

alus'10

3-4 Mart / March

2022 İSTANBUL FUAR MERKEZİ  
İSTANBUL EXPO CENTER

10. Uluslararası  
**ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU**

10<sup>th</sup> International  
**ALUMINIUM SYMPOSIUM**

**BİLDİRİLER  
KİTABI**

**PROCEEDINGS  
BOOK**











alus'10

3-4 Mart / March  
2022 İSTANBUL FUAR MERKEZİ  
İSTANBUL EXPO CENTER

BİLDİRİLER  
KİTABI

PROCEEDINGS  
BOOK

©2022

TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ  
TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ  
TMMOB METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLERİ ODASI EĞİTİM MERKEZİ

*Bildiriler kitabında yer alan her türlü görüş, fikir, bilimsel sav ve alıntılar, teknik tasarım, tablo ve şekiller bildiri yazar/yazarlarına aittir ve bunlardan ötürü gerek editörler gerekse Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği, TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi, TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası Eğitim Merkezi sorumlu tutulamaz.*

©2022

TURKISH ALUMINIUM INDUSTRIALISTS' ASSOCIATION  
TÜBİTAK MARMARA RESEARCH CENTER  
UCTEA CHAMBER OF METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERS'S TRAINING CENTER

*Any opinion(s), idea(s), scientific claim(s) and quotations, technical designs, tables and figures in this abstract book are those of the author(s) of that particular paper and neither editors nor Turkish Aluminium Industrialists' Association, TÜBİTAK Marmara Research Center, UCTEA Chamber of Metallurgical and Materials Engineers's Training Center may held responsible for those.*

# PLATİN SPONSORLAR

# PLATINUM SPONSORS



AssanAlüminyum



## ALTIN SPONSORLAR

## GOLD SPONSORS





## GÜMÜŞ SPONSORLAR

## SILVER SPONSORS



## TEKNOLOJİ SPONSORU

## TECHNOLOGY SPONSOR

corporate  
sense

## DESTEKLEYEN KURULUŞLAR

## SUPPORTERS



## MEDYA PARTNERLERİ

## MEDIA PARTNERS



**KOMİTELER**

**COMMITTEES**

# SEMPOZYUM YÜRÜTME KURULU

## ORGANIZING COMMITTEE

### YÜRÜTME KURULU BAŞKANI

### CHAIRMAN

**Göksal GÜNGÖR**

*TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği*  
*TALSAD, Turkish Aluminium Industrialists Association*

### YÜRÜTME KURULU ÜYELERİ

### MEMBERS

**Derin AKERSOY**

*ASSAN Alüminyum*

**Erman CAR**

*METEM, TMMOB Met. ve Malz. Müh. Odası Eğitim Merkezi*  
*UCTEA Chamber of Met. and Mat. Eng. Training Center*

**Duygu SAYMEN GAZETECİ**

*TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği*  
*TALSAD, Turkish Aluminium Industrialists Association*

**Dr. Selda KURTTEPELİ**

*TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi*  
*TUBITAK Marmara Research Center*

**Dr. Erol METİN**

*TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği*  
*TALSAD, Turkish Aluminium Industrialists Association*

**Dr. Onur MEYDANOĞLU**

*ASSAN Alüminyum*

**Dr. Gizem OKTAY**

*TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi*  
*TUBITAK Marmara Research Center*

**Vedat SANCAKDAR**

*ASAŞ Alüminyum*

**Hüseyin SAVAŞ**

*METEM, TMMOB Met. ve Malz. Müh. Odası Eğitim Merkezi*  
*UCTEA Chamber of Met. and Mat. Eng. Training Center*

**Yalçın YEŞİLOVA**

*CANSAN Alüminyum*

**Dr. Metin YILMAZ**

*ÇUHADAROĞLU*

- Dr. Hatice Mollaoğlu ALTUNER *ASSAN Aluminium*
- Prof. Dr. Mustafa ÇİĞDEM *YILDIZ TECHNICAL UNIVERSITY*
- Doç. Dr. Derya DIŞPINAR *FOSECO*
- Dr. Ing. Mile B. DJURDJEVIĆ *UNIVERSITY OF UPPER AUSTRIA*
- Dr. Murat DÜNDAR *ASSAN Aluminium*
- Dr. Burçak EBİN *CHALMERS UNIVERSITY OF TECHNOLOGY*
- Prof. Dr. Ir. Iris De GRAEVE *VRIJE UNIVERSITEIT BRUSSEL*
- Prof. Dr. Sebahattin GÜRMENT *ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY*
- Dr. Gabor GYARMATI *UNIVERSITY OF MISKOLC*
- Prof. Dr. Jürgen HIRSCH *ALUMINIUM CONSULTING*
- Prof. Dr. Jan JEZERSKI *SILESIAN UNIVERSITY*
- Doç. Dr. Cem KAHRUMAN *BURSA TECHNICAL UNIVERSITY*
- Prof. Dr. Ali KALKANLI *MIDDLE EAST TECHNICAL UNIVERSITY*
- Prof. Dr. Özgül KELEŞ *ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY*
- Dr. Öğr. Üyesi Ebubekir KOÇ *FATİH SULTAN MEHMET VAKIF UNIVERSITY*
- Dr. Anne KVITHYLD *SINTEF*
- Prof. Dr. Gökhan ORHAN *ISTANBUL UNIVERSITY - CERRAHPASA*
- Dr. Oqtay RAFIYEV *AZERALUMINIUM*
- Prof. Dr. Manuel Gilberto Freitas dos SANTOS  
*POLYTECHNIC INST. OF CAVADO AND AVE*
- Prof. Dr. Salem SEIFEDDINE *JÖNKÖPING UNIVERSITY*
- Prof. Dr. Ir. Herman TERRYIN *VRIJE UNIVERSITEIT BRUSSEL*
- Prof. Dr. Giulio TIMELLI *PADOVA UNIVERSITY*
- Doç. Dr. Sanat TOLENDIULY *SATBAYEV UNIVERSITY*
- Doç. Dr. Ahmet TURAN *YEDİTEPE UNIVERSITY*
- Prof. Dr. Onuralp YÜCEL *ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY*

## SEMPOZYUM DANIŐMA KURULU

## ADVISORY BOARD

Dr. Can Akyıl  
COVENTYA

İbrahim Anıl  
Hannover Messe Ankiros Fuarçılık A.Ő.

Kenan Aracı  
ÇUHADAROĞLU Metal

Yavuz Arkun  
ASSAN Alüminyum

Cenk Arslan  
ARSLAN Alüminyum

Sedef Bolgün  
ASTAŐ Alüminyum

Dr. Hasan Büyükdede  
T.C. SANAYİ VE TEKNOLOĞİ BAKANLIĞI

UĞur Candan  
SAP

Ayşegül Çapan  
İDDMİB

Mert Demirci  
CORPORATE SENSE

Serdar Ali Erol  
AVEKS İç ve Dış Ticaret

Atamer Giyici  
TALSAD

Altay Göktepe  
MSC

İsmail Gülle  
TİM

Gökhan Gümüşlü  
ERNST & YOUNG

Yaylalı Günay  
GÜNAY Danışmanlık

Derya Hatipoğlu  
ASAŞ Alüminyum

Koray Hatipoğlu  
TÜDOKSAD

Sami Kabukçu  
CB Metal

Sabri Karabağlı  
ALTEK Metal

Őahap Kıran  
FABAL Alüminyum

Ali Kibar  
ASSAN Alüminyum

İhsan Kösoğlu  
RUSAL

Murat Kurtuluş  
ROKETSAN

Şener Muter  
TALSAD

Akın Obalı  
SİSTEM TEKNİK Endüstriyel Fırınlar

Hüseyin Öner  
MARMARA Metal

Süleyman Önsever  
PMS

Murat Özaydınlı  
REFSAN REFRAKTER

Ata Özdemirler  
METEM

Gökhan Özmeşci  
ETİ Alüminyum

Tahsin Öztiryaki  
İDDMİB

Emre Paksoy  
TEKNİK Alüminyum

Cihan Pirimoğlu  
SODİTAŐ

Prof. Dr. Ekrem Selçuk  
ODTÜ

Ünal Soysal  
PETROYAĞ

Pınar şahin  
ŞAHİNLER Metal

Hasan Tahsin Tuğrul  
ALTAŐ Alüminyum

A. İrfan Türkkolu  
Met. Malz. O.

Prof. Dr. Metin Usta  
TÜBİTAK-MAM

Volkan Ündeğer  
QUADPLUS

Samet Ali Yavuz  
ASAŞ Alüminyum

Ayhan Yerekaban  
SİSTEM Alüminyum

Ali İhsan Yeşilova  
CANSAN Alüminyum

Prof. Dr. Fevzi Yılmaz  
FSM Vakıf Üniversitesi

## **TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ**

TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği alüminyum sektörünün öncülüğünü yapan sanayicilerimiz tarafından 1971 yılında kurulmuş olup 50 yılı aşkın bir süredir Türkiye alüminyum sektörünün en eski ve köklü kuruluşu olarak faaliyetlerini sürdürmektedir. TALSAD'a 1989 yılında Bakanlar Kurulu Kararı ile "Türkiye" sözcüğünün kullanma hakkını verilmiş ve böylece Türkiye alüminyum sektörünün ulusal ve uluslararası alanda temsili açısından da önemli bir aşamaya ulaşılmıştır. TALSAD, bu gelişme sonrasında Avrupa Alüminyum Sektörünün üst temsil örgütü olan European Aluminium'a üye olarak ülkemizin bu alandaki uluslararası temsilcisi olmuştur. TALSAD ülkemizin alüminyum sektörünün önde gelen şirketlerinden oluşan 75 üyesi ile sektörümüzün ulusal ve uluslararası alanda önemli bir temsilcisidir. TALSAD, alüminyum pazarının sağlıklı büyümesi ve gelişmesi, yeni ve ileri teknoloji uygulamaların yaygınlaşması, çevre, insan sağlığı ve kalite alanında iyi uygulamalarının çoğaltılması, sektörel bilgi, farkındalık ve veri kalitesinin geliştirilmesi, Türk Alüminyum sektörünün dünya ve bölge pazarlarındaki payının artması için çalışmalar yapmaktadır. Bu çalışmalar kapsamında ALUEXPO ve Uluslararası Alüminyum Sempozyumu çok önemli bir yer tutmaktadır. Alüminyum sektörümüz bu dönem içinde önemli bir alüminyum mamul üreticilerinden biri haline gelmiş ve başta Avrupa pazarı olmak üzere içinde bulunduğumuz coğrafyanın çok önemli bir üretim üssü haline gelmiştir. Bu nedenle TALSAD olarak ALUEXPO ve bu yıl uluslararası hale gelen alüminyum sempozyumunun önemi giderek artmaktadır. Uluslararası Alüminyum Sempozyumu TALSAD'ın yaklaşık 20 yıldır devam ettirdiği, başlangıcından bugüne kadar öncülüğünü yaptığı ve ülkemizde alüminyum alanındaki bilimsel ve teknolojik çalışmaları desteklemek üzere gerçekleşen en önemli uluslararası organizasyonlardan biridir. Bu yaklaşım ile içinde ALUEXPO ve ALUS Uluslararası Alüminyum Sempozyumunun, alüminyum sektörünün yakın coğrafyamızın en önemli uluslararası etkinliği olarak giderek büyümekte ve gelişmektedir.





## **TURKISH ALUMINIUM INDUSTRIALISTS ASSOCIATION**

TALSAD, Turkish Aluminium Industrialists Association has been established by the leading industrialists and the entrepreneurs of the Turkish Aluminium Industry in 1971 and since then for over 50 years, Talsad has been working for the progress of aluminium industry of Turkey, as the strongest and deep rooted industry organization. In 1989, TALSAD has been awarded the right to use the title “Turkey” by the Turkish Minister's Council, which then marked an important date in establishing international representation power of the Turkish Aluminium Industry. Following that, Talsad has been accepted as a member to European Aluminium, the umbrella organization for the European Aluminium Industry. Currently, with 75 leading members from the Turkish Aluminium Industry, TALSAD has now become an important organization representing the Turkish Aluminium industry, in national and international platforms. TALSAD's mission is to improve the aluminium markets, to expand the new technology implementations, to increase best practices in the field of health, safety and environment, to progress the awareness as well as data quality and statistical information in the aluminium industry. In addition, improving the market share of the Turkish Aluminium Industry in the international markets is one of the key targets of this association. In this regard, ALUEXPO and the 9th International Aluminium Symposium plays a key role to meet these objectives. The Turkish aluminium industry has achieved a significant growth and has become an important industrial production center for aluminium parts and products, in this region. Therefore, ALUEXPO and ALUS, the international aluminium symposium, that TALSAD has been actively supporting and leading since its establishment are important international events for the development of our industry. International Aluminium Symposium, that TALSAD has been actively supporting and leading for almost 20 years, is one of the most effective industrial and technological platform that support and provide scientific and technological information for our industry. With this approach ALUEXPO, the Aluminium industry fair and ALUS the international Aluminium symposium has been growing as the most important Commercial and technological event of the regional Aluminium industries.



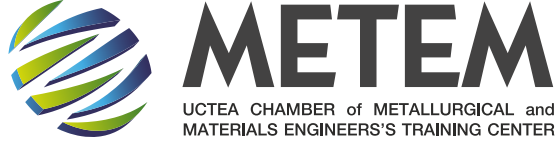
## **METEM - TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası Eğitim Merkezi**

METEM (TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası Eğitim Merkezi) meslektaşlarına ve sektör çalışanlarına bilimsel, teknik ve uygulamaya yönelik nitelikli eğitim ve danışmanlık hizmeti götürerek sektörel ve toplumsal gelişimi desteklemek amacıyla 2015 yılında TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası tarafından kurulmuştur.

METEM, sektörel ve mesleki gelişmelere hizmet etmek üzere; sempozyum, kongre, sergi, eğitim, danışmanlık organizasyonları gerçekleştirmektedir.

Tüm sektörü bir araya getirerek sektörün gelişimi ve dönüşümü için çalışmaktadır. Artan bilgi birikimine hızla ulaşmak, edinilen deneyimleri paylaşmak ve bunları üretim süreçlerinde değerlendirmek üzere, METEM bünyesinde birçok etkinlik düzenlenmektedir.

Sanayi, üniversite ve meslektaşlarının nitelikli birikimini birleştiren METEM, geliştirdiği ve planladığı tüm ulusal ve uluslararası sempozyum, kongre, onferans, seminer gibi organizasyonlarıyla dünyaya entegre olabilmek üzere çalışan, bilimsel teknik ve uygulamaya yönelik nitelikli eğitim ve danışmanlık hizmetleri veren, sektörel ve toplumsal gelişimi planladığı projeler ile destekleyen, bilgi, yeni açılımlar, ilişkiler, fırsatlar yaratma konusunda işbirlikleri sağlama üzerinden hareket eden güçlü bir etkinlik merkezidir.



## **METEM - UCTEA Chamber of Metallurgical and Materials Engineers Training Center**

METEM (UCTEA Chamber of Metallurgical and Materials Engineers Training Center) was established in 2015 by the Union of Chambers of Turkish Engineers and Architects (UCTEA) Chamber of Metallurgical and Materials Engineers, with the goal of supporting sectoral and social development by providing qualified scientific, technical and practical training and consultancy services to its associates and sector employees.

METEM organizes symposium, congress, exhibition, training and consultancy activities to serve sectoral and professional development.

Combining qualified know-how from the industry, universities and associates, METEM is a strong center of activity, working towards global integration by planning and developing national and international symposiums, congresses, conferences, seminars, etc., providing qualified scientific, technical and practical training and consultancy services, supporting sectoral and social development through its projects and leveraging collaboration on creating information, new initiatives, relations and opportunities.



## TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ

TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ (TÜBİTAK MAM) 1972 yılında kurulan TÜBİTAK MAM, çalışmalarını Kocaeli Gebze'deki 7800 dönümlük "TÜBİTAK Gebze Yerleşkesi"nde sürdürmektedir.

Ülküsü; uygulamalı araştırmalar alanında Dünya'nın önde gelen bilim ve teknoloji merkezleri arasında yer almak, görevi ise; Türkiye'nin küresel rekabet gücünün artırılmasına bilim ve teknolojiyi kullanarak katkıda bulunmaktır. Toplam 977 personel ile çalışmalarını yürüten TÜBİTAK MAM'ın bünyesinde, Çevre ve Temiz Üretim Enstitüsü (ÇTÜE) , Enerji Enstitüsü (EE), Gen Mühendisliği ve Biyoteknoloji Enstitüsü (GMBE), Gıda Enstitüsü (GE), Kimyasal Teknoloji Enstitüsü (KTE), Malzeme Enstitüsü (ME), Yer ve Deniz Bilimleri Enstitüsü (YDBE), Kutup Araştırmaları Enstitüsü (KARE) bulunmaktadır.

TÜBİTAK MAM'ın paydaşları için gerçekleştirdiği proje ve endüstriyel hizmet çalışmalarında, müşteri odaklılık ile kalite en fazla önem verdiği değerlerdir. Bunun bir sonucu olarak TÜBİTAK MAM'ın tüm enstitü ve birimleri 2001 yılında ISO 9001:2000 Kalite Yönetim Sistemi Belgesini ve ISO 14001:2004 Çevre Yönetim Sistemi Belgesi'ni almıştır. TÜBİTAK MAM uluslararası geçerliliği olan çalışmalarını, 2002 yılında DAR/DAP, 2010 yılı itibariyle TÜRKAK tarafından EN ISO/IEC 17025:2000 Deney ve Kalibrasyon Laboratuvarlarının Yeterliliği için Genel Şartlar standardına göre akredite edilmiş laboratuvarlarda gerçekleştirmektedir. Toplam Kalite Yönetimi yaklaşımını benimseyen TÜBİTAK MAM, tüm bu çalışmaların sonucunda 2003 yılında, kamu dalında Ulusal Kalite Başarı Ödülü almıştır.

Değerli bilim insanlarının oluşturduğu insan gücü, yüksek teknolojisi ve geniş kapsamlı hizmet veren, son sistem donanıma sahip laboratuvarlarıyla ileri teknoloji dünyasının öncü kuruluşlarından olan TÜBİTAK MAM, müşteri odaklı yaklaşımı ile endüstriyel kuruluşların, savunma kuruluşlarının, üniversitelerin ve kamu kuruluşlarının (yerel yönetimler, valilikler, bakanlıklar vb.) daima hizmetindedir. Bu hizmetler uygulamalı AR-GE Projeleri (ürün/ proses geliştirme, maliyet düşürme, verimliliği artırma vb.) veya Endüstriyel Hizmetler (test, analiz, ölçüm, eğitim, danışmanlık) şeklinde yürütülmektedir. TÜBİTAK MAM müşteri odaklı bir yaklaşımla çalışmalarını yapmaktadır.

TÜBİTAK MAM hakkında detaylı bilgiye [www.mam.tubitak.gov.tr](http://www.mam.tubitak.gov.tr) adresinden ulaşılabilir.



## **TUBITAK MARMARA RESEARCH CENTER**

The Scientific and Technological Research Council of Turkey (TUBITAK) Marmara Research Center (MRC), one of the research and development units of TUBITAK, was established in 1972.

TUBITAK MRC carries out its activities with about 977 trained and experienced personnel on a pretty piece of land of 8 sq km (2000 acres) area in Gebze-KOCAELI/TURKEY.

With the vision of "taking part among the leading science and technology centers of the world in the field of applied research" and the mission of "contributing to the development of Turkey's competing power, using science and technology", TUBITAK MRC looks forward to developing close relationship with Turkish industry. TUBITAK MRC's most valued principles are customer-orientation and quality for carrying out projects and providing industrial services. All institutes and units of TUBITAK MRC received ISO 9001:2000 Quality Management System and ISO 14001:2004 Environment Management System Certification in 2001. About 30% of all the tests and analysis carried out by TUBITAK MRC institutes were accredited by DAR/DAP in 2002 and since 2010 by TURKAK according to the standards of EN ISO/IEC 17025:2000 General Requirements for the Competence of Calibration and Testing Laboratories.

One of the most important objectives of TUBITAK MRC is to increase the self-sufficiency ratio in order to carry out its activities with its own resources.

TUBITAK MRC has 8 Institutes and related supporting Administrative Departments:

• Energy Institute (EI) • Environment and Cleaner Production Institute (ECPI) • Food Institute (FI) Genetic Engineering and Biotechnology Institute (GEBI) • Chemical Technology Institute (CTI) Materials Institute (MI) • Earth and Marine Sciences Institute (EMSI) • Polar Research Institute (PRI)

TUBITAK MRC conducts successful projects towards industry by these seven institutes having rich infrastructure with well-developed devices and highly equipped laboratories. One of the highly considered values of TUBITAK MRC is the privacy policy which is essential for both collaborating with the industry and developing projects towards military services. 80% of that TUBITAK MRC's projects are developed for the public sector and efforts are being made to increase the portion of the private sector. TUBITAK MRC believes that catching up with modern western communities will just be possible by increasing national competitive power, producing its own industrial technology.

Detailed information about the research areas of all Institutes is accessible at [www.mam.tubitak.gov.tr](http://www.mam.tubitak.gov.tr)

**DAVETLİ  
KONUŐMACILAR**

**GUEST  
SPEAKERS**



**Paul VOSS**

Director General at European Aluminium

Paul Voss is Director General at European Aluminium, the industry voice of the aluminium value chain in Europe. Mr. Voss is a long-term public affairs and governmental relations expert with 20 years of experience in the Brussels and energy sector. Prior to joining the aluminium industry, Mr. Voss served as Managing Director at Euroheat & Power, the association for the European district energy sector, and as Head of Public and Industrial Affairs at energy solutions provider Danfoss District Energy.

A British-Belgian national, Paul Voss is married with three children and holds degrees in Political Science and European Public Administration from Universities in Canada, France and Belgium.

---

Paul Voss, Avrupa'daki alüminyum değer zincirinin endüstri sesi olan European Aluminium'un Genel Sekreteridir. Bay Voss, Brüksel ve enerji sektöründe 20 yıllık deneyime sahip uzun vadeli bir halkla ilişkiler ve hükümet ilişkileri uzmanıdır. Alüminyum endüstrisine katılmadan önce Bay Voss, Avrupa bölge enerji sektörü birliği olan Euroheat & Power'da Genel Müdür ve enerji çözümleri sağlayıcısı Danfoss District Energy'de Kamu ve Endüstriyel İşler Başkanı olarak görev yaptı.

Bir İngiliz-Belçika vatandaşı olan Paul Voss, evli ve üç çocuk babasıdır ve Kanada, Fransa ve Belçika'daki Üniversitelerden Siyaset Bilimi ve Avrupa Kamu Yönetimi derecelerine sahiptir.

**Ross STRACHAN**

CRU / UK

Ross re-joined CRU in August 2020 and was subsequently promoted to Lead Analyst, Aluminium, Primary and Recycled Metal.

Between 2004 and 2009 he worked for CRU, initially joining as a research analyst for the aluminium team and latterly becoming principal price risk advisor for the price risk management team.

Subsequently, he worked for Capital Economics, Thomson Reuters and GFMS in analytical roles covering a variety of metals markets as well as presenting to industry gatherings.

Ross will be based in our London office and holds a Masters in Economics from Heriot-Watt University.

---

Ross, Ağustos 2020'de CRU'ya yeniden katılmış ve katılımının hemen ardından Alüminyum, Birincil ve Geri Dönüőtürölmüş Metal'e Baş Analist olarak terfi etmiştir.

2004 ve 2009 yılları arasında CRU'da çalışmıştır. CRU'ya alüminyum ekibi için araştırma analisti olarak katılmış ve daha sonrasında fiyat riski yönetimi ekibinde baş fiyat riski danışmanı olmuştur.

Ardından, Capital Economics, Thomson Reuters ve GFMS'de çeşitli metal piyasalarını kapsayan analitik rollerde, endüstri toplantılarında ve sunumlarda bulunmuştur.

Ross, Heriot-Watt Üniversitesi'nden Ekonomi Yüksek Lisans derecesine sahiptir ve Londra ofisinde görev yapacaktır.

**Caroline ALGLAVE**

CRU / UK

Caroline Alglave is a Senior Analyst focusing on costs in CRU's Aluminium team.

Caroline joined the company in April 2016 and has a background in engineering. Caroline works across the whole range of CRU's Aluminium value chain cost models, including bauxite mining, alumina refining, aluminium smelting, aluminium smelter power tariffs, and aluminium rolling costs.

---

Caroline Alglave, CRU'nun Alüminyum ekibinde maliyetler üzerine odaklanmış Kıdemli Analisttir.

Caroline, firmaya Nisan 2016'da katılmıştır ve mühendislik geçmişine sahiptir. Caroline, boksit madenciliği, alümina arıtma, alüminyum ergitme, alüminyum izabe tesisi güç tarifeleri ve alüminyum haddeleme maliyetleri dahil olmak üzere CRU'nun Alüminyum değer zinciri maliyet modellerinin tamamında çalışmaktadır.

**Guido AUFDEMKAMP**

EAFA / GERMANY

Guido Aufdemkamp is Executive Director of the European Aluminium Foil Association (EAFA), the main trade association, specifically representing companies engaged in the rolling of aluminium foil and the manufacturing of semi-rigid alufoil containers and household foil in Europe. He is an economist by education and has been working for German and European aluminium associations since 2003. His main expertise is market analysis, communications, sustainability and recycling but also aluminium in contact with food.

Guido Aufdemkamp also acts as Executive Director of EAFA's sister organizations representing the aluminium closures globally (Aluminium Closures Group(ACG)) and the flexible packaging industry in Europe (Flexible Packaging Europe (FPE)). Under one legal entity all three organizations (EAFA; ACG and FPE) together comprise more than 120 small and medium-sized companies and multinationals with about 600 operating plants in Europe including Russia and Turkey. More information about EAFA at [www.alufoil.org](http://www.alufoil.org)

Guido Aufdemkamp, ana ticaret birliği olan Avrupa Alüminyum Folyo Birliği'nin (EAFA) İdari Direktörüdür ve özellikle Avrupa'da alüminyum folyo haddeme ve yarı sert alüminyum folyo kaplar ve evde kullanılan folyoların üretimini yapan şirketleri temsil etmektedir. Ekonomi eğitimi almış bir ekonomisttir ve 2003'ten beri Alman ve Avrupa alüminyum dernekleri için çalışmaktadır. Ana uzmanlık alanları pazar analizi, iletişim, sürdürülebilirlik ve geri dönüşüm ayrıca gıdaya temas eden alüminyum malzemelerdir.

Guido Aufdemkamp ayrıca EAFA'nın dünya çapında Aluminium Closures Group (ACG) ve Flexible Packaging Europe (FPE)'u temsil eden kardeş kuruluşların da İdari Direktörü olarak görev yapmaktadır. Tek bir tüzel kişilik altında her üç kuruluş (EAFA, ACG ve FPE), birlikte 120'den fazla küçük, orta ölçekli şirketten oluşmakta ve ayrıca Rusya ve Türkiye de dahil olmak üzere Avrupa'da 600'e yakın çok uluslu işletmelerden oluşmaktadır. EAFA hakkında daha fazla bilgiyi [www.alufoil.org](http://www.alufoil.org) adresinde bulabilirsiniz.

**Klaudia MICHALSKA**

ASI (Aluminium Stewardship Initiative) / SPAIN

Responsible production and sourcing  
Chain of Custody Material flow along the aluminium value  
chain

Klaudia Michalska joined Aluminium Stewardship Initiative as an Impacts Analyst in 2021. She is responsible for the collection and analysis of quantitative data from ASI's Certification program, and in particular coordinating ASI's Certified Entities' Annual Reporting on Chain of Custody Material flow along the aluminium value chain. Previously, she worked at Global Reporting Initiative (GRI) and WWF. She has a master's degree in Earth Sciences from the University of Amsterdam and a bachelor's degree in Geography from the University of Warsaw.

---

Üretim ve Satın Alma Sorumlusu  
Alüminyum Değer Zinciri Boyunca Malzeme Gözetim Zinciri Akışı

Klaudia Michalska, Aluminium Stewardship Initiative (ASI) bünyesine 2021 yılında Etki Analisti olarak katılmıştır. ASI'nın Sertifikasyon programından niceliksel verilerin toplanmasından ve analizinden ve özellikle ASI'nın sertifikalı kuruluşlarının, alüminyum değer zinciri boyunca malzeme akışına ilişkin Gözetim Zinciri hakkında yıllık raporlarını koordine etmekten sorumludur. Daha önce çalıştığı kurumlar ise Global Reporting Initiative (GRI) ve WWF'dir. Amsterdam Üniversitesi'nden Yer Bilimleri alanında yüksek lisans derecesine ve Varşova Üniversitesi'nden Coğrafya alanında lisans derecesine sahiptir.



## Prof. Dr. Jürgen HIRSCH

ALUMINIUM CONSULTING / GERMANY

Studies in material science and engineering

Technical university RWTH Aachen (Dr.-Ing. 1985)

1978: scientist at the "IMM" Institute of Physical Metallurgy and Metal Physics

1988: Industrial R&D engineer at:

- ALCOA Technical Center (R&D) Pittsburgh/USA (1991)
- VAW Aluminium AG / Bonn (2002)
- Hydro Aluminium GmbH / Bonn (retired)
- Aluminium Consulting Königswinter (private business)
- Apl. Prof. at the Institut für Metallkunde und Metallphysik - RWTH Aachen
- Lehrbeauftragter IUL - Technische Universität Dortmund
- Senior consultant for SPEIRO (Hydro) Aluminium R&D Bonn
- Guest Professor - Central South University, Changsha, China
- Remote Researcher - Samara National Research University Russia
- CTO HoDforming GmbH Düsseldorf: [www.HoDforming.com](http://www.HoDforming.com)
- Member of the German Society for Material Science "DGM" (president 2015-16)
- Member of the EUMAT EU platform steering committee
- Member of the ICAA international committee (president 2004-16)
- Member of numerous professional organization and committees
- >250 scientific and technical presentations / publications

### Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Çalışmaları

RWTH Aachen Teknik Üniversitesi (Dr. - Ing. 1985)

1978: "IMM" Fiziksel Metalurji ve Metal Fiziği Enstitüsü'nde bilim insanı

1988: Endüstriyel AR-GE Mühendisi:

- ALCOA Teknik Merkezi (AR-GE) Pittsburgh/ABD (1991)
- VAW Alüminyum Ltd. Şirketi /Bonn (2002)
- Hydro Alüminyum Ltd. Şirketi /Bonn (emekli)
- Alüminyum Danışmanlığı Königswinter (Özel Şirket)
- Metalurji ve Metal Fiziği Enstitüsünde Uygulama Profesörü - RWTH Aachen
- IUL Öğretim Görevlisi - Dortmund Teknik Üniversitesi
- SPEIRO (Hydro) Alüminyum AR-GE Bonn'da Senior Danışman
- Konuk Profesör - Central South Üniversitesi, Changsha, Çin
- Uzaktan Araştırmacı - Samara Ulusal Araştırma Üniversitesi Rusya
- CTO HoDforming GmbH Düsseldorf: [www.HoDforming.com](http://www.HoDforming.com)
- Alman Malzeme Bilimi Topluluğu "DGM" Üyesi (Başkan 2015-16)
- EUMAT AB platformu İdari Komite üyesi
- ICAA Uluslararası Komite üyesi (Başkan 2004-16)
- Çok sayıda profesyonel organizasyon ve komiteler üyesi
- >250 bilimsel ve teknik sunum/yayın



**Nihat YILDIRIM**

ALEN GmbH / GERMANY

After completing his education on lightweight design at the Faculty of Mechanical Engineering at the Technical University of Munich and automotive engineering at the Faculty of Mechanical Engineering at the Technical University of Graz he started his career as a design engineer at BMW in 2004. In 2007 he changed to the Norwegian company Hydro Aluminum as a design engineer and later as a quality engineer. During his time in Germany, Norway and Denmark, he designed many aluminium concepts for the automotive industry. In 2010, with the transfer of Hydro Aluminum Automotive group to Benteler Aluminum Systems, he assumed the task of project manager of BMW projects. Nihat YILDIRIM, who founded ALEN GmbH – Aluminum Engineering company in 2013, provides both design and production support to the automotive industry with his company team. Particularly involved in the design of aluminium structures of BMW models, ALEN is among the leading suppliers of BMW in aluminium prototype and small series production.

Münih Teknik Üniversitesi Makina Mühendisliği Fakóltesinde hafif yapı ve Graz Teknik Üniversitesi Makina Mühendisliği Fakóltesinde otomotiv mühendisliği üzerine öğrenimini tamamladı. 2004 yılı itibariyle BMW'de tasarım mühendisi olarak iş hayatına başladı. 2007 yılında Hydro Aluminium Automotive şirketine geçip, şirket bünyesinde hem tasarım hem de kalite mühendisi olarak görev aldı. Görevini Almanya, Norveç ve Danimarka üçgeninde yerine getirdiği süre boyunca otomotiv sanayisine birçok alüminyum tasarımı kazandırmıştır. 2010 yılında Hydro Aluminium Automotive grubunun Benteler Aluminium Systems şirketine devredilmesiyle birlikte, BMW projelerinin proje müdürlüğü görevini üstlenmiştir. 2013 yılında ALEN GmbH – Aluminium Engineering şirketini kuran Nihat YILDIRIM, şirket ekibiyle birlikte otomotiv sanayisine hem tasarım hem de üretim desteği vermektedir. Özellikle BMW modellerin alüminyum strüktürlerinin tasarımda yer alan ALEN şirketi, alüminyum prototip ve küçük seri üretiminde BMW'nin önde gelen tedarikçileri arasındadır.

**Geoff SCAMANS**

INNOVALTEC / UK

Geoff Scamans is a Professor of Metallurgy at Brunel University and is the Chief Scientific Officer at Innoval Technology. His expertise is in aluminium alloys and their applications in the automotive and aerospace industries and in knowledge transfer from the research base to industry.

His main interests are in developing higher performance recycled aluminium alloys and in the closed loop recycling of end-of-life aluminium scrap in order to transform the aluminium industry from primary to secondary production dominance. He has developed and managed a significant number of Innovate UK supported collaborative R&D projects on the sustainable use of aluminium sheet, extrusions and castings in industrial applications with, for example, automotive OEMs including JLR, Nissan, BMW and Volvo. These collaborative projects span applications from transportation to construction, packaging and energy with a core theme of full metal circulation. These have delivered major technological advances, including the development of high-performance alloys with excellent mechanical properties and structural integrity that can be fabricated using 100% recycled scrap content.

Geoff was awarded the Gold Medal by The Institute of Materials, Minerals and Mining (IOM3). The award recognised a remarkable record of internationally acclaimed, multidisciplinary research that spans several decades and every element of the materials cycle. Although, best known for his pivotal work on surface engineering and corrosion mechanisms in aluminium alloys, work that remains the leading reference material on the subject to this day, the award acknowledged the tirelessly campaigning for sustainable manufacturing and the efficient use of materials, especially aluminium. This has been inculcated in the vision of full metal circulation that is the core of the Circular Metals Centre and the Liquid Metal Engineering Hub at the Brunel Centre for Advanced Solidification Technology at Brunel University.

Geoff was presented with the Aluminium Industry Award at the Aluminium Federation's 2017 dinner. This recognised both his academic achievements and his industrial career that started at Alcan International in Banbury in 1974. He became, perhaps their youngest, Principal Scientist in 1983 a role he continued when moving to Innoval Technology in 2003 a company he helped found based on the principle of joint ownership of all employees. The award also reflected his world authority on automotive light-weighting and his involvement with aluminium car body development for Ford and then Jaguar Land Rover that resulted in their current range of aluminium intensive vehicles and the closed loop recycling system for press shop scrap. It was noted by AlFed that "Geoff has succeeded not only in becoming the aluminium "go-to" expert, but also in developing and nurturing younger and talented scientists throughout his career". He is only the fourth recipient of this rare award.

Geoff Scamans, Brunel Üniversitesi'nde Metalurji Profesörü ve Innoval Technology'de Baş Bilimsel Yetkilisidir. Uzmanlığı alüminyum alaşımları ve alüminyum alaşımlarının otomotiv ve havacılık endüstrilerindeki uygulamaları ayrıca araştırma tabanlı bilgilerin endüstriye aktarımıdır. Başlıca ilgi alanları, alüminyum endüstrisini birincil üretim hakimiyetinden ikincil üretim hakimiyetine dönüştürmek için daha yüksek performanslı geri dönüştürülmüş alüminyum alaşımları geliştirmek ve ömrünü tamamlamış alüminyum hurdalarının kapalı döngü geri dönüşümüdür. Örneğin JLR, Nissan, BMW ve Volvo gibi otomotiv üreticileri ile endüstriyel uygulamalarda alüminyum levha, ekstrüzyon ve dökümlerin sürdürülebilir kullanımı konusunda Innovate UK desteği ortak AR-GE projeleri geliştirmiş ve yönetmiştir. Bu ortak projeler, tam metal sirkülasyonu ana temasıyla ulaşımdan inşaat, paketleme ve enerjiye kadar tüm uygulamaları kapsar. Bunlar, %100 geri dönüştürülmüş hurda içeriği kullanılarak üretilen mükemmel mekanik özelliklere ve yapısal bütünlüğe sahip yüksek performanslı alaşımların geliştirilmesi de dahil olmak üzere büyük teknolojik gelişmeler sağlamıştır.

Geoff, Institute of Materials, Minerals and Mining (IOM3) tarafından Altın Madalya ile ödüllendirildi. Bu ödül, malzeme döngüsündeki her bir elementin onlarca yılı kapsayan multidisipliner bir araştırma sonucunda uluslararası alanda kayda değer bir başarı gösterdiğinin kanıtıdır. Bu ödül ile birlikte, her ne kadar alüminyum alaşımlarında yüzey mühendisliği ve korozyon mekanizmaları üzerine yaptığı önemli çalışmalarla bilirse de bugüne kadar bu konuda önde gelen referans malzeme olmaya devam eden çalışmasıyla, başta alüminyum olmak üzere yorgunluk nedir bilmeden yürüttüğü sürdürülebilir üretim verimli kullanım kampanyasını tanıtmış oldu. Bu sayede, Brunel Üniversitesi'ndeki Brunel Gelişmiş Katılma Teknolojisi Merkezi'ndeki Döngüsel Metaller Merkezi ve Sıvı Metal Mühendisliği Merkezi'nin odağı olan tam metal sirkülasyonu vizyonu da tekrar edilerek daha fazla gündeme getirilmiş oldu.

Geoff, Alüminyum Federasyonu tarafından 2017 yılında düzenlenen akşam yemeğinde Alüminyum Endüstrisi Ödülü'ne layık görüldü. Bu ödül hem akademik başarılarını hem de 1974'te Banbury'de Alcan International'da başlayan endüstriyel kariyerinin bir göstergesi olmuştur. 2003 yılında tüm çalışanların ortak mülkiyeti ilkesine dayalı olarak kurulmasına yardımcı olduğu bir şirket olan Innoval Technology'ye geçerken, 1983'te belki de en genç Baş Bilim İnsanı oldu. Ödül aynı zamanda, otomotiv hafif ağırlıklandırma konusunda dünya çapındaki otoritesini, aynı zamanda Ford ve ardından Jaguar Land Rover üreticileri için otomobil gövdesinde alüminyum kullanımının geliştirmesine katkı sağladığını da yansıttı ve bu da mevcut alüminyum yoğun araç serileri ve pres atölyesi hurdaları için kapalı döngü geri dönüşüm sistemine geçişi sağladı. AIFed tarafından "Geoff, yalnızca alüminyum alanında "başvurulacak" kişi olmayı değil, aynı zamanda kariyeri boyunca daha genç ve yetenekli bilim insanlarını geliştirmeyi ve beslemeyi de başardı" dedi. Tüm bunlara ek olarak, Geoff, bu nadir ödülün yalnızca dördüncü sahibidir.



## Charles Johnson

THE ALUMINUM ASSOCIATION / USA

As president and CEO of the Aluminum Association, Charles “Chuck” Johnson serves as the chief advocate for the full aluminum value chain in the United States, which supports hundreds of thousands of American workers. The association's 120+ members make 70 percent of the aluminum and aluminum products shipped in North America.

Prior to joining the association in 2022, Charles served as the President of the International Safety Equipment Association (ISEA), the trade organization for personal protective equipment and technologies. During his tenure, he modernized ISEA's operations and spearheaded the passage of key liability legislation for safety equipment manufacturers. Notably, Charles led the ISEA as the industry was at the forefront of the COVID-19 pandemic response.

He previously served as the vice president of policy for the Aluminum Association, acting as strategic advisor to the industry and advancing the aluminum industry's interests in Washington D.C. and abroad. His responsibilities included federal affairs, environmental regulation, occupational health and safety, community and consumer protection, international regulation and sustainability.

Charles has 18 years of aluminum industry experience, during which he represented the U.S. industry in international corporate stewardship deliberations, diverse standards setting forums and at the WHO/FAO.

He holds a B.A. from the University of Mississippi and an M.A. in international environmental policy from The American University.

---

Alüminyum Derneği'nin başkanı ve CEO'su olan Charles “Chuck” Johnson, Amerika Birleşik Devletleri'nde yüz binlerce Amerikalı işçiyi destekleyen tüm alüminyum değer zincirinin baş savunucusu olarak görevini yapmaktadır. Dernekte bulunan 120'den fazla üye, Kuzey Amerika'da sevk edilen alüminyum ve alüminyum ürünlerinin yüzde 70'ini oluşturmaktadır.

Charles, 2022'de derneğe katılmadan önce, kişisel koruyucu ekipman ve teknolojileri ticaret örgütü olan Uluslararası Güvenlik Ekipmanları Birliği'nin (ISEA) Başkanı olarak görev yaptı. Görev süresi boyunca ISEA'nın operasyonlarını modernize etti ve güvenlik ekipmanı üreticileri için ana yükümlülük mevzuatının geçişine öncülük etti. Özellikle, Charles COVID-19 pandemi sürecinde ISEA'nın endüstride ön plana çıkmasını sağladı.

Daha önce Alüminyum Derneği için politikadan sorumlu başkan yardımcısı olarak görev yapmış, endüstride stratejik danışmanlık görevini üstlenmiş ve alüminyum endüstrisinin Washington D.C. ve yurtdışındaki çıkarlarını ilerletmiştir. Sorumlulukları arasında federal işler, çevresel düzenlemeler, iş sağlığı ve güvenliği, toplum ve tüketicinin korunması, uluslararası düzenleme ve sürdürülebilirlik konuları yer almaktadır.

Charles, uluslararası kurumsal yönetim müzakerelerinde, çeşitli standart belirleme forumlarında ve WHO/FAO'da ABD endüstrisini temsil ettiği 18 yıllık alüminyum endüstrisi deneyimine sahiptir.

Lisans eğitimini Mississippi Üniversitesi'nde yüksek lisans eğitimini ise American Üniversitesi'nde uluslararası çevre politikası alanında tamamlamıştır.



## Dr. Selahattin Armağan Vurdu

İMMİB / Turkey

Dr. Selahattin Armağan Vurdu, lisans eğitimini Orta Doğu Teknik Üniversitesi İşletme Fakültesinde, yüksek lisans eğitimini İngiltere'de Warwick Üniversitesi Uluslararası Ekonomi Politik bölümünde tamamladı. Ankara Üniversitesi Avrupa Toplulukları Araştırma ve Uygulama Merkezi-ATAUM'da Avrupa Birliği Uzmanlık Programını, Paris merkezli International Mozaik ve Londra merkezli Performance Consultants International (PCI) kurumlarında Liderlik, Bireysel ve Takım Performans Koçluğu

sertifika programlarını bitirdi. Roma'da Uluslararası Kalkınma Hukuku Enstitüsünde Yabancı Sermaye ve Hizmet Ticareti Genel Anlaşması (GATS) Prensipleri ve Uygulamaları Sertifika Programına katıldı. İstanbul Ticaret Üniversitesinde Uluslararası Ticaret Doktora Programını tamamlayarak doktor unvanını aldı.

1996 yılından itibaren sırasıyla Dış Ticaret Müsteşarlığında Dış Ticaret Uzmanı, Londra Büyükelçiliği Ticaret Müşaviri, Devlet Bakanlığı (Dış Ticaret, Gümrükler ve Eximbank'tan sorumlu) Özel Kalem Müdürü, Avrupa Birliği Genel Müdür Yardımcısı, Ekonomik Araştırmalar ve Değerlendirme Genel Müdürü, Türk Dünyası Çalışma Grubu Başkanı, Serbest Bölgeler Genel Müdürü olarak görev yaptıktan sonra Ekonomi Bakanlığında Bakanlık Müşaviri olarak hizmet verdi. 26 Ağustos 2015 tarihinde İMMİB Genel Sekreterliği görevine atandı. İMMİB'deki görevinin yanı sıra İstanbul Ticaret Üniversitesinde ve İstanbul Aydın Üniversitesinde öğretim görevlisi olarak ders vermekte, Dünya gazetesinde haftalık köşe yazıları yazmaktadır.

Dr. Selahattin Armağan Vurdu completed his undergraduate education at the Faculty of Business Administration of Middle East Technical University and his master's degree at the Department of International Political Economy at Warwick University in England. He completed the European Union Specialization Program at Ankara University European Union Research and Application Center -ATAUM, and the Leadership, Individual and Team Performance Coaching certificate programs at Paris-based International Mozaik and London-based Performance Consultants International (PCI). He attended the General Agreement on Trade in Services (GATS) Principles and Practices Certificate Program at the International Development Law Institute in Rome. He completed the International Trade Doctorate Program at Istanbul Commerce University and received the title of doctor.

After serving as Foreign Trade Specialist at the Undersecretariat of Foreign Trade, Commercial Counselor of the London Embassy, Private Secretary at the Ministry of State (Responsible for Foreign Trade, Customs and Eximbank), Deputy General Manager for European Union, General Manager for Economic Research and Evaluation, Turkic World Working Group After serving as the President of the Free Zones General Manager in historical order, he served as the Ministry Counselor in the Ministry of Economy. He was appointed as the General Secretary of IMMIB on August 26, 2015. In addition to his duty at IMMIB, he teaches at Istanbul Commerce University and Istanbul Aydın University as a lecturer, and writes weekly columns in Dünya newspaper.

**Inga SIMONENKO**

RUSAL / Russian Federation

Inga Simonenko is currently Market Intelligence director at Rusal Marketing, GmbH.

She is responsible for the aluminium market research, analysis and forecasting. Inga has more than 13 years of international business experience in metals industries in sales, marketing and business development. Ms. Simonenko joined UC Rusal in 2012. Prior to this, Ms. Simonenko worked for Mechel, driving the Strategic Market analysis and the Business development. Her expertise covers non-ferrous and ferrous industries. Ms. Simonenko hold MSc in Applied Mathematics, Lomonosov Moscow State University in Russia.

Inga Simonenko Şu anda Rusal Marketing, GmbH Şirketinde Market Intelligence direktörü olarak görevine devam etmektedir. Alüminyum piyasası araştırma, analiz ve tahminden sorumludur.

Inga, metal endüstrilerinde satış, pazarlama ve iş geliştirme konularında 13 yıldan fazla uluslararası iş tecrübesine sahiptir. Ms. Simonenko UC Rusal'a 2012 yılında katılmıştır. Bundan önce, Mechel'de çalışmıştır ve Stratejik Pazar analizini ve İş gelişimini yönlendirmiştir. Uzmanlığı demir dışı ve demir dışı endüstrileri kapsamaktadır.

Inga Simonenko, Rusya'da Lomonosov Moskova Devlet Üniversitesi, Uygulamalı Matematik bölümünden Yüksek Lisans derecesine sahiptir.



## Mario CONSERVA

FACE / ITALY

Born: November 28, 1939. Graduated: 1962

Continuously employed in the aluminium field since 1963.

Currently: President of the International Aluminium exhibition METEF, General Director of the International Magazine A&L Alluminio e Leghe, General Secretary of FACE Federation of Aluminium Consumers Europe, CEO Edimet Aluminium Consulting Srl

Academic qualifications:

Member of the Board of Assomet (Italian Non Ferrous Industries Association)

Member of the Board of Centroal (Italian Aluminium Industries Association)

Member of the Board of Aital (Italian Association of Aluminium Surface Treatments)

General Director of FACE (Federation of Al Consumers in Europe, Brussels)

Vice President of IGQ, Istituto Italiano Garanzia Qualità

Past President of Centroal (Italian Aluminium Industries Association)

Past Member of the Executive Board of EA (European Aluminium Association)

Past President of EA Alubuild Market Group

Past President of the EA European Extruders Group

Author of over 800 articles and technical reports on aluminium, published in international specialist magazines • Co-author of two manuals on aluminium • Inventor and organizer of the International Aluminium event METEF in 1997 • Inventor and organizer of International events devoted to aluminium and metals (Foundeq, Alumotive, Tecnomotive, Metalriciclo, Recomat, Aluminium Days, Aluproject, Extrusion Forum) • Holder of international patents relative to the treatment and working of aluminium • Awarded in 1970 as Young Aluminium Metallurgist • Awarded in 2010 as Aluminium Man of the year by the Italian Metallurgy Association • Nominated in 2012 and 2016 by the American ET Foundation in the list of the meritorious technicians for the aluminium extrusion industry

Şu anda: METEF Uluslararası Alüminyum Fuarı başkanı, Uluslararası A&L Alluminio e Leghe Dergisi Genel Müdürü, FACE Avrupa Alüminyum Tüketicileri Federasyonu Genel Sekreteri, CEO Edimet Alüminyum Danışmanlık Srl

Akademik nitelikler:

Assomet Yönetim Kurulu Üyesi (İtalyan Demir Dışı Sanayiler Derneği)

Centroal Yönetim Kurulu Üyesi (İtalyan Alüminyum Sanayiler Derneği)

Aital Yönetim Kurulu Üyesi (İtalyan Alüminyum Yüzey İşlemleri Derneği)

FACE Genel Müdürü (Avrupa'daki Al Tüketiciler Federasyonu, Brüksel)

IGQ Başkan Yardımcısı, Istituto Italiano Garanzia Qualità

Centroal Eski Başkanı (İtalyan Alüminyum Sanayiler Derneği)

EA (Avrupa Alüminyum Birliği) Yönetim Kurulu Eski Üyesi

EA Alubuild Market Group'un Eski Başkanı

EA Avrupa Ekstrüzyoncuları Grubu'nun Eski Başkanı

Uluslararası uzman dergilerde yayınlanan 800'den fazla makale ve alüminyum hakkında teknik raporun yazarı • Alüminyumla ilgili iki elkitabının ortak yazarı • 1997'de Uluslararası Alüminyum etkinliği METEF'in mucidi ve organizatörü • Alüminyum ve metallere adanmış uluslararası etkinliklerin mucidi ve organizatörü (Foundeq, Alumotive, Tecnomotive, Metalriciclo, Recomat, Aluminium Days, Aluproject, Extrusion Forum) • Alüminyum çalışmaları ve işlemleri ile ilgili uluslararası patentlerin sahibi • 1970 yılında Genç Alüminyum Metalurjist olarak ödüllendirildi • 2010 yılında İtalyan Metalurji Derneği tarafından Yılın Alüminyum Adamı seçilmiştir • 2012 ve 2016'da Amerikan ET Vakfı tarafından alümalüminyum ekstrüzyon endüstrisi için değerli teknisyenler listesinde aday gösterildi



# **SEMPOZYUM PROGRAMI**

# **SYMPOSIUM PROGRAM**



**3 Mart 2022, Perşembe**

**3 March 2022, Thursday**

**Salon / Hall 1**

10:00-11:00 Opening Statements / Açılış Konuşmaları

11:00-12:00 Plaque Ceremony / Plaket Töreni

**Salon / Hall 1**

13:00-14:30 Opening Session 1 / Özel Oturum 1

14:50-16:20 Opening Session 2 / Özel Oturum 2

16:40-18:00 Opening Session 3 / Özel Oturum 3

**4 Mart 2022, Cuma**

**4 March 2022, Friday**

**Salon / Hall 1**

10:00-11:00 Sustainability, Green Deal, Recycling  
Sürdürülebilirlik, Yeşil Mutabakat, Geri Dönüşüm

11:15-12:35 Sustainability, Green Deal, Recycling  
Sürdürülebilirlik, Yeşil Mutabakat, Geri Dönüşüm

13:30-14:50 New Technology Applications in Aluminium  
Alüminyumda Yeni Teknoloji Uygulamaları

15:10-16:30 New Technology Applications in Aluminium  
Alüminyumda Yeni Teknoloji Uygulamaları

16:50-18:10 Extrusion  
Ekstrüzyon

**Salon / Hall 2**

10:00-11:00 Melting, Casting and Recycling  
Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm

11:15-12:35 Melting, Casting and Recycling  
Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm

13:30-14:50 Melting, Casting and Recycling  
Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm

15:10-16:10 Heat Treatment  
Isıl İşlem

16:50-18:30 Heat Treatment  
Isıl İşlem

## Opening Session 1 / Özel Oturum 1

*Session Chairman / Oturum Başkanı: Göksal GÜNGÖR*

- 
- 13:00-13:30 Aluminium and the European Green Deal  
Paul VOSS, European Aluminium / Belgium
- 
- 13:30-14:00 Are High Aluminium Prices Set to Be the New Normal?  
Ross STRACHAN, Caroline ALGLAVE, CRU / UK
- 
- 14:00-14:30 How to Make Aluminium Foil Circular: Recycling Technologies for Aluminium Foil  
Guido AUFDENKAMP, EAFA / Germany

## Opening Session 2 / Özel Oturum 2

*Session Chairman / Oturum Başkanı: Vedat SANCAKDAR*

- 
- 14:50-15:10 Chain of Custody Material Flow Along the Aluminium Value Chain  
Klaudia MICHALSKA, ASI / SPAIN
- 
- 15:10-15:25 Aluminium, An Ideal Material with a Great Future  
Jürgen HIRSCH, AluminiumConsulting / Germany
- 
- 15:25-15:40 From the Profile Supplier to the Module Manufacturer. The Inevitable Advantages of the Turkish Aluminium Industry  
Nihat YILDIRIM, ALEN GMBH / Germany
- 
- 15:40-16:00 Low Carbon Alloy Formulation from Secondary Aluminium  
Geoff SCAMANS, INNOVALTEC / UK
- 
- 16:00-16:20 The State of the U.S. Aluminum Industry  
Charles JOHNSON, ALUMINUM ASSOCIATION / USA

## Opening Session 3 / Özel Oturum 3

*Session Chairman / Oturum Başkanı: Sedef BOLGÜN*

- 
- 16:40-17:00 An Overview of the Turkish Aluminium Industry  
Erol METİN, TALSAD / Turkey
- 
- 17:00-17:20 Analysis of Aluminium Global Trade and Change in a Green Economy  
Selahattin Armağan VURDU, İMMİB / Turkey
- 
- 17:20-17:40 Aluminium Industry: Navigate Through the New Challenges  
Inga SIMONENKO, RUSAL / Russian Federation
- 
- 17:40-18:00 The Competitiveness of the Italian Aluminium Industrial Value Chain in the Wider EU Context. Characteristics, Technological Level and Innovation, Trade, Policies, Proposals for Industrial Policy Perspectives  
Mario CONSERVA, FACE / Italy

**SALON 1**

4 Mart 2022, Cuma

**HALL 1**

4 March 2022, Friday

**Sustainability, Green Deal, Recycling**  
**Sürdürülebilirlik, Yeşil Mutabakat, Geri Dönüşüm**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: EBUBEKİR KOÇ*

**Yeni Normal ve Sınırdaki**  
**Karbon Düzenlemesi**

10:00-10:20

New Normal and Carbon Border Adjustment

**Fevzi YILMAZ**

*Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, Türkiye*

**Sürdürülebilirlik Kültürüne Dönüş**

10:20-10:40

Return to Sustainability Culture

**Halit YILMAZ**

*Yeşilova Holding, Türkiye*

**Green Aluminium**

10:40-11:00

Yeşil Alüminyum

**Erman CAR<sup>1</sup>, Şeyma KORKMAZ<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>Insertec Thermal Engineering Solutions, Spain*

*<sup>2</sup>Metalurji ve Malzeme Mühendisi, Türkiye*

**Sustainability, Green Deal, Recycling****Sürdürülebilirlik, Yeşil Mutabakat, Geri Dönüşüm**

Session Chairman / Oturum Başkanı: ÖZGÜL KELEŞ

**Calcium Aluminate Production from Aluminium White Dross with Pyrometallurgical Methods**

11:15-11:35

Alüminyum Beyaz Curufundan Pirometalurjik Yöntemle Kalsiyum Aluminat Üretimi

**Buse Tuğçe POLAT, İlayda Elif ÖNER, Selçuk KAN, Kağan BENZEŞİK, Onuralp YÜCEL**

*Istanbul Technical University, Türkiye*

**Recycling of Paper, Low Density Polyethylene and Al Components from Waste Tetra Pak Aseptic Packages**

11:35-11:55

Tetra Pak Aseptic Ambalaj Atıklarından Kağıt, Düşük Yoğunluklu Polietilen ve Alüminyum Bileşenlerin Geri Dönüştürülmesi

**Ilgim BALTACI<sup>1</sup>, Selçuk KAN<sup>1</sup>, Ahmet TURAN<sup>2</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>1</sup>**

*<sup>1</sup>Istanbul Technical University, <sup>2</sup>Yeditepe University, Türkiye*

**ASAŞ Rigid Catenary System Design and Performed Tests**

11:55-12:15

ASAŞ Rijit Katener Sistem Tasarımı ve Uygulanan Testler

**Emre ÖZYILMAZ, Görkem ÖZÇELİK**

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**Investigation of the Influence of Variable Tin Addition in Eutectic Al-Si Alloys**

12:15-12:35

**Kozana JANUSZ<sup>1</sup>, Piękoś MARCIN<sup>1</sup>, Jezierski JAN<sup>2</sup>, Garbacz-Klempka ALDONA<sup>1</sup>, Perek-Nowak MAŁGORZATA<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>AGH University of Science and Technology, Poland,*

*<sup>2</sup>Silesian University of Technology, Poland*

## New Technology Applications in Aluminium Alüminyumda Yeni Teknoloji Uygulamaları

Session Chairman / Oturum Başkanı: SEBAHATTİN GÜRMENT

13:30-13:50

### The Effects of Injection Parameters on Silafont-36 Cast Part in HPDC Process

Enjeksiyon Parametrelerinin Yüksek Basıncılı Döküm Yöntemi İle Üretilen Silafont-36 Döküm Parçası Üzerine Etkileri

**Berkay SAVAŞKAN<sup>1,2</sup>, Muammer MUTLU<sup>1</sup>,  
Seyfettin HASPOLAT<sup>1</sup>, Özgül KELEŞ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Mita Kalıp ve Döküm Sanayii A.Ş.,

<sup>2</sup>Istanbul Technical University, Türkiye

13:50-14:10

### Short Spraying Application in the Aluminum High Pressure Die Casting Process

Alüminyum Yüksek Basıncılı Döküm Prosesinde Kısa Süreli Yağlama Uygulamaları

**Ekrem ALTUNCU<sup>1</sup>, Naci EKMENT<sup>2</sup>,  
Fuat TOPCU<sup>2</sup>, Burak ERDİL<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>SUMAR-Sakarya University of Applied Sciences,

<sup>2</sup>ARPEK- High Pressure Aluminum Die Casting Company, Türkiye

14:10-14:30

### New Reinforcement for Aluminum Metal Matrix Composites: Pig Iron Chips

Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler için Yeni Bir Takviye: Dökme Demir Talaşı

**Açelya SANDIKÇIOĞLU<sup>1,2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>,  
Yahya Kemal TUR<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Gebze Technical University, <sup>2</sup>Ferro Döküm, <sup>3</sup>Atatürk University, Türkiye

14:30-14:50

### Cephe Kaplamasında Kullanılmak Üzere 3105 H44 Alaşımına Alternatif 8006 H44 Alaşımlı Boyalı Ürün Üretimi

Production of Pre-Painted Products with 8006 H44 Alternative 3105 H44 to be Used in Facade Cladding

**Sümbüle SAĞDİÇ<sup>1</sup>, Cemre KOCAHAKİMOĞLU<sup>2</sup>,  
Yusuf ÖZÇETİN<sup>1</sup>, Ezgi İPEK<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.,

<sup>2</sup>AkzoNobel Kemipol San. ve Tic. A.Ş., Türkiye

## New Technology Applications in Aluminium Alüminyumda Yeni Teknoloji Uygulamaları

Session Chairman / Oturum Başkanı: MURAT DÜNDAR

15:10-15:30

### Alüminyum Alaşımlarda Alaşım İçeriğinin ve Ön İşlemin Korozyon Direncine Etkisi

The Effect of Alloy Content and Pre-Treatment on Corrosion Resistance in Aluminum Alloys

**Başak DÜGENCİLİ, Pınar AFŞİN, Can AKYIL**

*Politeknik Metal San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

15:30-15:50

### Enhancing Oxidation Behavior of the Inconel 718 Superalloy by Duplex Aluminum Coating

Dubleks Alüminyum Kaplama ile Inconel 718 Süperalaşımının Oksidasyon Davranışının Geliştirilmesi

**Ahmet KAVUKCU<sup>1,2</sup>, Murat BAYDOĞAN<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>Gebze Technical University, <sup>2</sup>Istanbul Technical University, Türkiye*

15:50-16:10

### Corrosion Behaviour of Vibrated Mold Casting of Secondary Al<sub>7</sub>Si<sub>0,3</sub>Mg Aluminum Alloy

İkincil AlSi<sub>7</sub>0.3Mg Alüminyum Alaşımının Titreşimli Dökümünün Korozyon Davranışı

**Aleyna BAYATLI<sup>1</sup>, Ahmet KABİL<sup>2</sup>, Ferhat SAYDAM<sup>3</sup>, Mustafa KOCABAŞ<sup>1</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>**

*<sup>1</sup>Konya Technical University, <sup>2</sup>ASSAN Alüminyum San. Ve Tic. A.Ş., <sup>3</sup>Atatürk University, Türkiye*

16:10-16:30

### Sektörel Ortak Test Hizmetlerinde Yeni Bir Model: Astel - Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarı

A New Model in Sectoral Joint Testing Services: Astel - Aluminium Construction Systems Testing and Training Laboratory

**Ebubekir KOÇ, Yaşar AKÇA, Talha AKYÜREK**

*Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, ALUTEAM, Türkiye*

**Extrusion / Ekstrüzyon**

Session Chairman / Oturum Başkanı: AHMET TURAN

**8XXX Serisi Alaşımlarda Mangan Elementinin ve Termomekanik Proseslerin Derin Çekilebilirlik Üzerine Etkileri**

16:50-17:10

The Effect of Mn Element and Thermomechanical Process on Deep Drawability in 8XXX Series Alloys

**Feyza DENİZLİ, Çisem KOCAOĞLU, Ali ULUS, Canan İNEL**

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye

**Ekstrüzyon Prosesi Soğutma Türünün Alüminyum Alaşımı Çarpışma Kutularının Mekanik Özelliklerine, Katlanma Performansına ve Mikro Yapı Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi**

17:10-17:30

Investigation of the Cooling Type of Extrusion Process on the Mechanical Properties, Folding Performance and Microstructural Properties of Aluminum Alloy Crash Boxes

**İrem SAPMAZ<sup>1</sup>, Emrah Fahri ÖZDOĞRU<sup>2</sup>, Asım ZEYBEK<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, <sup>2</sup>TRİ Metalürji, Türkiye

**Otomotiv Sektöründe Kullanılan Çarpışma Kutularının Darbe Sönümlenme Yeteneğinin Sayısal ve Deneysel İncelemesi**

17:30-17:50

Numerical and Experimental Investigation of Shock Absorbing Ability of Crash Boxes Used in the Automotive Industry

**Göktuğ YILMAZ, Osman Halil ÇELİK**

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye

**Regression Modeling of Tensile Strength at Twin Roll Casting Process**

17:50-18:10

İkiz Merdaneli Dökümde Çekme Mukavemetinin Regresyon Modellemesi

**Ebru ŞEN, Hüseyin MERİÇ, S. Kaan İPEK**

Teknik Alüminyum San. A.Ş., Türkiye

**Melting, Casting and Recycling****Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm***Session Chairman / Oturum Başkanı: MUSTAFA ÇİĞDEM***Alüminyum Döküm Parça Tedarik  
Şirketlerinde Gelecek Öngörüler**

10:00-10:20

Future Prediction for the Foundries that Produce  
Cast Aluminium Alloy Parts

**Şener MUTER***TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği, Türkiye***Dövme ile Üretilmeyen Süspansiyon  
Parçalarının Alçak Basıncılı Döküm  
Yöntemi ile Üretilmesi ve Karşılaştırılması**

10:20-10:40

Production and Comparison of Suspension Parts  
That Cannot Be Produced by Forging But It Can Be  
Produced by the Low Pressure Casting Method

**Ahmet Asım ESER<sup>1</sup>, Ahmet Can YAŞAR<sup>1</sup>,  
Ümit Ahmet ÇAKAL<sup>1</sup>, Mustafa ACARER<sup>2</sup>***<sup>1</sup>AYD AR-GE Merkez, <sup>2</sup>Selçuk Üniversitesi, Türkiye***The Formation of Entrainment Defects  
during Rotary Degassing Treatments  
with Different Purgig Gases**

10:40-11:00

**Gábor GYARMATI, Fanni VINCZE, Zoltán KERI,  
György FEGYVERNEKI, Dániel MOLNAR***University of Miskolc, Hungary*



**Melting, Casting and Recycling****Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm**

Session Chairman / Oturum Başkanı: *HATİCE MOLLAOĞLU ALTUNER*

**Characteristics and Behaviour of Coated Aluminium Scraps during Thermal Pre-Treatment**

11:15-11:35

Kaplamalı Alüminyum Hurdaların Karakteristiği ve Termal Ön-işlem Sırasındaki Davranışları

**Rabia ÖNEN, Mertol GÖKELMA**

*Izmir Institute of Technology, Türkiye*

**Influence of Different Grain Refinement Practices on the Microstructure of a TRC 1050 Alloy**

11:35-11:55

Farklı Tane İnceltici Pratiklerinin İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen 1050 Alaşım Mikroyapısı Üzerine Etkisi

**Mert GÜLVER, Cemil İŞIKSAÇAN, Vakur Uğur AKDOĞAN**

*ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**Uçak Motor Bloku için Alçak Basıncılı Reçineli Kuma Döküm A201 Alaşım Geliştirilmesi**

11:55-12:15

Development of Low Pressure Resin Sand Cast and Artificially Aged A201 alloy for Aircraft Engine Block

**Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Ahmet ALTUN<sup>2</sup>, Cem ÇETİNKAYA<sup>2</sup>, Kenan PULAT<sup>2</sup>, Barış Bilal ALTINTAŞ<sup>3</sup>, Levent SUBAŞI<sup>3</sup>, Erdem BEKTAŞ<sup>3</sup>, Güray AKBULUT<sup>3</sup>**

*<sup>1</sup>Orta Doğu Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Altun Döküm Sanayi A.Ş.,*

*<sup>3</sup>TEİ -TUSAŞ Motor Sanayi A.Ş., Türkiye*

**The Fundamental Mechanism of Nucleation of  $\alpha$ -Aluminium on  $TiB_2$  and its Relationship to the Performance of Commercial Grain Refiners**

12:15-12:35

$\alpha$ -Alüminyumun  $TiB_2$  Üzerinde Çekirdeklenmesinin Temel Mekanizması ve Ticari Tane incelticilerin Performansı ile İlişkisi

**John COURTENAY<sup>1</sup>, Yun WANG<sup>2</sup>, Zhao WEITO<sup>3</sup>**

*<sup>1</sup>MQP International Ltd., <sup>2</sup>BCAST Brunel University,*

*Lizhong Sitong Light Alloys Group Company, USA*

**Melting, Casting and Recycling****Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: ALİ KALKANLI*

**Effect of Casting Gauge on Material Properties of an AlFeMn Alloy**

13:30-13:50

AlFeMn Alaşımında Döküm Kalınlığının Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi

**Hikmet KAYAÇETİN, Mert GÜLVER, Efe KIRANATLI, Cemil IŞIKSAÇAN**

*ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**Development of Niobium Boron Master Alloy for Grain Refinement of Cast Al-Si-Mg Alloys**

13:50-14:10

Al-Si-Mg Döküm Alaşımının Tane İnceltmesi İçin Niyobyum – Boron Alaşımının Geliştirilmesi

**E. Burak ALDOĞAN<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>Turkish Aerospace, <sup>2</sup>Middle East Technical University, Türkiye*

**The Effect of Production Parameters on the Corrosion Behavior of Twin Roll Continuous Cast Al-Fe-Mn Alloys**

14:10-14:30

İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemiyle Üretilen Al-Fe-Mn Alaşımında Üretim Parametrelerinin Korozyon Davranışına Etkisi

**Ece HARPUTLU, Mert GÜNYÜZ, Nihat YILMAZ**

*ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**Buzdolabı Kompresör Yataklarında Kullanılmak Üzere B390 Alüminyum Alaşımının Tribolojik Özelliklerinin İyileştirilmesi**

14:30-14:50

Improvement of Tribological Characteristics of B390 Aluminum Alloy for Use in Refrigerator Compressor Bearings

**Abdullah ŞENTÜRK, Oğuzhan KAYA, Alper YEŞİLÇUBUK, Onuralp YÜCEL**

*İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye*

**Heat Treatment / Isıl İşlem***Session Chairman / Oturum Başkanı: MERTOL GÖKELMA***Investigation of the Effect of Homogenization Temperature and Time on the Evolution of Intermetallics in Twin Roll Continuous Cast 8XXX Series Alloy**

15:10-15:30

İkiz Merdaneli Sürekli Döküm 8xxx Serisi Alaşımında Homojen Tav Sıcaklığı ve Süresinin İntermetaliklerin Değişimine Etkisinin İncelenmesi

**Ahmet KABİL, Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Murat DÜNDAR**

*ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Tekniğiyle Üretilmiş 3005 Alüminyum Alaşımında Termomekanik Proseslerin Derin Çekilebilme Kabiliyetine Etkisi**

15:30-15:50

The Effect of Thermo-Mechanical Processes on the Deep Drawing Capability of 3005 Aluminum Alloy Produced with Twin Roll Continuous Casting Method

**Yusuf ÖZÇETİN<sup>1,2</sup>, Çisem KOCAOĞLU<sup>1</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., <sup>2</sup>Yıldız Teknik Üniversitesi, Türkiye*

**Non-Standard T6 Heat Treatment of the Casting of the Combustion Engine Cylinder Head**

15:50-16:10

**Jacek PEZDA<sup>1</sup>, Jan JEZERSKI<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>University of Bielsko-Biala, <sup>2</sup>Silesian University of Technology, Poland*

**Heat Treatment / Isıl İşlem***Session Chairman / Oturum Başkanı: ÇAĞLAR YÜKSEL*

16:50-17:10

**Al-Cu Alaşımlarının 0.1 K/S den 37000 K/S kadar Farklı Soğuma Hızlarında Katılaşması ve Mikroyapısının Tahmini**

Solidification of Al-Cu Alloys in the Range of 0.1 K/S to 37000 K/S Cooling Rates and Prediction of Microstructures

**Altan TÜRKELİ** *Marmara Üniversitesi, Türkiye*

17:10-17:30

**Recrystallization Behavior of Cold Rolled Twin-Roll Cast 3003 Aluminum Alloy**

İkiz Merdane Sürekli Döküm Tekniği ile Üretilen Soğuk Haddelenmiş 3003 Alüminyum Alaşımının Yeniden Kristalleşme Davranışı

**Elif ÖNER SHBEH, Onur MEYDANOĞLU**

*ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

17:30-17:50

**Krojenik Isıl İşlemin AA 2024 Boru Profillerin Mekanik Özelliklerine olan Etkisinin İncelenmesi**

Investigation of The Effect of Cryogenic Heat Treatment on Mechanical Properties of AA 2024 Tubular Profiles

**Özkan TUNÇ<sup>2</sup>, Ali KALKANLI<sup>1</sup>, İbrahim KILINÇ<sup>2</sup>, Funda KUYUMCU<sup>2</sup>, Bukle Pelin BAYMUŞ<sup>2</sup>**

*<sup>1</sup>Orta Doğu Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Ditaş Doğan Yedek Parça İmalat ve Teknik A.Ş., Türkiye*

17:50-18:10

**Effect of Aging Conditions of AA6063 and AA6061 Alloys on Corrosion Behavior**

AA6063 ve AA6061 Alaşımlarının Yaşlandırma Koşullarının Korozyon Davranışına Etkisi

**Murat DOĞAN<sup>1,2</sup>, İbrahim TÜTÜK<sup>1</sup>, Serhat ACAR<sup>1</sup>, Kubilay ÖZTÜRK<sup>1</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>1</sup>**

*<sup>1</sup>Yıldız Technical University, <sup>2</sup>Sistem Teknik Endüstriyel Fırınlar Ltd. Türkiye*

18:10-18:30

**The Effect of Homogenization Treatment on the Microstructure of Secondary AA6063 Aluminium Billets**

Homojenizasyon Isıl İşleminin Eşit Boyutlardaki İkincil AA6063 Alüminyum Kütüklerin Mikroyapısına Etkisi

**Ferhat SAYDAM<sup>1</sup>, Kerem Can DİZDAR<sup>2</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>3</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>4</sup>**

*<sup>1</sup>Biser Alüminyum, <sup>2</sup>İstanbul Technical University, <sup>3</sup>Kırklareli University, <sup>4</sup>Atatürk University, Türkiye*

**POSTER  
SUNUMLARI**

**POSTER  
SESSION**

**ALUS-P01****AlSi9 Alaşımının Sr Oranına Göre Mikro Yapısal Karakterizasyonu**

Microstructural Effect of Sr Modification and Heat Treatment in AlSi9 Alloys

İbrahim Halil KALKAN<sup>1</sup>, İbrahim Göksel HIZLI<sup>2</sup>, Kerem DİZDAR<sup>2</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>, Cem KAHRUMAN<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Mercedes-Benz Türk, <sup>2</sup>İstanbul Teknik niversitesi, <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye

**ALUS-P02****Direkt Ekstrüzyon Metoduyla retilmiŐ 6005A Alüminyum Alaşımında Mn ve Cr Oranlarının rn zelliklerine Etkisi**

The Effect of Mn and Cr Ratios on Product Properties in 6005A Alloy Produced by Direct Extrusion Method

TimuŐın SEBİBOĞA<sup>1</sup>, F. Zafer ZORLU<sup>1</sup>, Süleyman Can KURNAZ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ő., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi, Türkiye

**ALUS-P03****lmcl ve Ciddi Yaralanmalı İŞ Kazalarının nlenmesinde Uluslararası Yeni Yaklaşım Modeli "Ciddi Yaralanma ve lmcl Kazaları nleme Performans Standardı"**

New International Approach to Prevention of Fatal and Serious Injury Accidents "Serious Injury & Fatality (SIF) Prevention Performance Standard"

Cengiz KAYIŞKAN, Burak KARAMAN

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ő., Türkiye

**ALUS-P04****Investigation of High-Temperature Oxidation of Lintel Parts in Aluminum Melting Furnaces**

Alüminyum Ergitme Fırınlarında kullanılan Lintellerin Yüksek Sıcaklık Oksidasyonunun İncelenmesi

Elif NER SHBEH, Onur BİRBAŞAR, Mohammed SHBEH, Murat DÜNDAR

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ő., Türkiye

**ALUS-P05****Optimization of the 1st Phase in The Aluminum High Pressure Die Casting Process**

Alüminyum Yüksek Basıncılı Döküm Prosesinde 1. Faz Hızının Optimizasyonu  
Ekrem ALTUNCU<sup>1</sup>, Naci EKMEN<sup>2</sup>, Ali ÖZKAN<sup>2</sup>, Aykut DOĞAN<sup>2</sup>

<sup>1</sup>SUMAR-Sakarya University of Applied Sciences, <sup>2</sup>ARPEK- High Pressure Aluminum Die Casting Company, Türkiye

**ALUS-P06****Yüksek Basıncılı Dökümde Kullanılan AlSi9Cu3 Alaşımında Ergiyik Tutma Potasındaki Azalan Sıvı Metal Miktarına Bağlı Olarak Döküm Kalitesinin Belirlenmesi**

Determination of Casting Quality Depending on the Reduced Liquid Metal Amount in the Crucible of AlSi9Cu3 Alloy Used in High Pressure Casting  
Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Songül KILINÇ, Rabia Eylül TURAN

Prometal AR-GE Merkezi, Türkiye

**ALUS-P07****Yüksek Basıncılı Döküm Yönteminde ENAC 46000 Alaşımının Sıvı Metal Tutma Potası Çeşidine Bağlı Olarak Sıvı Metal Kalitesinin İncelenmesi**

Investigation of Liquid Metal Quality of ENAC 46000 Alloy Depending on the Type of Liquid Metal Holding Pot in High Pressure Casting Method  
Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Rabia Eylül TURAN, Songül KILINÇ

Prometal AR-GE Merkezi, Türkiye

**ALUS-P08****HPDC Sisteminde Kullanılan Yüksek Tonajlı Bekletme Potaları ile Ergitme-Bekletme Gerçekleştiren Pota Tiplerinin Verimlilik Açısından Karşılaştırılması**

Efficiency Comparison of High-Tonnage Holding Crucibles and Melting-Holding Crucibles Used in HPDC System

Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Songül KILINÇ, Eylül TURAN

Prometal AR-GE Merkezi, Türkiye

**ALUS-P09****Ekstrüze Edilmiş 6XXX Serisi Alüminyum  
Alaşımalarında Isıl İşlem Parametrelerinin Korozyon  
Davranışına Etkisi**

Effects of Heat Treatment Parameters on Corrosion Behaviour of  
Extruded 6XXX Series Aluminium Alloys

Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Tolga DEMİRKIRAN,  
Osman Halil ÇELİK, Serkan ÖZCAN

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A. Ş., Türkiye*

**ALUS-P10****Al-Mg-Si Alaşımalarında Quench - Isıl İşlem Arası  
Bekleme Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi**

Effects of Delay Time Between Extrusion and Quench on  
Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloys

Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Tolga DEMİRKIRAN, Cem  
MEHMETALİOĞLU, Serkan ÖZCAN

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A. Ş., Türkiye*

**ALUS-P11****Investigation of AlSi7Mg0.3 Aluminium Alloy  
Microstructure via Vibrational Plaster Mold Casting**

Titreşimli Alçı Kalıp Döküm Yönteminin AlSi7Mg0.3 Alüminyum  
Alaşımının Mikroyapısına Etkisinin İncelenmesi

Ahmet KABİL<sup>1</sup>, Sezgin YAŞA<sup>1</sup>, Mustafa ÇİĞDEM<sup>1</sup>, Yunus Emre  
BENKLİ<sup>2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>2</sup>

*<sup>1</sup>Yıldız Technical University, <sup>2</sup>Atatürk University, Türkiye*

**ALUS-P12****EN AW 2014 Alüminyum Alaşımının Termodinamik  
Modelleme Yazılımı ile Isıl İşlem Özelliklerinin ve  
Nihai Yapısının Modellenmesi**

Modeling the Heat Treatment Properties and Final Structure of EN  
AW 2014 Aluminum Alloy With Thermodynamic Modeling Software

Gülben KARAARSLAN, Tanju ÇELİKER, Harun USLU

*ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş., Türkiye*



**ALUS-P13****Sıcak ve Soğuk Şekillendirme Yöntemi ile Üretilen Alüminyum Alaşımı Profillerin Sertlik ve Mikroyapı İncelemeleri**

Hardness and Microstructure Investigations of Aluminum Alloy Profiles Produced with Hot and Cold Forming Method

Harun USLU, Tanju ÇELİKER, Gülben KARAARSLAN

*ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş., Türkiye*

**ALUS-P14****Investigation of Pouring Temperature for Direct Water-Cooled Aluminum Lost Foam Castings**

Direkt Su Soğutmalı Kaybolan Köpük Döküm Yöntemi İçin Döküm Sıcaklığının Etkisinin İncelenmesi

İbrahim TÜTÜK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER

*Yildiz Technical University, Türkiye*

**ALUS-P15****Alüminyum Endüstrisinde Kullanılan Tekno-Ekonomik ve Sürdürülebilir Yöntemlerin İncelenmesi**

Investigation of Techno Economic and Sustainable Methods Used in Alumunium Sector

Zeynep Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK, Çağla NUMAN, Osman Halil ÇELİK, Semih ÇETİN, Barış AKIN, İlyas Artunç SARI

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**ALUS-P16****İkiz Merdaneli Döküm Yöntemi ile Geri Dönüşüm Dostu Alaşımlı Levha Üretimi**

Production of Recycling Friendly Alloy Coil With Twin Roll Casting Method

Koray DÜNDAR, Ali ULUS, Canan İNEL, Görkem DEMİR, Sümbüle SAĞDIÇ, Yusuf ÖZÇETİN, Samet SEVİNÇ

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**ALUS-P17****Development of Novel Coating Materials for Sustainable Industrial Future**

Sürdürülebilir Endüstri Geleceği için Yeni Nesil Kaplama Malzemelerinin Geliştirilmesi

Osman Halil ÇELİK, Zeynep Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK, İlyas Artunç SARI

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**ALUS-P18****Effect of Pb Alloying Element Addition on Microstructural Change in Al-Mg-Si Alloys**

Al-Mg-Si Alaşımlarında Pb Alaşımlama Elementi Eklenmesinin İçyapıya Olan Etkisi

Osman Halil ÇELİK, Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**ALUS-P19****HPDC Yönteminde Kullanılan Tutma ve Taşıma Potası İçerisinde Yer Alan Sıvı Metalin Kalite Karşılaştırılmasının Yapılması**

Quality Comparison of Liquid Metal in the Holding and Carrying Crucible Used in HPDC Method

Ümmet AYYILDIZ<sup>1</sup>, Sena ERDOĞAN<sup>1</sup>, Yunus DEMİR<sup>1</sup>, Erhan KAYA<sup>1</sup>, Muhammet ULDAĞ<sup>2</sup>

*<sup>1</sup>Prometal AR-GE Merkezi, <sup>2</sup>Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye*

**ALUS-P20****Comparison Study about Fatigue Behaviors of EN AW 6082 Aluminum Alloys Produced by Horizontal Direct Chill Casting and Extrusion Method**

Yatay Sürekli Döküm ve Ekstrüzyon ile Üretilen EN AW 6082 Alüminyum Alaşımlarının Yorulma Davranışlarının Karşılaştırılma Çalışması

Deniz KAVRAR ÜRK<sup>1</sup>, Kerem DİLEK<sup>1</sup>, Seracettin AKDİ<sup>2</sup>, Kadir KÖSOĞLU<sup>1</sup>, Akın OBALI<sup>1</sup>

*<sup>1</sup>Sistem Teknik Industrial Furnace Ltd., <sup>2</sup>Akdi Mühendislik, Türkiye*

**ALUS-P21****Grafen İlaveli 7075 Kompozitleri Sinter sonrası Termomekanik İşlemleri ve Karakterizasyonu**

Characterization of Grapheneadded 7075 Metal Matrix Composites Produced by Sintering and Thermomechanical Processing

Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Olgun TANBERK<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>2</sup>, İvgen ÖZDAL<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>Orta Doğu Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş., Türkiye

**ALUS-P22****İkiz Merdane Döküm Tekniği ile Üretilen Al-Si-Fe-Mn Folyo Alaşımlarında Kaba Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) İntermetaliklerinin Oluşumu**

Formation of Coarse Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) Intermetallics in Al-Si-Fe-Mn Foil Alloys Produced by Twin-Roll Casting Technique

Hüseyin Serhan GÜLŞEN, Şeyma KORKMAZ, Mert GÜNYÜZ, Onur BİRBAŞAR, Murat DÜNDAR  
ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye

**ALUS-P23****Effect of New Generation Grain Refiners on Al-Fe-Mn Alloys Produced by Twin Roll Continuous Casting**

İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen Al-Fe-Mn Alaşımlarında Yeni Nesil Tane İncelticilerin Etkisinin İncelenmesi  
Mert GÜNYÜZ<sup>1</sup>, Ece HARPOTLU<sup>1</sup>, Kerem Can DİZDAR<sup>2</sup>, Hayati ŞAHİN<sup>2</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., <sup>2</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye

**ALUS-P24****Dövme Prosesinin Toz Metalürjisi Yöntemiyle Üretilen Grafen Katkılı Alüminyum Kompozit Malzemenin Sertlik, Aşınma Ve Mikro Yapı Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi**

Investigation of the Effect of the Forging Process on Graphene Reinforced Aluminum Composite Material Produced by Powder Metallurgy on Hardness, Abrasion and Microstructural Properties  
İrem SAPMAZ<sup>1,2</sup>, Cantekin KAYKILARLI<sup>2</sup>, Deniz UZUNSOY<sup>2</sup>, Esra ÖZDEMİR ERGUN<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, <sup>2</sup>Bursa Teknik Üniversitesi, <sup>3</sup>Birinci Otomotiv A.Ş., Türkiye

**ALUS-P25****Alüminyum Torpido Traversi Tasarımındaki Önemli Kriterler ve Tasarımın Optimizasyonu**

Design Development Studied for Convert Steel Cross-Car Beam to Aluminium Cross-Car Beam

Dilek ŞENGÜL NİŞANCI, Enes KURTULUŞ

*Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, Türkiye*

**ALUS-P26****Metal Matrisli ve Fiber Takviyeli Kompozitlerin Endüstriyel Uygulamaya Yönelik Farklı Kaplama Yöntemleri ve Özelliklerin Geliştirilmesi**

Development of Coating Methods of Fiber Reinforced for Different Matrix Composites for Industrial Applications

Emel ÇALIŞKAN<sup>1</sup>, Sadık Kaan İPEK<sup>1</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>, Erol İNCE<sup>1</sup>

*<sup>1</sup>Istanbul-Cerrahpaşa Üniversitesi, <sup>2</sup>Istanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye*

**ALUS-P27****Corrosion Behaviour of A356/TiB2 In-Situ Composites**

A356/TiB2 In-Situ Kompozitlerin Korozyon Davranışı

Ayşegül Ayça KISASÖZ<sup>1</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>2</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>1</sup>

*<sup>1</sup>Yıldız Technical University, <sup>2</sup>Kirklareli University, Türkiye*

**ALUS-P28****Çözünmüş Alüminyum Yönünden Ekstürüzyon Kalıp Dağlama Proses Parametrelerinin Optimizasyonu**

Optimization of Extrusion Die Etching Process According to Solute Aluminium Content

Barış AKIN, Esra KAYMAK AKSU, Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Çağla NÜMAN

*ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., Türkiye*

**ALUS-P29****Toz Formlu Tane İnceltici Kullanılarak Üretilen A356 Alaşımli Parçaların Mekanik Özelliklerine Döküm Sıcaklığının Etkisi**

The Effect of Casting Temperature on the Mechanical Properties of A356 Alloy Parts Produced by Using a Powder Form Grain Refiner

Makbule POZAN<sup>1,2</sup>, Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>, Uğur AYBARÇI<sup>1</sup>, Yunus ERCAN<sup>1</sup>, Onur ERTUĞRUL<sup>2</sup>

*<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina Sanayi, <sup>2</sup>İzmir Katip Çelebi Üniversitesi, Türkiye*

**ALUS-P30****Machinability Study of A201-T7 Alloy**

A201-T7 Alaşımının İşlenebilirlik alışması

Onan KILIÇASLAN<sup>1</sup>, Anıl KABAKLARLI<sup>1</sup>, Levent SUBAŞI<sup>2</sup>, Erdem BEKTAŞ<sup>2</sup>, Rifat YILMAZ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Altun Döküm Sanayi A.Ő., <sup>2</sup>TEI Tusas Engine Industries, Türkiye

**ALUS-P31****Alüminyum Ekstrüzyonunda Nitrasyon ve Yüzey Tamamlama Parametrelerinin Kalıp ve Ürün Performansına Etkilerinin İncelenmesi**

Investigation of the Effects of Nitration and Surface Finishing Parameters on Dies and Product Performance in Aluminum Extrusion

Mehmet AYAN<sup>1</sup>, Mustafa AKÇİL<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ASAŞ Alüminyum San. Tic. AŞ., <sup>2</sup>Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi, Türkiye

**ALUS-P32****The Use Recovery of Eloxal Waste Sludge and As Fire Resistant Aluminum Composite Panel Raw Materials**

Eloksal Atık amurunun Geri Kazanımı ve Yangına Dayanıklı Alüminyum Kompozit Panel Hammaddesi Olarak Kullanımı'

Bahadır KARACA<sup>1</sup>, Merve ÖZCAN<sup>1</sup>, Yunus Emre DEMİRCİ<sup>1</sup>, Bilgehan TUNCA<sup>1</sup>, L. Cenk KUMRUOĞLU<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Zahit Alüminyum San. ve Tic. A.Ő., <sup>2</sup>İskenderun Technical University, Türkiye

**ALUS-P33****The Effect of Flux Process on the Anodic Oxidation Capability of 6xxx Series Aluminium Alloy**

6xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Eloksal Prosesi Üzerinde Flaks İşleminin Etkisi

Bilgehan TUNCA<sup>1</sup>, Merve ÖZCAN<sup>1</sup>, Mustafa GÜNEŞ<sup>2</sup>, Bahadır KARCA<sup>1</sup>, Duygu İZCANKURTARAN<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Zahit Alüminyum San. ve Tic. A.Ő., <sup>2</sup>Adana Alparslan Türkeş Science Technology University, Türkiye

**ALUS-P34****Production of Aluminium Matrix in-Situ Composites Using Low Superheat Casting Method**

Alüminyum Matrisli In-Situ Kompozitlerin Düşük Üst Isılı Döküm Yöntemiyle Üretilmesi

Tolga ÖZKAN, İbrahim TÜTÜK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER  
*Yildiz Technical University, Türkiye*

**ALUS-P35****Aluminium Matrix In-Situ Ex-Situ Hybrid Composite Production By Vacuum Infiltration Method**

Vakum Infiltrasyon Yöntemi ile Alüminyum matrisli in situ ex situ hibrit kompozit üretimi

Dilara BİRSEN, İbrahim TÜTÜK, Kübilay ÖZTÜRK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER

*Yildiz Technical University, Türkiye*

**ALUS-P36****Microstructural Characterization of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite Via Squeeze Casting**

Sıkıştırma Döküm Yöntemiyle SiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitin Mikroyapısal Karakterizasyonu

Açelya SANDIKÇIOĞLU<sup>12</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>, Yahya Kemal TUR<sup>1</sup>

*<sup>1</sup>Gebze Technical University, <sup>2</sup>Ferro Döküm, <sup>3</sup>Atatürk University, Türkiye*

**ALUS-P37****Production of Graphene Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite (GRAMCs) Via Stir Casting**

Karıştırma Döküm Yöntemi ile Grafen Takviyeli Alüminyum Metal Matrisli Kompozit Üretimi

İrem SAPMAZ<sup>1</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>

*<sup>1</sup>Yeşilova Holding R&D Center, <sup>2</sup>Kırklareli University, <sup>3</sup>Atatürk University, Türkiye*

## Sempozyum ve Fuar Alanına Ulaşım

### Transportation To Symposium & Fairground

İstanbul Havalimanı'na yurt dışından ve Türkiye'nin diğer illerinden uçak ile gelen ziyaretçi, katılımcı ve konuklar fuar zamanı ücretsiz servislerimizi kullanarak veya taksi ve toplu taşıma araçlarından faydalanarak İstanbul Fuar Merkezi'ne çok kısa bir sürede ulaşabilmektedir.

Alternatif arterler E5, TEM Otoyolu ve Sahil Yolu'nun kesişme noktasında olan İstanbul Fuar Merkezi; Bakırköy ve Yenikapı Deniz Otobüsü İskeleleri'ne olan yakınlığından ötürü avantajlı bir konuma sahiptir.

Şehir merkezi, şehirlerarası otobüs terminali ve havalimanına rahat ve hızlı bağlantı sağlayan metro hattı da çok önemli bir yenilik olarak fuarlara yüz binlerce kişinin hızla ve en kolay biçimde ulaşmasını sağlamaktadır.

Fuar ve Sempozyum süresince fuar alanına ücretsiz servislerimiz olacaktır.

---

Istanbul Airport should be preferred when arriving by air. After landing at the airport, you can either use our free shuttle services during the exhibition dates or taxi and public transportation to arrive to the venue.

The exhibition area is located at the intersection of E-5, Coastal highway and TEM highway is at a close distance from significant locations and city center of Istanbul.

Being in the heart of Istanbul, the center is only 300 meters to Yesilkoy Airport to offer the easiest transfers to international visitors also. It is close to Bakirkoy and Yenikapi Sea Buses; it is also available for sea transport.

For the visitors coming from city center, the bus terminal and the subway are available.

During the symposium and exhibition dates, shuttle service will be provided and its times will be announced prior to event.

# İÇİNDEKİLER

# CONTENTS



# İÇİNDEKİLER / CONTENTS

<b>Alüminyumda Küresel Ticaret Değerlendirmesi ve Yeşil Ekonomi ile Değişim</b> ..... 65 <b>Analysis of Aluminum Global Trade and Change in A Green Economy</b> Selahattin Armağan VURDU İstanbul Maden ve Metaller İhracatçıları Birliği, Türkiye	65
<b>Yeni Normal ve Sınırdaki Karbon Düzenlemesi</b> ..... 74 <b>New Normal and Carbon Border Adjustment</b> Fevzi YILMAZ Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, Türkiye	74
<b>Sürdürülebilirlik Kültürüne Dönüş</b> ..... 87 <b>Return to Sustainability Culture</b> Halit YILMAZ Yeşilova Holding, Türkiye	87
<b>Green Aluminium</b> ..... 91 <b>Yeşil Alüminyum</b> Erman CAR <sup>1</sup> , Şeyma KORKMAZ <sup>2</sup> <sup>1</sup> Insertec Thermal Engineering Solutions, Spain <sup>2</sup> Metalurji ve Malzeme Mühendisi, Türkiye	91
<b>Calcium Aluminate Production from Aluminium White Dross with Pyrometallurgical Methods</b> ..... 99 <b>Alüminyum Beyaz Curufundan Pirometalurjik Yöntemle Kalsiyum Alüminat Üretimi</b> Buse Tuğçe POLAT, İlayda Elif ÖNER, Selçuk KAN, Kağan BENZEŞİK, Onuralp YÜCEL İstanbul Technical University, Türkiye	99
<b>Recycling of Paper, Low Density Polyethylene and Al Components from Waste Tetra Pak Aseptic Packages</b> ..... 105 <b>Tetra Pak Aseptik Ambalaj Atıklarından Kağıt, Düşük Yoğunluklu Polietilen ve Alüminyum Bileşenlerin Geri Dönüştürülmesi</b> İlgım Baltacı <sup>1</sup> , Selçuk Kan <sup>1</sup> , Ahmet Turan <sup>2</sup> , Onuralp Yücel <sup>1</sup> <sup>1</sup> Istanbul Technical University, Türkiye <sup>2</sup> Veditepe University, Türkiye	105
<b>ASAŞ Rigid Catenary System Design and Performed Tests</b> ..... 111 <b>ASAŞ Rijit Katener Sistem Tasarımı ve Uygulanan Testler</b> Emre ÖZYILMAZ, Görkem ÖZÇELİK ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	111
<b>Investigation of the Influence of Variable Tin Addition in Eutectic Al-Si Alloys</b> ..... 115 Kozana JANUSZ <sup>1</sup> , Piękoś MARCIN <sup>1</sup> , Jezierski JAN <sup>2</sup> , Garbacz-Klempka ALDONA <sup>1</sup> , Perek-Nowak MAŁGORZATA <sup>2</sup> <sup>1</sup> AGH University of Science and Technology, Polonya <sup>2</sup> Silesian University of Technology, Polonya	115
<b>The Effects of Injection Parameters on Silafont-36 Cast Part in HPDC Process</b> ..... 122 <b>Enjeksiyon Parametrelerinin Yüksek Basıncılı Döküm Yöntemi ile Üretilen Silafont-36 Döküm Parçası Üzerine Etkileri</b> Berkay SAVAŞKAN <sup>1,2</sup> , Muammer MUTLU <sup>1</sup> , Seyfettin HASPOLAT <sup>1</sup> , Özgül KELEŞ <sup>2</sup> <sup>1</sup> Mita Kalıp ve Döküm Sanayii A.Ş. Türkiye <sup>2</sup> Istanbul Technical University, Türkiye	122
<b>Short Spraying Application in the Aluminum High Pressure Die Casting Process</b> ..... 127 <b>Alüminyum Yüksek Basıncılı Döküm Prosesinde Kısa Süreli Yağlama Uygulamaları</b> Ekrem ALTUNCU <sup>1</sup> , Naci EKMEKÇİ <sup>2</sup> , Fuat TOPCU <sup>2</sup> , Burak ERDİL <sup>2</sup> <sup>1</sup> SUMAR-Sakarya University of Applied Sciences, Türkiye <sup>2</sup> ARPEK- High Pressure Aluminum Die Casting Company, Türkiye	127
<b>New Reinforcement for Aluminum Metal Matrix Composites: Pig Iron Chips</b> ..... 133 <b>Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler için Yeni Bir Takviye: Dökme Demir Talaşı</b> Açelya SANDIKÇIOĞLU <sup>1,2</sup> , Çağlar YÜKSEL <sup>3</sup> , Yahya Kemal TUR <sup>3</sup> <sup>1</sup> Gebze Technical University, Türkiye <sup>2</sup> Ferro Döküm, Türkiye <sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye	133

<b>Cephe Kaplamasında Kullanılmak Üzere 3105 H44 Alaşımına Alternatif 8006 H44 Alaşımli Boyalı Ürün Üretimi</b> .....	<b>138</b>
<b>Production of Pre-Painted Products with 8006 H44 Alternative 3105 H44 to be Used in Facade Cladding</b>	
Sümbüle SAĞDIÇ <sup>1</sup> , Cemre KOCAHAKİMOĞLU <sup>2</sup> , Yusuf ÖZÇETİN <sup>1</sup> , Ezgi İPEK <sup>1</sup> , Canan İNEL <sup>1</sup> , Ali ULUS <sup>1</sup>	
<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	
<sup>2</sup> AkzoNobel Kemipol San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	
<b>Alüminyum Alaşımlarda Alaşım İçeriğinin ve Ön İşlemin Korozyon Direncine Etkisi</b> .....	<b>143</b>
<b>The Effect of Alloy Content and Pre-Treatment on Corrosion Resistance in Aluminum Alloys</b>	
Başak DÜGENCİLİ, Pınar AFŞİN, Can AKYIL	
Politeknik Metal San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	
<b>Enhancing Oxidation Behavior of the Inconel 718 Superalloy by Duplex Aluminum Coating</b> .....	<b>150</b>
<b>Dubleks Alüminyum Kaplama ile Inconel 718 Süperalaşımının Oksidasyon Davranışının Geliştirilmesi</b>	
Ahmet KAVUKCU <sup>1,2</sup> , Murat BAYDOĞAN <sup>2</sup>	
<sup>1</sup> Gebze Technical University, Türkiye	
<sup>2</sup> İstanbul Technical University, Türkiye	
<b>Corrosion Behaviour of Vibrated Mold Casting of Secondary Al7Si0,3Mg Aluminum Alloy</b> .....	<b>157</b>
<b>İkincil AlSi70.3Mg Alüminyum Alaşımının Titreşimli Dökümünün Korozyon Davranışı</b>	
Aleyna BAYATLI <sup>1</sup> , Ahmet KABİL <sup>2</sup> , Ferhat SAYDAM <sup>3</sup> , Mustafa KOCABAŞ <sup>1</sup> , Çağlar YÜKSEL <sup>3</sup>	
<sup>1</sup> Konya Technical University, Türkiye	
<sup>2</sup> ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	
<sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye	
<b>Sektörel Ortak Test Hizmetlerinde Yeni Bir Model: Astel - Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarı</b> .....	<b>163</b>
<b>A New Model in Sectoral Joint Testing Services: Astel - Aluminium Construction Systems Testing and Training Laboratory</b>	
Ebubekir KOÇ, Yaşar AKÇA, Talha AKYÜREK	
Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, ALUTEAM, Türkiye	
<b>8XXX Serisi Alaşımlarda Mangan Elementinin ve Termomekanik Proseslerin Derin Çekilebilirlik Üzerine Etkileri</b> .....	<b>168</b>
<b>The Effect of Mn Element and Thermomechanical Process on Deep Drawability in 8XXX Series Alloys</b>	
Feyza DENİZLİ, Çisem KOCAOĞLU, Ali ULUS, Canan İNEL	
ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	
<b>Ekstrüzyon Prosesi Soğutma Türünün Alüminyum Alaşımı Çarpışma Kutularının Mekanik Özelliklerine, Katlanma Performansına ve Mikro Yapı Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi</b> .....	<b>174</b>
<b>Investigation of the Cooling Type of Extrusion Process on the Mechanical Properties, Folding Performance and Microstructural Properties of Aluminum Alloy Crash Boxes</b>	
İrem SAPMAZ <sup>1</sup> , Emrah Fahri ÖZDOĞRU <sup>2</sup> , Asım ZEYBEK <sup>1</sup>	
<sup>1</sup> Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, Türkiye	
<sup>2</sup> TRİ Metalürji, Türkiye	
<b>Otomotiv Sektöründe Kullanılan Çarpışma Kutularının Darbe Sönümlenme Yeteneğinin Sayısal ve Deneysel İncelemesi</b> .....	<b>180</b>
<b>Numerical and Experimental Investigation of Shock Absorbing Ability of Crash Boxes Used in the Automotive Industry</b>	
Gökтуğ YILMAZ, Osman Halil ÇELİK	
ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye	
<b>Regression Modeling of Tensile Strength at Twin Roll Casting Process</b> .....	<b>184</b>
<b>İkiz Merdaneli Dökümde Çekme Mukavemetinin Regresyon Modellemesi</b>	
Ebru ŞEN, Hüseyin MERİÇ, S.Kaan İPEK	
Teknik Alüminyum San. A.Ş. Türkiye	
<b>Alüminyum Döküm Parça Tedarik Şirketlerinde Gelecek Öngörülleri</b> .....	<b>190</b>
<b>Future Prediction for the Foundries that Produce Cast Aluminium Alloy Parts</b>	
Şener MUTER	
TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği, Türkiye	

- Dövme ile Üretilmeyen Süspansiyon Parçalarının Alçak Basıncılı Döküm Yöntemi ile Üretilmesi ve Karşılaştırılması** ..... 194  
**Production and Comparison of Suspension Parts That Cannot Be Produced by Forging But It Can Be Produced by the Low Pressure Casting Method**  
 Ahmet Asım ESER<sup>1</sup>, Ahmet Can YAŞAR<sup>1</sup>, Ümit Ahmet ÇAKAL<sup>1</sup>, Mustafa ACARER<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> AYD Ar-Ge Merkezi, Türkiye  
<sup>2</sup> Selçuk Üniversitesi, Türkiye
- The Formation of Entrainment Defects during Rotary Degassing Treatments with Different Purging Gases** ..... 198  
 Gábor GYARMATI, Fanni VINCZE, Zoltán KERI, György FEGYVERNEKI, Dániel MOLNAR  
 University of Miskolc, Hungary
- Characteristics and Behaviour of Coated Aluminium Scraps during Thermal Pre-Treatment** ..... 206  
**Kaplamalı Alüminyum Hurdaların Karakteristiği ve Termal Ön-İşlem Sırasındaki Davranışları**  
 Rabia ÖNEN, Merol GÖKELMA  
 Izmir Institute of Technology, Türkiye
- Influence of Different Grain Refinement Practices on the Microstructure of a TRC 1050 Alloy** ..... 211  
**Farklı Tane İnceltici Pratiklerinin İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen 1050 Alaşım Mikroyapısı Üzerine Etkisi**  
 Mert GÜLVER, Cemil İŞIKSAÇAN, Vakur Uğur AKDOĞAN  
 ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Uçak Motor Bloku için Alçak Basıncılı Reçineli Kuma Döküm A201 Alaşım Geliştirilmesi** ..... 216  
**Development of Low Pressure Resin Sand Cast and Artificially Aged A201 alloy for Aircraft Engine Block**  
 Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Ahmet ALTUN<sup>2</sup>, Cem ÇETİNKAYA<sup>2</sup>, Kenan PULAT<sup>2</sup>, Barış Bilal ALTINTAŞ, Levent SUBAŞI<sup>3</sup>, Erdem BEKTAŞ<sup>3</sup>, Güray AKBULUT<sup>3</sup>  
<sup>1</sup> Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Türkiye  
<sup>2</sup> ALTUN Döküm Sanayi A.Ş. Türkiye  
<sup>3</sup> TEİ -TUSAŞ Motor Sanayi A.Ş. Türkiye
- The Fundamental Mechanism of Nucleation of  $\alpha$ -Aluminium on TiB<sub>2</sub> and its Relationship to the Performance of Commercial Grain Refiners** ..... 220  
 **$\alpha$ -Alüminyumun TiB<sub>2</sub> Üzerinde Çekirdeklenmesinin Temel Mekanizması ve Ticari Tane İncelticilerin Performansı İlişkisi**  
 John COURTENAY<sup>1</sup>, Yun WANG<sup>2</sup>, Zhao WEITO<sup>3</sup>  
<sup>1</sup> MQP International Ltd. USA  
<sup>2</sup> BCAST Brunel University, USA  
<sup>3</sup> Lizhong Sitong Light Alloys Group Company, USA
- Effect of Casting Gauge on Material Properties of an AlFeMn Alloy** ..... 230  
**AlFeMn Alaşımında Döküm Kalınlığının Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi**  
 Hikmet KAYAÇETİN, Mert GÜLVER, Efe KIRANATLI, Cemil İŞIKSAÇAN  
 ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Development of Niobium Boron Master Alloy for Grain Refinement of Cast Al-Si-Mg Alloys** ..... 237  
**Al-Si-Mg Döküm Alaşımının Tane İnceltilmesi için Niyobyum - Boron Alaşımının Geliştirilmesi**  
 E. Burak ALDOĞAN<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Turkish Aerospace, Türkiye  
<sup>2</sup> Middle East Technical University, Türkiye
- The Effect of Production Parameters on the Corrosion Behavior of Twin Roll Continuous Cast Al-Fe-Mn Alloys** ..... 248  
**İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemiyle Üretilen Al-Fe-Mn Alaşımında Üretim Parametrelerinin Korozyon Davranışına Etkisi**  
 Ece HARPUTLU, Mert GÜNYÜZ, Nihat YILMAZ  
 ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Buzdolabı Kompresör Yataklarında Kullanılmak Üzere B390 Alüminyum Alaşımının Tribolojik Özelliklerinin İyileştirilmesi** ..... 253  
**Improvement of Tribological Characteristics of B390 Aluminum Alloy for Use in Refrigerator Compressor Bearings**  
 Abdullah ŞENTÜRK, Oğuzhan KAYA, Alper YEŞİLÇUBUK, Onuralp YÜCEL  
 İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye

- Investigation of the Effect of Homogenization Temperature and Time on the Evolution of Intermetallics in Twin Roll Continuous Cast 8XXX Series Alloy**..... 259  
İkiz Merdaneli Sürekli Döküm 8xxx Serisi Alaşımında Homojen Tav Sıcaklığı ve Süresinin İntermetaliklerin Değişimine Etkisinin İncelenmesi  
Ahmet KABİL, Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Murat DÜNDAR  
ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Tekniğiyle Üretilmiş 3005 Alüminyum Alaşımında Termomekanik Proseslerin Derin Çekilebilme Kabiliyetine Etkisi**..... 266  
**The Effect of Thermo-Mechanical Processes on the Deep Drawing Capability of 3005 Aluminum Alloy Produced with Twin Roll Continuous Casting Method**  
Yusuf ÖZÇETİN<sup>1,2</sup>, Çisem KOCAOĞLU<sup>1</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> Yıldız Teknik Üniversitesi, Türkiye
- Non-Standard T6 Heat Treatment of the Casting of the Combustion Engine Cylinder Head**..... 274  
Jacek PEZDA<sup>1</sup>, Jan JEZERSKI<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> University of Bielsko-Biala, Poland  
<sup>2</sup> Silesian University of Technology, Poland
- Al-Cu Alaşımlarının 0.1 K/S den 37000 K/S kadar Farklı Soğuma Hızlarında Katılaşması ve Mikroyapısının Tahmini**..... 280  
**Solidification of Al-Cu Alloys in the Range of 0.1 K/S to 37000 K/S Cooling Rates and Prediction of Microstructures**  
Altan TÜRKELİ  
Marmara Üniversitesi, Türkiye
- Recrystallization Behavior of Cold Rolled Twin-Roll Cast 3003 Aluminum Alloy**..... 285  
İkiz Merdane Sürekli Döküm Tekniği ile Üretilen Soğuk Haddelenmiş 3003 Alüminyum Alaşımının Yeniden Kristalleşme Davranışı  
Elif ÖNER SHBEH, Onur MEYDANOĞLU  
ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Krojenik Isıl İşlemin AA 2024 Boru Profillerin Mekanik Özelliklerine olan Etkisinin İncelenmesi**..... 289  
**Investigation of The Effect of Cryogenic Heat Treatment on Mechanical Properties of AA 2024 Tubular Profiles**  
Özkan TUNÇ<sup>2</sup>, Ali KALKANLI<sup>1</sup>, İbrahim KILINÇ<sup>2</sup>, Funda KUYUMCU<sup>2</sup>, Bukle Pelin BAYMUŞ<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Türkiye  
<sup>2</sup> Ditaş Doğan Yedek Parça İmalat ve Teknik A.Ş. Türkiye
- Effect of Aging Conditions of AA6063 and AA6061 Alloys on Corrosion Behavior**..... 294  
AA 6082 yerine AA 6061 olacak "AA6063 ve AA6061 Alaşımlarının Yaşlandırma Koşullarının Korozyon Davranışına Etkisi  
Murat DOĞAN<sup>1,2</sup>, İbrahim TÜTÜK<sup>1</sup>, Serhat ACAR<sup>1</sup>, Kubilay ÖZTÜRK<sup>1</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>1</sup>  
<sup>1</sup> Yıldız Technical University, Türkiye  
<sup>2</sup> Sistem Teknik Endüstriyel Fırınlar Ltd. Türkiye
- The Effect of Homogenization Treatment on the Microstructure of Secondary AA6063 Aluminium Billets**..... 299  
**Homogenizasyon Isıl İşleminin Eşit Boyutlardaki İkincil AA6063 Alüminyum Kütüklerin Mikroyapısına Etkisi**  
Ferhat SAYDAM<sup>1</sup>, Kerem Can DİZDAR<sup>2</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>3</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>4</sup>  
<sup>1</sup> Biser Alüminyum, Türkiye  
<sup>2</sup> İstanbul Technical University, Türkiye  
<sup>3</sup> Kırklareli University, Türkiye  
<sup>4</sup> Atatürk University, Türkiye
- AlSi9 Alaşımının Sr Oranına Göre Mikro Yapısal Karakterizasyonu**..... 302  
**Microstructural Effect of Sr Modification and Heat Treatment in AlSi9 Alloys**  
İbrahim Halil KALKAN<sup>1</sup>, İbrahim Göksel HIZLI<sup>2</sup>, Kerem DİZDAR<sup>2</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>, Cem KAHRUMAN<sup>3</sup>  
<sup>1</sup> Mercedes-Benz Türk, Türkiye  
<sup>2</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye  
<sup>3</sup> Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye

- Direkt Ekstrüzyon Metoduyla Üretilmiş 6005A Alüminyum Alaşımında Mn ve Cr Oranlarının Ürün Özelliklerine Etkisi** ..... 309  
**The Effect of Mn and Cr Ratios on Product Properties in 6005A Alloy Produced by Direct Extrusion Method**  
Timuçin SEBİBOĞA<sup>1</sup>, F. Zafer ZORLU<sup>1</sup>, Süleyman Can KURNAZ<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> Sakarya Üniversitesi, Türkiye
- Ölümcül ve Ciddi Yaralanmalı İş Kazalarının Önlenmesinde Uluslararası Yeni Yaklaşım Modeli "Ciddi Yaralanma ve Ölümcül Kazaları Önleme Performans Standardı"** ..... 313  
**New International Approach to Prevention of Fatal and Serious Injury Accidents "Serious Injury & Fatality (SIF) Prevention Performance Standard"**  
Cengiz KAYIŞKAN, Burak KARAMAN  
ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Investigation of High-Temperature Oxidation of Lintel Parts in Aluminum Melting Furnaces** ..... 317  
**Alüminyum Ergitme Fırınlarında kullanılan Lentoların Yüksek Sıcaklık Oksidasyonunun İncelenmesi**  
Elif ÖNER SHBEH, Onur BİRBAŞAR, Mohammed SHBEH, Murat DÜNDAR  
ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Optimization of the 1<sup>st</sup> Phase in The Aluminum High Pressure Die Casting Process** ..... 322  
**Alüminyum Yüksek Basınçlı Döküm Prosesinde 1. Faz Hızının Optimizasyonu**  
Ekrem ALTUNCU<sup>1</sup>, Naci EKMEK<sup>2</sup>, Ali ÖZKAN<sup>2</sup>, Aykut DOĞAN<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> SUMAR-Sakarya University of Applied Sciences, Türkiye  
<sup>2</sup> ARPEK- High Pressure Aluminum Die Casting Company, Türkiye
- Yüksek Basınçlı Dökümde Kullanılan AlSi9Cu3 Alaşımında Ergiyik Tutma Potasındaki Azalan Sıvı Metal Miktarına Bağlı Olarak Döküm Kalitesinin Belirlenmesi** ..... 326  
**Determination of Casting Quality Depending on the Reduced Liquid Metal Amount in the Crucible of AlSi9Cu3 Alloy Used in High Pressure Casting**  
Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Songül KILINÇ, Rabia Eylül TURAN  
Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye
- Yüksek Basınçlı Döküm Yönteminde ENAC 46000 Alaşımının Sıvı Metal Tutma Potası Çeşidine Bağlı Olarak Sıvı Metal Kalitesinin İncelenmesi** ..... 331  
**Investigation of Liquid Metal Quality of ENAC 46000 Alloy Depending on the Type of Liquid Metal Holding Pot in High Pressure Casting Method**  
Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Rabia Eylül TURAN, Songül KILINÇ  
Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye
- HPDC Sisteminde Kullanılan Yüksek Tonajlı Bekletme Potaları ile Ergitme-Bekletme Gerçekleştiren Pota Tiplerinin Verimlilik Açısından Karşılaştırılması** ..... 336  
**Efficiency Comparison of High-Tonnage Holding Crucibles and Melting-Holding Crucibles Used in HPDC System**  
Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Songül KILINÇ, Eylül TURAN  
Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye
- Ekstrüze Edilmiş 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımında Isıl İşlem Parametrelerinin Korozyon Davranışına Etkisi** ..... 342  
**Effects of Heat Treatment Parameters on Corrosion Behaviour of Extruded 6XXX Series Aluminium Alloys**  
Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Tolga DEMİRKIRAN, Osman Halil ÇELİK, Serkan ÖZCAN  
ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Al-Mg-Si Alaşımında Quench - Isıl İşlem Arası Bekleme Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi** ..... 347  
**Effects of Delay Time Between Extrusion and Quench on Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloys**  
Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Tolga DEMİRKIRAN, Cem MEHMETALİOĞLU, Serkan ÖZCAN  
ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Investigation of AlSi7Mg0.3 Aluminium Alloy Microstructure via Vibrational Plaster Mold Casting** ..... 352  
**Titreşimli Alçı Kalıp Döküm Yönteminin AlSi7Mg0.3 Alüminyum Alaşımının Mikroyapısına Etkisinin İncelenmesi**  
Ahmet KABIL<sup>1</sup>, Sezgin YAŞA<sup>1</sup>, Mustafa ÇİĞDEM<sup>1</sup>, Yunus Emre BENKLİ<sup>2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Yıldız Technical University, Türkiye  
<sup>2</sup> Atatürk University, Türkiye

- EN AW 2014 Alüminyum Alaşımının Termodinamik Modelleme Yazılımı ile Isıl İşlem Özelliklerinin ve Nihai Yapısının Modellenmesi** ..... 356  
**Modeling the Heat Treatment Properties and Final Structure of EN AW 2014 Aluminum Alloy With Thermodynamic Modeling Software**  
 Gülben KARAARSLAN, Tanju ÇELİKER, Harun USLU  
 ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş. Türkiye
- Sıcak ve Soğuk Şekillendirme Yöntemi ile Üretilen Alüminyum Alaşımı Profillerin Sertlik ve Mikroyapı İncelemeleri** ..... 360  
**Hardness and Microstructure Investigations of Aluminum Alloy Profiles Produced with Hot and Cold Forming Method**  
 Harun USLU, Tanju ÇELİKER, Gülben KARAARSLAN  
 ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş. Türkiye
- Investigation of Pouring Temperature for Direct Water-Cooled Aluminum Lost Foam Castings** ..... 364  
**Direkt Su Soğutmalı Kaybolan Köpük Döküm Yöntemi İçin Döküm Sıcaklığının Etkisinin İncelenmesi**  
 İbrahim TÜTÜK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER  
 Yıldız Technical University, Türkiye
- Alüminyum Endüstrisinde Kullanılan Tekno-Ekonomik ve Sürdürülebilir Yöntemlerin İncelenmesi** ..... 368  
**Investigation of Techno Economic and Sustainable Methods Used in Alumunium Sector**  
 Zeynep Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK, Çağla NUMAN, Osman Halil ÇELİK, Semih ÇETİN, Barış AKIN, İlyas Artunç SARI  
 ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- İkiz Merdaneli Döküm Yöntemi ile Geri Dönüşüm Dostu Alaşımlı Levha Üretimi** ..... 374  
**Production of Recycling Friendly Alloy Coil With Twin Roll Casting Method**  
 Koray DÜNDAR, Ali ULUS, Canan İNEL, Görkem DEMİR, Sümbüle SAĞDIÇ, Yusuf ÖZÇETİN, Samet SEVİNÇ  
 ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Development of Novel Coating Materials for Sustainable Industrial Future** ..... 379  
**Sürdürülebilir Endüstri Geleceği İçin Yeni Nesil Kaplama Malzemelerinin Geliştirilmesi**  
 Osman Halil ÇELİK, Zeynep Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK, İlyas Artunç SARI  
 ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Effect of Pb Alloying Element Addition on Microstructural Change in Al-Mg-Si Alloys** ..... 383  
**Al-Mg-Si Alaşımında Pb Alaşımına Elementi Eklenmesinin İyapıya Olan Etkisi**  
 Osman Halil ÇELİK, Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK  
 ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- HPDC Yönteminde Kullanılan Tutma ve Taşıma Potası İçerisinde Yer Alan Sıvı Metalin Kalite Karşılaştırılmasının Yapılması** ..... 388  
**Quality Comparison of Liquid Metal in the Holding and Carrying Crucible Used in HPDC Method**  
 Ümmet AYYILDIZ<sup>1</sup>, Sena ERDOĞAN<sup>1</sup>, Yunus DEMİR<sup>1</sup>, Erhan KAYA<sup>1</sup>, Muhammet ULDAĞ<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye  
<sup>2</sup> Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye
- Comparison Study about Fatigue Behaviors of EN AW 6082 Aluminum Alloys Produced by Horizontal Direct Chill Casting and Extrusion Method** ..... 395  
**Yatay Sürekli Döküm ve Ekstrüzyon ile Üretilen EN AW 6082 Alüminyum Alaşımının Yorulma Davranışlarının Karşılaştırılma Çalışması**  
 Deniz KAVRAR ÜRK<sup>1</sup>, Kerem DİLEK<sup>1</sup>, Seracettin AKDİ<sup>2</sup>, Kadir KÖSOĞLU<sup>1</sup>, Akın OBALI<sup>1</sup>  
<sup>1</sup> Sistem Teknik Industrial Furnace Ltd. Türkiye  
<sup>2</sup> Akdi Mühendislik, Türkiye
- Grafen İlaveli 7075 Kompozitleri Sinter sonrası Termomekanik İşlemleri ve Karakterizasyonu** ..... 399  
**Characterization of Grapheneadded 7075 Metal Matrix Composites Produced by Sintering and Thermomechanical Processing**  
 Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Olgun TANBERK<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>2</sup>, İvgen ÖZDAL<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Türkiye  
<sup>2</sup> Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş. Türkiye
- İkiz Merdane Döküm Tekniği ile Üretilen Al-Si-Fe-Mn Folyo Alaşımında Kaba Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) İntermetaliklerinin Oluşumu** ..... 404  
**Formation of Coarse Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) Intermetallics in Al-Si-Fe-Mn Foil Alloys Produced by Twin-Roll Casting Technique**  
 Hüseyin Serhan GÜLŞEN, Şeyma KORKMAZ, Mert GÜNYÜZ, Onur BİRBAŞAR, Murat DÜNDAR  
 ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

- Effect of New Generation Grain Refiners on Al-Fe-Mn Alloys Produced by Twin Roll Continuous Casting** ..... 409  
**İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen Al-Fe-Mn Alaşımlarında Yeni Nesil Tane İncelticilerin Etkisinin İncelenmesi**  
 Mert GÜNYÜZ<sup>1</sup>, Ece HARPUTLU<sup>1</sup>, Kerem Can DİZDAR<sup>2</sup>, Hayati ŞAHİN<sup>2</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye
- Dövme Prosesinin Toz Metalürjisi Yöntemiyle Üretilen Grafen Katkılı Alüminyum Kompozit Malzemenin Sertlik, Aşınma Ve Mikro Yapı Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi** ..... 414  
**Investigation of the Effect of the Forging Process on Graphene Reinforced Aluminum Composite Material Produced by Powder Metallurgy on Hardness, Abrasion and Microstructural Properties**  
 İrem SAPMAZ<sup>1,2</sup>, Cantekin KAYKILARLI<sup>2</sup>, Deniz UZUNSOY<sup>2</sup>, Esra ÖZDEMİR ERGUN<sup>3</sup>  
<sup>1</sup> Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, Türkiye  
<sup>2</sup> Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye  
<sup>3</sup> Birinci Otomotiv A.Ş. Türkiye
- Alüminyum Torpido Traversi Tasarımındaki Önemli Kriterler ve Tasarımın Optimizasyonu** ..... 419  
**Design Development Studied for Convert Steel Cross-Car Beam to Aluminium Cross-Car Beam**  
 Dilek ŞENGÜL NİŞANCI, Enes KURTULUŞ  
 Yeşilova Holding Ar-Ge Merkezi, Türkiye
- Metal Matrisli ve Fiber Takviyeli Kompozitlerin Endüstriyel Uygulamaya Yönelik Farklı Kaplama Yöntemleri ve Özelliklerin Geliştirilmesi** ..... 427  
**Development of Coating Methods of Fiber Reinforced for Different Matrix Composites for Industrial Applications**  
 Emel ÇALIŞKAN<sup>1</sup>, Sadık Kaan İPEK<sup>1</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>, Erol İNCE<sup>1</sup>  
<sup>1</sup> İstanbul – Cerrahpaşa Üniversitesi, Türkiye  
<sup>2</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye
- Corrosion Behaviour of A356/TiB2 In-Situ Composites** ..... 432  
**A356/TiB2 In-Situ Kompozitlerin Korozyon Davranışı**  
 Ayşegül Ayça KISASÖZ<sup>1</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>2</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>1</sup>  
<sup>1</sup> Yıldız Technical University, Türkiye  
<sup>2</sup> Kırklareli University, Türkiye
- Çözülmüş Alüminyum Yönünden Ekstrüzyon Kalıp Dağlama Proses Parametrelerinin Optimizasyonu** ..... 435  
**Optimization of Extrusion Die Etching Process According to Solute Aluminium Content**  
 Barış AKIN, Esra KAYMAK AKSU, Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Çağla NÜMAN  
 ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye
- Toz Formlu Tane İnceltici Kullanılarak Üretilen A356 Alaşımın Parçaların Mekanik Özelliklerine Döküm Sıcaklığının Etkisi** ..... 439  
**The Effect of Casting Temperature on the Mechanical Properties of A356 Alloy Parts Produced by Using a Powder Form Grain Refiner**  
 Makbule POZAN<sup>1,2</sup>, Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>, Uğur AYBARÇI<sup>1</sup>, Yunus ERCAN<sup>1</sup>, Onur ERTUĞRUL<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> CMS Jant ve Makina Sanayi, Türkiye  
<sup>2</sup> İzmir Kâtip Çelebi Üniversitesi, Türkiye
- Machinability Study of A201-T7 Alloy** ..... 444  
**A201-T7 Alaşımının İşlenebilirlik Çalışması**  
 Onan KILIÇASLAN<sup>1</sup>, Anıl KABAKLARLI<sup>1</sup>, Levent SUBAŞI<sup>2</sup>, Erdem BEKTAŞ<sup>2</sup>, Rifat YILMAZ<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Altun Döküm Sanayi A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> TEI Tusas Engine Industries, Türkiye
- Alüminyum Ekstrüzyonunda Nitrasyon ve Yüzey Tamamlama Parametrelerinin Kalıp ve Ürün Performansına Etkilerinin İncelenmesi** ..... 449  
**Investigation of the Effects of Nitration and Surface Finishing Parameters on Dies and Product Performance in Aluminum Extrusion**  
 Mehmet AYAN<sup>1</sup>, Mustafa AKÇİL<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi, Türkiye



- The Use Recovery of Eloxal Waste Sludge and As Fire Resistant Aluminum Composite Panel Raw Materials** ..... 457  
**Eloksal Atık Çamurunun Geri Kazanımı ve Yangına Dayanıklı Alüminyum Kompozit Panel Hammaddesi Olarak Kullanımı**  
Bahadır KARACA<sup>1</sup>, Merve ÖZCAN<sup>1</sup>, Yunus Emre DEMİRÇİ<sup>1</sup>, Bilgehan TUNCA<sup>1</sup>, L. Cenk KUMRUOĞLU<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> Zahit Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> İskenderun Technical University, Türkiye
- The Effect of Flux Process on the Anodic Oxidation Capability of 6xxx Series Aluminium Alloy** ..... 462  
**6xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Eloksal Prosesi Üzerinde Flaks İşleminin Etkisi**  
Bilgehan TUNCA<sup>1</sup>, Merve ÖZCAN<sup>1</sup>, Mustafa GÜNEŞ<sup>2</sup>, Bahadır KARCA<sup>1</sup>, Duygu İZCANKURTARAN<sup>1</sup>  
<sup>1</sup> Zahit Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> Adana Alparslan Türkeş Science Technology University, Türkiye
- Production of Aluminium Matrix in-Situ Composites Using Low Superheat Casting Method** ..... 467  
**Alüminyum Matrisli In-Situ Kompozitlerin Düşük Üst Isılı Döküm Yöntemiyle Üretilmesi**  
Tolga ÖZKAN, İbrahim TÜTÜK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER  
Yıldız Technical University, Türkiye
- Aluminium Matrix In-Situ Ex-Situ Hybrid Composite Production By Vacuum Infiltration Method** ..... 471  
**Vakum İnfiltrasyon Yöntemi ile Alüminyum Matrisli In Situ Ex Situ Hibrit Kompozit Üretimi**  
Dilara BİRSEN, İbrahim TÜTÜK, Kübilay ÖZTÜRK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER  
Yıldız Technical University, Türkiye
- Microstructural Characterization of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite Via Squeeze Casting** ..... 475  
**Sıkıştırma Döküm Yöntemiyle SiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitin Mikroyapısal Karakterizasyonu**  
Açelya SANDIKÇIOĞLU<sup>1,2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>, Yahya Kemal TUR<sup>1</sup>  
<sup>1</sup> Gebze Technical University, Türkiye  
<sup>2</sup> Ferro Döküm, Türkiye  
<sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye
- Production of Graphene Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite (GRAMCs) Via Stir Casting** ..... 480  
**Karıştırma Döküm Yöntemi ile Grafen Takviyeli Alüminyum Metal Matrisli Kompozit Üretimi**  
İrem SAPMAZ<sup>1</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>  
<sup>1</sup> Yeşilova Holding R&D Center, Türkiye  
<sup>2</sup> Kırklareli University, Türkiye  
<sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye



**SEMPOZYUM  
BİLDİRİLER**

**SYMPOSIUM  
PAPERS**



# Alüminyumda Küresel Ticaret Değerlendirmesi ve Yeşil Ekonomi ile Değişim

## Analysis of Aluminum Global Trade and Change in A Green Economy

Selahattin Armağan Vurdu

İstanbul Maden ve Metaller İhracatçıları Birliği, Türkiye

### Abstract

Issues of sustainability and green transition are high on the agenda of all countries, notably the EU and USA, and play a major role in developing policies including foreign trade policy. To achieve net-zero emissions by 2050, all countries who will trade with the EU will have to take carbon footprint into account. The enforcement of carbon pricing regulations will increase the cost for key players, notably China, who rely on coal-based power generation in primary aluminium production. It is predicted that green technologies that were supported to be climate-neutral and the growing market of electric vehicles will expand usage of aluminium. In this study, the impacts of transition to a green economy on world aluminium trade and Turkey's aluminium export will be analyzed.

### Özet

Sürdürülebilirlik ve yeşil dönüşüm başta AB ve ABD olmak üzere tüm ülkelerin gündeminde en üst sırada yer almakta, dış ticaret politikaları da dâhil olmak üzere tüm politikaların belirlenmesinde başat rol oynamaktadır. 2050'de sıfır karbon salınımı hedefi için AB ile ticari ilişkiye girecek tüm ülkelerin ürünlerinin üretimindeki karbon ayak izini dikkate alması gerekecektir. Karbonun fiyatlandırılması uygulamasına geçiş başta Çin gibi birincil alüminyum üretiminde enerji kaynağı olarak kömürü kullanan büyük oyuncuların maliyetini artacaktır. İklim nötr dünyaya erişmek için üretimi desteklenen yeşil teknolojilerin, pazarı büyüyen elektrikli taşıma araçların alüminyum kullanımını da artıracığı öngörülmektedir. Bu çalışmada yeşil ekonomiye geçişin küresel alüminyum ticaretine ve Türkiye alüminyum ihracatına etkileri incelenecektir.

### 1. Alüminyum Üretimi

Alüminyum üretiminde gerekli ara mal olan alümina için günümüzde boksit tercih edilmektedir. Üretimde boksit dışında kullanılabilir çok sayıda farklı kaynak da bulunmakta; bunlar arasında alüminyum içeriği nispeten yüksek kaynaklar olan kil mineralleri (kaolinit, profillit, illit, halloysit) doğada bol bulunmaktadır ancak bu kaynaklardan alümina üretimi, en azından şimdilik, ekonomik değildir. [1]

U.S. Geological Survey'e göre dünya boksit kaynaklarının 55 milyar ile 75 milyar ton arasında olduğu tahmin edilmektedir. Söz konusu kaynakların %32'si Afrika'da, %23'ü Okyanusya'da, %21'i Karayipler ve Güney Amerika'da ve %18'i ise Asya'dadır. Dünya işlenebilir boksit rezervlerinin ise 30 milyar ton olduğu tahmin edilmektedir. Dünya toplam rezervinin %25'ine tekabül eden 7,4 milyar tonu Gine'de, %17'sine tekabül eden 5,1 milyar tonu Avustralya'da, %12'sine karşılık gelen 3,7 milyar tonu Vietnam'da ve %9'u olan 2,7 milyar tonu ise Brezilya'da bulunmaktadır. [2]

**Çizelge 1 . 2020 Dünya Boksit Üretimi. [3]**

Ülke	2020 (1000 Ton)	Pay (%)	Yıllık Değişim (%)
Avustralya	105.624	29	0
Gine	87.766	24	+25
Çin	69.600	19	-2
Brezilya	29.572	8	-7
Endonezya	21.341	6	+29
Hindistan	20.769	6	-7
Diğerleri	35.638	10	-12
Dünya Toplam	370.310	100	+3

Dünya Bankası verilerine göre dünya boksit üretimi son on yılda %62 artmıştır. 2020 yılında ise bir önceki yıla göre %3 artış yaşanarak yaklaşık 370 milyon ton boksit üretimi gerçekleşmiştir. Söz konusu üretimin %73'ü ilk üç ülkede yoğunlaşmıştır. 2020 yılında 106 milyon ton boksit üreten Avustralya %29'luk paya, 88 milyon ton üretim yapan Gine %24'lük paya ve yaklaşık 70 milyon ton üretim yapan Çin %19'luk paya sahip olmuştur. Son on yıl içerisinde boksit üretimini yaklaşık 4 katına çıkaran Gine 2020 yılında bir önceki yıla göre boksit üretimini %25 oranında artırmıştır. Keza Endonezya da 2020'de 2019'a kıyasla %29'luk artış ile dünya toplam artış oranı olan %3'ün çok üzerinde performans göstermiştir. [3]

Türkiye'nin boksit kaynaklarına bakıldığında ise Maden Tetkik ve Arama Enstitüsü araştırmalarına göre görünür rezervimiz 57 milyon ton, muhtemel ve mümkün boksit rezervimiz 365 milyon ton olmak üzere toplam 422 milyon ton boksit rezervimiz bulunmaktadır. Bunun 63,3 milyon tonu ise işletilebilir durumdadır. [1] Yaklaşık bir birim alüminyum üretimi için iki birim alümina, iki birim alümina

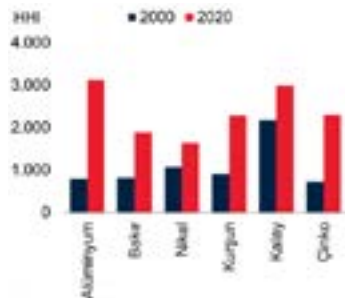
için ise dört birim boksit gerektiği dikkate alınırsa söz konusu işletilebilir rezervlerle yaklaşık 15,8 milyon ton alüminyum üretilebilir. [1] Son on yılda %72 artmış olan boksit üretimimiz 2020 yılında 2 milyon ton civarında gerçekleşmiştir. [3] Seydişehir Alüminyum Tesisleri Türkiye’de birincil alüminyum üretimi yapan tek tesis olup yıllık kapasitesi 82 bin tondur. [4]

**Çizelge 2 . 2020 Dünya Rafine Alüminyum Üretimi. [3]**

Ülke	2020 (1000 Ton)	Pay (%)	Yıllık Değişim (%)
Çin	37.080	56	+2
Rusya	3.856	6	-1
Hindistan	3.583	5	+2
Kanada	3.113	5	+9
Birleşik Arap Emirlikleri	2.248	3	-13
Avustralya	1.583	2	+1
Diğerleri	14.866	22	+1
Dünya Toplam	66.329	100	+1

2020 yılında toplam rafine alüminyum üretimi yaklaşık 66 milyon ton olarak gerçekleşmiştir. Dünya boksit rezervlerinin sadece %3’ü, boksit üretiminin ise %20’si Çin’de olmasına rağmen rafine alüminyum üretiminin %56’sına tekabül eden 37 milyon tonluk alüminyum üretimi Çin’de gerçekleşmiştir. Onu takiben %6’lık paya sahip Rusya 2020 yılında bir önceki yıla göre %1 azalışla 3,9 milyon ton, %5 paya sahip Hindistan 3,6 milyon ton, %5’lik paya sahip Kanada ise %9’luk artışla 3,1 milyon ton alüminyum üretmiştir. Bu ülkeler arasında Hindistan son on yılda boksit üretimini %64 arttırırken, alüminyum rafine üretimini %122 yükseltmiştir. [3]

Rafine alüminyum üretimi ton bazında 2000 yılından 2020 yılına kadar %173 artarken, Pazar yoğunlaşmasını ölçen Herfindahl–Hirschman Endeksi’ne (HHI) göre ise rafine üretim yoğunlaşması % 295 artmıştır. Bu da dünyadaki tüm üretimin birkaç ülkede yoğunlaşmasının derecesini göstermek açısından önemlidir. Diğer ana metallerle karşılaştırıldığında alüminyum son yirmi yıl içinde üretim yoğunlaşması en çok artan metal olmanın yanı sıra diğerleri arasında üretimi en çok yoğunlaşmış metal de olmuştur. [3]



**Şekil 1. Rafine Metal Üretim Yoğunlaşması. [3]**

Birincil alüminyum üretim maliyetlerinin yaklaşık %40’ını enerji maliyeti oluşturmaktadır. [1] Cevherden birincil üretiminin çok fazla enerji gerektirmesi ve alüminyumun teorik olarak ilk başlangıç özelliklerini neredeyse hiç kaybetmeden sonsuz geri dönüştürülebilme özelliğine sahip olması hurdadan yapılan ikincil üretime yönelmeyi sağlamıştır. Günümüze kadar üretilmiş tüm alüminyumun %75’ine tekabül eden yaklaşık 1,5 milyar tonluk kısmının hala kullanımında olduğu tahmin edilmektedir. 2019 yılında dünya alüminyum üretiminin 1/3’ünden fazlası geri dönüştürülmüş alüminyumdan gerçekleştirilmiştir. 2019’da tüketiciler toplam alüminyum hurda girdisinin %60’ına tekabül eden 20 milyon tonluk alüminyumunu geri dönüştürmüştür. Bu miktarın yaklaşık %27’si ise ambalajdan elde edilen alüminyum hurdadır. 2019 yılında tüketiciden önce ortaya çıkan hurda ise yaklaşık 14 milyon ton olup bunun %51’i levha ve folyo iken %27’si ekstrüzyon ve %16’sı dökümden çıkan hurdadır. [6]

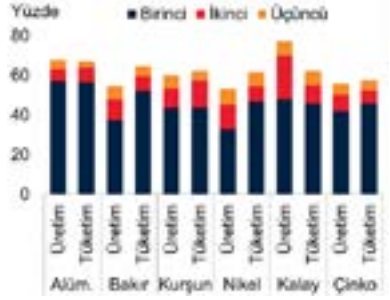
## 2. Alüminyum Tüketimi

Alüminyum tüketimi son yirmi yılda 25 milyondan %159 artışla 2020’de yaklaşık 65 milyon tona çıkmıştır. Hacmi hızla yükselen alüminyumun dünya emtia tüketimindeki payı ise bu oranda yükselmemiştir. Zira 2000 yılında %2,15 olan pay 2019 yılında sadece %2,18’e yükselmiştir. 2000 yılında dünya emtia tüketiminde %1,54 gibi alüminyumdan daha az paya sahip olan bakır ise 2019 yılındaki payını %2,71’e yükselterek alüminyumun önüne geçmiştir. [3] Alüminyumun hacim olarak kullanımı artmasına rağmen nominal fiyatının son yirmi yılda %10 artması payının görece sabit kalmasına sebep olmuştur.

Tüketim hacmi artan alüminyumun en çok kullanıldığı alanlara bakılacak olursa 2019 yılında %26 pay ile otomotiv ve ulaşım birinci sırada bulunmakta, onu %24’lük pay ile inşaat, %16’lık pay ile folyo ve ambalaj, %11’lik pay ile mühendislik ve elektronik, %11 pay ile ise makine ve ekipman takip etmektedir. [5]

2020 yılında 65 milyon tonluk alüminyum tüketimi gerçekleştirilmiş olup bunun 39 milyon tonuna tekabül eden %60’ını Çin gerçekleştirmiştir. Onu takip eden ilk ülke ABD olup toplam tüketimdeki payı %7’dir. Keza Almanya, Hindistan ve Vietnam da 2020 yılı alüminyum tüketiminde %3’lük paya sahip ülkelerdir. Son on yılda Türkiye’nin rafine alüminyum tüketimi %51 artmıştır. 2020 yılında ise Türkiye’nin alüminyum tüketimi bir önceki yıla göre %9 atmış olup 1,1 milyon ton olarak gerçekleşmiştir. [3] Türkiye’nin ortalama kişi başı tüketimi ise 12-16 kg’dır. [4]

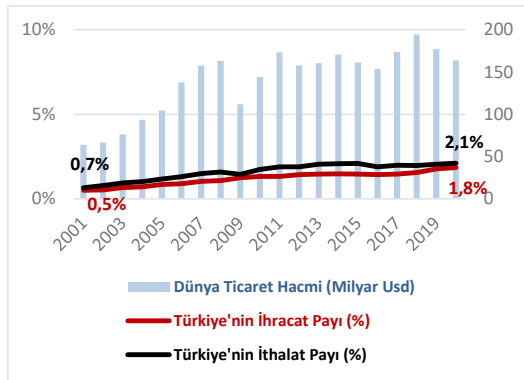
Altı ana metal arasında alüminyum üretim ve tüketimde tek ülkenin en çok pay sahibi olduğu metaldir. Çin hem en büyük alüminyum tüketicisi hem de üreticisidir. Tüketimde ilk 3 ülkenin toplam payı ise alüminyumda %70’lere yaklaşmakta olup diğer ana metaller arasındaki en yüksek paydır. Üretimde kalaydan sonra ilk 3 ülke payının en yüksek olduğu ikinci metaldir. [3]



Şekil 2. Dünya Rafine Metal Üretim ve Tüketiminde ilk 3 ülkenin payı. [3]

### 3. Uluslararası Alüminyum Ticareti

Dünya alüminyum hacmi son yirmi yılda %153 artışla 64 milyar dolardan 164 milyar dolara erişmiştir. Pandemi sebebiyle azalan küresel ticaret hacminden alüminyum sektörü de etkilenmiştir. İşlenmiş ve işlenmemiş tüm alüminyum ihracatı 2019 yılında 176 milyar dolar iken 2020 yılında %6 azalarak 166 milyar dolara gerilemiştir. Alüminyum ihracatçıları arasında son on yılda payını %11'den %15'e çıkaran Çin 2020 yılında 24,6 milyar dolar ile en üst sıradadır. Onu %9'luk pay (14,8 milyar dolar) ile Almanya, %6'lık pay (9,4 milyar dolar) ile ABD ve %5'lik pay (8,3 milyar dolar) ile Kanada izlemektedir. 2020'de bir önceki yıla göre ilk 10 ihracatçıdan ABD ve Fransa değer bazında %14, Almanya %10 ve Hollanda ise %8 oranında düşüş yaşamıştır. İlk 10 arasında ihracatında düşüş yaşamayan ülkelerden Hindistan ihracatını %1 artırmış, Kanada ise bir önceki yıl ile aynı değerinde ihracat gerçekleştirmiştir. [7]



Şekil 3. Son 20 Yıl Dünya Alüminyum Ticaret Hacmi ve Türkiye'nin Payı (Milyar Dolar, %, Gtip 76). [7]

Çizelge 3. Dünya Alüminyum İhracatçıları (Milyar Dolar, Gtip 76). [7]

İhracatçı Ülkeler	2019	2020	2019-2020 Değişim (%)	2020 İhracat Payı (%)
Dünya Toplamı	176,0	165,7	-6	100
1 Çin	26,1	24,6	-6	15
2 Almanya	16,5	14,8	-10	9
3 ABD	10,9	9,4	-14	6
4 Kanada	8,3	8,3	0	5
5 İtalya	6,6	6,2	-6	4
6 Rusya	5,8	5,5	-6	3
7 Hindistan	5,2	5,3	+1	3
8 BAE	5,5	5,3	-5	3
9 Fransa	5,2	4,5	-14	3
10 Hollanda	4,7	4,3	-8	3

Dünya alüminyum ithalatçı ülkelerine bakıldığında ise %12'lik pay ile (19,1 milyon dolar) ABD, %9'luk pay ile (15,1 milyon dolar) Almanya, %5'lik pay ile (8,1 milyon dolar) Çin ve %4'lük pay ile (6,6 milyon dolar) Japonya ilk 5'te yer almaktadır. 2020 yılında bir önceki yıla kıyasla Çin %41, Malezya ise %33 oranında daha fazla alüminyum ithal etmiştir. İlk 10 ülke arasında alüminyum ithalatı en çok azalanlar ise %18 oranı ile Japonya, %15 ile Fransa ve İtalya, %14 ile ABD ve Meksika'dır.

Çizelge 4. Dünya Alüminyum İthalatçıları (Milyar Dolar, Gtip 76). [7]

İthalatçı Ülkeler	2019	2020	2019-2020 Değişim (%)	2020 İhracat Payı (%)
Dünya Toplamı	177,7	161,9	-9	100
1 ABD	22,3	19,1	-14	12
2 Almanya	17,4	15,1	-13	9
3 Çin	5,8	8,1	+41	5
4 Japonya	8,0	6,6	-18	4
5 Fransa	6,9	5,9	-15	4
6 Meksika	6,9	5,9	-14	4
7 Güney Kore	6,3	5,8	-9	4
8 İtalya	6,3	5,3	-15	3
9 Hollanda	5,3	5,0	-5	3
10 Malezya	3,6	4,8	+33	3

2020 yılında dünya toplam alüminyum ihracatının %29'unu işlenmemiş alüminyum, %17'sini sac ve levhalar, %10'unu alüminyumdan diğer eşya, %9'unu çubuk ve profiller, %9'unu inşaat aksamı, %7'sini folyo, %7'sini de hurda oluşturmuştur. [7]



Şekil 4. 2020 Dünya Alüminyum İhracatı [7]

#### 4. Türkiye'nin Alüminyum Dış Ticareti

İşlenmiş ve işlenmemiş dâhil tüm alüminyum ihracatında 2001'de 42. Sırada bulunan Türkiye 2020 yılında 18. Sıraya yükselmiştir. Türkiye'nin alüminyum ihracatı son on yılda ise değer bazında %60 artış yaşamış olup dünya toplam alüminyum ihracatındaki payı ise %1,3'ten %1,8'e yükselmiştir. [7] Alüminyum ihracatımız 2020 yılında bir önceki yıla kıyasla değer bazında %4 azalmış olup miktar olarak 882 bin ton seviyesindeki gerçekleşmiştir. [4]

**Çizelge 5.** Türkiye'nin Alüminyum İhracatı (Milyon Dolar, Gtip 76). [4]

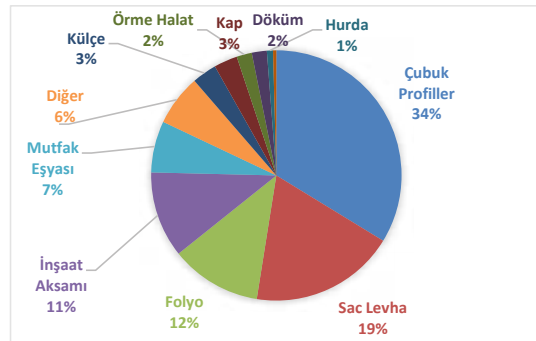
Ülkeler	2019	2020	2019- 2020 Değişim (%)	2020 İhracat Payı (%)
Toplam İhracat	3.072	2.945	-4	100
1 Almanya	440	445	+1	15
2 ABD	249	202	-19	7
3 Irak	154	173	+12	6
4 Birleşik Krallık	166	172	+3	6
5 Polonya	129	132	+2	4
6 İtalya	161	121	-25	4
7 Fransa	129	115	-11	4
8 İsrail	69	99	+43	3
9 Hollanda	78	98	+25	3
10 Mısır	84	96	+13	3

Alüminyum ihraç pazarlarımızdan en büyüğü %15 oranında paya ve 445 milyon dolarlık hacme sahip olan Almanya'dır. Pandemi döneminde %19'luk ihracat azalışı yaşadığımız ABD %7 oranında pay ile ikincilik sırasını korumuş, 202 milyon dolar ihracat gerçekleştirdiğimiz Pazar olmuştur. Irak'a ihracatımız ise %12 oranında artarak 173 milyon dolara erişmiş, 172 milyon dolar ihracat gerçekleştirdiğimiz Birleşik Krallık'ın 2019 yılındaki sıralamasını elde etmiştir. 2020'de %25 oranında düşüş yaşayan İtalya'nın sıralamasını ise 132 milyon dolar ihracat gerçekleştirdiğimiz Polonya almıştır. İhracatımızda %4 oranında paya sahip İtalya'ya 121 milyon dolar ihracat, Fransa'ya ise 115 milyon dolar ihracat gerçekleştirilmiştir. İsrail, Hollanda ve Mısır ise pandemi döneminde sırasıyla %43, %25 ve %13 oranında ihracat artışı gerçekleştirdiğimiz %3'lük paya sahip ülkelerdir.

Alüminyum ihracatımızın %58'i AB ülkelerine gerçekleştirilmiştir. Levha-şerit ihracatının %72'si, yaprak-şerit ihracatının %68'i, çubuk-profil ihracatının %53'ü, inşaat aksamı ihracatının %49'u, örme halat ihracatının ise %40'ı AB ülkelerine ihraç edilmiştir. [4]

2020 yılında ürün grupları ve ülke ihracatımız incelendiğinde Almanya'ya %7 artışla 213 milyon dolar alüminyum çubuk profil; Irak'a 108 milyon dolar çubuk profil; Almanya'ya %7 azalışla 85 milyon dolar sac levha; Mısır'a %20 artışla 82 milyon mutfak eşyası; Birleşik Krallık'a %8 azalışla 67 milyon sac levha; ABD'ye %23 azalışla 62 milyon folyo, %61 artışla 61 milyon çubuk profil, %44 azalışla 60 milyon sac levha, İsrail'e %44 artışla 52 milyon çubuk profil ihracatı gerçekleştirildiği görülmektedir.

İhracatımızda en büyük pay %96 ve 2,8 milyar dolar ile ikincil alüminyuma ait olup ürün grupları açısından bakıldığında ilk sırada %33'lük pay ve 994 milyon dolar ile alüminyum çubuk ve profiller bulunmaktadır. [4] Dünya ihracatında 4. sırada olduğumuz alüminyum çubuk ve profili ihracat payımız 2010'da %3,8 iken 2020 yılında bu pay %6,5'a çıkmıştır. Söz konusu ürün için dış ticaret dengesi bakıldığında Çin'den sonra ihracat fazlası veren ikinci ülke olduğumuz görülmektedir. [7] Alüminyum ihracatımızda sac levha ise %18'lik pay ve 553 milyon dolar ile onu takip etmektedir. Folyo ihracatımız ise %11'lik paya sahip olup 346 milyon dolar olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 5. 2020 Yılı Türkiye'nin Alüminyum İhracatı [4]

Türkiye'nin alüminyum ithalatı ise 2020 yılında bir önceki yıla kıyasla %6 azalarak 3,4 milyar dolar olarak gerçekleşmiştir. Alüminyum ithalatımızda en büyük kalemler 2,2 milyar dolar ile işlenmemiş alüminyumdur. Alüminyum sektörümüzün birincil alüminyum ihtiyacının %90'ı yurt dışından temin edilmektedir. 2020 yılında en çok birincil alüminyum ithal ettiğimiz ülke 1 milyar dolar ile Rusya'dır. İşlenmemiş alüminyum ithalatında Rusya'yı 207 milyon dolar ile Katar ve 203 milyon dolar ile Kazakistan, 149 milyon dolar ile Bahreyn, 133 milyon dolar ile BAE, 105 milyon dolar ile Umman ve 90 milyon dolar ile İran izlemektedir. Son on yılda dünya işlenmemiş alüminyum ithalatındaki payımız

%3,6'dan %4,5'a çıkmıştır. İşlenmemiş alüminyum ihracatımızın payı ise son on yılda %0,4'ten %0,2'ye azalmıştır. İşlenmiş ürünler açısından bakıldığında ise alüminyum sac, levha ve şerit getirdiğimiz ülkeler arasında 78 milyon dolar ile Çin, 75 milyon dolar ile Almanya ve 59 milyon dolar ile ise Güney Kore bulunmaktadır. [4]

**Çizelge 6.** Türkiye'nin Alüminyum İthalatı (Milyon Dolar, Gtip 76). [4]

	Ülkeler	2019	2020	2019- 2020 Değişim (%)	2020 İthalat Payı (%)
	Toplam İthalat	3.637	3.407	-6	100
1	Rusya	1.106	1.056	-5	31
2	Katar	219	208	-5	6
3	Kazakistan	223	203	-9	6
4	Almanya	208	185	-11	5
5	Çin	244	158	-35	5
6	Bahreyn	160	157	-2	5
7	BAE	184	143	-22	4
8	Umman	47	108	+130	3
9	İran	89	92	+3	3
10	Güney Kore	66	79	+20	2

## 5. Yeşil Ekonomide Alüminyum Sektörü

İklim değişikliğiyle mücadelenin uluslararası gündemin merkezine oturduğu son zamanlarda, Covid-19'dan toparlanmanın yeşil olması gerektiğinin altı çizilmektedir. Aralık 2019'da açıklanan Avrupa Yeşil Mutabakatı ile Avrupa Birliği yeşil dönüşümü ekonomik büyüme stratejisi olarak açıklamıştı. Paris Anlaşması'ndan çıkan Trump Yönetimindeki ABD'nin Biden'ın Başkan seçilmesiyle Paris Anlaşması'na geri dönmesi ve Biden'ın Nisan 2021'de 40 dünya liderini davet ederek düzenlediği İklim Zirvesi yeşil dönüşümün ivme kazanması açısından önemlidir. Söz konusu İklim Zirvesi'nde birçok ülke 2050 iklim hedeflerini yükseltmiştir ve şu anda sıfır emisyon taahhüdünde bulunan ülkelerin toplam GSYİH'si küresel GSYİH'nin yaklaşık %70'ine tekabül etmektedir.

Uluslararası Enerji Ajansı (UEA) yüzyıl ortasında sıfır emisyon hedefine erişmek için gereken yeşil enerji dönüşümünün kritik minerallerin kullanım alanları ve talebini genişleteceğini öngörmektedir. Alüminyum yeşil dönüşüm enerji teknolojilerinden güneş panelleri, yoğunlaştırılmış güneş enerjisi (CSP), elektrik şebekeleri, elektrikli araçlar ve batarya depolamada yüksek oranda kullanılmaktadır. UEA'nın hesaplamalarına göre Paris Anlaşması hedefleriyle uyumlu şekilde sürdürülebilir kalkınma gerçekleşmesi halinde elektrik şebekelerinin genişlemesi kablo, tel ve biraz da transformerlerde kullanılan alüminyum ve bakırın yıllık talebinin 2040 yılında iki katına çıkması beklenmektedir. [8]

Bakır elektrik ve ısı iletkenliğinin yüksek olması sebebiyle elektrik şebekelerinde tercih edilse dahi alüminyuma göre üç kat daha ağır olması ve maliyetli olması bazı durumlarda alüminyumu öne çıkarmaktadır. Ağırlığın çok önemli

olmadığı yeraltı ve su altı gibi yerlerde bakır oldukça fazla kullanılmakta olup alüminyum ise hafifliğinden ötürü genelde yer üstündeki hatlarda kimi zaman da yeraltı ve su altı kablolarında kullanılmaktadır. Sürdürülebilir Kalkınma Amaçlarına (SKA) göre adımlar atılacak olursa 2020'de 9 milyon ton olan elektrik şebekeleri için alüminyum yıllık talebinin 2040'a kadar 16 milyon tona çıkacağı öngörülmektedir.[8] Alüminyumun öneminin artması sebebiyle AB alüminyum üretiminde kullanılan ve %87 dışa bağımlı olduğu boksiti 2020 politika paketi ile kritik maden listesindeki kalemlere eklemiştir. [9]

Elektrikli araçlar geleneksel içten yanmalı motor modellere göre iki ile dört kat arası daha verimli olması ve petrol bazı yakıtlara bağımlılığı azaltıp seragazlı emisyonlarında ciddi miktarda azalış sağlayabilmelerinden ötürü dekarbonizasyon sürecinde önemli rol oynamaktadır. Orta ölçekte elektrikli araç ile konvansiyonel benzinli bir arabanın yaşam döngüsü boyunca çıkardığı emisyonlar karşılaştırılınca elektrikli araçların emisyonunun konvansiyonel arabanın neredeyse yarısı kadar olduğu görülmektedir. [8]

Hâlihazırda elektrikli araç pazarı büyümekte olup 2010'da 17.000 adet olan toplam elektrikli araçların sayısı 2020 sonunda 10 milyona aşmıştır. 2020'de bir önceki yıla göre %25 artışla dünya genelinde hükümetler 14 milyar dolara yakın bedeli elektrikli araç desteği için harcamıştır. UEA'nın hesaplamasına göre SKA doğrultusunda davranılırsa 2030'da elektrikli araçların sayısının toplam araçların %12'sine tekabül eden 230 milyona yükselmesi öngörülmektedir. [10] Küresel araştırma ve danışmanlık şirketi Wood Mackenzie analistleri elektrikli araçlar için alüminyum talebinin 2025'te 2,4 milyon ton olacağını, 2040'ta da talebin 9,4 milyon tona erişeceğini tahmin etmektedirler. [11]

Sonuç olarak, alüminyum yoğun araç pazarının büyümesi alüminyum kullanımını arttıracaktır. Aynı zamanda Aluminum Association'ın Başkanı Tom Dobbins'in belirttiği üzere geri dönüştürülmüş alüminyum yoğun Auto body sheet (ABS) kullanımının ciddi ölçüde karbon emisyonlarını azaltacağı öngörülmüyor. ABS'de artan alüminyum kullanımından ötürü 2026'a kadar alüminyumun araç başına kullanımının 514 pound seviyelerine kadar yükselmesi öngörülmüyor. [12] Alüminyum yoğun bir araç toplam hayat döngüsü içerisindeki enerji tüketimini %20'ye varan oranda azaltabiliyor ki bu da karbon emisyonlarının %17'ye varan azaltımı anlamına gelmektedir. [13]

Buna ek olarak, elektrikli araçlar için gerekli diğer ham maddelerin fiyat yüksekliğine karşı alınacak önlemler de alüminyuma talebi artırabilir. Bugün pazarlanan elektrikli araçların %90'ından fazlası verimliliği, kompakt boyutu ve yüksek enerji yoğunluğu gibi sebeplerle sabit miktats senkron motor kullanmaktadır ancak motor başına en az 1 kg nadir toprak elementleri gerektirmesi ham madde tedariki açısından bazı endişeler yaratmaktadır. Zira nadir toprak elementlerinin ham madde ve işleme süreçleri Çin'de



yoğunlaşmış olup geri dönüşüm eksikliği mevcuttur. Ayrıca yüksek fiyat dalgalanmaları da bu endişeleri desteklemektedir. Bu yüzden nadir toprak elementlerinin yüksek fiyatlarına karşı elektrikli araçlarda kullanımını azaltma yollarından birisi de sabit miktatslı motorlardan indüksiyon motorlara geçiştir ki bu da alüminyuma talebi artırır. [8]

## 6. Avrupa Yeşil Mutabakatı Kapsamında Karbon Fiyatlandırması

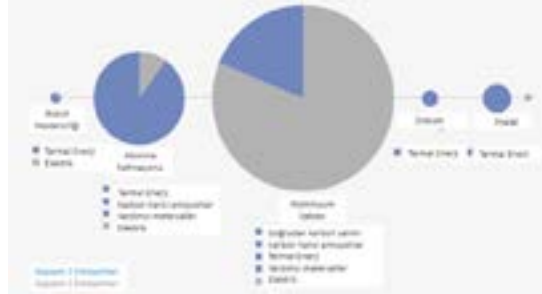
Yeşil dönüşümün öncülerinden Avrupa Birliği Yeşil Mutabakat ile yol haritasını çizmişti. Bütün politikalarını yeşil dönüşümüne göre şekillendirmekte olan AB 2030'a kadar 1990 seviyelerine kıyasla %55 emisyon azaltımı hedeflemektedir. 2005 yılında başlatılan Emisyon Ticareti Sistemi (ETS) kapsamında AB iklim hedefleriyle uygun olarak zaman içerisinde karbon salımını azaltma ve özellikle enerji yoğun sektörlerde karbonsuzlaşma dönüşümünü sağlama maksadıyla AB şirketlerine karbon salımları için ton başına "emisyon hakkı" satmaktadır. [14] Avrupa Komisyonu 2019 yılında Avrupa Yeşil Mutabakatı teklifi kapsamında özünde ETS'nin AB dışına genişletilmesi olarak görülen Sınırdan Karbon Düzenleme Mekanizması'nı (SKDM) tekrar gündeme getirmiş ve 2021'de söz konusu mekanizmayı uygulamaya koymayı hedeflediğini belirtmiştir. [15] Henüz açıklanmayan SKDM detaylarının 2021'in ikinci çeyreğinde açıklanacağı belirtilmişti. [16]

SKDM henüz açıklanmamış olsa da öncelikle enerji yoğun sektörlerin karbonsuz üretime geçmesini hedefleyen AB'nin alüminyum sektörünü de söz konusu vergilendirmeye dâhil edeceği öngörülmektedir. TÜSİAD'ın 2020 Eylül'de yayımladığı "Ekonomik Göstergeler Merceğinden Yeni İklim Rejimi Raporu"nda SKDM uygulamaya geçtiğinde karbonun ton başına 50 Euro olması durumunda AB'ye yapılan ihracatın Türkiye'ye maliyetinin yıllık toplam 1,8 milyar Euro olacağı öngörülmüştür. TÜSİAD'ın 24 sektörün sera gazını hesapladığı raporda demir-çelik sektörü içerisinde alüminyum da eklenmiş olup birbirinden seragazı emisyonu açısından farklılıklar içeren bu kalemdeki tüm sektörlerin maliyeti ise 198 milyon Euro olarak hesaplanmıştır. [17]

## 7. Alüminyum Sektörü Emisyonları

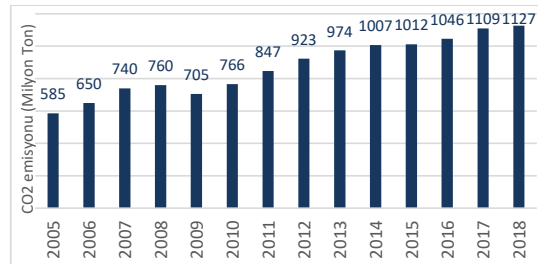
Alüminyum sektörü dünya antropojenik emisyonlarının yaklaşık %2'sine tekabül eden yaklaşık 1,1 milyar ton seragazı emisyonu salmıştır. Söz konusu karbon ayak izinin %90 kadarı ise dünya yıllık alüminyum talebinin %70'ini oluşturan birincil üretim süreçlerinden kaynaklanmaktadır. [18] Zira birincil alüminyum üretim süreçleri çok aşamalı ve enerji yoğunudur. Özellikle alüminanın elektrokimyasal indirgeme safhası enerji tüketiminin büyük kısmını oluşturmaktadır. Birincil alüminyum üretim tesislerinde doğrudan emisyonlar görece homojen olup alüminyumun tonu başına yaklaşık 2 ila 2,5 ton karbon salımı gerçekleşmektedir. [19] Ancak elektroliz işlemi esnasında yüksek miktarda elektrik ihtiyacının olması birincil

alüminyum üretimindeki dolaylı emisyonların doğrudan emisyonları geçmesine sebep olmaktadır. Alüminyumun doğrudan emisyonu %25 iken dolaylı emisyonu %75'tir. [19] Alüminyum üretiminin doğrudan karbon salım yoğunluğunda ise 2008'den 2018'e düşüş yaşanmıştır. [20]



Şekil 5. Birincil Alüminyum Üretimi Karbon Salımı [21]

UEA hesaplamalarına göre alüminyumun madenden çıkarılması esnasında ton başına ortalama 4,90 ton karbon emisyonu; işleme esnasında ise ton başına ortalama 6,72 ton karbon emisyonu salımı olmak üzere kapsam-1 ve kapsam-2'ye giren toplam ortalama emisyon 11,62 ton olarak gerçekleşmektedir. [22] Alüminyum sektörünün toplam karbon emisyonları 2005 yılında 585 milyon ton iken %93 artarak 2018 yılında 1 milyar 127 tona erişmiştir. [23]

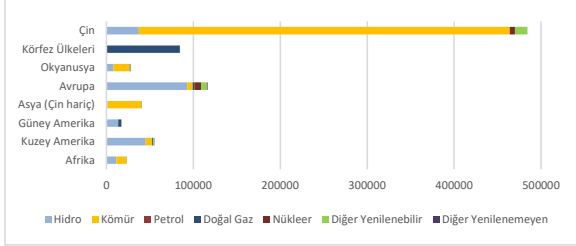


Şekil 6. Dünya Alüminyum Sektörü Karbon Emisyonu (Milyon Ton) [23]

Enerji yoğun birincil üretim safhasında kullanılan elektrik kaynağının yenilenemeyen enerji olması alüminyum sektörünün toplam karbon salımını oldukça artırmaktadır. Alüminyum sektöründe kömür bazlı enerjinin toplamdaki payı 2010 yılında %53 iken 2018 yılında bu oran %61'e çıkmıştır. Bu oran hem 2010 hem de 2018'de dünya toplam enerji kompozisyonunda %38 paya sahip kömür kaynaklı enerjinin üzerinde kalmıştır. [24] Alüminyum sektörünün önemli oyuncularından Çin'in birincil alüminyum üretiminde kömür bazlı enerji kaynağının toplam üretimde kullandığı enerji içerisindeki payının %88'lere varması toplam karbon salımına ciddi anlamda katkı sağlamasına neden olmaktadır. [25] Avrupa'da üretilen alüminyum ton başına yaklaşık 6,7 ton karbon salımı gerçekleştirirken bu



miktar Çin'de kömür bazlı elektrik kullanımının yüksek payından kaynaklı olarak yaklaşık 20 tona varmaktadır. [26]



**Şekil 7.** 2019 Yılı Birincil Alüminyum İzabesi Elektrik Tüketimi (Gigawatt saat) [25]

UEA'nın hesaplamalarına göre SKA çerçevesinde alüminyum üretiminin doğrudan saldıgı karbon gazı emisyon yoğunluğunun 2030'a kadar yıllık %1,5 oranında düşmesi gerekmektedir. Bu hedefe erişmek için de hükümetlerin zorunlu karbon emisyon azaltım politikaları izlemesi ve Arge fonlamaları yapması, hurda toplama sisteminin geliştirilmesi ve hurdadan üretimin artırılması, birincil üretimden kaynaklanan emisyonların azaltımı için yeni teknolojilerin geliştirilmesi önerilmektedir. [21]

Hurdadan alüminyum üretimini artırmak alüminyum sektöründeki karbon salımlarını azaltmanın en etkin yollarından biridir zira alüminyum geri dönüşüm işlemi birincil alüminyum üretiminin gerektirdiği enerjinin sadece %5'i kadar enerji ihtiyacı doğurmaktadır. [27]

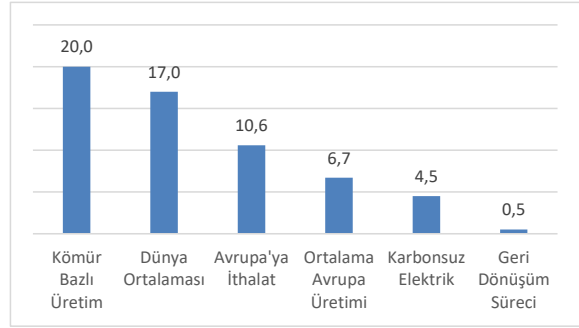
Karbonun fiyatlandırılması bağlamında enerji yoğun birincil üretimden kaynaklı yoğun karbon salımının maliyetlere yansımaya dair örnekler bakılacak olursa, ETS'nin ortaya çıkardığı dolaylı maliyetler sebebiyle AB'li birincil alüminyum üreticilerinin ton başına elektrik maliyetinin 2008'de 461 Euro iken 2017'de 542 Euro'ya çıktığı gözlemlenmektedir. İkincil üretim tesislerindeki alüminyumun ton başına elektrik maliyeti ise 2016'da 31 Euro iken 2017'de 27 Euro'ya gerilemiştir. Hurda ve geri dönüştürülmüş alüminyumdan ikincil üretimin ise birincil üretim için gerekli enerjinin sadece %5'i kadar enerjiye ihtiyaç duyulması sebebiyle alüminyum geri dönüşüm oranlarındaki %10'luk bir artış seragazi emisyonlarının %15 azaltımına yol açacaktır. [19]

Dünya geri dönüşümünde Avrupa'nın payı %24'tür. [19] Avrupa Birliği'nde alüminyum geri dönüşüm oranları otomotiv ve inşaat sektöründe %90'ın üzerinde, alüminyum kutularda ise %75'tir. Avrupa'da toplam alüminyum arzının %36'sını geri dönüştürülmüş alüminyum oluşturmaktadır. European Aluminium'a göre 2050'de Avrupa alüminyum talebinin %50'sinin geri dönüşümden karşılanacağı, 2014 ile kıyaslandığında 2050'de birincil üretimin dolaylı ve doğrudan karbon salımının yaklaşık %60-70 oranında düşeceği öngörülmektedir. [26] European Aluminium'un tahminlere göre Avrupa'da alüminyum geri dönüşümü,

emisyonları 2050'ye kadar yıllık 39 milyon tona kadar düşürebilir. Bu da 2050'de yıllık emisyonlarının %46 düşmesi anlamına gelmektedir. [28] 2050'ye kadar dünya alüminyum talebinin %80 artacağını öngören The International Aluminium Institute 2050'de dünya alüminyum talebinin birincil ve geri dönüştürülmüş alüminyum üretim tarafından eşit oranda karşılanabileceğini tahmin etmektedir. [6]

Yıllık yarım milyon tondan fazla bir miktara tekabül eden Otomotiv sektörünün yaklaşık %90 alüminyum hurdası geri dönüştürülmektedir. Bir (1) ton alüminyumun geri dönüşümünün 21 varil petrole eş enerjiyi kurtardığı dikkate alınınca otomotiv sektöründeki hurda dönüşümünün karbon salımına etkisinin oldukça büyük olduğu görülmektedir. [13]

**Şekil 8.** Üretimin Ton Başına Karbon Salımı [28]



Dünyada alüminyum üreticileri de sıfır emisyon hedeflerini açıklamakta, düşük karbonlu üretim için yol haritaları çizmektedirler. 2030'a kadar enerji üretiminde kömürün payını %50'ye indirmeyi, yenilenebilir enerjinin payını ise %25'e çıkarmayı planlayan ve 2060 için sıfır emisyon hedefi koyan Çin'in alüminyum üreticilerinden Chalco ve Hongqiao emisyon azaltımı için ortak plan sunup hidroelektrik, güneş enerjisi ve rüzgâr türbini gibi yenilenebilir enerji kaynakları kullanımını artıracaklarını duyurmuşlardır. [29] EN+ Group Ocak ayında 2030'da seragazi emisyonlarını %35 azaltmayı ve 2050'de de sıfır emisyon hedefini açıklamıştır. [30] Çin'den sonra ikinci sırada gelen ve dünya alüminyum üretiminin %6'sını gerçekleştiren Rusal firması 2050 için sıfır emisyon hedefini açıklamış ve düşük karbon emisyonlu alüminyum üretimi için adım atmıştır. [31] Alüminyum üretiminin %90'ını yenilenebilir enerji ile gerçekleştirdiğini belirtmiş, 1 ton alüminyum için 4 tondan az karbon ayak izi salımı yaptığını açıklamıştır. [32] Yüzyıl ortasında sıfır emisyon hedefi koyan İngiltere-Avustralya merkezli Rio Tinto Grubu da alümina rafinerilerinde dekarbonizasyonu sağlamak için enerji kaynağı olarak doğal gaz yerine hidrojen kullanımını olanakları için Avustralya hükümeti ile çalışma başlatacağını duyurmuştur. [33]

Türkiye'nin tek entegre alüminyum tesisi olan Seydişehir Alüminyum Tesislerinde yıllık yaklaşık 80 bin ton birincil alüminyum üretimi gerçekleşmekte olup alüminyum ihtiyacımızın %13,5'ünü karşılamaktadır. [34] 2017 yılında toplam sera gazı salımı yaklaşık 526 bin ton olarak ölçümlenmiş olup 2018'de 505 bin tona gerilemiştir. [35] Türkiye'de yıllık üretilen alüminyumun yaklaşık 1 milyon 100 bin ton alüminyumun %70'ine tekabül eden 800 bin tonluk kısmı geri dönüşümden sağlanmaktadır. [36]

Her ne kadar AB'nin Çinli alüminyum üreticilerine vergi uygulayacak olması ve Türkiye'nin Avrupa'ya yakın olmasından ötürü en azından ulaşımdan kaynaklanacak karbon emisyonlarının nispeten az gerçekleşecek olması Türkiye açısından rekabet avantajı sağlasa da ihracatçılarımızın hazırlıklı olmak adına karbon ayak izlerini akredite kurumlara ölçtürmesi, düşük karbonlu üretimi gerçekleştirebilmek için eylem planlarını ortaya koyup uygulamaları SKDM'ye uyum sürecimizi kolaylaştıracaktır.

Alüminyum hurdaların geri dönüşümünün gerektirdiği enerji, birincil üretimin gerektirdiği enerjinin yaklaşık %5'idir ve alüminyum hurdaların mevcut düzende %70'i toplanıp geri dönüşüme tabi tutulmaktadır. Bu sebeple, alüminyum hurdaların en az kayıpla toplanıp dönüştürülmesi, bu işlemlerin sertifikasyonunun yapılması karbon salımlarını ciddi ölçüde azaltmada önemli rol oynamaktadır. [37] Tüm bu süreçlerde devlet politika ve teşvikleri önem arz etmektedir.

## 8. Sonuç

Otomotiv, inşaat ve ambalaj sektörlerinde oldukça fazla kullanılan alüminyumun dünya ticaret hacmi son yirmi yılda %163 artarak 164 milyar dolara erişmiştir. 2050'de sıfır emisyon hedefiyle başlayan yeşil dönüşümde elektrikli araçlar, güneş panelleri, rüzgâr türbinleri gibi alanların genişlemesi alüminyum talebini artıracaktır. Dünya toplam antropojenik emisyonlarının yaklaşık %2'sinden sorumlu alüminyum üretiminde en çok karbon salımı birincil üretim esnasında gerçekleşmekte olup ikincil üretim birincil üretimin sadece %5'i enerji ile hurdayı yeniden kullanıma kazandırmakta, bu sayede karbon salımını ciddi ölçüde azaltmaktadır. Alümina üretimi için günümüzde kullanılan boksit üretiminin %70'inden fazlası üç ülkede yoğunlaşmış olup rafine alüminyum üretiminin yarısından fazlası ve tüketiminin %60'ı Çin'de gerçekleşmektedir. Dünya alüminyum ihracatında da %15'lik pay ile birinci sırada Çin yer almaktadır. Ancak Çin'de kömür bazlı alüminyum üretiminin yüksek paya sahip olması, karbon salımını ciddi ölçüde artırmaktadır; bu durum Çin'in ihracatta rekabetçiliğini azaltabilecek bir unsur olarak değerlendirilmektedir. Türkiye alüminyum ithalatının büyük kısmı işlenmemiş alüminyum olup ihracatında çubuk profil, saç levha ve folyo ilk üç ürün grubudur. İhracatımızın %58'ini gerçekleştirdiğimiz AB'nin SKDM ile karbonu ton başına vergilendirdiği bir gelecekte firmalarımızın rekabet avantajını koruyabilmesi için ihracatçılarımızın karbon ayak

izlerini ölçtürmeleri, düşük karbon üretim için yol haritalarını çıkarmaları hazırlıklı olmak adına önem taşımaktadır. Ayrıca Türkiye'de %70 civarında olan alüminyum geri dönüşüm kapasitesinin artırılması ve teknolojisinin geliştirilmesi, sertifikasyon süreçlerinin işletilmesi enerji yoğun birincil üretimden kaynaklanan karbon salımlarını büyük ölçüde azaltacak, AB'ye ihracatta rekabet avantajımızı artıracaktır.

## Referanslar

- [1]MTA, Dünyada ve Türkiye'de Alüminyum, 2018, Ankara.
- [2]U.S. Geological Survey, Mineral Commodity Summaries 2021, 2021, Virginia.
- [3]World Bank Group, Commodity Markets Outlook: Causes and Consequences of Metal Price Shocks, 2021, Washington, DC.
- [4]İMMİB, Alüminyum Sektör Buluşması, 2021, İstanbul.
- [5]<<https://www.nrcan.gc.ca/our-natural-resources/minerals-mining/minerals-metals-facts/aluminum-facts/20510>> Erişim Tarihi: 10.05.2021.
- [6]<[https://www.world-aluminium.org/media/filer\\_public/2021/05/24/iai\\_material\\_flow\\_model\\_2021\\_update.pdf](https://www.world-aluminium.org/media/filer_public/2021/05/24/iai_material_flow_model_2021_update.pdf)> Erişim Tarihi: 18.06.2021.
- [7] <<https://www.trademapp.org/>> Tarih 20.06.2021.
- [8]International Energy Agency, The Role of Critical World Energy Outlook Special Report Minerals in Clean Energy Transitions, 2021, Paris.
- [9]<<https://eur-lex.europa.eu/legal-content/EN/TXT/PDF/?uri=CELEX:52020DC0474&from=EN>> Erişim Tarihi: 28.05.2021.
- [10] International Energy Agency, Global EV Outlook 2021: Accelerating ambitions despite the pandemic, 2021, Paris.
- [11]<<https://www.reuters.com/article/us-aluminum-electric-autos-analysis-idUSKCN24S1QM>> Erişim Tarihi: 15.05.2021.
- [12]<<https://www.drivealuminum.org/news/growing-use-of-automotive-aluminum-sheet-delivers-environmental-and-economic-advantages-new-report-details/>> Erişim Tarihi: 22.04.2021.
- [13]<<https://www.aluminum.org/product-markets/automotive#:~:text=Because%20aluminum%20is%20lighter%2C%20it,better%20braking%20and%20better%20handling.>> Erişim Tarihi: 30.05.2021.
- [14]<[https://ec.europa.eu/clima/policies/ets\\_en](https://ec.europa.eu/clima/policies/ets_en)> Erişim Tarihi: 01.06.2021.
- [15]A. A. Aşıcı, Avrupa Birliği'nin Sınırdaki Karbon Uyarlaması Mekanizması ve Türkiye Ekonomisi, 2021, İstanbul.
- [16]<<https://ec.europa.eu/info/law/better-regulation/have-your-say/initiatives/12228-EU-Green-Deal-carbon-border-adjustment-mechanism- en>> Erişim Tarihi: 19.06.2021.
- [17]TÜSİAD, Ekonomik Göstergeler Merceğinden Yeni İklim Rejimi, 2020, İstanbul.
- [18]International Aluminium Institute, Aluminium Sector Greenhouse Gas Pathways to 2050, 2021, Londra.

- [19] A. Marcu, M. Mehling ve A. Cosbey, Border Carbon Adjustments in the EU: Sectoral Deep Dive, 2021, Brüksel.
- [20]<<https://www.iea.org/fuels-and-technologies/aluminium>> Erişim Tarihi: 10.06.2021.
- [21]World Economic Forum, Aluminium for Climate: Exploring pathways to decarbonize the aluminium industry, 2020.
- [22]<<https://www.iea.org/data-and-statistics/charts/average-ghg-emissions-intensity-for-production-of-selected-commodities>> Erişim Tarihi: 06.05.2021.
- [23]<<https://www.world-aluminium.org/publications/>>Tarih 25.05.2021.
- [24] International Energy Agency, Aluminium, 2020, Paris.
- [25] World Aluminium — Primary Aluminium Smelting Power Consumption (world-aluminium.org)
- [26]European Aluminium, Vision 2050: | A vision for Strategic, low carbon and competitive aluminium, 2019, Brüksel.
- [27]<<https://www.european-aluminium.eu/policy-areas/recycling-circular-economy/>>Erişim Tarihi: 11.06.2021.
- [28]European Aluminium, Circular Aluminium Action Plan: A Strategy for Achieving Aluminium's Full Potential for Circular Economy by 2030, 2020, Brüksel.
- [29]<<https://aluminiuminsider.com/chinalco-and-china-hongqiao-call-for-cleaner-aluminium-production/>> Erişim Tarihi: 24.04.2021.
- [30]<<https://enplusgroup.com/en/media/news/esg/esg-en-group-sets-sector-beating-targets-for-ghg-emissions-reduction/>> Erişim Tarihi: 21.05.2021.
- [31]<<https://ihsmarkit.com/research-analysis/rusal-to-split-create-two-companies-making-high-and-lowcarbon-.html>> Erişim Tarihi: 21.05.2021.
- [32]<<https://rusal.ru/en/about/>> Erişim Tarihi: 15.05.2021.
- [33]<<https://aluminiuminsider.com/rio-tinto-teams-with-australian-government-on-hydrogen-conversion-project-for-alumina-refineries/>> Erişim Tarihi: 17.06.2021.
- [34]<<https://www.etialuminyum.com/tesisler/seydisehir-aluminyum-tesisi/#1507904863976-2697316a-deef>> Erişim Tarihi: 11.06.2021.
- [35]<<https://www.etialuminyum.com/wp-content/uploads/surdurulebilirlik-tr.pdf>>Tarih 20.06.2021.
- [36]<<https://www.dunya.com/sektorler/aluminyumun-800-bin-tonu-geri-donusumden-haberi-358654>> Erişim Tarihi: 21.05.2021.
- [37]<<https://www.reuters.com/article/us-eu-china-aluminium-idUSKBN2BM28V>> Erişim Tarihi: 30.05.2021.

# Yeni Normal ve Sınırdaki Karbon Düzenlemesi

## New Normal and Carbon Border Adjustment

Fevzi YILMAZ

Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, Türkiye

### ÖZET

Salgın sonrası yeni normale ve gelişmelere odaklanmalı, yaşananlara dikkat kesilmeli, iklim değişikliği ve çözümlerini öne çıkarmalıyız. “İklimsel aciliyet” ve “AB sınırda karbon düzenlemesi mekanizması” kararları çok önemli olup bu makalede değerlendirmeye alınmıştır. Alüminyum alaşımları ve çelik, üretimleri sırasında ağırlıklarından fazla CO<sub>2</sub> emisyonu salarlar, bunlar ve yüksek emisyonlu birçok ürünler AB’ye ihracatlarında karbon vergisine tabi tutulacaklardır.

### SUMMARY

We are obliged to focus on post pandemic new normal and developments by paying attention to the evidence of climate change and its restorations. In this article we will be evaluating announced declaration dealing with “climate emergency” as well as “EU carbon border tax” where CO<sub>2</sub> taxes will be applied to all materials such as aluminium alloys and steels which embodied CO<sub>2</sub> emission amount more than its own metallic weights.

### 1.GİRİŞ

COVID-19 Döneminde yaşanan eşitsizlik, güvensizlik ve endişe, arayışları da yanında getirmiştir. Ne kadar süreceği bilinmeyen COVID eksenli sağlık problemi ülkelerin sosyal yapılarını ve ekonomilerini altüst etmiştir. Bugün, koruma ve paylaşma kültürü COVID’e karşı en önemli dengeleme unsuru olarak öne çıkmıştır. Bu dönemde birçok ülkede, milyonlarca orta sınıf halk fakir sınıfa evrilmiştir. Örneğin Hindistan’da 2020 yılında 75 milyon kişi fakir sınıfa kaymıştır ve var olan sosyal dengesizlikler daha da artmıştır. Ülkemizde elektriğin ulaşmadığı yerleşim yeri yoktur. Hindistan’da ise termik santral yakınında oturan köylüler elektriğini kullanamadıkları devasa tesislerin çıkardığı tozu yutar ve hastalanırlar. Şehirli zenginler genellikle daha az tozlu atmosferi solurlar ve o termik santrallerin elektriği kullanırlar. Gerçekte, köylüler ve şehirlerin dış bölgelerinde yaşayanlar doğa dostudurlar ve daha çevrecidirler. Bu, dünyanın birçok yerinde böyledir. Şehir yaşamında sosyal adaletsizlik ve ekolojik tahribat çoktur. COVID Döneminde, uzaklıkları yakın eden “Dijital Teknoloji” ürünleri etkin yardımcımız oldu. AB yeni stratejisinde sürdürülebilirliği de buna ekleyerek, “yeşil ve dijital dönüşüm” ikilisini ikiz bir dönüşüm olarak ele almıştır. İnsanoğlu son yıllarda, doğaya ve canlı yaşama çok müdahale etmiş, dünyamız kaynakları hırs ve yağmacılıkla yönetilmiştir. Bu, böyle devam edemez. Yeşil dönüşüm veya yeşil mutabakat, iklim, çevre ve bozulan ekosistemle ilgili zorlukların üstesinden gelmek amacıyla oluşturulan eylemler kümesidir. Yeni büyüme stratejisi, sanayiden tarıma, ulaştırmadan enerjiye “karbonsuz bir ekonomi” modeli getirirken, ticareti de yeniden şekillendirecektir.

Yerel ve küresel düzeyde döngüsel ekonominin fırsatları ve ekodost yaklaşımlar bu makalede ele alınmıştır. Ayrıca, COVID Salgını sonrası ekolojik ve sosyal krizi önlemek için sürdürülebilirlik

konularına da değinilmiştir. Özellikle üretimde karbonsuzlaşma, ülke performansları, çelik ve alüminyumda “sınırdaki karbon düzenlemesi mekanizması” ele alınmıştır.

## 2.COVID SONRASI YENİ NORMAL

### 2.1.Tarihsel Gelişme

15.YY öncesi Orta Çağda Müslüman toplumlar (Kuzey Afrika, Endülüs, Hindistan, Arabistan, Orta Doğu ve Anadolu gibi) en parlak dönemlerini yaşıyorlardı. Orta Çağın 5. ve 11. YY’ları arasında Avrupa’da sefalet ve cehalet vardı. 12. YY’dan itibaren Avrupa’da ziraat ve zanaat gelişti, keşiflerle birlikte zenginlik arttı. Güçlüler tarlaları, meraları, ormanları ve akarsuları kontrol ettiler. Avrupalı toprak sahipleri ve sanayiciler, onlarca milyon insanı göçe ve ameleliğe zorladılar. Fabrikalar için hammadde çıkarma, üretilenlerin ihracı için pazar kapma, buğday, şeker ve çayı hasat etme için iş gücü sağlama önem kazandı. Batılı sömürgeci ülkeler başta Asya ve Afrika olmak üzere toplumları kolonileştirdiler. Yüzyıllarca süren kolonizasyon ve kölelik, günümüzde doğal kaynak israfı ve çalışanların endüstriyel devrim sonrası yanlış beslenmeleri ve sürü muamelesi görmeleri ile sürmektedir. Bir yöreden diğer coğrafyalara kaynak ve zenginlik aktarımı sırasında iki önemli kötülük yapılmıştır. Bunlar; i)yer ve hak sahiplerinin köleleştirilmeleri, ırgat işçi yapılmaları ve ii)birçok coğrafyada geri dönülmez ekolojik hasar oluşturulmasıdır.

20. YY’dan itibaren Avrupa’nın yanında daha güçlü tonlama ile ABD de Dünya sahnesinde görünmeye başladı. Bu yüzyılın ilk onlu yılları kolonizim ve emperyalizm karşıtı hareketlere sahne olmuştur, korkuyu da getirmiştir ve başarı da sağlanmıştır. ABD Başkanı Harry Truman, “Az gelişmiş Ülkeler” tanımı yaparak fakirliği ve yoksulluğu önleme adına bir hareket başlattı. Yeni oluşturulan finansal kuruluşlar aracı yapıldı, zenginlerin araba, buzdolabı ve diğer tüketim eşyaları üretimi için malzeme ve enerji sağlamada yeni yöntemler ortaya kondu. Dünya Bankası borç verme fonları ve IMF özelleştirme reçeteleri yoluyla ülkelerden metal hammadde ve petrol gibi ürünlerin temini yönetildi.

2. Dünya Savaşı sonrası ABD, Marshall Yardımını başlattı ve karşılığı olarak dış alımı hep özendirdi. Emperyalizmin kültürel inşası için gazino, pavyon, moda, müzik, Hollywood (Amerikan Rüyası) teşvik edildi. Fransa ve Türkiye gibi birçok ülkede yardım karşılığı olarak Amerikan filmi oynatma zorunluluğu ve teşviki getirildi. İnsan kimliği tüketime göre biçimlendirildi. Örneğin ulusal ürünümüz zeytin yağı, şarkılarda adeta yenmesin dendi (Zeytinyağlı yiyemem aman....., şarkısı), yerine küresel şirketlerin sağlıksız margarini önerildi. Çoğu ABD merkezli küresel sigara şirketleri film ve kartpostallarda sigara içen ünlüleri kullandılar. Sigara, akciğer kanseri, KOAH, bronşit, astım, ülser nedenidir. Bu tarz uygulamalar, naylon çorabını özendirme gibi örneklerle çoğaltılabilir.

Günümüzde, gelişmiş ekonomilerin yıllarca adeta kutsadıkları küreselleşmeden ve ekonomik entegrasyondan kopuş başlamıştır. Büyük güçler arası güven bunalımı ve soğuk savaş dönemine benzer durumlar sık sık ortaya çıkmaktadır. Bunlar arasındaki ihtilaflar, büyük ölçüde egemenlik ve sömürü alanlarını genişletme amaçlıdır. ABD küreselleşme uğruna yaşadığı işsizlik ve cari açık nedeniyle, Mart 2018’de ithal çelik ve alüminyum ürünlerine ek vergi getirdi ve ticaret savaşını başlattı. AB ise Aralık 2019’da, ithal edilen birçok ürünler için “sınırdaki karbon düzenlemesi” mekanizmasıyla vergilendirme kararı aldı. ABD’nin yaptığı Dünya Ticaret Örgütü (WTO) kurallarına ne kadar aykırı ise, AB’nin yaptığı küresel iklim değişikliğini dizginleme amaçlı olduğundan bir o kadar masumdur ve doğrudur. Türkiye, Çin, Hindistan, Meksika gibi gelişmekte olan ülkeler enerji obur orta teknoloji ürünlerinde (demir&çelik ve alüminyum gibi) yoğunlaşmışlardır. Bu ülkelerin üretimi ve

ihracatı fazladır. İhracata ek vergi konması bir başka adaletsizliği de bize hatırlatmaktadır. Olaya gelişmiş ekonomilerden alınmış donanımların üretim teknolojileri, teknolojik yeterlilikleri ve teknoloji transfer (know how) şartları yönleriyle de bakmak gerekmektedir.

Kuzey kuşak ülkelerinin ( Avrupa ve Kuzey Amerika gibi) güney kuşak ülkelerine (Afrika, Güney Amerika ve Güney Asya gibi) dönük olarak yaptıkları müdahaleler toplumların iç kamuoyunu çok rahatsız etmiştir. Aşırı hırsla beslenen, yağmacılık ve fırsatçılık dolu girişimler ve uluslararası oluşumlar da kuzey kuşak ülkelerinin hegemonyasını arttırıcı davranışlarda bulunmuşlardır. Bilim, ahlak ve hukuk dışı adaletsizlikler doğal olarak güney kuşak ülkelerinde tepkiler e yol açmıştır. Uluslararası ilişkilerde asıl kırılma, 11 Eylül 2001 NewYork Dünya Ticaret Merkezine ve Pentagon'a yapılan üzücü ve ölümcül saldırı ve bunun sonucu olarak ABD ve AB'de değişen güvenlik politika anlayışına kadar uzanır. Bu tarih, ABD ve batılı müttefiklerinin dünyanın diğer ülkelerine, özellikle 3. Dünya ülkelerine bakışının değiştiği tarihtir. Bugün egemen güçlerin bazen doğrudan, bazen taşeronlarıyla ülkeler ve ülkeler arasında kargaşaya veya savaşa sebebiyet verdikleri bir durum yaşanmaktadır. Filistin, Libya, Suriye, Irak, Yemen, Afganistan vb ülkede görülen iç karışıklıklar örnek olarak verilebilir. Gizli açık şekilde, güçlü devletler geri kalmış coğrafyalarda sömürü düzenlerini bir şekilde sürdürmektedirler. Yönetimleri değiştirme, çıkarlarını koruyanlara ihtilal yaptırma, iç savaş çıkarma veya vekalet savaşları yaptırma gibi birçok enstrüman kullanılmaktadır. Güçlü ekonomiler, etki alanlarını arttırmak için küresel örgütler yanında vakıflar dahil çok sayıda STK'yı da devreye sokuyorlar, manipülasyon ve algı operasyonları yapıyorlar. Bunun sonucu olarak dünyada güven makası açılıyor ve adaletsizlik artıyor. Diğer yandan, dijital çağın gerçeği olarak, ülkeler, insanlar ve nesnelere kontrolsüz şekilde bağlı ve bağlantılı hale gelmişlerdir. Dünya büyük bir köye dönüşmüştür. Hiç bir şey gizli kalmamaktadır. Geri kalmış ülkelerdeki bireyler ve topluluklar, kötülük yapanları ve yerli işbirlikçilerini multimedya sayesinde tanıyorlar ve doğal olarak tepkiler de katlanmaktadır.

## 2.2. Yeni Normal

COVID Salgınında bilim çok iyi sınav verdi ve aşılari üretti. Zengin ulusların yönetimleri ise ikircikli aşı sertifikasyonundan aşılari dağıtılması ve fakir uluslara ulaştırılmasına kadar birçok alanda başarısız oldular. İklim değişikliği ve çevresel etkilerin küresel problem olduğu günümüzde yeni tarzlar ve eğilimler öne çıkmıştır ve COVID Salgını gerçekliği bunu daha da önemli yapmıştır.

Yeni eğilimlerden ilki zirai ekoloji olup küçük çiftçinin önemsenecek ve korunarak toprak, su ve biyoçeşitlilikte sürdürülebilirliğin sağlanmasıdır. Küçük çevre dostu üreticilere örnek olarak sabun ve deterjan üreticileri verilebilir. Gıda bağımsızlığı, her türlü gıda üretim aşamaları, toprak, tohum ve onların tümleşik kullanım bilgisini/eylemeni kapsar. Bölgesel yönetim desteği alan gıda bağımsızlık hareketi Brezilya'da 1993'te başlatıldı ve 81 ülkeye yayıldı (200 milyon çiftçiye). Bu hareket, Costa Rica, İspanya, Hindistan ve İtalya'da temellendi. İtalya'da köylülerin kooperatifleri inisiyatif almışlar ve 1990 yılından itibaren elektriklerini lokal olarak üretmek kullanmaya başlamışlardır. Batı Hindistan'da yüzlerce köylü su, yeraltı su ve ıslak bölgeler için "su demokrasisi" oluşturmuştur. Amazon Ekvatoru yerlileri yağmur ormanları evleri için verdikleri mücadeleyi kazandılar, petrol ve madende de hak sahibi oldular ve ekoturizmi (ekolojik ağırlıklı turizm faaliyeti) başlattılar[1].

Yeşil şehirlerde, yerel toplum-esaslı yönetim vardır ve koruma-paylaşma ekonomisi tarzı olmaktadır. Baraj gibi büyük projelerin uygulandığı bölgelerden, dünya genelinde yüzlerce milyon insan şehirlere göçe zorlanmış ve onlar orada yaşamaya mahkum olmuştur. Çamurda ve tehlikeli ortamda yaşam ve bu yaşamı daha da zorlaştıran küresel ısınma nedeniyle yeni şehir tanımları gündemdedir. Karbon

nötür Avrupa Şehirleri bunlardan biridir ve buralarda sanayiden tarıma, ulaştırmadan enerjiye “karbonsuz bir ekonomi” modeli öngörülmüştür. İç göç gerçeği, korkusuz şehirler (Fearless cities) tanımını literatüre kazandırmıştır. Sığınmacı ve göçmenlere güvenli ortam sağlayan korkusuz şehirlerin sayısı giderek artmaktadır. Bunlardan birkaçı Barcelona, Valparaiso, Amsterdam ve Madrid’tir. Megaşehirler, on milyonu aşkın nüfusa sahip şehirler için kullanılan tanımdır. Ülkemizden sadece İstanbul 16 milyon nüfusu ile megaşehir sınıfına girmektedir. Megaşehirlerde büyük aile sayısı düşük, mikroaile oranı yüksektir. Bu şehirlerde yaşayan ailelerde çocuk sayısı düşük olup, nüfus yaş ortalaması yüksektir. Megaşehirlerde sürdürülebilirlik sorunu vardır, emisyon salınımı fazladır ve atık problemi yüksektir. Şehirlerdeki zenginler; daha az tüketerek, az kaynak kullanarak, az çöp biriktirerek üstlerine düşeni yapabilirler. Türkiye’de bir kısım şehirliler kendi meyve ve sebzelerini “hobi bahçelerinde” üretmektedirler. En çarpıcı örnek İstanbul/Bostancı’dan (Kuzguncuk) verilebilir. Şehirlerde kurulan halk pazarlarında üretici-tüketici buluşması sağlanabilmektedir.

Gayrisafi milli hasıla gibi gayrisafi ulusal mutluluk, ülkelerde ekolojik sınırlara uyum, ülkelerdeki bireylerin akıl ve duygusal sağlıkları önemsenmelidir. Çalışanlar, üretimde, toprak kullanımında, doğal dengeleri korumada, bilgi ve araçların kontrolünde söz sahibi olmak isterler. Ekodost üretimler önemsenmelidir. Küreselleşmiş modernlik, iş ile mutluluk arasında uçurum örmüştür. Hafta sonunu niye özlemle bekleriz? Boşluğu inovasyon, yaratıcılık ve tatmin duygusu ile doldurmak gerekir! Gelişmiş ülkelerde fabrikasyon ürün yerine elle elbise, ayakkabı, markalı gıda ürünleri üretme tarzı olmaktadır. “Gelecek el işindedir.” Birçok genç, ruhu öldüren fabrikalardan kaçıyor. Globalleşme, dilleri, kültürleri ve bilgi sistemlerini devalüe etmiştir. Yerel özelliklerin ihmal edildiği homojenleştirme eğitimi öne çıkmıştır. Günümüz eğitim sistemi, hakim ekonomik düzene uygun mezunlar vermektedir. Buna karşı çıkışlar vardır; çocuklara doğal orman ortamında öğrenim verme ile akademik disiplinler arası alanda yükseköğretim verme gibi.

COVID Salgını sonrası ekolojik ve sosyal krizi önleme adına yeni yol haritası seçilmelidir. İklim krizi ve çalışan hakkını önemseme ne kadar önemli ise sürdürülemez tüketim alışkanlığı ve yaşanan eşitsizliklerle mücadele de o kadar önemlidir. Dayanışma, şeref, bağlantılı olma, haklar ve sorumluluklar, farklılık otonomisi ve özgürlük, öz dayanım ve öz kararlılık, basitlik, çatışmasızlık, bütün yaşamlara saygı, çoğalmama (nüfusun artmaması) ve ekofeminizm (ekoloji ve feminizm birlikteliği) gibi kimi ileri kimi aykırı unsurlar da dünyada gündem olmaktadır. En çok önem kazanacak değerler i)Kültürel farklılıkları bilme anlama anlayışı, ii)Sosyal uyum ve adaletli olma ilkesi, iii)Ekonomik özgürlük ve demokrasi ve iv) Ekolojik bütünlüğü savunma ve doğa dostu olma şeklinde gruplandırılabilir.

### **3.SINIRDA KARBON DÜZENLEMESİ**

#### **3.1. Yeşil Mutabakat**

Avrupa Birliği, Aralık 2019’da AB Komisyonu tarafından açıklanan Avrupa Yeşil Mutabakat Çağrısı (European Green Deal) ile 2030’a kadar karbon salımını yüzde 50 azaltmayı, 2050 yılına kadar ise net-sıfır karbon salım seviyesine ulaşmayı hedefliyor. Avrupa Birliği’nin ‘Yeşil Mutabakat’ adını verdiği bu yeni büyüme stratejisi, sanayiden tarıma, ulaştırmadan enerjiye “karbonsuz bir ekonomi” modeli getirirken, ticareti de yeniden şekillendirecektir. Avrupa Birliği Emisyon Ticareti Sistemi, düşük karbon ekonomisine geçişi tamamlamayan sektörlerle ek karbon maliyeti getirecek olup Türkiye’nin düşük karbon ayak izli üretimini avantajlı konuma sokacaktır. Bu durum Türkiye’nin AB ülkelerine



daha kolay ihracat yapmasına yardımcı olabilir. Aksi durumda ise ihrac edilen ürünler sınırda karbon düzenlemesi mekanizmasıyla vergilendirilecektir.

“Karbon sınır vergisi- sınırda karbon düzenlemesi- SKD” uygulanması, demir-çelik ve çimento gibi enerji yoğun endüstriler çeşitli değer zincirlerine ürün tedarik ettikleri için Avrupa ekonomisi açısından vazgeçilmezdir. Bu sektörlerin karbondan arındırılması ve modernleşmesi kilit öneme sahiptir. Önce çimento ana hammaddesi olan klinker, kireçtaşı, alçı ve elektrik gibi sektörleri kapsama alınacak, ilerleyen aşamalarda kağıt, organik kimyasallar, cam ve seramik ürünleri, kok, gübre, rafineri ürünleri, temel demir-çelik ürünleri ve alüminyum gibi ürünler de listeye konacaktır. AB pazarına yapılan ihracat kaynaklı CO2 salımı için ton başına 30 Euro ödenmek zorunda kalınacaktır. SKD'nin, Türkiye ekonomisine getireceği yük yüzlerce milyon Euro olabilecektir.

Komisyon'un 2030 itibarıyla her türlü ambalaj ve paketlemenin biyolojik olarak çözümler ve bitki bazlı plastiklerden sağlanması yönünde uygulamaları teşvik edeceği duyurulmuştur. Komisyon, atık üretiminin azaltılması için önemli kurallar getirmiş ve tek kullanımlık plastiklere yasak konmuştur. Sanayi sektörü sera gazı salımının en yoğun olduğu sektörlerin başında geliyor. Her ne kadar SKD mekanizmasının nasıl işleyeceği ve hangi sektörlerle yönelik uygulanacağı henüz belirgin hale gelmemiş olsa da, bu uygulama AB ile ticarete düşük emisyonlu ülkeleri, yüksek emisyonlu ülkelere göre daha avantajlı bir konuma getirebilir. SKD altında karbonun ton fiyatı, güncel değeri olan 30 Euro/tCO<sub>2</sub> düzeyinde fiyatlandığında otomotiv, makine ve demir-çelik sanayilerinin ihracatının maruz kalabileceği toplam karbon maliyeti 100-150 milyon Euro arasında değişen tutarlara ulaşabiliyor. AB'nin karbon nötr hedefi kapsamında en büyük dönüşümün enerji ve hammadde kullanımının yüksek olduğu tekstil, elektronik ve plastik sanayilerinde olacağı belirtiliyor. Komisyon, karbon yoğun endüstrilerin ve ekonomilerin dönüşümü için destek sunulması da planlıyor. Endüstrilerin dijital dönüşümüne, düşük karbon endüstrilerine, bulut tabanlı endüstri uygulamalarına ve hammadde tedarik konularına öncelik verilecektir. Elektronik cihazların enerji verimliliği, dayanıklılık, tamir edilebilirlik, yeniden kullanım ve geri dönüşüm için tasarlanması amacıyla Ekotasarım Direktifi kapsamında cep telefonları, tabletler ve beyaz eşyalar dahil olmak üzere düzenleyici önlemlerin alınması da gündemdedir.

Döngüsel ekonomik eylem gereği, tüketicilerin yeniden kullanılabilir, dayanıklı ve tamir edilebilir ürünleri alma yönünde şirketlere teşvik edici destekler planlanmaktadır. Tüketicilerin yeşil badanaya (greenwashing) maruz kalmadan, daha sürdürülebilir seçimler yapması yönünde güvenilir, doğrulanabilir bilginin sağlanması hedefleniyor. Yeşil badana, bir ürün veya hizmetin, gerçeğe aykırı olacak şekilde, çevre dostu, sürdürülebilir, doğaya zararsız vb. özelliklerde olduğunu vurgulayan bir sözcüktür.

Komisyonun Tarladan Sofraya stratejisi ile ilişkili olarak tarım, gıda ve perakende sektörüne etkisi olacak bazı düzenlemelerde gündemdedir. Uygun fiyatlı ve herkes tarafından kolayca erişilebilen sağlıklı gıda teşvik edilerek, standart dışı ithal gıdaların AB pazarında satışına izin verilmeyeceği de kararlaştırılmıştır. Komisyon aynı zamanda, gıdanın kaynağı, besin değeri ve çevresel ayak izi gibi ayrıntılar hakkında dijital araçlar da dahil olmak üzere tüketicilere daha iyi bilgi vermenin yeni yollarını araştıracaktır. Karbonsuz ekonomi için inovatif uygulamalara önem verilmiştir. Perakende sektörü için büyük önemi olan lojistik ve soğutma uygulamaları karbonsuzlaştırılacaktır.

AB, binalardaki enerji performansının artırılmasını ve 2030 yılında enerji kaynaklarının yüzde 32'sini yenilenebilir enerjiye dönüştürülmesini hedeflemektedir. Avrupa Birliği'nde binalar, enerji



tüketiminin yüzde 40'ı, CO<sub>2</sub> salımlarının ise yüzde 36'sından sorumludur. AB, Yenilebilir Enerji Direktifi ile yol haritası ortaya konmuştur. AB, 2030'a kadar yenilenebilir kaynaklardan elde edilen elektriğin payını yüzde 50'ye çıkarmayı, gübre kullanımını da yüzde 20-50 arasında azaltmayı öngörüyor. Sera gazı salımlarına etkisi itibarıyla 2030 yılında yüzde 32,5 enerji verimliliği hedefi koyan AB, elektrik, gaz, binalar, endüstri ve ulaşım gibi çeşitli enerji sektörlerinin karbon salımlarını azaltmak amacıyla entegre edilmesi; fosil yakıt kullanımının yenilenebilir elektrik enerjisi ile yer değiştirmesi; tüm enerji tedarik zincirlerinde, temiz enerjiye ulaşımının kolaylaştırılması öncelikler arasındadır. AB, 2030 yılına kadar yeşil mutabakat hedeflerine ulaşılmasını sağlamak, yeşil teknolojileri geliştirmek ve adil dönüşümü kolaylaştırmak için 1 trilyon Euro bütçe ayırmıştır[2]

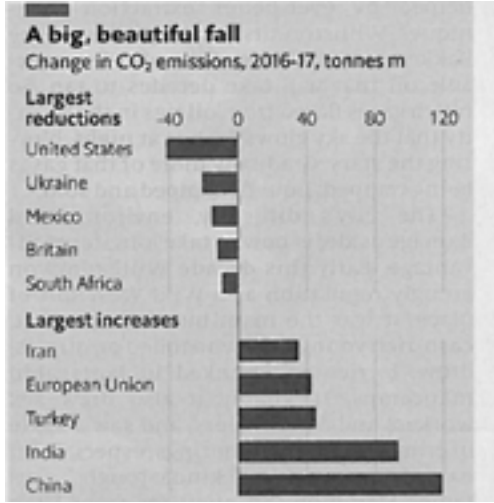
Sera gazı salımlarının yüzde 72,8'ini enerji sektörü eksenli olan Türkiye, AB'nin tasarladığı eylem planlarından kendi enerji endüstrisini daha yeşil ve sürdürülebilir hale getirmek adına faydalanabilir. Ülkemizde önemli enerji yatırımları yapılmakta ve yeşil enerji oranları artmaktadır. 2021 yılında elektrik enerjisinde yeşil/fosil oranı %50 %50 olmuştur. Türkiye'nin ihracatının yüzde 60'ından fazlası, Avrupa Yeşil Mutabakatı'nın öngördüğü sınırdaki karbon düzenlemesi benzeri uygulamalar kapsamına girmektedir.

### 3.2. Ürünlerde Karbon Emisyonu, Alüminyum ve Çelik

**i) Karbon Ayak İzi**, ürüne geçiş süreci boyunca ve ürünün işlevi boyunca enerji harcatan her türlü eylem ve sürecin karbondioksit veya karbon cinsinden çevreye verdiği zararın ölçülen miktarıdır. Örnek olarak AB 2000 yılı başında, elektrik enerji karmasının (kömür, doğalgaz, hidroelektrik ve nükleer menşeli) kWh başına düşen CO<sub>2</sub> emisyonunu (karbon ayak izini) 0,443 kg olarak vermiştir. Elektrikli arabalar eğer elektrik kaynağı da temiz ise, içten yanmalı klasik benzinli araçlara tercih edilmelidir. Elektrikli arabanın ne kadar yeşil olduğu, biraz da ülkesine bağlıdır. Örneğin Fransa'da elektrikli araç süren kişi, Çin'deki elektrikli araç sürene göre daha çevrecidir. Sebep açıktır. Yaklaşık aynı oranlarda olmak üzere (%75'ler), Fransızlar elektrikli aracı hava kirliliği yapmayan yoğun nükleer ağırlıklı elektrik enerjisi ile şarj ederken, Çin çok kirliliği olan (karbondioksit salan) kömürlü yakıt santrali elektriğini kullanır.

**ii) Karbon yakalama ve depolama** (CCS=Carbon capture and storage) Negatif Emisyon olarak ta anılır. Dünyada bugün, 2500 kömür santrali yanında binlerce doğal gaz dönüşüm santrali vardır. CO<sub>2</sub> salan ekonomiler yılda 40 milyon ton CO<sub>2</sub>'i CCS ile bertaraf etmektedirler (küresel emisyonun %0,1'i) Negatif emisyonunda, Drax/İngiltere öncü kuruluştur ve CO<sub>2</sub>'i atmosfere pompalama yerine toprağa (jeolojik yüzeye) depolar [3].

**iii) Orta teknoloji ürünler** enerji obur ve çevre obur olup sosyal problemlerin de kaynağıdır. Bu teknolojilerde kas gücü önemli girdilerden biridir. Orta teknoloji ürünlerinde karbon ayak izi oldukça yüksektir. Tablo 1'deki ülkelerin artan ve azalan emisyon değerleri ile orta teknoloji ürünleri ve servis ekonomisi gerçeği tartışılabilir.



Tablo 1. Seçili ülkelerin 2016-17 yıllarında azalan ve artan karbondioksit emisyonları[4].

ABD 40 milyon ton emisyon düşüşü ana nedeni kömürden doğal gazla geçiştir (enerji üretimindeki/tüketimindeki yakıt değişimi). İkincil neden imalat sektörünün zayıflığıdır. Üçüncül neden ABD'nin İngiltere gibi servis ekonomisi toplumu olma gerçeğidir. Tablo 1'de verilen Türkiye 40 milyon ton emisyon artışı nedeni çimento, demir&çelik, gübre, otomotiv ve TV gibi orta teknoloji ürünlerde yoğunlaşmanın olmasıdır. Ülkemizde bu ürünlerin ihracatı fazladır, ayrıca enerji obur altyapı yatırımlarımız da sürmektedir. Emisyonu artan ülkelerin (İran, AB, Türkiye, Hindistan ve Çin gibi) tümü ihtiyaçlarından daha çok üretiyor ve ihracat yapıyorlar. AB ülkelerinden Almanya, dünya ileri teknoloji ürün üretim merkezi iken AB üyesi bir kısım güney kuşak ülkeleri teknolojik yapılarıyla bize benzemektedirler[4].

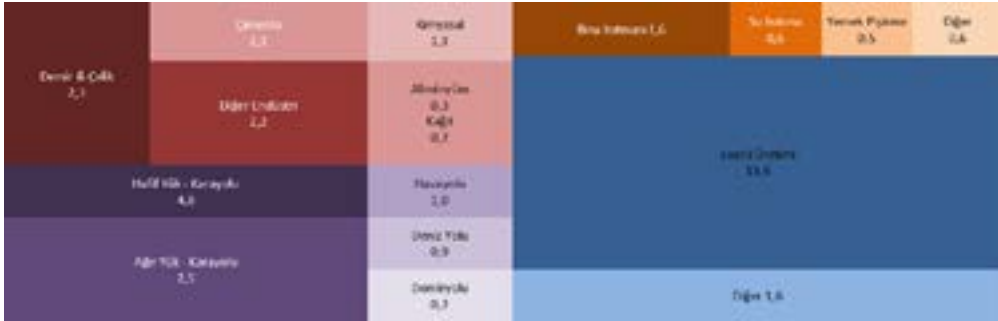
**iv)Yüksek teknolojiye dayalı imalat** sanayi ürünlerinin ihracattaki payı ile ülkelerin ekonomik büyüme hızları arasında pozitif ilişki olduğu ve diğer sektörleri de olumlu etkilediği bilinen bir gerçektir. Dünya Bankası verilerine göre 2019'da Türkiye için bu oran %3,04 iken OECD ülkeleri ortalaması %17,99'dur. Ayrıca Türkiye bu oran ile Dünya genelinde 122 ülke arasında 90. sıradadır. Türkiye gibi büyük bir ekonomi için söz konusu oranın artırılması elzemdir[5].

Günümüzde malzeme ve ürüne nesnelere ondan da öte nesnelere interneti (Nİ) de eşlik etmektedir. Çağımızda Amerika internete, Avrupa ise nesnelere önem atfetmiştir. ABD mega bilişim şirketleriyle (Google, Facebook gibi) sanal hizmet sektörünü (bilişimi) adeta kutsadı, Avrupa ise büyük endüstri kuruluşlarıyla (VW, Merck gibi) nesnelere (akıllı ürünleri) çok önem verdi. ABD her iki unsuru eşdeğer önemde göremediği için bugün ülkeye malzeme/cihaz girişini önüyor ve vergiler koyuyor. Diğer yandan, bu ülkütcü gerçek nedeniyle Almanlar ihmal ettikleri interneti önemsemeye başladılar, geleneksel üretimleri dijitalleştirme ve otomatikleştirme amacıyla bu asrın başında adım attılar ve Endüstri 4.0'ı ortaya koydular. Bayan Merkel Almanya'nın Ar-Ge ve inovasyon harcamasının GSMH'ye oranını %3'e çıkardı ve pozitif etkisini elektrikli araba patent oranlarında (%34) gördü. Bu gün Nİ o kadar önemli olmuştur ki, araç değerinin nerede ise %50'sini elektronik (dijital unsurlar) oluşturmaktadır.

Afrika'daki yeraltı kaynaklarının (mineraller gibi) toplumlarını zenginleştiricilikleri ne kadar az ise çevreyi kirlenilicilikleri o kadar fazladır. Türkiye gibi ülkelerin yoğunlaştıkları endüstri malzemeleri üretimi katma değer ve kirlilik yönüyle hammaddelerden bir basamak daha iyidir. Yüksek katma değer ve düşük kirlenilicilik, akıllı nesnelerin/sistemlerin üretimi ve satışındadır. Türkiye olarak buralara (Ni'ye, sanayinin yapısal, yeşil ve dijital dönüşümüne) yönelmeliyiz. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, alüminyum, nitelikli çelik ve zırh çeliği üretimine stratejik öncelik vermiştir. Bu yetmez, asıl olan ileri teknoloji malzemeleri ile birlikte akıllı ürünlere geçiş yapmak ve ihracattaki payı %3'lerin çok üstüne çıkarmaktır.

**v) Küresel karbondioksit salınımı, 2017** için 43 milyar tondur. Dünya atmosferine salınan 43 milyar tonda Türkiye'nin payı 496 milyon ton mertebesindedir. Türkiye'nin küresel emisyonundaki payı %1,1 civarında olup oran dünya nüfus payımıza çok yakındır. Araştırmalar, son 300 yılın atmosferik sıcaklık artışını  $\Delta T < 2 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $< 1,5 \text{ }^\circ\text{C}$ ) seviyelerinde tutmak için (2050 yılı hedefi), CO<sub>2</sub> salınım sınırı değerinin dünya genelinde 1,61 ton CO<sub>2</sub>/yıl/kişi limitinde olması gerektiğini vermiştir (Türkiye: 6,6 ton CO<sub>2</sub>/yıl/kişidir, 2017 Türkiye değeri, limitin 4 katıdır)[6]. CO<sub>2</sub> emisyonunda biyofiziksel sınır birçok ülkede çok aşılmıştır. Ton CO<sub>2</sub>/yıl/kişi oranları: Çin 6,4 ABD 21,2 Almanya 10,9. Türkiye için 6,2 ton/yıl/kişi CO<sub>2</sub> (0,4 ton/yıl/kişi fark) olması gerektiği ulusal literatürde [7] yakın zamanda verilmiştir. 2020 için ülkelerin emisyon payları sırasıyla Çin (%28), ABD (%15), Hindistan (%7), Rusya (%5) ve Japonya (%3) şeklindedir.

**vi) Malzemeler (hammadde çıkarma, zenginleştirme, taşıma, üretim süreçlerine bağlı olarak)** genellikle ağırlıklarının 0,75 ile 10 katı arasında CO<sub>2</sub> emisyonu çıktısı verirler. Technology Quarterly'de 2014 yılı toplam 36,2 milyar ton emisyonun 2,3 milyar tonunun demir-çeliğe, 0,3 milyar tonunun ise alüminyuma ait olduğu verilmiştir. İki metal arasındaki emisyon oranı 7,5'tir. Malzeme olarak çimentonun payı 2,2 milyar ton, kimyasalların payı 1,1 milyar ton, kağıt ise 0,2 milyar ton CO<sub>2</sub> emisyonudur [8]. Şekil 1'de malzeme dışında en önemli iki emisyon çıkaran paydaşlar olarak enerji üretimi ve ulaştırma sektörü görülebilir.

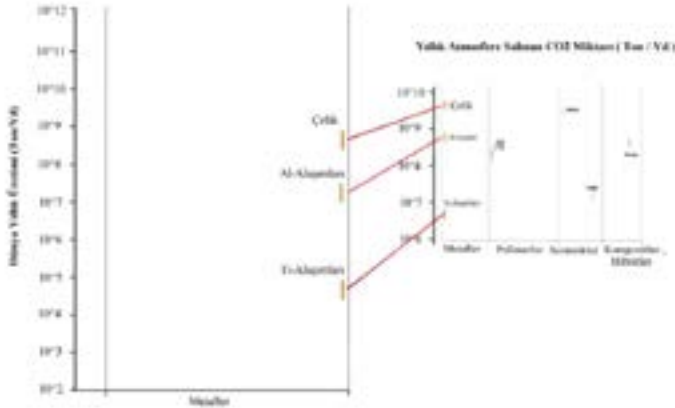


Şekil 1. Global Enerji Bağlamında CO<sub>2</sub> emisyonlarının malzemelere ve sektörlere göre dağılımı (Toplam 36,2 milyar ton CO<sub>2</sub>/ 2014) [8]

Şekil 1'de verilen 2014 emisyon değerlerine karşılık gelen malzeme miktarları, 1 680 milyon ton çelik ve 53 milyon ton alüminyumdur. Demir-çelik için 2 300 milyon ton ve alüminyum için ise 300 milyon ton CO<sub>2</sub>-e çıktısı referans alınırsa oranlama ile alüminyumda 1 kg için 6 kg CO<sub>2</sub>-e emisyonu bulunur. Çelik için ise kg başına 1,4 kg CO<sub>2</sub>-e değeri hesaplanır. Çelik değeri kg eşeline göre alüminyumun dörtte biri mertebesindedir. Değerler ve oranlar tartışmaya açıktır ve literatürde farklılıklar fazladır.

Çelik ve alüminyum alaşımı için, Mike Ashby ve Kara Johnson'ın "Materials and Design (2014)" Kitabında[9] verdiği değerler de dikkat çekicidir. Şekil 2'de malzeme üretim miktarları ve bunlara karşılık gelen karbon ayakizleri şematik olarak ele alınmıştır. Şemadan takip edilebileceği gibi ortalama 1 milyar ton çelik bandına karşılık gelen CO<sub>2</sub> emisyon bandı ortalama 3 milyar ton; ortalama 50 milyon ton alüminyum alaşım bandı da ortalama 500 milyon ton CO<sub>2</sub> emisyonuna karşılık gelmektedir. Oranlar kısaca alüminyum için 10 kg CO<sub>2</sub>/kg metal ve çelik için 3 kg CO<sub>2</sub>/kg metal'dir. Şemadaki anlamlı ve farklı eğimler (logaritmik) de yol göstericidir. Eğim değişimlerinin takibi için titanyum da grafiğe yerleştirilmiştir. Büyük hacim alüminyum alaşımı ve çelik mühendislik malzemesi üretiminde her iki veri değerlemesi, 1 kg alüminyum alaşımı için 8 kg CO<sub>2</sub>/kg metal ve 1 kg çelik için 2,2 kg CO<sub>2</sub>/kg metal sera gazı vermektedir.

Yukarıda verilen CO<sub>2</sub> emisyon değerleri revizyona muhtaçtır. Hammadde çıkarma, zenginleştirme, taşıma, üretim süreçlerine ve süreçlerdeki teknik yeterliliklere bağlı olarak emisyon miktarları değişebilir. Ayrıca elektrik enerjisini menşei de önemlidir (Kömür santralından gelen elektrik enerjisi yüksek miktarda CO<sub>2</sub> emisyon değeri verir). Hurda ve geri dönüşüm şarjı ve oranı arttıkça emisyon miktarı da azalacaktır. Örneğin, ikincil alüminyum, proses hurdası (yeni hurda), kullanım ömrünü doldurmuş hurda (eski hurda) ve cüruftan üretilir. 1 ton ikincil alüminyum üretiminde salınan CO<sub>2</sub>-e 0,6 ile 1 ton arasındadır. Bu sonuç, toplam alüminyum üretiminde ikincilin payını arttırmamız gerektiğini ayrıca vermektedir. Elektrik Ark Fırını ile çelik üretildiğinde aynı tonajda % 80 e varan oranlarda emisyon düşüşü beklenebilir. Çelik için verilen 2,2 kg CO<sub>2</sub>/kg metal sera gazı ilişkisinin büyük ölçüde yüksek fırın, çelik fırını ve haddeleme sıralamasına sahip prosesi kapsadığı, elektrik ark fırınından hurda ile üretimin emisyonunu 0,5 kg CO<sub>2</sub>/kg metal'e kadar düşüreceğine inanılmaktadır.



Şekil 2. "Malzeme ve Tasarım Kitabında" verilen çelik (2,2 kg CO<sub>2</sub>/kg metal), alüminyum (8 kg CO<sub>2</sub>/kg metal) ve titanyum alaşımlarının küresel üretimleri ve CO<sub>2</sub> emisyon çıktıları (2014 öncesi baz değerler) [9].

Uluslararası ticaretin kurallarının karbon emisyonları üzerinden şekilleneceği önümüzdeki 10 yılda Ülkemiz sanayi de dönüşecektir. AB Sınırdı Karbon Düzenlemesi ile yüksek emisyonlu ve düşük emisyonlu ürünler arasında denge sağlanacaktır. Yukarıda paylaşılan alüminyum ve çelik ile ilgili küresel verilerden ulusal verilere, oradan kurum (şirket gibi) verilerine geçilmesi gerekmektedir. AB'nin karbon vergisi düzenlemesi ülkemiz için bir risk olduğu kadar sürdürülebilir kalkınmayı

hedefleyen bir fırsattır. Bakanlıklarımız ve sektör temsilcilerimiz konu üstünde çalışmaktadırlar. Türkiye’de tebliğler ve mevzuatlar yayınlanmış olup ölçme-doğrulama eğitimleri yapılmış ve şirketlerimiz izleme-raporlama-doğrulama sürecine tabi tutulmuştur. Ücretsiz kota tahsisi, referans değerler (AB çapında faaliyet gösteren en karbon etkin %10’luk üreticinin karbon yoğunluğu), tarihsel aktivite (üretim) düzeyi, karbon-kaçığı risk faktörü gibi alt unsurlar gündemin başında yer almaktadır.

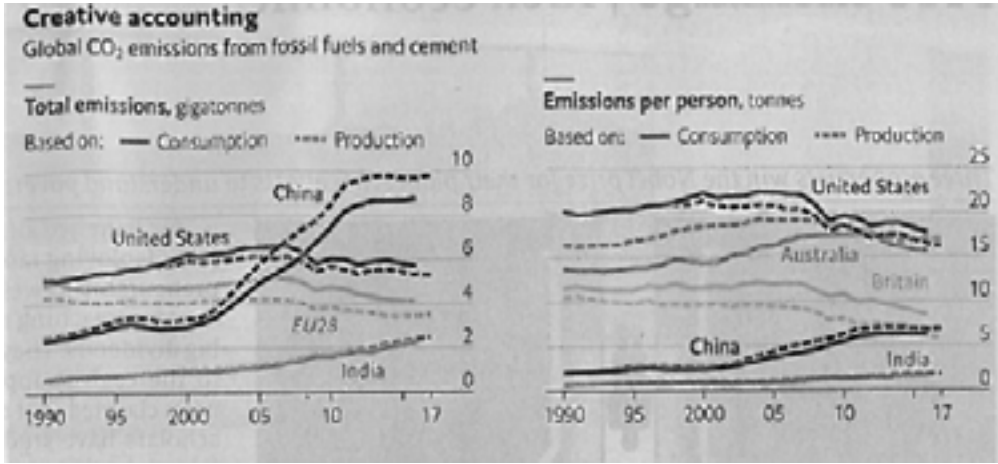
**vii)Karbondioksit emisyonunu üretme ve tüketme** ülkeler mukayesesinde önemli bir parametredir. Çin’in üretime göre emisyon çıktısı iç tüketime göre olandan çok fazladır. Çin ihracatçı ülkedir, ürettiğinin yarısını satar, doğal olarak emisyon da ihraç edilmiş olur.

Küresel Karbon Projesi ile ülkeler, şirketler kendilerini bağlamışlardır. Emisyon salanlar, saldıkları karbon emisyonunu dengeleyecek oranda dünyanın herhangi bir yerinde karbonsuzlaştırma projesini (ağaç dikme dahil) desteklemelidir. «Karbon nötr» ve «Net sıfır» sözcükleri bu amaçla kullanılmaktadır. AB, 2030 itibarıyla karbon emisyonunu %50 azaltma (revize %55 azaltma), 2050 itibarıyla %100 azaltma, diğer ifade ile «Net sıfır» ve «Karbon nötr» vizyonunu ortaya koymuştur. BM 2019 NewYork İklim Zirvesinde NewYork Şehir yöneticileri “net sıfır”ı yakaladıklarını belirtmişlerdir. NewYork’ta ağır endüstri yoktur ve “net sıfır” imkan dahilinde olabilir. Burada bazı yanlışlar vardır. Örneğin şehirdeki “karbon nötr” bina ilanı, içindeki ithal beton ve çelik hariç tutularak yapılmaktadır.

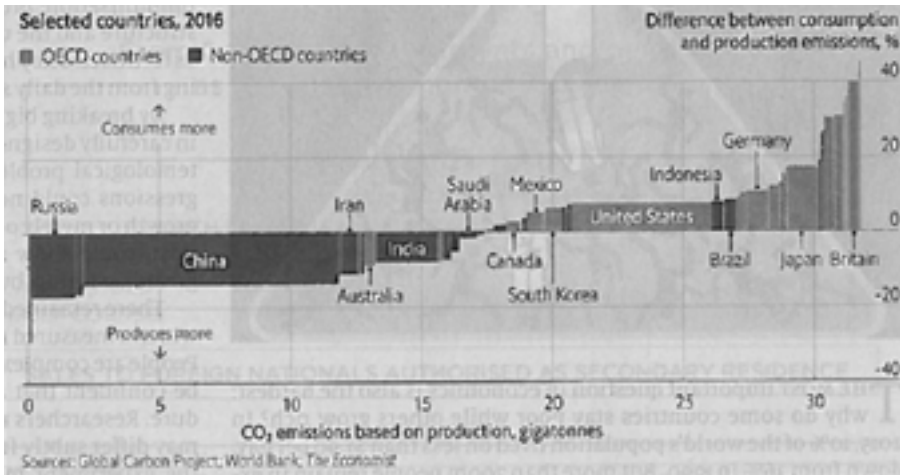
Tüketim emisyonu ile üretim emisyonu arasındaki farkın tamamlayıcısı sınır ticareti ile ilişkilidir. Çin 2001’de Dünya Ticaret Merkezi’ne üye olduktan sonra ürünleri için enerjiyi kömürden sağladı. Üretimde kullanılan birim enerji için en yüksek karbon dioksit, diğer deyişle karbon ayak izi söz konusudur. Çin 2009’da emisyonunda birinci ülke olmuştur. Çin emisyonunun 2/3’ü OECD ülkelerine ihraç edilir. Hindistan, Avusturalya, İran ve Rusya da emisyon ihraç eden ülkelerin başında gelir.

60 ülke 100 şehir “net sıfır” eylemi sözü vermişlerdir. İngiltere “net sıfır” hedefi iç emisyonu kapsar. Örneğin Hollanda’dan ithal bir demet gül, sera ısıtma ve Hollanda’dan İngiltere’ye ulaştırma bağlamında 30 kg CO<sub>2</sub> emisyonu payına sahiptir. Üreten ülke CO<sub>2</sub> payı tüketen ülkeye göre çok fazladır. Zenginler dünyasında, özellikle servis ekonomilerinde aralık çok fazladır [10].

Şekil 3 seçilmiş ülkeler için CO<sub>2</sub> emisyonu iki ayaklı olarak vermektedir. İlki ülke içi üretim ve servis hizmetleri sonucu salınan (üretilen) CO<sub>2</sub>, ikincisi iç tüketim sonucu ülke kaydında kalan CO<sub>2</sub>’tir. Doğal olarak aradaki fark ürünle birlikte ihraç edilen CO<sub>2</sub>’tir. Grafik, Çin için 1,5 milyar ton CO<sub>2</sub> emisyon fazlasını vermektedir (2017). Kısaca Çin sadece ürün değil, CO<sub>2</sub>’te ihraç etmektedir. Şekil 3’ün verdiği kişi başı emisyon payları ise düşündürücü sonuçları ve mukayeseleri vermektedir.



Şekil 3. Ülkelerin toplam üretim ve tüketim emisyonları ve kişi başı durumları[10].



Şekil 4. Üretim ve tüketim emisyonunun gigaton olarak ülkeler bazında değişimi[10].

Üretim ve tüketim emisyonu farkının gigaton olarak ülkeler bazında değişimi Şekil 4'te y ekseninde verilmiştir. İngiltere ürettiği emisyonun %40 fazlasını tüketim payına sahiptir (servis ekonomisi). İngiltere'de ağır sanayi yoktur ve Türkiye'nin en büyük çelik alıcısıdır. Tüketim emisyon fazlalığı, AB için %19, ABD için %9 dur. Çin emisyonu tükettiğinden çok üretir (Üretim ekonomisi, Dünya üretim merkezi). Dünya'daki nüfus payı %20'ye yakın olan Çin'in ayakkabı, oyuncak ve metal sanayii gibi birçok sektördeki küresel payı %50'yi aşmaktadır. Suudi Arabistan üretimi olmadığından emisyon satmaz. Emisyonda ölçü petrol satmak ve çıkarmak değil, onu yakmaktır. En yüksek karbon emisyonu yüklü ithalat kalemleri endüstri malzemeleri (demir- çelik, alüminyum ve kimyasallar gibi) ve tüketici ürünleridir (arabalar, elektronik ve tekstil gibi). Araba ve araba parçaları (Çin'den ithalat) Almanya'dan ithalata göre 9 kat fazla CO<sub>2</sub> emisyonu içerir. Çin imalatta ve her türlü girdi üretiminde çok kirletici olan ve fazlaca CO<sub>2</sub> emisyonu salan kömürlü yakıt santrali elektrikliğini kullanır. Almanya ise tozsuz ve emisyonuz yeşil enerji ürünü elektrikliğini kullanmaktadır. İlave olarak gelişmiş ülkelerde sürüşte kullanılan enerjinin de yenilenebilir ağırlığı artmaktadır. Bu nedenle doğru bir karar gereği

olarak, ülkemizde elektrikli araç ve onun en önemli ögesi olan batarya üretimi faaliyeti hızlandırılmıştır.

Bataryalı elektrikli aracın yarım ömrü boyunca saldığı CO<sub>2</sub> miktarı da tartışmalıdır: Yenilenebilir enerji zengin İsveç için batarya üretiminde 350 kg CO<sub>2</sub> salınır. Kömür kaynaklı Polonya'da ise salınım 8 tondan fazladır. Ulaşım sektörü tamamen dekarbonize edilmelidir. Hızlı taşıma çevre dostu değildir. 1 ton 1 kilometre eşeline göre %87 taşımacılık yavaş olan deniz yoluyladır. Taşımacılıkta havacılığın payı %0,1 dir. Havacılıkta, karbon emisyonu deniz yolu taşımaya göre 70 kat fazladır. Bundan dolayı havacılık payının düşük kalması arzu edilir. Deniz taşımacılığı 2014'te toplam emisyonun %2'sini aşkın CO<sub>2</sub> salmıştır. Çin'de 1 ton çelik üretimi 2 tonu aşkın CO<sub>2</sub> emisyonu salar. Çin çeliğinin, Şanghay'dan New York (gemi ile) taşınması 322 kg CO<sub>2</sub>/ton çelik ilave emisyon yükü verir. İngiliz domatesi ısıtılmış cam evde (serada), güneşin cömert olduğu İspanya domatesinden 3 kat fazla enerji harcatır, ve 3 kat fazla emisyon yükü taşır. Bu durumda, "Domates İngiltere'de üretileceğine İspanya'dan ithal edilse daha mı iyi olur?", sorusu akıllıca sorulmalıdır. Evet, öyle yapılırsa yerküremiz için iyi olacaktır. Başka bir çarpıcı örnek: Elmayı 9 ay buzlukta tutmak, Yeni Zelanda'dan yapılacak ithalata göre daha çok karbon emisyonludur. İthalata devam[8,10].

#### 4.SONUÇLAR

COVID Salgını sonrası kendimizi eski normale uyarlamayalım. Yeni normalde düşünelim ve yol haritamızı oluşturalım. Ana unsurlar:

1. Dışarda kalan ve giderek yoksullaşan 2 milyar insanın şerefli, güvenli ve iç denetimli olarak yönlendirilmeleri ve korunmaları bir zorunluluktur. Kollektif yönetim ve doğal kaynak yönetimi ile tarımda, balıkçılıkta, sanatta, üretimde ve servislerde küçük boyutlu işlemlere/işletmelere yer açmak,
2. Ekosistemi canlandırma ve koruma, şehir dışlarında doğal davranan insanların ve toplumların öne çıkarılması, farklılıkların içselleştirilmesi, her durumun ve kültürün ayrıcalıklı olduğunun tanınması,
3. Acil sağlık, eğitim, ulaşım, konut, enerji ve diğere temel ihtiyaçlar için planlanmış bölgesel ve küresel yönetim adımlarının atılması ve
4. Üretim ve tüketimde sürdürülebilirlik eğilimlerinin önemsenmesi ve ivmelendirilmesidir.

Bu 4 yaklaşım, eşitlikçi anlayış ve çeşitlilikle (farklı kültürler ve biyoçeşitlilik), yer küre kaynaklarının adaletli paylaşımı ve sürdürülebilir tüketim anlayışı ile ve herkese verme ve herkesle paylaşma (özellikle azınlıklara dönük) cömertliği ile güçlendirilmelidir.

Küresel ısınma ve küresel iklim değişikliği yadsınamaz bir gerçekliktir, etkileri görülmektedir ve kaygılar artmıştır. "Yeşil dönüşüm" sloganının en önemli unsuru ekosistemi sürdürülebilir kılmaktır. Bugün, karbondioksit emisyonunu düşürmek insanlığın en önemli görevi olmuştur. Temmuz 2021'de dünya kamuoyu ile paylaşılan bir haber, herkesi ümitsizliğe sevk etmektedir. "Yeryüzünde ilk defa Amazon Ormanları tarafından salınan CO<sub>2</sub>, absorplanandan fazla olmuştur." Küresel ısınmanın ve küresel iklim değişikliğinin önlenmesi adına hür dünya tarafından yeni kararlar alınmaktadır. Bunlardan biri, "sınırdan karbon düzenlemesi" olup, fazla emisyonlu ürünlerin vergilendirilmesi amaçlanmaktadır. "Dünyamız için iyi olan ülkemiz için de iyidir." özdeyişi gereği CO<sub>2</sub> salınımını düşürmek, bunun yolu olan "yeşil ekonomiyi" önemsemek ve gerektiğinde karbon vergisi ödemek hepimize biçilen bir ödevidir.

**5.KAYNAKLAR**

1. Fashish Kothari, "Tapestry Of Alternatives, Scientific American, June 2021, p. 56-65
2. Didem Eryar Ünlü, "Yakın plan", Dünya; 05 Ocak 2021
3. "Briefing Negative emissions", The Economist, December 7th 2019
4. "Falling Carbon Emissions", The Economist , November 24th 2018 , p. 38-39).
5. "Yükseköğretimde Uygulamalı Eğitimler Çerçeve Yönetmeliği", YÖK duyurusu,17 Haziran 2021.
6. Daniel W.O'Neil ve diğ., "A good life for all within planetary boundaries", Nature Sustainability, Vol 1, February 2018, p. 88-95.
7. Mehmet Özhaseki, "Türkiye'nin İklim Değişikliği ve Şehircilik Politikalarına Yansımaları" , İTÜ Vakfı Dergisi, Nisan-Haziran 2018 Sayı 80, s. 9-12.
8. Technology Quarterly : Towards Zero Carbon' , The Economist, December 1st 2018, p. 3,4
9. Ashby Mike, Johnson Kara "Materials and Design : The Art and Science of Material Selection in Product Design ", Third Edition , Elsevier, 2014, s. 80-83, 255-299.
10. "Climate Action", The Economist, September 28th 2019, p. 55,56.



# Sürdürülebilirlik Kültürüne Dönüş

## Return to Sustainability Culture

Halit YILMAZ

Yeşilova Holding, Türkiye

### Özet

Dünya'daki sınırlar silindikçe, hız arttıkça, bilgiye erişim kolaylaştıkça, kuruluşların içinde bulunduğu ekosistemin kapsamı da büyümektedir. Bu dönemde her bir şirketin etkileşim içinde olduğu ekosistem neredeyse Dünya'nın tamamı haline gelmiştir. Bir ekonomik gelişme, bir salgın, bir tedarik krizi nerede yaşanırsa yaşansın etkisi her noktadan hissedilebilmektedir. Bu nedenledir ki şirketler; kökleri en derinlere dayanan kültürlerini, değerlerini, vizyonlarını dönüştürmek durumunda kalmışlardır. Bunun için kendilerine faaliyetlerinin üzerinde bir "varoluş amacı" çizmek durumundadır. İşte kurumsal dünyanın bu görünmeyen bağlarından dolayı; şirket hayatlarının ve ekonomik sürdürülebilirliklerinin insandan (yani toplumdaki) ve çevreden (yani Dünyadan) bağımsız düşünülmemesi gerektiği görülmüştür.

Bu bildiride, şirketlerin sürdürülebilirlik stratejilerine yönelik ipuçları yer almaktadır.

### 1. Giriş

Kızılderili Şefi Seattle'ın 1854 yılında Amerika başkanı yazdığı mektuptaki:

*"Doğaya yaptığımız her türlü işkence ve kirlenme; bize ölüm, pahalı besin, açlık ve bin bir türlü sıkıntı ile dönüyor.*

*Beyaz adam! Her sabah aynaya bak ve en büyük tüketiciyi, kirleticiyi gör!*

*Beyaz adam paranın yenmeyen bir şey olduğunu, son ırmak kurduğunda, son ağaç yok olduğunda, son balık öldüğünde anlayacak..."*

ifadeleri çarpıcıdır. Bu ifadeler aslında gelecekteki hayatın dünyayı nasıl tüketeceğinin öngörüsüdür. Öyle bir öngörü ki asırlar öncesinden bunun sinyalleri alınmıştır. Günümüzde tıpkı Kızılderili şefinin uyardığı noktaya gelmiş durumdayız. O zamanlar, tahsili olmayan ama doğa ile iç içe yaşayan kişilerin fark ettiği bu durumu, şimdilerde Dünya'da yönlendirici konumda bulunan insanlar vurgulayarak dillendirmeye başladılar: **Sürdürülebilirlik!**

### 2. Sürdürülebilirlik

Dünya, sahip olduğu kaynakları ve enerjisi belli miktarda olan bir gezegendir. Dünya üzerinde bulunan her türlü yaşamın daimi kılınmasını sağlamayı, sürdürülebilirliğin en basit anlatımıdır diyebiliriz. İnsanların, hayvanların,

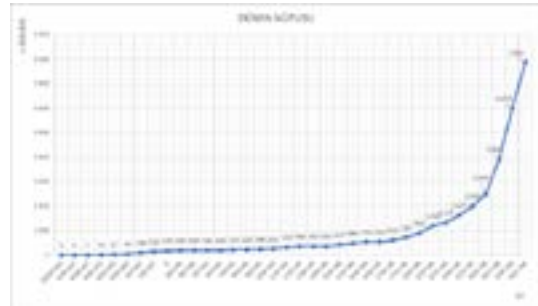
bitkilerin yaşamı gibi tabiatın kendisinin yaşamı ve kurumsal şirketlerin yaşamı. Her biri birbiri ile derinden bağlantılı olan bu yaşamların varlıklarını sürekli kılmak ve en uzun geleceğe taşıyabilmek amaçlanmaktadır. Birkaç veri üzerinden bu kavramın önemini aktarmak gerekirse; 30.06.2021 tarihi kesit alındığında (6 aylık veriler) aşağıdaki istatistikler vardır:

Dünya nüfusu : 7.882.129.050

Doğanların sayısı : 69.437.942

Ölenlerin sayısı : 29.190.401

Dünya nüfusu her yıl artış göstermektedir. Öyle bir trend ki, özellikle sanayileşme ve şehirleşme sonrasında logaritmik olarak yükselmektedir. Bu durum aşağıdaki grafikten görülebilir:



Şekil 1. Dünya nüfusunun artış trendi

Yani barındırdığı kaynaklar sınırlı olan dünyanın en büyük tüketici unsuru olan insanların sayısı gün geçtikçe artmaktadır. 2021 ilk yarısının istatistiklerine devam edecek olursak:

Aç insan sayısı : 852.939.667

Obez insan sayısı : 1.712.382.206

sayıları dikkat çekicidir. Yani var olan en temel ihtiyaçlar bile dengeli şekilde dağılmamaktadır. Sınırlı kaynaklar, artan nüfus ve dengesiz dağılım doğal olarak mücadeleyi ve rekabet ortamını tetiklemektedir. Bu durum da doğanın her geçen gün bozulmasına neden olmaktadır. Yine 2021 yılının ilk 6 aylık aşağıdaki verileri:

Yok olan orman alanı : 2.573.980 hektar

Bu yıl çöllen toprak : 5.793.261 hektar

Su tüketimi : 8.478.762 milyar litre

CO<sub>2</sub> emisyonu : 17.978.793.778 ton

Dünyanın hava, kara ve su katmanlarında fiziksel yapının bozulduğu hatta yok edildiği görülmektedir.

İşte bu gidişatin ancak son yıllarda farkına varabilen insanlık; bireyden topluma, özel şirketten sivil toplum kuruluşlarına, devletten dünyanın bütününe hitap edebilecek sürdürülebilirliği ortaya çıkardı. Dünyada ve toplumlar üzerindeki bu olumsuz seyri durdurmak ve olumlu yöne çekebilmek için 17 tane kalkınma amacı belirledi. Birleşmiş Milletlerin belirlediği bu küresel amaçlar, yoksulluğu ortadan kaldırmak, gezegeni korumak ve ilave olarak tüm insanların barış ve refah içinde yaşamasını sağlamak için evrensel eylem çağrısıdır:



Şekil 2. Sürdürülebilir kalkınma amaçları

### 3. Yaşamdaşlık ve Bağlantısallık

2030 yılı sonuna kadar ulaşılmak üzere belirlenen Sürdürülebilir Kalkınma Amaçları altında verilen 17 konu; iklim değişikliği, ekonomik eşitsizlik, yenilikçilik, sürdürülebilir tüketim, barış ve adalet gibi yeni alanları içeriyor. Her bir amacın altında toplamda 169 hedef bulunmaktadır. Amaçlar ve hedefler birbiriyle bağlantılıdır ve dengeli şekilde ele alınması durumunda gezegeni daha yaşanabilir bir konum getirmek mümkün olacaktır.

Aslında mantiken düşünüldüğünde; insanlığın, yaşamın küresel bir müşterek olarak sunduğu faydalardan diğer tüm canlılarla birlikte tam olarak yararlanması beklenirken, şartırtıcı şekilde bu ortamı harap etme eğiliminde olmuştur. Şu andan itibaren Dünya üzerindeki tüm paydaşlar, mevcut ve yeni müşterekler konusunda nasıl hareket edeceğini hesap etmek başarısızlık ihtimalini iyice ölçüp tartmak zorundadır. İşte burada önemli bir kavram daha karşımıza çıkıyor: Yaşamdaşlık. Bu, derin bir ekoloji felsefesi olup, yaşam kültüründe bugün var olan, doğaya saygılı, doğa ile iç içe yaşam felsefesidir. Covid salgını; insanların, devletlerin,

tedarik zinciri düzleminde tüm kurumsal yapıların, doğanın tüm unsurları ile bağlantısallığını her yönüyle göstermiş oldu. Bu gezegen üzerinde rahat nefes almak istiyorsak, yaşamdaşlık felsefesini unutmadan sürdürülebilir yaşam kültürünü korumamız gerekir. Bir birey, bir şirket, bir organizasyon veya bir devlet bu hassasiyeti göstermediğinde, onun oluşturacağı dengesizliğin sonucunu diğer tüm paydaşlar üstlenmiş oluyor.

Peki şirketler bu konuda neler yapabilir?

### 4. Şirketlerin Sürdürülebilirlik Kültürü

Şirketlerin ve diğer tüm kurumsal yapıların, bu konuda elini nasıl taşın altına koyacağına dair çeşitli normlar oluşturulmuştur. En öne çıkan tabii ki Birleşmiş Milletlerin Sürdürülebilir Kalkınma Amaçları'dır. Bunu destekleyecek şekilde Avrupa Birliği de Yeşil Mutabakat Çerçevesi belirlemiş durumdadır. Avrupa'nın Sürdürülebilir Ekonomik Modele geçişi kapsamında 2030 yılına kadar %50 emisyon azaltımı ve 2050 yılında net sıfır emisyon amaçlanmıştır.

BM ve AB' nin bu amaçları aslında endüstride ve hizmet sektöründe yer alan tüm şirketlere bazı ödevler ortaya çıkarmaktadır:

- Karbon ayak izinin kontrolü ve azaltılması
- Geri dönüşümün artırılması ve hırda kullanımı
- Döngüsel ekonomiye geçiş
- Enerji ve doğal kaynaklarda sorumlu kullanım

öncelikli sayılabilecek konulardır.

Şirketlerin bu konularda adım atması için öncelikle "yaşamdaşlık" felsefesini anlaması ve benimsemesi ile başlamalıdır. Yani; kendi başına bir şirketten ibaret olmadığını, dış dünyadan kopuk faaliyet göstermediğini, büyük bir ekosistemin parçası olduğunu bilmelidir. Haliyle bir şirket; dünyaya, insana ve ekosistem üzerindeki tüm unsurlara ne kadar yatırım yaparsa dolaylı olarak şirketin içinde bulunduğu şartlara da katkı sağlamış demektir.

Şirketlerde bu bakış açısı oluştuktan sonra daha somutlaştırmak için sürdürülebilir değer yaratmaya odaklı strateji geliştirmelidir. Öyle kağıt üzerinde yazılı olan fakat hayata geçmeyen stratejilerden değil, gerçekten en üst düzeyde desteklenen bir bakış açısı olmalıdır ki, sürdürülebilirlik stratejisindeki ilerleme bir plan dahilinde sağlanabilsin. Bunun da en sade ve yönetilebilir yolu, belirlenmiş olan stratejik öncelikleri performans hedeflerine ve dönüşüm projelerine indirgeyerek düzenli şekilde ilerlemeyi gözden geçirmektir. Her şirket, bu gezegende kendi etkisini anlayarak sürdürülebilirlik kültürüne dönüşü geç olmadan başlatmalıdır.

### 5. Alüminyum ve Sürdürülebilirlik

Doğada boksit cevheri halinde bulunan alüminyum dünyada en çok bulunan elementlerden biridir. Hayatımızın her alanına temas eden alüminyum, endüstrinin pek çok kolunda

milyonlarca farklı ürünün yapımında kullanılmaktadır. Bu yönüyle dünya ekonomisi içinde çok önemli bir yeri vardır. Alüminyum diğer metallerden ayıran kendine has avantajlı özellikleri vardır. Bu özellikleri sayesinde doğal olarak çevrecidir ve sürdürülebilirlik potansiyelini özünde taşır. Bu alanda iştigal eden tarafların, alüminyumun bu özelliklerinden istifade etmeleri teşvik edilmelidir. Alüminyumun bahsi geçen bu avantajlı özellikleri, sürdürülebilirlik başlıkları ile eşleştirecek şekilde irdelenirse:

✓ **Yumuşak, esnek, kolay şekillenebilir:**

Bu özelliği ile daha az enerji ihtiyacı duyarak istenen yapıya bürünmesi mümkündür. Örneğin erimek için çelik 1.500°C ısıya ihtiyaç duyarken, alüminyum için 660°C yeterlidir. Enerji kaynaklarının tüketimine katkı sağladığı gibi, kolay işlenebilir olmasından dolayı da erkek – kadın ayrımı olmaksızın işgücü olanağı sunmaktadır. Bu özelliği ile aşağıdaki SDG amaçlarına katkısı düşünülebilir:



✓ **Hafif ve Sağlam**

Hafif olmasına rağmen sağlam olması birçok sektörde tercih edilmesini sağlamaktadır. Havacılık, otomotiv, inşaat, ambalaj, tarım bunlardan başlıca olanlardır. Birçok sektörde yer alıyor olması istihdama katkı sağlamaktadır ki bu da dolaylı olarak yoksulluğun azaltılması anlamına gelir. Hafifliği sayesinde tedarik zincirinin bir parçası olan nakliye süreçlerinde, daha az karbon salınımı demektir. Özellikle elektrikli araç teknolojisiyle, bataryaların ağırlığının diğer araç aksamlarından tolere edilme çalışmaları sayesinde araçlardaki kullanımı artmaktadır. Hafifleyen her ulaşım unsurunun küresel ısınmaya ve iklim dengesizliğine etkisi azalacaktır. Ayrıca yüksek dayanıklılık / ağırlık rasyosu sayesinde cephe kaplamalarında tercih edilmekte bu da şehirlerin sürdürülebilirliğine katkı sunmaktadır. Bunun yanı sıra sağlıklı yaşam için hayatlarına bisiklet sürmek gibi aktiviteler dahil etmiş insanlar için taşıma kolaylığı sunar. Bu özelliği ile aşağıdaki SDG amaçlarına katkısı düşünülebilir:



✓ **Korozyon direnci yüksek (paslanmaz, bozulmaz)**

Paslanmaması ve korozyon reaksiyonlarına karşı dirençli olması nedeniyle toprak altı yapılarda ve deniz araçlarında da tercih edilmektedir. Korozyona uğrayıp bozulma yaşamaması topraktaki ve sudaki yaşama olumsuz etkisi yok denecek kadar azdır. Bunun yanında gıdalarda dayanıklı bir ambalaj olarak kullanılabilirdiğinden, gıdanın özellikle muhtaç Afrika toplumları dahil uzak mesafelere ulaştırılmasının önünü açmaktadır. Bu özelliği ile aşağıdaki SDG amaçlarına katkısı düşünülebilir:



✓ **İletken**

İletkenliği bakıra yakın olması ve bakıra göre daha ucuz olması nedeniyle, elektrik kabloları ve teknolojik elektronik ürünlerde de tercih edilmektedir. Bu yönü işin kalitesinde azalmaya neden olmadan üretimde ekonomik sürdürülebilirliğe katkı sağlamaktadır. Özellikle akıllı şehirler ve yenilenebilir enerji kavramlarının önem kazandığı ve şehirlerin çevresel etkilerinin azaltılmaya çalışıldığı bu dönemde şehirlerin sürdürülebilirliğine katkı sağlamaktadır. Bu özelliği ile aşağıdaki SDG amaçlarına katkısı düşünülebilir:



✓ **Çevreci, sonsuz defa geri dönüştürülebilir**

Doğrusal ekonominin yerine dögüsel ekonominin önem kazandığı bu dönemde alüminyum buna en büyük katkıyı verebilecek maddelerden biridir. Çünkü %100'e yakın ve sonsuz defa geri dönüştürülebilir. Bununla beraber girdisi geri dönüşüm olan üretimlerde kalitenin artmasıyla neredeyse birincil üretimin kalite seviyesi yakalanmıştır. Kalite problemleri yaşanmadığından hem çevresel olması hem de ekonomik olması nedeniyle alüminyum sektöründe, birincil hammadde kullanmak yerine geri dönüşüm tercih edilmektedir. Küresel atıkların azaltılması ve değerlendirilmesi, doğal kaynakların sorumlu kullanımı, küresel ısınma gibi çevre ile ilgili konulara doğrudan olumlu etkisi vardır. Bu özelliği ile aşağıdaki SDG amaçlarına katkısı düşünülebilir:



✓ **Estetik**

Alüminyumun parlak ve şık görüntüsünden yararlanılarak dekoratif amaçlı mobilya, süs ve ev eşyaları yapımında kullanılmaktadır. Alüminyumun yansıtma kabiliyeti yüksektir. Gümüşi beyaz renginin bu özelliğe olan katkısı ile beraber gerek iç gerekse dış mimari için cazibeli bir görünüme sahiptir. Bu durum şehirlerin ve toplulukların yaşam kalitelerine olumlu etki sunmaktadır. SDG amaçlarına katkısı düşünülebilir:



## 6. Sonuç

Bireylerin, şirketlerin, devletlerin, yani dünya üzerindeki her bir paydaşın yapmış olduğu en küçük eylemin bile bir sonucu vardır. Son yüzyıllardaki dönemlerde eylemler genellikle kendine menfaat oluşturma, güç kazandırma beklentisi ile yapılmakta bunun dışında dünya ve diğer paydaşlara zarar görse de göz ardı edilmekteydi. Fakat artık fark edildi ki, kısa vadede kendimize sağlanan menfaat uzun vadede yine aleyhimize dönüyor. Doğa karşılık veriyor. İyi eylemleri iyilikle ödüllendirirken, kötü eylemleri afetlerle cezalandırıyor. Artık gezegenimiz birçok yönüyle sinyal vermeye başladı. Bu alarm seviyesi artmadan her paydaş üzerine düşeni yapmalıdır.

Kurumsal hayatta yukarıda anlatıldığı şekliyle sürdürülebilirlik, paydaşlık, yaşamdaşlık gözetilerek yapılabilecekler mutlaka hayata geçirilmelidir.

## Referanslar

- [1] <https://worldhistorysite.com/>
- [2] <https://populationmatters.org/>
- [3] <https://www.worldometers.info/tr/>
- [4] Türkiye UNDP, <https://www.tr.undp.org/>
- [5] İnternetin Geçmişi ve Dijital Gelecek, Johnny Ryan
- [6] Virüs Stratejisi, Halit Yılmaz
- [7] EFQM Modeli

Alüminyumun öne çıkan doğal özellikleri ile doğrudan eşleşme de aşağıdaki amaçlara da dolaylı etkisinin olduğu aşikardır.

# Green Aluminium

## Yeşil Alüminyum

Erman CAR<sup>1</sup>, Şeyma KORKMAZ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Insertec Thermal Engineering Solutions, Spain

<sup>2</sup> Metalurji ve Malzeme Mühendisi, Türkiye

### Abstract

One of the most functional definitions of the sustainability is "design of the future". Technology is no longer looking for ways to dominate nature, but to be in harmony with nature. Aluminum and its alloys are used in almost every industry as materials. In this study, green technologies applied or applicable in the aluminum production process (green of aluminum) and green advantages (aluminum of green) that emerge with the use of aluminum products are evaluated.

Anahtar Kelimeler: sürdürülebilirlik, yeşil alüminyum, yeşil enerji , geri dönüşüm

### Özet

Sürdürülebilirlik kavramının en işlevsel tanımlarından birisi de "geleceğin tasarımıdır". Teknoloji artık doğaya egemen olmanın değil, doğa ile uyumlu olmanın yollarını aramaktadır. Alüminyum ve alaşımları, hemen hemen her sektörde kullanılan metalik malzemelerdir. Bu çalışmada alüminyum üretimi sürecinde uygulanan ya da uygulanabilir yeşil teknolojiler (alüminyumun yeşilli) ve alüminyum ürünlerin kullanımı ile ortaya çıkan yeşil avantajlar (yeşilin alüminyumunu) değerlendirilmektedir.

### 1. Introduction

Climate change is the most important global megatrend nowadays. All materials whether metallic materials or no come with a carbon footprint during extraction. All industries work for radical improvements/changing to remain a part of the solution to meet Paris Agreement requirements and will habitable environment to next generations.

The Paris Agreement is a legally binding international agreement on climate change and the scope of the agreement is as follows;

1.This Agreement, in enhancing the implementation of the Convention, including its objective, aims to strengthen the global response to the threat of climate change, in the context of sustainable development and efforts to eradicate poverty, including by:

(a) Holding the increase in the global average temperature to well below 2°C above pre-industrial levels and pursuing efforts to limit the temperature increase to 1.5°C above pre-industrial levels, recognizing that this would significantly reduce the risks and impacts of climate change;

(b) Increasing the ability to adapt to the adverse impacts of climate change and foster climate resilience and low greenhouse gas emissions development, in a manner that does not threaten food production; and

(c) Making finance flows consistent with a pathway towards low greenhouse gas emissions and climate-resilient development.

2. This Agreement will be implemented to reflect equity and the principle of common but differentiated responsibilities and respective capabilities, in the light of different national circumstances.

### 2. Discussion

#### 2.1. Aluminium

Aluminium isn't just any metal, it is essentially for many low-carbon innovations and it is infinitely recyclable without losing any of its characteristics. Aluminium has the magic story as a material from precious metal to essential structural material almost in 100 years.

Aluminium being an infinitely recyclable metal and a preferred material in many growth industries, has a lot to contribute towards especially green production processes. Demand for this green metal is increasing in the renewable energy, automotive and packaging industry because of the increased interest in lightweighting, corrosion resistance and recyclability.

According to the Key Facts and Projections from the OECD Global Material Resources Outlook to 2060 (13); materials use will be increased to 167 Gt on 2060 from 79 Gt (2011), Metals usage will be increased to 20 Gt on 2060 from 8 Gt (2011), Fossil fuel consumption will be increased to 24 Gt on 2060 from 14 Gt (2011).

Primary aluminium production is energy intensive process. In order to produce 1 tonne of aluminum from alumina by electrolysis, approximately 2 tonnes alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), 0.5 tonnes carbon anodes and 12 500 to 16 000 kWh/tonne Al of electrical energy are needed. The classic Hall–Heroult aluminum electrolysis process consists of electrochemical decomposition of alumina dissolved in sodium-cryolite based electrolyte (Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>) known as bath at 950–970 °C. There are 2 important parameters to measure electrolysis process efficiency as , current efficiency and energy efficiency.

Aluminium can contribute to reach low carbon economical model. Because:

- ✓ Lightweight properties make it ideal for all kind of vehicles, which require the lightest possible components for energy efficiency, therefore lower carbon emissions in transportation industry, especially plug hybride and electrical vehicles,
- ✓ Aluminium can be recycled almost endlessly without losing main properties so it makes part of the solution for low carbon aluminium production, low carbon transportation and construction and also low-waste future,
- ✓ Corrosion resistive, ductile, durable and lightweight, it is ideal for architects to build higher and with freer forms. Superior ability to reflect infrared heat rays from the sun dramatically improves the energy efficiency of buildings,
- ✓ Aluminium of the important structural materials for renewable energy production plants, especially solar photovoltaic cells.

## 2.2. Aluminium of Green

### 2.2.1 Lightweighting

Aluminum belongs to the so-called *light metals* with its density of 2.7 kg/dm<sup>3</sup> and this is only about one-third of the density of steel.

Globally, the transportation sector accounts for around 14% of CO<sub>2</sub> emissions and government regulations intended to decrease these emissions, automakers are focusing on developing lighter and more fuel efficient cars and trucks. This has driven the major trends in the industry, such as lightweighting, which has resulted in a dramatic increase of aluminium usage. (22)

According to DuckerFrontier Aluminium Content in Vehicles report (8); Aluminium demand expected to increase for all aluminium product forms, especially for sheet and extrusions – castings remain the major product form but start losing momentum, especially in Europe.

The average (Plug-Hybride Electrical Vehicles) PHEV uses more than twice as much as secondary cast aluminium as the average (Internal Combustion Vehicles) ICV or the average (Battery Electrical Vehicles) BEV. The average BEV contains nearly four times as much secondary wrought aluminium as the average ICV. Both PHEV’s and BEV’s will be strong drivers for more primary (or closed loop recycled) aluminium usage. (27)

Aluminium content (kg)	Average car	ICV	PHEV	BEV
Primary aluminium	98	95	212	190

Secondary cast aluminium	59	58	106	52
Secondary wrought aluminium	17	16	25	66
Total aluminium content	174	169	343	308

Table 1 : Aluminium content for vehicles (27)

2.2.2. Aluminium for Renewable Energy Production

According to International Energy Agency (IEA) Net Zero by 2050 report (14): The energy sector is the source of around three-quarters of greenhouse gas emissions today, and holds the key to averting the worst effects of climate change, perhaps the greatest challenge humankind has faced. Reducing global carbon dioxide emissions to net zero by 2050 is consistent with efforts to limit the long-term increase in average global temperature to 1.5 °C. this calls for nothing less than a complete transformation of how we produce, transport and consume energy.

The Mineral Intensity of the Clean Energy Transition report (9), there are significant primary points related mineral demand of clean energy transition in future and also aluminium has a important role to fulfill clean energy transition requirements.

	wind	solar (PV)	carbon capture and storage	nuclear	light emitting diodes	electrical vehicles	energy storage	electric motors
Aluminium	✓	✓	✓		✓	✓	✓	✓
Chromium	✓		✓	✓	✓			
Cobalt			✓	✓		✓	✓	
Copper	✓	✓	✓	✓	✓	✓		✓
Indium		✓		✓	✓	✓		
Iron (cast)	✓				✓		✓	
Iron (magnet)	✓							✓

Table 2 : Usage areas of Aluminium and some other elements in energy systems (12)

While aluminium is a major contributor to solar PV technologies, it is also used in most other low-carbon technologies, such as wind, energy storage, and hydroelectricity. Its greatest use is with crystal-Silicon cells as these are still assumed to represent the greatest share of the solar market by 2050. Greater ambition to combat climate change is associated with great penetration of solar PV and therefore greater demand for aluminium – cumulative demand for aluminium is 119% greater in the 2DS than the base scenario. (9)

Energy storage is very important in the automotive sector, where the use of aluminum has also increased considerably. Battery electric vehicles are expected to account for approximately 90% of deployments in the IEA scenarios, with stationary and decentralized applications making up the other 10%; the mineral demand follows this sectoral split. If examined to projected annual mineral demand under 2DS (2-degree scenario) only from energy technologies, compared between 2018 production level with 2050, aluminium will be become a first preference. (9)

2.3. Green of Aluminium

We need low carbon aluminium for low carbon future.

2.3.1. Sources of Emission

Emissions are generally divided into three areas, as follows:

Scope 1: Those accuring directly at the site of operations. The aluminium smelting process emits several GHG’s, including CO<sub>2</sub>e and perfluorocarbons (PFCs) by anode gases formation and anode effect.

Scope 2: Indirect GHG emissions from the consumption of purchased electricity, heat, or steam.



The aluminium electrolysis process requires 14.255 kWh/t Al (2019 average) of electric energy under the best and the worst practice scenario. Significantly, smelting primary aluminium consumes 45 of the world’s electricity and emits 1% of CO<sub>2e</sub> GHG’s annually.

Smelters running on power from coal around 15-20 CO<sub>2eq</sub> t/t Al, while regions with 100% hydropower are less than 4 CO<sub>2eq</sub> t/t Al (Scope 1,2,3). Many of the coal-fired smelter are in China and consequently nearly 70% of the industry’s emissions originate in China. A small portion of the globally produced aluminium in Norway and Iceland is made at 3 CO<sub>2eq</sub> t/t Al but even that is a shocking figure. (17)

Scope 3: Other direct emissions, such as extraction and production of purchased materials (alloying elements, salts/fluxes, etc) and fuels, transport-related activities in vehicles, not owned or controlled by the company, electricity-related activities (e.g. transmission and distribution losses) not covered in Scope 2, outsourced activities, waste disposal, etc.

	Bauxite mining	Alumina refining	Anode production	Electrolysis	Casting	Recycling	Semis production	Internal scrap remelting	Total
Electricity (indirect)	0.6	16.9	-	670.6	-	3.1	9.5	2.5	703
Non CO <sub>2</sub> GHGs (direct)	-	32.2	-	35.4	-	-	-	-	68
Process CO <sub>2</sub> (direct)	-	-	6.4	92.6	-	-	-	-	99
Ancillary materials (indirect)	-	14.8	19.3	6.4	-	-	-	-	41
Thermal Energy (direct/indirect)	2.6	124.3	6.4	-	6.4	15.6	19	8.4	183
Transport (indirect)	-	15.4	-	18.7	-	-	-	-	34
Total (cradle to gate)	3	204	32	824	6	19			<b>1127</b>

Table 3 : 2018 total aluminium sector emissions (Mt CO<sub>2e</sub>) heat mapped by process and source (recycling of pre- and post-consumer scrap), IAI, 2020a, (21)  
Primary aluminium is responsible for 2% of global emissions and Chinese producers generate 70% of the industry’s total. Removing fossil fuel from power generation will be the main challenge.

2.3.2. Emission Reductions

Aluminium is both a major contributor to global greenhouse gas (GHG) emissions and one of the key energy transition metals needed to build a low-carbon future.

There are 3 pathway to reduce emission reduction related primary aluminium production as:

- Reduce energy intensity in primary aluminium productions included inert anode and other alternative technologies,
- To compensate Scope 2 emissions, technology required green energy, on the other hand energy infrastructure has to be changed from fossil fuels to renewables,
- Recycling.

2.3.2.1. Reduce Energy Intensity

For all aluminum smelters it is both economically and environmentally advantageous to reduce the energy consumption, irrespectively of their power source. Minimum emissions require operations at minimum energy consumption per kilogram of aluminum, but there is thermodynamical limits related nature of Hall-Herault electrolysis process.



Furthermore, the industry will continue to make improvements around pot control, MHD design, net carbon, and specific energy consumption, but if aluminium is to make a positive contribution to the target of keeping climate change warming to less than 2°C, the aluminium industry needs to do more. It is critical that the industry start pilot projects to examine how to run smelters on renewable power. (10)

	unit	Hydro HAL4e	RioTinto AP60	China NEUI-600	China SAMI SY600	Rusal RH 550
Current intensity	kA	445	571	600	600	550
Current efficiency	%	95.5	95.5	92.5	92.8	96.08
Daily aluminium production	ton Al/day	3.42	4.47	4.56	4.56	4.26
Energy consumption	kWh/t Al	12 000	13 090	12 730	12 140	12 780

Table 4: The best Aluminium electrolysis cells in the World (20)

2.3.2.2. Inert Anodes:

Aluminium smelting is based on the dissolution of purified aluminium oxide (alumina) powder in molten cryolite at around 960 °C with the formation of aluminium-oxyfluoride ions. Traditional aluminium smelting uses carbon as the anode electrodes. Carbon is consumed in the electrolysis process by the electrochemical reaction of oxygen ions with carbon anodes producing carbon dioxide, sulfur dioxide, and perfluorocarbon gases are also produced as by-products. (20)

Inert anodes and wetted cathodes have significant potential advantages over the traditional Hall-Herault cells used today. The new process replaces the carbon in the anodes with Alcoa patented materials to make inert anodes. The new anodes allow electrolysis to take place without participating in the chemical reaction, without being consumed. In the electrochemical reaction pure oxygen is produced at the surface of the inert anodes and aluminium is produced at the surface of the cathode components. As a result, alumina is separated into its two major elements, aluminium and pure oxygen during electrolysis. (20)

Questions still remain as to whether inert anodes are a viable solution. For example, it has been pointed out that inert anodes have higher theoretical energy requirements than carbon anodes, because they do not make use of the chemical energy stored in the carbon. For coal plants, this means the GHG emissions are greater than just using a carbon anode. If the smelter is running off hydropower as part of an overall energy grid that utilizes coal generation, then the smelter is essentially taking away the availability of hydropower that the grid might otherwise have been used elsewhere. (17)

2.3.2.3. Green Energy

The generation of electricity was responsible for 60% of the sector’s emissions in 2018 (Scope 2). (10)

Aluminum production is very energy intensive, the indirect emissions due to the production of electric power used in the electrolytic process must be taken into account. Table shows the CO<sub>2e</sub> emissions from the four main types of power plants that supply electricity to the world’s aluminum plants.

Hydroelectric power generation produces very small amounts of CO<sub>2e</sub> and the only emissions are attributable to its construction, or indirectly through vegetation lost to reservoirs. Some methane is given off by water reservoirs in tropical regions, but the typical CO<sub>2e</sub> emissions are very low, in particular at high latitudes. The CO<sub>2e</sub> emissions from a gas-fired power plant are about 50% larger than the combined emissions from the electrolysis cells plus the production of the raw materials alumina, calcined petroleum coke and carbon anodes. For coal-fired power plants the CO<sub>2e</sub> emissions are nearly twice as high as from natural gas-fired power plants. (23)

	hydroelectric	nuclear	coal	natural gas
Global average value for typical emissions <b>t CO<sub>2e</sub>/t Al</b>	0.3	0.17	11.6	7.0

Table 5: Global average value for typical emissions for some energy sources (23)

One approach to addressing the variability of renewable energy would be to use solar power for water splitting and using the hydrogen in fuel cells on the hight cycle. A first step could be to feed solar generated hydrogen into natural gas power stations. Commercial hydrogen-fed gas türbine generators are available now. Emissions afrom solar generated hydrogen electricity would be close to those from hydroelectric. (17)

2.3.2.4. Recycling

According to Wood Mackenzie study (11), maximum potential displacements of CO<sub>2e</sub> per tonne metal are:

- Replacement of fossil fuels 15 t
- Technological innovation included inert anode and carbon capture 1.8-3.8 t
- Minimize emissions related transportation (Scope 3) and cell automation 0.2 t
- Recycling 4 t

Infinite recyclability without loss of properties, is one of aluminium’s unique benefits, making it an enabling material for circular economies. Current end-of-life (post-consumer) recycling (collection) rates for the metal in its largest market segments (transport, building and construction) are high – above 90%. However, these applications tend to have long lifetimes (taking advantage of aluminium’s durability) and so scrap availability is as much constrained by product life as it is by recycling rates. Thus, three quarters of the more than 1.4 billion tonnes of aluminium ever produced is still in productive use, providing services globally today and available for collection and recycling/reuse in the future. (10)



Figure 1 : Aluminium scraps (pre-consumer and post-consumer)

Across all segments, around 7 million tonnes of aluminium is not recycled every year due to collection and processing losses at the end of its life (2018), and this will rise to 17 million tonnes per annum by 2050 with no change to current recycling rates (IAI,2021). Recovery of 95% of the material through improved collection, sorting and recycling processes would reduce the need for primary aluminium by 15% and deliver 250 million tonnes of absolute CO<sub>2e</sub> emissions reduction per year, second in magnitude only to the de-carbonization of smelter electricity. (10)

### 3. Conclusion

Finally, with the cost of decarbonization of the aluminium sector in the order of trillions of dollars, the key enabler of a 2050 low carbon aluminium sector is investment:

- To deliver up to 25 million tonnes of new smelting capacity running with green energy and the decarbonization of an existing 65 Mt capacity.
- In the new carbon-free or CCUS technologies that currently make up less than 1% of aluminium production, but by 2050 will need to fulfill over 50%.
- In an industry that is critical to the global achievement of net zero emissions across all sectors by the end of this century.

### References

1. Wijnand L. Dalmjin, Markus A. Reuter, Antoinette van Schaik, Norbert Fraunholz, Tako de Jong, Ewoud Verhoef, Recycling ,The Role of Automation in the Resource Cycle , TU Delft
2. Recycling: The Seventh Resource Manifesto, Global Recycling Day, 18 March 2018
3. Barry Welch, Process Energy Requirements, TMS Industrial Aluminium Electrolysis Course, October 2008, Dubai
4. G.P.Tarcy, Current Efficiency Theory and Practices for Continuous Improvement, TMS Industrial Aluminium Electrolysis Course, October 2008, Dubai
5. Halvor Kvande, Challenges in the Primary Aluminium Industry – Global Consideration Energy and the Environment, TMS Industrial Aluminium Electrolysis Course, October 2008, Dubai
6. Cynthia K.Belt, Energy Management for the Metals Industry, CRC Press, 2017
7. Tobias Haas and Hendrik Sander, Decarbonizing Transport in the European Union: Emission Performance Standards and the Perspectives for a European Green Deal Department of Political and Social Sciences, Environmental Policy Research Centre (FFU), Ihnestr. 22, D-14195 Berlin, Germany;
8. DuckerFrontier, Current & Future Aluminium Content in Light Vehicles in Europe and North America, Aluminium International Today Online Summit, October 2, 2020
9. Kirsten Hund, Daniele La Porta, Thao P. Fabregas, Tim Laing, John Drexhage, Minerals for Climate Action: The Mineral Intensity of the Clean Energy Transition, The Worldbank 2020
10. Aluminium Sector Greenhouse Gas Pathways to 2050, World Aluminium Association, www.world-aluminium.org, March 2021
11. Edgardo Gelsomino, Greener Aluminium: When Possibility Meets Reality, Wood Mackenzie
12. Pernelle Nunez, Long Term Sustainability of the Aluminium Sector, International Aluminium Institute, 2 May 2021
13. OECD Global Material Resources Outlook to 2060: Economic Drivers and Environmental Consequences, Highlights, October 2018
14. International Energy Agency (IEA), Net Zero by 2050, A Roadmap for the Global Energy Sector
15. Decarbonisation: is Aluminium a Solution or a Problem?, Jun 17, 2021,
16. America's Climate Choices, Panel on Limiting the Magnitude of Climate Change, Board on Atmospheric Sciences and Climate, Division on Earth and Life Studies, National Research Council, Limiting the Magnitude of Future Climate Change, The National Academies Press

17. John Grandfield, Update on the Aluminium Industry Response to Climate Change, Light Metal Age, February 2020
18. Raymond Perruchoud, Werner Fischer, Markus Meier, Ulrich Mannweiler, Coke Selection Criteria For Abrasion Resistant Graphitized Cathodes, R&D Carbon
19. David Trump, Anode Quality, R&D Carbon
20. Alton Tabereaux, Innovations That are Transforming Aluminium Smelting Today, Light Metal Age, February 2019
21. Dr. Subodh Das, The Quest for Low Carbon Aluminium: Developing a sustainability Index, Light Metal Age, February 2021
22. Andrea Svendsen, Focusing on the Total Carbon Footprint, Light Metal Age, October 2020
23. Gudrun Saevarsdottir, Halvor Kvande, Barry J. Welch, Aluminum production in the times of climate change: The global challenge to reduce the carbon footprint and prevent carbon leakage , JOM
24. Alton Tebereaux, Anode Effect Mechanism and Emissions, TMS Industrial Aluminium Electrolysis Course, October 2008, Dubai
25. Kitungwa Kabezya, Tom Hara, Randall Paton, A Review of Primary Aluminium Tapping Models, Springer Nature Applied Sciences, 11 July 2019
26. United Nations, Paris Agreement, 2015
27. Helene Wagnies, Impact of Car Electrification on Recycled Aluminium Content, DuckerFrontier, Metal Bulletin International Recycled Aluminium Conference, Hamburg, November 2019
28. Buddy Stemple, Aluminium Flat Rolled Products, OEA Recycling Conference, February 2011, Vienna/Austria

# Calcium Aluminate Production from Aluminium White Dross with Pyrometallurgical Methods

## Alüminyum Beyaz Curufundan Pirometalurjik Yöntemle Kalsiyum Aluminat Üretimi

Buse Tuğçe POLAT, İlayda Elif ÖNER, Selçuk KAN, Kağan BENZEŞİK, Onuralp YÜCEL

Istanbul Technical University, Türkiye

### Abstract

Experiments have been designed and applied in order to evaluate non-metallic residues (NMRs) by pyrometallurgical method and to use the enriched product as high purity aluminium oxide. Within the scope of the research, aluminium white dross was calcined at 1000 °C, 1100 °C and 1150 °C, and samples taken from the rotary furnace after different periods. As a result, N content is decreased 5.21 % and 94.67 % purity alumina is successfully produced. Afterwards, the calcination experiments were conducted with limestone at 1150 °C in order to produce calcium aluminate phase which is used in iron and steel industry as synthetic slag. The produced samples from two different experimental sets and durations have been characterized by X-Ray Diffraction Analysis and chemically analysed with Atomic Absorption Spectroscopy (AAS).

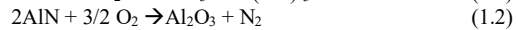
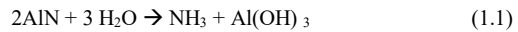
### 1. Introduction

The main usage fields of aluminium can be list as construction, electronics, automotive, aerospace, railways and packaging. Therefore, aluminium is one of the most used elements worldwide [1]. Aluminium production is divided into two sub-categories which are primary aluminium production and secondary aluminium production. In the primary production, aluminium extracted from its ores mostly bauxite with pyro metallurgical or hydrometallurgical methods. On the other hand, secondary production uses aluminium process scraps and used aluminium products as a raw material. Consequently, there is a vast energy consumption difference between primary production (about 174–186 MJ/kg) and secondary production (about 10–20 MJ/kg) [2,3,4,5]. Despite benefits of secondary production, it still has several downsides. For example, the worldwide secondary aluminium industry produces nearly five million tonnes of furnace waste each year known as dross, the residual waste material is produced from any process in which aluminium is melted, and is left behind after conventional recycling has been carried out. Non-metallic residue (NMR) of aluminium

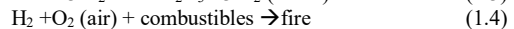
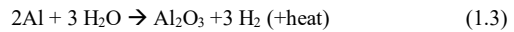
white dross (AWD) is a side-product of this process as well as black dross. Although secondary aluminium smelting dross contains about 50% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and 15% metallic aluminium, they cannot be used directly because of the other components they contain. Traditionally, black (which has a much higher salt content), white dross is disposed of in landfill, costing the industry an estimated £50 million, but tighter regulation, and spiralling costs are forcing the industry to consider alternatives [6].

Landfilling has been applied for two decades and there are several environmental aspects of landfilling of aluminium white dross. Nowadays, impacts of it can be clearly seen, as resulting groundwater pollution. Polluted groundwater causes serious health problems like Alzheimer, skin irritation and pulmonary diseases.

In order to point out environmental aspects, there are two crucial reactions. For instance, releasing ammonia gas occurs spontaneously from AlN in AWD of NMR in case of water contact as shown in Reaction 1.1. This situation prevents the formation of oxygen and ammonium gas in the atmosphere when moisture is removed by reaching high temperatures in an oxidizing environment as seen in Reaction 1.2 [7].



Additionally, hydrogen gas is released by hydrolysis of metallic aluminium as it is seen in the Reactions 1.3 and 1.4. Hydrogen gas is non-odour and when it is more than 6ppm it is combustible gas [8].



The acquisition of aluminium from white and black dross and salt cakes has recently begun to attract the attention of researchers. These current researches are focused on obtaining high purity aluminium oxide by hydro and pyrometallurgical methods from NMRs. However, in the

steel industry, raw materials are used as additives in the purification of steel. One of them is calcium aluminate containing about 50% CaO and 50% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>[9]. In this study, it is aimed to recover high purity alumina and produce calcium aluminate from white dross by pyrometallurgical method.

**2. Experimental Procedure**

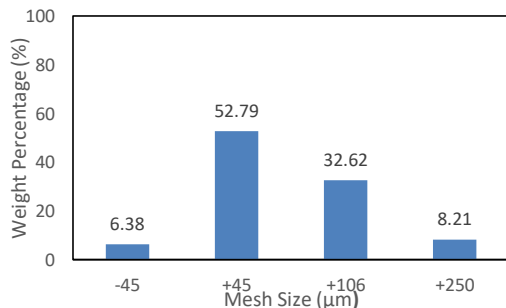
Prior to the calcination experiments, the raw materials were subjected to various analyses in order to obtain their chemical composition, mineralogical phases and particle size distributions. In the calcination experiments, the raw materials were calcined in a rotary kiln at temperatures of 1000, 1100 and 1150 °C. Afterwards the calcination experiments were repeated in the rotary kiln at 1150 °C with coarse and fine-grained limestone.

**2.1. Raw Materials**

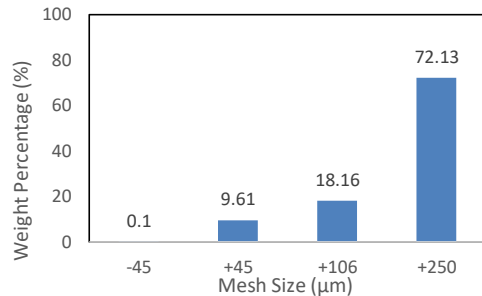
The aluminium white dross and limestone used in this study provided from Efe Aluminium Co. Kocaeli, Turkey. The sieving analyses, chemical analyses and XRD patterns of the raw materials given in Table 1 and Figure 1&2, Table 2, and Figure 3 & 4, respectively.

**Table 1.** Particle size distribution of raw materials

Mesh Size (µm)	NMR of AWD	Limestone
	Weight Percentage (%)	Weight Percentage (%)
-45	6.38	0.1
+45	52.79	9.61
+106	32.62	18.16
+250	8.21	72.13
Total	100	100



**Figure 1.** Particle size distribution of NMR of AWD



**Figure 2.** Particle size distribution of limestone

The high levels of metallic aluminium and nitrogen and minor levels of remained salts as K<sub>2</sub>O and Na<sub>2</sub>O are worth the mention as undesired contents in aluminium white dross as they are given in the Table 2. Specifically, the nitrogen content aimed to be decreased due to harmful environmental effects as explained before at Reaction 1.1 and Reaction 1.2.

**Table 2.** Chemical analyses of NMR of AWD and limestone

Chemical Compounds in NMR of AWD	Weight Percentage (%)	Chemical Compounds in limestone	Weight Percentage (%)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	68.83	CaCO <sub>3</sub>	96.78
Al <sub>(Me)</sub>	9.27	MgCO <sub>3</sub>	1.58
N	5.47	AlM+SiO <sub>2</sub>	1.31
K <sub>2</sub> O	2.49	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.47
SiO <sub>2</sub>	1.11	Ignition Lost	43.09
Na <sub>2</sub> O	0.66		
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.54		
MgO	0.15		
Cl	0.193		
F	0.018		

X-ray diffraction analysis is carried out on both raw materials in order to determine precisely which phases the samples contain. The related results are given in Fig. 3 and Fig. 4 for NMR of AWD (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: 00-011-0661, AlN: 00-008-0262, Al: 01-089-4037, Al<sub>2.85</sub>O<sub>3.45</sub>N<sub>0.55</sub> written as AlON in the next sections = 01-080-2171) and limestone (01-072-1937), respectively.

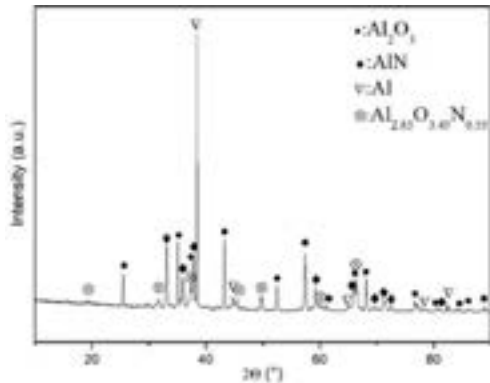


Figure 3. XRD pattern of NMR of AWD

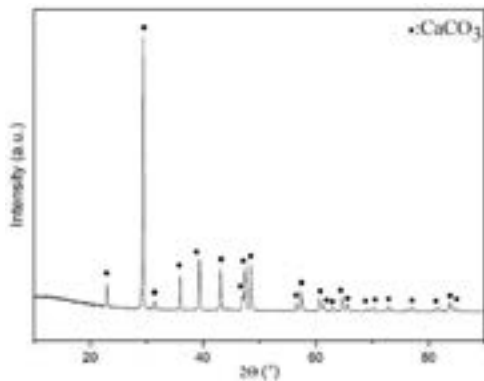


Figure 4. XRD pattern of raw limestone

## 2.2. Calcination Experiments

There are three different conducted sets of experiments with different aims. At the first set, it is aimed to obtain the product with high amount of  $Al_2O_3$  by only calcining non-metallic residue (NMR) in a rotary furnace. The used experimental set-up that the used rotary furnace is the same with the study of Morcali et al. and Kan et al. The rotary furnace consists has the length of the tube is 540mm with 150mm of diameter [10, 11].

After reaching the predetermined temperatures (1000,1050 and 1100 °C), 1000 g of initial reactant (NMR of AWD) was charged into the reaction zone in powder form. In this regard, experiments are implemented at different temperatures 1000, 1100, and 1150 °C, respectively. The used raw material is 1000 g of the non-metallic residue of aluminium white dross in these calcination experiments with a duration of 2 hours. The rotation speed of the tube was 1 rpm for every calcination experiment. Sampling is done in precise intervals; thus, in the first hour, 4 samples are taken out every 15 minutes, and in the second hour, 4 samples are

taken out every 30 minutes by using a scoop. In other words, in experiments, 8 samples are taken out in total and weight. At the second calcination group trials with limestone, it is aimed to get calcium aluminate phase. Calcination is done at 1150 °C for two hours. Firstly, 785g of coarse limestone in the first experiment of calcination with limestone and in the second experiment the same amount yet, crushed limestone is calcined for an hour. Crushing of limestone by ring crusher is done just before charge into the rotary furnace in order to minimize reaction with humidity in air. Then the furnace is charged with 1000 g of the non-metallic residue of aluminium white dross. The same sampling interval procedure is done with the previous set. In the first hour, 4 samples are taken out every 15 minutes, and in the second hour, 4 samples are taken out every 30 minutes by using a scoop. In other words, in experiments, 8 samples are taken out in total and weight. All of the conducted process in this study are summarized in Table 3.

Table 3. Summary of experimental method (applied process)

Experiment Name Code	Method	Temperature (°C)	Raw Material	Duration (h)
RF 1	Calcination	1000	NMR of AWD	2
RF 2	Calcination	1100	NMR of AWD	2
RF 3	Calcination	1150	NMR of AWD	2
RF 4	Calcination with Coarse Limestone	1150	NMR of AWD + coarse limestone	2
RF 5	Calcination with Fine Limestone	1150	NMR of AWD + crushed limestone	2

## 3. Results and Discussion

Chemical analysis is carried out on a sample that has been calcined for 120 minutes in experiment RF 1. After 120 minutes the difference between chemical composition of alumina and N can be clearly seen as when alumina is increased with a decrease at metallic aluminium and N content in the meantime. However, metallic aluminium and N contents cannot be reduced as desired. Thus, the calcination experiments continued at 1150°C as the obtained results of RF 3 showed that the increasing temperature was very effective in the removal of N. Therefore, problems as a result of N presence are prevented. After this successful experiment, the temperature of the further experiments is set to 1150°C. The calcination experiments continued at 1150°C

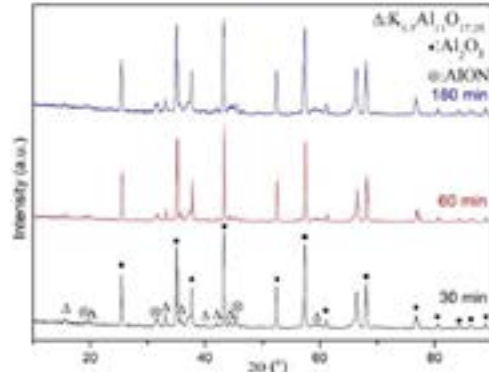


with coarse limestone and NMR of AWD named as RF 4. According to the chemical analysis result of 120 minutes sample, amount of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> stayed low while metallic aluminium is still high. Due to lower surface area of coarse limestone, amount of CaO formation stayed low. Based on the determination that calcination is delayed due to the use of coarse-grained limestone and the oxidation of metallic aluminium is not completed, it is decided to use fine limestone as a raw material for the purpose of obtaining calcium aluminate. After calcination of limestone, aluminium white dross added to the rotary furnace to continue the calcination experiment. All of the chemical analysis results are summarized in Table 4.

**Table 4.** Chemical analysis results of calcined NMR for 120 min at different sets

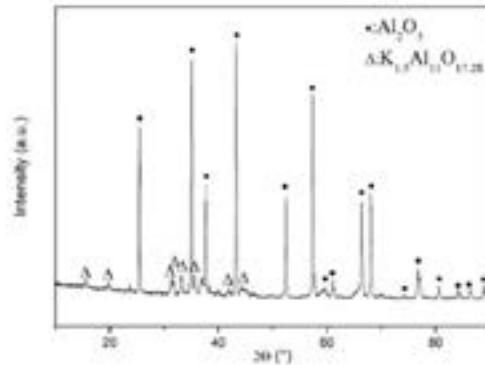
Sample	RF I	RF III	RF IV	RF V
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	88.17	94.67	39.62	42.54
Al <sub>(Me)</sub>	2.2	0.73	4.25	trace
N	0.84	0.25	0.20	0.20
CaO	-	-	34.63	48.63
K <sub>2</sub> O	1.29	0.83	-	-
SiO <sub>2</sub>	1.17	0.96	-	-
Na <sub>2</sub> O	0.27	0.22	-	-
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1.37	0.59	-	-
MgO	0.10	0.23	-	-
CaCO <sub>3</sub>	-	-	4.41	trace

Chemical analysis and X-ray diffraction analysis are carried out to samples at different duration for the all of the experiments. Firstly, as it is shown in Fig. 5, XRD analysis is done to samples that are calcinated for 30, 60, and 180 minutes for the RF 1 experiment which was conducted as 1000 °C. The results show that all 3 samples have Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (00-011-0661), K<sub>1.5</sub>Al<sub>11</sub>O<sub>17.25</sub> (00-039-0050), AlON (01-080-2171) phases.



**Figure 5.** XRD patterns of 30, 60 and 180 min for RF 1

Results of experiments with similar conditions at 1100°C are given in Fig. 6. XRD analysis is done to sample, which is calcinated for 120 minutes. The results show that the sample has Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (00-011-0661) and K<sub>1.5</sub>Al<sub>11</sub>O<sub>17.25</sub> (00-039-0050) phases.



**Figure 6.** XRD analyses patterns of 120 min for RF 2

The obtained results are given in Fig. 7. As a result of XRD analysis done to samples which are calcinated for 30, 90, and 180 minutes, it shows, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (00-011-0661) and K<sub>1.44</sub>Al<sub>10.88</sub>O<sub>17.23</sub> (01-084-0819) are the observed phases.



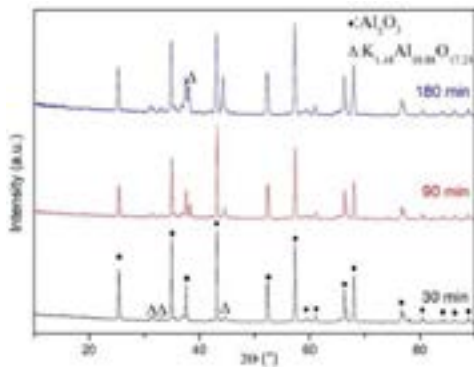


Figure 7. XRD analyses patterns of 30, 90, and 180 min for RF 3

As a result of XRD analysis done to samples which are calcinated for 30, 90, and 180 minutes, it shows, Ca<sub>2</sub>Al<sub>2</sub>O<sub>6</sub> (96-210-4966) phase is at a low level while Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (01-075-0782), Al (01-089-2837), and CaO (00-037-1497) are still in the system. Due to coarse limestone, calcination and desired formation of calcium aluminate were not obtained.

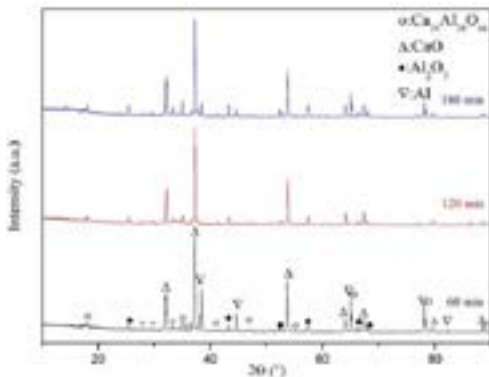


Figure 8. XRD analyses patterns of 60 min, 120 min, and 180 min for RF 4

The XRD results of the samples taken from at 30, 60 minutes during calcination of the limestone at 1150 °C show that calcination can be done at the intended level showed in Fig. 9.

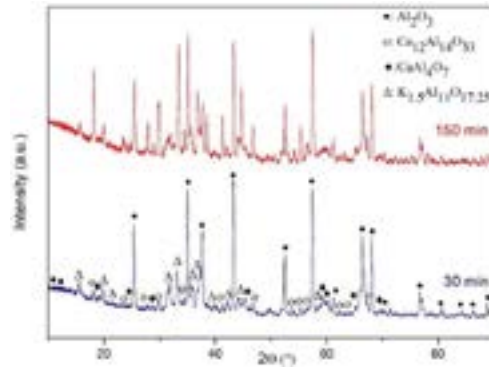


Figure 9. XRD analyses patterns of 30 min and 150 min for RF 5

#### 4. Conclusion

The aluminium industry is rapidly increasing production, both from primary natural sources such as ore concentrate and recycling materials, and accordingly produces a high amount of waste. The reuse of these wastes as raw materials not only reduces the consumption rate of natural raw materials but also helps to protect nature by reducing the amount of waste stored through waste minimization. AWD, one of the important aluminium production wastes from cradle to gate, is processed by recycling companies to recover the metallic aluminium it contains, and aluminium metal is reused. Non-metallic parts are called NMR, and their usage areas are limited due to their contents. In this study, non-metallic residue (NMR) of aluminium white dross (AWD) is calcinated at a rotary furnace in order to obtain high purity alumina and calcium aluminate. Production conditions of calcium aluminate-based fluxes are investigated by calcination of non-metallic residue and limestone. The effect of parameters such as temperature and duration are investigated as well as particle size of limestone. The results of the investigation showed that:

While the temperature is increasing, alumina purity increased by decreasing N content. In order to obtain this result, three experiments were conducted in order to be able to increase the content of alumina in the NMR of AWD at 1000, 1100, and 1150°C. Samples were taken from the furnace at 15, 30, 45, 60, 90, 120, 150, and 180 min for all of the temperatures.

According to obtained results, at Rotary Furnace I experiments at 1000°C 88.17% of alumina purity was reached and nitrogen was reduced to 4.63%. Furthermore, at Rotary Furnace III experiments at 1150°C, 94.67% of alumina purity was reached where nitrogen content was decreased to trace amounts.

As a result of calcination experiment with coarse and crushed limestone,  $\text{Ca}_{12}\text{Al}_{14}\text{O}_{33}$  and  $\text{Ca}_3\text{Al}_2\text{O}_6$  phases are obtained successfully. Since crushed limestone has more surface area than coarse limestone, the contact area is bigger. Thus, the desired calcium aluminate phase is observed.

In the light of the current study for future work, these methods can be adapted for waste minimization of black dross and salt cake as well since similar reactions take place. Consequently, harmful environmental influences can be lower.

### References

- [1] <<https://www.european-aluminum.eu/about-aluminum/the-aluminum-effect/>> Date: 07.06.2021
- [2] M. Mostafa, A. Ali, Hazardous Aluminium Dross Characterization and Recycling Strategies: A critical review, *Journal of Environmental Management* 223 (2018) 452–468.
- [3] U.S. Energy Requirements for Aluminum Production Historical Perspective, Theoretical Limits and Current Practices, Prepared for Industrial Technologies Program Energy Efficiency and Renewable Energy U.S. Department of Energy, February 2007.
- [4] Energy Use in Metal Production John Rankin, High Temperature Processing Symposium 2012, Swinburne University of Technology
- [5] H. Joakim, T. J. Maria, Review of measures for improved energy efficiency in production-related processes in the aluminium industry –From electrolysis to recycling, *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 93 (2018) 525–548.
- [6] Aluminium Dross Recycling a New Technology for Recycling Aluminium Waste Products, Written by AZoM, Sep 12 2003.
- [7] R. Breault et al, (1995) Process for The Preparation of Calcium Aluminates from Aluminium Dross Resources.
- [8] E. David, J. Kopac, (2019) The Assessment of The Recycling Process of Aluminum Hazardous Waste and a New Route of Development. *Materials Today: Proceedings*, vol. 10, pp. 340–347, doi: 10.1016/j.matpr.2018.10.415.
- [9] R., Beheshti, J., Moosberg-Bustnes, S., Akhtar, R.E., Aune (2014) Black Dross: Drocessing Salt Removal From Black Dross by Thermal Treatment. *JOM*, vol. 66, no. 11, pp. 2243–2252. doi: 10.1007/s11837-014-1178-6.
- [10] Morcali M, Yucel O, Aydin A, Derin B (2012). Carbothermic reduction of electric arc furnace dust and calcination of waelz oxide by semi-pilot scale rotary furnace. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*. 48. 173-184. 10.2298/JMMB111219031M.
- [11] Kan S, Benzeşik K, Odabaş Ö.C. *et al.* (2021). Investigation of Molybdenite Concentrate Roasting in Chamber and Rotary Furnaces. *Mining, Metallurgy & Exploration* 38, 1597–1608 <https://doi.org/10.1007/s42461-021-00429-4>

# Recycling of Paper, Low Density Polyethylene and Al Components from Waste Tetra Pak Aseptic Packages

## Tetra Pak Aseptic Ambalaj Atıklarından Kağıt, Düşük Yoğunluklu Polietilen ve Alüminyum Bileşenlerin Geri Dönüştürülmesi

Ilgım Baltacı<sup>1</sup>, Selçuk Kan<sup>1</sup>, Ahmet Turan<sup>2</sup>, Onuralp Yücel<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Istanbul Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> Yeditepe University, Türkiye

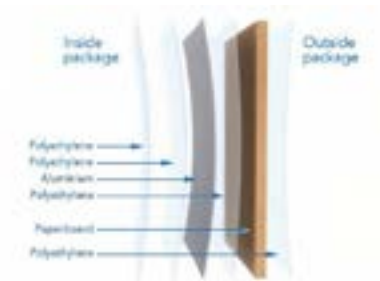
### Abstract

Tetra Pak aseptic packages consist of more than one type of material; therefore, recycling is more complicated than mono-material packages. In this study, experiments were conducted for efficient separation of layers of Tetra Pak aseptic packages from each other and their recycling. Paper was separated from LDPE-Al fractions (low density polyethylene and aluminium; polyaluminium; PEAl) via highly efficient hydropulping process; then, hydrometallurgical and pyrometallurgical treatments were carried out to separate low density polyethylene and aluminium of PEAl fractions from each other. Dissociated cellulose-based fractions on sieves were collected and dried in oven. Experimental studies were carried out to separate LDPE and Al from each other through hydrometallurgical and pyrometallurgical operations. In hydrometallurgical route, PEAl samples, were put in vegetable oil, appropriate to TS 886, compared according to parameters such as increasing temperature, time and solid/liquid ratio. In the pyrometallurgical studies, the PEAl fractions were subjected to pyrolysis under atmospheric conditions with increasing temperature and time, and the Al recovery efficiencies were investigated. The contents of the separated fractions obtained in both

methods were characterized by means of XRF, XRD and FT-IR methods and, the recovery efficiencies were calculated.

### 1. Introduction

Because of its technology, Tetra Pak packages are multi-layered composite materials (approximately 75% cardboard-cellulose, 20% LDPE and 5% Al by weight) which facilitate the distribution of liquid/solid food products to the consumer after packaging and, that provides to preserve some properties of food for a long time via aseptic processes. But also, this kind of material is hard to recycle due to its complex composite structure which includes multiple layers of three different materials [1].



**Figure 1.** Representative cross-sectional image of Tetra Pak Layers [2]

In primary recycling, recycling involves reprocessing the used materials and using them for their original purpose with the same features and quality as before. This situation does not seem possible in aseptic packaging materials. Secondary recycling involves the reuse of the material after processing in areas that do not require raw material properties and for this recycling type, it is a common and long-used method to use separated cardboard material in paper products. Separating the package into its chemical components and converting them into various products is tertiary recycling, and the energy recovery by burning the waste is quaternary; which is not an option for recycling in many countries, but is a prevalent method in Turkey [3].

Post-consumer Tetra Pak processing without hydropulping is only possible with energy recovery in most cases or low-quality products (downcycling). Common energy recovery understanding can be facilitated by incineration, gasification or pyrolysis, often in a mixture with other municipal solid waste [1]. The hydropulping process is commonly used to separate the cardboard layer from the low-density polyethylene and aluminum part. When working with smaller amounts to separate the cardboard, blending is also used instead of pulping, as it reduces the time to be spared for cleaning. With the help of the centrifugal power provided by the device after a certain time and temperature, the cardboard part is separated from the PEAL part. Composite PEAL layers, which are generally produced from aseptic cardboard wastes, are currently utilized as roofing material [3].

Akoglu et al. (2016) separated the cellulose-based cardboard part of waste Tetra Pak packages by blending, then wet sieving, and enabled the recovery of combined polyethylene (LDPE) - aluminum (Al) parts to produce composite plates after hot pressing [4]. Acid and solvent based extraction methods can be used to separate the low-density polyethylene and

aluminum parts from each other. Solvent-using methods rely on dissolving LDPE in an organic solvent at high temperature and removing dissolved particles such as Al, residual paper fiber, as well as sand and other contaminants [1].

Rodriguez-Gomez et. al (2014) investigated for a method to separate aluminium and low-density polyethylene from Tetra Pak. In the study, waste vegetable oil was used for the separation process which was comprised eight stages. After the polyethylene (LDPE) was washed with ethanol, chloroform, and isopropyl alcohol, and the aluminium with ethanol [5]. Pyrolysis is one of the alternative ways to produce metallic aluminium from PEAL fractions, involving thermochemical degradation at high temperatures of 300-900 °C in an oxygen-free environment [3]. Pyrolysis is considered as a better solution than direct combustion [1].

In this study, waste Tetra Pak aseptic package materials were collected and, cellulose content was extracted out via hydropulping and wet sieving, then obtained mixed LDPE and aluminium fractions were tried to separate by using hydrometallurgical (plant-based sunflower oil) and pyrometallurgical (pyrolysis) methods. Polyethylene (LDPE) and aluminium fractions were analysed by FTIR and TGA.

## 2. Experimental

### 2.1. Materials

The Tetra Pak Aseptic waste, used in the project, were collected from household good wastes first. Collected package wastes were weighed while including food residue with their lids and without lids respectively. Then their lids were separated from the boxes and food residue was cleaned, cut into the required dimensions with scissors. These small pieces of Tetra Pak were dried in oven for 2 hours to calculate the food residue remaining on the waste

beverage packages. Afterwards, the hydropulping process was carried out by blending.

The PEAl part obtained from industrial samples and household wastes was heated in vegetable oil to separate the LDPE and Al parts from each other. Sunflower oil, which is widely consumed in Turkey, was used as vegetable oil.

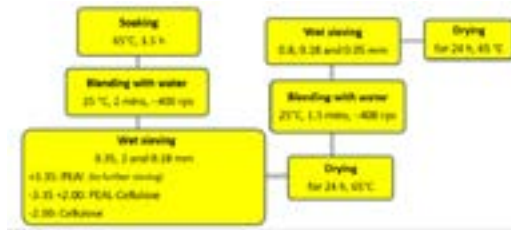
**2.2. Method**

**Pre-processing**

At the first step of the study, Tetra Pak Aseptic waste packages were weighted. They were separated from their lids and cleaned from food wastes, cut into small pieces ( $\leq 2 \text{ cm} \times 2 \text{ cm}$ ) by scissors. The pieces were dried for 2 hours and then weighed again in order to calculate beverage residue amount.

**Hydropulping**

The hydropulping process was applied in two stages; firstly, small pieces of Tetra Pak aseptic packages were kept in 65°C water for 1.5 hours. Afterwards, the pieces were chopped via blender at 25°C water for 2 minutes with a blending rate of ~400 rps. The Tetra Pak mass after chopping was sieved with water by using three-levels sieve system having 3.35, 2, 0.18 mm sieve openings. At the end of the sieving, PEAl, PEAl and paper mush, paper mush fractions were collected on the sieves, respectively. Dissociated fractions were dried in an oven for 24 hours at 65 °C. At the second stage of the hydropulping process, PEAl fraction (+3.35 mm) was chopped (~400 rps at 25°C water for 1.5 minutes) and was sieved with water (0.8, 0.18, 0.05 mm sieve openings) again to decrease the size of PEAl pieces and eliminate all of cellulose from this fraction. Then fractions were dried at the same conditions. Block diagram of the hydropulping process was given in Figure 2.



**Figure 2.** Hydropulping Process

To benchmark separation conditions of lab-scale produced PEAl samples with industrial scale PEAl samples (from Konverta Geri Dönüşüm A.Ş.), industrially produced PEAl fractions were blended in order to reduce their sizes, and wet sieving (0.8, 0.18, 0.05 mm sieve gap) was carried out to classify the particle size fractions.

**Separation of PEAl fractions**

50 mL vegetable (sunflower oil) was heated in a 250 mL beaker with 1 gram of cellulose-free PEAl for 50 minutes on a magnetic stirrer heater. After stirring, the mixture was held on the magnetic heater without stirring for the settle of the aluminium pieces at the same temperature for 10 minutes. These heating and mixing processes were carried out at temperatures of 25, 50, 75, 100, 140 °C and at stirring rates of 100 and 250 rpm, respectively. It was observed that the separation was best achieved at 140 °C and at 100 rpm stirring rate.

As the low-density polyethylene and aluminium separated from each other, the polyethylene became ball-shaped small particles in the solution, and the aluminium settled at the bottom at the end of the process. Heating with stirring for 1 hour was repeated 3 times, at the end of each, the mixture in the beaker was filtered off and the LDPE and the Al fractions were collected separately. These separated fractions were boiled in 50 mL of ethyl alcohol until the alcohol was removed from the vessel in order to

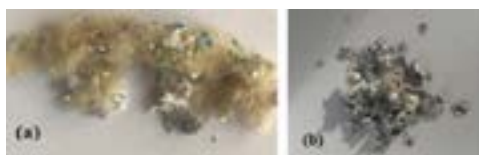
remove the oil after the heating process was completed.

In order to better removal of the oil remaining in the fractions, the LDPE and Al fractions were placed in 25 mL of hexane solution separately and mixed at the room temperature for half an hour. Then both fractions were washed with isopropyl alcohol followed by characterization by means of FT-IR (Bruker FTIR spectrometer). Moreover, thermogravimetric analysis under nitrogen atmosphere (PerkinElmer Diamond TG/DTA) was utilized for the characterization of polymeric fraction which was produced from PEAL through oil leaching at 140°C.



**Figure 3.** LDPE Al separation process through hydrometallurgical route

It can be seen in Fig. 4a and 4b the polymeric and aluminium fractions after hexane and isopropyl alcohol treatments.



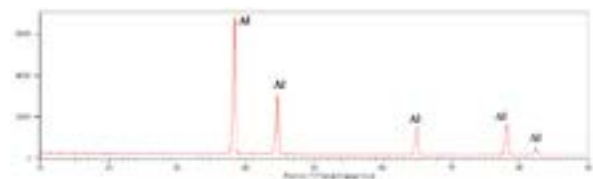
**Figure 4.** (a) Polymer fraction of PEAL after hexane treatment (b) Aluminium fraction after hexane treatment

In pyrometallurgical recovery route, Tetra Pak sample after hyropulping and drying was kept in oven under atmospheric conditions at 400°C for 5

hours. This process was carried out in order to separate polyethylene from aluminium by pyrolysis with controlled high temperature (Figure 5). The resulting structure obtained after the pyrolysis were characterized by XRD analysis and it was understood that the residue was Al (Figure 6).



**Figure 5.** Al residues after 400 °C heat treatment



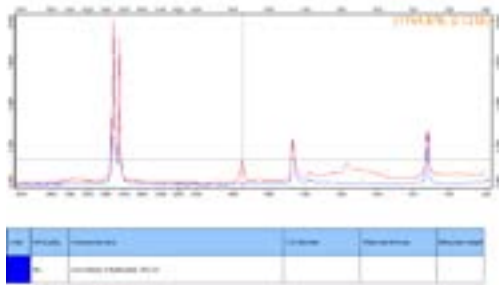
**Figure 6.** XRD analysis of the Al residues after 400 °C heat treatment

### 3. Results and Discussion

During pre-processing operations, which were done to understand the average weight of lids and food wastes, a weight reduction of ~21% was calculated for lidless and clean packages. Because beverage lids are sound and high-density polymers, they can directly be subjected to recycling operations separately.

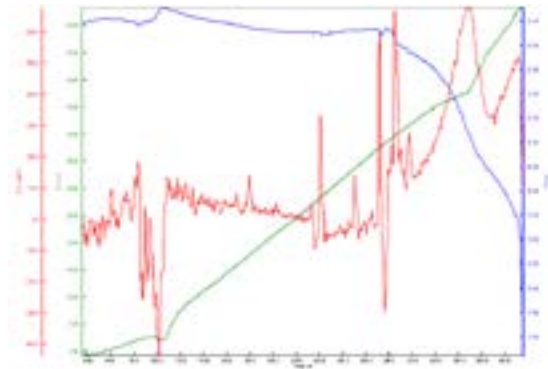
In hydrometallurgical route, the polymeric fraction obtained after cleaning with ethanol, hexane and isopropyl alcohol was subjected to FT-IR for characterization. FT-IR results of the sample are given below in Fig. 7. FT-IR analysis showed the sample consisted of low-density polyethylene.

The percentiles of aluminium (70% by wt.) and polymeric fractions (30%) in the experiment, which was leaching operation applied for 1 hour at 140°C, were not consistent with the amount of polyethylene (75%) and aluminium (25%) in the raw material [4]. At the end of the separation when LDPE and Al contents of the sample, which was heat treated in oil, were calculated and it is seen that Al content is higher than the polymer content. This was the result of polymer contamination in the Al fraction. However, polymeric fraction (after oil leaching) was almost pure (Figure 7). Experimental parts in this stage are still ongoing and, the purification experiments for the aluminium fraction will be continued with changing leaching parameters.



**Figure 7** FT-IR characterization result of polymeric fraction after leaching

To observe the high temperature behaviour of polymeric fraction from PEAL, TGA-DTA was applied to the sample (Fig. 8). Blue curve indicates TGA result while green is DTA. Considering the analysis result of the LDPE fraction, it was seen that the weight loss started at approximately 120°C and continued after that temperature. Weight loss slows down at 300 °C, after 300 °C the loss accelerates and when it exceeds 400 °C, it is understood that the LDPE fraction decomposes. Also, due to the cleaning of the fractions with hexane and isopropyl alcohol at the end, there were no peaks for plant-based oil in TGA.



**Figure 8.** TGA-DTA curves of Low-Density Polyethylene fraction

During the pyrolysis of PEAL which was obtained after hydropulping, polymeric fraction was evaporated under air atmosphere at 400°C for 5 hours and, aluminium fraction remained. The weight fraction of aluminium phase was 24% of the originally charged amount. This is consistent with the amount of aluminium in PEAL as 25% which was reported in the literature previously [4]. The photograph of the aluminium fraction after pyrolysis was shared in Figure 5. This result shows low-temperature pyrolysis can be a promising alternative to high-temperature pyrolysis even under atmospheric conditions.

**4. Conclusion**

In the present study, recovery conditions of aluminium, low density polyethylene and paper (cellulose) fractions, which are present in waste Tetra Pak aseptic package materials, were investigated. Hydropulping was applied to the waste samples and, cellulose and PEAL (polyethylene-aluminium) fractions were successfully separated from each other. In the second stage of the experiments, both hydrometallurgical (oil leaching) and pyrometallurgical (pyrolysis) methods were tried to investigate. In hydrometallurgical operations, separated fractions of PE and Al were obtained. PE fraction was almost pure while the



aluminium fraction was contaminated by PE. In leaching experiments, leaching duration of 1 h and 140°C temperature were determined to be optimum parameters for sun-flower oil having a solid/liquid ratio of 1 / 4.5. Three times leaching, following each other, were applied as well as an alcohol-solvent cleaning step at the end. In pyrolysis, the operation was conducted for 5 h, at 400°C under atmospheric conditions. The amount of obtained Al fraction was 24% by weight. It was a preliminary experiment and, it showed a low temperature pyrolysis can be a promising technology to recover the Al from PEAl fractions. This is an on-going study and, its results will be applicable to industry to valorise Tetra Pak package wastes as a valuable raw material for paper, polymer and aluminium metallurgy industries.

#### References

- [1] Jan Zawadiak, Szymon Wojciechowski, Tomasz Piotrowski, Alicja Krypa. Tetra Pak Recycling – Current Trends and New Developments. *American Journal of Chemical Engineering*. Vol. 5, No. 3, 2017, pp. 37-42. doi: 10.11648/j.ajche.20170503.12
- [2] Retrieved from <https://www.tetrapak.com/solutions/packaging/packaging-material/materials>
- [3] Robertson, G.L. Recycling of Aseptic Beverage Cartons: A Review. *Recycling* 2021, 6, 20. <https://doi.org/10.3390/recycling6010020>
- [4] Akoğlu, B.; Azgı, K.; Özpektürk, A.; İncir, S.; Çopur, M.; Turan, A. Atık Tetra Pak Ambalajlarından Polietilen-Alüminyum Kompozitlerinin Üretilmesi. 18. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi 2015. 359-362.
- [5] Rodríguez-Gómez, J.E.; Silva-Reynoso, Y.Q.; Varela-Guerrero, V.; Núñez-Pineda, A.; Barrera-Díaz, C.E. Development of a process using waste vegetable oil for separation of aluminum and polyethylene from Tetra Pak. *Fuel* **2015**, 149, 90–94.



# ASAŞ Rigid Catenary System Design and Performed Tests

## ASAŞ Rijit Katener Sistem Tasarımı ve Uygulanan Testler

Emre ÖZYILMAZ, Görkem ÖZÇELİK

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

The rigid catenary system is an electrification system that provides energy to vehicles, especially in rail vehicles in subways and tunnels. It consists of aluminum busbar, cantilever and droptube systems that hold and support the busbar, contact travel wire with copper conductors that makes contact with the pantograph unit through the aluminum profile, section insulators that divide the system into energy ranges, midpoint equipment against expansions and sub-equipment [1,2]. This study's aim is to present the new system design and give experimental results according to performed tests.

### 1. Introduction

Rigid catenary system is a new power supply mode of railway electrification, comparing with the traditional flexible catenary system. ASAS's Rigid Overhead Catenary Solution is a safe, simple, easy to maintain and cost effective alternative to classic overhead catenary systems [1,2].

ASAS Rigid Catenary System developed by ASAŞ Aluminum has been put into use for customers. Since the operating height of the system can be kept at a lower level than other systems, it can be saved in the restricted area within the tunnel [1, 3-4].

- With the use of apparatus for installing the contact wires, it is simpler and quicker to install and maintain the system.

- Installation is easy, fast and safe because the number of parts is less.

- If required, the switching elements can be used to simply switch to conventional 3 or 4 wire systems.

-Optimum conductivity can be achieved since the plates that connect the profiles are placed in the profile.

- ARCS is presented to the usage of its customers by offering user friendly and long lasting systems during assembly, operation and maintenance phases. All details and calculations validated and tested by accredited organizations.

In this study, we are presenting the design of new system that contains the conductor rail, joint plate, supports, support

hangers and polyamide pad. On the other hand, necessary tests for ASAŞ Rigid Catenary System (ARCS) carried out in accredited university laboratories and the conformity to the standards documented. Information regarding those tests also will be given such as; Testing of continuous current carrying capacity with temperature rise, Conductor rail, joint plate, support hangers and insulators tested for electrical conductivity. All tests were remained within the limits needed for operating the system.

### 2. Design Principles

**Conductor Rail:** The conductor rail manufactured from an extruded aluminum alloy profile. A contact wire is placed into this extruded profile's gap at its bottom with the use of special insertion device. The height of the profile is 110 mm and its cross section is 2.250 mm<sup>2</sup>.



Fig. 1. Conductor Rail Profile

Table 1. Conductor rail properties

Properties	Units	Value
Conductor Rail Cross Section	mm <sup>2</sup>	2250
Weight of the Conductor Rail	kg/m	6,099
Length of the Conductor Rail	m	12
Max. Conductor Temperature	°C	90
Contact Wire Cross Section	mm <sup>2</sup>	100-161
Tensile Strength	N/mm <sup>2</sup>	≥ 215

Rated Voltage	V-DC	600-3000
Max. Train Speed	km/h	120
Conductor Rail Height	mm	110

**Joint Plates:** The joint plates are made to provide the connection between the aluminum conductor rails in rigid catenary system.

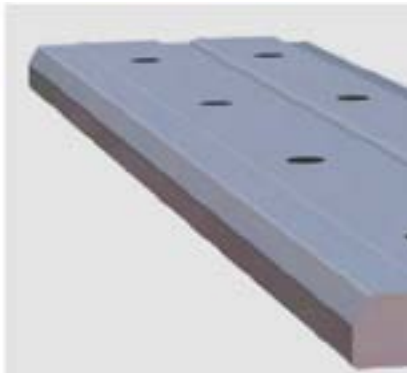


Figure 2. Joint Plate

**Supports:** Support structure helps rigid catenary profile to work with lower current deflection. At the same time, the resistance of the energized parts to the ground is increased. Experiences also shown that when the support is placed at every 11 or 12 meters at train speeds up to 90 km/h, the deflection remains within the permissible limits. The distance between the supports can be defined depending on the maximum speed requested by customer. Metro and trains can reach up to 120 km/h with maximum 1° deflection [1,2]. Support hangers are made of aluminum in order to hold the conductor rail profile.

An insulator made from fiberglass-reinforced polyamide (PA6) is placed at the top part of conductor rail profile to allow longitudinal movement. The material and product design has been determined with the aim of minimizing the friction and extending the life of the insulator while the expansion movement is freely occurring.



Figure 3. Copper Wire

The contact wire designed with the same cross section that fits perfectly with the conductor rail profile. The contact wire is designed in accordance with the wire sections between 100-161 mm<sup>2</sup> which are widely used in railway lines. The contact wire can be inserted or replaced easily with the use of a wire insertion device.

### 3. Experimental Design

Necessary tests for ASAŞ Rigid Catenary System carried out in accredited university laboratories and the conformity to the standards documented. Some of the tests performed for ASAŞ Rigid Catenary System are; Tensile test performed for conductor rail, joint plate and support hangers according to TS EN ISO 6892-1. Hardness test performed according to EN ISO 6506 for all components. Functionality of all components were tested. Verification of dimensions performed for all components. Conductor rail, joint plate, support hangers and insulators tested for electrical conductivity.

### 4. Results and Discussion

In this study, the details of short circuit test and electrical resistivity test results will be given.

In order to perform electrical resistivity test, a controlled dc current source is connected at the ends of the sample. A voltmeter is connected between the connection points. The electrical resistance is obtained from the ratio between the measured voltage and the dc current provided by the current source.



Figure 4. Electrical Resistivity Test

The test was performed on a 1.0 meter length sample showing a cross-section of 2250 mm<sup>2</sup>. The temperature of the sample during the test has been measured by using a thermocouple in order to correct the results to the standard temperature of 20°C.

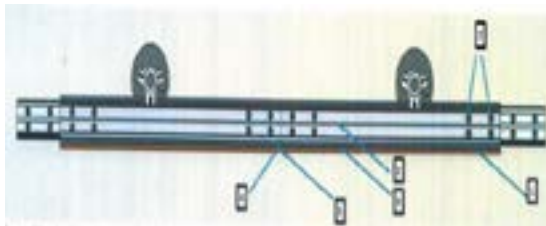
**Table 1.** Electrical Resistivity Test Results.

T(°C)	I(A)	V(mV)	$\rho(\Omega.m)$
(°C)	5	0,08	$35,99 \times 10^{-6}$
	10	0,17	$38,24 \times 10^{-6}$

Test results are given in Table 1. The electrical resistivity test results were complied with the requirements of the project.

**Table 2.** Short circuit test results.

Current (A)	Duration (sec)	Result
45 000	0,1	Damage, deformation or crack was not observed
12 000	1	Damage, deformation or crack was not observed



**Figure 5.** Electrical Testing System



**Figure 6.** A view from short circuit test

In order to perform short circuit tests for the system, conductor rail profile was connected with the joint profile. The test was performed in the accredited laboratories. Applied voltages and durations are given in Table 2. The view of experimental testing also can be seen in Figure 5 and 6. After the experiment, there was no crack, damage or deformation on the testing system.

ASAŞ Rigid Catenary System was used in one of Metro Istanbul lines for long term testings after the result of such safety tests. A view from the assembly of the system can be seen in Fig. 7. Long term usage results were also found successful by Metro Istanbul.



**Figure 7.** Tunnel Assembly View.

## 5. Conclusion

In this study, the advantages and technical details of ASAS Rigid Catenary System is given. It is clear that this product has many advantages from the assembly point of view. In addition, necessary tests for ASAŞ Rigid Catenary System carried out in accredited laboratories and the conformity to the standards documented. At the same time, because of the system is safe, simple and easy to maintain, it can be an important solution for the companies that need to install such systems.

## Acknowledgment

## References

- [1] [https://www.asasalu.com.tr/sites/1/upload/files/Rijit\\_Katener\\_Katalog-149.pdf](https://www.asasalu.com.tr/sites/1/upload/files/Rijit_Katener_Katalog-149.pdf) Dated: 01.07.2021
- [2] <http://www.railsystem.net/rigid-catenary-or-overhead-contact-system/> Dated: 01.07.2021
- [3] Sang-Joon Bae.Kwang-Dong Jang.Ki-Won Lee.Youn-Cheol Park, A Study on Characteristics of Overhead Rigid Conductor System for Developing the High-speed System up to 250km/h.
- [4] Ankur Saxena, An alternative overhead system: the Rigid Overhead Conductor-rail System, Global Railway Review, Issue 6, 2019.

# Investigation of the Influence of Variable Tin Addition in Eutectic Al-Si Alloys

Kozana JANUSZ<sup>1</sup>, Piękoś MARCIN<sup>1</sup>, Jezierski JAN<sup>2</sup>, Garbacz-Klempka ALDONA<sup>1</sup>,  
Perek-Nowak MAŁGORZATA<sup>2</sup>

<sup>1</sup> AGH University of Science and Technology, Polonya

<sup>2</sup> Silesian University of Technology, Polonya

## Abstract

Aluminum-silicon alloys are among the most common casting materials used for many industrial branches. Improvement of mechanical properties of Al-Si alloys is achieved through the introduction of alloying additions, refining, and modification as well as heat treatment processes.

In the paper, the results of studies regarding near-eutectic Al-Si alloys with Sn as alloying addition are presented. In most Al-Si alloys, tin is regarded as contamination, thus, its amount is limited up to 0.3 wt. %. Few studies found in the literature regarding the behavior of tin in aluminum alloys suggest a beneficial effect of this element on selected properties. However, these results were obtained for hypereutectic Al-Si alloys or wrought aluminum alloys.

In the studies, the influence of tin up to 1.7 wt. % on AlSi10 alloy was determined. The thermal analysis, measurement of the mechanical properties of the cast and heat-treated alloy, as well as metallographic observations (light microscopy, scanning electron microscopy), and EDS (X-ray Energy Dispersive Spectrometry) measurement allowed to fully describe the effect of tin on aluminum alloy. The results of the thermal analysis showing the changes in the range of the  $\alpha$ -Al solution crystallization and the  $\alpha+\beta$  eutectic through the decrease of the alloy solidification start point and an eutectic solidification point of the analyzed alloys.

As a result, the elongation of the alloy was more than doubled in AlSi10Sn1.7 alloy with the  $A_5$  value of 8.1% and the tensile strength above 200 MPa.

## 1. Introduction

Among the commonly used materials for castings in various economy branches, the Al-Si alloys are one of the most popular. Different alloying additions are introduced to them, many refining and modifying processes are employed as well as heat treatment is applied. All of these activities are focused on the improvement of the quality of the castings. Most modern aluminum alloys are composed of several chemical elements where the particular elements cause the specific changes in the various properties. Therefore, a lot of experiments are being carried out to analyze such elements' impact on the Al-Si alloys' behavior and performance. Small additions of such elements that act as the modifiers as well

as larger additions as the typical alloying elements were examined as was presented for example in [1-4]. In [5] the Mg influence on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Fe alloys for squeeze casting applications was described. The authors determined the content of magnesium for the best performance. In [6] the analysis of the phosphorus addition on the Al-Si alloy solidification process was carried out. The authors confirmed its significant influence on the nucleation process and the silicon precipitation rate. In [7] the titanium addition into the aluminum with silicon alloys was experimentally checked. It was confirmed, the Ti addition results in the TiAlSi intermetallic phase precipitations. Thus, by increasing the Ti amount the hardness can be improved due to the increasing of the volumetric share of the relatively hard intermetallic phases. A bismuth influence was evaluated, too, especially on the mechanical properties and wear resistance. In [8] it was stated that it is possible to achieve the significant tensile strength increase and wear resistance for around 1% wt. Bi content in the Al-Si alloy. Due to the complex modification mechanisms of the aluminum alloys very often various alloying elements are being examined from their impact on the modification process. Such an approach was described in [9] for the Sr-based modifier. The results of the complex experiments were published where various chemical elements are jointly examined as was described in [10, 11]. There can be found information about the exclusive influence of Mg, Ni, Cu, Ti, Mn, Be, Fe, Sn as well as the synergic effect of some of them. A similar approach was presented in [12] where less common additions like Ag, La, and Ce were examined again singly and together. Other authors examined the high melting point elements addition into aluminum-silicon alloys. The example can be found in [13] where the results for Cr, Mo, and V were presented. The review articles can be found where the attempts were made to combine a huge knowledge in the area as it was in [14], where besides of the previously mentioned additions rare earth elements were analyzed, too. The influence of the chemical composition of aluminum and silicon alloys on the processes at the border of foundry and plastic working - as described in [15] for rolling - was also investigated.

The tin addition has been evaluated as well but it can be stated that in comparison to other elements it remains not sufficiently analyzed. The sparse experiments in this area

show the Sn addition into the Al-Si alloys can perform many functions allowing for obtaining the balance between strength and wear resistance of these alloys group [16-19]. During the analysis of the previous researches, it can be stated that the tin addition results in the considerable microstructure refinement along with the even distribution of tin and silicon inside the  $\alpha$ -Al alloy matrix of the Al-Si-Sn alloy. It is worth adding that such an effect was recorded for the 25%wt. Sn in the alloy and for such content the considerable wear resistance increase and reduction of the surface pressure were demonstrated. The addition of tin makes that these alloys are less prone to abrasion than base aluminum-silicon alloys [20-22].

The tin effect on the hardness and tensile strength of A390 alloy was researched, too [23] where it was stated that as large as 1% addition improved the mechanical properties much better than traditional heat treatment procedures. Very interesting results were presented in [24, 25] where with the tin addition a significant microstructure improvement was achieved, what resulted in the considerable mechanical properties increase. Even though alloys with Zn and Ni additions were investigated in this case, the results nevertheless show the enormous potential of Sn as an alloying element in aluminum alloys. The influence of Sn was tested not only for typical casting alloys but also for Al-Si alloy coatings obtained by laser techniques. The influence of tin on the microstructure and functional properties of the coatings obtained in this way is described, for example in [26]. The authors in [27] looked at Al-Si-Cu alloys and examined how the addition of Sn would affect the mechanical properties, including the addition of Ti, in their case. This confirmed the results presented in the previously cited sources. Due to the limitations of the text volume, the introduction only cites a narrow scope of research on the effect of alloying additions on the functional properties of Al-Si alloys. The authors of this publication focused their research on casting alloys and from our point of view, in terms of the available results, the influence of tin on other properties in Al-Si casting alloys seems interesting.

**2. Experimental Procedure**

The research aimed to analyze the melting technology and casting of aluminum alloys on the example of AlSi10 alloy with tin additions in the range 0.2 - 1.7%. The scope of work included the preparation of:

- charge materials,
- furnace with accessories,
- molds for making castings,
- thermal analysis equipment.

As part of the research, melts with the planned chemical composition were conducted. The quality of the liquid alloy in terms of hydrogen content was determined and the refining process was carried out, depending on the reported needs. Individual alloys were poured into the prepared molds and the temperature changes of the alloy during solidification and cooling were registered. The obtained

castings were tested in terms of tensile strength, plasticity, and hardness. Metallographic observations of each alloys were also carried out using optical and scanning electron microscopy (SEM). The microstructure was observed in electron backscattered (BSE) contrast in order to better differentiate the formed phases according to their mean Z number. Additionally, the SEM equipment gave the opportunity to carry out elemental analysis in microregions with X-ray energy dispersive spectroscopy (EDS).

The alloy melting process was carried out in an electric, induction furnace of the medium frequency with the use of a chamotte-graphite crucible. The crucible was cleaned of metal residues and skim from the previous melting process. Ingots of the AlSi7Mg0.3 alloy were used as the main charge. By adding crystalline silicon, an alloy with a composition similar to the eutectic alloy - AlSi10 was obtained.

Before charging the batch, the furnace was heated to remove any moisture from the crucible that could adversely affect the molten alloy. After the metal charge had melted, the bath was heated to the temperature of 750 °C, the weighed amount of silicon was introduced and it waited for its dissolution. Due to the tendency of aluminum alloys to dissolve hydrogen, the quality of the metal bath was controlled and gas refining (argon) was used. The metal preparation process was carried out in such a way as to eliminate gaseous impurities and solid inclusions that could distort the obtained results.

The well-prepared alloy was used to perform the planned research on the impact of variable tin additions to the AlSi10 alloy. The chemical composition of the obtained alloys is presented in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of the AlSi10Sn alloys

No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sn	Al
(wt.%)									
0	10.4	0.15	0.01	0.01	0.17	0.01	0.11	0	Bal.
1	10.1	0.16	0.04	0.01	0.09	0.02	0.11	0.22	Bal.
2	10.1	0.16	0.05	0.01	0.05	0.02	0.11	0.46	Bal.
3	10.2	0.15	0.01	0.01	0.16	0.02	0.11	0.74	Bal.
4	10.1	0.14	0.01	0.01	0.13	0.02	0.10	1.71	Bal.

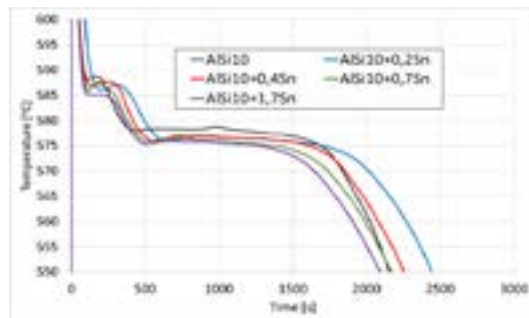
To assess the influence of variable tin additions to the AlSi10 alloy, the sample castings were made in the metallic dies. The metal die allows for making castings with a shape of the sample for testing mechanical properties. Before casting, the mold was heated to a temperature of 150-200 °C. The pouring temperature of the liquid melt was in the range of 730-750 °C. The set mold and melt temperatures were used for all scheduled melts. The analyzed alloys were also tested in terms of solidification and cooling. For this purpose, the changes in the temperature of the alloy poured into a thin-walled steel die with a thermocouple placed from the top in



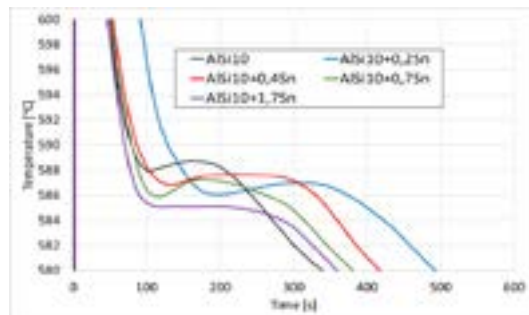
the center were recorded. A K-type thermocouple (NiCr-NiAl) was used. The temperature was recorded using a Keysight 34972A LXI device. The data obtained make it possible to carry out a thermal analysis of the tested AlSiSn alloys. The castings from the metallic die were used for hardness, tensile strength, elongation, microstructure and machinability tests. The above-mentioned were carried out following the applicable standards while ensuring the accuracy of the measurements. Machinability tests were carried out using the Keep-Bauer method. This method consists of drilling a hole of a predetermined diameter in the material, using a new drill for each test, at a constant feed force. The determinant of machinability, and thus wear resistance - in the case of materials with such properties, is the change in the speed of penetration of the drill over time. To assess the machinability of the alloys, a drill Ø5 mm was used. Machinability measurements were made in the area of the gripping part of the tensile strength tests samples.

**3. Results and Discussion**

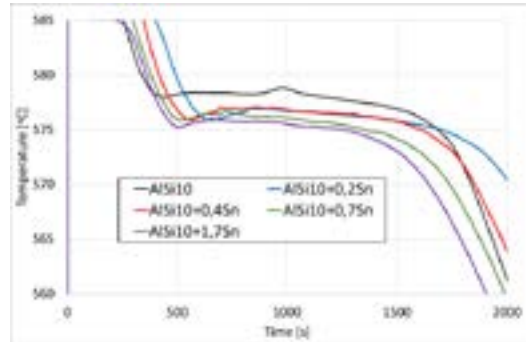
The conducted recording of the solidification and cooling of the analyzed alloys allowed us to analyze the changes occurring in the AlSi10 alloy with variable tin additions. The aggregate diagram of the alloys crystallization is shown in Fig. 1, and selected areas from the solid solution  $\alpha$ -Al solidification and  $\alpha + \beta$  eutectics are shown in Figs. 2 and 3.



**Fig. 1.** Cooling curves of AlSi10Sn alloys.



**Fig. 2.** Part of the AlSi10Sn alloys cooling curves diagram in terms of the onset of solidification of the  $\alpha$ -Al solid solution.



**Fig. 3.** Part of the AlSi10Sn alloys cooling curves diagram in terms of the onset of solidification of the  $\alpha + \beta$  eutectic.

The thermal-derivative TDA analysis made it possible to determine specific, characteristic temperatures, such as the beginning of crystallization  $T_1$ , the crystallization of eutectic  $T_2$ , the crystallization of intermetallic phases  $T_3$ ,  $T_4$ , and the temperature of the end of crystallization  $T_5$ . The obtained results are summarized in Table 2.

**Table 2.** Characteristic temperatures of the crystallization were determined on the TDA analysis base.

Sample	$T_1$	$T_2$	[%]		
			$T_3$	$T_4$	$T_5$
AlSi10Sn0	587.9	578.0	564.4	545.8	531.4
AlSi10Sn0.2	586.1	575.8	564.2	540.2	523.5
AlSi10Sn0.4	586.8	575.9	566.9	536.2	520.7
AlSi10Sn0.7	585.9	575.9	550.8	539.3	525.6
AlSi10Sn1.7	585.1	575.2	549.0	539.0	526.0

The analysis of the obtained results showed a clear influence of variable tin additions to the analyzed AlSi10 alloy. With the increase in the proportion of tin, the crystallization temperature of the  $\alpha$ -Al solid solution decreases and the supercooling effect in this area disappears. It is related to the formation of the nuclei of crystallization, the growth of dendrites of the solid solution, and the thermal effect of the process. Changes can also be observed in the area of  $\alpha + \beta$  eutectic solidification.

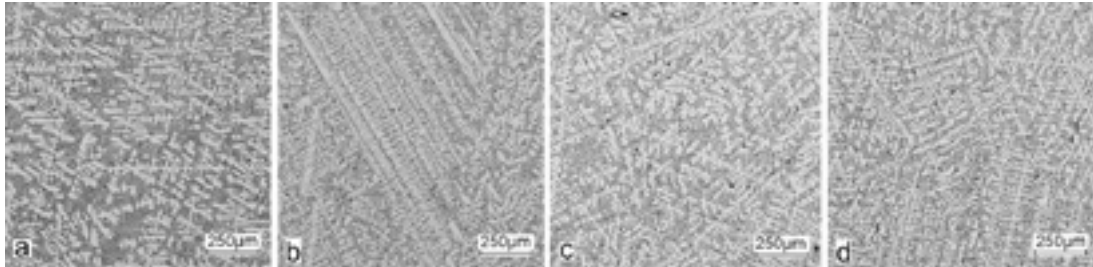
The solidification point of eutectic  $T_2$  decreases from the value of 578.0 °C for the AlSi10 starting alloy to the value of 575.2 °C for the AlSi10Sn1.7 alloy. For all analyzed alloys there is a recalescence effect - supercooling in the initial area of eutectic crystallization. The range of  $T_1 - T_3$  crystallization is also expanding.

Further research was carried out in the field of optical and scanning metallography. For this purpose, a Nikon Eclipse LV150 optical microscope (OM) was used, together with a camera, Nis-elements image recording and analysis software, and scanning electron microscope (SEM, Hitachi S-3400N).

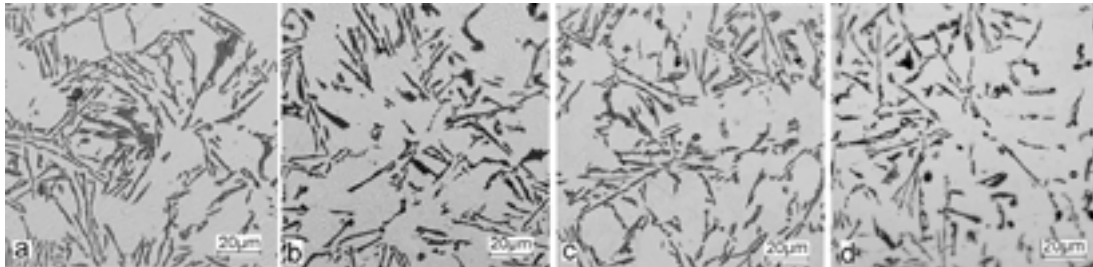
Selected results of metallographic tests (OM) are presented in Fig. 4-5. The metallographic tests carried out on the prepared samples were carried out to assess changes in the

microstructure, taking into account individual precipitates. The obtained castings from the analyzed alloys were also subjected to heat treatment T6 (supersaturation 540 °C / 6h,

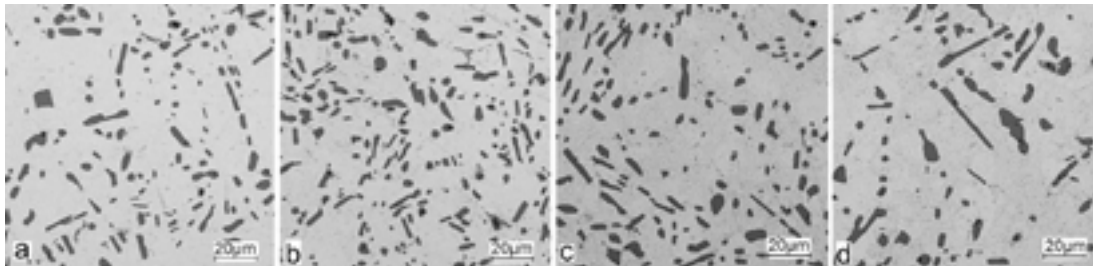
aging 180 °C / 12h). Selected results of metallographic tests of AlSi10Sn alloys after T6 heat treatment are shown in Fig. 6.



**Fig. 4.** Microstructure of AlSi10 alloy with Sn addition, mag. 50x: (a) AlSi10, (b) AlSi10Sn0.2, (c) AlSi10Sn0.4, (d) AlSi10Sn0.7



**Fig. 5.** Microstructure of AlSi10 alloy with Sn addition, mag. 500x: (a) AlSi10, (b) AlSi10Sn0.2, (c) AlSi10Sn0.7, (d) AlSi10Sn1.7



**Fig. 6.** Microstructure of AlSi10 alloy with Sn addition after T6 treatment, mag. 500x: (a) AlSiSn0.2; (b) AlSi10Sn0.4, (c) AlSi10Sn0.7, (d) AlSi10Sn1.7

The microscopic observation clearly shows the presence of eutectic silicon in the  $\alpha$ -Al solid solution.

The metallographic tests of the analyzed AlSi10 alloys with variable tin additions showed the dendritic nature of the structure of the  $\alpha$ -Al solid solution and the precipitations of eutectic silicon in interdendritic spaces, especially visible in the photos taken at 50x magnification.

For alloys without heat treatment, the eutectic shows an unmodified state with silicon in the form of plates/needles arranged in a disordered manner, sometimes forming the shape of an eutectic grain. One can also notice the precipitation of larger silicon crystals, the structure of which indicates that it is primary silicon. With this group of alloys

- the near-eutectic group, and with the actual solidification conditions in the mold, significantly different from the equilibrium conditions, it is not excluded. Spheroidization of eutectic silicon precipitates can be observed in the images of the microstructure of samples after T6 heat treatment. This phenomenon is well known for AlSi alloys and leads to the improvement of selected properties of castings.

The tests carried out with the use of the scanning electron microscope allowed us to observe changes in the microstructure and to identify the form of the tin, used as an alloying addition to AlSi10.

The SEM-EDS analyses are presented in Figs. 7-8 and in corresponding Tables 3 and 4. Tin is visible in separate



precipitates of irregular shape (Figs. 7a, 8a) and confirmed in spectra (Fig. 7c, Fig. 8b) and tables (Tab. 3-4). Tin introduced into the AlSi10 alloy is visible in the form of very fine, microdispersive precipitates in the matrix and as separate precipitates of aluminum and tin with a variable amount of other elements such as magnesium, iron, manganese, and also silicon. The applied EDS element distribution map revealed the form of tin occurring in the AlSi10 alloy.

The tin-containing phases have a shape that is somewhat aligned with the interdendritic spaces. In the area of the precipitates, slightly rounded depressions can be observed, which corresponds to filling the space around the dendrite arms. This may be due to the accumulation of free tin or Sn-Al eutectic precipitates in the interdendritic spaces or around complex intermetallic phases associated with the presence of iron and manganese in the alloy. The introduced tin accumulates in the spaces of these crystallized, complex AlSiFeMn phases.

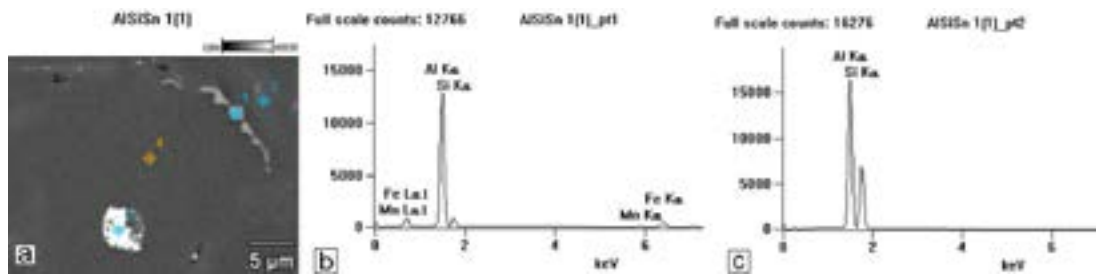


Fig. 7. SEM-EDS analysis of the microstructure and chemical composition of the Si10Sn0.2 alloy: (a) image of the microstructure with the points of analysis, (b) plot of spectra in area 1, (c) plot of spectra in area 3.

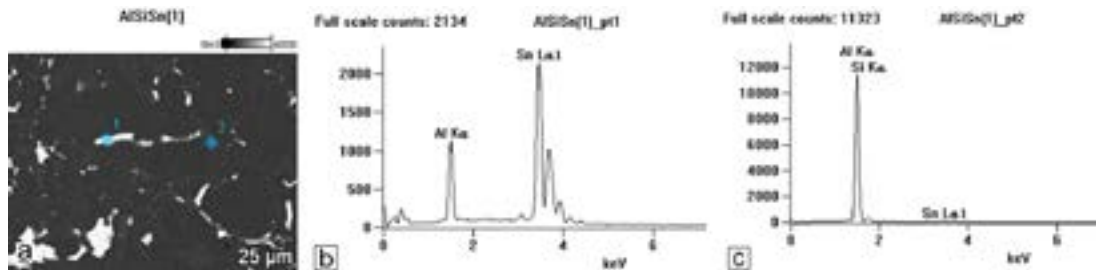


Fig. 8. SEM-EDS analysis of the microstructure and chemical composition of the Si10Sn1.7 alloy: (a) image of the microstructure with the analysis points, (b) plot of spectra in area 1, (c) plot of spectra in area 2.

Table 3. Chemical composition of the AlSi10Sn0.2 alloy in the micro area for Fig. 7a.

Sample	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Sn
	Weight %					
AlSi10Sn0.2_pt 1	-	68.3 3	7.30	1.5 1	22.8 6	-
AlSi10Sn0.2_pt 2	-	56.0 7	43.9 3	-	-	-
AlSi10Sn0.2_pt 3	1.6 0	20.4 6	13.8 6	-	2.55	61.5 3
AlSi10Sn0.2_pt 4	-	98.5 8	1.42	-	-	-

Table 4. Chemical composition of the AlSi10Sn1.7 alloy in the micro area for Fig. 8a.

Sample	Al	Si	Sn
	Weight %		
AlSi10Sn1.7_pt1	10.08	-	89.92
AlSi10Sn1.7_pt2	90.45	6.11	3.44

Strength tests were carried out on samples without machining. This allows for the evaluation of selected properties of the analyzed alloys without machining, and at the same time allows for obtaining results determining the nature of the changes taking place for real castings, which, for obvious reasons, are machined only in specific, important places. The results of the obtained tests are presented in Table 5 and Figure 9.

Table 5. Results of tests of the tensile strength UTS and elongation E for AlSi10 alloys with variable tin additions.

Sample	UTS [MPa]	E [%]
AlSi10	193	3.44
AlSi10Sn0.2	181	3.79
AlSi10Sn0.4	174	2.93
AlSi10Sn0.7	185	4.66
AlSi10Sn1.7	173	6.60

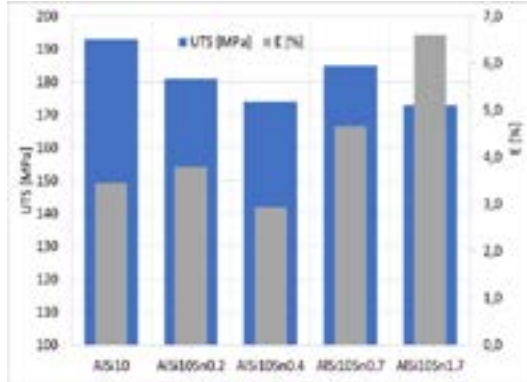


Fig. 9. Results of tests of the tensile strength UTS and elongation E for AISi10 alloys with variable tin additions.

The obtained and analyzed results indicate a slight decrease in the tensile strength of the analyzed AISi10 alloys with an increase in the tin content. The plasticity of the tested alloys, determined by the elongation parameter E, slightly improved. The results of the hardness tests of AISi alloys with variable tin additions are presented in Table 6 and Figure 10.

Table 6. Hardness test results for AISi10 alloys with variable tin additions.

Sample	HB
AISi10	64.2
AISi10Sn0.2	64.2
AISi10Sn0.4	65.7
AISi10Sn0.7	65.7
AISi10Sn1.7	65.4

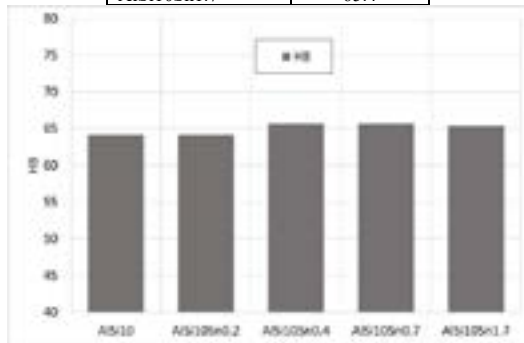


Fig. 10. HB hardness test results for AISi10 alloys with variable tin additions.

The obtained Brinell hardness (HB) values of the analyzed alloys did not show any significant changes in the impact of variable tin additions up to 1.7%. The next stage of the research included the assessment of changes in the machinability of the analyzed alloys. The

results of these tests are presented in the form of a graph (Fig. 11).

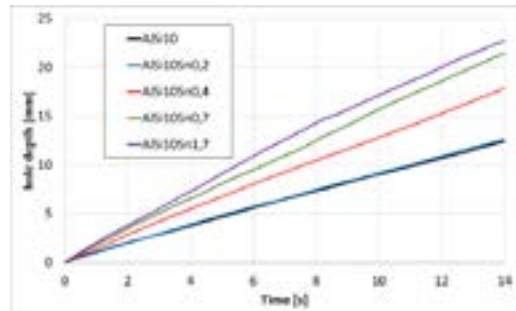


Fig. 11. Results of machinability tests of AISi alloys with variable Sn additions.

The obtained curves showing the speed of penetration of the drill bit when drilling the hole Ø5 [mm] with a constant feed force showed a favorable variable effect of tin addition. As the Sn alloy addition to the AISi10 alloy increases, the drilling speed increases. It can be assumed that the occurring tin-related precipitates cause chip breakage and thus reduce the cutting resistance. This area of research needs to be expanded.

#### 4. Conclusions

The tests were carried out for the near-eutectic AISi10 alloy with variable tin additions ranging from 0.2 to 1.7 wt.%. The produced alloys were cast into a metal mold.

The conducted research allowed us to draw the following conclusions:

- the charge materials used in the form of ingots of the AISi7Mg alloy, crystalline silicon, tin, and an induction furnace with a chamotte-graphite crucible allowed to carry out melts and obtain alloys/castings for further research;
- the TDA thermal analysis of the obtained alloys showed changes in the onset of solidification as well as in the solidification period of the eutectic;
- the addition of tin to the analyzed AISi10 alloy lowers the solidification point of the  $\alpha$ -Al solid solution with the simultaneous disappearance of recalescence in this area;
- the eutectic solidification point also decreases by about 3 degrees Celsius for the AISi10Sn1.7 alloy;
- the obtained results of tests of mechanical properties did not show significant changes in tensile strength. As a result of introducing tin in an amount up to 1.7%, plastic properties, determined by the elongation parameter E, improved, reaching a value of over 6% for the AISi10Sn1.7 alloy;
- the introduced variable tin additions in the amount used do not affect the hardness of the analyzed alloys;
- the metallographic tests carried out with the use of light microscopy showed the classic structure of the

microstructure of the analyzed AlSi alloys. The solid solution of silicon in aluminum  $\alpha$ -Al adopts a dendritic structure, and the eutectics formed during crystallization is located in interdendritic spaces. Eutectic silicon adopts the structure of plates/needles with a random arrangement, heat treatment T6 causes spheroidization of eutectic silicon precipitates;

- the use of an optical microscope and observation of the surfaces of metallographic specimens at magnification in the range of 100 - 1000x did not allow to observe significant changes in the microstructure caused by the introduced tin addition in the assumed range;

- the research carried out with the use of a scanning electron microscope showed that the tin was visible in separate, irregularly shaped particles in the matrix;

- machinability tests showed the beneficial effect of tin, causing an increase in the drilling speed of a hole of a certain diameter at a constant feed force.

#### Acknowledgment

This research was funded by the Polish Ministry of Science and Higher Education, grant number 16.16.170.654.

#### References

- [1] S. Rzadkosz, J. Zych, M. Piękoś, J. Kozana, A. Garbacz-Klempka, J. Kolczyk and Ł. Jamrozowicz, *Metalurgija*, 54(1) (2015) 35–38.
- [2] V. Deev, E. Prusov, O. Prikhodko, E. Ri, A. Kutsenko and S. Smetanyuk, *Archives of Foundry Engineering*, 4 (2020) 101-107.
- [3] M. Matejka, D. Bolibruchová and M. Kuriš, *Archives of Foundry Engineering*, 2 (2021) 41-45.
- [4] J. Kozana, M. Piękoś, M. Maj, A. Garbacz-Klempka and P.L. Żak, *Archives of Foundry Engineering*, 4 (2020) 145-153.
- [5] Bo Jiang, Song Xu, Hong-Yu Xu1, Mao-Liang Hu, Ying-Jie He and Ze-Sheng Ji, *Materials Research Express*, 7 (2020) 1-9.
- [6] Bo Dang, Zengyun Jian and Junfeng Xu, *Scientific Reports*, 10 (2020) 18230.
- [7] M. Zeren and E. Karakulak, *Materials Science and Technology*, 10(25) (2009) 1211-1214.
- [8] C. L. Pereira, L. F. Gomes and J. E. Spinelli, *Materials Research*, 23(2) (2020) 1-7.
- [9] E. Fracchia, F. S. Gobber and Mario Rosso, *Metals*, 11 (2021) 1-19.
- [10] R. S. Rana, Rajesh Purohit and S. Das, *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2(6) 2012 1-7.
- [11] S. Pietrowski, T. Szymczak, B. Siemińska-Jankowska and A. Jankowski, *Archives of Foundry Engineering*, 10(2) (2010) 107-126.
- [12] M. H. Hassan Abdelaziz, A. M. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra and F. H. Samuel, *Journal of Materials Research and Technology*, 8(2) (2019) 2255-2268.
- [13] T. Szymczak, G. Gumienny, L. Klimek, M. Goły, J. Szymczak and T. Pacyniak, *Materials*, 13 (2020) 1-13.
- [14] A. Sharma, Y.S. Shin and J.P. Jung, *Journal of Welding and Joining*, 33(5) (2015) 1-8.
- [15] B. Dhindaw, S. Singh, A. Mandal and A. Pandey, *Archives of Foundry Engineering*, 4 (2020) 121-132.
- [16] X. F. Wu and G. A. Zhang, *Journal of Materials Science*, 46(22) (2011) 7319-7327.
- [17] G.C Yuan, Z.J Li, Y.X Lou and X.M Zhang, *Materials Science and Engineering A*, 280(1) (2000) 108–115.
- [18] X. F. Wu and G.A. Zhang, *Advanced Materials Research*, 299-300 (2011) 265-268.
- [19] X.-F. Wu, G.-A. Zhang, Fu-Fa Wu, *Transactions of Materials and Heat Treatment* 33(10) (2012) 85-90.
- [20] K. Qiu, R. Wang, Ch. Peng, N. Wang, Z. Cai and Ch. Zhang, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(11) (2015) 3546-3552.
- [21] M. Anil, V.C. Srivastava, M.K. Ghosh and S.N. Ojha, *Wear*, 11-12 (2010) 1250-1256.
- [22] Dayanand M. Goudar, V.C. Srivastava, G.B. Rudrakshi, K. Raju and S. N. Ojha, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, June (2015) 1-5.
- [23] Yi Si, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 322 (2018) 1-5.
- [24] Haider T. Naeem, Kahtan S. Mohammed, Khairul R. Ahmad and Azmi Rahmat, *Advances in Materials Science and Engineering*, Article ID 686474 (2014) 1-10.
- [25] F. Abd El-Salam, A.M. Abd El-Khalek, R.H. Nada, L.A. Wahab and H.Y. Zahran, *Materials Science and Engineering: A*, 527(4-5) (2010) 1223-1229.
- [26] O. S. Fatoba, S. A. Akinlabi, E. T. Akinlabi, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 328 (2018) 1-11.
- [27] I. A. Alkadir, M. A. Fakhri, *Diyala Journal of Engineering Sciences*, 9(4) (2016) 48-61.

# The Effects of Injection Parameters on Silafont-36 Cast Part in HPDC Process

## Enjeksiyon Parametrelerinin Yüksek Basıncılı Döküm Yöntemi ile Üretilen Silafont-36 Döküm Parçası Üzerine Etkileri

Berkay SAVAŞKAN<sup>1,2</sup>, Muammer MUTLU<sup>1</sup>, Seyfettin HASPOLAT<sup>1</sup>, Özgül KELEŞ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Mita Kalıp ve Döküm Sanayii A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> Istanbul Technical University, Türkiye

### Abstract

High pressure die casting (HPDC) technique is a production method especially in automotive industry due to its producibility rapid and near net shape, complex and thin walled parts. In HPDC, melt is injected into the die and then it solidifies rapidly via high pressure. Designing parameters in the injection stage is vital to avoid process-related casting defects such as porosity, shrinkage and misrun. In this study; Silafont-36 is used to cast automotive parts and the effects of injection parameters on porosity and hardness were analyzed via Taguchi method.

### 1. Introduction

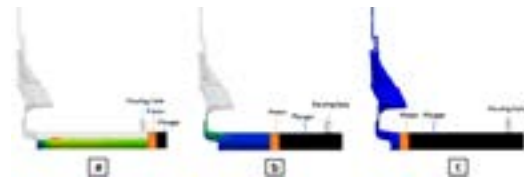
Aluminum alloys are among the most preferred engineering materials in industries such as white goods, aerospace and automotive, thanks to their easy manufacturability, good corrosion resistance, high thermal, electrical conductivity and high specific strength properties. In many sectors and especially in the automotive industry, reducing energy costs by weight reduction is increasing its importance every year.

According to the study of the European Aluminum Association, aluminum consumption, which was 179.2 kg/vehicle in 2019, is predicted to be 198.8 kg/vehicle by 2025 [1]. The need for aluminum in the automotive industry will continue to increase. Many parts of systems such as engines, transmissions and brakes are produced from aluminum alloys in the automotive industry. Hypoeutectic and near eutectic Al-Si-Cu/Mg casting alloys (3xx series) are widely used in the production of these parts [2, 3].

Gravity mold casting, sand mold casting and especially high pressure casting methods are the most widely used in the production of automotive parts.

In high-pressure casting technique (HPDC), parts with thin sections and complex geometries can be produced quickly with close to a net shape. The liquid metal is injected into a permanent mold and solidified rapidly under high pressure (>70 bar) in this method. In the HPDC method, the process begins with pouring molten metal into a chamber (see

Figure-1a) and is completed with the 1<sup>st</sup> Phase, 2<sup>nd</sup> Phase and 3<sup>rd</sup> Phase (Intensification). In the 1<sup>st</sup> phase, the piston pushes the poured molten aluminum into the mold at low speeds (0.1-0.3 m/s) (see Figures 1a and b). When the piston accelerates (3-5 m/s) and completely fills the mold, it is called the 2<sup>nd</sup> Phase. When the piston accelerates (3-5 m/s) and completely fills the mold, it is called the 2<sup>nd</sup> Phase. In the 3<sup>rd</sup> phase, solidification is completed with the application of high pressure (see Figure 1c).



**Figure 1.** Illustration of injections phases in the HPDC.

- Pouring molten metal to chamber and starting of the 1<sup>st</sup> phase
- Ending of the 1<sup>st</sup> phase and starting point of 2<sup>nd</sup> phase
- Starting point of the 3<sup>rd</sup> phase

As in many other casting methods, the most common casting defects in HPDC method are porosity and shrinkage. There are many parameters that can cause these defects to occur in HPDC. In literature, there are optimization studies with different parameters such as casting temperature, 1<sup>st</sup> phase velocity, 2<sup>nd</sup> phase velocity, filling time, changeover position, intensification pressure (3<sup>rd</sup> phase pressure) and solidification time that will reduce these casting defects [4-7].

Silafont-36 is one of the newly developed aluminum casting alloys. It has excellent castability, very good elongation, modified eutectic microstructure thanks to Sr, heat treatability (Mg), good corrosion resistance due to its low Cu ratio, as well as very good machinability because of low Fe content. All these features contribute to its use in many industries, especially in automotive industry [8].

Taguchi method, which is an experimental design method, is used for optimization studies and can be applied in industrial studies. The L9 Taguchi method was chosen, where we can specify 2-4 parameters and 3 levels for these parameters for

this study. In this method, it is possible to verify the hypothesis with high accuracy by performing fewer experiments with selected parameters and levels (9+1 (confirmation experiment) = 10 experiments) compared to the one factor at a time method (3<sup>4</sup> = 81 experiments).

In this study; the effects of injection parameters on the metallurgical (castability, microstructure) and mechanical property (hardness) of Silafont-36 alloy part were analyzed via Taguchi method. Correlations between injection parameters are investigated.

**2. Experimental Procedure**

In this study, Silafont-36 / EN AC 43500 (AlSi10MnMg) aluminum casting alloy was used in the casting of the steering bracket part with safety characteristics. The chemical composition of this alloy is given in Table-1.

**Table-1.**Chemical composition of silafont-36 used in casting experiments (% wt.)

Si	Mn	Mg	Fe	Cu	Sr	Al
10.83	0.58	0.35	0.11	0.01	0.015	Bal.

**2.1. Determination of Taguchi Orthogonal Array and Parameters**

The important parameters for this study to reduce defects are chosen to be 1<sup>st</sup> phase velocity, 2<sup>nd</sup> phase velocity, 3<sup>rd</sup> phase pressure and changeover position. For L9 orthogonal array, 3 levels have been determined for these 4 selected parameters. As a quality characteristic, the porosity of the samples in percentage are chosen. Porosity (%) of 9 trials are obtained by the CT analysis results. Tables 2 and 3 show the selected parameters, levels as well as experimental design array, respectively.

**Table-2.** Selected parameters and levels

Parameter	Level		
	1	2	3
<b>A</b> 1 <sup>st</sup> phase velocity (m/s)	0.1	0.2	0.3
<b>B</b> 2 <sup>nd</sup> phase velocity (m/s)	2.5	3.5	4.5
<b>C</b> 3 <sup>rd</sup> phase pressure (bar)	210	260	310
<b>D</b> Changeover position (mm)	600	650	700

**Table-3.** L9 orthogonal array parameters, levels and the results

Trial No	A	B	C	D	Porosity (%)	Hardness (HB)
1	1	1	1	1	0.330	91.6
2	1	2	2	2	0.024	94.9
3	1	3	3	3	0.003	94.9
4	2	1	2	3	0.046	93.6
5	2	2	3	1	0.008	95.9
6	2	3	1	2	0.009	96.8
7	3	1	3	2	0.104	91.7
8	3	2	1	3	0.050	95.8
9	3	3	2	1	0.098	96.4

**2.2. Casting Trials**

An automotive steering system part is cast (see Figure 2). Casting trials were carried out in ERAPRES press with a clamp locking force of 2200 tons. A total of 9 castings were done following L9 orthogonal array. 5 samples were produced in each casting trial. One of the quality characteristic is porosity and the other is mechanical properties.



**Figure 2.** A piece of steering bracket part.

**2.3. Computed Tomography (CT) Analysis**

CT was applied to 3<sup>rd</sup> samples of the 9 experiments and verification experiments also performed. CT application was applied 360 exposures (1 turn) at 129 kV and 1.9 mA settings on industrial type Bosello Industrial X-Ray device. The results were simulated using the Volume Graphics Studio Max 3.0 program, the locations and dimensions of the casting errors were determined and their volumetric percentages were calculated.

**2.4. Microstructure Analysis**

To characterize the samples, the samples are cut with a metallographic cutter and cold molding is applied to the samples. After the grinding process with 600, 100, 2500 mesh sandpapers, Zeiss Axiocam optic microscope is used for microstructural analyses.

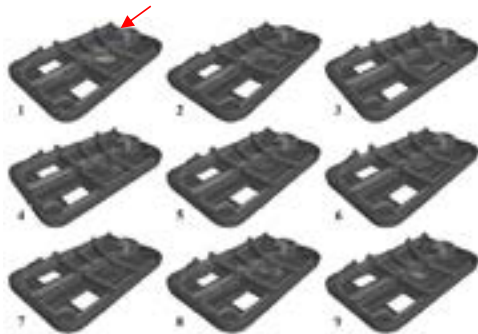
**2.5. Hardness Analysis**

The hardness test is applied to the tensile test specimens cast in the same mold with the steering bracket part. Affri Brinell hardness measuring device is used in the hardness test; a force of 62.5 kgf was applied for 10 seconds with a 2.5 mm diameter steel ball.

**3. Results and Discussion**

**3.1. Computed Tomography (CT) Results**

CT results of 9 trials according to L9 Taguchi method can be seen in Table 3. Minimum porosity (0.003 %) is obtained in the 3<sup>rd</sup> trial and Trial 1 result has the porosity of 0.33% which is the maximum porosity in L9 design.

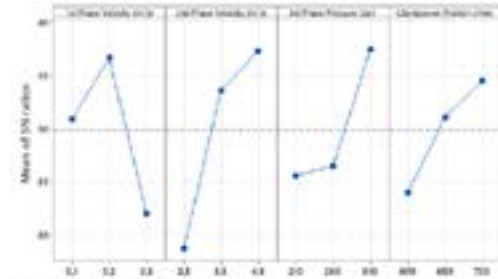


**Figure 3.** Image of CT analysis results of trials 1-9

Circular dots with red, green, yellow colours in the trials images show the porosities seen in the Figure 3. There are regions with a minimum wall thickness of 3 mm and a maximum of 13.5 mm. It is seen that the porosities are concentrated in the 13.5 mm thick regions indicated by the red arrow in all 9 trials. In HPDC, the probability of porosity increases as the wall thickness increases due to solidification [9]. These porosity defects seen in the thickest region of all samples can be explained with this argument.

**3.2. Taguchi Experimental Design (L9) Results-Porosity**

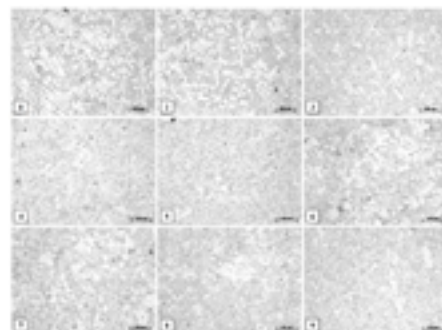
L9 Taguchi experiment result is obtained in Minitab 21 program considering 'Smaller is better'. Figure 4 shows the main effect plot for SN ratios.



**Figure 4.** Main effect plot for S/N ratios of 'porosity'.

When the results are compared, 2<sup>nd</sup> phase velocity (B) is the most effective parameter. The other parameters effect on porosity are 1<sup>st</sup> phase velocity (A), 3<sup>rd</sup> phase pressure (C) and changeover position (D) from more effective to less effective respectively. It is seen in Figure-5 that as the 2<sup>nd</sup> phase velocity, 3<sup>rd</sup> phase pressure and changeover position levels increase, the S/N ratios increase. In the first level of 2<sup>nd</sup> phase velocity (2.5 m/s), the process have slow injection time compared to the other levels (3.5 m/s and 4.5 m/s). This causes starting of solidification before injection and porosities formation probability increases. A significant increase in S/N ratio is observed as the 3<sup>rd</sup> phase pressure from the 2<sup>nd</sup> to the 3<sup>rd</sup> level (260 to 310 bar). Since the increase in the 3<sup>rd</sup> phase pressure is also effective in reducing the porosities during solidification thanks to applied pressure, the increase in the S/N ratios as the level increase as expected. In the changeover position, as the level increases, the piston stroke point (2<sup>nd</sup> phase starting point) gets closer to the mold, and the porosity is reduced by making air evacuation in front of liquid aluminum. Unlike these three parameters, the SN ratios of the 1<sup>st</sup> phase velocity peaked at the 2<sup>nd</sup> level and decreased at the 3<sup>rd</sup> level. In the 1<sup>st</sup> phase velocity, liquid aluminum turbulence occurs after the 2<sup>nd</sup> level, more gas was taken into the liquid aluminum causing porosity.

**3.3. Microstructure Analysis Results**



**Figure 5.** Microstructure of casting trials of 1-9.



Generally, Silafont-36 (AlSiMnMg) aluminum casting alloy microstructure consist of  $\alpha$ -Al, and Al-Si eutectic phases [10]. Strontium is one of the components that modifies eutectic phases.

Trial 1 has lower 1<sup>st</sup> and 2<sup>nd</sup> phase velocity and 3<sup>rd</sup> phase pressure than the other trials. These parameters directly affect casting microstructure. Since the 2<sup>nd</sup> phase velocity and 3<sup>rd</sup> phase pressure are low, the dendrite arms are less fragmented during solidification, it is seen that the dendrite arms are more apparent in the 1<sup>st</sup> trial microstructure as seen in Figure 5 (1). Moreover, the slow velocity of 1<sup>st</sup> and 2<sup>nd</sup> phases causes slow solidification than the other trials. Therefore, trial 1 microstructure, more  $\alpha$ -Al area compared to other trials with non- fragmented dendrite structure. Trial 2 is almost same microstructure result with 1<sup>st</sup> trial because of the lower phase velocities. Trials with medium and high 2<sup>nd</sup> phase velocity and 3<sup>rd</sup> phase pressure (2 and 3 level of these parameters) have high solidification rate and smaller  $\alpha$ -Al area and fragmented (see Figure 5 Trial 3, 4, 5).

**3.3. Taguchi Experimental Design (L9) Results-Hardness**

Figure 6 gives plots for SN ratios of hardness considering “larger is better approach”. Since the hardness results are close to each other, there are small differences among S/N ratios of all parameters. But similarly to porosity L9 Taguchi results, most effective parameter on hardness is 2<sup>nd</sup> phase velocity and optimum parameters for high hardness are A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>2</sub>D<sub>3</sub>. Besides, other parameters effectiveness rank is similarly with porosity L9 Taguchi analysis which are 1<sup>st</sup> phase velocity, 3<sup>rd</sup> phase pressure and changeover position. These results indicates a reasonable and acceptable Taguchi analysis for hardness result.

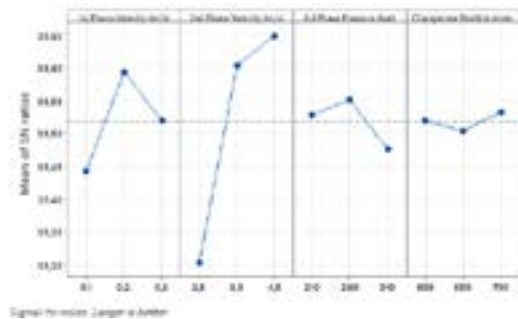


Figure 6. Main effect plot for SN ratios of ‘Hardness’ as a quality characteristic.

**3.5. Confirmation Trial Results**

The optimum process parameters of porosity is A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>3</sub>D<sub>3</sub> and predicted value is almost 0.00%. The optimum process parameters of hardness is A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>2</sub>D<sub>3</sub>. Predicted value of A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>2</sub>D<sub>3</sub> process parameter of hardness is 96.53 HB.

Predicted A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>3</sub>D<sub>3</sub> of hardness is 97.33 HB. It can be seen predicted values of two different optimum process parameters are very close to each other. Besides, since the effect of the 3<sup>rd</sup> phase pressure (C) parameter on hardness low as seen in Figure 6, the optimum process parameter can be changed with A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>3</sub>D<sub>3</sub>. Therefore, optimum process parameters are determined to be A<sub>2</sub>B<sub>3</sub>C<sub>3</sub>D<sub>3</sub> for porosity and hardness.

A confirmation test of ‘porosity’ is made in the levels selected and CT analysis is applied and porosity measured as 0.001%. In addition, hardness testing result is measured 95.9 HB after confirmation test. Considering these results, the results of the confirmation experiments are very close to the predictions and are successful.

The main effect of porosity and hardness are 2<sup>nd</sup> phase velocity, 1<sup>st</sup> phase velocity, 3<sup>rd</sup> phase pressure and changeover position respectively.



Figure 7. Microstructure of confirmation trial.

Microstructure of confirmation trial can be seen in the Figure-8. There are similarities of confirmation trial microstructure and trial 3, 4, 5 (Figure 5 (3, 4, 5)) in terms of  $\alpha$ -Al areas, Al-Si eutectic distribution and dendrite forms.

Tariq, S et al. made a Taguchi analysis using injection pressure, molten metal temperature, die cooling time, mold temperature, 1<sup>st</sup> phase velocity and 2<sup>nd</sup> phase velocity parameters and they found 2<sup>nd</sup> phase velocity, injection pressure (3<sup>rd</sup> phase pressure) and cooling time parameters as effective parameters on casting defects [11]. Syrcos, G.P. claimed that the Taguchi optimization study, which consists of Al-Si alloy with parameters 1<sup>st</sup> and 2<sup>nd</sup> phase velocities, metal temperature, filling time and hydraulic pressure (3<sup>rd</sup> phase pressure), the most effective parameter on porosity is the 3<sup>rd</sup> phase pressure with 48% [6].

When the literature is examined, 2<sup>nd</sup> phase velocity and 3<sup>rd</sup> phase pressure or injection pressure are the more effective parameters on porosity than the others. But in this study, two most effective parameters are 2<sup>nd</sup> phase velocity and 1<sup>st</sup> phase velocity. The difference can be explained with the casting part design and wall thickness of part. Casting part has the approximately 500 mm x 300 mm x 200 mm box dimensions with complex structure, 3.5- 4 mm wall thickness and 2.5 kg weight. This casting part injection

(filling) to mold (1<sup>st</sup> and 2<sup>nd</sup> phase velocity) is complex. Probably, this is the one reason of these two parameters came out as the two most effective parameters. Wall thickness is an important parameter in HPDC in terms of 3<sup>rd</sup> phase pressure effectiveness. When the wall thickness of part is small, solidification is completed immediately after 2<sup>nd</sup> phase and there may be no time to applying 3<sup>rd</sup> phase. Therefore, 3<sup>rd</sup> phase pressure can be less effective on porosity. In this study, 3<sup>rd</sup> phase pressure is the third effective parameter, which can be explained by the small wall thickness (average wall thickness: 3.5- 4 mm) of the steering bracket part and the solidification take place just after the 2<sup>nd</sup> phase velocity and selected parameter levels.

#### 4. Conclusion

In this study, the effects of injection parameters on the porosity and hardness of the Silafont-36 alloy part were analyzed via Taguchi method.

- 1) For the HPDC of the steering bracket part, the most effective injection parameter on porosity and hardness is 2<sup>nd</sup> phase velocity.
- 2) Low 2<sup>nd</sup> phase velocity and 3<sup>rd</sup> phase pressure affect microstructure which have non fragmented dendrites and large a-Al regions due to low solidification and especially low pressure.
- 3) The optimum injection parameters required to obtain minimum porosity and high hardness of the steering bracket cast part, are determined as A2B3C3D3 by L9 Taguchi analysis.
- 4) Porosity & hardness confirmation test predicted and measured values are 0.00%, 96.53 HB and 0.001% and 95.9 HB respectively.

#### Acknowledgment

Authors would like to thank Yekta Berk Süslü and Onur Özcan for their help in CT, metallographic and Taguchi analysis.

#### References

- [1] [https://www.european-aluminium.eu/media/2802/aluminium-content-in-european-cars\\_european-aluminium\\_public-summary\\_101019-1.pdf](https://www.european-aluminium.eu/media/2802/aluminium-content-in-european-cars_european-aluminium_public-summary_101019-1.pdf) access time: 30.04.2022
- [2] ASM Specialty Handbook: Aluminum and aluminum alloys. Ed. Joseph R. Davis, ASM International, ISBN: 978-0-87170-496-2, 1993, p.3.
- [3] Çetin, A (2017). Alüminyum Döküm Alaşımları El Kitabı. Dokumhane.net. p22-26. <https://dokumhane.net/wp-content/uploads/2019/02/El-Kitabi-04.pdf>
- [4] Balikai, G.V., Siddlingeshwar G.I, Gorwar, M. (2018)

Optimization of process parameters of High Pressure Die Casting process for ADC12 Aluminium alloy using Taguchi method'. International Journal of Pure and Applied Mathematics, Volume 120 No. 6 2018, 959-969.

[5] Kumar, S. Kumar Gupta, A.K. Chandna, Pankaj (2012) Optimization of Process Parameters of Pressure Die Casting using Taguchi Methodology. International Journal of Industrial and Manufacturing Engineering Vol: 6, No: 8, 1484-1488.

[6] Rathinam, N. Dhinakaran, R. Sharath, E. (2021) Optimizing process parameters to reduce blowholes in high pressure die casting using Taguchi methodology. Materials Today: Proceedings, Vol.38, Part: 5, 2871-2877.

[7] Syrcos, G.P. (2003) Optimizing process parameters to reduce blowholes in high pressure die casting using Taguchi methodology. Journal of Materials Processing Technology. 135 (2003) 68-74.

[8] <https://rheinfelden-alloys.eu/en/alloys/silafont/> access time: 13.12.2021

[9] <https://cwmdiecast.com/2015/08/18/porosity-at-a-glance/> access time: 13.12.2021

[10] Niklas, A et. al. (2015) Effect of microstructure and casting defects on the mechanical properties of secondary AISi10MnMg(Fe) test parts manufactured by vacuum assisted high pressure die casting technology. Materials Today: Proceedings 2 (2015) 4931 – 4938

[11] Tariq, S. Tariq, A. Masud, M. Rehman, Z. (In press) Minimizing the Casting Defects in High Pressure Die Casting Using Taguchi Analysis. doi:10.24200/SCI.2021.56545.4779



# Short Spraying Application in the Aluminum High Pressure Die Casting Process

## Alüminyum Yüksek Basıncılı Döküm Prosesinde Kısa Süreli Yağlama Uygulamaları

Ekrem ALTUNCU<sup>1</sup>, Naci EKMEK<sup>2</sup>, Fuat TOPCU<sup>2</sup>, Burak ERDİL<sup>2</sup>

<sup>1</sup> SUMAR-Sakarya University of Applied Sciences, Türkiye

<sup>2</sup> ARPEK- High Pressure Aluminum Die Casting Company, Türkiye

### Abstract

Die lubrication performance plays a critical role in the sustainability of high pressure die casting cycles. Die lubricant is very important to the quality of the casting produced, the tool life, and the profitability of the casting operation. There are many lubricant technologies available on the market today. They can range from simple oil-based soap emulsified systems to more sophisticated silicone polymer-based products or even to powdered solid lubricants. The adhesion of the die lubricant will be influenced by the die temperature profile, lubricant atomization, spray time, and the spray distance. Significant experimentation must be done to optimize the lube process variables for the individual casting process. In addition to the spray process optimization, the equipment involved in the spray process must be maintained on a regular basis.

The die casting process can be significantly improved when the lubricant process is understood and optimized. Regardless of the chemistry, the role of the sprayed lubricant is to provide a protective release layer that will adhere to the die surface. Die lubrication affects both the thermal control of the die and the easy extraction of the casting part from the die. Lubricant type, die temperature, application time, film forming ability of the lubricant on the die surface, viscosity and thermal stability properties of the lubricant are effective in lubrication process. In terms of process efficiency, the spraying parameters of the lubricant, the lubricant consumption increase the casting performance and production quality. Lubricant consumption can be minimized and an effective lubrication performance can be achieved with multi-nozzle lubrication systems with minimum water content, which have developed rapidly in recent years. This process is called micro spraying, it improves casting part quality, increases production speed by shortening process cycle time and improves die life.

Micro spraying technology can be easily installed on traditional die spray systems and also easy integration on spray robots is also available. Within the scope of this study, the waterless lubrication operation will be examined experimentally and the process performance will be evaluated by casting simulations and quality control testing.

### 1. Introduction

High Pressure die casting is a high productivity for net shape part producing process. It is used to produce complex parts made of aluminum, zinc and copper. Process cycle begins by closing and clamping the dies and pouring molten metal in the die with high velocity and pressure. After injection metal solidified, Die opens. Shaped parts are ejected [1].

It is necessary to lubricate die surface before starts the cycle. This lubricant can apply the die surface with special spray gun, automatic spray head or robots. This spraying process targets are cool the die surface and lubrications for remove the parts from the die. This step has really big effects on the parts quality and tool life via making a protective layer on the die surfaces. It has also affected the die surface temperature. Controlling of this stage is very critical for parts quality [1-3].

Die operating temperature are from 150 to 300 °C. In this temperature range spraying film can occur on the surface of the dies depends lubrication types. Proper spraying means is that cool the die surface and lubricant must stay on the die surfaces [4-5]. Water has to boil on the tool surfaces. If the temperature is so high, a layer of the steam of water can prevent the reach the droplet to the die surfaces. In this condition die cannot be wetted. This is the big reason for soldering on the dies [1-7].

The purpose of this study to change the lubrication strategy from traditional one to short spraying and see effect of short spraying effect on the die temperature and part quality. Short spraying process means is to apply short time and more mixing rate. Spraying time and mixing ratio (water /oil) is changing depends parts shape and part thickness. Short spraying method advantage is to decrease cycle time and reduce water amount in the process. The lubricant which is used in this process are high solid content ratio than traditional lubricants.

### 2. Experimental Study

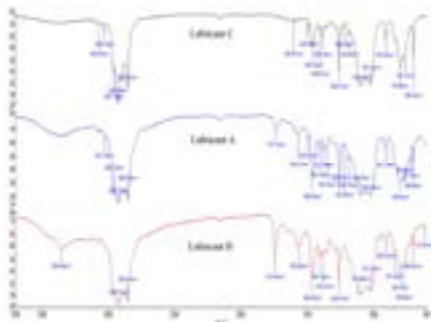
In this study Buhler casting machine carat 660D and two axes Wollin spray device was used. The sprayer head was designed by Wollin company. The nozzles flowrate can be

adjustable but in this study flow rates could not change. In this study three different lubricants are used. A is the traditional spray brand, B and C is another brand for the short spraying applications. Active content (Table 1) , FTIR (Figure1), TGA ( Figure 2)and Pan test results (Table 2) are done in the outer labs. All these lubricants are a blend of waxes, paintable silicone, petroleum oils and other additives emulsified in a water carrier.

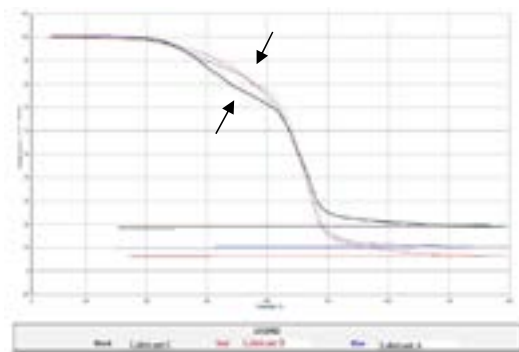
In the experimental study the first variable parameter is the lubrication time. The time was changed subsequently 2 sec ,1 sec, 0,8 sec and 0,5 sec for three different lubricants.

**Table 1.** Comparison active content.

Product	% Active Content	% Water
A	17.58 %	82.42 %
B	21.95 %	78.05 %
C	25.00 %	75.00 %



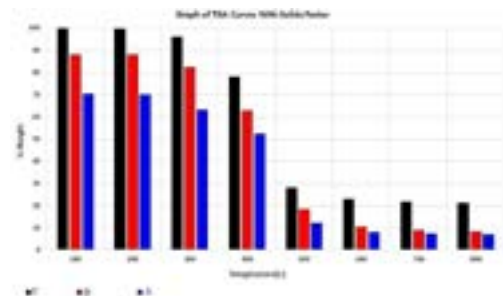
**Figure 1.** Composition Comparison (FTIR Spectrum).



**Figure 2.** Composition Comparison TGA (Thermal Gravimetry Analyses).

**Table 2.** Photograph of dehydrated Lubricant A, B, C (on aluminum pan).

Product	A	B	C
Pan Test Photos			



**Figure 3.** TGA Curves with Solid Factor.

The research first focused on measuring die temperatures when die lubricant was sprayed onto the tool surface. In order to obtain accurate and reproducible data which could be related to actual die casting conditions, infrared camera was used measure surface temperature. Every 30 minutes tool temperature was measured and record. Automatic spray machine and spray head was used to obtain stable temperature condition. This gives an indication of the die lubricant's ability to wet and spread on a die surface. Surface temperatures were measured using an infrared camera shortly before and after spraying die lubricant.

MAGMASoft simulation program is used to clarify die temperature and defects modes on the parts. The most critical region are the thick sections in front of the gating areas. There are two cores in that area and there is a risk because of the soldering and sticking. Dies cooling plan is showing in Figure 4. Casting parameter is observed in the die casting machine during study (Table 3).All the trail casting parameter is constant and did not changed.



**Figure 4.** Die cooling Plan.

Simulation Parameters:

- Software: MAGMASoft
- Simulation type: HPDC process simulation for the die insert
- Casting alloy: AISi9Cu3Fe
- Melt temperature: 660°C
- Die Material: Diaver
- Initial die temperature: 200°C
- Cooling medium(water)
- Cooling water pressure: 4.0 bar
- Preparing time: 28.0(s) (including blowing and spraying) →Uniformly blowing & spraying
- Spraying medium temperature: 20 °C (default)
- Solidification time: 14.0(s) ]
- Removal time: 5.0(s)

Table 3. Casting Parameters

Casting Data's	Unit	Value
Metal velocity at gate	m/s	31
Piston velocity	m/s	4,20
Metal weight after gate	g	2036
Total weight	g	1931
Shot sleeve filling rate	%	40
Max pressure	Bar	737
Filling time	s	0,072
Metal density	g/cm <sup>3</sup>	2,65
Active length of the shoot sleeve	mm	560
Piston diameter	mm	80
Part weight	gr	850

3. Results and Discussion

Experimental studies focused on lubrication time and die temperature. The first variable is the lubrication time. The time is changed 0.5-2 seconds during trials. Die temperatures are shown Table 4-7. It is necessary to optimize the lubrication time. The lubricant must form a stable film on the surface. Otherwise, the lubrication will not perform efficiently. The effect of the lubricant is observed by thermal camera imaging method.

Increasing spraying time is changing die temperature at A type lubricant. Especially 2 second lubrication time is decreasing die temperature nearly 25 °C. B Type lubricant has very stable die temperature with changing spraying time. Increasing of the spraying time did not affect the die temperature. C type lubricant has good effect on the die temperature. Especially up to 0,8 sec lubrication time is getting cool the die 20 °C. During trials decreasing of the spraying time to 0,8 and 0,5 seconds have negative effect on eject part form the die for B type lubricant. It caused to production interruption. X-Ray images for lubrication time 0.5-2 sec. are shown Table 8- 11.

Table 4. Lubrication Time 2 second Tool Temperature.




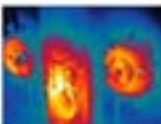

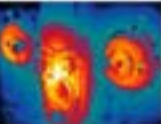
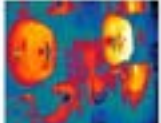


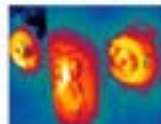

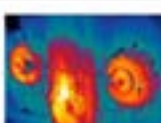
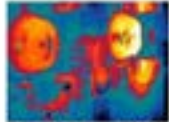
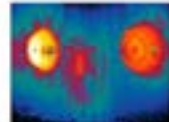

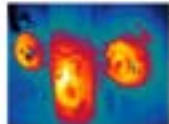
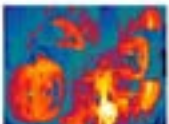

Lubricant	Lubrication Time 2 second	
	Moving Side Tool Temperature (°C)	Fix Side Tool Temperature (°C)
A	 T <sub>1</sub> =279.3°C T <sub>2</sub> =228.4°C	 T <sub>1</sub> =229.7°C T <sub>2</sub> =167.6°C
B	 T <sub>1</sub> =288.1°C T <sub>2</sub> =248.8°C	 T <sub>1</sub> =237.24°C T <sub>2</sub> =184.6°C
C	 T <sub>1</sub> =187.4°C T <sub>2</sub> =173.2°C	 T <sub>1</sub> =136.1°C T <sub>2</sub> =125.7°C


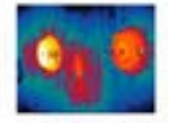
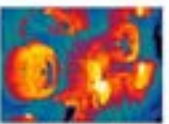
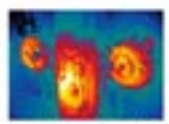

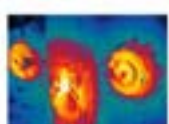
Table 5. Lubrication Time 1 second Tool Temperature.

Lubricant	Lubrication Time 1 second	
	Moving Side Tool Temperature (°C)	Fix Side Tool Temperature (°C)
A	 T <sub>1</sub> =298.1°C T <sub>2</sub> =239.2°C	 T <sub>1</sub> =242.2°C T <sub>2</sub> =189.5°C
B	 T <sub>1</sub> =218.7°C T <sub>2</sub> =184.2°C	 T <sub>1</sub> =202.0°C T <sub>2</sub> =167.5°C
C	 T <sub>1</sub> =177.8°C T <sub>2</sub> =171.8°C	 T <sub>1</sub> =140.2°C T <sub>2</sub> =138.2°C




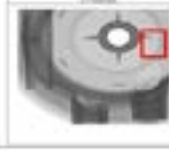

**Table 6.** Lubrication Time 0,8 second Tool Temperature.

Lubricant	Lubrication Time 0,8 second			
	Moving Side Tool Temperature (C°)		Pin Side Tool Temperature (C°)	
A			T <sub>1</sub> =208.8°C	T <sub>2</sub> =203.9°C
B			T <sub>1</sub> =218.3°C	T <sub>2</sub> =203.4°C
C			T <sub>1</sub> =216.1°C	T <sub>2</sub> =203.1°C






**Table 7.** Lubrication Time 0,5 second Tool Temperature.

Lubricant	Lubrication Time 0,5 second			
	Moving Side Tool Temperature (C°)		Pin Side Tool Temperature (C°)	
A			T <sub>1</sub> =208.4°C	T <sub>2</sub> =186.1°C
B			T <sub>1</sub> =218.2°C	T <sub>2</sub> =203.8°C
C			T <sub>1</sub> =218.8°C	T <sub>2</sub> =201.9°C

**Table 8.** X-Ray image for 2 second lubrication time.

Lubricant	Lubrication Time 2 second X-Ray Results	
	A	
B		
C		

**Table 9.** X-Ray image for 1 second lubrication time

Lubricant	Lubrication Time 1 second X-Ray Results	
	A	
B		
C		



**Table 10.** X-Ray image for 0,8 second lubrication time

Lubricant	Lubrication Time 0,8 second X-Ray Results	
A		
B		
C		

**Table 11.** X-Ray image for 0,5 second lubrication time

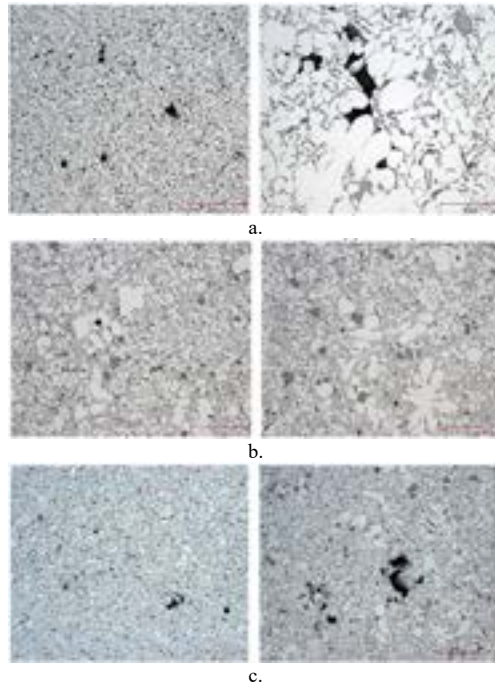
Lubricant	Lubrication Time 0,5 second X-Ray Results	
A		
B		
C		

To understand the defect on the parts, the worse part which has lubrication time 2 seconds with A type lubricant, cavity c1 has chosen for analyses. Area which has defect cut in three sections. It was named as A, B and C (Figure 5). All sectioning was cleaned, grinded and polished. Microstructure analyses are shown figure 6. In the analyses,

total examined area 537,14 mm<sup>2</sup> and biggest porosity is detected 226 µm in section C. The porosity shape is round for all the sections. It is gas porosity and occurred air or some gas in trapped in the molten metal. Increasing the lubrication time causes more steam to remain on the die surface. This steam is mostly reason for the gas porosity in this study. No lubricant impurities were observed in the casting microstructures.



**Figure 5.** Defect region sectioning of casting part.



**Figure 6.** Microstructures of casting part: a. section A(red), b. section B(blue), c. section C(green).

#### 4. Conclusion

The success of the die casting cycle is expressed in minimal downtime and die lifetime. Die performance mostly depends on casting process parameters, die surface and thermal properties also lubrication performance. Among these variables, the lubricant responds the fastest and most effectively. Die lubrication controls both the temperature of the die and the ejection of the casting from the die. In this study, the effects of lubricants with different active contents on the die were examined with thermal monitoring and X-ray evaluation method. Experimental studies were carried out especially on the effect of lubricant on heat transfer from the die and its effect on casting part quality by radiographic investigations.

Increasing the lubrication time depends on the lubricant type affect the viscosity and heat transfer from the die. There is an important relationship between the lubricant type and the lubrication time. The proper functioning of the lubricant and its film formation on the die surface generally depend on the die temperature. Temperature changes the viscous properties of the lubricant. The thermal properties of the lubricant due to temperature change are clearly displayed in the TGA analysis. The lubricant containing higher additives is also more stable against temperature rise. The additives change the viscosity and spray rate of lubricant, and as a result, the lubricant time also changes.

Reducing the lubrication time both reduces the die temperature and increases the quality of parts. Die temperature 190-215 °C after lubrication and 0,5 second for spraying time is the best result obtained in C type (high additive contented) lubricant.

While it was expected that the die temperature would decrease by increasing the spraying time, this did not happen in Ave B lubricant. The water content of the A and B type lubricants adversely affected the lubricating properties. It was concluded that the reason for this was due to the low leindenfrost temperature in these lubricants.

Die lubricant type affects the die temperature and part quality. Die temperature should be suitable for the selected lubrication. If not, there could be soldering between molten aluminum and die. Insufficient lubrication shortens the die life.

#### References

- [1] S.Chhabra,Y.L Chh,T.Altan, Die Casting Engineer Vol.37 (1),pp24-27,(1993).
- [2] Sabau and Wu, A.S. Sabau, Z. Wu, Evaluation of a heat flux sensor for spray cooling for the die casting processes J. Mater. Process. Technol., 182, pp. 312-318, (2007).
- [3] Lumley, R., Deeva, N. & Gershenzon, M. An Evaluation of Quality Parameters for High Pressure Die Castings. Inter Metalcast 5, 37–56 (2011).

[4] Guang Wei Liu, Yosry Sadeik Morsi, Brian Robert Clayton, Characterisation of the spray cooling heat transfer involved in a high pressure die casting process, Int. J. of Thermal Sciences, Vol. 39, Issue 5, pp 582-591, (2000).

[5] Long, A., Thornhill, D., Armstrong, C., and Watson, D., The Impact of Die Start-Up Procedure for High Pressure Die Casting, SAE Int. J. Mater. Manf. 6(3):416-426, (2013).

[6] Adrian S. Sabau, Ralph B. Dinwiddie, Characterization of spray lubricants for the high pressure die casting processes, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 195, Issues 1–3, pp 267- 274, (2008).

[7] Eduardo K. Tentardini, Augusto O. Kunrath, Cesar Aguzzoli, Maria Castro, John J. Moore, Israel J.R. Baumvol, Soldering mechanisms in materials and coatings for aluminum die casting, Surface and Coatings Technology, Volume 202, Issue 16, pp 3764-3771,(2008).

# New Reinforcement for Aluminum Metal Matrix Composites: Pig Iron Chips

## Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler için Yeni Bir Takviye: Dökme Demir Talaşı

Açelya SANDIKÇIOĞLU<sup>1,2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>, Yahya Kemal TUR<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Gebze Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> Ferro Döküm, Türkiye

<sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye

### Abstract

Producing composite materials in the industrial application is directly focused on bonding between matrix and reinforcement to improve monolithic alloy in terms of properties such as mechanical, wear. For that purpose, aluminium and its alloys have several reinforcement agents, mainly ceramic particles, such as B<sub>4</sub>C in contemporary engineering materials. Mostly, these particles cannot meet the demand of bonding characteristics. So far, many efforts and different manufacturing techniques were attempted to enhance these bonding characters of the composite. In this study, pig iron chips are introduced to the casting industry as a new and novel reinforcement agent to overcome impaired bonding, and to integrate waste material into beneficial stock for the aluminium casting industry. To reveal the properties of new reinforcement material, microstructural characterization methods were carried out. Optical and scanning electron microscopes coupled with EDS were utilized to deduce the distribution and morphology of reinforcement particles in the matrix. EDS analyses were performed to infer the phases included in the composite material. In the light of all the techniques mentioned above, new-generation aluminium metal matrix composite material was successfully cast via the squeeze casting technique.

### 1. Introduction

Nowadays, the need for new materials is increasing. In this requirement, materials with a high weight/strength ratio are needed. Properties such as creep, wearing, thermal conductivity are also required with strength. It is not possible to obtain these properties in a monolithic material solely. Composite materials have been developed to overcome this deficiency, since they consist of matrix and reinforcement materials. In composite materials, the matrix is ductile, light, low strength, on the contrary, the reinforcement is rigid, high strength, and hard [1, 2].

Aluminum as matrix and ceramic particles as reinforcements are the major ones that have been studied in recent years in the sector of composite materials. Generally, high-performance composites are produced with continuous fiber reinforcement, which is very expensive [3]. Due to the cost

of reinforcement, pig chips as reinforcement are considered. Since cast iron has higher hardness and wear resistance than aluminum, it is thought to be an alternative type of reinforcement.

Microstructural improvement and integrity of the squeeze casting products are demanded many critical applications. With the applied high pressure, the liquid metal allows the reinforcement element to be wetted violently [4]. The squeeze casting method is generally preferred in the production of particle reinforced composite materials.

In this study, the surface-modified aluminum metal matrix composite material was aimed to fabricate by using the squeeze casting method via reinforcing cast iron chips at 2.5, 5, and 10% volume ratios into A356 alloy matrix.

### 2. Experimental Procedure

The matrix used in the experiments at Ferro Döküm is an A356 alloy, and its chemical composition obtained as a result of elemental analysis in the spectrometer is given in Table 1.

Table 1. The chemical composition of the alloy.

Elements	Si	Mg	Ti	Fe	Mn	Cu	Pb	Al
%	6,6	0,4	0,2	0,15	0,02	0,028	0,03	Balance

The chips of cast iron of Ferro Döküm were sieved and separated concerning grain sizes of 0,56–1 mm and below 0,21 mm. The chemical composition of the chips in the spectrometer is given in Table 2.

Table 2. The chemical composition of cast iron chips.

C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr
3,35	1,82	0,84	0,010	-	0,4	-

Firstly, A356 alloy was melted in a laboratory furnace at 750°C. At the same time, the chips of cast iron were dried at 300 °C to dehumidify and deoil, and the metal mold to be cast was preheated at 200°C.

In the key metal mold shown in Figure 1, the reinforcements (cast iron chips) were added homogeneously to the lower mold at the determined volume ratios (for cast iron chips: 2.30, 4.60, and 9.36 g).



Figure 1. Metal mold

While the metal is still liquid, a press of 200-220 bar for one minute was applied for the compression process in the hydraulic press shown in Figure 2. After the solidification of aluminum and reinforcements was completed, the pressure was removed and the molds were cooled at room temperature.



Figure 2. Application hydraulic press.

In the fabricated samples, the cast iron chips were penetrated 1-3 mm from the surface of the composite to the aluminium matrix. The macrographs of the samples measured were given in Figure 3.



Figure 3. 1-3 mm pig iron reinforced aluminium matrix composite.

The names of samples are given in Table 3. In addition, SEM-EDS and microstructure properties were investigated for matrix reinforcement compatibility and morphology.

Table 3. The names of samples.

Grain Size (mm)	Volume Ratio (%)	Sample Name
0,21	2,5	A2.5
0,21	5	A5
0,56 – 1	2,5	B2.5
0,56 – 1	5	B5
0,56 – 1	10	B10
A356 Alloy	0	C (A356)

### 3. Results and Discussion

Samples produced with cast iron chips have a chip size of 0,56–1 mm and below 0,21 mm with a volume ratio of 2.5, 5, and 10%. Also, the metallographic examination at macro and micro levels was carried out.

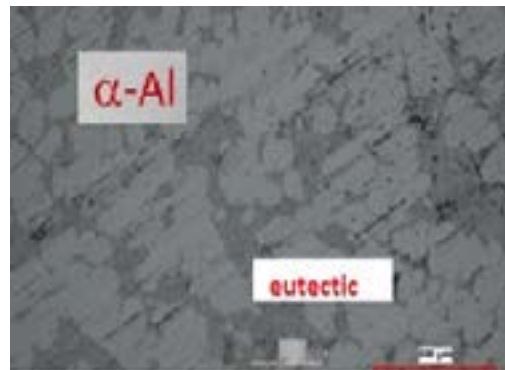


Figure 4. A356 samples

A356 alloy is an aluminum alloy with a dual-phase system eutectic, an  $\alpha$ -Al structure consisting of aluminum and silicon.



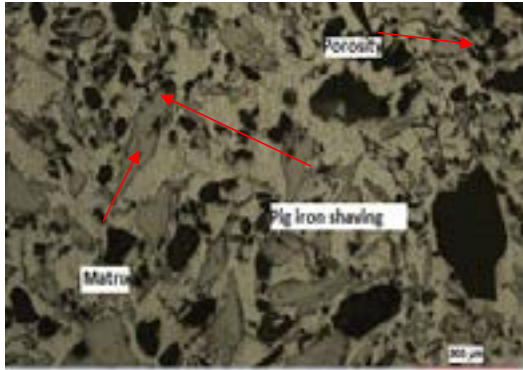


Figure 5. A2.5 samples

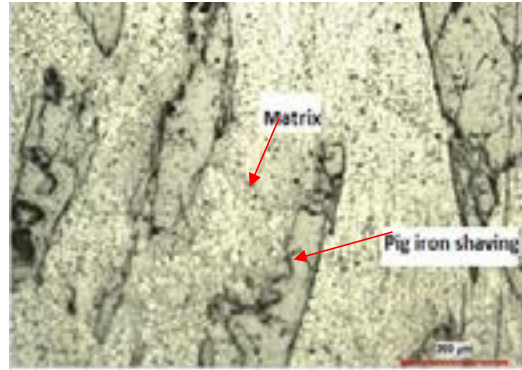


Figure 8. B5 samples

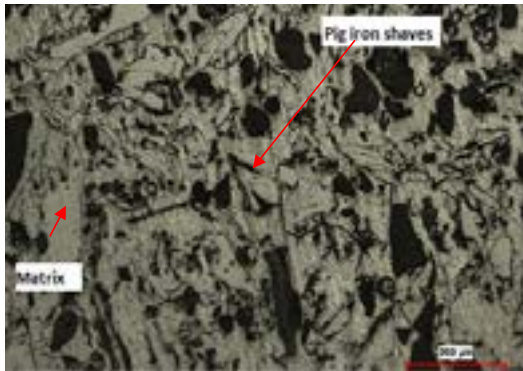


Figure 6. A5 samples

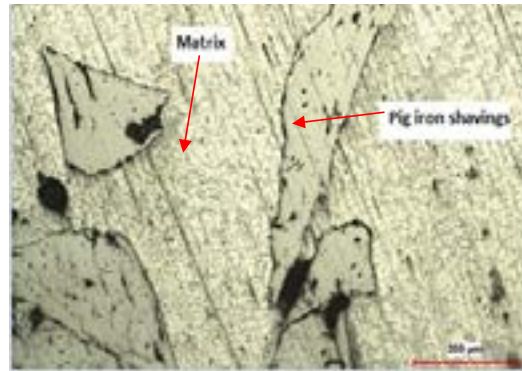


Figure 9. B10 samples

In Figures 5 and 6, samples reinforced with pig chips with small grain size are given. 2.5% of reinforced samples have less reinforcement on their surface. It was observed that 10% of reinforced samples could not be produced and production became more difficult with the increasing volume ratio.

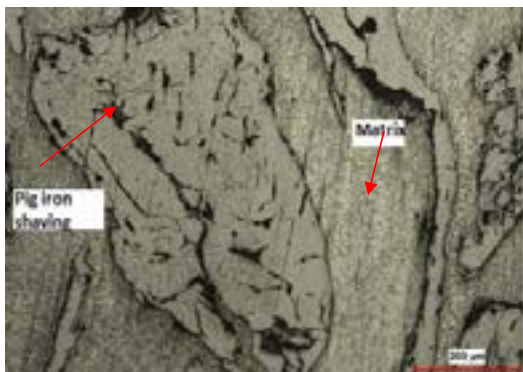


Figure 7: B2.5 samples

Figures 7 – 9 are samples reinforced with 2.5, 5, and 10%, respectively. The B samples are reinforced with a larger grain size, and the reinforcements are also evident in the optical microscope images. Microstructures were examined at 50, 100, and 200X magnifications. Production was achieved very successfully with a 10% volume ratio in reinforced samples with large grain size. It was observed that the reinforcement was homogeneously distributed in both grain sizes, but in the samples with small grain size, the porosity was observed in patches.

In the experimental studies, the specimens were examined as micro-level metallography using scanning electron microscopy. During the examinations, the compatibility of matrix/reinforcement was fulfilled by taking the regions of the chips of cast iron, and the specimens were investigated to determine the cast iron chips as 125 and 500X. Analysis was carried out to obtain the ratio of Al, Si, Mg in A356, and the ratio of Fe in cast iron chips by performing elemental analysis with EDS analysis.

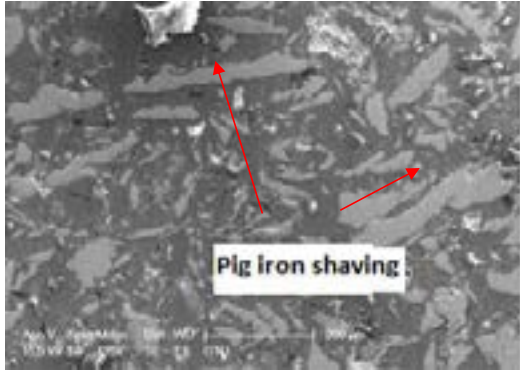


Figure 10. A2.5 samples

When Figure 10 is examined, it is easily understood that the chips reinforcements marked with arrows having white regions and the remaining side aluminium matrix are distinguished. Due to the small size of the reinforcement, as can be seen at 125x magnification in Figure 10, the reinforcements behave differently in the matrix in small and dense proportions as well.

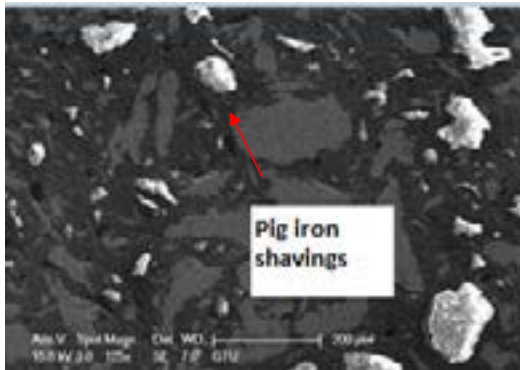


Figure 11: A5 samples

In Figure 11, similar images were obtained with the A2.5 sample in the SEM analysis of the samples produced by reinforcing 5% vol. The higher chips ratio compared to the A2.5 sample is also noticeable with the naked eye.

In Figure 11, the images of B samples B2.5 with 2.5 vol.% cast iron reinforcement, B5 with 5 vol.% cast iron chips reinforcement, B10 10 vol.% in SE mode of the scanning electron microscope are given, respectively. It is easily seen from the images of both optical microscope and SEM that the reinforcement size is larger than the A samples. It has been observed that the reinforcement particles sink homogeneously in the matrix

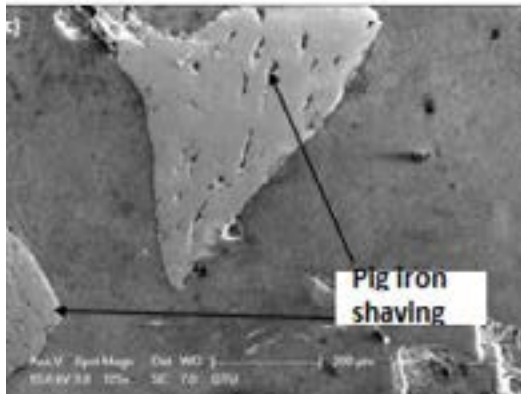
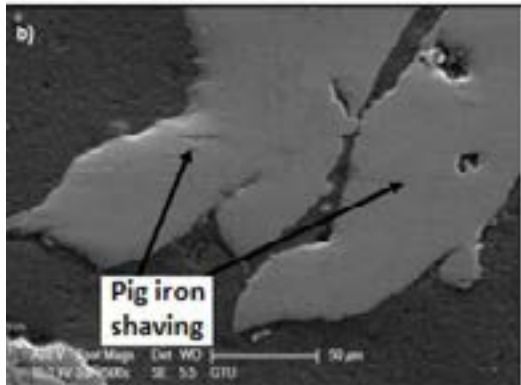
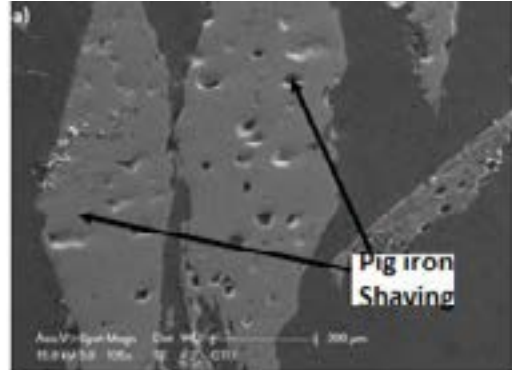


Figure 11: A5 samples a) B2.5, b) B5, c) B10

EDS analyzes are studied from reinforcement, matrix, and interface, etc. shown in Figure 12 EDS regions from B10 samples.

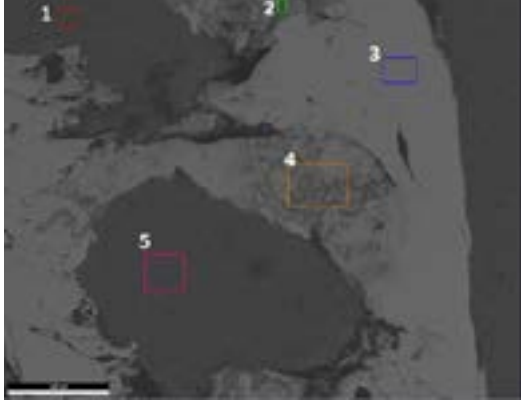


Figure 12: EDS regions from B10 sample

Table 4: EDS Region B10

EDS Region	%Si	%Al	%O <sub>2</sub>	%Fe	%Cl
1	14,15	78,62	7,23	-	-
2	1,58	5,09	29,79	62,6	0,94
3	2,18	-	2,8	95,02	-
4	2,01	0,46	15,54	81,21	0,78
5	10,46	81,09	8,45	-	-

In all other samples, the matrix and reinforcement do not contain different elements, some samples have Cl element from the water left in the preparation stage, and oxide formation is present in most samples shown in Table 4.

#### 4. Conclusion

- Cast iron chips are the novel and new reinforcement for aluminium alloys.
- In the study, it was aimed to improve the surface properties of aluminum alloy A356 by the squeeze casting method, and surface modification was provided with different volume ratios of reinforcements.
- It was observed that the reinforcements in the samples examined with an optical microscope were homogeneously distributed in the matrix.
- As a disadvantage, the problem of porosity was encountered in some specimens.
- In SEM-EDS analysis, cast iron chips were observed as homogeneous as in ceramic particle reinforced aluminum matrix composites.

#### References

- [1] Muharem, P. U. L. "Alüminyum 7075 Matrisli Kompozitlerde SiC, B4C Ve TiB2 takviye elemanlarının mekanik özelliklere etkilerinin karşılaştırılması." *Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi* 7.1 (2019): 180-193.
- [2] Güler C. (2012). "Alüminyum Matrisli SiC Takviyeli Kompozit Malzemenin Mekanik Özelliklerinin

İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne, 2-30.

[3] Rao, R. N., & Das, S. (2011). Effect of SiC content and sliding speed on the wear behaviour of aluminium matrix composites. *Materials & Design*, 32(2), 1066-1071.

[4] Nair, S. V., Tien, J. K., & Bates, R. C. (1985). SiC-reinforced aluminium metal matrix composites. *International Metals Reviews*, 30(1), 275-290.

# Cephe Kaplamasında Kullanılmak Üzere 3105 H44 Alaşımına Alternatif 8006 H44 Alaşımılı Boyalı Ürün Üretimi

## Production of Pre-Painted Products with 8006 H44 Alternative 3105 H44 to be Used in Facade Cladding

Sümbüle SAĞDIÇ<sup>1</sup>, Cemre KOCAHAKİMOĞLU<sup>2</sup>, Yusuf ÖZÇETİN<sup>1</sup>, Ezgi İPEK<sup>1</sup>,  
Canan İNEL<sup>1</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> AkzoNobel Kemipol San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

8XXX series alloys are widely used as packaging products. It is not widely used as pre-painted sheet in facade cladding and signboards, but it is thought to be an opportunity product with its high recycling rate, productivity and affordable cost. A thermo-mechanical process optimization study was investigated for the 8006-H44 which is alternative to the 3105-H44. Both 8006 and 3105 alloy produced with twin roll continuous casting, in different thicknesses with Cold Rolling. Monocoat Polyester coated aluminum coil with continuous coil production method. The effects of process studies on mechanical properties, bending performance and microstructure were investigated comparatively in laboratory and production scale. The corrosion resistance of the pre-painted products to be used on the facade in the external atmospheric environment is also important. Artificial long-term corrosion resistance tests of 3105 and 8006 alloy products painted with the same paint were examined in accordance with EN 13523-8.

### Özet

8XXX serisi alaşımlar, yaygın olarak ambalaj ürünü olarak kullanılmaktadır. Cephe kaplamalarında ve reklam panosunda boyalı levha olarak kullanımı yaygın değildir; ancak yüksek geri dönüşüm oranı, verimlilik ve uygun maliyeti ile fırsat ürünü olarak değerlendirilebileceği düşünülmektedir.

3105-H44 ürüne alternatif 8006-H44 ürün için termo-mekanik proses optimizasyon çalışması yapılmıştır. İkiz merdaneli sürekli döküm tekniği ile 8006 alaşım dökümü, soğuk haddeleme teknolojisi ile farklı kalınlıklardaki alüminyum üretimi ve sürekli bobin boyama üretim yöntemi ile monocoat polyester boyalı alüminyum bobin üretimi gerçekleştirilmiştir. Proses çalışmalarının, mekanik özelliklere, büküm performansına ve mikro yapıya etkisi laboratuvar ölçek ve işletme ölçeğinde yapılan çalışmalarda 8006-3105 alaşım karşılaştırmalı olacak şekilde incelenmiştir. Cepheye kullanılacak boyalı ürünlerin dış atmosferik ortamdaki korozyon dayanımları da önemlidir. 3105 ve 8006 alaşımını aynı boya ile boyanmış ürünlerin karşılaştırmalı olacak şekilde yapay uzun

süre korozyon dayanım testleri EN 13523-8 'e göre incelenmiştir.

### 1. Giriş

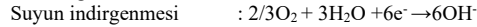
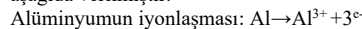
Alüminyum alaşımları; hafifliği, mükemmel şekillendirilebilirliği ve yüksek korozyon dayanımı gibi özellikleri dolayısıyla önemli bir malzeme konumunda olup birçok mühendislik uygulamasında geniş ölçekte kullanılmaktadır. Alüminyum tek başına korozyon açısından güçlü bir malzeme olsa da mekanik özelliklerdeki düşük performansı nedeniyle çeşitli metallerle alaşım yapılarak performansı optimum hale getirilebilir [1]. Örneğin 8XXX alaşımlarında Fe, Cu, Mn, Mg, Zn ve Si kullanıldığında mekanik özelliklerine destek sağlanabilir. Ama Fe, Mn, Zn ve Si yerel galvanik reaksiyonların tetiklenmesine yol açarak alüminyumun daha fazla korozyona uğramasına neden olabilir. Mg kullanımı korozyon oluşumunun gerilemesine destek sağlar. Bu nedenle alaşım kompozisyonu önemlidir [2].

Alüminyum boyalı malzemelerde genellikle oyuklanma (pitting) ve ipliksi (filiform) korozyon tipleri görülmektedir.

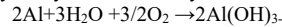


Şekil 1. Oyuklanma korozyon oluşum mekanizması [3].

Alüminyumda oluşan elektrokimyasal korozyon reaksiyonları aşağıda verilmiştir.



Alüminyum oyuklanma korozyonunun toplam reaksiyonu:



İpliksi korozyon başta olmak üzere diğer korozyon tiplerinde metalin alaşımına ek olarak metalin termo mekanik işlemle ilgili



ayrıntılarının da etkili olduğu bilinmektedir [2]. Örneğin, sürekli döküm metoduyla üretilen 8006 alaşımı korozyon dayanımı açısından dikkat çekicidir [4]. Buna ek olarak cephe kaplamalarında sadece alaşım değil, kullanılan önışlem ve boya malzemeleri de korozyona dayanımda destek sağlar. Korozyona karşı koruyucu bariyer görevini üstlenirler. Örnek olarak 3105 alaşımı uygun önışlem ve boya türleriyle iplikli korozyona karşı yeterince iyi performans vermektedir [5].

Tıpkı metalle ilgili detaylarda olduğu gibi önışlem ve boya kompozisyon içeriği de önemlidir. Ayrıca boya film kalınlığı, kullanılan metalin pürüzlülüğü vb. uygulama parametreleri de korozyon mekanizması üzerinde etkilidir. Boya kaplamasının altında gerçekleşen korozyonla ilgili bilinen bir korozyon mekanizmasında anot ve katotların ayrılarak, oksijenin hidroksit oluşumuna yol açacağı katodik bir reaksiyona neden olurlar. Korozyon bu şekilde devam ederken lokal pH değerleri, koruyucu oksit tabakasını ya da boya filmi içerisindeki polimer bağlarının bozulmasına neden olurlar. Böylece boya filmi kalker ve yapışma zafiyeti yaşanır [7]. 8006 alaşımında sıkça görülen korozyon mekanizmaları arasında çukur korozyonu bulunmaktadır. Özellikle oyuklanma korozyonunda soğuk haddeme sonucu oluşan metalin pürüzlülüğü, tane sınırlarında gerçekleşen alaşım element farklılıkları ve stres farklılıkları etkilidir [6].

## 2. Deneysel Çalışmalar

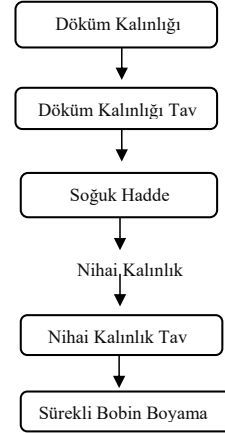
3105 ve 8006 alaşım; ASAŞ Alüminyum'da ikiz merdane döküm yöntemiyle endüstriyel ölçekte dökülmüş olup kimyasal alaşımı Çizelge 1'de gösterilmektedir.

**Çizelge 1:** Çalışmada kullanılan 8006 ve 3105 alaşım kimyasal içeriği.

	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Al
8006	0,159	1,451	0,349	0,004	0,014	97,96
3105	0,248	0,447	0,343	0,301	0,029	98,44

Dökülen bobinler üretim ölçeğinde haddelenmiş ve laboratuvar tav fırınları kullanılarak alternatif termo-mekanik proseslere tabi tutulmuştur. Hedeflenen kalınlıktaki numunelerin mekanik özellikleri; Zwick/Roel Z050 model çekme testi cihazı kullanılarak tespit edilmiştir. SiC zımpara kağıtları kullanılarak hazırlanan numuneler mekanik parlatma ve elektrolitik dağlama işlemleri ile metalografik olarak hazırlanmıştır. Numunelerin mikro-yapı görüntüleri ZEISS Scope A1 model optik mikroskop ile polarize ışık modu altında, T büküm fotoğrafları ise ZEISS Stemi 2000-c model Stereo mikroskop ile çekilmiştir. Korozyon oluşumu kesit görüntüsü ZEISS EVO MA 15 model SEM aracılığıyla yapılmıştır.

Termo-mekanik üretim süreci şablonu Şekil 2'de verilmektedir. Numuneler, döküm kalınlığında tavlanmış ve nihai kalınlık olan 0,95 mm'e haddelendikten sonra farklı sıcaklıklarda nihai tav prosesi uygulanmıştır. Nihai tav uygulanmış bobinler sürekli bobin boyama hattında boyanmıştır.



**Şekil 2.** Termo-mekanik proses çalışmaları

Boyalı numune korozyon testleri Asscott tuzlu sis kabinde  $35\pm 2^\circ\text{C}$ 'de gerçekleştirilmiştir.

Test edilecek numunelere EN13523-8'e göre tuzlu su solüsyonu (%5 NaCl içerikli saf su) ya da asetik asit + tuzlu su solüsyonu (%5 NaCl + %0.3 asetik asit) püskürtülerek 1000 saat boyunca maruziyete bırakılmıştır. Maruziyet sonrası standarda uygun hazırlanmış test panelleri laboratuvar koşullarına uygun nem ve sıcaklıkta 24 saat koşullandırılmıştır. Koşullandırma sonrası tüm yüzeydeki, kesik köşelerde ve çizikte kabarcık değerlendirilmesi yapılmıştır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

### 3.1 Mekanik Özellikler

3105 ve 8006 alaşımı mekanik özellikleri karşılaştırmalı olarak Çizelge 2'de verilmiştir. Farklı tav sıcaklıkları ile benzer mekanik özellikler elde edilmiştir.

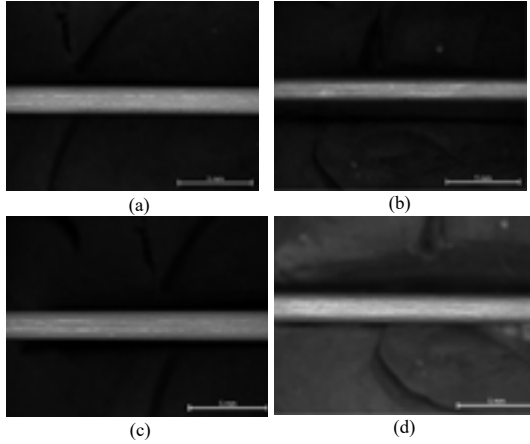
**Çizelge 2:** Nihai tavlı malzemelerin mekanik test sonuçları

	Lab. 8006 Nihai Tav Sıcaklığı			İşletme Nihai Tav 8006	İşletme Nihai Tav 3105
	330°C	350°C	370°C		
Akma Muk., MPa	167	164	155	170	163
Çekme Muk., MPa	187	181	166	179	172
Uzama, %	6	6,8	8,1	6,8	10,7

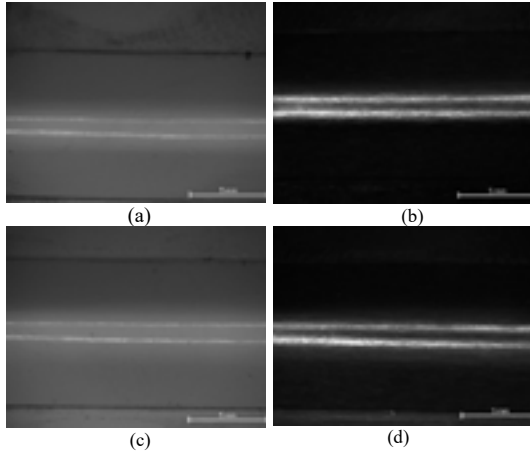
### 3.2 Büküm Yüzey İncelemesi

Nihai tavlı numunelerin  $180^\circ$  ve  $90^\circ$  büküm sonrası büküm makro-yapıları Şekil 3 ve Şekil 4'de verilmektedir. 3105 ve 8006 alaşım  $180^\circ$  ve  $90^\circ$  büküm yüzeyleri boyalı ve boyasız

benzer performansı göstermiştir. 180 ° bükümdeki çatlama her iki alaşımda boyalı ve boyasız yüzeyde gözükmemektedir. 90° büküm boyalı ve boyasız yüzeylerde büküm yüzeylerinde çatlama görülmemiştir. Cephe kullanım alanında daha yaygın olarak 90° büküm kullanılmaktadır. 180 ° büküm talep edilen uygulamalarda uygun astar ve boya tipi kullanılarak büküm yüzeylerinde çatlama olmaması elde edilebilmektedir.



Şekil 3. 8006 Alaşım boyalı (a) ve boyasız (b) 180° büküm yüzeyleri; 3105 boyalı (c) ve boyasız (d) 180° büküm yüzeyleri



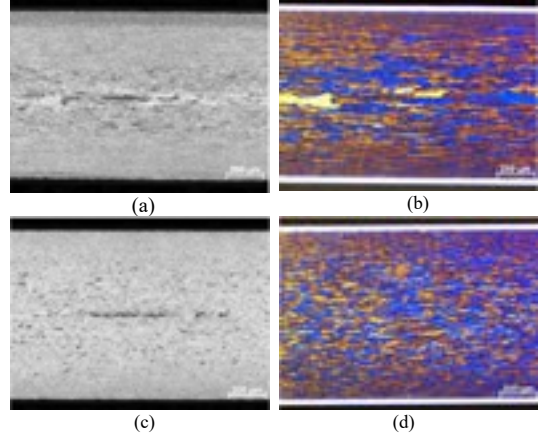
Şekil 4. 8006 Alaşım boyalı (a) ve boyasız (b) 90° büküm yüzeyleri; 3105 boyalı (c) ve boyasız (d) 90° büküm yüzeyleri

### 3.3 Mikro Yapı İncelemesi

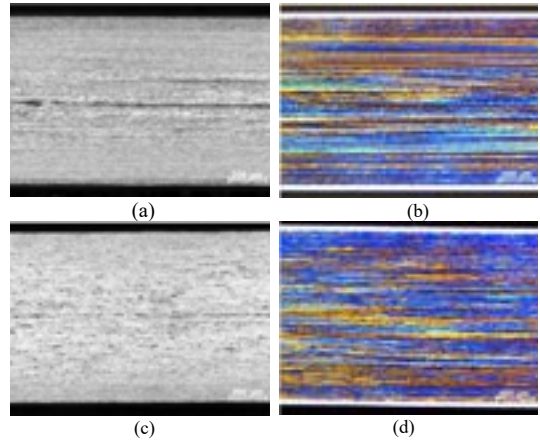
Termo-mekanik proses denemeleri sonrası işletme koşullarında nihai tav işlemi sonucu mikro-yapı görüntülerine Şekil 5-6'te yer verilmektedir.

8006 alaşım merkez hattı segregasyonu 3105 alaşıma göre daha dar alana yayılmış ve biraz daha kaba yapıdadır. (Şekil 5(a), (c)). Ancak bunun son ürün özelliklerine olumlu /olumsuz bir etkisi görülmemiştir.

Polarize görüntülerine bakıldığında her iki alaşım için de yapılan tavlarda yeniden kristallenme olmamıştır. (Şekil 6 (b), (d))



Şekil 5. Nihai kalınlıktaki hadde yönüne dik (T) kesit "Bright Field" ve polarize ışık altındaki mikro yapı görüntüleri (a), (b) 8006 (c), (d) 3105

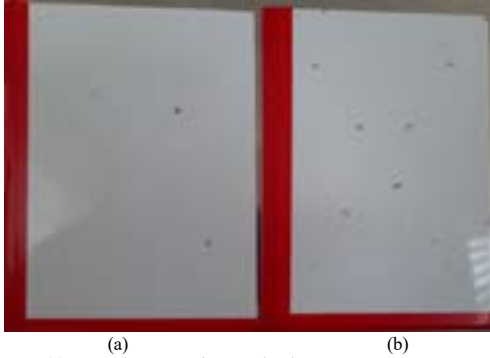


Şekil 6. Nihai kalınlıktaki hadde yönüne paralel (L) kesit "Bright Field" ve polarize ışık altındaki mikro yapı görüntüleri (a), (b) 8006 (c), (d) 3105

### 3.4 Korozyon Test Sonuçları

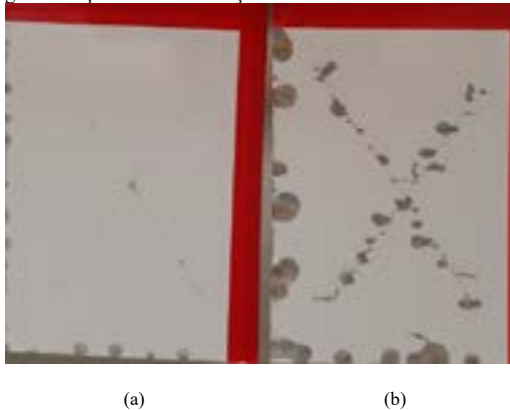
Reklam levhası kullanım alanı için kullanımı olan tek katlı 20 mikron PE sonkat boyalı ürünlerin 1000 saat tuzlu sis sonucunda 3 tane 3105 alaşımı üzerine yapılan boyalı panellerde tek tük blister görülmüştür. Cross cut da minimum 1,5 ve maksimum

2,5 mm boyutuna sahip olan blisterler görülürken kenarlarda blisterler tespit edilmemiştir. 8006 paneli üzerine yapılan boya uygulamalarında ise cross cut da daha sık olmakla birlikte minimum 2 ve maksimum 3,5 mm boyutuna sahip blisterler, kenarlarda ise minimum 3- maksimum 4,5 mm boyutuna sahip blisterler görülmüştür. 3 tekrarlı testlerden örnek görseller Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 7. (a) 3105 alaşım üzerine yapılan boyama 1000 saat sonra tuzlu sis test sonrası görüntüsü, (b) 8006 alaşım üzerine uygulanan 1000 saat sonra tuzlu sis test sonrası görüntüsü.

Tuzlu sis testine benzer şekilde 1000 saat asetik asit + tuzlu sis solüsyonu kullanılarak da test yapılmıştır. Bu test sonucunda 3105 alüminyum kullanılarak yapılan boya uygulamalarında kenarda 4 mm, cross cut da minimum 1,5 ve maksimum 2,5 mm boyutunda blisterler sıklıkla tespit edilmiştir. 8006 alaşımlı boya uygulamalarında ise 3105 alaşım üzerine yapılan boya uygulamasına göre daha çok görülen, kenarda minimum 8,5 – maksimum 10 mm, cross cut da minimum 8 – maksimum 9 mm boyutunda blisterler ölçülmüştür. 3 tekrarlı testlerden örnek görseller Şekil 8'de verilmiştir.



Şekil 8. (a) 3105 alaşım üzerine yapılan boyama 1000 saat sonra asetik asit + tuzlu sis test sonrası görüntüsü, (b) 8006 alaşım üzerine uygulanan 1000 saat sonra asetik asit + tuzlu sis test sonrası görüntüsü.

Cephe uygulamalarında kullanılan sistemlerdeki primer+top coat sistemlerde ilk aşamada sadece 10 mikron primer uygulaması ile asetik asit ve tuzlu sis korozyon testleri gerçekleştirilmiştir. 1000 saat tuzlu sis sonucunda 3 tane 3105 alaşımı üzerine yapılan boyalı panellerde tek tük blister görülmüştür. Cross cut da minimum 1 ve maksimum 1,5 mm boyutuna sahip olan blisterler görülürken kenarlarda blisterler tespit edilmemiştir. 8006 paneli üzerine yapılan boya uygulamalarında ise cross cut da minimum 1 ve maksimum 3 mm boyutuna sahip blisterler görülürken kenarlarda blisterler tespit edilmemiştir. 3 tekrarlı testlerden örnek görseller Şekil 9'de verilmiştir.



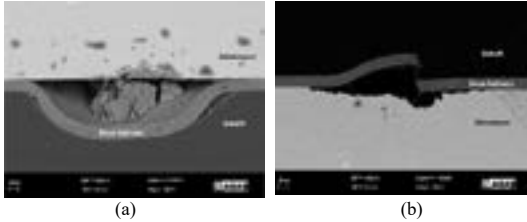
Şekil 9. (a) 3105 alaşım üzerine yapılan boyama 1000 saat sonra tuzlu sis test sonrası görüntüsü, (b) 8006 alaşım üzerine uygulanan 1000 saat sonra tuzlu sis test sonrası görüntüsü.

Tuzlu sis testine benzer şekilde 1000 saat asetik asit + tuzlu sis solüsyonu kullanılarak da test yapılmıştır. Bu test sonucunda 3105 alüminyum kullanılarak yapılan boya uygulamalarında kenarda 3 mm, cross cut da minimum 0,5 ve maksimum 2 mm boyutunda blisterler sıklıkla tespit edilmiştir. 8006 alaşımlı boya uygulamalarında ise, kenarda minimum 1mm – maksimum 2,5 mm, cross cut da minimum 1 – maksimum 3 mm boyutunda blisterler ölçülmüştür. 3 tekrarlı testlerden örnek görseller Şekil 10'de verilmiştir.

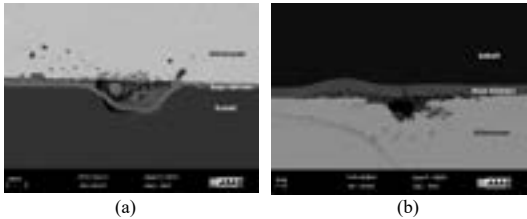


**Şekil 10.** (a) 3105 alaşım üzerine yapılan boyama 1000 saat sonra asetik asit + tuzlu sis test sonrası görüntüsü, (b) 8006 alaşım üzerine uygulanan 1000 saat sonra asetik asit + tuzlu sis test sonrası görüntüsü.

Korozyon test sonrası korozyonun yoğun olduğu kesitten SEM analizi yapılmıştır. Korozyon başlangıcının alüminyum ve boya katmanı ara yüzeyinde olduğu çukur korozyonu görülmektedir. Korozyon ürünü boyayı kaldırarak ve metalin iç yüzeyine doğru devam ettiği görülmüştür (Şekil 11-12). Yapılan EDS analizinde korozyon bölgesinde yoğun O, Al ve az miktarda Na ve Cl tespit edilmiştir.



**Şekil 11.** Tek katman 20 mikron PE boyalı 3105 alaşım asetik asit korozyon kenar kesit (a) Cross Cut kesit (b) SEM görüntüsü.



**Şekil 12.** Tek katman 20 mikron PE boyalı 8006 alaşım asetik asit korozyon kenar kesit (a) Cross Cut kesit (b) SEM görüntüsü.

3105 alaşımının daha önce yapılan çeşitli çalışmalardan korozyon açısından iyi sonuç verdiği bilinmektedir [7]. Bu çalışmada da bu durum gözlemlenmiştir. 3105 alaşımında ipliksi (filiform) korozyon zafiyetinin görülebileceği hakkında literatürde çeşitli incelemeler yapılmıştır [5]. Şekil 8'de 3105 alaşım panelin cross cut çizilen kısımlarında ipliksi korozyonlu kısımlar görülebilmektedir. Bu korozyonun nedeni olarak

literatürde alaşım içerisindeki intermetalik parçacıkların yerel katodik alanları olarak davranması sebep gösterilmiştir. Bu alanlarda oksijen indirgenmektedir.

Daha önce yapılan çalışmalarda 8006 alaşımının Fe içeriğinin alüminyum alaşımındaki düşük çözünürlüğü nedeniyle, Fe intermetalik davranış gösterdiği belirtilmiştir. Bu davranış eğilimi nedeni ile korozyon Fe içerikli yerlerden başlamakta ve çukur korozyonu oluşturmaktadır. Fe içeriği nedeniyle, 8006 alaşımının çoğu zaman diğer alaşımlara göre daha geride korozyon direnci gösterdiği belirtilmiştir [8]. Yapılan bu çalışmada da 3105 alaşımına göre 8006 daha geride korozyon direnci göstermiştir ancak kaplama türüne bağlı olarak iyileşme gözlemlenmiş olması nedeni ile cephe uygulamalarında kullanılabilirliği bulunmaktadır.

#### 4. Sonuçlar

Bu çalışmada 3105 yerine 8006 alaşım kullanımı mekanik özellikler, mikro yapı, büküm ve korozyon performansı açısından incelenmiştir. Bu bağlamda varılan genel sonuçlar;

- Mekanik değerleri ve büküm performansı açısından değerlendirildiğinde 3105 ve 8006 alaşım için proses çalışmaları ile benzer özellikler elde edildiği tespit edilmiştir.
- Reklam panosunda kullanılan 20 mikron tek katman PE boya uygulaması ile alaşımın korozyona etkisi değerlendirildiğinde 3105 alaşımın 8006 alaşıma göre daha iyi performans gösterdiği tespit edilmiştir. Bununla birlikte primer uygulamalı cephe uygulamalarında alaşım karşılaştırmasında 8006 alaşımın performansının iyileştiği tespit edilmiştir. Cephe uygulamalarında 8006 alaşım kullanımı için pozitif bir yaklaşım olduğu görülmektedir.
- 8006 alaşımı için literatürde farklı önışlemler ve farklı boya sistemleri ile doğal yaşlandırma ve hızlandırılmış testlerde diğer alaşımlara benzeyebilecek şekilde performans gösterdiği hakkında çalışmalar bulunmaktadır. Bu çalışmanın devamında farklı boya sistemlerinin ve astar uygulamalarının korozyon performansı incelenecektir.

#### Referanslar

- [1] L.D. Rosa T. Monetta, F. Bellucci, D.B. Mitton, A. Atienza, C. Sinagra, Progress in Organic Coatings, 44 (2002) 153-160.
- [2] H.L. Olsen, K. Nisancioglu, Corrosion Science, 40 (1998) 1179-1194.
- [3] C. Vargel, "Corrosion of aluminum Part B2-2 - The Types of corrosion on aluminum alloys", Elsevier, (2004)
- [4] T.Y. Eken, C. Sarioglu, I. Kucuk, J Inno Sci Eng, 2 (1) (2018) 19-24.
- [5] H.L. Olsen, K. Nisancioglu, Corrosion Science, 53 (1996) 705-717.
- [6] I. Kucuk, Cumhuriyet Sci. J., Vol.39-1(2018) 233-242
- [7] P.D. Deck ve D.W. Reichgott, Metal Finishing, (Eylül 1992) 29-35.
- [8] S.K. İpek, A. Ulus, E. Dagdelen, C. Kuru, Aluminium 2016 Conference / German Aluminium Association, October 2016, Germany.



# Alüminyum Alaşımlarda Alaşım İçeriğinin ve Önişlemin Korozyon Direncine Etkisi

## The Effect of Alloy Content and Pre-Treatment on Corrosion Resistance in Aluminum Alloys

Başak DÜGENCİLİ, Pınar AFŞİN, Can AKYIL

Politeknik Metal San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

In order to increase the corrosion resistance of the base material in aluminum alloys, pretreatment studies including mild alkali degreasing, neutralization and chemical conversion stages were carried out. One of the oldest anti-corrosion conversion coatings applied in the industry is the coatings containing hexavalent chromium. The pretreatment applied; While it had a positive effect on corrosion resistance in 6060 alloys, no positive effect was observed in EN AC 43400 and EN AC 46000 casting alloys. The alloy content has a great effect on the observation of this situation. For the pretreatment studies suitable for the alloy content, the chemical with degreasing and etching feature was used. With the effect of degreasing and etching, a positive effect was observed in the corrosion resistance of the EN AC 43400 alloy, while no improvement was observed in the corrosion resistance of the EN AC 46000 alloy. The reason for the lower corrosion resistance of EN AC 46000 alloy is its high copper (Cu) content. Pretreatment studies have been carried out for EN AC 46000 alloy where degreasing and neutralization processes can be more effective. The surfaces of the casting alloys were examined in detail using Scanning Electron Microscopy (SEM). Elemental analysis of the surface was carried out with the EDS method.

### Özet

Alüminyum alaşımlarda taban malzeme korozyon direncini artırmak amacıyla hafif alkali yağ alma, nötralizasyon ve kimyasal dönüşüm aşamalarını içeren önişlem çalışmaları yapılmıştır. Endüstride uygulanan en eski korozyona karşı dönüşüm kaplamalarının başında hegzavalent krom içeren kaplamalardır. Uygulanan önişlem; 6060 alaşımlarında korozyon direncine olumlu yönde etki ederken EN AC 43400 ve EN AC 46000 döküm alaşımlarında olumlu etki gözlenmemiştir. Bu durumun gözlenmesinde alaşım içeriklerinin etkisi büyüktür. Alaşım içeriğine uygun önişlem çalışmaları için yağ alma ile dağlama özelliği de olan kimyasal kullanılmıştır. Yağ alma ile dağlamanın da etkisiyle EN AC 43400 alaşımında korozyon direncinde olumlu etki gözlenirken EN AC 46000 alaşımında korozyon direncinde gelişme gözlenmemiştir. EN AC

46000 alaşımının korozyon direncinin daha düşük olmasının sebebi yüksek bakır (Cu) içeriğidir. EN AC 46000 alaşımı için yağ alma ve nötralizasyon işlemlerinin daha etkili olabileceği önişlem çalışmaları yapılmıştır. Döküm alaşımlarının yüzeyleri Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) kullanılarak detaylı incelenmiştir. EDS yöntemi ile yüzeyin elementel analizi yapılmıştır.

### 1. Giriş

Belli bir ortamda bulunan bir metalik yapının korozyonunu önlemek veya korozyon hızını azaltmak için alınacak önlemler 3 grup altında toplanabilir

1. Elektrokimyasal Yöntemler
2. Kimyasal Yöntemler
3. Koruyucu kaplama yapılarak metalin çevreden izole edilmesi;

Alüminyum taban malzemelerin korozyona karşı korunma yöntemlerinin en eskilerinden biri de dönüşüm kaplamaları ile yüzeyde koruyucu bir film oluşturulması tekniğidir.

Dönüşüm kaplamalarının en bilinen çeşitleri arasında hegzavalent krom içeren çözeltiler kullanılarak, alüminyum yüzeyinde sarı kromat tabakası oluşturulmasıdır. Bu yöntem korozyona karşı yüksek koruma sağlamasına rağmen çevre ve insan sağlığına zararlı olması nedeni ile yerini trivalent krom, zirkonat, manganat gibi farklı anyon grupları içeren asidik kaplamalara yerini bırakmaktadır.

Alüminyum alaşımlarında korozyon davranışını belirleyen diğer bir etken ise alüminyum içerisinde yer alan alaşımlardır. Farklı potansiyellere sahip alaşım elementlerinin taban malzeme üzerinde seçilimli korozyona neden olduğu bilinmektedir.

Bu nedenle korozyona karşı yapılan çalışmalarda alüminyum içerisinde bulunan alaşım elementleri doğrultusunda kimyasal ön işlemler seçilmelidir.

Alüminyum alaşımlarının üretim teknikleri, içerikleri, bu içeriklerin metal içerisinde dağılımı alüminyum parçalara uygulanan yüzey işlemlerinde önemli rol oynamaktadır [1]. Bu çalışmada farklı tekniklerle üretilen alüminyum parçalar incelenmiştir. EN AC 43400, EN AC 46000 ve 6060 alaşımları kullanılmıştır. Alaşımların içerikleri Tablo 1, Tablo 2 ve Tablo 3'te verilmiştir [2][3].

**Tablo 1.** EN AC 43400 alaşımı içeriği (%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg
9.0-11.0	0.45-0.90	0.08 max	0.55 max	0.25-0.50
Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
0.15 max	0.15 max	0.15 max	0.05 max	0.15 max

**Tablo 2.** EN AC 46000 alaşımı içeriği (%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr
8.0-11.0	1.3 max	2.0-4.0	0.55 max	0.05-0.55	0.15
Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	
0.55 max	0.12	0.35 max	0.15 max	0.25	

**Tablo 3.** 6060 alaşımı içeriği (%).

Si	Fe	Cu	Mn
0.3-0.6	0.1-0.3	0.1	0.1
Mg	Cr	Zn	Ti
0.35-0.60	0.05	0.15	0.10

Uygulanan işlemler sonunda numune yüzeyleri Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) altında incelenmiştir. EDS yöntemi ile yüzeyin elementel analizi yapılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmada üç farklı alaşım üzerinde farklı ön işlemlerin korozyon üzerine etkisi incelenerek, alaşım elementlerinin taban malzeme korozyonu incelenmiştir. Deneysel çalışmalar sırasında uygulanan kimyasal ön işlemler Tablo 4'te verilmiştir.

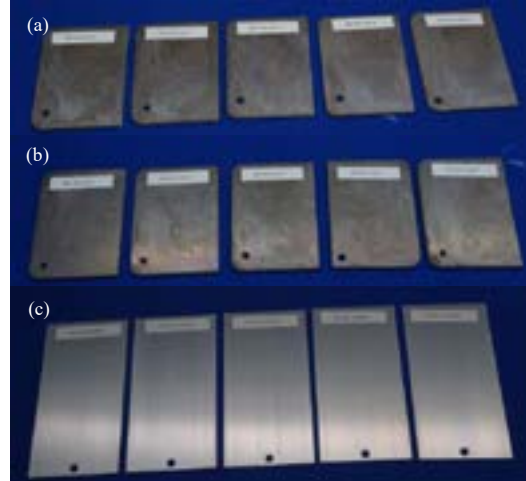
**Tablo 4.** Deneysel çalışmalar sırasında uygulanan kimyasal ön işlemler.

	Proses 1	Proses 2	Proses 3
Yağ Alma	Hafif Alkali Yağ Alma	Alkali Yağ Alma/ Dağlama	Alkali Yağ Alma/ Dağlama
Nötralizasyon	Asidik Nötralizasyon	Asidik Nötralizasyon	Asidik Nötralizasyon / Flor Bazlı
Pazivizasyon	Cr +3 İçeren Dönüşüm Kaplaması	Cr +3 İçeren Dönüşüm Kaplaması	Cr +3 İçeren Dönüşüm Kaplaması

Alüminyum alaşımlara uygulanacak ön işlem (Proses 1) hafif alkali yağ alma, nötralizasyon ve Cr +3 içeren kimyasal dönüşüm aşamalarını içermektedir.

### 2.1. Alüminyum Alaşımlarda Uygulanan Prosesler

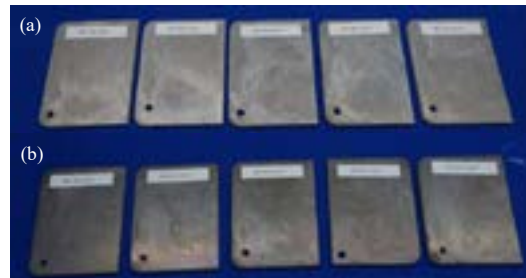
EN AC 43400, EN AC 46000 ve 6060 alaşımlarına uygulanan Proses 1 sonrası numune görselleri Şekil 1'de verilmiştir.



**Şekil 1.** Proses 1 uygulanmış alüminyum alaşımları: (a) EN AC 43400, (b) EN AC 46000, (c) 6060.

Proses 1'de seçilen kimyasalların yüzeyde dağlamaya yol açmaması hedeflenmiştir. Yüzeyde yapılan temizlik ve nötralizasyon işlemleri üzerine dönüşüm kaplaması uygulanmıştır. Proses 1 uygulanmış alüminyum alaşımların 480 saatlik korozyon testi (Nötral Tuz Testi) sonuçları değerlendirildiğinde (bkz. Bölüm 3.) sadece 6060 alaşımı için sonuçların olumlu olduğu gözlenmiştir.

Yüzdece en az alaşım elementine sahip 6060 alüminyum üzerinde başarılı sonuçlar elde edilirken yüksek silisyum ve demir içeren döküm alaşımlarında belirgin korozyon oluşumu gözlenmiştir. Döküm alaşımlarında da olumlu sonuçlar elde edebilmek için hafif yağ alma ön işlemleri yerine yağ alma ile dağlama özelliğinin bir arada bulunduğu temizleyiciyi içeren Proses 2 tercih edilmiştir. Proses 2 uygulanmış EN AC 43400 ve EN AC 46000 alaşımlarının görselleri Şekil 2'de verilmiştir.



**Şekil 2.** Proses 2 uygulanmış alüminyum döküm alaşımları: (a) EN AC 43400, (b) EN AC 46000.

Proses 2 uygulanmış alüminyum alaşımların 480 saatlik korozyon testi (Nötral Tuz Testi) sonuçları değerlendirildiğinde (bkz. Bölüm 3.) EN AC 43400 döküm alaşımı için sonuçlar olumlu iken EN AC 46000 döküm alaşımı için olumlu sonuçlar elde edilememiştir. EN AC 46000 döküm alaşımı için yağ alma, dağlama ve nötralizasyon aşamaları güçlendirilerek Proses 3 olarak adlandırılan yeni çalışmalar yapılmıştır. Proses 3 sonrası EN AC 46000 numune görselleri Şekil 3'te verilmiştir.



Şekil 3. Proses 3 uygulanmış EN AC 46000 döküm alaşımı.

Proses 3 uygulanmış EN EC 46000 alaşımının 480 saatlik korozyon testi (Nötral Tuz Testi) sonuçları değerlendirildiğinde (bkz. Bölüm 3.) korozyon direncinin olumlu yönde etkilendiği gözlenmiştir.

## 2.2. Korozyon Testi

Korozyon direncini görebilmek için hazırlanan numunelere Nötral Tuz Testi (NSS) uygulanmıştır. Test, QUALICOAT spesifikasyonlarından ISO 9227:2017 standardına göre yapılır. Bu standarda göre test çözeltisi; pH'ı 6,5-7,2'ye ayarlanmış %5'lik tuz çözeltisidir. Kabin sıcaklığı 35 ± 1,1 /-1,7 °C'dir. Kabin basıncı 1,0- 1,2 bar; tuz çözeltisi debisi 0,2-0,3 lt/st'dir.

Korozyon testi değerlendirmesi QUALICOAT spesifikasyonlarından EN ISO 10289:2001 standardına uygun yapılmaktadır. Bu standarda göre numuneler görünüm ve koruma olarak iki farklı şekilde değerlendirilmektedir. Yüzeyde meydana gelen korozyonun görünüm ve koruma olarak değerlendirilmesi Tablo 5'te verilmiştir.

Tablo 5. ISO 9227:2017 standardına göre korozyon değerlendirmesi; görünüm (R<sub>A</sub>) ve koruma (R<sub>P</sub>).

Hatanın Kapladığı Alan, A%	Derecelendirme R <sub>A</sub> , R <sub>P</sub>
Hata yok	10
0 < A ≤ 0,1	9
0,1 < A ≤ 0,25	8
0,25 < A ≤ 0,5	7
0,5 < A ≤ 1,0	6
1,0 < A ≤ 2,5	5
2,5 < A ≤ 5,0	4
5,0 < A ≤ 10	3
10 < A ≤ 25	2
25 < A ≤ 50	1
50 < A	0

Standart içinde verilen hata tipleri ve sınıflandırılması Tablo 6'da verilmiştir.

Tablo 6. Hata tiplerinin sınıflandırılması.

Hata Tipi	Sınıflandırma
A	Kaplamanın bozulması nedeniyle lekelenme ve/veya renk değişikliği (bariz ana metal korozyon ürünleri dışında)
B	Kaplama çok az veya hiç görünür korozyon olmadan matlaşma
C	Anodik kaplamalardan kaynaklanan korozyon ürünleri
D	Katodik kaplamalardan kaynaklanan korozyon ürünleri
E	Yüzeyde çukurlaşma (korozyon çukurları muhtemelen ana metale kadar uzanmıyor)
F	Pullanma, soyulma
G	Kabarma
H	Parçalanma
I	Çatlama
J	Karga ayakları veya yıldız şeklindeki kusurlar

Hata derecesinin öznel değerlendirmesi, örneğin:

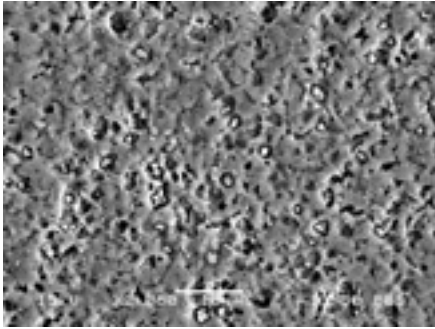
vs = çok az miktarda  
s = az miktarda  
m = orta miktar  
x = aşırı miktar

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Proses 1 ve Proses 2 uygulanmış alüminyum döküm alaşımlarının, EN AC 43400 ve EN AC 46000, yüzeyleri Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) altında incelenmiştir.

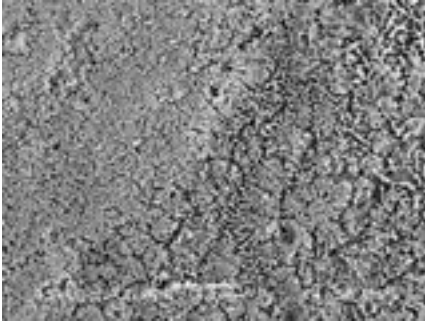
#### EN AC 43400 Sonuçları

EN AC 43400 alaşımına ait Proses 1 yüzey görüntüsü Şekil 4'te verilmiştir.



Şekil 4. Proses 1 uygulanmış EN AC 43400 yüzey görüntüsü.

EN AC 43400 alaşımına ait Proses 2 yüzey görüntüsü Şekil 5'te verilmiştir.



Şekil 5. Proses 2 uygulanmış EN AC 43400 yüzey görüntüsü.

Proses 1'den farklı olarak Proses 2'de dağlama işleminin de yağ alma ile tek basamakta yapılmış olması SEM görüntülerindeki farklılığın temel sebebidir. Dağlama işleminin etkisi SEM görüntüleri ile belirgin şekilde ortaya çıkmıştır.

Proses 1 ve Proses 2 uygulanmış EN AC 43400 numunelerinin yüzeylerinde elementel analiz yapılmıştır. Proses 1 için sonuçlar Tablo 7'de Proses 2 için sonuçlar Tablo 8'de verilmiştir.

Tablo 7. EN AC 43400 alaşımı için  
Proses 1 sonrası elementel analiz sonuçları.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
O	Ka	10.29	2.028	7.770	4.726	wt.%
F	Ka	2.99	1.093	1.212	0.875	wt.%
Mg	Ka	4.02	1.268	0.452	0.418	wt.%
Al	Ka	708.81	16.835	80.988	83.073	wt.%
Si	Ka	39.40	3.969	8.828	9.426	wt.%
Cr	Ka	3.95	1.257	0.750	1.482	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

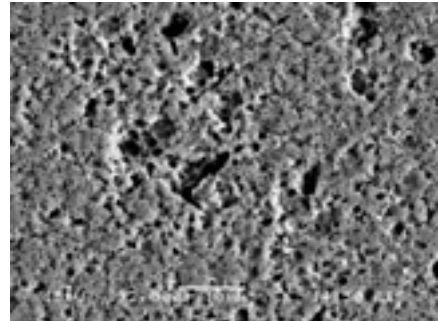
Tablo 8. EN AC 43400 alaşımı için  
Proses 2 sonrası elementel analiz sonuçları.

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
O	Ka	13.17	2.295	10.245	6.190	wt.%
F	Ka	4.80	1.385	2.077	1.490	wt.%
Mg	Ka	3.29	1.147	0.422	0.387	wt.%
Al	Ka	548.14	14.801	67.436	68.719	wt.%
Si	Ka	84.70	5.818	17.978	19.070	wt.%
Cr	Ka	4.13	1.285	0.801	1.572	wt.%
Zn	Ka	1.63	0.808	1.041	2.572	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Elementel analiz sonuçlarında dağlama işlemine bağlı olarak Proses 2'de, Si, Zn gibi alaşım elementlerinin yüzeyde belirgin hale geldiği gözlenmiştir. Alüminyum miktarındaki azalma dağlama işlemine bağlı olarak metal yüzeye saldırının sonucudur. Yüzeyde bulunan Cr, pasivizasyon işlem sırasında yüzeyde krom tabakasının başarılı bir şekilde oluşturulduğunu göstermektedir.

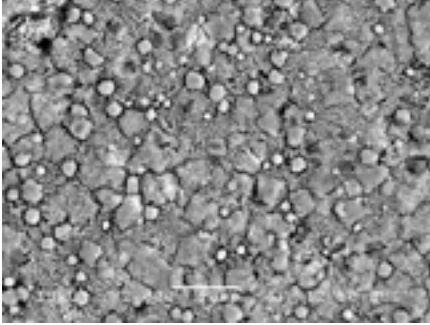
#### EN AC 46000 Sonuçları

EN AC 46000 alaşımına ait Proses 1 yüzey görüntüsü Şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6. Proses 1 uygulanmış EN AC 46000 yüzey görüntüsü.

EN AC 46000 alaşımına ait Proses 2 yüzey görüntüsü Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 7. Proses 2 uygulanmış EN AC 46000 yüzey görüntüsü.

Proses 2’de dağlamanın etkisi ile krom-free kimyasal dönüşüm sonrasındaki yüzey görünümündeki morfolojik farklılık SEM görüntüleri ile ortaya çıkarılmıştır.

Proses 1 ve Proses 2 uygulanmış EN AC 46000 numunelerinin yüzeylerinde elementel analiz yapılmıştır. Proses 1 için sonuçlar Tablo 9’da, Proses 2 için sonuçlar Tablo 10’da verilmiştir.

**Tablo 9.** EN AC 46000 alaşımı için  
Proses 1 sonrası elementel analiz sonuçları.

El.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
O	Ka	3.80	1.233	3.372	1.997	wt.%
Mg	Ka	2.35	0.970	0.291	0.262	wt.%
Al	Ka	656.22	16.201	85.488	85.366	wt.%
Si	Ka	38.14	3.905	9.899	10.289	wt.%
Cr	Ka	1.59	0.797	0.345	0.663	wt.%
Cu	Ka	1.13	0.671	0.605	1.423	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

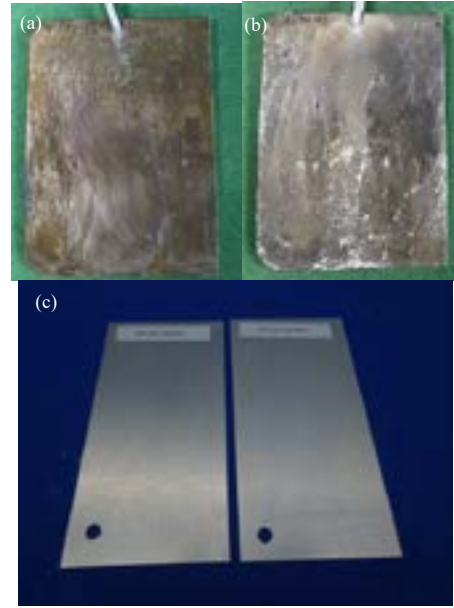
**Tablo 10.** EN AC 46000 alaşımı için  
Proses 2 sonrası elementel analiz sonuçları.

El.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
O	Ka	17.81	2.668	11.287	6.830	wt.%
F	Ka	6.68	1.634	2.364	1.698	wt.%
Mg	Ka	1.99	0.891	0.206	0.189	wt.%
Al	Ka	566.74	15.050	55.269	56.396	wt.%
Si	Ka	188.99	8.691	29.117	30.927	wt.%
Cr	Ka	4.95	1.406	0.761	1.496	wt.%
Zn	Ka	1.97	0.887	0.996	2.464	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Elementel analiz sonuçlarında dağlama işlemine bağlı olarak Proses 2’de, Si, Cr, Zn gibi alaşım elementlerinin yüzeyde belirgin hale geldiği gözlenmiştir.

### Korozyon Testi Sonuçları

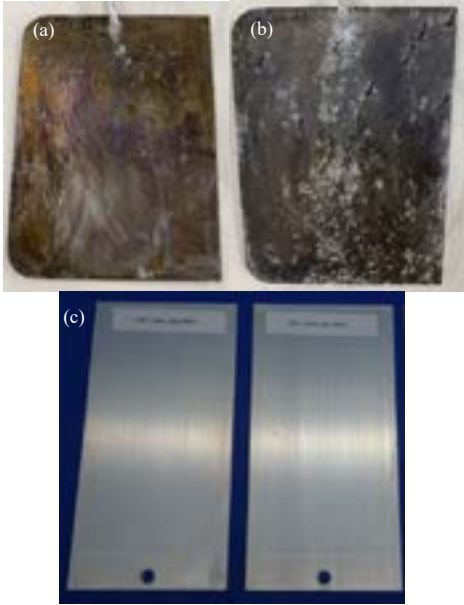
Nötral tuz testi kabindeki numuneler belirli aralıklarla kontrol edilmiştir. Proses 1 uygulanmış alüminyum alaşımların 240 saat sonundaki görselleri Şekil 8’de verilmiştir.



Şekil 8. Proses 1 uygulanmış numunelerin 240 saat NSS sonucunda görselleri: (a) EN AC 43400, (b) EN AC 46000, (c) 6060.

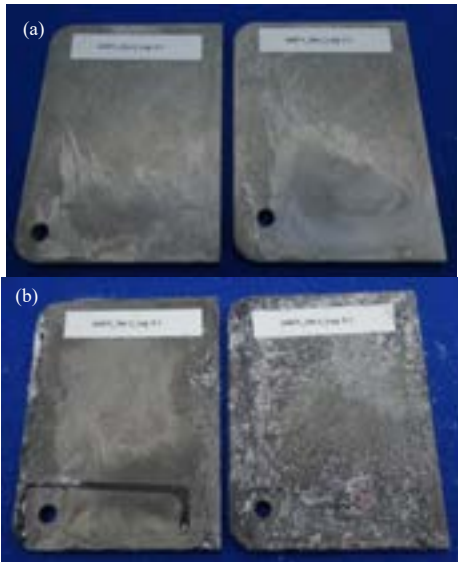
Proses 1 uygulanmış alüminyum alaşımların 480 saat sonundaki görselleri Şekil 9’da verilmiştir.





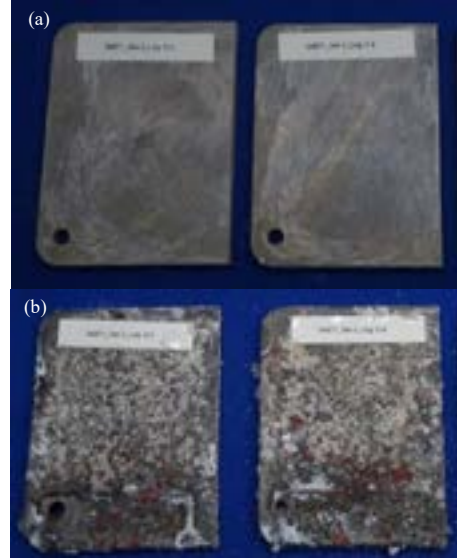
**Şekil 9.** Proses 1 uygulanmış numunelerin 480 saat NSS sonucunda görselleri: (a) EN AC 43400, (b) EN AC 46000, (c) 6060.

Proses 2 uygulanmış döküm alaşımların 240 saat sonundaki görselleri Şekil 10'da verilmiştir.



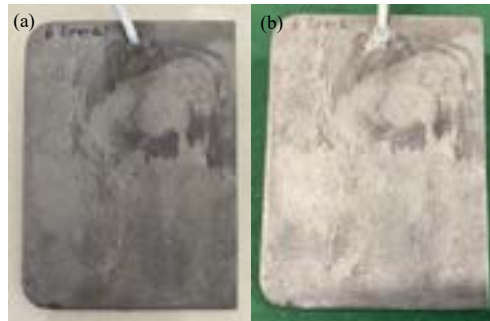
**Şekil 10.** Proses 2 uygulanmış döküm alaşımlarının 240 saat NSS sonucunda görselleri: (a) EN AC 43400, (b) EN AC 46000.

Proses 2 uygulanmış döküm alaşımların 480 saat sonundaki görselleri Şekil 11'de verilmiştir.



**Şekil 11.** Proses 2 uygulanmış numunelerin 480 saat NSS sonucunda görselleri: (a) EN AC 43400, (b) EN AC 46000.

Proses 3 uygulanmış EN AC 46000 döküm alaşımının 240 ve 480 saat NSS sonundaki görselleri Şekil 12'de verilmiştir.



**Şekil 12.** Proses 3 uygulanmış EN AC 46000 döküm alaşımını NSS sonuçları: (a) 240 saat, (b) 480 saat.

EN AC 43400, EN AC 46000 ve 6060 alaşımlarına uygulanan proseslerin 480 saatlik korozyon testlerinin değerlendirmeleri Tablo 11, Tablo 12 ve Tablo 13'te verilmiştir.

**Tablo 11.** Proses 1'in alaşımlar üzerinde 480 saatlik korozyon testi değerlendirilmesi

	EN AC 43400	EN AC 46000	6060
<b>R<sub>A</sub></b>	0	7	Hata yok
<b>R<sub>P</sub></b>	Hata yok	7	Hata yok
<b>Hata Tipi</b>	B	E	-
<b>Hata Derecesi</b>	vs	s	-

0: 50 &lt; A

4: 2,5 &lt; A ≤ 5,0

7: 0,25 &lt; A ≤ 0,5

E: Yüzeşte çukurlaşma (korozyon çukurları muhtemelen ana metale kadar uzanmıyor)

B: Kaplamada çok az veya hiç görünür korozyon olmadan matlaşma

vs = çok az miktarda

s = az miktarda

**Tablo 12.** Proses 2'nin döküm alaşımlar üzerinde 480 saatlik korozyon testi değerlendirilmesi.

	EN AC 43400	EN AC 46000
<b>R<sub>A</sub></b>	Hata yok	4
<b>R<sub>P</sub></b>	Hata yok	4
<b>Hata Tipi</b>	-	E
<b>Hata Derecesi</b>	-	m

4: 2,5 &lt; A ≤ 5,0

E: Yüzeşte çukurlaşma (korozyon çukurları muhtemelen ana metale kadar uzanmıyor)

m = orta miktarda

**Tablo 13.** Proses 3'ün döküm alaşımlar üzerinde 480 saatlik korozyon testi değerlendirilmesi.

	EN AC 46000
<b>R<sub>A</sub></b>	Hata yok
<b>R<sub>P</sub></b>	Hata yok
<b>Hata Tipi</b>	-
<b>Hata Derecesi</b>	-

#### 4. Sonuç

Alüminyum alaşımlara korozyon direnci sağlamak amacıyla uygulanan işlemler sonucunda görülmüştür ki alaşım içeriklerinin değişmesi uygulanacak işlemin de değişmesini gerektirmektedir. Hafif alkali yağ alma işlemleri ile başlayan Proses 1, içeriğinde yüzdece en az Si, Fe, Cu, Zn, gibi alaşım elementlerinden oluşan 6060 alaşımı üzerinde korozyon testinde olumlu etki yaratırken alaşım elementlerinin içeriğinde yüzdece arttığı döküm alaşımlarında yeterli olmamıştır. Alaşım elementlerinin

yüzdece miktarlarının arttığı döküm alaşımları için geliştirilen işlemlerden olumlu sonuçlar alınırken, bu döküm alaşımlarının da korozyon testi sonuçlarının kendi içinde değişkenlik gösterdiği gözlenmiştir. Örneğin döküm alaşımları için geliştirilen Proses 2 işlemi, yüzdece daha az Cu içeren EN AC 43400 alaşımında korozyon direncine olumlu yönde etki gösterirken yüzdece daha çok Cu içeren EN AC 46000 alaşımında yeterli gelmemiştir. Bu sebeple EN AC 46000 gibi yüksek Cu içeriğine sahip döküm alaşımlar için Proses 3 geliştirilmiş, korozyon direncine katkı sağlanmıştır.

#### Teşekkür

Çalışmalarımız konusunda değerli yardım ve katkılarıyla bizleri yönlendiren Prof. Dr. ÖZGÜL KELEŞ'e, teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] <<http://hdl.handle.net/11527/16907>> Tarih: 22.12.2021.  
 [2] EN ISO 1706:2013 Aluminium And Aluminium Alloys - Castings - Chemical Composition And Mechanical Properties, DIN Handbook  
 [3] <<https://www.seykoc.com.tr/icerik/6060?dil=tr>> Tarih: 24.12.2021.



# Enhancing Oxidation Behavior of the Inconel 718 Superalloy by Duplex Aluminum Coating

## Dubleks Alüminyum Kaplama ile Inconel 718 Süperalaşımının Oksidasyon Davranışının Geliştirilmesi

Ahmet KAVUKCU<sup>1,2</sup>, Murat BAYDOĞAN<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Gebze Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> İstanbul Technical University, Türkiye

### Abstract

Inconel 718, as a member of nickel-based superalloys, has wide application areas to fulfill requirements of mechanical durability and surface stability at high temperature working condition. However, above specific critical temperatures, IN-718 superalloy has tendency to lose durable and stable properties. Various types of coatings methods have been applied to enhance its surface stability. In this study, to enhance oxidation resistance of Inconel 718 effect of hot-dip aluminizing (HDA), electro-spark deposition (ESD) and diffusion annealing (DA) was studied by producing alumina layer. Quantitative and qualitative characterization analyses were carried out with scanning electron microscope (SEM) and x-ray diffractometer (XRD). It is resulted that electro-spark deposited and hot-dip aluminized sample has showed better performance with the diffusion annealing process, despite long-term oxidation exposure, by taking account advantages of alumina layer that produced at elevated temperature.

### Özet

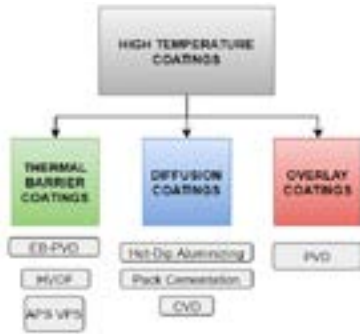
Nikel bazlı bir süperalaşım olan Inconel 718 yüksek sıcaklık çalışma koşullarında yüzey kararlılığı ve mekanik dayanımı ile geniş kullanım alanlarına sahiptir. Ancak belirli kritik sıcaklıkların üzerinde Inconel 718 süperalaşımının mekanik dayanımı ve yüzey kararlılığını yitirmesi yüksek sıcaklık kaplamalarının gerekliliğini ön plana çıkarmıştır. Bu çalışmada, Inconel 718 süperalaşımının dış katmanında alümina tabaka oluşturarak yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direncini artırabilmek için sıcak daldırma alüminizasyon (HDA), elektro-kıvılcım biriktirme (ESD) ve difüzyon tavlama (DA) yöntemleri uygulanmıştır. Kantitatif ve kalitatif karakterizasyonları gerçekleştirmek için taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve X-ışını difraktometre (XRD) cihazları kullanılmıştır. Elektro-kıvılcım ve sıcak daldırma yöntemleri ile alüminyum kaplanmış ve difüzyon tavlama uygulanmış örneklerin yüksek sıcaklıkta uzun süreli oksidasyona maruz kalmasına rağmen oluşturdukları alümina tabaka ile daha iyi performans gösterdikleri sonucuna varılmıştır.

### 1. Introduction

Superalloys has emerged in the mid-1940s, while the demands for more corrosion-oxidation resistant materials were increasing. Concurrently, metallurgical committees and designers were trying to fulfill requirements of gas turbine such as durability at elevated temperature [1]. Then, superalloys have distinctively become popular with the properties that allow to produce more durable engines parts. Nickel-chromium alloys have essentially been used in the parts of gas turbine, afterward, coincidentally, metallurgist has developed main strengthening phase  $\gamma'$  Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) by adding aluminum and titanium. Then, ni-based superalloys have played significant role by providing superior strength with precipitation hardening and solid-solution hardening mechanisms. Moreover, chromium in the composition has excellent advantages against aggressive environment. Therefore, nickel-based superalloys have found wide range of usage area in aviation and aerospace industries as well as nuclear energy facilities. Face-centered cubic  $\gamma$ -matrix with  $\delta$  phase, carbides and the high-volume fraction of embedded  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates have existed in Inconel 718 [2]. IN-718, as a member of Ni-based superalloys, remarkably stands out with the perfect mechanical strength depended on metastable  $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>Nb phases that has coherency with  $\gamma'$  phases [3]. Corrosion resistance is provided by protective oxide layer of chromium. However, above 650°C  $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>Nb phases dissolves and transform into incoherent  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb phases [3][4]. In surface, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> has tendency to more oxidized by forming volatile CrO<sub>3</sub> phases above 1000°C [5]. Such limitations can exclusively be eliminated by applying high temperature coating methods to the materials. Surface designers and engineers mainly focus on improving performance of parts and extending component life by taking account of cost-efficient as a general desire.

High temperature coatings are basically classified as thermal barrier coatings (TBC), diffusion coatings and overlay coatings as shown in the Figure 1. These types of coatings play significant role to exhibit oxidation and corrosion resistance in hazardous environments by

maintaining its mechanical durability. Coatings should not only be compatible with substrate, but also cost-ly-applicable and technologically-feasible. These types of coatings are applied by special methods.



**Figure 1:** Types of high temperature coatings and methods for applying

Nickel-based superalloys have cumulatively been studied by applying various type of coating method. such as cold spraying [6], thermal spraying [7], high-velocity oxy fuel (HVOF) [8], atmospheric/vacuum plasma spraying [9], electron-beam physical vapor deposition (EB-PVD) [10].

The hot-dip aluminizing (HDA), as a one of the high temperature coating method, is a type of diffusion coating that has obvious benefits to satisfy requirements such as easy applicability, low operating cost, competitive speed of coating and thick coating for longer resistance. On the other hand, it has limitations such as the danger of high temperature and shrinkage of aluminum during solidification. In literature, there are few precious studies about HDA on nickel, chromium, titanium, iron and their alloys [11-17]. Similarly, HDA is studied by coating Ni-based superalloys [9,18].

The electro-spark deposition (ESD), also known as electro-spark alloying (ESA), is a surface treatment technique to deposit electrode (anode) onto substrate (cathode) by applying high current-low voltage electrical pulses of short duration [19].

In this study, oxidation behavior of the aluminum coatings produced on Inconel 718 nickel-based superalloy was investigated by applying two different coating process that are hot-dip aluminizing (HDA) and electro-spark deposition (ESD) processes.

**2. Experimental Procedures**

**2.1 Sample Preparation**

Cylindrical Inconel 718 rod were cut to diameters of 15 mm and 8 mm length by water-cooled abrasive cut-off wheel for each coating methods.

For hot-dip aluminizing, samples were abraded to 400 grit with SiC papers to obtain proper surface roughness for better adhesion and tied by 2 mm diameter of stainless-steel wire for dipping. Afterwards, samples

ultrasonically cleaned with the mixture of 5 vol% HCl in water 5 minutes, cleaned with ethanol and rinsed with water, then dried.

For electro-spark deposition, samples were abraded to 1000 grit with SiC papers and cleaned with ethanol, rinsed with water, then dried. Then, 25A and 100µs pulse duration were applied for coating.

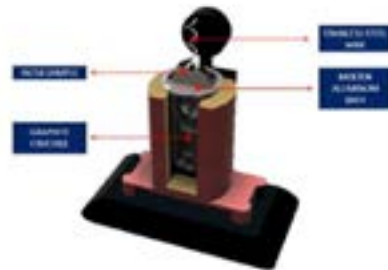
Chemical composition of Inconel 718 superalloy is given in Table 1.

**Table 1:** Chemical composition range of Inconel 718

Ni	50.00-55.00
Cr	17.00-21.00
Nb + Ta	4.75-5.50
Mo	2.80-3.30
Ti	0.65-1.15
Al	0.20-0.80
Fe	Balance

**2.2 Coating Processes**

MF-1000 electrical furnace, as illustrated in Figure 2, was used to melt ingots for HDA. Commercial Al-Si (12% wt.) eutectic alloy ingot were cut to proper size so as to insert to the graphite crucible. 1 cm<sup>3</sup> mixture 40 vol% KCl and 60 vol% NaCl of fluxes were added into crucible to remove slags. The molten Al-Si alloy bath temperature were kept at 700°C. Samples were vertically immersed with the speed of 1 cm.s<sup>-1</sup>, then held in center of crucible for 2 minutes. Samples were taken out and left to cool in air. Slags were cleaned before coated samples were taken out.



**Figure 2:** Laboratory type hot-dip aluminizing furnace

Elitron 16 model coating device, as illustrated in Figure 3, was used for ESD. Commercial pure aluminum wire with the size of 2 mm diameter 1 cm length was used as electrode. System parameters were arranged as rectangular pulse form, 25 Ampere current amplitude, 100 µs pulse duration, 1000 mC electrical charge with the 17 V electrode holder vibration and 17 voltage between electrodes.



**Figure 3:** Electro-Spark Deposition System

Protherm PLF 120/5 furnace was used for diffusion annealing process. Samples that annealed at 700°C for 5 hours, then, were left to cool in furnace.

Schematic illustration of ESD,HDA and DA processes effects were given in Figure 4.



**Figure 4:** Illustration of effects of electro-spark deposition, hot-dip aluminizing and diffusion annealing processes on Inconel 718.

### 2.3 Isothermal Oxidation Test

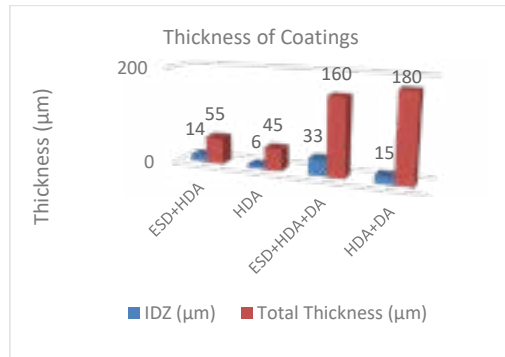
Samples were put into furnace and isothermal oxidation tests were carried out at 1000°C for 100 hours in atmospheric condition.

### 2.4 Quantitative and Qualitative Analyses

Samples were sensitively cut and abraded with 800, 1000, 1200 SiC papers, then, polished with 1 µm diamond solution. Coating thicknesses were measured by program of microscope for each sample from at least five different area. Microstructural images were obtained by using Philips XL30 SFEG model scanning electron microscope (SEM) that has attachment of Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analyses for linescan, frame and point. XRD analyses were carried out in Cu-Kα radiation with 0.1541 nm wavelength and scanning range of 30° to 90° by Rigaku DMAX 2200 model.

## 3. Results and Discussions

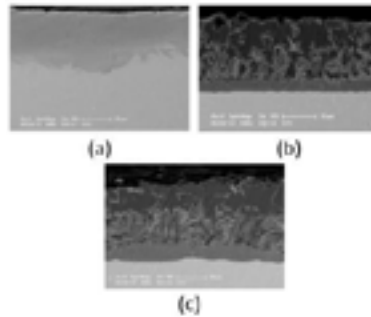
Thicknesses of coatings were measured. after applying coatings. In the Figure 5, thickness of inter-diffusion zone (IDZ) and total thickness are given. It is clear that ESD has tendency to increase thickness of IDZ. It is observed that total coating thickness of HDA sample is more than ESD+HDA sample after applying diffusion annealing (DA) process.



**Figure 5:** Total and inter-diffusion zone thicknesses of coated samples

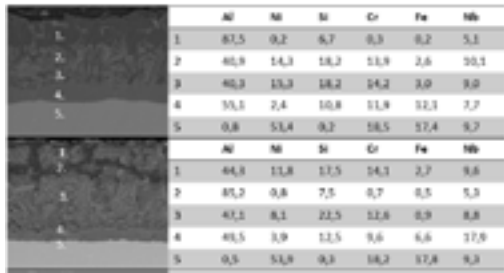
### 3.1 Microstructure of Coatings

ESD has capability to create proper condition for penetration of depositing metal. In addition to ESD, application of HDA has played constructive role to enlarge inter-diffusion zone compared to only HDA sample. Cross-sectional scanning electron microscope image of coating microstructures were given in the Figure 6.



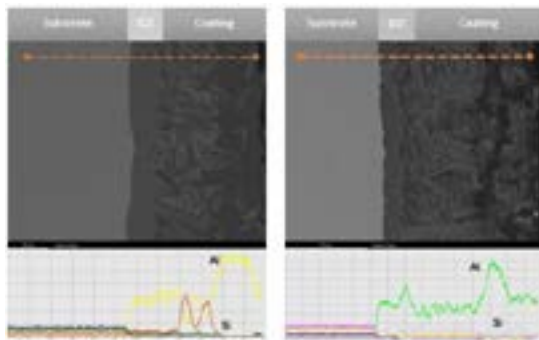
**Figure 6:** Cross-sectional scanning electron microscope images of a) ESD sample, b) HDA sample and c) ESD+HDA.

According to point EDS analysis given in Figure 7, presence of elements coming from substrate such as Ni, Cr, Nb in the middle layer can be expressed as outward diffusion mechanism. Also, substrate has capability to supply aluminum with the inward diffusion to form Ni<sub>3</sub>Al phases that are coherent with the face-centered cubic matrix. It is detected that dark regions mostly contains aluminum. For ESD+HDA sample intensity of aluminum was observed more than HDA sample in inter-diffusion zone. Contents of nickel for ESD+HDA sample is more than HDA sample in lighter regions. In addition, it is detected that contents of silicon in ESD+HDA sample is lower than HDA sample for inter-diffusion zone.



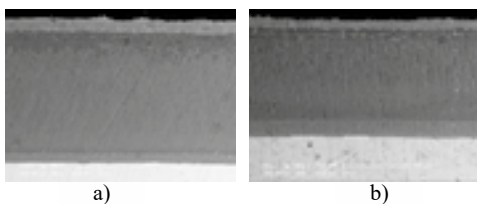
**Figure 7:** Point EDS analysis of ESD+HDA and HDA samples respectively.

Linescan analyses of ESD+HDA and HDA sample were given in Figure 8 respectively. According to linescan analysis, for each sample, it is observed that aluminum and silicon does not proportionally appear in similar areas. Also, for both sample, aluminum exhibited tendency to dispersed in middle layer of coatings compared to outer layer and inter-diffusion zone.



**Figure 8:** Linescan EDS analyses of ESD+HDA and HDA samples respectively.

Microstructure images of diffusion annealed HDA and ESD+HDA samples were shown in Figure 9. It is determined that after diffusion annealing, coating thickness approximately increased three times for ESD+HDA sample, four times for HDA sample.

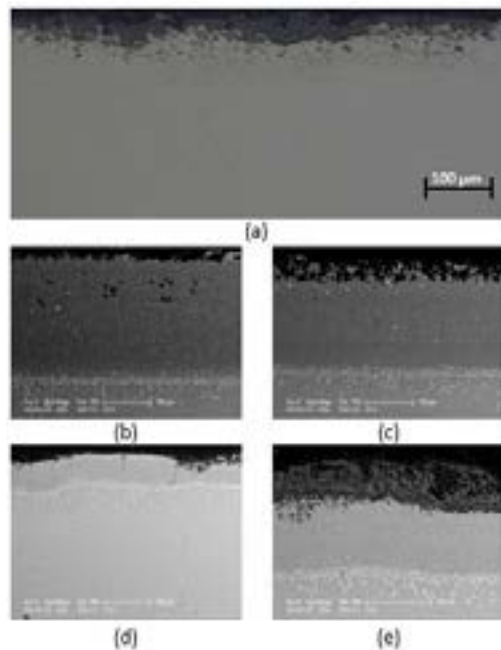


**Figure 9:** Scanning electron microscope images of a) HDA and b) ESD+HDA

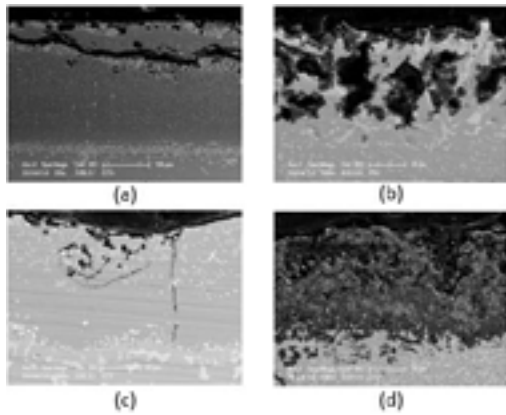
### 3.2 Microstructure of Oxidized Samples

Cross-sectional optical and scanning electron microscope images of oxidized samples that are subjected to isothermal oxidation test at 1000°C for 100 hours were given in Figure 10 and Figure 11. Typical

oxidation failures such as delamination, crack formations and spallation were observed in samples images that are exposed to oxidation. For bare substrate, oxidized chromium and nickel has formed oxide scale. As perpendicular to the oxide layers, vertical cracks led to form internal oxides. Oxides formed on surface of bare Inconel 718 were relatively not evaluated as continuous oxide layer. For HDA sample, micro cavities that leads to initial cracks were clearly observed in only hot-dip aluminized sample. Also, dense exposing of oxidation led to spallation of the coating in some areas [20]. Circumferential cracks and Kirkendall porosity were observed in HDA+DA sample [21]. Internal oxidation of coating layer was also detected beneath outer layer. In the ESD+HDA sample, it was assumed that oxidation led to spallation through the oxidized layer that compose of chromium oxides. The aluminide layer that produced during oxidation was disappeared and led to breakaway of coating. Cleavage failures were mostly detected in ESD+HDA sample [22]. Oxidized outer layer was exposed to delamination throughout the coating. Oxidation of ESD+HDA+DA sample showed optimal microstructure with the fully dense protective oxide layer. Formation of continuous alumina layer was detected in the surface.



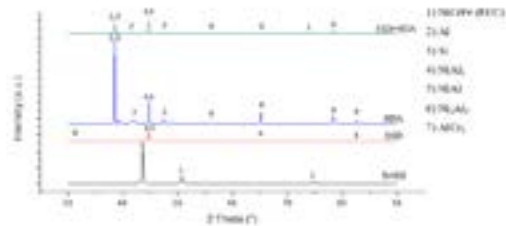
**Figure 10:** Images of oxidized sample a) bare Inconel 718, b) HDA, c) HDA+DA, d) ESD+HDA, e) ESD+HDA+DA.



**Figure 11:** SEM image of a) HDA, b) HDA+DA, c) ESD+HDA, d) ESD+HDA+DA.

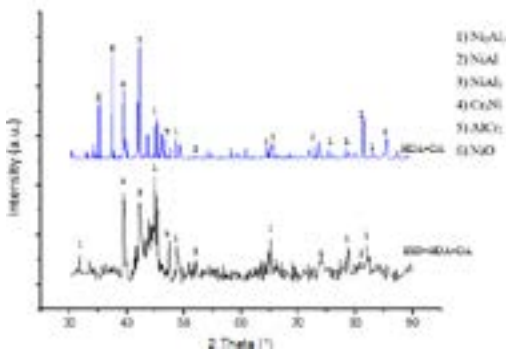
**3.3 XRD Analyses**

The coated samples XRD patterns were given in Figure 11. NiCrFe face-centered cubic matrix structure was detected. For HDA samples, count intensity of aluminum and silicon were higher than ESD+HDA samples. Nevertheless nickel aluminide phases such as NiAl<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> and NiAl were similarly observed for HDA and ESD+HDA samples.



**Figure 11:** XRD patterns of bare, ESD, HDA and ESD+HDA samples.

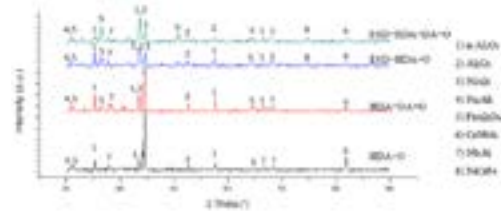
In Figure 12, XRD patterns of diffusion annealed ESD and diffusion annealed ESD+HDA samples were shown.



**Figure 12:** XRD patterns of diffusion annealed ESD and HDA coated samples.

According XRD results of diffusion annealed samples, evaluation of outward diffusion of nickel were obtained with the presence of nickel aluminides phases, especially for NiAl phases. Chromium peaks were also observed in form of Cr<sub>3</sub>Ni and AlCr<sub>2</sub>.

Oxidized samples XRD patterns were given in Figure 13. For bare substrate oxidation, as expected, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and NiO phases were observed.

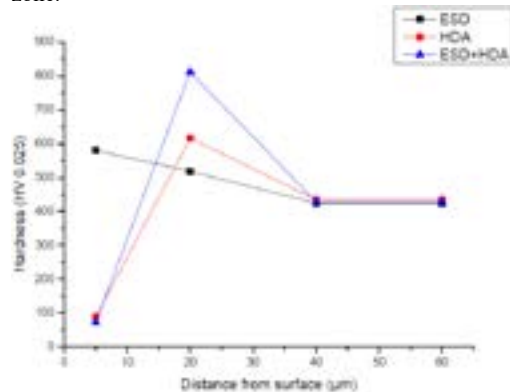


**Figure 13:** XRD patterns of oxidized HDA, HDA+DA, ESD+HDA and ESD+HDA+DA samples.

When XRD patterns are attentively investigated, for all samples, α-alumina phases stand out due to high temperature oxidation exposure. Oxides form of chromium and silicon are also observed. Silicon and aluminum oxides forms ceramic top coat called mullite that has various advantages for protective oxide layer. In addition, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> and NiAl<sub>3</sub> peaks were detected. It is clear that counts for presence of Nb, Cr, Fe, Ni the evidence for outward diffusion of these elements.

**3.4 Hardness Measurements**

Electro-spark deposited and hot-dip aluminized samples hardness measurements were given in Figure 14. According to measurements, ESD samples has showed highest hardness values in outer layer. ESD+HDA has exhibited higher hardness values for inter-diffusion zone.

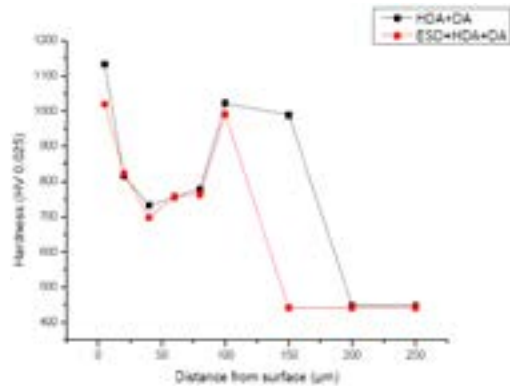


**Figure 14:** Hardness values of ESD, HDA and ESD+HDA samples.

After diffusion annealing, hardness measurements were done that were given in Figure 15. It is resulted that outer layer hardness values were higher than inter-diffusion zone due to formation of hard oxide phases

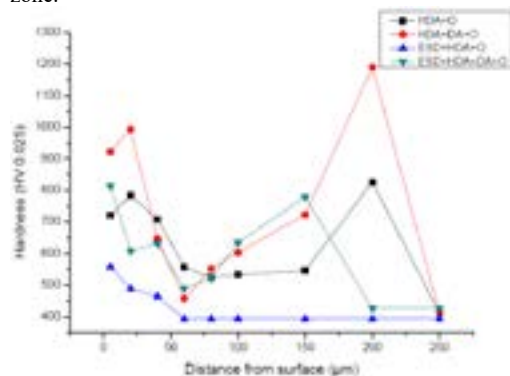


composed of alumina and silica. Also, it is observed that effects of diffusion annealing on hardness measurements were similar for both samples.



**Figure 15:** Hardness values of HDA+DA and ESD+HDA+DA samples.

Hardness values of samples that subjected to isothermal oxidation tests were measured given in figure. Results showed that, as expected, HDA+DA and ESD+HDA+DA samples have exhibited similar graphs. However, linear decline of hardness of ESD+HDA sample can be expressed as breakaway oxidation occurred during test. Highest hardness value was measured for HDA+DA sample in inter-diffusion zone.



**Figure 16:** Hardness values of HDA, HDA+DA, ESD+HDA and ESD+HDA+DA samples after oxidation.

#### 4. Conclusions

Inconel 718 superalloy was aluminized by the hot-dip coating and electro-spark deposition processes. Following aluminizing, samples were diffusion annealed at 700°C for 5 hours. Isothermal oxidation tests were carried out at 1000°C for 100 hours. Results coming from quantitative and qualitative analyses has revealed that:

The electro-spark deposition has capability to thicken inter-diffusion zone before applying hot-dip aluminizing.

Protective alumina layers were observed in outer layer during oxidation for each coated sample.

Spallation were drastically observed for HDA sample.

Oxidation led to breakaway of coating surface by disappearing of oxide layer for ESD+HDA sample.

During oxidation test continuous and thick alumina layer were obtained by ESD+HDA+DA sample. Diffusion annealing was evaluated as beneficial for both HDA and ESD+HDA samples.

#### References

- [1] S. J. D. Matthew J. Donachie, "A Technical Guide," in *SUPERALLOYS*, 2nd Edition., 2002, pp. 1–4.
- [2] M. Sundaraman, P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, "Some Aspects of the Precipitation of Metastable Intermetallic Phases in INCONEL 718."
- [3] J. Belan, A. Vaško, L. Kuchariková, E. Tillová, and M. Matvija, "The High-Temperature Loading Influence on Orthorhombic Ni3Nb DOa δ-Phase Formation and its Effect on Fatigue Lifetime in Alloy 718," 2018.
- [4] H. Y. Zhang, S. H. Zhang, M. Cheng, and Z. X. Li, "Deformation characteristics of δ phase in the delta-processed Inconel 718 alloy," *Mater. Charact.*, vol. 61, no. 1, pp. 49–53, Jan. 2010, doi: 10.1016/j.matchar.2009.10.003.
- [5] P. Berthod and P. Berthod Kinetics, "Kinetics of High Temperature Oxidation and Chromia Volatilization for a Binary Ni-Cr Alloy," *Oxid. Met.*, vol. 64, pp. 235–252, 2005, doi: 10.1007/s11085-005-6562-8i.
- [6] R. Singh, S. Schrufer, S. Wilson, J. Gibmeier, and R. Vassen, "Influence of coating thickness on residual stress and adhesion-strength of cold-sprayed Inconel 718 coatings," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 350, pp. 64–73, Sep. 2018, doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.06.080.
- [7] C. S. Ramesh, D. S. Devaraj, R. Keshavamurthy, and B. R. Sridhar, "Slurry erosive wear behaviour of thermally sprayed Inconel-718 coatings by APS process," *Wear*, vol. 271, no. 9–10, pp. 1365–1371, Jul. 2011, doi: 10.1016/j.wear.2011.01.057.
- [8] C. Lyphout, P. Nylén, A. Manescu, and T. Pirling, "Residual stresses distribution through thick HVOF sprayed inconel 718 coatings," in *Journal of Thermal Spray Technology*, Nov.

- 2008, vol. 17, no. 5–6, pp. 915–923, doi: 10.1007/s11666-008-9242-9.
- [9] P. K. Koech and C. J. Wang, “Performance Characteristics of Hot-dip and Plasma Spray Aluminide Coated Nickel-Based Superalloy 718 under Cyclic Oxidation in Water Vapour,” *Medziagotyra*, vol. 25, no. 4, pp. 413–421, Jun. 2019, doi: 10.5755/j01.ms.25.4.21334.
- [10] N. M. Yanar, G. Kim, S. Hamano, F. S. Pettit, and G. H. Meier, “Materials at High Temperatures Microstructural characterization of the failures of thermal barrier coatings on Ni-base superalloys,” 2014, doi: 10.1179/mht.2003.058.
- [11] V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, L. D. Iskhakova, and A. O. Taube, “Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing,” *Surfaces and Interfaces*, vol. 23, p. 100988, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.surf.2021.100988.
- [12] W. J. Cheng and C. J. Wang, “Effect of chromium on the formation of intermetallic phases in hot-dipped aluminide Cr-Mo steels,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 277, pp. 139–145, Jul. 2013, doi: 10.1016/j.apsusc.2013.04.015.
- [13] W. Deqing, S. Ziyuan, and T. Yingli, “Microstructure and oxidation of hot-dip aluminized titanium at high temperature,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 250, no. 1–4, pp. 238–246, Aug. 2005, doi: 10.1016/j.apsusc.2005.01.002.
- [14] Y. Wang, J. Xiong, J. Yan, H. Fan, and J. Wang, “Oxidation resistance and corrosion behavior of hot-dip aluminized coatings on commercial-purity titanium,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 206, no. 6, pp. 1277–1282, Dec. 2011, doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.08.042.
- [15] G. H. Awan and F. ul Hasan, “The morphology of coating/substrate interface in hot-dip-aluminized steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 472, no. 1–2, pp. 157–165, Jan. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.03.013.
- [16] P. Patel, N. I. Jamnapara, A. Zala, and S. D. Kahar, “Investigation of hot-dip aluminized Ti6Al4V alloy processed by different thermal treatments in an oxidizing atmosphere,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 385, p. 125323, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.125323.
- [17] Z. G. Zhang, Y. P. Peng, Y. L. Mao, C. J. Pang, and L. Y. Lu, “Effect of hot-dip aluminizing on the oxidation resistance of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures,” *Corros. Sci.*, vol. 55, pp. 187–193, Feb. 2012, doi: 10.1016/j.corsci.2011.10.029.
- [18] C. J. Wang and S. M. Chen, “Microstructure and cyclic oxidation behavior of hot dip aluminized coating on Ni-base superalloy Inconel 718,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 201, no. 7 SPEC. ISS., pp. 3862–3866, Dec. 2006, doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.07.242.
- [19] K. Korkmaz, “Investigation and characterization of electrospark deposited chromium carbide-based coating on the steel,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 272, pp. 1–7, Jun. 2015, doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.033.
- [20] S. A. Ponnusami, S. Turteltaub, X. Zhang, and P. Xiao, “Modelling crack propagation in particle- dispersed self-healing thermal barrier coatings,” *Self Heal. Mater. Pioneer. Res. Netherlands*, no. November, pp. 229–241, 2015, doi: 10.3233/978-1-61499-514-2-229.
- [21] A. Agüero, K. Spiradek, S. Höfing, M. Gutiérrez, and R. Muelas, “Microstructural evolution of slurry Fe aluminide coatings during high temperature steam oxidation,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 595-598 PA, pp. 251–259, 2008, doi: 10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.595-598.251.
- [22] J. W. Guo *et al.*, “Reliability assessment on interfacial failure of thermal barrier coatings,” *Acta Mech. Sin. Xuebao*, vol. 32, no. 5, pp. 915–924, Oct. 2016, doi: 10.1007/S10409-016-0595-X.



# Corrosion Behaviour of Vibrated Mold Casting of Secondary Al7Si0,3Mg Aluminum Alloy

## İkincil AlSi70.3Mg Alüminyum Alaşımının Titreşimli Dökümünün Korozyon Davranışı

Aleyna BAYATLI<sup>1</sup>, Ahmet KABİL<sup>2</sup>, Ferhat SAYDAM<sup>3</sup>, Mustafa KOCABAŞ<sup>1</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>

1 Konya Technical University, Türkiye  
2 ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
3 Atatürk University, Türkiye

### Abstract

Corrosion behaviors of casting parts are gradually becoming an enigma both materials scientists and casting engineers. Since corrosion is non-conversant to production industries such as casting, so far this topic did not thoroughly be examined in this sector. Maybe in the early days' customer demands were directly not focused on corrosion behaviors of castings, however, high material production requirements do be in need of all the bases. From this perspective, one of the vibrating solidification methods, vibrating mold casting, was performed with a metal mold having three different mold thicknesses, namely 5, 10, and 20 mm to analyze the effect of corrosion behaviors. The vibration was carried out via a constant amplitude of 1.5 mm and frequency of 50 Hz. Corrosion behaviors were evaluated via the electrochemical corrosion analysis technique to investigate the effect of different cross-sections of the castings. SEM was used to examine microstructures both before and after corrosion tests.

### Introduction

Al7Si0,3Mg aluminum alloy is most popular among Al-Si alloy because of its good thermal conductivity, castability, high specific strength, low density, and good corrosion properties [1,2]. These alloys are used in many industrial applications such as automotive, aerospace, marine, building, packaging, mechanical industry, and energy distribution systems [2–4]. In addition to these attractive properties of aluminum alloys, it is known that the mechanical properties of these alloys are affected by microstructure properties like grain size, shape, absence of secondary phase [3]. It's well accepted that fine-grained, uniformly distributed microstructure gives better properties in terms of mechanical and other properties (strength, ductility, etc.) [3,5].

For this purpose, the much-varied application is developed to the refined grain of casting alloys during solidification. Ultrasonic or mechanical vibration [6], electromagnetic stirring, chemical treatment [7], low-temperature casting, gas bubble purging [8, 9], and addition of fine nucleating elements [5] are included in this method. One of these treatments mechanical vibration is a more useful, simple, and effective method to obtain fine-grained microstructure. With vibration movement, secondary dendritic arms are broken during casting and performed like secondary nuclei particles and eliminate to formed dendritic structure, therefore, is obtained more uniform grain [9]. To date, the effect of vibration on mechanical properties is investigated

mostly but there isn't enough research about the effect of grain refinement on the corrosive behavior of casting aluminum alloys in literature. Indeed, the corrosive behavior of these alloys in operating conditions is an important research issue depending on changing microstructural parameters.

For this purpose, in this study corrosion behaviors of vibrated mold casting of secondary AlSi7Mg0.3 aluminum alloy were investigated via electrochemical corrosion analyses which is OCP, EIS, and PDP in 0.1 M NaCl solution. In addition, SEM analyses were used to examine microstructures before and after electrochemical corrosion tests.

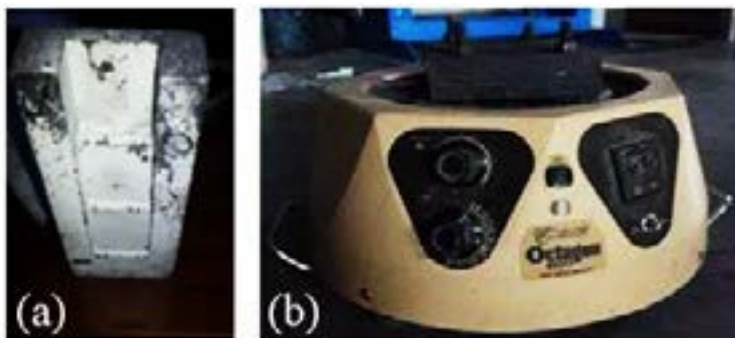
**Experimental**

3 kg of primary aluminium was melted in the SiC crucible via a resistance furnace to evaluate the behavior of vibrational casting with different casting moduli. In this scenario, the section thicknesses of 5, 10, and 20 mm of metal mould was used to reveal the effect of solidification. Table 1 gives the chemical composition of the alloy. Melt was cast to the mould at 730°C.

*Table 1. Chemical composition of the Al7Si0.3Mg alloy.*

<i>Element</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Sr</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
<i>% wt</i>	7,31	0,32	0,07	0,01	0,02	0,11	Balance

Figure 1 shows the metal mould and sieve shaker of Octagon 200, producing vibration with the amplitude of 0-3 mm and a constant frequency of 60 Hz. Metal mould has 40 x 40 mm dimensions with three-section thicknesses 5-, 10-, and 20-mm. Metal mould has preheated to 400°C to prolong the time of solidification for achieving more uniform and homogenized microstructures of all casting sections.

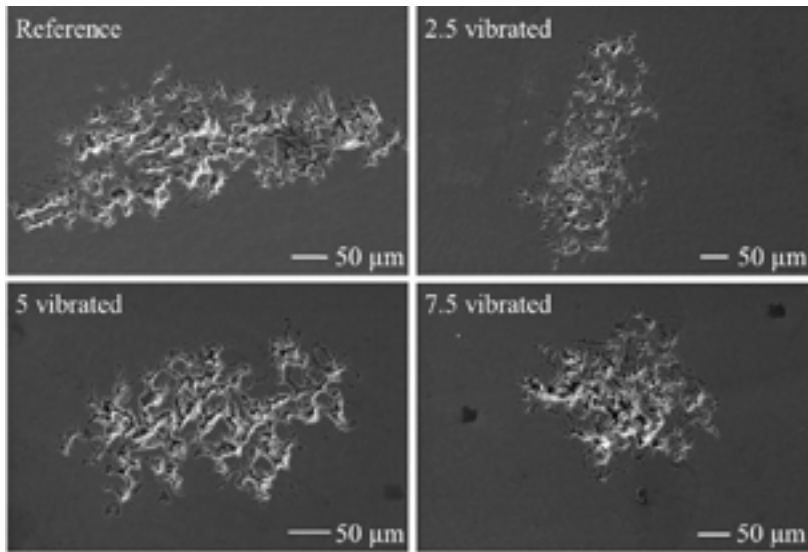


*Figure 1. Metal mould (a), sieve shaker (b)*

The Gamry Interface 1010 Potentiostat was used with an Ag/AgCl reference electrode for electrochemical tests. First, the open circuit potential (OCP) scans were measured for 600 seconds to obtain free potential of surface, followed by EIS (Electrochemical Impedance Spectroscopy) scans which were performed applying a sinusoidal signal of 10 mV, of amplitude in a frequency range from 10 kHz to 10 MHz. Finally, potentiodynamic polarization analyses were realized. The potentiodynamic polarization scan was started from the starting potential (-0.25 V vs. OCP) to ending potential (+1.5 V vs. OCP) with a scan rate of 1 mV/s. E<sub>corr</sub> and i<sub>corr</sub> values were obtained to use the Tafel slope method. All electrochemical tests have been carried out in the special cell (Figure 1b) with 250 mL electrolytes.

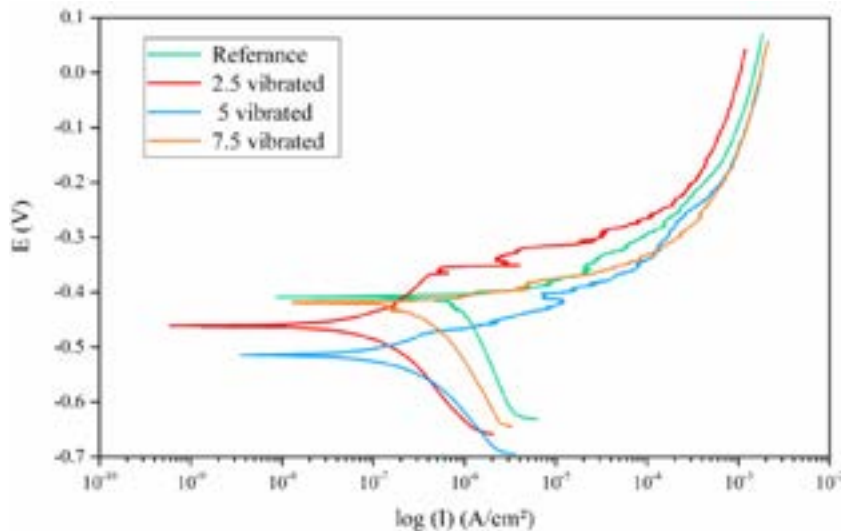
**Results & Discussion**

Figure 2 is shown SEM images of Al7Si0,3Mg aluminum alloy surfaces after electrochemical corrosion analyses. According to this image, corrosion has occurred in mostly the eutectic phase of each sample. There is a galvanic cell between the eutectic and aluminium phase and a localized corrosion consists [10].



*Figure 2. The equivalent electrical circuit used for fitting the electrochemical impedance data.*

Figure 3 is shown the potential dynamic and anodic polarization curves for reference sample and vibrated casting alloys. The corrosion current density ( $i_{corr}$ ) and the corrosion potential ( $E_{corr}$ ) were calculated by using Tafel extrapolation from the dynamic polarization curves. The open-circuit potential values are calculated from OCP curves. The calculated results were listed in Table 2.

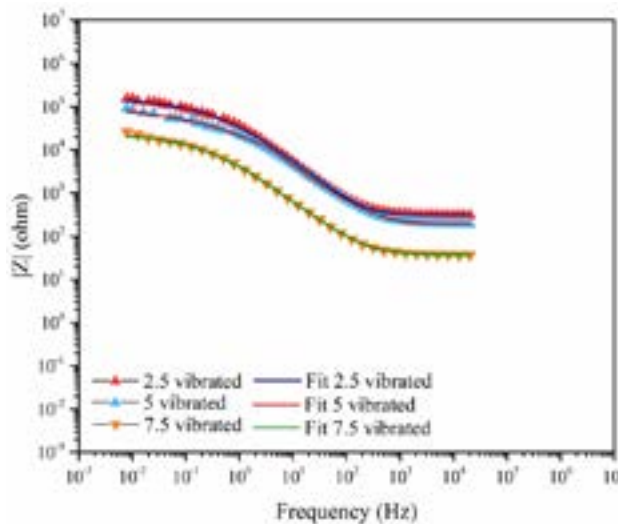


*Figure 3. Potentiodynamic polarization curves of reference and vibrated casting AlSi7Mg0.3 alloy*

The  $i_{corr}$  values are increased with increasing vibrated frequency. It can be recognized the  $E_{corr}$  and OCP values is shifted more noble side with decreasing vibration frequency. In order to better understand the corrosion properties of vibrated casting alloys and the protective oxide layer physicochemical changes, the AC impedance spectra for all casting samples were measured. Figure 3 is shown Bode plots of all casting samples.

**Table 2.** Corrosion characteristics obtained from PDP and OCP

Sample	Reference	2.5 vibrated	5 vibrated	7.5 vibrated
OCP (V)	-430.7	-483.7	-494.6	-481
$E_{corr}$ (mV)	-409	-461	-515	-418
$i_{corr}$ (nA)	532	33.42	132	201



**Figure 4.** Bode curves of reference and vibrated casting Al7Si0,3Mg alloy

The Bode curves fitted with an equivalent circuit which is given in Figure 4. In the circuit of Figure 4,  $R_s$  is ascribed as the ohmic resistance of the electrolyte;  $R_{ct}$  represents the charge transfer resistance;  $R_{oxide}$  can be correlated with the compactness of the surface oxide.  $R_{oxide}$ - $CPE_{oxide}$  represents the resistance and capacitance of the oxide layer whereas  $R_{ct}$ - $CPE_{dl}$  are ascribed to the charge transfer reaction corresponding to localised corrosion and the capacitance of the double layer [10]. The values of circuit's element for the samples are given in Table 3.

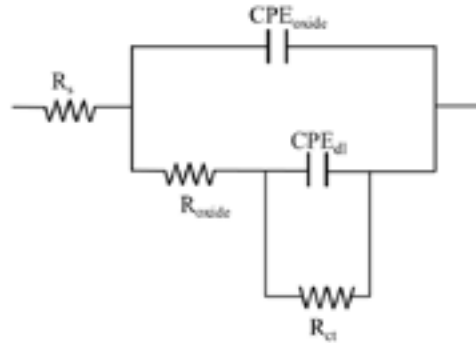


Figure 5. The equivalent electrical circuit used for fitting the electrochemical impedance data.

Table 3. Electrochemical parameters obtained from fitted EIS measurement

Sample	2.5 vibrated	5 vibrated	7.5 vibrated
$R_{sol} (\Omega)$	310.00	189.00	35.92
$Y_o (S.s^a)$	$3.5 \times 10^{-6}$	$7.6 \times 10^{-6}$	$5.4 \times 10^{-5}$
$a$	0.936	0.834	0.823
$R_{oxide} (k\Omega)$	202.9	5130	19.56
$Y_o (S.s^a)$	$6.4 \times 10^{-6}$	$1.9 \times 10^{-5}$	$5 \times 10^{-7}$
$a$	0.325	0.136	1.000

### Conclusion

- Each sample is represented similar corrosive behaviour regardless of vibration frequency.
- Depending on increasing vibration frequency corrosive behavior of Al7Si0,3Mg aluminum alloy is weakened.
- Each vibrated casting samples'  $i_{corr}$  values are smaller according to the reference sample but increasing vibrated movement is affected adversely.
- The lowest  $i_{corr}$  value was obtained at 2.5 vibrated Al alloy condition.
- The  $E_{corr}$  values for all conditions were determined to be approximately equal, and the samples were pitted rapidly.

## References

- [1] V. Selivorstov, Y. Dotsenko, and K. Borodianskiy, ‘Influence of low-frequency vibration and modification on solidification and mechanical properties of Al-Si casting alloy’, *Materials (Basel)*., vol. 10, no. 5, 2017, doi: 10.3390/ma10050560.
- [2] K. Kocatepe and C. F. Burdett, ‘Effect of low frequency vibration on macro and micro structures of LM6 alloys’, *J. Mater. Sci.*, vol. 35, no. 13, pp. 3327–3335, 2000, doi: 10.1023/A:1004891809731.
- [3] K. Kocatepe, ‘Effect of low frequency vibration on porosity of LM25 and LM6 alloys’, *Mater. Des.*, vol. 28, no. 6, pp. 1767–1775, 2007, doi: 10.1016/j.matdes.2006.05.004.
- [4] R. G. Guan and D. Tie, ‘A review on grain refinement of aluminum alloys: Progresses, challenges and prospects’, *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 30, no. 5, pp. 409–432, 2017, doi: 10.1007/s40195-017-0565-8.
- [5] M. Okayasu, Y. Miyamoto, and K. Morinaka, ‘Material properties of various cast aluminum alloys made using a heated mold continuous casting technique with and without ultrasonic vibration’, *Metals (Basel)*., vol. 5, no. 3, pp. 1440–1453, 2015, doi: 10.3390/met5031440.
- [6] X. Jian, T. T. Meek, and Q. Han, ‘Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration’, *Scr. Mater.*, vol. 54, no. 5, pp. 893–896, 2006, doi: 10.1016/j.scriptamat.2005.11.004.
- [7] F. C. Robles Hernández and J. H. Sokolowski, ‘Comparison among chemical and electromagnetic stirring and vibration melt treatments for Al-Si hypereutectic alloys’, *J. Alloys Compd.*, vol. 426, no. 1–2, pp. 205–212, 2006, doi: 10.1016/j.jallcom.2006.09.039.
- [8] C. Limmaneevichitr, S. Pongananpanya, and J. Kajornchaiyakul, ‘Metallurgical structure of A356 aluminum alloy solidified under mechanical vibration: An investigation of alternative semi-solid casting routes’, *Mater. Des.*, vol. 30, no. 9, pp. 3925–3930, 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2009.01.036.
- [9] J. Wannasin, R. A. Martinez, and M. C. Flemings, ‘Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification’, *Scr. Mater.*, vol. 55, no. 2, pp. 115–118, 2006, doi: 10.1016/j.scriptamat.2006.04.003.
- [10] İ. Öztürk, G. Hapçı Ağaoğlu, E. Erzi, D. Dispınar, and G. Orhan, ‘Effects of strontium addition on the microstructure and corrosion behavior of A356 aluminum alloy’, *J. Alloys Compd.*, vol. 763, pp. 384–391, 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.05.341.

# Sektörel Ortak Test Hizmetlerinde Yeni Bir Model: Astel - Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarı

## A New Model in Sectoral Joint Testing Services: Astel – Aluminium Construction Systems Testing and Training Laboratory

Ebubekir KOÇ, Yaşar AKÇA, Talha AKYÜREK

Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, ALUTEAM, Türkiye

### Abstract

The aluminium sector ranks second after iron/steel with its production volume and export revenue in the Turkish metal sector. Within the aluminium forming sector, the aluminium construction sector has an important position in terms of market volume, number of employers and workers. The most significant advantage of this sector is that the production and presentation of value-added products are fast and easy to create a market. The most crucial disadvantage of the construction industry in Turkey is that almost 90% of the applicators are under the stairs and they have to work as a subcontractor of the big applicators. Therefore, the product development potential in the sector is low and foreign companies are in a dominant position in the sector. The Aluminum Construction Systems Test and Training Laboratory (ASTEL) was thematically established along with the aluminium industry. This partnership played an essential role in increasing the product development and qualified workforce potential; both are the critical shortcomings of the Turkish aluminium industry.

### Özet

Türkiye metal sektöründe alüminyum sektörü üretim hacmi ve ihracat getirisi ile demir/çelikten sonra ikinci sırada yer almaktadır. Alüminyum şekillendirme sektörü içerisinde pazar hacmi, iş veren ve işçi sayıları bakımından alüminyum yapı sektörü önemli bir konumdadır. Bu sektörün en büyük avantajı katma değerli ürünlerin üretimi ve sunumunu hızlı olması ve kolay Pazar oluşturabilmesidir. Türkiye'deki yapı sektörünün en önemli dezavantajı ise uygulamacıların neredeyse %90'nın merdiven altı olması ve büyük uygulamacıların taşeronu olarak çalışmasıdır. Bundan dolayı sektörde ürün geliştirme potansiyelinin düşük olması ve sektörde yabancı firmaların hâkim konumda yer almalarıdır. Sektör yönlendirmeleri ve ortaklığı ile tematik olarak kurulan Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarı ise sektörün iki önemli eksikliği olan ürün geliştirme ve yetişmiş iş gücü potansiyelinin artırılmasında önemli bir rol üstlenmiştir.

### 1. Giriş

Alüminyum tüketiminde dünyada ve Türkiye'de yapı sektörü ortalama %30 ile önemli bir konumdadır. Dünya ise bu oran ortalama %20 civarındadır [1], [2]. Özellikle son yıllarda enerji verimliliği ve yaşayan binalar konsepti ile alüminyum yapı sektörü ürün geliştirme, pazar oluşturma ve artan ihracat potansiyeli ile daha fazla önem kazanmıştır. Özellikle, Avrupa Birliğinde başlatılan binaların enerji verimli yapılarla yenilenmesi kavramı günümüzde büyük önem kazanmıştır. Bundan dolayı da yapı alanında katma değer oluşturma eksenli çalışmalar büyük önem kazanmıştır. Pazarda hızlı ve aktif bir şekilde yer alabilmek için özellikle ürün geliştirme ve bunları hızla pazara sürme büyük önem kazanmaktadır. Bu bağlamda da araştırma uygulama ve test merkezleri daha fazla önemli hale gelmektedir.

Son yıllarda tüm pazarlarda hızlı bir değişim söz konusudur. Bunun önemli temel nedenler;

- Artan üretici sayısı
- Artan ürün çeşitliliği
- Hızla değişen beklentilerdir.

Bundan dolayı ürünlerin pazarlardaki ömürleri kısalması ve artan Ar-Ge maliyetleri nedeniyle ürünler artık Ar-Ge maliyetlerini karşılayamaz hale gelmiştir. Gelişen pazarlar ve artan lojistik imkanlarda ürünlerin bölgesellik özelliğinden ziyade global ölçekli olarak düşünülmesini zorunlu hale getirmiştir. Buda üreticilerin bu pazarlara göre ürünlerini üretme ve sertifikalandırma zorunluluğu gibi durumları ön plana çıkarmaktadır. Firmalar gelişen bu durumdan faydalanmak için firmalar ortan Ar-Ge merkezleri kurmaya veya bir Araştırma merkezlerine çeşitli iş modelleri ile katılmaya başlamıştır.

Ekonomik ve gelişen pazar şartlarında araştırma merkezleri artık üniversite, sanayi ve devlet işbirliği eksenli hareket etmeleri gerekmektedir. Bu merkezler özellikle ürün geliştirme gibi maliyet yüksek odaklı çalıştıklarında daha fazla ön plana çıkmaktadır. Bu kapsamda Avusturya ve



Yeni Zelanda üniversitelerinde yapılan bir çalışmada bunu açıkça ortaya koymaktadır. Özellikle bu amaçla kurulmuş, maliyetleri azaltmak ve yetmiş iş gücünü arttırmak için üniversite gibi yapılarda kurulması sürdürülebilirlik açısından daha fazla önem kazanmıştır. İş modelinin temel bileşenleri Şekil 1’de sunulmuştur [3].

**Şekil 1.** Bir üniversitede endüstri-akademi ortak bir merkezi etkileyen bileşenler [3].



Bu altyapıların en önemli avantajları da doğal yoldan sürdürülebilirliklerinin kolay olması ve nitelikli insan gücüne doğrudan ulaşabilmeleridir. Bu iki durumda sanayici tarafından kolaylıkla sağlanamayacak durumlardır. Bu yapıların sürdürülebilirliği konusunda yapılmış önemli bir çalışmada merkezlerin başarılı ve başarısızlıkları incelenmiş ve bu incelemelerde Şekil 1’dekine benzer yapılarda kurulmayan merkezlerin faaliyetlerini sürdürmedikleri veya çok zorlandıkları görülmüştür. Üniversite, Sanayi ve Devlet etkileşimini sağlamış yapıların ilgili sektörde etkin rol aldıkları da vurgulanmıştır [4].

Türkiye’de araştırma altyapılarının etkinliğinin artırılmasına yönelik yapılan bir çalışmada da Şekil 2’deki gibi bir yapının kurulmasının ön plana çıktığı görülmektedir. Türkiye gibi ülkelerde Sivil toplum kuruluşlarının önemi büyüktür. Çünkü Türkiye’de STK’lar önemli sanayi topluluklarını oluşturmada ve farkındalık, katılımcılık ve ekosistem oluşturmada önemli bir rol üstlenmektedir. Bundan dolayı Şekil 2’deki gibi bir yapı Türkiye’de araştırma merkezleri açısından daha uygulanabilir bir yapıdır [5].

**Şekil 2.** Bilim, teknoloji ve yenilik ekosistemi [5].



Bu yapı özellikle teknolojik ürün geliştirme ve pazar etkinliğinin sağlanmasında daha fazla önem kazanmaktadır. Bu yapının sanayi ve üniversite Ar-Ge iş birliği açısından en önemli cazibesi ise Tablo 1’de sunulmuştur [5].

**Tablo 1.** Üniversite ve Sanayi açısından Ar-Ge işbirliğinin cazibesi [5].

Sanayi Açısından	Üniversite Açısından
Nitelikli insan gücüne erişim kolaylığı.	Uygulamaya dönük bilgiye sahip olabilmek.
Çok disiplinli çalışmalara ilişkin karmaşık bilgiye ulaşma imkanı.	Öğrencilerin pratik problemlerle karşılaşmasının sağlanması ve eğitim kalitesinin artırılması.
Üniversite ile çalışmanın vereceği prestij değeri, Ar-Ge merkezi olanlarda ortak çıktı üretilebilirlik imkanı	Üniversite-sanayi işbirliği ile ilgili hükümet fonlarından faydalanabilmesi.
Teknik olarak çok daha iyi işler yapılabilmesi.	Öğrenciler için mezun olunca iş bulabilme kolaylığı.
Üniversitenin altyapı imkânları.	Sanayinin üretim altyapı imkânları.

## 2. Türkiye’de Araştırma Merkezleri

Yükseköğretim kurumuna göre uygulama ve araştırma merkezi “Yükseköğretim kurumlarında eğitim öğretimin desteklenmesi amacıyla çeşitli alanların uygulama ihtiyacı ve bazı meslek dallarının hazırlık ve destek faaliyetleri için eğitim – öğretim, uygulama ve araştırmaların sürdürüldüğü bir yüksek öğretim kurumudur” olarak tanımlanmıştır [6]. Yapılan tanımda açıkça görüldüğü gibi yüksek öğretim kurumlarında yer alan üniversiteler Üniversite – Sanayi etkileşimini sağlamaktan oldukça uzak durmaktadır. Atatürk Üniversitesi, uygulama ve araştırma merkezlerinde gerçekleştirilen çalışmada, bu merkezlerin, kuruluş amacından farklı olarak gerek ekonomik gerekse fiziki ve beşerî altyapı yetersizlikleri içerisinde bulduklarını ve beklenen işlevlerini yerine getiremediklerini tespit etmiştir [7]. Ayrıca Kocaeli Üniversitesi’nde ve Erciyes Üniversitesi’nde yapılan çalışmada araştırma ve uygulama merkezlerini çalışmayan birimler olarak nitelendirmiştir [8], [9]. Yüksek öğretim kurumları içerisinde kurulmuş ve

çevresindeki sanayiden bağımsız olarak hareket eden uygulama ve araştırma merkezleri akademisyenlerin makaleleri için bir çalışma noktasına dönmüş ve sanayiden bağımsız hale gelmişlerdir. Ayrıca merkezlerin kapalı çevrede ve sanayiden bağımsız olarak hareket edilmesinden dolayı Türkiye’de faaliyet gösteren 1677 araştırma ve uygulama merkezinden ve imkanlarından diğer akademisyenler ve sanayiciler habersizdirler. Bu merkezlerin faaliyet kolları ve sayıları Tablo 2’de sunulmuştur [10].

**Tablo 2.** Türkiye’de faaliyet gösteren merkezlere ilişkin kategoriler ve sayıları [10].

Kategoriler	Merkez Sayısı
Sosyal Bilimler	453
Fen Bilimleri ve Teknoloji	274
Tıp ve Sağlık Bilimleri	210
Kariyer, Gelişim ve Hayat Boyu Öğrenme	142
Doğal Kaynaklar, Çevre ve Afetler	116
Bölgesel Merkezler	106
Tarım, Hayvancılık ve Botanik	77
İnsan Hakları ve Kadın Araştırmaları	68
Kültür ve Sanat	65
Yönetim, Strateji ve Politika	63
Ekonomi ve Girişimcilik	55
Hukuk	30
Spor	18
Toplam	1677

Yapılan araştırmada Türkiye’de kurulan araştırma merkezlerinin temel kurulma nedenleri olarak da:

- Fakülteedeki istihdamı ve sürekliliğini desteklemek,
- Bilimsel iş birliğini yaratmak ve bu iş birliğini desteklemek,
- Araştırma kaynaklarını güvenceye almak ve araştırma desteği sağlamak,
- Topluluk bilinci oluşturmak ve sürekli öğrenmeyi tetiklemek,
- Örgütsel esneklik kazanmak,
- Toplumsal sorunlara odaklanmak ve mali destek edinmek olarak verilmektedir.

Bu faaliyetler arasında ilgili endüstri grupları ile iletişim kurmak ve sanayi ihtiyaçları doğrultusunda organize olmak maalesef tanımlanmamıştır.

Türkiye olarak araştırma merkezlerinin etkinliğinin artırılması ve sanayiye katılımlarının sağlanması için Onuncu Kalkınma Planı’nın (2014-2018) ana eksenlerinden biri de “Yenilikçi Üretim, İstikrarlı Yüksek Büyüme” olarak belirlenmiş ve bilim, teknoloji ve yenilik politikalarının temel amacı; “Teknoloji ve yenilik faaliyetlerinin özel sektör odaklı artırılarak faydaya dönüştürülmesi, yenilğe dayalı bir ekosistem oluşturularak

araştırma sonuçlarının ticarileştirilmesi ve markalaşmış teknoloji yoğun ürünlerle ülkemizin küresel ölçekte yüksek rekabet gücüne erişmesine katkıda bulunulması” olarak tespit edilmiş ve bu kapsamda tematik araştırma merkezlerinin kurulması ön plana çıkmıştır. Bunun temelleri de dokuzuncu kalkınma planında atılmış ve faaliyetlere başlanmıştır. Bu kapsamda Bilim ve Teknoloji Yüksek Kurulu kararlarında belirlenen öncelikli teknoloji alanları başta olmak üzere, kamu kurumları ve üniversitelerde araştırma altyapıları oluşturulması amacıyla yaklaşık 2,4 milyar TL kaynak harcanmıştır. Halen faaliyete geçmiş 108, kurulumu devam eden 65 tematik ileri araştırma merkezi projesi bulunmaktadır. Bu merkezler ağırlıklı olarak biyoteknoloji dâhil yaşam bilimleri, malzeme, havacılık ve uzay, bilgi ve iletişim, savunma teknolojileri ile nanoteknoloji alanlarındadır. Öte yandan, üniversitelerin araştırma kapasitesini geliştirmek üzere 20 üniversitede merkezi araştırma laboratuvarı tamamlanmış, 62’sin’de ise devam etmektedir. Bu merkezleri diğer kamu üniversitelerinde de kurmak üzere hazırlık çalışmaları yürütülmektedir [11], [12].

### 2.1. Sektörel Rekabet Öncesi Bir İşbirliği Modeli: Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi (ALUTEAM)

Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi’nde yer alan Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi kısa adıyla “ALUTEAM”, 2011 yılında Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi ve Girişimci Alüminyum Sanayici ve İşadamları Derneği ortaklığında Aluexpo’da temelleri atılan proje kapsamında doğmuştur. ALUTEAM, Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi (FSMVÜ), Girişimci Alüminyum Sanayici ve İş Adamları Derneği (GALSİAD) ve İstanbul Demir ve Demir Dışı Metaller İhracatçılar Birliği (İDDMİB) ortaklığında İstanbul Kalkınma Ajansı (İSTKA) desteği ile faaliyete geçmiştir. Kâr amacı gütmeyen kuruluş olarak İstanbul Kalkınma Ajansı tarafından desteklenen Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi Gündümlü Projesi 2015-2017 yılları arasında yürütülerek başarı ile tamamlanmıştır. 2018 yılında ise İstanbul Kalkınma Ajansı (İSTKA) Yenilikçi ve Yaratıcı İstanbul Mali Destek Programı kapsamında Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarları (ASTEL) Projesi desteğe hak kazanmıştır. ALUTEAM yapısına Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği (TALSAD) ve Pencere Üreticileri Birliği (PÜKAB)’da katarak daha fazla STK’ya ve dolayısıyla daha fazla Sanayiye ulaşmıştır [13].

Kurulan bu yapı Ar-Ge merkezinin sürdürülebilir olmasını akademik ve sanayiye yönelik çalışmalar yapmasını sağlamıştır. Bu kapsamda kurulduğu zamandan itibaren 45 uluslararası makale, 32 bildiri, 40 teknik rapor, 3420 uluslararası atf, 8 tamamlanan proje, 4 devam eden proje (sanayi projeleri dahil), 71 adet üniversite – sanayi kurumsal iş birliği sözleşmesi, 88.608 adet parça üretimi,

4501 malzeme testi, 197 firma, kamu kuruluşu – üniversite işbirliği, 76 mesleki, teknik eğitim ve seminer, 1839 katılımcı ve 59 işletmede enerji verimliliği saha çalışmaları yapılmıştır.

Ayrıca 2 patent, 2 faydalı model, 7 tasarım tescili, 4 marka tescili olmak üzere toplam 15 fikri hak tescili yapılmış, 1 adet ödül ve 2 adet kitap/rapor yayınlanmıştır.

## 2.2. Bir Zorunluluk: Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarı (ASTEL)

Günümüzde Türkiye alüminyum yapı sektörünün halen en önemli problemlerin başında, nitelikli ürün geliştirilmede üniversite – sanayi iletişiminin yetersiz ve verimsiz olması ve mesleki eğitimlerin sektörden ve sektörün mesleki eğitimlerden bağımsız hareket etmesidir. Bu problemlerinin neden olduğu en önemli problemlerin başında alüminyum yapı sektöründe faaliyet gösteren ve neredeyse %90 oranında olan KOBİ'lerin ve büyük üretici/uygulamacı firmaların rekabet kabiliyetlerinin düşmesi, bazılarının ortadan kalkması ve merdiven altı işletmeler haline gelmesidir. Ayrıca, nitelikli ürün geliştirme faaliyetlerinin sadece büyük işletmelerle sınırlı kalması ve ilgili işletmelerin artan maliyetlerden dolayı, ürün geliştirme faaliyetlerinden uzaklaşmalarına neden olmaktadır. Üniversite – Sanayi iletişimde etkin rol alan ve önemli bir yapı kazanan Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi (ALUTEAM®), alüminyum sektörü beklentileri ve doğrudan ortaklığı ile 2017 yılında Alüminyum yapı sektörünü geliştirecek faaliyetler başlatmıştır. İlk etapta “Cephe Akademi®” kapsamında markalaştırılan eğitim faaliyetleri başlatılmıştır. İkinci etapta yine sektör temsilcileri ile yürütülen ortak çalışmalar kapsamında “Alüminyum Yapı Sistemleri Test” faaliyetleri için altyapı planlama çalışmaları sürdürülmüştür. Bu faaliyetler kapsamında 2018 yılından itibaren Alüminyum Yapı Sistemleri Test ve Eğitim Laboratuvarı kuruluş çalışmaları başlatılmış olup laboratuvar 2021 yılı itibari ile faaliyetlerine başlamıştır. Sektör temsilcileri ile yapılan görüşmelerde laboratuvar sadece test faaliyetleri yürütmeyecek, sektörün katma değerli ürün geliştirmesi ve pazar oluşturmaya kapsamında mesleki eğitim faaliyetleri, KOBİ'lerin yönlendirilmesi, ALUTALKS® ile geniş kitlelerin bilgilendirilmesi, Ulusal/Uluslararası projeler katılımları, uluslararası akademik ve sektörel alanlara tanıtılması ve sektörel Sivil Toplum Kuruluşları ile senkronizasyonu artıracak faaliyetler yürütülecektir. Sektörel ortak yapı sistemleri test hizmetleri kapsamında geliştirilen yeni bir iş modeli olan ASTEL® ile Üniversite – Sanayi – KOBİ ekseninde alüminyum yapı sektörünün geliştirilmesi ve rekabet potansiyelinin artırılması için sürdürülebilir faaliyetler yürütülmektedir.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Yapılan araştırmalar ve elde edilen sonuçlarda Türkiye gibi ülkelerde üniversitelerin sanayi ile sürdürülebilir bir ilişki kurması neredeyse mümkün olmadığı görülmektedir. Bundan dolayı da STK'lar daha fazla önem kazanmıştır. Yapılan araştırmalar ve ALUTEAM örneği de Üniversite, Sanayi, Devlet ve Sivil Toplum Kuruluşlarının ortak hareket etmesi Ar-Ge faaliyetlerinin KOBİ'lere kadar sunulmasında daha da fazla önem kazanmıştır.

Bu kapsamda Türkiye Alüminyum Sektöründe önemli bir iş gücü potansiyeli olan ve faaliyet gösteren işletmelerin çoğunun (neredeyse %90) merdiven altı denilen yapıda olması nedeniyle ASTEL gibi yapılar daha fazla önem kazanmıştır.

## 4. Sonuç

Günümüzde alüminyum yapı sektöründe ister büyük ölçekli isterse küçük ölçekli kuruluşların rekabet edebilmesi ve hayatta kalabilmesi için araştırma merkezleri daha fazla önem kazanmıştır. Ürün geliştirmenin önem arz ettiği ve özellikle ürün geliştirme ve test maliyetlerinin yüksek olduğu alüminyum yapı sektöründe ise ortak bir araştırma merkezi kurulması Üniversite, Sanayi, Devlet ve STK yapılarının bu merkez içerisinde olması da araştırma ve geliştirme faaliyetleri ve alüminyum yapı sektörü açısından daha fazla önem arz etmektedir. Bu kapsamda kurulan ASTEL ortaklık yapısı ile birlikte ülkemizde önemli bir işbirliği modeli olacaktır. Ortak test ve araştırma altyapılarının gelişimi özellikle nitelikli insan kaynaklarının gelişimine ve Avrupa ortak pazarında nitelikli ürünlerde ve araştırma faaliyetlerinde rekabet fırsatı doğurmaktadır. KOBİ'lerin güümüz de artan önemi ve alüminyum yapı sektöründeki durumlarından dolayı da ASTEL yapısı daha fazla önem kazanmaktadır.

## Teşekkür

ASTEL proje süreci projenin oluşumunda destek veren sanayicilerimize, Girişimci Alüminyum Sanayici ve İşadamları Derneği'ne (GALSİAD), Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği'ne (TALSAD, İstanbul Demir Demirdışı İhracatçılar Birliği'ne (İDDMİB) destekleri için, İstanbul Kalkınma Ajansı'na (İSTKA) projenin ana finansmanı için, ALKOP ve Türk Telekom'a yer tahsisleri için teşekkür ederiz. Ayrıca, Çuhadaroğlu Alüminyuma tüm süreç boyunca gösterdiği destek için, AKPA Alüminyum ve Teknikal Alüminyum'a projenin tamamlanmasına gösterdikleri değerli katkılar için teşekkür ederiz.

## Referanslar

- [1] “Alüminyum & İnşaat Sektörü,” 2011. <http://www.aluminyumyapi.com/?sayfa=haberayrinti&no=98#.YQppzLpxeUk> Erişim 30.07.2021..
- [2] “Global Material Flow Model 2017 (2018),”

- Almanya, 2018. [Online]. Available: <https://www.world-aluminium.org/publications/>.
- [3] J. D. L. B. E, “a Recommended Business Model for Industry – Academia Collaborative Science & Technology Research Centres Within Australian and New Zealand Universities,” 2016.
- [4] D. O. Gray, L. Tornatzky, C. Poly San Luis Obispo Lindsey McGowen, and E. Sundstrom, “Research Center Sustainability and Survival: Case Studies of Fidelity, Reinvention and Leadership of Industry/University Cooperative Research Centers Final Report,” vol. 0631414, 2012.
- [5] M. C. Fendoğlu, “Türkiye’de Araştırma Altyapılarının Etkinliğinin Arttırılması: Analiz ve Önermeler,” Ankara, 2018.
- [6] 2547 Sayılı Yükseköğretim Kanunu, Uygulama ve Araştırma Merkezleri ile ilgili Mevzuat. Türkiye, 1981.
- [7] Ö. S. Emsen, *Üniversitelerdeki Araştırma ve Uygulama Merkezlerinin İşlevselliği: Üniversite-Sanayi İşbirliğinin Yeniden Yapılandırılmasının Gereklilikleri*. Ankara: Detay Yayıncılık, 2007.
- [8] Y. Bayraktutan, “Kocaeli Üniversite araştırma ve uygulama merkez ve birimlerinin işlevselliği.”
- [9] R. Yıldız, *Yenilikçilik Perspektifinden Üniversite-Sanayi İşbirliği İçin Paydaşlık Esaslı Araştırma Merkezi ve Kentsel Bilgi Merkezi Modeli*. Ankara: Detay Yayıncılık, 2007.
- [10] F. O. Gul and Y. Alpaydin, “An analysis on research and application centers in turkey,” *J. High. Educ. Sci.*, vol. 7, no. 3, p. 627, 2017, doi: 10.5961/jhes.2017.239.
- [11] *Onuncu Kalkınma Planı 2014 - 2018*. Ankara, 2013.
- [12] *Dokuzuncu Kalkınma Planı 2007 - 2013*. Ankara, 2006.
- [13] “Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi.” <http://aluteam.fsm.edu.tr/aluteam> Erişim 30.07.2021

# 8XXX Serisi Alaşımlarda Mangane Elementinin ve Termomekanik Proseslerin Derin Çekilebilirlik Üzerine Etkileri

## The Effect of Mn Element and Thermomechanical Process on Deep Drawability in 8XXX Series Alloys

Feyza DENİZLİ, Çisem KOCAOĞLU, Ali ULUS, Canan İNEL

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

8XXX series alloys are widely used in packaging and daily use products (container foil, kitchen foil, etc.). AA 8XXX alloys based on Fe and Si content, the material can be evaluated in different fields by differentiating the content of alloy. In this study, the effects of different casting thicknesses and alternative processes on deep drawability and microstructure were evaluated as a whole together with the changes in manganese ratios. Deep drawability and microstructural properties were analyzed by erichsen-deep drawing tests and optical microscope analysis. As a result of the studies carried out; higher manganese content is directly related with the recrystallization at higher temperatures of the final material. A positive effect on deep drawability of the material has been observed in terms of annealing operations performed at different deformation rates.

### Özet

8XXX serisi alaşımlar, yaygın olarak ambalaj ve günlük kullanım ürünlerinde (buruşuk kap, mutfak folyosu vb) kullanım alanı bulmaktadır. Fe ve Si temelli bir alaşım olup; alaşım içeriği farklılaştırılarak çeşitli alanlarda değerlendirilmektedir. Bu çalışmada, Mn oranlarındaki değişimler ile birlikte; farklı döküm kalınlıklarının ve alternatif proseslerin derin çekilebilirlik ve mikro yapı üzerindeki etkileri bir bütün olarak değerlendirilmiştir. Derin çekilebilirlik ve mikro yapı özellikleri; erichsen-derin çekme testleri ve optik mikroskop analizleri ile tamamlanmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda; daha yüksek Mn içeriğinin; nihai malzemenin daha yüksek sıcaklıklarda kristallenmesi noktasında etkisi gözlenmiştir. Farklı deformasyon oranlarında yapılan tav operasyonlarının ise malzemenin derin çekilebilirlik özelliği üzerinde olumlu etkisinin olduğu görülmüştür.

### 1. Giriş

Alüminyum folyo, ambalaj, gıda, elektronik, otomotiv ve havacılık sanayisinde yaygın olarak kullanılan önemli bir

endüstriyel üründür. Fe+Si içeriği %1.0'dan yüksek olan 8XXX serisi alüminyum folyo ürünleri yüksek mukavemet ve iyi şekillendirilebilirlik özellikleri ile geniş kullanım alanı bulmaktadır. Folyo ürünlerinde, yüksek yüzey kalitesine sahip nihai ürün üretilebilmesi için mikro yapının kontrol edilmesi önemlidir. Bunun için döküm aşamasından itibaren malzemenin uygun mikro yapı ile üretilmesi gerekmektedir [1-3].

İkiz merdaneli sürekli döküm teknolojisi ile üretilen folyo malzemelerine olan talep, üretim prosesinin kısa olması, düşük enerji tüketimi ve düşük maliyet gibi avantajları nedeni ile giderek artmaktadır. Bu teknoloji ile üretilen malzemeler, özellikle yüzeye yakın yerlerde döküm yönünde uzayan tane yapısına sahip ve ısıl işlem ile kabalaşan, homojen olmayan mikro yapıya sahiptir. Malzemenin yüzey kalitesini ve şekillendirilebilirliğini etkileyen bu durum için, dökme rulo kalitesinin artırılması ve alt proseslerin optimize edilmesi çok önemlidir. Alüminyum folyonun üretimi sırasında yapılan ısıl işlemin niteliği nihai ürün kalitesinin iyileştirilmesi için etkili bir yöntemdir. Genellikle ikiz merdaneli sürekli döküm teknolojisi ile üretilmiş folyo stok ürünleri istenilen nihai özelliklerin elde edilebilmesi için homojenizasyon ısıl işlemi görmektedir. Ara tav prosesi bu işlemlerden biri olmakla beraber, yeniden kristallenmiş tanelerin kontrol edilmesi zor olmakta ve taneler çok kolay kabalaşmaktadır. Bu durumun önüne geçebilmek için tane yapısı ile termomekanik prosesler arasındaki ilişki üzerinde araştırma yapılması önem arz etmektedir [1,4-5].

Termo-mekanik proseslerin nihai özellikleri üzerindeki etkisinin yanı sıra, alüminyum alaşımlarında, alaşım elementlerinin ilave edilmesinin de önemli bir etkisi bulunmaktadır. Alüminyum alaşımlarına Mn ilavesi tane yapısı kabalaştırırken, yeniden kristallenme sıcaklığını yükseltmekte ve mukavemet artışını sağlamaktadır [6-8].

Şekil alma kabiliyeti, karmaşık şekilli metalik malzeme üretiminde olması gereken en önemli mekanik özelliklerden biridir. Gerdirmeli şekillendirme metalik malzemelerin üretimi için kullanılan presleme

yöntemlerinden birisidir. Erichsen cupping (derin çekme) testi ise metallerin derin çekme kabiliyetini belirlemede kullanılan en yaygın test metodudur [9-10].

Bu çalışmada 8XXX serisi alaşımlarında mekanik özellikler ve şekil alma kabiliyeti üzerinde döküm mikro yapısı, termo-mekanik prosesler ve Mn elementinin etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Şekil alma kabiliyeti Erichsen test yöntemi gerçekleştirilmiş olup, bu değer artması derin çekilebilirlik kabiliyetindeki artışı temsil etmektedir [10].

## 2. Deneysel Çalışmalar

Endüstriyel ölçekte ikiz merdaneli döküm yöntemi ile dökümü gerçekleştirilen 8006 alaşımlı rulolardan alınan levha numuneleri aracılığıyla 2 farklı proses çalışması gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan numunelerin sahip oldukları özellikler Çizelge 1'de tanımlanmıştır. Numunelerin kimyasal bileşim aralıkları ise Çizelge 2'de verilmiştir.

Çizelge 1. Çalışmada kullanılan numunelerin özellikleri.

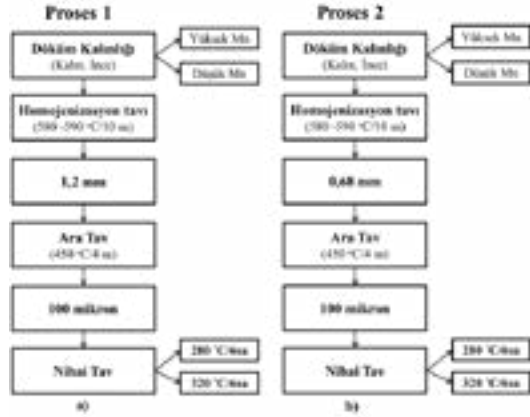
Numune	Döküm Kalınlığı	Mn İçeriği
1	Kalın	Düşük
2	İnce	Yüksek
3	İnce	Düşük

Çizelge 2. Farklı Mn içeriğine sahip numunelerin kimyasal aralığı.

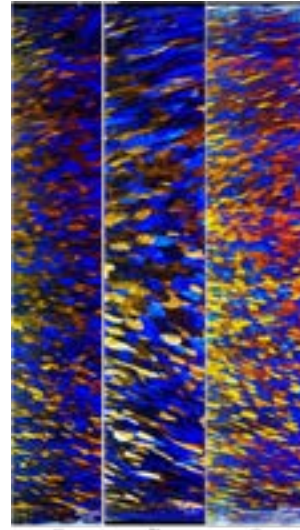
% Element	Numune 1	Numune 2	Numune 3
Fe	1,30 - 1,70	1,30 - 1,70	1,30 - 1,70
Si	0,15 - 0,30	0,15 - 0,30	0,15 - 0,30
Mn	0,64-0,68	0,75 - 0,82	0,60 - 0,64
Cu	0,01 - 0,05	0,01 - 0,05	0,01 - 0,05
Mg	0,001 - 0,005	0,001 - 0,005	0,001 - 0,005
Ti	0,015 - 0,025	0,015 - 0,025	0,015 - 0,025

Dökme rulo kalınlığında alınan levha numuneleri laboratuvar koşullarında haddeme ve tavlama işlemlerinden geçirilerek nihai koşulları temsil eden numuneler elde edilmiştir. Hem nihai koşullarda hem de homojen tav sonrası koşullarda mikro yapı analizleri gerçekleştirilmiştir. Mikro yapı analizleri ilgili numunelerin bakalite alınarak hazırlanması akabinde ZEISS optik mikroskop yardımı ile tamamlanmıştır.

Şekil 1'de laboratuvar koşullarında denemesi gerçekleştirilen 2 adet prosesin şeması gösterilmektedir. Proses 1'de ara tav işlemi 1,2 mm kalınlığında uygulanırken; Proses 2'de ise ara tav işlemi 0,68 mm kalınlığında uygulanmıştır. Ara tav kalınlığının özellikle mekanik özelliklere ve derin çekilebilirliğe etkisinin araştırılması amaçlanmıştır. Her iki prosesin homojenizasyon tav işlemi birbirine eşittir. Nihai koşullarda uygulanan tav işlemleri de ortaktır.



Şekil 1. Proses akış şemaları; a) Yüksek kalınlıkta ara tav uygulamalı (Proses 1), b) Düşük kalınlıkta ara tav uygulamalı (Proses 2)



Şekil 2. Mn içeriği farklı numunelerin döküm yönüne paralel mikro yapı görüntüleri a) Numune 1 (Kalın Döküm-Düşük Mn), b) Numune 2 (İnce Döküm-Yüksek Mn) c) Numune 3 (İnce Döküm-Düşük Mangan).



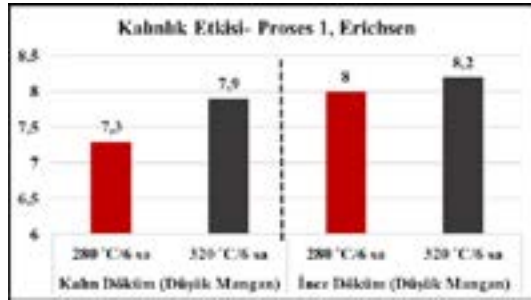
Şekil 2’de bu çalışmada kullanılan üç farklı numunenin döküm kalınlığında ve döküm yönündeki mikro yapı analizleri paylaşılmıştır. 2 numaralı numune en yüksek mangan içeriğine sahip olduğundan kesit taneleri diğer numunelere kıyasla daha büyüktür. 1 ve 3 numaralı numunelerin döküm kalınlığındaki mikro yapı görüntülerinde Mangan içeriği aynı olduğundan mikro yapılar birbirine benzer görünmektedir. Ancak, kalın olarak dökülen rulo yüzey taneleri ve merkez taneleri boyutları birbirine daha yakın görünmektedir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### 3.1 Döküm kalınlığının etkisi

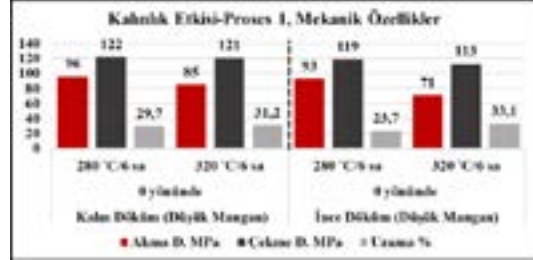
##### 1.2 mm kalınlıkta ara tav uygulaması (Proses 1)

Şekil 3’te, 1,2 mm kalınlıkta ara tav uygulamasına sahip, düşük manganlı ve farklı döküm kalınlıklarındaki malzemelerin iki farklı nihai tav sıcaklığındaki Erichsen test sonuçları karşılaştırılmıştır. Artan nihai sıcaklık ile beraber Erichsen değerinin yükseldiği görülmekle beraber, bu değer döküm kalınlığı daha ince olan malzeme için daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.



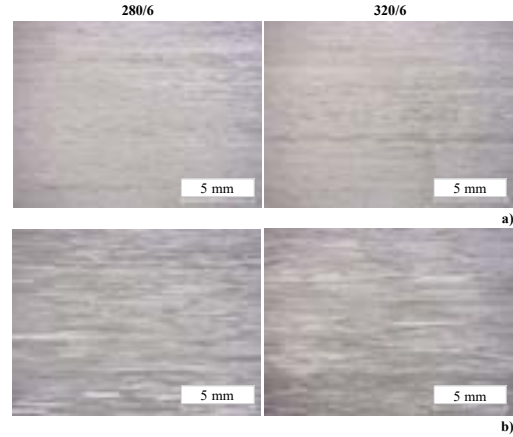
Şekil 3. Döküm kalınlığının Erichsen değerleri üzerindeki etkisi, Proses 1 (Kalın ve İnce Döküm, Düşük Mangan)

Şekil 4’te ise aynı proses için mekanik özellikler karşılaştırılmıştır. Yüksek döküm kalınlığına sahip olan numunenin toplam deformasyon miktarının daha yüksek olması nedeni ile daha yüksek mukavemete sahip olduğu tespit edilmiştir. İnce döküm kalınlığına sahip numunenin, döküm kalınlığı yüksek olan malzemeye göre sıcaklığa daha duyarlı olduğu görülmektedir. Bu durum Şekil 3’teki Erichsen değerinin ince döküm kalınlığına sahip numune neden daha yüksek çıktığını açıklamaktadır.



Şekil 4. Döküm kalınlığının mukavemet ve uzama değerleri üzerindeki etkisi, Proses 1 (Kalın ve İnce Döküm, Düşük Mangan)

Şekil 5’te ise farklı döküm kalınlığına ve düşük Mn içeriğine sahip numunelerin nihai kalınlıktaki tane yapıları karşılaştırılmıştır. İnce döküm kalınlığına sahip numunenin kalın döküme göre daha kaba bir tane yapısına sahip olduğu görülmektedir. Şekil 2’deki döküm mikro yapıları incelendiğinde, ince döküm kalınlığına sahip 3. numunenin yüzeydeki uzayan tanelerinin daha fazla olmasının, nihai yüzeydeki tanelerin büyümesine neden olduğu düşünülmektedir.



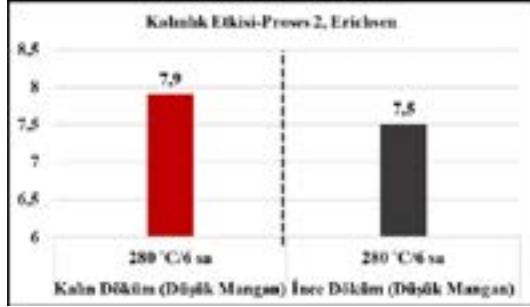
Şekil 5. Döküm kalınlığının tane yapısı üzerindeki etkisi, Proses 1 a) Kalın Döküm- Düşük Mangan b) İnce Döküm- Düşük Mangan

##### 0,68 mm kalınlıkta ara tav uygulaması (Proses 2)

Şekil 6’da, 0,68 mm kalınlıkta ara tav uygulamasına sahip, düşük manganlı ve farklı döküm kalınlıklarındaki malzemelerin 280 °C/6 sa tav sonrasındaki Erichsen test sonuçları karşılaştırılmıştır. Buna göre Proses 2 için döküm kalınlığı daha yüksek olan numunenin Erichsen değerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Şekil 8’deki tane yapıları incelendiğinde ince döküm kalınlığına sahip malzemede yeniden kristallenmiş tanelerin varlığı

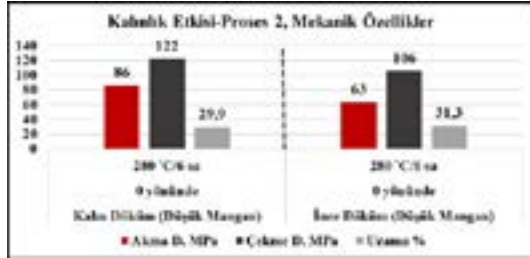


gözlenmekte olup, Erichsen değerindeki düşüşe neden olabileceği düşünülmektedir.

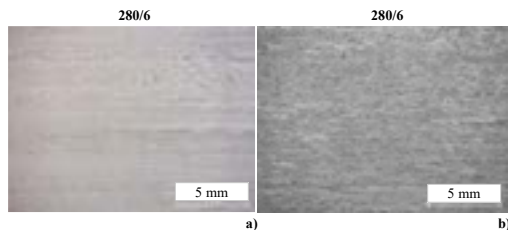


Şekil 6. Döküm kalınlığının Erichsen değerleri üzerindeki etkisi, Proses 2 (Kalın ve İnce Döküm, Düşük Mangan)

Şekil 7’de ise aynı proses için mekanik özellikler karşılaştırılmıştır. Proses 1’de olduğu gibi döküm kalınlığının incilmesi ile akma değerinin düştüğü gözlenmiştir. Proses 2’de ilave olarak ara tav kalınlığının 1,2 mm’den 0,68 mm’ye düşürülmesi, dolayısı ile toplam deformasyon miktarının azalması ile beraber akma mukavemetinin düştüğü görülmüştür. Ara tav kalınlığının düşmesi, malzemeyi sıcaklığa daha duyarlı hale getirmekte ve mukavemeti düşürmektedir.



Şekil 7. Döküm kalınlığının mukavemet ve uzama değerleri üzerindeki etkisi, Proses 2 (Kalın ve İnce Döküm, Düşük Mangan)

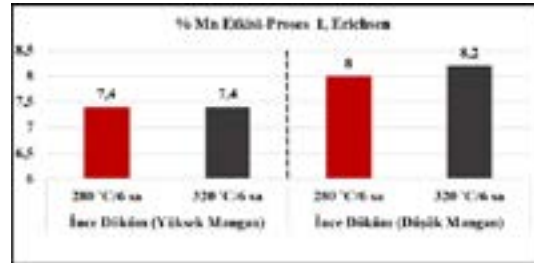


Şekil 8. Döküm kalınlığının tane yapısı üzerindeki etkisi, Proses 2 a) Kalın Döküm-Düşük Mangan b) İnce Döküm-Düşük Mangan

### 3.2) Mangan elementinin etkisi

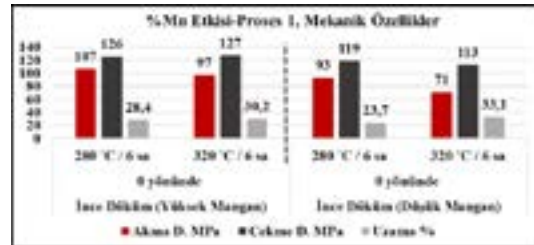
#### 1,2 mm kalınlıkta ara tav uygulaması (Proses 1)

Şekil 9’da, 1,2 mm kalınlıkta ara tav uygulamasına sahip, döküm kalınlığı ince ve farklı Mn içeriklerine sahip iki numunenin nihai tav sonrası Erichsen test sonuçları karşılaştırılmıştır. Bu sonuca göre % Mn ilavesinin artmasının numunenin Erichsen değeri üzerinde olumlu bir etkisi gözlenmemiştir.



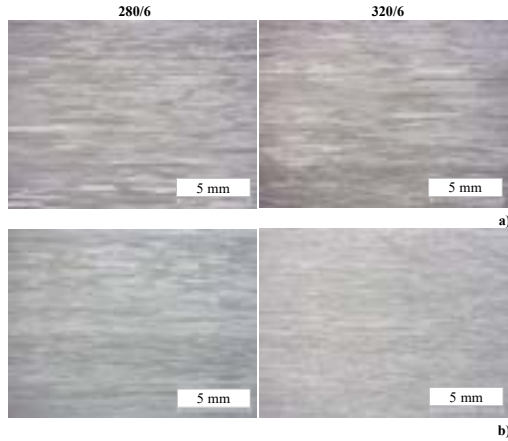
Şekil 9. Mangan elementinin Erichsen değerleri üzerindeki etkisi, Proses 1 (İnce Döküm, Yüksek ve Düşük Mangan)

Şekil 10’da ise aynı proses için mekanik özellikler karşılaştırılmıştır. Mn elementinin mukavemeti artırma etkisi sayesinde yüksek mangan içeriğine sahip olan numunenin daha yüksek mukavemete sahip olduğu tespit edilmiştir. Mn elementi yeniden kristallenme sıcaklığının yükselmesine neden olduğundan 320 °C’deki mukavemetler kıyaslandığında düşük Mn içeriğine sahip numunenin akma değerinin daha fazla düştüğü görülmektedir.



Şekil 10. Mangan elementinin mukavemet ve uzama değerleri üzerindeki etkisi, Proses 1 (İnce Döküm, Yüksek ve Düşük Mangan)

Şekil 11’de ise aynı döküm kalınlığındaki, farklı Mn içeriğine sahip numunelerin nihai kalınlıktaki tane yapıları karşılaştırılmıştır. Mn elementinin tanelerin büyümesi üzerindeki etkisi bulunmaktadır. Buna paralel olarak yüksek Mn içeriğine sahip olan numunenin tanelerinin daha büyük olduğu görülmektedir. İnce döküm kalınlığına sahip numunenin kalın döküme göre daha kaba bir tane yapısına sahip olduğu görülmektedir.

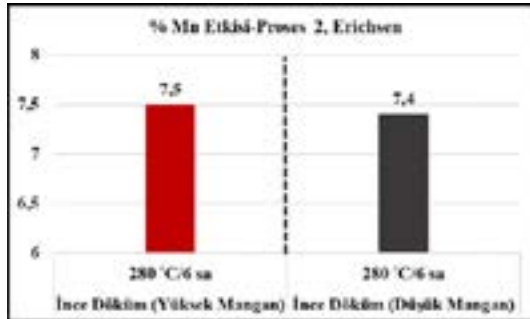


Şekil 11. Mangan elementinin tane yapısı üzerindeki etkisi Proses 1 a) İnce Döküm-Yüksek Mangan b) İnce Döküm-Düşük Mangan

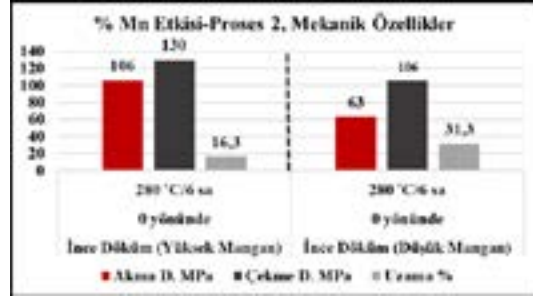
#### 0,68 mm kalınlıkta ara tav uygulaması (Proses 2)

Şekil 12’de, 0,68 mm kalınlıkta ara tav uygulamasına sahip, ince döküm kalınlığına sahip ve farklı Mn içeriğine sahip numunelerin 280 °C/6 sa tav sonrasındaki Erichsen test sonuçları karşılaştırılmıştır. Buna göre bu sıcaklıkta elde edilen Erichsen değerinin yakın olduğu görülmüştür.

Şekil 13’de aynı prosese ait mekanik özellik sonuçları incelendiğinde Mn elementinin mukavemet artırıcı etkisi görülmektedir. Ara tav kalınlığının 0,68 mm’de yapılması ile toplam deformasyon miktarının azalması, Mn değeri düşük olan malzemede kristallenmeye ve sıcaklığa duyarlı hale gelmesine neden olmuştur. Bu neden ile 1,2 mm’de yapılan ara tavlı prosese kıyas ile akma mukavemeti ve Erichsen değeri düşmüştür.

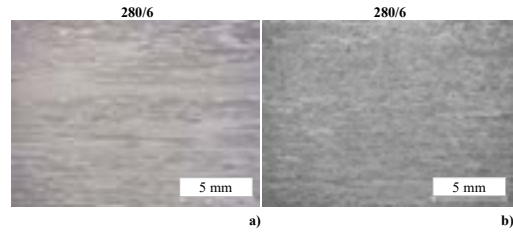


Şekil 12. Mangan elementinin Erichsen değerleri üzerindeki etkisi, Proses 2 (İnce Döküm, Yüksek ve Düşük Mangan)



Şekil 13. Mangan elementinin mukavemet ve uzama değerleri üzerindeki etkisi, Proses 2 (İnce Döküm, Yüksek ve Düşük Mangan)

Şekil 14’te Mn elementinin tane yapısı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Mn elementi yeniden kristallenme sıcaklığını yükselttiği ve taneleri büyültüğü için düşük Mn içeriğine sahip malzemenin daha ince tane yapısına sahip olduğu ancak daha fazla kristallendiği görülmektedir.



Şekil 14. Mangan elementinin tane yapısı üzerindeki etkisi Proses 2 a) İnce Döküm-Yüksek Mangan b) İnce Döküm-Düşük Mangan

#### 4. Sonuç

-Farklı döküm kalınlıklarına ve farklı Mn içeriğine sahip numuneler ile 0,68 mm ve 1,2 mm’de ara tavlı proses çalışması yapılmış olup, bu parametrelerin 100 mikron nihai kalınlıktaki sahip olduğu mekanik özellikler ve derin çekilebilirlik özellikleri incelenmiştir.

-Yüksek döküm kalınlığına sahip numunenin döküm mikro yapısı daha homojen ve yüzeye yakın yerlerde uzayan tanelerin merkeze olan mesafesi daha uzak olduğu için nihai yüzeydeki tane yapısının da daha ince olduğu görülmüştür.

-Döküm kalınlığının artması toplam deformasyon miktarını artırdığından dolayı nihai üründe mukavemet artışı olmaktadır.

-Yüksek Mn içeriğine sahip numune daha geç yeniden kristallenmektedir ve yüksek sıcaklıklarda daha mukavim bir özellik göstermektedir.

-Ara tav kalınlığının 1,2 mm'de yapılmasının (Proses 1), tane yapısı, mekanik özellikler ve erichsen değeri üzerinde olumlu etkisi olduğu gözlenmiştir.

- Yapılan çalışmanın anizotropik özelliklerinin incelenmesi için yeni bir çalışma yapılacaktır.

### Referanslar

- [1] Chen, W., Zhao, P. Z., Zhou, Y. L., & Pan, Y. F. (2016). Effects of Homogenization Conditions on the Microstructures of Twin-Roll Cast Foil Stock of AA8021 Aluminum Alloy. *Materials Science Forum*, 877, 296–302.
- [2] CHEN, Z.-wei, LI, S.-shun, & ZHAO, J. (2012). Homogenization of twin-roll cast A8006 alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(6), 1280–1285.
- [3] J. Hirsch, *Aluminium Sheet Fabrication and Processing*, Chapter 23, Page 721
- [4] A. Slámová, Effect of Strain Level on Recrystallisation Response of AA80006 and AA 8011 Thin Strips, *Metal 2001*, 15.-17.5.2001, Ostrava, Czech Republic
- [5] K. Delijić, V. Asanović and D. Radonjić, The Effect of the Thermo-Mechanical Processing on the Properties of some Al-Fe-Si Alloys with High Fe/Si Ratio, *Material Science Forum*, Vol. 555, pp 559-563, 2007 Trans Tech Publications, Switzerland
- [6] U. Ataşen, Soğuk Haddelenmiş 3003, 3105, 3005 Alüminyum Alaşımlarında Alaşım Elementi Olarak Magnezyumun Etkisi, *Y. Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi*, 2015, İstanbul, Türkiye.
- [7] M. Cengiz, İkiz Merdane Yöntemi ile 1XXX Serisi ve 3XXX Serisi Alüminyum Levha Üretimindeki Proses Parametrelerinin Özellikler Üzerindeki Etkisi, *Y. Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi*, 2018, İstanbul, Türkiye.
- [8] J. Hasenclever, Influence of Alloying Elements and Processing in AA 8006-alloys on Microstructure and Properties of Rolled Products, *Material Science Forum*, Vols. 794-796, pp 1147-1151, 2014 Trans Tech Publications, Switzerland.
- [9] G. Devendar, A. Chennakesava Reddy, Study on Deep Drawing Porcess Parameters – A Review, *International Journal of Scientific & Engineering Research*, Volume 7, Issue 6, June 2016
- [10] N. Kamikawa, H. Marino, Quantitative Analysis of Load-Displacement Curves in Erichsen Cupping Test for Low Carbon Steel, *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, 2019

# Ekstrüzyon Prosesi Soğutma Türünün Alüminyum Alaşımı Çarpışma Kutularının Mekanik Özelliklerine, Katlanma Performansına ve Mikro Yapı Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi

## Investigation of the Cooling Type of Extrusion Process on the Mechanical Properties, Folding Performance and Microstructural Properties of Aluminum Alloy Crash Boxes

İrem SAPMAZ<sup>1</sup>, Emrah Fahri ÖZDOĞRU<sup>2</sup>, Asım ZEYBEK<sup>1</sup>

1 Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, Türkiye  
2 TRİ Metalürji, Türkiye

### Abstract

Aluminum alloys produced by casting and extrusion methods are widely used as structural parts in the automotive industry, especially in line with the goal of weight reduction. The collision box, which is one of the aluminum structural parts produced by the extrusion method used in the crush management systems of the vehicles, has high mechanical properties and energy absorption capability. In this study, the effect of the cooling type used in the extrusion process of the AA6005 alloy used in the crash box production on the T5 heat treatment will be evaluated. Profiles that will be compared between air cooling, spray cooling and cooling in the water pool will be subjected to artificial aging at the optimum temperature and time. After the heat treatment, the microstructure of the profiles will be examined; then hardness test and tensile test will be performed to determine the hardness, yield strength, tensile strength and % elongation values. Relevant profiles will be subjected to the compression test and the folding performance will be examined. As a result, the effect of the cooling type used in the extrusion process on the folding performance of the aluminum profile will be explained.

### Özet

Döküm ve ekstrüzyon yöntemleriyle üretilen alüminyum alaşımları, otomotiv sektöründe özellikle ağırlık azaltma hedefi doğrultusunda yapısal parça olarak yaygın olarak kullanılmaktadır. Araçların çarpışma sistemlerinde kullanılan ekstrüzyon yöntemiyle üretilmiş alüminyum yapısal parçalardan birisi olan çarpışma kutusunda yüksek mekanik özellikler ve enerji sönümleme yeteneği beklentisi bulunmaktadır. Bu çalışmada, çarpışma kutusu üretiminde kullanılan AA6005 alaşımının ekstrüzyon prosesinde kullanılan soğutma türünün T5 ısı işlemine olan etkisi değerlendirilecektir. Hava soğutma, sprey soğutma ve su havuzunda soğutma işlemlerinin karşılaştırması yapılacak

olan profiller optimum sıcaklık ve süre değerinde yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulacaktır. Isıl işlem sonrasında profillerin mikro yapı incelemesi yapılacak; ardından sertlik testi ve çekme testi yapılarak sertlik, akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve % uzama değerleri tespit edilecektir. İlgili profiller, basma testine tabi tutularak katlanma performansı incelenecektir. Sonuç olarak, ekstrüzyon prosesinde kullanılan soğutma türünün alüminyum profilin katlanma performansı üzerine etkisi açıklanacaktır.

### 1. Giriş

Ekstrüzyon prosesi, otomotiv sektörünün talep etmiş olduğu ağırlık azaltma hedefleri doğrultusunda gerek yöntemin sağlamış olduğu boşluklu profillerin üretim avantajı gerekse yüksek mekanik isteklerin kolaylıkla karşılanabilmesi noktasında alüminyum profillerin üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Günümüzde enerji sönümleme sistemlerinden çarpışma kutularında da alüminyum alaşımlarının kullanımının yaygınlaşmaya başladığı görülmektedir. [1] Alüminyum alaşımından ekstrüzyon yöntemiyle çarpışma kutusu üretiminde, enerji sönümleme yeteneğini etkileyecek parametreler bulunmaktadır. Bunlar ekstrüzyon edilecek alaşımın kimyasal kompozisyonu, ekstrüzyon proses parametreleri, ekstrüzyon presi çıkışında profillere uygulanan soğutma türü ve üretim sonrasında profillere uygulanan ısı işlem olacak şekilde özetlenebilmektedir. [2]

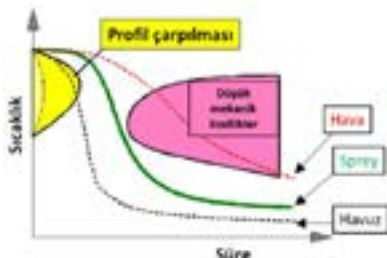
Ekstrüzyon profillerinin soğutma yöntemi, profilin mekanik özelliklerinin ve katlanma performansının üzerinde belirgin bir etkiye sahiptir. Yavaş soğutmada, ekstrüzyon profilinin yapısında oluşan çökeltilerin boyutu daha büyük olacağı için ardından yapılacak ısıl işlemin etkisi zayıflamaktadır. Bundan dolayı, profilin gerek mekanik özellikleri gerekse katlanma performansı negatif etkilenmektedir. Hızlı soğutmada ise yapıda oluşan çökeltilerin büyüme olasılığı düşeceği için gerek mekanik özellikleri gerekse katlanma

performansı yüksek olacaktır. Ancak hızlı soğutmada yöntemin belirlenmesi kritik bir önem arz etmektedir.

Soğutma sırasında dikkat edilmesi gerek hususların başında soğutma hızı gelmektedir. Soğutma prosesinde yaşlandırma işlemi öncesi istenen husus alaşımın mevcut fazını korumasıdır. Ekstrüzyon profilinde hızlı soğutma tercih edilmektedir. Alaşım homojenize edildiği zaman, Mg<sub>2</sub>Si fazları belirli noktalarda toplanıp faz içinde çözündürülür. Yavaş soğuma yapıldığı taktirde belirli noktalarda kümelenip çözündürülmüş Mg<sub>2</sub>Si fazı büyük çökeltiler meydana getirecektir. Bu büyük çökeltiler de malzemenin mekanik özelliklerini ve enerji sönmüleme yeteneğini olumsuz yönde etkileyecektir. Bunu gidermenin tek yolu da tekrardan tavlama yapmaktır. [1,2]

Hızlı soğutma yapıldığı taktirde çözündürülmüş Mg<sub>2</sub>Si fazının tekrardan çökmesi için yeterli süre tanınmaz ve partiküller katı Al alaşımı içinde çözünmeden kalır. Bu da süper doymuş bir katı çözelti elde edilmesini sağlamaktadır. Bu fazın mukavemeti oldukça yüksektir ve partiküller çökmediği için daha sonrasında yapılabilecek yaşlandırma işlemlerinin de daha verimli sonuçlanmasına zemin hazırlar. [5]

Her profil türü için en iyi soğutmaya belirlemek için, üretim hattında tüm parametrelerin ve tüm soğutma türlerinin seçilebilir olması önemlidir. Daha yüksek bir ısı transfer katsayısı, profillerin daha etkili bir şekilde soğutulması anlamına gelir [4]. Öte yandan hızlı soğutma, profillerin çarpılmasına neden olabilir. Bu durum özellikle profilin enine kesitinde farklı et kalınlıkları varsa ve kesit kompleks bir geometriye sahipse kritik bir önem arz etmektedir [6]. Hedeflenen katlanma performansına ulaşmak için her profil için optimum üretim parametrelerinin tanımlanması gerekir. Soğutma prosesi sırasında dikkat edilmesi gereken hususlar Şekil 4'te gösterilmektedir. Soğutma prosesi esnasında şekilde gösterilen iki alana dikkat edilmesi gerekmektedir. İlk bölge profilin çarpıldığı ve soğutmanın çok hızlı olduğu, ikinci bölge ise mekanik özelliklerin negatif etkilendiği ve yavaş soğutmanın gerçekleştiği alanları temsil etmektedir.



Şekil 1. Zamanın bir fonksiyonu olarak soğutmada kritik alanlar [6]

Bu çalışmada kapsamında, ekstrüzyon presi çıkışında profillere uygulanan soğutma türünün aynı kondisyon

değerinde ısı işlem gördükten sonra; mekanik özelliklerine, mikroyapısına ve katlanma performansına etkisi incelenecektir.

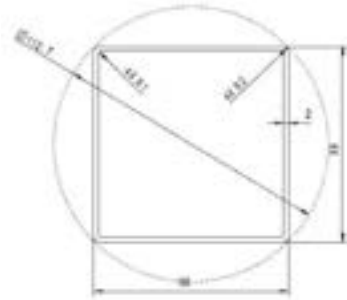
## 2. Deneysel Çalışmalar

Ekstrüzyon prosesinde kullanılan 6005A alaşımına ait kimyasal kompozisyon aralıkları Çizelge 1'de paylaşılmaktadır.

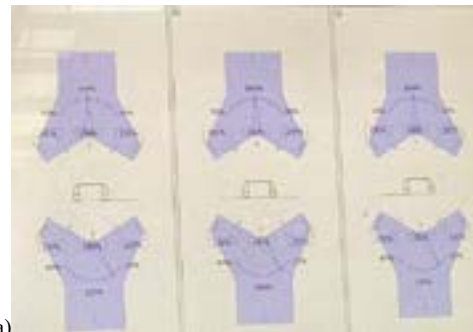
Çizelge 1. 6005A alaşımının kimyasal kompozisyon aralığı

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
0,216-1,2	≤0,20	≤0,20	≤1,5	0,316-0,9	≤0,2
Ti	V	Diğerleri		Ni	
		Her biri	Toplam		
≤0,15	≤0,05	≤0,2	≤0,20	≤0,15	Kalan

Ekstrüzyon prosesinde ilgili alaşım kullanılarak üretilen profil geometrisi Şekil 1'de gösterilmektedir. Profilin üretimi sürecinde üç farklı soğutma türü kullanılmıştır. Bunlar hava soğutma, sprej soğutma ve havuzda soğutma olarak belirlenmiştir. Soğutma parametreleri ile ilgili görseller Şekil 2'de gösterilmektedir. Hava soğutma işleminde tamamen hava, sprej soğutmada tüm nozulların %100 kapasiteyle çalışmasıyla ve havuzda ise pres çıkışına soğutma havuzu kurulmasıyla profillerin soğutulması gerçekleştirilmiştir.

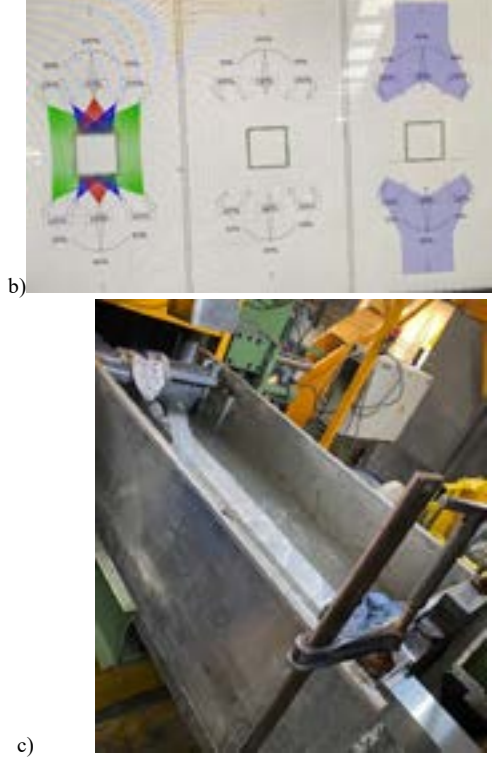


Şekil 1. 6005A çarpışma kutusu profil geometrisi



a)





**Şekil 2.** Ekstrüzyon presi çıkışı profillere uygulanan soğutma türleri; a) Hava, b) Sprey soğutma, c) Havuzda soğutma.

Farklı türlerde soğutulan profiller, optimum ısı işlem parametreleri olan 185 °C'de 6 saat süreyle Piri Thermnevo marka fırın kullanılarak ısı işlemi tabi tutulmuştur.

Isıl işlem uygulanan profillerden DIN 50125 uygun olacak şekilde çekme çubuğu numuneleri çıkartılmıştır. Soğutma türlerine bağlı olarak ısı işlem görmüş çekme çubuklarının çekme özellikleri, Shimadzu AG – IS model 250 kN kapasiteli çekme test cihazıyla belirlenmiştir. Test sonuçları, ISO EN 6892-1 standardına uygun olarak oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Her bir parametre için minimum dört adet test gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin sertlik testleri ise EN6506-1 standardına göre DIGIROCK-RBV model sertlik ölçüm cihazı ile oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Numuneler için cihaz içerisinde Alüminyum-Brinell (Al-HB) olarak kodlanan program seçildikten sonra numunenin yüzeyine 2,5 mm çapa sahip bilya ile toplamda 62,5 kg yük uygulanmıştır. Yük kaldırıldıktan sonra numunenin yüzeyinde oluşan izin çapı, optik gözlemleyici sayesinde hem x hem de y ekseninde olacak şekilde ölçülmüştür. İki eksen de ölçülen çap

değerlerinin sisteme girilmesiyle sertlik değerleri elde edilmiştir.

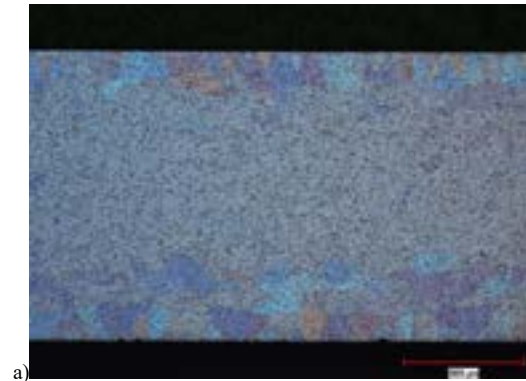
Mikroyapısal analiz için her bir numune sırasıyla 180, 800, 1200 ve 2000 grid derecelerine sahip zımpara kağıtları kullanılarak zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi tamamlanan numuneler koloidal silika kullanılarak parlatılmıştır. Numunelerin dağlama işlemi ise elektrolitik dağlama ile 3,5 ml asetik asit, 3 ml su ve 50 ml pikral kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

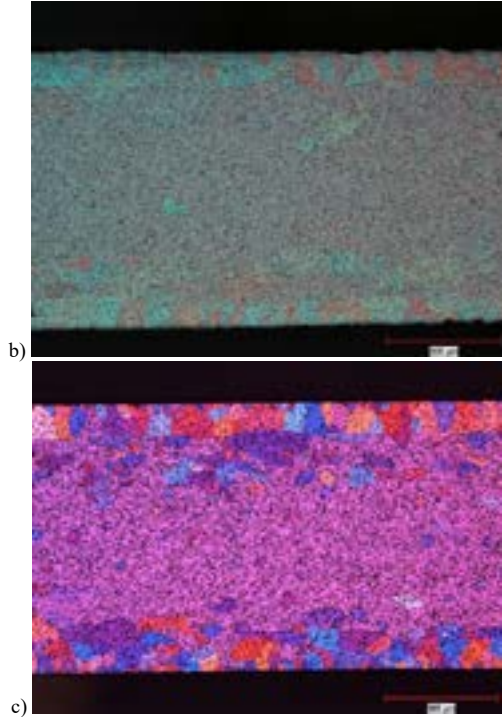
Son olarak enerji sönümlenme yeteneğinin değerlendirileceği basma testi için ise 300 mm uzunluğa sahip profiller, Shimadzu marka 250 kN kapasiteye sahip basma testi cihazı kullanılarak 200 mm boyunca dikey doğrultuda basma kuvvetine maruz bırakılmıştır. Numunelerin soğutma yöntemine bağlı katlanma performansı değerlendirilmiştir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Soğutma türlerine bağlı olarak profillerden elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 3'te gösterilmektedir. Elde edilen mikroyapı görüntülerine göre, hava ile soğutulan profilde oluşan yeniden kristallenmiş bölgelerin tane yapısının daha büyük olduğu gözlemlenmektedir. Sprey soğutma kullanılarak üretilen profillerde ise kaba tane oluşumunun kısmen azaldığı görülmektedir. Profiller havuzda soğutulduğunda ise oluşan kaba tanelerinin boyutunun küçüldüğü ve dağılımının daha homojen olduğu sonucuna varılmıştır. Numunenin merkez bölgesinde büyümüş halde bulunan tanelerin boyutunun ve sayısının soğutma hızına bağlı olarak azaldığı gözlemlenmektedir.

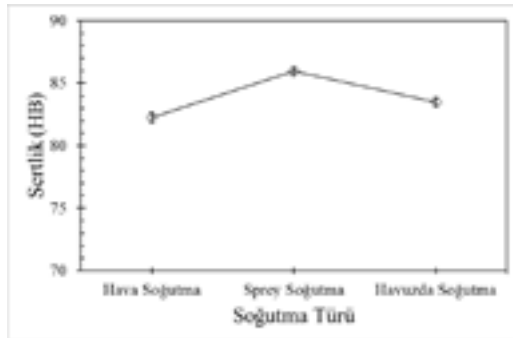
Sprey soğutma ve havuzda soğutma ile elde edilen mikroyapı görüntülerinde belirgin bir fark gözlemlenirse de hava ile soğutulan mikroyapı numunelerinde belirgin bir fark gözler önüne serilmektedir. Sonuç olarak, soğutma hızının artması durumunda mikroyapı incelemelerinde tane yapısının daha düzenli forma geldiği görülmektedir.





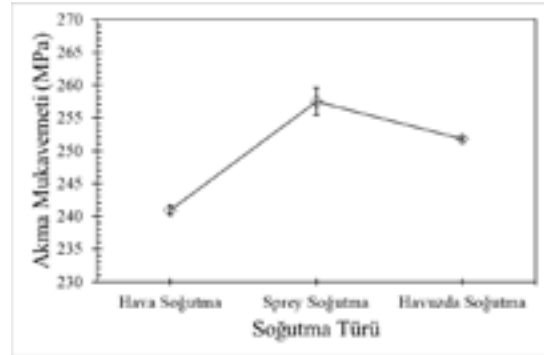
Şekil 3. Soğutma türlerine bağlı olarak profillerden elde edilen mikroyapı görüntüleri; a) Hava ile soğutma, b) Sprey soğutma, c) Havuzda soğutma

Soğutma türlerine bağlı olarak gerçekleştirilen sertlik ölçüm sonuçları Şekil 4'te gösterilmektedir. Yapılan ölçüm sonuçlarına göre, sprey soğutma kullanıldığında en yüksek sertlik değeri elde edildiği görülmektedir. Hava soğutma ve havuzda soğutma sonucunda elde edilen sertlik değerlerinin birbirine yakın sonuç vermektedir.



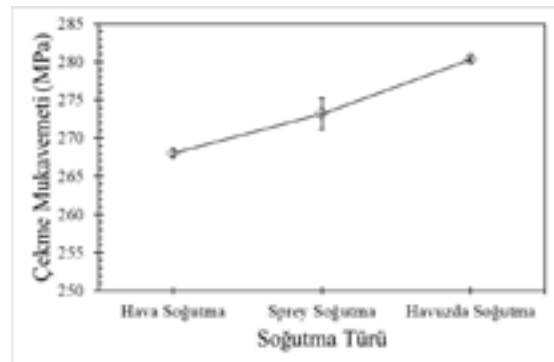
Şekil 4. Soğutma türlerine bağlı olarak elde edilen sertlik değerleri

Soğutma türlerine bağlı olarak gerçekleştirilen çekme testi sonucunda elde edilen akma mukavemeti değerleri Şekil 5'te gösterilmektedir. Hava soğutmada en düşük akma mukavemeti elde edilirken, sprey soğutmada akma mukavemeti değerinde belirgin bir artış gözlemlenmektedir. Havuzda soğutmada ise sprey soğutmadan daha düşük akma mukavemeti görülmektedir. Ancak düşme trendinin çok belirgin olmadığı görülmektedir.



Şekil 5. Soğutma türlerine bağlı olarak elde edilen akma mukavemeti değerleri

Soğutma türlerine bağlı olarak gerçekleştirilen çekme testi sonucunda elde edilen çekme mukavemeti değerleri Şekil 6'da gösterilmektedir. Hava soğutma yönteminde en düşük çekme mukavemeti değeri elde edilirken sprey soğutma ve havuz soğutma yöntemlerinde çekme mukavemeti değerlerinin belirgin bir şekilde iyileştirildiği gözlemlenmektedir. Havuz soğutmada en yüksek çekme mukavemeti değeri elde edilmektedir.

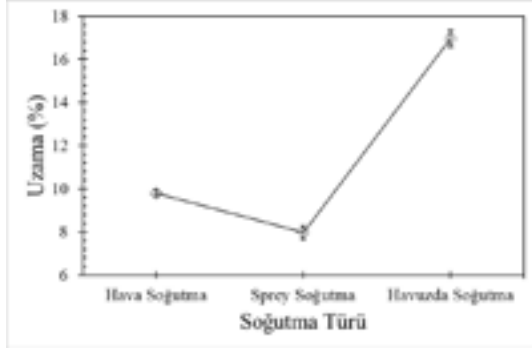


Şekil 6. Soğutma türlerine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri

Soğutma türlerine bağlı olarak gerçekleştirilen çekme testi sonucunda elde edilen % uzama değerleri Şekil 7'de gösterilmektedir. Sprey soğutmada en düşük % uzama



değeri elde edildiği görülmektedir. Ancak havuz soğutma yöntemi kullanıldığında profilin % uzama değeri belirgin bir şekilde iyileştirildiği sonucuna varılmaktadır.



Şekil 7. Soğutma türlerine bağlı olarak elde edilen % uzama değerleri

Soğutma türlerine bağlı olarak gerçekleştirilen basma testi sonucunda elde edilen profil görüntüleri Şekil 8'de gösterilmektedir.

Elde edilen katlanma performansına göre, hava soğutma yöntemi kullanılan profilin katlanma performansının çok kötü olduğu sonucuna varılmaktadır. Yavaş soğuma, profilin katlanma özelliğini negatif yönde etkilemektedir.

Sprey soğutma yöntemi kullanıldığında ise profilin katlanma performansında belirgin bir iyileşme olduğu görülmektedir. Ancak profilin katlanma bölgelerinde çatlaklar oluştuğu tespit edilmiştir. Sonuç olarak, sprey soğutma yöntemi profilin katlanma performansını iyileştirmiş ancak profil yeterli soğutma hızını yakalayamadığı için profilin katlanma bölgelerinde çatlak oluşumları gözlemlenmiştir. Aynı zamanda katlanma bölgelerinde, mikroyapı görüntülerinde de gözlemlenen kaba tanelerin oluşumundan dolayı portakallanma problemi ile karşılaşmıştır [6]. Tane yapısı özellikle portakallanma hatasının kontrolü için kritik önem arz etmektedir [7].

Son olarak havuz soğutma yöntemi kullanılarak yapılan üretimin basma testi sonuçlarında ise katlanma bölgelerinde hiçbir çatlak oluşumuna rastlanmamaktadır. Havuz soğutmada, soğuma hızı en yüksek mertebelere ulaştığı için profilin katlanma performansının belirgin bir şekilde iyileştirildiği görülmektedir. Profilin katlanma bölgelerinde herhangi bir portakallanma problemi ile karşılaşmamıştır.

Sonuç olarak hızlı soğutma ile birlikte iyileşen % uzama değeri, profilin katlanma performansını belirgin bir şekilde iyileştirmektedir. Hızlı soğutma sayesinde daha az kaba taneye sahip, daha homojen bir mikroyapı elde edilmesiyle basma testi sonrasında profillerin katlanma bölgelerinde oluşan portakallanma hatası elimine edilmiştir.



a)



b)



c)

Şekil 8. Soğutma türlerine bağlı olarak gerçekleştirilen basma testleri sonucunda elde edilen profil görüntüleri; a) Hava soğutma, b) Sprey soğutma, c) Havuz soğutma

#### 4. Sonuç

- Artan soğutma hızına bağlı olarak yeniden kristalleşme bölgesinin daha küçük tanelerle oluştuğu ve profilin merkez hattında büyümüş tanelerin sayısının azaldığı görülmektedir.
- Sprey soğutmada profilin sertlik değerinde artış gözlemlenmiştir ancak belirgin bir artma ya da azalma trendi gözlemlenmemektedir.
- Akma mukavemeti özelinde; en düşük performans gösteren hava soğutma iken sprej soğutma ise en yüksek akma mukavemeti değerine sahiptir. Çekme mukavemetinde ise hızlı soğutma sonucunda en yüksek çekme mukavemeti değeri havuz soğutmada elde edilmiştir.
- Havuz soğutma yönteminin sağlamış olduğu hızlı soğuma performansı ile profilin % uzama özelliği belirgin bir şekilde iyileştirilmiştir.
- Hızlı soğuma sonucunda % uzama değeri ile birlikte profilin katlanma performansında belirgin iyileşme gözlemlenmiştir.
- Hızlı soğutma ile elde edilen mikroyapı sayesinde, katlanma testi sonrasında numunelerin katlanma bölgelerinde karşılaşılan portakallanma probleminin oluşumu engellenmiştir.

#### Teşekkür

Bu çalışmada katkılarından dolayı Yeşilova Holding'e, deneme çalışmalarının gerçekleştirildiği Cansan Alüminyum'a ve mikroyapısal inceleme çalışmalarında verdiği destekten ötürü TRI Metalürji ekibine çok teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] J.C. Benedyk, Aluminum alloys for lightweight automotive structures, Woodhead Publishing Limited, 2010. doi:10.1533/9781845697822.1.79.
- [2] N.N. Jensen, Microstructure And Properties Of Extruded Al-Alloys For Crash Components In Cars, PhD (2014).
- [3] J.L. Cavazos, R. Colás, Precipitation in a heat-treatable aluminum alloy cooled at different rates, Mater. Charact. 47 (2001) 175–179. doi:10.1016/S1044-5803(01)00164-4.
- [4] J. Buha, R.N. Lumley, A.G. Crosky, K. Hono, Secondary precipitation in an Al-Mg-Si-Cu alloy, Acta Mater. 55 (2007) 3015–3024. doi:10.1016/j.actamat.2007.01.006.
- [5] S. Bikass, B. Andersson, A. Pilipenko, H.P. Langtangen, Simulation of initial cooling rate effect on the extrudate distortion in the aluminum extrusion process, Appl. Therm. Eng. 40 (2012) 326–336. doi:10.1016/j.applthermaleng.2012.02.012.
- [6] C. Paper, A. Schiffl, H. Aluminium, I. Extrusion,

6Xxx-Crash Alloys From Hai : an Example of the Success Story of the Complete Value Chain Under One Roof, (2015).

- [7] D.O. Odoh, Effect of Alloy Composition on the Hot Deformation Behavior , Extrudability and Mechanical Properties of AA6XXX Aluminum Alloys, (2017). <http://hdl.handle.net/10012/12116>.

# Otomotiv Sektöründe Kullanılan Çarpışma Kutularının Darbe Sönümlenme Yeteneğinin Sayısal ve Deneysel İncelemesi

## Numerical and Experimental Investigation of Shock Absorbing Ability of Crash Boxes Used in the Automotive Industry

Göktuğ YILMAZ, Osman Halil ÇELİK

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Shock absorbing systems are used in engineering applications to carry out transmission of impact energy in a more controlled manner and to minimize the amount of damage. Especially in the automotive industry, it is important for safety to absorb kinetic energy that occurs as a result of collision. For this purpose, structures called crash boxes, which are placed between front and rear bumpers and chassis, are frequently used. The property expected from these structures is high ductility as well as high strength. Thus, both vehicle and passenger safety can be ensured. Alloys developed in the automotive industry are analyzed using experimental methods and numerical methods. Although it is a necessity to conduct experiments to obtain the most accurate result, the number of experiments that need to be done can be reduced by determining in advance how much the alloy will deform, whether tearing or fragmentation will occur, thanks to simulation software. In this study, quasi-static compression simulation was carried out using numerical methods, and force acting on the crash box during the simulation was determined depending on the displacement. As a result of the studies, it has been observed that by providing appropriate data for simulation programs, similar values with real-time tests can be obtained.

### Özet

Darbe sönümleyici sistemler, mühendislik uygulamalarında darbe enerjisinin iletimini daha kontrollü bir şekilde gerçekleştirerek, ortaya çıkacak hasar miktarını en düşük seviyede tutmak amacıyla kullanılmaktadır. Özellikle otomotiv sektöründe çarpışma sonucu meydana çıkan kinetik enerjinin sönümlenebilmesi güvenlik açısından önem taşımaktadır. Bu maksatla, ön ve arka tampon ile şase arasına yerleştirilen ve çarpışma kutusu adı verilen yapılar sıklıkla kullanılmaktadır. Bu yapılardan beklenen özellik yüksek mukavemetin yanı sıra yüksek sünekliktir. Böylece hem araç hem de yolcu güvenliği sağlanabilmektedir.

Otomotiv sektöründe geliştirilen alışımlar, deneysel yöntemler ve sayısal yöntemler kullanılarak test edilmektedir. En doğru sonucu elde etmek için deneysel yöntemlere başvurmak bir zorunluluk olsa da, simülasyon çalışmaları sayesinde alışımların ne ölçüde deforme olacağı, yırtılma veya parçalanmanın gerçekleşip gerçekleşmeyeceği önceden belirlenerek, yapılması gereken deney sayısı azaltılabilir. Bu çalışma kapsamında, sayısal yöntemler kullanılarak yarı statik basma simülasyonu gerçekleştirilmiş olup, simülasyon boyunca çarpışma kutusuna etki eden kuvvet değeri, yer değiştirmeye bağlı olarak belirlenmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda simülasyon programları için uygun girdilerin sağlanması ile gerçek zamanlı testlerde elde edilebilecek sonuçlara yakın sonuçların elde edilebileceği gözlemlenmiştir.

### 1. Giriş

İnsanlara güvenli bir sürüş deneyimi yaşatmak, otomotiv firmaları tarafından üzerinde büyük bir hassasiyetle çalışılmakta olan bir konudur. Oluşacak can ve mal kaybını önlemek ve yaralanmaları en aza indirmek amacıyla çeşitli teknolojiler geliştirilmiş ve otomotiv sistemlerine entegre edilmiştir. Kilitleme karşı frenleme sistemi (ABS), patinaj engelleme sistemi (TCS), şerit takip sistemi, park sensörü ve hava yastığı gibi sistemler, sürüş güvenliği denince akla ilk gelen teknolojilerdir. Bu çalışma kapsamında incelenen çarpışma kutuları ise, yine araç içi güvenliğin sağlanmasında kullanılan yapılardan olup, araç ön ve arka tamponu ile şase arasında bulunmaktadır. Tanımı itibarıyla çarpışma kutuları, metal veya kompozit malzemelerden yapılan ve çarpışma esnasında açığa çıkan kinetik enerjinin bir kısmını absorbe ederek, araç güvenliğini sağlayan pasif güvenlik elemanlarıdır [1]. Otomotiv üreticileri, daha emniyetli bir sürüş için hayati öneme sahip bu yapıların geliştirilmesi ve performanslarının iyileştirilmesi için ciddi yatırımlar yapmaktadırlar. Literatürde de çeşitli geometri ve malzeme özelliklerine sahip çarpışma kutuları üzerine yapılmış birçok çalışma mevcuttur. Özellikle alüminyum, hem hafif olması hem de özgül mukavemet değerinin yüksek olması

nedeniyle, çarpışma kutularının yapımında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu nedenle otomotiv firmalarının talep ettiği süneklik ve dayanım değerlerinin elde edilebilmesi için özel alaşımlar geliştirilmektedir. Geliştirilen bu alaşımlar, hem deneysel hem de simülasyon çalışmalarıyla test edilmekte ve malzemenin istenen çarpışma performansını karşılayıp karşılamadığı belirlenmektedir. Örnek olarak, Kassim A. Abdullah ve arkadaşları tarafından yapılan “Experimental and Numerical Simulation of Hollow Structure under Compression Loading”[2] isimli çalışmada, 6061-T6 alaşımından üretilmiş karesel kesitli bir profilin darbe sönümleme becerisi yarı-statik basma testiyle analiz edilmiştir. Ardından Ls-Dyna programı kullanılarak simülasyon çalışması gerçekleştirilmiştir. Sonuçların birbiriyle uyumlu olduğu gözlenmiştir. Qing-fen Li ve arkadaşları tarafından yapılan[3] farklı bir çalışmada ise çeşitli geometrilere sahip çarpışma kutuları incelenmiş ve çarpışma performansı en iyi olan geometri belirlenmiştir. Çalışma sonucunda üzerinde kanal bulunan karesel kesitli profillerin, kanalsız olanlara kıyasla daha iyi darbe sönümlendiği sonucuna ulaşılmıştır. Son dönemlerde ise, çarpışma kutularının kompozit malzemeler kullanılarak üretilmesi, böylelikle daha hafif bir yapının elde edilmesine yönelik çalışmalar gündemdedir. Ma Quanjin ve arkadaşları tarafından yazılan “Quasi-static crushing response of square hybrid carbon/aramid tube for automotive crash box application”[4] isimli makale, bu maksatla yapılmış çalışmalara bir örnek teşkil etmektedir. Çalışma kapsamında karbon ve aramid fiberler kullanılarak üretilen, kare kesitli ve içi boş bir çarpışma kutusu üzerinde yarı-statik bir basma testi gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda kompozit yapının darbe sönümleme ve mukavemet açısından alüminyum ve diğer metaller kadar iyi sonuç verdiği gözlenmiştir. N. Nasir Hussain ve arkadaşları tarafından yapılan benzer bir çalışmada ise[5], cam elyaf takviyeli plastik kompozit (GFRP) malzemeden üretilmiş olan farklı kesitlerdeki çarpışma kutularının darbe sönümleme kabiliyetleri hem deneysel hem de nümerik olarak incelenmiştir.

Bu çalışma kapsamında ise, 80x80 mm kesit ölçülerinde, 2 mm et kalınlığına sahip, 300 mm uzunluğunda ve 6005-T6 alaşımından üretilmiş bir kare şekilli profil için basma simülasyonu gerçekleştirilmiştir. Ardından simülasyon ile aynı koşullarda bir basma deneyi de gerçekleştirilerek elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışma kapsamında basma testi gerçekleştirilmiştir. Testte Zwick/Roel Z 250 marka cihaz kullanılmış olup, cihaz kapasitesi 25 tondur. Basma testinin hızı ise 100 mm/dak olarak belirlenmiştir.

Deney düzeneği Şekil 1’de gösterilmiştir. Basma testi sonucunda elde edilen geometriler Şekil 2’de verilmiştir.

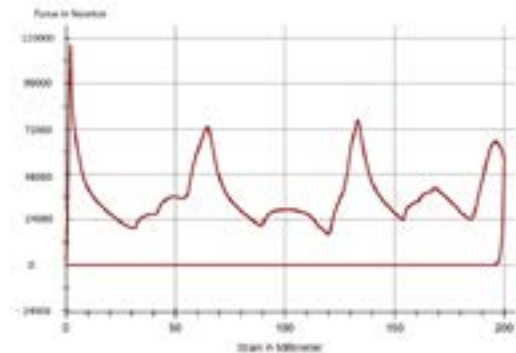


Şekil 1. Basma Test Cihazı



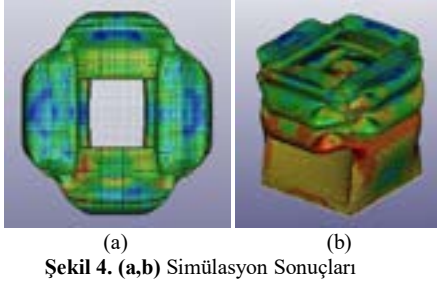
Şekil 2. (a,b) Basma Testi Sonuçları

Basma testi sonucunda elde edilen kuvvet-yer değiştirme eğrisi ise Şekil 3’te verilmiştir.

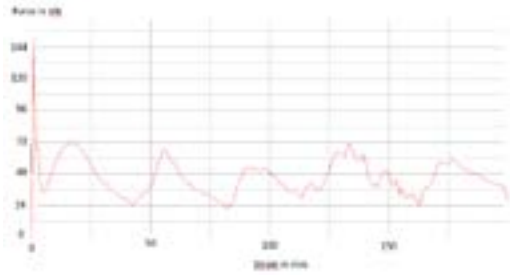


Şekil 3. Kuvvet- yer değiştirme eğrisi

Ardından sistem sayısal ortamda modellenmiş olup, basma testi simülasyonu sonucunda Şekil 4'te verilen geometri elde edilmiştir.



Şekil 5'te ise elde edilen kuvvet-yer değiştirme eğrisi verilmiştir.



Yarı statik simülasyonun gerçekleştirilebilmesi için Ls-Dyna programının implicit çözücüsü kullanılmıştır.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Deneyel çalışmalar sonucu ortaya çıkan maksimum kuvvet **117.6 kN** değerindedir. Maksimum kuvvet değeri aşıldıktan sonra sistem **20.4 kN** ile **74.4 kN** arasında değişken kuvvet değerleri almaktadır.

Simülasyon çalışmasıyla elde edilen maksimum kuvvet ise **151.8 kN**'dir. Bu değer aşıldıktan sonra sistem **22.8 kN** ile **70 kN** arasında değişmekte olan değerler almaktadır. Sonuçlar ve hata oranları Çizelge 1'de verilmiştir.

Çizelge 1. Sonuçlar

	Deneyel Değer	Sayısal Değer	% Hata
Tepe Noktası Kuvveti	117.6 kN	151.8 kN	29%
Salınım Üst Sınırı	74.4 kN	72 kN	3,30%
Salınım Alt Sınırı	20.4 kN	22.8 kN	11,7%

### 4. Yorum

Yapılan çalışma kapsamında, bir çarpışma kutusu profili üzerine düşen kuvvet değerleri, mesafeye bağlı bir şekilde hem deneyel hem de sayısal yöntemlerle incelenmiştir. Sayısal yöntemlerle elde edilen sonuçların, deneyel değerlerle uyumlu olduğu gözlenmiştir. Çalışmada elde edilen sonuçlar ve gelecek çalışmalarda göz önünde bulundurulması faydalı olacak hususlar aşağıda maddeler hâlinde belirtilmiştir.

- Basma testi esnasında pres tarafından uygulanan kuvvet, profil üzerinde plastik şekil değişimi başlayıncaya kadar sürekli bir şekilde artar. Şekil değişimi için yeterli kuvvet değerine ulaşıldığında ise, kuvvette ani bir düşüş yaşanır. Ardından profildeki katlanmalara paralel olarak kuvvet, iki değer arasında salınım yapar. Deneyel sonuçlar ve simülasyon ortamında elde edilen sonuçlar karşılaştırıldığında, her iki durumda da bu karakteristiğin elde edildiği görülmüştür.
- Elde edilen maksimum kuvvet ve bu değere ulaşıldıktan sonra sistemin salınım yaptığı aralık incelendiğinde, deneyel çalışmalar ve simülasyon çalışmaları arasında maksimum %29, minimum %3,3'lük bir hata hesaplanmıştır.
- Simülasyon ortamında malzemenin kusursuz olduğu kabul edilmiştir. Bu nedenle tepe noktası kuvvetinin deneyel çalışmaya nazaran daha yüksek olması beklenen bir durumdur.
- Malzeme modeli oluşturulurken sisteme yalnızca homojen deformasyon bölgesine kadar olan malzeme davranışı tanımlanmıştır. Çekme mukavemetinden sonra deformasyonun nasıl gerçekleşeceği belirtilmemiştir.
- Profil üzerinde oluşacak kuvvet dağılımlarının ve deformasyonların daha gerçekçi şekilde karakterize edilebilmesi için, gerçek gerilme/gerinim eğrilerine de ihtiyaç vardır. Çalışma kapsamında bu eğrilerden yararlanılmamıştır.
- İlerleyen çalışmalarda hata oranlarını düşürmek için malzeme modelinin, çekme gerilmesinden kopmaya kadar olan kısmı da kapsayacak şekilde genişletilmesi planlanmaktadır.
- Daha detaylı bir malzeme modeli sayesinde, profil üzerindeki çatlak ve yırtılmalarında öngörülmesi amaçlanmaktadır.

**Referanslar**

- [1] N.A.Z. Abdullah, M.S.M. Sani, M.S. Salwani, N.A. Husain, A review on crashworthiness studies of crash box structure, *Thin-Walled Structures*, Volume 153, 2020, 106795.
- [2] Abdullah KA, Mohamed Ali JS, Aminanda Y. Experimental and Numerical Simulation of Hollow Structure under Compression Loading. *AMR* 2012;576:651-4.
- [3] Q. Li, Y. Liu, H. Wang and S. Yan, Finite Element Analysis and Shape Optimization of Automotive Crash-Box Subjected to Low Velocity Impact, 2009 International Conference on Measuring Technology and Mechatronics Automation, 2009, pp. 791-794
- [4] Ma Quanjin, M.S.A. Salim, M.R.M. Rejab, Otto-Ernst Bernhardt, Ahmad Yunus Nasution, Quasi-static crushing response of square hybrid carbon/aramid tube for automotive crash box application, *Materials Today: Proceedings*, Volume 27, Part 2, 2020, Pages 683-690.
- [5] N. Nasir Hussain, Srinivasa Prakash Regalla & Yendluri V. Daseswara Rao (2020) Techniques for correlation of drop weight impact testing and numerical simulation for composite GFRP crash boxes using Ls-Dyna, *International Journal of Crashworthiness*.



# Regression Modeling of Tensile Strength at Twin Roll Casting Process

## İkiz Merdaneli Dökümde Çekme Mukavemetinin Regresyon Modellemesi

Ebru ŞEN, Hüseyin MERİÇ, S.Kaan İPEK

Teknik Alüminyum San. A.Ş. Türkiye

### Abstract

In order to predict the tensile strength of Al-alloys produced with twin roll casting after cold rolling and annealing processes, including alloying elements and casting parameters, a model was created by using Minitab by regression method. In the model created, it was determined which parameters were effective on the tensile strength, and the variation of the tensile strength in the interconnected binary relationship of each parameter with the contour plot graphics was also shown. The Rsq value of the created model is 97.40% and it has been compared with the operating results and it has been observed that it works with a difference of  $\pm 10$  Mpa. In the future, the practical application of the model and the resulting results will be studied.

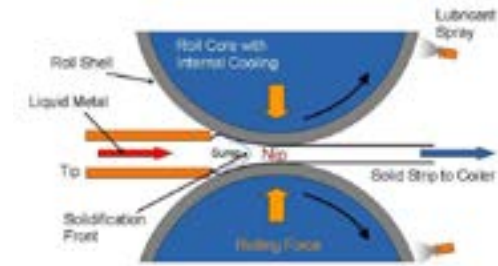
### Özet

Twin roll casting ile üretilen Al-alaşımının soğuk haddeleme ve tavlama işlemlerinden sonra göstereceği çekme mukavemetinin, alaşım elementleri ve döküm parametreleri de dahil edilerek tahmin edilebilmesi için, Minitab kullanılarak regresyon yöntemi ile bir model oluşturulmuştur. Oluşturulan modelde, hangi parametrelerin çekme mukavemetinde ne derecede etkili olduğu tespit edilmiş olup, kontür plot grafikleri ile her parametrenin birbirine bağlı ikili ilişkisinde çekme mukavemetinin değişimi de ayrıca gösterilmiştir. Oluşturulan modelin Rsq değeri %96,70 olarak çıkmıştır. Ayrıca, bağımsız işletme verileri ile model denenmiş olup,  $\pm 10$  Mpa fark ile çalıştığı gözlemlenmiştir.

### 1. Giriş

İkiz merdaneli sürekli döküm üretim yöntemi ile üretilen bobin, şerit ve plaka ürünlerinin göstereceği çekme mukavemeti değeri alaşım elementlerinin miktarı, döküm parametreleri ve beraberinde uygulanan termomekanik prosese göre değişiklik göstermektedir. Termomekanik

proseslerde deformasyon, sıcaklık ve süre olarak üç değişken bulunurken, döküm prosesinde 20'nin üzerinde bağımlı ve bağımsız değişken bulunmaktadır. Bu değişkenlerin her birinin tek başına çekme mukavemetine hangi doğrultuda ne kadar bir etki yarattığının tespiti ise uzun süreler boyunca çeşitli denemeler yapılarak sağlanabilmektedir ve bu sebeple işletmede bir veya birkaç parametrenin değiştirilmesi durumunda çekme mukavemetinin değişimini tahmin etmekte oldukça güç duruma gelmektedir. Bu doğrultuda hem döküm parametreleri hem de malzemelerin soğuk haddeleme ve nihai tavlama işlemi sonrası (termomekanik) göstereceği çekme mukavemetinin tayini için proses kontrol verilerinden yararlanılarak büyük veri üzerinde değişimler incelenmiştir. İncelemelerde değişken analizleri yapılmış ve lineer regresyon yöntemi ile değişkenliğe en fazla etki eden parametrelerin içerildiği matematiksel model oluşturulmuştur.



Figür 1. İkiz Merdane Döküm Yönteminin Şematik Olarak Gösterimi



## 2. Deneysel Çalışmalar

İlgili çalışmalar için 5 farklı ikiz merdaneli döküm hattından dökülmüş olan 1050,3003 ve 5005 alaşımlar kullanılmıştır. İlgili alaşımların tamamı model içerisinde elementlerine göre incelenmiştir. Element değişimleri dışında hatlar kategorize edilmemiştir. Alınan veriler farklı deformasyon oranlarında ve nihai tavlama sıcaklıklarında proses görmüş malzemeleri içermektedir. Bu ürünlerin alaşım elementlerinin ağırlıkça oranları, döküm parametreleri ve termomekanik proses detayları çıkartılarak Minitab yazılımında regresyon modeli çıkartılmıştır. Yapılan bu çalışmada toplam 1974 adet farklı ürüne ait veriler kullanılmıştır. Etki analizi ve regresyon modelinde kullanılan parametreler aşağıdaki gibi sıralanmıştır.



### Döküm Parametreleri

- Tip Genişliği (mm)
- Hat Hızı (cm/dk)
- Tip Ekseni (mm)
- Soğutma Suyu Giriş Sıcaklığı (°C)
- Soğutma Suyu Çıkış Sıcaklığı (°C) – (Alt ve Üst)
- Gergi
- Merdane Bombesi (mm)
- Merdane Çapı (mm) – (Alt ve Üst)
- Piston Basınçları (bar) – (Operatör ve Tahrik)
- Grafit Sprey Debisi (bar) – (Alt ve Üst)
- Grafit Sprey Genişliği (mm)
- Grafit Miktarı (cc)
- Alaşım Elementlerinin Ağırlıkça Oranı (%)

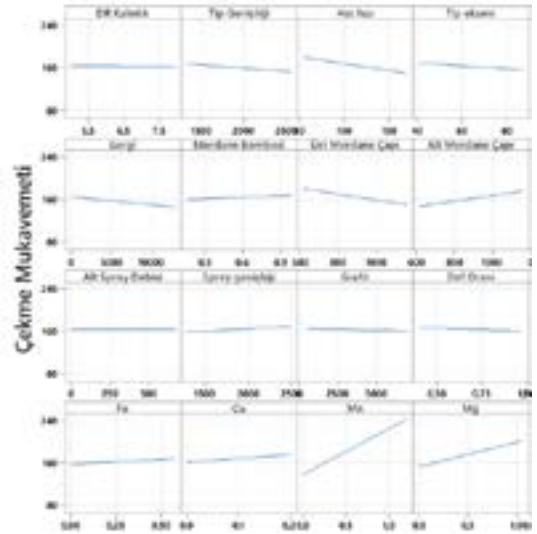
### Termomekanik Proses Parametreleri

- Toplam Deformasyon Oranı (%)
- Nihai Tavlama Sıcaklığı (°C)
- Nihai Tavlama Süresi (s)

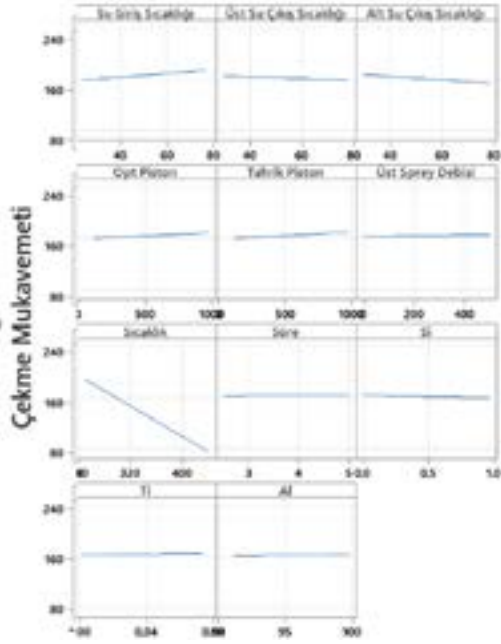
Regresyon modeli oluşturulurken, ilk olarak tüm parametreler kullanılmış olup, daha sonrasında p değeri 0,05'ten yüksek olan veriler modelden çıkartılarak, regresyon tekrarlanmıştır. İlk yapılan modele göre etki değeri p 0,05'ten az olan ve modele göre anlamsız kalan parametreler Grafik 1 ve Grafik 2'de verilmiştir.



Grafik 1. Çekme Mukavemetine Etki Eden Parametrelerin Etki Analizi – Pareto Grafiği



Grafik 2. Çekme Mukavemetine Etki Eden Parametrelerin Faktör Analizi



**Grafik 3.** Çekme Mukavemetine Etki Eden Parametrelerin Faktör Analizi

**Tablo 1.** Çekme Mukavemetine Etki Eden Parametrelerin Katsayıları (coef), p, VIF değerleri

Term	Coef	P-Value	VIF
Dökme Rulo Kalınlık	-0,797	0,396	13,19
Tip Genişliği	-0,01242	0	35,8
Hat Hızı	-0,259	0	28,66
Tip Ekseni	-0,2965	0	48,22
Su Giriş Sıcaklığı	0,284	0,345	595
Üst Su Çıkış Sıcaklığı	-0,14	0,567	317,99
Alt Su Çıkış Sıcaklığı	-0,282	0,247	315,46
Gergi	-0,00149	0	45,12
Merdane Bombesi	9,81	0,002	33,98
Üst Merdane Çapı	-0,0559	0,21	5521,65
Alt Merdane Çapı	0,0534	0,225	5379,81
Operatör Piston Basıncı	0,0087	0,413	327,09
Tahrik Piston Basıncı	0,0106	0,333	345,09
Üst Sprey Debisi	0,00562	0,427	28,58
Alt Sprey Debisi	0,00188	0,779	66,91
Grafit Sprey Genişliği	0,00895	0	42,61
Grafit Miktarı	-0,00054	0,382	115
Deformasyon Oranı	-10,93	0	2,59
Tav Sıcaklığı	-0,59871	0	4,52
Tav Süresi	0,242	0,721	3,74

Si	-4,4	0,291	2,14
Fe	17,08	0	2,47
Cu	71,07	0	8,96
Mn	85,89	0	18,19
Mg	46,47	0	20,86
Ti	40	0,314	2,07
Al	0,26	0,4	2,07

Modele konulan verilerden p değeri 0,05'in üzerinde olan parametrelerin aynı zamanda VIF değerlerinin de çok yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Bu da, bu parametrelerin birbiri arasında bağımlı değişken olduğundan dolayı, bağımsız bir parametre olarak modelde kullanıldığında anlamsız sonuçlar çıkarmaktadır. Örneğin; su çıkış sıcaklıkları giriş sıcaklıklarına, alt merdane çapı üst merdane çapına ve yine operatör - tahrik piston basınçları ile sprej debileri ve buna bağlı grafit oranı da yine bağımsız değişkenler değildir. Çekme mukavemeti çıktısı farklı sıcaklıklarda ürünlerin tavlanması ve haddelenmesi prosesinden sonra elde edilen bir çıktı olması sebebiyle etki analizlerinde döküm parametrelerinin çoğunluğu etkisiz olarak görünmektedir. Tav süresi, Si, Ti ve Al'nin p değerinin 0,05'ten yüksek olması ise, işletme içerisinde bu parametrelerin kendi arasında değişim oranının sınır şartları dolayısı ile veri setinin oldukça az yada sınırlı bir aralıkta değişkenlik içermesi kaynaklı olarak görülmektedir. p değeri 0,05'ten düşük olan ancak, teoride dökümdeki katılma mekanizmasına ve buna bağlı olarak da termomekanik proses değişmedikçe çekme mukavemetine etkisi olmayan gergi, merdane bombesi ve grafit sprej genişliği parametreleri ile beraber p değeri 0,05'ten yüksek olan parametreler modelden çıkartılarak regresyon tekrarlanmıştır.

Tekrarlanan 2.regresyon modelinde, tip genişliğinin P değeri 0,05'ten yüksek çıktığı için, 3. Regresyon ile tip genişliği parametresi de modelden kaldırılarak aşağıdaki nihai regresyon modeline ve bu modele bağlı aşağıdaki denkleme ulaşılmıştır.

**Tablo 2.** 3. Kez Tekrarlanan Regresyon Modelinde Çekme Mukavemetine Etki Eden Parametrelerin Katsayıları (coef), p, VIF değerleri

Term	Coef	P-Value	VIF
Constant	333,92	0,000	
Hat hızı	-0,2377	0,000	8,7
Tip ekseni	-0,0524	0,004	2,69
Def Oranı	-10,74	0,000	2,25
Sıcaklık	-0,60562	0,000	4,01
Fe	25,95	0,000	1,7
Cu	51,98	0,000	6,93
Mn	89,3	0,000	10,37
Mg	46,86	0,000	4,74

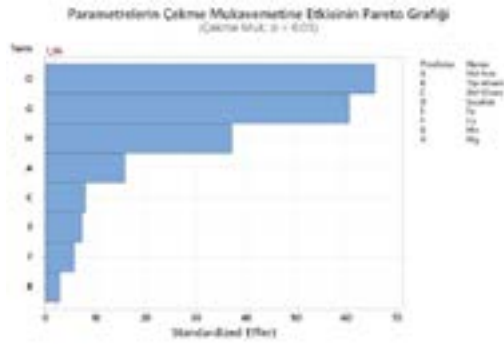
Yapılan 3. Regresyon sonucunda elde edilen tüm parametrelerin p değerleri 0,05'ten düşük olup VIF değerlerinin de kabul edilebilir seviyede olduğu görülmüştür. Bu bağlamda, ilgili parametrelerin çekme mukavemetine doğrudan ve bağımsız bir şekilde etki ettiği söylenebilmektedir. Aşağıda regresyon modeline ait çekme mukavemeti denklemi verilmiştir

**Tablo 3.** Regresyon Model Denklemi

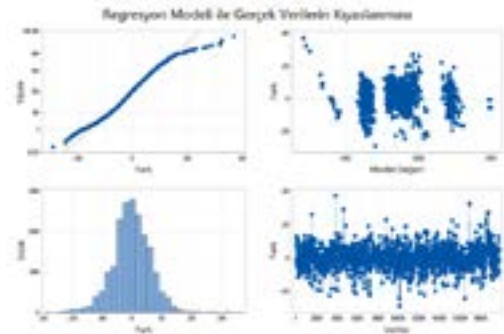
Çekme Mukavemeti	=	333,92- 0,2377 Hat hızı-
		0,0524 Tip eksenli - 10,74 Def Oranı- 0,60562 Sıcaklık + 25,95 Fe + 51,98 Cu + 89,30 Mn + 46,86 Mg

**Tablo 4.** Regresyon Model Denklemi R-sq Değerleri

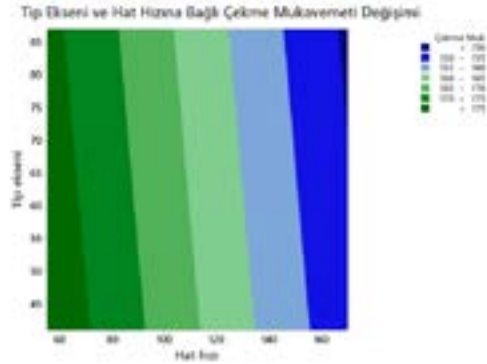
S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
6,64847	96,70%	96,68%	96,64%



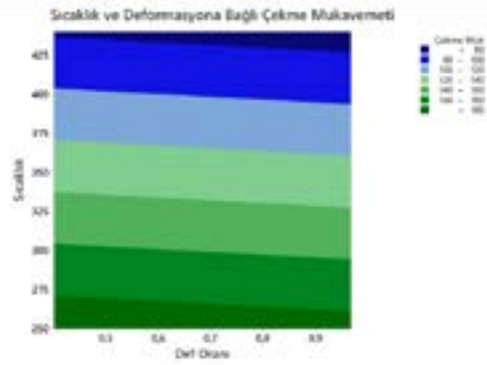
**Grafik 4.** Çekme Mukavemetine Etki Eden Parametrelerin Etki Analizi – Pareto Chart



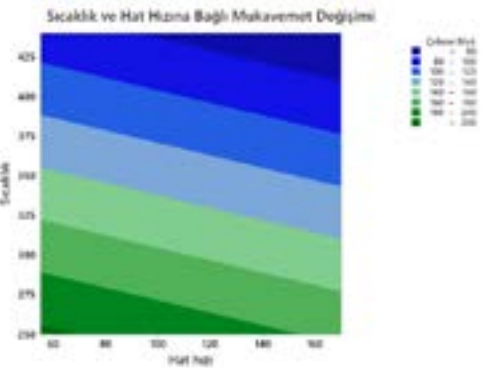
**Grafik 5.** Verilerin Regresyon Modeline Göre Karşılaştırması ve Dağılımı



**Grafik 6.** Tip Eksenli ve Hat Hızına Bağlı Çekme Mukavemeti Değişimi



**Grafik 7.** Sıcaklık ve Deformasyona Bağlı Çekme Mukavemeti Değişimi



**Grafik 8.** Sıcaklık ve Hat Hızına Bağlı Çekme Mukavemeti Değişimi

Oluşturulan regresyon modelindeki denklem uygulandığında, gerçek verilerle karşılaştırılmasından elde edilen kalıntı sıklığı Grafik 4'te verilmiştir. 2-sigma aralığında oluşan farklara bakıldığında, +/- 10 Mpa arasında değişkenlik olduğu görülmektedir. Modelin +/- 10 Mpa aralıkla çalıştığı kabul edilerek, regresyon modeline eklenmeyen ve model oluşturulduktan daha sonra üretimi tamamlanan ürünlerin çekme mukavemeti tahmin edilmeye çalışılmış ve gerçek test sonuçları ile karşılaştırması yapılmıştır. Sonuçlar nihai test sonuçları ile paralellik göstermektedir.

**Tablo 5.** Çalışma Sonrası Gerçekleştirilen Üretimlerin Çekme Sonuçları ile Regresyon Denklemi Sonuçlarının Karşılaştırması ( H (Hat Hızı (cm/dk)) , T (Tip Ekseni (mm)), S (Sıcaklık (°C)), (Fe (%), (Cu (%), M (Mn(%), Mg (%), D(Deformasyon (%), Ç (Çekme Mukavemeti (Mpa),

H	T	S	F	Cu	Mn	Mg	D	Ç	Formül Sonucu	Fark
58	54	355	0,39	0,16	1,05	0,98	0,89	241	252	-10
95	48	285	0,32	0,05	0,36	0,29	0,89	175	184	-9
95	44	285	0,36	0,06	0,33	0,34	0,91	189	186	3
100	63	350	0,38	0,09	1,06	0,02	0,95	209	196	13
100	67	290	0,32	0,00	0,00	0,52	0,68	163	157	6
105	65	350	0,35	0,07	1,12	0,01	0,91	190	198	-8
108	69	285	0,34	0,03	0,30	0,25	0,94	174	172	2
110	65	295	0,34	0,00	0,01	0,56	0,51	156	156	0
110	67	250	0,29	0,02	0,32	0,25	0,95	201	192	9
115	77	285	0,34	0,02	0,36	0,29	0,91	184	176	7
118	79	285	0,33	0,04	0,32	0,27	0,85	174	173	2
120	66	285	0,34	0,04	0,33	0,28	0,89	186	174	12
120	79	285	0,37	0,03	0,31	0,27	0,88	176	171	4
120	75	285	0,29	0,04	0,33	0,28	0,8	175	173	2
120	79	285	0,33	0,05	0,32	0,28	0,88	179	172	6
120	66	285	0,35	0,05	0,33	0,28	0,91	184	174	10
144	52	275	0,25	0,00	0,00	0,00	0,82	145	128	16
145	52	280	0,31	0,00	0,00	0,00	0,55	144	130	14
146	52	280	0,29	0,00	0,00	0,00	0,64	135	128	7
154	77	280	0,26	0,00	0,00	0,00	0,75	130	123	7
163	85	280	0,25	0,00	0,01	0,01	0,71	134	122	13
165	76	280	0,28	0,00	0,00	0,00	0,82	125	120	5,09
169	78	280	0,3	0,00	0,00	0,00	0,81	131	120	11
170	77	280	0,28	0,00	0,00	0,00	0,74	130	120	10
172	78	280	0,25	0,00	0,00	0,00	0,44	142	122	21
172	78	280	0,243	0,00	0,01	0,01	0,72	122	119	3

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

1. Döküm hatlarından alınan parametreler içerisinde çekme mukavemeti değerlerine etki ettiği tespit edilen en etkili parametrelerin hat hızı ve tip ekseni değerleridir. Hat hızı parametresinin, tip ekseni parametresine göre çekme mukavemetine daha fazla etki ettiği tespit edilmiştir. Etki analizinde hat hızı ve tip ekseni değerleri arttıkça çekme mukavemeti değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir. Tip ekseni ve hat hızı değerlerinin artması ile çekme mukavemetinin aynı şartlara göre düşmesi döküm yapısı itibari ile tavlama işleminden sonra, yeniden kristallenme ve toparlanmanın daha erken olduğunu doğrulamaktadır.
2. Diğer döküm parametrelerin etkisinin daha az çıkması ve modelde kullanılmamasının nedeni son tav sonrasında çekme mukavemeti değişimlerine anlamlı bir değişim oluşturulmaması kaynaklıdır. Bu değişimin üretim parametreleri kullanılarak alınması, ilgili parametrelerin etki analizini düşürmüştür. Kalite matrislerinde çalışılan değer aralıklarında veriler olması sebebiyle anlamlı bir ilişki oluşturulamamıştır.
3. Alaşım elementlerinin etkisi incelendiğinde çekme mukavemetine etki eden en önemli elementlerin sırasıyla mangan, magnezyum, demir, ve bakır olduğu görülmüştür. Çalışılan alaşımlar ticari saflıkta olan 1050, 3003, 3105 ve 5005 alaşımlar sebebiyle alaşım oranlarında manganın ve magnezyumun etki oranının yüksek çıkması; alüminyum içerisinde %1 ve altındaki alaşım oranlarında çözünürlük katsayılarının yüksek olması sebebiyle katı halde tane iç bölgelerinde ve sınırlarında dispersoid olarak bulunabilmelerinden kaynaklanmaktadır [2,3,4]. Demir ve silis elementleri ise daha çok intermetalik olarak tane sınırlarında buldukları için mukavemeti arttırmada etkisi daha azdır. Sonuçlar ve regresyon analizlerinde çekme sonuçları ile model arasında uyumlu sonuçlar elde edildiği görülmüştür.
4. İncelenen proses parametreleri arasında en etkili parametre tav sıcaklığı olarak görülmüştür. Son tavlı üretim verileri üzerinden çalışma yapılması sebebiyle deformasyon oranına bağlı olarak gerçekleşen değişim oranı sıcaklığa oranla düşük çıkmıştır. Tav süresinin etkisiz çıkması veri setinde kullanılan tav sıcaklıklarında değişkenliğin oldukça az olması kaynaklıdır.

5. Üretim verileri içerisinde model denenmiş ve +/- 10 MPa değişim aralığına model sonuçları ile gerçek çekme testi sonuçlarının eşleştiği görülmüştür.

#### 4. Sonuç

Veri değişkenliği sağlandığı takdirde üretim verileri ile nihai proses çıktularından biri olan çekme mukavemetinin lineer regresyon modeli ile modellenebileceği görülmüştür.

#### Referanslar

- [1] Erdem,İsmail. *Minitab Uygulamalı İstatistik Yöntemler*. İstanbul:Seçkin Yayıncılık,2017
- [2] M.E.Glicksman, *Principles of Solidification*, Materials Science and Engineering Department, University of Florida, Part V, pp. 400 – 421
- [3] W.Kurz, D.J. Fisher, *Fundamentals of Solidification* , Trantech Publications, Part 4, pp 65 – 85
- [4] Nikolay A.Below, Dmitry G. Eskin, A.A.Aksenov, *Multicomponent Phase Diagrams*, pp. 5-35

# Alüminyum Döküm Parça Tedarik Şirketlerinde Gelecek Öngörülerini

## Future Prediction for the Foundries that Produce Cast Aluminium Alloy Parts

Şener MUTER

TALSAD, Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği, Türkiye

### Abstract

Mechanical and metallurgical properties of aluminum castings can be improved according to the customer specifications. Digitalization and IoT is very important for aluminum foundries to be more competitive and to cope with the new technologies successfully in the aluminum foundry business.

Due to the heavy global competition companies have to be successful in the process of digital transformation in order to keep their existence and to increase their market share. Digital transformation and Industry 4.0 processes can be successfully applied to aluminium casting companies that are one of the main suppliers of the automotive companies.

In the production of aluminium castings foundry operators cannot follow many of the control parameters with accuracy if classical casting techniques are applied without online connection to the main information system. New management concept and qualified manpower are the basic factors of the digital transformation in an aluminium foundry. In order to predict the future of the aluminum casting sector it is possible to get prepared for an uncertain future by thinking through a variety of alternative changes and analyzing the forces that influence them.

### Özet

Teknik şartnamelere göre alüminyum döküm parçalara yüksek mekanik ve metalografik nitelikler kazandırılmaktadır. Alüminyum döküm parça üretiminde şirketlerin rekabet güçlerini arttırabilmeleri ve yeni teknolojilerle baş edebilmeleri için dijitalleşme ve ağ yapılandırılması konuları önem taşımaktadır. Dijital alt yapı ve nesnelerin interneti uygulamalarıyla iş süreçleri sağlıklı bir şekilde sürdürülmektedir.

Ana otomotiv sanayi kuruluşları üretimlerinde çok miktarda alüminyum döküm parça kullanan sektörler arasında yer almaktadır. Bir başka deyişle alüminyum parça döküm şirketleri otomotiv sanayi şirketlerinin önde gelen tedarikçileri konumunda bulunmaktadır. Özellikle enerji

tasarrufu sağlayan, doğayı koruyan, elektrikli ve hibrit araçların üretilmesi konusunda da yoğun çalışmalar yapılmaktadır.

Giderek artan küresel rekabet nedeniyle iş dünyasında hızlı bir değişim ve yeniden yapılanma süreci yaşanmaktadır. İş dünyasında kuruluşların varlıklarını ve başarılarını sürdürebilmeleri için Ar-Ge, üretim, dağıtım, pazarlama, satış ve satış sonrası hizmetleri kapsayan değer zincirinin her noktasında yeni iş modellerinin geliştirilmesi zorunlu olmaktadır. Ekonomide ve sosyal hayatta dünyayı kapsayan olumsuz gelişmeler ve belirsizlikler kuruluşlarda çalışan her düzeydeki elemanların farklı bir geleceğe hazırlanmalarını zorunlu kılmaktadır.

### 1. Giriş

Alaşımli alüminyum döküm parçaların üretiminde, başta alüminyum külçeler olmak üzere, yüksek oranlarda ithal girdiye ihtiyaç duyulmaktadır. Alüminyum döküm parça tedarik şirketlerinde yeniliği, üretkenliği, verimliliği ve kaliteyi artırmak için yeni teknolojilerde uzmanlaşma zorunlu olmaktadır. Dijital teknolojilerin kullanımı üretim yönetiminde ve performans değerlendirme çalışmalarında başarıyı arttırmaktadır. [1]

Çalışanlar için kariyer geliştirme ve performans yönetimi projeleri önem taşıyor. İş dünyasında alüminyum döküm parça tedarik şirketlerinin geleceğin müşteri beklentilerini karşılayabilmeleri için yeni ürün tasarımlarına ve yeni teknoloji uygulamalarına öncelik vermeleri gerekiyor.

Başarıya ulaşmanın ön koşulları arasında rekabetçi ürün ve hizmet tasarımı, yeni teknoloji kullanımı, inovasyon, yalın üretim, uluslararası pazarlara açılma, müşteri memnuniyeti sağlama ve dış kaynakları iyi değerlendirme konuları bulunuyor.

Bir alüminyum döküm parça üretim şirketinin kalite planı üretim süreçlerinin ve yapılması gereken testlerin tanımlanmasıyla başlamaktadır. Stratejik yönetim süreçleri düzenlenirken alüminyum döküm şirketleri vizyonlarını, misyonlarını, hedeflerini ve ortak değerlerini belirleme

sorumluluğunu taşıyor. Ayrıca hedeflerin, stratejilerin ve uluslararası pazarlardaki gelişmelerin gözden geçirilerek güncellenmesi de gerekiyor.

Alüminyum döküm parça tedarik şirketlerinin gelecek öngörülerini belirlerken alüminyum alaşımları üretimi, doğanın ve çevrenin korunması, otomotiv sanayisinde elektrikli ve hibrit araçların yayılımı konularında da sorumlulukları bulunuyor.

## 2. Alaşım Alüminyum Döküm Parçalarda Kontrol Süreçleri

Otomotiv sektöründe kullanılan alaşım alüminyum döküm parçalara örnek olarak motor bloğu, silindir kafası, diferansiyel kutusu, transmisyon kutusu, emme manifoldu, suspansiyon parçaları, fren sistemi parçaları ve jantlar gösterilebilir.

Alüminyum döküm parça tedarik şirketlerinin döküm parçalarda uyguladığı kontrol süreçleri arasında:

- Alaşım alüminyum külçelerin kimyasal analizlerinin yapılması ve kontrol altında ergitilmesi,
- Ergitme sırasında istenmeyen metal bileşiklerinin sıvı alüminyumdan ayrıştırılması,
- Sıvı alüminyum içinde gaz oluşumunun önlenmesi ve oluşan gazların giderilmesi,
- Dökümü yapılacak parçalarda yönsel katılaşmayı sağlayacak şekilde geometrik tasarımların yapılması,
- Döküm parçalara basınçlı hava ile sızdırmazlık testi yapılması,
- İş akış diyagramındaki kritik işlemlerden örnek parçalar arak mekanik özellikler, uzama katsayısı, kopma dayanımı, darbe testi, sertlik ölçümleri ve ölçü kontrollerinin yapılması,
- Alüminyum döküm parçalarda iç çekintilerin, porositelerin ve döküm boşluklarının incelenmesi için röntgen kontrollerinin yapılması bulunmaktadır. [1]

Ayrıca her işlem kapsamında farklı sayılarda kontrol parametreleri söz konusu olmaktadır. Alaşım alüminyum döküm parçaların üretimi, teknik şartnamelerde istenen özelliklerin sağlanabilmesi için, 30'a yakın sayıda farklı işlemden geçmektedir.

Yeni teknolojilerin yarıştığı bir ortamda ucuz işçilik ücretleri şirketlerin rekabet gücünü artırma konusunda tek başına yeterli olmamaktadır. Rekabet gücünü artırmak için yeni teknoloji yatırımları, bilgi birikimi, geri bildirim kültürü ve deneyimli işgücü zorunlu olmaktadır. Emek yoğun sektörlerde yaratılan katma değer zamanla hızlı bir şekilde azalmaktadır. Yeni teknoloji yatırımlarının finansal getirisi ve katma değer yaratma potansiyeli gözden uzak tutulmamalıdır.

## 3. Alaşım Alüminyum Döküm Parçaların Üretim Teknolojileri

Döküm parçaların teknik şartnamelerinde istenen nitelikleri sağlayacak en uygun döküm teknolojisi ile üretimi gerekiyor. Bir döküm parçanın hangi teknoloji ile üretileceğine karar verilirken dökülecek parçanın tasarımı, mekanik özellikleri, döküm kalitesi, boyutları, ölçü toleransları, üretim adedi, üretim verimliliği ve üretim maliyeti göz önünde bulunduruluyor.

Alüminyum döküm parçaların üretiminde uygulanan farklı teknolojiler şöyle sıralanıyor:

- Kum döküm,
- Kokil döküm, gravite döküm,
- Yüksek basınçlı döküm, pres döküm, enjeksiyon döküm,
- Vakumda döküm,
- Alçak basınçlı döküm,
- Alçak basınçlı veya kokil döküm parçalara sıvama yöntemiyle son şeklinin verilmesi, (flow forming)
- Karşı basınçlı döküm, (counter pressure die casting)
- Santrifüj döküm,
- Hassas döküm, kaybolan mum döküm, (lost wax casting, lost foam process, investment casting)
- Kabuk maça döküm, (shell moulding)
- Yarı katı döküm, ezme döküm, (semisolid die casting, squeeze casting)
- Kaybolan mum döküm, (lost foam casting, evaporative pattern casting)
- Thixocasting
- Rheocasting

Ülkemizde üretilen alüminyum döküm parçaların çoğunluğu otomotiv sektörünün ihtiyaçlarını karşılıyor. Ülkemizde alüminyum döküm parça üretim şirketleri otomotiv sektöründe önemli bir altyapı oluşturuyor.

## 4. Gelecek Öngörülerini ve Şirketler için Kurumsal Hedefler

Uluslararası pazarlarda kaliteli alüminyum döküm parça talepleri hızlı bir şekilde artıyor. Her kuruluş ancak yeni teknoloji uygulamalarıyla sahip olduğu potansiyeli daha etkili kullanabiliyor. Döküm süreçlerinin yeni yöntemlerle ve inovasyonla sürekli geliştirilmesi gerekiyor. Bir alüminyum döküm şirketinin kurumsal kültürü takım çalışması, yaratıcılık ve karşılıklı güven temeline dayanıyor. Geleceğin müşteri beklentilerini karşılayabilmek amacıyla alüminyum döküm parça tedarik şirketlerinin yeni ürün tasarımları ve yeni teknoloji uygulamaları konularında kendilerini geliştirmeleri zorunlu oluyor. [2]

Alüminyum döküm şirketlerinde gelecek öngörülerinin belirlenebilmesi için hızlı değişen uluslararası ekonomik ve teknolojik koşulların sürekli izlenmesi gerekiyor. Şirketlerin kurumsal öngörü anlayışları ve bu konuya yaklaşımları da birbirlerinden farklılıklar gösteriyor.



Kurumsal öngörü etkinlikleri alüminyum döküm şirketlerinin geleceğe hazırlanmaları açısından büyük bir önem taşıyor. [3]

Önümüzdeki döneme hazırlanmak, bir başka deyişle öncelikli gelecek öngörülerini belirlemek amacıyla yazılım yetkinliklerini ve dijital altyapıyı geliştirmek, teknoloji transferi odaklı ortaklık anlaşmaları yapmak otomotiv tedarikçileri arasında giderek yaygınlaşıyor. Bunun nedeni birleşme ve satın alma faaliyetleri; mevcut ürünlerin geleceğe uyumlu hale gelmesini sağlamak üzere elde edilen bilgi birikimi kullanılarak, portföy genişletme hedefiyle yazılım ve elektronik yoğun alanlara odaklanıyor.

##### 5. Avrupa Otomotiv Tedarikçileri Derneği ve McKinsey'in Anketi

Avrupa Otomotiv Tedarikçileri Derneği CLEPA ve McKinsey'in altı ayda bir gerçekleştirdiği "Otomotiv Tedarikçileri Nabız Kontrol Anketi" sonuçları, sektörde konsolidasyon beklentisi olduğunu ortaya koyuyor. Katılımcıların yüzde 68'i önümüzdeki beş yıl içinde sektörde bir konsolidasyon yaşanacağını tahmin ettiğini belirtiyor. Yüzde 22'si ise bu konsolidasyon sürecinin araç işletim sistemi ve otonom sürüş yazılımı gibi bazı kritik bileşenlerde "süper tedarikçiler" in ortaya çıkmasını bekliyor. Bu süper tedarikçilerin otomobil işletim sistemleri veya otonom araç yazılımı gibi bazı kritik ürünlerde pazarda yüzde 30 ve üzerinde pay ile hakimiyet kurabileceği belirtiliyor. [4]

Elektrikleşme ve dijitalleşme sektörde kârlılığı, geleneksel motor ve gövde gibi alanlardan alarak, yazılım gibi alanlara kaydırıyor. Katılımcıların yüzde 72'si tamamen otomotiv dışı sektörlerdeki büyüme fırsatlarıyla ilgileniyor. Gelecek 5 yılda otomotiv sanayi tedarik şirketlerinin yapısında önemli bir değişiklik olmayacağını düşünenlerin oranı ise sadece yüzde 4.

Sektörün nabzını tutan Avrupa Otomotiv Tedarikçileri Derneği ve McKinsey'in "Otomotiv Tedarikçileri Nabız Kontrol Anketi" sonuçlarının yer aldığı rapor, otomotiv tedarikçilerinin yüzde 80'inin gelecek 12 ay içinde siparişlerde artış beklediğini ortaya koyuyor. Sektörün büyük bir kısmı sipariş artışlarını "beklenenden de hızlı bir iyileşme" olarak değerlendiriyor. [5] Sektör genelinde büyümenin bu yıl hem 2019'dan hem de 2020'den daha iyi olması bekleniyor.

Daha sıkı karbon regülasyonlarına ve karbon salınımı düşürme hedeflerine paralel şekilde otomotiv yan sanayisinin yüzde 83'ünün sürdürülebilirlik hedefleri olduğu belirtiliyor.

##### 6. İçten Yanmalı Motorlu Otomobillere İlgili Gösterilmesi

Yakın zamanda yapılan bir araştırmaya göre kimi elektrikli otomobil kullanıcıları içten yanmalı motorlu otomobillere ilgi duyuyor. Buna sebep olarak elektrikli otomobillerin şarj altyapısının zayıf kalması gösteriliyor. Elektrikli otomobil sahiplerinin yüzde 20'si geleneksel içten yanmalı motorlu otomobilleri kullanmayı tercih ettiğini belirtiyor.

Scott Hardman ve Gil Tal tarafından California Üniversitesi, Davis CA, ABD Ulaşım Araştırmaları Enstitüsü için yapılan bir çalışmada 2012 ve 2018 yılları arasında uzun süreli elektrikli araç sahipliği konusunda bilgi veriliyor. Adı geçen araştırmada, beş sorulu anketin sonuçlarına dayanarak, California'da tam elektrikli araçların (PEV) satışlarındaki azalma yüzde 20, şarj edilen hibrit elektrikli araçlarda azalma ise yüzde 18. Bu azalmanın nedenleri ise, şarj istasyonlarına olan memnuniyetsizlikle, araçların evde daha az verimli olarak şarj olması ve evde 2. seviye (240 volt) şarj olmaması gösteriliyor. [6]

Yapılan araştırmadan elde edilen sonuçlar şarj edilen hibrit ve tam elektrikli araçların geleceği için şarj altyapısının önemini ortaya koyuyor. Görünüşe göre bir ürün ne kadar iyi olursa olsun, destekleyici altyapı yoksa müşteri kaybetme söz konusu olabiliyor.

Altyapının tüm elektrikli araçların geleceğinin zayıf noktası olduğu iyi biliniyor ve birçok kuruluş şarj altyapısını geliştirmek için çaba harcıyor. Elektrikli araçların kullanımının yaygın hale gelebilmesi için şarj altyapısının daha çok geliştirilmesi gerekiyor.

##### 7. Sonuç

Ülkemize doğrudan yabancı sermaye yatırımı olarak gelen ve lisans anlaşmalı ortaklıklar olarak kurulan ana otomotiv sanayi şirketlerinin kendi ülkelerindeki tesislerinde geleceğe yönelik kurumsal öngörü etkinliklerini yürüten birimler bulunmaktadır. Ülkemizde kimi otomotiv yan sanayi şirketlerinde geleceğe yönelik kurumsal öngörülerin belirlenmesi çapraz fonksiyonlu takımlar tarafından yürütülmekte veya danışmanlık şirketlerinden yararlanılmaktadır.

Türkiye'de alüminyum döküm şirketlerinin çoğunluğu küçük ve orta ölçekli kuruluşlar (KOBİ) olup iç pazarda ana otomotiv sanayi şirketlerine döküm parçalar üretmektedir. Küçük ölçekli otomotiv sanayi tedarik şirketlerinin bir kısmında geleceğe yönelik kurumsal öngörülerin belirlenmesi için bir birim ya da görevli bir ekip bulunmamaktadır. Alüminyum döküm parça tedarik şirketlerinde gelecekle ilgili öngörülerin araştırılması ve kapsamının belirlenmesi amacıyla kurumsal yönetim anlayışının geliştirilmesi önem kazanmaktadır.

Alüminyum döküm parça üretim süreçlerinde görev alan bireylerin iş akışına katkıları sadece katı hiyerarşi ile

artırılmamaktadır. İnsan faktörü başarıya ulaşmada önemli bir rol oynamaktadır. [7] Yapılan araştırmalar, çalışan bireylerin katılımcı yönetim ortamında daha verimli ve yaratıcı olduğunu göstermektedir.

Tarihsel olarak maliyet liderliğine yatırım yapan şirketler endüstri konsolidasyonu aracılığıyla ölçek ekonomisine ulaşmak için çoğunlukla zaman birleşme ve satın almaya yöneliyor. [8] Tedarikçi satışlarındaki büyüme çoğunlukla, dünya çapındaki pazarlarda endüstride önemli organik büyüme gösteren ülkeler de dahil, birleşme ve satın almalar ile hız kazanıyor.

Türkiye’de alüminyum döküm sektörünün üretim potansiyeli umut verici bir düzeye ulaşmış bulunmaktadır. Şirketlerin kendi birikimlerine, rekabet güçlerine ve hedeflerine göre iletişim ağı kurup katılımcı projeler geliştirmesi gerekmektedir. Bu süreçlerin hazır projeler gibi satın alınıp başkaları tarafından uygulanabileceği düşünülmemelidir.

#### Referanslar

- [1] N. Beltrametti, N. Guarnacci, C. Intini, L. Forgia, La Fabbrica Connessa, La manifattura Italiana (attra) verso Industria 4.0, 2017 Edizioni Angelo Guerini e Associati srl, Milano, Italia.
- [2] A. Magone, T. Mazali, Industria 4.0 - Uomini e macchine nella fabbrica digitale, Guerini e Associati, Prima Edizione, 2016, Italia.
- [3] Ş. Muter, Corporate Foresight Activities in the Turkish Automotive Parts Supplier Sector, Yeditepe International Research Conference on Foresight, YIRCOF’09, Istanbul, Türkiye.
- [4] < <https://www.dunya.com/dunya/otoda-donusum-super-tedarikciler-doguracak-haberi-619058> > Tarih: 26.04.2021.
- [5] Prof. Dr. S. Stowasser, Dijital Fabrika: Endüstri 4.0, Üretim Geleceği Zirvesi, MESSummit, 13.04.2017, İstanbul, Türkiye.
- [6] <<https://www.sozcu.com.tr/2021/otomotiv/elektrikli-otomobil-kullananlar>> Tarih: 03.05.2021.
- [7] Ş. Muter, 4. Sanayi Devrimi – Sanayi 4.0, Yeni Asır, 15.05.2016.
- [8] <[www.strategyand.pwc.com.tr](http://www.strategyand.pwc.com.tr)> Tarih: 01.07.2021.

# Dövme ile Üretilmeyen Süspansiyon Parçalarının Alçak Basıncılı Döküm Yöntemi ile Üretilmesi ve Karşılaştırılması

## Production and Comparison of Suspension Parts That Cannot Be Produced by Forging But It Can Be Produced by the Low Pressure Casting Method

Ahmet Asım ESER<sup>1</sup>, Ahmet Can YAŞAR<sup>1</sup>, Ümit Ahmet ÇAKAL<sup>1</sup>, Mustafa ACARER<sup>2</sup>

<sup>1</sup> AYD Ar-Ge Merkezi, Türkiye

<sup>2</sup> Selçuk Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Traditional forging method is used in the bodies of aluminum suspension parts. With the current technology, it has been observed that the traditional forging method will not be difficult and appropriate to use in the geometries resulting from the designs and validations that will increase on-vehicle performance for the body of aluminum suspension parts.

In this study; the aluminum swing body, which has a complex geometry that is difficult to produce with traditional forging process was produced with the low pressure casting method. The microstructure and mechanical properties of the reference and AYD parts were compared. In the comparison microstructure, hardness, tensile test and radiography analysis were used.

### Özet

Alüminyum süspansiyon parçalarına ait gövdelerde geleneksel dövme yöntemi kullanılmaktadır. Güncel teknoloji ile birlikte alüminyum süspansiyon parçalarının gövdeleri için araç üzeri performansı artıracak tasarım ve geçerli kılmalar sonucunda ortaya çıkan geometrilerde geleneksel dövme yönteminin kullanılmasının zor ve uygun olmayacağı görülmüştür.

Bu çalışmada; geleneksel dövme yönetimi ile üretmenin zor olduğu karmaşık geometriye sahip olan alüminyum salıncak gövdesinin alçak basınçlı döküm yöntemi ile üretilerek referans parça ile metalografik ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Karşılaştırmada mikro yapı, sertlik, çekme testi ve radyografi analizleri kullanılmıştır.

### 1. Giriş

Otomobilin yol tutuşunda en önemli görevi üstlenen parçalardan biri süspansiyon sistemidir. Otomobilin gücüne ve büyüklüğüne göre ayarlanan bu sistem yol

tutuşu güçlendirirken, sürücünün de konforlu bir seyahat yapmasını sağlamaktadır.

Süspansiyon sistemi bileşenlerinden güvenlik parçası olan alüminyum alt salıncak tekerleğin dikey hareketini sınırlandırarak araç şasesi ile tekerlekleri birbirine bağlayan süspansiyon sistemi parçalarıdır. Salıncak /kollar tekerin kaster ve kamber açısını sağlaması için teker ile şase arasında bağlantı oluşturur [1].

Süspansiyon parçalarının gövdelerinin alüminyum dövme yöntemi ile üretiminin ön plana çıkmasının ardından; Güncel teknoloji ile birlikte alüminyum süspansiyon parçalarının gövdeleri için araç üzeri performansı artıracak tasarım ve geçerli kılmalar sonucunda ortaya çıkan geometrilerde geleneksel dövme yönteminin kullanılmasının zor ve uygun olmayacağı görülmüştür. Bu nedenle üreticiler son yıllarda döküm, yarı katı gibi prosesler ile salıncakların üretimini gerçekleştirmektedir [3].

Alçak basınçlı döküm, hava sızdırmaz bir fırın içindeki sıvı metalin basınçlı hava yardımı ile besleme tüpü içinden yükselerek kokil kalıbı doldurması ve kalıp içinde metal katılaştıktan sonra hava basıncının kaldırılarak sıvı metalin tekrar fırın içine dönmesidir. Havanın tahliyesinden sonra kalıp içindeki döküm parça, kalıp açılarak alınır [2].

Alçak basınçlı döküm yöntemi, özellikle yüksek dayanım ve yüksek esnekliğin birlikte istendiği otomobil, uçak ve savunma sanayilerinde alüminyum parça dökümü için yaygınlıkla kullanılmaktadır.

Referans parçaların incelenmesi ve literatür çalışmaları sonucunda alçak basınçlı döküm yönteminin alüminyum salıncak gövdelerinin üretiminde kullanıldığı görülmüştür. Bundan dolayı; alçak basınçlı döküm yöntemi ile üretilen parça ile referans parçanın metalografik ve mekanik karşılaştırılması yapılmıştır [4].

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmada; AYD Özel alaşımı (tablo 1) kullanılarak alçak basınçlı döküm yöntemi ile alüminyum salıncak gövdesi (Şekil 1) üretilmiştir. Kullanılan alçak basınçlı döküm sistemi; 800 kg kapasiteli potası ile birlikte 1,5 bar basınç ile çalışmaktadır. Döküm işleminin ardından parça suda soğutulmuştur. Ardından radyografik testlerin sonuçlarından yola çıkarak belirlenen bölgelerde bakır soğutucular kullanılmıştır. Karşılaştırma olarak referans parçalarında kimyasal kompozisyonları Tablo 1’de verilmiştir.

**Tablo 1. Parçanın kimyasal bileşeni.**

%	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Ti
AYD	0.05	4.5	0.15	0.3	0.15	0.15
Referans salıncak	6.5	-	0.1	-	0.35	0.1



**Şekil 1. AYD Özel Salıncak**

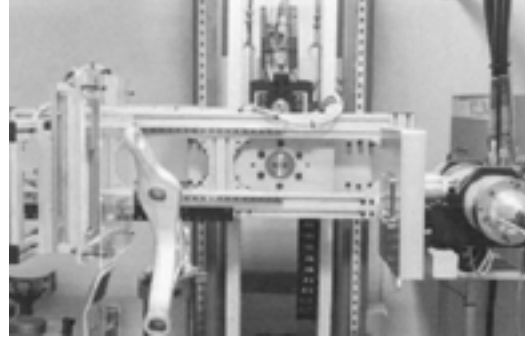
Çalışmada kullanılan AYD alaşımının kimyasal kompozisyonu Spectromaxx Optik Emisyon Spektroskopi Ünitesi’nde analiz edilmiştir. Şekillendirilen parça Innovatest Nexus 3000<sup>TM</sup> Vickers sertlik cihazında 1 kg yük uygulanarak 10 sn süre içerisinde sertlik ölçümleri yapılmıştır.

Parçalardan kesilen numuneler standart metalografik teknikleri ile; SiC zımpara kâğıtlarıyla kaba ve ince zımparalama, 3 mikron elmas pasta ile kaba parlatma, koloidal silika ile ince parlatma uygulanarak hazırlanmıştır. Parlatma aşamasından sonra %0,5 HF çözeltisi ile dağlanarak, NIKON MA200 optik mikroskop ile yapı görüntüleri elde edilmiştir.

Çekme testi Zwick-Roell (Z250) çekme basma test cihazında ASTM E8 standardına uygun olarak yapılmıştır. %0,2 uzama noktasındaki gerilme akma dayanımı olarak kaydedilmiştir.

Radyografik muayene YXLON cihazında 200 mikron real time özellikli flat panel kullanılarak TS EN 12681-2 çekim standardına göre yapılmıştır. Sonuçları ise ASTM E155 / ASTM E2422 standardına göre değerlendirilmiştir. Bu standarda göre; alüminyum alaşımlarında süreksizler A, B, C ve D olarak ifade edilmektedir. Bunlardan A boşluk süreksizini (porosite) ifade etmektedir. 1, 2, 3 ve 4 seviyeleri de

döküm içerisinde dağılmış ya da toplu halde yuvarlak ya da uzamış morfolojide bulunma büyüklüğünü küçükten büyüğe doğru ifade etmektedir.



**Şekil 2. Radyografik test düzeneği**

AYD test alt yapısında hâlihazırda uygulanan araçların azami yükünü değişken olarak alan ampirik bir formül ile parçaya sinusoidal kuvvetler uygulayarak test prosedürü tanımlanmıştır. Test prosedüründe kademeli kuvvet değişimi (her 300000 çevrim sayısında %10 kuvvet artışı) ile yükleme yapılmıştır. Parçalar, herhangi bir çatlak, kırık veya hata olana kadar teste tabi tutulmuştur. Dinamik testler 5 kN kuvvetten başlayarak  $\pm 2$  Hz hızında, numune 1000000 çevrime kadar gerçekleştirilmiştir.



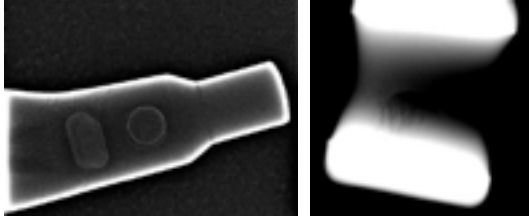
**Şekil 3. Yorulma test sistemi.**

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Alçak basınçlı döküm sistemiyle üretilen süspansiyon alüminyum salıncak parçası bu sistemde; standartta belirlenen özellikleri sağlayacak şartlarda ve minimum döküm hatası ile üretilmiştir. Döküm hatalarının az ya da hiç olmamasını sağlamak için öncelikle radyografik testlerden yararlanılmıştır.

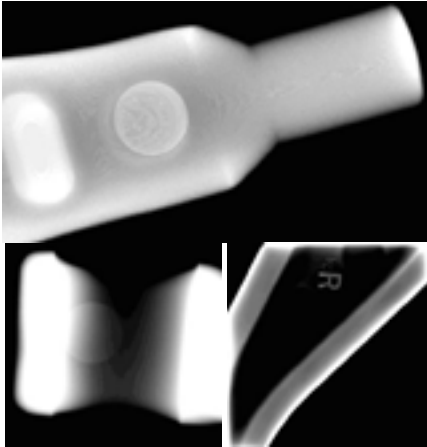
Alçak basınçlı döküm yöntemi ile salıncak parçasının ilk denemelerde üretimi yapıldıktan sonra radyografik muayenede Şekil 2’deki gibi sıcak yırtılma problemleri ile karşılaşmıştır. Sıcak yırtılma olan bölgelerin kalın kesitlerde meydana gelmesi üzerine bu bölgelerde bakır soğutucular kullanılmıştır. Tekrar yapılan

denemelerinde radyografik muayene ile kontrolleri yapılarak sıcak yırtılma probleminde çözüm üretilmiştir.

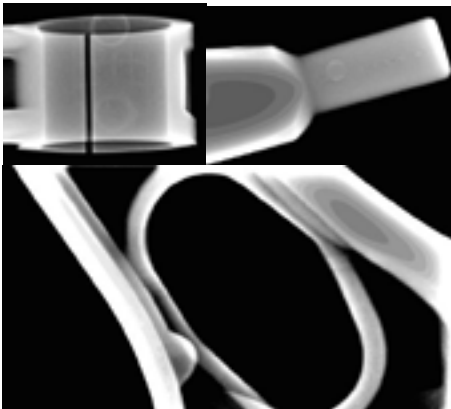


Şekil 4. Sıcak yırtılma görüntüleri.

Sıcak yırtılma türünden döküm hatalarının yorulma performansı istenen süspansiyon parçaları için direkt olarak ömür dayanımını düşürdüğü bilinen bir gerçektir. Bu nedenle ilk denemelerin radyografik testten geçirilerek istenmeyen hata türlerinin (sıcak yırtılma, çatlak vb.) olmadığı bir salıncak parçası elde edilmiştir. Referans salıncak parçasına da aynı şekilde radyografik test yapılmıştır ve istenmeyen hata türleri ile karşılaşmamıştır.



Şekil 5. AYD alaşımı uygun parça radyografi analizi

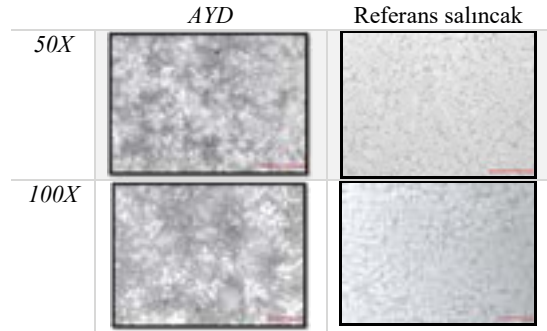


Şekil 6. Referans salıncak radyografi analizi

Her iki salıncaktan numuneler alınarak en az 10 adet sertlik taraması yapılmıştır ve ortalama değerleri tablo 2'de yer almaktadır.

Tablo 2. Sertlik sonuçları

	Sertlik değeri (HB)
AYD	105
Referans salıncak	103



Şekil 7. Dağlanmış mikro yapı görüntüleri

Çekme testi için hem referans hem de AYD salıncak parçasından en az 5 adet numune çıkarılmıştır. Beş numunenin ortalaması alınarak Tablo 5'te verilmiştir.

Tablo 5. Çekme testi sonuçları

	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
AYD	313	200	6
Referans salıncak	306	214	6

#### 4. Sonuçlar

Radyografik analizler neticesinde; iki parçadaki en büyük fark ASTM E155'e göre referans parçada gaz ve çekinti boşluğu 1 ve 2 seviyelerinde iken AYD alaşımında ise 3 ve 4 seviyelerindedir.

Sertlik sonuçlarına göre her iki parçanın da sertlik değerleri birbirine çok yakındır. Parçaların sahip oldukları kimyasal kompozisyona göre sertlik değerleri standart aralıklar içerisinde.

Çekme testi sonuçlarına göre; AYD alaşımının çekme mukavemetinin, referans parçanın çekme mukavemeti ile benzerlik göstermektedir. AYD alaşımının akma dayanım değerleri referans parçanın dayanım değeri ile hemen hemen aynıdır.

Dinamik testlerde hem referans parçası hem de AYD parçası 1 000 000 çevrime kadar herhangi bir hasara uğramamıştır.

Referans parçanın mikro yapısında kimyasal kompozisyonu itibariyle beklenildiği gibi ötektik silisyum parçacıkları mevcuttur. Yapı tipik olarak döküm mikro yapısı olan dendritik yapıyı içermektedir. AYD parçası mikro yapısı benzer özellikler sergilemektedir. Literatürde [5] bakır içeren alüminyum alaşımlarında yaşlandırma sonrası dendrit sınırlarında  $Al_2Cu$  bileşiklerinin oluştuğu rapor edilmiştir. Referans parçanın mikro yapısı AYD parçasının mikro yapısına göre daha incedir.

Ağaç basıncı döküm yöntemi ile AYD özel alaşımı ile alüminyum döküm süspansiyon salıncak parçası üretilerek; referans parça ile karşılaştırılmıştır. Hem malzeme özellikleri hem mekanik özellikleri hem de yapılan dinamik test sonucuna göre AYD özel alaşımının referans parça ile yakın özelliklerde olduğu ve kullanılabilirliği ortaya konmuştur.

#### Kaynaklar

- [1] Akgünoğlu, A; Erzincanlı F, Salıncak kolu parçalarının Çıkma Yükünü Etkileyen Parametrelerin İncelenmesi, Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi, 7 (2019) 729-747.
- [2] Çetin, Arda, Alüminyum Döküm Alaşımları Kitabı, 4. Eylül 2017.
- [3] Brian Cantor, P. Grant, C. Johnston, Taylor Francis, Automotive Engineering: Lightweight, Functional, and Novel Materials.
- [4] Campbell, John; Complete Casting Handbook, Metal Casting Handbook, Metal casting process, Metallurgy, Techniques and Design.
- [5] Chien-Jung Tseng, Sheng-Long Lee, Ten-Fu Wu and Jing-Chie Lin, Effects of Fe Content on Microstructure and Mechanical Properties of A206 Alloy, Materials Transactions, JIM, Vol 41, No. 10.



# The Formation of Entrainment Defects during Rotary Degassing Treatments with Different Purging Gases

Gábor GYARMATI, Fanni VINCZE, Zoltán KERI, György FEGYVERNEKI, Dániel MOLNAR

University of Miskolc, Hungary

## Abstract

Rotary degassing is one of the most frequently used melt treatment technologies used for processing liquid aluminum alloys. Despite this, the information available about the possible effects of this method on the overall melt quality, especially when using different purging gases, is quite limited. For this reason, in this study, the effects of multiple rotary degassing treatments conducted with N<sub>2</sub> and Ar purging gases on the bifilm quantity of a casting aluminum alloy were compared. The characterization of the melt quality was realized by the computed tomographic (CT) analysis of reduced pressure test (RPT) specimens, image analysis, and scanning electron microscopy (SEM) of the fracture surfaces of K-mold samples. Based on the results, by the application of Ar as a purging gas, lower bifilm content can be achieved, while the use of N<sub>2</sub> leads to the formation of numerous small-sized nitride bifilms, which severely deteriorate melt quality.

## 1. Introduction

During the manufacturing of aluminum alloy castings, one of the key parameters which can determine the ability of a cast part to meet the industrial requirements is the quality of the liquid metal used during the casting process [1]. For a given alloy composition (including the concentrations of metallic impurity elements), the main contributors to the deterioration of melt quality are the double oxide and/or nitride film defects (bifilms) and the solute hydrogen content [2]. In most cases, processing metals in the liquid state inevitably creates favorable conditions for bifilm formation. Bifilms are the most common metallurgical defects of aluminum alloys, as they are easily created during common industrial activities like melting, melt transporting, alloying, melt treatments, and the casting process itself [3-5]. Besides their obvious negative effect on the mechanical properties, there is a growing body of literature that suggests that bifilms dominantly influence the occurrence of defects like porosity [6-10] and hot tears [10-12]. It was also hypothesized that the presence of bifilms has a remarkable effect on the heterogeneous nucleation of various intermetallic phases and Si particles (primary as well as eutectic) in Al-Si alloys [13, 14].

Traditionally, solute hydrogen is considered the main contributor to microporosity formation in aluminum alloys

[15]. The solubility of hydrogen in aluminum is considerably lower in the solid than in the liquid state [16]. For this reason, it is generally thought that during solidification, hydrogen is rejected from solution and forms hydrogen pores in the form of molecular H<sub>2</sub> gas. However, as it was described by Campbell [3] and later confirmed by Tyriakioğlu [17-19], hydrogen pores cannot form by homogeneous or heterogeneous nucleation during the solidification of aluminum alloys. During pore formation, nucleation is bypassed, and pores grow simply by the inflation of bifilm defects. This growth process is induced by the hydrogen diffusion into the inner gas atmosphere of bifilm defects and the pressure drop in the mushy zone caused by the solidification shrinkage of the metal [20, 21]. For this reason, solute hydrogen content should be only controlled when bifilms are present in the liquid alloy, which is, unfortunately, a common circumstance in industrial practice [22].

To reduce the risk of porosity formation in cast parts, a tremendous amount of effort was made in the past to develop degassing melt treatment technologies. The main purpose of these treatments is to lower the solute hydrogen content of liquid alloys [23, 24]. In the foundry industry, rotary degassing is one of the most frequently used melt treatment techniques. This method involves the injection of a purging gas into the liquid alloy through a rotating impeller. Nowadays, the purging gas is usually nitrogen or argon; however, in the past, active gases such as chlorine, freon, fluorine, or mixtures of these with nitrogen or argon were also used [25]. Rotary degassing provides smaller and more evenly distributed purging gas bubbles which is advantageous in terms of solute hydrogen-, and also inclusion removal [26]. The treatment is often combined with the application of fluxes which can remarkably increase the inclusion removal efficiency of the treatment [27]. On the other hand, the process window in which the treatment produces better melt quality is small and especially sensitive to small changes in process parameters [28]. If fluxes are not used, the working parameters of rotary degassing units are usually optimized for efficient solute hydrogen removal. These parameters involve (and are not limited to) the rotor geometry, dimensions of the holding vessel and the rotor, metal quantity, purging gas flow rate, the rotational speed of the impeller, treatment time, application of baffle plates, initial and intended hydrogen level, melt temperature, the chemical composition of the melt, and other environmental



factors (such as the humidity of the atmosphere and the applied gas lines) [23, 24, 29].

The effect of rotary degassing treatments on the bifilm content of liquid aluminum alloys is not straightforward, and the information available in the literature is often contradictory. Uludağ et al. [30], as well as Uludağ and Dişpınar [31] reported that, based on lower Bifilm-Index values, degassing with Ar (for 15 and 20 minutes) effectively reduced bifilm quantity in A356 alloy melts. Contrary, several researchers reported higher bifilm quantity after rotary degassing treatments, which is commonly attributed to the surface turbulence and vortex formation around the impeller shaft, as well as the free melt surface sloshing near the vessel sidewalls, which phenomena can be avoided by using optimal treatment parameters [32-35]. According to Campbell [3], degassing treatments are only effective in removing relatively large-sized bifilms, while numerous small-sized bifilms can be introduced into the liquid metal during the treatments. This statement is in accordance with the findings of Lazaro-Nebreda et al. [36], Yorulmaz et al. [37], and Gyarmati et al. [38]. As was highlighted by Cao and Campbell [39], the purging gases, which are often considered inert, could contain trace oxygen and water vapor which can lead to the oxidation of the inner surface of the purging gas bubbles. N<sub>2</sub> readily reacts with liquid Al at temperatures above 700 °C and forms AlN, which reaction can even be utilized for manufacturing Al-AlN composites [40]. Gyarmati et al. [38] suggested that by the consumption of N<sub>2</sub>, which is caused by the nitridation at the gas bubble/melt interface, purging gas bubbles can lose buoyancy which can prevent their rise to the melt surface. In this way, rotary degassing with N<sub>2</sub> can cause the formation of numerous small-sized nitride bifilms. If this hypothesis is correct, rotary degassing treatments executed with N<sub>2</sub> and Ar should have significantly different effects on the bifilm content of aluminum alloy melts. However, to the best knowledge of the authors, comparative studies in which the bifilm content is quantitatively analyzed cannot be found in the literature. To fill this gap of knowledge, the presented research work aimed to study the effects of multiple rotary degassing treatments executed with N<sub>2</sub> and Ar on the melt quality of aluminum alloys.

## 2. Experimental Procedure

Two sets of experiments were executed; in both cases, 50 kg of secondary Al-7%Si-0.5%Cu-0.4%Mg alloy (EN-AC-45500 or A356 with additional Cu-content), in the form of blocks and returns in 1:1 ratio, was melted in an electric resistance furnace equipped with a clay-graphite crucible at 715 °C. During both experiments, 5-5 consecutive rotary degassing treatments were executed with the same settings but with different purging gases: N<sub>2</sub> was used in the first set of experiments and Ar in the second. In both cases, the purity of the applied gas was above 99.99 %. For degassing, a Foseco FDU 2-2301 type mobile degasser equipped with a Foseco XSR graphite rotor was utilized (Figure 1). Due to

the rather small melt surface, the baffle plate of the degassing unit was not used. Each melt treatment was 10 minutes long; the purging gas flow rate was 7 L/min, and the impeller rotational speed was 300 rpm.



Figure 1. Experimental setup for rotary degassing

The chemical composition of the alloy was inspected directly after melting, as well as after each melt treatment with optical emission spectroscopy. The chemical composition of the alloy did not vary significantly during the treatments; the average chemical composition values for both set of experiments are given in Table 1.

Table 1. Chemical composition values (in wt. %)

Experiment	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr
1. N <sub>2</sub>	6.79	0.12	0.39	0.05	0.35	0.14	0.010
	±	±	±	±	±	±	±
	0.06	0.001	0.01	0.01	0.01	0.003	0.004
2. Ar	6.88	0.11	0.38	0.05	0.37	0.13	0.012
	±	±	±	±	±	±	±
	0.09	0.002	0.01	0.01	0.01	0.003	0.004

The evolution of the bifilm quantity during the treatments was assessed with the computed tomographic investigation of reduced pressure test (RPT) specimens, which were taken by the immersion of a steel cup (with adequate refractory coating) into the melt. This sampling method provides less entrainment damage compared to the traditional pouring sampling [41]. After melting and following each melt treatment, 2 RPT samples were cast. The preheating of the sampling cups was achieved by contacting the steel cup with the melt surface for 10 seconds. The pressure inside the RPT vacuum chamber was 80 mbar, the specimens stayed in the chamber for 6 minutes. For the evaluation of the Density-Index (DI), an additional sample was cast in each sampling step, which solidified at atmospheric pressure. The density of the specimens was evaluated by Archimedes principle, and the Density-Index was calculated as:

$$DI = \frac{\rho_{atm} - \rho_{80mbar}}{\rho_{atm}} \cdot 100 \quad (1)$$

Where DI is the Density-Index [%],  $\rho_{atm}$  and  $\rho_{80mbar}$  are the densities of the samples [ $g \cdot cm^{-3}$ ] solidified at atmospheric

and 80 mbar pressure, respectively. Density-Index is widely used in foundries for the assessment of porosity formation susceptibility. On the other hand, it was reported that RPT could be an effective tool for the characterization of bifilm quantity [42-44]. Bifilms inside RPT samples are inflated during solidification under reduced pressure. This inflation is caused by the hydrogen diffusion into the inner atmosphere of bifilms and the expansion of the entrained gases [42]. In this way, bifilms can be detected more easily in RPT samples with the aid of image analysis or radiographic analysis [20]. In this study, computed tomography was implemented for the characterization of the double oxide film content of the liquid alloy. GE Seifert X-Cube Compact 225kV apparatus was used for radiographic image acquisition with 0.8 mA tube current and 135 kV acceleration voltage. During the rotation of each sample, 900 images were acquired. The image reconstruction and the segmentation, as well as the analysis of pores present in the RPT specimens, were conducted with VGSTUDIO MAX 3.4 software. A more detailed description of the CT analysis is given in Ref. [20]. Three parameters were evaluated by the CT-aided porosity analysis: the volumetric pore number density [cm<sup>-3</sup>], which is proportional to the number of bifilms present in a given volume of liquid metal [20, 45]; the volume fraction of pores [%], which is mainly dependent on the solute hydrogen and entrained air quantity, as well as the structural properties of bifilms [7, 41].

The changes in melt quality during the experiments were also characterized by K-mold samples. The K-mold specimens can be used for the evaluation of the inclusion content of liquid metals by the investigation of the fracture surfaces of the samples. The so-called K-value can be given by the following formula:

$$K = \frac{S}{n} \quad (2)$$

where S is the total number of inclusions found, n is the number of the investigated fracture surfaces, K is the K-mold value, which is a dimensionless number [46]. After melting and following each melt treatment, 5 K-mold specimens were cast into the preheated (200 °C) K-mold. The fracture surfaces of the pieces were investigated with a Zeiss Stemi 2000-C stereomicroscope at a magnification of 25x. Macro photographs were taken from each sample with a high-resolution (64 megapixel) camera. The photographs were subjected to image analysis with the aid of the Image Processing Toolbox application of Matlab. The segmentation of inclusions was achieved in two consecutive steps (Figure 2): first, the fracture surfaces were separated from the background by manual segmentation and the active contours function of the software (Figure 2 (b)), then the inclusions were segmented by the graph cut and active contours functions (Figure 2 (c)). The segmentation was based on the differences in the color of the defects and the matrix. Based on the detected defects, areal number density

[mm<sup>-2</sup>] and defect area fraction [%] was calculated for each K-mold sample.

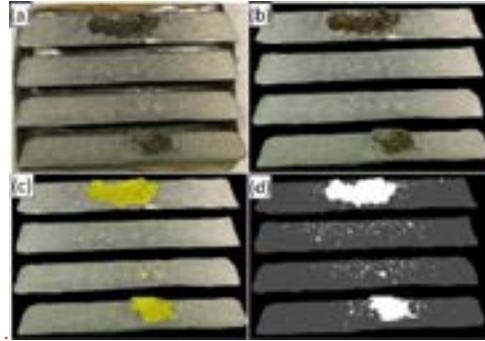


Figure 2. Steps of image analysis

For a better understanding of the nature of defects present on the fracture surfaces, scanning electron microscopic (SEM) investigations were implemented with a Zeiss EVO MA 10 scanning electron microscope, which is equipped with an energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) system.

### 3. Results and Discussion

The DI values evaluated after melting and following the melt treatments are presented in Figure 3 for both sets of experiments.

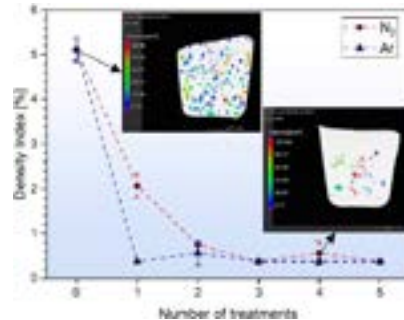


Figure 3. Density-Index results

Based on the results, the initial DI was relatively high and was nearly the same during both experiments. After the first treatments, the DI was reduced to an average value of 2.07 % and 0.38 % in the case of treatments executed with N<sub>2</sub> and Ar, respectively. Following the second treatment, the DI value was further decreased in the case of the treatment with N<sub>2</sub>, but no further improvement was achieved by Ar purging. During the last three treatments, the DI was similarly low in both cases. The results indicate that the lower limit of DI was reached more rapidly by utilizing Ar purging gas.

Figure 4 and Figure 5 present representative three-dimensional images of the pores found in the RPT samples during the CT-aided porosity analysis. The number of executed degassing treatments is indicated with numbers (from 0 to 5) in each CT image. The average volumetric pore number density and pore volume fraction values are given in Figure 6 and Figure 7.

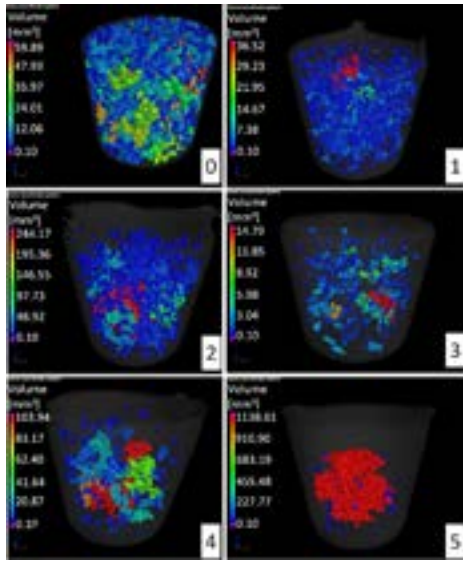


Figure 4. Evolution of porosity in RPT samples by increasing the number of melt treatments using Ar

By the comparison of the changes in porosity characteristics induced by the treatments (Figure 4 and Figure 5), remarkable differences can be noticed between the evolution of the size and quantity of pores, which indicate notable differences between the melt qualities even for cases when the DI is nearly the same (such as after the 3<sup>rd</sup> and 5<sup>th</sup> treatments). After the first treatments, the average volumetric pore density increased significantly regardless of the purging gas selection, while the pore volume fraction decreased similarly to the DI values. The increased pore number density, which normally indicates higher bifilm content, can be the result of multiple phenomena. It is possible that because of the decreased solute hydrogen content, bifilms could not inflate as much as before the treatments; in this way, semi-inflated bifilms could appear as separate pores in the CT images (for example, a convoluted bifilm with two relatively large air pockets can appear as two separate pores [47]). It is also possible that some of the larger bifilms were removed from the liquid alloy, while some were sheared into smaller bifilms by the rotating impeller [36]. The entrainment of the surface oxide film of the melt by the rotating impeller, as well as the formation of bifilms by purging gas bubbles contaminated with O<sub>2</sub> or H<sub>2</sub>O vapor, are also probable [39]. On the other

hand, the increased number of treatments with Ar and N<sub>2</sub> resulted in visible differences between the pore size and spatial distribution, as well as the pore number density, which cannot be explained by these aspects.

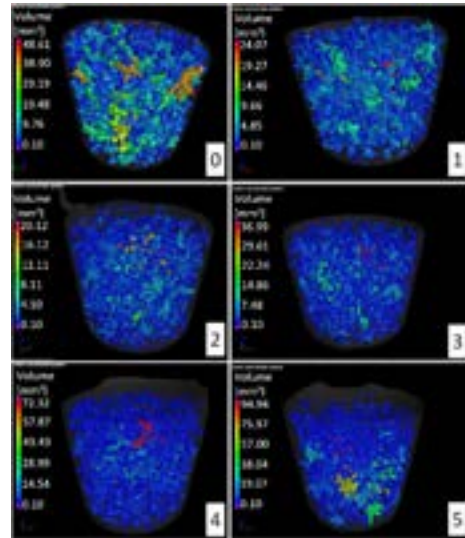


Figure 5. Evolution of porosity in RPT samples by increasing the number of melt treatments using N<sub>2</sub>

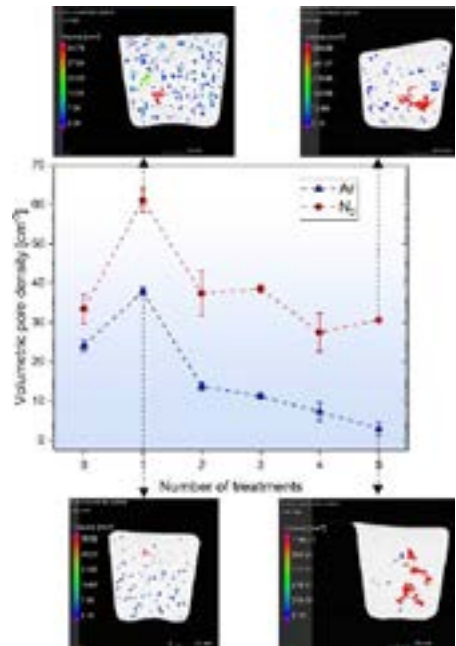


Figure 6. Variation of volumetric pore number density values during the experiments

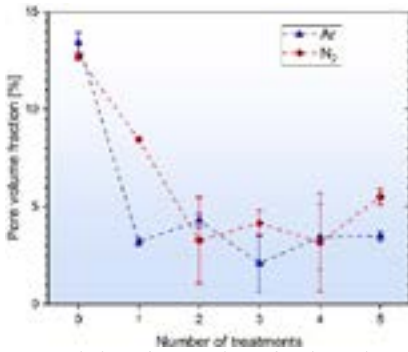


Figure 7. Variation of pore volume fraction values during the experiments

The consecutive treatments after the first degassing using Ar resulted in continuously decreasing pore number density (Figure 6), which can be clearly seen in Figure 4: by increasing the number of treatments, the number of visible pores is greatly reduced in the CT images. This is a clear sign of continuously improving melt quality; that is, the number of removed bifilms was greater than that of the bifilms formed during the treatments. After the last treatment with Ar, a large central pore, created presumably by the action of shrinkage and few small-sized pores could be detected inside the RPT samples. Similar pore distribution has been reported by one of the authors [20] for RPT samples cast after rotary degassing treatments combined with flux addition. On the other hand, the effect of treatments executed with N<sub>2</sub> is not straightforward: numerous small-sized pores can be observed even after the last treatment (Figure 5), which indicates the presence of a great number of bifilms. Besides the fact that the number of detected pores was remarkably higher for all sampling steps, in some cases, the consecutive treatments with N<sub>2</sub> resulted in increased pore number densities (such as after the 3<sup>rd</sup> and 5<sup>th</sup> treatments). This clearly indicates that the number of bifilms that were created during these treatments is significantly more than that of the removed ones.

A somewhat similar trend is shown by the average K-values (Figure 8). By increasing the number of treatments with Ar, the K-values are notably reduced, while N<sub>2</sub> purging resulted in lowered K-values only after the first two treatments. Afterward, the K-values increased, which indicate the formation of inclusions during the treatments. The difference between degassing with Ar and N<sub>2</sub> is even more significant in terms of the areal number density of defects (Figure 9). The number density is continuously increasing by the utilization of N<sub>2</sub>, while the application of Ar resulted in continuously decreasing defect number density. A more random variation can be observed in the case of area fraction results (Figure 10). Initially, the total area fraction of defects present on the fracture surfaces is greater in the case of the experiment with Ar; however, after the second treatment,

degassing with N<sub>2</sub> resulted in remarkably higher defect area fraction values.

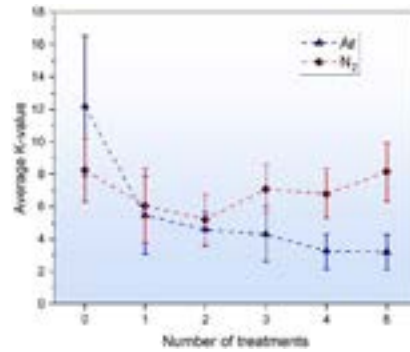


Figure 8. Evolution of average K-values during the experiments

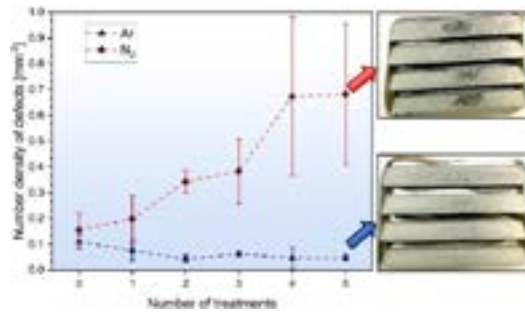


Figure 9. The number density of defects detected by image analysis on the fracture surfaces of K-mold samples

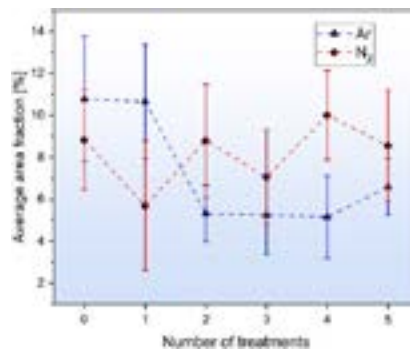


Figure 10. The area fraction of defects detected by image analysis on the fracture surfaces of K-mold samples

Based on the analysis of the K-mold samples and RPT specimens, it can be concluded that after the first treatment, the consecutive degassing treatments with Ar gas remarkably improved melt quality, i.e., reduced bifilm content. On the other hand, no significant improvement was



achieved by degassing with N<sub>2</sub>. The number of bifilms present in the melt was even increased by the treatments with N<sub>2</sub>, which is in accordance with the findings of Gyarmati et al. [38] and the LiMCA data reported by Tremblay and Maltais [48]. During the investigation of K-mold samples, in all cases, film-like discontinuities were found, which comprised of two distinct layers that could be clearly seen on the opposing fracture surfaces (Figure 11). Based on this, the investigated inclusions were bifilms.

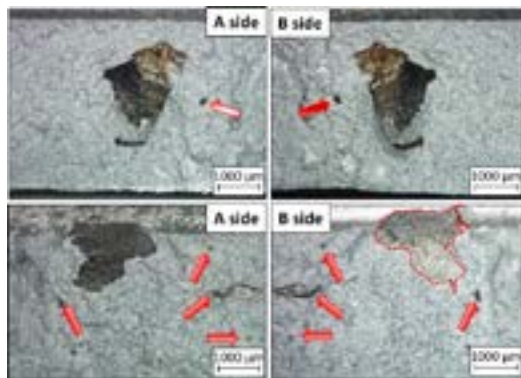


Figure 11. Bifilm defects found on the fracture surfaces of K-mold specimens

By the SEM investigation of pores found on the fracture surfaces, it was found that the pores were formed due to the presence of bifilm defects. Figure 12 presents a case where O-rich inhomogeneities were found inside the pores of a K-mold sample cast directly after melting. In Figure 12 (a), a relatively thick oxide film is covering the α-Al dendrites. The high oxygen concentrations measured in areas 1 and 2, and the visible cracks on the oxide film indicate an advanced oxidation state, i.e., the oxide is old [3] and probably can be originated from the oxide skin of the charge material. In Figure 12 (b), the dendrites are partly covered by a thick granular (old) oxide layer (area 4). On the other hand, in area 3, only a thin young oxide film could be present, which is practically invisible due to its thinness and its ability to wrap around the dendrites perfectly due to the pressure drop in the interdendritic regions during the solidification of the alloy. Figure 13 presents the images of oxide films present in pores found in K-mold specimens cast after the first treatment with Ar. In Figure 13 (a), a thick old oxide film can be seen, which is decorated with oxide crystals. This indicates that by increased oxidation time, the structure of the oxide films is gradually transformed. In contrast, Figure 13 (b), presents a vanishingly thin young oxide film that can only be detected by its small-sized wrinkles (indicated by red arrows) that formed between the dendrite arms. Based on the thickness of the wrinkles, the thickness of the presented oxide film is less than about 0.5 µm [49].

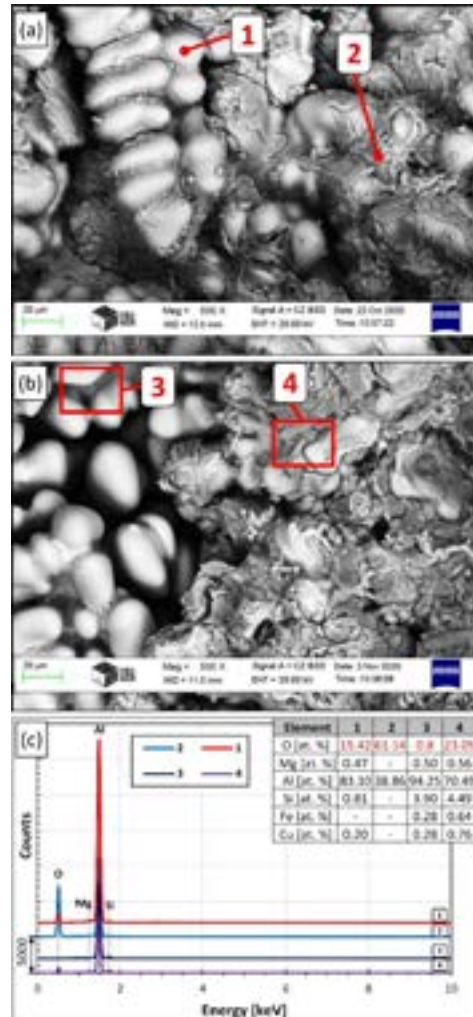
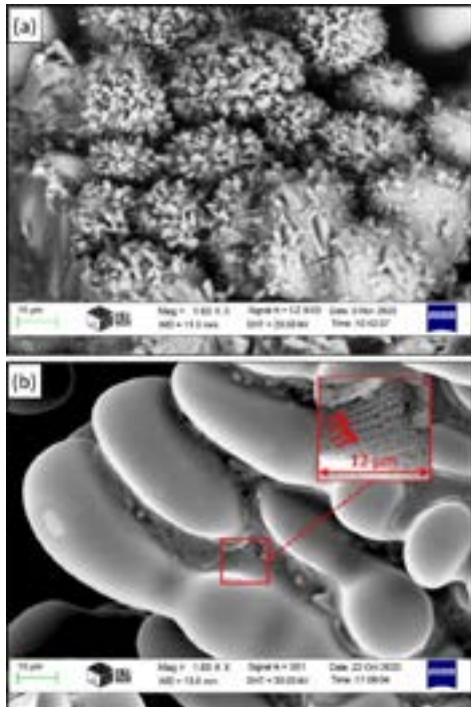


Figure 12. (a-b) BSD SEM images of the inner surface of pores found in K-mold samples cast directly after melting, (c) the results of the EDS analyses conducted in the indicated areas

In the case of samples cast from melts treated with N<sub>2</sub>, most of the investigated inclusions contained a significant amount of nitrogen. In Figure 14, an example is shown for a nitrogen-rich film-like inclusion. Its nitrogen concentration is significantly higher than its oxygen concentration, which indicates that the inclusion is mainly the product of nitridation. Similar inclusions were not found in samples cast from the melt treated with Ar. The presence of inclusions high in nitrogen is in accordance with the results reported by Gyarmati et al. [38], who found similar defects after rotary degassing with N<sub>2</sub>.

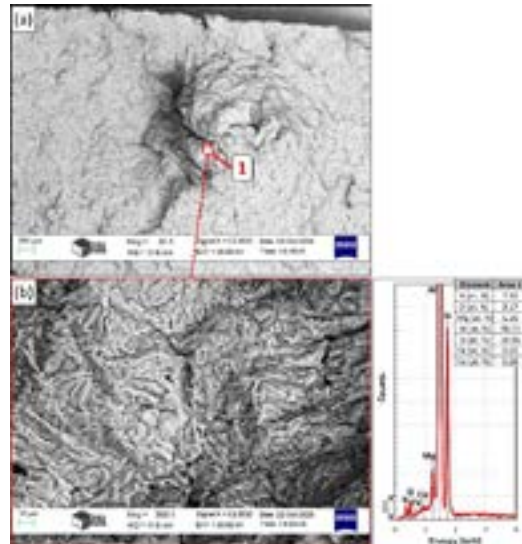


**Figure 13.** (a) Old and (b) young oxide films found in pores inside K-mold samples cast from the melt treated with Ar

The fact that the treatments executed with N<sub>2</sub> resulted in increased bifilm content (see **Figure 6**, **Figure 8**, and **Figure 9**) and N-rich inclusions were found in the samples cast from the melts treated with N<sub>2</sub> clearly indicate that the chemical interaction between the purging gas and the liquid alloy resulted in the formation of numerous nitride bifilms. The formation of nitride bifilms can be explained by the mechanism proposed by Gyarmati et al. [38]. During the treatments with N<sub>2</sub>, numerous purging gas bubbles can be trapped under the dross layer formed on the melt surface. By the consumption of N<sub>2</sub> inside the trapped purging gas bubbles, which is caused by the continuous nitridation at the gas bubble/melt interface, gas bubbles can lose buoyancy which can prevent their rise to the melt surface even after the dross is removed. In this way, rotary degassing with N<sub>2</sub> can cause the formation of numerous small-sized nitride bifilms.

#### 4. Conclusion

In this study, the effects of multiple rotary degassing treatments conducted with Ar and N<sub>2</sub> purging gases on the bifilm quantity of a liquid aluminum alloy were compared. Based on the experimental results, the following conclusions can be drawn:



**Figure 14.** Nitrogen- and oxygen-bearing film-like inclusion found in a K-mold sample cast after the fifth degassing with N<sub>2</sub>

- After the first treatment, the application of Ar as a purging gas during consecutive rotary degassing treatments resulted in continuously improving melt quality.
- The application of N<sub>2</sub> as a purging gas did not provide significant improvement in melt quality, the bifilm content of the melt was even increased after the melt treatments.
- The negative effect of N<sub>2</sub> purging on the melt quality can be partly attributed to the chemical reaction between the purging gas and the liquid alloy.

#### Acknowledgment

Supported by the ÚNKP-21-3 New National Excellence Program of the Hungarian Ministry for Innovation and Technology. The authors thank Árpád Kovács for his assistance in the making of SEM images and EDS analysis.

#### References

- [1] F. Czerwinski, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 48 (2017) 367–393.
- [2] M. Jolly, *JOM*, 57(5) (2005) 19–28.
- [3] J. Campbell, *Complete Casting Handbook*, Elsevier Ltd. 2015. Oxford, United Kingdom.
- [4] J. Campbell, *Journal of Materials Science*, 51(1) (2016) 96–106.
- [5] J. Campbell, *International Journal of Metalcasting*, 6(3) (2012) 7–18.

- [6] D. Dispınar, J. Campbell, *International Journal of Cast Metals Research*, 17(5) (2004) 280–286.
- [7] P. Yousefian, M. Tiryakioğlu, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49(2) (2018) 563–575.
- [8] M. Tiryakioğlu, P. Yousefian, P. D. Eason, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49(11) (2018) 5815–5822.
- [9] M. A. El-Sayed, H. Hassanin, K. Essa, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 86(5–8) (2016) 1173–1179.
- [10] A. Samuel, et al., *Advances in Materials Science and Engineering*, (2021) 1921603.
- [11] M. Tiryakioğlu, P. Yousefian, *Hot Tear Nucleation During Solidification of Aluminum and Its Alloys*, Ed. by G. E. Totten, M. Tiryakioğlu, O. Kessler, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys*, Taylor & Francis, 2018. 1263–1269.
- [12] M. Uludağ, R. Çetin, D. Dispınar, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49(5) (2018) 1948–1961.
- [13] M. Tiryakioğlu, *Materials*, 13(9) (2020)
- [14] J. Campbell, *Materials*, 14(5) (2021) 1297.
- [15] A. M. Samuel, F. H. Samuel, *Journal of Materials Science*, 27(24) (1992) 6533–6563.
- [16] M. Tiryakioğlu, *International Journal of Cast Metals Research*, 33(2–3) (2020) 120–122.
- [17] M. Tiryakioğlu, *The Myth of Hydrogen Pores in Aluminum Castings*, Ed. by M. Tiryakioğlu, W. D. Griffiths, M. Jolly, *Shape Casting, The Minerals, Metals & Materials Society*, 2019. 143–150.
- [18] M. Tiryakioğlu, *International Journal of Cast Metals Research*, 33(4–5) (2020) 53–156.
- [19] M. Tiryakioğlu, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49(12) (2018) 5953–5955.
- [20] G. Gyarmati et al., *Materials Characterization*, 157(C) (2019) 109925
- [21] J. Campbell, *The Mechanisms of Metallurgical Failure The Origin of Fracture*. Elsevier Ltd. 2020. Oxford
- [22] J. Campbell, *A Personal Overview of Casting Processes*, Ed. by Z. Abdallah, N. Aldoumani, *Casting Processes*, IntechOpen, 2020.
- [23] J. E. Gruzleski, B. M. Closset, *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. American Foundrymen's Society Inc. 1990. 143–184.
- [24] G. K. Sigworth, *Best Practices in Aluminum Metalcasting*, American Foundry Society, 2014. 59–72.
- [25] R. Otsuka, *Molten Metal Processing*, Ed. by G. E. Totten, M. Tiryakioğlu, O. Kessler, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys*, Taylor & Francis, 2018. 1698–1724.
- [26] T. A. Engh, T. Pedersen, *Removal of Hydrogen from Molten Aluminum by Gas Purging*, Ed. by J. P. McGeer, *Light Metals 1984*, TMS, 1984. 218–225.
- [27] R. Gallo, *AFS Transactions*, 116 (2008) 195–220.
- [28] M. Mostafaei, et al., *Metallurgical and Materials Transactions B*, 47(6) (2016) 3469–3475.
- [29] V. S. Warke, G. Tryggvason, M. M. Makhlof, *Journal of Materials Processing Technology*, 168(1) (2005) 112–118.
- [30] M. Uludağ et al., *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(10) (2018) 5141–5151.
- [31] M. Uludağ, D. Dispınar, *Archives of Foundry Engineering*, 17(1) (2017) 157–162.
- [32] D. Dispınar, *Materials Science and Engineering A*, 527(16–17) (2010) 3719–3725.
- [33] T. Yamamoto et al., *Metallurgical and Materials Transactions B*, 50 (2019) 2547–2556.
- [34] E. Lordan et al., *JOM*, 71(2) (2019) 824–830.
- [35] C. Lee, T. So, K. Shin, *Acta Metallurgica Sinica*, 29(7) (2016) 638–646.
- [36] J. Lazaro-Nebreda, J. B. Patel, Z. Fan, *Journal of Materials Processing Technology*, 294 (2021) 117146.
- [37] A. Yorulmaz, A. et al., *International Journal of Cast Metals Research*, 32(3) (2019) 164–170.
- [38] G. Gyarmati et al., *International Journal of Metalcasting*, 15(1) (2021) 141–151.
- [39] X. Cao, J. Campbell, *A Critical Review of Techniques for the Removal of Oxide Films (Including the Heat Treatment of Liquid Metal)*, 2nd International Aluminum Casting Technology Symposium, 2002. 135–146.
- [40] C. Borgonovo, M. M. Makhlof, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(10) (2016) 5125–5135.
- [41] G. Gyarmati et al., *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 903 (2020) 012003.
- [42] S. Fox, J. Campbell, *Scripta Materialia*, 43 (2000) 881–886.
- [43] D. Dispınar, J. Campbell, *International Journal of Cast Metals Research*, 17(5) (2004) 287–294.
- [44] D. Dispınar, J. Campbell, *International Journal of Cast Metals Research*, 19(1) (2006) 5–17. D
- [45] E. Erzi, M. Tiryakioğlu, *International Journal of Metalcasting*, 14 (2020) 999–1004.
- [46] S. W. Hudson, D. Apelian, *International Journal of Metalcasting*, 10(3) (2016) 315–321.
- [47] J. Campbell, *Materials Science and Technology*, 22(2) (2006) 127–145.
- [48] É. Tremblay, B. Maltais, *The Use of Nitrogen to Degas Molten Aluminium - Comparison of Metallurgical Results with Argon and Nitrogen Used in an ACD<sup>™</sup>*, Ed. by A. P. Ratvik, *Light Metals 2017*. TMS, 2017. 1475–1480.
- [49] M. M. Jalilvand et al., *Journal of Magnesium and Alloys*, 8(1) (2020) 219–230.



# Characteristics and Behaviour of Coated Aluminium Scraps during Thermal Pre-Treatment

## Kaplamalı Alüminyum Hurdaların Karakteristiği ve Termal Ön-işlem Sırasındaki Davranışları

Rabia ÖNEN, Merol GÖKELMA

Izmir Institute of Technology, Türkiye

### Abstract

Recycling is one of the efficient ways to reduce the environmental pollution. Aluminium recycling can reduce the energy consumption up to 95% in comparison with the primary production. Therefore, there is a high demand on more efficient recovery technologies. Aluminium consumption has increased in many sectors, i.e., transportation, consumer products and electrical equipment. Recycling of aluminium used in packaging products can be challenging due to short life cycles, low wall thicknesses and coating materials on the surface. The coatings might have different effects depending on the material of the coating and the base alloy. This study focuses on the characteristics of the coatings on aluminium scraps as well as the behaviour during a thermal treatment prior to melting. A lab-scale electrical resistance heating chamber furnace was used for the decoating experiments. The coatings were characterized by using Scanning Electron Microscopy with Energy Dispersive Spectroscopy (SEM/EDS) and the metal composition was analysed by Optical Emission Spectroscopy (OES).

### 1. Introduction

Aluminium is used in a wide range of products, including cans, foils, cooking utensils, window frames, beer kegs, automotive and aircraft parts. This is due to its unique characteristics. It has a low density, is non-toxic, has a good thermal conductivity, has excellent corrosion resistance, and is easy to cast, machine, and form. It is also non-magnetic and non-sparking. It is the metal with the second highest ductility and the sixth highest malleability. Aluminium is a good electrical conductor and is used in electricity transmission lines. [1]

The Hall-Héroult method extracts the most of commercially manufactured aluminium. In this procedure, aluminium oxide derived by the Bayer process is dissolved in molten cryolite and then electrolytically reduced to pure aluminium. Figure 1 shows the schematic representation of Hall-Héroult method.

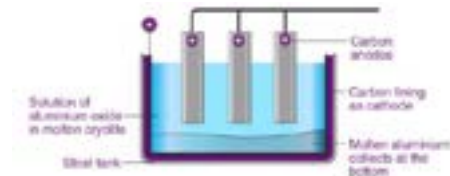


Figure 1. Hall-Héroult method [2]

Hall-Héroult process is applied at industrial scale and produces 99.5–99.8% pure aluminium. [3] The electrolytic reaction emits carbon dioxide, which contributes to climate change, and the process consumes a huge amount of electrical energy. [4]

Aluminium production consumes a large amount of energy. Aluminium production consumes 5% of all electricity generated in the United States. [5] This indicates that recycling as a more energy-efficient method must be applied. Recycling is one of the most effective strategies to reduce pollution in the environment. When compared to primary production, aluminium recycling can save up to 95% of the energy. For instance, aluminium cans are also 100 % recyclable, and they can be put back on the shelf in just 60 days. [6] Therefore, there is a high demand on more efficient recovery technologies.

Recycling of aluminium used in packaging products can be challenging due to short life cycles, low wall thicknesses and coating materials on the surface. [7] The coatings might have different effects depending on the material of the coating and the base alloy. Aluminium product scraps have many types and forms of coating. The combination of coating composition and scrap structure has effect on decoating efficiency and CO<sub>2</sub> emission. Generally, coatings include oils, paints, resins, plastics, lacquers, paper and inks. Coatings are composed of two basic materials – organic and inorganic. [8]

The volatile materials such as oil, solvents, and carbon-based deposits make the organic portion. Any thermal-based decoating method removes this material, which results in the formation of volatile organic compounds in the waste gas stream from the decoating kiln. The coating's inorganic component is made up of fillers, and pigments that are mostly used for decoration. Inorganic pigments,

such as titanium dioxide or zinc oxide, are commonly used in brightly coloured packaging and beverage cans. These compounds are difficult to remove with a thermally based decoating technique, and they normally remain on the scrap surface as a white or light-colored friable deposit. Some of this can be eliminated by the rotating kiln's action and is either picked up by the waste gas stream or carried out with the scrap flow. In some kinds of packaging scrap, inorganics can contribute up to 50% of the overall coating weight. Depending on the kind and source of the scrap, other pollutants may be present. Typical pollutants found in post-consumer wastes include water, oil, sand, and product residues. These are used in the decoating process and help to determine the composition of waste gases and how they are processed. Because of this reason, the scrap should be cleaned from residues before thermal pre-treatment. [8]

Coated Aluminium and Aluminium which is attached to plastic or paper (composite materials) make recycling process more difficult. Scraps which have low wall thickness are also challenging to recycle due to highly oxidized surfaces such as foils. [9]

Coatings should be removed from the surface of the aluminium to increase efficiency of recycling of aluminium recovery. When the scraps are heated, the organic coating starts to burn and release CO and CO<sub>2</sub>. Figure 2 shows the schematic representation of thermal decoating.



**Figure 2.** A schematic representation of thermal decoating. [10]

First, scission occurs where the coating decomposes, releasing hydrocarbons and leaving pigment/fillers/carbon residue. Combustion follows, where the carbon residue on the surface is burnt in the presence of O<sub>2</sub>. Inorganic material remains on the surface. [10]

## 2. Experimental Studies

A lab-scale electrical resistance heating chamber furnace was used for the decoating experiments. Figure 3 shows the functional diagram of the electrical resistance heating chamber furnace. The coatings were characterized by using Scanning Electron Microscopy with Energy Dispersive Spectroscopy (SEM/EDS).



**Figure 3.** Electrical resistance heating chamber furnace functional diagram

Beverage cans, Cream tubes and coffee capsules were cleaned from residues by using water and EtOH, after cleaning process, the sample was dried at 120 °C. Dry and clean samples were de-coated by using a lab-scale electrical resistance heating chamber furnace at temperatures between 400 °C and 550 °C. Also, the effect of the holding time in the furnace on the efficiency of decoating process was analysed.

## 3. Result and Discussion

### 3.1. Characterization of samples

The cross-section of the beverage cans, coffee capsules and cream tubes were characterized by using SEM - before de-coating procedure. Wall thickness of the samples were measured by the “ImageJ” image analysis software. Average wall thickness of the samples was measured for cans, tubes and capsules respectively as 94,136 and 98 µm, in addition, total coating thickness was measured as 19,19 and 25 µm. More details are shown in table 1. Figures 4, 5 and 6 present the cross-section pictures of the samples.

**Table 1.** Wall Thickness of Samples in µm

	Beverage Can	Cream Tube	Coffee Capsule
Outer coating	13.578	19.021	10.491
Inner coating	5.824	N.A.	13.29
Metal thickness	74.653	117.525	74.146

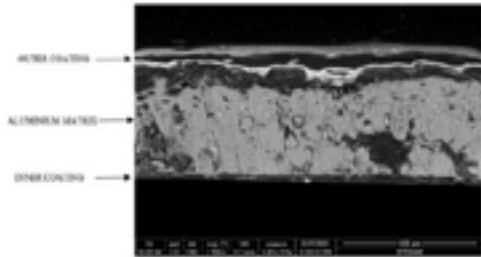


Figure 4. SEM image of wall thickness of UBC sample

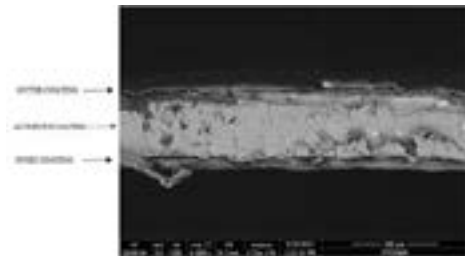


Figure 5. SEM image of wall thickness of Coffee capsule sample

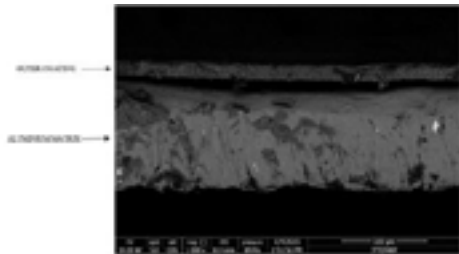


Figure 6. SEM image of wall thickness of cream tube sample

3.2. Characterization of samples after de-coating

Figure 7 shows the coffee capsules after thermal pre-treatment at 350, 400, 450, 500, 550 and 600 °C. The samples were de-coated at different temperatures and different holding times were analysed by using SEM and EDS.



Figure 7. Coffee capsule samples after pre-heat treatment at 350, 400, 450, 500, 550 ,600 °C (from left to right)

It was observed that the amount of coating on the sample surface decreased with increasing temperature. While temperatures below 500 °C did not show an efficient removal of coatings, the coating was completely removed, and an apparently clean metal surface was obtained at 500 °C. Furthermore, oxidation-like mottled formations were observed on the metal surface at 600 °C.

Figure 8 shows the EDS analysis of the body part of the beverage can which was heated up to 500 °C and held for 90 min.

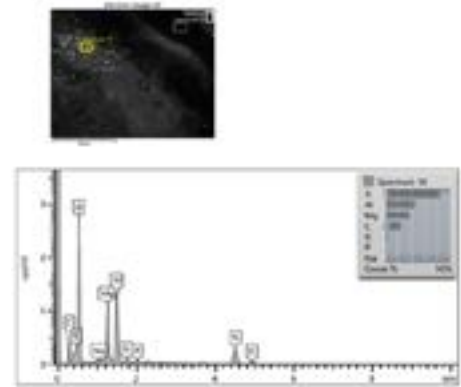
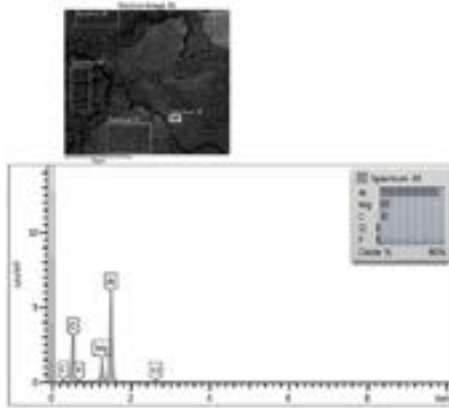


Figure 8. EDS result of the de-coated UBC sample at 500 °C, 90 min duration time

According to EDS results which were taken from a beverage can sample, presence of Carbon and Titanium was observed. TiO<sub>2</sub>(titanium (IV) oxide) is used as white pigment, thus it was observed on EDS results. [8] Different analyses were taken from the sample by using EDS, but Ti was only observed when white-colored signs stay on the surface after treatment. Carbon was frequently observed in EDS peaks which represents a residue of de-coating (combustion) process. Mg peak originated from the 3104-magnesium containing aluminium alloy used in the can bodies. [11]

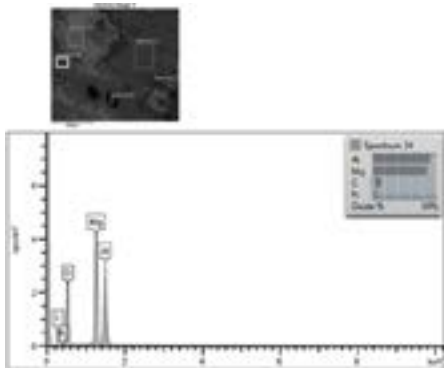
Figure 9 shows the EDS analysis of the body part of the beverage can after pre-treatment at 580 °C. The results shows that the alloy composition consists of Mg and Al.



**Figure 9.** EDS result of the decoated body of UBC sample at 580 °C, 30 min duration time

According to EDS results Al, Mg, and C were observed. The parts of beverage cans are made from Mg rich Aluminium alloy. The body of can is made from al 3104 series.[11] The figure shows the most part of the coating was removed, and metal surface was obtained at 580 °C due to presence less amount of C and much amount of Al content on EDS result. The figure shows that it oxidized more than the sample which was de-coated at 500 °C.

Figure 10 shows EDS result of the alloy of decoated lid of beverage can sample at 580 °C, 30 min duration time.

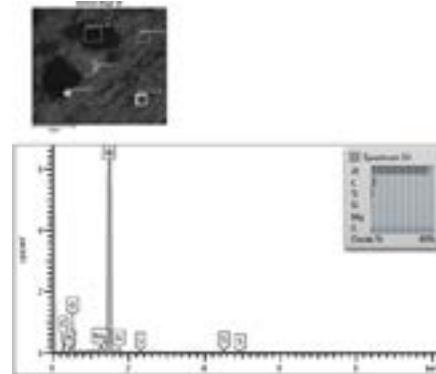


**Figure 10.** EDS result of the lid of can for decoated UBC sample at 580 °C, 30 min duration time

According to EDS result Al, Mg and C was observed. Lid of cans are made from Mg rich Al 5182 series. The reason of the difference between alloys for body and lid of beverage can is different mechanical properties of these alloys. Presence of Mg amount in 5182 alloy of al is much more than 3014 series.[11] The presence of Mg content in fig 10 demonstrate it. When the top of the sample was

heated up to 580 °C and held for 30 min for decoating of the sample, it oxidized less than sample which was taken from the body because of its different alloy composition.

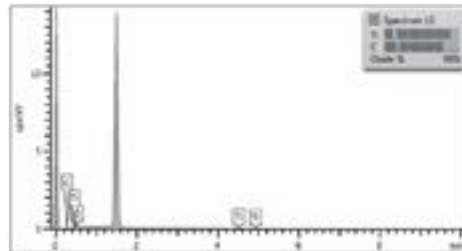
Fig 11 shows the EDS result of the decoated coffee capsule sample at 500 °C for 15 minutes.



**Figure 11.** EDS result of the decoated coffee capsule sample at 500 °C for 15 min

According to EDS result Al and C were observed. The figure shows the most part of the coating was removed, and metal surface was obtained at 500 °C after 15 min due to presence less amount of C and much amount of Al content on EDS result.

Fig 12 shows the EDS result of the cream tube sample at 450 °C, the sample was not removed from the furnace after reaching the target temperature.



**Figure 12.** EDS result of the cream tube sample at 450 °C without waiting.

According to EDS result Ti and C peaks were observed. It shows that the temperature which was used for decoating of the cream tube was not enough for a complete decoating. The presence of Ti and organic residue indicates that a higher temperature was needed. Ti shows the presence of TiO<sub>2</sub> which is used as pigment.

More detailed results will be published in a peer-review journal.

#### 4. Conclusions

- It has been observed that the most of the volatile organic content is removed at 500 °C.
- A holding time up to 15 minutes was enough for most of the sample however, it might be necessary to increase the duration for compacted samples.
- An oxidation tendency was observed at temperatures over 500 °C especially for the magnesium containing alloys such as can lids.
- It was observed that the coating/metal ratio increased with decreasing wall thickness which will affect the recycling yield.

#### 5. Acknowledgement

This research is supported in part by the Scientific and Technical Research Council of Turkey (TÜBİTAK) under BİDEB-2232 program with the project number 118C311

#### 6. References

- [1] Home. (n.d.). Retrieved June 29, 2021, from [http://amkay.com.hk/?page\\_id=81](http://amkay.com.hk/?page_id=81)
- [2] Extraction of Aluminium (Aluminium Ore) - Hall-Heroult's Process camp; Uses with Videos. BYJUS. (2020, September 28). <https://byjus.com/chemistry/occurrence-and-extraction-of-aluminium/>.
- [3] Totten, G. E. and D. S. MacKenzie (2003). Handbook of Aluminium: Volume 2: Alloy Production and Materials Manufacturing, CRC press.
- [4] Khaji, K., & Al Qassemi, M. J. M. (2016). The role of anode manufacturing processes in net carbon consumption. 6(6), 128.
- [5] Millbank, P. J. A. I. T. (2004). Aluminium recycling vital to global supply chain. 16(5), 44.
- [6] Aluminium Cans Recycling Consideration of Balers / Recycling Equipment for Aluminum. (n.d.). Retrieved June 29, 2021, from [https://www.wastecare.com/Articles/Aluminum\\_Cans\\_Recycling.htm](https://www.wastecare.com/Articles/Aluminum_Cans_Recycling.htm)
- [7] Stacey, M. (2015). Aluminium Recyclability and Recycling: Towards Sustainable Cities. In: Cwningen Press, International Aluminium Institute: Nottingham/Llundain, UK.
- [8] Evans, R., & Guest, G. J. S. A. S. L. (2002). The aluminium decoating handbook.
- [9] Schmitz, C. (2006). Handbook of aluminium recycling, Vulkan-Verlag GmbH.
- [10] Kvithyld, A., Meskers, C., Gaal, S., Reuter, M., & Engh, T. A. J. J. (2008). Recycling light metals: Optimal thermal de-coating. 60(8), 47-51.
- [11] Steglich, J., Dittrich, R., Rosefort, M., Friedrich, B. J. J. o. M. S., & A. E. (2016). Pre-treatment of beverage can scrap to increase recycling efficiency. 3(3-4), 57-65.

# Influence of Different Grain Refinement Practices on the Microstructure of a TRC 1050 Alloy

## Farklı Tane İnceltici Pratiklerinin İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen 1050 Alaşım Mikroyapısı Üzerine Etkisi

Mert GÜLVER, Cemil IŞIKSAÇAN, Vakur Uğur AKDOĞAN

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Al-Ti-B master alloys having different chemical compositions are widely used in aluminum casting as grain refiners due to their high nucleation potency. Not only the chemical composition of the master alloy and the feeding practices but also the solute content of the melt is determinant on the efficiency of grain refinement. Titanium as a solute element is known to have an additional effect on grain refining due to its high growth restriction factor and also its similar atomic size to aluminum. In this study, most frequently used Al-Ti-B master alloys such as AlTiB 5/0.2, AlTiB 5/1 and AlTiB 3/1 were used as grain refiners in the production of a twin-roll cast 1050 alloy with intentionally varied amounts of titanium in the melt. The effects of excess titanium contents on the grain refinement efficiency of Al-Ti-B master alloys were evaluated by investigating the microstructures of as-cast materials.

### 1. Introduction

It is well known that metals and alloys usually solidify with coarse columnar grain structure under normal casting conditions unless the mode of solidification is carefully controlled [1]. Grain refiners having different chemical composition and Ti/B ratio are used to control solidification and grain structure in such a way that it converts coarse columnar grain to refined grain structure. It is observed that fine grain structure provides high yield strength, high toughness, good formability, uniform distribution of the secondary phase and micro-porosity on a fine scale resulting in improved machinability and various other desirable properties [1-2]. There are lots of theories on grain refinement mechanism. They can be classified in six groups; Particle theory, phase diagram theory, peritectic hulk theory, hyper-nucleation theory, duplex nucleation theory, and solute effect [2]. B.S Murty et al. summarized the differences in the various theories on grain refinement mechanisms as shown in Figure 1.

Nucleation Substrate	Effect of solute on grain refining performance
Particle Theory, on borides or carbides	None, except some suggest Ti as a powerful segregant restricts growth of grains, which allows for further nucleation events
Phase Diagram Theory	Ti present to form TiAl <sub>3</sub> , which act as nucleant
Peritectic Hulk Theory	Ti present in the boride shell after TiAl <sub>3</sub> dissolution at the peritectic concentration
Hypernucleation Theory	Ti segregates down an activity gradient to the boride to provide a suitable interface for nucleation of $\alpha$ - aluminum
Duplex Nucleation Theory	Ti is present to segregate to TiB <sub>2</sub> down an activity gradient to form TiAl <sub>3</sub> on the surface, which then nucleates Al
Solute Effect	Solute affects dendrite growth and builds up constitutionally undercooled zone in front of the interface. This undercooled zone facilitates nucleation and the new grain does the same to the next grain. The shape and magnitude of the constitutionally undercooled zone depend upon the dendrite growth, which is affected by solute, which in turn affects the subsequent nucleation behaviour

Figure 1. Summary of the Grain Refiner Theories [2].

Grain refinement mechanism is directly related to nucleation and growth process of aluminum grains as given in figure 2, schematically [3]. Nucleation mechanism can be classified into two groups; homogeneous and heterogeneous nucleation.

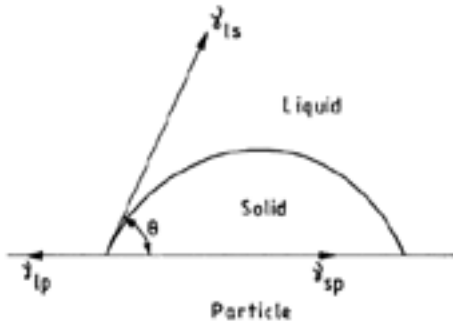


Figure 2. Interfacial Energies During Heterogeneous Nucleation [2].

The free barrier energy of heterogeneous nucleation is a function of the contact angle ( $\theta$ ) as given in the equation 1 and 2, respectively [3].

Equation 1;

$$G_{homogeneous}^* = \frac{16\pi\gamma_{sl}^3}{3G_v^2}$$

Equation 2;

$$G_{heterogeneous}^* = \frac{16\pi\gamma_{sl}^3}{3G_v^2} f(\theta)$$

Critical free energy of heterogeneous nucleation is always less than or equal to homogenous nucleation due to the fact that function of the contact angle is always less than 1 which is shown in figure 3 [3].

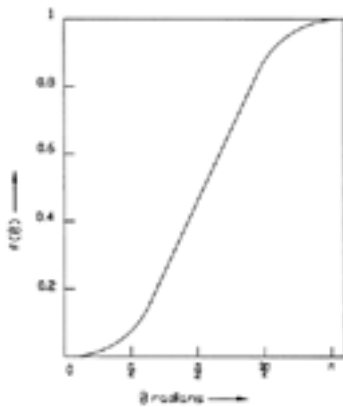


Figure 3. Variation of the function of the contact angle[3].

Therefore, it is mentioned that heterogeneous nucleation plays a role in grain refinement mechanism. During the grain refinement, heterogeneous nucleation occurs by the combination of TiAl3 and TiB2 clusters [4].

Although the effect of TiAl3 and TiB2 particles on grain refinement mechanism are examined separately in some studies, one of the most recent approach accepted is to occur with the combination of TiAl3 layer formed on the TiB2 particles.

The Al-rich side of Al-Ti phase diagram is shown in Figure 4, where a peritectic reaction exist at 665°C and  $\alpha$ -aluminum contains 1,15wt% titanium while liquid aluminum only contain 0,15wt% of titanium [5]. TiAl3 particles exist when liquid aluminum temperature reaches at peritectic point.

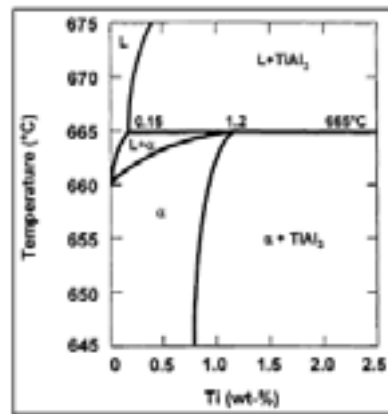


Figure 4. Al-Ti Phase Diagram.

TiAl3 particles and TiB2 particles, contained in the grain refiner, provide a basis for heterogeneous nucleation when added to the liquid aluminum.

In this study, the influence of grain refiners having different chemical compositions (AlTi5B0,2 – AlTi5B1-AlTi3B1) and intentionally varied titanium content on the microstructure of a twin roll cast 1050 alloy were examined separately and in combination.

## 2. Experimental Studies

AA 1050 alloy was cast via an industrial scale twin-roll caster with different grain refinement practices as specified in Table 1. Titanium content in liquid metal was intentionally varied as 70 ppm, 150 ppm and 210 ppm and for each titanium content, three industrially used grain refiners having different chemical compositions (Al-Ti5-B0,2 , Al-Ti3-B1 and Al-Ti5-B1) were used. Grain refiners were fed into liquid metal prior to degasser unit while



AlTi10 master alloys were directly added to the holding furnace. The process parameters such as casting gauge, casting speed, location and feeding rate of grain refiner and also the casting width were kept unchanged during the experimental study. Representative samples from liquid metal after addition of AlTi10 and the grain refiners were taken to observe the changes in titanium and boron contents. Additionally, as-cast samples were collected for each combination of grain refinement practices to investigate the microstructures of the samples. Samples were metallographically prepared in longitudinal and transverse directions. The cross-sections of these samples were examined using the Zeiss Axio Imager Z2 light microscope.

**Table 1.** Experimental Design.

Alloy	Grain Refiner	Excess Titanium Content
1050	Al- Ti5- B0,2	70ppm
	Al- Ti3- B1	
	Al- Ti5- B1	
	Al- Ti5- B0,2	150ppm
	Al- Ti3- B1	
	Al- Ti5- B1	
	Al- Ti5- B0,2	210ppm
	Al- Ti3- B1	
	Al- Ti5- B1	

### 3. Results and Discussion

Table 2 depicts the change in titanium and boron contents after addition of AlTi10 master alloy in holding furnace and grain refiner in launder system, respectively.

**Table 2.** Change in chemical composition of liquid metal after addition of Al-10Ti master alloy and grain refiner.

Grain Refiner	Ti% After AlTi10 addition	Ti% After grain refiner addition	B% After AlTi10 addition	B% After grain refiner addition
Al-Ti5-B0,2	0,0076	0,0139	0,0006	0,0006
Al-Ti3-B1	0,0073	0,0107	0,0005	0,0013
Al-Ti5-B1	0,0081	0,0167	0,0004	0,0017
Al-Ti5-B0,2	0,0150	0,0234	0,0005	0,0005
Al-Ti3-B1	0,0158	0,0194	0,0004	0,0013
Al-Ti5-B1	0,0151	0,0224	0,0004	0,0018
Al-Ti5-B0,2	0,0224	0,0295	0,0003	0,0007
Al-Ti3-B1	0,0214	0,0262	0,0004	0,0015
Al-Ti5-B1	0,0219	0,0287	0,0004	0,0019

It is clear that the chemical composition of the grain refiner has an important effect on the titanium and boron contents of liquid metal. The increase in titanium content is higher in the case AlTi5B0,2 and AlTi5B1 are used. The increase in titanium content is limited when AlTi3B1 is used. The increase in boron content is considerable when AlTi5B1 and AlTi3B1 is used whereas AlTi5B0,2 leads to a very limited increase.

The microstructure of as-cast samples produced with different grain refiners and varied amounts of titanium contents are shown in Table 3. Micrographs represent the mid-plane of cross-section in longitudinal direction at high magnification.

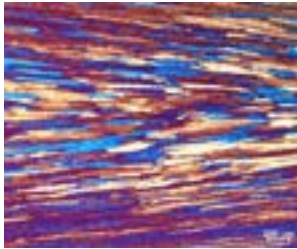
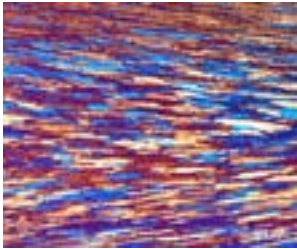
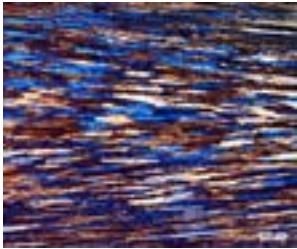
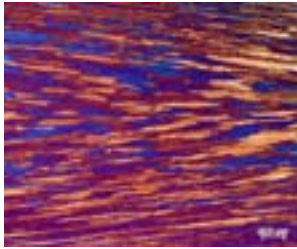
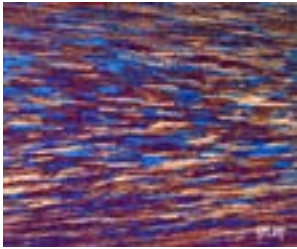
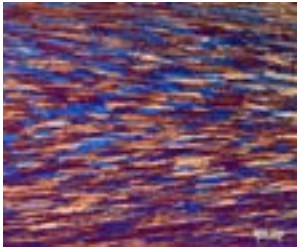
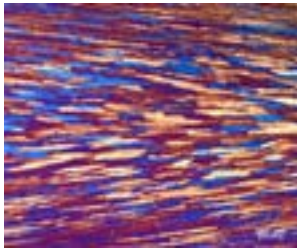
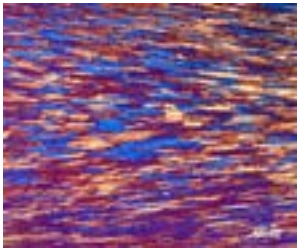
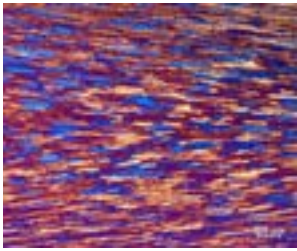
The results are classified in two groups; the effects of different grain refiner at the same excess titanium content and the effect of various excess titanium contents with the use of same grain refiner.

When microstructures are evaluated with the change in titanium and boron contents given in Table 2, boron content is found to be more effective in terms of grain refining potency with respect to titanium. As boron content increases with the addition of AlTi5B1 and AlTi3B1, grain structure becomes finer. This can be verified by comparing the titanium contents in case of AlTi5B0,2 and AlTi3B1 usage. Although the titanium content is higher for the sample cast with AlTi5B0,2 with respect to the one cast with AlTi3B1, the grains of the sample cast with AlTi5B0,2 are coarser than those of cast with AlTi3B1. If we compare the grain structure of the samples cast with AlTi5B1 and AlTi3B1, the grains of the sample cast with AlTi5B1 is finer than those of cast with AlTi3B1. This can be attributed to the high titanium and boron content in the samples cast with AlTi5B1. The findings mentioned above are valid for the other samples cast with different excess titanium levels, namely 150 ppm and 210 ppm.

As excess titanium level arising from the AlTi10 masteralloy addition increases from 70 ppm to 210 ppm, the grain structure is refined regardless of the grain refiner type used. This refinement of grain structure is more abundant as excess titanium level increases from 70 ppm to 150 ppm, however the change in the grain structure is more limited as the excess titanium level is further increased to 210 ppm. From the perspective of duplex nucleation theory, 150 ppm titanium content is found to be a critical level to exploit the grain refinement potency of all TiB2 particles present in the liquid metal. Further increase of excess titanium has a limited effect on the grain structure. This approach may be valuable in determining the necessary titanium level to consume the minimum amount of grain refiner regardless of its composition.

Among all the combinations applied, the coarsest grains are observed in the sample cast with AlTi5B0,2 with an excess titanium level of 70 ppm. The finest grain structure is obtained with the AlTi5B1 with an excess titanium level of 210 ppm.

**Table 3.** Microstructures of as - cast samples.

Ti Content	Grain Refiner		
	Al-Ti5-B0,2	Al-Ti3-B1	Al-Ti5-B1
70ppm			
150ppm			
210ppm			

#### 4. Conclusion

- AlTi5B0,2 was found to be the least effective grain refiner.
- AlTi5B1 and AlTi3B1 are effective grain refiners due to their higher boron concentration.
- Boron content is more abundant than titanium content in terms of grain refining potency, which

is in good agreement with the duplex nucleation theory.

- Grain refinement efficiency was enhanced with the increase of titanium content in the liquid metal. This effect can be explained by both the solute effect of titanium and the activation of TiB<sub>2</sub> particles by the presence of excess titanium.

- The grain structure of the as-cast material, which is required for further rolling and heat treatment operations, can be improved by combining proper grain refiner type and/or its feeding rate and the titanium content of the liquid metal.
- In the light of these results, cost optimization studies can be carried out both by changing the type of grain refiner, which is one of the most important consumable of the cast shop and/or its feeding rate and by optimizing proper combination of the grain refiner type with the titanium solute content of liquid metal.

#### Acknowledgements

Authors wish to thank Mr. Nihat Yılmaz and Mr. Kubilay Mintemur, for their valuable help with metallographic studies and cast shop operations.

#### References

- [1] B.S Murty, S.A. Kori, M. Chakraborty, (2002) Grain Refinement of Aluminum and Its Alloys by Heterogeneous Nucleation and Alloying. International Materials Reviews Vol 47.
- [2] Z.Fan, Y. Wang, Y. Zhang, T. Qin, X.R. Zhou, G.E. Thompson, T. Pennycook, T. Hashimoto (2015) Grain Refining Mechanism in the Al/Al-Ti-B system. Acta Materiala 84 292-304
- [3] K.T. Kashyap, T. Chandrashekar (2001) Effects and Mechanisms of Grain Refinement in Aluminum Alloys. Bull. Mater. Sci. Vol 24 343 -353
- [4] N. Iqbal, N. H. van Dijk, T. Hansen, L. Katgerman, G. J. Kearley (2004) The Role of Solute Titanium and TiB<sub>2</sub> Particles in the Liquid- Solid Phase Transformation of Aluminum Alloys. Materials Science and Engineering Vol 386 20 – 26
- [5] X. Wang, Q. Han (2016) Grain Refinement Mechanism of Aluminum by Al-Ti-B Master Alloys. Light Metals 2016 189 - 193

# Uçak Motor Bloku için Alçak Basıncılı Reçineli Kuma Döküm A201 Alaşım Geliştirilmesi

## Development of Low Pressure Resin Sand Cast and Artificially Aged A201 alloy for Aircraft Engine Block

Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Ahmet ALTUN<sup>2</sup>, Cem ÇETİNKAYA<sup>2</sup>, Kenan PULAT<sup>2</sup>, Barış Bilal ALTINTAŞ, Levent SUBAŞI<sup>3</sup>, Erdem BEKTAŞ<sup>3</sup>, Güray AKBULUT<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Türkiye

<sup>2</sup> ALTUN Döküm Sanayi A.Ş. Türkiye

<sup>3</sup> TEİ-TUSAŞ Motor Sanayi A.Ş. Türkiye

### Abstract

A series of A201 aluminum alloys were prepared in an industrial resistance furnace and processed by a low pressure casting unit. The tensile test bars were solidified under 200 mBar back pressure in cold box resin sand moulds. Tensile tests applied after T7 heat treatments including ageing at 186 °C for 6 hrs revealed 375-388 MPa yield and 422-405 MPa tensile strength, %elongation in the range of 7.5 -8.8. The microhardness measured on the tensile test specimens were in the range of 127-134 HV0.3. The grain size of this set is between 104-135 µm. The tensile strength after T7 heat treatment were found to be directly related to microhardness rather than as cast grain size of the alloy. The high yield and tensile strength values attributed to the G.P zone precipitates θ'' θ' and after T7 heat treatments. The microshrinkage cavities were observed in all specimens were nearly uniformly distributed through the alloy matrix investigated with optical and SEM examinations The tensile test results were high inspite of the presence of primary rodlike Cu-Mn-rich intermetallic phase and rounded wormlike microshrinkage cavities which is a characteristic feature of the A201 alloy.

### Özet

Bu çalışmada bir seri A201 alüminyum alaşım endüstriyel bir rezistans fırınında hazırlanmış ve alçak basınçlı döküm ünitesinde dökülmüştür. Çekme test çubukları soğuk kutu reçineli kum kalıba 200 mBar basınç altında dökerek katılmıştır. Numune çubuklarına 515°C de 2 saat, 527°C de 8 saat çözeltiye alma sonrası 186 °C sıcaklığında 2, 4 ve 6 saat yaşlandırma işlemi uygulanarak T7 ısıtma işlemi uygulanmıştır. Akma değerleri 375-388 MPa, çekme değerleri 422-405 MPa aralığında ve yüzde uzama değerleri ise 7.5-8,8 arasında 6 saat yaşlandırma sonrasında elde edilmiştir. Çekme test numunelerinde ölçülen mikro sertlik değerleri 127-134 HV0.3 ve aynı numunelerde ölçülen tane boyu değerleri ise 104-135 µm olarak ölçülmüştür. T7 ısıtma işleminden sonra elde edilen çekme değerleri mikro sertli

değerleri ile doğrudan ilişkili olduğu görülmüştür. Akma ve çekme değerindeki artışın G.P zone θ'' ve θ' çökeltilerinin mikratına bağlı olduğu ortaya çıkarılmıştır. SEM ve optik mikroskoplarla incelenen bütün numunelerde oldukça eşit dağılmış mikroçekintiler gözlenmiştir. Cu ve Mn ca zengin primer çubukumsu şekilli metaller-arası fazların ve solucanimsı şekilli mikroçekinti bölgeleri olmasına rağmen çekme değerleri 400 MPa üzerine T7 ısıtma işlemi uygun parametrelerde uygulanarak çıkarılabilmiştir. Mikroçekintilerin olması A201 alaşımının bilinen özelliklerindedir.

### 1. Giriş

Basıncılı döküm parametreleri besleyici konum ve hacmi, soğutucu tasarımı ve yerleştirilmesi 200-400 mBar basınçta baskıda kalma süresi, tane inceltici ilavesi ile mikroçekintiler ortadan kaldırılmak için gerekli süreç parametreleridir.

A201 alüminyum alaşımını döküm parça tasarımcılarına daha pahalı yöntemler ile üretilen alüminyum ve çelik dövme muadillerine alternatif çözümler sağlayabilmektedir. Bu hedefe ulaşmak için A201 alaşımının süreç parametrelerinin kontrolü ve bilgi birikimi gerektirmektedir. Bu alaşımın minimum özellikleri American Aerospace Material Specification AMS 4229 standardı olarak yayınlanmıştır. Bu alaşımı diğer benzer alaşım olan A206 ile karşılaştırdığımızda A201 alaşımının farkı içerdiği ilave gümüş elementinden gelmektedir (0.4 ve 1.0 ağırlık yüzdesi % aralığında). Gümüş ilavesi korozyon özelliklerini iyileştirmektedir. A206 alaşımı kompozisyonu (Si 0.1 wt%, Fe 0.15wt%, Cu 4.0-4.5wt%, Mn 0.2wt%, Mg 0.15-0.55wt% and Ti 0.15-0.35wt %) olarak verilmiştir. Kuo ve çalışanları gümüş ilavesinin mekanik özelliklere olan etkisini incelemiştir. [1] (Kuo et al 1989). Bu araştırmacılar A201 alaşımının farklı gümüş içeren serilerinin test çubuklarını dökmüşler, çekme ve akma dayanıklarında artış tesbit etmişlerdir. Bununla birlikte yüzde uzamada düşüş tesbit etmişlerdir. Bu bulgular Chen ve Mollard tarafından yayınlanan sonuçlar ile çelişmektedir. Bu araştırmacılar hem çekme hem de yüzde uzama değerlerinde artış tesbit

etmişlerdir. [2] (Chien et al. 1973) ve [3] (Mollard 1970). Bu alaşımın en belirgin özelliklerinden birisi zayıf dökülebilirliğinden kaynaklanan birçok döküm parametresinin mikroyapıları etkilemesi sonucu bir seri parçalarda olumsuz özelliklerin ortaya çıkarmasıdır. [4] (Luck, R and Berry 1999).

Al-Cu-Mg alaşım sisteminin yüksek bakır magnezyum oranı ve az bir gümüş ilavesi ile yeni bir yüksek dayançlı alaşım serisinin temelini oluşturmuştur. Bu özellikleri sayesinde potansiyel havacılık uygulamaları için başlı başına araştırma konusu haline gelmiştir. Çok az miktarda gümüş atomlarının ilavesi mikroyapıya ve mekanik özelliklere belirgin artış sağlaması birçok araştırmacının ilgisini çekmiştir.

Al-Cu-Mg alaşımları birkaç yüzyıldır bilinmektedir. Klasik çökelti sertleşmesi mekanizmasına sahip alaşımların özelliklerini geliştirmek ve belirli bir uygulama için optimize etmek için bir çok teşebbüs yapılmıştır. Mukavemet özelliklerini geliştirmek için döküm alaşımlarını gümüş ile alaşımlandırma önerilmiştir. Benzer öneriler işlenik alaşım sınıfları için de yapılmıştır. Mikroyapılardaki iyileştirmeler için manganez titanyum gibi daha başka element ilaveleri de yapılmıştır.

Bu alaşımlar çağdaş bir anlayışla birçok durumda Nikel ilaveli eşdeğer döküm alaşımlarına karşılaştırmalı olarak değerlendirilmektedir. Bununla birlikte 150 °C üzerinde dayançları düştüğü için gerçekten yüksek sıcaklık alüminyum alaşımları olarak değerlendirilmemektedir. Özellikle bu alaşımlar birçok endüstriyel kullanım için yüksek sıcaklık gereksinimleri 250°C ye kadar karşılamamaktadır. Böylece işlenik alaşımların yüksek sıcaklıklardaki mukavemet özelliklerini artırmak için büyük bir talep ortaya çıkmıştır.

Esas hedef işlenik alaşımların eritme metrajından yararlanarak ve basit klasik süreçler kullanılarak 0° ile 250°C sıcaklık aralığında çökelti sertleştirilmiş durumda klasik alaşımlardan daha yüksek dayanç elde edilmesidir. Bu özelliklerinden dolayı A201 alaşımı motor blok uygulaması için basınçlı döküm yöntemi ile geliştirilip kullanılmaktadır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

TEİ tarafından geliştirilmekte olan içten yanmalı ve pistonlu A201 motor bloklarının besleyici ve yolluk tasarımları yanısıra blok için alaşım geliştirme çalışmaları birlikte yapılmaktadır.

A201 alaşımın kimyasal kompozisyonu A206 alaşımına(Si 0.1 wt%, Fe 0.15wt%, Cu 4.0-4.5wt%, Mn 0.2wt%, Mg 0.15- 0.55wt% and Ti 0.15-0.35wt %) 0.4 ve 1.0 ağırlık yüzdesi % aralığında gümüş ilavesi ile oluşturulmuştur.

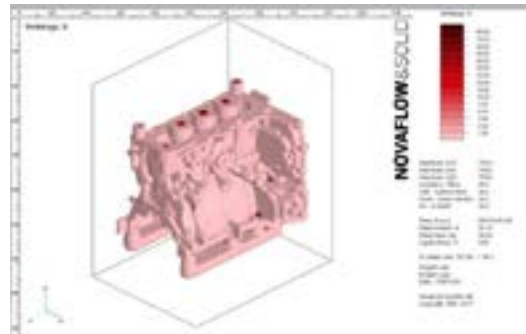
A201 alaşımı mikro çekintiye meyilli fakat dayanım açısından 400 MPa üzerinde çekme dayanıcına ulaşmak hedeflenmiştir. Bu hedeflere T7 ısı işlem parametreleri bir seri çalışma yapılarak ulaşılmış ve metin içerisinde sonuçlar şekiller içerisinde grafik olarak verilmiştir.

Motor blok alaşımları Altun Döküm firmasında endüstriyel ölçekli rezistans fırınında yoğunluk indeksi sürekli ölçülerek 0.2-0.8 arasında tutulmuş ve optik emsiyon spektrometresinde kimyasal element analizleri yapılarak

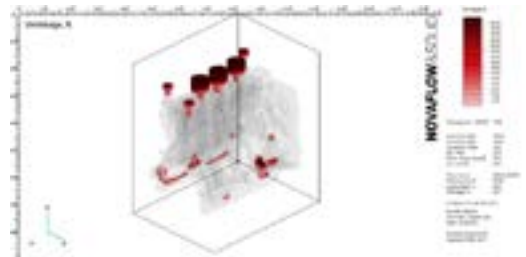
hazırlanmış ve teknik şartnamelere uygun hazırlanmıştır. Ayrıca proje çalışmasında kapsamında ODTÜ döküm laboratuvarındaki indüksiyon eritme yöntemi ile hazırlanmış ve aynı alaşım değerleri yakalanarak test çubukları reçine bağlı kum kalıplara dökülmüştür. Görüntü analizler üniversite bünyesindeki optik mikroskop bilgisayarındaki Materials Plus yazılım ile yapılmıştır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

A201 alaşım geliştirme çalışmaları motor blok simülasyonları ile birlikte yapılmaktadır. Makro çekintiler ve mikro çekintilerin birlikte ortaya çıkması, hem alaşımın mekanik isteklerinin karşılanması döküm sonrası hem de tahribatsız test yöntemleri ile kesitlerin boşluksuz ve hatasız olarak elde edilmesi araştırma ekiplerinin eşgüdüm ile çalışmasını gerektirmektedir. Bu amaçla döküm simülasyon programı kullanılarak besleyici ve soğutucuların alçak basınçlı döküm sırasında hataların giderilmesi için olası etkileri simülasyon çıktıları değerlendirilerek çalışmakta ve döküm sonrası bloklar ince dilimlerde kesilerek karşılaştırılmaktadır. Alaşım elementlerinin tane ielticilerinin ve gaz giderme sonucu elde edilen yoğunluk indeksinin hatalar üzerindeki olumlu ve olumsuz etkileri değerlendirilmektedir.



Şekil 1. Alçak basınçlı döküm blokların Novacast Novaflow döküm simülasyon programı ile makro ve mikro çekinti analizleri koyu renkte bölgeler çekinti(shrinkage) olarak görülmekte. [6]

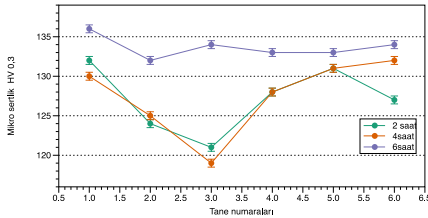


Şekil 2. Alçak basınçlı döküm blokların Novacast Novaflow döküm simülasyon programı ile koyu renkli çekintiler. [6]

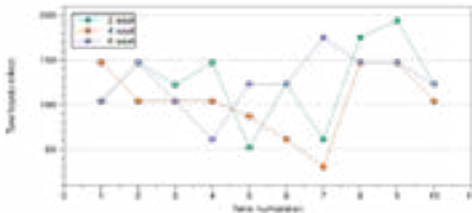
Motor blok iç kesitlerinde soğutucu ve besleyici ilaveleri ile hatalar düzeltilmektedir. A201 alaşımın mekanik özelliklerinin istenilen kriterleri karşılanması için de ayrıca



Motor blok iç kesitlerinde soğutucu ve besleyici ilaveleri ile hatalar düzeltilmektedir. A201 alaşımın mekanik özelliklerinin istenilen kriterleri karşılaması için de ayrıca basınçlı dökülen test çubukları üretilip çekme testleri yapılmıştır ve sonuçlar aşağıdaki şekillerde verilmiştir. Çekme ve mikro sertlik sonuçlarına göre T7 ısıl işlemi ile 515°C de 5 saat, 530°C de 15 saat çözeltiyi aldıktan sonra polimerli su 186 °C de 6 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış alaşım en yüksek çekme dayanımı göstermiştir. Ölçümler sonucunda Al5TiB tane inceltici ilavesi sonrasında A201 alaşımının tane boyutlarının 50-200 µm arasında değişim gösterdiği ortaya çıkmıştır. Bu sonuçlara göre çekme numunelerinde bile tane inceltici ilavesinin bu alaşımında daha etkili olması için gerekli daha fazla çalışma yapılmasına ihtiyaç olduğunu göstermektedir.



**Şekil 3** A201 alaşımının Altun Döküm firmasında T7 ısıl işlemi ile 515°C de 5 saat, 530°C de 15 saat çözeltiyi aldıktan sonra polimerli su 186 °C de 2, 4 ve 6 saat yaşlandırma işlemi sonunda elde edilen mekanik test sonucunda geri kalan numunelerden elde edilen mikrosertlik sonuçları ölçüm yapılan tane numaralarına karşılık verilmiştir. [8]

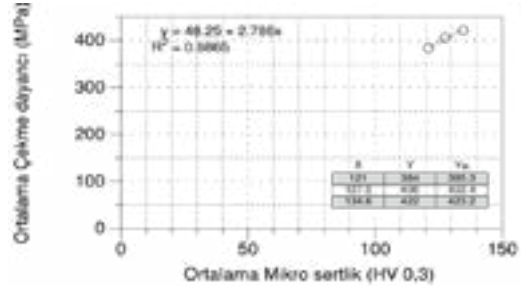


**Şekil 4** A201 alaşımının Altun Döküm firmasında T7 ısıl işlemi ile 515°C de 5 saat, 530°C de 15 saat çözeltiyi aldıktan sonra polimerli su 186 °C de 2, 4 ve 6 saat yaşlandırma işlemi sonunda elde edilen mekanik test sonucunda geri kalan numunelerde ölçüm yapılan tane numaralarına karşı tane boyutları sonuçları verilmiştir. [8]



**Şekil 5** A201 alçak basınçlı döküm alaşımının X125 büyütmede optik mikroskop görüntüsü ve Materials Plus

yazılımı ile tane boyutu ölçümleri. 120-200 µm aralığındadır [8] Ölçülen tane boyut değerleri Philip Bale [7] tez çalışmasında bildirdiği değerlerin(125-165 µm) üzerinde ölçülmüştür.

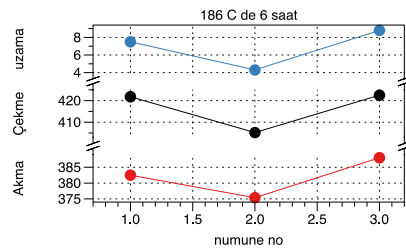


**Şekil 6.** A201 alaşımının Altun Döküm firmasında T7 ısıl işlemi ile 515°C de 5 saat, 530°C de 15 saat çözeltiyi aldıktan sonra polimerli su 186 °C de 6 saat yaşlandırma işlemi sonunda elde edilen mekanik test sonucunda geri kalan numunelerden elde edilen ortalama çekme dayanımına karşılık mikrosertlik sonuçları verilmiştir. [8]

A201 alaşımı alçak basınçlı döküm sonrasında çekme çubuklarının çekme değerleri T7 ısıl işlemi ile mikro sertlik ile birlikte artmaktadır. Bu matris alaşımında oluşan θ'' ve θ' çökeltilerinin miktarının artması ile ilişkilendirilebilir. Bu çökeltiler sadece yüksek büyütmede TEM mikroskopları ile görülebilmektedir. Ortalama mikrosertlik değerleri ve çekme dayanımı aşağıdaki çizelge 1 de verilmiştir.

**Çizelge 1. Numunenin mikrosertlik ve çekme dayanımı**

Numune No	1.0	2.0	3.0	4.0	5.0	6.0	7.0	8.0	9.0	10.0	11.0	12.0	13.0	14.0	15.0
Ortalama Mikro Sertlik (HV 0,3)	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130
Ortalama Çekme Dayanımı (MPa)	385	400	420	420	420	420	420	420	420	420	420	420	420	420	420



**Şekil 7.** T7 ısıl işlemi gereği 2 saat çözeltiyi aldıktan sonra 86 °C de 6 saat yaşlandırma işlemi sonunda elde edilen iyi mekanik test sonuçları [8]



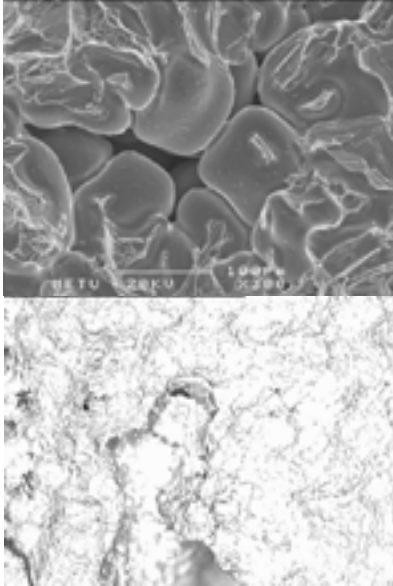
A201 alaşımı 4 saat yaşlandırılmış %4.6-4.8 mikroçekinti



A201 alaşımı 6 saat yaşlandırılmış %2.4-2.9 mikroçekinti

**Şekil 8.** Görüntü analizi ile mikro koyu renkli mikro çekinti bölgeleri ölçülmüştür. Ayrıca parçalanmış  $\text{CuAl}_2$  ötektik faz ağı daha gri renkte tane sınırlarında görülmektedir[8]

A201 alaşımının görüntü alan analizi olarak mikro çekintileri %2.4 -4.8 arasında ölçülmüştür



**Şekil 9.** A201 Alaşımında SEM ve optik videoskop ile belirlenen keskin köşeli olmayan solucanımsı mikro çekintiler ve dendritlerin çekinti yüzeyine çıkan morfolojisi. [8]

#### 4. Sonuç

Hem test çubuklarında hem de alçak basınçlı döküm blok kesitlerinde A201 alaşımın özelliği olan mikro çekintiler tesbit edilmiştir.

Mikroçekintilerin görüntü analizi ile incelenmesi sonucu matrisde homojen dağılmayan % 2.4-4.8 arasında olduğu bölgeler tesbit edilmiştir.

A201 alaşımının T7 ısıtma işlemi ile 515°C de 5 saat, 530°C de 15 saat çözeltiye aldıktan sonra polimerli su 186 °C de 6 saat yaşlandırma işlemi uygulama sonrası akma değerleri 382-385 MPa aralığında ve çekme 405-422 MPa yüzde uzama 7.5-8.8 arası en iyi değerler olarak elde edilmiştir ve teknik ister karşılanmıştır.

A201 alaşımın alçak basınçlı dökülen test çubuklarında hem de blok kesitlerinde A5TiB tane inceltici ilavesi sonrasında tane boyutlarının 50-200 µm arasında bir dağılım gösterdiği ortaya çıkmıştır. (bu aralıkta bir tane boyut dağılımı aynı soğuma koşullarının olduğu bölgelerden elde edilmişse dağılım çok geniş, ileriki çalışmalarda üzerinde durulması gereken bir durum gibi görünmektedir.

#### Teşekkür

Bu çalışmayı maddi yönden destekleyen T.C Cumhurbaşkanlığı Savunma Sanayi Başkanlığına teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] Kuo, Y.S., Chang, E., & Lin, Y.L. 1989. The feeding effects of risers on the mechanical properties of A201 Al alloy plate castings. AFS Transactions, 97, 777-782.
- [2] Chien, K.H., Kattamis, T.Z., & Mollard, F.R. 1973. Cast Microstructure and Fatigue Behavior of A High-Strength Aluminum-Alloy (Ko-1). Metallurgical Transactions, 4, (4) 1069-1076
- [3] Mollard, F.R. 1970. Influence of Chemical Composition and Heat Treatment on Properties of KO-1 Alloy. AFS Transactions, 78, 443-449.
- [4] Luck, R., Berry, J.T., & Taylor, R.P. 1999. Solidification Modelling and Porosity Control in Aluminium Alloys. TAFS, 107, 203-206.
- [5] <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=240>
- [6] <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=240>
- [7] Philip B, 2011 The Degree of Master of Research, The University of Birmingham
- [8] A201 Motor Blok Geliştirilmesi Projesi Raporları. Altun Döküm A.Ş -TEİ -TUSAŞ Motor Sanayi A.Ş- T.C Cumhurbaşkanlığı Savunma Sanayi Başkanlığı



# The Fundamental Mechanism of Nucleation of $\alpha$ -Aluminium on $TiB_2$ and its Relationship to the Performance of Commercial Grain Refiners

## $\alpha$ -Alüminyumun $TiB_2$ Üzerinde Çekirdeklenmesinin Temel Mekanizması ve Ticari Tane incelticilerin Performansı ile İlişkisi

John COURTENAY<sup>1</sup>, Yun WANG<sup>2</sup>, Zhao WEITO<sup>3</sup>

<sup>1</sup> MQP International Ltd. USA

<sup>2</sup> BCAST Brunel University, USA

<sup>3</sup> Lizhong Sitong Light Alloys Group Company, USA

### Abstract

Early findings in a collaborative research project between MQP limited, STNM and BCAST, Brunel University London using HR TEM to resolve the particle morphology at the atomic level have confirmed that  $\alpha$ -aluminium can only successfully nucleate on  $TiB_2$  particles in commercial grain refiner when the particles have an atomic monolayer of  $TiAl_3$  on their surface.

In the second phase of the work HR TEM studies of grain refiners with varying performance as measured by the Opticast Nucleation Test have been able to relate efficiency to the extent to which the  $TiB_2$  particles have been successfully coated.

Finally the results are presented of the development a new super high efficiency grain refiner where efficiency performance has been increased by a further 40% compared to currently available high efficiency grain refiners enabling addition rates when compared to standard grain refiner to be reduced by 85% giving further benefits in terms of economy and reduction of particle count in the liquid metal.

### 1. Introduction

Grain refinement during casting of engineering alloys is usually desirable, since it results in not only a fine and equiaxed grain structure but also a significant reduction of casting defects, which in turn leads to an improved engineering performance [1]. As a common practice in the metal casting industry, grain refinement is usually achieved by chemical inoculation through addition of grain refiners. Among a series of Al-Ti-B based grain refiners developed for Al-alloys, Al-5Ti-1B (all compositions are in wt.% unless otherwise specified) master alloy has been the most widely used grain refiner, which contains potent  $TiB_2$  particles for enhancing heterogeneous nucleation of  $\alpha$ -Al grains [2]. Since the introduction of Al-Ti-B based grain refiners at the beginning of the 1950s [3], significant effort has been made to optimize their performance largely through a trial-and-error approach, and to understand the grain refining mechanisms, with both the theory and practice being extensively reviewed [2,4,5]. Various researchers recognized that  $Al_3Ti$  was a much stronger nucleant than  $TiB_2$  however its presence could not be substantiated because it was not thermodynamically stable for the hypoperitectic case. For example, Johnsson [6] indicated that the aluminides probably take less than 1 min, but definitely less than 5 min to dissolve at a holding

temperature of 775 °C. Jones and Pearson [5] suggested that all aluminides dissolved in molten Al in less than 30 s. Although the dissolution time depends on both the holding temperature and the size of the  $Al_3Ti$  particles, the resulting consensus is that  $Al_3Ti$  dissolves rapidly above the Al liquidus and hence the peritectic reaction is not thermodynamically feasible.

For  $Al_3Ti$  to be responsible for grain refinement during solidification of hypoperitectic alloys, other factors have to be operational. Vader et al. [7] and Backerud et al. [8] proposed the peritectic hulk theory in the early 1990s. This theory recognized that  $Al_3Ti$  is a more potent nucleant than the  $TiB_2$  and attempted to explain how the borides increase the stability of aluminides. It was suggested that the borides form a shell around the aluminides, and slow down dissolution of the aluminides. The aluminides eventually dissolve and leave a cell of liquid with approximately the peritectic composition. The peritectic reaction can then take place to form the  $\alpha$ -Al.

However, a number of researchers (e.g., Refs. [7,9]) investigated the Al-rich corner of the Al-Ti-B phase diagram and showed that boron had virtually no effect on the Al-Ti phase diagram. Therefore, the nucleation process cannot be explained purely based on theories which attempt to modify the conditions for the peritectic reaction to occur.

Later in pioneering TEM carried out by Schumacher and Greer [10,11] using a metallic-glass technique it was claimed that the presence of an  $Al_3Ti$  coating phase on the  $TiB_2$  was essential for them to be potent.

In the first part of this paper we present our experimental evidence for the existence of an atomic monolayer of (112)  $Al_3Ti$  two-dimensional compound (2DC) on the (0001)  $TiB_2$  surface of commercial Al-Ti-B-based grain refiners. We will demonstrate experimentally that the  $Al_3Ti$  2DC forms at the liquid Al/ $TiB_2$  interface in concentrated Al-Ti solutions, but dissolves in dilute Al-Ti solutions, although the kinetics of both formation and dissolution of  $Al_3Ti$  2DC are relatively sluggish. The effective grain refinement of Al-5Ti-1B grain refiner can be attributed to the enhanced potency of  $TiB_2$  particles due to the presence of an  $Al_3Ti$  2DC monolayer and adequate free Ti solute in the melt after grain refiner addition to achieve the columnar-to-equiaxed transition.

In the second phase of the work HR TEM studies of grain refiners with varying performance as measured by the Opticast Nucleation Test have been able to demonstrate that efficiency is related to the extent to which the  $TiB_2$  particles have been successfully coated.

## 2. Experimental

### 2.1 Materials

Commercial-purity aluminum (hereafter referred to as CPAI) is commonly used as a standard material for assessing the effectiveness of grain refiners [2,16]. In this work CPAI (>99.86% Al) was used as the base material for all experiments. Commercial Al-5Ti-1B (equivalent to Al-2.8Ti-3.2TiB<sub>2</sub>) grain refiner, was used as the reference grain refiner for assessing the effectiveness of other grain refiners. According to Qusted and Greer [13], commercial Al-5Ti-1B grain refiner contains TiB<sub>2</sub> particles with a size range of 0.5–6 μm, an average size of 0.72 μm and a particle number density of  $7.3 \cdot 10^{12} \text{ m}^{-3}$  with 0.1% addition. A stoichiometric grain refiner, Al-2.2Ti-1B (equivalent to Al-3.2 TiB<sub>2</sub>) was also used in this work, which provided the same TiB<sub>2</sub> particle number density as the commercial Al-5Ti-1B grain refiner but with no excess Ti. In addition, an Al-10Ti master alloy was used to vary the Ti concentration and to prepare new grain refiners based on synthetic TiB<sub>2</sub> particles (unlike TiB<sub>2</sub> particles formed *in situ* during grain refiner production). The synthetic TiB<sub>2</sub> particles (>99% purity) used in this work had a particle size range of 1–10 μm and an average particle size of 3.1 μm.

To investigate the effect of processing conditions on the effectiveness of Al-Ti-B grain refiners, two non-standard Al-Ti-B grain refiners were prepared under laboratory conditions using synthetic TiB<sub>2</sub> particles and Al-10Ti master alloy. These were Al-5.5Ti-2.5B (equivalent to stoichiometric Al-8TiB<sub>2</sub>) and Al-1Ti-0.2B (equivalent to Al-0.56Ti-0.64TiB<sub>2</sub>).

### 2.2 TP-1 test and grain size assessment

In order to assess the effectiveness of different grain refiners, a standard TP-1 test [12] was used to provide consistent solidification conditions. All the TP-1 tests were operated in conditions to provide a consistent cooling rate of  $3.5 \text{ K s}^{-1}$  at the central region of a cross-section 38 mm from the bottom of the TP-1 sample. For all TP-1 tests, the melt with and without grain refiner addition was always poured at  $720 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$  into the TP-1 mould pre-heated to  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ , which was then placed onto the water spray with a controlled water flow rate of  $3.8 \text{ l min}^{-1}$ . The addition of commercial Al-5Ti-1B grain refiner was made at 0.2% and followed by isothermal holding for 20 min at  $720 \text{ }^\circ\text{C}$  with occasional stirring with a ceramic rod to prevent particle settling. For other grain refiners, the addition level was chosen so that the number density of TiB<sub>2</sub> particles were kept consistent at a level equivalent to that of 0.2% commercial Al-5Ti-1B addition ( $10^{13} \text{ m}^{-3}$ ).

### 2.3 HRTEM and high-resolution scanning transmission electron microscopy (HRSTEM)

A pressurized melt filtration technique [13] was used to collect the TiB<sub>2</sub> particles in aluminum melt for

examination by high-resolution TEM and STEM. The solidified material immediately above the filter, which contained the locally concentrated TiB<sub>2</sub> particles, was sectioned and prepared for metallographic examinations.

To prepare thin foils for conventional HRTEM, and HRSTEM examinations, slices from the filtered residue material above the filter were mechanically ground and cut into 3 mm diameter discs. The discs were then hand ground to a thickness of less than 70 μm and dimpled, and then ion-beam-thinned using a Gatan precision ion polishing system under conditions of 1.5–5.0 kV and an incident angle of 3–6°. Conventional TEM and HRTEM analyses were conducted using a Tecnai FEG F30 microscope operated at an accelerating voltage of 300 kV. HRSTEM with high-angle annular dark field (HAADF) imaging (Z-contrast) and atomic resolution electron energy loss spectroscopy (EELS) mapping across the TiB<sub>2</sub>/Al interface were carried out using an aberration corrected Nion UltraSTEM 100 instrument (second generation) operated at an accelerating voltage of 100 kV.

## 3 Results and Discussion

### 3.1 Reference microstructures for grain refinement

For assessing the effectiveness of different grain refiners, CPAI has been frequently used as a reference material [2,16]. However, it is also well appreciated that variation in impurity level in CPAI and in solidification conditions during the TP-1 test will lead to changes in grain structure in the TP-1 sample. Therefore, it is necessary to establish reference microstructures using the same base materials and the same solidification conditions for all the TP-1 tests in this work. Figs. 1a and b present the grain structure of CPAI solidified in the TP-1 mould. It shows a completely coarse columnar grain structure. The solidification of CPAI began by heterogeneous nucleation in the melt near the wall of the TP-1 mould followed by columnar growth without any significant further heterogeneous nucleation. This coarse columnar grain structure will be taken as the reference for a non-grain-refined structure in this work.

Another reference in this work is the fully grain-refined microstructure. Fig. 1c and 1d shows the grain structure of CPAI with the addition of 0.2% commercial Al-5Ti-1B grain refiner. Both the cross-section and the vertical section show a fine and equiaxed grain structure. The detailed microstructural analysis confirmed that the average grain size is 175 μm, suggesting that TiB<sub>2</sub> particles in the Al-5Ti-1B grain refiner are very effective for grain refinement. This fine and equiaxed microstructure (Fig. 1c and d) was taken as the reference for fully grain-refined microstructures.

It should be pointed out that it is not adequate to assess the grain structure only using the cross-section of the TP-1 sample as described in the standard of the TP-1 test [12]. For example, Fig. 1a shows columnar grains at the edge and equiaxed grains at the central region of the sample, suggesting that a columnar-to-equiaxed transition

occurred at some stage of the solidification process. This is misleading, since the vertical section of the same sample in Fig. 1b shows a fully columnar grain structure. The equiaxed grain morphology in Fig. 1a is a result of sectioning of the columnar grains at the centre of the TP-1 sample. For this reason, vertical sections were used for assessing grain structures and cross-sections were only used for assessing the grain size of fully equiaxed microstructures, i.e., fully grain-refined structures.

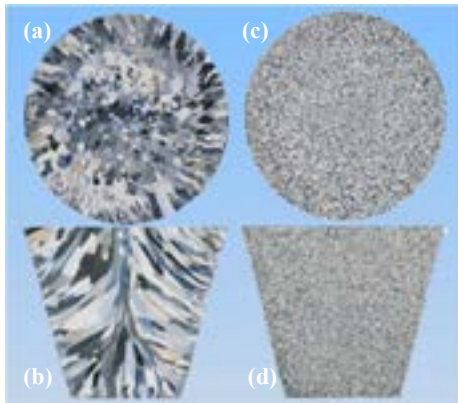


Fig. 1. Macrographs showing the grain structures of commercial purity aluminum (CPAl) solidified in the TP-1 mould. (a, b) are for CPAl without grain refiner addition, and (c, d) are for CPAl with addition of 0.2% commercial Al-5Ti-1B grain refiner. (a, c) are cross-sections, and (b, d) are vertical sections. Without grain refiner addition, CPAl has a coarse and fully columnar grain structure (a, b), which will be taken as a reference for the non-grain-refined structure; with 0.2% addition of commercial Al-5Ti-1B grain refiner, CPAl has a fine and fully equiaxed grain structure (c, d), which will be taken as a reference for the fully grain-refined structure.

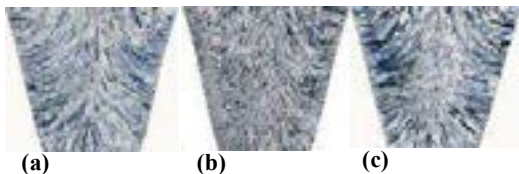


Fig. 2. Macrographs showing the fully columnar grain structure of CPAl inoculated with the TiB<sub>2</sub> particles and solidified in the TP-1 mould. For all the cases, the number density of TiB<sub>2</sub> particles is equivalent to that of 0.2% addition of commercial Al-5Ti-1B grain refiner. (a) with synthetic TiB<sub>2</sub> particles (via Al-8TiB<sub>2</sub> grain refiner); (b) with addition of 0.2% stoichiometric Al-2.2Ti-1B master alloy (without free Ti); and (c) with simultaneous addition of synthetic TiB<sub>2</sub> particles (via Al-8TiB<sub>2</sub> grain refiner) and free Ti (56 ppm). These results suggest that synthetic TiB<sub>2</sub> particles have no grain refining power even with the simultaneous addition of free Ti.

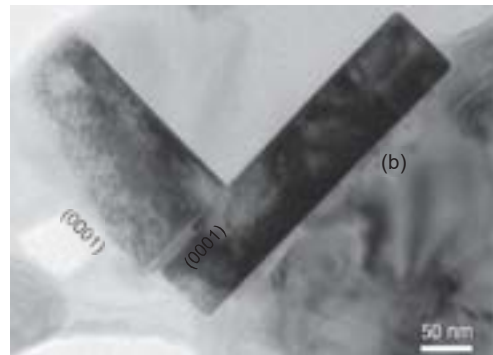
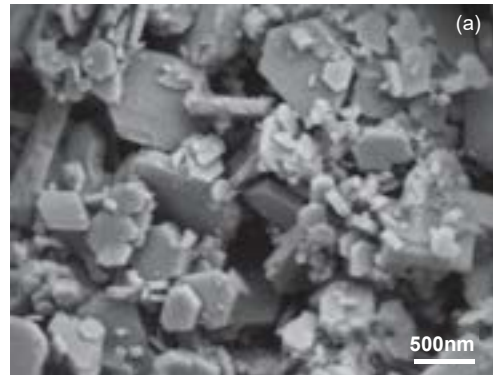


Fig. 3. (a) Scanning electron micrograph showing the hexagonal morphology of the TiB<sub>2</sub> particles in a deep etched sample of commercial Al-5Ti-1B grain refiner; and (b) transmission electron microscopy image showing the morphology of the TiB<sub>2</sub> particles with their typically faceted (0001) crystal planes.

*Identification of Ti atoms adsorbed at the (0001) TiB<sub>2</sub> surface*

To understand the grain refining mechanism of Al-5Ti-1B grain refiner, we focused our effort on the investigation of the Al/TiB<sub>2</sub> interfaces in the commercial Al-5Ti-1B grain refiner. Fig. 3a is a SEM secondary electron image showing the morphology of the TiB<sub>2</sub> particles in a deep etched sample of commercial Al-5Ti-1B grain refiner. The boride particles present a typical hexagonal plate-like shape with the average size being 0.2–1.5 μm. The TEM bright field image in Fig. 3b, with the incident electron beam being perpendicular to the [0001] direction of TiB<sub>2</sub>, shows two such TiB<sub>2</sub> particles. The TiB<sub>2</sub> particles are faceted with their {0001} basal and {1 100} prism planes displayed. Heterogeneous nucleation of Al is believed to occur on the {0001} surfaces of the boride particles [15].

The TEM observation of the interface between the TiB<sub>2</sub> particle and Al was focused on the surface of the faceted

{0001} planes of multiple boride particles. An example of such observation using high-resolution lattice imaging is given in Fig. 4a, where the incident electron beam is parallel to the [11 - 20] zone direction of TiB<sub>2</sub> (bottom part) and the [0 11] zone direction of the adjacent Al grain (upper part). This gives the following well-defined orientation relationship (OR) between the two crystals:

$$(0001)[11-20]TiB_2 // (111)[0-11]Al:$$

This observation of the much expected OR in a solidified Al-TiB<sub>2</sub> sample provides for the first time evidence to verify that the TiB<sub>2</sub> particle does nucleate α-Al. The above OR was also confirmed by the selected area electron diffraction (SAED) pattern, as shown in Fig. 4b

TEM observation showed that the majority of the TiB<sub>2</sub> particles were not in the above OR, indicating that the majority of boride particles from the commercial Al-Ti-B grain refiner did not contribute to the nucleation process during solidification. This is consistent with the conclusion from the free growth model that only 0.1-0.1% of the added TiB<sub>2</sub> particles are reactive for heterogeneous nucleation [50]. However, careful investigations by HRTEM at high magnifications on multiple TiB<sub>2</sub> particles showed that there was apparently a monolayer on the {0001} surface of all of the observed boride particles. Fig. 5a gives an example of such a phenomenon, where the incident electron beam is parallel to the [11 20] TiB<sub>2</sub> zone direction, but is off from any low index zone axis of the adjacent Al grain. It is seen that an atomic monolayer is “uniformly” located on the TiB<sub>2</sub> surface, with the position of every atom column in the monolayer shifted in the [1 100] TiB<sub>2</sub> direction for a distance of a certain fraction of the (1 100) d-spacing (0.26 nm).

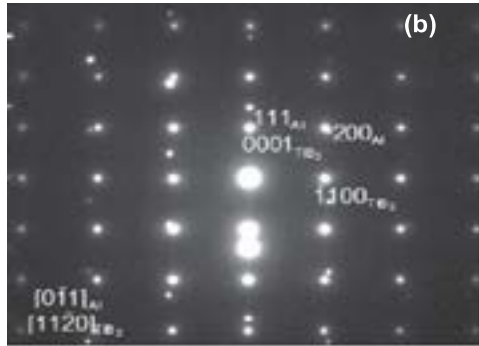
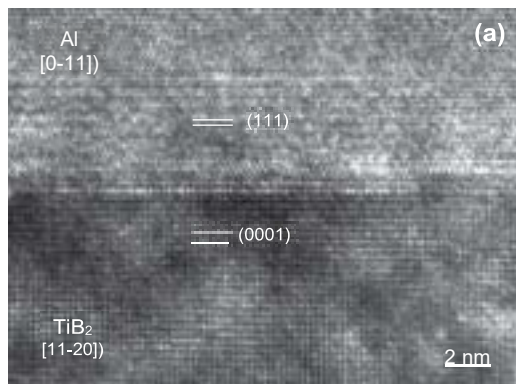
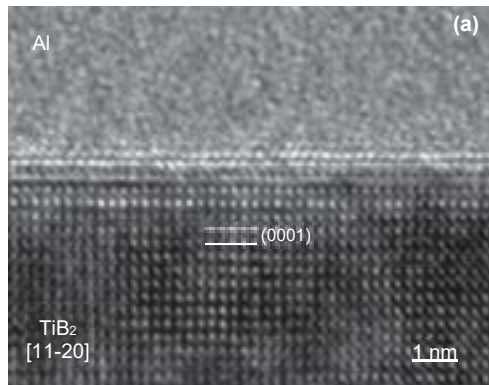


Fig. 4 (a) High resolution TEM image showing the Al/TiB<sub>2</sub> interface when the incident electron beam is parallel to both the [11 - 20] plane of TiB<sub>2</sub> and [0 - 11] of Al; (b) selected area electron diffraction (SAED) pattern taken from a TiB<sub>2</sub> particle and the adjacent Al matrix. These results suggest the following well defined orientation relationship (OR) between TiB<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>DC and α-Al:

$$(0001) [11 - 20]TiB_2 // (112)[-201] Al_3Ti_2DC // (111)[0 - 11]Al.$$

To understand the chemical nature of this atomic monolayer at the Al/TiB<sub>2</sub> interface, atomic resolution super STEM was carried out. Fig. 5b is a STEM HAADF Z-contrast image showing the detail of the Al/TiB<sub>2</sub> interface, with the incident electron beam being parallel to [11 20] TiB<sub>2</sub> but off from any low-index zone axis of Al. It shows clearly the atomic monolayer in which the atom columns have a brightness comparable to that of the Ti atom columns in TiB<sub>2</sub>, suggesting that the atomic columns in the monolayer are likely to be Ti-rich. It is also noted that the spacing between the atomic monolayer and the Ti (0001) plane of TiB<sub>2</sub> is 0.25 nm, being shorter than the (0001) TiB<sub>2</sub> spacing (0.32 nm), as indicated in Fig. 5b. This suggests that the monolayer is different from the Ti-terminated TiB<sub>2</sub> surface.





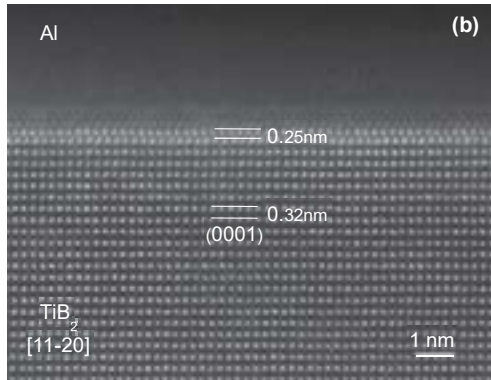


Fig. 5. (a) High resolution TEM image and (b) high angle annular dark field (HAADF) STEM image (Z-contrast), showing the existence of an atomic monolayer on the (0001) TiB<sub>2</sub> surface. For both cases, the incident electron beam is parallel to [11 -20] of TiB<sub>2</sub>, but away from any low index zone axis of the a-Al. It is noted that (1) from (a) the atomic positions in the atomic monolayer deviated from that of the Ti-terminated TiB<sub>2</sub> surface; and (2) from (b) the atomic columns of the monolayer are bright in the Z-contrast image, indicating that the monolayer might be Ti-rich.

**2. Study using HR-TEM of the extent of layer formation in samples of grain refiner with 50% and 123% efficiencies**

Having established that nucleation can only occur when an Al<sub>3</sub>Ti monolayer is present on the surface of the TiB<sub>2</sub> particles the next phase of the work centered on examining the possibility that the wide variations in grain refiner performance observed using MQP’s Opticast nucleation test measurements of efficiency might be due to differences in the extent to which the TiB<sub>2</sub> particles in the grain refiner had successfully formed an Al<sub>3</sub>Ti layer.

Samples of commercial Optifine Al-3Ti-B production provided by MQP were examined by HR-TEM as follows:

Sample 1 – This batch had been rejected for acceptance as Optifine because the specific efficiency measured by the Opticast Nucleation test was only 50% compared to the target efficiency of 100%

Sample 2 – This batch was from experimental production aimed at achieving substantially higher efficiency and had an efficiency measured at 123%

To prepare thin foils for conventional HRTEM, and HRSTEM examinations, slices from the rods of the grain refiner master alloys were mechanically ground and cut into 3 mm diameter discs. The discs were then hand ground to a

thickness of less than 70 μm, followed by ion beam thinning using a Gatan PIPS facility.

**Results**

**Sample 1 50% efficiency**

A total number of 37 TiB<sub>2</sub> particles were examined for the 50% efficiency grain refiner. 6 particles were electronically thin enough and thus the status of their (0001) surfaces are clarified decisively by HR-TEM. 5 of the 6 particles had no Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer, and one exhibited a partial Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer on its basal plane.

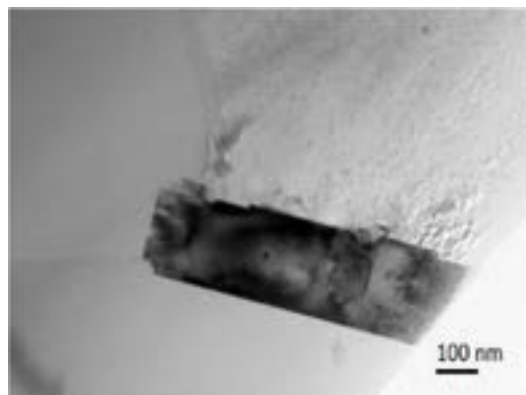
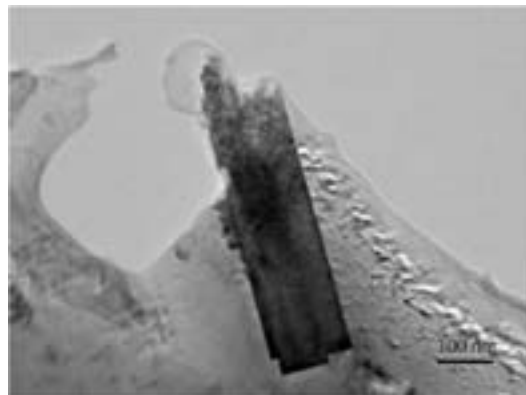


Fig. 6 TEM bright field images showing the morphology of the TiB<sub>2</sub> particles in the low efficiency (50%) grain refiner master alloy. Both the particles are being viewed along their [1 1 -2 0] direction.

An orientation relationship (OR) between TiB<sub>2</sub> and Al grain is not observed in 50% sample, although limited particles were examined (Fig 7)

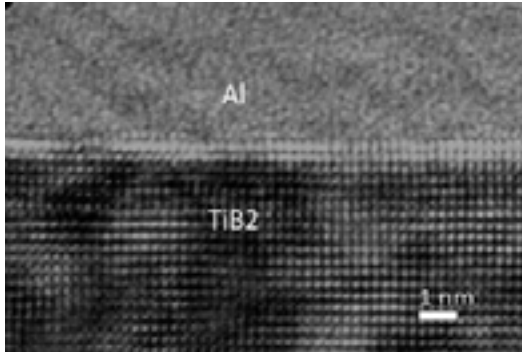


Fig 7 No Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer is seen on the surface of TiB<sub>2</sub>

**Sample 2 123% efficiency**

A total of 33 samples were examined and among them, 8 particles were electronically thin enough and thus the status of their (0001) surfaces were clarified by HR-TEM. 7 of the 8 particles were confirmed to have the Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer, and one had no Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer.

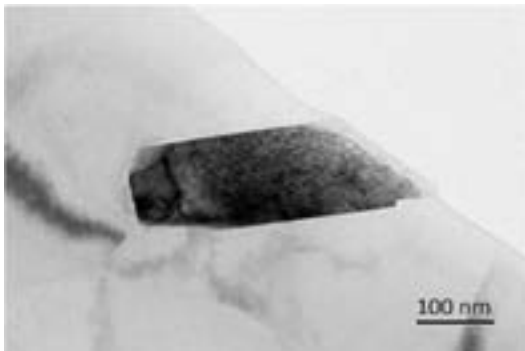


Fig. 9 TEM bright field images showing the morphology of the TiB<sub>2</sub> particles in the high efficiency (123%) grain refiner master alloy. Both the particles are being viewed along their [1 1 -2 0] direction.

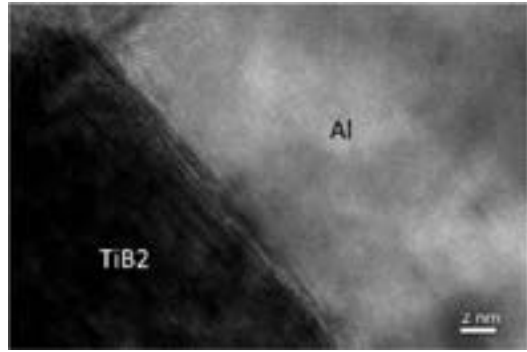


Fig. 8a High resolution TEM image showing a well defined orientation relationship (OR) between TiB<sub>2</sub> and Al grain observed in high efficiency (123%) sample .

Orientation Relationship (OR):

$$(0001)[11-20]\text{TiB}_2 // (111)[0-11]\text{Al}$$

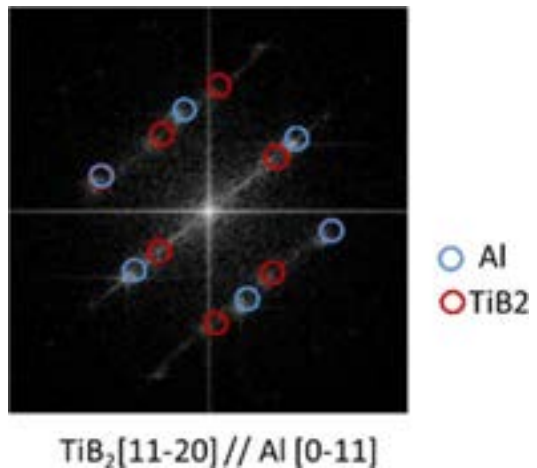


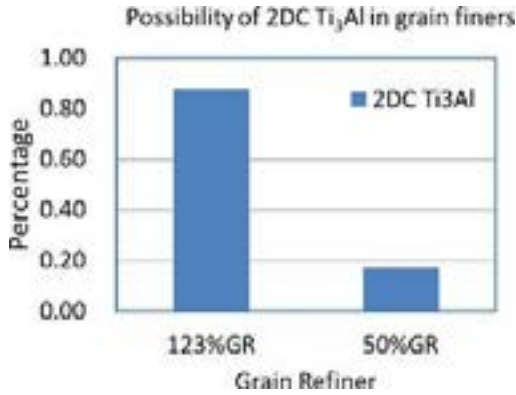
Fig. 8b Fast Fourier transformation (FFT) pattern obtained from Fig. 8a showing the well defined orientation relationship is: (0 0 0 1)[1 1 -2 0]TiB<sub>2</sub> // (1 1 1)[0 -1 1]Al.

In summary in this phase, we have shown that:

HR-TEM analysis shows probability of TiB<sub>2</sub> particles which nucleated Al grains is significantly lower in 50% than 123% sample.

The extent of Al<sub>3</sub>Ti 2DC on layer formation on TiB<sub>2</sub> particle is a priority factor in determining the refining efficiency.

The results can be shown a histogram as follows:



**Development of new Super efficiency grain refiner – Optifine 5:1 125**

Following promising results with experimental production of an Optifine 3:1 with higher efficiency MQP decided to concentrate further development on a new version based on the Al- 5Ti – B system.

Samples were provided for HR-TEM examination and the results were as follows:

The much expected orientation relationship (OR1) is observed in the Al-5Ti-1B(Optifine 5:1 125), indicating its high grain refining efficiency.(Fig.10a)

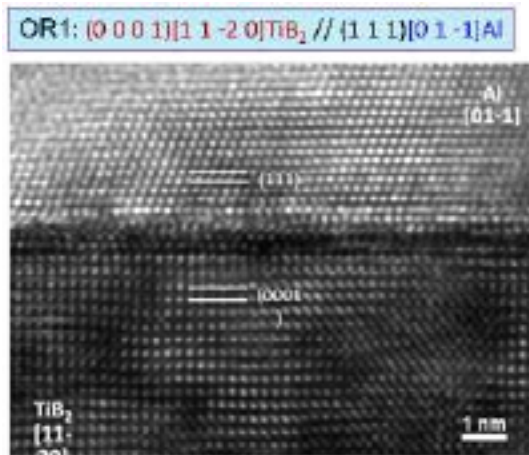


Fig. 10a



Fig.10b The well-defined orientation relationship (OR): (0 0 1)[1 1 -2 0]TiB<sub>2</sub> // (1 1 1)[0 -1 1]Al is again confirmed by the fast Fourier transformation (FFT) pattern obtained from Fig. 10a.

125% efficiency: 5 of the 5 particles are confirmed to have the Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer.

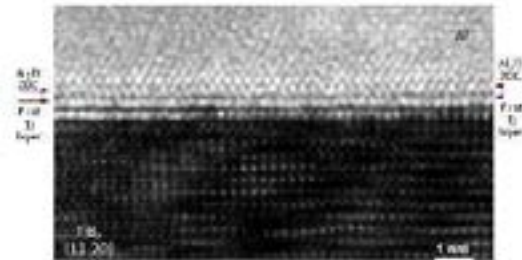


Fig.11 HR-TEM lattice image indicates that Al<sub>3</sub>Ti 2DC layer is readily observed on the basal surface of TiB<sub>2</sub> particles in the Al-5Ti-1B master alloy (Optifine 5:1 125).

Thus, it was concluded, albeit on a limited number of particles observed, that the degree of TiB<sub>2</sub> particle coating with the Al<sub>3</sub>Ti atomic monolayer was higher in the new Optifine 5:1 125 product compared to the earlier experimental Optifine 3:1 product tested with 100% of particles observed having been coated.

**Measurement of grain refiner efficiency**

There are several ways to test the nucleation ability of grain refiners, and several test methods have been published: Alcan TP-1, Alcoa, Reynolds, KBM ring test, etc. All tests are valid if they manage to reproduce test results. We have developed a test method--the Opticast test. It was developed more than 20 years ago in close cooperation with a cast house, and the grain sizes obtained were correlated to slabs measuring 400x1200 mm, in which the grain sizes were measured at the about two thirds of the distance from the surface.

A test method should be able to deliver reproducibility and our experience with some of the current methods, i.e. Alcan TP-1 and KBM ring test, is that these tests can deliver relatively precise results, provided multiple samples are made and outliers are removed. The reason we have chosen the Opticast test is because it is reliably provides



reproducible results, is easy to use and requires a small amount of metal. During development of the Opticast test, it was found to be necessary to include reference samples in every melt prepared for grain refinement tests. This makes it possible to compare test results from different melts, since all measurements are related to the same reference. Every Optifine test heat is comprised of 4.5 kg of Al and 16-22 samples are collected from this melt. Four reference samples are included in each melt at regular intervals to monitor if there is a change in the melt during the duration of the test. A 10 % standard deviation is accepted for the efficiency value of these samples, and if this value is exceeded, the test is repeated.

The TP-1 test is widely used and is a standard method for grain refiner producers. The TP-1 values are not reported for every batch, which means that there are a lot of grain refiner batches delivered without any test value that can give a hint about their ability to nucleate aluminium grains.

The Aluminum Association initiated a Round Robin test with 12 laboratories [14]. The same base metal and batch of grain refiner was sent to the laboratories and there was a substantial spread in the results. This result was described in the following way:

*“Grain refining is not an exact process. The base alloy, the additive, the actions in the liquid metal and the freezing metal, the variation in specimen surface preparations and the visual acuity of operators all have important influences on the reported results of a TP-1 test. To reduce the inherent error arising from these influences, the use of the average result of multiple tests and the consideration of the standard deviation of the pooled data are recommended.”*

The weakness of the test was also discussed in a recent paper, [15]. The author discussed the high cooling rate, which may be applicable to DC-casting of billets, but is not suitable for tests of grain refiners used for casting at lower cooling rates, i.e. the end results may be a too large grain size in the cast. Instead, a method with slow cooling rate will differentiate low and high efficiency grain refiners in a better way, and the result from such a test is applicable to any cooling rate.

This may be true, but we have compared TP-1 and Opticast tests and found the relative efficiency difference between two grain refiners will remain. That is, if a low efficiency grain refiner is detected in the TP-1 test, it will also be a low efficiency grain refiner in the Opticast test. However, to be certain about the actual TP-1 test value, multiple samples must be made.

**Results for samples of standard grain refiners compared to Optifine 3:1**

In the process of the optimisation work MQP discovered that there was a surprisingly wide variation in the efficiency of the standard grain refiners being used (Figure 12). This realization led to the development of

**Optifine 3.1 grain refiner.**

When Optifine is applied in a casthouse, in almost all circumstances, it has been possible to reduce the addition rate by 70%. Therefore, a 0.7 kg/t addition rate can typically be reduced to 0.21 kg/t (Figure 13), providing end-to-end cost savings of 50%.

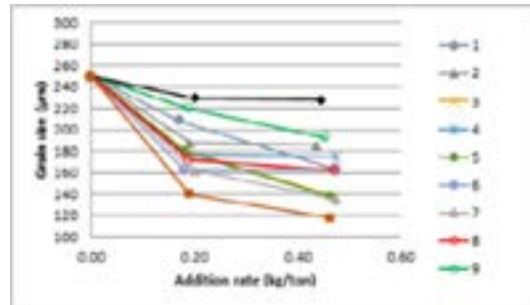


Fig.12. Opticast test results on alloy AA6060, showing the results of eight batches of standard grain compared with Optifine 3: 1 (sample 8)

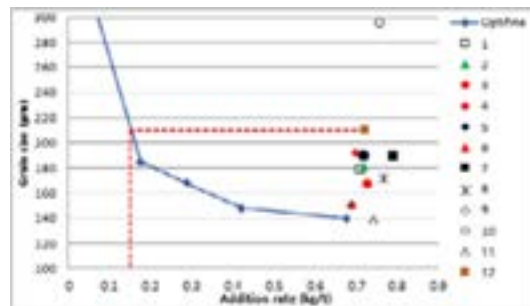


Fig. 13. Typical results achieved in a casthouse producing alloy AA6060, with the blue curve representing Optifine and the red dotted line representing a standard grain refiner.

**Results for Super high efficiency Optifine 5:1 125 compared to Optifine 3:1**

Laboratory trials were conducted using AA1050. In the trial, the performance of three grain refiners with significantly different efficiencies—including standard 3/1, Optifine 3.1, and Optifine 5.1:125 —were tested at addition rates from 0.2kg/t up to 1kg/t Table 1 below:

Grain Refiner	Addition Rate (kg/ton)	Alloy
Standard 3/1	1, 0.5, 0.2	AAA 1050
Optifine 3/1		
Optifine 5/1		

The alloy was melted in a resistance furnace and the temperature was held at 720±5°C throughout the testing period. The performance of each grain refiner was tested using the Opticast equipment.

Fig. 14 shows the effect of addition rate versus grain size. The red hatched line indicates that Optifine 3:1 provides the same grain size at an addition rate of 0.28 kg/t compared to the standard grain refiner at an addition rate of 1kg/t. This results in a reduction of the addition rate of more than 70%, which in practice, will reduce the cost of grain refinement by 50%.

Respectively, the yellow hatched line shows that Optifine 5:1 125 provides the same grain size at an addition rate of 0.15 kg/t compared to the standard grain refiner at 1kg/t. This results in a reduction of the addition rate of 85% yielding even higher cost savings.

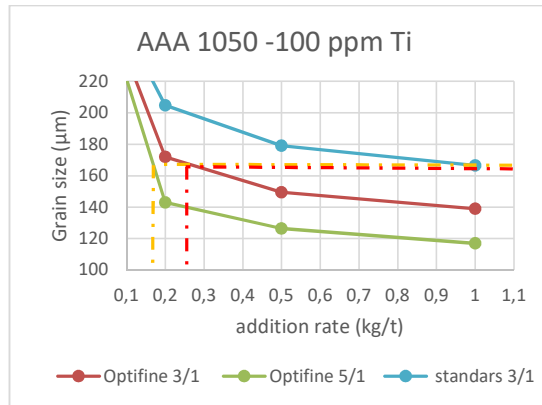


Fig.14. Performance of Optifine 5:1 125 on AAA 1050 compared to Optifine 3:1 and standard grain refiner

**Discussion**

In their 2015 paper on the “Grain refining mechanism in the Al/Al-Ti-B system” Fan et al [17] remarked in the summary of the discussion that “suitable size, size distribution and adequate number density of TiB<sub>2</sub> particles in the Al-5Ti-1B grain refiner can also be contributing factors to effective grain refinement. Although the Al-Ti-B-based grain refiners were developed over 60 years, mainly by trial and error, their degree of optimization is surprisingly high. It is anticipated that further improvement of grain refining efficiency will be very difficult, if at all possible”.

This was the state of the art at that time. Although by using advanced techniques such as HRTEM, HRSTEM and superSTEM it had been possible to establish beyond any doubt that in terms of the mechanism it was the formation of an Al<sub>3</sub>Ti 2DC monolayer that enables normally low nucleation ability TiB<sub>2</sub> particles to nucleate successfully; the quantitative effect of this and the other contributory factors such as particle size distribution on

grain refiner efficiency had not been studied.

However, with the development of a rapid, reliable, accurate and reproducible testing method capable of mass application in the production process it is now possible to generate accurate data on the how efficiency varies with a variety of factors. The TP-1 test has been the industry standard for testing for more than 50 years but without modification and the use of multiple samples it has severe statistical limitations. It is also time consuming to operate and requires a large melt volume. These practical limitations have hindered the measurement and control of efficiency.

In this study use of the Opticast Nucleation test has made it possible to correlate the enhanced understanding of the nucleation mechanism, in terms of the extent to which the Al<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>DC layer is present on TiB<sub>2</sub> particles, directly to the efficiency of the grain refiner expressed in grains/mm<sup>3</sup>/ppm of boron or for practical purposes kg/t of grain refiner addition to produce a given grain size for different alloys.

At the time of the 2015 study although it was considered that commercial grain refiners were quite well optimized Figures 12 and 13 demonstrate that this is not the case and wide variations in efficiency existed between different batches of standard grain refiner supplied. If we take Optifine 3:1 as the current standard for high efficiency grain refiner with a relative efficiency of 100%, then although many batches of standard grain refiner may have relative efficiencies between 50 and 80%, there are always batches with efficiencies as low as 30% present and this means that application rates in practice have to be based on this value if cracking of cast product is to be avoided. Now with the application of the latest technology it is possible to produce commercial supply of grain refiner specified as either 100% or 120% efficiency – representing in the best case an improvement of 85% in efficiency or in practical terms a reduction in addition rate from 1kg/t down to 0.15kg/t with strong benefits in terms of cost reduction and improvement of quality.

**Conclusions**

1. Whilst TiB<sub>2</sub> particles can nucleate α-Al, they have only low potency and to nucleate effectively require the formation of a (112) Al<sub>3</sub>Ti 2DC monolayer on the (0001) TiB<sub>2</sub> surface.
2. Al<sub>3</sub>Ti 2DC is stable in concentrated Al-Ti solution but is unstable and dissolves in dilute Al-Ti solution.
3. Excess Ti affects the effectiveness of Al-Ti-B grainrefiner by the formation of Al<sub>3</sub>Ti 2DC to increase the potency of TiB<sub>2</sub> particles and the provision of free Ti in the inoculated melt to cause columnar- to-equiaxed transition.
4. Studies of grain refiner batches with varying efficiencies has shown that efficiency is proportional to the extent to which the TiB<sub>2</sub> particles exhibit an Al<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>DC layer
5. Specifically, in a 50% efficiency batch only 20% of TiB<sub>2</sub> exhibit a Al<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>DC layer, whilst in a

- 123% batch 80% of TiB<sub>2</sub> particles exhibited an Al<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>DC layer [18]
6. A new grain refiner has been developed, Optifine 5:1 125 based on the Al-5Ti- B system with ≥120% efficiency. Preliminary studies indicate that 100% of TiB<sub>2</sub> particles exhibit an Al<sub>3</sub>Ti<sub>2</sub>DC layer

## References

- [1] G.K. Sigworth, in: ASM Handbook, Casting. Metals Park, vol. 15, ASM, OH, 2008, p. 255.
- [2] B.S. Murty, S.A. Kori, M. Chakraborty, *Int. Mater. Rev.* 47(2002) 3.
- [3] A. Cibula, *J. Inst. Met.* 80 (1951) 1.
- [4] D.G. McCartney, *Int. Mater. Rev.* 34 (1989) 247.
- [5] G.P. Jones, J. Pearson, *Metall. Mater. Trans. B* 7 (1976) 223.
- [6] M. Johnsson. A critical survey of the grain refining mechanisms of Al (PhD thesis), Stockholm University, 1993.
- [7] M. Vader, J. Noordegraaf, P.C. Van Wiggen, in: E.L. Rooy (Ed.), *Light Metals*, TMS, Warrendale, PA, 1991, pp. 1123– 1130.
- [8] L. Backerud, P. Gustafson, M. Johnsson, *Aluminum* 67 (1991) 910.
- [9] G.K. Sigworth, *Metall. Mater. Trans. A* 15 (1984) 277.
- [10] P. Schumacher, A.L. Greer, J. Worth, P.V. Evans, M.A. Kearns, P. Fisher, A.H. Green, *Mater. Sci. Tech.* 14 (1998) 394.
- [11] P. Schumacher, A.L. Greer, *Mater. Sci. Eng. A* 181 (1994) 1335.
- [12] Standard test procedure for aluminium alloy grain refiners (TP-1). Washington, DC: The Aluminium Association; 1990
- [13] T.E. Quested, A.L. Greer, *Acta Mater.* 52 (2004) 3859.
- [14] Z. Fan, Y. Wang, M. Xia, S. Arumuganathar, *Acta Mater.* 57(2009) 4891.
- [15] P. Schumacher, A.L. Greer, J. Worth, P.V. Evans, M.A. Kearns, P. Fisher, A.H. Green, *Mater. Sci. Tech.* 14 (1998) 394.
- [16] T.E. Quested, A.L. Greer, *Acta Mater.* 53 (2005) 4643
- [17] Z. Fan, Y. Wang, Y. Zhang, T. Oin, X.R. Zhou, G.E. Thompson, T. Pennycook and T. Hashimoto, *Acta Mater.* 84 (2015) 303.

# Effect of Casting Gauge on Material Properties of an AlFeMn Alloy

## AlFeMn Alaşımında Döküm Kalınlığının Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi

Hikmet KAYAÇETİN, Mert GÜLVER, Efe KIRANATLI, Cemil IŞIKSAÇAN

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

In this study, samples with different gauges were cast via twin-roll casting (TRC) method and the effects of casting gauge on the microstructural evolution during processing and the final material properties were investigated. The samples were homogenized and the alterations in microstructures were examined during both heating and the soaking periods of homogenization. The homogenized samples were cold rolled to a final thickness and back-annealed for further investigation of the mechanical properties and the texture. The interactions between the alterations in microstructures during homogenization and the final material properties were revealed out from the perspective of casting gauge.

### 1. Introduction

In twin-roll casting (TRC), liquid metal is fed between two counter-rotating rolls, which are water-cooled internally and solidifies as it contacts with the rolls. Solidified metal undergoes some hot deformation before leaving the roll gap. There is a texture in TRC materials due to the forces exerted on the rolls during solidification. The grains, which are close to the outer layer, are heavily deformed. Grains and the intermetallic sizes are heterogeneous throughout the cross-section due to the through thickness temperature gradient [1, 2]. High cooling rates encountered in this technique lead to a highly super-saturated matrix in especially manganese bearing alloys and a homogenization heat treatment is necessary to allow precipitation of excessive manganese before further processing. Precipitation of secondary particles during homogenization enhances softening kinetics, which is generally slower in TRC materials and controls recrystallization behavior and grain growth during subsequent heat treatments [3, 4]. Twin-roll cast AlFeMn alloys, which are used in packaging and heat exchangers industry, are usually homogenized prior to subsequent cold rolling operations [5].

The microstructure of TRC materials depends on various casting parameters such as casting speed, tip setback, strip gauge and metal temperature. Intensive researches were carried out to optimize the processing parameters to achieve higher productivities and better as-cast material

properties [6]. It is therefore crucial to find the optimum coherency between casting parameters and the downstream operations to obtain best final material properties such as formability, grain structure and the texture.

In this study, samples having different casting gauges were cast to understand and reveal their differences in the evolution of microstructure during homogenization and elucidate the effect of casting thickness on material properties.

### 2. Experimental Studies

EN AW - AlFeMn alloy, having different casting gauges, was cast with an industrial scale twin roll caster. Chemical composition is given in Table 1. Samples having different casting gauges were designated as Sample A, Sample B and Sample C (Table 2). As-cast samples were homogenized at 580 °C during 8 hours in lab-scale heat treatment furnace. Multiple number of samples were loaded into the furnace at room temperature and were taken out of the furnace at each 50 °C increment during the heating ramp starting from 100 °C to the soaking temperature of 580 °C. Same operation was done during the soaking period at each 1 hour. Then, samples were water-quenched immediately to impede further microstructural transformation and maintain the existing state. Each sample was investigated to elucidate how microstructure and material properties altered during a complete homogenization cycle. Homogenized samples were cold rolled to 0.2 mm final thickness and back-annealed at different temperatures from 280 °C to 450 °C during 4 hours.

Table 1. Chemical composition of liquid metal

Element, wt. %							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
0.13	1.44	0.03	0.62	0.003	0.023	0.021	97.67

Table 2. Sample codes and related casting gauges

Sample Code	A	B	C
Casting gauge (mm)	4	6	8

Characterization studies in as-cast samples were conducted via metallographic investigations, tensile tests, macroscopic texture analysis and electrical conductivity

measurements. Electrical conductivity measurements were carried out at 20 °C with multiple repetitions by Helmut Fischer GmbH Sigmascopie SMP350 electrical conductivity measurement device. The cross-sections of metallographically prepared samples were examined using the Zeiss Axio Imager Z2 light microscope. Macroscopic texture analysis were conducted via a Rigaku Smartlab 3 XRD device equipped with a pole figure attachment. Soft-annealed samples at 0.2 mm were also characterized by metallographic investigations, tensile tests, Erichsen tests and texture analysis.

**3. Results and Discussion**

Table 3 shows the electrical conductivity (EC) values of as-cast samples. Sample A and Sample B exhibit similar EC values which is 21.70 MS/m and 21.75 MS/m respectively, whereas the EC value of Sample C is lower (21.25 MS/m). This result can be an indication of a higher super-saturated matrix in Sample C due to the solidification conditions. The changes in EC values during the homogenization cycle are presented in Figure 1.

Table 3. EC values of as-cast samples

Sample Code	A	B	C
EC (MS/m)	21.70	21.75	21.25

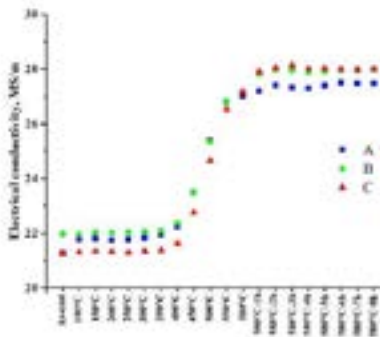


Figure 1. EC values of Sample A, Sample B, Sample C during homogenization cycle.

The alterations in EC values during heating are negligible until 400 °C is reached. As 350 °C is exceeded, the EC values start to increase. This temperature range between 350 °C and 400 °C can be evaluated as the onset of recovery of deformed structure since an increase in EC is first observed at this temperature range and the slope of the increase in EC between 350 °C and 400 °C is lower with respect to that of 400 °C and above. This increase in EC values continues until the soaking temperature (580 °C) is reached and the gap between the EC values of different samples closes gradually with the increase in

temperature. The soaking time at 580 °C also serves to increase EC values until a certain period of time but on a limited scale. The samples exhibit their highest EC values after 3 hours of soaking at 580 °C. Further increase in soaking time does not lead to a change in EC values until 8 hours except a negligible decrease observed at 4 hours. The behavior of Sample C is worth to investigate since its EC value in as-cast state is lower but exhibits a higher EC value with respect to the others with the beginning of the soaking period and completes the cycle above Sample A. The change in EC before and after homogenization is higher in Sample C. This behavior shows its higher tendency to expel the solute elements out of the matrix to enrich the dispersoids or the intermetallic particles. Although Sample A has a higher EC value in as-cast state with respect to Sample C, it exhibits the lowest EC values during soaking period, which states that it is more super-saturated after homogenization.

On the other hand, a correlation between the change in EC values and the mechanical properties was tried to be established. During homogenization cycle, yield strengths and tensile strengths altered simultaneously with EC values but in opposite directions. The tensile strengths (Figure 2) showed a considerable drop after 400 °C which overlapped well with the onset of increase in EC values. Until 400 °C, the tensile strengths were intact. The decrease observed in tensile strengths continued until the 3<sup>rd</sup> hour of soaking at 580 °C, which is where the peak EC values measured. These findings clearly indicated the inverse relationship between the EC values and the tensile strengths. Sample B and Sample C exhibited similar tensile strengths during the complete cycle however the tensile strength of Sample A was higher than those of Sample B and Sample C during both heating and soaking. The tensile strength of Sample A was 175 MPa in as-cast condition. Sample A maintained higher strength values after homogenization when compared to Sample B and Sample C.

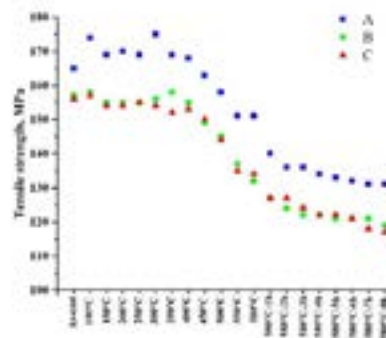


Figure 2. Tensile strengths of Sample A, Sample B, Sample C during homogenization cycle.

Surface texture components of as-cast samples are given in Table 4. Although main components are similar regardless of the casting gauge, the volume fractions of each individual components alter as the casting gauge changes. In Sample B and Sample C, the predominant texture component is {001} <110> (rotated cube) which is 31.95% and 29.65%, respectively. In Sample A, rotated cube component diminishes in exchange of {323} <-1-31> and {110} <-1-12> (brass) components which might be an indication of differences in exposed deformations of as-cast samples.

Table 4. Surface texture components of as-cast samples.

Sample	A	B	C
<b>Texture components</b>	<b>%</b>		
{ 0 0 1 } < 1 1 0 >	17.82	31.90	29.65
{ 1 1 2 } < 1 -1 0 >	9.86	14.83	16.26
{ 1 1 3 } < 1 -1 0 >	10.99	10.69	9.03
{ 1 1 1 } < 0 1 -1 >	11.65	5.97	5.10
{ 1 2 2 } < 2 -2 1 >	0.51	2.69	2.35
{ 1 1 1 } < -1 -1 2 >	0.52	2.33	2.15
{ 0 0 1 } < 1 0 0 >	1.37	1.00	1.20
{ 3 2 3 } < 1 -3 1 >	14.38	1.83	2.68
{ 2 3 3 } < 0 1 -1 >	5.08	1.44	3.72
{ 1 1 0 } < 1 -1 2 >	10.14	-	-
{ 0 1 3 } < 1 0 0 >	-	3.06	1.18
Others	17.68	24.26	26.69

The micrographs (Figure 3) show that the centerline segregation (CLS), which is an inherent characteristic of a twin-roll cast material, is evident in all samples however, its magnitude diminishes as the casting thickness increases. Sample A had a considerable amount of CLS whereas its magnitude and continuity was less in Sample C, which was the thickest sample. Since CLS is an eutectic structure which comprises of the solute elements swept towards the mid-plane of the sample in front of the two advancing solid-liquid interfaces, higher casting speeds which prohibits the super-saturation of the matrix promote the formation of CLS. Therefore, Sample C, which was cast with slower casting speed, exhibits less CLS and this is in good accordance with the EC measurements performed at as-cast state. Sample C, cast with low casting speed, had the lowest EC value, which is an indication of higher super-saturated matrix and less free solute and this in turn results in less CLS formation.

When CLS is observed in higher magnifications (Figure 4), no obvious change is observed until 450 °C is reached. The matrix observed in white contrast between eutectic branches are free of any secondary phases. As the temperature reaches 450 °C, new dot-like phases start to form between the eutectic branches of Sample A. This temperature is slightly higher for Sample B and Sample C. New phases are clearly observed at 500 °C in Sample B and Sample C. This temperature range (450-500 °C) is the region where EC values were found to increase

drastically and explains where the expelled solute elements from the matrix deposit.

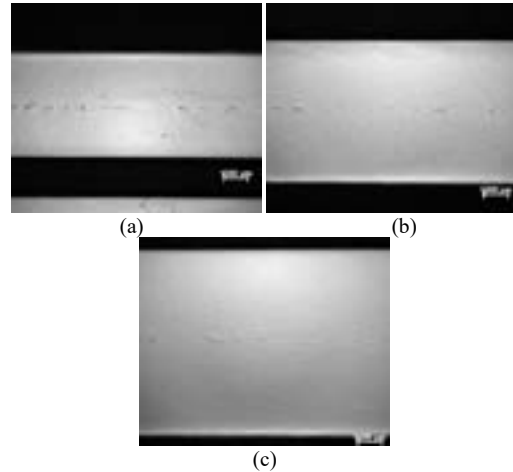


Figure 3. Centerline segregations in as-cast state a) Sample A, b) Sample B, c) Sample C.

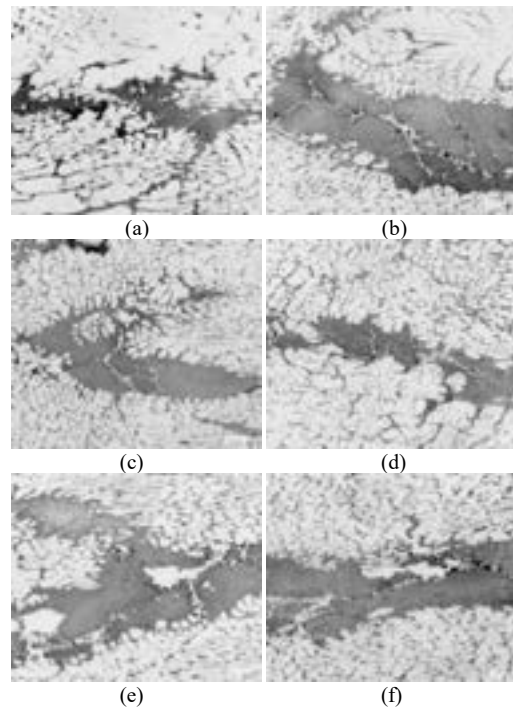


Figure 4. Centerline segregations during heating ramp and new formed phases a) Sample A – 400 °C, b) Sample A - 450 °C, c) Sample B – 450 °C, d) Sample B - 500 °C, e) Sample C – 450 °C, f) Sample C - 500 °C.



The solute elements diffuse out of the matrix to form new secondary phases by leading the EC values increase. As claimed before, the increase in EC values under 400 °C can be assigned to the recovery of deformed structure, which occurred during the rolling of already solidified metal between the caster rolls. Thus, the increase in EC above 450 °C is correlated with the diffusion of solute elements and the formation of new phases. As the temperature increases, these new phases multiply in numbers.

The coarse eutectic structures forming CLS remain intact until the soaking period. After 1 hour of soaking at 580 °C, eutectic structures start to disperse and plate-like phases form regardless of the casting thickness. As the duration prolongs, the number and the size of these plate-like phases increase. Besides, some of the eutectic phases change into spherical shaped phases and the CLS consists of two different phases having different morphologies at the end (Figure 5). The small dot-like phases formed during the heating period between eutectic branches disappear after 4 hours of soaking which corresponds to the slight decrease in EC values observed at 4 hours of soaking and might be interrelated.

Since the EC values do not change dramatically during soaking, the mentioned change in morphologies of eutectic structures do not play a role in EC values.

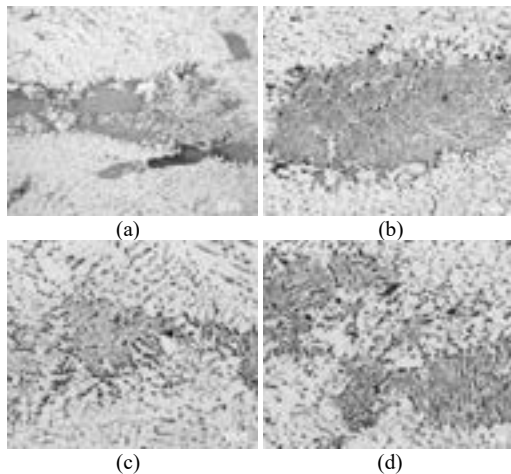


Figure 5. Evolution of CLS of Sample B during homogenization a) As-cast, b) 580 °C – 1 h, c) 580 °C – 4 h, d) 580 °C – 8 h.

Figure 6 shows the grain structure of as-cast materials. Grains are deformed and inclined due to rolling, which is in effect just after the solidification. Surface grains, which are located at the outermost layer having a depth of 300-400 µm, are heavily deformed due to the shear forces

applied by the caster rolls and it is very hard to determine the grain structure in that region.

Samples collected during homogenization cycle were observed to reveal the reaction of those highly deformed regions against applied heat treatment (Figure 7). Grain structures of Sample A are intact until the temperature in homogenization cycle reaches 550 °C. As the temperature reaches 550 °C, grain coarsening starts at the outermost surface layer. These new formed grains are restricted in depth but elongated along the casting direction, which explains the interaction between the region where shear forces are more abundant and its response against heat treatment.

However, this threshold temperature triggering the grain coarsening is more elevated in Sample B and Sample C. In Sample B, grain coarsening takes place at 580 °C just prior to soaking period starts. For the onset of grain coarsening in Sample C, 1 hour of soaking at 580 °C is necessary and there is no change in the grain structure during the heating ramp.

As the soaking duration prolongs, the depth of the new formed coarse grains increases gradually but does not cross the aforementioned heavily deformed as-cast region. All the phenomena such as grain coarsening, softening of the samples and the stabilization of EC values occur at roughly the same time interval during homogenization which depicts the close relation between each other.

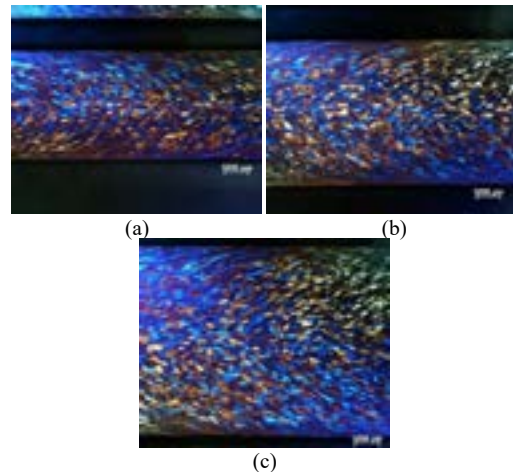


Figure 6. Grain structure of as-cast materials a) Sample A, b) Sample B, c) Sample C.



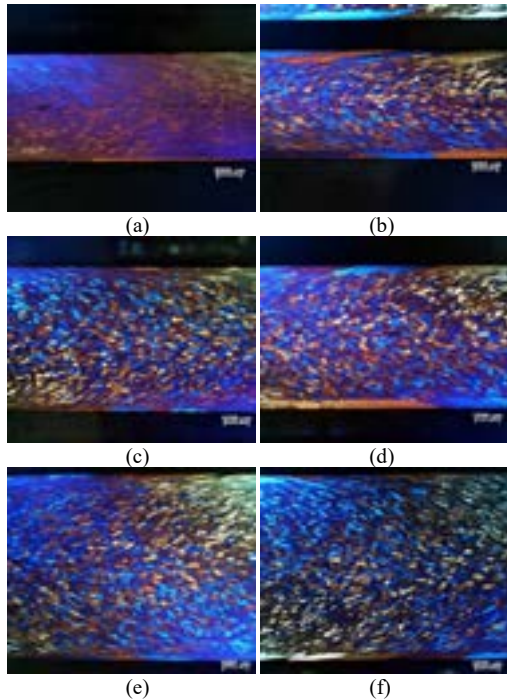


Figure 7. Evolution of grain structures during homogenization a) Sample A – 550 °C, b) Sample A - 580 °C – 8 h, c) Sample B – 580 °C, d) Sample B - 580 °C – 8 h, e) Sample C – 580 °C – 1 h, f) Sample C - 580 °C – 8 h.

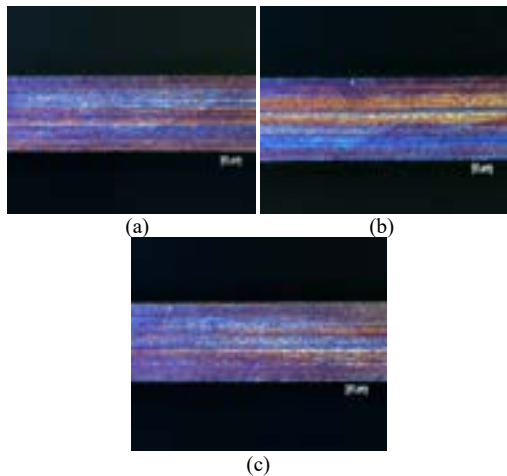


Figure 8. Grain structures prior to back-annealing at 0.2 mm a) Sample A b) Sample B c) Sample C

Homogenized samples cold rolled to 0.2 mm were back-annealed at a broad range of temperature to observe the evolution of microstructure and reveal their response against heat treatment. Microstructural analysis show that 0.2 mm samples exhibit a fibrous grain structure prior to back-annealing (Figure 8).

Back-annealed samples at 280 °C exhibits partial recrystallization however the sizes of the recrystallized grains in Sample A are coarser with respect to those of Sample B and Sample C. The recrystallization expands throughout the cross-section with increasing temperature. After a back-annealing performed at 450 °C, the samples are almost fully recrystallized. However, the grain structure of Sample A is coarser with respect to those of Sample B and Sample C. The grain size distribution in Sample A is also heterogeneous through the thickness. The coarser grains are located close to the mid-plane and the finer ones are closer to the surface. The grain structure of Sample C is the finest for all the temperatures applied and the grain size distribution is quite homogeneous. Sample B corresponds in between the other two samples in terms of all the features mentioned above (Figure 9).

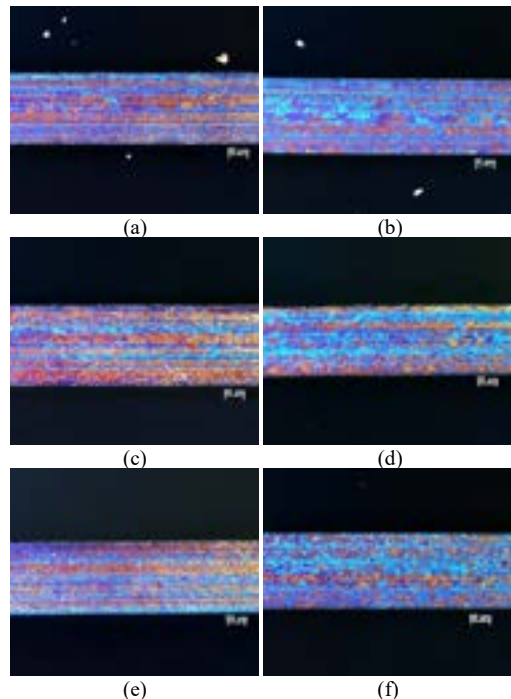


Figure 9. Back-annealed samples, the onset of recrystallization at 280 °C (a, c, e) and after 380 °C (b, d, f) a) Sample A – 280 °C, b) Sample A - 380 °C, c) Sample B – 280 °C, d) Sample B - 380 °C, e) Sample C – 280 °C, f) Sample C - 380 °C.

According to the tensile test results, both yield and tensile strengths prior to back-annealing are inversely related to the casting gauge. The strength of Sample A is higher than the other samples and Sample C is the softest although one might expect the opposite since equivalent strains increase as the casting gauge increases. Equivalent strains of Sample A, Sample B and Sample C are 3.45, 3.91 and 4.25, respectively.

Back-annealing leads to a gradual decrease in yield strengths as the annealing temperature is increased from 280 °C to 450 °C. The yield strengths are almost the same for the annealed samples until 450 °C. At 450 °C, the yield strength of Sample A is slightly over the others (Figure 10). However, the tensile strengths do not change with increasing temperature after stabilized at 280 °C - 300 °C region. The tensile strength of Sample A is over Sample B and Sample C for all the temperatures applied (Figure 11).

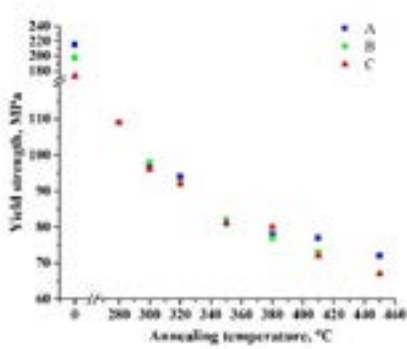


Figure 10. Yield strengths of 0.2 mm samples after back-annealing.

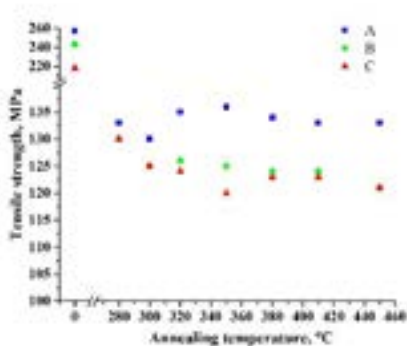


Figure 11. Tensile strengths of 0.2 mm samples after back-annealing.

Table 5 shows the Erichsen indexes (EI) of the samples back-annealed at 380 °C. As observed from the table, EI

value of sample A is explicitly lower than the EI values of Sample B and Sample C. This finding can be attributed to the heterogeneous grain size distribution of Sample A after back-annealing operation.

Table 5. EI values of 0.2 mm samples back-annealed at 380 °C.

Sample Code	A	B	C
EI (mm)	8.2	9.2	9.3

Table 6 depicts the volume fractions of the surface texture components of back-annealed 0.2 mm samples. Back-annealing temperature was chosen as 380 °C for texture analysis since it is an industrially applicable temperature in terms of final grain structure and prevents excessive surface oxidation.

Although similar mechanical properties can be obtained regardless of the casting gauge, the equivalent strains applied from casting gauge to the final thickness and its interaction with the inherited microstructural features from casting and post-homogenization leads to differences in texture evolution. After back-annealing, textures mainly consisted of {112} <11-1> (copper), {110} <1-12> (brass), {132} <6-43> (S-1), {231} <3-46> (S-2), {213} <-3-64> (S-3), {231} <-34-6> (S-4) components which are deformation textures but with varying percentages [7]. The abundant texture components are brass and S-1 in sample A whereas, copper is more dominant in Sample B. Apart from these common textures observed in all three samples, Sample C exhibits a rotated cube texture component which is 24.2% in volume. It is interesting to note that back-annealed samples do not exhibit any recrystallization textures such as cube, goss, etc., although the samples are in softest temper after a back-annealing performed at 380 °C.

Table 6. Surface texture components of back-annealed samples

Sample	A	B	C
<b>Texture components</b>	<b>%</b>		
{ 0 0 1 } < 1 1 0 >	-	-	24.20
{ 1 1 2 } < 1 1 -1 >	9.96	29.22	13.39
{ 1 1 0 } < 1 -1 2 >	13.09	9.17	12.64
{ 1 3 2 } < 6 -4 3 >	12.03	4.45	2.09
{ 2 3 1 } < 3 -4 6 >	9.99	1.13	19.65
{ 2 1 3 } < -3 -6 4 >	9.32	18.25	0.68
{ 2 3 1 } < -3 4 -6 >	3.28	4.57	7.95
Others	42.33	33.20	19.41

#### 4. Conclusion

- Casting gauge influences electrical conductivity, strength, texture and the behavior of the as-cast material during a homogenization cycle.

- Features obtained in as-cast state are inherited through downstream operations and affects the materials properties at final thickness in terms of microstructure, mechanical properties and texture.
- Findings indicate that final microstructure and EI value of the sample having a casting gauge of 4 mm are not appropriate for demanding applications.

#### References

- [1] Wang J., Zhou X., Thompson G. E., Hunter J. A., Yuan Y. (2015) Near-surface microstructure on twin-roll cast 8906 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions* 46A 2688-2695.
- [2] Işıksaçan C., Meydanoglu O., Akdoğan V. U., Alper G., Beyhan B. (2015) Effect of casting parameters on microstructure, recrystallization behaviour and final material properties of twin-roll cast 1050 alloy. *Light Metals* 2015 1219-1223.
- [3] Engler O., Lapyteva G., Wang N. (2013) Impact of homogenization on microchemistry and recrystallization of the Al-Fe-Mn alloy AA 8006. *Material Characterization* 79 60-75.
- [4] Birol Y. (2008) Recrystallization of a super-saturated Al-Mn alloy. *Scripta Materialia* 59 611-614.
- [5] Chen Z., Li S., Zhao J., (2012) Homogenization of twin roll cast 8006 alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 22 1280-1285.
- [6] Sanjeev D., Lim N.S., Seol J.B., Kim H.W., Park C.G., (2010) Effect of the rolling speed on microstructural and mechanical properties of aluminum–magnesium alloys prepared by twin roll casting. *Materials and Design* 31 1633-1638.
- [7] Tamimi S., Sivaswamy G., Violatos I., Moturu S., Rahimi S., Blackwell P., (2017) Modelling and experimentation of the evolution of texture in an Al-Mg alloy during earing cupping test. *Procedia Engineering* 207 1-6.

# Development of Niobium Boron Master Alloy for Grain Refinement of Cast Al-Si-Mg Alloys

## Al-Si-Mg Döküm Alaşımlarının Tane İnceltilmesi İçin Niyobyum – Boron Alaşımının Geliştirilmesi

E. Burak ALDOĞAN<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Turkish Aerospace, Türkiye

<sup>2</sup> Middle East Technical University, Türkiye

### 1. Abstract

The aim of this study is to observe the grain refinement effect of Niobium – Boron addition on commercial A357 alloy. When the silicon content exceeds the 3 wt. %, effectiveness of Al-Ti-B grain refiner decreases due to formation of titanium silicide, called as poisoning effect. The surface of the grain refining constitutes are coated with titanium silicide. Since the lattice mismatch of titanium silicide with aluminum matrix is higher than Al<sub>3</sub>Ti and TiB<sub>2</sub>, grain refinement efficiency decreases. There are other studies to develop the grain refinement for aluminum cast alloys having silicon content higher than 3 wt. %, which are the use of low content titanium instead of Al-5Ti-B or Al-B in different boron amounts. However, since the commercial aluminum silicon base alloys include titanium as an impurity, poisoning effect cannot be eliminated. Therefore, a series of niobium – boron-based grain refiners have been recently developed. The most important advantage is that niobium is much more stable at 750 - 800 °C than titanium results in avoiding poisoning. In addition, having nearly same lattice parameters of Al<sub>3</sub>Nb and NbB<sub>2</sub> with Al<sub>3</sub>Ti and TiB<sub>2</sub> is also another advantage to be candidate for grain refiner.

In this study, Al2.79Nb0.3B alloy was developed as a grain refiner for A357 alloy. The results show that eutectic structure is changed from acicular to fibrous and transitional lamellar structure. Amount of eutectic undercooling and decrease in eutectic temperatures supports the microstructural examinations. Moreover, microstructural examination and thermal analysis indicate that grain size is decreased by the addition of Al-Nb-B master alloy.

### 2. Introduction

Aluminum alloys are widely used in industry. They possess broad range of field, from food industry to aerospace since they are versatile and economical. They can be manufactured for wrapping foil application requiring high ductility while they can be used for airframe of aircraft due to their higher specific strength. High strength to density ratio makes aluminum alloys favorable in aerospace industry due to weight reduction consideration. Their usage is not only limited with airframe but also used in dynamic systems like gearboxes. In automotive industry, iron alloys are preferred for gearbox casings but lightweight alloys are the only metals considered as candidate material for aerospace. Due to lack of corrosion resistance of magnesium alloys, aluminum alloys are widely used in gearbox casings. Engineers deals with alloying of magnesium alloys to enhance corrosion resistance and mechanical properties. However, manufacturing cost becomes high when compared with aluminum alloys. For the complex parts including helicopter gearboxes, sand casting is generally preferred due to allowance of variety in thickness. Also, in order to increase the casting properties like feeding, silicon is a common element preferred for aluminum alloys. That's why, engineers use aluminum alloys including silicon for castability. Silicon increases castability, specific strength, corrosion resistance while decreases the thermal expansion coefficient. Because the silicon has strangest atomic band forces, it increases the wear resistance of the alloy [2].

Aluminum and silicon form invariant eutectic reaction and nearly at 577 °C which are shown in Figure 1. During solidification, primary aluminum dendrites start to form then eutectic transformation happens. Microstructural analyses reveal that primary aluminum dendrites and eutectic silicon particles are formed. Figure 2 shows that large flake like eutectic silicon particles in the as-cast condition for the alloy having low iron content Al – Si alloy [3]. This large flake structure is detrimental for mechanical properties. It causes sudden fracture. Modification with Na, Sr, Be are performed in order to obtain fine dispersed eutectic phases.

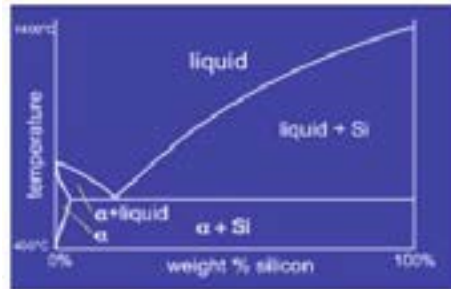


Figure 1 Al-Si Phase Diagram [4]

The most commonly used material is A357 alloy including aluminum, silicon and magnesium elements. This series of alloys constitute the highest volume usage among other cast series. They have primarily included silicon. Magnesium content changes between 0.3 and 0.6 % for the high strength applications, but up to 1 % can be found for piston applications [1].

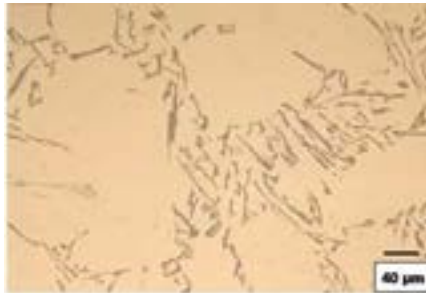


Figure 2 Large Flake Eutectic Phase [3]

Most of the studies about grain refinement for aluminum alloys conclude that grain refinement of Al-Ti-B master alloys are efficient for low silicon concentration, i.e. less than 3 wt. %. The reason is that titanium silicide is formed when the amount of silicon is increased in the aluminum alloy. The formation of titanium silicide decreases the number of  $TiB_2$  particles. In the literature, there are lots of studies about different grain refiners,  $Al_2.2TiB$ ,  $Al_3Ti_3B$ ,  $AlTiC$ ,  $AlTiBC$ ,  $Al_3B$ . However, since most of them include titanium inside, poisoning arises for the grain refinement of Al-Si-Mg cast alloys.  $Al_3B$  has very efficient if the cast material does not contain titanium element. Nevertheless, commercial aluminum alloys have titanium as an impurity. Even the amount is less than 0.1 wt.%, effectiveness of grain refinement decreases. When the cast material is titanium free,  $Al_3B$  is very efficient grain refiner. However, even the amount of titanium is higher than 0.4 wt.%, poisoning is seen [5].

Recent work found that niobium master alloys could be used for the grain refiner agent for Al-Si-Mg cast alloys [6,7,8,9]. Nowak conducted a huge amount of experimental studies about Nb-B master alloys for both pure aluminum and Al-Si eutectic alloys and made the comparison with other commercial grain refiners [9]. He explains that  $Al_3Nb$  and  $NbB_2$  have similar lattice parameter with  $Al_3Ti$  and  $TiB_2$ . The reason why niobium-boron master alloys are candidate for the replacement with  $Al_5TiB$  can be listed as follows [6,7,8,9];

- Similar lattice parameter with titanium [9].
- Niobium is more stable than titanium providing the formation of niobium silicide at the temperature near to 790 °C [11].

When growth restriction factors of both titanium and niobium is compared, it is seen that titanium has the largest value. However, researches started to develop niobium boron-based grain refiners for the usage of Al-Si cast alloys due to poisoning effect. Since the application area of Al-Si cast alloys have broad range, especially for aerospace and automotive industries, recent studies include niobium boron-based grain refiners. However, because it was recently found, the subject is open to examine in more detail. Still, there is not a common stoichiometric master alloy for Al-Nb-B. Most of the studies conducted by Nowak and his team focused on  $Al_2Nb_2B$  master alloy by taking the pure powdered form of niobium as a starting material.

In this study,  $Al_2.79Nb_0.29B$  master alloy will be examined in A357 alloy [12]. The aim of this study is to achieve the decrement in grain size, and modification of eutectic phase.

### 3. Experimental Procedure

Master alloy was prepared to achieve required niobium and boron elements. Initially used raw materials are Al4Nb purchased from CBMM company, Al8B and pure aluminum. They were melted in a proper amount to comply the weight percentage given in Table 1.

Table 1 Targeted Weight Percentages of Master Alloy

Elements	Targeted Composition % wt.
Al	Bal.
Nb	2.79
B	0.29

Pure Aluminum alloy was melted in the induction furnace. The melt was hold at 790 °C for homogenization. Then, the temperature was increased to 850°C. Al8B was added to the melt and it was waited to allow the dissolution and homogenization of the aluminum boron alloy. The melt was hold at 850°C for a 30 min. Then, Al4Nb alloy was added. The system was adjusted to keep the furnace at same temperature for 2h. Since the preparation was performed at a lab scale, fluctuations on the temperature were seen. During isothermal waiting, the melt was stirred every 15 min. in order not to allow settlement. Then, temperature was decreased to the 740 °C, and the melt was poured to die-mold pre-heated to 210 °C. After casing is completed, Inductively Coupled Plasma – Optical Emission Spectroscopy (ICP-OES) and X - Ray Diffraction (XRD) analysis were performed for the characterization of master alloy.

Moreover, A357.0 alloy was melted in induction furnace. After the raw material is melted, temperature was elevated to the 790 °C. At this temperature, master alloy was added in calculated amount. The contact time was selected as 30 min to avoid fading. Afterwards, alloy was cooled to 740 °C and it was poured to the pre-heated sand mould. Calculation of master alloy addition was based on to obtain 0.,1 wt.% Nb. Also, A357 alloy was cast without addition of any grain refiner for comparison. A357 alloy which is not grain refined is called as Alloy I while the other is called as Alloy II. After casting of A357 alloys are completed, chemical analysis was performed with optical spectroscopic machine. After characterization of as-cast specimens, heat treatment was performed with the below parameters;

- Solutioning: 538 °C for 10 h
- Artificial Aging: 160 °C for 12 h

Optical emission spectroscopy machine was used for chemical analysis. During pouring activities, cooling cure was observed by using K-type thermocouple. Standard specimen preparation steps were followed. Both as-cast and heat-treated specimens were analyzed.

Mounted specimens with bakalite were grinded by using 220 – 400 – 600 – 800 – 1200 grid emery papers by using rotating disc grinder, respectively. After grinding, specimens were polished with 6 µ and 1 µ diamond solutions, respectively. After polished surface is obtained, specimens were etched in order to reveal eutectics, precipitates and grain boundaries. Keller, Kroll and Tuckers’ agents were experienced to obtain grain structure clearly.

### 4. Results and Discussion

The Nb and B contents in the master alloy, which were measured via ICP-OES method, are given in Table 2.

Table 2 ICP-OES test results of Master Alloy

Al (wt. %)	Nb (wt. %)	B (wt. %)
Bal.	1.44	0.29

When the Nb content is compared with the targeted composition, shown in Table 1, it is clearly seen that niobium amount is decreased to half of the targeted value. Moreover, XRF analysis is also conducted to examine the niobium content for master alloy. The weight percentage is also found as 2.40 % via XRF analysis. It can be easily seen that same specimen shows variety in niobium content. In order to observe the niobium distribution, specimens prepared from the different locations were tested via XRF and the concentration are given in Table 3 together with ICP-OES results.



Table 3 XRF and ICP-OES chemical analysis results of Master Alloy

Master Alloy	1,98	XRF analysis
Master Alloy	2,40	XRF analysis
Master Alloy	1,44	ICP-OES analysis

XRF analysis confirmed that niobium amount in the master alloy is comparatively lower than the expected. Both ICP-OES and XRF analysis reveal that there are non-homogeneities in the master alloy. It can be resulted from;

1. Higher atomic weight of niobium element resulting sedimentation
2. Lab scale casting process resulting improper mixing and non-homogeneity.

Moreover, chemical analysis results of A357 alloy with/without addition of grain refiner elements are given in Table 4. It is easily seen that amount of silicon is decreased by 0.5 wt.% for Alloy II. The reason may come from the addition of niobium and boron-based master alloy. Since the weight percentage of niobium is very low for intentionally developed master alloy, amount of master alloy was increased to maintain 0.1 wt.% Nb content. It causes to decrease in the silicon concentration. Nevertheless, measurement error can be another reason explaining the difference. Preparation of chemical analysis specimen, calibration of spectrometric machine, amount of protective gaseous used during spark initiation could affect the chemical compositions.

Figure 3 shows the cooling curves of both A357 alloy with and without grain refinement. It is clearly seen that nucleation temperature for primary aluminum is increased so nucleation of primary aluminum dendrites starts earlier. That's why, it can be stated that grain refinement is achieved. However, undercooling could not be detected because the frequency of the thermocouple data logger is 1 Hz, which do not sense the temperature differences occurring smaller than 1 second (s). There is seen significant differences in another critical reaction, which is eutectic nucleation. It is seen that time required for eutectic reaction is increased. critical temperatures are calculated with the help MATLAB. Finally, solidus temperature can be found by taking the lowest point of the latest peak of first derivative curve.

Table 4 Targeted chemical compositions of each alloy type

Wt.%	Al	Si	Mg	Fe	Ti	Nb	B	Other
Alloy I	91.00	8.05	0.53	0.08	0.13	0	0.01	Remainder
Alloy II	91.58	7.40	0.49	0.07	0.12	0.11	0.03	Remainder

Table 5 Critical Solidification Temperatures of Alloy I and II

	T <sub>n</sub> (l)	T <sub>min</sub> (l)	T <sub>g</sub> (l)	ΔT (l)	T <sub>n</sub> (e)	T <sub>min</sub> (e)	T <sub>g</sub> (e)	ΔT (e)	T <sub>s</sub>
Alloy I	607.3	NA	603.8	NA	566.5	559.4	561.4	2	T <sub>s</sub> :532
Alloy II	617.8	NA	610.4	NA	562	560.9	563.5	2.6	T <sub>s</sub> :531

T<sub>n</sub>: Nucleation Temperature where T (l) represents the formation of first aluminum dendrites, and T (e) represents the nucleation of first Al-Si eutectic precipitates.  
T<sub>min</sub>: Minimum temperature required to provide undercooling below the transformation temperature. T<sub>min</sub> (l) represent the minimum temperature for primary aluminum dendrites, and T<sub>min</sub> (e) represent the minimum temperature for Al-Si eutectic.  
T<sub>g</sub>: Growth temperature where T<sub>g</sub> (l) represent the growth of aluminum dendrites, and T<sub>g</sub> (e) represents the growth of eutectic Al-Si.  
ΔT: Undercooling where ΔT (l) for aluminum dendrites, and ΔT (e) for Al-Si eutectic.  
T<sub>s</sub>: Solidus Temperature

According to the Table 5, it is seen that eutectic undercooling is increased as expected. This can also be indicated in more detail in Figure 3.



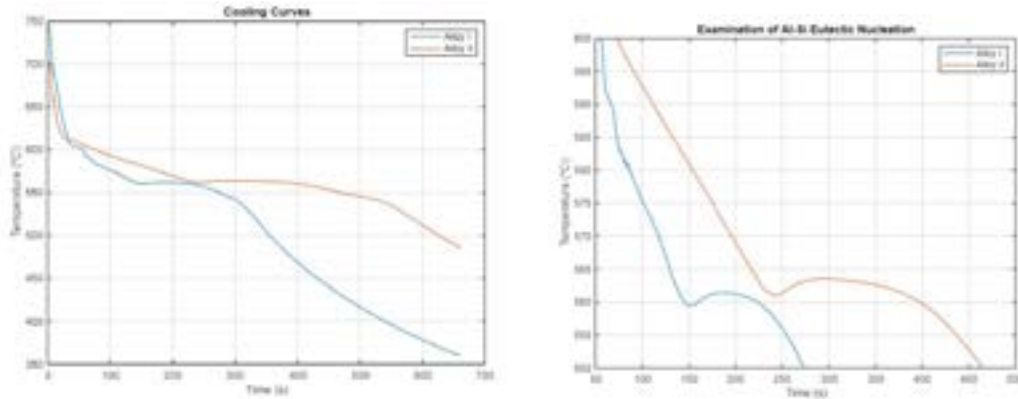


Figure 3 Cooling curves for Alloy I and II

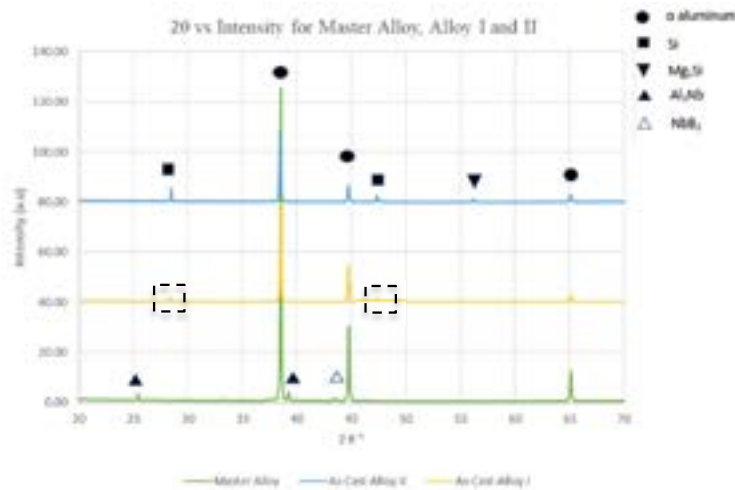


Figure 4 XRD Peaks of Alloy I, II and Master Alloys – As Cast Condition

Moreover, XRD analysis actually supports the thermal analysis. Below reactions are observed by XRD analysis for A357 alloy examination;

- Formation of primary aluminum
- Eutectic Al-Si
- Mg<sub>2</sub>Si formation together with eutectic reaction

For master alloy examination;

- Formation of Al<sub>3</sub>Nb and NbB<sub>2</sub>

Figure 4 shows the phases formed during the solidification of both master alloys, and A357 with and without grain refiner. When Figure 4 is reviewed, for each of the alloy type, same peaks arise, which are primary aluminum, eutectic silicon, magnesium silicide. Since chemical compositions are nearly same for Alloy I and II, it has been expected. However, Alloy I has a very low intensity amount for the dashed rectangular specified regions. Since it has not been treated with grain refiner, more localized eutectics are seen. That's why, since xrd measurement is performed from the specimen, it may not represent the whole alloy.

Moreover, Figure 5 shows the microstructure of Alloy I. It is shown that circled areas are solidified under highly thermal gradient. Since no grain modification element is added to the alloy, it was solidified under thermal gradient, which caused elongated dendritic structure. However, since the alloy includes titanium as an impurity and other alloying elements, constitutional undercooling caused by solute concentration inside provides equiaxed grains in some regions. Circled areas indicated as 'a' letter in Figure 6 shows the elongated dendritic structure while green one shown as 'b' shows the equiaxed grains. Therefore, Alloy I include both equiaxed and dendritic structure. The microstructural examination results are examined in deeper via scanning electron microscope and it is given in Figure 7. Both matrix, eutectic phase and  $Mg_2Si$  precipitates can be seen. Since the etchant used during electron microscope examination is Keller with 20 sec., the grain boundary structure with eutectic phase can be observed as transparent. Figure 6 shows the acicular/lamellar eutectic structure. Since Alloy I is un-refined and it is in as-cast condition, this structure is expected. Acicular morphology of eutectic silicon can be changed even the alloy poured without any modification. solutioning treatment provide the change in morphology of eutectic silicon. (Sigworth, 2008) states that solutioning at 538 ° for 12 h can achieve modification. Especially, 1 hour of solutioning is enough for  $Mg_2Si$  formation, remaining time is necessary for the spheroidization of eutectic silicon. Figure 9 shows the transition lamellar and fibrous eutectic morphology as a result of solutioning at 538 °C for 10 h and aging at 160 °C for 12h. therefore it can be concluded that modification can reduce the heat treatment time, which is very beneficial for industry. However, modification also has some negative effects, i.e. porosity formation. When Alloy II is examined, which was cast with specially developed master alloy, optical and electron microscope images are shown in following figures.

Figure 8 shows that number of modified eutectics including blocky silicon phase and fine eutectic silicon are very high when compared with previous alloys. Actually, (Nowak, 2011) stated in his doctoral thesis that not only refinement of primary aluminum phase, but also eutectic refinement is provided by Nb-B addition. This is actually supported in this study. Figure 8 explains the modification of eutectic phases. As (Sigworth, 2008) stated, breakage of eutectic phase is an indicative of eutectic modification.

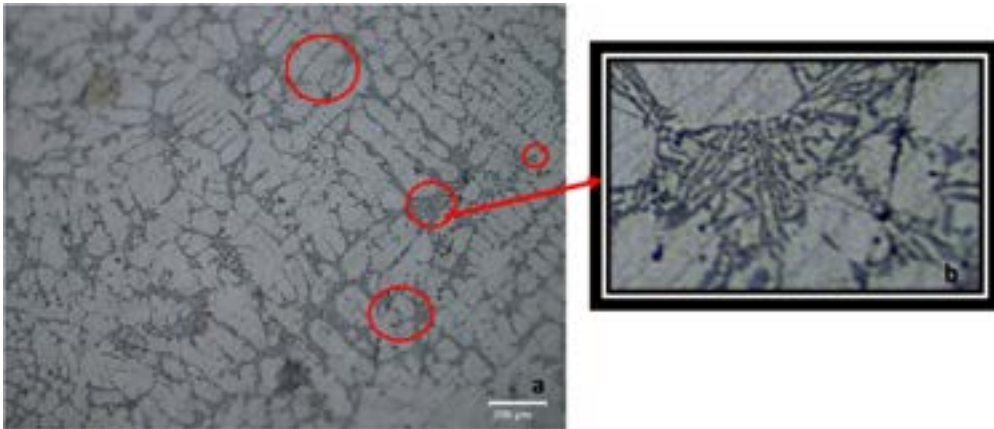


Figure 5 Optical microscope images of acicular eutectic morphology of Alloy I etched with Keller's reagent (a: 200x magnification b: zoomed view)

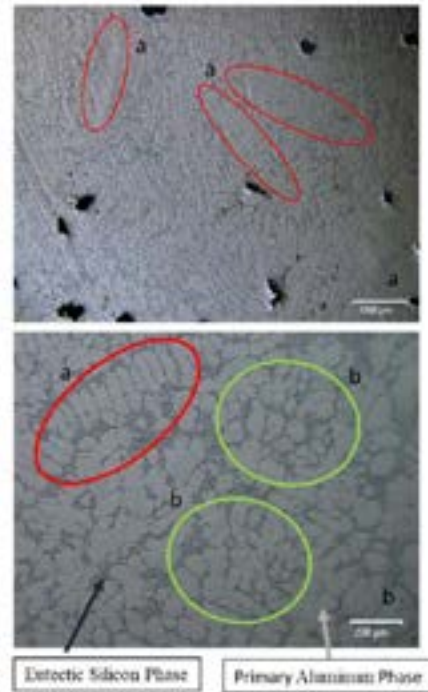


Figure 6 Optical Microstructure Images of Alloy I etched with Keller's reagent (a:50x magnification; b:200x magnification)

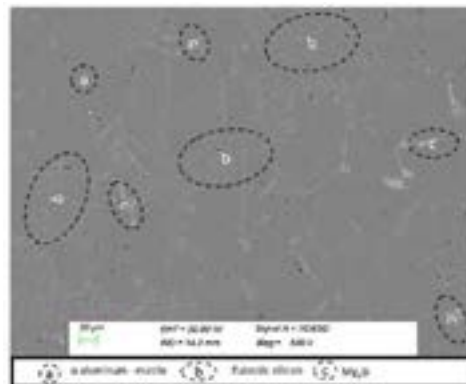


Figure 7 Scanning electron microscope results of Alloy I

Also, after heat treatment, second phases are distributed more evenly. Figure 9 indicates the eutectic structure in different magnifications. When 500X and 1000X magnifications are examined, it is seen that fine fibrous eutectics are seen.

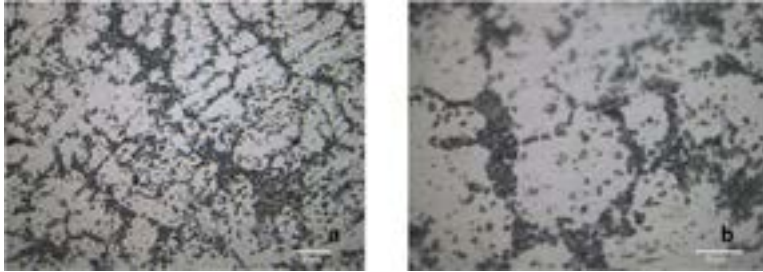


Figure 8 Optical microscope images of as-cast Alloy II (a: 500x magnification; b:1000x magnification)

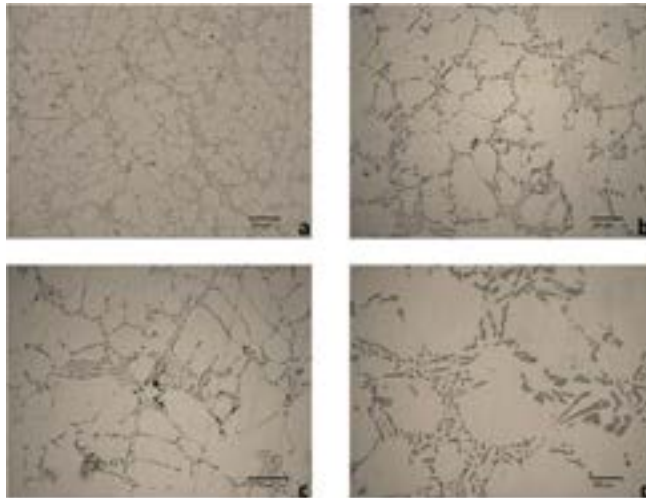


Figure 9 Optical microscope images of heat-treated Alloy II. (a:200X; b:500X; c:500X; d:1000X magnifications)

Apart from the optical microscope examination, scanning electron examination was also performed to observe the eutectic phase and precipitates. Back scattered detector provided to observe niobium precipitates in more detail. Since the density of niobium is very higher than aluminum, approximately 3 times of aluminum density, back scattered detector differentiates the niobium precipitates from the rest of the matrix. Figure 10 shows that thin, acicular form of niobium precipitates are formed. In the same figure, EDS analysis results are shown. It includes mostly aluminum and niobium elements. However, its distribution is not homogeneous. It is localized at some points.

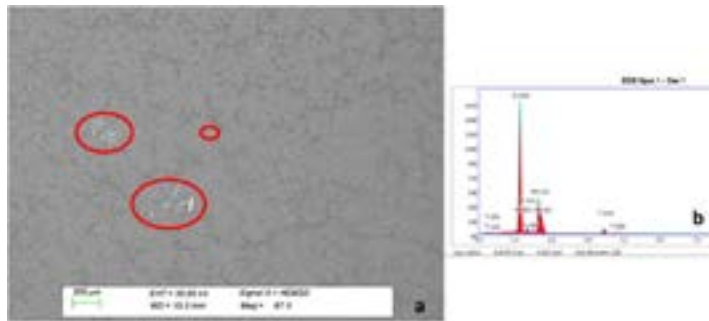


Figure 10 Scanning Electron Microscope images of as-cast Alloy II. (a:SEM images; b:EDS analysis of localized white precipitate)

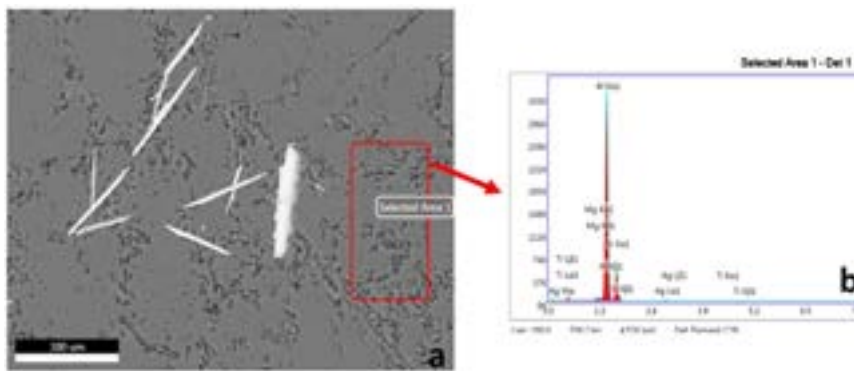


Figure 11 Scanning Electron Microscope images of as-cast Alloy II. (a SEM images; b: EDS analysis of selected area)

Moreover Figure 11 shows that while acicular white precipitates indicate Nb and Al elements, selected areas in the same figure does not contain Nb element peaks.

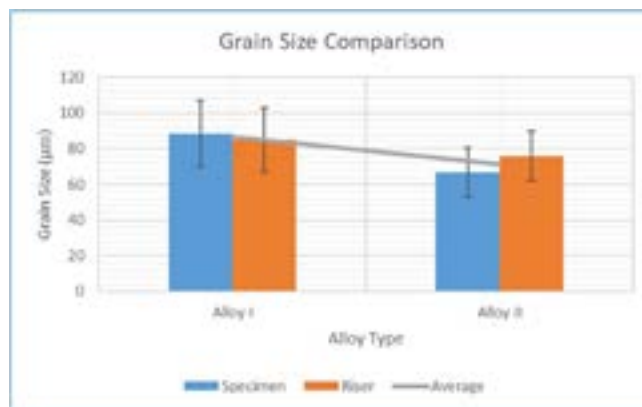


Figure 12 Comparison of grain size of Alloy I and II

Since A357 alloy includes alloying elements, constitutional undercooling provides the reduction in grain size. Therefore, A357 alloy has already approximately 90 microns in grain. Moreover, the grain size is decreased to 60-micron levels when grain refiners are added. Figure 12 shows that addition of specially developed master alloy provides the decrement in grain size.

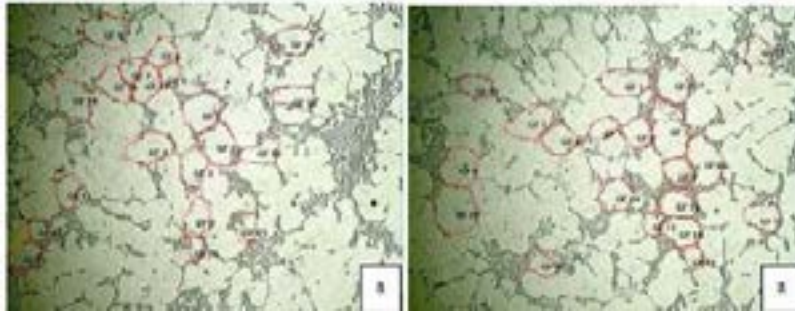


Figure 13 Example of grain size measurement

Approximately 800 measurements were performed during grain size prediction. For each examination, at least 3 different locations were analyzed by taking at least 20 measurements for each location depending on the grain size. Example of the grain size measurement is given in Figure 13.

## 5. Conclusion

Development of Al-Nb-B master alloy was performed by charging Al4Nb, Al8B and pure aluminum alloy. According to the literature review, targeting composition was decided as Al<sub>2.79</sub>Nb<sub>0.3B</sub>. It can be concluded that master alloy provides the eutectic modification for A357 alloy. Thermal analysis reveals that eutectic temperature is decreased and undercooling is increased. Moreover, optical and scanning electron microstructure images support the idea. Acicular eutectic phase transforms the transitional lamellar and fibrous structure. However, both chemical analysis and microstructural examination indicate that niobium is not distributed properly. The reason may be come from the improper casting due to lab scale experiments. Since the density of niobium is 3 times of aluminum, carefully casting process is needed to distribute the second phases evenly.

Also, thermal analysis and microstructural examinations indicate that grain size is decreased by examining optical microscope and thermal analysis results.

## Future Works

1. This study was performed to evaluate the slow cooling rates. That's why, effect of niobium with different cooling rates may be examined.
2. A357 alloy grain refined with Al<sub>2.79</sub>Nb<sub>0.3B</sub> may be compared with commercially used Al<sub>5</sub>TiB and Strontium added A357 alloy.
3. Different Niobium stoichiometries may be prepared and results may be compared.
4. Test results may be supported with mechanical tests.

## References

- [1] Aluminum and Aluminum Alloys, in Metals Handbook Desk Edition, 2nd ed., J.R. Davis, Ed., ASM International, 1998, p 417–505.
- [2] Davis, F., & Eyre, T. (1994). The effect of silicon content and morphology on the wear of aluminium-silicon alloys under dry and lubricated sliding conditions. *Tribology International*, 27(3), 171-181. doi:10.1016/0301-679x(94)90042-6
- [3] Ibrahim, M., Elgallad, E., Valtierra, S., Doty, H., & Samuel, F. (2016). Metallurgical Parameters Controlling the Eutectic Silicon Characteristics in Be-Treated Al-Si-Mg Alloys. *Materials*, 9(2), 78. doi:10.3390/ma9020078
- [4] Asmael, Mohammed, 2009, Lost foam casting of LM6-Al-Si cast alloy. Universiti Teknologi Malaysia
- [5] BOLZONI, L., & HARI BABU, N. (2019). Efficacy of Borides in Grain Refining Al-Si Alloys. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 50A, 746-756. Doi:10.1007/s11661-018-5017-1

- [6] Bolzoni, L., Nowak, M., & Hari Babu, N. (2014). Grain refinement of Al–Si alloys by Nb–B inoculation. Part I: Concept development and effect on binary alloys. *Materials and Design*. Doi:10.1016/j.matdes.2014.08.066
- [7] Bolzoni, L., Nowak, M., & Hari Babu, N. (2014). Grain refinement of Al–Si alloys by Nb–B inoculation. Part II: Application to commercial alloys. *Materials and Design*. Doi:10.1016/j.matdes.2014.08.067
- [8] Bolzoni, L., & Hari Babu, N. (2015). Refinement of the grain size of the LM25 alloy (A356) by 96Al–2Nb–2B master alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.03.011
- [9] Nowak, M. (2011). *Development of Niobium-Boron grain refiner for aluminium silicon alloys*. Uxbridge: Brunel University.
- [10] Bolzoni, L., Nowak, M., & Hari Babu, N. (2015). On the effect of Nb-based compounds on the microstructure of Al<sub>12</sub>Si alloy. *Materials Chemistry and Physics*. Doi:10.1016/j.matchemphys.2015.05.076
- [11] Poyraz, Cemre Metin. 2019, Effect of mechanical vibration on the microstructure and the mechanical properties of 7075 aluminum alloy produced by semi-solid melting method
- [12] XU, J., Li, Y., Hu, B., Jiang, Y., & Li, Q. (2019). Development of Al–Nb–B master alloy with high Nb/B ratio for grain refinement of hypoeutectic Al–Si cast alloys. *Journal of Material Science*. doi: 10.1007/s10853-019-03915-9



# The Effect of Production Parameters on the Corrosion Behavior of Twin Roll Continuous Cast Al-Fe-Mn Alloys

## İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemiyle Üretilen Al-Fe-Mn Alaşımlarında Üretim Parametrelerinin Korozyon Davranışına Etkisi

Ece HARPUTLU, Mert GÜNYÜZ, Nihat YILMAZ

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Al-Fe-Mn alloys are preferred mainly in food contact applications (packaging, food containers etc.) and finstock applications due to their high strength, good formability, good corrosion resistance and good barrier effect against oxygen and humidity. Corrosion resistance and strength of these alloys which get their barrier properties with their natural oxide layer, can change depending production parameters and downstream processes.

In this study, effects of different casting parameters on corrosion behavior of Al-Fe-Mn alloys which produced with twin roll continuous casting methods were studied. Applying several sub-processes to the produced samples at different casting thicknesses, the morphology, chemical composition of the intermetallics that obtained on the material structure and corrosion resistance of samples which were at final thickness were investigated. Examinations performed by microstructural analyzes by optical and SEM imaging whereas corrosion behavior of samples observed by the electrochemical methods.

### 1. Introduction

Twin Roll Continuous Casting (TRC) technology is briefly can described as delivering molten metal to the feeder between the two rollers where it solidifies directly. TRC method is differ from the conventional methods by reduced capital costs, lower energy consumption to operate [1]. Microstructure of aluminum alloys, which are produced by TRC method, has finer intermetallic particles comparing to the DC technique. Since, TRC technology offers to the many advantages, it is good alternative for aluminum industry. However, it is not possible to produce all alloy series by these techniques, only alloys, which has narrow solidification ranges, are suitable for TRC [2]. Al-Fe-Mn alloy is one of the common material which is able to be produced by TRC.

One of the most important properties of Al-Fe-Mn alloys are their good corrosion resistance and barrier properties. By the presence of these features, they preferred in food contact applications. Corrosion resistance has crucial importance especially for the food contact application products such as kitchen foil or container foil. If the

aluminum corrodes, it will cause the spoil of the food. Therefore, aluminium is the good choice for this purpose since it has natural oxygen layer, which provides the superior corrosion resistance properties to the aluminium.

Mostly, pitting corrosions were seen in the aluminium alloys in the diluted chloride solutions by the help of microgalvanic coupling. Each alloying elements have different effects due to their solubility limits are different. [3,5] In general, intermetallic particles which have higher concentration of alloying elements were nobler than aluminium matrix; it causes the potential difference between the matrix and intermetallic. [4] Since casting thickness, chemical composition, annealing affects the distribution, morphology and size of intermetallics in the final products, these production parameters can be possible reason for this potential difference. [5]

This study aims to determine the effects of the production parameters on corrosion behavior of Al-Fe-Mn alloys, which produced with twin roll continuous casting (TRC) methods. In order to see the effect of production parameters clearly, samples chosen at different casting thickness and annealing temperatures.

### 2. Experimental Procedure

#### 2.1. Materials

**Table 1: Chemical Composition (%) of Samples (EN 573-3)**

Alloys	Fe	Mn	Cu	Si	Mg
Al-Fe-Mn Alloys	1.2 - 2.0	0.30 - 1.0	0.30	0.40	0.10

In order to observe the effects of the production parameters, 3 different casting thickness (6mm, 7mm, 8.5mm) and 4 different homogenization annealing temperature between 510 °C and 580 °C were chosen. After the annealing, cold rolling process applied to the samples at 98.33% , 98.57% , 98.82% ratio respectively. All samples were final annealed at same temperature. Detailed process routes were shown in the Table 2.

**Table 2 :** Samples prepared with different homogenization annealing temperatures

Casting Thickness	Homogenization Annealing Temperature(°C)	Final Thickness	
6 mm	510	100 µm	Final Annealing
	535		
	550		
	580		
7 mm	510		
	535		
	550		
	580		
8.5 mm	510		
	535		
	550		
	580		

**2.2 Microstructure Characterization**

In order to examine the microstructure of samples, conventional sample preparing methods were applied. Etching was applied by 2% HF solutions for 20 sec. The characterization studies of the microstructure was done by using the scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive spectroscopy unit (EDS). For SEM imaging, Zeiss EVO 10 was used with an acceleration voltage of 20 kV, a working distance of 8.5mm. For the EDS analysis, EDAX Elect Plus was used.

**2.3 Electrochemical Experiments**

For the electrochemical tests, samples were degreased with hexane and ethyl alcohol respectively, before the tests. Area of samples were equal to the 1cm<sup>2</sup>. According to the ASTM G31-21 [6], Open Circuit Potential (OCP) and Potentiodynamic (PD) tests were done to observing of pitting corrosion of samples. OCP and PD tests were carried out by using VersaSTAT3 Potentiostat. Three electrode cell was used for the all electrochemical tests, Standard Calomel Electrode (SCE) was used as reference electrode.

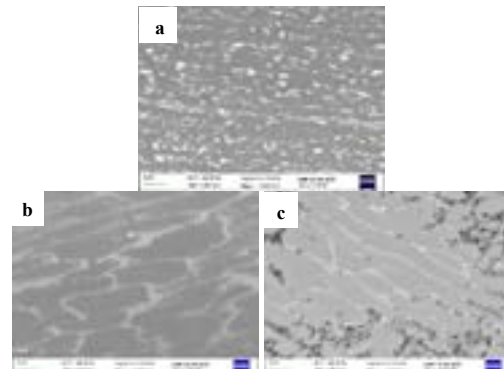
OCP tests were done in 1 M NaCl aqueous solution for 1h. PD experiments were employed to the determine the corrosion rates. PD tests were performed at 0.25 V below the OCP and 0.05 V above the OCP. I<sub>corr</sub> values were determined from the results of the potentiodynamics tests using the formula below to calculate the polarization resistance [7]. M was used as refer to the Molar Mass, n was referred to the valence electron values and d was represented to the density of sample. In order to compare to samples between each other, mass loss rate (MR) is quite important criteria, which was determined by the equation 2 [8]. In this formula, “K” was constant number, whereas E<sub>w</sub> was referred to the equivalent weight.

$$r_{corr} = 0.00327 \frac{i_{corr}M}{nd} \tag{1}$$

$$\text{MassLossRate (MR)} = K * i_{corr} * E_w \tag{2}$$

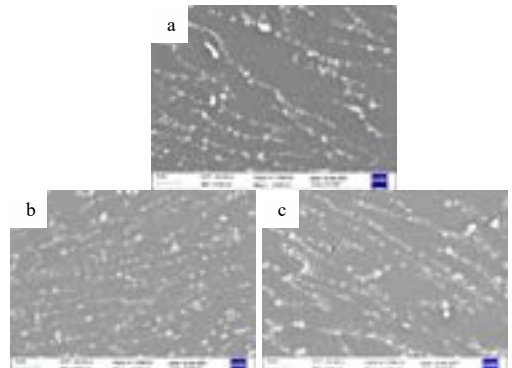
**3. Results and Discussion**

SEM imaging of samples at casting thickness were given in the Figure 1. Images were taken from the area which were close to the surface. SEM images showed that the thinner casting thickness has the finer intermetallic particles. According to the EDS analysis, lower Fe content observed on the lower casting thickness.

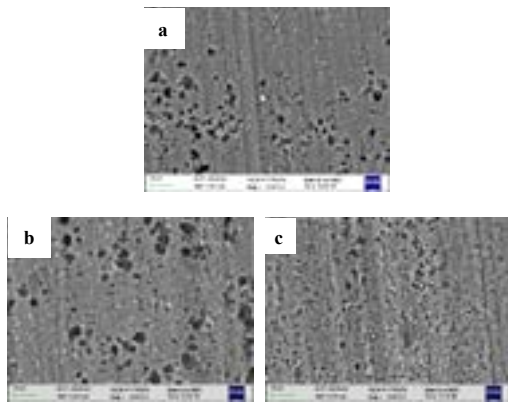


**Figure 1 :** SEM Images of samples at casting thickness (a) 6 mm, (b) 7 mm, (c) 8.5mm

Distribution of intermetallic particles after high temperature homogenization annealing was shown in Fig. 2. Intermetallic particles at 7 mm and 8.5 mm, similar to the casting thickness, are located at grain boundaries but it is seen that their morphologies changed to more circular. At 6 mm sample, with the changing microstructures the well distributed intermetallic particles move to the grain boundaries like other thicknesses.



**Figure 2 :** SEM images of samples after homogenization annealing at 580 °C (a) 6 mm, (b) 7 mm, (c) 8.5mm

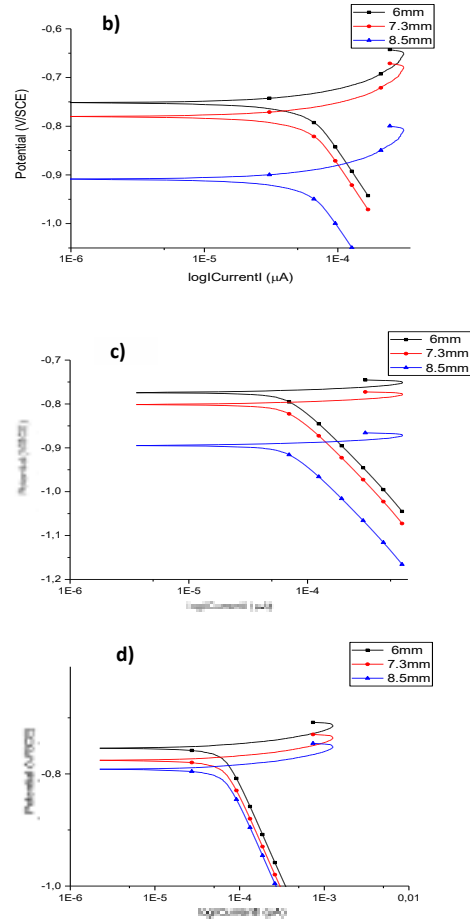
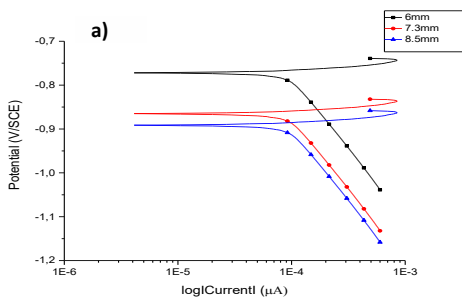


**Figure 3 :** SEM images of samples after the Open Circuit Potential tests (a) 6 mm, (b) 7 mm, (c) 8.5mm

Open circuit potential (OCP) tests were performed to the samples, at the final thicknesses, and SEM images of the corrode surfaces after the OCP were given at Figure 3. According to the Figure 3, the more but smaller pitting areas has seen on the Fig 3c. In Fig 3b and 3a showed the pitting areas either but not as much as Fig 3.c.

The results of potentiodynamic tests that were performed to final thickness materials which have different homogenization annealing temperatures, were shown on the Figure 4. By using the Tafel extrapolation techniques,  $E_{corr}$  and  $i_{corr}$  values were calculated.  $E_{corr}$  was referred to the corrosion potential, whereas  $i_{corr}$  was referred to the corrosion current density.  $E_{corr}$  was employed to determine the potential difference between the materials. It determined the possibility of galvanic couple, therefore more negative  $E_{corr}$  values mean the higher possibility of galvanic couples in a saltwater environment [9].

In all the test results, the material with higher casting thickness, gives the most negative corrosion potential value, which means to the poorer corrosion resistance.



**Figure 4 :** Potentiodynamic curves of the samples a) 510 °C (b) 535 °C, (c) 550 °C , (d) 580 °C

According the datas of this graph, Table 3 was obtained

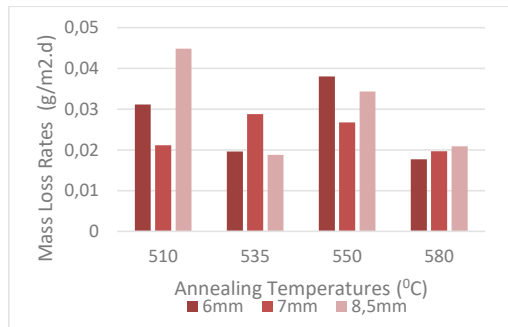
In Table 3, thicker samples has more negative  $E_{corr}$  values, which is agree with the OCP results. Since  $i_{corr}$  was defined as corrosion current density, this term was more related with the corrosion rate.

By the help of the equation 1, corrosion rate ( $R_{corr}$ ) was determined in the terms of mm per years.

**Table 3 :** Corrosion characteristic obtained from potentiodynamic polarization measurement in Figure 3

Homogenization Anneling Temperature	Thickness (mm)	E <sub>corr</sub> (mV)	i <sub>corr</sub> (µA/cm <sup>2</sup> )	R <sub>corr</sub> (mm/year)
510°C	6	-790	0,387	0,0041
	7	-864	0,262	0,0028
	8.5	-890	0,557	0,0059
535°C	6	-748	0,243	0,0026
	7	-752	0,357	0,0038
	8.5	-826	0,233	0,0025
550°C	6	-784	0,472	0,0050
	7	-814	0,332	0,0035
	8.5	-894	0,426	0,0045
580°C	6	-754	0,220	0,0023
	7	-774	0,244	0,0026
	8.5	-792	0,259	0,0027

In the light of the Equation 2, Figure 5 was obtained. MR results showed the different ranking from the PD results and SEM images. Despite of the Fig 3c. showed the more pitting areas, the depth of the pits can be shallow. According to the results of the Table 3, the thickest samples has the lowest corrosion resistance, their mass loss rate can be different since the corrosion rates were proportional with the current density.



**Figure 5 :** Mass Loss Rates at Different Annealing Temperatures

Similar with casting thickness, the difference in the corrosion properties can be a result of chemical composition of the intermetallic particles at final thicknesses. Table 4 was obtained by the results of EDS analysis of the samples which were at the final thickness.

It has been determined that increasing casting thickness showed the lower Mn/Fe ratios in intermetallic particles. Presence of iron has been detrimental effect on the corrosion resistance whereas by the increasing manganese content, this effect can be eliminated.

**Table 4:** Weight percentages of iron and manganese and Mn / Fe ratios of samples

	Intermetallics		Matrix		Intermetallics
	Fe (%)	Mn (%)	Fe (%)	Mn (%)	
6mm	7.93	4.37	1.50	1.82	0.52
7mm	6.34	2.92	1.28	1.31	0.46
8.5 mm	10.93	1.93	1.54	1.96	0.75

Therefore, higher Mn/Fe ratios has adverse effect on the corrosion resistance. The reason of this relation can be explained by the difference on the potential values. FeAl<sub>3</sub> phases has about the -470 mV potential values, which were quite lower than the Al matrix, so it causes the galvanic coupling. However, MnAl<sub>6</sub> has similar potential values to the Al matrix. Thus, higher Mn / Fe ratio, decreased the difference in the potential values between the matrix and the intermetallics [10].

**4. Conclusions**

This study has led to the following conclusions:

1. SEM Images in the Figure 2 showed that the samples, which has higher casting thickness has smaller but more pitting areas in total. All of the samples has the pitting areas but not as much as the thickest sample.
2. The higher ratio of Mn/Fe has led to the lower corrosion resistance. Since Mn containing intermetallic particles, has similar potential values to the Al matrix. It has reduced the difference in potential values between intermetallics and matrix.
3. According to the I<sub>corr</sub>, E<sub>corr</sub>, R<sub>corr</sub> and MR results which are crucial for the comparison of corrosion rates, thicker samples has more negative E<sub>corr</sub> values which was accordance with the SEM analysis. Despite of them there was not relationship between E<sub>corr</sub> and I<sub>corr</sub> values.
4. Mass Loss Rates (MR) were not accordance with the results of the other electrochemical tests. Since MR term was calculated by using the i<sub>corr</sub>, mass loss rates may be different from the corrosion potential values.

**References**

[1] Gras, C., Meredith, M., & Hunt, J. D. (2005). Microdefects formation during the twin-roll casting of Al–Mg–Mn aluminium alloys. Journal of Materials Processing Technology

- [2] R. Cook, P.G. Grocock, P.M. Thomas, D.V. Edmonds, J.D. Hunt, Development of the twin-roll casting process, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 55, Issue 2, 1995, Pages 76-84
- [3] D.Verken, Study of the corrosion behaviour of Twin Roll cast AA3xxx and AA8xxx series material, Faculty of Engineering, Department of Materials and Chemistry (MACH), Research Group Electrochemical and Surface Engineering (SURF)
- [4] Birol, Feriha S., et al. "Corrosion Behavior of Aluminum Finstock Alloys." *Materials Science Forum*, vol. 396–402, Trans Tech Publications, Ltd., July 2002.
- [5] Jaradeh, M. (2006). *The Effect of Processing Parameters and Alloy Composition on the Microstructure Formation and Quality of DC Cast Aluminium Alloys* (PhD dissertation, KTH).
- [6] ASTM G31-21, Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2021
- [7] D.G. Bhat Manager (1993) *Advanced Surface Coatings A Handbook Of Surface Engineering* Edited By D.S. Rickerby And A. Matthews Blackie & Son Limited, Glasgow And London, England 368 Pages, Price 75 U.K. Pounds, Hard Cover, 1991., *Materials And Manufacturing Processes*.
- [8] ASTM G102-89(2015)e1, Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015
- [9] Burleigh, T. & Bovard, F. & Rennick, R.. (1993). Technical Note: Corrosion Potential for Aluminum Alloys Measured by ASTM G 69. *Corrosion*. 49. 683-685. 10.5006/1.3316100.
- [10] M. Zamin; The Role of Mn in the Corrosion Behavior of Al-Mn Alloys. *CORROSION* 1 November 1981

# Buzdolabı Kompresör Yataklarında Kullanılmak Üzere B390 Alüminyum Alaşımının Tribolojik Özelliklerinin İyileştirilmesi

## Improvement of Tribological Characteristics of B390 Aluminum Alloy for Use in Refrigerator Compressor Bearings

Abdullah ŞENTÜRK, Oğuzhan KAYA, Alper YEŞİLÇUBUK, Onuralp YÜCEL

İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Refrigerator reciprotating compressor bearings are a closed system containing machine parts rubbing against each other. In order to increase the efficiency of the compressor, the piston part has been investigated to be made with high Si alloyed (hypereutectic) B390 aluminum cast alloy instead of cast iron. The modification of the B390 alloy aimed to modify its microstructure and improve its tribological properties.

### Özet

Birbiriyle sürtünme halinde olan parçalardan oluşan buzdolabı kompresör yataklarında aşınma nedenli malzeme kaybı oluşmaktadır. Bu projede mevcut sistemde dökme demirden üretilen kompresör piston parçalarının alternatif olarak B390 alüminyum alaşımından üretilmesi çalışılmıştır. B390 alüminyum alaşımının mikroyapı analizi yapılmış ve mekanik özelliklere etki eden fazların morfolojileri iyileştirilmiştir. İyileştirilen fazların sürtünme direncine olan etkileri triboloji testleriyle analiz edilmiştir.

### 1 Giriş

21. yüzyılda çoğu mühendislik çalışmasının öncelikli hedefini kaynakların doğru kullanımı ve verimlilik oluşturmaktadır. Bu bağlamda birbiri üzerinde sürtünen parçalardaki malzeme kaybı kullanılan makinenin ömrünü olumsuz etkilemektedir. Buzdolaplarında kullanılan hermetik (kapalı sistem) kompresör yataklarındaki pistonlar; bir silindir gövde içinde git-gel hareketi yaparak soğutucu sirkülasyonu sağlamaktadırlar. Sistemin doğru çalışması malzemelerin tribolojik özelliklerinin ne derecede kontrol edilebildiğiyle yakından ilgilidir. Sistemdeki malzeme seçimi direkt olarak kompresörün verimini etkilemektedir [1].

Yüksek silisyum katkılı B390 alüminyum alaşımları yüksek aşınma direnci, mukavemet ve düşük termal genleşme katsayısı özellikleriyle otomotiv, uçak-uzay ve beyaz eşya sektöründe kullanımı artmıştır. Özellikle

piston, motor bloğu ve fren diskleri gibi aşınma direnci gerektiren uygulamalarda kullanımları mevcuttur[2,3]. Mikroyapısındaki alüminyum matrisi içine gömülü bulunan yüksek sertlikteki silisyum partikülleri aşınma direncini arttırmaktadır. İçeriğindeki silisyumun miktarı ve morfolojisinin aşınma direnci üzerindeki etkisi birçok çalışmanın konusu olmuştur [4,5,6]. Bunun yanı sıra ikincil aşınma elementleri olan bakır, demir, manganez ve magnezyum alaşıma mukavemet, ısıl işlenebilirlik ve döküm kalitesini artırıcı etki sağlarlar.

B390 alaşımındaki mikroyapıların dağılımı ve morfolojileri mekanik ve tribolojik özellikleri doğrudan etkilemektedir. Al-Si alaşımlarındaki ötektik silisyum ve primer silisyum partikül fazları geleneksel katılaşma koşulları altında kaba morfolojilerin oluşumuna yol açar. Kaba ve sivri fazların oluşumunu azaltmak için kullanılan bir yaklaşım hızlı katılaşmadır [7]. Bir diğer yaklaşım ise Al<sub>10</sub>Sr modifikasyonu ve AlTi<sub>3</sub>B tane inceltici eklentileridir. Bu eklentilerle beraber yapıdaki iri ve sivri fazlar daha küresel ve ince kenarlı morfolojilere iyileştirilerek çatlak oluşumunun ve ilerlemesinin önüne geçilmiştir [8].

Bu çalışmada sırasıyla 720°C, 750°C ve 800°C sıcaklıklarında ergitme sonrası hızlı soğuma ile (~10,66 °C/s) döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Ergimiş alaşıma eklenen Al<sub>10</sub>Sr modifikasyon, AlTi<sub>3</sub>B tane inceltici ve T6 yaşlandırma koşullarının mikroyapıya etkileri incelenmiştir. Hızlı soğuma, modifikasyon, tane inceltici ve T6 yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerden oluşan deney grupları belirlenmiştir. Belirlenen deney gruplarının aşınma davranışı, yağlı ortamda pin-on-disk deney düzeneğinde git-gel hareketi yaptırılarak analiz edilmiştir. Deneyler sonucunda aşınmış yüzeyler SEM cihazı ve optik profilometre ile incelenmiştir.

### 2 Deneysel Çalışmalar

#### 2.1 Döküm ve mikroyapı

Döküm çalışmalarda ticari olarak tedarik edilen B390 alüminyum alaşımı külçeler kullanılmıştır. Alaşımın

kimyasal bileşimi Tablo 1’de gösterilmiştir. Yaklaşık 10 kg’lık külçeler halinde tedarik edilen ticari B390 alaşımı 250 g’lık parçalara kesilmiştir. Daha sonra alaşım laboratuvar tipi kül fırını ile grafit potada 60 dk süreyle ergitildikten sonra çelik kalıba dökülerek son şekli verilmiştir. Poroziteyi önlemek amacıyla 3g flaks toz ergitme esnasında sıvı alaşıma eklenmiştir Ergitme sıcaklıkları 720°C, 750°C ve 800°C ‘dir.

**Tablo 1** B390 alaşımının kimyasal bileşimi (% Ağırlıkça)

Al	Si	Cu	Fe	Mg	Mn
74-76	16-18	5	1	0,5	0,2

Döküm sıcaklığının mikroyapıya etkisini incelemek amacıyla 3 adet deney numunesi 720°C, 750°C ve 800°C döküm sıcaklıklarından oda sıcaklığına soğutulmuştur. AlTi<sub>5</sub>B tane inceltici etkisini ve Al<sub>10</sub>Sr modifikasyon etkisini görmek amacıyla sırasıyla 2g, 4g, 6g ve 1.5g, 2g, 4g’lık eklentiler sıvı alaşıma eklenmiştir. Ekleme işleminden sonra 30dk süre ile alaşım kül fırınında bekletilmiştir. Döküm işleminde kullanılan parametreler ve eklentiler tablo 2’de gösterilmiştir. Buna göre 1, 2, 3 no’lu dökümler sıcaklık, 4, 5, 6 no’lu dökümler tane inceltici ve 7, 8, 9 no’lu dökümler modifikasyon etkisini göstermektedir

**Tablo 2** Döküm şeması

Test No	Parametre	Döküm Sıcaklığı (°C)	Ergitme Süresi (dk)	AlTi <sub>5</sub> B Miktarı (g)	Al <sub>10</sub> Sr Miktarı (g)
1	Sıcaklık	720	60	-	-
2	Sıcaklık	750	60	-	-
3	Sıcaklık	800	60	-	-
4	Tane İnceltici	720	90	2	-
5	Tane İnceltici	720	90	4	-
6	Tane İnceltici	720	90	6	-
7	Modifikasyon	720	90	-	1,5
8	Modifikasyon	720	90	-	2
9	Modifikasyon	720	90	-	4

## 2.2 Aşınma Testi

B390 alaşımına uygulanacak aşınma testi yağlı ortamda, 20 mm çaptaki pim Alaşımın kompresör içindeki çalışma şartlarını simüle eden triboloji testleri, yağlı ortamda, 52100 çelik malzemeli aşındırıcı pim yüzey ve 8 Hz salınımda ve 10N yük ile git-gel hareketi yaparak gerçekleştirilmiştir. Aşındırıcı malzeme olarak kullanılan 52100 çeliğinin yüzey pürüzlülüğü 0.127(Ra) ve sertliği 62 HRC’dir. Pimin hertz temas basıncı 437MPa olarak hesaplanmıştır. Aşınma testi için 6 test grubu belirlenmiştir. Bunlar aşağıda belirtildiği gibidir.

- B390 +720°C
- B390+Al<sub>10</sub>Sr+720°C
- B390+AlTi<sub>5</sub>B+720°C
- B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°C
- B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+800°C
- B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°C+T6

Her çalışma grubu 30mm çap ve 5mm yükseklikte olacak şekilde işlendikten sonra sırasıyla 60, 300, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 lük zımpara kağıtlarıyla zımpralanmıştır. Her zımpara kağıdından sonra numune su ile metalik toz ve artık kalmayacak şekilde yıkanmıştır. Daha sonra sırasıyla 3µ ve 1µ’luk alümina solüsyonuyla parlatılmıştır.

Argon atmosferi altında optik emisyon spektrometresi (OES), optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak B390 alaşımının mikroyapısı ve aşınmış yüzeyler gözlemlenmiştir. Tribolojik testler RTEC MFT-5000 cihazı ile gerçekleştirilmiş ve aşınma hacimleri optik profilometre ile hesaplanmıştır.

## 3.Sonuçlar ve Tartışma

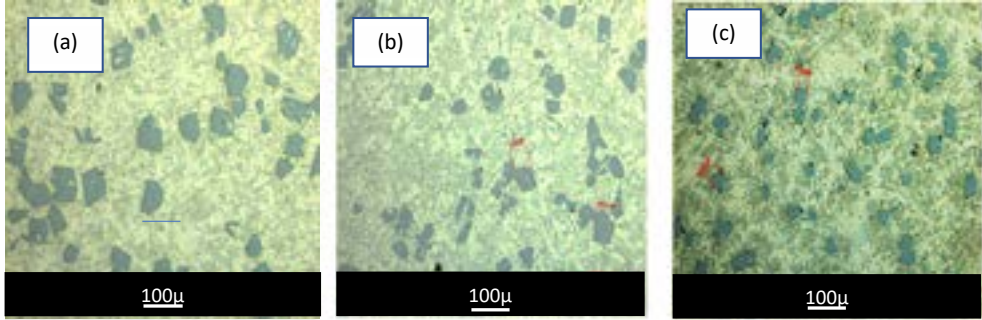
### 3.1 Mikroyapı

Şekil 1’de gösterilen (a), (b) ve (c) optik mikroskop görüntüleri sırasıyla 800°C, 750°C ve 720°C’lik döküm sıcaklıklarına aittir. Buna göre döküm sıcaklığının azalmasıyla primer silisyum partikül boyutlarında azalma görülmüştür. 800°C’lik dökümde 50-65µ, 750°C’de 45-55µ, 720°C’de 20-30µ’luk tane boyutu ölçülmüştür. Primer silisyum tanelerinin ~670°C’den ötektik sıcaklığa kadar katılaşmaya başladığı düşünüldürse bu sıcaklık aralığına ulaşip en hızlı katılaşan 720°C’lik döküm olmuştur[9]. Sıcaklığın azalmasıyla katılaşmaya başlayan partiküller aşırı difüzyon olup büyümeden katılaşma sürecini tamamlamışlardır. Bu sayede daha homojen bir mikroyapı sağlanmıştır.

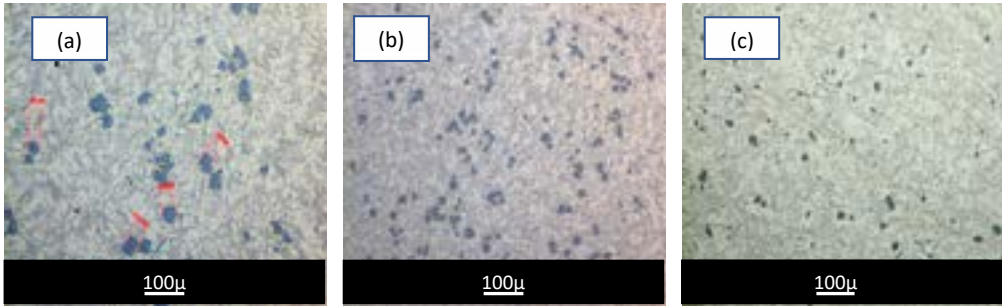
Tane incelticinin alaşıma etkisi şekil 2’de gösterilmiştir. AlTi<sub>5</sub>B tane inceltici direkt olarak primer silisyum tanelerine etki ettiği görülmektedir. Buna göre 4 g’lık eklenti halinde silisyum taneleri 20µ’a kadar düşmüştür. Bununla beraber yapıya homojen olarak dağılmışlardır. Fakat daha fazla tane incelti eklendiği zaman primer silisyum tanelerinin aşırı küçüldüğünü görülmüştür.( < 15µ). [10]

Alaşıma Al<sub>10</sub>Sr master alaşımı şeklinde modifikasyon eklenmiştir. Şekil 3’te gösterildiğine göre matrikste bulunan sert ve kırılğan ötektik silisyumun fazının morfolojisi iyileştirilmiştir. Yaklaşık olarak 1,5 g miktarında katıldığında mikroyapıda ötektik silisyum fazını kırarak homojen bir yapı oluşturmuştur. Bundan sonra 2g’ lik eklentide yapıdaki silisyum partiküllerini etkileyerek yıldız şeklinde çökelmelerine neden olduğu görülmektedir. Bu morfoloji sivri kenarlı silisyum partiküllerinden oluşur ve iç stresi arttıracağından tercih edilmemiştir [10].

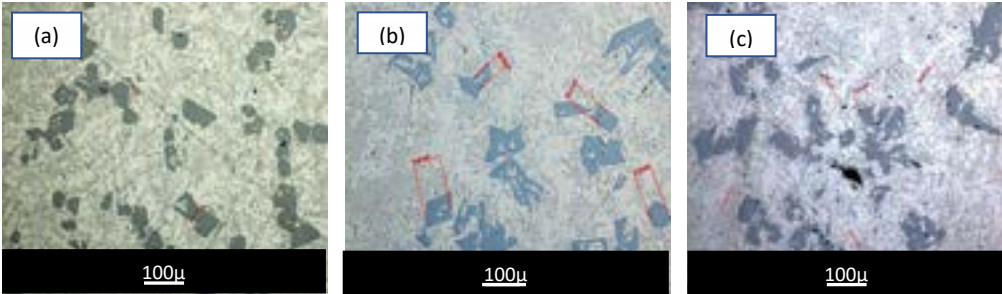




Şekil 1. B390 alaşımının optik mikroskop görüntüsü sırasıyla 800°C, 750°C ve 720°C'lik döküm sıcaklıkları ve ortalama silisyum tane boyutu sırasıyla (a)50-65µ, (b)45-55µ, (c) 20-30µ olarak ölçülmüştür.



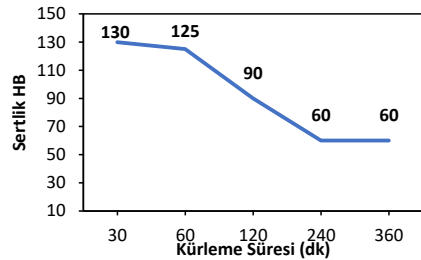
Şekil 2. AlTi5B tane inceltici ilavesinin etkisi, (a) 2g, (b) 4g, (c) 6g.



Şekil 3. Al10Sr modifikasyon ilavesinin etkisi, (a) 1,5g, (b) 2g, (c) 4g.

### 3.2 Sertlik analizi

Aşınma direncinin parametrelerinden olan sertliği arttırmak amacı ile B390 alüminyum alaşımına T6 yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. 540°C'de solüsyona alınan mikroyapı su verme işlemi ile oda sıcaklığına soğutulduktan sonra 180 °C'de sırasıyla 30dk, 60dk, 90dk ve 120dk'lık süreler ile tutulmuştur. Maksimum sertlik değeri 130HB(Brinell) sertliğe 30dk yapay yaşlandırma süresi ile ulaşılmıştır. Bu süreden sonra difüzyonun devam etmesi ile aşırı büyüyen fazlar sertliğin düşmesine neden olmuştur[4][5]. Süreye bağlı değişen sertlik değerleri şekil 4'te gösterilmiştir.



Şekil 4 180°C'de yapay yaşlandırma yapılan ve süreye bağlı olarak değişen HRB sertlik değerleri

Aşınma testi için seçilen deney gruplarının sertlik değerleri tablo 3'te gösterilmiştir. B390 alaşımının sertliği 113HB olarak ölçülmüştür. Al<sub>10</sub>Sr modifikasyonu ile sertliğin bir miktar arttığı görülmüştür. En düşük sertlik AlTi<sub>5</sub>B tane incelticili deney numunesinde tespit edilmiştir. Bunun nedeni döküm esnasında sıvı alaşıma AlTi<sub>5</sub>B eklendikten sonra 30dk'lık tutma süresinin, tanelerin heterojen çekirdeklenme noktalarını olumsuz etkilediği düşünülmektedir[11]. T6 yaşlandırma işlemi ile beraber alaşımda maksimum sertlik tespit edilmiştir.

**Tablo 3.** Aşınma deney gruplarının HB sertlik değerleri

Deney grupları	Sertlik (Brinell)
B390 + 720°C	113
B390 + Al <sub>10</sub> Sr+720°C	120
B390+AlTi <sub>5</sub> B+720°C	89,2
B390+Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B+720°C	117
B390+Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B+800°C	113
<b>B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B +800°C+ T6</b>	<b>130</b>

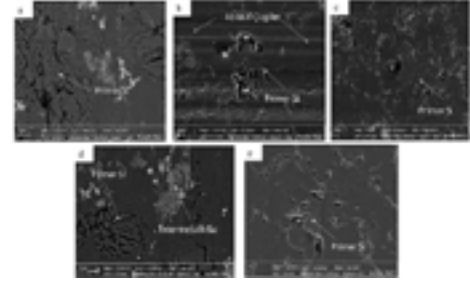
### 3.3 Aşınma Testi

Belirlenen deney gruplarına uygulanan aşınma testi sonucu oluşan sürtünme katsayıları tablo 4'de gösterilmiştir. "Sürtünme katsayısı-zaman" grafiğinin analiziyle, malzemelerin sürtünme katsayı değerleri birbirine yakın olduğu görülmüştür. Pim, yüzeyde sürtünme hareketine başlar başlamaz artma eğilimindeki sürtünme katsayısı (statik sürtünme-dinamik sürtünme geçişi), aşınma deneyi devam ettikçe sürtünme katsayısı belli bir değerde sabit kalmıştır. Bu koşulun dışında kalan sadece B390+AlTi<sub>5</sub>B+720°C kombinasyona sahip deney numunesidir. Buna göre sertlik değeri diğer deney numunelerine göre düşük (HB 89,2) olan bu numune, pim malzemesinin sürekli olarak disk aşıdırıp derinlere indikçe sert silisyum partiküllerine temas etmesi düzensiz bir aşınma grafiği oluşturmuştur. Sonuç olarak yüzey aşırı tahrip olmuştur.

**Tablo 4** Deney gruplarının aşınma testi sonucu sürtünme katsayısı değerleri

Deney Grubu	Sürtünme Katsayısı
B390+720°C	0,0647
B390+Al <sub>10</sub> Sr+720°C	0,0671
B390+AlTi <sub>5</sub> B+720°C	0,0615
<b>B390+ Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B +720°C</b>	<b>0,0593</b>
B390+ Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B +800°C	0,0596
B390+ Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B +720°C+T6	0,0610

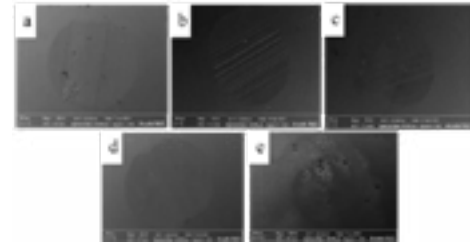
Yapılan aşınma testleri sonucu deney grupları ve pim tribo-çiftlerinin yüzeyleri SEM cihazı ile incelenmiştir. B390+AlTi<sub>5</sub>B+720°C deney numunesi yüzeyinin aşırı tahrip olması nedeni ile SEM görüntülerinde gösterilmemiştir. Şekil 5'te aşınan yüzeylerin SEM görüntüleri gösterilmektedir.



**Şekil 5** Aşınan yüzeylerin SEM görüntüleri sırasıyla a)B390+720°C,b)B390+Al<sub>10</sub>Sr+720°C,c)B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°,d)B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+800°C,e)B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°C+T6

Şekil 6.14' te gösterilen a, b ve d numaralı SEM görüntülerinde primer silisyum partiküllerinin yüzeyden tamamen koptuğu veya parçalandığı tespit edilmiştir. Aşındırıcı pimin sertliğinden dolayı aşınan deney grubu yüzeylerinden parça koparak abrasif aşının etkili olduğu görülmüştür. Şekil 5 c ve e numaraları görsellerde bütünüyle parçalanmış veya kopan partiküle rastlanmamıştır. Aşınma devam ettikçe intermetalik fazların aşınmaya karşı direnç oluşturduğu tespit edilmiştir. T6 yaşlandırma numunesinin yüzeyinde abrasif çizgilere rastlanmadığı gibi çatlak ilerlemesi ve parça kopması görülmemiştir.

Şekil 6'da aşındırıcı pim yüzeylerinin görüntüleri gösterilmektedir. Görüntülerin sıralaması Şekil 5'teki gibidir.



**Şekil 6** Aşındırıcı pim yüzeylerinin SEM görüntüleri

Şekil 6 b kodlu görüntüdeki Al<sub>10</sub>Sr eklentili deney grubunda abrasif çizgilerin yoğun olduğu görülmüştür. Genel olarak pim yüzeylerinde az da olsa abrasif çizgilerin olduğu görülmüştür. Herhangi bir delaminasyon veya plastik deformasyon bulgusuna rastlanmamıştır.

Aşınma testi sonucunda deney gruplarındaki hacim kayıpları optik profilometre cihazı ile hesaplanmıştır. Hacim kayıpları tablo 5'te gösterildiği gibidir.

**Tablo 5** Aşınma testi sonucu hacim kayıpları

Deney Grupları	Kayıp Hacim (mm <sup>3</sup> )
B390 + 720°C	0,0000165
B390+Al <sub>10</sub> Sr+ 720°C	0,0000467
B390+AlTi <sub>5</sub> B+720°C	0,02068
B390+Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B +720°	0,00000896
B390+Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B+800°C	0,00003672
B390+Al <sub>10</sub> Sr+AlTi <sub>5</sub> B+720°C+T6	<b>0,00000612</b>

Tablo 5 'e göre B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°C+ T6 kombinasyonuna sahip deney numunesinde aşınma deneyi sonucu hem diskte hem de pim malzemesinde en az hacim kaybı saptanmıştır. Eklentisiz B390 alaşımına göre eklentili ve T6 ısıtılma yapılmış deney numunesinde %60 oranında hacim kaybı azaltılmıştır. Hacim kaybı değerlerine göre malzemede sertlik artışı aşınma direncinde önemli etki sağlamıştır.

#### 4. Sonuç

B390 alüminyum alaşımının mikroyapı incelemeleri sonucu içeriğindeki primer silisyum tane boyutunun ortalama 50±15µm olduğu tespit edilmiştir. B390 alaşımına farklı oranlarda AlTi<sub>5</sub>B tane inceltici ve Al<sub>10</sub>Sr modifikasyonu eklenerek yapılan ergitmeler sonucunda elde edilen numunelerin çeşitli fiziksel incelemeleri yapılmıştır. 4g AlTi<sub>5</sub>B ilavesiyle elde edilen numunelerde birincil silisyum tane boyutunun 30±10µm'a inceltmesi sağlanmıştır. Modifiye edici olarak kullanılan Al<sub>10</sub>Sr'nin 1,5g oranında ilavesi ise ötektik silisyumun mevcut iğnesel yapıdaki morfolojisi daha küçük tanelere ayrıştırılarak homojen dağılımı sağlanmıştır.

B390 ticari alaşımı 720 °C, 750 °C ve 800°C sıcaklıklarında yapılan ergitme ve döküm işleminden sonra oda sıcaklığına soğutulmuştur. Elde edilen numunelerin mikroyapısı incelenmiş 720 °C'de yapılan ergitme ve döküm işleminde numunenin daha yüksek sıcaklıkta elde edilen numunelere göre daha homojen yapıda olduğu görülmüştür. Bunun sebebi olarak daha düşük ergitme ve döküm sıcaklıklarından oda sıcaklığına soğumanın daha az süre gerektirmesi ve aşırı difüzyonun engellenmesi olduğu belirlenmiştir.

B390 alaşımının sertlik değeri 113 HB olarak ölçülmüştür. Alaşıma mikroyapı iyileştirmeleri ve T6 ısıtılma işlemi uygulaması sonucunda 130 HB sertliğe ulaşılmıştır. Değişken sürelerde uygulanan yapay yaşlandırma işleminde, alaşımda en yüksek sertliğe 30 dk'lık yapay yaşlandırma süresi ile ulaşılmıştır.

AlTi<sub>5</sub>B eklentisi yapıdaki birincil silisyum partiküllerinin iri ve kaba morfolojisini iyileştirerek yapıyı daha homojen hale getirmiştir. Fakat döküm

esnasında, artan bekleme süresi sonucu düşen sertlik, malzemenin aşınma davranışını olumsuz etkilemiştir. Sertliğin aşınma direnci üzerinde, mikroyapıdaki homojen dağılımdan daha çok etkisinin olduğu tespit edilmiştir.

6 saatlik aşınma deneyi sonucunda değerler birbirlerine yakın olmakla birlikte, en düşük sürtünme katsayısı 0,0593 değeri ile B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°C 'lik numunede tespit edilmiştir. Aşınma deneyi sonucunda oluşan hacimsel kayıpların B390+Al<sub>10</sub>Sr+AlTi<sub>5</sub>B+720°C+T6 kombinasyonuna sahip deney numunesinde tespit edilmiştir. Bu numunede oluşan toplam hacim kaybı değeri 0,00000612 mm<sup>3</sup> olarak ölçülmüştür

Aşınan yüzeylerin SEM görüntüleriyle analiz edilmesiyle, triboloji testlerinde abrasif aşınmanın etkili olduğu görülmüştür. Aşınan B390 alüminyum alaşımı yüzeylerinde birincil silisyum partiküllerinin parçalanıp koaptığı gözlemlenmiştir. Aşınma süresince intermetalik fazların aşınmaya karşı direnç oluşturduğu görülmüştür. Al<sub>10</sub>Sr ve AlTi<sub>5</sub>B eklenmiş ayrıca T6 ısıtılma işlemi uygulanmış malzemede fazların tamamen kopması veya parçalanması bulgusuna rastlanmamıştır.

#### Referanslar

- [1]Heinz P. Bloch, John J. Hoefner. (1933). Reciprocating compressors : operation and maintenance
- [2] Sina Kianfar , Ermia Aghaie , Joshua Stroh , Dmitry Sediako , and Jimi Tjong. (2020). Residual Stress, Microstructure, and Mechanical Properties Analysis of HPDC Aluminum Engine Block with Cast-In Iron Liners
- [3] Kissell, J. R., Pantelakis, S. G., & demenopoulos, G. N. (n.d.). Aluminum and Aluminum Alloys. Handbook of Advanced Materials, 321–463.
- [4]S.K. Dey, T.A. Perry, A.T. Alpas. (2008). Micromechanisms of low load wear in an Al–18.5% Si alloy
- [5]Gang Liu, Guodong Li , Anhui Cai, Zhaoke Chen. (2010). The influence of Strontium addition on wear properties of Al–20 wt% Si alloys under dry reciprocating sliding condition
- [6]Mohd Hamn , LA. Talib , A.R. Daud .(1994). Effect of element additions on wear property of eutectic aluminium-silicon alloys
- [7]Porawit Jiandon 1, Sukangkana Talangkun. (2006). Effect of cooling rates on T6 Treatment of B390 Aluminium-Silicon Hypereutectic alloys
- [8]Giulio Timelli, Giordano Camicia, and Stefano Ferraro, Effect of Grain Refinement and Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Secondary Al-Si-Cu Alloys.
- [9] George E. Totten, D Scott Mackenzie. (2003). Handbook of Aluminium Volume 1 Physical Metallurgy and Processes
- [10] Taylor, J.A., St John, D.H., Barresi, J., Couper, M.J., (2000). An empirical analysis of trends in

mechanical properties of T6 heat treated Al–Si–Mg casting alloys. Int. J. Cast Metal. Res. 12, 419–430.  
[11] **Onuralp Yucel, Ceyhun Yapici, Ahmet Turan,** “AlTi5B1 Grain Refiners on the Casting of DIN 226 Aluminum Alloys”, 2013 TMS Annual Meeting, 3-7 Mart, 2013, San Antonio, ABD

# Investigation of the Effect of Homogenization Temperature and Time on the Evolution of Intermetallics in Twin Roll Continuous Cast 8XXX Series Alloy

## İkiz Merdaneli Sürekli Döküm 8xxx Serisi Alaşımında Homojen Tav Sıcaklığı ve Süresinin İntermetaliklerin Değişimine Etkisinin İncelenmesi

Ahmet KABİL, Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Murat DÜNDAR

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Al-Fe-Si alloys are used extensively in packaging applications due to their excellent impermeability and barrier properties, corrosion resistance and high formability. Important mechanical properties such as strength, ductility, and formability are significantly affected by the size, shape and distribution of secondary phases as well as chemical composition and grain structure of the alloy. In this study, effects of different homogenization conditions on the morphology of intermetallic phases were investigated. In the scope of study, twin roll cast EN AW-AlFe1Si alloy were homogenized at 550 and 580°C with different holding times up to 12 hours. Morphological evolution of intermetallic phases were investigated using light microscopy with the help of ImageJ software. SEM and EDS analyses were performed in order to better understand the evolution of intermetallic phase morphology and composition in relation to both time and temperature. It was observed that intermetallics started to transform from fine fibrous structure to plate like morphology with the increase of homogenization temperature and time.

### 1. Introduction

8xxx series foil alloys containing Fe and Si as main alloying elements can be produced by direct chill casting (DC) or twin roll casting (TRC). The fabrication route with TRC consists of the following processing steps: TR casting, homogenization (prior to or after a cold rolling pass), cold rolling, foil rolling and annealing. The process route may also include an intermediate annealing. Control of the final material properties requires a good understanding of the relationship between microstructure and process parameters. The solid solubility of Fe in aluminium is very low (max. 0.05% at 650°C) and therefore iron bearing stable ( $Al_3Fe$ ) and/or meta-stable ( $Al_6Fe$ ,  $Al_mFe$ ) intermetallic phases are formed during solidification [1]. Besides, due to high cooling rate of TRC process, aluminium matrix is supersaturated by Fe, Si and other minor alloying elements. Since the solute level is considerably higher than the equilibrium state, solute elements precipitates and secondary  $Al_3Fe$  and  $\alpha$ -AlFeSi or  $\beta$ -AlFeSi phases, that are called dispersoids, nucleate and grow during homogenization [2].

Microchemical properties such as chemical content of intermetallics and their morphology, dispersoid size volume fraction and solid solution level have great impact on material properties. While size and morphology of intermetallic particles have an effect on formability and ductility of the foil, solute level and size and volume fraction of dispersoids affect the softening behavior of the material [2-4].

The  $Al_3Fe$  phase is usually in needle-like morphology. The formability of Al-Fe alloys mainly is determined by the size, morphology and distribution of the Fe-bearing intermetallics. Even needle-like phases increase, strength of the material increase but their presence can deteriorate ductility and formability [5, 6].

The intermetallic composition of 8xxx series alloys vary depending on the Fe:Si ratio of the alloy. In the case of Si:Fe $\ll$ 1, stable  $Al_3Fe$  and unstable  $Al_mFe$  compounds and a small amount of  $\alpha$ -AlFeSi intermetallics are seen in the cast structure. These intermetallics usually have heterogeneous morphology [2, 3]. Fe over 0.1% affects the morphology of the formed intermetallics, promoting the formation of needle-like phases. The low cohesion of the coarse intermetallics with the Al matrix may cause the formation of microcracks by making the simultaneous deformation of these two phases difficult [7].

During twin roll casting, the change in the temperature gradient encountered through the thickness of solidifying metal results in heterogeneities in sizes and distributions of intermetallic particles and leads to formation of macro-segregations, especially the centerline segregations (CLS). The CLS in TRC is due to the segregation of solute elements, which are swept to the center of the sheet by the two solid/liquid interfaces propagating toward the center plane of the sheet [8]. Packaging foil alloys produced by TRC rolled to very low thicknesses require a homogenization process in order to eliminate the negative effects of the CLS, which contains coarse eutectic phases enriched in solute elements, on downstream processes. In the homogenization process carried out at temperatures above 500 °C, the CLS gradually disperses depending on the temperature and time, changes occur in intermetallic compositions and morphologies, solute elements in

supersaturated matrix precipitates and dispersoids are formed and may dissolve [9]. The experiments in this study were designed to observe effects of homogenization on changes in intermetallic size and morphology as well as electrical conductivity which is attributed to solute level of the alloy.

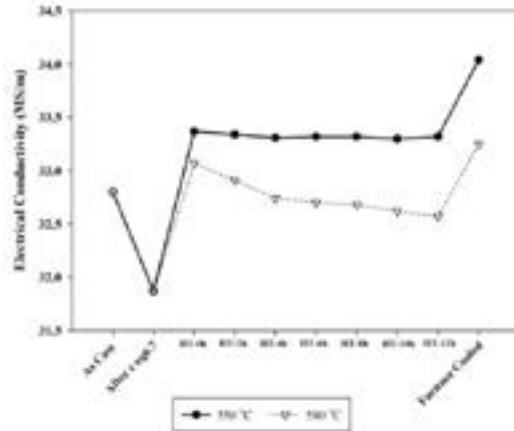
**2. Experimental Studies**

EN AW-AlFe1Si alloy was rolled with 0.7 equivalent deformation rate after cast by an industrial size twin roll casting machine. The homogenization process was applied to the rolled samples in the laboratory scale annealing furnace. Two different temperatures, 550 and 580 °C, were chosen as the homogenization temperature. The heating rate was chosen as 50 °C/min to imitate the industrial practices. Samples were taken out from the furnace every two hours after reaching soaking temperature and water quenched immediately to impede further microstructural transformation and maintain the existing state. In order to simulate industrial cooling conditions of a coil to an ambient temperature, one sample for each homogenization temperature was cooled in the furnace with an appropriate cooling cycle.

It is known that homogenization temperature and time have an effect on solid solution level. To estimate the solid solution levels of the homogenized samples, electrical conductivity measurements were carried out at 20 °C with multiple repetitions by Helmut Fischer GmbH Sigmascop SMP350 electrical conductivity measurement device. After samples metallographically prepared, the cross-sectional microstructures were examined using the Zeiss Axio Imager Z2 light microscope. The intermetallic particles in the regions corresponding to the quarter plane of the samples were examined. Microstructural images were analyzed using Imagej image analysis software developed by the NIH. Morphological features of intermetallic phases such as area, aspect ratio and volume fraction were determined on the images with the same threshold value applied in the Imagej software. In order to observe the effect of homogenization temperature and time on the chemical composition of intermetallic phases, SEM and EDS analyses were carried out using the EDAX Elect Plus EDS working with Zeiss Evo 10 SEM.

**3. Results and Discussion**

Figure 1 shows the changes of electrical conductivity starting from the as-cast state to the end of cooling cycle of homogenization annealing for two different temperatures. The electrical conductivity decreases as compared to as cast state due to the increase in the dislocation density caused by deformation [10]. Conductivity rises during heating cycle. The reason for this increase can be attributed to the decrease in solid solution level as a result of Fe and Si atoms diffusion to form secondary Al<sub>3</sub>Fe and β-AlFeSi dispersoids [2].

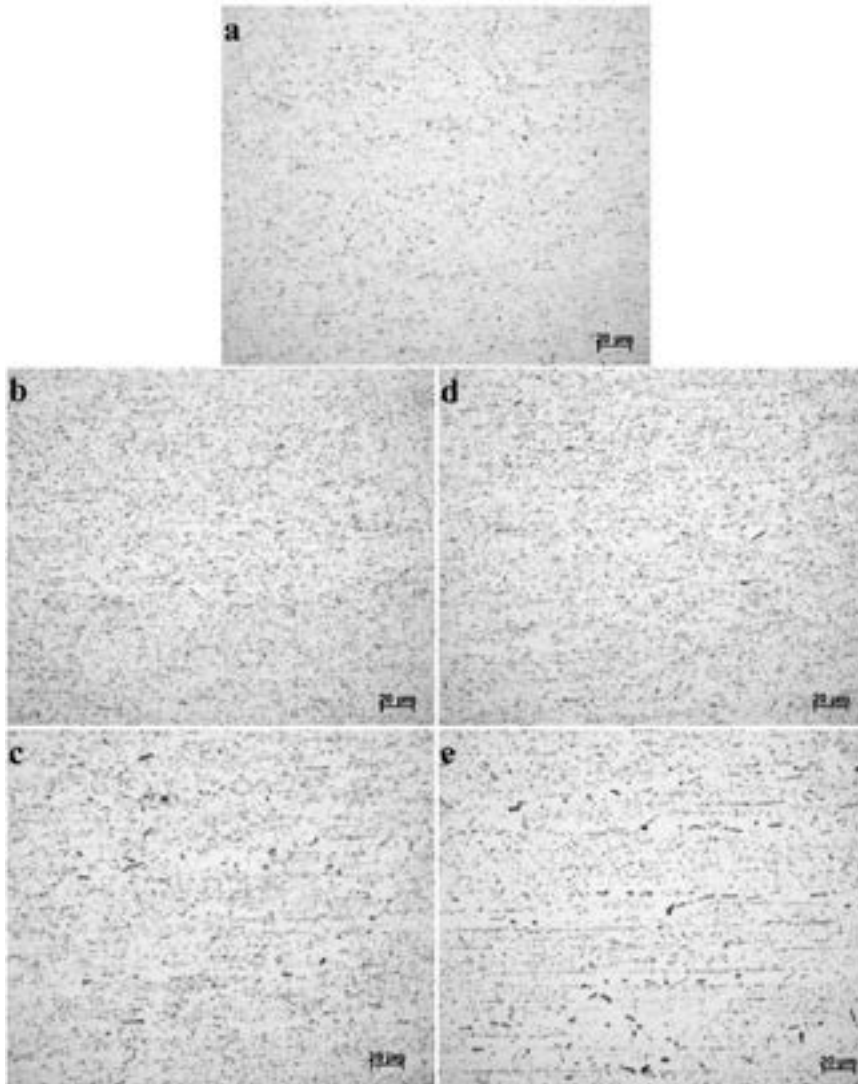


**Figure 1.** Time dependent change in conductivity value for different homogenization temperatures (HT)

The electrical conductivity measurements revealed that, conductivity value does not change depending on holding time after reaching 550 °C. The fact that the conductivity does not change with longer duration at this temperature shows that the solid solution level does not change with diffusion of major alloying elements. Moreover, it can be interpreted that the dispersoids formed do not dissolve during the homogenization at 550 °C. This is consistent with the findings of the studies by Lentz and Santora [6, 11]. On the other hand, the electrical conductivity is decreasing with increasing holding time when 580 °C is selected for homogenization. The dispersoids that are formed during the heating up period re-dissolve due to high temperature, causing an increase in the solid solution level. An increase in the solid solution level causes a decrease in conductivity. Samples that are cooled in furnace have the highest conductivity values for both homogenization temperature. The reason for this increase is due to the decrease in solute solubility of Fe and Si with decreasing temperature. Solid solution level decreases due to the precipitation of Fe and Si atoms leaving the lattice and the conductivity values increase. At 550 °C, the conductivity value remains constant at approximately 33.5 MS/m. At 580 °C, a regular decrease from 33 MS/m to 32.5 MS/m when the holding time reaches 12 hour was observed. For all holding times, the conductivity of the material homogenized at 550 °C is higher compared to the homogenized samples at 580 °C.

Figure 2 shows the microstructure of the materials homogenized at 550 and 580 °C for different holding times. As can be seen from the images, some particles become coarser and turn into plate-like morphology with increasing time. This transformation occurs more dramatically in the homogenization process at 580 °C (Figures 2, d and e).





**Figure 2.** Microstructures of the homogenized samples; a: As-Cast, b: 550 °C -0 hr, c: 550 °C -12 hr, d: 580 °C -0 hr, e: 580 °C -12 hr

SEM and EDS studies were carried out to assess the effect of homogenization temperature and time on the chemical composition of the particles. Figure 3-a shows the intermetallic particles in the as-cast condition. EDS analysis revealed that, cast structure consists Al-Fe and Al-Fe-Si bearing intermetallic particles. These intermetallics are considered to be  $Al_mFe$ ,  $Al_3Fe$  and  $\alpha-AlFeSi$ . As a result of the homogenization at 550 °C, no change was observed in the intermetallic particle

composition (Figure 3-b). While great portion of the Al-Fe bearing particles have needle-like shape, rarely, they can also be seen in morphology close to spherical. It was also observed that the Al-Fe-Si bearing particles transform into a more spherical like morphology after homogenization. EDS analyses of the samples homogenized at the 580°C (Figure 3-c) unveiled that after the homogenization at this temperature, Si bearing particles diminish, regardless of holding time. It is



thought that Si diffuse into the aluminum matrix at higher temperatures than 550 °C. One of the reasons for the decrease in electrical conductivity at 580 °C, as shown in

Figure 1, can be attributed to increase in the solid solution level as a result of the diffusion of Si atoms into the Al matrix.

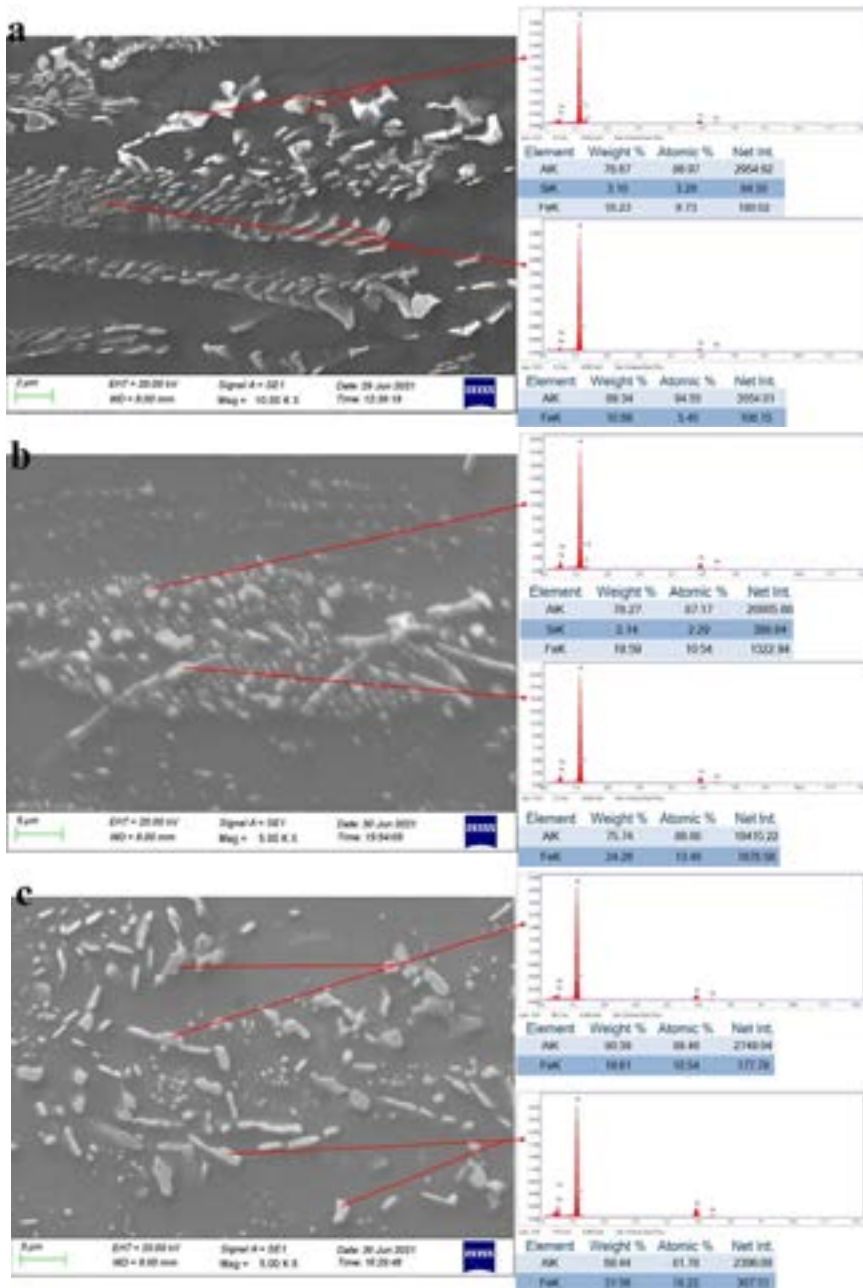


Figure 3. SEM micrographs and EDS analyses of the intermetallic particles; a: as cast, b: 550-8, c: 580-8

Morphology of intermetallic particles were evaluated with the help of ImageJ software. Area, aspect ratio of each particle and the volume fraction of intermetallic particles were calculated.

The variation of the volume fraction of the intermetallic particles according to the homogenization temperature and time is shown in Figure 4. Total particle area is reported as volume fraction since literature on 2D image analysis suggests area fraction of the different phases could also be used as volume fraction [12, 13]. Although total volume fraction of the intermetallics fluctuates between 7-9 % up to 12 hour for 550 °C, volume fraction after 12 hour is similar with 0 hour. On the other hand, volume fraction of the intermetallic particles consistently decreases after 4 hours at 580 °C. The decrease in the volume fraction over time is due to the dissolution of the smaller particles to form coarser intermetallics and the dissolution of Si-containing particles under the influence of high temperature.

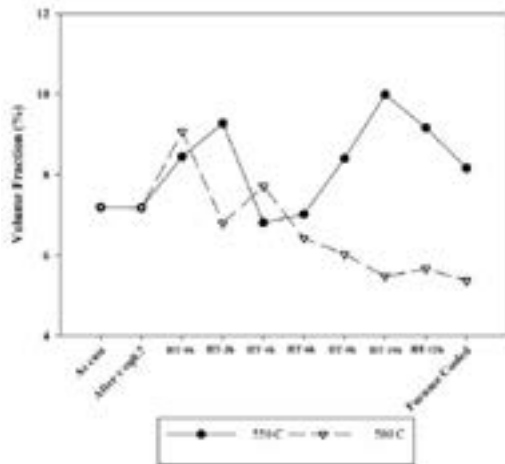


Figure 4. Variation in total particle area according to homogenization temperature and time

With increasing time at high temperature, the smaller particles around the larger intermetallics disappear as a result of diffusion of Fe atoms into the larger particles. This leads to a further coarsening of the large intermetallics, resulting information of depleted zones around them, as seen in Figure 2-e. The decrease in the number of particles with low aspect ratio (<4) with increasing time also proves that small particles disappears over time (Figure 5).

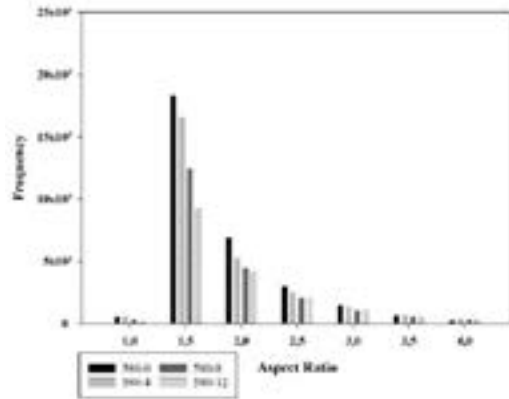


Figure 5. Time dependent aspect ratio distribution graph of the number of measured intermetallic particles

The variation of the average area of the particles with time is shown in Figure 6. Accordingly, while the average particle area for both homogenization temperatures increases with time, average area of the samples homogenized at 580 °C is larger than those of homogenized at 550 °C for all holding times.

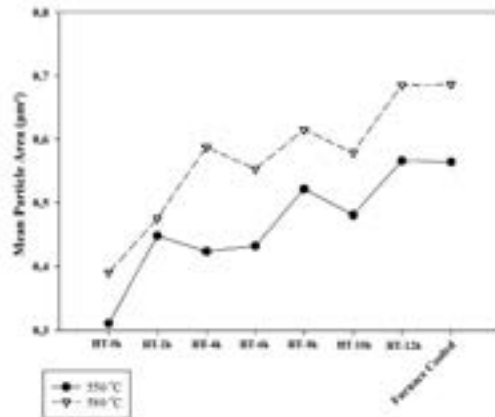


Figure 6. Variation of average particle area with homogenization time

Figure 7 shows the change in the average aspect ratio depending on the temperature and time. As can be seen from the figure, the average aspect ratio tends to remain constant between 1.7 and 1.5 with increasing time at 550 °C. When the homogenization temperature increased to 580 °C, aspect ratio increases with increasing time. The increase in aspect ratio (length/width) indicates transformation of spherical intermetallic particles to plate-like morphology.

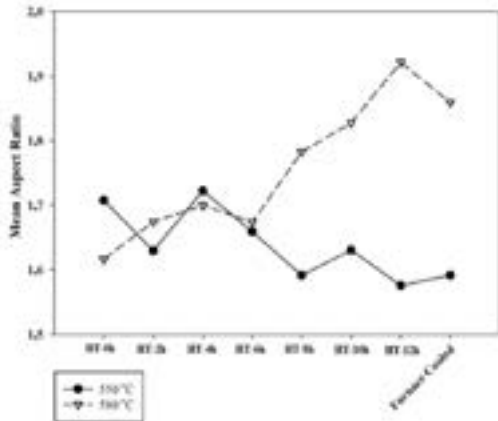


Figure 7. Change in the mean aspect ratio value with time

The increase both in average particle size and average aspect ratio with increasing holding time reveals that the intermetallic particles both coarsen and elongate at 580 °C.

For both selected homogenization temperatures, distribution graphs of intermetallic particles with aspect ratio above 4.5 were created depending on the time (Figure 8). Although the particles with an aspect ratio above 4.5 tend to increase with time at 550 °C, this increase is limited. On the other hand, after homogenization at 580 °C, the number of particles with high aspect ratio increases dramatically with time. Fe atoms from smaller intermetallic particles diffuse to the nearest larger particles. This causes an increase in the number of particles with high aspect ratio i.e. needle like morphology, which has detrimental effects on formability of the foil.

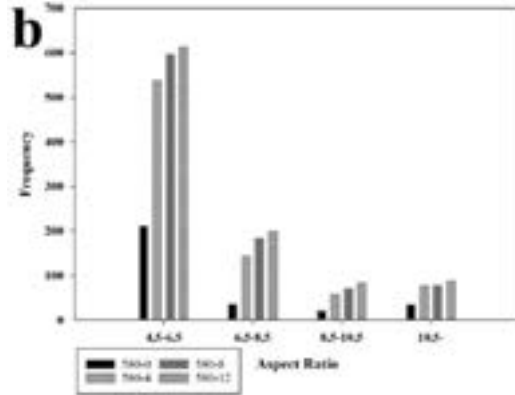
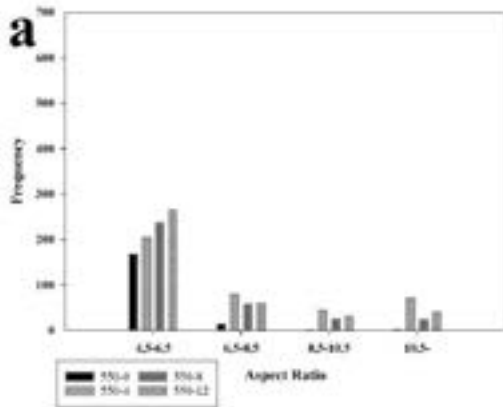


Figure 8. Time-dependent variation in the number of particles with high aspect ratio a: 550 °C, b: 580 °C

4. Conclusion

- Due to increased dislocation density caused by deformation, electrical conductivity of the samples with  $\epsilon_{eq}0.7$  decreases. Conductivity value increases again after homogenization. Conductivity values of the samples homogenized at 580 °C are lower than those of 550 °C due to dissolution of precipitated dispersoids at higher temperature.
- While intermetallic particles containing Si were detected in samples homogenized at 550 °C, these particles were not detected in the samples homogenized at 580 °C. Diminishing of the Si bearing particles causes an increase in solid solution level which decreases conductivity value.
- An increase in mean aspect ratio of intermetallic particles was observed with increasing time for both homogenization temperature. However, the increase in aspect ratio is much pronounced after homogenization at 580 °C.

References

[1] W. Khalifa, F.H. Samuel and J.E. Gruzleski, Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 34A (2003) 807-825.  
 [2] W. Schneider, G. Laptyeva, M. Lentz, K. F. Karhausen, Through process microchemistry effects on the properties of 8xxx sheet. Materials Science Forum, 706 (2012) 323-328.  
 [3] M. Shakiba, N. Parson, X. G. Chen, Effect of homogenization treatment and silicon content on the microstructure and hot workability of dilute Al-Fe-Si alloys, Materials Science and Engineering: A, 619 (2014) 180-189.

- [4] Z.J. Lok, Microchemistry in aluminium sheet production, Doctoral Thesis, TU Delft, 2005, Delft, Netherlands.
- [5] P. R. Goulart, V. B. Lazarine, C. V. Leal, J. E. Spinelli, N. Cheung, A. Garcia, Investigation of intermetallics in hypoeutectic Al-Fe alloys by dissolution of the Al matrix, *Intermetallics*, 17(9) (2009), 753-761.
- [6] M. Lentz, G. Lapyeva, O. Engler, Characterization of second-phase particles in two aluminium foil alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 660 (2016) 276-288.
- [7] X. Wang, R. G. Guan, Y. Wang, R. D. K. Misra, B. W. Yang, Y. D. Li, T. J. Chen., Mechanistic understanding on the evolution of nanosized Al<sub>3</sub>Fe phase in Al-Fe alloy during heat treatment and its effect on mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, 751 (2019) 23-34.
- [8] Y. Lee, H. Kim, J. Cho, Process parameters and roll separation force in horizontal twin roll casting of aluminum alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 218 (2015) 48-56.
- [9] M. Vončina, K. Kresnik, D. Volšak, J. Medved. Effects of Homogenization Conditions on the Microstructure Evolution of Aluminium Alloy EN AW 8006, *Metals*, 10(3):419 (2020).
- [10] J. Barghout, G. Lorimer, R. Pilkington, P. Prangnell, The Effects of Second Phase Particles, Dislocation Density and Grain Boundaries on the Electrical Conductivity of Aluminium Alloys. *Materials Science Forum*, 217-222 (1996) 975 - 980.
- [11] E. Santora, R. Morak, Microchemistry Evolution for 8xxx Alloys by Homogenization. Perander L. (eds) *Light Metals 2021. The Minerals, Metals & Materials Series*, Springer, 2021, Cham.
- [12] T.L. Magidi, The study of intermetallic particles in aluminium alloy AA3104 canbody stock during homogenization, Masters Dissertation, University of Cape Town, 2017, Cape Town, South Africa.
- [13] E.E. Underwood, Quantitative stereology for microstructural analysis. *Microstructural Analysis*, (1973) 35-66.

# İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Tekniğiyle Üretilmiş 3005 Alüminyum Alaşımında Termomekanik Proseslerin Derin Çekilebilme Kabiliyetine Etkisi

## The Effect of Thermo-Mechanical Processes on the Deep Drawing Capability of 3005 Aluminum Alloy Produced with Twin Roll Continuous Casting Method

Yusuf ÖZÇETİN<sup>1,2</sup>, Çisem KOCAOĞLU<sup>1</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> Yıldız Teknik Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

3XXX series aluminium alloys have a wide range of uses in different sectors thanks to their mechanical strength, corrosion resistance and good formability properties. Due to its prominent features, it is widely used in areas such as automotive and products suitable for daily use. In this study; 3005 aluminium alloy, produced by the twin-roll continuous casting method, with a manganese element ratio of 1% to 1.5% was used. Different thermo-mechanical process conditions and their effects on the deep drawing capability were investigated. In order to detail the effects of deep drawing capability, different deformation rates on deep drawing; microstructure analyzes were carried out, tensile test in 0, 45 and 90 degrees directions to rolling direction, Erichsen cupping and Erichsen deep drawing tests were applied. In the light of the tests and analyzes; The effects of intermediate annealing in the process on deep drawability were investigated. In the process without intermediate annealing, it was observed that the earing behavior of the material improved after the deep drawing process.

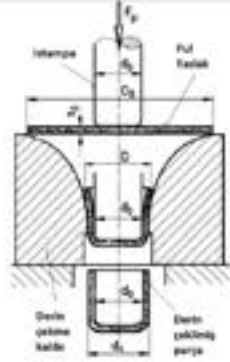
### Özet

3XXX serisi alüminyum alaşımları sahip oldukları mekanik dayanım, korozyon direnci ve iyi şekillendirilebilirlik özellikleri sayesinde farklı sektörlerde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Öne çıkan özellikleri dolayısıyla, otomotiv ve günlük kullanıma uygun ürünler gibi alanlarda yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bu çalışmada; ikiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilmiş, içerisindeki mangan elementi oranı %1-%1,5 arasında değişen 3005 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Farklı termo-mekanik proses koşulları ve bu koşulların derin çekme kabiliyeti üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Derin çekme kabiliyetini, farklı deformasyon oranlarının derin çekilebilirliğe etkilerini detaylandırabilmek adına; mikro yapı analizleri gerçekleştirilmiş, hadde yönüne 0, 45 ve 90 ° yönlerindeki çekme testi, Erichsen çökertme (cupping) ve Erichsen derin çekme testleri uygulanmıştır. Yapılan test ve analizler ışığında; proses bünyesindeki ara tavin derin çekilebilirliğe etkileri incelenmiştir. Ara tavsız proseste malzemenin derin çekme işlemi sonrasında kulaklanma davranışında iyileşme olduğu gözlemlenmiştir.

### 1. Giriş

3xxx serisi alüminyum alaşımlarında mangan birincil alaşım elementidir. Bu alaşımlar genel olarak, ısı kalkanları ve çeşitli tüketici grubu ürünlerinde kendisine oldukça geniş bir yelpazede yer bulur. Bu serinin alaşımlarından olan 3005 alüminyum alaşımı ise % 1-1,5 arası mangan elementi barındırır. Mangan elementinin yanı sıra demir, silisyum magnezyum gibi elementlerin de ilavesi alaşımın karakteristiğini oluşturur. Alaşımdaki demir, kaba tane yapısı ve inter metalik yapıları incelemek için kullanılır.[1,2] Yapıdaki magnezyum elementi ise; alaşıma şekillendirilebilirlik kabiliyeti vermek için kullanılmaktadır. Magnezyum ilavesiyle; katı çözültide deformasyon esnasındaki dislokasyon hareketi bloke edilir ve nihai kalınlıklarda malzemeye istenilen form verilebilir. Derin çekme gibi şekillendirme işlemlerinden sonra yarırtılmaları engellemek için ve homojen şekilde malzemenin şekillendirilebilmesi için Mg<sub>2</sub>Si fazı, tav işlemlerinden sonra büyük oranda çözümlenir.[3]

Derin çekme işlemi; düz levhalardan basit veya karmaşık geometriye şekillerde parça üretimi yapmak için kullanılmaktadır. Otomotiv sektöründe kullanılan ısı kalkanı gibi parçalar, metal içecek kutuları üretiminde derin çekme yöntemine başvurulmaktadır.[4, 5]



Şekil 1. Derin çekme işleminin şematik gösterimi.  
[https://www.researchgate.net/figure/Scheme-of-the-cup-deepdrawing-process\\_fig4\\_288229811](https://www.researchgate.net/figure/Scheme-of-the-cup-deepdrawing-process_fig4_288229811)

Derin çekme işleminin ilk aşamasında malzeme uygulanan kuvvet ile eğilmeye başlamaktadır. Eğilmeden sonra ise sac metal doğrultmaya başlar. Sonrasında; sac metal ile plaka arasında sürtünme artarken plaka baskı uygulamaya devam eder. En son olarak ise sac metal nihai derin çekilmiş şeklini alır.[6] İşlem şematik olarak şekil 1’de görülmektedir.

Derin çekme işleminden sonra iş parçasında belli başlı hasarlar oluşabilmektedir. Bu hasarlar aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Kulaklanma(Earing)
- Yan duvarlarda kırılma
- Yırtılma
- Yüzey çizikleri

Derin çekme işlemi malzemenin anizotropik mekanik davranışıyla doğrudan ilişkilidir. Malzemenin anizotropik karakteristiği üç yönlü çekme testlerinden anlaşılabilir gibi, doğruluk payı daha yüksek sonuçlara derin çekmeden sonra oluşan “kulaklanma” durumu incelendikten sonra varılabilir. Üç yönlü testler ve kulaklanma değerleri birbirini doğrulamalıdır.[7]

Kulaklanma; dairesel bir boşluktan derin çekilmiş silindirik metal kabın yüzeyinde çıkıntılar veya “kulakların” oluşumu olarak tanımlanır. Endüstriyel ölçekteki üretimde malzemede oluşan kulaklanma durumu yüksek önem arz etmektedir. Çünkü derin çekilmiş malzemenin kulaklanmış olan kısmı kesilip alınmalıdır. Bu da ekstra iş yükü getirmektedir.

Kulaklar farklı sayıda, konumda ve büyüklükte oluşabilir. En yaygın iki kulak formasyonu şunlardır:

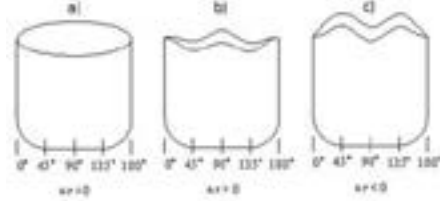
1. İki adet hadde yönünde, iki adet haddeye dik yönde kulak oluşumu. Bu kulaklanma kombinasyonu 0 ve 90 derece kulaklanması olarak adlandırılır. (Şekil 2-b)
2. Dört adet hadde yönüne 45° açıyla konumlanmış kulak oluşumu. Bu kulaklanma kombinasyonu ise 45 derece kulaklanması olarak adlandırılır. (Şekil 2-c)

Alüminyum levhada 45° kulaklanma oluşumu; deformasyon tekstürünün hakimiyetinden kaynaklı oluşur. 0 ve 90° kulaklanma durumu ise yeniden kristallenme tekstürünün hakimiyetinden kaynaklı oluşur. Eğer malzemede iki tekstür de hakim değilse dikkate değer kulaklanma durumu oluşmaz. (Şekil 2-a)

Soğuk haddeleme, 45° yönlerinde kulak oluşumunu destekler (artan deformasyon tekstürü). Soğuk işlem oranının artırılmasıyla kulakların büyüklüğü de artar.

Tavlama, 90° yönlerindeki kulaklanma oluşumunu destekler (artan yeniden kristallenme tekstürü). Bu etki, özellikle tavlama sıcaklığı yeniden kristalleşme üretecek kadar yüksek olduğunda belirgindir. Sınır sıcaklığa ulaşıldıktan

sonraki sıcaklık artırımlarının kulaklanma üzerinde belirgin bir etkisi olmaz.[7]



**Şekil 2.** Derin çekilmiş alüminyum malzemelerde kulaklanma durumu. (a) kulaksız yapı, (b) 0 ve 90° kulaklanması, (c) 45° kulaklanması.

Bir levha; çekme testi sırasında boylamasına uzarken; kalınlık ile genişlik yönünde ise daralmaktadır. Toplam şekil değişimi sifıra eşit olduğundan dolayı;

$$\epsilon l + \epsilon w + \epsilon t = 0 \quad (1.1)$$

formülasyonu gösterilir.

Bu durumda çekme anındaki birim şekil değişimi basma anındaki birim şekil değişimlerinin toplamına eşit olmakla beraber basma birim şekil değişimleri hakkında kesin yorum yapılamaz.

$$\epsilon l = -(\epsilon w + \epsilon t) \quad (1.2)$$

Kısılma yönündeki birim şekil değişimlerini tanımlayabilmek için ise “r” değeri adı verilen bir parametre kullanılır. Bu parametre;

$$r = \epsilon w / \epsilon t \quad (1.3)$$

olarak gösterilir. 0, 45 ve 90° yönlerinde yapılan çekme testlerinden sonra her bir çekme yönü için r değerleri elde edilir. Alınan r değerleriyle dikey anizotropi ve düzlemsel anizotropi verileri elde edilir.

Dikey anizotropi;

$$\bar{R} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad (1.4)$$

formülasyonu elde edilir. Bu değer ne kadar büyük olursa levhannın şekillendirilebilme kabiliyeti o kadar yüksek olur.

Düzlemsel anizotropi ise;

$$\Delta R = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (1.5)$$

Değeri ile hesaplanmaktadır.

Muntazam bir izotropik özellik gösteren malzemede düzlemsel anizotropi değerinin 0 olması beklenmektedir. Elde edilen değer sıfırdan eksi yönde farklıysa 45° yönünde



kulaklanmalar, eğer sıfırdan artı yönde farklıysa 0 ve 90° yönünde kulaklanmalar oluşması beklenmektedir.

Bu çalışmada 3005 alüminyum alaşımı üzerinden süreçteki ara tav koşullarının farklılaşmasıyla malzemenin derin çekilebilir davranışında ne gibi değişimler olduğu gözlemlenmiştir.

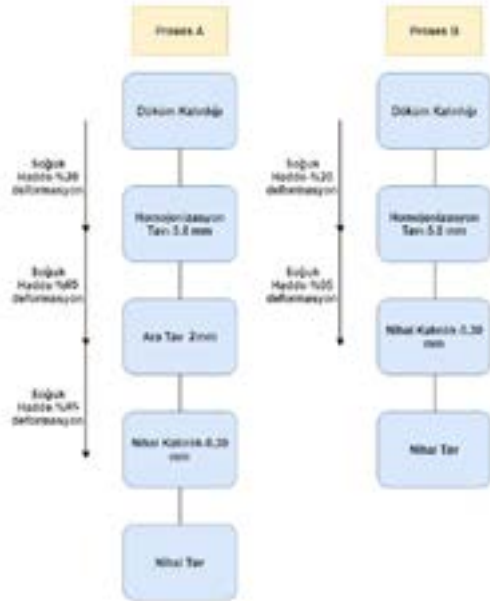
## 2. Deneysel Çalışmalar

Deneysel çalışmaların ilk adımı olarak endüstriyel ölçekte ikiz merdaneli döküm yöntemi ile 3005 alaşım levha dökümü gerçekleştirilmiştir. Ardından bu dökümden alınan levha numunesi üzerinden laboratuvarda deneysel süreç devam etmiştir. Numune üzerinden yapılan Optik Emisyon Spektrometresi (OES) vasıtasıyla gerçekleştirilen kimyasal analiz sonuçları aşağıdaki Çizelge 1’de verilmiştir.

**Çizelge 1.** 3005 alüminyum alaşımı döküm levhanın kimyasal kompozisyonu (% ağı.)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0,30-0,6	0,40-0,70	0-0,30	1,2-1,4	0,4-0,6	Kalan

Laboratuvar ölçeğinde haddeleme makinası ve tav fırınları vasıtasıyla belirlenen proses rotaları çalışılmıştır. Aşağıda numunelere uygulanan rotalar verilmiştir.



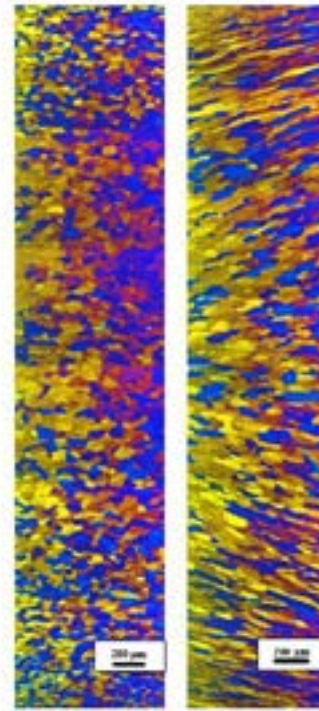
**Şekil 3.** Numunelere uygulanan proses rotaları.

Mekanik testler için numuneler; 0, 45 ve 90° yönlerinde hazırlanmıştır. Zwick/Roell Z050 marka çekme testi cihazı ile TS EN ISO 6892-1 standardına uygun olarak çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Yine aynı cihaz ile Erichsen çökertme (cupping) testleri uygulanmıştır.

Metalografik incelemeler için ise; monte işlemi yapılan numuneler SiC zımparalar ile kabadan inceye doğru zımparalanmıştır. Ardından elmas süspansiyon ve koloidal silika yardımı ile parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Tane yapısını inceleyebilmek adına ZEISS Scope A1 model optik mikroskop kullanılmıştır. Erichsen derin çekme testleri için ise Erichsen Model 224-I kullanılmıştır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Polarize ışık altında döküm kalınlığında alınan numunenin tane yapısı incelenmiştir. Döküm yönüne dik ve paralel olmak üzere görüntüler alınmıştır.



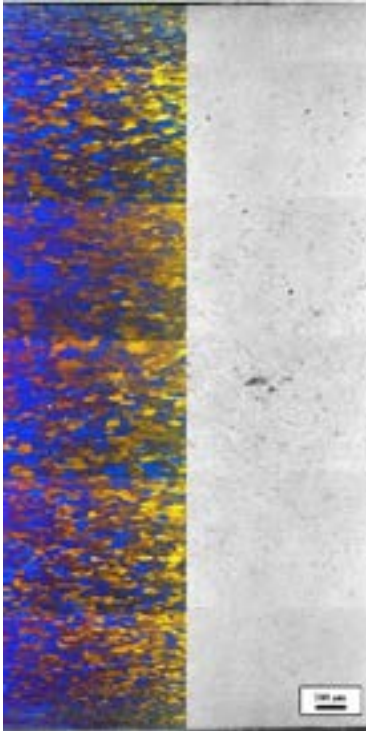
**Şekil 4.** Döküm kalınlığındaki numunelerin döküm yönüne dik (solda) ve döküm yönüne paralel (sağda) polarize ışık altında tane yapıları.

İkiz merdaneli döküm yönteminde, ergimiş metalin katılma hızı merkez tanelerinin yüzeye göre daha büyük olması sonucunu doğurmaktadır. Bu sürecin doğal bir sonucu olarak yüzey tanelerinde ise ekstra incelik durumu

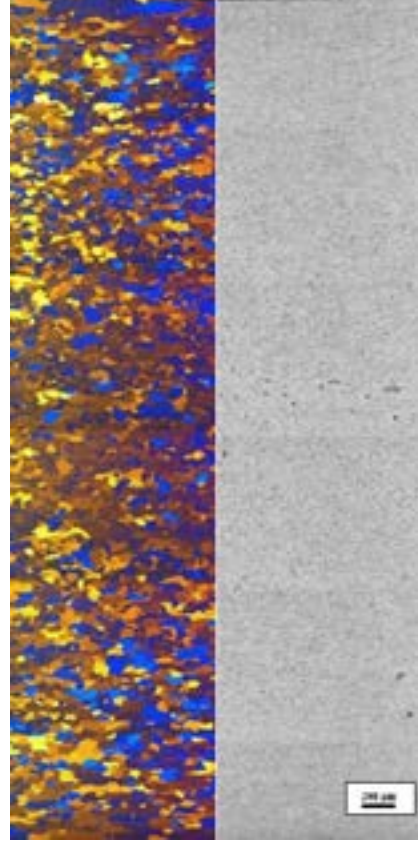


gözlemlenmektedir. Bu döküm yönteminde; katılaştan rulo sarıcıya doğru giderken az da olsa bir haddeme etkisine maruz kalmaktadır. Bu etki dolayısıyla Şekil 4'te yüzeydeki ince tanelerin yönlenmiş olduğu yorumu yapılabilir. [8]

Şekil 5'te hem A hem de B proseslerinde 5,8 mm'de uygulanan homojenizasyon tavi öncesi mikro yapılar polarize ve aydınlık alan(BF) olmak üzere verilmiştir. Tav öncesi yapıda segregasyon olmuş inter metalik yapıların dağılımı görülmektedir. Tane yapısı olarak ise hadde tekstüründen kaynaklı uzamış tanelerin varlığından söz edilebilir. Şekil 6'da ise yüksek sıcaklıkta uygulanan tav sonrası intermetalik bileşiklerin yapıya homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir İkiz merdaneli döküm sisteminin doğası gereği tam kesit merkezinde oluşan "merkez hattı segregasyonu" olarak adlandırılan segregasyon inter metalik yapı ise homojenizasyon tavi sonrası tam olarak dağıtılamamıştır. [8] [9]



Şekil 5. Homojenizasyon tavi öncesi polarize(solda) ve BF(sağda) mikro yapılar.



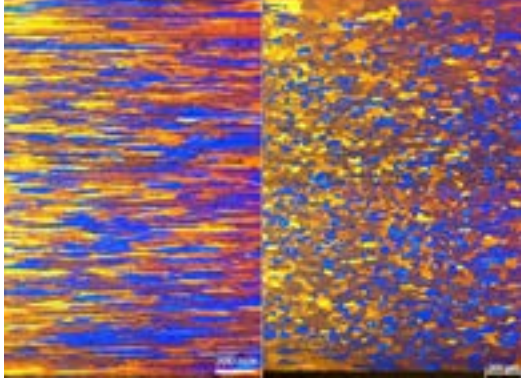
Şekil 6. Homojenizasyon tavi sonrası polarize(solda) ve BF(sağda) mikro yapılar.

Şekil 7'de ise A prosesinde 2 mm'de bulunan ara tav prosesi öncesi haddelenmiş sert durumdaki malzemenin mikro yapısı verilmiştir. Uygulanan ara tav işleminden sonra tanelerin yeniden kristalleştiği gözlemlenmiştir. Tane boyutlarının benzer ve eş eksenli bir yayılım gösterdiği yorumu yapılabilir.

A prosesinde bulunan, B prosesinde bulunmayan ara tav işleminden sonra numuneler 0,30 mm nihai kalınlığa haddelenmiştir. A prosesinde; ara tavadan sonra %85 oranında soğuk deformasyon uygulanırken, B prosesinde ise homojen tavadan sonra %95 soğuk deformasyon uygulanmıştır.

Her iki prosesin de nihai kalınlıkta nihai tav öncesi mikro yapılarına Şekil 8 ve 9'da bakılacak olursa; A prosesinde en son tavadan sonra yapıya uygulanmış soğuk deformasyon miktarı B prosesine göre daha az olduğu için taneler kıyasla bir miktar daha kalın ve yönlenmiş haldedir. B prosesindeki

yapıda ise A prosesine kıyasla taneler daha ince ve yönlendirilmiştir.



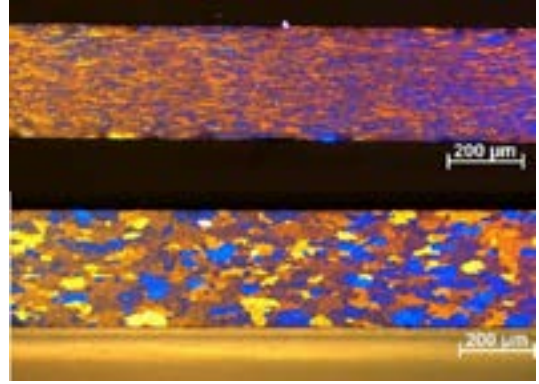
**Şekil 7.** A prosesinde 2 mm’de bulunan ara tav öncesi(üstte) ve sonrası(alta) polarize mikro yapı.

Nihai tav sonrası mikro yapılarda ise durum şu şekilde aktarılabilir. Ara tavlı A prosesinde nihai tav sonrası diğer prosese kıyasla daha kaba taneli ve daha eş eksenli bir yapı elde edilmiştir. Bunun nedeni olarak üst kalınlıkta yapılan ara tav işlemi olduğu söylenebilir. Ara tavsız B prosesinde ise; A prosesine kıyasla nihai tavadan sonra daha ince ve uzamış tanelerin olduğu söylenebilir. Bu durumun sebebi olarak ise de nihai tav öncesi uygulanan son ısıl işlemin %95 deformasyon yukarıda olmasıdır. Fakat sonuç olarak her iki tav sonrası görüntüde de yeniden kristallenme tekstürünün hakim olduğu görülmektedir.

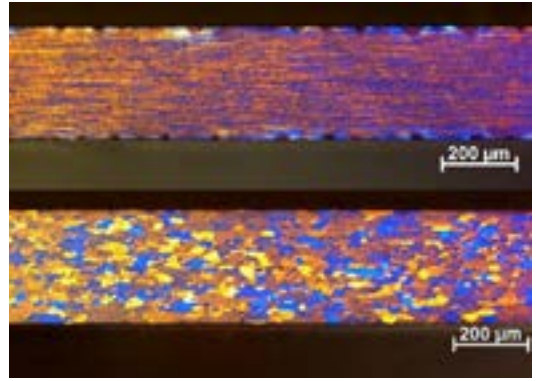
Her iki prosesin numunelerine de 3 yönlü çekme testleri uygulanmıştır. Bu testlerden akma, çekme mukavemetleri ve uzama değerlerine ek olarak; test cihazı sisteminin yazılımından faydalanarak simültane bir şekilde her yön için “r” değerleri de elde edilmiştir. Proses A için; Çizelge 3 ve Çizelge 4’te, Proses B için ise Çizelge 5 ve Çizelge 6’da çekme testi sonuçlarıyla birlikte “r” değerleri gösterilmiştir. Bu “r” değerlerinden yola çıkılarak Formül 1.4’teki dikey anizotropi ve Formül 1.5’teki düzlemsel anizotropi değerleri hesaplanmıştır. Bu değerlerden hareketle malzemenin kulaklanma davranışına bakılacak olursa; öncelikli olarak düzlemsel anizotropi verisine başvurulur.

A prosesinde; r değerleri sırasıyla 0, 45 ve 90° yönleri için şöyledir; 0,706 - 0,550 - 0,723. Bu değerler ilgili formülasyonda yerine konulduğunda düzlemsel anizotropi değeri 0,247 olarak ölçülecektir. Düzlemsel anizotropi, sıfırdan artı yönde farklı çıktığı için kulakların 0 ve 90° yönünde oluşması beklenmektedir. B prosesinde ise; r değerleri; 0,780 - 0,815 - 0,872 şeklinde çıkmıştır. Aynı şekilde düzlemsel anizotropi değeri bu değerler vasıtasıyla ölçülmüştür, sonuç 0,011 olarak elde edilmiştir. A prosesinde olduğu gibi B prosesinde de kulakların 0 ve 90° yönlerinde oluşması beklenmektedir.

Dikey anizotropi değerleri ise düzlemsel anizotropi hesaplamasında olduğu gibi r değerleri kullanılarak elde edilmiştir. A prosesinde dikey anizotropi 0,632 iken B prosesinde ise bu değer 0,820 olarak ölçülmüştür.



**Şekil 8.** A prosesinde 0,30 mm nihai kalınlıkta nihai tav öncesi(yukarıda) ve sonrası(aşağıda) polarize mikro yapılar.



**Şekil 9.** B prosesinde 0,30 mm nihai kalınlıkta nihai tav öncesi(yukarıda) ve sonrası(aşağıda) polarize mikro yapılar.

Düzlemsel anizotropi değerlerinden elde edilen sonuçlarla birlikte her iki proses için de nihai yapıda yeniden kristallenme tekstürünün hakim olduğu söylenebilir. Fakat tane yapısı tekstüründen kaynaklı olarak düzlemsel anizotropi değerleri arasında mutlak olarak artı yönde fark bulunmamaktadır. A prosesindeki düzlemsel anizotropi değeri 0,247 olarak ölçüldüğü için kulaklanma oluşumu B prosesine kıyasla daha radikal gözlemlenecektir. B prosesindeki düzlemsel anizotropi değeri 0,011 gibi neredeyse sıfıra yakın bir değer olarak ölçüldüğü için ise

kulaklanmanın şiddeti çok az bir şekilde derin çekme testi sonrasında gözlemlenecektir.

Dikey anizotropi değerlerinden yola çıkılıp malzemenin derin çekilebilirliği hakkında yorum yapılacak olursa; B prosesinin değeri A'ya göre yüksek olduğu için derin çekilebilme kabiliyetinin daha yüksek olduğu söylenebilir.

Çekme testinden elde edilen bulgular; Erichsen derin çekme testiyle bağdaştırılabilmesi için her iki prosesin de numunelerine derin çekme işlemi uygulanmıştır. A prosesinin derin çekilmiş numune görüntüsü Şekil 9'da paylaşılrken B prosesinin ise Şekil 10'da verilmiştir. Derin çekme görüntülerine ek olarak aynı şekiller üstünde kulak yapısındaki tepe ve çukurların yükseklik değerleri ışığında kulaklanma durumunun grafiksel modellenmesi de verilmiştir. Her derin çekilmiş malzemenin bir kulaklanma yüzdesi gerekli ölçümler yapıp elde edilebilir. Bu numuneler üstünden kumpasla tepe ve çukurların yükseklikleri ölçülüp, TS 10525 EN 1669 standardında belirtilen formülasyonlara uygun şekilde kulaklanma yüzdeleri elde edilmiştir.

Kulaklanma yüzdesi hesaplanırken sırasıyla aşağıdaki formüller kullanılır;

Ortalama kulak tepesi ve kulak çukuru değerleri;

$$hp = \frac{hp1+hp2+hp3+\dots}{\text{kulak tepesi sayısı}} \quad (3.1)$$

$$hv = \frac{hv1+hv2+hv3+\dots}{\text{kulak çukuru sayısı}} \quad (3.2)$$

Ortalama kulak yüksekliği;

$$he = hp - hv \quad (3.3)$$

Ortalama derin çekilmiş parça yüksekliği;

$$h = \frac{hp+hv}{2} \quad (3.4)$$

Kulaklanma yüzdesi;

$$Z = \left(\frac{he}{h}\right) \times 100 \quad (3.5)$$

Bu formüllere göre numunelerden alınan tepe ve çukur yüksekliklerinden gerekli hesaplamalar yapıldığında; A prosesi için kulaklanma oranı % 3,93 olarak ölçülmüştür. B prosesi için ise bu oran % 1,05 olarak hesaplanmıştır.

A prosesinde kulaklanma davranışını, proses bünyesindeki ara tav varlığının kötü etkilediği söylenebilir. Nihai mekanik sonuçlarda B prosesine kıyasla akma ve çekme değerlerine bakılıp daha yumuşak bir malzeme elde edildiği görülebilir. Bu durum da ortalama yüzde uzama değerlerinin daha yüksek çıkmasına sebebiyet vermiştir. Uzama değerinin

yüksek olması maksimum derin çekme mesafesinin daha fazla olmasına sebebiyet vermiştir (Çizelge 2). Düzlemsel anizotropi değeri yüksek olduğu için ise kulaklanma durumu gözlemlenmiştir. Bu kulaklar yapıda yeniden kristallenme tekstürü hakim olduğu için 0 ve 90° yönünde oluşmuşlardır.(Şekil 9)

B prosesinde ara tav uygulanmamıştır, numuneler homojenizasyon tavından sonra direkt olarak nihai kalınlığa haddelenip nihai tava alınmışlardır. Nihai mekanik özelliklerde ara tav olmaması sebebiyle A prosesine kıyasla akma ve çekme değerleri daha yüksek çıkmışlardır. Buna karşın uzama değerleri daha düşük okunmuştur. Uzama değerlerinin düşüklüğü sebebiyle ise maksimum derin çekme mesafesi düşük çıkmıştır (Çizelge 2). Fakat, düzlemsel anizotropi değeri neredeyse sıfır olarak okunduğu için, kulaklanma durumunun şiddeti çok düşüktür. Az da olsa 0 ve 90° yönlerinde çok ufak kulakların olduğu görülebilir (Şekil 10). Kulak oluşmamasının sebebi olarak nihai mikro yapıdaki tanelerin A prosesine kıyasla daha ince olması söylenebilir.

**Çizelge 2.** A ve B prosesleri için Erichsen çökertme (cupping) testi sonrası maksimum derin çekme yükseklikleri.

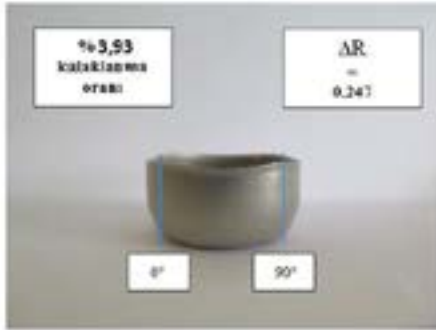
Proses	Kalınlık(mm)	Kırılmadaki Kuvvet(N)	Maksimum Derin Çekilmiş Yükseklik(mm)
A	0,30	816	8,1
B	0,30	871	7,4

**Çizelge 3.** A prosesi-0,30 mm nihai tav sonrası elde edilen üç yönlü mekanik özellikler.

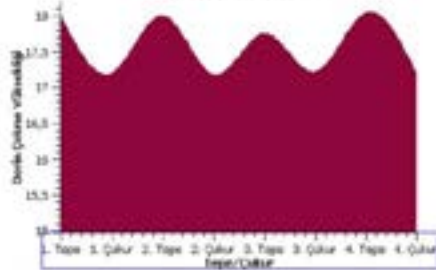
	Akma Muk.(MPa)	Çekme Muk.(MPa)	Uzama(%)
0°	58	134	16,5
45°	59	137	17,3
90°	62	134	14,8

**Çizelge 4.** A prosesi-0,30 mm nihai tav sonrası elde edilen üç yönlü r değerleri ve bu değerlerden elde edilen düzlemsel anizotropi( $\Delta R$ ) ve dikey anizotropi( $\bar{R}$ ) sonuçları.

	r	$\Delta R$	$\bar{R}$
0°	0,706		
45°	0,550	0,247	0,632
90°	0,723		



Kulaklanma Grafiği



**Şekil 9.** A prosesinde elde edilen numuneyle gerçekleştirilen Erichsen derin çekme işleminden sonra nihai malzemede oluşan kulaklanma görüntüsü(üstte) ve kulak arası mesafelerden elde edilen modellenmiş kulaklanma grafiği(altta).

**Çizelge 5.** B prosesi-0,30 mm nihai tav sonrası elde edilen üç yönlü mekanik özellikler.

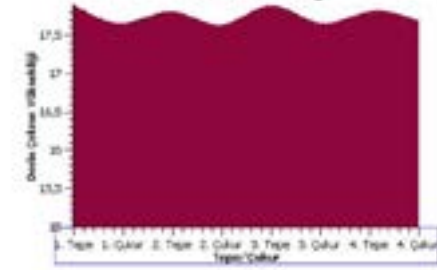
	Akma Muk.(MPa)	Çekme Muk.(MPa)	Uzama(%)
0°	62	139	13,4
45°	62	141	16,8
90°	60	140	16,3

**Çizelge 6.** B prosesi-0,30 mm nihai tav sonrası elde edilen üç yönlü r değerleri ve bu değerlerden elde edilen düzlemsel anizotropi( $\Delta R$ ) ve dikey anizotropi( $\bar{R}$ ) sonuçları.

	r	$\Delta R$	$\bar{R}$
0°	0,780		
45°	0,815	0,011	0,820
90°	0,872		



Kulaklanma Grafiği



**Şekil 10.** B prosesinde elde edilen numuneyle gerçekleştirilen Erichsen derin çekme işleminden sonra nihai malzemede oluşan kulaklanma görüntüsü(üstte) ve kulak arası mesafelerden elde edilen modellenmiş kulaklanma grafiği(altta).

#### 4. Sonuç

3005 alüminyum alaşımında, ara tavin derin çekilebilirliğe olan etkisi; mikro yapılar, üç yönlü çekme testleri, Erichsen derin çekme ve Erichsen çökertme verileri ışığında incelenmiştir. Bu bağlamda varılan sonuçlar;

- Ara tavlı A prosesinde; nihai mikro yapıda taneler ara tavsız prosese göre daha kaba bir formda gözlemlenmiştir. Ara tavsız B prosesinde nihai yapıda daha ince ve uzun tanelerin olduğu görülmüştür.
- Ara tav olmayan B prosesinde Erichsen derin çekme testi sonrasında numunede kulaklanma davranışı neredeyse gözlemlenmemiştir. Ara tavlı A prosesinde ise % 3,93 oranında kulaklanma görülmüştür. Üretimlerinde derin çekme işlemi uygulayacak olan müşteriler genellikle kulaklanma değerinin maksimum % 2 seviyesinde olmasını isterler.
- Mikro yapı farklılıklarının kulaklanmaya etkisi olduğu çıkarımı yapılabilir. Daha kaba taneli mikro yapının kulaklanma oluşumunu tetiklediği söylenebilir.
- Çekme testlerinden elde edilen r değerleriyle yapılan düzlemsel anizotropi ölçümlerinin, reel Erichsen derin çekme görüntüsüyle eşleştiği görülmüştür. % 3,93 kulaklanma görülen A prosesi numunesindeki düzlemsel anizotropi değeri 0,247 iken; %1,05 kulaklanma görülen B prosesi numunesinde düzlemsel anizotropi 0,011 olarak ölçülmüştür. Sonuçlar doğru orantılı olarak çıkmıştır.
- Ara tavlı A prosesinin Erichsen çökertme testi sonuçlarına göre maksimum derin çekme yüksekliği ara tavsız B prosesine göre az da olsa yüksek çıkmıştır. Ara tavin etkisiyle uzama değerleri arttığı için derin çekme mesafesi de bir miktar artmıştır.

#### Teşekkür

Bu çalışmada yürütülen süreçlerde ve yapılmış tüm testlerde yoğun emeği olan Ar-Ge teknisyeni Sn. Samet Sevinç'e sonsuz teşekkürlerimizi sunarız.

#### Referanslar

- [1] <https://www.aluminum.org/resources/industry->
- [2] Shriwas, Ankitkumar K. and V. C. Kale. ““ Impact of Aluminium Alloys and Microstructures on Engineering Properties-Review ”.” (2016).
- [3] M. Slámová, P. Slama, P. Homola, M. Karlik, Effect of Processing Parameters on Microstructure and Properties of Continuously Cast Al-Mg Sheets, Materials Science Forum, Vol. 482, 2005, 279–282.
- [4] Delikanlı, K., 1992 Soğuk Haddeleniş Teknik Alüminyumun Derin Çekilmesinde Tavlama süresi ve Sıcaklığının Şekillendirme Kabiliyetine Etkileri, Doktora Tezi, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya
- [5] Birol Y, Dündar M, Romanowski C.A., 2002 Twin-Roll Cast 5000 Series Aluminum Sheet for Automotive Applications.
- [6] Chandramouli, R. Cup Drawing or Deep Drawing, Joint Initiative of IITs and IISc, 1-9. (2011)
- [7] American Society for Metals. (1978). Metals handbook: volume 2. In *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* (9th ed., Vol. 2, pp. 57–59). essay.
- [8] The Rolling of Aluminium: the Process and the Product Date of Issue. (1994). EAA - European Aluminium Association.
- [9] [15] Ünal. (2004). Continuous Casting of Aluminum, Patent No: US 6,672,368 B2



# Non-Standard T6 Heat Treatment of the Casting of the Combustion Engine Cylinder Head

Jacek PEZDA<sup>1</sup>, Jan JEZIERSKI<sup>2</sup>

<sup>1</sup> University of Bielsko-Biala, Poland

<sup>2</sup> Silesian University of Technology, Poland

## Abstract

The introduction of new design solutions of cast components to the powertrain systems of passenger cars has resulted in an increased demand for optimization of mechanical properties obtained during heat treatment, assuring—at the same time—a suitable level of production capacity and limitation of manufacturing costs. In this paper, research results concerning non-standard T6 heat treatment of a combustion engine cylinder head made of AlSi7Cu3Mg alloy are presented. It has been confirmed that the optimal process of heat treatment of this component, taking into consideration the criterion of material hardness, involves solutioning at a temperature of 500 C for 1 h, and then aging for 2 h at 175 C. As a result, HBS10/1000/30 hardness in the range of 105–130 was obtained, which means an increase from 35% to 60% in comparison to the as-cast, depending on the position of the measurement and spheroidization of precipitations of eutectic silicon.

## 1. Introduction

The manufacturing of cast automotive components like a cylinder head involves mainly the alloys from 3xx.x series (Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Si-Cu-Mg) [1-5]. Such alloys possess outstanding castability [6,7], relatively low mass it gives a reduction of fuel consumption due to the reduced mass of a car) and good mechanical [1,5,8,-10], and technological properties. Nearly 100% of engine pistons, nearly 75% of cylinder heads, 85% of exhaust manifolds and gearbox casings, etc. are produced in the form of castings [1,11,12]. Aluminum castings are also used in chassis components, components of brake systems, suspension and steering systems, instrumentation dashboards [1,11,13,14].

A cast cylinder head is one of the characteristic elements manufactured in the automotive industry. Mechanical and thermal loads impose special requirements on their structure and, for this reason, the manufacturing process is very complicated. The geometry of the cylinder head is predominated by the system of working medium exchange, cooling ducts, camshafts, and valves control mechanism

incorporated inside. Moreover, the cylinder heads incorporate inlet and outlet valves, the layout and quantity of which are related to the shape of the combustion chamber and the position of a spark plug in the center of the combustion chamber. Modern cylinder heads mounted in heavy-duty engines are equipped with even three, four, or five valves each, and possibly two spark plugs.

The cylinder heads are mainly manufactured using the gravity casting process, poured into metal molds with their shape reflecting the external shape of the cylinder head, while inlet and outlet ports of the cooling system are modeled by sand cores positioned inside the molds [2,3,15]. Operational requirements generate higher working temperatures and combustion pressures, enforcing the necessity of new technological solutions to assure strength and hardness in ambient and increased temperatures (up to 250°C) [16,17].

The standard type of heat treatment requires long-lasting solutioning and aging of the alloys. The ASTM B917-01 standard is designated for the 319 alloys (having a chemical composition similar to the EN AC-AlSi7Cu3Mg alloy) cast into permanent molds and recommends up to 12 hours of soaking at a temperature of 505°C, hot water quenching, and then 2 to 5 hours of aging at 155°C [18], as recommended by the ASM Handbook [19]. On the other hand, 8 hours of soaking at a temperature of 505°C and aging for 2-5 hours at temperatures between 150-155°C is recommended by [20], while Zolotarevsky [21], in case of the AK8M3 (AlSi8Cu3) alloy, advises heating at 500°C for 5-7 hours and aging at 180°C for 5-10 hours.

Other publications pointing at the possibility of improving mechanical properties of aluminum alloys by even 30%, such as tensile strength, yield strength, and hardness, based on the heat treatment characterized by non-standard parameters of solutioning and aging operations [22-25].

In the paper, results of the research are presented, concerning the assessment of effects of shortened T6 heat treatment of the cylinder head manufactured in a process of gravity casting, defined in terms of obtained HB hardness of the alloy on surfaces from the cylinder bores and camshafts side, as well as HB hardness in selected cross-sections.



**2. Experimental Procedure**

The chemical composition of the investigated alloy is presented in Table 1 and it was supplied directly by the manufacturer of the castings, and melted in an electric resistance furnace at a temperature of 720-760°C.

**Table 1.** Chemical composition of the investigated alloy (% wt)

Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Mn	Ni	Sn	Pb	Cr	Mg	Al
7.5	0.5	3.0	0.8	0.03	0.28	0.04	0.01	0.03	0.01	0.4	bal.

The heat treatment process including solutioning operation, followed by the rapid cooling in the water at a temperature of 20°C (poured test pieces) and 20/60°C (castings of the cylinder heads), had taken place; and then, artificial aging with cooling in the air occurred.

The test pieces molded from AlSi7Cu3Mg alloy were soaked at temperatures of 485-530°C and aged at temperatures of 175-320°C. The time of the soaking was between 30 and 180 minutes, whereas the time of the aging was between 2 and 8 hours. Basing on the assumed (trivalent plan of the investigations with four variables (Table 2), the heat treatments were performed for 27 systems.

**Table 2.** Investigation plan of the heat treatment of the EN AC-ALSi7Cu3Mg alloy

No.	Solutioning		Aging	
	temp. °C	time, h	temp. °C	time, h
1	485	0.5	175	2
2			250	8
3			320	5
4		1.5	175	8
5			250	5
6			320	2
7		3	175	5
8			250	2
9			320	8
10	510	0.5	175	8
11			250	5
12			320	2
13		1.5	175	5
14			250	2
15			320	8
16		3	175	2
17			235	8
18			320	5
19	530	0.5	175	5
20			250	2
21			320	8
22			1.5	175

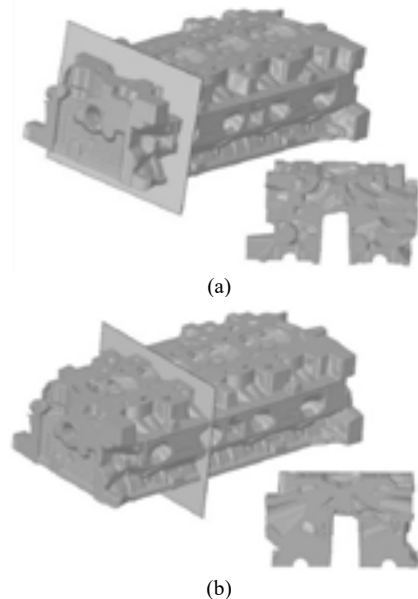
23	3	250	8
24		320	5
25		175	8
26		250	5
27		320	2

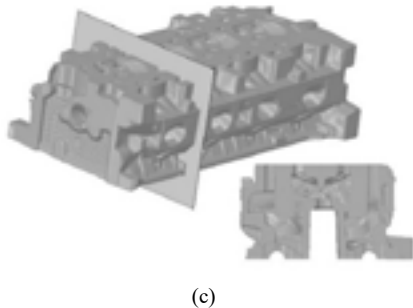
Solutioning and aging operations of the test pieces and the castings were performed in a resistance furnace. Measurement of temperature was performed with the use of Ni-NiCr thermocouples of K type, with an accuracy of ± 5°C, directly in a furnace chamber. Recording of temperature in the chamber of the furnace and temperature of the test piece was performed continuously.

Heat treatment of the cylinder heads consisted of heating the casting in the furnace to solutioning temperature (500-515°C), soaking at this temperature for 1 hour, and then cooling in water (20°C for the cylinder heads I-III and 60°C for the cylinder head IV) and aging at temperature 175°C for two hours.

Cylinder heads from the EN AC-ALSi7Cu3Mg alloy for the four-cylinder spark-ignition engine were produced in the technology of gravity casting into metal dies.

Measurement of the Brinell hardness was performed in compliance with the PN-EN ISO 6506-1:2014 standard [26] with the use of Brinell hardness tester of PRL 82 type, with steel ball of 10 mm diameter, under 9800 N load sustained for 30 seconds. In the case of cast test pieces, the hardness was measured on milled heads of the test pieces; while in the case of the castings of cylinder heads – surfaces destined to measure the hardness, as shown in Figures 3 and 4.



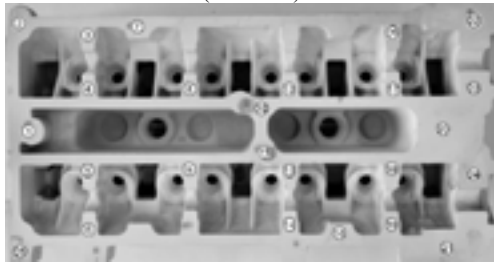


**Figure 3.** Surfaces for measurement of hardness of cylinder head casting: a) cross-section 1, b) cross-section 2, c) cross-section 3

The HBS10/1000/30 hardness of the material was also measured on milled surfaces of the casting of the cylinder head from the combustion chamber side (Fig. 4a) and the side of camshafts (Fig. 4b).



(surface A)



(surface B)

**Figure 4.** Positions of hardness measurement on milled surfaces of the cylinder head casting: a) from combustion chamber side, b) from camshafts' side

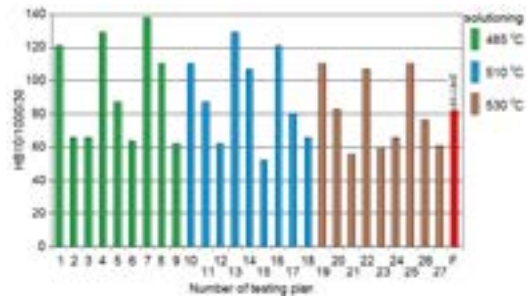
### 3. Results and Discussion

#### 3.1. Heat treatment of cast test pieces

The HBS10/1000/30 hardness of raw (not heat-treated) alloy was included within 80-84 limits. Following heat treatment, the HBS10/1000/30 hardness of the investigated alloy amounted from 52 to 138.

Making a comparison of the results of the raw alloy and the alloy after the heat treatment (Fig. 5), the highest increase of the hardness amounted to 138 HBS10/1000/30,

confirmed for the system no. 7: solutioning temperature 485°C; solutioning time 180 minutes; aging temperature 175°C; aging time 5 hours, and hardness of 129 HBS10/1000/30 for the system no. 4: solutioning temperature 485°C; solutioning time 90 minutes; aging temperature 175°C; aging time 8 hours) and no. 13: solutioning temperature 510°C; solutioning time 90 minutes; aging temperature 175°C; aging time 5 hours). The test pieces from the systems identified by no. 1, 10, 19, and no. 25 were characterized by a little bit lower hardness (110-121 HBS10/1000/30), for which the aging temperature was equal to 175°C. The lowest (within limits 52-62 HBS10/1000/30) hardness was obtained for the systems identified by the no. 9, 15, 21, which were characterized by high aging temperature (320°C) for 8 hours, which resulted in the reduction of obtained hardness concerning the raw casting.



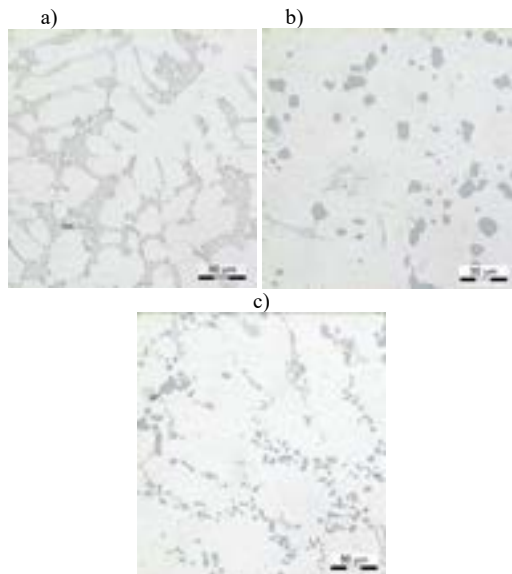
**Figure 5.** Effect of the heat treatment on the hardness of the AlSi7Cu3Mg alloy

Taking into account obtained results of the measurements of the cast test pieces, to obtain a considerable increase in the hardness, the alloy should be solutioned for 1-2 hours at temperature 500-515°C and aged for 2-5 hours at a temperature below 180°C (which should result in obtained HBS10/1000/60 hardness at the level of 120-130 (increase at the level of 50%)). Such hardness for the alloy of 319 brands with Mg additive (with a chemical composition similar to the investigated one) was obtained by the authors of the study [22] after solutioning at temperature 495°C for 8 hours and aging at temperature 170°C for 4-8 hours.

A similar range of solutioning temperatures (500-520°C) was recommended by the author of the publication [27], while Han [28] took the temperature of 520°C as an initial stage of the melting of Al5Mg8Cu2Si6 phase, dissolution of block-type precipitations of Al2Cu and spheroidization of precipitations of Si, having a direct effect on desired mechanical properties. According to Gauthier [29], solutioning temperature above 515°C results in partial melting of copper phase on boundaries of grains; whereas, in the case of the alloy with 0.5% additive of Mg, Samuel [27] and Ouellet [30] note the beginning of partial melting of Al5Mg8Si6Cu2 and Al2Cu phases as early as at temperature 505°C, resulting in the worsening of

mechanical properties of the alloy. Górný [31] recommends the AlSi5Cu3Mg alloy to be solutioned at 510°C for 5 hours and aged for 10 hours at temperature 170°C, while the AlSi5Cu2 alloy at 490-495°C and aged for 10-15 hours at a temperature of 150-160°C. A completely different approach, namely two-stage solutioning at temperature 495°C for 2 hours and at 515°C for 4 hours, followed by aging at temperature 250°C for 3 hours, resulting in an optimal combination of strength and ductility (HB>98), compared to traditional single-stage solutioning at 495°C for 8 hours, was proposed in [23].

In Fig. 6, the microstructure of the investigated alloy before and after the proposed T6 heat treatment for selected systems from the investigations plan (Table 2) is presented.



**Figure 6.** Microstructure of the alloy: a) before the heat treatment, b) for the system no. 27 (Table 2), c) for system no. 13 (Table 2)

Before the heat treatment, the microstructure of the alloy (Fig. 6a) is characteristic of the eutectic Al+Si with small fibrous precipitations of Si and rounded contours of plastic phase A, which characterizes alloys after the modification [32,33]. The microstructure of the alloy after performed heat treatment, characteristic of the HBS10/1000/60 hardness at level 61 (Fig. 6b) is characterized by distinctly coagulated large precipitations of Si. This is connected with a high temperature of solutioning (530°C) and aging (320°C), which promotes improved plasticity of the alloy with simultaneous reduction of mechanical properties, which is characteristic for the so-called over-aging of the alloy. However, the microstructure (Fig. 6c) of the alloy after performed heat treatment and characteristic of high hardness (129 HBS10/1000/30) features precipitations of Si

occurring in inter-dendritic areas of phase Al (on boundaries of grain), which feature rounded shapes and/or form of spheroidal precipitations.

**3.2. Heat treatment of the cylinder heads**

In Table 3, the obtained ranges of the HB10/1000/30 hardness on the surface of the casting of the cylinder head (Fig. 4) are presented.

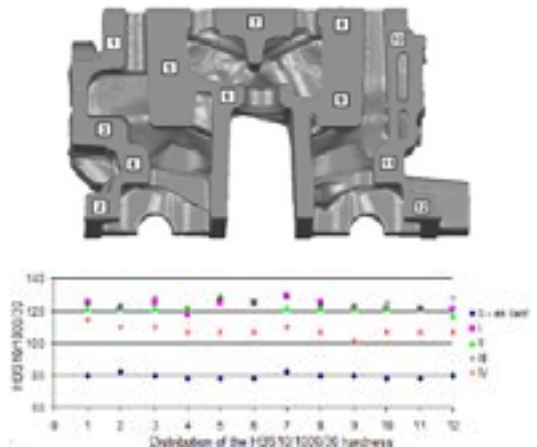
**Table 3.** HBS10/1000/30 hardness of the casting of the cylinder head

Casting of the cylinder head	S (raw casting)	I	II	III	IV
Surface A*	76-84	129-138	125-129	129-138	107-114
Surface B*	72-78	117-129	110-114	121-129	101-106

\* surface on the cylinder head as in Fig. 4

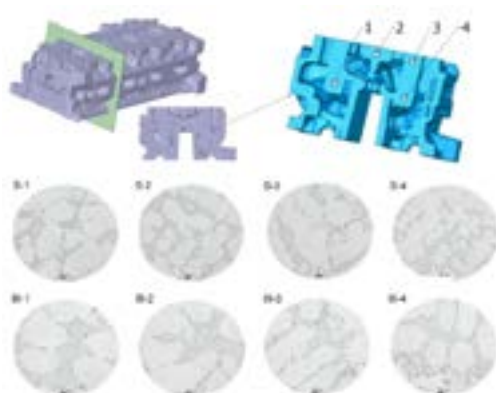
Increase of hardness of the material of the cylinder heads marked by no. I-IV from 37 to 66%, compared to the raw casting, was obtained due to performed heat treatment operations. The difference in the hardness between analyzed surfaces results from the structure of the cylinder head’s material, which, in this case, is determined by the foundry method of the cylinder head (position of pouring risers from camshaft side) and, as in the case of the cylinder head no. IV, by a higher temperature of solutioning medium, limiting the rate of the cooling [34].

In Figure 7, distributions of the HBS10/1000/30 hardness on selected cross-section 2 of the cylinder head (by Fig. 3) are presented. The same was done for another two sections i.e., 1 and 3.



**Figure 7.** Areas of hardness measurement on the casting of the cylinder head – cross-section no. 2

Obtained values of HBS10/1000/30 hardness on the cross-sections for the raw casting (without the heat treatment) were included within a range from 78 to 81. After performed heat treatment, the hardness was improved (increase to 100-130 HBS). The highest values of the HBS hardness can be seen in the locations where the highest cooling rate of the alloy occurs during crystallization, which has a positive effect on the results obtained after the heat treatment, which confirms the effect of the initial structure of the alloy on a run of hardening precipitation process [35,36], as well as the process of spheroidization of eutectic silicon, even though the 319.0 alloys are more resistant to the spheroidization, which can be attributed to lower solutioning temperature of 319 alloys (495°C) in comparison with 356 alloys (540°C) [37]. Attention should be paid to the fact that obtaining values of the hardness of the cylinder heads made of the AlSi7Cu3Mg alloy at the level of 101-107 HB required aging at 210-230°C for 90-240 minutes (after solutioning at 498°C for 120-480 minutes) [38], whereas a stable level of 135 HB was possible to be obtained after 24 hours of solutioning of the casting at 485°C and 5 hours of aging at 180°C [39]. In Fig. 8, microstructures in selected areas of cross-section no. 2 of the cylinder head casting before and after the heat treatment are shown.



**Figure 8.** Microstructure in a selected area of the cross-sections of the cylinder head: S – the casting without heat treatment, III – the casting after the heat treatment (ts = 500°C, ts = 1 h, ta = 175°C, ta = 2 h)

The structure of the alloy in selected areas of the cross-section of the cylinder head (Fig. 6) results from different cooling rates of the alloy during the crystallization process, hence, after the heat treatment differences are also visible, mainly within the scope of the morphology of the precipitations of phase  $\alpha(\text{Al})$  and  $\beta(\text{Si})$ , in which precipitations are more dispersed in areas of its bigger crumbling in the eutectics  $\alpha(\text{Al})+\beta(\text{Si})$  of the alloy before the heat treatment. Moreover, short soaking at a

temperature of 500°C, as well as aging at 175°C has enabled obtaining a change in the form of the precipitations of silicon on the complete cross-section of the casting.

#### 4. Conclusion

In terms of casting cylinder heads for combustion engines, it is possible to find such a combination of the T6 heat treatment parameters (temperature, as well as the time of solutioning and aging treatments), which allows obtaining the highest value of HBS hardness with simultaneous consideration of the economic aspect of production – a limited time of the treatment operations.

Solutioning of the casting at a temperature of 500°C for 1 hour and then aging for 2 hours at 175°C has allowed obtaining HBS10/1000/30 hardness at the level of 105-130, which has assured its increase within limits 35-60%, in comparison to the raw casting.

#### Acknowledgment

The extended version of this article has been published in: Materials 2020, 13, 4114; doi:10.3390/ma13184114. The article has not been presented at an earlier conference or symposium.

#### References

- [1] D.A. Padmanaban, and G. Kurien, *Advanced Materials and Processes*, 170 (2012) 28-30.
- [2] G. Camicia, and G. Timelli, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26 (2016) 1211-1221.
- [3] R. Molina, M. Amalberto, and M. Rosso, *Metallurgical Science and Technology*, 29 (2011) 5-13.
- [4] K. Fan et al., *Materials Science and Engineering A*, 586 (2013) 78-85.
- [5] R. Molina et al. *Metallurgical Science and Technology*, 29 (2011) 5-15.
- [6] J.G. Kaufman, and E.L. Rooy, *Casting properties, Processes, and Application*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2004; pp.27-31.
- [7] M. Merchan, P. Egizabal, M. Cortazar, A. Irazustabarrena, and H. Galarraga, *Advanced Engineering Materials*, 21 (2019) 1-6.
- [8] K. Peta, P. Siwak, and K. Grochalski, *Materials Engineering*, 38 (2017) 114-118.
- [9] R. Molina, M. Amalberto, and M. Rosso, *Metallurgical Science and Technology*, 29 (2011) 5-13.
- [10] J. Pezda, *Metalurgija* 53 (2014) 221-224.
- [11] J. Hirsch, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24 (2014) 24 1995-2002.
- [12] C. Castella, *Self hardening aluminum alloys for automotive applications*. PhD thesis, Politecnico di Torino, 2015.
- [13] S. Das, R. Siddiqui, and V. Bartaria, *International Journal of Scientific & Technology Research*, 2 (2013) 96-102.

- [14] M. Tocci et al. *Procedia Engineering*, 109 (2015) 303-311.
- [15] E. Köhler et al. (2010). Cylinder head production with gravity die casting. *MTZ Worldw.* 2010, 71, 38-41.
- [16] Q. Wang, et al., Evaluation of a New High Temperature Cast Aluminum for Cylinder Head Applications. AFS Proceedings of the 122nd Metalcasting Congress, Fort Worth, Texas, USA, 2018; Paper 18-034.
- [17] C-Y, Jeong, *Materials Transactions*, 54 (2013) 588-594.
- [18] ASTM B917 / B917M-01. Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2001.
- [19] ASM handbook Volume 4: Heat treating. ASM International: Materials Park, OH, USA, 1991; pp.1881-1883.
- [20] H. Chandler, *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, ASM International: Materials Park, OH, 1996; p. 252.
- [21] V.S. Zolotarevsky, N.A. Belov, and M.V. Glazoff, *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier: Oxford, Great Britain, 2007; pp. 500-503.
- [22] F.J. Tavitas-Medrano, A.M.A. Mohamed, J.E. Gruzleski, et al., *Journal of Materials Science*, 45 (2010) 641-651.
- [23] J.H. Sokolowski, M.B. Djurdjevic, C.A. Kierkus, and D.O. Northwood, *Journal of Materials Processing Technology*, 109 (2001) 174-180.
- [24] B. Zhang, L. Zhang, Z. Wang, and A. Gao, *Materials*, 13 (2020) 647.
- [25] J. Pezda, *Archives of Foundry Engineering*, 12 (2012) 49-52.
- [26] ISO 6506-1:2014. Metallic materials - Brinell hardness test - Part 1: Test method.
- [27] F.H. Samuel, *Journal of Materials Science*, 33 (1998) 2283-2297.
- [28] Y. Han, A.M. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra, and F.H. Samuel, *Materials and Design*, 58 (2014) 426-438.
- [29] J. Gauthier, P. Louchez, and F.H. Samuel, *International Journal of Cast Metals Research*, 8 (1995) 91-106.
- [30] P. Ouellet, and F.H. Samuel, *Journal of Materials Science*, 34 (1999) 4671-4697.
- [31] Z. Górny, Z. Odlewnicze stopy metali nieżelaznych. WNT, Warszawa, Poland, 1992; pp.182-183. (in Polish).
- [32] A.K. Dahle, K. Nogita, S.D. McDonald, C. Dinnis, and L. Lu, *Materials Science and Engineering A*, 413-414 (2005) 243-248.
- [33] J.A. Garcia-Hinojosa, C.R. González, G.M. González, and Y. Houbart, *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144 (2003) 306-310.
- [34] D. Emadi, et al. *Optimal Heat Treatment of A356.2 Alloy*. Light Metals, ed.; Crepeau, P. The Minerals, Metals and Materials Society: Warrendale, USA, 2003, 983-989.
- [35] I.A.B. Magno, et al., *Materials Research*, 20 (2017) 662-666.
- [36] F.J. Tavitas, *Materials Science and Engineering A*, 480 (2008) 356-364.
- [37] M. Tash, et al., *Materials Science and Engineering*, 443 (2007) 185-201.
- [38] S.K. Chaudhury, et al., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46 (2015) 3015-3027.
- [39] A. De Mori, G. Timelli, and F. Berto, (2019). High Temperature Fatigue Behaviour of Secondary AlSi7Cu3Mg Alloys. In *Mechanical Fatigue of Metals: Experimental and Simulation Perspectives*, Correia, J.A.F.O.; Jesus, A.M.P.; de, Fernandes, A.A.; Calçada, R., Eds.; Springer International Publishing: Cham, Switzerland, 2019; pp. 49-55.

# Al-Cu Alaşımlarının 0.1 K/S den 37000 K/S kadar Farklı Soğuma Hızlarında Katılaşması ve Mikroyapısının Tahmini

## Solidification of Al-Cu Alloys in the Range of 0.1 K/S to 37000 K/S Cooling Rates and Prediction of Microstructures

Altan TÜRKELİ

Marmara Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

In this study new microsegregation models are described briefly. These new models are based on new back diffusion equations. (modified Clyne-Kurz and modified Ohnaka back diffusion equations). Using exact solution of Kirkwood coarsening model, these new models are also applied to coarsening+back diffusion and coarsening+back-diffusion+undercooling (at the dendrite tip + at the eutectic temperature) cases. Results of these models are compared with some experimental results for Al-4.9Cu and Al-4Cu alloys solidified at different cooling rates. It is shown that these models can predict the amount of non-equilibrium second phases at the end of solidification very closely.

### Özet

Bu çalışmada yeni geliştirilen mikrosegregasyon modelleri kısaca tanımlandı. Bu modeller, modifiye edilmiş Clyne-Kurz ve Ohnaka eşitliklerini üzerine kurulmuştur. Kirkwood dendrit kabalaşma mikrosegregasyon denklemini kullanarak, eşitlik hem kabalaşma+geri difüzyonu dikkate alan ve hem de kabalaşma+geri difüzyon+aşırı soğumayı dikkate alacak şekilde geliştirildi. Bu modellerin sonuçları, farklı soğuma hızlarında katılaşmış Al-4.9Cu ve Al-4Cu alaşımlarından elde edilen sonuçlarla karşılaştırıldı. Katılaşma sonunda dengesiz olarak oluşan ikinci fazların yüzdelilerinin bu modellerle tahmin edilebileceği gösterildi.

### 1. Giriş

Bilindiği gibi, döküm alaşımlarının mikroyapıları çoğunlukla dendritlerden oluşur. Bu dendritik yapılar da birinci, ikinci ve hatta bazen üçüncü kollarından meydana gelir. Bu ikinci dendrit kolları, katılaşmanın başlangıcında çok ufak iken katılaşma süresine bağlı olarak, katılaşma boyunca kabalaşır [1-3]. Yani dendrit kolları arası mesafe zamanla artar. Bu kolların irişmesi gerek eş eksenli ve gerekse kolonar yapılarda gözlenebilir. Bu ikinci

dendrit kollarının irişmesi, gerek dendrit kollarının birleşmesi ve gerekse erimesiyle meydana gelir. Eriyen dendrit kolları sıvının bileşim değerini düşürür ve bu da mikrosegregasyonu azaltır. Bunun sonucu olarak, son yapıda oluşan ikinci fazların oranı da daha düşük olur. İkinci dendrit kollarının kabalaşması, zamanın fonksiyonu olarak, çoğunlukla

$$\lambda_2 = A t^n \quad (1)$$

eşitliğiyle ifade edilir. Bu eşitlikte t zaman (s), n kabalaşma üstel değeri olup, birimsiz ve çoğunlukla 1/3 civarında olduğu kabul edilir. A ( $\mu\text{m/s}^n$ ) bir sabittir.  $\lambda_2(\mu\text{m})$  ikinci kollar arası mesafedir.

Döküm sonrası oluşan katılaşma yapısını etkileyen diğer bir faktörde, katı-sıvı ara yüzeyindeki geri difüzyondur. Ara yüzeyde geri difüzyon için çok farklı eşitlikler öne sürülmüş olup, bunlardan iki tanesi en popüler olanlardır. Bunlar, Ohnaka eşitliği ve Clyne-Kurz eşitliğidir. Bu her iki eşitlikte, sadece alfa-f olarak gösterilen Fourier sayısının bir fonksiyonudur. Alfa-f

$$\alpha_f = \frac{D_s t_f}{L_f^2} \quad (2)$$

olarak tanımlanmıştır. Bu eşitlikte  $D_s$  ( $\text{m}^2/\text{s}$ ) çözünen elementin difüzyon değeri,  $t_f$  (s) katılaşma süresi,  $L_f$  (m) de katılaşma sonundaki ikinci dendrit kolları arasındaki mesafenin yarısıdır [1-3]

Ohnaka[4] ve Clyne-Kurz[5] eşitlikleri, her durum için doğru çalışmamasına karşın, bir çok araştırmacı tarafından sıklıkla kullanılmaktadır. Diğer yandan Kobayashi, geri difüzyon eşitliğinin kesin çözümünü öne sürmesine rağmen eşitlik ancak bilgisayar modellemesiyle kullanılabilir. Pratikte kullanımı yaygınlaşmamıştır. Bu makalenin yazarı, Voller geri difüzyon denklemini, bir iki adım daha geliştirerek, Kobayashi kesin çözümüne çok



yakın hale getirmiştir. Buna göre, modifiye Ohnaka geri difüzyon eşitliği

$$\Gamma_m = \frac{\frac{2a_f}{\Delta p}}{\frac{2a_f}{\Delta p} + 1} \quad (3)$$

şeklinde yazılabilir. Burada, p alt indisi, düzlemsel katılma için olduğunu belirtmektedir. Bu eşitliğin orjinal Ohnaka eşitliğinden farkı, Fourier sayısının delta-p ye bölünmesidir. Benzer şekilde Clyne-Kurz eşitliğini de delta-p ye bölerek modifiye ettiğimizde, eşitlik

$$\Omega_m = \frac{2a_f}{\Delta p} \left( 1 - \exp\left(-\frac{1}{\frac{a_f}{\Delta p}}\right) \right) - \exp\left(-\frac{1}{\frac{2a_f}{\Delta p}}\right) \quad (4)$$

olarak yazabilir. Bu eşitliklerde  $\Delta p$  aşağıda verdiği gibi, katı oranına (fs), alfa-f ve denge dağılım katsayısına (k) bağlı bir fonksiyondur ve bu makalenin yazarı tarafından

$$\Delta p = 1 + \frac{a}{b} \quad (5)$$

$$a = f_s^{(10+20f_s^{12})} \quad (6)$$

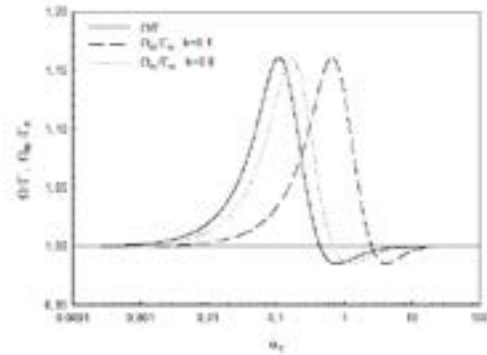
$$b = (2 + 0.02\alpha_f^2 + 0.5k^2)0.8k \quad (7)$$

olarak tanımlanmıştır.

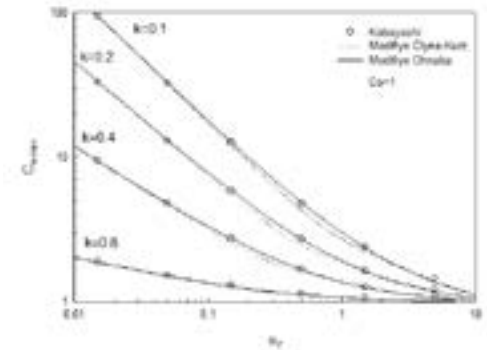
Her ne kadar delta-p fonksiyonu deneme yanılma ile geliştirilmiş olsa da, geri difüzyon denklemlerini ciddi oranda modifiye ederek parabolik katılma için gerçeğe en yakın değerleri tahmin eder hale getirilmiştir. Modifiye ve modifiye edilmemiş Clyne-Kurz ve Ohnaka geri difüzyon denklemleri arasındaki fark ise, şekil 1 de verildiği gibi, belli alfa değerleri arasında, Clyne-Kurz denklemi Ohnaka denkleminden yüzde onaltıya kadar fazla oranda değerlere sahip olmasıdır. Buna karşın belli değerlerde de Ohnaka eşitliği yüzde iki kadar daha yüksek değerler göstermektedir. Ayrıca, k denge dağılım katsayısının azalmasıyla, eğride sağa kaymaktadır.

Şekil 2 de katılma sonunda maksimum katı konsantrasyon değerinin farklı faz diyagramları (farklı denge dağılım katsayıları için) ve alfa-f in fonksiyonu olarak değişimi verilmiştir. Bu şekilden de görüleceği gibi, yeni geliştirilen geri difüzyon eşitlikleriyle Kobayashi nin hesapladığı değerler, çok iyi bir uyumluluk göstermektedir. Clyne-Kurz eşitliğinin bazı değerlerde düşük maksimum değeri vermesi, şekil 1 de belirtilen farktan kaynaklanmaktadır. Benzer şekilde, şekil 3 de Ceu/Co=9 değeri için denge dağılım katsayısının (değişik faz diyagramları için) ve alfa-f değerinin fonksiyonu olarak son yapıda oluşan ötektik miktarının değişimi gösterilmiş ve bazı diğer mikrosegregasyon modelleriyle karşılaştırılması

yapılmıştır. Buna göre, yeni eşitliklerin çok iyi çalıştığı açık olarak görülmektedir. Bazı değerlerde, Clyne-Kurz geri difüzyon eğrisine göre hesaplanan ikinci fazların yüzde değeri, kısmen düşük olmuştur. Bu gene şekil-1 de belirtildiği gibi, modifiye Ohnaka ile modifiye Clyne-Kurz eşitliklerinin farklılığından kaynaklanmaktadır.



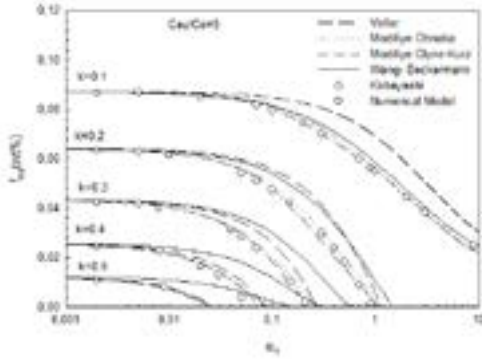
Şekil 1. Modifiye edilmiş ve edilmemiş Clyne-Kurz ve Ohnaka eşitliklerinin karşılaştırılması



Şekil 2. Geliştirilen geri difüzyon eşitlikleriyle Kobayashi kesin çözümünün, (parabolik katılma durumunda) maksimum konsantrasyon değerlerinin farklı denge dağılım katsayıları için (farklı faz diyagramları için) karşılaştırılması

## 2. Dendrit Kollarının Kabalaşmasını Dikkate Alan Yeni Bir Model

Parabolik katılma bir katı-sıvı ara yüzeyi için, Voller-Beckermann[6,7], profil metodunu kullanarak, geri difüzyon denklemine 0.1 ilave edildiği zaman, bu ilavenin kabalaşmadan ileri gelen sıvı seyreltilmesini dikkate alınabileceğini öne sürmüşlerdir. Yani geri difüzyon denklemine alfa-f yerine alfa-f+0.1 kullanılması önermişlerdir. Şekil-4 den görüleceği gibi, bu öneri iyi



Şekil 3. Modifiye edilmiş Clyne-Kurz ve Ohnaka eşitliklerinin diğer modellerle karşılaştırılması

çalışmamakta, yani katılaşma sonrasında oluşan dengesiz ötektik miktarını doğru tahmin etmemektedir. Ayrıca, alfa-f sıfıra yaklaştıkça, bu önerilen eşitlik de kabalaşma eğrisine yaklaşmalı idi (sınır şartları gereği). Yani hızlı katılaşma şartlarında, geri difüzyonun etkisi sıfır olduğunda, eşitlik Kirkwood kabalaşma çizgisine yaklaşmalıydı. Oysa, daha düşük değerler vermektedir. Yani alaşımı daha fazla oranda seyreltmektedir. Böylece kütle dengesi korunmamaktadır. Hesaplamadaki bu farklılık, Ceu/Co oranı ve alfa-f ne olursa olsun, seyreltmenin sebep olduğu değer, hep aynı değer olan 0.1 alınmasından kaynaklanmaktadır.

Yeni geliştirilen, birleşik (unified microsegregation model) mikrosegregasyon yönteminde ise, hesaplama sistematığı sırasıyla şöyledir. a) Önce Kirkwood denklemi(8) verilen n ve Ceu/Co (sırasıyla, ötektik bileşim, alaşım ortalama bileşimi) oranlarına ve katılaşmanın boyutuna (i-bir boyulu yani düzlemsel katılaşma için i=1, silindirik için i=2 ve küre için i=3 alınarak) bağlı olarak katı oranı fs hesaplanır. (fs=feu, geri difüzyon sıfır iken) Örneğin, bir boyutlu katılaşmada i=1, parabolik katılaşma için m=0.5 ve n=1/3 alınmalıdır. Eğer kabalaşma üstel değeri n=1/3 den farklı ise, örneğin 0.29 ise n=0.29 alınmalıdır.

$$\frac{C_L}{C_0} = \frac{\left(\frac{in}{m}\right)(1-f_s) \left(\left(1+\frac{in}{m}\right)^{k-1}\right)}{f_s \left(\frac{in}{m}\right)} \int_0^{f_s} u^{\left(\frac{in}{m}-1\right)} (1-u)^{-\left(1+\frac{in}{m}\right)k} du \quad (8)$$

b)Daha sonra Brody-Flemeing parabolik mikrosegregasyon denklemi kullanılarak,

$$\frac{C_L}{C_0} = \left(1 - (1 - f_s k \Omega_m)\right)^{\frac{(k-1)}{(1-k\Omega_m)}} \quad (9)$$

“h” seyreltme değeri hesaplanır. Örneğin, geri difüzyon eşitliği olarak, modifiye edilmiş Clyne-Kurz eşitliği

kullanılırsa, alfa-f yerine “h” değeri konur. C<sub>L</sub>/C<sub>0</sub> için fs=feu yazılarak, itarasyonla h değeri hesaplanır. Örneğin Al-4.9Cu alaşımı için, ötektik nokta 33.2 ve alaşımın ortalama bileşimi 4.9, ve geri difüzyon sıfırken oluşan ötektik katı oranı fs=0.9 hesaplanmıştır. Buna göre eşitlik

$$\frac{33.2}{4.9} = \left(1 - (1 - 0.90 k \Omega_m)\right)^{\frac{(k-1)}{(1-k\Omega_m)}} \quad (10)$$

olarak yazılarak ve örneğin Clyne-Kurz eşitliği kullanılarak

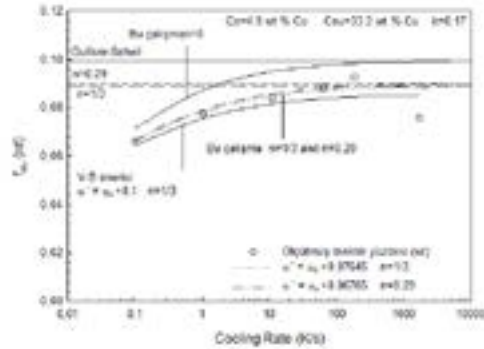
$$\Omega_m = \frac{2(h)}{A_p} \left(1 - \exp\left(-\frac{1}{\frac{h}{A_p}}\right)\right) - \exp\left(-\frac{1}{\frac{2(h)}{A_p}}\right) \quad (11)$$

iterasyonla h değeri hesaplanır. Daha sonra, deneysel çalışmalardan elde edilen alfa-f değeri, h değeri sabit alınarak h+alfa-f toplamından, gerçek ötektik yüzdesi hesaplanır. Yani,

$$\Omega_m = \frac{2(a_f+h)}{A_p} \left(1 - \exp\left(-\frac{1}{\frac{a_f+h}{A_p}}\right)\right) - \exp\left(-\frac{1}{\frac{2(a_f+h)}{A_p}}\right) \quad (12)$$

kullanılarak, feu hesaplanır.

Bu yöntemde, h sabit tutularak, maksimum ötektik yüzdesi, Gulliver-Scheil denkleminden, Kirkwood denkleminde kadar aşağıya ötelenmiş veya kaydırılmış olmaktadır.



Şekil 4. Al-4.9 Cu alaşımında, soğuma hızına bağlı olarak dengesiz oluşan ötektik miktarının hesaplanması ve Voller-Beckermann (V-B) modeli ve Flemings modeliyle karşılaştırılması.

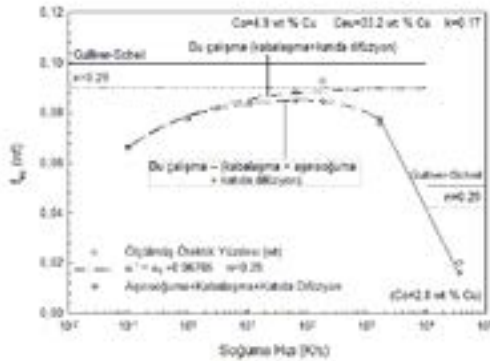
Sarreal ve Abbaschian [8], Al-4.9Cu ve Al-2.8Cu (sadece 37000K/s için) alaşımlarını yönlenmiş katılaşmayla katılaştırarak, elde edilen kolonsal taneli yapılarıdaki dendrit boyları ve oluşan dengesiz ötektik miktarını ölçmüşlerdir. Bu araştırmacılara göre, 0.1 K/s den 37000 K/s kadar geniş bir soğuma aralığında, ikinci dendrit

kollarının zamana (t) bağlı ve soğuma hızına (W) bağlı kabalaşma eşitliği

$$\lambda_2 = 46.6 W^{-0.29} \quad (13)$$

$$\lambda_2 = 12.28 t f^{0.29} \quad (14)$$

olarak verilebilir. Diğer yandan , teorik çalışmalarda ise, kabalaşma üstel değerinin n=1/3 olarak ifade edilmektedir. Bu iki farklı n değeri için (n=0.29 ve n=1/3), Clyne-Kurz geri difüzyon denklemleri kullanılarak, h değeri, 0.07645 ve 0.06765 olarak hesaplanmıştır. Bu değerleri ve her bir deneydeki, hesaplanan, alfa-f değerini kullanarak, soğumanın fonksiyonu olarak, son yapıda oluşan ötektik yüzdesini hesaplanabilir. Bu değerler şekil-4 de gösterildiği gibidir. Bu şekilden de görüleceği gibi, n=0.29 olarak alındığında, yeni geliştirilen model, son yapıda oluşan ötektik yüzdesini ve ikinci kollar arası mesafeyi 187 K/s kadar çok iyi tahmin edebilmektedir. Eğer daha yüksek soğuma hızlarında oluşan ötektik yüzdeyi hesaplamak istersek, bu durumda dendrit tepe noktasında oluşan aşırı soğumayı (Kurz ve arkadaşlarının aşırı soğuma eşitliği kullanılmıştır) ve ötektik noktada oluşan aşırı soğumayı (Hunt-Jackson tip aşırı soğuma eşitliği)[3] da dikkate aldığımızda, eğri şekilde 5 gösterildiği gibi oluşmaktadır. Buradan da görüleceği gibi, geliştirilen model çok farklı soğuma hızları için çok iyi çalışmaktadır.



Şekil 5. Al-4.9 Cu alaşımında, soğuma hızına bağlı olarak dengersiz oluşan ötektik miktarının değişimi

Diğer yandan, Kasperovich ve arkadaşları [9], Al-4Cu alaşımını farklı soğuma hızlarında katılaştırmışlar ve son yapıda oluşan ötektik yüzdesini ölçmüşlerdir. Bu çalışmalarda, 1 K/s kadar olan soğuma hızlarında, yönelmiş katılma ve dolayısıyla kolonsal taneler, buna karşın bu hızdan yüksek hızlarda ise eşeksiz katılma yapıları elde edilmiştir. Bu yazarlar, yaklaşık 1 K/s kadar hızlarda katılan yapılardaki dendritler küremsi olurken, bu hızdan yüksek değerlerde iğnel dendrit yapılarının oluştuğunu belirtmişlerdir. Bu durumda, bu deneysel dataları değerlendirebilmek için düzlemsel katılmanın

yanı sıra, buna ek olarak, silindirik geri difüzyon eşitliği kullanılmalı ve bunun içinde Ohnaka ve Clyne-Kurz geri difüzyon eşitlikleri silindirik için modifiye edilmelidir. Silindirik katılma için önerilen geri difüzyon eşitlikleri, aşağıda görüldüğü gibidir.

$$\Gamma_m = \frac{4a_f}{\frac{4a_f}{A_c} + 1} \quad (15)$$

$$\Omega_m = \frac{4a_f}{A_c} \left( 1 - \exp\left(-\frac{1}{2a_f}\right) \right) - \exp\left(-\frac{1}{4a_f}\right) \quad (16)$$

$$A_c = 1 + \frac{a}{b} \quad (17)$$

$$a = f_s^{(10+20f_s^{12})} \quad (18)$$

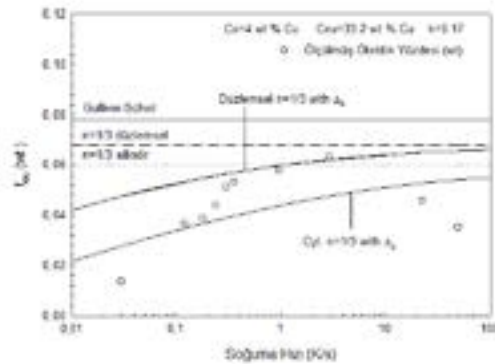
$$b = (4 + 4k + 0.02a_f^2 + 0.5k^2)0.8k \quad (19)$$

Bu çalışmada dendrit kollarının zamana ve soğuma hızına bağlı değişimi eşitlik 20 ve 21 de verilmiştir. Silindirik dendritlerde kabalaşmanın etkisini hesaplamak için, Kirkwood eşitliğinde i=2 ve n=1/3 alınmalıdır.

$$\lambda_2 = 54.50 W^{-0.328} \quad (20)$$

$$\lambda_2 = 12.03 t f^{0.328} \quad (21)$$

Farklı alfa-f değerlerine göre yapılan dengersiz ötektik miktarının hesaplamaları, soğumanın fonksiyonu olarak şekil 6 da gösterilmiştir. Buradan da görüleceği gibi, düşük soğumalarda silindirik model iyi çalışırken, soğuma hızının artmasıyla düzlemsel model daha iyi sonuç



Şekil 6. Al-4Cu alaşımında, soğuma hızına bağlı olarak dengersiz oluşan ötektik miktarının değişimi

vermektedir. 20 K/s den sonra ise, aşırı soğuma etkili olmaya başlamaktadır. Özellikle son dört numunenin eşeksensli dendritlerden oluştuğu unutulmamalıdır. Genel olarak, deneysel datalar düzlemsel ve silindirik katılaşma eğrileri arasında bir dağılım göstermektedir.

Bu çalışmada, Al-Cu alaşımlarında son yapıda oluşan, dendrit boyları ve ötektik yüzdelерinin tahmini üzerine durulmuştur. Benzer şekilde bu yeni modeli diğer alaşımlara da uygulayarak, katılaşma sonrasındaki mikroyapılar tahmin edilebilir. Ayrıca, bu çalışmada, mikrosegregasyon çalışmalarında ikinci dendrit kollarının kabalaşmasından kaynaklanan etkinin kesinlikle dikkate alınmasının gerekliliği gösterilmiştir.

### 3. Sonuç

Bu çalışmada yeni bir mikrosegregasyon yöntemi tanımlanmıştır. Bu model hem düzlemsel ve hem de silindirik katılaşan ikinci dendrit kolları için kabalaşmanın da etkisini dikkate alacak şekilde geliştirilmiştir. Bu modeller ile literatürdeki Al-4.9Cu ve Al-4Cu alaşımlarından elde edilen datalar karşılaştırıldığında, çok düşük soğuma hızlarından 37000 K/s kadar çok yüksek soğuma şartlarında, mikroyapıda oluşan dengesiz ikinci fazların yüzdesinin çok iyi tahmin edilebileceği gösterilmiştir.

### Referanslar

- [1] A. Türkeli, Microsegregation Manganese Steels, Ph.D. Thesis, University of Sheffield, 1989, Sheffield, England, UK.
- [2] M.C. Flemings, Solidification Processing, McGraw Hill, 1974, NY, USA.
- [3] D.J. Fisher and W Kurz, Fundamentals of Solidification Trans Tech Pub. , 1992, Switzerland.
- [4] I. Ohnaka, Trans. of ISI Japan, 26 (1986) 1045-1050.
- [5] T.W. Clyne, W. Kurz, Metallurgical Trans., 12A (1981) 965-970.
- [6] C. Y. Wang, C. Beckermann, Materials Science and Eng., A171 (1993), 199-211.
- [7] V. R. Voller, C. Beckermann, Metall. And Materials Trans. 30A (1999) 2183-2189
- [8] J.A. Sarreal and G.J. Abbaschian: Metall. Trans. A, 17A (1986) 2063-2073
- [9] G. Kasperovich, T. Volkman, L. Ratke, ve D. Herlach, Metall. And Materials, 39A (2008) 1183-1191

# Recrystallization Behavior of Cold Rolled Twin-Roll Cast 3003 Aluminum Alloy

## İkiz Merdane Sürekli Döküm Tekniği ile Üretilen Soğuk Haddelenmiş 3003 Alüminyum Alaşımının Yeniden Kristalleşme Davranışı

Elif ÖNER SHBEH, Onur MEYDANOĞLU

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

The formability properties of 3xxx series aluminum alloys depend on heterogeneities in the final microstructure of the material. Homogenization conditions and hence microchemistry are significant for a uniform microstructural evolution. In the present study, the effects of homogenization treatment and cold deformation prior to homogenization treatment on the recrystallization behavior of twin-roll cast (TRC) 3003 aluminum alloy have been investigated. For this purpose, as-cast and 40% cold rolled samples were subjected to homogenization treatment. Subsequently, homogenized and non-homogenized samples were cold-rolled to the same thickness of 1 mm and back annealed at different temperatures and durations. The results revealed that homogenization treatment reduces recrystallization temperature and produces fine quasi-equiaxed grain structure by particle-stimulated nucleation (PSN) due to the presence of coarse precipitations, which decrease Zener pinning effect. On the other hand, non-homogenized samples show sluggish recrystallization kinetics and coarse elongated grain structure due to concurrent precipitation. However, cold rolling prior to homogenization heat treatment leads to a slight increase in recrystallization temperature as compared to that of samples homogenized at as-cast thickness.

### 1. Introduction

AA3xxx alloys that contain Mn as a main alloying element are mostly preferred in packaging and heat exchanger industries due to their superior properties such as high strength to weight ratio, good formability and corrosion resistance [1]. Grain-size control is crucial for the material performance in the application areas. A coarse grain structure is significant for the heat exchangers, since coarser grains provide high corrosion and sagging resistance. On the other hand, a fine grain structure positively alters formability, which is required in food packaging and wall tube industries. To achieve optimal grain structure in the final product, it is essential to control thermomechanical processing determining the evolution of microchemistry (size and distribution of constituent and dispersoids, level of alloying elements in supersaturated solid solution) [2]. Due to rapid solidification process in twin-roll casting (TRC), Mn is mostly observed in supersaturated solid solution. However, the supersaturated Mn precipitates from the

solid solution during downstream thermal processes to form second phase particles (dispersoids), which have a significant impact on the recrystallization kinetics, hence on the final grain structure and texture. It is well known that large particles ( $>1\mu\text{m}$ ) enhance particle stimulated nucleation (PSN), which promotes recrystallization; while small dispersoids retards recrystallization as they restrict both low and high-angle grain boundary motion, which is known as Zener's pinning effect [3]. Therefore, the evolution of microchemistry during successive thermomechanical processes has a significant role to achieve optimal microstructure in the final product. Homogenization treatments are effective in altering the microchemistry, which has a significant impact on the sequence of recrystallization and precipitation during intermediate annealing. Previous investigations indicated that non-homogenized twin-roll cast AA3105 alloy shows a very coarse recrystallized grain structure due to fine constituents and dispersoids, which hindered nucleation during annealing stage, while homogenization reduces supersaturation and increases the size of constituent particles and hence enhances recrystallization by particle stimulated nucleation (PSN) [4]. Moreover, previous researchers showed that the samples subjected to cold deformation prior to homogenization treatment show relatively slow recrystallization kinetics as compared to the samples homogenized directly at the cast thickness [5]. The objective of current study is to investigate the impact of homogenization treatment and cold deformation prior to homogenization on the recrystallization kinetics of twin-roll cast 3003 aluminum alloy under different annealing conditions.

### 2. Experimental Procedure

The alloy used in this investigation was commercial AA 3003 cast by twin-roll casting (TRC) at a gauge of 6 mm with chemical composition (wt.%) given in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of the AA 3003 alloy.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0.15	0.47	0.06	1.11	0.00	0.00	0.01	0.01

The as-cast materials were sectioned for three different processes: first group samples were without homogenization, second group was directly subjected to homogenization treatment in as-cast state and third group samples were exposed to cold deformation (40%) prior to homogenization, these conditions are designated

by A, B and C given in Table 2. Homogenization treatments were conducted in air circulating laboratory scale furnace following industrial coil annealing conditions, which involve a slow heating step, a subsequent isothermal soaking stage followed by furnace cooling.

**Table 2.** Processes used in the current study.

	<i>Cold Deformation</i>	<i>Homogenization</i>	<i>Final Thickness</i>
<b>A</b>	-	-	1 mm
<b>B</b>	-	6,0 mm / 560°C-6h	1 mm
<b>C</b>	40%	3,6 mm / 560°C-6h	1 mm

All samples were cold deformed to 1 mm final thickness. Different annealing temperatures and durations were applied to the samples to investigate recrystallization behavior of 3003 aluminum alloy related to each process. Electrical conductivity measurements were performed on as-cast, homogenized and cold-rolled samples with using Helmut Fischer GmbH Sigmascop SMP350 instrument with 60 kHz frequency to examine the precipitation reactions. The softening behavior of the samples (prepared perpendicular to rolling direction) was investigated by performing tensile tests using Zwick/Roell Z010 testing machine. Conventional metallographic techniques were used for microstructural analysis, which is conducted by Zeiss Axio Imager Vario optical microscope using polarized light.

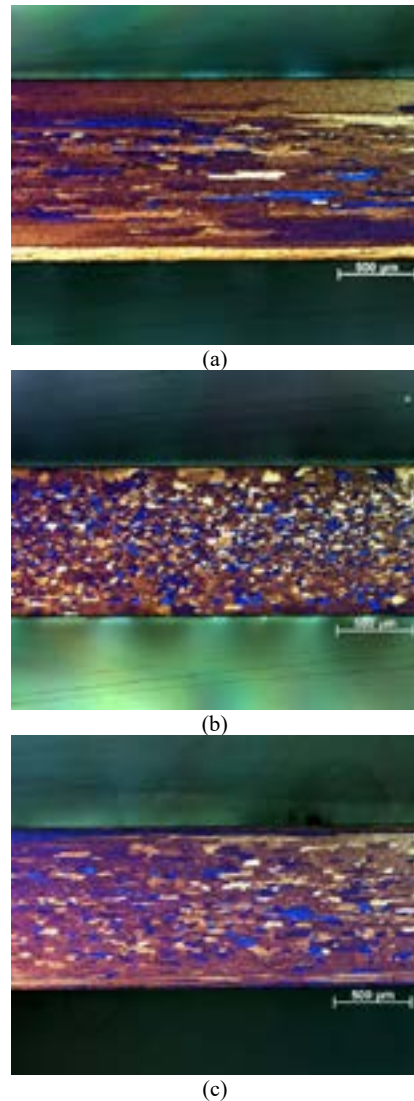
**3. Results and Discussion**

Electrical conductivity measurement results of as-cast, cold-rolled (40%) and homogenized AA 3003 strips are shown in Table 3. Electrical conductivity of as-cast AA 3003 strip was measured as 16.7 MS/m and found to slightly decrease with cold rolling. It has been reported that the presence of Mn and Fe in solid solution tends to decrease electrical conductivity of Al [6,7]. Since the main alloying element of AA 3003 is Mn, lower electrical conductivities of non-homogenized as-cast AA 3003 strip can be attributed to supersaturation of Mn owing to high cooling rates encountered in twin-roll casting. On the other hand, electrical conductivities of as-cast and cold-rolled AA 3003 strips increase with homogenization heat treatment. Increased electrical conductivities of homogenized samples indicate reduced Mn content in solid solution and thus precipitation of Mn-bearing particles during homogenization heat treatment.

**Table 3.** Electrical conductivities of as-cast, cold rolled and homogenized samples.

State	Electrical conductivity, MS/m
As-cast	16.7
As-cast+HT	25.1
CR	16.4
CR+HT	25.7

Typical grain structures of recrystallized samples are represented in Figure 1. Microstructural investigations have shown that non-homogenized sample exhibited coarse elongated grains. The formation of coarse elongated grains was reported in the previous studies and attributed to concurrent precipitations, which inhibit grain growth in normal direction [4,8,9]. On the other hand, homogenized samples showed quasi-equiaxed grains. The formation of quasi-equiaxed grains can be explained by the particle-stimulated nucleation due to presence of coarser and randomly distributed intermetallic particles [4,9].



**Figure 1.** Typical grain structures of recrystallized samples (a) non-homogenized and annealed at 450°C for 1.5h, (b) homogenized at as-cast thickness and annealed at 320°C for 1.5h and (c) homogenized after 40% cold rolling and annealed at 320°C for 1.5h.



**Table 4.** The results of tensile tests and electrical conductivity measurements.

State	Annealing	Yield strength, MPa	Tensile strength, MPa	Electrical conductivity, MS/m	Increase in electrical conductivity, %
Non-homogenized	As-rolled	245	255	16.49	-
	300°C-1.5h	214	225	19.14	16.1
	425°C-1.5h	97	142	26.31	59.5
	450°C-1.5h	62	117	25.67	55.7
Homogenized at as-cast thickness	As-rolled	213	227	25.21	-
	300°C-1.5h	66	115	27.03	7.2
	310°C-1.5h	54	108	26.75	6.1
	320°C-1.5h	51	104	26.58	5.4
Homogenized after 40% cold rolling	As-rolled	193	204	25.21	-
	300°C-1.5h	152	156	26.40	4.7
	310°C-1.5h	119	134	26.75	6.1
	320°C-1.5h	77	114	26.93	6.8

The variations in yield strengths and electrical conductivities of samples after final annealing are given in Table 4. As can be seen in Table 4, electrical conductivities of samples increased during final annealing. Among the samples, under a constant annealing parameter, non-homogenized sample showed a significant increase in electrical conductivity when compared to those of homogenized samples. Remarkable increase in electrical conductivity of non-homogenized sample indicates the concurrent precipitation of Mn-bearing particles from supersaturated solid solution. On the other hand, according to the tensile test results, higher temperatures are necessary to soften the non-homogenized sample when compared to those of homogenized samples. Higher recrystallization temperature of non-homogenized sample can also be explained by the concurrent precipitation of Mn-bearing particles which slows and retards the softening. Reduced recrystallization temperatures of homogenized samples can be attributed to the particle-stimulated nucleation induced by coarse Mn-bearing intermetallic particles. However, cold rolling prior to homogenization heat treatment leads to slightly higher recrystallization temperature as compared to that of homogenized sample at as-cast strip thickness.

#### 4. Conclusion

The results of this study can be summarized as follows:

Homogenization heat treatment leads to enhanced electrical conductivity through decreasing the amount of Mn in solid solution.

There is a transition in recrystallized grain structure from coarse elongated grains to finer quasi-equiaxed grains. Non-homogenized strip shows a coarse elongated grain structure due to inhibiting effect of concurrent precipitations on grain growth in normal direction. Homogenization heat treatment results in finer

quasi-equiaxed grains during final annealing through particle-stimulated nucleation. However, under a constant annealing parameter, cold rolling prior to homogenization heat treatment leads to formation of relatively larger grain structure as compared to that of homogenized at as-cast strip thickness.

During final annealing, under a constant annealing parameter, non-homogenized sample shows higher increase in electrical conductivity as compared to those of homogenized samples indicating concurrent precipitation of Mn-bearing particles.

Homogenization heat treatment results in lower recrystallization temperature of AA 3003 strip through reducing the supersaturation of Mn in solid solution. However, for a constant final thickness, cold rolling prior to homogenization treatment results in slightly higher recrystallization temperature as compared to that of homogenized sample at as-cast strip thickness.

#### Acknowledgment

Authors wish to thank Mr. Nihat Yılmaz and Mr. Hikmet Kayaçetin, technicians of Assan Alüminyum Research and Development Laboratory, for their valuable help with metallographic studies and mechanical tests.

#### References

- [1] Y. J. Li and L. Arnberg, *Materials Science and Engineering A*, 347 (2003) 130-135.
- [2] S. Tangen, K. Sjølstad, T. Furu and E. Nes, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41A (2010) 2970-2983.
- [3] F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Elsevier, 1995, Oxford, United Kingdom.
- [4] N. Sun, B. R. Patterson, J. P. Suni and E. A. Simielli, H. Weiland and L. F. Allard, *Materials Science and Engineering A*, 416 (2006) 232-239.

- [5] Y. Birol, *Journal of Alloys and Compounds*, 471 (2009) 122-127.
- [6] A. M. F. Mugerud, E. A. Mortzell, Y. Li and R. Holmestad, *Materials Science and Engineering A*, 567 (2013) 21-28.
- [7] J. P. Martins, A. L. M. Carvalho and A. F. Padilha, *Journal of Materials Science*, 44 (2009) 2966-2976.
- [8] W. C. Liu and J. G. Morris, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36A (2005) 2829-2848.
- [9] J. Liu, S. W. Banovic, R. J. Fields and J. G. Morris, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A (2006) 1887-1898.

# Krojenik Isıl İşlemin AA 2024 Boru Profillerin Mekanik Özelliklerine olan Etkisinin İncelenmesi

## Investigation of The Effect of Cryogenic Heat Treatment on Mechanical Properties of AA 2024 Tubular Profiles

Özkan TUNÇ<sup>2</sup>, Ali KALKANLI<sup>1</sup>, İbrahim KILINÇ<sup>2</sup>, Funda KUYUMCU<sup>2</sup>,  
Bukle Pelin BAYMUŞ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Türkiye

<sup>2</sup> Ditaş Doğan Yedek Parça İmalat ve Teknik A.Ş. Türkiye

Alüminyum 21.yüzyıla birlikte savunma sanayisi başta olmak üzere kullanımı gün geçtikçe artan bir malzemeler arasında yer almaktadır. Alüminyum çeliklere göre daha hafif ve nispeten mukavemetli olması, korozyona karşı göstermiş olduğu direnç gibi birçok avantajından dolayı oldukça tercih edilmektedir. Bu çalışmada bir seri AA2024-T0 borular üzerine bir dizi mekanik ve termo-mekanik işlemlerle birlikte mukavemet artışı elde edilmeye çalışılmıştır. Hem plastik şekil verme işlemi hem de mukavemet artışı için AA 2024-T0 malzemeye önce büzme işlemi uygulanıp uzama elde edilerek deformasyon sonucu çalışma sertleşmesi oluştuğu için aynı zamanda sertlik artışı da sağlanmaktadır. Daha sonra krojenik işlem ile ilave dahili gerilim birikimi elde edilip termomekanik süreç sonunda daha ince tane yapısı elde edilmektedir. Bu amaçla AA 2024 T0 koşulundaki boruların büzme operasyonu ile çap daraltılması ardından krojenik ısıl işlem ve yapay yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Krojenik ısıl işlem için parametrik düşük sıcaklıkta kalma süre çalışmaları yapılarak optimum koşullar belirlenmeye çalışılmıştır. AA 2024 numunelerine çekme deneyleri uygulanmış 400-490 MPa çekme değerleri elde edilmiş ve T0 durumuna göre artış kıyaslamalı olarak incelenmiştir. Bazı termo-mekanik işlem görmüş çubuklarda 490 MPa çekme dayanıcı ve yüzde uzama %17 değerlere ulaşılmıştır. Yüzde uzama değerleri %7-20 arasında değişiklik elde edilmiş ve değerler arası farklılıklar incelenmiştir.

Aluminum is one of the materials used for defence industry is increasing day by day, especially in 21. Century. Aluminum alloys are preferred because of its many advantages, such as its lightness, specific strength and resistance to corrosion compare to steel alloys

In this study, it was aimed to increase strength of AA2024-T0 pipes with a series of mechanical and thermomechanical processes. In order to perform plastic deformation and to increase strength, AA 2024-T0 material is first contracted by swaging to obtain section reduction and elongation achieving work hardening then cryogenic treatment to increase additional internal stress before recrystallization to obtain finer grain size at the end thermomechanical treatment. For this purpose swaging operation were performed to obtain section reduction to AA2024 tubes at T0 condition then cryogenic treatment and artificial ageing were applied. Time duration at subzero temperature was changed to obtain optimum conditions Tensile tests were performed on AA2024 tubes and tensile strength values were in the range of 400-490 MPa. The increase of the values were compared with T0 condition

490 MPa tensile strength and %17 percent elongation results was obtained in some specimens. The conditions behind the %7-20 percent elongation were examined by microstructural and mechanical analysis techniques.

## 1. Giriş

Savunma sanayi ve otomotiv sanayisinde alüminyum malzemesine sahip yapıların kullanımı son yıllarda artmaktadır. Otomotiv sanayisinde zorlayıcı olan emisyon salınım oranları araçların hafifletilmesini zorunlu hale getirmiştir. Savunmada ise hafifliğin sağlanması taşınacak olan faydalı yükün artması anlamına gelmektedir. Endüstri kullanılan alüminyumlar, ağırlıkları azaltırken mukavemet olarak da ikame edilen malzemenin performansını sağlaması beklenmektedir. Bu durum alüminyum malzemesi üzerinde bir dizi işlemin yapılmasını zorunlu hale getirmiştir. Çalışmamız kapsamında AA 2024-T0 üzerine bir dizi işlem uygulayarak mukavemet artışı sağlanması amaçlanmıştır.

EN AW 2024 ve diğer malzemeler üzerinde büzme operasyonunun mandrenli ve mandrensiz olarak gerçekleştirilmiştir. Plastik deformasyonun malzeme ve kalıp üzerine olan etkileri irdelenmiştir. Çalışmalar yapılar iken sonlu elemanlar metodu ile doğrulama ve fiili uygulamalar yapılmıştır. Bu çalışmaların sonucunda ilk duruma göre tane boyutu, mikro yapı, sertlik, uzama ve şekil değiştirme, kalıntı gerilme vb; gibi durumlar incelenmiştir.[1-6]

AA 2024 alaşımının yapay yaşlandırmalarında optimum değerlerini bulmak için farklı solüsyona alma, farklı yapay yaşlandırma sıcaklıklarında ve sürelerde denemeler yapılmıştır. Hatta bazı çalışmalarda aşırı yaşlandırma ve doğal yaşlandırma etkileri de incelenmiştir. Yapılan çalışmaların sonuçları ilk duruma ve birbirlerine göre durumları kıyaslamalı olarak verilmiştir. Çalışmada mikro yapı, sertlik ve çekme sonuçları vb; gibi özellikler kıyaslanmıştır. 500°C de solüsyona alınıp 180°C de yapılan yapay yaşlandırmanın diğer çalışmalara kıyasla mikro yapı, sertlik ve çekme açısından en ideali olduğu sonucuna ulaşılmıştır.[7-10]

EN AW 2024 alaşımında solüsyona alma sırasında oluşan iç gerilimlerin giderilmesi için krojenik ısı işlemi -196°C de nitrojen ortamında uygulamışlar ve arkasından 180°C de yapay yaşlandırma işlemi yapmışlardır. Yaptıkları bu işlemin etkilerini mikro yapı, sertlik, TEM ve çekme testleri yaparak bir önceki durumla kıyaslamışlardır. Yapılan çalışmalar sonucunda iç gerilimlerin %71 oranında azaldığını ve T6 yapay yaşlandırma koşuluna göre 75 MPa lık bir artış olduğu sonucuna ulaşılmıştır [11].

Al 2024 T351 alüminyumun krojenik ısı işlemi ile çekme ve mikro yapısını inceleme üzerine bir çalışma yapmışlardır. Krojenik ısı işlemde optimum sonuca ulaşmak için farklı saat ve koşullarda test numuneleri hazırlamışlardır. Hazırlanan numuneleri SEM, EDS analizlerini ile çekme sonuçlarını ilk duruma göre kıyaslamalı olarak vermişlerdir. Çekme deney sonucunda ilk duruma göre %12 lik bir artış olduğu, iç gerilimlerin azaldığı ve mikro yapının daha düzenli olduğu sonucuna ulaşılmıştır [12].

Al 2024 Alüminyum alaşımının krojenik ısı işlem ile sertliğe ve çekme mukavemetine olan etkisini incelemişlerdir. Çalışmada 8 mm levha üzerinde çalışmalar yapmışlardır. Çalışmayı 495°C de 55 dakika solüsyona alma ardından sıvı nitrojen ile krojenik işleme tabi tutup 160°C de 27 saate kadar yapay yaşlandırma işlemi yapmışlardır. Çalışmalar sonucunda %27 lik bir mukavemet artışı ve 170 HV sertlik değerine ulaşılmıştır [13].

Al-Zn-Mg-Cu alaşımının derin krojenik ısı işlemi ile mikro yapı ve mekanik özelliklerdeki değişkenlikleri incelemişlerdir. Bu işlemi 430°C de 18 saat homojenleştirme sonrasında 467°C de 4 saat solüsyona alma ve -197°C de nitrojen ile krojenik işlem ve yapay yaşlandırma işlemi yapmışlardır. Yapılan çalışma sonucunda mikro yapıların incelendiği ve mekanik değerlerinde iyileştiği sonucuna ulaşılmıştır [14].

AW7075 alüminyum alaşımının krojenik ısı işlem sonrası aşınma, korozyon direnci ve charpy - impact testi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Çalışmaları için 2 set numune üretimi yapmışlardır. AW 7075 malzemenin 470°C solüsyona alma ardından 130°C de 14 saat ve 120°C 24 saat yapay yaşlandırma olarak yapıp daha sonrasında 60 gün doğal yaşlandırma yapmışlar. İkinci set numune için ise solüsyona alma ve yapay yaşlandırma koşulları birinci durum ile aynı düşünülmüş, doğal yaşlandırma yerine krojenik ısı işlem uygulamışlardır. Çalışmaları sonucunda yapılan işlemlerin ilk duruma nispeten çok küçük değişiklikler olduğunu ve 130°C de durumun daha kötüye gittiği sonucuna ulaşılmıştır [15].

Al 6101 alaşımının krojenik ısı işlemin mikro yapı ve aşınmaya karşı direncini inceleme üzerine bir çalışma yapmışlardır. Al 6101-T4 üzerine -190°C de 12 saat krojenik işlem yapmışlar ve sonuçları ilk duruma göre kıyaslamışlardır. Yapılan çalışma sonucunda krojenik işlemin aşınma direncini iyileştirdiğini, mikro yapıda ise GP bölgelerini çözmesi ile mikro yapıda tane boyutlarında inceleme olduğunu gözlemlemişlerdir [16].

7A99 yüksek dayanımlı alüminyum alaşımının derin krojenik ısı işlemi ile sertlik tokluk, aşınma direnci ve yorulma davranışının iyileştirilmesi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Bu çalışmayı -196°C de krojenik işlem uygulamışlardır. Sonuçları T6 yaşlandırma koşuluna ve T6 derin krojenik ısı işlemine göre kıyaslamalı olarak vermişlerdir. Çekme mukavemeti, akma noktası ve uzamanın T6 ya göre %3 daha iyi olduğu, mikro yapının faz dönüşümleri ve iç yapının daha iyi olduğu sonucuna ulaşılmıştır.[17].

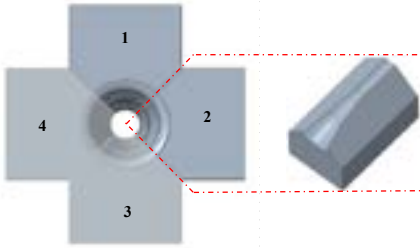
## 2. Deneysel Çalışmalar

AA 2024-T3 olarak Çizelge 1'e göre 6000 mm lik tedarik edilen borular 300 mm uzunluğunda kesilerek boydan boya büzme işlemi Şekil 2 deki kalıplar kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 1. Boru CAD modeli

Şekil 2’de büzme operasyonunun gerçekleştirilmesi için 1.2369 kalıp çeliğinden işlenmiş ve 44 HRC sertleştirilme işlemi yapılmıştır. Daha sonrasında kalıplar sert krom kaplama işlemi yapılarak yüzeyde Rz 1 kalite yakalanmıştır.



Şekil 2. Büzme Kalıbı CAD Görünümü

Çizelge 1’de boru et kalınlığı (T) sabit tutularak üç farklı boru çapında (D1) AA 2024-T3 olarak 6 metre boylarda tedarik edilmiştir. Tedarik edilen borular her çap için 300 mm boylarda 10’ar adet kesilerek büzme denemesi boydan boy yapılmıştır.

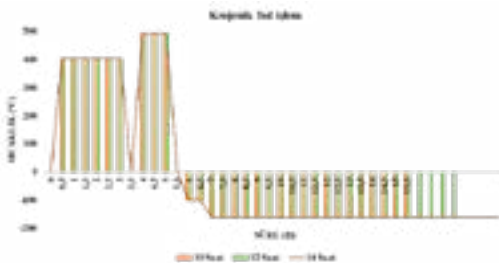
Çizelge 1. Büzme İşleminde Kullanılan Boru Bilgileri

Nr.	Boru Dış Çap (D1-mm)	Boru Et Kalınlığı (T-mm)	Büzme Çapı (mm)
1	19,00	3,05	12
2	25,40	3,05	12
3	28,60	3,05	12

Gerçekleştirilen büzme işleminden sonra parçalar T3 yapay yaşlandırma koşulundan T0 koşuluna indirgeme işlemi yapılmıştır.

Bu indirgeme işleminden sonra Çizelge 2’de verilen duruma göre yapay yaşlandırma ve krojenik ısıl işlemi uygulanmıştır.

Çizelge 2 Numunelere Uygulanan Krojenik Isıl İşlem Adımları



Yapay yaşlandırma ve krojenik işlem uygulanmış olan boru numunelerine çekme testi yapılabilmesi için borular A,B,C şeklinde üç bölge olacak şekilde Şekil 3’de gösterildiği gibi kesilerek yüzeyi 1000 grid lik zımpara ile dış çapı zımparalanmıştır. Hazırlanan çekme numunelerinin çekme cihazına rijit bağlanabilmesi için iki ucuna tupa geçirilmiştir.



Şekil 3. Çekme Numune hazırlama CAD Görünümü

Çekme cihazına numuneler bağlanmadan önce xxx görülen büzme tezgâhında boydan boy büzülmüştür.



Fotoğraf 1. Büzme Tezgahı

Hazırlanan çekme numuneleri Fotoğraf 2’deki çekme cihazına bağlanarak 1 mm/dak. çekme hızında testler gerçekleştirilmiştir.

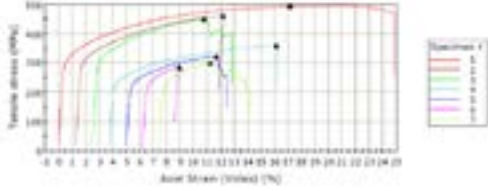


Fotoğraf 2. Çekme cihazı

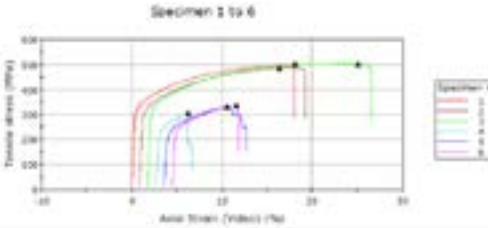
### 3. Sonuç ve Tartışma

Kesme, Büzme, Krojenik işlemi tamamlanan numuneler Fotoğraf 2’de gösterilen çekme cihazında çekilmiştir. Çekme sonuçları sırası ile aşağıdaki grafiklerde verilmiştir.

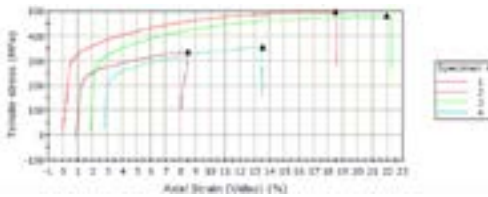
Çizelge 3 A Grubu 1-7 Kadar Malzemelerin Çekme Deneyi Sonuçları



Çizelge 4 B grubu 1-6 kadar malzemelerin çekme Deneyi sonuçları



Çizelge 5 C grubu 1-4 malzemelerin çekme deneyi sonuçları



Yapılan çekme deneyi sonucunda 524 MPa ile 224 MPa arasında kopma kuvvetinde değişimler olduğu ortaya çıkmıştır. Bu değişikliğin alüminyum malzeme içerisinde oluşan faz dönüşümlerinden kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Boyuna uzama açısından AA 2024 malzeme %7 ile %25 arasında değiştiği sonucuna ulaşılmıştır.

#### 4. Sonuç

Yapılan çalışmalar neticesinde 10,12,14 saatlik krojenik işlemlerde 12 saatin diğer saatlere göre çekme mukavemeti açısından en iyi sonuca ulaştığı görülmüştür.

Malzemenin uzaması açısından bakıldığında ise yine 12 saatin diğer saatlere göre plastik deformasyona uğramaya başlangıcı açısından en iyi olarak değerlendirilmektedir.

Mütakip çalışmalarda sertlik, mikro yapı incelemelerine bakılarak çalışma genişletilecektir. Ayrıca malzemelerin yorulma ömürleri de kıyaslamalı olarak çalışılması planlanmaktadır.

#### 5. Teşekkür

Bu çalışma TÜBİTAK 3190698 proje kodu ile desteklenmiştir. Çalışmamız esnasında destekleri

bizden esirgemeyen ODTÜ malzeme ve metalurji bölümüne teşekkür ederiz.

#### Reference

[1] Y. Yang, J.Nie, Q. Mao, Y.Zhao, “Improving the combination of electrical conductivity and tensile strength of Al 1070 by rotary swaging deformation”, Results in Physics 13 (2019) 102236.

[2] Y. Liu, M.Herrmann, C. Schenk, B. Kuhfuss, “Plastic Deformation Components in Mandrel Free Infeed Rotary Swaging of Tubes”, Procedia Manufacturing 27 (2019) p. 33-38.

[3] M. Kövér, P. Sláma, J. Palán, “Impact of rotary swaging and age hardening on mechanical properties of EN AW 2024”, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 72, Issue 2, (2015), pp.61-66.

[4] C.-W.Lina, K.- J. Chenb, F.-Y. Hunga, T.-S. Luia, H.-P. Chena, Impact of solid-solution treatment on microstructural characteristics and formability of rotary-swaged 2024 alloy tubes, *Journal of Materials Processing Technology* 2019;8(3):3137–3148.

[5] Y. Liu, J. Liu, M. Herrmann, C. Schenck, B. Kuhfuss, “Material Flow in Infeed Rotary Swaging of Tubes”, Materials 2021, 14, 58.

[6] Q. Zhanga, K. Jina, D. Mu, P. Mab, J. Tianc, “Rotary swaging forming process of tube workpieces” *Procedia Engineering* 81 (2014) 2336–2341.

[7] H. V. Özkavak, E. E. Bıçaklı, “Tam Yoğun ve Toz Metal AA2024 Alüminyum Alaşımının Mekanik Özelliklerine Yaşlandırma İşleminin Etkisi”, *Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi*, 6(4), (2018) 650–658.

[8] D. D. Risanti, M. Yin, J. H. Chen, and S. V. D.Zwaag, “The Mechanical Properties of AA2024 as Function of the Interrupted Ageing Conditions”, *Materials Science Forum*, (2010) Vol. 638-642, pp. 449-454.

[9] N.Radutoiu, J. Alexis, L. Lacroix, J.-A. Petit, M.Abrudeanu, V. Rizea, S.Vulpe, “Effect of the Over-ageing Treatment on the Mechanical Properties of AA2024 Aluminum Alloy” (2012) *Revista de chimie (chemistry magazine)*, Vol. 63 (n°10). pp. 1042-1045.

[10] I. M. Astika, Hardness improvement of aluminum alloy 2024 t3 after artificial aging treatment, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 539 (2019) 012004.

[11] M. Araghchia, H. Mansouria, R. Vafaeia, Y. Guo, “A novel cryogenic treatment for reduction of residual stresses in 2024 aluminum alloy”, *Materials Science & Engineering A* 689 (2017) 48–52.



[12] J. Zhou, S. Xu, S. Huang, X. Meng, J. Sheng, H. Zhang, J. Li, Y. Sun, E. A. Boateng, “Tensile Properties and Microstructures of a 2024-T351 Aluminum Alloy Subjected to Cryogenic Treatment”, *Metals* 2016, 6, 279.

[13] A. Shahsavaria, F. Karimzadeha, A. Rezaeiana, H. Heydaria, “Significant Increase in Tensile Strength and Hardness in 2024 Aluminum Alloy by Cryogenic Rolling”, *Procedia Materials Science* 11 ( 2015 ) 84 – 88.

[14] C.-M. Li, N.-P. Cheng, Z.-Q. Chen, N. Guo, S.-M. Zeng. “Deep-cryogenic-treatment-induced phase transformation in the Al–Zn–Mg–Cu alloy”, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials* ,( 2015), Vol. 22, N1Page 68.

[15] L. Kučerová, J. Hájek, J. Vítek, “The Effect of Cryogenic Treatment on Mechanical Properties, Wear and Corrosion Resistance of Aluminium Alloy AW7075”, *Manufacturing Technology*, (2020), Vol. 20, No. 1, p.60-65.

[16] V. F. Steier, E. S. Ashiuchi, L. Reißig, J. A. Araújo, “Effect of a Deep Cryogenic Treatment on Wear and Microstructure of a 6101 Aluminum Alloy”, *Advances in Materials Science and Engineering*, Volume 2016.

[17] W. Gao, X. Wang, J. Chen, C. Ban, J. Cui, Z. Lu, “Influence of Deep Cryogenic Treatment on Microstructure and Properties of 7A99 Ultra-High Strength Aluminum Alloy”, *Metals* (2019), 9, 631

# Effect of Aging Conditions of AA6063 and AA6061 Alloys on Corrosion Behavior

## AA 6082 yerine AA 6061 olacak "AA6063 ve AA6061 Alaşımlarının Yaşlandırma Koşullarının Korozyon Davranışına Etkisi

Murat DOĞAN<sup>1,2</sup>, İbrahim TÜTÜK<sup>1</sup>, Serhat ACAR<sup>1</sup>, Kubilay ÖZTÜRK<sup>1</sup>,  
Kerem Altuğ GÜLER<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Yıldız Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> Sistem Teknik Endüstriyel Fırınlar Ltd. Türkiye

### Abstract

In this paper, the corrosion behavior of Al-Mg-Si-Cu (AA6063) and (AA6061) alloys were investigated in naturally aged, over-aged, under-aged, and peak-aged conditions. The solution heat-treated samples were aged at 180 °C for 4 hours, 8 hours, and 24 hours. Potentiodynamic polarization tests were applied in NaCl solution to investigate the corrosion behavior of the alloys. The results were discussed based on hardness measurements, microstructural investigations, and electrochemical corrosion outcomes. The results show that the formation of precipitates in the structure has a positive effect on the corrosion behavior and the pitting susceptibility increased with increasing aging time.

### 1. Introduction

Aluminium has high resistance to corrosion with an oxide film. Aluminum should be used in neutral environments because this oxide film is stable in the 4 to 9 Ph range only. Aluminium can protect itself with oxide film from further oxidation because this oxide film forms instantly with the aluminium surface of exposing to the atmosphere. Magnesium and silicon are the main alloying elements of 6xxx alloys. These heat-treatable alloys are commonly used for architectural extrusions, automotive industry, marine, and machinery [1-3]. AA6063 is commonly used for architectural extrusions because AA6063 has excellent formability. AA6061 has good mechanical properties with its medium strength. Mechanical and corrosion properties can be changed as a function of time at room temperature with natural aging. Temperature and holding time are important values of understanding the degree of precipitation hardening. Mg<sub>2</sub>Si is the main precipitation compound for 6xxx alloys and can be improved mechanical properties. Mg<sub>2</sub>Si is cathodic compared to the Al-alloy matrix. During aging, peak aged has a maximum value for the duration aging time of  $t$  [4]. Under-aged temper needs to be a treatment time shorter than  $t$ . The over-aged temper needs to be a treatment time longer than  $t$ . Direct chill casted billets are the raw material of the extrusion products. Liquid metal is poured into a water-cooled mold. This mold has a graphite ring and mold lube system. The skin of the billets becomes solid with this graphite ring and lubricant. Further

cooling of billets is achieving by using dual water jets. Wrought aluminium alloy billets are usually subjected to a homogenization heat treatment after DC casting [5].

El-Menshawy et al. [6] reported that under-aged specimens of AA6061 showed susceptibility to intergranular corrosion but the over-aged specimens showed maximum susceptibility to IGC, while pitting was the dominant corrosion behavior for the over-aged tempers. The solution heat-treated specimens showed the highest resistance to pitting or IGC and exhibited uniform corrosion. Aging temperature and aging time were reported to be important depending on the dominant corrosion behavior. Another important aspect reported for all aged specimens is the shift in the corrosion potential towards more noble values compared to the solution-treated condition. The maximum  $I_{corr}$  values correspond to the peak-aged condition. Corrosion current density values  $I_{corr}$  decrease in the over-aged condition. Decreasing the cathodic area on the specimen surface with over-aging is expected to cause shift in  $E_{corr}$  back towards more negative values in the direction to the solution heat-treated condition.

In a series of works, Svenningsen et al. [7-10] reported that lower Cu specimens of 6xxx series alloy showed resistance to IGC. The susceptibility to IGC was reduced significantly as a result of artificial aging to peak aging. Over-aging revealed pitting susceptibility. High Cu samples exhibited significant IGC. IGC susceptibility was the result of micro galvanic coupling between grain boundary precipitates and the adjacent depleted zone. Specimens were susceptible to IGC in naturally aged conditions. To sum up, Cu content as low as 0.12 wt. % could cause IGC, while the low Cu alloy was resistant.

Liang et al. [11] reported that  $E_{pit}$  shifts towards more noble values with high Cu samples.  $E_{pit}$  shifts towards more negative values with increasing aging time. The effect of aging time on  $E_{corr}$  is not important. The precipitation of Mg<sub>2</sub>Si could cause to decrease in  $E_{pit}$ . The naturally aged conditions showed that the lowest  $i_{corr}$ ,  $i_{corr}$  values increased with increasing aging time. Artificial aging reveals the higher  $i_{corr}$  values.  $E_{corr}$  shifts towards slightly more noble values with high Cu samples.  $E_{corr}$  shifts more noble values with excess Si. These Si particles are cathodic compared to

the aluminum matrix. The electrochemical test results showed that the naturally aged samples reveal the least corrosion [12].

In this paper, the corrosion behavior of AA6061 and AA6063 alloys was investigated at different aging conditions by using the electrochemical corrosion method. The aim of the present work is to understand the effect of Cu and heat treatment on the corrosion behavior of the 6xxx alloys.

**2. Experimental Procedure**

**2.1. Materials**

The chemical composition of these two 6xxx alloys is shown in Table 1. The chemical composition of alloys was determined using Thermo Scientific ARL 3460 optical emission spectrometer. The alloys were provided as DC cast billets. The billets were homogenised after DC casting at 585 °C.

**Table 1.** Chemical composition of AA6061 and AA6063 (wt. %).

	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Al
6061	0.192	0.565	0.205	0.050	0.872	97.96
6063	0.197	0.412	0.024	0.032	0.480	98.76

**2.2. Heat treatment procedures**

Solution heat treatment of samples was carried out at 550 °C for 2h, followed by water quenching to room temperature. Some of these specimens were tested in the as naturally aged condition for 168h and the other specimens were artificially aged at 180 °C for 4h, 8h, 24h to obtain what have been termed the under-aged (UA), peak-aged (PA), over-aged (OA), naturally-aged (NA) and as-cast (AC) conditions, respectively.

**2.3. Hardness Measurements**

The Brinell hardness values were measured for the samples after grinding on SiC papers from 240 till 2000 grade, followed by polishing on polishing lapped cloth using 1 µm diamond suspension. The Brinell hardness test with a 2.5 mm indentation ball tip was applied to the samples under 62.5 kg load. The hardness test was repeated 5 times for each sample and their average values were given in Table 2.

**Table 2.** The Brinell hardness (HB) values of the alloys are studied in this work.

	As Cast (AC)	Naturally Aged (NA)	4h (UA)	8h (PA)	24h (OA)
6061	54.7	77.5	106.1	112.2	106.9

6063	43.7	49.9	64.8	70.6	62.7
------	------	------	------	------	------

**2.4. Electrochemical Measurements**

Potentiodynamic polarization test was applied to the 6xxx alloy specimens in 3.5% NaCl solution at room temperature. The surface of the ground and polished each sample was adjusted to 1 cm<sup>2</sup>.

The Potentiodynamic polarization test device (Ivium Compactstat) is composed of an electrochemical cell, a working electrode, a reference electrode, and a counter electrode. The reference electrode used was an Ag/AgCl solution with a potential of 0.065 mV. The counter electrode used was a platinum plate with 4 cm<sup>2</sup> surface area. The AA6063 and AA6061 samples were used as working electrodes. Initially, an open circuit potential (OCP) of the samples was designated by holding specimens for 15 min in the solution. After that, the potentiodynamic polarization experiments were performed at 250 mV below and above the measured OCP values with a scanning speed of 0.5 mV/s. In conclusion, corrosion potential (E<sub>corr</sub>) and corrosion current (I<sub>corr</sub>) values were calculated by using obtained Tafel curves as a result of these tests.

**2.5. Microstructure**

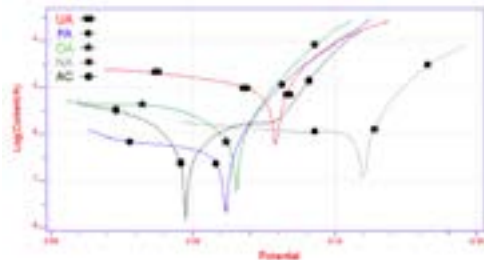
The samples were ground from 240 till 2000 grade, polished, and finally etched with Keller solution for 35 seconds. Metallographic examinations were carried out with an image analyser assisted Nikon Eclipse MA 100 light microscope.

**3. Results and Discussion**

**3.1. Potentiodynamic polarization in 3.5% NaCl**

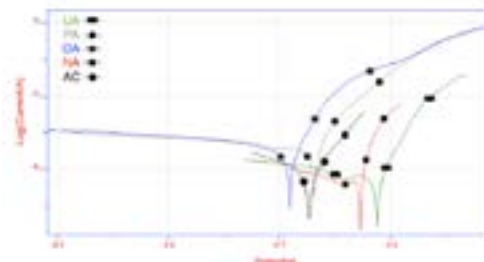
Fig. 1. and Fig. 2. show the Tafel curves obtained by potentiodynamic polarization tests in 3.5% NaCl for samples aged at 180 °C for 4h, 8h, 24h, aged naturally and cast with DC casting. The E<sub>corr</sub> and I<sub>corr</sub> values derived from these curves were listed in Table 3. Of all samples tested, the peak-aged condition for each alloy reveals the highest i<sub>corr</sub>. In this way, the results of experimental works have confirmed that different aging conditions dramatically affected the corrosion behavior of the investigated alloys including E<sub>corr</sub> and I<sub>corr</sub>. The change in the I<sub>corr</sub> was tested in % 3.5 NaCl solution after casting and natural, under, peak, over aging conditions for the specimens of each alloy. The I<sub>corr</sub> values initially increased with aging time reaching peak value and then decreased. E<sub>corr</sub> values of 6063 are more negative values than E<sub>corr</sub> values of 6061. This situation is associated with the amount of Cu. Table 1 shows that the wt. % of Cu of 6061 is higher than 6063. It has also been reported that Cu is one of the elements which can shift E<sub>corr</sub> of Al in the noble direction in the neutral NaCl solution [11].

When the corrosion behavior of 6061 is examined in different situations, it is seen that the formation of precipitates in the structure has a positive effect on the corrosion behavior, but this effect varies according to the distribution in the alloy (Fig.1). In NA sample, precipitates were distributed homogeneously. Thanks to this situation, corrosion resistance increased and started late.



**Figure 1.** Tafel curves in 3.5% NaCl solution for 6061 samples; aged for different times at 180 °C, aged naturally and cast with DC casting.

According to the corrosion results of the 6063 alloy (Fig 2.), the overgrowth and heterogeneous dispersion of the precipitates formed in the OA sample decreased the corrosion resistance of the structure, while the homogeneous distribution of the precipitates and the formation of small sizes, as in the 6061 alloy, improved the corrosion resistance.



**Figure 2.** Tafel curves in 3.5% NaCl solution for 6063 samples; aged for different times at 180 °C, aged naturally and cast with DC casting.

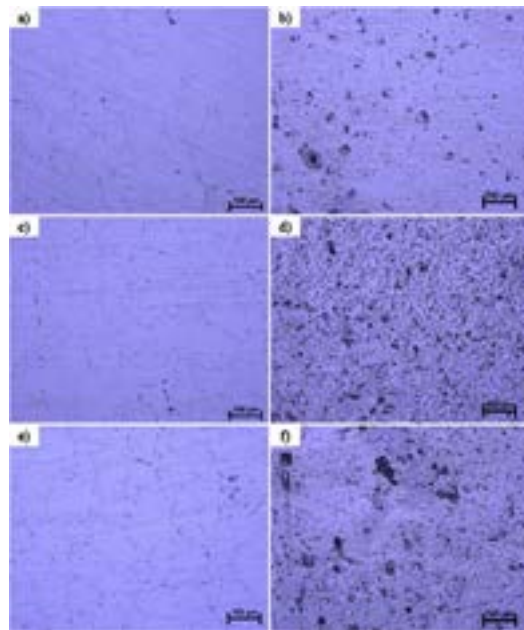
**Table 3.** Potentiodynamic test results of the all samples.

Specimens	E <sub>corr</sub> (V)	I <sub>corr</sub> (A)
6061 UA	- 0.5715	3.02 x 10 <sup>-3</sup>
6061 PA	- 0.5890	3.19 x 10 <sup>-3</sup>
6061 OA	- 0.5868	1.66 x 10 <sup>-3</sup>
6061 NA	- 0.5390	2.15 x 10 <sup>-3</sup>

6061 AC	- 0.6034	1.60 x 10 <sup>-3</sup>
6063 UA	- 0.6130	1.10 x 10 <sup>-3</sup>
6063 PA	- 0.6693	5.07 x 10 <sup>-3</sup>
6063 OA	- 0.6904	2.68 x 10 <sup>-3</sup>
6063 NA	- 0.6277	1.90 x 10 <sup>-3</sup>
6063AC	- 0.6749	1.43 x 10 <sup>-3</sup>

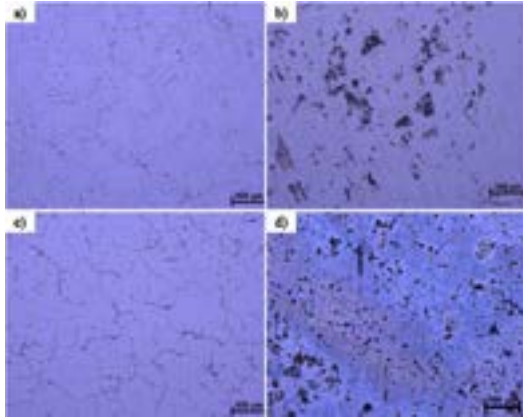
### 3.2. Microstructure

Optical microscopy examinations of the surfaces of corrosion-tested specimens reveal a strong dependence of the dominant corrosion form on the Cu content and aging time. After the corrosion testing, the surface examination results by optical microscopy for samples in different aging conditions are shown in Fig. 3, Fig. 4, Fig. 5, Fig. 6, and the corrosion mode change as a function of aging time as summarised in Table 4.

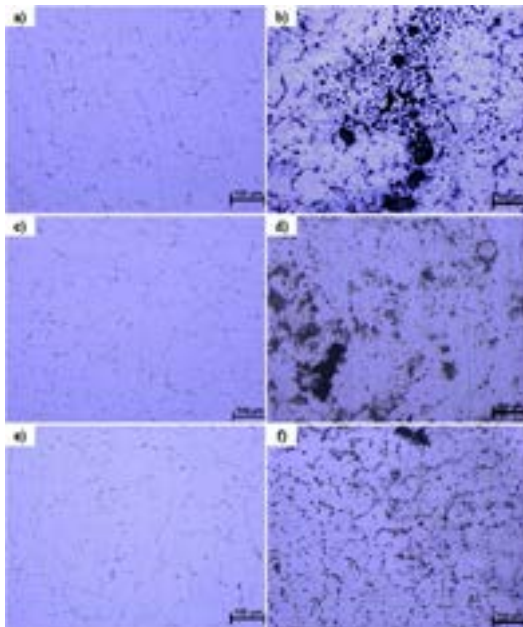


**Figure 3.** Optical micrographs of 6061 samples surfaces in different aging conditions after corrosion testing for in 3.5% NaCl: a) UA before corrosion testing; b) UA after corrosion testing; c) PA before corrosion testing; d) PA after corrosion testing; e) OA before corrosion testing; f) OA after corrosion testing.

Artificial aging increases the pitting susceptibility of 6061, and the pitting susceptibility increases with increasing aging time (Fig. 3d, Fig. 3f). After corrosion testing, grain boundaries are evident on the surface of the over-aged sample of 6063, exhibiting localized IGC attack (Fig. 5f).

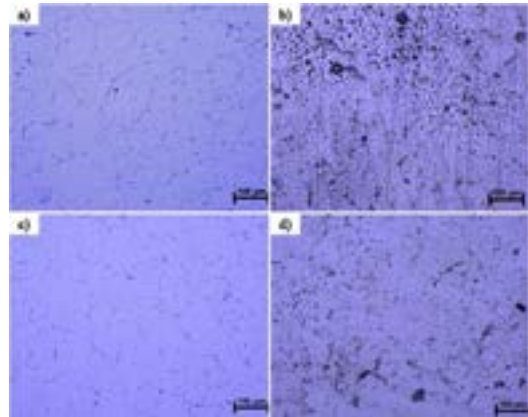


**Figure 4.** Optical micrographs of 6061 sample surfaces in naturally aging and as-cast conditions after corrosion testing in 3.5% NaCl: a) NA before corrosion testing; b) NA after corrosion testing; c) AC before corrosion testing; d) AC after corrosion testing.



**Figure 5.** Optical micrographs of 6063 samples surfaces in different aging conditions after corrosion testing for in 3.5% NaCl: a) UA before corrosion testing; b) UA after

corrosion testing; c) PA before corrosion testing; d) PA after corrosion testing; e) OA before corrosion testing; f) OA after corrosion testing.



**Figure 6.** Optical micrographs of 6063 sample surfaces in naturally aging and as-cast conditions after corrosion testing in 3.5% NaCl: a) NA before corrosion testing; b) NA after corrosion testing; c) AC before corrosion testing; d) AC after corrosion testing.

**Table 4.** Results from corrosion testing in 3.5% NaCl of the studied alloys.

Specimens	Corrosion mode
6061 UA	Slight pitting
6061 PA	Moderate pitting
6061 OA	Moderate pitting
6061 NA	Slight pitting
6061 AC	Slight pitting
6063 UA	Localized IGC
6063 PA	Moderate pitting
6063 OA	Localized IGC
6063 NA	Moderate pitting
6063AC	Slight pitting

#### 4. Conclusions

- The maximum Icorr values correspond to the peak hardness.
- AA6063 with the low amount of Cu shows more negative Ecorr values.
- Pitting was the dominant corrosion mode for AA6061 with a high amount of Cu.
- The pitting susceptibility increased with increasing aging time.
- The overaged condition of the low Cu sample showed that the dominant corrosion mode was Localized IGC.

#### Acknowledgments

The provision of materials by the Arslan Aluminium A.S. is gratefully acknowledged.

#### References

- [1] J.R. Davis, Corrosion of aluminum and aluminium alloys, ASM International, 1999, OH, USA.
- [2] M. C. Reboul and B. Baroux, Materials and Corrosion, 62 (2011) 215-233.
- [3] H. Ezuber, A. El-Houd, and F. El-Shawesh, Materials and Design, 29 (2008) 801-805
- [4] C. Vargel, Corrosion of Aluminium, Elsevier, 2020, Oxford, United Kingdom.
- [5] R. Nadella, D.G. Eskin, Q. Du, L. Katgerman, Materials Science, 53 (2008) 421-480.
- [6] K. El-Menshawy, A.-W.A. El-Sayed, M.E. El-Bedawy, H.A. Ahmed, S.M. El-Raghy, Corrosion Science, 54 (2012) 167-173.
- [7] G. Svenningsen, J.E. Lein, A. Bjørgum, J. H. Nordlien, Y. Yu, and K. Nisancioglu, Corrosion Science, 48 (2006) 226-242.
- [8] G. Svenningsen, M. H. Larsen, J. H. Nordlien, and K. Nisancioglu, Corrosion Science, 48 (2006) 258-272.
- [9] G. Svenningsen, M. H. Larsen, J. C. Walmsley, J. H. Nordlien, and K. Nisancioglu, Corrosion Science, 48 (2006) 1528-1543
- [10] G. Svenningsen, M. H. Larsen, J. H. Nordlien, and K. Nisancioglu, Corrosion Science, 48 (2006) 3969-3987
- [11] W. J. Liang, P. A. Rometsch, L. F. Cao, and N. Birbilis, Corrosion Science, 76 (2013) 119-128.
- [12] R. Braun, Materials Science Forum, 519-521 (2006) 735-740



# The Effect of Homogenization Treatment on the Microstructure of Secondary AA6063 Aluminium Billets

## Homojenizasyon Isıl İşleminin Eşit Boyutlardaki İkincil AA6063 Alüminyum Kütüklerin Mikroyapısına Etkisi

Ferhat SAYDAM<sup>1</sup>, Kerem Can DİZDAR<sup>2</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>3</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Biser Alüminyum, Türkiye

<sup>2</sup> İstanbul Technical University, Türkiye

<sup>3</sup> Kırklareli University, Türkiye

<sup>4</sup> Atatürk University, Türkiye

### Abstract

In this study, homogenization process was applied to AA6063 billets and microstructure changes were investigated. The casting process was applied under the same conditions for each dimension and homogenization was applied to each sample at 570 °C for three different periods of 4, 6 and 8 hours. In order to examine the microstructural changes after the homogenization process and optical microscopy examinations were performed. Moreover, mechanical properties of the samples were investigated with Brinell hardness tests.

### 1. Introduction

Aluminium alloys are widely used in automobile industry, food packaging, light-weight vehicles and marine structures owing to their superior properties like formability, ductility, lightweight and corrosion resistance [1-3]. Also, aluminium alloys can be easily used in various acidic and alkaline media [4-7].

AA6XXX aluminium alloys are age hardenable and have low cost compared to AA2XXX and AA7XXX [8,9]. Mechanical properties of AA6XXX alloys can be improved with age hardening by the formation of Mg<sub>2</sub>Si precipitates. However, corrosion properties of the AA6XXX alloys deteriorate with the formation of Mg<sub>2</sub>Si precipitates in age hardening process [10-15].

The use of secondary aluminum sources in the production of AA6XXX alloys offers significant advantages in terms of cost. Although the metal quality is negatively affected, the use of secondary aluminum sources in alloy production is very important in terms of both cost and environmental effects. After the production of these alloys, the homogenization process is applied in order to obtain the desired microstructural properties.

In this study, homogenization behaviour of secondary AA6063 billets was investigated. Optical microscopy analysis and hardness test were applied following the homogenization heat treatment process.

### 2. Experimental Procedure

Secondary AA6063 aluminium billets were melt in reverberatory furnace given in Figure 1, and chemical composition of the alloy was given in Table 1.



Figure 1. Reverberatory furnace

Table 1. The chemical composition of the alloy.

Elements	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Cu	Ti	Al
%	0,51	0,54	0,2	0,49	0,1	0,1	0,12	Bal.

Homogenization was applied to samples at 570°C for 4 hours, 6 hours and 8 hours, respectively. Microstructure and hardness properties of the homogenized samples were compared with initial sample.

All samples were subjected to metallographic preparation and samples were etched with Keller's reagent. Microstructural examination of the specimens was performed by light microscopy. Also, Brinell hardness tests were performed with 62.5 kg loads and 2.5 mm tip diameter.

### 3. Results and Discussion

Microstructure of the heat-treated samples were given in Fig. 1. When the optical microscopy images were examined, it was seen that the secondary phases in the AA6063 microstructure dissolve with the homogenization process, and the continuous secondary phase structure dissolve with increasing heat treatment duration. In the homogenization process, the secondary phases with continuous structure

were dissolved and then the secondary phases were homogeneously dispersed in smaller sizes. In addition, it was determined that there is a grain coarsening for the initial sample.

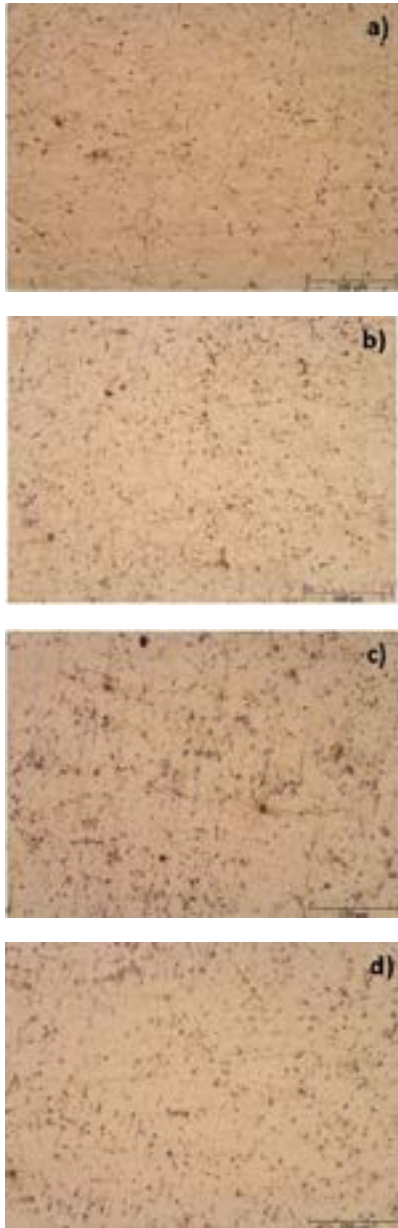


Figure 1. Microstructure of 6063 alloy samples a) as-cast, b) homogenized for 4 hours, c) homogenized for 6 hours, d) homogenized for 8 hours

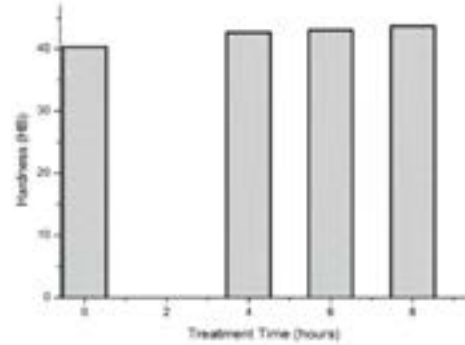


Figure 2. Hardness values of the samples.

Hardness values of the samples were given in Fig 2. Average hardness value of the initial sample was determined as 40.30 HB. Moreover, hardness values of the homogenized samples were measured as 42.66 HB, 43 HB, 43.66 HB for 4 hours, 6 hours and 8 hours treatment duration, respectively. Especially with the applied heat treatment process, the variation in the morphology of secondary phases caused a slight increase in hardness. The increase in the homogenization process duration increased the hardness value.

#### 4. Conclusion

- In this study, the homogenization behavior of AA6063 billets produced from secondary aluminum sources was investigated.
- The homogenization process caused a significant change in the cast structure and the continuous secondary phases dissolved and were more homogeneously distributed in the structure with the increasing heat treatment time.
- The changes in the microstructure with the homogenization process caused an increase in the hardness values.

#### Acknowledgment

The authors would like to Abdulkadir Dardağan, Plant Manager of Biser Alüminyum, for supporting this study.

#### References

- [1] Nandy, S., Bakkar, A., and Das, D., Influence of ageing on mechanical properties of 6063 Al alloy, Mater. Today: Proc., 2015, vol. 2, pp. 1234-1242.
- [2] Panigrahi, S.K., and Jayaganthan, R., Development of ultrafine-grained Al 6063 alloy by cryorolling with the optimized initial heat treatment conditions, Mater. Des., 2011, vol. 32, pp. 2172-2180.
- [3] Mukhopadhyay, P., Alloy designation, processing, and use of AA6XXX series aluminium alloys, ISRN Metallurgy, 2012, vol. 2012, pp. 1-15.

- [4] Prabhu, D. and Rao, P., Corrosion behaviour of 6063 aluminium alloy in acidic and in alkaline media, *Arabian J. Chem.*, 2017, vol. 10, pp. 2234-2244.
- [5] Ating, E.I., Umoren, S.A., Udousoro, I.I., Ebenso, E.E., and Udoh, A.P., Leaves extract of *Ananas sativum* as green corrosion inhibitor for aluminium in hydrochloric acid solutions. *Green Chem. Lett. Rev.*, 2010, vol. 3, pp. 61–68.
- [6] Nnanna, L.A., Anozie, I.U., Avoaja, A.G.I., Akoma, C.S., and Eti, E.P., Comparative study of corrosion inhibition of aluminium alloy of type AA3003 in acidic and alkaline media by *Euphorbia hirta* extract. *Afr. J. Pure Appl. Chem.*, 2011, vol. 5, pp. 265–271.
- [7] Umoren, S.A., Obot, I.B., Ebenso, E.E., and Obi-Egbedi, N.O., The inhibition of aluminum corrosion in hydrochloric acid solution by exudate gum from *Raphia hookeri*, *Desalination*, 2009, vol. 247, pp. 561–572.
- [8] Basantia, S.K., Bakkar, A., Khutia, N., and Das, D., Simulation of LCF characteristic of AA6063 Al alloy under different aging conditions, *Mater. Today: Proc.*, 2015, vol. 2, pp. 2226-2235.
- [9] Gupta, A.K., Lloyd, D.J., and Court, S.A., Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloy with and without excess Si, *Mater. Sci. and Eng. A*, 2001, vol. 316, pp. 11-17.
- [10] Svenningsen, G., Larsen, M.H., Nordlien, J.H., and Nisancioglu, K., Effect of high temperature heat treatment on intergranular corrosion of AlMgSi(Cu) model alloy, *Corros. Sci.*, 2006, vol. 48, pp. 258-272.
- [11] Yan, L.Z., Zhang, Y.A., Li, X.W., Li, Z.H., Wang, F., Liu, H.W., and Xiong, B.Q., Microstructural evolution of Al–0.66Mg–0.85Si alloy during homogenization, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2014, vol. 24, pp. 939–945.
- [12] Das, G., Das, M., Ghosh, S., Dubey, P., and Ray, A.K., Effect of aging on mechanical properties of 6063 Al-alloy using instrumented ball indentation technique, *Mater. Sci. and Eng. A*, 2010, vol. 527, pp. 1590-1594.
- [13] Usta, M., Glicksman, M.E., and Wright, R.N., The effect of heat treatment on Mg<sub>2</sub>Si coarsening in aluminum 6105 alloy, *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, vol. 35A, pp. 435-438.
- [14] Das, M., Pal, T.K., and Das, G., Effect of aging and cryo rolling on microstructural characterization and mechanical properties of precipitation hardenable 6063 Al alloy, *Mater. Sci. and Eng. A*, 2012, vol. 552, pp. 31-35.
- [15] Wu, Y., and Liao, H., Corrosion behavior of extruded near eutectic Al-Si-Mg and 6063 alloys, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2013, vol. 29, pp. 380-386.

# AlSi9 Alaşımının Sr Oranına Göre Mikro Yapısal Karakterizasyonu

## Microstructural Effect of Sr Modification and Heat Treatment in AlSi9 Alloys

İbrahim Halil KALKAN<sup>1</sup>, İbrahim Göksel HIZLI<sup>2</sup>, Kerem DİZDAR<sup>2</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>, Cem KAHRUMAN<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Mercedes-Benz Türk, Türkiye

<sup>2</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye

<sup>3</sup> Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

0, 100, 200, 300, 500, 600 ppm Sr was added into AlSi9 samples which are casted with special designed metal mold. As a result of the Sr addition, the samples were examined in detail with the help of ImageJ program. The morphological properties of Si particles, such as roundness, grain size which changed with the addition of Sr, were numerically analyzed. Also SDAS and SDAL parameters were analyzed quantitatively. In summary Sr and microstructure photos were converted into numerical data.

### Özet

Özel olarak tasarlanmış metal kalıba AlSi9 alaşımı içerisine 0, 100, 200, 300, 500, 600 ppm Sr eklendi. Sr eklentisi sonucunda numuneler detaylı olarak ImageJ programı yardımıyla incelendi. Si partiküllerinin, Sr eklentisiyle değişen yuvarlaklık, tane boyutu, feret çapı gibi morfolojik özellikleri sayısal olarak analiz edildi. SDAS ve SDAL parametreleri kantitatif olarak incelendi. Sr ve mikro yapı fotoğrafları sayısal veriler haline getirildi.

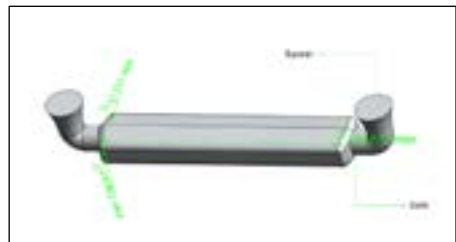
### 1. Giriş

19. yüz yılın başından itibaren Al-Si döküm alaşımları otomotiv, havacılık, savunma sanayi gibi çeşitli alanlarda fiziksel ve kimyasal dayanımları nedeniyle kullanılmaktadır. Ötektik altı alaşımların başlıca avantajları düşük yoğunluk, yüksek mukavemet, döküm yeteneği olarak sıralanabilir ve bu özellikler bazı elementer katkı maddeleri, ısı işlemleri ve çeşitli proses değişiklikleri ile optimize edilebilir. Dendrit boyutu, silisyum morfolojisi, ötektik fazın alan oranı, korozyon, aşınma direnci, uzama, süneklik veya mukavemet gibi Al-Si alaşımlarının davranışını değiştiren en önemli parametrelerdir [1-2]. Silisyum ve alüminyum dendrit morfolojisi üç şekilde değiştirilebilir; i) Isıl işlem ile ii) kimyasal modifikatörler ile iii) erimiş ötektik yapının aşırı ısıtılmasıyla. [3-5]. Sr, Na, Ca, Eu veya Sb elementleri kimyasal değiştiriciler olarak sıralanabilir ve Al-Si alaşımlarına ppm düzeyinde ilave edilmesi ötektik Si morfolojisini "kaba ve uzun" görünümünden "ince ve

yuvarlak" görünümüne değiştirebilir. Ayrıca hem kimyasal hem de mekanik özellikler için belli başlı avantajlar kazandırırılar. [6-12]. Çolak ve diğerleri [13] akışkanlığı incelediklerinde, Sr oranı ile akışkanlığından doğrudan ilişkili olduğunu gözlemlediler. Liu da bu doğrultuda yaptığı çalışmada, Sr ilavesinin ötektik sıcaklığı azalttığını tespit etmiştir [14]. Son zamanlarda daha fazla kanıt, eriyik kalitesi ile Sr modifikasyonu arasındaki ilişkinin Al alaşımları için ilişkilendirilebileceğini vurgulamaktadır. Bu açıdan bifilm indeksinin düşüp düşmediği tartışılmalıdır. Uludağ ve Dışpınar [15], 30 ppm Sr ilavesiyle Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> formunun, SrO.Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> spinel ile reaksiyona girmesi nedeniyle bifilm sayısını arttırdığını ve daha büyük gözenekler oluşturduğunu gözlemlemişlerdir. Buna rağmen, Sr ilavesi, daha yüksek eriyikte tutma süresi ile birleştirilince bifilm indeksi azalmakta ve mekanik özellikler önemli ölçüde iyileşmektedir. Tüm bu çalışmalar göz önüne alındığında, Al-Si alaşımlarının Sr modifikasyonu hala güncelliğini korumakta ve anlaşılmaya çalışılmaktadır. Özellikle Sr elementinin direkt olarak alaşımın silisyum morfolojisini, soğuma hızına veya ısınma türüne bağlı olarak iğnemi veya lamel şeklinde değiştirmesi hala önemli bir inceleme konusudur. Bu çalışmada, kimyasal modifikatör olarak stronsiyum ilavesi araştırılmış ve modifiye edilmiş numunelere T6 ısı işlemleri uygulanmıştır. T6 ısı işlem süreci üç adım içerir: çözelti ısı işlem, su verme ve yaşlandırma. Si partiküllerinin morfolojisinin T6 ısı işleminin sonucunda yuvarlaklık, tane boyutu gibi önemli ölçüde değişmesi beklenir ve bu faktörler alaşımın mekanik ve kimyasal davranışlarının değişmesine neden olur [16-17]. Hem Sr modifikasyonu hem de T6 ısı işleminin yapmış olduğu etkinin mikro yapıya olan etkisi araştırıldı.

### 2. Deneysel Çalışmalar

Stronsiyum içermeyen 12 kg'lık Al-Si9 ingotu ince dilimler halinde SiC potasına konularak 750 °C'ye kadar ertildi. Eriyiğin içerisine sırasıyla 100, 200, 300, 500, 600 ppm Sr ilavesi yapıldı ve 30 dakika bekletildi (Çizelge 1). Bu



Şekil 1. Dizayn edilen parçanın boyutlarının ölçümleri

çalışmaya özel üretilmiş (Şekil 1, 2) metal kalıp, 300 °C'ye kadar ısıtıldı ve döküm yapıldı. Dökümü yapılan 6 parça, aynı kalıp bölgelerine denk gelen yerlerine göre eliptik olarak dilimlendi. Numuneler sırasıyla 400, 600, 800, 100, 1200, 1500 zımpara kâğıdıyla zımparalandı ve 1 µm Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ile poliş yapıldı. Mikro yapı OLYMPUS CX 23 model mikroskop altında fotoğraflandı ve daha sonra ImageJ programında gerekli kalibrasyon yapılarak kontrast, renk dağılımı gibi ayarlarla prosedüre uygun bir şekilde oynanarak kantitatif veriler elde edildi [18].



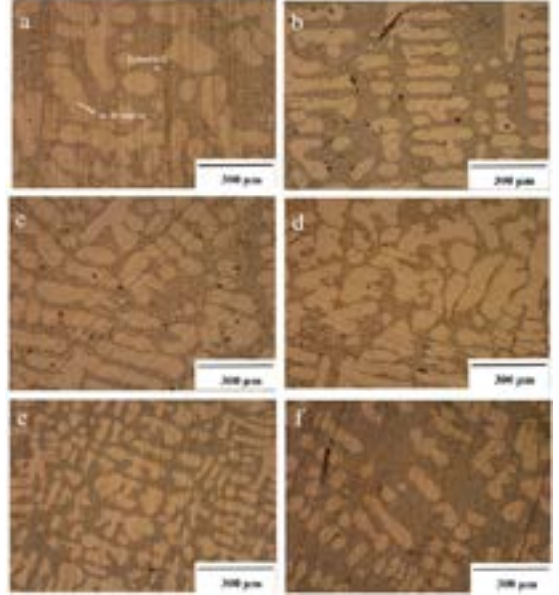
Şekil 2. 3D kalıp tasarımı, metal kalıp ve döküm parçası

Çizelge 1. Numunelerin kimyasal analizi.

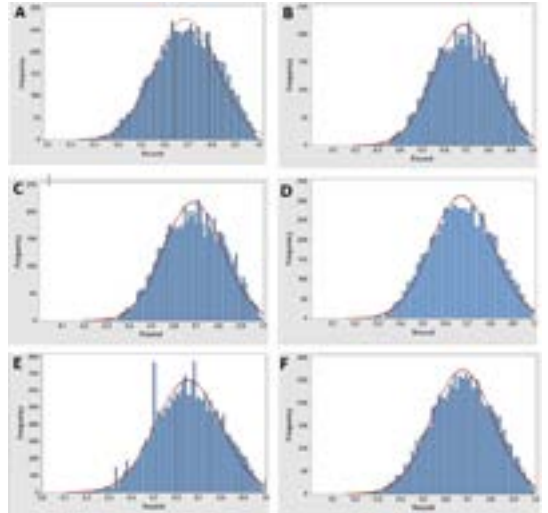
Numune Adı	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr
0 ppm	9,72	0,001	0,002	0,001	0,003	0,001	<b>0,00</b>
100 ppm	9,72	0,31	0,01	0,001	0,001	0,03	<b>0,01</b>
200 ppm	8,85	0,32	0,02	0,006	0,002	0,02	<b>0,02</b>
300 ppm	8,5	0,28	0,01	0,001	0,001	0,01	<b>0,03</b>
500 ppm	9,21	0,22	0,00	0,004	0,00	0,01	<b>0,05</b>
600 ppm	10,41	0,27	0,01	0,005	0,01	0,01	<b>0,06</b>

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Şekil 3.'de gösterildiği gibi Stronsiyum modifikasyonu AlSi9 alaşımının mikro yapı karakterini keskin bir şekilde değiştirmiştir. İnce ve kaba taneli Silisyum partikülleri, Stronsiyum ilavesinden sonra daha ince ve yuvarlak bir yapıya sahip olmuşlardır. Şekil3(b)'de 100 ppm Sr modifikasyonu, iğnemi olan silisyumları daha pulverize hale getirmiştir. Şekil 3(c)'de 200 ppm oranıyla beraber silisyum morfolojisi pulverize görünümünden daha lifli bir yapıya evrilmiştir. Şekil 3(d)'de 300 ppm eklenmiş silisyumların yapısının görsel görünümü daha yuvarlak ve büyük bir yapıya doğru yönelmiş olduğu gözlenmektedir. Şekil 3(e)'de 500 ppm Sr ilavesinin tüm mikro yapıyı çok keskin bir şekilde değiştirdiği ve silisyumların ince kum taneciğine dönüştüğü görülmektedir. Sr seviyesinin 600 ppm'e çıkarılması aşırı modifikasyon olarak adlandırılmasına rağmen Şekil 3(f)'de görüldüğü üzere 100 ppm'e (Şekil 3(b)) görsel olarak daha yakın bir görünüm elde edilmiştir. Modifikasyon miktarının artması homojen



Şekil 3. Stronsiyum miktarlarına göre mikro yapı görünümü. a) Sr-free, b) 100 ppm, c) 200 ppm, d) 300 ppm, e) 500 ppm, f) 600 ppm

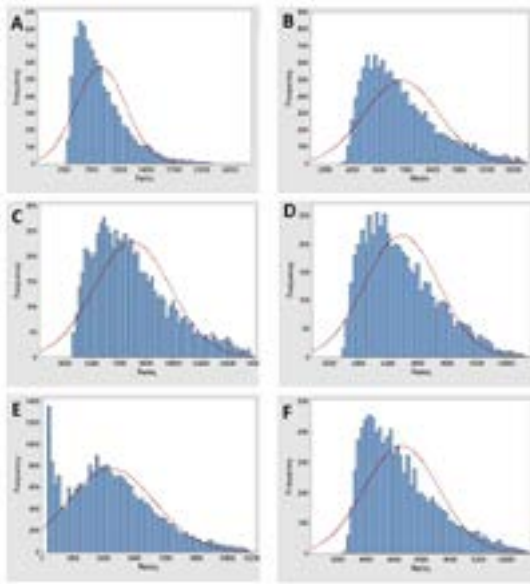


Şekil4. Stronsiyum miktarlarına göre Si partiküllerinin yuvarlaklık ölçümü. a) Sr-free, b) 100 ppm, c) 200 ppm, d) 300 ppm, e) 500 ppm, f) 600 ppm



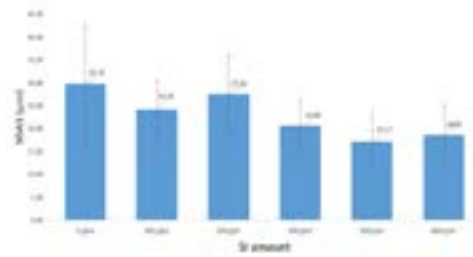
Parametre	Isıl işlem	Yuvarlaklık	Sayılabilen parçacık sayısı	Tane Boyutu (µm)	SDAS (µm)	SDAL (µm)	SDAS/SDAL	Sertlik (HRB)
Sr-Free	İşlemsiz	0,68	2295±150	8,1	29,75	65,30	0,46	28
100 ppm	İşlemsiz	0,68	2419±114	6,7	24,26	78,28	0,31	24
200 ppm	İşlemsiz	0,68	1458±64	8,0	27,58	90,52	0,30	22
300 ppm	İşlemsiz	0,67	1081±79	7,1	20,68	78,64	0,26	20
500 ppm	İşlemsiz	0,65	4892±213	4,0	17,17	54,86	0,31	23
600 ppm	İşlemsiz	0,67	1888±156	6,8	18,62	43,57	0,43	21

Çizelge 2. Isıl işlemsiz numunelerin özet değerleri

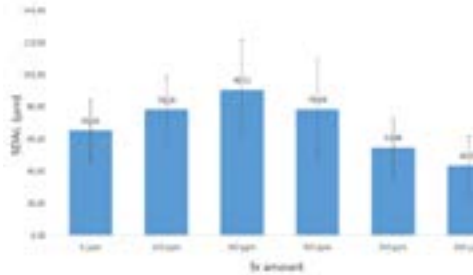


Şekil 5. Stronsiyum miktarlarına göre Si partiküllerinin tane boyutu ölçümü. a) Sr-free, b) 100 ppm, c) 200 ppm, d) 300 ppm, e) 500 ppm, f) 600 ppm

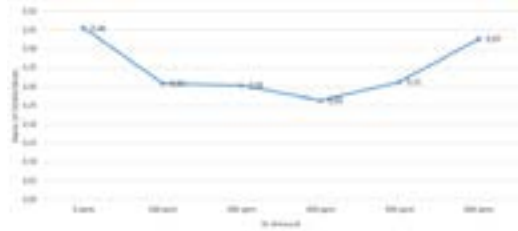
dağılımı, yuvarlaklık seviyesini ve tane boyutunu birincil ölçüde etkilenmektedir. Görsel olarak değerlendirmeler, sayısal verilerle de desteklenmiştir. Şekil 4'te verilen tanelerin yuvarlaklıkları, Şekil 5'te verilen çevresel tane boyutu grafikler görsel değerlendirmelerin sayısal sonuçlarıdır. Şekil 4'te verilen yuvarlaklık morfolojisinin değişimi, görsel fotoğraflarla da uyumludur. Pulverize olmuş 500 ppm (Şekil 4(e)) görsel olarak ayrıldığı gibi sayısal olarak da ayrılmaktadır. Yuvarlaklık dağılımlarının hemen hemen aynı olmasına rağmen silisyumların yoğun bir şekilde kum taneciği görünümünü alması ve tane sayısının artışı grafiklerin görünümünden de anlaşılmaktadır. Bu artışa sadece 300 ppm (Şekil 4(d)) uymamaktadır. Şekil 5'te gösterilen tane boyutu, Sr elementinin modifikasyon olarak ne denli güçlü bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir.



Şekil 6. Sr miktarlarına göre SDAS boyutu.



Şekil 7. Sr miktarlarına göre SDAL boyutu.

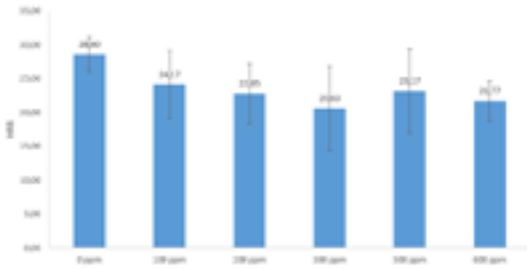


Şekil 8. SDAS/SDAL oranı.

Stronsiyumsuz numunelerde ölçülen Si partiküllerinin ortalama çevre boyutu 8,1 µm iken, beklenildiği gibi 100 ppm eklentisi (Şekil5(b)) taneciklerin çevre boyutunu 6,7 µm seviyesine indiriyor ancak Şekil 5(c)'de gösterildiği gibi 200 ppm'e çıkan Sr seviyesi, tane boyutunu 8 µm seviyesine çıkartmaktadır. Fakat dikkatli bir şekilde grafik



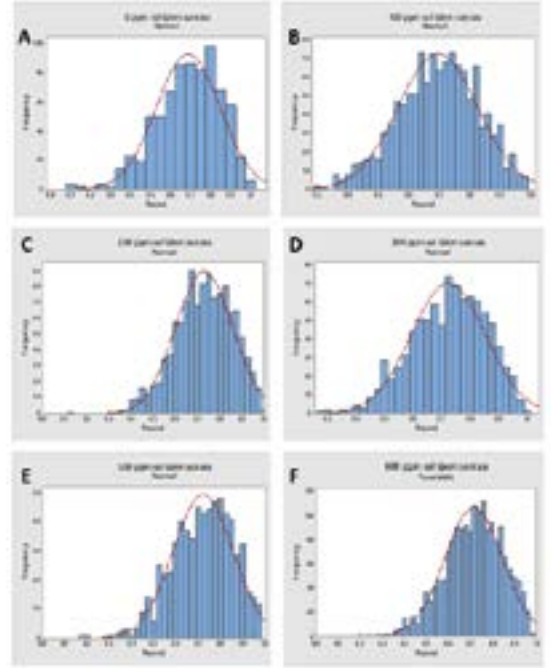
incelendiğinde dağılımın daha homojen olduğu ve silisyumların daha yoğun bir şekilde mikro yapıya serptiği gözlemlenebilir. 500 ppm modifikasyonu en küçük çevre boyutuna sahipken, 100 ppm ve 300 ppm modifikasyonlarının hemen hemen aynı oranda, aynı şekilde dağılım gösterdiği gözlemlenebilir. Mikro sertlik ölçümü sonuçlarındaysa Sr miktarına bağlı olarak Sr-free numunesinin sertliği yüksekken, Sr eklenmiş numunelerin sertliğinin daha düşük olduğu ölçülmüştür. Bu düşüş 300 ppm'e kadar bir trend halinde seyrederken 500 ve 600 ppm'de artış olarak seyrederken.



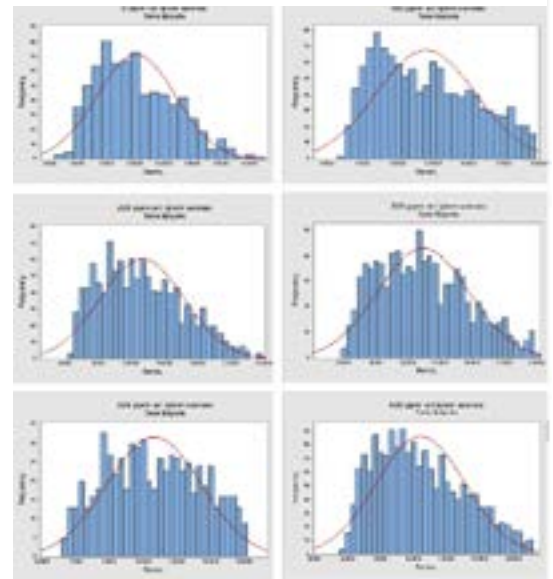
Şekil 9. Sr miktarına göre numunelerin sertlik değerleri.

### 3.1 Isıl işlem sonrası mikro yapı karakterizasyonu

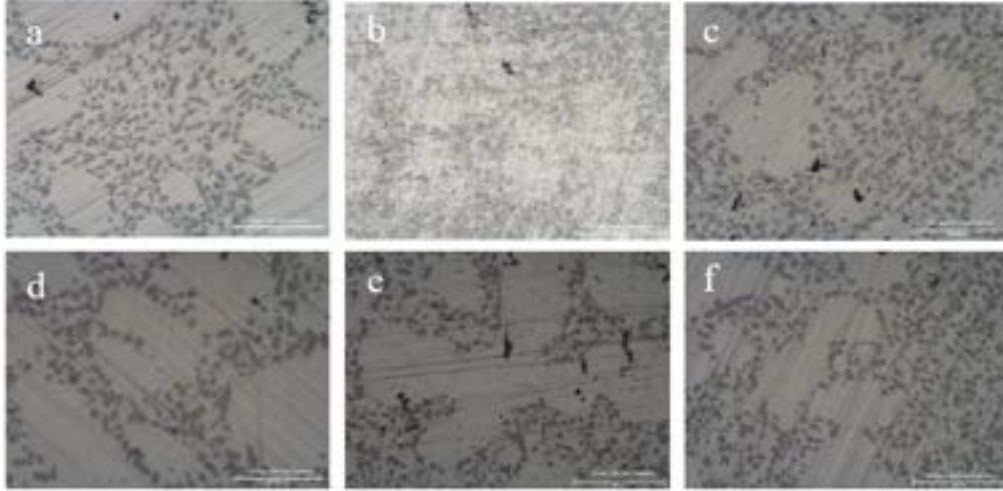
Isıl işlem yapılan parçalarda kesin bir şekilde tane büyümesi ve yuvarlaklık gözlemlendi. Silisyum partiküllerinin sayısı büyük oranda azaldığı tespit edildi. Bunun sebebi 'Ostwald Olgunlaşması'dır. Isıl işlemle birlikte, katı bir matris içindeki hareketsiz parçacıkların değişimi küçükten büyüğe doğru olmaktadır. Ara yüzey enerjilerini düşürme eğiliminde olan matris içerisindeki küçük parçacıklar çözünür ve daha büyük partikülleri oluşturur. Çökeltinin yüzey enerjisinin azalması, büyük parçacıkların oluşmasının temel sebebidir. Bu sebepten dolayı daha büyük ve yuvarlak partiküller oluşur; yani sayılabilen silisyum tane sayısı azalır. Bu durum hem görsel hem de sayısal olarak bu çalışmada tespit edilmiştir. Parçacıkların büyümesi için gerekli aktivasyon enerjisinin, parçacığın matris ile temas eden ara yüzey enerjisinden daha büyük olması gerekmektedir. Parçacık boyutu düşük olduğunda aktivasyon enerjisi yüksektir ve parçacık büyüme hızı daha düşüktür. Isıl işlem görmüş numunelerin tane boyutu açısından büyümeleri doğal bir fenomendir. Ancak Sr miktarına göre bu artış farklılık göstermektedir. Çizelge 3.'de ısıtım işlem sonrası özet tabloda değerler görülebilir. Ayrıca Şekil 10. ve Şekil 11.'de yuvarlaklık ve tane boyutu değişimlerine ait kalitatif sonuçlar da görsel sonuçları (Şekil 12.) desteklemektedir. SDAS ve SDAL değişimleri Şekil 13. ve Şekil 14.'te verilmiştir. Isıl işlem sonrasına ait mikro sertlik değerleri Şekil 16.'da görülebilir.



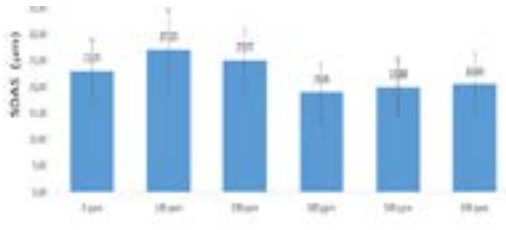
Şekil 10. Stronsiyum miktarlarına göre ısıtım işlemli Si partiküllerinin yuvarlaklık ölçümü. a) Sr-free, b) 100 ppm, c) 200 ppm, d) 300 ppm, e) 500 ppm, f) 600 ppm



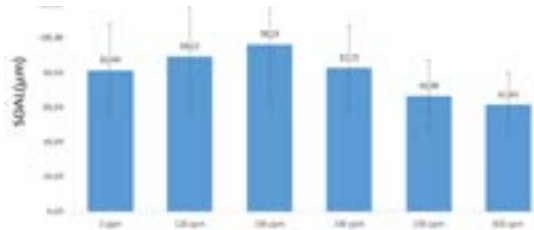
Şekil 11. Stronsiyum miktarlarına göre ısıtım işlemli Si partiküllerinin tane boyutu ölçümü. a) Sr-free, b) 100 ppm, c) 200 ppm, d) 300 ppm, e) 500 ppm, f) 600 ppm



Şekil 12. Stronsiyum miktarlarına göre ısıtılmış numunelerin mikro yapısı. a) Sr-free, b) 100 ppm, c) 200 ppm, d) 300 ppm, e) 500 ppm, f) 600 ppm



Şekil 13. Isıtılmış numunelerin SDAS boyutları.



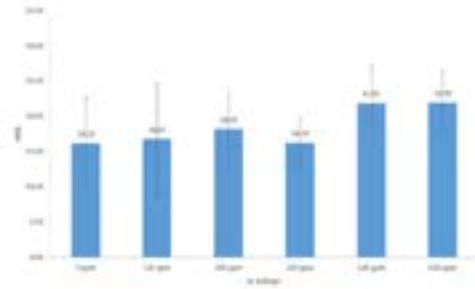
Şekil 14. Isıtılmış numunelerin SDAL boyutları

Parametre	Isıl işlem	Yuvarlaklık	Sayılabilen parçacık sayısı	Tane Boyutu (µm)	SDAS (µm)	SDAL (µm)	SDAS/SDAL	Sertlik (HRB)
Sr-Free	İşlemlili	0,68	186±15	12,0	23,05	81,40	0,28	16
100 ppm	İşlemlili	0,69	238±19	11,9	27,03	89,33	0,30	16
200 ppm	İşlemlili	0,72	231±17	12,9	25,07	96,24	0,26	18
300 ppm	İşlemlili	0,72	182±14	13,3	19,05	82,70	0,23	16
500 ppm	İşlemlili	0,72	167±15	10,9	19,88	66,38	0,30	21
600 ppm	İşlemlili	0,71	349±21	12,6	20,49	61,45	0,33	21

Çizelge 3. Isıtılmış numunelerin ölçüm sonuçlarının özeti



Şekil 15. Isıl işlem sonrası SDAS/SDAL oranı



Şekil 16. Isıl işlem sonrası sertlik değerleri

Alüminyum matris yapısında SDAS eğiliminin ısı işlem sorasında, ısı işlemsiz numunelere göre farklılık gösterdiği gözlemlenmiştir. Yine ısı işlemli malzemelerin SDAL boyutlarının arttığı ve ısı işlemsiz modifiye olmuş malzemelerle aynı artış ve düşüş eğilimini gösterdikleri gözlemlenmiştir. SDAS\SDAL oranıysa ısı işlem öncesindeki numunelerle Sr miktarına göre aynı oranı göstermiş ve aynı seviyelerde çıkmış ve aynı seviyelerde azalmıştır. Ancak SDAS\SDAL oranı, ısı işlem öncesindeki değerlere göre azalmıştır. Bu azalma oranı Sr-free ve 600 ppm'de %30'dan yüksek iken 100, 200, 300 ve 500 ppm seviyelerinde oldukça düşüktür.

#### 4. Sonuç

- 1) Stronsiyum miktarının eklenmesiyle birlikte mikro yapı keskin bir şekilde değişmektedir. Kaba silisyum partiküllerinin daha ince ve yuvarlak hale dönüştüğü gözlemlenmiştir.
- 2) Silisyum partikülleri, Sr seviyesi arttıkça daha pulverize bir yapıya sahip olmaktadır. Bu değişim, belirli bir Sr seviyesine yavaş ilerlerken; 500 ppm'den sonra net bir biçimde hızlanmaktadır.
- 3) Sr eklendikçe mikro yapının morfolojik görünümü 200 ppm ve 500 ppm değerlerinde keskin bir şekilde değişmektedir. Hem sayısal hem de görsel olarak 200 ppm

ve 500 ppm değerleri modifikasyon ve modifikasyon üstü olarak adlandırılabilir. Dolayısıyla 200-300 ppm aralığındaki ve 500 ppm üstü Sr seviyelerinin fiziksel ve kimyasal mukavemet açısından özelliklerinin araştırılması isabet olacaktır.

4) SDAS, Sr seviyesi arttıkça düşüş eğilimindedir; SDAL Sr seviyesi arttıkça önce yükseliş ve ardında da düşüş eğilimindedir. Şüphesiz bu etki AISi9 alaşımlarının fiziksel özelliklerine bir etkide bulunacaktır.

5) Sr eklendikçe mikro sertlik değerlerinin genel olarak azalmıştır. Isıl işlem sonrası mikro sertlik değerlerinin azaldığı gözlemlenmiştir. Yine ısı işlem sonrasında 500 ppm'de sonra sertliğin, ısı işlem öncesindeki gibi arttığı gözlemlenmiş ve ısı işlem öncesi sertlik değerlerini yakalamıştır.

#### Teşekkür

Mercedes-Benz Türk laboratuvar müdürü Sn. Hakan Beldek'e, Çuhadaroğlu Metal ve Sanayi AŞ'den arkadaşım Mehmet Güler'e ve Arslan Makina Döküm 'de proje müdür olarak görev yapan sevgili dostum Alper Palancı'ya vermiş olduğu desteklerden dolayı teşekkür ederim.

#### Referanslar

- [1] Closset, B., and J. E. Gruzleski. "Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium." *Metallurgical Transactions A* 13.6 (1982): 945-951.
- [2] Timpel, M., et al. "The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys." *Acta Materialia* 60.9 (2012): 3920-3928.
- [3] Lu, Shu-Zu, and A. Hellawell. "The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning." *Metallurgical Transactions A* 18.10 (1987): 1721-1733.
- [4] Jie, Wanqi, et al. "Superheat treatment of Al-7Si-0.55 Mg melt and its influences on the solidification structures and the mechanical properties." *Metallurgical and Materials Transactions A* 34.3 (2003): 799-806.
- [5] Nogita, K., S. D. McDonald, and A. K. Dahle. "Modification of Al-Si Alloys." *Materials Forum*. Vol. 28. 2004.
- [6] Knuutinen, A., et al. "Modification of Al-Si alloys with Ba, Ca, Y and Yb." *Journal of light metals* 1.4 (2001): 229-240.
- [7] Mondolfo, Lucio F. *Aluminum alloys: structure and properties*. Elsevier, 2013.
- [8] Lu, Shu-Zu, and A. Hellawell. "The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys:

- Impurity induced twinning." Metallurgical Transactions A 18.10 (1987): 1721-1733.
- [9] Duygun, Inal Kaan, et al. "Change in Sr modification by duration and its effect on mechanical properties of A360 and A413 alloy." Shape Casting. Springer, Cham, 2019. 353-361.
- [10] McDonald, Stuart D., et al. "Eutectic grains in unmodified and strontium-modified hypoeutectic aluminum-silicon alloys." Metallurgical and materials transactions A 35.6 (2004): 1829-1837.
- [11] Hizli, İbrahim Göksel, and Derya Dışpınar. "Effects on Microstructure Evolution of Al-9Si-0.3 Mg Alloy by Pyrometallurgically Produced Sr Master Alloy." Light Metals 2019. Springer, Cham, 2019. 481-485.
- [12] Eguskiza, Saioa, et al. "Study of strontium fading in Al-Si-Mg and Al-Si-Mg-Cu alloy by thermal analysis." International Journal of Metalcasting 9.3 (2015): 43-50.
- [13] Colak, Murat, Ramazan Kayikci, and Derya Dışpınar. "Influence of different cross sections on fluidity characteristics of A356." Transactions of the Indian Institute of Metals 68.2 (2015): 275-281.
- [14] Liu, L., et al. "Characteristics of  $\alpha$ -dendritic and eutectic structures in Sr-treated Al—Si casting alloys." Journal of materials science 39.1 (2004): 215-224.
- [15] Uludağ, Muhammet, et al. "Characterization of the effect of melt treatments on melt quality in Al-7wt% Si-Mg alloys." Metals 7.5 (2017): 157.
- [16] Pezda, J. "Effect of the T6 heat treatment on change of mechanical properties of the AlSi12CuNiMg alloy modified with strontium." Archives of Metallurgy and Materials 60.2A (2015): 627-632.
- [17] B. Closset, J.E. Gruzleski, Metallurgical Transactions A 13, 6, 945-951 (1982)
- [18] Standard, A. S. T. M. "Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes." (2004).

# Direkt Ekstrüzyon Metoduyla Üretilmiş 6005A Alüminyum Alaşımında Mn ve Cr Oranlarının Ürün Özelliklerine Etkisi

## The Effect of Mn and Cr Ratios on Product Properties in 6005A Alloy Produced by Direct Extrusion Method

Timuçin SEBİBOĞA<sup>1</sup>, F. Zafer ZORLU<sup>1</sup>, Süleyman Can KURNAZ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> Sakarya Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Due to its low density, high strength, easy machinability, high thermal and electrical conductivity, aluminum and its alloys are used in industrial area and increasingly in our daily life. Aluminum-Magnesium-Silicon (Al-Mg-Si) alloys are the most widely used alloys in the aluminum extrusion industry. Heat treatment is applicable AA 6005A alloy is a light metal alloy used in extrusion process. In aluminum alloys, the parameters applied during and after extrusion process significantly affect product properties. The extrusion parameters for the production of profiles as well as their mechanical and physical properties are required to be controlled. Extrusion process is affected by many parameters. It is not possible to check all parameters. However, the most important parameters on the process were investigated in this study. These parameters are; speed, temperature and alloy composition. In this study, aluminum profile was produced by modifying the Mn and Cr alloy elements in the chemical composition of the 6005A alloy in the standard. Extrusion trials were carried out by reducing the ratio of Mn and Cr elements. Different temperature and speed increases were applied by making experimental design. Billets of different temperatures, speeds and compositions were subjected to extrusion production under the same die, cooling rate, stretching rate and aging conditions. Tensile, yield, elongation, hardness and micro structure tests were applied to the specimens determined after production. By comparing the test samples, the effect of temperature-speed change on the mechanical properties and microstructure was observed. As a result of the study, the effect of the change of alloying elements on the extrusion speed and the final product was investigated.

### Özet

Alüminyum ve alaşımları dayanım yüksekliği, işlenebilirlik kolaylığı, yoğunluğunun düşük olması, elektrik iletkenliği ve ısıl iletkenliğinin yüksek olması gibi özelliklerinden dolayı endüstriyel ve günlük hayatımızda artan oranlarda kullanılmaktadır. Alüminyum ekstrüzyon endüstrisinde Alüminyum-Magnezyum-Silisyum (Al Mg-Si) alaşımları en çok kullanılan alaşımlardır. Isıl işlem uygulanabilir AA

6005A alaşımı, ekstrüzyon işleminde kullanılan hafif metal alaşımıdır. Alüminyum alaşımlarında, ekstrüzyon prosesi esnasında ve sonrasında uygulanan parametreler, ürün özelliklerini önemli ölçüde etki etmektedir. Profil üretimi için ekstrüzyon parametreleri ile bunların mekanik ve fiziksel özelliklerinin kontrol edilmesi gerekmektedir. Ekstrüzyon işlemi birçok parametreden etkilenir. Tüm parametrelerin kontrol edilmesi mümkün değildir. Ancak proses üzerinde en önemli parametreler bu çalışmada incelenmiştir. Bu parametreler; hız, sıcaklık ve alaşım kompozisyonudur. Bu çalışmada, standartta yer alan 6005A alaşımının kimyasal kompozisyonunda Mn ve Cr alaşım elementleri modifiye edilerek alüminyum profil üretimi yapılmıştır. Mn ve Cr elementlerinin oranları azaltılarak ekstrüzyon denemeleri gerçekleştirilmiştir. Deney tasarımı yapılarak farklı sıcaklık ve hız artışları uygulanmıştır. Farklı sıcaklık, hız ve kompozisyonlardaki biyetler aynı kalıp, soğutma oranı, germe oranı ve yaşlandırma koşullarında ekstrüzyon üretimine tabi tutulmuştur. Üretim sonrası belirlenen numunelere, çekme, akma, sertlik ve mikro yapı testleri uygulanmıştır. Test numuneleri karşılaştırılarak sıcaklık-hız değişiminin mekanik özellik ve mikro yapı üzerine etkisi görülmüştür. Çalışma sonucunda, alaşım elementlerinin değişiminin ekstrüzyon hızına ve nihai ürüne etkisi incelenmiştir.

### 1. Giriş

Alüminyum malzemesi sahip olduğu yüksek mukavemet, yüksek korozyon ve aşınma direnci, yüksek elektriksel ve termal iletkenlik ve kolay işlenebilir özelliklerinden dolayı birçok uygulamada tercih edilmektedir. Alüminyum sahip olduğu üstün özelliklerin yanı sıra teknolojik gelişmeler ile beraber kullanımı her geçen gün artmaktadır. [3,4]

Çeşitli profiller ve parçaların üretimine olanak sağlayan ekstrüzyon yöntemi ve dolayısıyla da ekstrüzyon endüstrisi uzun yıllardan beri mevcuttur. Alüminyum ekstrüzyonu ise modern endüstri ortamlarında araştırma ve geliştirme çalışmaları paralelinde tartışma ve değerlendirme konusu olmaya devam etmektedir. Alüminyum ekstrüzyon yöntemleri mimari uygulamalarda, otomobil imalatlarında, küçük makine parçalarında, yapısal bileşenlerde ve havacılık

sektöründe git gide artan bir talep görmektedir. Ayrıca bu sektörlerdeki rekabet de günümüzde oldukça yoğun bir hal almıştır. Başta da belirtildiği gibi ekstrüzyon uzun yıllardır üzerine yoğunlaşılabilir bir endüstridir. Hem akademik hem de endüstriyel topluluklar için alüminyum ekstrüzyon teknolojisi hakkındaki bilgi ve tecrübenin sürekli eğitimler vasıtasıyla taze tutularak pekiştirilmesi gerekir. [5]

Bu çalışmada, üretim hızına etki eden kimyasal kompozisyonun etkisini görebilmek için 6005A alaşımlı alüminyum profiller farklı biyet sıcaklıklarında ve hızlarında ekstrüze edilmiştir. Profillerden alınan numuneler, çekme ve sertlik testleriyle birlikte tane yapısı değişimlerini görmek için mikroyapı incelemesi yapılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Deneysel çalışmalarda standart değerler (EN 573) içerisinde yer alan 2 farklı kompozisyona sahip biyet kullanılmıştır. Biyetler direkt soğutmalı döküm yöntemi ile üretilmiştir. Üretimde kullanılan biyetlere 6005A-Normal(N) ve 6005A-Yeni(Y) isimleri verilerek takip edilmiştir. Biyetlerin analiz sonuçlarına göre kimyasal bileşimleri Çizelge 1’de gösterilmektedir.

**Çizelge 1.** Biyetlerin kimyasal analiz sonuçları (%ağ.)

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr
6005A (EN 573)	0,5- 0,9	Max.0,35	Max.0,3	Max.0,5	0,4- 0,7	0,3
6005A- Normal (N)	0,64	0,23	0,04	0,17	0,53	0,11
6005A – Yeni (Y)	0,71	0,19	0,019	0,05	0,54	0,02

### 2.1. Ekstrüzyon Prosesi

6005A-N ve 6005A-Y biyetlerinin ekstrüzyonunda farklı sıcaklık ve hızlarda üretimler yapılmıştır. Profiler 500 °C ve 520 °C olmak üzere 2 farklı sıcaklıkta ve 3-5-7 m/dk olarak 3 farklı ekstrüzyon hızında ekstrüze edilmiştir. Üretim parametreleri Çizelge 2’de verilmiştir.

**Çizelge 2.** Üretim parametreleri

Kalıp Sıcaklığı (°C)	460
Gaz Fırın Sıcaklığı (°C)	420
Biyet Boyu (mm)	1110 ±50
Hız (m/dk)	5-7-9
İndüksiyon Sıcaklığı (°C)	500-520
Ekstrüzyon Boyu (m)	45,5

Test üretimine ait bilgiler Çizelge 3’de gösterilmektedir.

**Çizelge 3.** Deney test parametreleri

Alaşım	Biyet Adedi	Soğutma Tipi	Ekstrüzyon Hızı (m/dk)	Sıcaklık (°C)
6005 – N	6	Sprey Su	5-7-9	500-520
6005 - Y	6	Sprey Su	5-7-9	500-520

### 2.2. Numune Alımı

Ekstrüzyon prosesi sonrası profillerin boyu yaklaşık olarak 45,5 m’dir. Bu profillerden ekstrüzyon yönüne göre baş ve son kısmından 6’şar metre (biyet biyete kaynama bölgesi) kesilip hurdaya ayrılmıştır. Devamında gelen 500 mm boyunda her iki yönden 1’er adet numune parçası alınmıştır. Alınan numune parçası üzerinden Çizelge 4’de gösterildiği üzere 3 parçaya kesilmiştir.

**Çizelge 4.** Numune alma planı

Mikro Numunesi 100 mm	Çekme Numunesi 300 mm	Sertlik Numunesi 100 mm
--------------------------	--------------------------	----------------------------

### 2.2. Karakterizasyon

#### Sertlik ölçümleri

Isıl işlemleri tamamlanan profiller EMCO marka sertlik ölçüm cihazında sertlikleri HB 2,5/62,5 cinsinden ölçülmüştür. EN 755-2 standardına göre 6005A alüminyum alaşımlarının T6 ısıl işlemine göre sertlik değeri 85 HB olmaktadır.

#### Çekme dayanımı

Profillerin çekme dayanımını belirlemek için TS EN 755-1 standardına göre numuneler hazırlanmıştır. Çekme test cihazı ve test yapılmış numuneler Şekil 1’de verilmiştir.



**Şekil 1.** Zwick Roell Z250 Çekme Test Cihazı ve Çekme Testi Yapılmış Numuneler

Çekme testi ile çekme dayanımı (Rm) ve akma dayanımı (Rp0,2) değerleri belirlenmiştir. EN 755-2 standardına göre 6005A alüminyum alaşımlarının T6 ısıl işlemine göre akma dayanımı ve çekme dayanımı değerleri Çizelge 5’de verilmiştir.



**Çizelge 5.** 6005 T6 ısıtılmış Al alaşımının mekanik özellikleri

Alaşım ve Temper	Çekme Dayanımı (Rm) MPa	Akma Dayanımı (Rp0.2) MPa
6005A T6	En az 250	En az 200

Mikroyapı analizi

Yaşlandırma işlemi tamamlanmış profillerden mikroyapı analizi için numune kesilmiştir. Numunelere zımparalama, parlatma ve dağlama işlemleri uygulanarak metalografik olarak hazırlanmıştır. Mikroyapı analizi için profillerin farklı kompozisyon ve hızlardaki değerleri göz önünde bulundurularak analizleri yapılmıştır.

**3. Sonuçlar ve Tartışma**

**3.1. Sertlik Ölçüm Sonuçları**

Üretim sonunda alınan numunelere uygulanan sertlik testi sonuçları Çizelge 6'da gösterilmektedir. Aynı numunenin 3 farklı noktasından alınan değerlerin ortalaması alınarak değerler yazılmıştır.

**Çizelge 6.** Sertlik değeri sonuçları (HB)

Hız	6005A-N		6005A-Y	
	500 °C	520 °C	500 °C	520 °C
5	103	95	92,6	98
7	99	96	95,9	100
9	97	100	98,1	101

6005A – Yeni (Y), [Mn ve Cr oranı düşük] alaşımda 500 °C'de hız arttıkça sertlik artmaktadır. 6005A - Normal (N), [Mn ve Cr oranı yüksek] alaşımda 500 °C'de hız arttıkça sertlik azalmaktadır. Sıcaklık 520 °C olduğunda, her iki alaşımda da hız arttıkça sertlik değerleri artmaktadır

**3.2. Çekme Testi Sonuçları**

Üretim sonunda farklı hız ve sıcaklıklarda üretilmiş biyetlerden elde edilen numune parçaların 3 farklı noktasından çekme test numunesi alınmış olup çıkan değerlerin ortalaması alınarak tablo oluşturulmuştur. Uygulanan çekme testi sonucunda elde edilen çekme dayanım değerleri (MPa) Çizelge 7'de gösterilmektedir.

6005A – Yeni (Y), [Mn ve Cr oranı düşük] alaşımda 500 °C'de hız arttıkça çekme mukavemeti artmaktadır. Solüsyona alma verimi arttığı için mekanik özelliklerde artış görülmüştür. 6005A - Normal (N), [Mn ve Cr oranı yüksek] alaşımda 500 °C'de az da olsa mukavemet değerleri hızla birlikte düşmektedir. Sıcaklık 520 °C olduğunda net bir sonuç elde edilememiştir.

**Çizelge 7.** Çekme dayanımı değerleri (MPa)

Sıcaklık	6005A-N		6005A-Y	
	500 °C	520 °C	500 °C	520 °C
Hız				
5	282	281	267	275
7	280	282	269	277
9	280	278	272	279

Akma dayanım değerleri (MPa) Çizelge 8'de gösterilmektedir. 6005A – Yeni (Y), [Mn ve Cr oranı düşük] alaşımda 500 °C'de hız arttıkça akma mukavemeti artmaktadır. 6005A - Normal (N), [Mn ve Cr oranı yüksek] alaşımda 500 °C'de az da olsa akma mukavemeti değerleri hızla birlikte düşmektedir. Sıcaklık 520 °C olduğunda net bir sonuç elde edilememiştir.

**Çizelge 8.** Akma dayanımı değerleri (MPa)

Sıcaklık	6005A-N		6005A-Y	
	500 °C	520 °C	500 °C	520 °C
Hız				
5	265	263	253	263
7	263	263	263	263
9	261	263	270	263

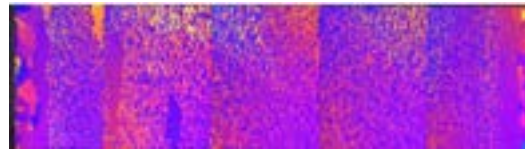
**3.3. Mikro Yapı Analizi**

Makro ve mikroyapı analizleri için seçilen numunelerin özellikleri Çizelge 9'da gösterilmektedir.

**Çizelge 9.** Mikroyapı analizi yapılan numune özellikleri

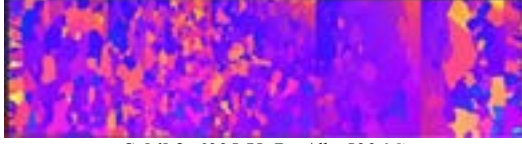
Numune Kodu	Hız (m/dk)	Sıcaklık (°C)	Sertlik (HB)	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
6005A-N	7	500	99	280	263
6005A-Y	7	500	95	269	263

Aynı sıcaklık ve hızdan alınan numunelerden panoramik (kenardan kenara) mikroyapı analizi yapılmıştır. Şekil 2'de gösterilen numunenin kenar bölgelerinde yeniden kristalleşme tabakaları oluşmuş, orta bölgelerde fibrous yapı görülmüştür.



**Şekil 2.** 6005-N, 7 m/dk, 500 °C

Mn ve Cr oranı azaldıkça Şekil 3'deki gibi fiber bölge oranı azalmış rekristalize bölgenin yüzeyden merkeze doğru derinliği artmıştır.



Şekil 3. 6005-Y, 7 m/dk, 500 °C

#### 4. Sonuç

Doğrudan ekstrüzyon yöntemi ile 6005A - Normal (N), [Mn ve Cr oranı yüksek] ve 6005A – Yeni (Y), [Mn ve Cr oranı düşük] alaşımlı bilyetler ekstrüde edildi. Ekstrüzyon üretimi sırasında 2 farklı sıcaklık ve 3 farklı hız parametreleri uygulanarak mekanik ve mikroyapısal özellikler incelenmiştir. Ekstrüde edilmiş profillere daha sonra mekanik testler (çekme ve akma) ve sertlik testleri yapıldı. Ayrıca seçilen numunelere mikroyapı incelemeleri gerçekleştirildi. Bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Yüksek sıcaklıkta (520 °C) çekme mukavemeti değerleri değişmemektedir. Düşük sıcaklıkta (500 °C) yüksek Mn-Cr alaşımlı profillerde çekme mukavemet değerleri düşük Mn-Cr alaşımına göre daha yüksektir.
- Akma mukavemeti değerlerinde, 500 °C’de hız arttıkça alaşım tipleri ters orantı göstermekte olup, düşük Mn ve Cr alaşımlı profillerin değerleri artmaktadır. Sıcaklık 520 °C olduğunda net bir sonuç elde edilememiştir.
- Sertlik değerleri, 500 °C’de artan hız ile birlikte düşük Mn-Cr alaşımlı profillerde artmakta, yüksek Mn-Cr alaşımlı profillerde azalmaktadır. Sıcaklık 520 °C olduğunda her iki alaşımın sertlik değerleri artmaktadır.
- Artan sıcaklık ile birlikte merkezdeki tanelerin tane boyutlarının düştüğünü, yüzeydeki tanelerin de çok az da olsa arttığı görülmüştür. Alaşım elementi olarak Mn ve Cr azaldıkça rekristalize bölgenin yüzeyden merkeze doğru derinliği artmıştır. Mn ve Cr azaldıkça fiber bölgenin oranı azalmıştır.

#### Teşekkür

Bu çalışmada katkılarından dolayı Asaş Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.’ye, ekstrüzyon üretimleri ve deneysel parametre çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Sn. Zafer Zorlu’ya, metalografik numune hazırlanması ve mekanik testlerin yürütülmesi konusunda katkı gösteren Sn. Hüsnü Öztürk’e teşekkür ederim.

#### Referanslar

[1] Altenpohl, D. Aluminum Viewed from Within, Aluminium-Verlag, 1982, Düsseldorf, Almanya.

[2] M. Şendeniz, Seçilen Bir Al-Mg-Si Alaşımının (Almgisi0.5 ; Etial 60) Isıl İşlemlerle Özellik Değişimlerinin İncelenmesi, Y. Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, 2006, Bursa, Türkiye.

[3] ASM Metals Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys, 1990, USA

[4] Akolkar, R., Wang, Y.-M., & Kuo, H.-H., Kinetics of the electrolytic coloring process on anodized aluminium. Journal of Applied Electrochemistry, 37 (2007) 291-296.

[5] R. Saral, Alüminyum Ekstrüzyonunda Proses Kontrol, Y. Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2005, İstanbul, Türkiye.

# Ölümcül ve Ciddi Yaralanmalı İş Kazalarının Önlenmesinde Uluslararası Yeni Yaklaşım Modeli "Ciddi Yaralanma ve Ölümcül Kazaları Önleme Performans Standardı"

## New International Approach to Prevention of Fatal and Serious Injury Accidents "Serious Injury & Fatality (SIF) Prevention Performance Standard"

Cengiz KAYIŞKAN, Burak KARAMAN

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

In recent years, there has been a decrease in the number of occupational accidents resulting in serious injury or death. On the other hand, the potential for serious injury or fatal accidents in a workplace without a long-term injury is always possible as long as the risks remain. As a result of the researches, it is seen that the Heinrich triangle previously used is not predictably accurate. According to "Serious Injury & Fatality (SIF) Prevention Performance Standard" 21% of all accidents can be seriously injured and fatal. The practice defined for the prevention of such accidents in the workplace covers all employees, visitors and subcontractors. It is aimed to reduce the serious accidents that may occur in the workplaces with the roles and responsibilities determined in the implementation of the standard, implementation method and reporting process. It is seen that the firms operating in Europe continue this practice and cause a significant decrease in accident rates. Critical risks are primarily identified throughout the workplace to determine serious accident exposure. Safety rules are set for critical risks and behavior-focused field tours are conducted. Processes and operations that are potential for serious accident exposure are examined. Risk analysis is performed after serious accident exposure is identified by one of many risk assessment methods. If the risk assessment shows that the risk remaining after the control measures is too high, this risk is transmitted to the Serious Accident Investigation Team. This team is responsible for reducing the risk level to acceptable levels and identifying the necessary control measures, and informing senior management if the risk is unacceptable despite the necessary control measures.

As a result, it is thought that the implementation of "Serious Injury & Fatality (SIF) Prevention Performance Standard" may prevent serious injuries or fatal accidents.

### Özet

Son yıllarda ciddi yaralanmayla veya ölümlü sonuçlanan iş kazaları sayılarında azalma meydana gelmektedir. Öte yandan uzun süre yaralanmalı kaza olmayan işyerinde ciddi yaralanmalı kaza veya ölümlü kaza olması potansiyeli riskler devam ettiği sürece her zaman olasılık dahilindedir. Yapılan araştırmalar neticesinde daha önceden kullanılan Heinrich üçgeninin tahminsel olarak doğru olmadığı görülmektedir. "Ciddi Yaralanma ve Ölümcül Kazaları Önleme Performans Standardı" bakış açısıyla yapılan araştırmalarda, tüm kazaların %21'nin ciddi yaralanmalı ve ölümlü olabileceği vurgulanmaktadır. İşyerlerinde bu tip kazaların önlenmesi için tanımlanan uygulama tüm çalışanları, ziyaretçileri ve alt işverenleri kapsamaktadır. Standartın uygulanmasında belirlenen rol ve sorumluluklar, uygulama metodu ve raporlama süreciyle işyerlerinde meydana gelebilecek ciddi kazaların azaltılması hedeflenmektedir. Avrupa'da faaliyetlerinin sürdüren firmaların bu uygulamayı sürdürdükleri ve kaza oranlarında kayda değer azalma meydana getirdikleri görülmektedir. Ciddi kaza maruziyetini belirlemek için öncelikle kritik riskler işyeri genelinde belirlenir. Kritik risklerin belirlenmesinde deneyimli ekibin liderliğinde; iş kazaları, ramak kala olayları ve çalışan bildirimleri gibi birçok veriden yararlanılır. Kritik riskler için güvenlik kuralları belirlenir ve davranış odaklı saha turları gerçekleştirilir. Ciddi kaza maruziyeti için potansiyel olan prosesler, operasyonlar incelenir. Ciddi kaza maruziyeti birçok risk değerlendirme yönteminden biriyle tanımlandıktan sonra risk analizi gerçekleştirilir. Yapılan risk değerlendirmesi, uygulanan kontrol önlemleri sonrasında kalan riskin çok yüksek olduğunu gösteriyorsa, bu risk işyerinin Ciddi Kaza İnceleme Ekibine iletilir. Bu ekip risk seviyesini kabul edilebilir seviyelere düşürmek ve gerekli kontrol önlemlerini belirlemek, gerekli kontrol önlemlerine rağmen risk kabul edilemez ise

üst yönetimi bilgilendirmekten sorumludur. Böylelikle odaklanılan riskler ciddi olayları önleyebilecek nitelikte olduğu gibi, işyerinin tüm kadroları tarafından bilinir nitelikte olmaktadır.

## 1. Giriş

İş sağlığı ve güvenliği alanında yapılan birçok çalışmanın temel amacı çalışanların sağlıklı bir şekilde hayatlarını sürdürmeleridir. Sürekli olarak yapılan iyileştirmeler, teknolojik gelişmeler ile hayatımıza giren yenilikler, olası kazaların engellenmesinde ciddi fayda sağlamaktadır. Yaşanabilecek bir kaza sonrasında sonucun ne olacağını kesin olarak tahmin etmek mümkün değildir. Örneğin; merdivenden düşme sonucu ucuz atlatma veya ilkyardım ile sonuçlanan bir kaza ortaya çıkabileceği gibi ciddi yaralanma veya ölümle sonuçlanan bir kazada ortaya çıkabilir. Nihai durumda hiç kaza yaşanmaması için tedbirlerin alınması esastır. Öte yandan gerek tesislerin bütçeleri, gerek belirlenmiş tedbirlerin aynı anda alınmasının mümkün olmaması gerekse tüm risklerin tespit edilememiş olmasından dolayı önlemlerin alınması için öncelik sıralaması önemlidir. Tabi ki önceliklerin belirlenmesi için risk değerlendirmesi çalışmaları yapılmakta, risk puanına göre öncelikler belirlenmektedir. Kalitatif ve/veya kantitatif risk değerlendirmesi çalışmaları sonucunda öncelik sırası farklılık gösterebilmektedir. Burada önemli olan ölümcül ve ciddi yaralanmalı iş kazalarının öncelikli olarak önlenmesidir. 1930'ların başından beri iş güvenliği Heinrich'in ilkeleri ile yönlendirilmiş, bu ilkeler kaza önleme teorisi ve iş güvenliği için model olarak uzun yıllar otorite olmuştur. Heinrich'in piramidi veya Bird piramidi olarak da bilinen kaza üçgeni, bir endüstriyel kaza önleme teorisidir. Ciddi kazalar, küçük kazalar ve ramak kala olayları arasında bir ilişki olduğunu gösterir. Küçük kazaların ve ramak kala olaylarının sayısının azaltılması durumunda ciddi kazaların sayısında da düşüş olacağına işaret etmektedir. Eski bir yaklaşım olan Heinrich teorisine göre genel kaza oranlarını azaltarak ciddi yaralanma veya ölüm olasılığının etkilenmesi mümkündür. Fakat kaza sonuçlarının genel dağılımını gösterirken, neyin ciddi yaralanmalara veya ölümlere yol açacağını öngörememektedir. Yapılan yeni araştırmalar küçük kazalara yol açan faktörlerin yaklaşık olarak %21'inin ciddi yaralanma veya ölüme yol açma potansiyeline sahip olduğunu göstermektedir. Ölümcül ve ciddi yaralanmalı iş kazalarının önlenmesinde uluslararası yeni yaklaşım modeli "Ciddi yaralanma ve ölümcül kazaları önleme performans standartı" kısaca "Ciddi Olay Potansiyeli (COP)" olarak tanımlanmaktadır. "Ciddi Olay Potansiyeli (COP)" belirlenmesinde temel

Sonuç olarak "Ciddi Yaralanma ve Ölümcül Kazaları Önleme Performans Standardı"nın işyerlerinde uygulanması sonucunda ciddi yaralanmalı veya ölümlü iş kazalarının önüne geçebileceği düşünülmektedir.

etken kaza potansiyelinin ciddi yaralanmalı veya ölümcül olması ile ilişkilidir. İşyerlerinde uzun süre küçük kazaların yaşanmamış olması, hiç beklenmedik bir zamanda ciddi kaza ile karşılaşılacağı anlamına gelmemektedir. Bu nedenle ciddi olay potansiyeli olan riskler sürekli olarak değerlendirilmeli, risk kontrol hiyerarşisine göre kaynağından yok edilerek çözülmeye çalışılmalıdır.

## 2. Ciddi Olay Potansiyeli (COP)

Çalışma alanında tehlikeler tespit edilerek sınıflandırdıktan sonra kritik olanlar belirlenmelidir. Belirlenen tehlikelerden kaynaklı risklerin neler olabileceği yönünde görüşler alınmalıdır. Süreçte tüm çalışanlar görev almalı, herkes ölümlü veya ciddi yaralanmalı kazaların olmaması için potansiyel risklere odaklanmalıdır. Tesiste iş sağlığı ve güvenliği alanında yapılan tüm çalışmaların sonuçları Ciddi Olay Potansiyeli (COP) sistemine aktarılmalıdır. Roller ve sorumluluklar belirlenmelidir. Politika ve prosedürlerin tam olarak uygulandığından emin olunmalı, sürekli geliştirilerek uygulanmalıdır. Bu sistem tüm çalışanlar, yükleniciler ve ziyaretçiler için uygulanabilmektedir. Kabul edilmiş riskler, belirlenmiş kurallara uyulmaması durumu, alınan önlemin yeterli olmaması ve farkında olunmayan risklerde Ciddi Olay Potansiyeli aranmalıdır. Güvenli çalışma koşullarının sağlanması, güvenlik kurallarına uymayan çalışanlara disiplin cezaları uygulanması, ziyaretçilerin veya yüklenicilerin belirlenmiş kuralların dışına çıkmaları durumunda tesisten derhal çıkartılması uygulamaları yapılmalıdır. Çalışanların, yüklenicilerin ve ziyaretçilerin ciddi tehlike durumlarında çalışmayı durdurmaları, yetkili personelden destek istemeleri beklenmektedir.

Süreç tüm çalışanlarla beraber yürütülür. Organizasyondaki tüm seviyeler Ciddi Olay Potansiyellerini bulabilmek için aynı amaç doğrultusunda hareket ederler. Tespit edilen Ciddi Olay Potansiyeli birçok yöntem ile tanımlanabilmekte, tanımlama sonrasında mini risk değerlendirme metodu ile değerlendirilmektedir. Risk değerlendirmesi sonucu mevcut önlemlere rağmen potansiyeli hala yüksek görülüyorsa Ciddi Olay Potansiyeli Değerlendirme Ekibine iletilir. Bu ekip belirleyeceği önlemler ve aksiyonlar ile riski kabul edilebilir seviyeye getirmeyi hedeflemektedir. Risk seviyesi kabul edilebilir risk seviyesine

getirilemezse, çözüm için işyerinin en üst pozisyonunun liderliğinde risk ele alınır ve kabul edilebilir seviyeye indirilebilmesi için çalışmalar devam ettirilir.

Ciddi Olay Potansiyeli Değerlendirme ekibi belirli periyotlarda toplanmalı, bu periyotlar iki aydan daha uzun olmamalıdır. Ekibin liderliğinde yönetsel beceriler olan üst pozisyonlardaki çalışanların olması önemlidir. Ekip içerisinde teknik olarak destek sağlayacak mühendisler olacağı gibi yasal ve standartlar konusunda danışmanlık verebilecek bölüm çalışanları olmalıdır. Ciddi Olay Potansiyeli Değerlendirme ekibi davranış odaklı saha turları yaparak sadece davranışlardan kaynaklı Ciddi Olay Potansiyeli olan riskleri özellikle değerlendirmelidir. Çalışanların Ciddi Olayları tanımlayabilecek şekilde eğitilmesi, sürekli geliştirilmesi çok önemlidir. Tesiste en kritik riskler başlık olarak tanımlanmalı, bu başlıklara uygun yetkinlikte ekip üyelerinden oluşacak bir ekip görev yapmalıdır. Ciddi Olay Potansiyeli olarak belirlenecek ana başlıklar bazıları şu şekilde olabilir;

- Tehlikeli enerjinin kontrol edilmesi için etiketleme-kitleme
- Makine güvenliği
- Kaldırma-iletme ekipmanları
- Sıvı metal patlaması
- Yüksekten düşme
- Yangın ve patlama

Ciddi Olay Potansiyellerinin tanımlanması için Şekil 1’de belirtildiği üzere farklı başlıklardan yararlanılmalıdır. Yapılan ön değerlendirme sonrasında mini risk değerlendirme metodu ile beraber Şekil 2’de belirtilen adımlar izlenmelidir. Ciddi Olay Potansiyeli olarak belirlenen riskler için aksiyonlar belirlenirken gerekli durumlarda Şekil 3’te olduğu üzere bir üst kademeye raporlanması önemlidir. Mini risk değerlendirmesi yapılırken özellikle kontrol hiyerarşisinde Çizelge 2’de belirtilen değerlendirme çok önemlidir.



Şekil 1. Ciddi Olay Potansiyeli (COP) Değerlendirme Akış Şeması-1



Şekil 2. Ciddi Olay Potansiyeli (COP) Değerlendirme Akış Şeması-2



Şekil 3. Ciddi Olay Potansiyeli (COP) Değerlendirme Akış Şeması-3

MINİ RİSK DEĞERLENDİRİLMESİ	GÜVEN				
	RÜKÜT	DETAY	İNŞAAT	BAZILAR	SAĞAT/BAZILAR
1	1	2	3	4	5
2	2	3	4	5	6
3	3	4	5	6	7
4	4	5	6	7	8
5	5	6	7	8	9
6	6	7	8	9	10
7	7	8	9	10	11
8	8	9	10	11	12
9	9	10	11	12	13
10	10	11	12	13	14
11	11	12	13	14	15
12	12	13	14	15	16
13	13	14	15	16	17
14	14	15	16	17	18
15	15	16	17	18	19
16	16	17	18	19	20
17	17	18	19	20	21
18	18	19	20	21	22
19	19	20	21	22	23
20	20	21	22	23	24
21	21	22	23	24	25
22	22	23	24	25	26
23	23	24	25	26	27
24	24	25	26	27	28
25	25	26	27	28	29
26	26	27	28	29	30
27	27	28	29	30	31
28	28	29	30	31	32
29	29	30	31	32	33
30	30	31	32	33	34
31	31	32	33	34	35
32	32	33	34	35	36
33	33	34	35	36	37
34	34	35	36	37	38
35	35	36	37	38	39
36	36	37	38	39	40
37	37	38	39	40	41
38	38	39	40	41	42
39	39	40	41	42	43
40	40	41	42	43	44
41	41	42	43	44	45
42	42	43	44	45	46
43	43	44	45	46	47
44	44	45	46	47	48
45	45	46	47	48	49
46	46	47	48	49	50
47	47	48	49	50	51
48	48	49	50	51	52
49	49	50	51	52	53
50	50	51	52	53	54
51	51	52	53	54	55
52	52	53	54	55	56
53	53	54	55	56	57
54	54	55	56	57	58
55	55	56	57	58	59
56	56	57	58	59	60
57	57	58	59	60	61
58	58	59	60	61	62
59	59	60	61	62	63
60	60	61	62	63	64
61	61	62	63	64	65
62	62	63	64	65	66
63	63	64	65	66	67
64	64	65	66	67	68
65	65	66	67	68	69
66	66	67	68	69	70
67	67	68	69	70	71
68	68	69	70	71	72
69	69	70	71	72	73
70	70	71	72	73	74
71	71	72	73	74	75
72	72	73	74	75	76
73	73	74	75	76	77
74	74	75	76	77	78
75	75	76	77	78	79
76	76	77	78	79	80
77	77	78	79	80	81
78	78	79	80	81	82
79	79	80	81	82	83
80	80	81	82	83	84
81	81	82	83	84	85
82	82	83	84	85	86
83	83	84	85	86	87
84	84	85	86	87	88
85	85	86	87	88	89
86	86	87	88	89	90
87	87	88	89	90	91
88	88	89	90	91	92
89	89	90	91	92	93
90	90	91	92	93	94
91	91	92	93	94	95
92	92	93	94	95	96
93	93	94	95	96	97
94	94	95	96	97	98
95	95	96	97	98	99
96	96	97	98	99	100

Çizelge 1. Mini risk değerlendirme puanlama tablosu

Yüksek Risk	Orta Risk	Düşük Risk	Çok Düşük Risk	Yüksek Risk	Orta Risk	Düşük Risk	Çok Düşük Risk
1	2	3	4	5	6	7	8
9	10	11	12	13	14	15	16
17	18	19	20	21	22	23	24
25	26	27	28	29	30	31	32
33	34	35	36	37	38	39	40
41	42	43	44	45	46	47	48
49	50	51	52	53	54	55	56
57	58	59	60	61	62	63	64
65	66	67	68	69	70	71	72
73	74	75	76	77	78	79	80
81	82	83	84	85	86	87	88
89	90	91	92	93	94	95	96
97	98	99	100	101	102	103	104
105	106	107	108	109	110	111	112
113	114	115	116	117	118	119	120
121	122	123	124	125	126	127	128
129	130	131	132	133	134	135	136
137	138	139	140	141	142	143	144
145	146	147	148	149	150	151	152
153	154	155	156	157	158	159	160
161	162	163	164	165	166	167	168
169	170	171	172	173	174	175	176
177	178	179	180	181	182	183	184
185	186	187	188	189	190	191	192
193	194	195	196	197	198	199	200

Çizelge 2. Mini risk değerlendirme kontrol hiyerarşisi tablosu

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Heinrich piramidi tanımlayıcı olarak doğru olup, ciddi kazanın tahmini açısından doğru değildir. Tüm olaylar değerlendirildiğinde ucuz atlama veya küçük kazaların birçoğu engellenmiş olsa bile Ciddi Olay Potansiyeli (COP) unsurları devam ettiği sürece her an ciddi kaza yaşanması muhtemeldir. Tüm olaylar ele alındığında olayların yaklaşık %21 oranında bir kısmı Ciddi Olay Potansiyeli olup ilk olarak bu gruba odaklanılmasının daha doğru bir yöntem olduğu düşünülmektedir. Böylelikle çalışanların ciddi yaralanmaları ve ölümlü kazalarının önüne geçilmiş olacak, küçük kazalarda alınan önlemlerle birlikte azalma gösterecektir.



Şekil 4. Heinrich Piramidi



Şekil 5. Ciddi Yaralanmalı ve Ölümcül kazaların önlenmesinde yeni yaklaşım modeli üçgeni

### 4. Sonuç

Özellikle riskli işler ile çalışma durumu olan işyerlerinde öncelikli olarak Ciddi Olay Potansiyeline odaklanmak etkisi çok yüksek olan kazaların önüne geçilmesinde çok önem arz etmektedir. Ciddi Olay Potansiyeli olan risklerin kontrol hiyerarşisinde tehlikenin ortadan kaldırılması esasına göre çalışılmalı, mümkün olmaması durumunda bir sonraki adımlarda ikame ve mühendislik önlemleri alınmalıdır. Prosedürler, talimatlar, kişisel koruyucu ekipmanlar, uyarı levhaları gibi koruma etkinliği daha düşük olan tedbirler alınmış olsa bile potansiyelin devam ettiği unutulmamalıdır. “Ciddi Yaralanma ve Ölümcül Kazaları Önleme Performans Standardı”nın işyerlerinde uygulanması sonucunda ciddi yaralanmalı veya ölümlü iş kazalarının önüne geçebileceği düşünülmektedir.

### Referanslar

- [1] J. van den Ouweland\_Prevention on serious injuries and fatalities, EAA Safety Workshop, 2019
- [2] E. Tsigleridis\_The approach of Mytilineos, EAA Safety Workshop, 2019
- [3] Donald K. Martin and Alison Black, Preventing serious injuries and fatalities(SIFs): A new study reveals precursors and paradigms, Dekra Insight, 2015
- [4] Don Martin and Scott Stricoff, Determining Serious Injury and Fatality Exposure Potential, BST, 2012



# Investigation of High-Temperature Oxidation of Lintel Parts in Aluminum Melting Furnaces

## Alüminyum Ergitme Fırınlarında kullanılan Lentoların Yüksek Sıcaklık Oksidasyonunun İncelenmesi

Elif ÖNER SHBEH, Onur BİRBAŞAR, Mohammed SHBEH, Murat DÜNDAR

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

In recent years, there has been a significant increase in industrial CO<sub>2</sub> emissions stemming from the combustion of fuels according to the report released by the International Energy Agency (IEA). There are considerable amounts of energy consumption and CO<sub>2</sub> emissions in aluminum melting furnaces, which result from natural gas combustion. Therefore, any reduction in these emissions by possible improvements in the design of melting furnaces will be helpful not only for environmental issues but also for energy savings. In the present study, structural degradation of stainless steel lintel parts due to high-temperature oxidation and wear has been investigated. This structural degradation results in a significant reduction in the cross-sectional thickness of the material, which leads to heat losses through the openings between the furnace gate and body. Therefore, a proper material selection is essential to increase the lifetime of lintel parts in harsh furnace environments. For this purpose, metallographic studies were conducted on damaged samples and microstructural characterization was subsequently carried out using optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) analysis to investigate the effects of furnace conditions on the lintel parts. The results revealed that stainless steel undergoes high-temperature oxidation due to the precipitation of chromium carbides in the vicinity of grain boundaries, which results in scalping and a consequent reduction in the cross-sectional thickness of the material. Therefore, considering environmental concerns and energy savings, alternative alloys and materials have been suggested to prevent high-temperature oxidation of lintel parts.

### 1. Introduction

Aluminium melting furnaces consume significant amounts of natural gas and they account for more than 75% of the energy consumption in the secondary aluminium industry. However, the thermal efficiency of typical aluminium melting furnaces is

approximately 23%, while the heat originating from flue gases increases this value to the level of 50-70% [1]. Due to the large amount of energy and heat loss, it is crucial to consider possible improvements in the design and maintenance of aluminium melting furnaces. Material selection and structural stability have a crucial role in furnace design. Due to the high temperature and flue gases, it is crucial to select optimal material to withstand the harsh furnace environment. Therefore, the lifetime of furnace materials is significant not only for energy efficiency but also for environmental concerns.

Lintel parts are commonly used in between the furnace gate and body to enhance the structural stability of the furnace. Due to their excessive exposure to high temperatures (750°C-800°C) and flue gases, lintel parts are subjected to significant oxidation, which subsequently results in scalping of the material. As a result of this structural degradation, there will be a significant reduction in the cross-sectional thickness of these parts and some consequent cavities will form in between the furnace gate and body (Fig. 1). These cavities lead to a significant amount of heat losses from the furnace environment, which raise concerns due to carbon emissions to the environment as well as the reduction in energy efficiency.

The lintel material subjected to the examination is cast duplex stainless steel with the composition of approximately 25Cr, 5Ni and 0.4C. Due to their high oxidation resistance, high temperature and corrosion resistance, stainless steel materials are mostly preferred in harsh furnace conditions. Stainless steels form a protective oxide layer on the surface and thus show superior oxidation resistance due to their chromium content. According to their microstructure, stainless steels are divided into groups as ferritic, martensitic and duplex stainless steels and their properties may differ according to the alloying elements in their content. Among these elements, Cr is essential in terms of oxidation resistance and nickel has a significant contribution to the structural stability and scalping resistance at high temperatures [2-6].



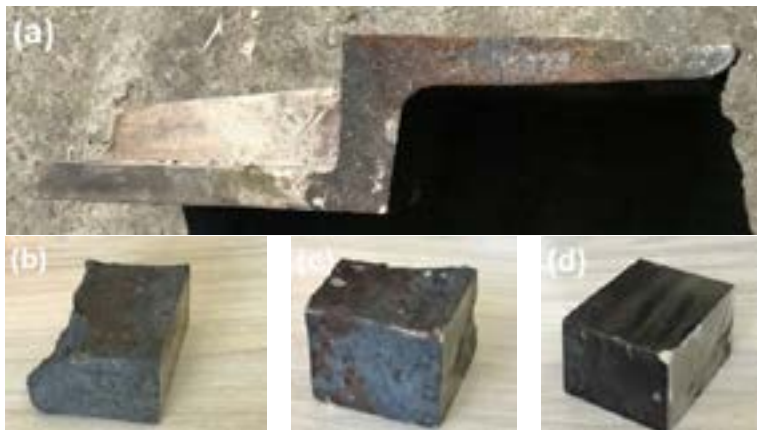
**Figure 1.** (a) Unused lintel material (b) lintel material subjected to oxidation and wear (erosion) under operating conditions

At high temperatures, Cr has a tendency to dissolve in the matrix and to form chromium carbide precipitates, which adversely affect the oxidation behavior of the materials. Carbide precipitation and the stability of the material at high temperatures may vary according to the type of stainless steel. Nickel-based stainless steel materials exhibit superior properties at high temperatures in terms of both oxidation resistance and structural stability [5-7].

In this study, the structural degradation and oxidation behavior of duplex stainless steel lintel materials was investigated by examining the carbide formation in the microstructure of the material, after being exposed to a harsh furnace environment.

### 2. Experimental Procedure

In order to conduct metallurgical evaluation, samples were sectioned from the most heat-affected part, the middle part and the least heat-affected part as it can be seen from Figure 2. Conventional metallographic techniques were used for the preparation of the samples. Microstructural analysis of the polished and etched samples was conducted under Zeiss Axio Imager Vario optical microscope using differential interference contrast mode in order to define phases and components of the samples. Moreover, the samples were examined by ZEISS EVO 10 (EDX, EBSD) model scanning electron microscopy (SEM) operating at 20 keV and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) to determine surface oxide formations, distribution of carbide particles and microchemistry.



**Figure 2.** Samples taken from (a) whole lintel section (b) the most heat-affected section (c) the middle and (d) least heat affected section

### 3. Results and Discussion

Optical microscope images of the etched lintel parts are shown in Figure 1, which represent the typical microstructure of cast duplex stainless steels, indicating dendritic solidification. Carbide precipitates are found within dendrites and primarily in the interdendritic regions.

The microstructures of the most heat-affected part, the middle and the least heat-affected part were examined using optical microscopy with Bright Field (BF) mode to investigate any microstructural change in terms of structure and size of dendrites and carbide precipitates after the exposure of the material to the excessive heat (Figure 4). Since the area of the sample shown in Figure 4(c) coincides with the region between the gate and body of the furnace under operating conditions, it

is the region most affected by the heat and flue gases trying to go out from the furnace. It was determined that the dendritic microstructure was coarsened especially in the heat-affected region and accordingly, the number of chromium-based intermetallics in the vicinity of grain boundaries increased. This is due to the fact that the diffusion of element Cr to the grain boundaries is accelerated with the effect of heat and

consequently forms chromium carbide precipitate, thus this alters the morphology of carbide particles existing within grains and in the grain boundary regions. While the chromium dissolved in the matrix essentially improves the high-temperature oxidation and corrosion resistance, the increase in carbide formation has a negative impact on the performance of the materials at high temperatures [8].

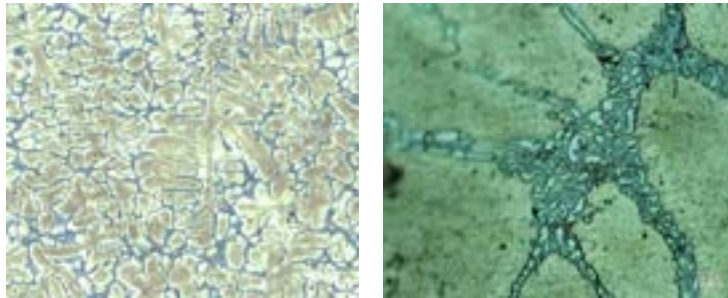


Figure 3. Optical microscope images of etched duplex stainless steel lintel parts



Figure 4. The optical microstructures of (a) the most heat-affected section (b) the middle and (c) least heat-affected section

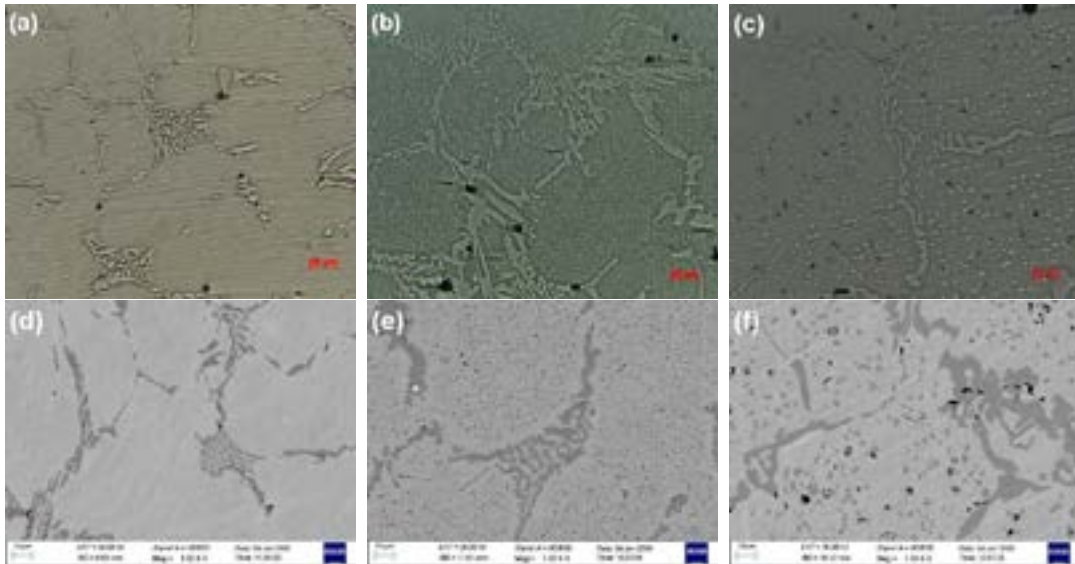
In order to decrease the extent of carbide formations and to improve material stability at high temperatures, it is recommended to use either stainless steel grade containing niobium (Nb), which makes carbides more stable, or high chromium stainless steel to compensate for the loss of chromium and extend the life or nickel-based alloys that will provide high-temperature structural stability [8,9].

In this study, the high temperature is considered to be the main factor altering microstructure, the size and distribution of carbide particles and microchemistry of the related materials. The morphological change of existing carbides and the formation of new chromium-based carbide precipitates are strong indicators, which support this view. Aside from any feasible enhancements in the furnace design including lintel parts and refractories, the material selection is also a critical factor to reduce the effect of high temperature

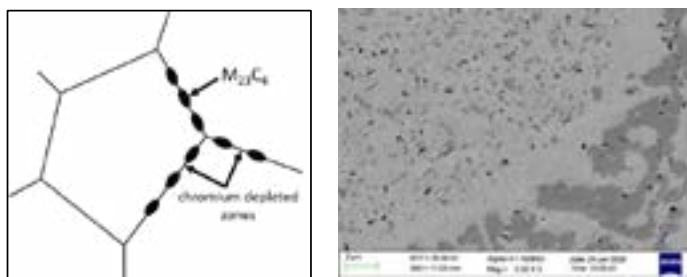
and consequently to ensure a longer service life of the materials exposed to harsh furnace conditions.

In Figure 5, differential interference contrast images by optical microscopy and Scanning Electron Microscopy (SEM) images of the samples reveal the difference between the regions with and without heat exposure in terms of microstructure and the morphology of carbide particles. According to Figure 5(a,d), the carbide precipitates exist only at the grain boundaries, however, there is a significant change in the microstructure towards the heat-affected zone in Figure 5(c,f). These images indicate that the chromium in the matrix diffuses with the effect of heat and leads to new carbide formations within the grains. It is observed that the carbides formed in the grains are relatively small compared to the ones at the grain boundaries. It is determined that the chromium carbides within the grains become coarser and in the meantime, the carbides that exist at the grain

boundaries start to dissolve in the most heat-affected zone.



**Figure 5.** Optical microscopy and Scanning Electron Microscopy (SEM) images of samples taken from (a,d) heat unaffected part (b,e) middle part and (c,f) heat-affected part of the lintel material, respectively.

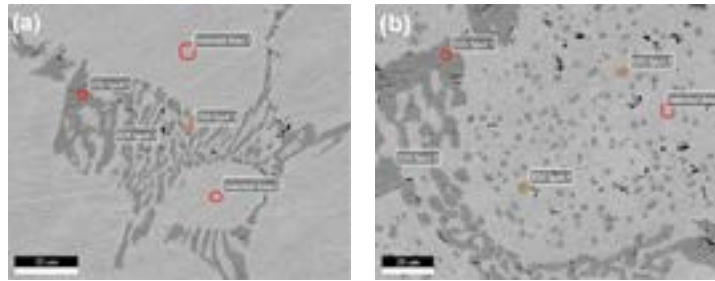


**Figure 6.** SEM image showing depleted chromium areas at the grain boundaries of the sample sectioned from the partially heat-affected zone

In Figure 6, the SEM image of the heat-affected sample clearly shows the impact of high temperature on the microstructure. It is noticed that chromium-depleted zones exist in between the carbide particles at the grain boundaries as well a significant number of precipitations are formed within the grains due to dissolution and diffusion of Cr element. It is well known that Cr-depleted zones are more vulnerable to oxidation and corrosion, thus the degradation of the material primarily starts from these depleted areas [10].

In Figure 7, the SEM images and Electron Diffraction Spectroscopy (EDS) analyzes show the change in

carbide morphology of the samples taken from the most heat-affected regions and the areas that are not exposed to excessive heat. It is determined that the new Fe-Cr-based carbides are formed within the grains, while the Cr content of the matrix significantly decreases with the effect of heat. Meanwhile, it is observed that the Cr carbide particles become coarser and the amount of Cr increases at the grain boundaries. EDS analysis results also confirm that in-matrix chromium diffuses into newly formed precipitates in grains and the existing carbide particles at the grain boundaries.



	Matrix Area 1 (a)	Matrix Area 1 (b)	Carbide Spot 3,4 (b)	Grain boundary carbide Spot 1 (a)	Grain boundary carbide Spot1 (b)
Ni	3,1	4.54	1.87	0.15	0.3
Cr	22,99	20.23	59,97	81.03	72.61
Fe	71,32	74.36	37.89	18.75	27.01

**Figure 7.** SEM image and EDS analyzes showing the change in carbide morphology of samples taken from (a) the heat unaffected zone and (b) the most heat-affected zones

**4. Conclusion**

The results of this study can be summarized as follows:

After being exposed to high temperatures for long periods, the dendritic grains in the microstructure of stainless steel lintel material became coarser, and the number of chromium carbides at the grain boundaries increased dramatically. This is due to the dissolution of Cr element from the solid solution and the carbide formation within the grains and at the grain boundaries. The high-temperature oxidation resistance of the lintel material declined due to the depletion of the element Cr in the matrix, which resulted in scalping and hence a significant reduction in cross-sectional thickness of the lintel parts.

Microstructural investigation revealed new chromium carbide formations within the grains, as well as Cr-depleted zones in the vicinity of these carbide precipitations and at the grain boundaries. Oxidation primarily started and developed from these Cr-depleted zones, which are considered the main reason for corrosion and oxidation of stainless steels.

High-temperature resistance, thermal expansion and scaling resistance are the most significant factors for the selection of materials, which are exposed to high temperatures. Therefore, in lintel parts, it is preferable to use stabilized austenitic stainless steels including elements such as Ti and Nb, stainless steels containing high amounts of chromium and nickel elements, or to modify the microstructure of the material by heat treatment, to make it more durable.

**References**

[1] King PE, Golchert BM, Li T, Hassan M, Han Q. Energy efficient operation of aluminum furnaces, 2005.

[2] Gradwell, K., Chance, J. and Coop, W., 1981. Thick Section Castings for the Pump Industry in 25 Chromium--5 Nickel Duplex Stainless Steels. Materials of Construction of Fluid Machinery and Their Relationship to Design and Performance, pp.49-64.

[3] ASM International, Austenitic Stainless Steels, Stainless Steels for Design Engineers, Chapter 6.

[4] Byun, T.S., Overman, N.R. and Lach, T.G., 2016. Mechanical Properties of Model Cast Austenitic Stainless Steels after Thermal Aging for 1500 Hours. US Department of Energy, Pacific Northwest National Laboratory, M2LW-16OR0402152.

[5] Reick, W., Pohl, M. and Padilha, A.F., 1989, October. Three Types of Embrittlement in Ferritic--Austenitic Duplex Stainless Steels. In 1 st Brazilian Seminar of Stainless Steels (pp. 46-50).

[6] Tillack, D.J. and Guthrie, J.E., 1998. Wrought and cast heat-resistant stainless steels and nickel alloys for the refining and petrochemical industries. NiDI Technical Series, 10071, p.265.

[7] Heat and Corrosion Resistant castings: Their Engineering Properties and Applications, Publication No: 266, Nickel Development Institute.

[8] High-Temperature Characteristics of Stainless Steels, A Designers Handbook Series No: 9004, Nickel Development Institute.

[9] Huang, S.Y., Tsai, W.T., Pan, Y.T., Kuo, J.C., Chen, H.W. and Lin, D.Y., 2019. Effect of niobium addition on the high-temperature oxidation behavior of 22Cr25NiWCoCu stainless steel in air. Metals, 9(9), p.975.

[10] Özcan, E., 2012. Corrosion behaviors of stainless steels in molten zinc aluminum alloy (Master's thesis, Middle East Technical University).



# Optimization of the 1<sup>st</sup> Phase in The Aluminum High Pressure Die Casting Process

## Alüminyum Yüksek Basıncılı Döküm Prosesinde 1. Faz Hızının Optimizasyonu

Ekrem ALTUNCU<sup>1</sup>, Naci EKME<sup>2</sup>, Ali ÖZKAN<sup>2</sup>, Aykut DOĞAN<sup>2</sup>

1 SUMAR-Sakarya University of Applied Sciences, Türkiye  
2 ARPEK- High Pressure Aluminum Die Casting Company, Türkiye

### Abstract

The high-pressure casting (HPDC) process is a dynamic injection and solidification process at cyclical speeds in 3 successive phases. When a cold chamber high pressure die cast machine is ready for its next cycle (die is closed ready for shot), an automated ladle removes a prescribed volume of molten aluminum alloy from the holding furnace and pours it into the shot sleeve. Once pouring is complete, the injection phase begins.

Molten aluminum or magnesium alloy is poured into a shot sleeve and a moving plunger then pushes the metal into the die cavity. During this process, air can be trapped in the liquid alloy and some liquid alloy can solidify in the shot sleeve. Entrapped air and externally solidified product degrade the quality of the die cast products. Shot profiles typically start with a slow shot velocity to avoid unnecessary turbulence in the shot sleeve, then transition to a fast-shot velocity so as to fill the cavity quickly. The first injection phase is the slow shot phase where the shot plunger moves forward at a low speed to begin pushing air out of the sleeve and to move past the pour hole in the sleeve. After a prescribed distance, depending on process set up, the plunger enters an intermediate speed phase where the speed is increased to fill the runner system with molten aluminum. Once this is complete, the machine enters a fast shot phase where velocity is greatly increased to fill the part cavity with aluminum alloy.

The success of the high-pressure casting process is that the lowest gas porosity ratio and minimum the other casting defects in the casting part removed from the die are obtained in each process cycle. Shot sleeve computer simulation has become available and is being used as an integral part of die casting filling simulation. With such capability, simulation engineers can avoid approximating the boundary condition for metal inlet and can also study the liquid metal motion inside the shot sleeve. In this study, the relationship between optimization of the 1st phase of HPDC and casting quality is examined.

### Özet

Yüksek basınçlı döküm metalin üç fazda kalıp içerisine enjekte edildiği dinamik bir üretim yöntemidir. Yüksek basınçlı dökümde döküm makinesi kalıbı belirli bir ağırlıkta metalin enjekte etmesi için kapatır. Kapama sonrası metal bekletme fırından kalıp kovana içerisine dökülür. Bu dökülme işlemi tamamlandıktan sonra enjeksiyon fazları başlar.

Ergimiş metal hareketli bir piston vasıtasıyla kovan içerisinden kalıp boşluğunu doldurmak için kovandan kalıba doğru hareket ettirilir. Bu ilerleme esnasında hava metal içerisine hapsolabilir ve hareket esnasında metal kısmı olarak kovan içerisinde katılaşabilir. Bu kısmı katılaşmalar ve havanın metal içerisinde sıkışması parçanın kalitesini kötüleştirir. Metalin hareketi için oluşturulmuş döküm eğrisi yavaş yavaş başlatılarak metal içerisine hava sıkışması engellenmeye çalışılmaktadır. Daha sonra metal yavaş hızdan belirlenen geçiş noktasında hızlandırılarak döküm eğrisi devam ettirilir. Metalin yavaş ve turbülanssız olarak döküm ağızını geçtikten sonra hava kapmadan hareket ettirilerek kovan içerisinde tam doluluk oluşturulması kısmı 1. Faz olarak adlandırılır. Burada amaç havayı metalin önünde hareket ettirmektir. Belirlenen geçiş noktasında piston hızı belirli bir ivmelenme ile metali önce yolluk sonrada kalıp içerisine iter.

Yüksek basınçlı dökümün en büyük avantajı düşük gaz boşlukları ve minimum döküm hataları ile sürdürülebilir parça kalitesi elde etmek ve çok hızlı bir çevrim süresi yüksek adetli üretim yapılmasına müsaade etmesidir. 1. Fazın döküm simülasyonlarına eklenmesi ile kovan içerisindeki bu akış daha kontrol edilebilir olmuştur. Oluşturulan sınır değerlerin karşılaştırılması ve tasarım değişikliklerinin simüle edilmesi geliştirilebilir bir duruma gelmiştir. Bu çalışma kapsamında yüksek basınçlı dökümde 1. Faz ve parça kalitesi ilişkisi ortaya konmaya çalışılmıştır.

### 1. Introduction

High pressure die casting is the most effective method of producing high quantity and quality near net shape components. The cold chamber die casting process is used



to produce essentially all the die cast aluminum products. The die casting process is characterized by a source of hydraulic energy that imparts high velocity to liquid alloy to provide rapid filling of a metal. This process is formed by rapid injection of molten metal into the die under high pressure. Metal is pushing via a hydraulic piston through shot sleeve into the runner and then gating to the cavities. After injection metal solidified and ejected. Porosity is a potential defect in HPDC. There are several mechanisms cause porosities. Porosity occurs with a range sizes and shapes at different locations. The sources of porosity in general are incomplete filling, solidification shrinkage and gas [1-7].

Gases sources are;

- Physically entrained gases
- Gases dissolved in the liquid
- Gases formed by reaction between the liquid alloy and the mold or containment system from lubrication
- Gases formed by the reaction between the liquid alloy and slag or inclusion in the system.

Gas porosity caused by entrapped air or escaping gases is a common cause of scrap. Particularly during the heat treatment process, the defects directly lead to scrap and have a negative influence on the casting requirements for the joining technologies, such as weldability and riveting capability. Moreover, the often large and thin-walled structural components are prone to significant temperature losses of the melt in the course of the filling process. This results in error patterns such as flow marks and surface defects up to unacceptable cold laps in critical connection areas in the casting. In this study physically entrained gases will be examined. Most known the reason of the entrained gases is the first phase. In the cold chamber die casting process; liquid alloy is poured into the shot sleeve. After some period-termed the shot delay time (usually 0-5 sec) the shot injection sequence is initiated.

The purpose of this research is to determine the effect of shot delay time on the wave profile created during the slow shot sequence and, in turn, attempt to quantify its potential effect on gas porosity in die castings. Shot acceleration during first phase determined to understand the gas porosity effect on the part. Two shot acceleration was applied. First shot curve is constant slow-shot velocity acceleration curve. In this curve velocity change incrementally until shot sleeve is full. Second shot curve is incremental slow-shot acceleration curve. In this curve velocity doesn't change after pouring hole until shot sleeve is full. Two conclusions can be drawn from this study. The first concern the relationship between air entrapment and delay time. Second concern is the relationship between air entrapment and plunger velocity.

## 2. Experimental Study

In this study, Buhler 840 Ton casting machine used to cast the part for the purpose of using air brake actuator for a spring bad. The part is very critical because work under 20 kN force. The mold has four cavities. Die casting process parameters are presented in (Table 1). The part shape is round for that reason there is high risk for the porosity. Photo of the casted parts with runner and gate demonstrated (Figure 1). During casting there is some shrinkage and air porosity can detect inside the feeder region. But it is acceptable for the part quality. The casting parts were imaged by X-ray analysis (YXlon machine). Radioscopy pictures were captured. Magma soft program was used in simulation studies for the first phase effect. Porosity results compared to the real production results.

Table 1. Die Casting Process Parameters

Injection parameters	Unit	Value
Velocity of metal at gate	m/s	38,4
Plunger velocity	m/s	4,10
Weight After from gate	g	2036
Shot weight	g	3320
Shot sleeve filling rate	%	54
Maximum pressure intensification phase	Bar	714
Die filling time	s	0,082
Density of solid metal (average value)	g/cm <sup>3</sup>	2,65
Active shot sleeve length	mm	474
Plunger diameter	mm	80

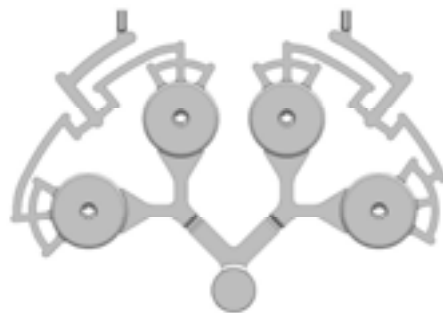


Figure 1. Casting Concept (Cavities number from right to left C1, C2, C3, C4)

To illustrate the air entrapment in shot sleeve during filling test, a shot sleeve with a diameter of 80 mm and a length of 474 mm has been used. The shot sleeve is initially %100 filled, as shown in Figure 1a.

With Garber's [5] formula, these shot sleeve parameters result in a critical velocity of 43.9 cm/sec. The critical velocity formula developed by Garber [5] is based on ideal flow conditions. It does not include effects of liquid

material properties such as density or viscosity, but effects of geometry such as the diameter of the shot sleeve and initial metal height in the shot sleeve. It also doesn't include transient effects – i.e., the shot velocity is constant. This study also ignores transient effects.

$$C_{SS} = (22.8) \frac{100 - \%Fill}{100} \sqrt{dia, plunger} \quad (1)$$

C<sub>SS</sub> (inch/ sec) is the critical slow shot speed and dia, plunger is the piston diameter (inch). Two casting curves applied; constant slow-shot velocity (Table 2) and incremental slow-shot velocity (Table 3). 220 mm is the stroke for stop the shot piston to see air entrapment effect at first phase. All the trials were done to stop shot piston automatically braked at this point. Because of the hydraulic movement a few mm stop point can deviate from this point. But it can be ignored.

**Table 2.** Slow shot casting curve (1<sup>st</sup> phase)

	Stroke (mm)	Velocity (m/sec)
<b>1</b>	160	0.10
<b>2</b>	220	0.10
<b>3</b>	230	0.10
<b>4</b>	260	0.50
<b>5</b>	300	4.00
<b>19</b>	368	4.00
<b>br</b>	378	1.00
<b>%br</b>		100

**Table 3.** Incremental slow shot casting curve (1<sup>st</sup> phase)

	Stroke (mm)	Velocity (m/sec)
<b>1</b>	76	0.14
<b>2</b>	152	0.28
<b>3</b>	220	0.42
<b>4</b>	230	0.42
<b>5</b>	260	0.50
<b>6</b>	300	4.00
<b>19</b>	368	4.00
<b>br</b>	378	1.00
<b>%br</b>		100

Shot delay time 2 ,3, and 4 second is applied for both curves in this study. In this study shot curve and delay time were varied.

### 3. Results and Discussion

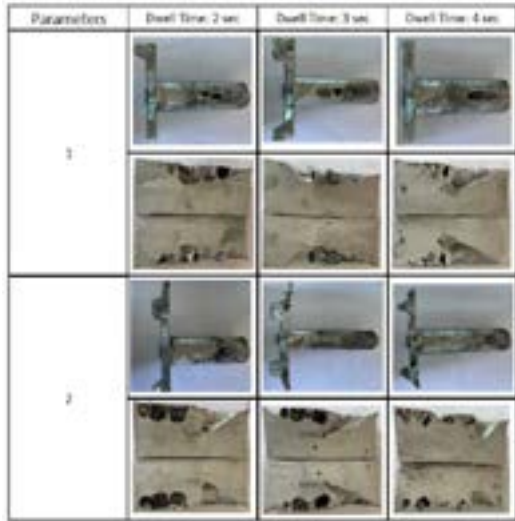
Two velocity profile and three different dwell time is evaluated in the simulation study and production. Table 3 is showing us the simulation results. Comparing first and second shoot profiles in the dwell time in 2 second, air trapped pressure is higher at the second velocity profile. The reason is metal is still fluctuating at the end of the dwell time before shoot piston move forward. Comparing first and second shoot profiles in the dwell time in 3 second, air trapped pressure is same and there is no any air in the metal. It is showing that liquid alloy is very stable in three second at the shoot sleeve. Comparing first and second shoot profiles in the dwell time in 4 second, air entrapment is increasing at curve 1 and 2 comparing dwell time 3 second results. The reason is solidified metal can affect the fluctuating level in the metal. Increasing velocity is also increased entrapped air in the metal for that reason curve two and dwell time 4 second is the worse study. In the simulation results, increasing velocity is increase the air entrapment in the metal. Incremental curve has bad affect on the air entrapment if dwell time is not set properly.

**Table 3.** Simulation results for constant and incremental velocity curve



Casting curve 1 and 2 is applied Buhler casting machine evolution 66D. The results of the filling test for first phase is at table 4.

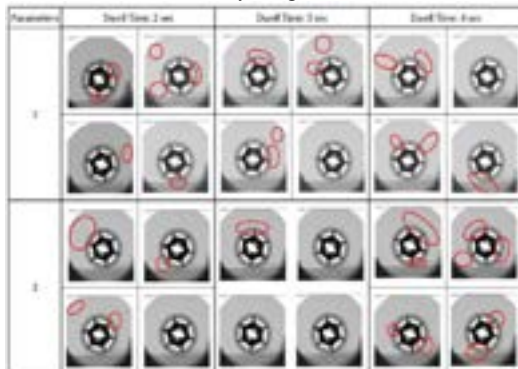
**Table 4.** Filling test results



The result of the filling test for dwell time 2 second and 4 second for both curves are nearly the same with the simulation results. Dwell time 3 second results for both curves is not the same with the simulation results. The reason of this difference should be flow from chute between dosing furnace and shoot sleeve and alloy temperature during flow from furnace to end of the first phase. This should be determined in future study.

Best X-Ray results (Table 5) is achieved at casting curve 2 and dwell time 3 second. There is porosity only one cavity. The other three cavity is good for casting quality. The worse X-Ray results is achieved at casting curve 2 and dwell time 4 second. This result is matching with the simulation results.

**Table 5.** X-Ray imagination results



The problem reason is air entrapment and temperature loss during first phase. Entrapped air in the first phase is move in to the cavity during filling phase. It is the reason for the air porosity. Temperature loss is the other reason for some surface defects and incomplete filling into the parts. Metal should be liquid during first phase to have good surface internal parts quality.

**4. Conclusion**

Increasing velocity of the shot piston is increasing the turbulence in the shot sleeve. To minimize the air turbulence and air entrapment in the shot sleeve, the plunger should be initiated when the direction of the initial wave formation is moving in the injection direction. The shortest possible delay time will provide preventing a significant temperature drop of the alloy in the shot sleeve. To have good results the other parameters filling rate should be consideration for the future studies. The chute design and metal temperature lost during flow from furnace to end of the first phase needs to be measure and study to match simulation and production results.

**References**

[1] Adamane, A. R., Arnberg, L., Fiorese, E., Timelli, G., and Bonollo, F., *Int. J. Met.*, 9(1), (2015), 43–53.  
 [2] Fiorese, E., Bonollo, F., Battaglia, E., *Metals (Basel)*, 8(10), (2018), 798-782.  
 [3] Winkler M., Kallien L., Feyertag T., *NADCA* (2015), 1-7.  
 [4] Choi S. W., Kim Y. C., Cho J. I, Kang C. S., *International Journal of Cast Metals Research* Vol. 21, Issue 1-4 (2013), 330-333.  
 [5] Garber L.W., *Die Casting Eng.*, 26, (1982), 14-22.  
 [6] Wang, L., Nguyen, T., Murray, M., *NADCA Transactions* 01- 014, (2001).  
 [7] Anderson, W., *Die Cast Engineering: A Hydraulic, Thermal, and Mechanical Process.* CRC Press (2004).

# Yüksek Basınçlı Dökümde Kullanılan AlSi9Cu3 Alaşımında Ergiyik Tutma Potasındaki Azalan Sıvı Metal Miktarına Bağlı Olarak Döküm Kalitesinin Belirlenmesi

## Determination of Casting Quality Depending on the Reduced Liquid Metal Amount in the Crucible of AlSi9Cu3 Alloy Used in High Pressure Casting

Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Songül KILINÇ, Rabia Eylül TURAN

Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye

### Abstract

The great importance of aluminum and its alloys in the industry is due to their properties such as strength, lightness and wear. AlSi9Cu3 alloy, which is hypoeutectic, is frequently preferred in these sectors due to its good mechanical properties. The high-pressure casting method, which is one of the production methods of aluminum alloys, is one of the most preferred production methods due to its features such as the ease of producing parts with complex geometry, the manufacturability of parts with thin sections and dense textures, high production speed, and obtaining high quality casting products. In this study, production was carried out by high pressure casting method using AlSi9Cu3 alloy. The alloy was subjected to degassing for 3 minutes in a fixed system degassing device. The liquid metal casting, in which the degassing process was applied, was transferred to the 400 kg holding crucible to be carried out. This holding open type crucible is in constant contact with the atmosphere. Therefore, the liquid metal quality may change depending on time. In order to examine the quality of the liquid metal depending on time, samples were taken from the parts produced simultaneously from the upper levels, middle levels and lower levels of the crucible. Metal quality (bifilm index) was determined for all parameters by solidification of molten metal by reduced pressure test (RPT). Density measurements of the samples solidified with RPT will be performed and bifilm index calculations will be made. Microstructural analysis and hardness measurements of the samples of castings will be performed and information will be obtained about their mechanical properties. With the obtained outputs, it is aimed to determine the optimum degassing time in the open type holding crucible for AlSi9Cu3 alloy and optimum crucible level depending on the decreasing liquid metal.

### Özet

Alüminyum ve alaşımlarının endüstrideki büyük önemi sahip oldukları mukavemet, hafiflik ve aşınma gibi özellikleri sayesinde. Ötektik altı olan AlSi9Cu3 alaşımı

iyi mekanik özelliklerinden dolayı bu sektörlerde sıklıkla tercih edilmektedir. Alüminyum alaşımlarının üretim yöntemlerinden olan yüksek basınçlı döküm yöntemi, karmaşık geometriye sahip parça üretme kolaylığı, ince kesitli ve sık dokulu olan parçaların üretilebilirliği, yüksek üretim hızı, yüksek döküm kaliteli ürünlerin elde edilebilmesi gibi özelliklerinden dolayı en çok tercih edilen üretim yöntemlerinden biridir. Bu çalışmada, AlSi9Cu3 alaşımı kullanılarak yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretim gerçekleştirilmiştir. Alaşım sabit sistemli olan gaz giderme cihazında 3 dakika gaz giderme işlemine tabii tutulmuştur. Gaz giderme işlemi uygulanan sıvı metal döküm gerçekleştirilecek olan 400 kg'lık bekletme potasına aktarılmıştır. Bu tutucu açık tipli pota sürekli atmosfer ile temas halindedir. Bundan dolayı sıvı metal kalitesi zamana bağlı olarak değişebilmektedir. Sıvı metalin zamana bağlı olarak kalitesini inceleyebilmek amacı ile potanın üst seviyelerinden, orta seviyelerinden ve alt seviyesinden eş zamanlı olarak üretilen parçalardan örnekler alınmıştır. Metal kalitesi (bifilm indeksi), azaltılmış basınç testi (RPT) ile ergiyik metalin katılaştırılması yapılarak tüm parametreler için belirlenmiştir. RPT ile katılaştırılan numunelerin yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilecek ve bifilm indeksi hesaplamaları yapılacaktır. Döküm parçalarına ait numunelerin mikroyapı analizi ve sertlik ölçümleri gerçekleştirilerek mekanik özellikleri hakkında bilgi edinilecektir. Elde edilen çıktılarla AlSi9Cu3 alaşımı için açık tipli bekletme potasında optimum gaz giderme süresi ve azalan sıvı metale bağlı olarak optimum pota seviyesi belirlenmesi hedeflenmektedir.

### 1.Giriş

Alüminyumun kolay dökülebilirlik, yüksek mukavemet/yoğunluk oranı ve yüksek korozyon direnci gibi pek çok özelliğe sahip olması endüstri de geniş yer almasını sağlamıştır [1]. Alüminyum-silisyum alaşımları 3 guruba göre sınıflandırılır. Bunlar; ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü alaşımlardır. Ötektik altı alaşımlarını silisyum oranı %5-10 arasındadır. Yüksek dayanım ve süneklik gerektiren uygulamalarda daha çok tercih edilmektedir [2].

Ötektikaltı AlSi9Cu3 alaşımı, genel olarak dentritik ve kaba Al katı çözeltili ve Al-Si ötektikinin yanında Si sıvri şekilde olduğu görülmektedir [3]. Otomotiv sektöründe döküm yöntemi geniş yer kaplamaktadır. Bazı otomotiv parçalarında çeliğin yerine aynı kalınlıkta alüminyum kullanımı ağırlıktan %65 oranında bir kazanç sağlanmaktadır [4]. Yüksek basınçlı döküm (HPDC), karmaşık şekilli parçaları üretme imkanı, yüksek üretkenliği [5,6], net şekil üretilebilirliği ve bitirme işlemlerine ihtiyacı azalmasını sağladığından çokça tercih edilmektedir [7]. Bunun yanında alüminyum dökümü alaşımlarının kullanımını kısıtlayan hataların en başında oksit filmlerin neden olduğu porlar olduğu bilinmektedir. Bu da bazı kritik alanlarda uygulamalarını kısıtlamaktadır. Alüminyum eriyik ve çevresinde iki etkileşim görülür ve bu etkileşimler hidrojenin çözünürlüğü ve buna bağlı olarak oksit filmlerinin oluşması olarak bilinmektedir. Alüminyum alaşımlarında porozite oluşumuna sıklıkla rastlanmaktadır ve bu porozitenin varlığı malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Porozite oluşumunda ana etken oksit yapıların (bifilm) varlığı iken hidrojen içeriğinin varlığı buna yardımcı etken olarak kabul edilmektedir [8,9]. Porozite oluşumunda ana etken olan bifilmelerdir. Bu bifilmeler yüzeyde oluşan oksitlerin türbülans hareketleriyle kırılırlar ve birbirlerinin üzerinden katlanarak yapı içerisine dahil olurlar. İndirgenmiş basınç altında katlanmış oksit tabakaları arasındaki hava genişleyip bifilmelerin açılmasına yol açmaktadır [10]. Oluşan bu yapılar bir çatlak gibi görev yaparak malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedirler. Alüminyumda bifilmelerin varlığının, sünekliliği büyük ölçüde azaltmaya çalıştığı gibi sonuçlar bulunmuştur [11,12].

Bu çalışma ile yüksek basınçlı dökümde AlSi9Cu3 alaşımında pota seviyesinin ergiyik kalitesi üzerine etkisi incelenmiştir. Potalar hava ortamında bekletildiğinden sıvı metal kalitesinin zamana bağlı olarak değişeceği düşünülmüştür. Bu çalışma ile literatürde var olan çalışmalara katkı sağlanacağı düşünülmektedir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışmada kullanılan AlSi9Cu3 alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşim aralıkları Çizelge 1'de görülmektedir.

**Çizelge 1:** AlSi9Cu3 alaşımının kimyasal kompozisyonu

	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Ti	Mn
AlSi9Cu3	7,5-9	3,5-4	0,30	1,00	1,0	0,25	0,50

Ana ergitme ocağında (800 kg), AlSi9Cu3 külçesi ergitilmiştir. Ergitilen AlSi9Cu3 alaşımı döner sistemli gaz giderme cihazının kullanılmasıyla 3 dk boyunca gaz giderme işlemine tabii tutulmuştur. Gaz giderme işlemi tamamlandıktan sonra yaklaşık olarak 735 °C sıcaklığında, ergiyik tutma potası içerisine dökülmüştür. RPT testinin

kokil kabı kullanılarak vakum altında katılaştırma testi gerçekleştirilmiştir. (Potanın üst, orta, alt seviyelerinden örneklerin alınması gerçekleştirilmiştir.) Katlaşmanın ardından RPT numunelerinin yoğunlukları Arşimet prensibi ile ölçülmüştür. Sonrasında açılır testere kullanılarak numunelerin ortadan ikiye kesim işlemi yapılmıştır. Kesilmiş numunelerin yüzeyleri 320 ve 1000 grid zımparanın kullanılmasıyla zımparalama işlemine tabii tutulmuştur. Zımparalanan yüzeylerin tarama cihazının kullanılmasıyla tarama işlemi yapılmıştır. Ardından SigmaScan görüntü analizi programı kullanılarak porozitelerin tayini gerçekleştirilmiş ve bifilm hesaplaması yapılmıştır.



**Şekil 1.** Pota seviyelerine göre elde edilen mikroyapı ve sertlik numuneleri

Potanın üst, orta ve alt seviyelerinden alınan nihai ürünlerden numuneler elde edilmiştir. Bu numuneler bakalit alma işlemine tabii tutulmuştur (Şekil 1). Bakalit işlemi bitiminden sonra 320, 800, 1200, 2500 grid zımparaların kullanılmasıyla zımparalama işlemi gerçekleştirilmiştir. Zımparalama işlemi gerçekleştirildikten sonra mikroyapı numunelerine, 1 mikron ve 6 mikron elmas solüsyonu ile birlikte etil alkolün kullanılmasıyla parlatma işlemi uygulanmıştır. Bu işlem sonrasında, Nikon marka mikroskop cihazı kullanılarak etil alkol ve saf su ile temizlenen numunelerinin mikro yapı tayini gerçekleştirilmiştir. Sertlik numuneleri ise ilk olarak Bulut marka sertlik cihazı ile Brinell sertlik ölçümüne tabii tutulmuştur.

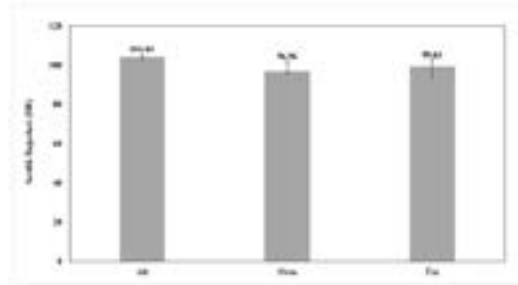
## 3. Sonuçlar ve Tartışma



**Şekil 2.** Orta seviyeden alınan örnek doğrultusunda elde edilen mikroyapı görüntüsü



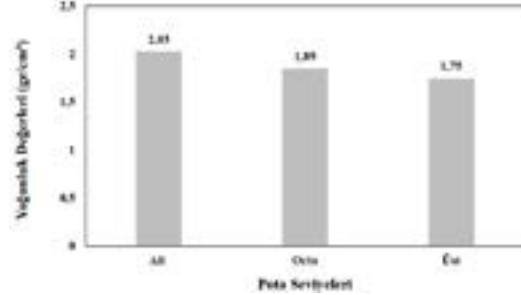
Orta seviyeden alınmış örneğe ait mikroyapı görüntüsü Şekil 2'de yer almaktadır. Yapıda, Al-Si alüminyum alaşımlarında görülmekte olan mikro yapı görüntüsüne rastlanılmaktadır. Karakteristik yapıda birincil  $\alpha$ -Al fazı ve ötektik Al-Si dendritik fazı bulunmuştur. Pota seviyelerinden elde edilen mikroyapılar birbirleriyle kıyaslandığında, mikroyapılarda belirgin farklılıklara rastlanılmamıştır. Seviye farklılığına göre elde edilen mikroyapılarda yer alan poroziteler ile ilgili şu durum tespit edilmiştir; alt seviyeden üst seviyeye geçiş durumunda yapılar var olan porozitelerin boyutunda ve sayısında azalma meydana gelmiştir.



Şekil 3. Potanın alt, üst ve orta seviyelerinden alınan numunelerin sertlik değerleri

Potanın alt, üst ve orta seviyelerinden alınan numunelerin sertlik değerleri ve değerlerin hata barları Şekil 3'te verilmiştir. Spesifik olarak sertlik değerleri ise şu şekilde ifade edilmiştir; alt seviyede 104,44 HB, orta seviyede 96,96 HB ve üst seviyede 99,63 HB. Değerler incelendiğinde, maksimum sertlik değerinin alt seviyede, minimum sertlik değerinin ise orta seviyede elde edildiği görülmüştür. Sertlik değerlerinin hata barları kıyaslandığında ise, en az hata barı aralığını alt seviye ve en fazla hata barı aralığını üst seviyenin verdiği şekilden anlaşılmıştır. Hata bar aralığının kısa ve uzun olmasına bağlı olarak; hata barı aralığı kısa olan alt seviyenin sertlik değerlerinin daha homojen olduğunu, hata barı aralığı daha uzun olan üst seviyenin ise, homojen olmadığı sonucuna varılmıştır.

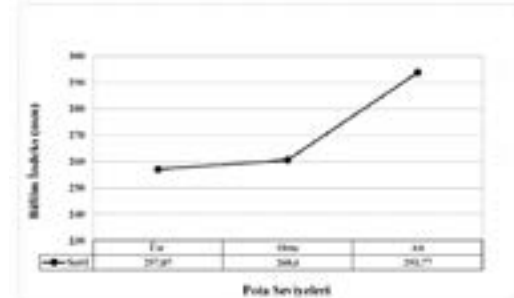
Pota seviyelerine bağlı olarak elde edilen numunelerin yoğunluk değerleri Şekil 4'te yer almıştır. Şekil incelendiğinde; alt seviyeden alınan numunenin yoğunluk değerinin 2,03 gr/cm<sup>3</sup> olduğu, orta seviyeden alınan numunenin yoğunluk değerinin 1,85 gr/cm<sup>3</sup> olduğu ve üst seviyeden alınan numunenin yoğunluk değerinin 1,75 gr/cm<sup>3</sup> olduğu tayin edilmiştir.



Şekil 4. Pota seviyelerine bağlı olarak elde edilen yoğunluk değerleri

Yoğunluk değerlerinde maksimum değer alt seviyeden alınan örnekten elde edilirken minimum değer üst seviyeden elde edilmiştir. Sonuç olarak, üst seviyeden alt seviyeye doğru yoğunluk değerlerinde artmanın meydana geldiği bulgusu ifade edilmiştir.

Sertlik ve yoğunluk değerleri birbirleriyle ilişkilendirildiğinde, yoğunluk değerleri yüksek olan numunelerin, sertlik değerlerinin de yüksek olduğu görülmektedir. Çünkü, yapı içerisinde var olan poroziteler yani boşluklu yapılar düşük sertlik değerlerinin elde edilmesine sebebiyet vermektedir. Sonuç olarak, pota seviyesinde azalma meydana geldiğinde hem sertlik değerlerinde hem de yoğunluk değerlerinde artmanın meydana geldiğini söylemek mümkündür.

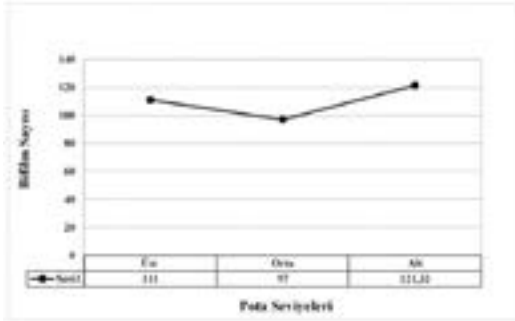


Şekil 5. Pota seviyelerine bağlı olarak elde edilen bifilm değerleri

Potanın alt, orta ve üst seviyelerden olmak üzere farklı pota seviyelerinden alınan örneklerden elde edilen bifilm indeks değerleri Şekil 5'de yer almıştır. Grafik incelemeye tabi tutulduğunda, üst seviyeden alınan örneğin bifilm indeks değerinin 257,01 mm, orta seviyeden alınan örneğin 260,6 mm, alt seviyeden alınan örneğin 293,77 mm bifilm indeks değerlerine sahip olduğu fark edilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde, en düşük bifilm indeks değeri üst seviyeden elde edildiği ve en yüksek bifilm indeks değerinin alt seviyeden alınan örnekten elde edildiği tayin edilmiştir.

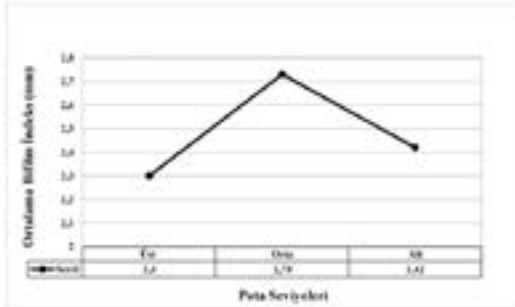


Elde edilen bifilm sayısı değerleri Şekil 6'da yer almıştır. Şekil 6 içerisinde yer alan değerler incelendiğinde; üst seviyeden alınan örneklerin bifilm sayısı değerinin 111, orta seviyeden alınan örneklerin bifilm sayısı değerlerinin 97, alt seviyeden alınan örneklerin bifilm sayısı değerinin 121,33 olduğu tayin edilmiştir.



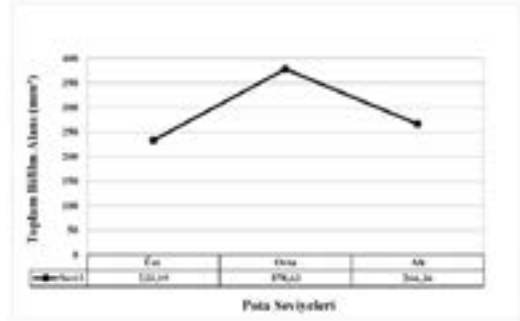
Şekil 6. Elde edilen bifilm sayısı değerleri

Maksimum değer, alt seviyeden alınan örnekten elde edildiği, minimum değer ise orta seviyeden alınan örnekten elde edildiği grafikten anlaşılmıştır.



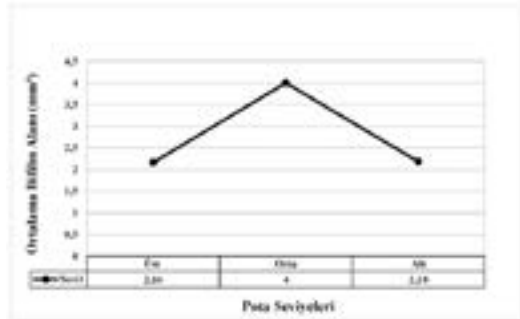
Şekil 7. Elde edilen ortalama bifilm indeks değerleri

Ortalama bifilm indeks değerleri Şekil 7'de yer almıştır. Değerler incelendiğinde maksimumu değer orta seviyelerden alınan örneklerden elde edilmiştir. Minimum değer ise, üst seviyeden alınan örneklerden elde edilmiştir. Değerler detaylı bir şekilde incelenmiştir, üst seviyeden alınan örneğe ait sertlik değeri 2,3 mm, orta seviyeden alınan örneğin 2,73 mm ve alt seviyeden alınan örneğin 2,42 mm olduğu ifade edilmiştir.



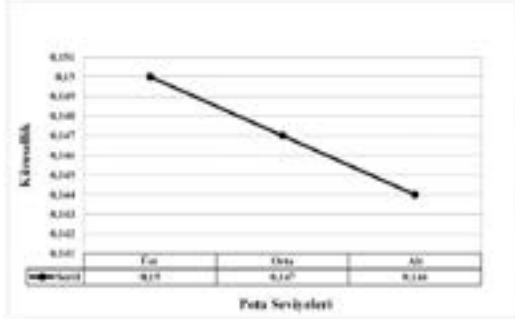
Şekil 8. Elde edilen toplam bifilm alan değerleri

Pota seviyelerinden alınan numuneler doğrultusunda elde edilen toplam bifilm alan değerleri Şekil 8'de yer almıştır. Grafikte yer alan değerler incelenmiştir, en yüksek değer orta seviye bölgesinden alınan numuneden elde edilirken en düşük değer üst seviyeden alınan numuneden elde edilmiştir. Şekil 5 içerisinde yer alan değerler incelenmiştir, deney parametreleri doğrultusunda elde edilen değerler peşi sıra şu şekilde ifade edilmiştir; üst seviyeden alınan numunenin toplam bifilm alan değeri 233,19 mm<sup>2</sup>, orta seviyeden alınan numunenin toplam bifilm alan değeri 378,63 mm<sup>2</sup>, alt seviyeden alınan örneğin toplam bifilm alan değeri 266,36 mm<sup>2</sup>.



Şekil 9. Elde edilen ortalama bifilm alan değerleri

Pota seviyelerine bağlı olarak elde edilen ortalama bifilm alan değerleri Şekil 9'da yer almaktadır. Şekil 9'da yer alan ortalama bifilm alan değerleri birbirleriyle kıyaslandığında; en yüksek değer orta seviyeden alınan örnekten elde edilirken en düşük değer üst seviyeden alınan örnekten elde edilmiştir. Üst seviyeden alınan örneğin ortalama bifilm alan değeri 2,16 mm<sup>2</sup>, orta seviyeden alınan örneğin ortalama bifilm alan değeri 4 mm<sup>2</sup>, alt seviyeden alınan örneğin ortalama bifilm alan değeri 2,18 mm<sup>2</sup> olduğu grafik incelendiğinde kolaylıkla tayin edilmiştir.



Şekil 10. Elde edilen küresellik değerleri

Farklı deney parametrelerine göre elde edilen küresellik değerleri Şekil 10'da görülmüştür. Değerler incelemeye tabi tutulmuştur, maksimum değer üst seviyeden alınan örnekten elde edilmiştir. Minimum değer ise alt seviyeden alınan örnekten elde edilmiştir. Şekil 10'da içerisinde yer alan değerlere bakılmıştır; üst seviyeden alınan numunenin küresellik değeri 0,15, orta seviyeden alınan numunenin küresellik değeri 0,147, alt seviyeden alınan numunenin küresellik değeri 0,144 şeklinde olduğu fark edilmiştir. Üst seviyeden alt seviyeye doğru değerlerin doğrusal olarak azaldığı durumu şekilden kolaylıkla tayin edilmiştir.

#### 4. Sonuç

Bu çalışmada kapsamında, tüm seviyelerden alınan mikroyapı örnekleri incelemeye tabi tutulduğunda mikroyapılarda belirgin farklılıklar gözlemlenmemiştir.

Sertlik değerleri dikkate alındığında alt seviyeden elde edilen numunenin sertlik değerleri diğer seviyelerden alınan örneklerin sertlik değerlerinden daha iyi sonuç vermektedir.

Sonuç olarak, pota seviyelerinde azalma meydana geldiğinde yoğunluk ve sertlik değerlerinde artış elde edilmektedir. Bifilm indeks değerlerinde ise pota seviyesindeki azalma göre değerlerde beklenenin aksine kötüleşme meydana gelmektedir.

#### Teşekkür

Çalışma doğrultusunda numunelerin elde edilmesi, deneysel çalışmaların gerçekleştirilmesi ve bildirinin yazılması noktasında Pro Metal Hafif Metaller Döküm Sanayi ve Tic. Ltd. Şti. firması bünyesinde çalışan herkese teşekkür ederiz. Deneysel çalışmalarımızda, metalografik işlemler ve mikroyapı görüntülerinin elde edilmesinde bizlere destek olan Bursa Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde yer alan akademisyenlerimize (Prof. Dr. Deniz Uzunsoy ve Dr. Öğr. Üyesi Muhammet Uludağ) ve asistanlarımıza teşekkürü bir borç biliriz.

#### Referanslar

- [1] J. Campbell, Castings, The New Metallurgy of Cast Metals, 2003, Butterworth Heinemann.
- [2] G. K. Sigworth, Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings. International Journal of Metalcasting, 2014, 8.1: 7-20.
- [3] M. Panuskova, E. Tillova ve M. Chalupova, Relation Between Mechanical Properties and Microstructure of Cast Aluminum Alloy AlSi9Cu3, Strength of Materials 40 (2008) 98–101.
- [4] M. Özcömert, E. R. T. Otomotiv Endüstrisinde Alüminyum. İstanbul Ticaret Odası, 2006, 3-7
- [5] H. Yamagata ve diğerleri, The Effect of Average Cooling Rates on The Microstructure of The Al–20% Si High Pressure Die Casting Alloy Used For Monolithic Cylinder Blocks, Journal of Materials Processing Technology, 2008, 203.1-3: 333-341.
- [6] H. Yamagata ve diğerleri, Thermal And Metallographic Characteristics of The Al–20% Si High-Pressure Die-Casting Alloy For Monolithic Cylinder Blocks, Journal of Materials Processing Technology, 2008, 199.1-3: 84-90.
- [7] Ji. Shouxun, Y. Feng ve F. Zhongyun, Development of A High Strength Al–Mg<sub>2</sub>Si–Mg–Zn Based Alloy For High Pressure Die Casting, Materials Science and Engineering: A, 2015, 626: 165-174.
- [8] K. Kubo ve R. D. Pehlke, Mathematical Modeling of Porosity Formation in Solidification. Metallurgical Transactions B, 1985, 16.2: 359-366.
- [9] S. Akhtar, D. Dispınar, L. Arnberg, ve M. Di Sabatino, Effect of Hydrogen Content, Melt Cleanliness And Solidification Conditions on Tensile Properties of A356 Alloy. International Journal Of Cast Metals Research, 2009, 22(1-4), 22-25.
- [10] D. Dispınar ve J. Campbell, Critical Assessment of Reduced Pressure Test. Part 1: Porosity Phenomena. International Journal of Cast Metals Research, 2004, 17(5), 280-286.
- [11] G. E. Bozchaloei, N. Varahram, P. Davami ve S. K. Kim, Effect of Oxide Bifilms On The Mechanical Properties of Cast Al–7Si–0.3 Mg Alloy And The Roll of Runner Height After Filter On Their Formation. Materials Science and Engineering: A, 2012, 548, 99-105.
- [12] M. Tiryakioğlu, J. Campbell, ve N. D. Alexopoulos, Quality Indices For Aluminum Alloy Castings: A Critical Review. Metallurgical and Materials Transactions B, 2009, 40(6), 802-811.

# Yüksek Basıncılı Döküm Yönteminde ENAC 46000 Alaşımının Sıvı Metal Tutma Potası Çeşidine Bağlı Olarak Sıvı Metal Kalitesinin İncelenmesi

## Investigation of Liquid Metal Quality of ENAC 46000 Alloy Depending on the Type of Liquid Metal Holding Pot in High Pressure Casting Method

Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Rabia Eylül TURAN, Songül KILINÇ

Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye

### Abstract

Aluminum and its alloys are popular alloys that come to the fore in many sectors due to their weight/strength properties. Although aluminum alloys have different production methods, they are widely used in mass production and aluminum casting. While the high-pressure casting method has advantages such as easy obtaining of parts with complex geometries and high production speed, it also causes porosity parts to be obtained due to its features such as fast mold filling and rapid solidification. In cold chamber injection machines, bifilm formations are observed as a result of the breaking of oxide films. Another factor affecting bifilm formations is scoop movements. As it is exposed to the atmosphere more in the method of carrying liquid metal with the ladle, the fracture of oxides is observed more. In this study, the effect of liquid metal holding crucible systems used in the production of EN AC 46000 aluminum alloy by high pressure casting method on liquid metal quality was examined. In order to determine the metal quality, samples were taken from both crucibles by using the reduced pressure test in order to determine the liquid metal quality from the open holding crucible and the covered holding ladle, which are in constant contact with the atmosphere during the casting process. Density measurements of all samples were calculated. The difference in quality between both methods will be revealed.

### Özet

Alüminyum ve alaşımları sahip oldukları ağırlık/mukavemet özelliğinden dolayı birçok sektörde ön plana çıkan gözde alaşımlardır. Alüminyum alaşımlarının farklı üretim yöntemi bulunmakla birlikte, seri imalatla ve alüminyum dökümünde yaygın olarak kullanılmakta olan yüksek basınçlı döküm yöntemi karmaşık geometriye parçaların kolay elde edilmesi, yüksek üretim hızı gibi avantajlara sahip iken, hızlı kalıp dolumu ve hızlı katılma gibi özelliklerinden dolayı da poroziteli parçaların elde edilmesine sebebiyet verebilmektedir. Soğuk kamaralı enjeksiyon makinelerinde, oksit filmlerin kırılması sonucu

bifilm oluşumları gözlemlenmektedir. Bifilm oluşumlarını tetikleyen bir unsurda kepçe hareketleridir. Kepçe ile sıvı metal taşınma yönteminde daha çok atmosfere maruz kaldığından oksitlerin kırılması daha çok gözlemlenmektedir. Bu çalışmada EN AC 46000 alüminyum alaşımının yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretiminde kullanılan sıvı metal tutma potası sistemlerinin sıvı metal kalitesine olan etkisi incelenmiştir. Metal kalitesini belirleyebilmek adına döküm işlemi sırasında atmosfer ile sürekli temas halinde olan açık tutma potası ile üstü kapalı tutma potasından sıvı metal kalitesini belirleyebilmek amacı ile azaltılmış basınç testi kullanılarak her iki potadan örnekler alınıp incelemeler gerçekleştirilmiştir. Tüm numunelerin yoğunluk ölçümleri hesaplanmıştır. Her iki yöntem arasındaki kalite farklılığı gözler önüne serilecektir.

### 1.Giriş

Alüminyum alaşımları, havacılık, otomotiv ve ev endüstrilerindeki geniş uygulama alanları nedeniyle önemli bir malzemeyi temsil eder. Al-Si-Cu grubundan alaşımlar, oda ve yüksek sıcaklıktaki yüksek mukavemetleri nedeniyle çeşitli motor pistonları, silindir kapakları, ısı eşanjörleri, tekerlekler, şanzıman gövdesi ve süspansiyon bileşenleri için otomotiv endüstrisinde önemli bir role sahiptir [1]. Alüminyum alaşımlarında porozite oluşumuna çok sıklıkla rastlanır ve bu durum malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Porozite oluşumunda ana etken oksit yapıların (bifilm) oluşumu, yardımcı etken olarak hidrojen içeriği kabul edilmektedir [2,3]. Malzeme içerisinde bulunan bifilm sayısı malzemenin kalitesi üzerinde etkisi bulunmaktadır. Alaşımın ergitme safhasında sıvı metal içerisinde hasil olan veya döküm prosesi esnasında oluşan bifilm nihai ürün içerisinde bulunarak parçanın mekanik özelliklerini azaltmaktadır, bundan dolayı da ergiyik kalitesinin denetimi ürün kalitesinin tayini için yapılması gereken bir zorunluluk olmaktadır. Erginin sıvı metal tayinini yapmak için, bifilm indeks değerinin bilinmesi gerekmektedir. Campbell ve Dişpınar bifilmilerin sayılarını ve büyüklüğünü belirlemek ve kontrolünü sağlamak üzerine çalışmalar yapmıştır, bunun sonucu

olarak bifilm indeks yöntemini geliştirmiştir [4, 5]. Vakum altında katılaştırma testi (RPT) kullanılarak aşağıdaki formülasyon [6] ile saptanan bifilm indeks değeri dağılım aralıklarına [7] göre sıvı metal kalitesi tayini sayısal olarak tespit edilip malzemenin mekanik özellikleri arasında ilişki kurulmaktadır.

$BI = \sum$  (porozite uzunluğu) [5]

Bifilm indeks dağılım aralıklarına göre sıvı metal kalitesi tayin edilmektedir [7].

0 ≤ BI ≤ 10 mm: yüksek kaliteli ergiyik

10 ≤ BI ≤ 25 mm: iyi kaliteli ergiyik

25 ≤ BI ≤ 50 mm: orta kaliteli ergiyik

50 ≤ BI ≤ 100 mm: kabul edilemez ergiyik

BI ≥ 100 mm: kötü kaliteli ergiyik

Yüksel ve arkadaşları [8] çalışmalarında, malzemenin mekanik özellikleri ile bifilm indeks değerlerinin ilişkisini teyit etmek için çekme mukavemeti ile bifilm indeks arasındaki ilişkiyi inceleyerek aralarında ters orantının olduğunu göstermişlerdir. Bifilm oluşumu her durumda ve her şartta aynı olmamaktadır, bununla birlikte her bifilm indeks değerinde de aynı mekanik özellik elde edilememektedir, çünkü bifilmliğin oluşması ve alایش kalitesi üzerindeki etkisi birden fazla parametreye bağlı olarak değişmektedir. Bifilm oluşumu üzerindeki etkili olan önemli parametreler ise kalıp tasarımı, kalıp sıcaklığı, döküm sıcaklığı, besleme ve alایش elementi ilavesi şeklinde sıralanmaktadır [9].

Bu çalışma ile, EN AC 46000 alüminyum alaşımının yüksek basınçlı döküm yöntemi ile metal kalitesini belirleyebilmek adına döküm işlemi sırasında atmosfer ile sürekli temas halinde olan açık tutma potası ve üstü kapalı tutma potasından alınan örneklerle döküm parçalarının kalitesine ve sıvı metal kalitesine olan etkisine bakılmıştır. Atmosfer etkisinin malzeme kalitesi üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu çalışma literatürde olan çalışmalara destek sağlayacağı düşünülmektedir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çizelge 1'de Bayram Metal Alüminyum ve Zamak Alaşımları San. Tic. Ltd. Şti.'den temin edilen ve çalışmada kullanılan EN AC 46000 alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşim aralıkları görülmektedir.

**Çizelge 1.** EN AC 46000 alaşımının kimyasal kompozisyonu

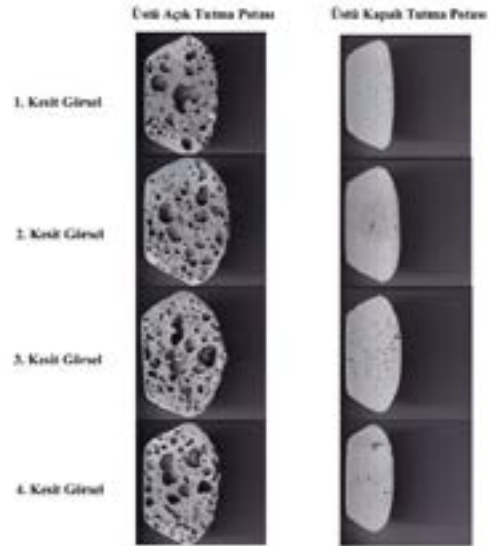
	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Ti	Mn	Al
ENAC 46000	7,5-9,0	3,5-4,0	0,30	1,00	1,0	0,25	0,50	K.*

K\*: Kalan

800 kg kapasiteli ergitme ocağında, EN AC 46000 alüminyum alaşımı ergitilmiştir. Ergitilen EN AC 46000 alaşımı yaklaşık olarak 740 °C sıcaklığında, taşıma potası

yardımla döküm makinaları içerisinde yer alan üstü açık ve üstü kapalı tutma potaları içerisine dökülmüştür. Sonrasında RPT (Azalattılmış Basınç Testi) cihazına ait kokil kalıplara (Kokil kalıp çap ölçüsü: 45mm) sıvı metal dökümü gerçekleştirilerek RPT yönteminin kullanılmasıyla numunelerin katılaştırılması sağlanmıştır. Katılaştıran numuneler, soğuduktan sonra Arşimet prensibinin kullanılmasıyla yoğunluk ölçümü işlemine tabi tutulmuştur. RPT numuneleri yoğunluk ölçümü tamamlandıktan sonra ortadan ikiye kesilmesi sağlanmıştır. Kesilen numuneler 400 ve 800 grid zımparalarının kullanılmasıyla zımparalanmıştır. Kesim işleminin ardından, tarama cihazının kullanılmasıyla tarama işlemi gerçekleştirilmiştir. Taranmış görüntülerin SigmaScan programına kopyalanmasıyla yüzeylerinde var olan porozitelerin bifilm değerlerinin hesaplanması gerçekleştirilmiştir.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma



**Şekil 1.** Tutma potası tipine bağlı olarak tarama cihazından elde edilen görüntüler

Tutma potası türüne bağlı olarak alınan numunelerin kesitlerinin tarama cihazında taranması sonrasında elde edilen görüntüler Şekil 1'de yer almaktadır. Üstü açık tutma potasından elde görüntüler analize tabi tutulduğunda; örneklerin her birinde yer alan porozitelerin büyüklüklerinin ve sayılarının fazlalığı göze çarpmaktadır. Buna ek olarak, porozitelerin numunenin her yerinde dağınık bir şekilde yer aldığı fark edilmektedir. Üstü kapalı potadan elde edilen kesit görselleri incelendiğinde; porozite büyüklüklerinin ve sayısının azlığı fark edilmektedir. Genellikle porozite yoğunluğunun numunenin orta

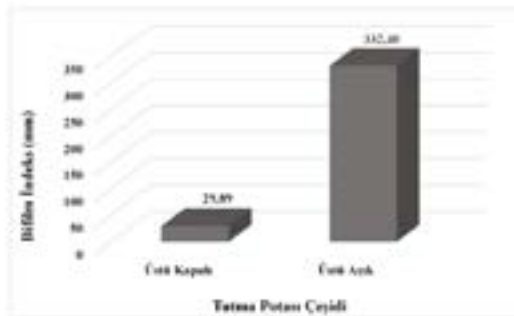
kısımında toplandığı gözlemlenmektedir. Sonuç olarak, üstü kapalı potadan elde edilen örneklerin, porozite görselleri açısından daha iyi sonuçları sunduğunu söylemek mümkündür.

**Çizelge 2.** Tutma Potası Çeşidine Göre Elde Edilen Yoğunluk Değerleri

Tutma Potası Çeşidi	Yoğunluk Değerleri(gr/cm <sup>3</sup> )
Üstü Açık	1,15
Üstü Kapalı	2,44

Çizelge 2’de görülmekte olan tabloda tutma potası çeşidine bağlı olarak elde edilen yoğunluk değerleri yer almaktadır. Yoğunluk değerlerinin verildiği Çizelge 2, incelemeye tabi tutulduğunda, üstü açık tutma potasından alınan örnekten elde edilen yoğunluk değerinin 1,15 gr/cm<sup>3</sup> olduğu görülmektedir. Buna ek olarak, üstü kapalı tutma potasından elde edilen değer ise 2,44 gr/cm<sup>3</sup> kolaylıkla tablodan teyit edilmektedir. Değerler birbirleriyle kıyaslandığında, maksimum değer üstü kapalı tutma potasından alınan örneğe aitken minimum değer ise üstü açık potadan elde edildiği görülmektedir. Elde edilen yoğunluk değerleri ve Şekil 1’de yer alan kesit görselleri birbirleriyle kıyaslandığında uyum sergiledikleri görülmektedir.

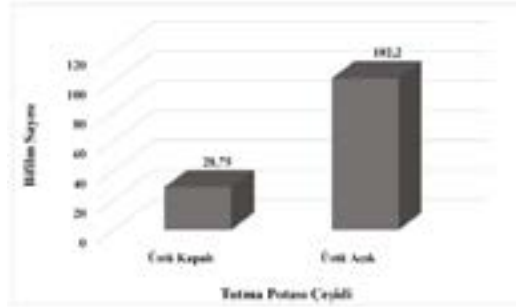
Üstü açık tutma potasının görselleri analiz edildiğinde, porozite boyutlarındaki büyüklüğün ve porozite sayısının fazlalığının elde edilen düşük yoğunluğa sebebiyet verdiği yorumu kolaylıkla yapılmaktadır.



**Şekil 2.** Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen bifilm indeks değerleri

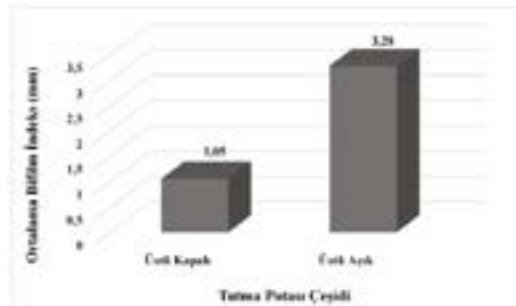
Üstü kapalı ve üstü açık potalardan alınan örneklerden hesaplanan bifilm indeks değerleri, SigmaScan program üzerinden bize verilen bifilmelerin maksimum uzunluklarının toplamıdır. Şekil 2’de değerler gösterilmektedir. Şekil incelendiğinde, üstü açık potadan

elde edilen numunenin bifilm indeks değeri 332,40 mm ölçülmüştür. Buna ek olarak şekilden, üstü kapalı potadan elde edilen bifilm indeks değerinin 29,89 mm olduğu görülmektedir. Değerler kıyaslandığında, maksimum bifilm indeks değerinin üstü açık potadan elde edildiği, minimum değer ise üstü kapalı potadan elde edildiği farkedilmektedir.



**Şekil 3.** Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen bifilm sayısı değerleri

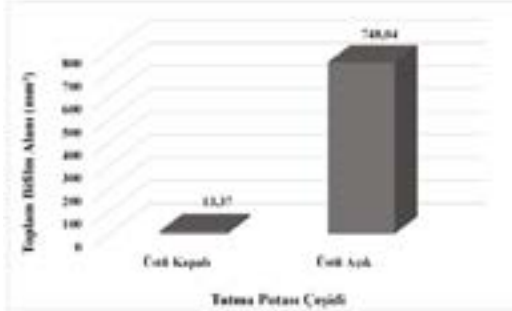
Bifilm sayısı metallerde malzeme kalitesini etkileyen parametrelerin başında gelmektedir. Tutma potası çeşidine göre elde edilen bifilm sayısı değerleri Şekil 3’te yer almaktadır. Şekil 3 incelendiğinde, üstü açık potadan alınan örneğin bifilm sayısı değerinin 102,2 olduğu görülmektedir, buna ek olarak, üstü kapalı potadan alınan örneğin bifilm sayısı değerinin 28,75 olduğu fark edilmektedir. Değerler kıyaslandığında; minimum değer üst kapalı potadan alınan örnekten elde edilmiştir ve maksimum değer üstü açık potadan alınan numunelerden elde edilen değerler olduğu gözlemlenmiştir.



**Şekil 4.** Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen ortalama bifilm indeks değerleri

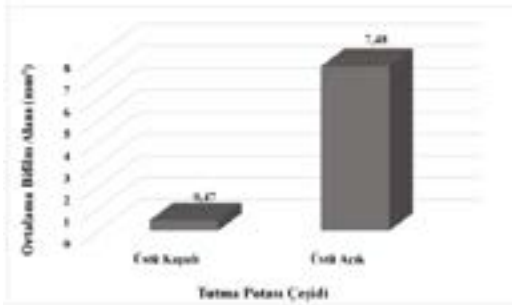
Ortalama bifilm indeks değerleri, numune içerisinde bulunan bifilm indeks sayısının bifilm sayısına bölümü ile elde edilmektedir. Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen ortalama bifilm indeks değerleri Şekil 4’te yer almaktadır. Şekil 4 incelendiğinde, üstü açık potadan alınan

örneğin ortalama bifilm indeks değerinin 3,28 mm olduğu görülmektedir. Buna ek olarak, üstü kapalı potadan alınan örneğe ait değer 1,05 mm olduğu fark edilmektedir. Bu doğrultuda, minimum değer, üstü kapalı potadan alınan örnekten elde edilirken maksimum değer, üstü açık potadan alınan örnekten elde edilmiştir.



Şekil 5. Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen toplam bifilm alanı değerleri

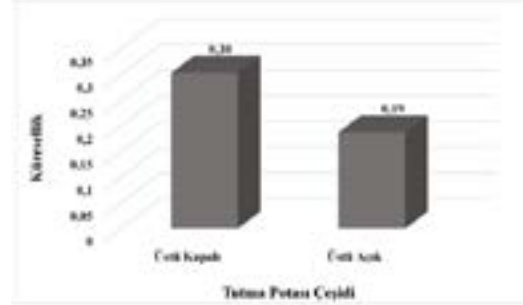
Numuneler SigmaScan programı kullanılarak, program üzerinden tutma potası çeşidine bağlı olarak elde edilen toplam bifilm alanı değerleri Şekil 5'te yer almaktadır. Şekil 5 incelendiğinde, üstü açık potadan alınan örneğin toplam bifilm alanı değerinin 784,04 mm<sup>2</sup> olduğu görülmektedir. Buna ek olarak, üstü kapalı potadan alınan örneğe ait değer 13,37 mm<sup>2</sup> fark edilmektedir. Maksimum değer üstü açık potadan alınan örneğe aitken minimum değer üstü kapalı potadan elde edilmektedir.



Şekil 6. Deney Parametreleri Doğrultusunda Elde Edilen Ortalama Bifilm Alanı Değerleri

Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen ortalama bifilm alanı değerleri, bifilm alan değerinin bifilm sayısına bölümü ile bulunmaktadır. Şekil 6'da yer almaktadır. Şekil 6 incelendiğinde, üstü açık potadan alınan örneğin ortalama bifilm alanı değerinin 7,48 mm<sup>2</sup> olduğu, üstü kapalı potadan alınan numune değerinin 0,47 mm<sup>2</sup> olduğu fark edilmektedir. Maksimum değer üstü açık potadan elde

edilmiştir. Minimum değer ise üstü kapalı potadan elde edilmiştir.



Şekil 7. Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen küresellik değerleri

Deney parametreleri doğrultusunda SigmaScna programı ile elde edilen küresellik değerleri Şekil 7'de yer almaktadır. Grafik içerisinde yer alan değerler incelendiğinde, üstü kapalı potadan alınan numunenin küresellik değerinin 0,30 olduğu, üstü açık potadan alınan numunenin küresellik değerinin ise 0,19 mm olduğu kolaylıkla söylenmektedir. Bunlara ek olarak, üstü kapalı potadan alınan örnekten maksimum değer elde edildiği üstü açık potadan alınan örnekten de minimum değer elde edildiği şekilden fark edilmektedir.

Her iki pota tipi için bifilm sayısı, bifilm indeksi, ortalama bifilm indeks, bifilm alan değerleri ve küresellik değerleri birbirleriyle kıyaslandığında; üstü kapalı potadan alınan RPT örneklerinin daha iyi sonuçları bizlere verdiğini söylemek mümkündür. Şekil 1'de yer alan kesit görselleri ve bifilm değerleri arasında ilişki kurulduğu zaman porozite bakımından daha iyi sonuçları sunan üstü kapalı potada yer alan sıvı metalin bifilm değerlerinin tatmin edici olduğu tespit edilmiştir.

Sonuç olarak, üstü kapalı pota çeşidinde daha kaliteli sıvı metalin varlığından kolaylıkla söz edilmektedir. Bifilm indeks sayısı yaklaşık olarak 29 mm olan üstü kapalı potanın sıvı metal kalitesinin orta seviyede olduğu bifilm indeks sıvı metal kalite değer aralığından tespit edilmiştir [7].

#### 4. Sonuç

Çalışma doğrultusunda, üstü kapalı ve üstü açık potadan elde edilen numunelerden alınan değerler karşılaştırıldığında, üstü kapalı potanın bifilm index değeri üstü açık potaya göre yaklaşık 12 kat daha düşük olduğu gözlemlenmiştir. Üstü kapalı sistemlerde bifilm dibe çökeceğinden ve hava ile bir teması bulunmadığından temiz bir döküm elde edilmiş olur. Ortalama bifilm index değerleri, üstü açık potada üstü kapalı potaya göre 3 kattan



daha fazla olduğu sonucuna varılmıştır. Üstü açık olan potada bifilm sayılarındaki fazlalıktan dolayı toplam birim alan değeri 748,04 mm<sup>2</sup> olarak hesaplanmıştır. Bu da malzeme kalitesini ciddi yönde olumsuz etkileyen bir durumdur. Por alanı oranı ile bifilm indeks değerleri doğrudan etkilidir. Üstü açık pota ile üstü kapalı pota arasında porozite bakımından ciddi farklılıklar görülmektedir. Porozite ürün kalitesini doğrudan etkileyen etmenlerdendir. Bu duruma göre değerlendirdiğimizde kapalı potanın ürün kalitesinin daha iyi olduğunun sonucuna varılmıştır.

### Teşekkür

Çalışma doğrultusunda numunelerin elde edilmesi, deneysel çalışmaların gerçekleştirilmesi ve bildirinin yazılması noktasında Pro Metal Hafif Metaller Döküm Sanayi ve Tic. Ltd. Şti. firması bünyesinde çalışan herkese teşekkür ederiz. RPT numunelerinin bifilm hesaplaması noktasında bizlere destek gösteren Bursa Teknik Üniversitesi Dr. Öğr. Üyesi Sayın Muhammet ULUDAĞ hocamıza teşekkürler.

### Referanslar

- [1] Z. Zovko Brodarac, N. Dohić ve F. Unkić, Influence of Copper Content on Microstructure Development of AlSi9Cu3 Alloy. Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy, 50.1 (2014), 53-60.
- [2] K. Kubo ve R. D. Pehlke, Mathematical Modeling of Porosity Formation in Solidification. Metallurgical Transactions B, 16.2 (1985), 359-366.
- [3] S. Akhtar ve diğerleri, Effect of Hydrogen Content, Melt Cleanliness And Solidification Conditions on Tensile Properties of A356 Alloy. International Journal of Cast Metals Research, 22.1-4 (2009), 22-25.
- [4] M. Couper, A. Neeson ve J. Griffiths, Casting Defects And The Fatigue Behaviour of An Aluminium Casting Alloy, 13 (3) (1990), 213-227.
- [5] D. Dispınar, A. Nordmark, J. Voje ve L. Arnberg, In 138th TMS Annual Meeting, Shape Casting: 3rd International Symposium, February 2009, San Francisco, California, USA,
- [6] D. Dışpınar ve J. Campbell, In Metallurgical and Materials Congress. 2004.
- [7] M. Uludağ, R. Çetin, D. Dışpınar ve M. Tiryakioğlu, On The Interpretation of Melt Quality Assessment of A356 Aluminum Alloy By The Reduced Pressure Test: The Bifilm Index And Its Physical Meaning, 12 (4) (2018), 853-860.
- [8] Ç. Yüksel, E. Erzi, Ö. Tamer, D. Dışpınar ve M. Çiğdem, Yeniden Ergitilmiş A356 Alüminyum Alaşımı Hurdasının Çekme Dayancı Üzerine Olan Etkileri, 7 (2015), 359-364.

[9] M. Uludağ, R. Çetin ve D. Dispınar, Freezing Range, Melt Quality, And Hot Tearing In Al-Si Alloys, 49 (5) (2018), 1948-1961.

# HPDC Sisteminde Kullanılan Yüksek Tonajlı Bekletme Potaları ile Ergitme-Bekletme Gerçekleştiren Pota Tiplerinin Verimlilik Açısından Karşılaştırılması

## Efficiency Comparison of High-Tonnage Holding Crucibles and Melting-Holding Crucibles Used in HPDC System

Ümmet AYYILDIZ, Sena ERDOĞAN, Songül KILINÇ, Eylül TURAN

Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye

### Abstract

Production of aluminum and its alloys can be carried out by different methods. High pressure casting method facilitates the production of parts with complex shaped structure and thin section thickness and is one of the best production techniques that adapts to mass production with high production speed. Liquid transfer to the liquid metal crucibles used in this production method is generally carried out after the degassing process is applied to the aluminum raw material melted in high-capacity melting furnaces. Casting processes are carried out by keeping the liquid metal temperature at a certain temperature in the holding crucibles. Another type of crucible is crucibles that show both melting and holding features. Liquid metal is not entered into these crucibles, aluminum ingots are added to the crucible and melting is carried out. Thanks to these crucibles, liquid metal preparation times are shortened and 60% OEE is obtained in terms of time efficiency. For this study, both crucible types have been produced with EN AC 46000 alloy by keeping the casting parameters the same. A reduced pressure test (RPT) has been applied to determine the liquid metal quality. Afterwards, the density values of the samples have been measured. In addition, the mechanical properties have been examined by applying the hardness test to the samples. Thus, it can be concluded which crucible type is more effective for mass production.

### Özet

Alüminyum ve alaşımlarının üretimi farklı yöntem ve metotlar ile gerçekleştirilebilmektedir. Yüksek basınçlı döküm yöntemi, karmaşık şekilli yapıya ve ince kesit kalınlığına sahip parçaların üretimini kolaylaştırmakta ve yüksek üretim hızı ile seri imalata uyum sağlayan en iyi üretim tekniklerindedir. Bu üretim yönteminde kullanılan döküm metal potalarına sıvı aktarımı, genellikle yüksek kapasiteli ergitme ocaklarında ergitilen alüminyum hammaddesine gaz giderme prosesi uygulandıktan sonra transfer edilmesi şeklinde gerçekleştirilmektedir. Bekletme potalarında sıvı metal sıcaklığı belirli bir sıcaklıkta tutularak döküm işlemleri gerçekleştirilmektedir. Bir diğer

pota çeşidi ise hem ergitme hem de bekletme özelliği gösteren potalardır. Bu potalara sıvı metal girişi yapılmamakta, pota içerisine alüminyum ingotlar eklenerek ergitme işlemi gerçekleştirilmektedir. Bu potalar sayesinde sıvı metal hazırlama süreleri çok kısalmakta ve zaman verimliliği açısından %60 OEE elde edilmektedir. Bu çalışma için döküm parametreleri aynı tutularak EN AC 46000 alaşımı ile her iki pota tipinden üretimler gerçekleştirilmiştir. Sıvı metal kalitesini belirlemek amacı ile azaltılmış basınç testi (RPT) uygulanmıştır. Sonrasında, numunelerin yoğunluk değerleri ölçülmüştür. Bunun yanında numunelere Brinell sertlik testi uygulanmış ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Böylece hangi pota tipinin seri üretim için daha efektif olduğu kanaatine varılmıştır.

### 1.Giriş

Metal sektöründe demir esaslı malzemelerden sonra en fazla tercih edilen metal, alüminyum olmuştur. Gözde malzeme haline gelen alüminyum, sahip olduğu düşük yoğunluk, arttırılabilir mukavemet özelliği, ısı ve elektrik iletkenliklerinin iyi olması, döküm kabiliyetinin yüksek olması ve kolay işlenebilir gibi özellikler ile ön plana çıkmaktadır [1,2]. Alüminyum, demir elementine kıyasla üç kat daha hafif olmasına karşın uygun alaşımlandırmalar ile demirin sahip olduğu mukavemet değerlerine yakın değerlere ulaşmaktadır [3]. Yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilen parçaların karmaşık şekilli olsa bile kolay üretilmesi, yüzey kalitesinin iyi olması ve seri üretime uygun olması alüminyum alaşımlarının bu yöntem ile üretilmesinde büyük avantaj yaratmaktadır [4]. Döküm prosesinde ergitme işlemi sırasında alaşımların yüzeyinde oksit tabakaları oluşmaktadır, yüzeyde var olan bu oksit tabakaları döküm esnasında farklı evrelerde kırılıp birbiri üzerine katlanarak sıvı metal içerisine dâhil olmaktadır [5]. Bu sıvı metalden gelen oksit yapılarının yapı içerisine yerleşmesiyle old bifilmiler oluşurken yüzeyde var olan oksit yapılarının yapı içerisine katılmalarıyla young bifilmiler oluşmaktadır [6]. Katlanmış olan bu amorf alüminyum oksit tabakaları yapı içinde bulunarak çatlak

gibi görev görmektedir ve malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir [7,8].



Şekil 1. Bifilm oluşum mekanizması [6]

Adamane ve arkadaşları, Al-Si-Cu alaşımlarının yüksek basınçlı döküm yöntemiyle üretiminde metalin hızı, basınç, kalıp sıcaklığı, ergimiş metal gibi parametreleriyle ilgili araştırmalar yapmışlar ve mekanik özelliklerin değişiminin porozite ve mikroyapı ile ilgili olduğunu teyit etmişlerdir [9]. Alaşımın ergitme safhasında sıvı malzeme içerisinde var olan ya da döküm prosesi esnasında oluşan bifilmli nihai ürün içerisinde bulunarak parçanın mekanik özelliklerini azaltmaktadır, bundan dolayı da ergiyik kalitesinin denetimi ürün kalitesinin tayini için yapılması gereken bir zorunluluk olmuştur. Ergiyeğin sıvı metal tayini yapılma için bifilm indeks değerinin bilinmesi gerekmektedir.

Bu çalışma ile, sıvı metal hazırlama süresine göre avantaj sağlayan ergitme-bekletme potasından alınan numune ile ana ergitme potasında ergitilip bekletme potasına transferi gerçekleşen ergiyikten alınan numunelerin verimlilik açısından karşılaştırılması yapılmıştır. Böylece iki pota türü arasındaki verimlilik ölçülmek istenmiştir. Hem firmamız içerisindeki işleyişte potalar arasındaki verimlilik farkını gözlemleyebilmek hem de literatürdeki benzer çalışmalara katkıda bulunmak hedeflenmektedir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

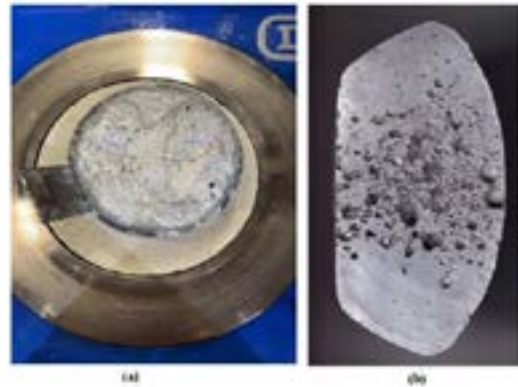
Bayram Metal Alüminyum ve Zamak Alaşımları San. Tic. Ltd. Şti.'den temin edilen ve çalışmada kullanılan EN AC 46000 alüminyum alaşımlarının Çizelge 1'de kimyasal bileşim aralıkları verilmektedir.

Çizelge 1. ENAC 46000 alaşımlarının kimyasal kompozisyonu (%Ağ.)

	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Ti	Mn	Al
EN AC 46000	7,5-9,0	3,5-4,0	0,30	1,00	1,0	0,25	0,50	K.*

K\*: Kalan

Yüksek kapasiteli ergitme ocağında, EN AC 46000 alüminyum külçesi ergitilmiştir. Ergitme işleminden sonra, bekletme potasına forklift ile transferi gerçekleştirilmiştir ve bekletme potasında sıvı metalin sıcaklığı yaklaşık olarak 679 °C sıcaklığında tutulmuştur. Bekletme potasından alınan ergiyik RPT testi cihazına ait olan kokil kalıbın kullanılmasıyla (Kokil kalıbının (Şekil 2-a) çapı: 45mm) vakum ortamında katılaştırılmıştır (RPT testi cihazının kullanılmasıyla). Diğer döküm numunelerinin elde edilme koşulu ise; hem ergitme hem bekletme işlemlerinin aynı pota içerisinde gerçekleşen tutma potasının kullanılmasıdır. Bu koşulda, pota içerisine alüminyum ingot eklemesi yapılarak ergitme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ergitme işlemi sonrasında 720 °C sıcaklığına sahip ergiyikten RPT testi cihazının kullanılmasıyla döküm numunesinin alınması sağlanmıştır. Bekletme, ergitme-bekletme işlemlerinin yapıldığı her bir potadan alınan RPT numunelerinin sayısı 5'dir. Bunlara ek olarak, her iki potadan elde edilen nihai ürünlerden sertlik ölçümü için numunelerin alınması gerçekleştirilmiştir. Katılaştırılan RPT numunelerinin soğumasının ardından Arşimet prensibinin kullanılmasıyla yoğunluk değerleri elde edilmiştir. RPT numuneleri açılı testere cihazının kullanılmasıyla ortadan ikiye kesilmiştir. Kesim işlemi tamamlandıktan sonra kesit yüzeyleri 400 ve 800 grid zımparalarının kullanılmasıyla zımparalama işlemine tabii tutulmuştur. Kesitlerin (Şekil 2-b) her biri Canon marka tarama cihazının kullanılmasıyla taranmıştır. Ardından SigmaScan görüntü analiz programının kullanılmasıyla porozite analizi gerçekleştirilmiş ve peşi sıra bifilm indeks hesaplaması yapılmıştır. Sertlik numunelerinin değerleri Bulut marka sertlik cihazının kullanılmasıyla (Brinell sertlik yöntemiyle) elde edilmiştir.



Şekil 2. (a) Ergitme-Bekletme potasından alınan RPT numunesi, (b) RPT numunesinin kesit görüntüsü.

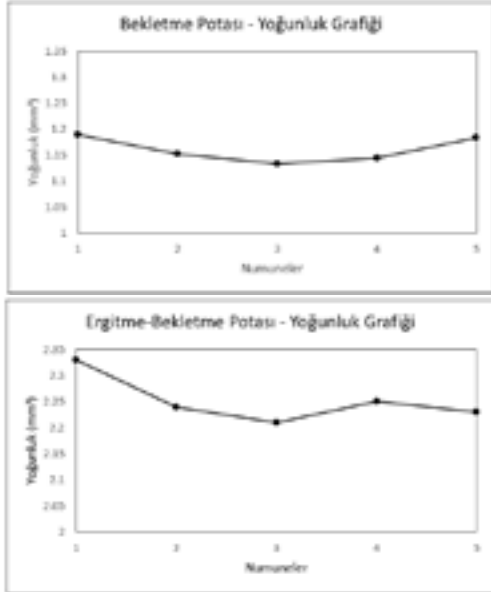
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

### 3.1. Yoğunluk değerlerinin sonuçları

**Çizelge 2.** Ergitme-Bekletme ve Bekletme potalarından alınan numunelerin ortalama yoğunluk değerleri

Pota Çeşitleri	Ortalama Yoğunluk (gr/cm <sup>3</sup> )
Ergitme-Bekletme Potası	2,26
Bekletme Potası	1,16

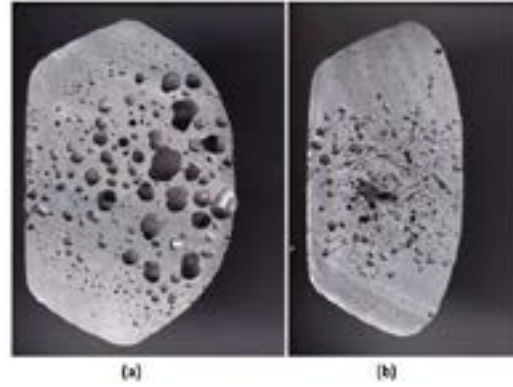
Ergitme-bekletme ve bekletme potasından alınan 5'er adet numuneye ait yoğunluk değerleri Çizelge 2'de verilmiştir. Yoğunluk değerlerinin yer aldığı Çizelge 2 incelendiğinde, ergitme-bekletme potasından elde edilen numunelerin ortalama yoğunluk değerinin 2,26 gr/cm<sup>3</sup> olduğu görülmektedir. Bekletme potasından elde edilen numunelerin ortalama yoğunluk değerinin de 1,16 gr/cm<sup>3</sup> olduğu çizelgeden fark edilmektedir. Yoğunluklar karşılaştırıldığında, maksimum ve istenilene en yakın değerin bekletme-ergitme potası örneklerinden elde edildiği bulgusuna ulaşılmıştır.



**Şekil 3.** Bekletme Potası ve Ergitme+Bekletme Potasından alınan RPT Numunelerinin Yoğunluk Grafiği

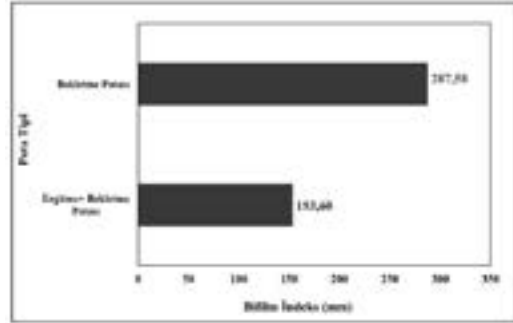
Bekletme potası örnek kesit görselleri incelendiğinde kesitlerde yer alan porozitelerin büyüklükleri ve porozite sayısının fazlalığı fark edilmektedir (Şekil 4-a). Bundan dolayı bu pota tipine ait ortalama yoğunluk değerinin düşük

olduğu görülmüştür. Ergitme-bekletme potasından alınan örnek kesit görselleri analiz edildiğinde, porozitelerin küçüklüğü ve porozite sayılarının azlığı Şekil 4-b'den fark edilmektedir. Bu durum kaynaklı yoğunluk değerinin bekletme potasında elde edilen yoğunluk değerinden daha büyük olduğu gözlenmektedir.



**Şekil 4.** Pota tiplerine göre elde edilen örnek kesit görselleri (a) Bekletme potasından alınan örneğin kesit görseli, (b) Ergitme-bekletme potasından alınan örneğin kesit görseli

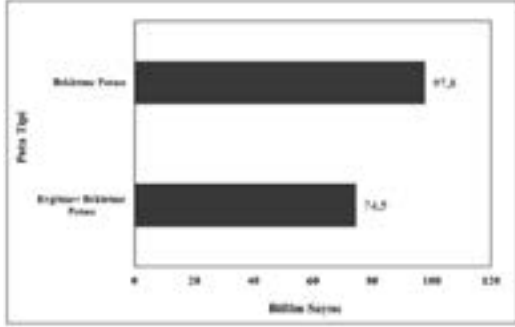
### 3.2. Bifilm yorumlaması



**Şekil 5.** Elde edilen bifilm indeks (mm) değerleri

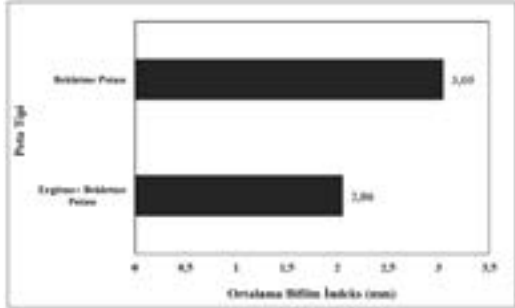
Bilindiği gibi bifilm indeks değeri; RPT numune kesitlerinde elde edilen porozitelerin uzunluk toplamıdır. Bifilm indeks değerinin birimi mm olarak ifade edilmektedir [10]. Belirtilen değer elde edildiğinde, sıvı metal kalitesiyle ilgili kolaylıkla gerekli olan bilgiye ulaşılmıştır. Şekil 5'de deney parametreleri doğrultusunda elde edilen bifilm indeks değerleri görülmektedir. Şekil 5 incelendiğinde, bekletme potasında yer alan metalin bifilm indeks değerinin 287,58 mm olduğu fark edilmektedir. Buna ek olarak, ergitme-bekletme potasında yer alan metalin bifilm indeks değerinin 153,60 mm olduğu Şekil

5’de verilmiştir. Yani, bekletme potasından elde edilen bifilm indeks değerinin, ertitme-bekletme potasından elde edilen bifilm indeks değerinden daha büyük değerler elde edildiği grafikte görülmektedir.



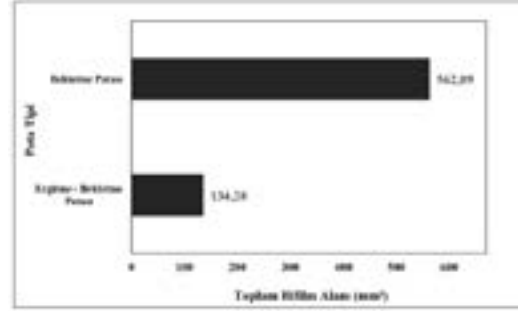
Şekil 6. Elde edilen bifilm sayısı değerleri

Ergitme-bekletme potası ve bekletme potasından alınan RPT örneklerinden hesaplanan bifilm sayısı değerleri Şekil 6’da görülmektedir. Grafik incelendiğinde, bekletme potası için elde edilen değer, ertitme-bekletme potasından elde edilen değerden daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. Detaylı bir tanımlama yapmak gerekirse; bekletme potasının bifilm sayısı 97,8 iken ertitme-bekletme potasının bifilm sayısı 74,5 tir.



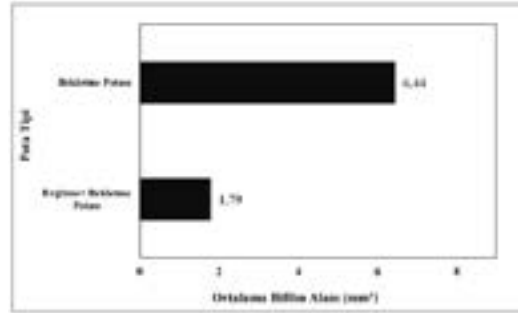
Şekil 7. Elde edilen ortalama bifilm indeks değerleri

Ortalama bifilm indeks değeri, bifilm indeks değerinin bifilm sayısına bölünmesi ile hesaplanmıştır. Pota tipi farklılığına göre elde edilen ortalama bifilm indeks değerleri Şekil 7’de görülmektedir. Şekil 7 incelendiğinde, bekletme potasında elde edilen değer, ertitme-bekletme potasında elde edilen değerden daha büyük olduğu fark edilmektedir. Ergitme-bekletme potasında elde edilen ortalama bifilm indeks değeri 2,06 mm iken bekletme potasında elde edilen ortalama bifilm indeks değeri 3,05 mm olarak hesaplanmıştır. Por alan oranı ile bifilm indeks değeri arasında doğrudan bir ilişki bulunmaktadır.



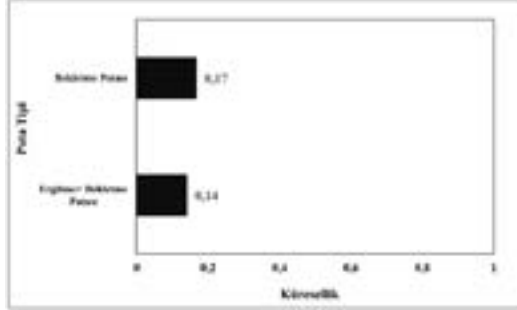
Şekil 8. Elde edilen toplam bifilm alanı (mm<sup>2</sup>) değerleri

Porozitelerin kapladıkları toplam alan bifilm alan değerini vermektedir. Toplam bifilm alan değeri her bir numune için SigmaScan programının vermiş olduğu alan değerleri toplamından elde edilmiştir. Pota tipine bağlı olarak elde edilen toplam bifilm alanı değerleri Şekil 8’de yer almaktadır. Şekil 8 incelendiğinde, bekletme potasında yer alan metalin toplam bifilm alan değerinin 562,09 mm<sup>2</sup> iken ertitme-bekletme potasında yer alan metalin toplam bifilm alan değerinin 134,28 mm<sup>2</sup> olarak hesaplanmıştır. Bu doğrultuda, ertitme-bekletme potasından elde edilen değer, bekletme potasından elde edilen değerden daha iyi sonuç verdiği fark edilmiştir.



Şekil 9. Elde edilen ortalama bifilm alan (mm<sup>2</sup>) değerleri

Elde edilen ortalama bifilm alan değerleri Şekil 9’da yer almaktadır. Şekil incelendiğinde, bekletme potası için elde edilen ortalama bifilm alan değerinin 6,44 mm<sup>2</sup> olarak hesaplanmıştır. Buna ek olarak, ertitme-bekletme potası için elde edilen alan değeri 1,79 mm<sup>2</sup> dir. Sonuç olarak, bekletme potasından elde edilen ortalama bifilm indeks değerinin, ertitme-bekletme potasından elde edilen değerden büyük olduğu görülmektedir.



Şekil 10. Elde Edilen Küresellik Değerleri

Bekletme potası ve ergitme+bekletme potası için, elde edilen küresellik değerleri Şekil 10'da gösterilmiştir. Bekletme potasından elde edilen küresellik değeri 0,17 iken ergitme-bekletme potasından elde edilen küresellik değeri 0,14 olarak SigmaScan programı ile hesaplanmıştır. Porozite şekillerinin bekletme potasında daha küresel yapı sergiledikleri farkındalığı değerler kıyaslama yapıldığında ortaya çıkmaktadır.

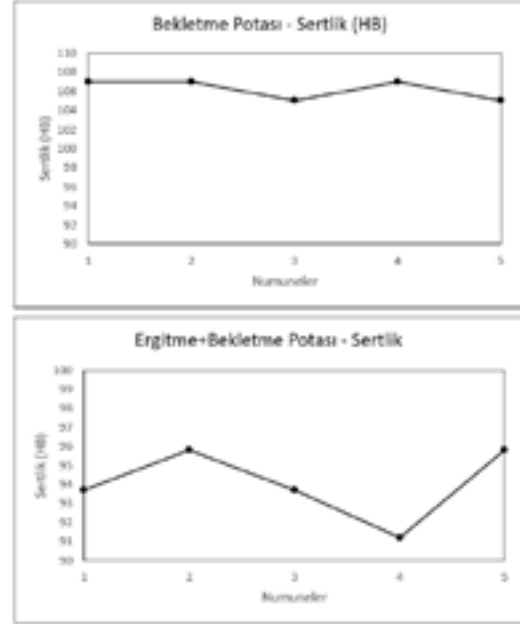
Bifilm indeks, bifilm sayısı, ortalama bifilm indeks, bifilm alanı, ortalama bifilm alanı ve küresellik değerleri analiz edildiğinde; ergitme-bekletme potasından elde edilen örneklerin daha iyi sonuçları sunduğunu söylemek mümkündür. Çünkü elde edilen RPT örneklerinin kesitleri incelendiğinde porozitelerin büyüklükleri, porozitelerin sayıları, porozitelerin sahip olduğu alan değerlerinin diğer potadan alınan RPT örneklerinden daha iyi değerleri verdiği tespit edilmiştir. Buna ek olarak elde edilen yoğunluk değerleri baz alındığında yoğunluk değeri yüksek olan ergitme-bekletme pota tipinde daha iyi bifilm sonuçları elde edilmiştir. Sonuç olarak, kesit görsellerinde porozite bakımından iyi sonuçları veren, yoğunluk değerlerinde maksimum değeri bizlere sunan ergitme-bekletme potasına ait bifilm değerleri istenilen seviyelere yakındır.

Son olarak, her iki pota tipi için de bifilm indeks değerleri karşılaştırıldığında; ergitme-bekletme potasının, bekletme potasına nazaran daha kaliteli sıvı metal bulundurduğu yorumu grafiklerden ulaşılmaktadır.

### 3.3. Sertlik sonuçlarının yorumlanması

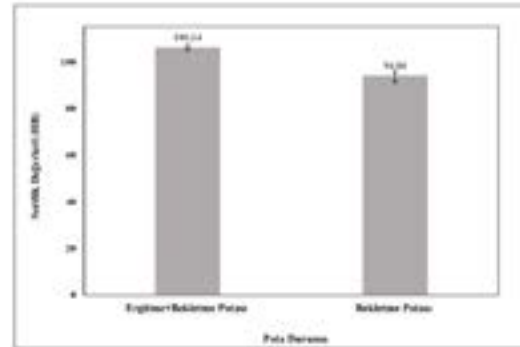
İki farklı potanın kullanılmasıyla HPDC yöntemiyle elde edilen ana parçalar üzerinden alınan örneklerin Brinell yöntemi metodunun uygulanmasıyla elde edilen her numune için sertlik değerleri Şekil 11'de yer almaktadır. Grafikler yardımıyla, bekletme potasından elde edilen sertlik değeri, ergitme-bekletme potasından elde edilen sertlik değerinden daha düşük olduğu sonucuna varılmıştır. Bunun sebebinin bekletme potalarında malzemenin farklı bir yerde bekletilmesi, oraya taşınırken ortam sıcaklıklarından dolayı potanın sıcaklığının düşmesi ve sonra tekrardan

ısıtılmasının sıvı ergiyiğin kalitesini etkilediği düşünülmektedir.



Şekil 11. Bekletme Potası ve Ergitme+Bekletme Potası Sertlik Değerleri

Sertlik değerlerinin ortalamaları alındığında, ergitme-bekletme potasından elde edilen ortalama sertlik değeri 106,14 HB hesaplanmış, bekletme potasından alınan ortalama sertlik değeri ise 94,04 HB olarak hesaplanmıştır. (Şekil 12) Grafiğe bakılarak ergitme-bekletme potasındaki ölçümlerin bekletme potasındaki ölçümlere göre daha hassas tutarlılıkta olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 12. Elde edilen ortalama sertlik değerleri (HB)



#### 4. Sonuç

Bu çalışmada, ergitme-bekletme potası ile bekletme potasından alınan numunelere yapılan yoğunluk testleri sonucunda ergitme-bekletme potasının yoğunluk değerinin maksimum ve ticari olarak istenilene en yakın olduğu tespit edilmiştir. Sıvı metal hazırlama süresindeki ergitme-bekletme potasının avantajının yoğunluk değerlerinin de istenildiği gibi olmasıyla güçlendirdiği sonucuna varılmıştır.

RPT numunelerin; bifilm indeksi, bifilm sayısı, bifilm alan sonuçları irdelendiğinde, bekletme potasından alınan numunelerinin bifilm indeksi ve türev değerlerinin ergitme-bekletme potasından elde edilen değerlerden daha fazla olduğu ortaya konulmuştur. Bunun yanında bekletme potasından alınan numunenin bifilm küresellik değeri bekletme-ergitme potasından alınan numuneden daha fazladır. Bu da bekletme potasındaki porozitelerin daha küresel yapıda olduğu sonucuna varılmıştır.

Numunelerin sertlik sonuçları irdelendiğinde, bekletme-ergitme potası kullanılarak HPDC yöntemi ile üretilen ana parçadan alınan numunelerin yapılan ölçümler arasında en yüksek sertlik değerine sahip olduğu testler ile ispatlanmıştır.

Sonuç olarak, sıvı metalin kalitesi bakımından iki pota türü karşılaştırıldığında ergitme-bekletme potasının üretim için daha verimli olduğu sonucuna varılmıştır.

#### Teşekkür

Çalışma doğrultusunda numunelerin elde edilmesi, deneysel çalışmaların gerçekleştirilmesi ve bildirinin yazılması noktasında Pro Metal Hafif Metaller Döküm Sanayi ve Tic. Ltd. Şti. firması bünyesinde çalışan herkese teşekkür ederiz. Çalışma sürecinde, bifilm bulgularının elde edilmesi için gösterdiği destekten ötürü Bursa Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde akademisyen olarak görev almakta olan Dr. Öğr. Üyesi Sayın Muhammet ULUDAĞ hocamıza teşekkürleri bir borç biliriz.

#### Referanslar

- [1] U. Demircan, B. Derin ve O. Yücel, Materials Research Bulletin, 42, 2007 312-318.
- [2] A. Turan, F. C. Sahin, G. Goller ve O. Yucel, Spark Plasma Sintering of TiB<sub>2</sub> Ceramics, 13th Conference of the European Ceramic Society (ECerS XIII), 23-27 Haziran
- [3] T. A. Başer, Alüminyum Alaşımları ve Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı. Mühendis ve Makina, 2013, 53.635: 51-58.
- [4] J. Mutwıl, An Establish Attempt of Reasons of Machining Splinter Formation in AC44200 Alloy High

Pressure Die Castings. Archives of Foundry Engineering, 2008, 8.3: 159-166.

[5] D. Dişpınar ve J. Campbell, Critical Assessment of Reduced Pressure Test. Part 1: Porosity Phenomena, 17 (5) (2004) 280-286.

[6] M. Uludağ, R. Çetin, D. Dişpınar ve M. Tiryakioğlu, On The İnterpretation of Melt Quality Assessment of A356 Aluminum Alloy By The Reduced Pressure Test: The Bifilm Index And Its Physical Meaning, 12 (4) (2018) 853-860.

[7] G. E. Bozchaloei, N. Varahram, P. Davami ve S. K. Kim, Effect of Oxide Bifilms on The Mechanical Properties of Cast Al-7Si-0.3 Mg Alloy And The Roll of Runner Height After Filter on Their Formation, 548 (2012) 99-105.

[8] M. Tiryakioğlu, J. Campbell ve N. D. Alexopoulos, Quality Indices For Aluminum Alloy Castings: A Critical Review, 40 (6) (2009) 80.

[9] A. R. Adamane ve diğerleri, Influence Of Injection Parameters on The Porosity And Tensile Properties of High-Pressure Die Cast Al-Si Alloys: A Review. International Journal of Metalcasting, 2015, 9.1: 43-53.

[10] D. Dişpınar, J. Campbell, Alüminyum ve Alaşımlarının Döküm Kalitesinin Belirlenmesi. Alüminyum Sempozyumu, İstanbul, 2009, 394-404.

# Ekstrüze Edilmiş 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Isıl İşlem Parametrelerinin Korozyon Davranışına Etkisi

## Effects of Heat Treatment Parameters on Corrosion Behaviour of Extruded 6XXX Series Aluminium Alloys

Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Tolga DEMİRKIRAN, Osman Halil ÇELİK, Serkan ÖZCAN

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Corrosion is the biggest economic problem that material faces with. According to the researches, corrosion related material defects are occupying the %3 or %5 of GNP.

The methodologies that commonly uses to improve corrosion resistance of 6xxx alloys could be listed as altering extrusion parameters to modify microstructure, improving surface characteristics and optimization of heat treatment parameters. Heat treatment optimization is the front runner of possible alternatives due to being considerably low cost treatment.

In presented study, corrosion resistance of extruded 6xxx series of aluminium alloys were investigated with automobile oriented regulation, ISO 11846. Initiation and propagation mechanism of corrosion affected cracks have been investigated under aggressive corrosive media to find out most resistant heat treatment parameter for contributing the academic literature.

### Özet

Korozyon mekanizması, malzemelerin karşı karşıya geldiği hasar mekanizmaları sıralandığında, listenin en üzerinde yer alan maliyet kalemini oluşturmaktadır. Araştırmalara göre korozyon kaynaklı malzeme hasarlarının yol açtığı ekonomik kayıpların boyutu ülkelerin yıllık gayri safi milli hasıla rakamlarının %3'ü ile %5'i arasında değişim göstermektedir.

Ekstrüzyon metodu ile üretilen 6XXX serisi alüminyum alaşımlarının korozyona karşı dayanımının artırılması için tercih edilen yöntemler, kimyasal bileşimin optimizasyonu, mikroyapı kontrolünü sağlamak adına ekstrüzyon parametrelerinin düzenlenmesi, yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi ve ısıl işlem parametrelerinin düzenlenmesidir. Isıl işlem parametrelerinin optimizasyonu, diğer yöntemlere nazaran maliyet konusunda mevcut duruma göre dramatik bir değişim yaşanmaksızın, korozyon davranışının iyileştirilmesi için oldukça etkin bir metottür.

Sunulan çalışmada, 6XXX serisi alüminyum alaşımlarında ısıl işlem süre ve sıcaklıklarının, malzemelerin korozyon davranışları üzerindeki etkisi, otomotiv sektörüne yönelik geliştirilmiş olan ISO 11846 standardınca regüle edilmiş korozyon testi ile belirlenmiştir. Agresif bir ortamda uygulanarak malzemelerin korozyon etkisine karşı tepkisinin hızlandırılmış biçimde belirlendiği bu metod ile; öncelikle korozyon başlangıç ve ilerleme mekanizmaları incelenmiştir. Korozyon etkisine karşı en yüksek dayanım gösteren ısıl işlem parametresinin incelendiği çalışma kapsamında, korozyon sonrası oluşan çatlak oluşumları üzerinden yapılan karşılaştırmalar ile hem akademik literatüre katkı sağlanmış, hem de korozyona karşı dayanım mekanizmaları ortaya koyulmuştur.

### 1. Giriş

Al-Mg-Si alaşımları, Cu ve Zn içeren alüminyum alaşımlarına nazaran genellikle daha yüksek korozyon dirençleri ile ünlüdürler [1]. Proses parametreleri vasıtası ile kontrol edilebilir mikroyapı ve kimyasal bileşime sahip 6xxx serisi alaşımları, mühendislik tasarımları için oldukça kritik bir sınırlayıcı olan korozyon dayanımının üretilen alüminyum alaşımlarına kazandırılabilmesi için olanak sağlamaktadır.

Akademik çalışmalar, 6xxx serisi alaşımlarda, kimyasal kompozisyonun ve mikroyapının korozyon davranışı üzerindeki etkisine yoğunlaşmaktadır. Bu noktada, sunulan çalışma, bütüncül bir yaklaşım ile ekstrüzyon prosesini ele alarak, üretilen profillere korozyon dayanımı kazandırabilmek adına en ekonomik rota olan ısıl işlem parametrelerinin optimizasyonu üzerine yoğunlaşmıştır.

Çalışma kapsamında, korozyon dayanımının belirlenmesi için ISO 11846 standardı temel alınmış, bu standarda uygun olarak hazırlanan çözeltiler, uzun vadeli korozyon davranışının kısa sürede modellenmesi için değerlendirilmiştir [3].

### 2. Deneysel Çalışmalar

Sunulan çalışmada, direkt ekstrüzyon metodu ile üretilen alüminyum profiller farklı sıcaklık ve sürelerde ısıl işleme

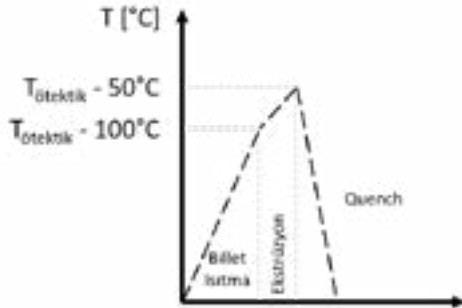
tabi tutulmuşlardır. Çalışmanın ana hedefi olan korozyon davranışının belirlenmesi amacıyla profillere korozyon testi uygulanmış ve test esnasında oluşan korozyon hasarının boyutları malzemenin korozyon davranışına karşı tepkisini yansıtır nitelikte ele alınmıştır.

DeneySEL çalışma rutini, profillerin üretimi için gerekli olan ana hammadde, biletlerin üretimi ile başlamıştır. Bilet üretimi, kimyasal kompozisyonu oluşturacak alüminyum külçeleri ve alaşım elementlerinin ergitme fırınlarına beslenerek sıvı metal elde edilmesi ve sonrasında gerçekleştirilen sıvı metal rafinasyon işlemleri ile devam ettirilmiştir.

Uygun sıvı metal banyosunun elde edilmesinden sonra, kimyasal kompozisyonun belirlenmesi amacıyla numune alınmış ve bilet dökümü Wagstaff marka direkt soğutmalı döküm aparatı ile gerçekleştirilmiştir.

Döküm işlemini takiben biletler, Tötektik-15°C sıcaklıkta 4 saat süre ile homojenize edilerek ekstrüzyona hazır hale getirilmiştir.

Üretilen biletler, ekstrüzyon presine beslenmiş ve Şekil 1'de görülen termal çevrim ile ekstrüze edilmişlerdir. Ekstrüzyon sonrası Çizelge 1'de verilen deneysel tasarım uyarınca yapay yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulan alüminyum profiller sertlik ölçümünü takiben Şekil 2'de görüldüğü üzere numune hazırlama işlemlerine tabi tutulmuşlardır.



Şekil 1 Ekstrüzyon ısıl çevrimi

Numune ekstraksiyonunu takiben, soğuk bakalıte alınan profiller, öncelikle sırasıyla 180, 320, 500, 1200 ve 2400 gritlik zımpara kağıdı ile zımparalanmış; sonrasında ise 9 ve 3 µm'lik SiO<sub>2</sub> süspansiyonu ile parlatılmışlardır.

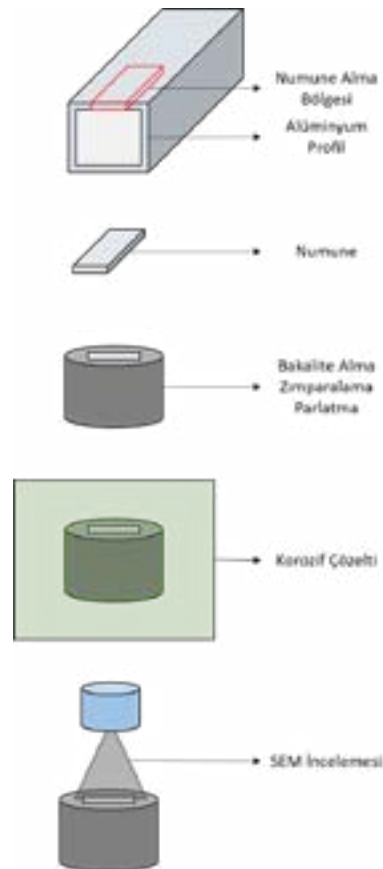
Zımparalanarak parlatılan numuneler ISO 11846 standardı uyarınca hazırlanmış koroziif çözelti içerisine daldırılmış ve 120 dakika boyunca bekletilmiştir. Bekleme işleminin ardından çözeltiden çıkarılan profiller, distile su ile yıkanarak SEM incelemesi için hazır hale getirilmiştir. Zeiss EVO MA 015 marka SEM cihazında gerçekleştirilen incelemeler kapsamında, numune üzerinde koroziif çözelti

etkisi ile oluşan çatlaklar incelenmiş ve en uzun çatlak boyutu araştırılmıştır.

Çizelge 1 Isıl işlem parametreleri

Isıl İşlem Sıcaklığı	Isıl İşlem Süresi
160	4-6-8
180	4-6-8
200	4-6-8

Gerçekleştirilen ısıl işlem denemeleri, en uzun çatlak boyu baz alınarak korozyona karşı dayanım yönünden karşılaştırılmıştır.



Şekil 2 Numune hazırlık işlemlerinin şematik görünümü

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

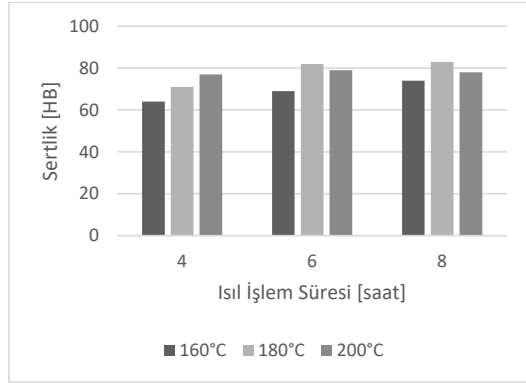
Döküm işlemi kapsamında hazırlanan sıvı metalden alınan numuneler, kokil kalıpta katılaştırılarak, optik emisyon spektrometresinde spektral analize tabi tutulmuştur. Elde edilen analiz sonuçları Çizelge 2’de verilmiştir.

Çizelge 2 Numunenin kimyasal analizi

Fe	Si	Cu	Mn	Mg
0,28	0,47	0,05	0,02	0,46

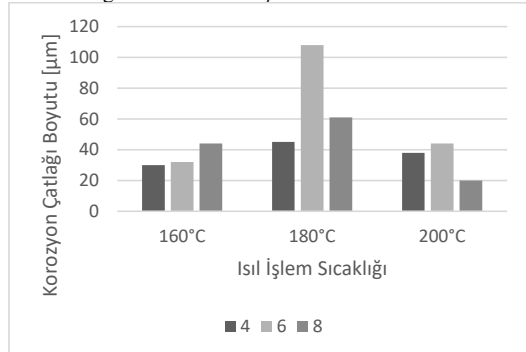
Ekstrüze edilen profiller korozyon testi öncesinde Çizelge 1’de verilen deneysel tasarım uyarınca yapay yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuştur.

Yapay yaşlandırma sonrası elde edilen sertlik değerleri, Şekil 3’te verilmiştir.

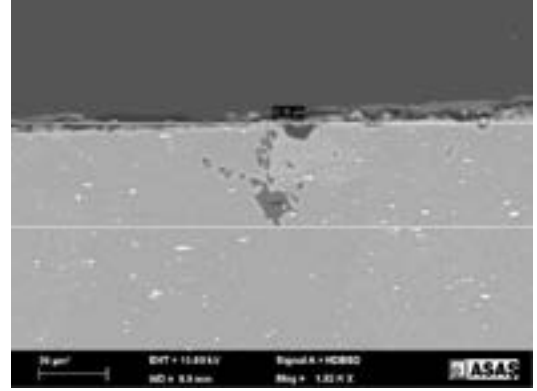


Şekil 3 Isıl işlem sonrası sertlik değerleri

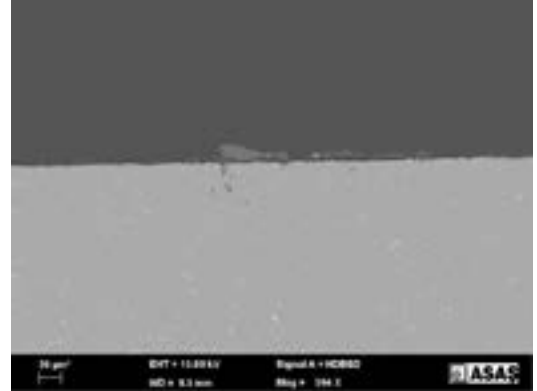
Yapay yaşlandırma sonrası deneysel prosedür uyarınca hazırlanan numuneler, korozyon testine tabi tutulmuş ve ardından SEM analizi ile korozyon testi sonrasında elde edilen çatlak morfolojileri Şekil 5 ile Şekil 13 arasında takip edilebileceği üzere incelenmiştir.



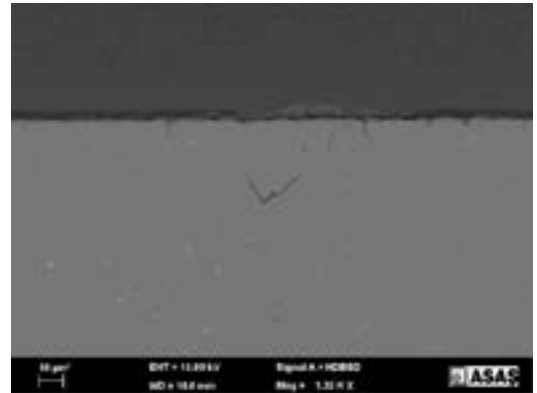
Şekil 4 Korozyon çatlak derinliği



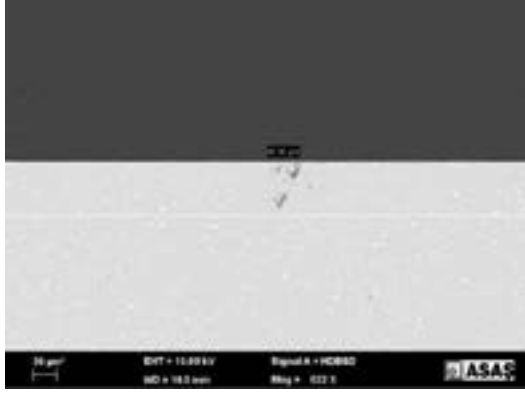
Şekil 5 160°C - 4 saat ısıl işlem görmüş numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



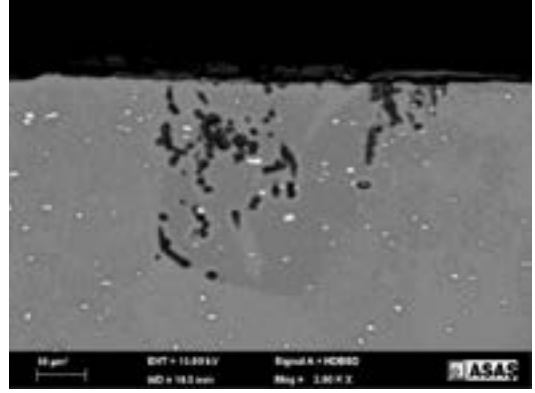
Şekil 6 160°C - 6 saat ısıl işlem görmüş numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



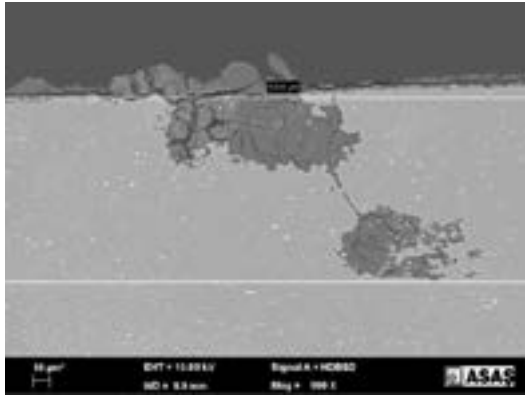
Şekil 7 160°C - 8 saat ısıl işlem görmüş numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



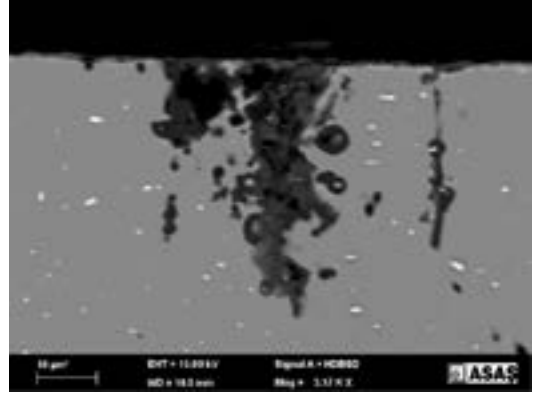
Şekil 8 180°C - 4 saat ısıtılmış numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



Şekil 11 200°C - 4 saat ısıtılmış numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



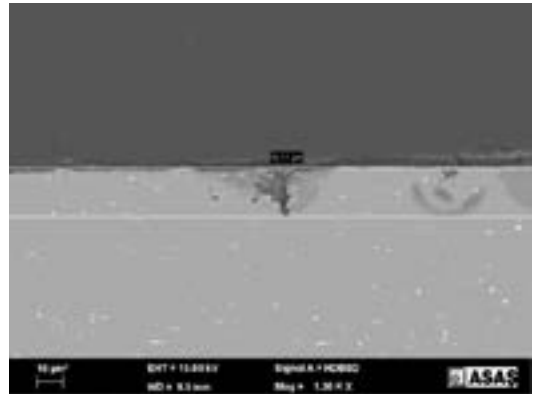
Şekil 9 180°C - 6 saat ısıtılmış numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



Şekil 12 200°C - 6 saat ısıtılmış numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



Şekil 10 180°C - 8 saat ısıtılmış numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı



Şekil 13 200°C - 8 saat ısıtılmış numunelerin korozyon testi sonrası SEM mikrografı

#### 4. Sonuç

Sunulan çalışmada, ekstrüze edilmiş 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının farklı ısıl işlem parametreleri etkisi altında korozyon davranışları incelenmiştir.

Çalışma kapsamında,

- Yapay yaşlandırılmış profillerin sertlikleri üzerinden mekanik mukavemet tayini yapılarak; profillerin sertlik - korozyon ilişkisi belirlenmiştir.
- Artan yapay yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin 6xxx serisi alüminyum alaşımlar üzerinde aşırı yaşlanma davranışını beraberinde getirdiği görülmüştür.
- Aşırı yaşlanmış numunelerin; az ya da pik sertliğe ulaşacak şekilde yaşlandırılmış numunelere nazaran daha yüksek korozyon dayanımı sağladığı görülmüştür.

#### Referanslar

- [1] Liang, Wen Jie, et al. "General aspects related to the corrosion of 6xxx series aluminium alloys: Exploring the influence of Mg/Si ratio and Cu." *Corrosion science* 76 (2013): 119-128.
- [2] Liang, Wen Jie, et al. "General aspects related to the corrosion of 6xxx series aluminium alloys: Exploring the influence of Mg/Si ratio and Cu." *Corrosion science* 76 (2013): 119-128.
- [3] ISO 11846, Corrosion of metals and alloys — Determination of resistance to intergranular corrosion of solution heat-treatable aluminium alloys



# Al-Mg-Si Alaşımlarında Quench - Isıl İşlem Arası Bekleme Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi

## Effects of Delay Time Between Extrusion and Quench on Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloys

Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Tolga DEMİRKIRAN,  
Cem MEHMETALIOĞLU, Serkan ÖZCAN

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Aluminium extrusion is a production methodology that utilizes tailor made dies to shape casted aluminium billets. It is an obligatory to extrude billets with precise control for achieving desired properties on extruded profiles.

Aluminium extrusion industry, commonly uses heat treatable aluminium alloys. Al-Mg-Si alloys are the mainly extruding alloy group on heat treatable alloy family and this alloying group are widely using in different industries such as automotive, railway, aerospace and defence with sufficiently altered production parameters.

Different application areas are demanding specialized conditions from extruded aluminium alloys. Heat treatment parameters are also critical factors similar to extrusion parameters to obtain demanding operating performance characteristics. In presented study, delay time between extrusion and quench, which is a blind spot for extrusion was investigated to determine mechanical characteristics. This tensile test result oriented study also aims to inform researchers about plastically deformation ability and energy absorption capabilities of extruded Al-Mg-Si alloys.

### Özet

Alüminyum ekstrüzyonu, döküm ürünü bir yarı mamul olan biletlerin, kullanıma özgü tasarlanmış kalıplardan akışa zorlandığı bir üretim metodudur. Birçok destekleyici uygulamanın da beraberinde sahne aldığı ekstrüzyon metodunda, istenen mekanik özelliklerin sağlanması kontrollü bir üretim metodolojisi ile mümkün olmaktadır.

Alüminyum ekstrüzyon sektörü, yoğunlukla ısıtılma işlemiyle sertleştirilebilir alaşımların tercih edildiği bir endüstridir. Isıtılma işlemi tabii tutulan ve ekstrüzyona yatkın olan alaşımların başında ise Al-Mg-Si içerikli alaşımlar yer almaktadır. 6XXX serisi olarak da bilinen Al-Mg-Si alaşımları kontrollü bir üretim metodolojisi ile, otomotiv, raylı sistemler, havacılık ve savunma sanayi gibi kritik önem arz eden uygulamalarda sıklıkla tercih edilmektedir.

Çeşitli endüstriler, mekanik özellikler başta gelmekle birlikte, ekstrüzyon ile üretilen Al-Mg-Si alaşımlarından çeşitli isterler beklemektedir. Bu isterlerin sağlanmasında, ekstrüzyon proses parametreleri kadar, ısıtılma işlem parametrelerinin de önemi bulunmaktadır. Sunulan çalışmada, akademik ve ticari literatür tarafından, ısıtılma işlem süre ve sıcaklık parametrelerine nazaran, etkisi göz ardı edilen quench – ısıtılma işlem arası bekleme süresinin, mekanik özellikler üzerinde etkisi incelenmiştir. Çekme testi sonuçlarının temel alındığı çalışmada, malzemelerin maruz kalabileceği plastik şekillendirme uygulamaları altındaki performansı bükme testi, darbe etkisi altındaki verimleri ise basma testleri ile belirlenerek literatüre katkı sağlanmıştır.

### 1. Giriş

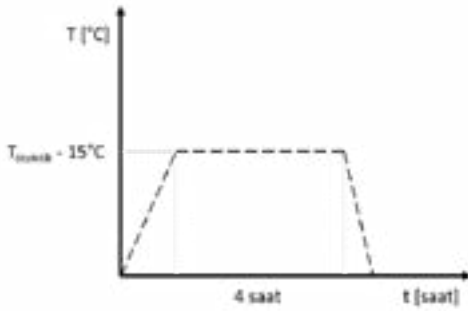
Al-Mg-Si alaşımları, sahip oldukları optimum mukavemet ve özkütle parametreleri ile otomotiv sektörü başta olmak üzere bir çok sektör tarafından sıklıkla tercih edilen bir alaşım grubu olmaktadır [1]. Temelinde sıcaklık yönetimi yapan ekstrüzyon metodunda sıklıkla kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarında artırılmış performans özelliklerinin sağlanması; proses parametrelerinde hassas bir kontrol ile mümkün olmaktadır.

Günümüzde akademik literatür, özellikle ısıtılma işlem süre ve sıcaklıklarının, ekstrüzyon ürünü profillerin mekanik özellikleri üzerine etkisi konularında yoğun çalışma yürütmektedir [1]. Ancak, ekstrüzyon ve ısıtılma işlem arasındaki bekleme süresinin etkisi kısıtlı miktarda çalışmaya konu olmaktadır. Jin ve arkadaşları [2], bekleme süresinin etkilerini sertlik ve çökelti morfolojisi yönünden inceledikleri çalışmaları ile bu alanda önemli bir katkıya imza atmışlardır.

Sunulan çalışmada, akademik literatürün bu noktadaki gelişimine katkı sunularak; bekleme süresinin sadece mekanik özelliklere değil; mekanik özelliklerin yanı sıra plastik şekillendirme ve darbe sönmüleme kabiliyetlerine olan etkisi de deneysel çalışma prosedürü ile belirlenmiştir.

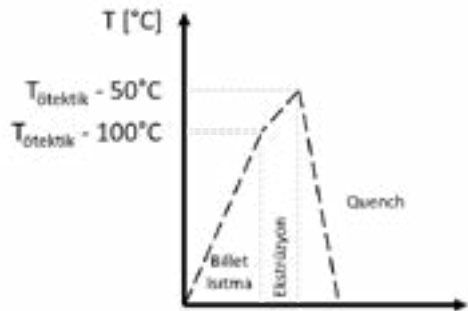
## 2. Deneysel Çalışmalar

Sunulan çalışmada, ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A. Ş. bünyesinde kurulu olan billet dökümhanesinde üretilen ve ana alaşım elementleri bakımından kimyasal bileşimi Çizelge 2’de verilen ara mamül billetler ekstrüde edilmek üzere hazırlanmıştır. Wagstaff marka döküm ekipmanında, direkt soğumalı döküm metodu ile döküm işlemi gerçekleştirilen billetler, takiben Şekil 1’de verilen ısıtma işlemi rotası ile homojenizasyon ısıtma işlemine tabi tutulmuştur.



Şekil 1. Homojenizasyon ısıtma işlemi çevrimi

Homojenizasyon işlemi sonrasında, billetler ekstrüde edilmek üzere SMS Meer marka 2900 metrik ton kurulu güce sahip ekstrüzyon presine aktarılmıştır. Şekil 2’de görülen ısıtma çevrimi uyarınca uygun sıcaklığa ısıtılan billetler, optimize edilmiş bir hız ile ekstrüde edilmişlerdir. Ekstrüzyon sonrası su ve hava karışımı sprey ile quench edilen profiller, Çizelge 1’de yer alan deneysel çalışma planı kapsamında uygun bekleme sürelerinin ardından T5 ısıtma işlemine tabi tutulmuşlardır.



Şekil 2. Ekstrüzyon ısıtma çevrimi

Çizelge 1 Deneysel tasarım

Parametre #	Ekstrüzyon Quench Arası Bekleme Süresi [gün]
1	0
2	1
3	2
4	3
5	4
6	5

Isıtma işlemi tamamlanmış profillerin üzerinden, ekstrüzyon yönüne paralel olacak şekilde çıkarılan çekme çubukları, ISO EN 6892-1 standardına göre çekilerek deneysel tasarımda yer alan koşulların mekanik özellikleri belirlenmiştir.

Üretilen profillerin, plastik şekillendirme kabiliyetlerinin belirlenebilmesi için bükme testi gerçekleştirilmiştir. VDA 238-100 standardına göre gerçekleştirilen bükme testi ile profillerin büküm açıları tayin edilmiştir [3]. Ekstrüde edilmiş profillerden plaka şeklinde çıkarılan numunelerin bükülmesi ile gerçekleştirilen testlerde, elde edilen büküm sonrası geometrinin açısı ölçülerek bükme testi sonuçları tayin edilmiştir.

Ekstrüzyon ile elde edilen profillerin enerji sönmüleme kabiliyetleri, üniversal çekme cihazı kullanılarak gerçekleştirilen basma testi ile belirlenmiştir. 300 mm uzunluğundaki profillerin, 200 mm’sinin 100 mm/dk hız ile basılması ile gerçekleştirilen testler kapsamında; çatlak oluşum mekanizmaları görsel olarak incelenmiş ve enerji sönmüleme kabiliyetleri belirlenmiştir.

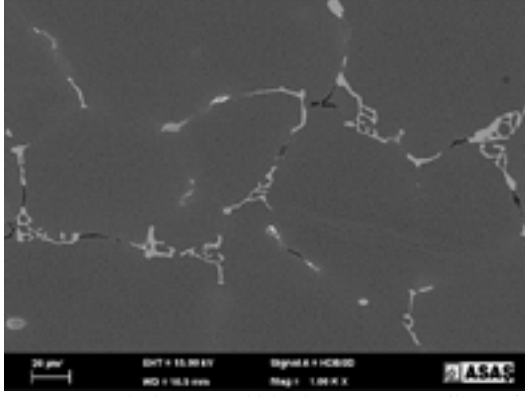
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Döküm işlemi kapsamında hazırlanan sıvı metalden alınan numuneler, kokil kalıpta katılaştırılarak, optik emisyon spektrometresinde spektral analize tabi tutulmuştur. Elde edilen analiz sonuçları Çizelge 2’de verilmiştir.

Çizelge 2 Numunenin kimyasal analizi

Fe	Si	Cu	Mn	Mg
0,28	0,47	0,05	0,02	0,46

Uygun kimyasal kompozisyonda hazırlanan sıvı metal şarjı, direkt soğutmalı döküm metodu ile billet formunda dökülmüştür. Dökülen billetler, makro ve mikro seviyedeki segregasyonların giderilmesi ile uygun faz dönüşümlerinin gerçekleştirilmesi amacıyla homojenizasyon ısıtma işlemine tabi tutulmuşlardır. Homojenizasyon sonrası ısıtma işlem verimi SEM analizleri ile gerçekleştirilmiştir.

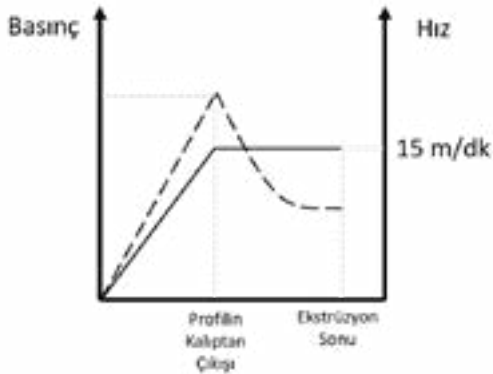


Şekil 3 Homojenizasyon ısısal işlemi sonrası SEM mikrofrafı

Şekil 3'te görülen SEM mikrofrafında, çeşitli faz dönüşümleri takip edilebilmektedir. Bu faz dönüşümlerinden ilki, Fe'ce zengin primer çökelti tanelerinin  $\beta$  tanelerinden  $\alpha$  tane morfolojisine dönüşümüdür. Bir diğer dönüşüm de kaba haldeki  $Mg_2Si$  çökeltilerinin ince ve eş eksenli  $\beta$  tanelerine dönüşümüdür.

Gerçekleşen dönüşümler ile hem daha yüksek ekstrüzyon kabiliyeti hem de ekstrüzyon ve ısısal işlem sonrası elde edilebilecek daha yüksek mekanik mukavemet sağlanmıştır.

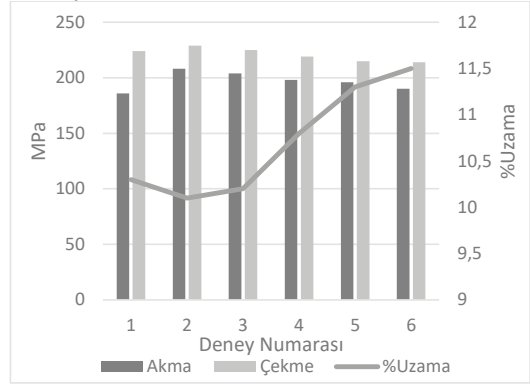
Homojenizasyon işlemi sonrası ekstrüzyona hazır hale gelen biletler, ekstrüzyon presine şarj edilerek ekstrüze edilmişlerdir. Şekil 4'te görülebileceği üzere basınç-zaman grafiği uyarınca gerçekleşen ekstrüzyon prosesi sonrasında, hava-su karışımından oluşan spray quench uygulanarak profiller 80°C/s hız ile soğutulmuşlardır.



Şekil 4 Ekstrüzyon sırasında oluşan basınç zaman grafiği

Elde edilen profiller, Çizelge 1'de verilen deneysel tasarımda belirtildiği üzere farklı sürelerde bekletilerek ısısal işleme tabi tutulmuşlardır. ısısal işlem sonrası profillerin

çekme testi ile belirlenmiş olup; sonuçlar Şekil 5'de verilmiştir.



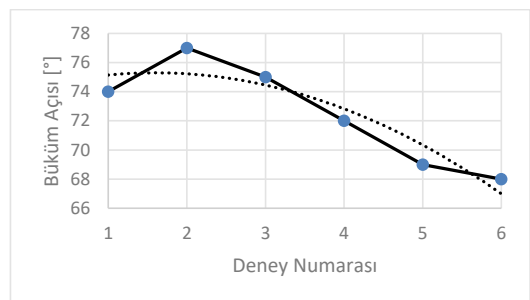
Şekil 5 Profillerin mekanik özellikleri

Mekanik özellikleri belirlenen profillerin; plastik şekillendirme kabiliyetleri, plaka bükme testi ile belirlenmiştir. Yürütülen çalışma kapsamında elde edilen bükülmüş geometrilerin açı ölçümü gerçekleştirilmiş; daha dar iç açılı, daha yüksek şekillendirilebilirlik olarak değerlendirilmiştir.

Çalışmalar kapsamında elde edilen numuneler Şekil 6'da, numunelerin açı ölçüm sonuçları ise Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 6 Bükme testi sonrası numunelerin görünümü



Şekil 7 Bükme testi sonrası iç açılı ölçüm sonuçları

Çekme ve bükme testleri ile mekanik karakterizasyonu gerçekleştirilen profillerin; darbe sönümleme kabiliyetleri ise basma testi ile belirlenmiştir.

Basma testi gerçekleştirilen profiller Şekil 8-Şekil 13 arasında verilmiş olup; test sonuçları görsel karakterizasyon ile değerlendirilmiştir.



Şekil 8 1 numaralı deneysel parametreye ait basma testi numunesinin görünümü



Şekil 9 2 numaralı deneysel parametreye ait basma testi numunesinin görünümü



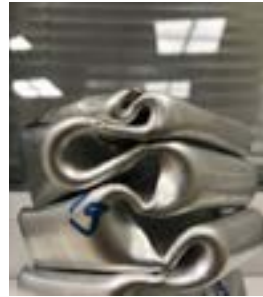
Şekil 10 3 numaralı deneysel parametreye ait basma testi numunesinin görünümü



Şekil 11 4 numaralı deneysel parametreye ait basma testi numunesinin görünümü



Şekil 12 5 numaralı deneysel parametreye ait basma testi numunesinin görünümü



Şekil 13 6 numaralı deneysel parametreye ait basma testi numunesinin görünümü

#### 4. Sonuç

Sunulan çalışmada, ekstrüzyon ile üretilen 6xxx serisi alüminyum profillerin, quench-ısı işlem arasındaki bekleme süresinin etkisi ile mekanik özelliklerindeki değişim incelenmiştir.

Çalışma kapsamında,

- Kısmi olarak doğal yaşlanmanın, hiç doğal yaşlanmamış profillere göre daha yüksek mukavemete ulaşabildiği ancak optimum bekleme süresinin ardından mekanik mukavemette düşüş gözlemlendiği görülmüştür.
- Bekleme süresinin, profillerin plastik şekillendirilebilme kabiliyetleri üzerinde keskin bir etkisi olmadığı gözlemlenmiştir. Yine de gelecek çalışmalarda, daha uzun bekleme sürelerinin etkilerinin incelenmesinde fayda görülebileceği yorumlanmıştır.
- Profillerin enerji sönümleme kabiliyetlerinin, artan bekleme süresi ile iyileştiği görülmüştür. Mukavemet düşüşüne rağmen artan bekleme süresi, ekstrüzyon ürünü profillerin basma testi altında bütünlüğünü korumasına destek sağlamıştır.

**Referanslar**

- [1] Zhong, Hao, Paul Rometsch, and Yuri Estrin. "Effect of alloy composition and heat treatment on mechanical performance of 6xxx aluminum alloys." Transactions of Nonferrous Metals Society of China 24.7 (2014): 2174-2178.
- [2] Jin, Shuoxun, et al. "Influence of natural aging and pre-treatment on the precipitation and age-hardening behavior of Al-1.0 Mg-0.65 Si-0.24 Cu alloy." Journal of Alloys and Compounds 742 (2018): 852-859.
- [3] VDA 238-100, Plate bending test for metallic materials, 12.2010

# Investigation of AlSi7Mg0.3 Aluminium Alloy Microstructure via Vibrational Plaster Mold Casting

## Titreşimli Alçı Kalıp Döküm Yönteminin AlSi7Mg0.3 Alüminyum Alaşımının Mikroyapısına Etkisinin İncelenmesi

Ahmet KABİL<sup>1</sup>, Sezgin YAŞA<sup>1</sup>, Mustafa ÇİĞDEM<sup>1</sup>, Yunus Emre BENKLİ<sup>2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Yıldız Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> Atatürk University, Türkiye

### Abstract

AlSi0,3Mg aluminium alloys were cast under vibration and non-vibration in plaster molds to investigate the vibrational effect on the solidified alloy. Standard sieve analysis equipment was used to perform vibration to the alloy in constant frequency (50 Hz) and amplitude of 1.5 mm. As-cast specimens were examined in terms of microstructure. Primary and eutectic phases were evaluated for both non-vibrational and vibrational plaster mold castings with regards to modification of eutectic phase, and aspect ratios. Microhardness values were measured through the Vickers Hardness Method and were compared for both alloys to obtain the correlation between vibration and hardness.

### 1. Introduction

Aluminum silicon alloys are the most widely used aluminum casting alloys due to their excellent castability, high specific strength, and corrosion resistance. [1-3]. Thanks to the control of the casting structure, it is possible to obtain the desired mechanical properties without the need for costly secondary processes such as heat treatment. Various methods such as rapid cooling, grain refining agents, rheocasting, and vibration are used to obtain the desired fine-grained and homogeneous microstructure. [4, 5].

Another issue to be considered in Al-Si alloys is the morphology of the Al-Si eutectic. This phase, which is formed in a coarse plate-like under normal conditions, evolves into a fine fibrous structure with the help of agents such as Na, Sb, Sr, and increases the mechanical properties. [6]. Factors such as holding time, oxidizing effect encourage the investigation of different methods as well as chemical modifying agents.

The most prominent process as an alternative to chemical modifiers is the application of vibration to liquid metal. It has been proven by studies that vibration applied to liquid metal has different effects such as degassing and fragmentation of dendrites [7]. Vibration waves can be produced using various methods such as mechanical and ultrasonic. These two methods have some advantages and disadvantages [5].

The investment powder is used as a mold material mortar in the precision casting method, which is one of the expendable mold casting methods. This material consists of 25-30% 2CaSO4.H<sub>2</sub>O (gypsum) acting as Binder and 70-75% silica

providing refractoriness. [8]. After the prepared mold is fired, it becomes ready for casting [9].

In Kund's study [10], the effects of vibration applied to A356 alloy at different frequencies in the range of 0-50 Hz on microstructure and mechanical properties were investigated. According to the study, the finest grain and the highest mechanical properties were obtained at the frequency of 30 Hz.

In the study of Mehta et al. [11], vibration at 50 Hz fixed frequency, 0.5, 0.75, and 1.05 mm in different amplitudes was applied to the LM11 alloy and its effects on the microstructure were investigated. It has been noted that with increasing vibration amplitude, faster solidification occurs, therefore the SDAS value is lower. In addition, it has been reported that a decrease in shrinkage gaps is observed with vibration.

In the study of Jiang et al. [12], the effect of vibration frequency on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of A356 alloy was investigated. While the  $\alpha$ -Al phase is evaluated over parameters such as grain size, SDAS, and shape factor, in the evaluation of the eutectic phase, the average length, width, and length/width ratio parameters of Si particles were used. At the end of the study, it was seen that 100 Hz frequency was the optimum value for both microstructural properties and mechanical properties.

In another study [13], when the effect of vibration applied at different frequencies on the microstructure of the A319 alloy was examined, it was shown that increasing vibration frequency transformed the eutectic silica particles from thick and plated structure to thin fiber structure.

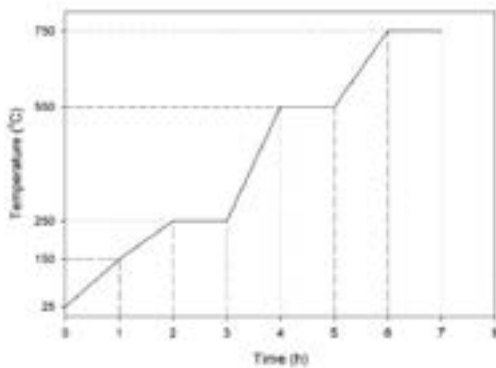
In the study of Taghavi et al. [14], the effects of vibration applied at different times and different frequencies on grain size and density were investigated. It was found that the vibration applied at 50 Hz frequency for 15 minutes reduced the grain size most effectively and gave the highest density value

In this study, plaster molds were prepared and fired. After the molten A356 alloy was filled into the mold, mechanical vibration at a constant frequency of 50 Hz was applied continuously for 25 minutes with an amplitude of 1.5 mm. The properties of the eutectic phase were calculated with the help of measurements made on SEM images. The hardness of the  $\alpha$ -Al phase and the eutectic phase were measured by the micro-Vickers method.



**2. Experimental Procedure**

A cylindrical wax with a length of 80 mm and a diameter of 25 mm is placed in the model. Then, slurry prepared by adding 40% water to Goldex brand investment casting powder was poured into the flask. After the prepared mold was kept for one day, it was dewaxed in an oven at 150 °C. The mold, which was freed from wax, was placed in the electric oven and fired in three steps: 1 hour at 250 °C, 1 hour at 550 °C, and finally 1 hour at 750 °C (Figure 1). The A356 alloy, charged into the furnace simultaneously with the mold, was also melted and ready for casting. The fired mold was removed from the oven and placed in the Octagon 200 brand sieve analyzer, which can apply vibrations of different amplitudes at a fixed frequency of 50 Hz.



**Figure 1. The heating regime of the plaster mould.**

After the slag on the molten aluminum was stripped, it was poured into the mold, and vibration was applied simultaneously. The vibration application was continued uninterruptedly for 25 minutes until the metal solidified completely. After the solidification was completed, the shaking-out was carried out in room temperature water and the samples were obtained as shown in Figure 2.

The cast samples, whose countersunk parts were cleaned, were cut from the base and prepared metallographically for optical microscopy and SEM examinations. In the polishing step, the samples were etched for a long-time using Keller's agent, then examined using Zeiss Evo Ls 10 brand SEM.

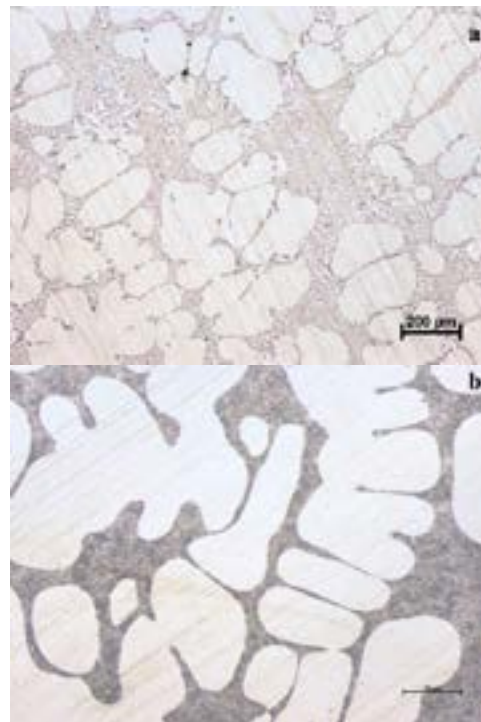
Using the obtained microstructure images, the change in the morphology of the eutectic phase was determined using the eutectic particle area and aspect ratio metrics. The measurements were made using the image analysis program (ImageJ). Finally, the effect of vibration applied for a long time on the mechanical properties of the primary dendrite phase and secondary eutectic phase was tried to be determined by measuring their hardness with the Micro Vickers method.



**Figure 2. As-cast specimen.**

**3. Results and Discussion**

Figure 3 is the optical microscope images of the samples. It is clearly seen that the eutectic particles turn into a much finer and globular structure with the applied vibration.



**Figure 3. Microstructures of vibrated samples.**

SEM analysis was carried out in order to examine the particles in more detail. High magnification on SEM images of the eutectic phase is shown in Figure 4.

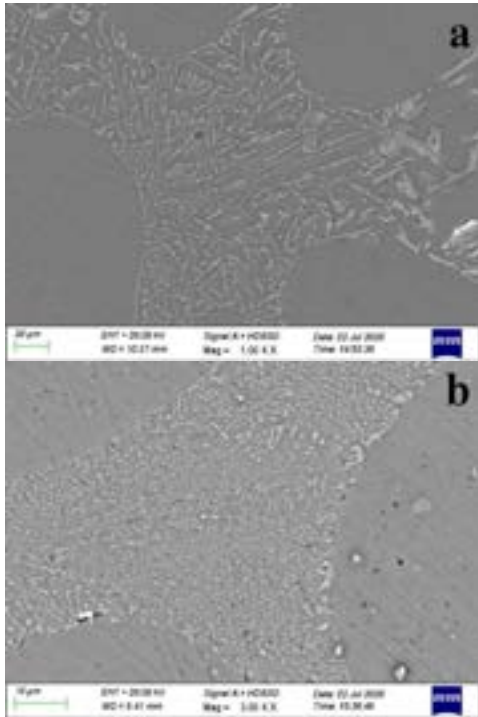


Figure 4. SEM micrographs of the samples.

In the measurements made with the help of the ImageJ program on SEM images, the areas and aspect ratios of eutectic particles were determined. Figure 5 shows the effect of vibration on average particle size.

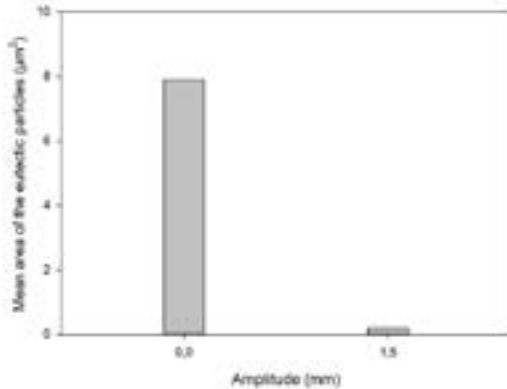


Figure 5. Particles area of the eutectic phase vs. amplitude of vibration.

Mean particle size measurement results show that there is a very large decrease in particle size. Figure 6 shows the aspect ratio measurement results. The decrease in the aspect ratio indicates that the particles changed from a needle-like form to a more spherical form.

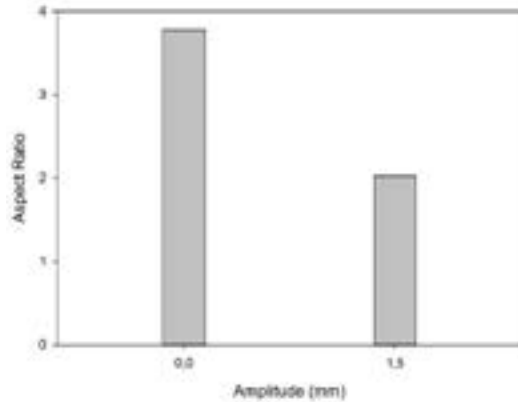


Figure 6. The aspect ratio of eutectic phase vs amplitude of vibration.

In order to determine the effect of this change in the morphology of the phase on the hardness, the hardness of both the primary dendrite phases and the eutectic phase was measured.

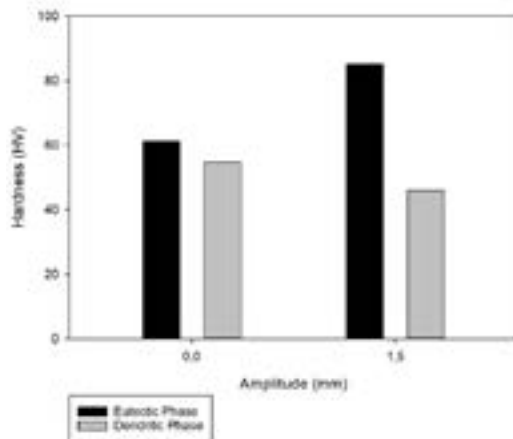


Figure 7. Hardness vs amplitude of vibration.

According to the measurement results in Figure 7, the hardness of the primary dendrite phase decreased slightly, while the hardness of the eutectic phase increased from 60 Vickers to 85 Vickers. The reason for this rise is attributed

to the more homogeneous dispersion of the phase with the fragmentation, shrinkage, and globalization of the particles.

#### 4. Conclusion

- Modification of eutectic particles was achieved by using mechanical vibration.
- It has been determined that the mean areas and aspect ratios of the eutectic particles are reduced by vibration.
- In the hardness measurements, it was determined that the eutectic phase hardness increased by approximately 40%.

#### Acknowledgment

The authors are thankful to BCAST of Yıldız Technical University, and ASSAN Alüminyum.

#### References

- [1] K. Kocatepe and C. F. Burdett, "Effect of low-frequency vibration on macro and microstructures of LM6 alloys," *J. Mater. Sci.*, vol. 35, no. 13, pp. 3327–3335, 2000, DOI: 10.1023/A:1004891809731.
- [2] W. Jiang, Z. Fan, X. Chen, B. Wang, and H. Wu, "Combined effects of mechanical vibration and wall thickness on microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy produced by expendable pattern shell casting," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 619, pp. 228–237, 2014, DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.102.
- [3] M. Marzouk, M. Jain, and S. Shankar, "Effect of Sr-modification on the bendability of cast aluminum alloy A356 using digital image correlation method," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 598, pp. 277–287, 2014, DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.011.
- [4] N. Abu-Dheir, M. Khraisheh, K. Saito, and A. Male, "Silicon morphology modification in the eutectic Al-Si alloy using mechanical mold vibration," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 393, no. 1–2, pp. 109–117, 2005, DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.038.
- [5] R. G. Guan and D. Tie, "A review on grain refinement of aluminum alloys: Progresses, challenges, and prospects," *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 30, no. 5, pp. 409–432, 2017, DOI: 10.1007/s40195-017-0565-8.
- [6] M. Zamani and S. Seifeddine, "Determination of optimum Sr level for eutectic Si modification in Al-Si cast alloys using thermal analysis and tensile properties," *Int. J. Met.*, vol. 10, no. 4, pp. 457–465, 2016, DOI: 10.1007/s40962-016-0032-8.
- [7] V. V. Promakhov, M. G. Khmeleva, I. A. Zhukov, V. V. Platov, A. P. Khrustalyov, and A. B. Vorozhtsov, "Influence of vibration treatment and modification of A356 aluminum alloy on its structure and mechanical properties," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 1, 2019, DOI: 10.3390/met9010087.
- [8] B. Yaman and M. Cigdem, "Effect of particle size variations of gypsum bonded investment powders on metallurgical quality of investment castings," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 23, no. 1, pp. 60–64, 2010, DOI: 10.1179/136404609X12505973099052.
- [9] S. Pattnaik, D. B. Karunakar, and P. K. Jha, "Developments in investment casting process - A review," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, no. 11, pp. 2332–2348, 2012, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.06.003.
- [10] N. K. Kund, "Effect of tilted plate vibration on solidification and microstructural and mechanical properties of semisolid cast and heat-treated A356 Al alloy," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 97, no. 5–8, pp. 1617–1626, 2018, DOI: 10.1007/s00170-018-2063-1.
- [11] M. C. Mehta, D. Mandal, and S. K. Chaudhury, "Effects of Amplitude of Die Vibration on Cast Structure of Al4.5Cu Alloy," *Int. J. Met.*, vol. 13, no. 2, pp. 438–449, 2019, DOI: 10.1007/s40962-018-0271-y.
- [12] W. Jiang, X. Chen, B. Wang, Z. Fan, and H. Wu, "Effects of vibration frequency on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of A356 aluminum alloy obtained by expendable pattern shell casting," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 83, no. 1–4, pp. 167–175, 2016, DOI: 10.1007/s00170-015-7586-0.
- [13] S. Kumar and S. P. Tewari, "Effect of mold oscillation on the metallurgical characterization and mechanical properties of A319 aluminum alloy casting," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 31, no. 1, pp. 1–6, 2018, DOI: 10.1080/13640461.2017.1333220.
- [14] F. Taghavi, H. Saghafian, and Y. H. K. Kharrazi, "Study on the effect of prolonged mechanical vibration on the grain refinement and density of A356 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 30, no. 5, pp. 1604–1611, 2009, DOI: 10.1016/j.matdes.2008.07.032.

# EN AW 2014 Alüminyum Alaşımının Termodinamik Modelleme Yazılımı ile Isıl İşlem Özelliklerinin ve Nihai Yapısının Modellenmesi

## Modeling the Heat Treatment Properties and Final Structure of EN AW 2014 Aluminum Alloy With Thermodynamic Modeling Software

Gülben KARAARSLAN, Tanju ÇELİKER, Harun USLU

ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Easy recycling, high strength / weight ratio and formability, aluminum alloys are widely used in engineering applications. The desired properties of the material can be controlled by heat treatment and modifications to the composition. However, this method cause either or material and time loss. Package programs can be used to predict material properties, especially in cases where fast results are desired. Providing foresight in material properties, heat treatment and characterization solutions save time and materials provide information about the properties of the material planned to be produced.

In the study, analyzes were made with thermodynamic modeling software (JMatPro) for EN AW 2014 aluminum alloy and the analysis results were compared with the real data. The heat treatment trials and hardness properties to be carried out on the material have been compared with the simulation results. As a result of the study, material modeling results and deviation values were determined and microstructure studies were carried out.

### Özet

Kolay geri dönüşümü, yüksek mukavemet/ağırlık oranı ve şekillendirilebilirlik özelliği ile alüminyum alaşımları özellikle mühendislik uygulamalarında yaygın kullanılmaktadır. Malzemeden istenen özellikler, ısıl işlem ve kompozisyonda yapılacak olan modifikasyonlar ile kontrol edilebilmektedir. Ancak bu yöntem hem malzeme hem de zaman kaybına yol açmaktadır. Özellikle hızlı sonuç alınması istenen durumlarda malzeme özelliklerinin öngörülmesi için paket programlara başvurulabilmektedir. Malzeme özellikleri, ısıl işlem ve karakterizasyon çözümlerinde öngörü sağlanması zaman ve malzeme tasarrufu sağlamak ve üretilmesi planlanan malzeme özellikleri hakkında bilgi verebilmektedir.

Çalışmada, EN AW 2014 alüminyum alaşımı için termodinamik modelleme yazılımı (JMatPro) ile analizler yapılmış ve analiz sonuçları gerçek veriler ile karşılaştırılmıştır. Malzemede gerçekleştirilecek ısıl işlem denemeleri ve sertlik özellikleri simülasyon sonuçları ile kıyaslanmıştır. Yapılan çalışma sonucunda malzeme modelleme sonuçları ve sapma değerleri belirlenmiş ve mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

### 1. Giriş

Mukavemet/ağırlık oranının yüksek olması sebebiyle alüminyum alaşımları özellikle havacılık ve otomotiv sektöründe yaygın kullanılmaktadır. Malzeme özelliklerinin belirlenebilir ve geliştirilebilir olması da kullanımını gün geçtikçe arttırmaktadır. Bakır esashi alüminyum alaşımları özellikle yüksek mukavemet istenen durumlarda kullanılırken ısıl işlem ile özellikleri geliştirilebilmektedir. [1,2,3]. Isıl işlem uygulamaları çözültüye alma, soğutma ve suni yaşlandırma şeklinde yapılmaktadır. Bu aşamalarda ilgili sıcaklık, süre, soğutma ortamı gibi parametrelerde yapılacak olan değişiklikler ile çökelti boyutu ve istenen özellikler ayarlanabilmektedir [4].

Alüminyum alaşımlarına uygun alaşım ve çökelti varlığında ısıl işlem uygulanarak belirli mukavemet özellikleri kazandırılabilir. Bakır, magnezyum ve silisyum içeren EN AW 2014 alüminyum alaşımı tane inceltme ve çökeltme sertleşmesi mekanizmalarıyla önemli ölçüde iyileştirilebilmektedir [1,5]. Malzeme üzerindeki bu değişimler deneme yanılma yöntemlerinin yanı sıra termodinamik modelleme yapabilen programlar ve girilen veriler üzerinden de öngörülebilmektedir. Bu durum hem malzeme hem de zaman açısından kazanç sağlamaktadır.

JMatPro, CALPHAD metodolojisine dayalı, termodinamik datasetlerini barındıran hesaplamalı malzeme mühendisliği yazılım çözümüdür. Barındırdığı son derece hassas denklem setleri sayesinde, kullanıcıların farklı türdeki alaşımları için girdikleri verilere dayalı olarak hesaplama yapabilmektedir

[6]. Bu hesaplamaları sıcaklık ve alaşım kompozisyon verilerine dayanarak saniyeler içerisinde sonuç ve grafikler şeklinde verebilmektedir.

Bu çalışmada ideal çözeltiye alma sıcaklığı olan 500-510 °C olan EN AW 2014 alaşımına ait elde edilen termodinamik hesaplama programı çıktısı grafik ve hesaplatılan datalar üzerinden ısı işlem denemeleri gerçekleştirilmiştir. Oluşturulan reçete verisi gerçek sonuçlar ile karşılaştırılmıştır. Malzemeye ait sıcaklık-zaman-soğutma parametreleri belirlenmiştir. Malzeme üzerinde sertlik ölçümü ve mikroyapı inceleme çalışmaları yapılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışmada, ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş.'de ekstrüzyon yöntemi ile üretilen 21 mm çaplı EN AW 2014 alaşımı dolu profiller kullanılmıştır. Numuneye ait ölçüm ve görseller Şekil 1'de verilmiştir.



Şekil 1. Numune geometrisi

Numunenin kimyasal kompozisyon analizi FOUNDRY MASTER optik emisyon spektrometresinde belirlenmiştir. Ölçüm sonucu kompozisyon değerleri, Çizelge 1'de verilmiştir.

Çizelge 1. EN AW 2014 alaşımı kimyasal kompozisyonu (% ağı.)

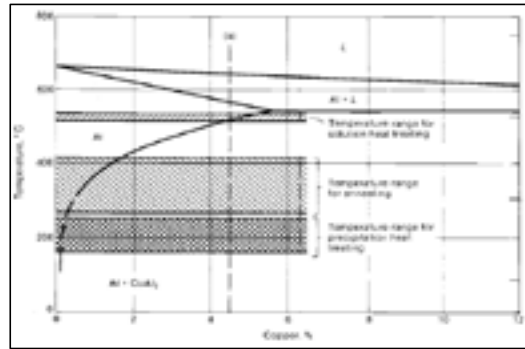
Al	Si	Fe	Cu
Kalan	0,968	0,228	4,675
Mn	Mg	Zn	Cr
0,525	0,779	0,033	0,01

Malzeme kimyasal kompozisyon sonuçları termodinamik hesaplama programı girdisi olarak kullanılmaktadır. Elde edilen sonuçlar ile JMatPro termodinamik hesaplama programında ısı işlem denemeleri gerçekleştirilmiş ve grafikler analiz edilmiştir. Elde edilen reçete değerleri ve literatür bilgileri karşılaştırılmıştır. Malzemeye 500 °C de çözeltiye alma işlemi sonrası iki farklı ortamda soğutma yapılmış ve ardından 180 °C yaşlandırma ısı işlemi gerçekleştirilmiştir. Sıcaklık-zaman parametreleri alınan grafikler üzerinden belirlenmiş ve gerçek ortamda denemeleri yapılmıştır. Denemelerde laboratuvarında bulunan LINN VMK-135 marka ısı işlem fırını

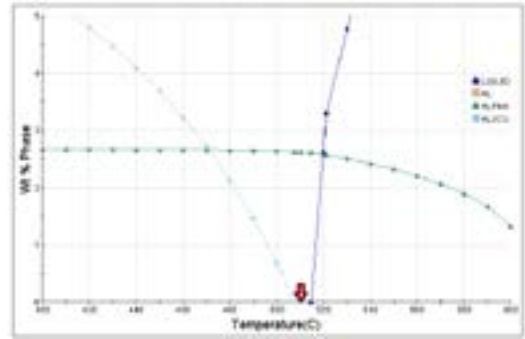
kullanılmıştır. Numunelerin mikroyapı incelemeleri NIKON ECLİPSE-L150 marka ışık mikroskopunda yapılmış, sertlik ölçümlerinde AFFRI-206EX sertlik ölçüm cihazı ile 10HB yük uygulanarak ölçümler yapılmıştır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Çalışmada kompozisyonu verilen alaşım için termodinamik modelleme yazılımı ile hesaplamalar gerçekleştirilmiştir. Analizlerin doğruluğunun kontrol edilmesi amacıyla literatürdeki faz diyagramları incelenmiştir (Şekil 2). Elde edilen veriler doğrultusunda alaşıma özel olarak sıcaklık-% faz değişimi grafikleri çizilmiştir (Şekil 3) ve ısı işlem sırasında oluşacak olan fazlar için kontroller sağlanmıştır.



Şekil 2. 2xxx serisi alaşıma ait ikili faz diyagramı [7]

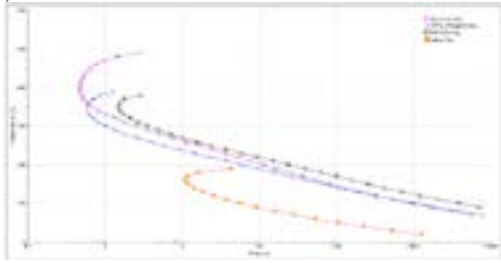


Şekil 3. Alaşıma ait sıcaklık-% ağırlıkça faz miktarı

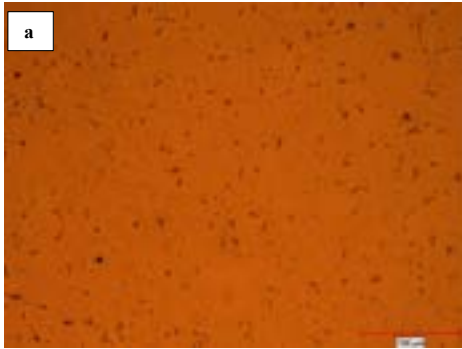
Şekil 3 incelendiğinde grafik üzerinden alaşım için yaklaşık 515 °C aralığında sıvı fazın oluşmaya başladığı görülmektedir. Çözeltiye alma koşulları belirlenirken göz önüne alınan bu durum ile birlikte literatür verileri sonucunda çözeltiye alma işlemi için 507-515 °C'nin yeterli sıcaklık olacağı belirlenmiştir. Bu durumda malzemenin boyutu göz önüne alınarak ısınma ve bekleme süresi belirlenmiş ve çözeltiye alma reçetesi oluşturulmuştur. Malzeme kompozisyonunda ilave alaşım elementlerinin varlığı solvüs eğrisini etkilemektedir. Oluşabilecek sıvı



fazların grafikten okunması ve sıcaklık seçiminde göz önünde bulundurulması gerekmektedir. Malzemenin soğutma hızına bağlı olarak sertlik ve mikroyapısal özellikleri değişiklik göstermektedir. Çökelmeye karşı duyarlı olan bu alaşım için malzemenin soğuma ve ısı işlem durumu istenen malzeme özelliklerinin belirlenmesinde doğrudan etkilidir. Bu durumda malzemeye ait TTT (Time-Temperature-Transformation) diyagramları incelenmeli ve soğuma hızı-çökelti ilişkisi belirlenmelidir. Burada özellikle malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerinin belirlenmesinde önemli rol alan çökeltilerin türü ve oluşum mekanizması doğru yorumlanmalıdır (Şekil 4).



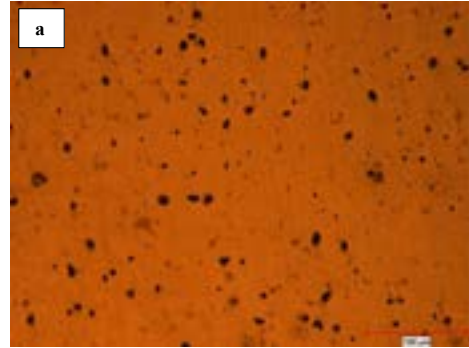
Şekil 4. Alaşıma ait JmatPro ile çizilen TTT diyagramı ve soğutma hızında oluşacak fazların öngörüsü



Şekil 5. Su ve hava ile soğutmaya ait çözeltiye alma işlemi sonrası mikroyapıları (a-b).

Elde edilen soğutma hızı parametreleri ve kompozisyon verileri malzemenin nihai halde elde edileceği özelliklerinin oluşmasında doğrudan etkili olmaktadır. Hızlı soğuma çökeltilerin kabalaşmasını engellemekte ve yapıya dağılmış olan çökeltiler için çökeltme sertleşmesi mekanizmasını sağlamaktadır.

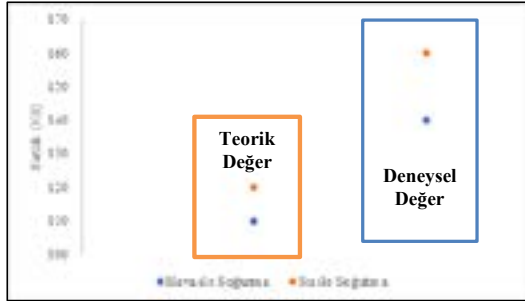
Malzemenin çözeltiye alma işlemi sonrasında soğuma süresi uzadığında yapıda çözünmüş olan çökeltilerin dağılması ve yapı içerisinde kabalaşma meydana gelebilmektedir. Yapıda sıcaklık etkisiyle çökeltiler malzeme içerisinde çözünmektedir. Çözünen çökeltilerin yapıda homojen dağılım sağlanmasının ardından aşırı doymuş olan çözelti kararsız haldedir. Soğuma ile birlikte çökelti fazının oluşumu engellenmektedir. Malzemenin içerisinde yavaş veya hızlı soğutmaya bağlı, çökeltiler malzeme sertliğini doğrudan etkilemektedir. Şekil 5' te çözeltiye alınmış malzemeye ait su ve hava ile soğutulan malzemelerin mikroyapıları verilmiştir. Bu yapılar incelendiğinde su (Şekil 5-a) ile daha hızlı soğuma sonucu hava ile soğumaya (Şekil 5-b) göre daha ince ve homojen çökeltilerin var olduğu görülmüştür. Malzemeler için ardından yapılan yaşlandırma işlemi sonrasında nihai sertlik sonuçları elde edilmiştir. Bu sonuçlar nihai olarak elde edilen yapı ve soğutma sırasındaki hızla bağlı olarak değişmiştir (Şekil 6).



Şekil 6. Su ve hava ile soğutma ardından yapılan çözeltiye alma+yaşlandırma işlemi sonrası mikroyapıları (a-b).



Çözeltiye alma işleminde soğuma hızının sertlik üzerine etkisini incelemek için yapılan simülasyonda su ve havada elde edilen gerçek soğuma hızı verileri simülasyon datalarına girilmiştir. Burada malzemenin teorik değerleri üzerinden elde edilen sertlik değerleri ve deneysel ısı işlem sonucunda elde edilen sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Sonuçların birbiri ile %25-30 mertebesinde bir fark oluşturduğu görülmüştür (Şekil 7). Teorik deneyler ve gerçek değerler arasında oluşan bu fark her iki koşulda da benzer olup, hesaplamalar ile gerçek değerler arasında sonuçlar üzerinden bir öngörü sağlanmaktadır. Su ile soğutma sonrası hava ile soğutmaya göre daha yüksek sertlik değerlerinin elde edilme sebebi, hızlı soğuma sırasında malzemede yapıya dağılan çökeltilerin çözeltiye alma ile yapıda doygun hale getirmesi ve ardından yapılan yaşlandırma ile kararlı çökeltilerin oluşması temeline dayanmaktadır. Hava ile soğutma su ile soğutmaya göre daha yavaş sağlandığı için çökeltiler kabalaşmaya başlayacak ve ardından yapılan yaşlandırma işlemi ile birlikte istenen değerler sağlanamayacaktır. Yapılan bu testler farklı alaşım ve denemelerle tekrarlanarak veya test süresi uzatılarak yapılacak olan bir metodoloji sonucunda gerçek değerler hakkında daha yakın öngörü sonuçları elde edilebilecektir.



Şekil 7. Gerçek ve hesaplanan malzeme sertlik karşılaştırılması

#### 4. Sonuç

Yapılan çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Termodinamik hesaplama yazılımları malzemenin girilen kimyasal kompozisyon değerleri üzerinden belirli bir metodoloji ile analizi sonucu hızlı ve gerçeğe yakın sonuçlar alınmasını sağlamaktadır.
- Malzemenin hızlı veya yavaş soğuması sonucu elde edilecek malzeme sertlik ve mukavemet değeri gibi farklılıkların ön görüşü denemeleri gerçekleştirilmeden hızlı olarak elde edilebilmektedir.
- Farklı soğuma hızlarına göre yapılan deneyler ve yapılan hesaplamaların birbiri ile tutarlı olduğu ve bu sonuçların öngörü yapmak için kullanılmasının doğru olacağı görülmüştür.
- Malzemede elde edilen benzer sertlik farkı sonuçları özelliğin öngörüsünü sağlamada kullanılabilir.

#### Referanslar

- [1] Durmuş, H. K., Ahmet, Okur., & Meriç, C. AA 2014 ve AA 2024 Alüminyum Alaşımlarında Soğutma Koşullarının Sertliğe Etkisinin İncelenmesi. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 9(1), 9-13.
- [2] Kadaganchi, R., Gankidi, M. R., & Gokhale, H. (2015). Optimization of process parameters of aluminum alloy AA 2014-T6 friction stir welds by response surface methodology. *Defence Technology*, 11(3), 209-219.
- [3] Senkova, S. V., Senkov, O. N., & Miracle, D. B. Cryogenic and Elevated Temperature Strengths of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Modified with Sc and Zr. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(12) (2006), 3569-3575.
- [4] Bhaumik, S., Paleu, V., Chowdhury, D., Paleu, C. C., & Datta, S. (2020). Effect of microstructure on wear behaviour of aluminium 2014 (Al2014). In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. 724, No. 1,012061). IOP Publishing.
- [5] N. Chobaut, D. Carron, & J. M. Drezet, Characterisation of Precipitation upon Cooling of an AA2618 Al-Cu-Mg Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 654 (2016) 56-62.
- [6] <https://www.jmatpro-tr.com/> (03.05.2021, 15.00).
- [7] Heat Treating of Aluminum Alloys, *ASM Handbook Volume 4-Heat Treating*, 841-879.

# Sıcak ve Soğuk Şekillendirme Yöntemi ile Üretilen Alüminyum Alaşımı Profillerin Sertlik ve Mikroyapı İncelemeleri

## Hardness and Microstructure Investigations of Aluminum Alloy Profiles Produced with Hot and Cold Forming Method

Harun USLU, Tanju ÇELİKER, Gülben KARAARSLAN

ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Aluminum and aluminum alloys are more and more widely used day by day due to their high formability and strength values, as well as their relatively low density. In addition, the combination of different production methods and/or the ability of aluminum alloys to develop microstructural and strength properties with additional process steps such as heat treatment increases the usage area. In this study, the microstructural and mechanical properties of pipe profile products with the same geometry obtained by two different methods from EN AW 6060 aluminum alloy were interpreted comparatively.

### Özet

Alüminyum ve alüminyum alaşımları yüksek şekillendirilebilirlik ve mukavemet değerlerinin yanında nispeten daha düşük özkütleyle sahip olması sebebi ile gün geçtikçe daha yaygın olarak kullanım alanı bulmaktadır. Bunun yanında alüminyum alaşımlarının farklı üretim yöntemlerinin kombinasyonu ve/veya ısıtma işlemi gibi ek proses adımları ile mikroyapısal ve mukavemet özellikleri geliştirilmesine katkı sağlanması kullanım alanını arttırmaktadır. Buradan hareketle gerçekleştirilen çalışmada EN AW 6060 alüminyum alaşımından farklı iki yöntem ile elde edilen aynı geometriye sahip boru profil ürünlerinin mikroyapısal ve mekanik özellikleri karşılaştırmalı olarak yorumlanmıştır.

### 1. Giriş

Özellikle otomotiv sektörü başta olmak üzere havacılık ve savunma sanayilerinde hem gaz emisyonlarının azaltılması hem de enerji maliyetlerinin düşürülmesi kapsamında daha hafif malzeme kullanımına olan ihtiyaç, çelik olarak kullanılan çoğu ürün için ilgiyi farklı malzemelere çevrilmesine yol açmaktadır. yoğunluğunun düşük olmasının yanında mekanik özellikler olarak çelik

özellikleri ile benzer değerlere çıkabildiğinden, son yıllarda bu trendler alüminyum ve alüminyum alaşımlarına olan talebi arttırmaktadır. Bu kapsamda alüminyum alaşımı malzemelerin farklı üretim ve ısıtma işlem varyasyonları ile mekanik özelliklerinin optimum seviyesinin artırılması kapsamında birçok çalışma yapılmaktadır [1,2,3].

Konvensiyonel işlemler ile seri üretime uygunluk, düşük malzeme kaybı, daha stabil geometrik ölçüler, iyi yüzey kalitesi, daha iyi tane yapısı ve yüksek mukavemet özellikleri ile bu kapsamda alüminyum soğuk şekil verme ve sıcak ekstrüzyon yöntemlerine olan ilgi artmaktadır.

Soğuk şekil verme işlemi yüksek eşmerkezlilik ve dar tolerans gerektiren ve yüksek mukavemet beklenen ürünlerin üretilmesinde sıklıkla kullanılmaktadır. Ancak bu yöntem daha boru ve benzeri simetrik ve nispeten daha basit geometrilerin üretimine oldukça elverişli olmasına rağmen, daha karmaşık geometriye sahip ürünlerde proses adımlarının artması ve şekil kararlılığında yaşanan diğer dezavantajlar sebebi ile üretim maliyetleri ve proses süreleri de oldukça yüksek olmaktadır. Bunun yanında sıcak ekstrüzyon yöntemi ise seri şartlarda üretime oldukça elverişli olması ve karmaşık geometrilerde ürün üretimine katkı sağlanması sebebi ile tercih edilen yöntemlerden bir tanesidir [3,4,5].

Soğuk şekil verme prosesi ile üretilen ürünlerde mekanik özelliklerin belirlenmesinde esas mekanizma pekleşme (deformasyon sertleşmesi) iken, sıcak ekstrüzyon yönteminde ise çökelti sertleşmesi ile mukavemet elde sağlanmaktadır [1].

Bu çalışmada soğuk şekil verme ve sıcak ekstrüzyon yöntemi kullanılarak elde edilen aynı geometriye sahip iki ürünün mekanik özellikler ve mikroyapısal olarak karşılaştırılması yorumlanmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Gerçekleştirilen deneysel çalışma kapsamında ONAT Alüminyum San. Tic. A.Ş. bünyesinde döküm ve homojenizasyon işlemi yapılmış EN AW 6060 alüminyum alaşımına sahip aynı hammaddeden (i) sıcak ekstrüzyon ve (ii) soğuk şekil verme yöntemleri ile üretilen boru profilleri mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır.

Her iki proseste kullanılan hammaddede silindirik ingot alüminyum alaşımı malzemedir. Her iki varyasyon için kullanılan hammaddelerden Foundry Master marka optik emisyon spektrometresi ile beşer adet yapılan ölçümler EN573-3 alüminyum ve alüminyum alaşımları kimyasal kompozisyonları standardına göre değerlendirilmiştir [6].

Sıcak ekstrüzyon ile endüstriyel olarak standart yöntem kullanılarak alüminyum profil üretimi gerçekleştirilmiş olup, soğuk şekil verme işlemi için ise aynı ölçülerde ürün eldesi amacı ile tasarlanmış bir kalıp, içi mekanik işlem ile boşaltılmış silindirik hammaddede ile hidrolik bir pres yardımı ile soğuk şekil verme işlemi gerçekleştirilmiştir.

Üretim proseslerini takiben bu her iki varyasyona ait numuneler, Linn VKM-135 marka laboratuvar tipi ısıtma işlem fırınında aynı anda suni yaşlandırma ısıtma işlemine tabii tutulmuştur (180°C). Geçirdikleri prosesler sonucunda nihai koşullarına sahip olan numunelerde mikrosertlik testi ve mikroyapısal inceleme uygulanmış ve karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir. Sertlik değerleri EN755-2 alüminyum ve alüminyum alaşımları mekanik özellikleri standardına göre değerlendirilmiştir [7].

Isıtma işlem sonrası numunelerin Affri 206EX sertlik cihazı ile her varyasyona ait üçer numuneden beşer ölçüm sonuçlarının ortalaması alınarak mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir (62,5kg yük, 2,5 HBW). Mikro yapısal inceleme için sırası ile 60, 240, 600, 1200µm zımparalama ve 1µm parlatma adımlarını takiben colloidal silika ile nihai parlatma işlemi uygulanmıştır. İnceleme amacı ile yüzey mikro dağılayıcısı olarak %0,5'lik HF çözeltisi ile 15sn. dağlama işlemi uygulanmıştır. İnceleme işlemi ise Nikon Eclipse L150 marka optik ışık mikroskobu ile gerçekleştirilmiştir.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Bu çalışmada her iki üretim varyasyonu için kullanılan hammaddede aynı döküm lotundan seçilmiştir. Bu silindirik ingot hammaddelerden hem (i) soğuk şekil verme hem de (ii) sıcak ekstrüzyon için kullanılan numunelerin kimyasal kompozisyon sonuçları Çizelge 1.'de sunulmuştur. Yapılan analizler incelendiğinde, sonuçların EN 753-3 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları Kimyasal Kompozisyonu Standardı'na uygun ve belirtilen spektler aralığında olduğu belirlenmiştir. Ayrıca seçilen her iki hammaddede içinde spektral analiz sonuçlarının benzer olduğu gözlemlenmiş olup,

deneysel çalışmalarda benzer hammaddede kullanıldığı teyit edilmiştir.

**Çizelge 1.** Numunelere ait kimyasal kompozisyon (%ağ.).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
min.	0,3	0,1	0	0	0,35	0	0	
max.	0,6	0,3	0,1	0,1	0,6	0,15	0,05	kalan
i	0,443	0,247	0,032	0,021	0,371	0,123	0,003	kalan
ii	0,446	0,241	0,03	0,026	0,364	0,122	0,003	kalan

Analizi verilen hammaddelerden, soğuk şekil verme ve sıcak ekstrüzyon olmak üzere iki farklı üretim yöntemi ile üretilmiş ve takiben suni yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere ait sertlik ölçüm sonuçları Çizelge 2.'de verilmiştir. Bu sertlik tablosunda ısıtma uygulanmadan önceki sertlik değerleri karşılaştırıldığında, benzer hammaddeden soğuk şekil verme işlemi ile elde edilen sertliğinin, sıcak ekstrüzyon ile elde edilen değerlerden daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Bu uygulanan prosesler bu tarz bir uygulamada beklenen bir sonuç olup, soğuk işlem sırasında oluşan pekleşme etkisinin, sıcak ekstrüzyonda sıcaklık-deformasyon etkisinden daha yüksek olduğu söylenebilir. Bu fark üzerinde sıcaklık kaynaklı malzeme tane yapısında oluşan dislokasyon sıralanması ve muhtemel toparlanma mekanizmalarının etkisi olabileceği söylenebilir.

Üretim proseslerini takiben aynı sürede ve tek seferde 180°C sıcaklıkta uygulanan suni yaşlandırma sonrası elde edilen sertlik değerleri Çizelge 2.'de sunulmuştur. Bu veriler incelendiğinde soğuk şekil verme ile üretilmiş numune sertlik değerlerinde, sıcak ekstrüzyon ile üretilenlere kıyasla daha düşük bir artış olduğu gözlemlenmiştir. Yine üretim prosesleri karakteristikleri gereği bu beklenen bir sonuçtur.

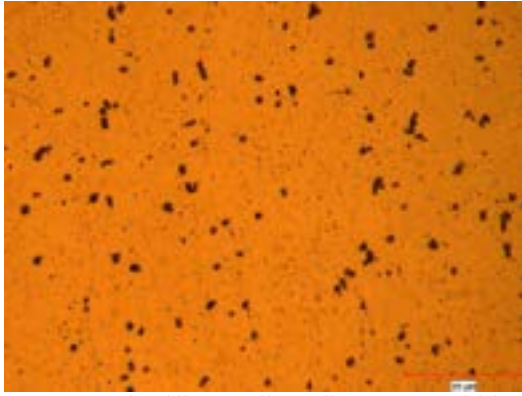
**Çizelge 2.** Numunelere ait mikro sertlik değerleri.

Proses	Sertlik (Ortalama)		Std. Sapma	Birim
	İsıtma İşlem - Öncesi	İsıtma İşlem - Sonrası		
Soğuk Şekil Verme	İsıtma İşlem - Öncesi	68	0,8	HB
	İsıtma İşlem - Sonrası	81	1,1	HB
Sıcak Ekstrüzyon	İsıtma İşlem - Öncesi	52	1,0	HB
	İsıtma İşlem - Sonrası	86	0,9	HB

Yüksek deformasyon ve buna bağlı olarak yapıda yüksek oranda dislokasyon yoğunluğu, mevcuttur. Bu etken sebebiyle, rekristalizasyon için yapıda daha yüksek oranda çekirdeklenme bölgesi olduğu sonucu çıkarılabilir. Suni yaşlandırma sürecinde yapı daha hızlı bir şekilde rekristalizasyona uğrar ve takiben tane kabalasma süreci daha erken gelişir. Dolayısıyla ile aynı suni yaşlandırma süresinde sertliğin, sıcak ekstrüzyon numunesine göre daha yavaş artması ve/veya belirli bir süre sonrası düşüşe

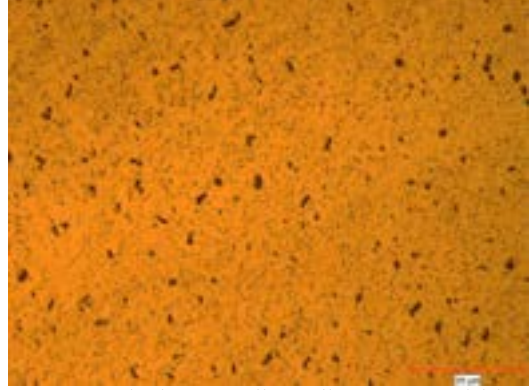
geçmesi beklenebilir. Soğuk şekil verme prosesinde deformasyon ile sertleşme mekanizması ve takiben suni yaşlandırma uygulandığında rekristalizasyon ve olası tane kabalaşması mekanizmasının daha etkin rol oynadığı söylenebilir.

Sıcak ekstrüzyon ile üretilen numunelerde ise ekstrüzyon sırasında uygulanan proses sıcaklıkları sayesinde yapı çözeltiye alma mekanizmasına daha yatkındır. Böylelikle daha homojen bir yapı eldesi söz konusu olabilir. Sonrasında uygulanan suni yaşlandırma işleminde ise çözeltiye alınan alaşım elementleri, EN AW 6060 için özellikle Mg ve Si ihtiva eden çökeltilerin sertleşme mekanizmasının daha etkin rol oynadığı söylenebilir. Bu sebeple sıcak ekstrüzyon ile üretilen numunelerde suni yaşlandırma sırasında aynı süre içerisinde daha uzun aralıkta mukavemet artışı gözlenir.



**Şekil 1.** Soğuk şekil verme ile üretilen numune ısıtım işlem sonrası mikro yapı görüntüsü.

Gerçekleştirilen çalışmada soğuk şekil verme ve sıcak ekstrüzyon yöntemi ile elde edilen ürünlerin suni yaşlandırma sonrası mikro yapı görüntüleri Şekil 1 ve Şekil 2'de verilmiştir. Dağlanmış mikro yapı görüntüleri karşılaştırıldığında, beklenildiği gibi sıcak ekstrüzyon ile üretilmiş numunede çökelti dağılımının daha homojen olduğu gözlenmektedir. Soğuk şekil verilmiş numunede ise daha heterojen bir yapı göze çarpmaktadır. Bunun yanında elde edilen mikro yapılar göre sıcak ekstrüzyon ile üretilmiş numunede suni yaşlandırma sonrası çökelti miktarının daha fazla olduğu söylenebilir.



**Şekil 2.** Sıcak ekstrüzyon ile üretilen numune ısıtım işlem sonrası mikro yapı görüntüsü.

#### 4. Sonuç

Aynı hammadde kullanılarak soğuk şekil verme ve sıcak ekstrüzyon olmak üzere iki farklı proses ile üretilmiş numunelere suni yaşlandırma uygulanmıştır. Mikroyapıları ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Yapılan çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

(i) Kullanılan farklı üretim yöntemleri elde edilen nihai ürün mekanik özelliklerinin farklılaşmasına yol açabilmektedir. Soğuk şekil verilmiş numunelerde pekleşme (deformasyon sertleşmesi) mekanizmasının daha etkin rol oynadığı, sıcak ekstrüzyon prosesinde ise çözeltiye alma mekanizmasının daha etkin olduğu söylenebilir.

(ii) Soğuk şekil verme işlemi ile elde edilen numunelerin sertlik değerlerinin sıcak ekstrüzyon ile üretilenlere göre %30 daha yüksek ölçülmüştür. Bunun olası sebebi her iki numune prosesinde de farklı mukavemet mekanizmalarının daha etkin rol oynamasıdır.

(iii) Soğuk şekil verme ve sıcak ekstrüzyon ile üretilen numunelere ait mikro yapılar incelendiğinde, sıcak ekstrüzyon numunesinde proses sıcaklıkları sebebi ile yapının daha homojen olduğu ve soğuk şekil verme ile üretilen numunelerde çökeltilerin sıcak ekstrüzyon ile üretilen numunelere göre daha kaba çökeltilerin olduğu görülmüştür.

(iv) Ayrıca kimyasal kompozisyonda yer alan alaşım elementlerinin bu proseslere olan etkilerinin ve nihai mekanik özelliklerde yarattığı değişimlerin incelenmesi amacı ile çalışmanın ilerleyen aşamalarında farklı kimyasal kompozisyonlar ile denemeler yapılabilir.

**Referanslar**

- [1] A.Yiğit Erdoğan, Hasan Kaya, Ş.Hakan Atapek, Enhancement of Mechanical Properties of AA6082 Alloy by Equal Channel Angular Pressing and Aging Processes, *18th International Metallurgy & Materials Congress 634 – 636*
- [2] S. K. Shaha, F. Czerwinski, W. Kasprzak, J. Friedman and D. L. Chen, *Materials Science and Engineering A*, 652 (2016) 353-364.
- [3] Y. Wu, H. Liao, J. Yang and K. Zhou, *Journal of Materials Science & Technology*, 30 (2014) 1271- 1277.
- [4] B-A Behrens, S Hübner, H Vogt, O Golovko, S Behrens & F Nürnberger Mechanical properties and formability of EN AW-7075 in cold forming processes, *B-A Behrens et al 2020 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 967 012017*
- [5] P. Tiernan, M.T. Hillery, B. Draganescu, M. Gheorghe, Modelling of cold extrusion with experimental verification, *Journal of Materials Processing Technology 168 (2005) 360–366*
- [6] TS EN 573-3, *Alüminyum ve alüminyum alaşımları - Kimyasal bileşim ve biçimlendirilebilir ürünlerin şekli*, 2019.
- [7] TS EN 755-2, *Alüminyum ve alüminyum alaşımları - Ekstrüzyonla imal edilmiş tellik çubuk/çubuk, boru ve profiller*, 2016

# Investigation of Pouring Temperature for Direct Water-Cooled Aluminum Lost Foam Castings

## Direkt Su Soğutmalı Kaybolan Köpük Döküm Yöntemi İçin Döküm Sıcaklığının Etkisinin İncelenmesi

İbrahim TÜTÜK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER

Yıldız Technical University, Türkiye

### Abstract

The use of the direct water cooling (DWC) method for the lost foam casting (LFC) was inspired by ablation casting studies. Contrary to the ablation casting method, direct water cooling process is applied directly to the part instead of mold ablation and provides direct cooling of the part thanks to the free sand used in the lost foam casting method. In this study, the effect of casting temperature on direct water cooling combined with the lost foam casting method was investigated. Castings were made using A356 aluminum alloy at four different temperatures: 710, 720, 730 and 750 ° C. Direct water cooling for all castings started 60 seconds after the mold filling. Some characterization processes were carried out on the samples taken from the cast parts obtained following the casting. SDAS measurements were made on the microstructures and hardness values were calculated for each sample. Results were analyzed comparatively. It was observed that the modification of the eutectic morphology was modified and SDAS values decreased by DWC treatment especially with increased casting temperatures. The best average SDAS and hardness results were yielded by the application of DWC treatment at the casting temperature of 750 °C as 35 µm and 65 HB, respectively.

### 1. Introduction

One of the most important developments in sand mold casting method in recent years is ablation casting with direct water cooling. In principle, ablation casting is the process of breaking the mold by spraying water before the solidification of a casting made into a sand mold and following rapid cooling of the part. In the mold making stage water-soluble binders are employed, and a special water spray mechanisms are used to provide cooling afterwards. This technique is designed to combine some characteristics of traditional sand mold casting with high pressure die casting.

The lost foam casting (LFC) method, which is among the binder-free sand molding techniques, was first developed in the middle of the 20th century. The related method is also known as full mold casting, volatile model casting, mold cavityless casting, volatile foam casting [1]. This method is based on the principle that the liquid metal replaces the foam

material after the foam pattern shaped into the desired shape in a binder-free sand mold is covered with refractory coating. In this method, there is no need to use cores for hollow material production besides the advantages such as high design flexibility, high dimensional accuracy and low surface roughness[2].

The development of the direct water cooling process for the lost foam casting method was inspired by the ablation casting studies. Ablation is a word with the meaning of destruction, elimination, and it means the deterioration of the sand mold in casting applications. In the lost foam casting method, applying water to the mold does not remove it, the water directly reaches the part and allows it to cool directly [3].

J. Grassi et al., who discovered the ablation casting method, produced some automotive parts with A356 alloy. Within the scope of the study, unmodified A356.2 alloy was cast into molds made from silica sand of AFS 60 fineness, bonded with a proprietary binder based on sodium silicate. After degassing the molten metal with nitrogen, casting was carried out at 730°C. The ablation process, started from the far end of the part and proceeded towards the length with the help of water sprays at a water temperature of 65°C. As a result of the study, it was observed that the eutectic structure became thinner and the mechanical properties increased compared to conventional sand casting [4].

V. Bohlooli et al., on the other hand, investigated the effects of ablation casting process on solidification behavior, feedability, porosity content, microstructure and distance between secondary dendrite arms spacing (SDAS) in A356 cast alloy. Two molds with and without ablation, with and without feeder, were employed within the study. The L-shaped molds were prepared with the molding materials of 2% wt. bentonite, 15% wt. clay and silica sand. The melt was prepared at 750°C and the castings were carried out at 710°C to obtain the same level of gas solubility in the melt. As a result of the experiments, it was observed that the ablation casting process improves the feeding ability, reduces the pore content, and shortens the distance between the SDAS. In addition, finer and more homogeneous microstructure was observed in ablated samples compared to non-ablation samples.[5]

Q. Han aims to interpret the experimental data in the literature by considering the solidification properties of the



ablation casting. This study also discussed the required specific research for further exploration of the ablation casting process. As a result of the investigations, improved mechanical properties, particularly ductility and internal integrity and property consistency can be obtained with the ablation casting process. The microstructures of the castings and the resulting mechanical properties are greatly affected by the starting time of the ablation process applied to the castings. Rapid cooling applied during the dendritic solidification stage appears to have achieved the optimal effects. However, several important implications have been reported, such as applying ablation cooling too early may result in defect formation, and applying ablation cooling too late is unlikely to improve the solidification microstructure and properties of the casting [6].

P. Dudek et al. have worked on A356 alloy using a different experimental setup from the literature and patents. While the essence of the process (simultaneous cooling of the casting and decomposition of the mold with the aid of water jets) remained unchanged, however, the generally used apparatus has been modified. The design of the equipment allowed simultaneous circular and vertical movement, facilitating the destruction of the mold by jets of water from the nozzles and the controlled directional cooling of the casting. Experimental parameters were determined as 700 °C casting temperature, 20 rpm table speed and 12 MPa water pressure. As a result of the experiments, it was observed that improvements in grain and eutectic morphology and SDAS values were obtained compared to the traditional technology [7].

**2. Experimental Procedure**

Experimental studies started by cutting an 18 x 30 x 146 mm patterns from polystyrene foam block. The cut patterns were joined with 25 x 30 x 94 mm sprue pieces obtained from the same material by using organic based adhesive. Following the combining of these two parts, the patterns were coated with a water-based commercial refractory paint (ASK Chemicals CERAMCOTE FS 402). Following the coating step, patterns were dried for 24 hours, and an additional coating process was made with the same refractory paint and the drying process was repeated with the same time. The images of the uncoated and coated pattern parts are given in Figure 1.

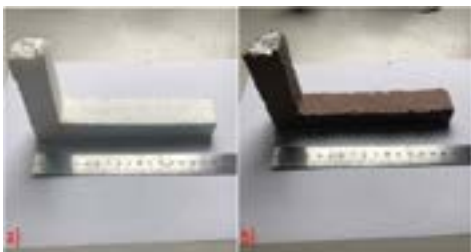


Figure 1. a) Assembled pattern b) Coated pattern

The molding process was implemented by using 45 AFS unbonded silica sand in steel boxes with dimensions of 300 x 150 x 150 mm. The patterns were placed in the boxes filled with sand and tightened with the help of vibration (Octagon 200) via amplitude of 2 mm and a frequency of 50 Hz. The picture of the whole molding system is given in Figure 2.



Figure 2. Molding under vibration

Melting processes were carried out in clay/graphite crucibles by electric resistance furnace using A356 aluminium casting alloy. The chemical composition of the alloy is given in Table 1. No grain refinement, modification or degassing was performed during melting, and castings were carried out at 710, 720, 730 and 750°C.

**Table 1.** Chemical composition of the employed A356 aluminium alloy (wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Pb	Al
7.2	0.14	0.01	0.02	0.35	0.12	0.01	Bal
8	4	1	8	4	3	1	.

The direct water cooling (DWC) processes were carried out in steel boxes with the help of water supplied with a water flow of 450 ml/sec. following the castings. Cooling processes were started 60 seconds after pouring and continued for 20 seconds for each casting temperature.

The specimens cut from the cast parts were treated with conventional metallographic preparation steps and etched with 0.5% HF solution. All micrographs were taken by Nikon Eclipse MA100 optical microscope. The average SDAS analyzes were made by means of 30 different measurements. Hardness values of the specimens were measured by the Brinell hardness method with 2.5 mm ball diameter and 62.5 kg load, and the average of six different measurements were reported.

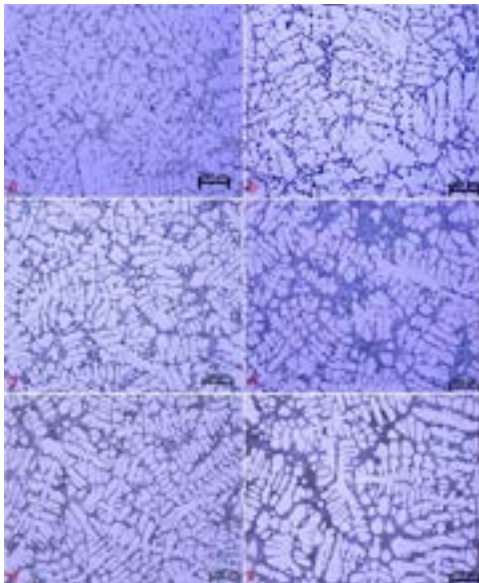


**Figure 3.** Thermal analysis system setup

In addition, the cooling curves of the samples cast at 710 and 750 °C were plotted by using K-type thermocouple and a data logger (ORDEL UDL100). The thermal analysis system is shown in Figure 3.

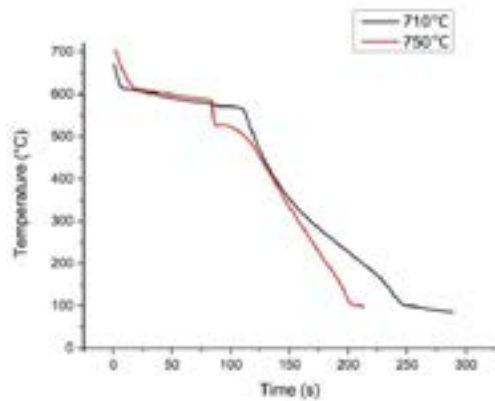
**3. Results and Discussion**

The designed experimental setup yielded physically robust casting parts. The microstructures of the samples obtained with four different casting temperatures are given with reference samples of 710 and 750 °C castings in Figure 4.



**Figure 4.** Microstructures of cast parts a) 710 °C reference b) 750 °C reference c) 710 °C DWC d) 720 °C DWC e) 730 °C DWC f) 750 °C DWC

In Figure 4, two different microstructural components ( $\alpha$ -Al and eutectic Si) were observed with different morphologies depending on the casting temperature. Typical  $\alpha$ -Al and platelet-like eutectic Si formation were observed at relatively low casting temperatures. At 730 and 750 °C, it was observed that the eutectic Si modified and became finer.



**Figure 5.** Cooling curves of 710 and 750 °C samples DWC after 60 s

According to Figure 5, the solidification of the  $\alpha$ -Al started around 10 s late for the casting made at 750 °C compared to 710 °C. The introduction of the water to the casting setup occurred while the primary solidification was in progress for both temperatures. On the other hand, the eutectic solidification time and temperature reduced for the casting made with higher temperature. It is thought that the main reason for this situation is the amount of formed solid shell through the cross-section of the cast part is lower due to the selected higher casting temperature and the water cooling takes place more effectively with the remaining liquid metal. This forced shift caused by DWC yielded a visible undercooling, thus eutectic solidification occurred with higher number of nuclei and the structure was modified as can be seen in the given microstructures.

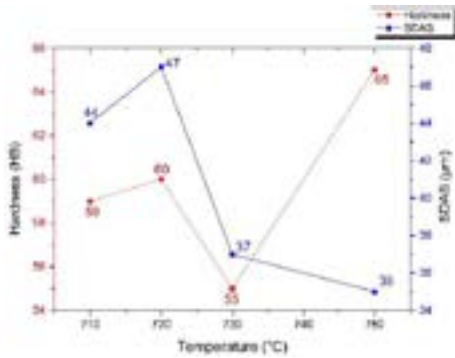


Figure 6. Measurements of the hardness and SDAS

The effect of the applied DWC treatment on the change of hardness and SDAS values for different temperatures is observed in Figure 6. According to Figure 6, SDAS decreased considerably in the samples with eutectic modification, and this also caused an increase in the hardness values. Among the values, the finest SDAS and the highest hardness values were measured as 35 µm and 65 HB, respectively, in the 750 °C sample. As mentioned before, the lowest average hardness value was observed in the 710 °C sample. This contradiction is caused by both decrease in SDAS and modification in the eutectic morphology. In order to better understand the benefits of the process, the comparison of the hardness and SDAS values of the reference sample cast at 750 °C cooled without any treatment and the DWC treated samples are given in Table 2.

Table 2. Hardness and SDAS values of reference samples and DWC applied samples at 710 and 750 °C

	SDAS (µm)	Hardness (HB)
Reference (710 °C)	65	53
DWC treated (710 °C)	44	59
Reference (750 °C)	81	46
DWC treated (750 °C)	35	65

As seen in Table 2, SDAS and hardness values change dramatically by the DWC due to the refining effect of rapid cooling attained by the treatment.

#### 4. Conclusion

In this study, the applicability of the DWC process with the LFC method was examined on the hardness and SDAS values over the casting temperature parameter, and these examinations were strengthened with the thermal analysis data. The obtained results are listed as follows;

- First of all, DWC process was combined with the LFC process with high success for the experimental setup employed.
- DWC process initiated while the solidification of the primary phase was in progress. It was observed

that the amount of formed solid shell directly affects the eutectic solidification for the investigated system.

- According to the obtained microstructures, eutectic morphology refined by the DWC as the casting temperature got increased due to the more effective cooling of remaining liquid prior to the treatment. SDAS values were also decreased in the specimens produced with higher casting temperatures.
- The highest measured hardness value was also obtained with the 750 °C sample as 65 HB due to the superior microstructural properties.

#### Acknowledgment

This study was supported by The Scientific and Technological Research Council of Turkey (TUBITAK; Project number: 120M819)

#### References

- [1] T. N. Chakherlou, Y. V. Mahdinia, and A. Akbari, "Influence of lustrous carbon defects on the fatigue life of ductile iron castings using lost foam process," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 1, pp. 162–169, 2011.
- [2] J. Shayegh, S. Hossainpour, M. Rezaei, and A. Charchi, "Developing a new 2D model for heat transfer and foam degradation in EPS lost foam casting (LFC) process," *Int. Commun. Heat Mass Transf.*, vol. 37, no. 9, pp. 1396–1402, 2010.
- [3] S. Acar and K. A. Guler, "A Preliminary Study Upon the Applicability of the Direct Water Cooling with the Lost Foam Casting Process," *Int. J. Met.*, vol. 15, no. 1, pp. 88–97, 2021.
- [4] J. Grassi, J. Campbell, M. Hartlieb, and F. Major, "The ablation casting process," *Mater. Sci. Forum*, vol. 618 619, pp. 591–594, 2009.
- [5] V. Bohlooli, M. S. Mahalli, and S. M. A. Boutorabi, "Effect of ablation casting on microstructure and casting properties of a356 Aluminium casting alloy," *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 26, no. 1, pp. 85–91, 2013.
- [6] Q. Han, "Ablation Casting: Solidification Characteristics, Microstructure Formation, and Mechanical Properties," *Int. J. Met.*, no. September 2020, 2021.
- [7] P. Dudek, A. Fajkiel, and T. Reguła, "The research on the ablation casting technology for aluminium alloys," *Solid State Phenom.*, vol. 223, pp. 70–77, 2015.

# Alüminyum Endüstrisinde Kullanılan Tekno-Ekonomik ve Sürdürülebilir Yöntemlerin İncelenmesi

## Investigation of Techno Economic and Sustainable Methods Used in Alumunium Sector

Zeynep Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK, Çağla NUMAN, Osman Halil ÇELİK, Semih ÇETİN, Barış AKIN, İlyas Artunç SARI

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

The life story of aluminium from its ore to metallic form goes through very energy-intensive processes. In parallel with the energy consumption value, aluminium production methods have intense carbon dioxide emissions. Depending on these, metallic aluminium raw material prices also differ due to the production process. Based on all of these, studies on techno-economic and smart systems in academia and industries have gained importance in order to reduce energy consumption in aluminium production and to reduce CO<sub>2</sub> emissions and provide competitive prices. In this study, techno-economic and sustainable methods that can be described as game changers in aluminium production processes, starting from ore, are discussed. In addition, ASAŞ's strategy on sustainability and its case studies were evaluated.

### Özet

Alüminyum, cevherinden final ürün elde edilmesine kadar oldukça enerji yoğun süreçlerden geçmektedir. Enerji tüketim değerine paralel olarak alüminyum üretim yöntemlerinin yoğun karbondiyoksit emisyonu olduğu dikkat çekmektedir. Bunlara bağlı olarak, metalik alüminyum hammadde fiyatları da üretim prosesi kaynaklı farklılık gösterir. Tüm bunlardan yola çıkılarak alüminyum üretiminde enerji tüketimini azaltmak, CO<sub>2</sub> emisyonunu düşürmek ve rekabet edebilir fiyatlar sağlamak adına akademi ve endüstrilerde tekno-ekonomik ve akıllı sistemler ile ilgili çalışmalar ivme kazanmıştır. Bu çalışmada, cevherden başlayarak alüminyum üretimi proseslerinde oyun değiştirici olarak nitelendirilebilen tekno-ekonomik ve sürdürülebilir yöntemler tartışılmaktadır. Ayrıca, ASAŞ Alüminyum A.Ş.'nin sürdürülebilirlik konusundaki stratejisi ve örnek vaka çalışmaları değerlendirilmiştir.

### 1. Giriş

Alüminyum birincil üretimi ve son ürün eldesine kadar olan süreçlerde çeşitli hammaddeler kullanılmaktadır. Alüminyum yer kürede bulunan en yoğun metallerden biri olmasına karşın, cevherinden üretimi oldukça fazla enerji

gerektirmektedir. Bu sebeple alüminyum geri dönüşümü, süreç atıklarının yeniden kullanımı ve değerlendirilmesi, mevcut üretim süreçlerinin optimizasyonu gibi konular oldukça önem arz etmektedir.

Alüminyum birincil üretimi boksit cevheri ile başlar. Hidrometalurjik ve pirometalurjik işlemlerle boksit cevheri Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Alümina) malzemesine dönüştürülür. Ardından, Hall-Heroult prosesi ile elektrometalurjik olarak saf alüminyum metali elde edilir. Bu ürüne birincil alüminyum adı verilir. Birincil alüminyum, dövme, kum kalıba döküm, ekstrüzyon, haddeleme gibi farklı yöntemler ile final ürüne dönüştürülür. Ömrünü tamamlayan alüminyum ve alaşımlarından oluşan ürünler hurda olarak ayrılır. Hurda alüminyum tekrar ergitilerek ikincil ingot olarak dökülür ve üretim sürecine kazandırılır. Şekil 1 alüminyum hayat döngüsünü göstermektedir [1]



Şekil 1. Alüminyum Yaşam Döngüsü [1]

Şekil 2 alüminyum ve alüminyum alaşımlarının üretim adımlarına ait CO<sub>2</sub> salınımı değerlerini göstermektedir. Enerji tüketim değerine paralel olarak burada en yoğun karbondiyoksit emisyonunun metalik alüminyum elde edilmesi sürecinde olduğu dikkat çekmektedir.

Metalik alüminyum hammadde fiyatları da üretim prosesi kaynaklı farklılık gösterir. Birincil alüminyum ile ikincil alüminyum külçelerde LME değeri baz alınarak 200 \$/ton mertebesinde fark bulunurken, ikincil alüminyum külçenin tonu maksimum 5% fireli hurda alüminyumdan yaklaşık 100 \$/ton fazladır. Yani piyasada 1 ton primer alüminyum LME değerinde satılırken, ikincil kaynaklardan üretilen

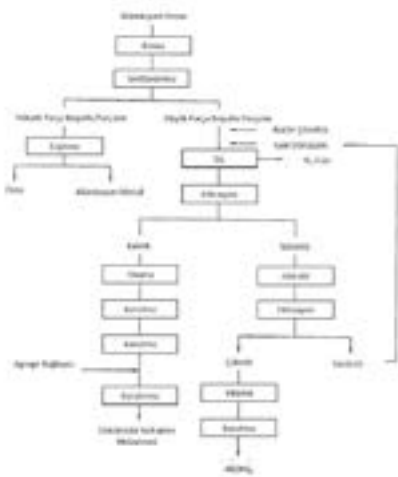




### 2.1.2. Dros-Cüruf-Kül Geri Dönüşümü

Alüminyum endüstrisinde CO<sub>2</sub> emisyonu ve proses maliyetlerinin optimize edilmesi konusunda çalışılan bir diğer geri dönüşüm konusu ise alüminyum üretimi yan ürünü olarak ortaya çıkan dros (çüruf) geri dönüşümüdür. Dros geri dönüşümü konusunda Amerika'da 6296817B1 numarası ile patentlenen çalışmaya ait akış şeması Şekil 4'te gösterilmektedir [9].

Bu çalışmaya göre 1 mm dros parçaları temel alınarak ezilmiştir. Sınıflandırma işlemi sonrası metalik alüminyum karışımdan ayrılmış ve ergitilerek prosese kazandırılmıştır. Düşük parça boyutundaki dros partikülleri NaOH çözeltisi ile süzülür. Düşük boyutlu çüruf partikülleri sodyum alüminat oluşturur. Sodyum alüminat filtrelenir, yıkanır, kurutulur ve son aşamada kavrulmaktadır. Kavruktan tortunun, agrega ve alümina çimentosu ile karıştırılarak refrakter malzeme olarak kullanılabilirliği raporlanmıştır. Ayrıca, bu işlemler sonrası hidrojen gazı açığa çıkabileceği belirtilmiştir [9].



Şekil 4. Dros Geri Dönüşümü Akış Şeması [9].

Literatürde çalışılan bir diğer konu da kül geri dönüşümüdür. Şekil 5'te detaylı olarak incelenen mekanizmada mevcut bir örnek gösterilmiştir.



Şekil 5. Kül Geri Dönüşümü [13].

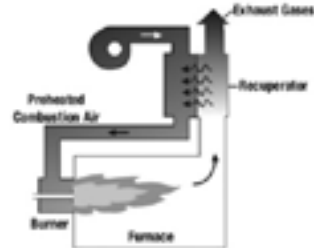
Alüminyum külü elektrolitik alüminyum veya dökme alüminyum üretim sürecinde üretilen erimiş çürufun

soğutulması ve işlenmiş halidir. Ergitilen alüminyumun tüm üretim süreçlerinde katı olarak alüminyum külü oluşmaktadır. Bu nedenle alüminyum kül atığı uygun şekilde dönüştürülmezse çevre üzerinde olumsuz etkisi oluşmaktadır. Geliştirilen yöntem: Alüminyum kül elemesi, kül reaksiyon fırını, kurutma sistemleri ve depolama sisteminden oluşmaktadır. Alüminyum kül reaksiyon sistemine bir inert gaz verilir ve ardından alüminyum külü, Partiküller ve sodyum hidroksit sulu solüsyonu, alüminyum kül reaksiyon sisteminde homojen bir şekilde karıştırılır ve 80-120°C'de 8-10 saat reaksiyona sokulmaktadır.

### 2.1.3. Atık Isı Kullanımı

Enerji tüketimini ve emisyonların çevresel etkisini azaltmanın bir yöntemi, atık ısı geri kazanım teknolojisinin kurulmasıdır. Ön ısıtma sistemlerinin fırın verimini %50'ye kadar arttıracak hesaplanmıştır. Bu amaçla kullanılan, reküperatif ve rejeneratif olmak üzere iki tip yakıcı mevcuttur [10].

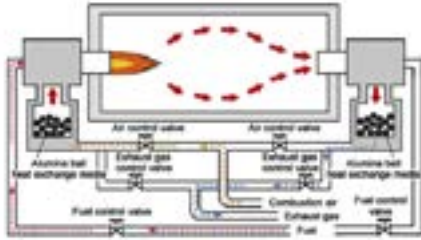
Reküperatif Yakıcı Kullanımı Şekil 6'da şematik olarak açıklanmıştır. Reküperatif yakıcılar, yanma için kullanılan havayı önceden ısıtır. Isı egzoz gazı ve brülör nozulundan alınır. Alınan ısı eşanjör yüzeyleri ile yanma havasına aktarılırak sisteme tekrar kazandırılır [10].



Şekil 6. Reküperatif Brülör [10].

Şekil 7'de detayları gösterilen rejeneratif yakıcı sistemlerinde de, reküperatif yakıcılarda olduğu gibi yanma için kullanılan havayı önceden ısıtılır. Bir brülör ateşlenirken, egzoz gazı ikinci brülörün yanma ateşleme ağzının gövdesinden geçer. Isı, eşanjör ortamından, genellikle ısı enerjisini alan ve depolayan 2-3 cm seramik alümina bilyelerden geçer. Ortam ısıtıldıktan sonra, yakıt, egzoz ve hava valfleri akışı tersine çevirir ve yanma havası ısıtılmış ortam boyunca akar. Ön ısıtılan hava tekrar döngüye katılarak çevrimini tamamlar [10].

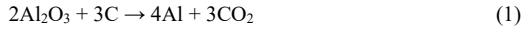




Şekil 7. Rejeneratif Brulör [10].

#### 2.1.4. İnert Anot Teknolojisi

Hall-Heroult prosesi ile ergimiş tuz elektrolizi ile alüminadan metalik alüminyum eldesi esnasında kullanılan karbon anotlar, yalnızca akım taşıma görevinde değil, aynı zamanda alümina indirgeme reaksiyonunda görev almaktadır. Geleneksel bir alümina elektroliz hücresinde gerçekleşen tepkime aşağıdaki gibidir:



Pratik açıdan bu, anotların zaman geçtikçe tüketildiği ve düzenli olarak ilave yapılması gerektiği anlamına gelir. Bu işlem tüm alüminyum üretim prosesi adımlarında en yüksek CO<sub>2</sub> emisyonu olan adımdır.

Anotlar karbon esaslı olduğundan, havadaki oksijenle kolayca reaksiyona girerek ekstra karbon malzemesi tüketimine, dökme demirin açığa çıkmasına, metalde artan Fe seviyelerine, daha düşük akım verimliliğine ve yanmalara neden olurlar.

Bu sorunlardan kaçınmak için, anotların üst yüzeyde ve yanlarda ezilmiş banyo ve alümina karışımı ile düzgün bir şekilde kaplanması gerekir, bu da ergitme tesisinde özel bir banyo işleme / kırma / karıştırma tesisi gerektirir.

Belirtilen tüm sorunlardan dolayı, alüminyum endüstrisi, anot üretimi için farklı malzemeleri, özellikle de elektroliz işlemi sırasında tüketilmeyen, "inert anotlar" olarak adlandırılan anotları kapsamlı bir şekilde araştırmıştır.

Bu durumda, alümina indirgeme kimyasal reaksiyonu şu şekilde yazılabilir:



Sonuç olarak, anotlardan CO<sub>2</sub> açığa çıkmaz, bunun yerine oksijen üretilir. İnert anotlarla donatılmış bir elektroliz hücresinin, karbon anotla donatılmış bir hücreye göre potansiyel olarak birçok avantajı vardır. İnert anot kullanımı ile sık anot değiştirmeye, karbon fabrikasına, banyo işleme tesisine gerek kalmaz.

Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, SnO<sub>2</sub>, NiO-Li<sub>2</sub>O, Alüminyum bronz, Cu-Ni-Fe, Sermet, Fe-(NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> + NiO), Cu-Ni-NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>-NiO, NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>-Cu, Cu<sub>2</sub>O-Cu, Ni (NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>-10NiO) malzemeleri inert anot üretiminde kullanılabilir malzeme ve malzeme çiftleridir [11].

Mayıs 2018'de Alcoa ve Rio Tinto şirketleri, atıl bir anot teknolojisinin geliştirildiğini ve bu teknolojinin yetkinliklerinin artırılması adına Apple şirketi ile yaptığı ortaklıkla Elysis adlı bir girişimin kurulduğunu duyurdu ve 2024'ten itibaren mevcut izabe tesislerini güçlendirmek için kullanılabilir hale getirdi [12].

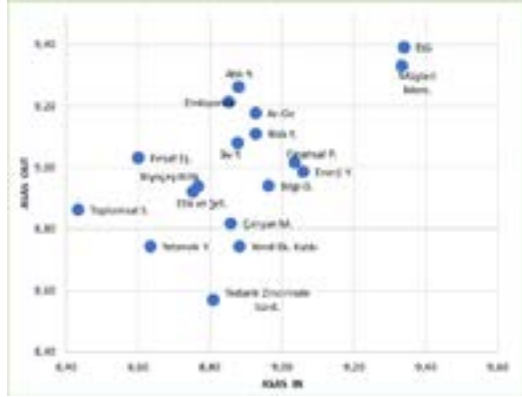
#### 2.2. ASAŞ Sürdürülebilirlik Yaklaşımı'nın Belirlenmesi

ASAŞ Alüminyum A.Ş. sürdürülebilirlik yaklaşımı ve sürdürülebilirlik önceliklerini belirlerken, geniş katımlı ve kapsayıcı bir paydaş katılımı süreci yürütmüştür. Sürdürülebilirlik raporuna ilişkin verilerin bir araya getirilmesi, ASAŞ Sürdürülebilirlik Komitesi liderliğinde, ilgili birimlerin katkılarıyla gerçekleştirilmiştir. Raporun hazırlanması sürecinde SUCSR Sürdürülebilirlik Danışmanlığı'nın, danışmanlık hizmetinden yararlanılmıştır. Raporun kapsamına ASAŞ bünyesinde bulunan ve Türkiye'de faaliyet gösteren 5 üretim merkezini ve 1 genel merkezi dahil edilmiştir. İlgili rapor, GRI Standartları "Temel (Core)" seçeneğine uyumlu olarak hazırlanmıştır. ASAŞ'ın 2019 yılı için ilkini yayınladığı sürdürülebilirlik raporun GRI standartlarına göre 18 maddede ele alınmıştır ve son 3 yıla ait veriler içermektedir. Sürdürülebilirlik stratejisi tasarlanırken iç ve dış paydaşlara 10'lu likert yöntemi kullanılarak anket çalışması uygulanmıştır. Paydaş listesinde 672 ASAŞ çalışanı ve 68 dış paydaş mevcuttur. Dış paydaşlar arasında müşteriler, tedarikçiler, bankalar, belgelendirme kurumları, üniversiteler, akademi kurumları, belediyeler, hastaneler, kariyer siteleri, ticaret odaları ve çevredeki komşu firmalar bulunmaktadır.

#### 2.3. ASAŞ Sürdürülebilirlik Stratejisi

Paydaşlara yapılan analiz sonrasında 18 potansiyel sürdürülebilirlik konusu belirlenmiştir. Belirlenen sürdürülebilirlik konuları çerçevesinde hem iç hem de dış paydaşlarla hangi konuların sürdürülebilirlik performansını en çok etkilediğini ve bu nedenle en yüksek önceliğe sahip olması gerektiğini anlamak için online etki değerlendirilmesi anketi gerçekleştirilmiştir. Anket sonuçlarına göre iç ve dış paydaşların önceliklendirmeleri Şekil 8'de gösterilmiştir.

Çıktılar detaylı olarak incelendiğinde, ASAŞ iç paydaşlarında öncelikli konular arasında 1,21 puanlık bir fark tespit edilmiştir. Her odak konunun kendi bağlamında birincil derecede değerlendirmeye tabi olduğu görülmektedir. Buna göre, ASAŞ çalışanlarının tüm konuları, durumlara göre göreceli olarak öncelikli kabul ettikleri anlaşılmaktadır.



Şekil 8. ASAŞ Sürdürülebilirlik Önceliklendirme Anket Sonucu

ASAŞ dış paydaşlar genel olarak sektörün tamamını düşünerek değerlendirme yapmıştır. Buna göre sektör hakkında edinilen bilgiye göre konular arasında 1,84 puanlık öncelik farkı olduğu düşünülmektedir. Bu farklılık algısı ASAŞ'ın iç paydaşlarından %65 daha yüksektir. Buna göre ASAŞ sektör genelinden farklı bir öncelik kompozisyonuna sahiptir.

Bu verilere göre ASAŞ'ın sürdürülebilirlik konularında öncelikli yaklaşımları aşağıdaki gibi belirlenmiştir.

- 1- İş Sağlığı ve Güvenliği
- 2- Müşteri Memnuniyeti
- 3- Enerji Yönetimi
- 4- Finansal Performans
- 5- Bilgi Güvenliği

ASAŞ'ın büyüme politikası paylaşımcı, güvenilir, çevreye saygılı ve sürdürülebilir kalkınma odaklı iş anlayışlarını benimsemektedir. Sürdürülebilirlik öncelikleri Şekil 9'da gösterilen sürdürülebilirlik matrisine göre belirlenmiştir.



Şekil 9. ASAŞ Sürdürülebilirlik Öncelikleri Matrisi

ASAŞ'ta yürütülen sürdürülebilirlik çalışmaları için Sürdürülebilirlik Komitesi Şekil 10'daki gibi yaratılmıştır.



Şekil 10. Sürdürülebilirlik Komite Yapılanması

### 3. Örnek Çalışmalar

RETROFEED: 2019 senesinde, enerji verimliliği ve sürdürülebilir kaynak kullanımı (SPIRE) hedefi ile projelendirilen RETROFEED projesi, 9 ülkeden 17 kuruluşun katılımıyla başlamıştır. Proje kapsamında, mevcut proseslerin teknolojik olarak yenilenmesi ve alternatif hammaddelerin proseslere kazandırılması ile enerji verimliliği elde etmek hedeflenmektedir. Proje çıktıları, alüminyum, çelik, seramik, çimento ve kimyasal tarım alanlarında doğrulanacaktır. Projenin alüminyum alanında doğrulama kısmının iş paketi lideri olan ASAŞ, bu görevinde makine geliştiren işletme ve simülasyon analiz desteği veren enstitüyü koordine etmektedir. Proje sonucunda geliştirilen sistemin Türkiye ve Avrupa pazarına uygunluğu analiz edilecektir.

FORGE: SPIRE-08-2020 çağrısına, yenilikçi kaplama malzemelerinin geliştirilmesi ile proses endüstrilerinde %30 enerji verimliliği, %20 CO<sub>2</sub> emisyonunun azaltılması ve %20 ekipman ömrünün artırılması hedefleri ile proje önerisi sunulmuştur. 7 ülkeden 11 kuruluş katılımı ile yazılan proje, AB tarafından fonlanmaya hak kazanmıştır. Proje kapsamında geliştirilen seramik bazlı kaplamanın fiziksel buhar yoğunlaştırma (PVD) gibi yöntemlerle ekstrüzyon kalıplarına uygulanarak, yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı ekstrüzyonunda kalıp ömrünün artırılması hedeflenmektedir.

MARBEL: BAT-10-2020 çağrısına, elektrikli araçlar için yenilikçi, şarj süresi kısaltılmış ve daha uzun menzilli sürüş sağlayacak batarya paketi geliştirilmesi konsepti ile proje sunulmuştur. Konsorsiyumda 9 ülkeden 17 kuruluş bulunmaktadır. ASAŞ projede batarya taşıyıcı sistemin alüminyum alaşımlarını geliştirerek, prototip üretimlerini gerçekleştirecektir. Ayrıca bu üretim esnasında çevrimsel ekonomiye katkıda bulunmak adına kullanılan hurda alüminyum miktarını arttırmayı hedeflemektedir. Batarya taşıyıcı sistemin birleştirilme teknolojileri ile ilgili de proje partnerleri ile birlikte Ar-Ge çalışmaları yapılacaktır. Proje AB tarafından fonlanmaya hak kazanmıştır.

ENERMAN: FOF-09-2020 çağrısına, geleceğin fabrikaları konseptinde üretimde dijitalleşme ile geliştirme senaryosu ile başlayan projede, trijenerasyon enerji üretim tesisinin otonom çalışması ile ilgili dijital dönüşüm çalışmaları yapılmaktadır. Proje AB komisyonu tarafından başarılı

olarak değerlendirilmiştir. Projedeki dijitalleşme iş gücünü azaltacak, enerji verimliliği sağlayacak ve sürdürülebilirliğe katkı sağlayacaktır.

SALEMA: SC5-10-2019-2020 çağrısına, elektrikli araçlarda kullanılacak alüminyum alaşımlarında kritik ham maddelerin dönüşümü konsepti ile başvurusu yapılan proje kapsamında hem alternatif kaynakların kullanımı değerlendirilecek hem de Si, Mg gibi alaşım elementlerinin alaşım üzerindeki etkisini farklı bileşenlerle sağlamak hedeflenmektedir. Konsorsiyumunda 6 ülkeden 11 partner bulunan proje fonlanma hakkı kazanmıştır.

Bir diğer kısa vadeli stratejimiz ise, özellikle müşterilerimizden gelen talep doğrultusunda daha çevre dostu üretim yapılması şeklindedir. Bu kapsamda EPD belgesi alınması ile ilgili çalışmalar yürütülmektedir. CO<sub>2</sub> emisyonu konusunda hem işbirlikleri çerçevesinde hem de iç projelerimizde çalışılmaktadır.

#### 4. Sonuçlar ve Tartışma

Alüminyum ve alaşımlarının üretiminde ve proseslerinde teknolojik çalışmalar gün geçtikçe artmaktadır. Geri dönüşümün amacı diğer metallerin aksine alüminyum cevher kaynağının azlığı sebebiyle değil, saf alüminyum üretiminin enerji yoğun bir proses olmasından kaynaklanmaktadır. Literatürde bu konuda maliyeti ve karbon emisyonunu azaltacak, inert anot, ıslak katot, multipolar hücreler, iyonik likitler, kaolinit redüksiyonu, alüminyum mini değirmenleri gibi teknikler ve ekipmanlar çalışılmaktadır. Birincil alüminyum üretiminde maliyet azaltmak için odaklanılan proses Hall-Heroult prosesi yoğunluktadır. Ayrıca atık ısı dönüşümü, cüruf geri kazanımı, hurda geri kazanımı ve kırmızı çamur üzerine yoğun çalışmalar mevcuttur.

#### Teşekkür

Alüminyum ve alaşımlarının teknolojik-ekonomik ve akıllı sistemler kullanılarak üretilmesi ve proses edilmesi konusunda İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Doktora programında gerçekleştirilen "Alüminyum ve Alaşımlarının Üretim Teknikleri" adlı ders kapsamında verdikleri değerli bilgiler ve sağladıkları farkındalıktan dolayı Prof. Dr. Sebahattin Gürmen ve Prof. Dr. Özgül Keleş'e teşekkürlerimizi sunarız. Ayrıca bu çalışmanın gerçekleştirilmesinde her türlü alt yapıyı sağladıkları için ASAŞ Alüminyum A.Ş. Yönetim Kurulu, Sürdürülebilirlik Komitesi ve Çalışanlarına teşekkürlerimizi sunarız.

#### Referanslar

1. The Aluminium Unique Life Cycle Story. (n.d.). Retrieved January, 2021, from <https://internationalfacade.com/news/general/aluminium-unique-life-cycle-story/>

2. Industrial Technologies Program Energy Efficiency and Renewable Energy U.S. Department of Energy. (2007). U.S. Energy Requirements for Aluminum Production. Retrieved from [https://www1.eere.energy.gov/manufacturing/resources/aluminum/pdfs/al\\_theoretical.pdf](https://www1.eere.energy.gov/manufacturing/resources/aluminum/pdfs/al_theoretical.pdf)
3. Muthu, S. S. (2018). Chapter 8 - Carbon Footprint of Aluminum Production: Emissions and Mitigation. In Environmental carbon footprints: Industrial case studies. Kidlington, Oxford, United Kingdom: Butterworth-Heinemann, an imprint of Elsevier.
4. Springer, C., & Hasanbeigi, A. (2016). Emerging Energy Efficiency and Carbon Dioxide Emissions-Reduction Technologies for Industrial Production of Aluminum. China Energy Group Energy Analysis and Environmental Impacts Division Energy Technologies Area Lawrence Berkeley National Laboratory.
5. Tuler, F. R., & Scott-Taggart, R. (2001). Aluminum. In Encyclopedia of materials: Science and technology (pp. 97-100). Amsterdam: Elsevier. doi:<https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/00019-X>
6. Kirk, T. E. (1994). European Patent No. 0 679 701 A1. European Patent Office.
7. Soo, V. K., Peeters, J., Paraskevas, D., Compston, P., Doolan, M., & Dufloy, J. R. (2018). Sustainable aluminium recycling of end-of-life products: A joining techniques perspective. Journal of Cleaner Production, 178, 119-132. doi:10.1016/j.jclepro.2017.12.235
8. Recycling & Circular Economy. (n.d.). Retrieved January, 2021, from <https://www.european-aluminium.eu/policy-areas/recycling-circular-economy/>
9. Park, H., Dong, J., Gu, Y., Lee, H., Dong, W., Yoon, E., & Gu, K. (2001). U.S. Patent No. US 6,296,817 B1. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.
10. Brough, D., & Jouhara, H. (2020). The aluminium industry: A review on state-of-the-art technologies, environmental impacts and possibilities for waste heat recovery. International Journal of Thermofluids, 1-2, 100007. doi:10.1016/j.ijft.2019.100007
11. The Aluminum Smelting Process. (n.d.). Retrieved January, 2021, from [http://www.aluminum-production.com/inert\\_anode\\_technology.html](http://www.aluminum-production.com/inert_anode_technology.html)
12. ELYSIS. (n.d.). Retrieved January, 2021, from <https://www.alcoa.com/sustainability/en/elysis>
13. (2021). Patent No. CN111994928A

# İkiz Merdaneli Döküm Yöntemi ile Geri Dönüşüm Dostu Alaşım Levha Üretimi

## Production of Recycling Friendly Alloy Coil With Twin Roll Casting Method

Koray DÜNDAR, Ali ULUS, Canan İNEL, Görkem DEMİR, Sümbüle SAĞDIÇ, Yusuf ÖZÇETİN, Samet SEVİNÇ

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

In the twin roll casting method, primary and secondary aluminium are used as raw materials. In recent days, cleaner production / green production for the resources on earth has come to the fore. Aluminium materials are evaluated for sustainability as they are 100% recyclable. In this study, a recycling friendly and standardized alloy was produced by increasing the aluminium raw material content, secondary aluminium source amount, used in the production of 3XXX series aluminium. The final product properties of the rolls cast by the twin roll casting method were evaluated within the scope of the product used in the construction industry. Mechanical properties, microstructure analyses and corrosion tests and alloy properties produced within the scope of the study were compared with standard products. Compared to standard products, no quality inconsistency or loss of productivity was found by increasing the amount of secondary, recycling friendly alloy was produced.

### Özet

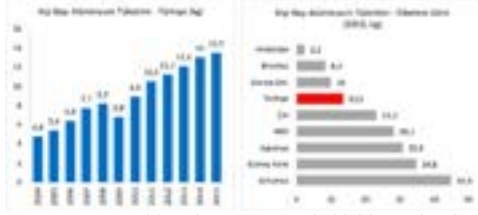
İkiz merdaneli döküm yönteminde hammadde olarak birincil ve ikincil alüminyum kullanılmaktadır. Son günlerde, dünya üzerindeki kaynaklara ilişkin daha temiz üretim / yeşil üretim ön plana çıkmaktadır. Alüminyum malzemeler %100 geri dönüşümlü olması sebebi ile sürdürülebilirlik için değerlendirilmektedir. Bu çalışmada, 3XXX serisi alüminyum üretiminde kullanılan alüminyum hammadde içeriği sekonder alüminyum kaynak miktarı artırılarak geri dönüşüm dostu ve standartlara uygun bir alaşım üretilmiştir. İkiz merdaneli döküm yöntemi ile dökümü gerçekleştirilen ruloların nihai ürün özellikleri inşaat sektöründe kullanılan ürün kapsamında değerlendirilmiştir. Mekanik özellikler, mikro yapı analizleri ve korozyon testleri ile çalışma kapsamında üretilen alaşım özellikleri standart ürünler ile kıyaslanmıştır. Standart ürünlere kıyasla kalite ve uygunluğa ve verimlilik kaybına rastlanmamıştır. Sekonder miktarının artırılması ile geri dönüşüm dostu alaşım üretimi gerçekleştirilmiştir.

### 1. Giriş

İkinci Dünya Savaşı sonrası yaşanan kaynak sıkıntısı nedeniyle başlayan geri dönüşüm hareketi, sunduğu birçok avantajla dünyadaki cazibesini giderek artırmaktadır. Günümüzde geri dönüşüme yatırım yapan ülkeler pek çok avantaja sahip olmaktadır. Öyle ki; demir, çelik, bakır, kurşun, kâğıt, plastik, kauçuk, cam, elektronik atıklar gibi maddelerin geri kazanılması ve tekrar kullanılması, çevre kirliliğini önlediği gibi doğal kaynakların tüketimini azaltmakta ve ekonomik anlamda büyük tasarruf sağlamaktadır. Sadece tek bir alüminyum kutunun geri dönüştürülmesi bile bir televizyonu üç saat boyunca çalıştıracak enerji tasarrufu yaratabilmektedir. [1]

Geri dönüşüm, hurda vasfı kazanmış yarı ürün ve ürünlerin doğaya atılmayıp çevrime ve kullanıma alınmasını tarif eden genel ifadedir. Hurda alüminyumunu yeniden değerlendirme (recycling), geri kazanma (recovery) ve yeniden ergitme (remelting) işlemleri günümüzde oldukça önemli hale gelmiştir. Yeni hurda, yarı mamul ve son ürünün imalatı sonrası artık olarak kalan kısmı iken eski hurda tüketicilerin atıkları, ömürlerini doldurmuş son ürünleri kapsar. Yeni hurdanın değerlendirmeye alınması genellikle geri kazanım olarak anılırken, eski hurdanın toplanması ve sisteme dâhil edilmesi yeniden değerlendirme olarak nitelenir. Birincil üretim, doğal ham maddeden gelen ürünleri kapsarken, ikincil üretim hurdanın geri dönüştürülmüşü, kısaca “yeni-eski-yeni” çevrimidir. [2,3]

Türkiye olarak alüminyumdaki cari açığımız rahatsız edici boyutta olmakla birlikte ihtiyacımız olan alüminyum ham maddeyi (külçe) büyük oranda ithal etmekteyiz. Avrupa’da 25-30 kg kişi başına alüminyum kullanımı varken, Türkiye’de kişi başına alüminyum kullanımı 10-15 kilogram civarında seyretmektedir. İhtiyacımız olan birincil (cevherden) ve ikincil (hurdadan) alüminyum veya her iki bileşeni yurt dışından temin etmekteyiz. İç üretim büyük ölçüde ikincil kaynaklı olup hem miktar hem de kalite olarak yetersizdir. [3]



**Grafik 1.** Türkiye’de ve Dünya’da kişi başı alüminyum tüketim miktarları [1]

Ülkemiz, hurdadan ikincil alüminyum üretimini 2 sebepten dolayı önemsemelidir.

1) Cevher kıskıntımızın olması, kısaca birincilin girdisi olan Boksit rezervimiz düşüktür.

2) Türkiye enerji yoksunu bir ülkedir. %75 tüketim oranı ile ithalata bağlıdır ve doğal olarak birincil alüminyum üretiminden uzaklaşmak zorundadır. Bu nedenle kullanım dışı olmuş alüminyum ürünler doğaya hurda olarak atılmamalı ve yeniden değerlendirilmelidir. Enerji girdisi ve sera gazı çıktısı yönüyle çok uygun ve ekonomik olan ikincil alüminyum üretimi kalite değeri artırılarak teşvik edilmelidir. [4,5]

#### Birincil ve İkincil Alüminyum Tesislerin Karşılaştırılması

Endüstriyel anlamda bakıldığında ise, ikincil alüminyum tesis yatırımları gerek yatırım altyapısı, planlaması ve işletmesi açılarından, birincil alüminyum tesislerden çok daha sade ve hızlı üretime geçebilen yatırımlardır. Çok kabaca aynı kapasiteye sahip bir ikincil alüminyum tesisi yatırım bedeli, birincil alüminyum tesisi yatırım bedelinin yaklaşık %10-25’ kadardır. Bir ikincil alüminyum tesisin üretime geçme süresi ise, birincil alüminyumun tesisine göre %70 daha kısadır. [5]

**Tablo 1.** Birincil ve İkincil Alüminyum Endüstrilerin Karşılaştırılması [6]

Birincil Alüminyum Endüstrisi	İkincil Alüminyum Endüstrisi
Yüksek yatırım maliyeti	Düşük yatırım maliyeti
Uzun üretime geçme süresi	Kısa üretime geçme süresi
Yüksek enerji tüketimi	Enerji tasarrufu
Doğal boksit kaynaklarının hammadde olarak kullanımı	Boksit kaynaklarının kullanımında tasarruf
Yüksek oranda kirli gaz salınımı	Düşük oranda kirli gaz salınımı

Alüminyum metali enerji bankası olarak tanımlanır. Çünkü boksit madencilikinden döküm sürecine kadar geçen zaman içinde 1 ton birincil alüminyum için yaklaşık 194,000 MJ enerji harcanır. Ancak bu enerji kaybolmaz. Malzeme ömrünü doldurarak, hurdaya çıktığında 10,500 MJ (yaklaşık birincil üretimde harcanan enerjinin % 5’i) enerji harcanarak ve çok büyük ölçüde ilk özelliklerini kaybetmeden yeniden üretilebilir.[7]

1 kg birincil alüminyum üretimi sırasında yaklaşık olarak 9.7 kg CO<sub>2</sub> eşdeğeri sera gazı atmosfere salınır. Bunun 5.4 kg’ı

elektrik üretimi sırasında, kalan 4.3 kg’ı ise boksit madencilik ve alümina üretimi sırasında ortaya çıkar. Eski teknolojiye sahip elektroliz tesislerinde ve elektriğin kömürden elde edildiği tesislerde bu sera gazı salınımı oldukça artar. Kömür kaynaklı elektrik üretimi yapıldığında kg alüminyum başına CO<sub>2</sub> eşdeğeri sera gazı üretimi 20.8 kg’a kadar çıkabilir.[8]

Günümüzde “eski alüminyum hurdaların” yeniden üretime katılmasıyla yıllık yaklaşık olarak 80.000.000 ton daha az sera gazı salınımı yapılmaktadır. Bu rakam 15 milyon adet binek arabanın ürettiği sera gazı miktarına eşittir. Birincil alüminyum üretimi sırasında 1 ton alüminyum üretimi için 650 kg CO<sub>2</sub> eşdeğeri 0.1 kg floride üretilirken, ikincil üretim sonucunda açığa çıkan sera gazı miktarı 250 kg CO<sub>2</sub> eşdeğeri kadardır.[9,10]

**Tablo 2.** Birincil ve İkincil üretim için tüketim ve salınım değerleri [6]

	1 Ton Birincil Alüminyum için	1 Ton İkincil Alüminyum için
Toplam (MJ)	193,702	10,321
Yenilenebilir Enerji (MJ)	57,352	452
Fosil Yakıt Enerjisi (MJ)	136,350	9,869
Kömür (MJ)	50,807	937
Pertol (MJ)	21,268	1,319
Doğal Gaz (MJ)	36,335	7,151
Nükleer Enerji (MJ)	8,282	419
Diğer Enerji (MJ)	0	44
Alümina Üretimi (MJ)	19,657	0
CO <sub>2</sub> (kg)	10,470	620
Perflorokarbon (kg)	0,30	0
PFC, CO <sub>2</sub> eşdeğeri (kg)	2,227	0

#### 1.2. Geri Dönüşüm

IAI-Uluslararası Alüminyum Kuruluşu ve EAA-Avrupa Alüminyum Kuruluşuna göre dünyada ikincil alüminyum üretimi birincil alüminyum üretimine göre %40 daha hızlı büyümektedir. Alcoa, Hydro, Novelis, Aleris ve Constellation gibi büyük alüminyum üreticileri de dâhil, sektör oyuncularının tümü tüketicilerle iş birliği yapıp sürdürülebilirlik stratejilerini geliştirmektedir. Dünya havacılık endüstrisinin büyümesi ve son 2 yıldır otomotiv sac talebinin artması hurda yönetimi stratejilerini öne çıkarmıştır. Tekrar ergitme ile yeni otomotiv sacı eldesi olanaklıdır. Otomotivde kullanılan alüminyum rulonun %40’ı araç üreticileri tarafından çevrime yeni hurda olarak geri verilmektedir. Hadde ürünü için büyük yatırımı olan şirketler, geri dönüşümden sac üretme yatırımı da yapmaya başlamışlardır. [11]

Yıllık ortalama 110 milyon tonluk girdi ile gerçekleştirilen ham ve son ürün alüminyum üretiminin yarısına yakın kısmı ikincil kaynaktan gelmektedir. Tekrar ergitilen alüminyumun %60’ı yeni hurda niteliğindedir. İçecek kutuları gibi işlevini doldurmuş ürünler eski hurda için en iyi

örnek olup, süreç sonu elde edilen ürüne yeniden değerlendirilmiş ikincil alüminyum denir. [12]

Ürünlerde artan alüminyum kullanımı demek, bir bakıma artan geri dönüşüm demektir. Şimdiye kadar üretilmiş 1 milyar ton alüminyumun %75'i kaçınıcı kez ergitildiği bilinmeyen geri dönüşüme aittir. Kullanılan alüminyum kolayca ve sonsuz kez geri dönüşüme uğratılır. Bu ikincil alüminyumda, ilave işlemlerle katkı malzemeleri azaltılabildiğinden kalite problemi de olmaz. Etkili alüminyum geri dönüşüm ve geri kazanım gelecek yıllarda enerji tasarrufu gereksinimiyle daha da önem kazanacaktır. İkincil alüminyum, birincil alüminyuma göre %95 daha az enerji harcar. Geri dönüşüm karbon ayak izini düşürmenin en iyi yoludur. [12]

Brezilya, AB, Japonya ve Kuzey Amerika alüminyum geri dönüşümünde başı çekmektedir. Çin ve diğer ülkelerde de artış vardır. Çin'de toplam alüminyum üretiminin %20' si hurdadan elde edilmektedir. AB'de her yıl 4.3milyon ton değerlendirilebilir alüminyum hurda ortaya çıkmaktadır. Bu toplam alüminyum talebinin %40'ı demektir. AB-27 ülkelerinde üretilen alüminyumun 2/3'ü ikincil alüminyum kaynaklıdır ve artışı günden güne devam edecektir. %63 içecek kutularında, %90 inşaat, yapı, otomotiv ve ulaşımda erişilen geri dönüşüm oranlarıdır. Bugün, Avrupa da son tüketici alüminyum geri dönüşümü ile 90 milyon ton CO<sub>2</sub> çıktısı önlenir ve 100.000 GWh ten fazla enerji tasarruf edilir. Tasarruf edilen bu enerji Hollanda'nın yıllık tüketimine eşittir. [12,13]

#### Avantajlar ve Dezavantajlar

Birincil alüminyuma göre enerji tasarrufu yanında, hurdada mevcut alaşım elementleri sayesinde ikincil alüminyumda girdi maliyeti çok düşüktür. Dezavantaj ise özellikle içecek kutularının tekrar ergitilmesiyle artan katkı elementleridir. Katkı elementlerin yanında alüminyum içine, yabancı elementler, organikler, tozlar ve benzeri kirlilikler de geçebilir. Bugünkü geri dönüşüm oranı yeni içecek kutusu imalatını olumsuz etkilemez. Eğer yeniden değerlendirilen hurda miktarı artarsa; yeni içecek kutusu birincil hammadde katkı oranı da arttırılmak zorunda kalacaktır. Bu seviyeyi aşan değer ise geri dönüştürülmüş malzeme kalitesini bozar. Ticari sır olduğundan meşrubat kutusu malzeme analiz bilgileri yayınlanmaz. [15,16,17]

Alüminyum hurda ayırma çok karmaşık bir iştir. Milyonlarca ev eşyası, bölgesel otoriteler, küçük ve orta boy toplayıcılar ve metal tüccarları bu ayırma işlemlerinin parçalarıdır. Ülkelerin atık ve çevre politikaları, toplama etkinliğini yönlendirir. Manyetik, yoğunluk, Eddy akımı, renk sensörü ile mekanik ayırma yapılır. Alüminyum alaşımlarının ayrılması için X-ışınları metodu da kullanılır. Dövme ve dökme alaşımlar mekanik işlemlerden önce ayrılır. Katkı elementleri ergitme fırınına tuz flaks ilavesiyle alınır ve alaşım kalitesi yükseltilir. [17,18]

Alüminyum devi Aleris'in ürettiği alüminyum alaşımlarıyla ilgili istatistik verisi: Havacılık sektörüne sevk edilen her ton alüminyum plaka ve sacın %70-80'i yeni hurda olarak geri gelir. Sevk edilen 3004 alaşımı alaşım endüstrisinde kullanılır ve %69 geri kazanım malzeme içerir. Yapı ve inşaatda kullanılan 3105 alaşımı % 96 (en yüksek) geri dönüşüm malzeme içerir.[18]

#### **2. İkiz Merdaneli Döküm Yöntemi**

İkiz merdaneli sürekli döküm yönteminde, sıvı metal, seramik tip yardımı ile su soğutmalı merdaneler arasında transfer edilerek burada katlaşır. Bu yöntem, DC döküm yöntemine göre ingot dökümü, yüzey temizleme, homojenleştirme ve sıcak haddeleme işlemlerini kapsamadığından, maliyet açısından değerlendirildiğinde levha üretimleri için daha avantajlı olmaktadır.[18]

İkiz merdaneli sürekli döküm teknolojisinde, sıvı metal, su soğutmalı ikiz merdanelere geçtiği anda yüzeyde hızlı bir katılma meydana gelir. Hızlı katılma ve haddelemenin de etkisi ile ikiz merdaneli sürekli döküm yöntemine özel bir mikro yapı elde edilmektedir. Bu yöntemle üretilmiş dökme ruloların kesit boyunca mikro yapısı incelendiğinde yüzeylerde ince taneli bir yapı meydana gelirken, alüminyum matrisinin içerisinde aşırı doymuş katı çözelti ve inter-metalik çözeltilerin bulunduğu heterojen bir yapı meydana gelir. Döküm mikro yapısının sahip olduğu bu özellik, uygun döküm, kimyasal kompozisyon, döküm koşulları ve termo-mekanik proses seçimi yapılmadığı takdirde levha ürünlerinde bazı kalite problemlerine neden olmaktadır.

İkiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile dökülen alaşımlar genellikle dar katılma aralığına sahiptir. Bu üretim yöntemindeki en önemli zorluk, yüksek verimlilik ile iyi fiziksel ve mekanik özelliklere sahip malzeme üretmektir.

Bu çalışma kapsamında, Novelis TRC Döküm makinası ile 3105 serisi alüminyum rulo üretimi gerçekleştirilmiştir. İki farklı sekonder kullanım oranına (%40 - %80) göre dökülen rulolar için termo-mekanik prosesler belirlenerek malzemelerin korozyon davranışları ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

#### **3. Deneysel Çalışmalar**

Alüminyum alaşımları arasında inşaat sektöründe yaygın olarak kullanılan 3105 serisi alaşım seçilerek İkiz Merdaneli Döküm yöntemiyle iki farklı sekonder kullanım oranı (3105-2 %40 / 3105-4 %80) ile alüminyum rulo dökümü gerçekleştirilmiştir.

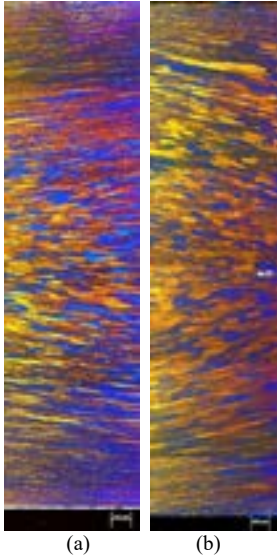
Döküm öncesi EN 573-3 Standardına uygun olarak 3105-2 ve 3105-4 için iki farklı kimyasal kompozisyon belirlenmiştir.



**Çizelge 1.** Belirlenen kimyasal kompozisyon.

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
EN 573-3	0,6	0,7	0,30	0,30-0,80	0,20-0,80
3105-2	0,10 – 0,25	0,35-0,45	0,07-0,11	0,30-0,40	0,25-0,45
3105-4	0,28-0,30	0,50-0,55	0,10-0,11	0,40-0,43	0,35-0,40

Her iki alaşımdan döküm kalınlığında numune alınarak kesit mikro yapısı incelenmiştir. (Şekil-1) Metalografik inceleme için hazırlanmış numunelerin mikro yapı görüntüleri ZEISS Scope A1 model optik mikroskop ile çekilmiştir.



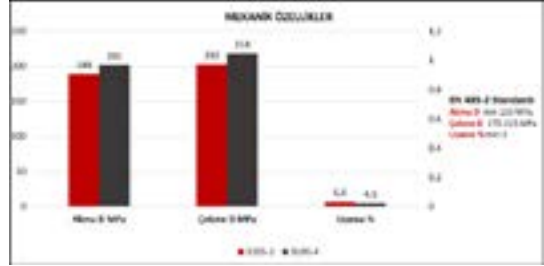
**Şekil 1.** Döküm kalınlığındaki mikro yapı (L)  
a) 3105-2 alaşımı b) 3105-4 alaşımı

Şekil 1’de döküm kalınlığındaki numunelerin kesit boyunca döküm yönüne paralel mikro yapısı yer almaktadır. Her iki numune incelendiğinde döküm kalınlığında intermetaliklerin merkezde yoğun bir dağılım gösterdiği görülmüştür.

Her iki alaşım için, inşaat sektöründe kullanılan H46 kondisyona sahip ürüne yönelik olarak; mekanik özellikler ve proses detaylarını belirlemek için laboratuvar ortamında proses çalışması yapılmıştır.



**Şekil 2.** 3105 alaşımı için üretim rotası



**Şekil 3.** İki farklı kimyasal kompozisyonun nihai kalınlıktaki (0,45 mm) mekanik özellikleri

Dökümü gerçekleştirilip nihai kalınlığa gelen malzemelerden korozyon testleri için 5 cm x 5 cm boyutlarında numuneler hazırlanarak Sakarya Üniversitesi bünyesindeki Metalurji ve Malzeme Mühendisliği’nde bulunan Gamry marka potansiyostat cihazında korozyon hücresi dizaynı ile teste alınmıştır. Bu hücrede ölçüm yapılacak numuneler anot malzeme olarak davranmaktadır. Grafit ise katot görevi görmektedir. Doymuş kalomel elektrot kullanılarak 0,5 molar sodyum klorür çözeltisinde test başlatılmıştır. Hücreye uygulanan voltaj başına korozyon akımı değerlerinden logaritmik olarak tafel eğrileri oluşturulmuştur. Bu eğrilerin ekstrapole edilmesinden sonra her bir numune için korozyon akımı değerlerine ulaşılmıştır.

**Çizelge 2.** Korozyon akımı test sonuçları

ALAŞIM	KALINLIK (mm)	KOROZYON AKIMI
3105-2	0,45	10-15 nA
3105-4	0,45	303 nA
3105-2	0,38	110 nA
3105-4	0,38	300 nA
3105-2	0,28	1109 nA
3105-4	0,28	1400 nA

#### 4. Sonuçlar ve Tartışma

Bütün bu gelişmeler sonucunda temel amaç bugün toplam alüminyum tüketiminin %30’unu karşılayan İkincil alüminyum malzeme miktarını arttırmaktır. Ticari alüminyum üretiminin başladığı 1890 yılından 2010 yılına kadar yaklaşık olarak 970 milyon ton alüminyum üretildiği kabul edilebilir. Bu metal miktarının yaklaşık %75’i yani 727 milyon tonu hali hazırda kullanımdadır; diğer bir deyişle ikincil alüminyum endüstrisi için potansiyel hammadde kaynağıdır ve sürdürülebilir alüminyum ekonomisinin itici gücüdür.

İkincil alüminyum endüstrisinin temel hedefi ya da toplam alüminyum endüstrisi referans alınarak bakıldığında, ikincil alüminyum endüstrisinin

temel işlevi, en çok miktarda alüminyum malzemeyi ikincil cevrimde sokmak, ikincil cevrimin “kapalı döngü yeniden değerlendirme” bazında ilerlemesini sağlamak ve her bir çevrimde hurda hazırlama, ergitme ve rafinasyon aşamalarında metal kaybını minimize etmektir. Ulaşılabilecek ideal nokta budur.

- İkiz merdaneli sürekli döküm teknolojisi ile %40 ve %80 sekonder alüminyum kullanım oranına sahip 3105 alaşımı başarılı bir şekilde dökülmüş ve proses edilmiştir.
- Nihai kalınlıktaki malzemelerin mekanik özellikleri EN 485-2 standardına uygun gelmektedir. 3105-4 kimyasal bileşiminde temel alaşım elementleri 3105-2 alaşımına göre biraz daha yüksektir ve bu nedenle akma-çekme dayanımları yaklaşık 15 MPa daha yüksek gelmektedir.
- Korozyon sonuçlarını incelediğimizde; her iki alaşım için üç farklı nihai kalınlıkta korozyon testleri yapılmış olup %40 sekonder alüminyum kullanımına sahip 3105-2 alaşımında, %80 sekonder alüminyum kullanım oranına sahip 3105-4 alaşımına göre daha iyi sonuçlar elde edilmiştir. Ancak 3105-4 için tespit edilen değerler; uzun süreli korozyon testlerinde elde edilen sonuçlara göre; ihtiyaç duyulan standart değerler açısından olumsuz bir sonuç ortaya koymamıştır.

#### Teşekkür

Çalışma süresi boyunca her türlü yardımı ve desteği gösteren ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.’nin Yassı Mamuller Fabrikası çalışanlarının tümüne teşekkür ederim.

#### Referanslar

- [1] ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, 50. Yılı Sempozyumu, Metal Bulletin Research (MRB) The Global Aluminium Industry Outlook to 2025
- [2] “Global Aluminium Recycling”, International Aluminium Association, 15 Jan. 2013
- [3] G. Djukanovic, “The Growing Importance of Recycling”, Aluminium Times Annual Review 2015, s:6-8, European Aluminium Association
- [4] Aluminium Recycling : A Key Sustainability Element for the Primary Producers and The Alcoa Commitment / Greg Wittbecker – Alcoa / Metal Bulletin 23rd International Aluminium Conference/ Montreal / September 2008
- [5] The European Aluminium Industry / Tadeu Nardocci / Novelis / 11th OEA Congress / February 2011 - Vienna
- [6] Birincil ve İkincil Alüminyum Üretim Süreçleri / Erman Car / TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Alüminyum Komisyonu / Yayın No:2 / 1998

[7] Aluminium Recycling – Key Messages / EAA / November 2006 / www.oea.org

[8] A New System for the Classification of Aluminium Scrap Material / Hoberg H. – Meier-Kortwig J. – Wolf S. / Institute for Mineral Processing, Coking and Briquetting and Chair for Processing and Recycling of Solid Waste Material / RWTH / Aachen

[9] Aluminium Recycling Report / DOE / 1998

[10] Non-ferrous Metals Recycling: Economic, Technical and Environmental Aspects of Aluminium and Lead Market in Brazil / Heloisa V. Medina / CETEM – Centro de Tecnologia Mineral / Recycling Workshop / St. Petersburg / 2003

[11] Material Cycle not Product Cycle / Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. / www.aluinfo.de

[12] Recycling: The Next Growth Driver in Aluminium Industry / Metalworld Research Team / Metalworld / May 2008

[13] Processing and Use of Aluminium Scrap in a hanging Supply Scenario / Franz Bijlhouwer – Quality Consultant / Metal Bulletin’s 11th International Secondary Aluminium Conference / Paris / November 2003

[14] Aluminium Recycling: The Commercial Benefits, the Technical Issues and the Sustainability Imperative / Pal Vigeland – HYDRO / Metal Bulletin 9th International Secondary Aluminium Conference / Prag / 2001

[15] Urban Mining-Opportunity to Further Close the Aluminium Loop? / Stefan Glimm / GDA / 11th OEA Congress / February 2011 - Vienna

[16] Aluminium Recycling in Switzerland – A Model for Europe / Jurg Gerber / 11th OEA Congress / February 2011 - Vienna

[17] Aluminium Recycling: The Climate Change / Andry Doran / Novelis

[18] Global Aluminium Recycling, the Global Energy Cycle and the Role of Society Regarding Collection / IEA-IAI Workshop / Jurg Gerber / Alcan / May 2007

# Development of Novel Coating Materials for Sustainable Industrial Future

## Sürdürülebilir Endüstri Geleceği için Yeni Nesil Kaplama Malzemelerinin Geliştirilmesi

Osman Halil ÇELİK, Zeynep Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK, İlyas Artunç SARI

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

The FORGE project aims to reach economic advantage, via the application of resistant CCM coatings onto a inexpensive metal substrates, as well as offering the benefits of reparability – the cost of coating is reasonable as compared to a cast component. It is planned to achieve the aims of the project by performing the main topics as alloy design, coating development, sensor system development and testing, respectively. It is aimed to provide energy and cost savings by developing the appropriate coating. These coatings will be applied in energy-intensive industries such as steel, cement, aluminium and ceramics to validate their accuracy.

### Özet

FORGE projesi, dayanıklı kompleks bileşimli kaplamaların pahalı olmayan bir metal alt tabaka üzerine uygulanması yoluyla ekonomik avantaj sağlamanın yanı sıra, tamir edilebilirlik, enerji tasarrufu gibi avantajlar sağlamayı hedeflemektedir. Sırasıyla alaşım tasarımı, kaplama geliştirme, sensör sistemi geliştirme ve test ana başlıkları gerçekleştirilerek projenin amaçlarına ulaşılması planlanmaktadır. Bu kaplamalar doğrulanmak için çelik, çimento, alüminyum ve seramik gibi enerjinin yoğun kullandığı endüstrilerde uygulanacaktır.

### 1. Introduction

The global aluminium production is increasing rapidly to keep pace with the swelling demand. Though the production in Europe is being steady throughout the years as compared to China and other regions of the world, the aluminium market in Europe is still very potential as aluminium demand in Europe will continue to be driven by growing demand in many applications.

**Table 1.** Number of Plants of Target Industries

Industry	Production Facility	
	Europe	Global
Iron and Steel	500	>12500
Aluminium	600	>2000
Cement	341	>6000
Ceramic	2000	>13100

The path to reach Europe's greenhouse gas reduction targets is particularly challenging for the biggest energy intensive industries, such as steel, cement, aluminium and ceramics. The new strategic direction for these industries lies in the adoption of more deliberately sustainable practices. However, the high temperatures involved, the presence of acid contaminants and abrasive particles make the surface erosion and corrosion of standard materials prohibitive in terms of service life and material costs.

A recurring theme across these sustainability improvements is the limiting capability of common materials to tolerate the corrosive, erosive, reactive and high temperature process gases.

Energy intensive industries rely on technological advances in terms of waste heat recovery, carbon capture, alternative process chemistries, and use of high-energy processes to increase output and efficiency while reducing greenhouse gas emissions. Despite the strategic sustainability, the processes currently employed have limited efficiency due to the limited tolerance capability of their base structural materials, which are constantly exposed to damage mechanisms such as erosion, corrosion, surface oxidation and hydrogen embrittlement advocating the need for development of novel resistant materials.

### 2. The Scope of The Project

The FORGE project will develop methodology to design optimal high-performance coatings to resist a specified set of degradation mechanisms, and to define the best method to apply them.

Several CCM materials have been tested and found by consortium partners to possess remarkable strength and corrosion properties at experimental level. This is exactly what has driven the development of these material in research. This knowledge will be employed to allow the project to start at a TRL3 level. Moreover, the alloy development will be performed by different stages of testing, with the last one being a performance evaluation within industry environments (i.e. aluminum, steel, cement and ceramics manufacturing). This will allow a TRL5 to be reached.

Project ambition is to establish novel economical and efficient materials, designs and methods in surface engineering to produce high performance coated surfaces optimized for operating in the aggressive environments of energy intensive industries such as steelmaking, cement, aluminium and ceramics. Success in the project will enable the increased use of high-performance coatings on cost-effective carbon steel or ceramic substrates, hence environmental load in terms of carbon and water footprint will be significantly reduced from the avoidance of the use of costly Corrosion Resistant Alloys and sophisticated ceramics; This will increase the lifespan of critical components such as furnaces, turbines, heat exchangers, valves, separators, H<sub>2</sub>S abatement systems and pumps.

**Table 2.** Critical Components of Energy Intensive Industries

Steel Industry	Aluminium industry	Cement industry	Ceramic industry
Pressure vessels and pipes for H <sub>2</sub> storage	Extrusion dies	Waste Heat Recovery system	Refractory surface of the kiln
Grinding machine for raw material		Inner body of the raw mill, fan blades	

In order to facilitate the development of future sustainable processes as well as surviving current harsh environments in energy intensive industries, the FORGE project will address the materials surface degradation problems found in these environments, both now and in future, and focus on four key problems which are corrosion of metallic components, hydrogen embrittlement, erosion and thermal breakdown.

Given that these are all surface mechanisms, and that the replacement of standard low-cost materials with expensive new alloys would be cost prohibitive, the overall FORGE project objective is to develop a set of cost-effective highly protective coatings, based on novel Compositionally Complex Materials (CCMs) - both metal Alloys (CCAs) and Ceramics (CCCs) - to provide the required hardness, chemical stability and gas barrier properties for challenging applications.

**2.1 Expected Impact**

In the last 50 years, the energy intensive industries have achieved significant improvement in energy efficiency by 10-30%, reduction in energy intensity by 40-60%, and reduction in CO<sub>2</sub> emission by 7-20%, meaning that there is little room for further improvement on the basis of existing technology, especially for energy efficiency improvement.

FORGE will achieve energy and cost savings, and efficiency improvement through improved coating

applications on critical components, reduced cost associated with less frequent periodic maintenance as well as reduced on-demand maintenance, reduced cost due to improved operation, increased energy efficiency due to extended service life and reduced down-time, and reduced environmental impacts per unit output.

Estimations on energy, cost, efficiency and environmental performances of FORGE technology are energy efficiency improvement of the target production and/or operation processes of at least 30%, reduction of CO<sub>2</sub> emissions and resource utilization by 20%, increased lifetime of the equipment by at least 20%, enhance service life of components by 15-35%, reduce CO<sub>2</sub> emissions by 40%, Save lifetime material related costs >24% and energy efficiency from by 20%.

**Table 3.** Comparison of FORGE CCAAlloy

	Hardness	H <sub>2</sub> S	Process Fluids at High Temp.
Carbon Steel ASTM A36	150 Hv	Resistant	Corrodes
Stainless Steel 304L,316L	150 Hv	Poor	Fairly Resistant
Inconel	185 Hv	Resistant	Well Resistant
Titanium grade 5 alloys	100 Hv	Resistant	Highly Resistant
FORGE CCAAlloy	800 Hv	Excellent	Highly Resistant

From the table above, it is clear that FORGE consortium is expecting to develop material with hardness at least four times higher than state of the art (SOA) materials.

**2.2 Business Plan**

For Aluminium industry, in the determined task, the CCA coating optimized for PT3 (resistance to mechanical damage) will be applied to the solid and open aluminium profile dies. This task will begin with extrusion simulation of the current aluminium alloys, in order to sustain extrudability of the aluminium billets. For this purpose, QFORM simulation program will be used. Aluminium extrusion dies can be divided into 2 groups: open profile dies, generally made of hot working tool steel to extrude high strength alloys for automotive industry and solid profile dies, generally made of hot working tool steel to extrude high silicon content aluminium alloys. In this task, extrusion dies will be produced with machining operations from bulk slab hot working tool steel material. Two dies will be produced for each open and solid profiles. One of them will be coated and then other one will be left uncoated. Billets which are also known as a raw material for extrusion process will be produced with direct chill casting method. After there will be homogenization thermal treatment process to stabilize the microstructure of the billets. Extrusion trials will be performed with coated and

uncoated open and solid dies to see the effect of the coating on wear resistance of the dies. Profiles which are produced via the extrusion technique and the extrusion dies themselves will be characterized by optical and scanning electron microscopy, emission and energy dispersive X-ray spectrometry, electron backscatter diffraction, hardness (HB, HV), tensile test etc. Broken dies after extrusion process will be controlled with failure analysis method by ASAS to understand the failure mechanism resulting from wear, material and heat treatment of the microstructure. Each result will compare with each other and understand how the coating is effective on wear deformation. In addition to the aluminum sector, similar trials will be carried out in other sectors mentioned before.

FORGE technology will be applied for different critical components in steel, aluminum, cement and ceramic manufacturing plants against four key performance indicators (KPIs) or performance targets (PTs) to extend the service life of these components from an average 3-6 years to 8-10 years:

**Table 4.** Performance Targets (PTs) of The Project

PT 1	Resistance to CO <sub>2</sub> – acid corrosion, contaminants; enhanced degradation from supercritical effects
PT 2	Resistance to H <sub>2</sub> – penetration of atomic hydrogen; potential to trap H <sub>2</sub>
PT 3	Resistance to mechanical damage – wear/erosion
PT 4	Temperature stability - the capacity of the material to retain the other PTs even at high temperature.

More inclusively and on a longer term basis, FORGE technology concept is expected to reach at TRL5 by second quarter of 2024. Upon reaching the technological maturity (at TRL9) beyond 2028, the main exploitable outcome of FORGE will be high performance CCA and CCC coating applications over different critical components of the energy intensive industries, high performance materials capable to operate in high temperature for a minimum lifetime 8-10 years, cost efficient high-performance materials to protect components against corrosion, erosion and wear phenomenon and KBS (Knowledge Database System) based decision support system for high performance material selection capable to operate in harsh operating conditions.

**3. ASAS' Role**

A special alloy with high silicon content is extruded using this die, which results in high wear deformation on die. Because of that, replacement of solid profile die 6 times more is needed on current applications, than a conventional aluminium alloy. When the friction increases, temperature increases as well and can lead more wear deformation on

die. In current situation only 2 tons of this special alloy extrusion can be achieved with this die instead of 40 tons of conventional aluminium alloys. Due to this problem, cracks start to occur on the die. If the extrusion process continues the head of the die break off completely.

For solving the above mentioned problem, ASAS will be one of the validators of the developed coating. First of all, ASAS supplies data for technology development regarding aluminium profile dies made from steel. In order to validate the coatings which will decrease the wear deformation, ASAS will perform die design optimization, billet casting with direct chill casting, aluminium extrusion and final characterizations and tests.

**4. Results**

FORGE project will not only contribute to the energy intensive industries such as steel, aluminium, cement, and ceramics, but will also be a pioneer for similar studies in other sectors. In addition to increasing the efficiency of these sectors, it will also take great steps in environmental issues such as increasing green, reducing carbon and waste heat recovery. Being sensitive to the environment is one of the important points emphasized in Horizon 2020 makes the FORGE more valuable.

Application of coatings at key points, leads to lifetime extension at a comparatively low cost. By being specific about the location of the applied coating treatments the overall system costs can be minimized, compared to treating the whole of a system.

Increasing interest of companies around the world on these issues will both make the world more livable and enable them to acquire know-how about the inevitable issues of the future.

**Acknowledgement**

FORGE project has received funding from the European Union’s Horizon 2020 research and innovation program under grant agreement no. 958457

**References**

[1] Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review; Yunzhu Shi, Bin Yang, and Peter K. Liaw  
 [2] Chou et al. The effect of Mo on the corrosion behaviour of the HEA Co1.5CrFeNi1.5Ti0.5Mox in aqueous environments. Corrosi. Sci. 2010.  
 [3] Y. Zhao et al, Resistance of CoCrFeMnNi high-entropy alloy to gaseous hydrogen embrittlement, Scr. Mater. 135 2017.  
 [4] Luo H., Lu W., Fang X., Ponge D., Li Z., Raabe D., Materials Today 21 (2018) 1003-1009.

- [5] D. Khatamian, F.D. Manchester Bull. Alloy Phase Diagr., 9 (1988), p. 252.
- [6] US Patent 5867552, Zirconium based two phase alloys for hydride resistant nuclear reactor components, General Electric Company, 1999.
- [7] H. Chen et al., High entropy (Yb<sub>0.25</sub>Y<sub>0.25</sub>Lu<sub>0.25</sub>Er<sub>0.25</sub>)<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> with strong anisotropy in thermal expansion, J. Mat. Sci. & Technol. 36 (2020)
- [8] Y. Dong et al., High-entropy environmental barrier coating for the ceramic matrix Composites, J. Eur. Ceram. Soc. 39 (2019)
- [9] Thermal Sprayed Coatings Used Against Corrosion and Corrosive Wear; P. Fauchais and A. Vardelle SPCTS, UMR 7315, U. Limoges
- [10] METCO/ Perkin Elmer, (1989), "Diamond Jet System and Gun Manual", USA.
- [11] Thorpe, R., et al., (2000), "HVOF Thermal Spray Technology", Journal of Advanced Materials and Processes, Vol. 157(4), pp. 27-29.
- [12] Y. Li and J. Ma, "Study on overlapping in the laser cladding process," Surf. Coat. Technol., 90, 1–5 (1997)
- [13] A.R. Marrion (2004) The Chemistry and Physics of Coatings: Edition 2.  
<https://doi.org/10.1039/9781847558206>
- [14] High entropy alloys and corrosion resistance –a bird's eye view; S. John Mary, R. Nagalakshmi, Susai Rajendran and R. Epshippa
- [15] Zhang, Y.; et al. Microstructures and properties of high-entropy alloys. Prog. Mater. Sci. 2014, 61, 1–93
- [16] Diao, H.; et al Local structures of high-entropy alloys (CCAs) on atomic scales: An overview. JOM 2015, 67, 2321–2325.
- [17] Zhang, S.; et al. Laser surface alloying of FeCoCrAlNi high-entropy alloy on 304 stainless steel to enhance corrosion and cavitation erosion resistance. Opt. Laser Technol. 2016, 84, 23–31.
- [18] Corrosion, Erosion and Wear Behavior of Complex Concentrated Alloys: A Review Metals 2018, 8(8)
- [19] Zhao et al; Microstructure and erosion–corrosion resistance of AlCrFeCoNiCu HEA via annealing treatment Materials Science and Technology 32, 2016
- [20] Z. Li, et al, Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off, Nature 534 (2016)
- [21] Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review; Yunzhu Shi, Bin Yang 2 and Peter K. Liaw
- [22] Kwok, C. Tet al Synergistic effect of cavitation erosion and corrosion of engineering alloys in 3.5% NaCl. Mater. Sci. Eng. A 2000, 290
- [23] McCafferty, E. Validation of corrosion rates measured by the TaFe extrapolation method. Corros. Sci. 2005, 47, 3202–3215.
- [24] Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review; Yunzhu Shi, Bin Yang 2 and Peter K. Liaw
- [25] W. H. Johnson, On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids, Nature 393 (1875).
- [26] A.R. Troiano, R. Gibala, R. Hehemann, Hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking: A troiano festschrift, ASM International, Ohio, 1984.
- [27] I. M. Robertson, The effect of hydrogen on dislocation dynamics, Eng. Fract. Mech. 68, 671–692 (2001).
- [28] Z.J. Zhang, M.M. Mao, J. Wang, B. Gludovatz, Z. Zhang, S.X. Mao, E.P. George, Q. Yu, R.O. Ritchie, Nanoscale origins of the damage tolerance of the high-entropy alloy CrMnFeCoNi, Nat. Commun. 6 (2015) 10143.
- [29] Y. Zhao, D.H. Lee, M.Y. Seok, J.A. Lee, M.P. Phaniraj, J.Y. Suh, H.-Y. Ha, J.-Y. Kim, U. Ramamurty, J.-il Jang, Resistance of CoCrFeMnNi high-entropy alloy to gaseous hydrogen embrittlement, Scr. Mater. 135 (2017) 54–58.
- [30] Luo H., Lu W., Fang X., Ponge D., Li Z., Raabe D., Materials Today 21 (2018) 1003-1009.
- [31] K.E. Nygren, K.M. Bertsch, S. Wang, H. Bei, A. Nagao, I.M. Robertson, Hydrogen embrittlement in compositionally complex FeNiCoCrMn FCC solid solution alloy, Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. 22 (1) (2018) 1–7.
- [32] H. Chen et al., High entropy (Yb<sub>0.25</sub>Y<sub>0.25</sub>Lu<sub>0.25</sub>Er<sub>0.25</sub>)<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> with strong anisotropy in thermal expansion, J. Mat. Sci. & Technol. 36 (2020)
- [33] Y. Dong et al., High-entropy environmental barrier coating for the ceramic matrix Composites, J. Eur. Ceram. Soc. 39 (2019)
- [34] A. D. Pogrebnyak et al., The structure and properties of high-entropy alloys and nitride coatings based on them, Russ. Chem. Rev. 83 (2019)
- [35] P. H. Mayrhofer, High-entropy ceramic thin films; A case study on transition metal diborides, Scripta Materialia 149 (2018)
- [36] R. Z. Zhang, Review of high entropy ceramics: design, synthesis, structure and properties, J. Mater. Chem. A, 7 (2019)
- [37] C. M. Rost, Entropy-stabilized oxides, Nat Commun 6, 8485 (2015). <https://doi.org/10.1038/ncomms9485>.
- [38] Design of Thermal Barrier Coatings, A modelling approach; Mohit Gupta
- [39] Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review; Yunzhu Shi, Bin Yang 2 and Peter K. Liaw



# Effect of Pb Alloying Element Addition on Microstructural Change in Al-Mg-Si Alloys

## Al-Mg-Si Alaşımlarında Pb Alaşımlama Elementi Eklenmesinin İçyapıya Olan Etkisi

Osman Halil ÇELİK, Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

For investigating the effect of lead addition on microstructure in Al-Mg-Si aluminum alloys, standard 6082 aluminum alloy is selected due to its usage of especially in railway industry. Direct chill casting method was used to produced 14 inches billets in ASAŞ Aluminum's prototype casting facility. After billet production, homogenization heat treatment applied at 530 °C for 6 hours to minimize the segregation and stabilize the precipitates distribution. Samples were taken from the billets both before and after homogenization process. Microstructural investigation was conducted with optical microscope and SEM to understand change between Pb added 6082 and standard alloy.

### Özet

Al-Mg-Si alüminyum alaşımlarında kurşun katkı elementin etkisinin içyapıya olan etkisinin incelenmesi amacıyla raylı sistem profillerinde çokça tercih edilen 6082 alüminyum alaşımı seçilmiştir. ASAŞ Alüminyum bünyesinde bulunan prototip döküm tesisinde doğrudan katılaşma döküm yöntemi kullanılarak 14 inç (355 mm) çapında biletlerin dökümü gerçekleştirilmiştir. Bilet üretimi sonrasında içyapıdaki segregasyonun giderilmesi ve uygun ekstrüzyon hammaddesi haline getirilmesi amacıyla 530 °C'de 6 saat süreyle homojenizasyon işlemi yapılmıştır. Karakterizasyon işlemlerinde kullanılmak üzere homojenizasyon işlemi öncesi ve sonrasında dilim numuneler alınmıştır. İncelemeler sırasında standart 6082 ile kurşun eklenmiş 6082 alaşımları içyapılarının karşılaştırılması amacıyla optik mikroskop ve SEM (EDS) cihazları kullanılmıştır.

### 1. Introduction

Demand for lowering the weights is growing rapidly due to aim of energy consumption for many major industries such as automobile, aerospace, railway. In this respect high strength aluminum alloys are used as main alternative to relatively heavier steel components. 6082 alloy as a flexible option with satisfactory specific strength and elongation properties is preferred by many railway (subway, tram and

fast train) companies [1-5]. Heavy extruded profiles are mainly used in railway industry, that produced with extrusion technique. Extrusion process is solid state diffusion when hollow profiles were produced. Cracks or vacancies can be occurred while longitudinal welding in the extrusion die bearings. Scrap profiles rate can be up to 70% by changing of profiles' weight per meter [6-9].

AlMgSi alloys are one such material group and they are particularly popular for their excellent castability, intrinsic hardness and good corrosion resistance [7-10].

Magnesium and silicon can form the intermetallic hardening phase  $Mg_2Si$  which precipitates in the  $\alpha$ -aluminum matrix and increases the yield strength. Figure 1 illustrates a pseudo-binary section through the system AlSiMg0.3. The temperature interval of solidification is about 60°C and the semi-solid forming temperature,  $T_{SS}$ , at a liquid and solid fraction of ca. 50% can be detected to ~580°C [8-11].

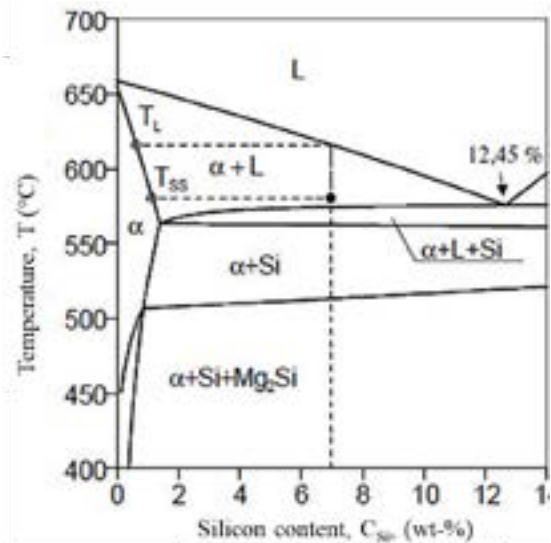


Figure 1. Pseudo-binary section of the system AlSiMg0.3 [11]

Lead has low melting point (327.5 °C) and has very low solubility in aluminum. It precipitates directly inside the aluminum matrix. It can provide better machinability when it is used with tin and bismuth. It is known that the best way to ease machining is to allow a certain amount of these breaking agents to exsolve from aluminum promoting a liquid phase and weakening the metallic bonding between grains when the machining processes locally increase the temperature [12-15].

Aluminum extrusion is one of the most widely used processes for manufacturing complex solid and hollow shapes. The process converts a cast billet of a metallic alloy into a profile of uniform cross-section by forcing it to flow through a die orifice under high pressure and high temperature. A special case in the extrusion of aluminum alloys is the production of hollow sections. Tubes are extruded by means of hollow dies having a stationary core or mandrel, which determines the inner circumference of the profile. The mandrel is firmly kept in its position by legs or bridges, embedded in the back of the die. When the aluminum billet is pushed in the die, the material flow splits into different streams around the mandrel supports. Past the mandrel, the metal streams rejoin in the welding chamber and become welded in the solid state by the effect of pressure and temperature. The same parameters also influence the cost and productivity of the process and so the optimum is given by a proper balance between the section quality and the cost efficiency of the extrusion plant. As a result, unavoidable extrusion welds are generated in the profiles, corresponding to the location of each leg. Longitudinal weld which is also called seam weld is shown in Figure 2. The bond created between metal streams in the weld chamber is affected by parameters such as extrusion ratio, extrusion speed, die shape, and billet/container temperature. This bond has some joining problem for complex shape and multi hollow profiles, especially which are used in railway industry [1-6,7].

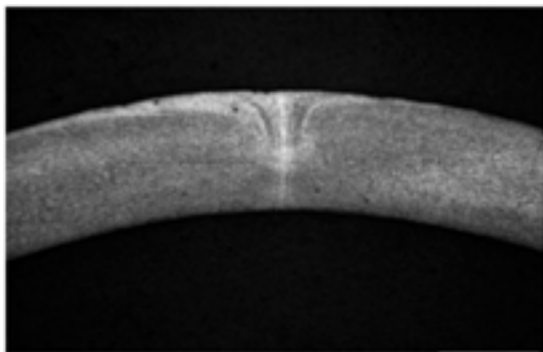


Figure 2. Extrusion seam weld (longitudinal weld)

Main purpose of this study is understanding of using lead element that has low melting point in AlMgSi alloys effect

the weld seam quality in good way. Therefore, extrusion process raw materials' billets microstructure investigated.

2. Experimental Procedure

2.1. Study Flowchart

In this study, 14 inches (355 mm) standard 6082 and 6082 + Pb aluminum alloy were casted with direct chill casting method in prototype casting facility in ASAŞ Aluminum. After casting operation, billets were homogenized in batch type homogenization furnace at 530 °C for 6 hours. Samples were taken from the billets before and after homogenization. Samples were prepared for microstructural investigation. Optical microscope, SEM and EDS were used in operations. Flowchart of this study can be seen in Figure 2.

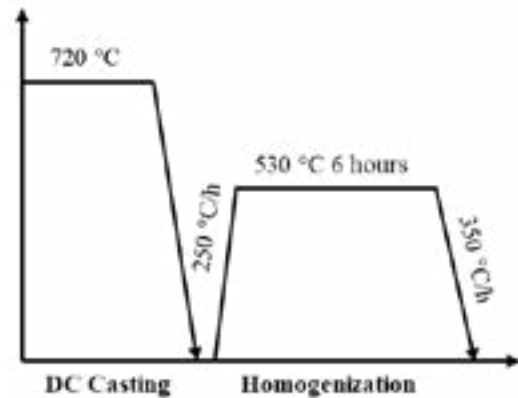


Figure 3. flowchart of this study

2.2. Determining chemical composition of 6082 alloys

6082 aluminum alloy's chemical composition limit according to EN 573-3 standard is given in Table 1. This alloy has medium strength according to Si and Mg content inside. Mn element is also added inside to obtain better microstructure. Cr can be added up to 0.25 %. It works with Mn and decrease recrystallization. 6082 and 6082+Pb aluminum alloys' chemical compositions used in this study are given in Table 2.

Table 1. 6082 aluminum alloy chemical composition limit according to EN 573-3

EN 573-3	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Other alloying element
6082	0.7-1.3	0.50	0.10	0.4-1.0	0.05
	Mg (%)	Zn (%)	Cr (%)	Ti (%)	
	0.6-1.2	0.20	0.25	0.10	

Table 2. Chemical compositions of 6082 and 6082+Pb alloys

Alloy	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Other alloying element
6082	0.982	0.194	0.014	0.472	-
	Mg (%)	Zn (%)	Cr (%)	Ti (%)	
	0.798	0.014	0.162	0.030	
Alloy	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Other alloying element
6082 + Pb	0.941	0.218	0.008	0.452	0.481 Pb
	Mg (%)	Zn (%)	Cr (%)	Ti (%)	
	0.759	0.013	0.140	0.065	

0.481 % Pb is added 6082 aluminum alloy to see the microstructure difference.

In casting operations, standard 6082 aluminum alloy's casting speed was selected 60 mm/minutes and 10% less for the 6082+Pb alloy.



Figure 4. DC casted 6082+Pb billet

### 3. Results and Discussion

Optical microscope and SEM results are given in Table 3. Pb particles' color is white in the Figure 5. Pb particles precipitate on the grain boundaries.

Table 3. Optical microscope and SEM results of 6082 and 6082+Pb alloys (AH: After Homogenization, BH: Before Homogenization)

Method	Optical	SEM
6082 BH*		
6082 AH*		
6082 + Pb BH		
6082 + Pb AH		

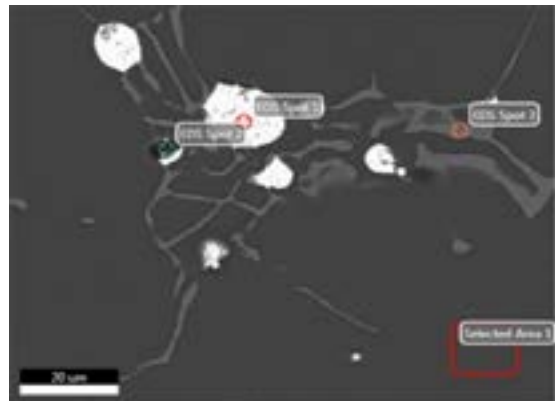


Figure 5. Mapping analysis of 6082+Pb alloy before homogenization

It can be seen from SEM results Pb particles mostly precipitate on excess Si. In homogenization operation at 530 °C, Pb starts to melt and precipitate again with cooling operations. After homogenization Pb particles looks smaller. Pb may use fixing and filling the gaps inside weld seams in extrusion process.

Table 4. EDS analysis results of 6082+Pb alloy before homogenization

Spot 1	C	O	Al
	7.44	4.82	1.19
	Pb		
	86.54		
Spot 2	C	O	Mg
	3.66	38.44	1.98
	Al	Si	Pb
	29.49	20.57	5.87
Spot 3	Al	Si	Cr
	76.35	5.91	1.43
	Mn	Fe	
	5.42	10.89	
Area 1	Mg	Al	Si
	1.65	97.52	0.87

Spot 5	O	Mg	Al
	33.37	4.95	21.06
	Si	Pb	
	34.28	6.35	
Area 1	Al		
	100		

Homogenization temperature was chosen 530 °C due to its importance for extrusion operation. Most of the 6082 aluminum alloys' exit temperature should be at least 530 °C.

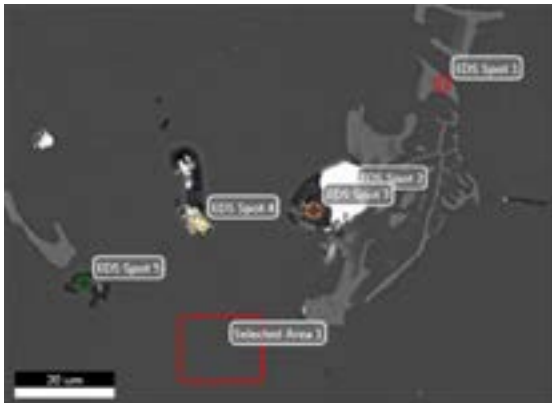


Figure 6. Mapping analysis of 6082+Pb alloy after homogenization

Table 5. EDS analysis results of 6082+Pb alloy before homogenization

Spot 1	C	Al	Si
	9.56	56.89	8.19
	Cr	Mn	Fe
	1.57	7.01	16.78
Spot 2	Al	Pb	
	1.76	98.24	
Spot 3	C	O	Mg
	9.93	46.52	0.95
	Al	Si	Pb
	1.59	37.77	3.24
Spot 4	Al	Pb	Ti
	2.54	93.89	3.57

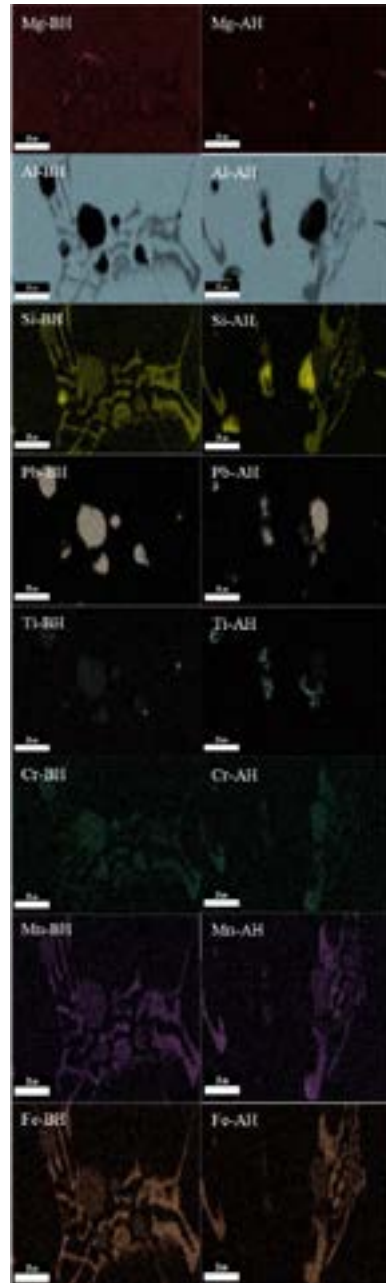


Figure 7. 6082+Pb alloy's EDS mapping result

#### 4. Conclusion

In this study, 14 inches (355 mm) standard 6082 and 6082 + Pb aluminum alloy were casted with direct chill casting method in prototype casting facility in ASAŞ Aluminum. After casting operation, billets were homogenized in batch type homogenization furnace at 530 °C for 6 hours. Samples were taken from the billets before and after homogenization.

- 0.481 % Pb was added to standard 6082 aluminum alloy to see the microstructure difference.
- SEM results showed that Pb melts on homogenization process and precipitate again in cooling operation. This may be used in extrusion operation to obtain better quality seam welds especially for railways profiles that have complex and multi hollow shapes.

#### Acknowledgment

It is a pleasure to thank Mr. Berk Yörüker and Mr. Özcan Yıldız for their help with the microstructural investigation operations. Mr. Mustafa Serkan Özcan is gratefully acknowledged for his intensive support during production and material preparation operations.

#### Reference

- [1] X. Duan, T. Sheppard, Simulation and control of microstructure evolution during hot extrusion of hard aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 351, pp 282-292, 2002
- [2] I. Torca, A. Aginagalde, J.A. Esnaola, L. Galdos, Z. Azpilgain, C.Garcia, Tensile behaviour of 6082 aluminium alloy sheet under different conditions of heat treatment, temperature and strain rate, *Key Engineering Materials*, Vol. 423, pp 105-112, 2010
- [3] S. Kim, H. Cho, and D. Kim, Effect of artificial aging on aluminum extrusion alloy for automobile bumper, *Materials Science Forum*, Vol. 695, pp 190-193, 2011
- [4] P. Mukhopadhyay, Alloy designation, processing, and use of AA6xxx series aluminium alloys, *International Scholarly Research Network*, Vol. 2012, pp 1-15, 2012.
- [5] G. Mrowka-Nowotnik, J. Sieniawski, Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 162-163, pp 367-372, 2005.
- [6] R.P. Garrett, J. Lin, T.A. Dean, An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys: experimentation and modelling, *International Journal of Plasticity*, Vol. 21, pp 1640-1657, 2005.
- [7] M. Schikorra, L. Donati, L. Tomesani, A.E. Tekkaya, Microstructure analysis of aluminum extrusion: Prediction of microstructure on AA6060 alloy, *Journal of materials processing technology*, Vol. 201, pp 156-162, 2008
- [8] D.J. Filomeo, Effects of A Solution Anneal Quench Delay on the Heat Treatment Response of Aluminum 2219-T6, Senior Project Report, California Polytechnic State University, 2010
- [9] S. Kumar, P.S. Grant, K.A.Q. O'Reilly, Evolution of Fe Bearing Intermetallics During DC Casting and Homogenization of an Al-Mg-Si Al Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 47A, pp 3000-3014, 2016
- [10] Y., Birol, The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets, *Journal of Materials Processing Technology*, 148, 250-258, 2004
- [11] E. Ogris, Development of Al-Si-Mg alloys for semi-solid processing and silicon spheroidization treatment (SST) for Al-Si cast alloys, Ph.D. Thesis, Swiss Federal Institute of Technology Zurich, 2002
- [12] S. E. Atabay, Z. Esen, A. F. Dericioğlu, Effect of Sn alloying on the diffusion bonding behavior of Al-Mg-Si alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 48A, pp 3181-3118, 2017
- [13] J. Royset, J. A. Saeter, T. Ustad, O. Reiso, Effects of Sn addition on microstructure, extrudability, mechanical properties and machinability of a 6082 alloy, *Materials Science Forum Vols. 396-402*, pp 1205-1210, 2002
- [14] Y. Zedan, A. M. Samuel, F. H. Samuel, Effects of Sn, Bi and Pb additions on the mechanical properties and machinability of Al-11%Si-2.25%Cu-0.3%Mg casting alloys, *AFS Proceedings*, paper 11-071i pp 1-16, 2011
- [15] J. Yu, G. Zhao, L. Chen, Investigation of interface evolution, microstructure and mechanical properties of solid-state bonding seams in hot extrusion process of aluminum alloy profiles, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 230, pp 153-166, 2016



# HPDC Yönteminde Kullanılan Tutma ve Taşıma Potası İçerisinde Yer Alan Sıvı Metalin Kalite Karşılaştırılmasının Yapılması

## Quality Comparison of Liquid Metal in the Holding and Carrying Crucible Used in HPDC Method

Ümmet AYYILDIZ<sup>1</sup>, Sena ERDOĞAN<sup>1</sup>, Yunus DEMİR<sup>1</sup>, Erhan KAYA<sup>1</sup>, Muhammet ULDAĞ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Prometal Ar-Ge Merkezi, Türkiye

<sup>2</sup> Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Porosity is one of the casting defects that negatively affect the mechanical properties of aluminum and its alloys. It is known that the main reason for the formation of porosities is oxide structures. The bifilm index method was developed by Campbell and Dışınar to determine the size and number of oxide structures. For the application of the Bifilm index method, the solidification test under vacuum (RPT) is performed. Thanks to the test, the liquid metal quality is determined numerically by the bifilm index method. In addition, by applying the degassing process to the liquid metal, the quality of the liquid metal is improved. In line with the study, castings were carried out by subjecting the liquid metal (EN AC 46000 alloy) taken from the transport and holding crucibles used in the HPDC (high pressure casting) method to the RPT test.

Non-degassing samples were taken from the transport and holding crucible. The degassing process (Nitrogen gas) was applied in the transport ladle and the holding ladle for 3 minutes, and samples were taken from each ladle. On the RPT test samples, respectively; spatial porosity measurement and bifilm index calculations were obtained. As a result, the quality determination of the liquid metal in the carrying and holding crucible was made. In addition, the efficiency of the degassing process and its effect on the quality of the liquid metal in the crucible will be examined.

### Özet

Alüminyum ve alaşımlarının mekanik özelliklerini negatif yönde etkileyen döküm hatalarının başında poroziteler gelmektedir. Porozitelerin ana oluşum sebebinin oksit yapılar olduğu bilinmektedir. Campbell ve Dışınar tarafından oksit yapılarının büyüklüğünü ve sayılarını tayin etmek için bifilm indeks yöntemi geliştirilmiştir. Bifilm indeks yönteminin uygulanması için vakum altında katılaştırma testi (RPT) gerçekleştirilmektedir. Test sayesinde, bifilm indeks yöntemiyle sıvı metal kalitesi sayısal olarak tayin edilmektedir. Bunlara ek olarak, gaz giderme işleminin sıvı metale uygulamasıyla, sıvı metalin

kalitesi artırılmaktadır. Çalışma doğrultusunda, HPDC (yüksek basınçlı döküm) yönteminde kullanılan taşıma ve tutma potalarından alınan sıvı metalin (EN AC 46000 alaşımı) RPT testine tabi tutulmasıyla dökümler gerçekleştirilmiştir. Gaz gidermesiz örnekler taşıma ve tutma potasından alınmıştır. Gaz giderme işlemi (Azot gazı) taşıma potası ve tutma potası içerisinde 3dk olarak uygulanmış olup her potadan örnek alınması gerçekleştirilmiştir. RPT testi numuneleri üzerinden sırasıyla; alansal porozite ölçümü ve bifilm indeks hesaplamaları elde edilmiştir. Sonuç olarak, taşıma ve tutma potası içerisinde yer alan sıvı metalin kalite tayini yapılmıştır. Buna ek olarak, gaz giderme işleminin etkinliği pota içerisinde yer alan sıvı metalin kalitesine etkisi incelenecektir.

### 1.Giriş

Alüminyum alaşımları otomotiv parçalarının üretiminde yaygın kullanım alanlarına sahiptir. Bunun en büyük etkenleri, alüminyum alaşımlarının kolay dökülebilir olması, geri dönüştürülebilir olması, yüksek korozyon direncine sahip olması ve mukavemet/ağırlık oranının yüksek olmasıdır [1]. EN AC 4xxxx alaşımları, yapısında çözünen sert birincil silisyum parçacıkları ve silisyum atomları nedeniyle yük taşıma ve aşınmaya dayanıklı uygulamalar için uygundur [2]. Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, döküm metodlarının yanı sıra malzemenin kimyasal kompozisyonundan da etkilenir. Yüksek basınç kalıp döküm (HPDC) endüstride yüksek hassasiyet, yüzey kalitesi ve döküm oranı bakımından katkı sağladığından döküm yöntemleri arasında yaygın kullanılmaktadır [3]. HPDC, ulaşım endüstrisinde hafif alüminyum parçalar üretmek için, karmaşık geometriye sahip parçaların üretim imkanı sağladığı, yüksek üretkenlik ve bitirme işlemleri için ihtiyacın az olmasından dolayı tercih sebebidir [4]. Demir dışı metallerden magnezyum ve çinko alaşımları da HPDC yöntemi ile üretilebilmektedir [5,6].

Yöntemde uygulanan yüksek basınç ve bunun yanında doldurma hızları, türbülanslı akışın oluşmasına ve buna



bağlı olarak da iç kusurların oluşmasına sebep olabilmektedir [7]. Gaz kabarcıkların sıkışması ve aynı zamanda erginin katılaşması ile gaz kabarcıklarının büzülmesi gözenek oluşumuna sebep verir. Bu da yüksek basınçlı dökümde, malzemenin mekanik mukavemetini olumsuz etkilediğinden en büyük kusur olarak bilinir [8,9]. Hidrojen çözünürlüğü, katı alüminyumda çok düşükken sıvı alüminyum da katı durumuna göre yüksektir. Buna bağlı olarak, fazla hidrojen katılaşma sırasında çökeler ve çoğunlukla katı alüminyum taneleri arasında sıkışarak gaz gözenekliliğini oluşturur. Gözeneklilik, döküm parçalarında karşılaşılan ana kusurlardan biridir ve zayıf sünekliliğe, düşük yorulma direncine ve dökümün düşük mukavemetine neden olur. Gazdan arındırma, yüksek kaliteli dökümde çok önemli bir işlem olarak görülmektedir [10]. Alüminyumdaki hidrojen çözünürlüğü, alaşım sıcaklığı ve nem oranı ile doğrudan ilişkilidir, bu nedenle sıcaklığın düşürülmesi, alüminyumun hidrojen tarafından aşırı doymasına neden olabilir, bu da doğal olarak sözde denge hidrojen seviyesine gaz giderme eğiliminde olacaktır [10-12].

Manel ve arkadaşları, yaptıkları denemelerde gaz giderme işlemine tabi tutulmuş ergiyik hacimdeki AlSi9Cu3(Fe)'deki hidrojen içeriğinin, gaz giderme yapılmamış gözenekli bir çalışma ile karşılaştırıldığında %28-36 aralığında gözenekliliğini azaldığı gözlemlenmiştir. Elde edilen sertlik değerleri, alaşım için standartta belirlenen minimum değerlerin oldukça üzerinde olduğu sonucuna varmışlardır [13].

Porozite oluşumu ile ilgili gaz ve çekme porozitesi olmak üzere iki mekanizma oluşumu gözlemlenmiştir [14]. Campbell ve Dışınar tarafından bu iki mekanizmaya yeni bir yaklaşım getirilerek porozite oluşumunda gaz ve çekme etkisinin belirleyici unsur olduğu ana unsurun ise oksit yapılar yani bifilm olduğu ortaya çıkartılmıştır [15-19]. Bir ergiyiğin sıvı metal tayinini yapmak için, bifilm indeks değerinin bilinmesi gerekmektedir. Campbell ve Dışınar bifilm indeks sayılarını ve büyüklüğünü belirlemek ve kontrolünü sağlamak üzerine çalışmalar yapmıştır, bunun sonucu olarak bifilm indeks yöntemini geliştirmiştir [20, 21].

Bu çalışmada, taşıma ve tutma potası içerisinde yer alan sıvı metalin kalite karşılaştırılması gerçekleştirilmiştir. Aynı zamanda her iki potadan gaz gidermesiz ve 3 dk gaz gidermeli olarak iki farklı parametreden RPT numunelerinin alınması gerçekleştirilmiştir. Bu doğrultuda 3 dk gaz giderme süresinin sıvı metal kalitesi üzerine etkisi de incelenmiştir. Aynı zamanda gerçekleştirilen çalışma literatürde olan çalışmaların doğruluğunu anlamak ve katkıda bulunmak için tasarlanmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bayram Metal Alüminyum ve Zamak Alaşımları San. Tic. Ltd. Şti.'den temin edilen EN AC 46000 hammaddesinin kimyasal kompozisyon değer aralığı Çizelge 1'de yer almaktadır.

**Çizelge 1:** EN AC 46000 alaşımının kimyasal kompozisyonu

Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Ti	Mn	Al
7,5-9,00	3,0-4,0	0,30	1,00	1,0	0,25	0,50	Kalan

Firma bünyesinde bulunan 800 kg ana ergitme potasında hammadde külçeleri ergitme işlemine tabi tutulmuştur. Ergitilmiş malzemenin sıcaklığı 730° C dir. Ergiyik malzeme taşıma potasına (Şekil 1-a) alınarak 400 kg kapasiteli döküm makinasının tutma potası (Şekil 1-b) içerisine dökülmüştür.



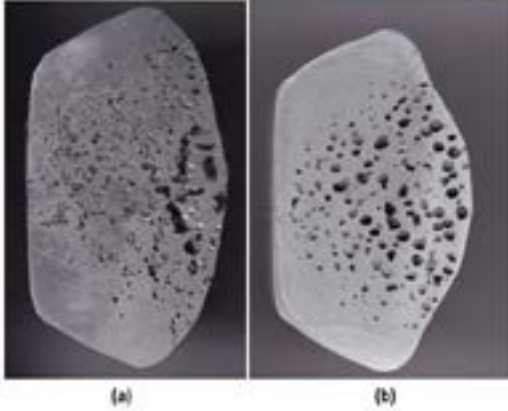
**Şekil 1. (a)** Taşıma potasının, **(b)** Tutma potasının görüntüsü

Sonrasında, ana ergitme ocağından tekrar taşıma potası içerisine ergiyik malzeme alınmıştır. Hem taşıma hem tutma potasından RPT cihazının kullanılmasıyla kokil kalıplara (Kokil kalıp çap ölçüsü: 45mm) döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Ardından hem taşıma hem tutma potasında 3 dk boyunca döner gaz giderme sisteminin kullanılmasıyla azot gazı ile gaz giderme işlemi uygulanmıştır. Katılan numunelerin Arşimet prensibinin kullanılmasıyla yoğunluklarının hesaplanması gerçekleştirilmiştir. Yoğunluk ölçümünden sonra, RPT örnekleri ortadan ikiye kesme işlemine tabi tutulmuştur. Kesme işleminden sonra SigmaScan programının kullanılmasıyla numunelerin bifilm hesaplaması gerçekleştirilmiştir.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

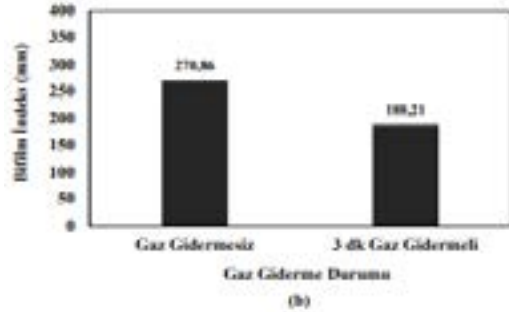
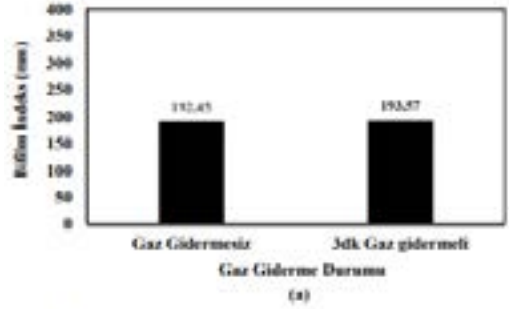
Taşıma ve tutma potasından alınan RPT numunelerinin örnek kesit görselleri Şekil 2'de yer almaktadır. Şekil 2-a'da yer alan taşıma potası örneğinin kesit görseli incelendiğinde, bifilm boyutlarının küçüklüğü fark edilmektedir. Küçük boyutlardaki porozitelerin numunenin tüm kesitinde yer aldığı görülmektedir. Şekil 2-b

incelendiğinde porozitelerin boyutlarının büyüklüğü ve porozitelerin çoğunlukla kesitin orta bölgesinde oluşum sergilediği tayin edilmektedir.



**Şekil 2.** 3 dk gaz giderme işlemine tabi tutulmuş ergiyikten alınan RPT kesit görselleri, (a) Taşıma potası, (b) Tutma potası

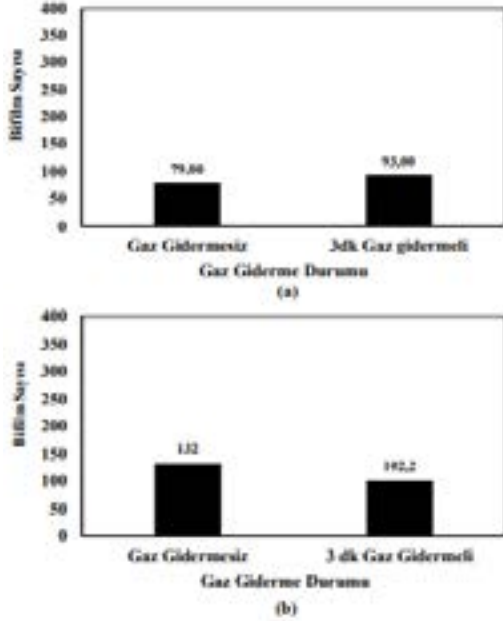
Dökümlerden alınan numuneler sıvı metal kalitesi belirleme işlemlerine tabi tutulmuş ve deney parametreleri doğrultusunda elde edilen incelemelerden elde edilen bifilm indeks değerleri Şekil 3'te verilmiştir. Şekil 3-a'da, taşıma potası içerisinde alınan gaz gidermesiz ve 3 dk gaz gidermeli örnekler için bifilm indeks değerleri yer almaktadır. Buna ek olarak Şekil 3-b'de tutma potası içerisinde alınan örnekler için bifilm indeks değerleri görülmektedir. Şekil 3-a grafiği kendi içerisinde analiz edildiğinde; gaz giderme işlemi yapılmadan alınan örneğin bifilm indeks değerinin 192,45 mm iken 3 dk gaz giderme işlemine tabi tutulan örnekte alınan bifilm indeks değerinin 193,57 mm olduğu tayin edilmektedir. Şekil 3-b içerisinde yer alan değerler birbirleriyle kıyaslandığında; gaz giderme işlemine tabi tutulmayan örnekte alınan değer 270,86 mm iken 3 dk gaz giderilmiş sıvı metalden alınan örneğin değerinin 188,21 mm olduğu görülmektedir. Maksimum değer tutma potası içerisinde alınan örnekte (gaz gidermesiz) elde edilirken minimum değer tutma potası içerisinde alınmış ve 3 dk gaz giderilmiş örnekte elde edilmiştir.



**Şekil 3.** (a) Taşıma Potasından Elde Edilen Bifilm Değerleri, (b) Tutma Potasından Elde Edilen Bifilm Değerleri

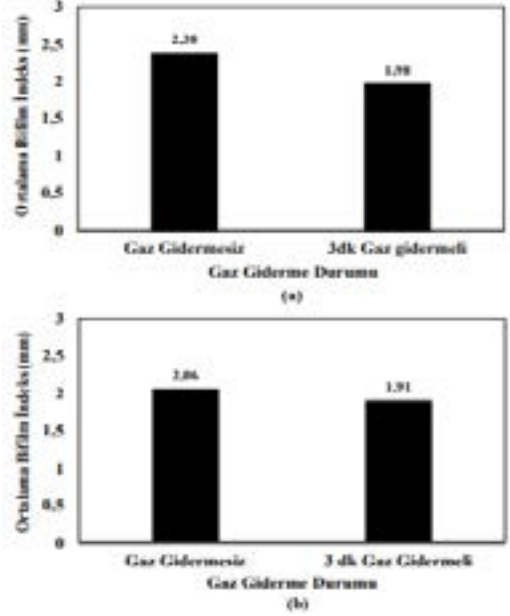
Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen örneklerden hesaplanan bifilm sayısı değerleri Şekil 4'te görülmektedir. Şekil 4-a grafiğinde taşıma potasından elde edilen değerler yer alırken Şekil 4-b'de tutma potasında elde edilen bifilm sayısı değerleri yer almaktadır. Şekil 4-a'da yer alan değerler birbirleriyle kıyaslandığında; gaz gidermesiz durumda elde edilen bifilm sayısı 79,00 iken 3 dk gaz gidermeli koşulunda elde edilen bifilm sayısı 93,00 şeklinde olduğu fark edilmektedir. Şekil 4-b grafiğinde ise tutma potası içerisinde alınan örnekler için elde edilen bifilm değerleri yer almaktadır. Şekil 4-b içerisinde yer alan değerler spesifik olarak şu şekilde ifade edilmektedir; gaz gidermesiz koşulunda elde edilen bifilm sayısı 132 şeklindeyken 3 dk gaz gidermeli durumda elde edilen değer 102,2 şeklindedir. İki grafik birbirleri kıyaslandığında, maksimum değer Şekil 4-b yer alan gaz gidermesiz durumda elde edilmiştir (Bifilm sayısı: 132), minimum değer ise Şekil 4-a grafiğinde yer alan gaz gidermesiz durumda elde edilmiştir (Bifilm sayısı: 79).

3 dk gaz giderme süresinin bifilm indeks değeri üzerine etkili olmadığı elde edilen değerden tayin edilmektedir. 3 dk gaz giderme süresinin etkin bir süre olmadığı Şekil 2-b'de verilen kesit görselinden de anlaşılmaktadır.

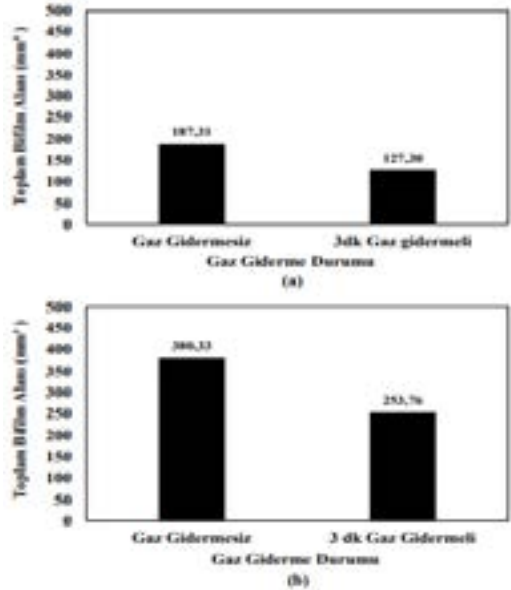


Şekil 4. (a) Taşıma Potasından Elde Edilen Bifilm Sayısı Değerleri, (b) Tutma Potasından Elde Edilen Bifilm Sayısı Değerleri

Deney parametreleri doğrultusunda elde edilen ortalama bifilm indeks değerleri Şekil 5'de görülmektedir. Şekil 5-a grafiğinde taşıma potası içerisinden alınan örneklere dair elde edilen değerler yer almaktayken Şekil 5-b grafiğinde tutma potası içerisinden alınan örneklere dair elde edilen değerler yer almaktadır. Şekil 5-a incelendiğinde; gaz giderme işlemine tabi tutulmayan örneğin ortalama bifilm indeks değerinin 2,38 mm olduğu 3 dk gaz giderme işlemine tabi tutulan örneğin ortama bifilm indeks değerinin 1,98 mm olduğu tayin edilmektedir. Şekil 5-b şeklinde yer alan değerler incelendiğinde; gaz gidermesiz durumda elde edilen değer 2,06 mm iken 3 dk gaz gidermeli durumda elde edilen değer 1,91 mm şeklindedir. İki grafik birbirleriyle mukayese edildiğinde; minimum değer tutma potası içerisinde alınan ve 3 dk gaz giderme işlemine tabi tutulmuş örnekten elde edildiği tayin edilmekteyken maksimum değer taşıma potası içerisinden alınan ve gaz giderilmemiş örnekten elde edildiği tayin edilmektedir.



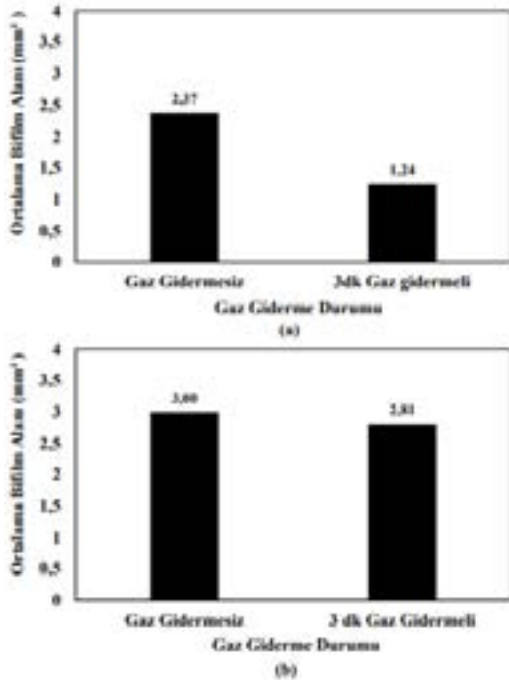
Şekil 5. (a) Taşıma Potasından Elde Edilen Ortalama Bifilm İndeks Değerleri, (b) Tutma Potasından Elde Edilen Bifilm İndeks Değerleri



Şekil 6. (a) Taşıma Potasından Elde Edilen Toplam Bifilm Alanı Değerleri, (b) Tutma Potasından Elde Edilen Bifilm Alanı Değerleri

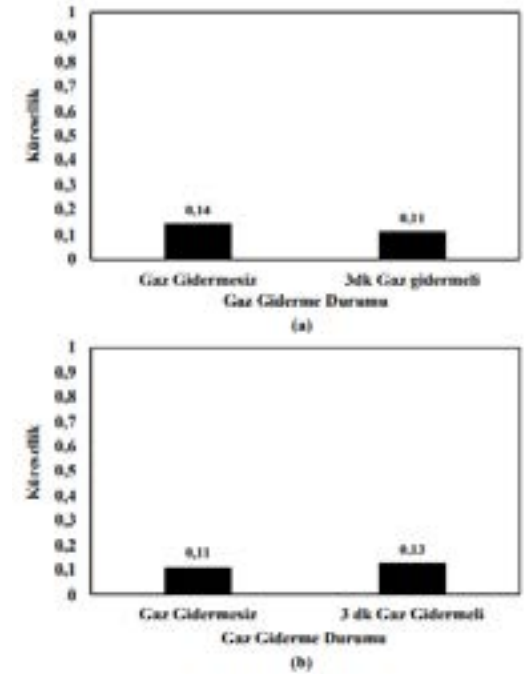
Bifilm alan değerleri Şekil 6'da verilmektedir. Şekil 6-a grafiğinde taşıma potasından alınan örneklere dair elde edilen değerler yer almaktadır. Şekil 6-b grafiğinde ise tutma potası içerisinde alınan örneklere dair elde edilen değerler görülmektedir. Şekil 6-a grafiğinde, gaz gidermesiz durumda elde edilen değer 187,31 mm<sup>2</sup> iken 3 dk gaz gidermeli durumda elde edilen değer 127,30 mm<sup>2</sup> olduğu fark edilmektedir. Şekil 6-b grafiğinden, gaz giderme işlemine tabi tutulmayan örneğin değerinin 380,33 mm<sup>2</sup> olduğu tayin edilmektedir. Şekil 6-b grafiğinde, 3 dk gaz giderme işlemine tabi tutulmuş örneğin değerinin 253,76 mm<sup>2</sup> olduğu fark edilmektedir. Maksimum değer tutma potası içerisinde yer alan gaz gidermesiz durumda elde edildiği, minimum değer taşıma potası içerisinde yer alan 3 dk gaz gidermeli örnekten elde edildiği değerler kıyaslandığında tayin edilmektedir.

Her iki pota içinde elde edilen kesit görselleri (Şekil 2) ve bifilm alan değerleri birbirleriyle kıyaslandığında uyumun olduğu tayin edilmektedir. Yani taşıma potası kesit görselinde yer alan porozitelerin alan değerleri, tutma potası kesit görselinde yer alan porozitelerin alan değerinden daha küçük olduğu fark edilmektedir. Elde edilen değerler de görseli desteklemektedir.



Şekil 7. (a) Taşıma Potasından Elde Edilen Ortalama Bifilm Alanı Değerleri, (b) Tutma Potasından Elde Edilen Ortalama Bifilm Alanı Değerleri

Ortalama bifilm alan değerleri Şekil 7'de görülmektedir. Şekil 7-a grafiğinde, taşıma potası içerisinde alınan örneklerden hesaplanan değerler yer almaktadır. Şekil 7-b grafiğinde ise tutma potasından alınan örneklere dair değerler görülmektedir. Şekil 7-a grafiği incelendiğinde, gaz gidermesiz durumda tayin edilen değer 2,37 mm<sup>2</sup> iken 3 dk gaz gidermeli durumda tayin edilen değer 1,24 mm<sup>2</sup> olduğu fark edilmektedir. Şekil 7-b grafiği incelendiğinde, gaz gidermesiz durumda elde edilen değer 3,00 mm<sup>2</sup> ve 3 dk gaz giderme durumunda elde edilen değer 2,81 mm<sup>2</sup> olduğu fark edilmektedir. İki grafik içerisinde yer alan değerler mukayese edildiğinde; maksimum değer tutma potası içerisinde alınan ve gaz giderme işlemine tabi tutulmamış örnekten elde edildiği, minimum değer ise taşıma potası içerisinde alınmış ve 3dk gaz giderilmiş örnekten elde edildiği kolaylıkla ifade edilmektedir.



Şekil 8. (a) Taşıma Potasından Elde Edilen Küresellik Değerleri, (b) Tutma Potasından Elde Edilen Küresellik Değerleri

Şekil 8'de deney parametreleri doğrultusunda elde edilen numunelerden hesaplanan küresellik değerleri yer almaktadır. Şekil 8-a içerisinde, taşıma potası içerisinde alınan örneklere dair değerler görülmektedir. Şekil 8-b içerisinde, tutma potası içerisinde alınan örneklere dair değerler yer almaktadır. Şekil 8-a grafiği incelendiğinde,

gaz gidermesiz durumunda elde edilen değer 0,14 olduğu, 3 dk gaz giderme durumunda elde edilen değer 0,11 olduğu fark edilmektedir. Şekil 8-b grafiği incelenmeye tabi tutulduğunda, gaz gidermesiz durumunda elde edilen değer 0,11 olduğu 3 dk gaz gidermeli durumunda elde edilen değer 0,13 olduğu ifade edilmektedir. Değerler birbirleriyle kıyaslandığında, maksimum değer taşıma potası içerisinde alınmış örnekten (gaz gidermesiz durumunda) elde edildiği bulgusu tayin edilmektedir. Minimum değer ise, taşıma potası içerisinde alınan ve 3 dk gaz gidermeli durumundan elde edilen numuneden, buna ek olarak tutma potası içerisinde alınan ve gaz gidermesiz koşulu altında elde edilen numunelerden tayin edildiği fark edilmektedir.

#### 4. Sonuç

Yapılan bu çalışmada, potalardan alınan örneklerden gaz gidermesiz ve 3dk gaz giderme işlemi uygulanarak elde edilen numuneler karşılaştırılmıştır. Ortalama bifilm değerleri ve porozitelerin kapladığı alan göz önüne alındığında, gaz gidermesiz olarak üretilen numunelerde porozite değerleri ve alanlarının yüksek olduğu görülmüştür.

Sonuç olarak, tutma ve taşıma potası arasında yer alan sıvı metal kaliteleri arasında belirgin farklılıklar gözlenmemiştir.

3 dk gaz giderme süresinin, sıvı metal kalitesi üzerine tam olarak etkisi olmadığı verilerden tayin edilmiştir. Daha uzun gaz giderme süreleri altında gerçekleştirilen deneyler tekrarlanarak optimum gaz giderme süresinin belirlenmesi gerçekleştirilmelidir.

#### Teşekkür

Çalışma doğrultusunda numunelerin elde edilmesi, deneysel çalışmaların gerçekleştirilmesi ve bildirinin yazılması noktasında Pro Metal Hafif Metaller Döküm Sanayi ve Tic. Ltd. Şti. firması bünyesinde çalışan herkese teşekkür ederiz. Gerçekleştirilen çalışmada, halen devam etmekte olan 7200155 kodlu TEYDEB projesi için elde edilen tutma potası örneklerinden elde edilen verilerden yararlanmışır. Bundan dolayı TÜBİTAK'a teşekkürlerimizi bir borç biliriz.

#### Referanslar

- [1] A. Fabrizi, S. Ferraro ve G. Timelli, The Influence of Sr, Mg And Cu Addition on The Microstructural Properties of A Secondary AlSi9Cu3(Fe) Die Casting Alloy, Mater. Charact. 85 2013, 13–25.  
[2] M. Warmuzek, Aluminium-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs (ASM International, Materials Park, 2004).

[3] T. Yılmaz, İ. Tunç, Ö. Keleş, O. Kaya, A. Yeşilçubuk ve M. Mutlu, Investigating The Tribological Behavior of Aluminum Alloys Produced By A Novel Method: Gas-Induced Semi-Solid (Giss) Casting Technology, American Foundry Society, 2021

[4] S. Ji, F. Yan ve Z. Fan, Development of A High Strength Al–Mg2Si–Mg–Zn Based Alloy For High Pressure Die Casting, Material Science Engineering A 626, 2015, 165–174.

[5] N.A. El-Mahallawy, M.A. Taha, E. Pokora ve F. Klein, On The Influence of Process Variables on The Thermal Conditions And Properties of High Pressure Die-Cast Magnesium Alloys, J. Mater. Process Technol, 73, 1998, 125–138.

[6] A. Long, D. Thornhill, C. Armstrong ve D. Watson, Predicting Die Life From Die Temperature For High Pressure Dies Casting Aluminium Alloy, Appl. Therm. Eng. 44, 2012, 100–107.

[7] S. Ji, Z. Zhen ve Z. Fan, Effects of Rheo-Die Casting Process on The Microstructure And Mechanical Properties of AM50 Magnesium Alloy, Mater. Sci. Technol. 21, 2005, 1019–1024.

[8] Y. Hangai ve S. Kitahara, Quantitative Evaluation of Porosity in Aluminum Alloy Die Castings By Fractal Analysis of Spatial Distribution of Area. Materials & Design, 2009, 30.4: 1169–1173.

[9] J. Linder, A. Arvidsson ve J. Kron, The Influence of Porosity on The Fatigue Strength of High-Pressure Die Cast Aluminium, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2006, 29.5: 357–363.

[10] J. Campbell, Castings, 2nd Ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2003.

[11] G. Eskin ve D. Eskin, Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts, 2nd Ed. Boca Raton: CRC Press, 2014.

[12] D. Eskin, N. Alba-Baena, T. Pabel ve M. da Silva, Ultrasonic Degassing of Aluminium Alloys: Basic Studies And Practical Implementation. Materials Science and Technology, 2015, 31(1), 79–84.

[13] M. Silva, A. Bajusz, T. Pabel, T. Petkov ve X. Planta, An Evaluation of the Effect of Ultrasonic Degassing on Components Produced by High Pressure Die Casting, Journal of Casting & Materials Engineering, Vol. 4 No. 4, 2020, 58–64

[14] K. Kubo ve R. D. Pehlke, Mathematical Modeling of Porosity Formation in Solidification. Metallurgical Transactions B, 1985, 16.2: 359–366.

[15] S. AKHTAR ve diğerleri Effect of Hydrogen Content, Melt Cleanliness And Solidification Conditions on Tensile Properties of A356 Alloy. International Journal of Cast Metals Research, 2009, 22.1-4: 22–25.

[16] D. Dispınar, J. Campbell, Effect of Casting Conditions on Aluminium Metal Quality. Journal of materials processing technology, 2007, 182.1-3: 405–410.

[17] D. Dispınar, J. Campbell, Porosity, Hydrogen And Bifilm Content in Al Alloy Castings. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528.10-11: 3860–3865.

- [18] M. Uludağ, Experimental and Statistical Analysis of Effect of Si Modification and Grain Refinement on Tensile Properties of A356 Alloy, *Politeknik Dergisi*, 1-1.
- [19] B. Farhoodi, R. Raiszadeh, M.H. Ghanaatian, Role of Double Oxide Film Defects in The Formation of Gas Porosity in Commercial Purity And Sr-Containing Al Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 2014, 30.2: 154-162.
- [20] M. J. Couper, A. E. Neeson ve J. R. Griffiths, Casting Defects And The Fatigue Behaviour of An Aluminium Casting Alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1990, 13.3: 213-227.
- [21] D. Dispınar ve diğçerleri, Influence of Hydrogen Content And Bi-Film İndex on Feeding Behaviour Of Al-7Si. In: 138th TMS Annual Meeting, Shape Casting: 3rd International Symposium, February, 2009, San Francisco, California, USA.



# Comparison Study about Fatigue Behaviors of EN AW 6082 Aluminum Alloys Produced by Horizontal Direct Chill Casting and Extrusion Method

## Yatay Sürekli Döküm ve Ekstrüzyon ile Üretilen EN AW 6082 Alüminyum Alaşımlarının Yorulma Davranışlarının Karşılaştırılma Çalışması

Deniz KAVRAR ÜRK<sup>1</sup>, Kerem DİLEK<sup>1</sup>, Seracettin AKDİ<sup>2</sup>, Kadir KÖSOĞLU<sup>1</sup>, Akın OBALI<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Sistem Teknik Industrial Furnace Ltd. Türkiye

<sup>2</sup> Akdi Mühendislik, Türkiye

### Abstract

The principal aims of this study are to investigate the comparison of fatigue life of EN AW 6082 aluminum alloys produced by horizontal direct chill casting and extrusion method the fatigue properties of EN AW 6082. For this reason, billets with a diameter of 55 mm were casted by a horizontal direct chill casting system available at R&D Laboratory Sistem Teknik Industrial Furnace Ltd. Fatigue tests were performed at a rotating bending machine with a frequency of 2000 rpm for both EN AW 6082 billets produced by horizontal direct chill casting and extruded EN AW-6082 billets and the results were compared with each other. Also, the microstructure was investigated by optical microscopy and scanning electron microscopy.

### 1.Introduction

Vertical direct chill casting (VDC) is an advanced method for producing wrought aluminum alloys in billets and slabs [1]. As the VDC casting method is a semi-continuous process and limited to the length of the batch, it is not an economical method, especially for the automotive industry. On the other hand, the billet having at least 90 mm diameter can be produced by VDC casting. For this reason, billets produced with VDC are extruded for smaller than 90 mm diameter production and then forged under high pressure for final shaped products.

Instead of VDC casting, horizontal direct chill casting (HDC) is preferred by many companies due to higher productivity, continuous casting, and low investment cost for aluminum alloys [2]. Today, it is one of the most sophisticated equipment which can be employed to produce forge stock. It enables the production of the billets ready for directly forging without extrusion for reduction of diameter. The elimination of the extrusion method and homogenization achieves ~20% energy saving.

EN AW 6082 is a commonly used aluminum alloy because of its superior combination of corrosion resistance and mechanical properties [3]. Therefore, it is well-accepted

aluminum forging alloy for automotive suspension and steering parts [4].

The work presented here aims is to investigate the fatigue behaviors of EN AW 6082 aluminum alloys which are produced by extrusion and HDC casting method. Extrusion samples were supplied from extruded EN AW 6082 aluminum alloy suppliers in Turkey. Before the extrusion process, billets are subjected to a homogenization heat-treatment process. After plastic deformation using with the press, the billets are heated to the desired temperature in the billet annealing furnace and cooled with air.

### 2.Experimental Study

#### 2.1. Production of EN AW 6082 Billets by HDC Casting Method

Unalloyed ingots purchased from Alfa Metal were heated up to 720°C in the open furnace. Alloying elements purchased from Marmara Metal were added to molten aluminum depending on the final chemical composition of EN AW 6082 as shown in Table 1. The chemical composition of the alloy was determined by Hitachi Foundry Master optical emission spectroscopy. A fluxing agent was used to skim off the surface completely for the reduction of the presence of the oxide inclusion. After cleaning the surface, preventing hydrogen in the melting degassing was performed by using Argon lance for 15 minutes. Eventually, casting was started after cleaning the surface again.

**Table 1.** Elemental composition of EN AW 6082 with weight percentage.

Element	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Residual
Wt. %	97.21	0.01	0.03	0.27	0.62	0.65	1.04	0.01	0.02	0.14

500 kg aluminum ingot was melted for HDC trials. The system consists of a starting head, heating mold, an entry conveyor, a flying saw, and an exit conveyor respectively. A grain refiner (Bilginoglu Metal from Turkey) was inserted in the launder as AlTiB master alloy to decrease the grain size and improve mechanical properties as well. The casting was

started by moving the starter block with 300 mm/min speed. HDC casting has two cooling systems as graphite mold cooled with water for the primary and water spray system for the secondary cooling. The photograph of as-casted and extruded EN AW 6082 aluminum alloys with 55 mm diameter was given in Figure 1.



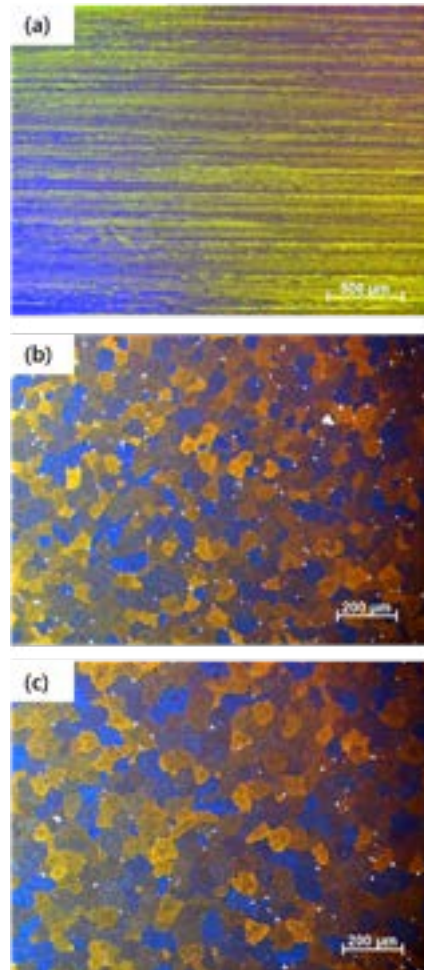
**Figure 1.** Photography of (a) EN AW 6082 billet produced by HDC casting, (b) extruded EN AW 6082.

**2.2. Characterization of EN AW 6082 Aluminum Alloys**

All samples sectioned from billets produces by HDC casting method and extruded EN AW 6082 were prepared with metallographic techniques: grinding with SiC papers sequently, polishing with 3 mm diamond paste, and finishing with colloidal silica. They were exposure 0.5% HF solution for etching the surface. Then, Zeiss Axio Scope A1 Vario optical microscopy was used to investigate the structure. In this study, scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) of aluminum alloy was examined by using Carl Zeiss Gemini 300. Fatigue test samples were prepared mentioned dimensions and surface quality according to ISO 1143 standard [5]. All tests were conducted on the rotating bending fatigue test machine (RAAGEN AŞ., Turkey) for different loads with 2000 rpm.

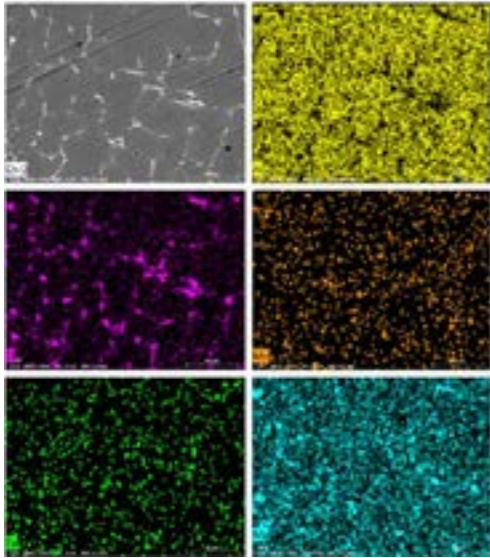
**3.Results and Discussions**

In Figure 2, the grain structures of EN AW 6082 aluminum alloys are produced by both extrusion and HDC casting. According to Figure 2 (a), the fibrous grains formed parallel to the extrusion direction as expected. On the other hand, twenty-five grains were selected for the calculation of the mean grain size of EN AW 6082 billet produced by HDC casting. While the average grain size was 68 µm at the center of the billet, it was 95 µm at the edge (Figure2. (b-c)).



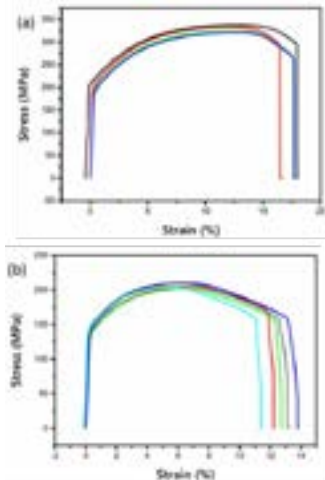
**Figure 2.** (a) Optical microscopy images of extruded EN AW 6082, grain structures of EN AW 6082 billet produced by HDC casting (b) near the center, (c) near the edge.

Typical SEM microscopy and EDS mapping depending on the alloy’s elements (Si, Mn, Fe, and Mg) of EN AW 6082 aluminum billet produced by HDC casting were given in Figure 3. As shown in EDS mapping, the silicon precipitated in the grain boundaries.



**Figure 3.** SEM image and EDS mapping of EN AW 6082 billet produced by HDC method.

The engineering stress-strain curves of EN AW 6082 as-casted and extruded-EN AW 6082 were given in Figure 4. Each test was repeated for 5-times for each sample. It was found that the maximum tensile strength of extruded-EN AW 6082 330 MPa. On the other hand, the maximum tensile strength of EN AW 6082 produced by HDC casting is 205 MPa. As as-casted samples are not treated in any kind of heat treatment process, the ultimate tensile strength is 60% lower than extruded EN AW 6082 samples.



**Figure 4.** Tensile behaviors of (a) extruded- EN AW 6082, (b) EN AW 6082 billet produced by HDC casting.

The applied loads for testing were determined as 126 N, 112 N, 84 N, and 68 N. Although as-casted samples failed after  $\sim 5.3 \times 10^5$  cycles under 126 N load, extruded samples were ruptured  $\sim 5.6 \times 10^4$  cycles. As expected, the fatigue life increased with decreasing the applied load. All results were given in Table 2.

**Table 2.** A number of cycles of as-casted and extruded EN AW 6082 under different loads.

Sample ID	Applied Load (N)	Number of cycle (n)	
		As-casted	Extruded
1	126	530713	66644
2	112	1097757	1054758
3	84	1123905	1104718
4	68	1115048	1109873

#### 4. Conclusions

This study reported the effect of the production methods on the microstructure and mechanical performance under both static and dynamic loads of EN AW 6082 aluminum alloys for the same billet diameter. First, extruded and cast- EN AW 6082 aluminum billets were investigated to show and calculate average grain size by optical microscopy. Equiaxed dendrites and precipitation of silicon at grain boundaries were observed in cast EN AW 6082 aluminum alloy by using SEM. According to tensile test results, the ultimate tensile strength of extruded samples was 60% higher than casted samples. This is because extruded samples were heat treated and deformed in the tensile direction. Fatigue limits of as-casted EN AW 6082 and extruded-EN AW 6082 under different loads were reported. Fatigue behavior depends on the grain size, precipitation of second phase particles, and dislocation density. For this reason, the fatigue life of extruded- EN AW 6082 samples with larger grain size lower than casted samples.

#### Acknowledgements

This study was financially supported by TUBITAK-Industrial R&D Project (Grant No: 3191683). The authors also would like to thank Murat Doğan and all R&D researchers working for Sistem Teknik Industrial Furnace Ltd. due to their great support and enthusiasms. Also, the authors are grateful to Mehmet Buğra Güner and Görkem Özçelik from ASAŞ, Hurşit Soydan and Enes Gürsoy from ALTEKA, Ph.D.Şeyma Duman and Ph.D.Onur Saray from Bursa Technical University for their support.

**References**

- [1] M.J.M. Krane, I. Vušanović, *Mater. Sci. Technol.* 25 (2009) 102–107.
- [2] Q. Zhu, Z. Zhao, J. Cui, X. Wang, K. Qin, *Acta Metall. Sin. (English Lett.* 24 (2011) 399–404. h
- [3] Y. Birol, O. Ilgaz, S. Akdi, E. Unuvar, 939 (2014) 299–304.
- [4] Y. Birol, E. Gokcil, S. Akdi, 2017) 3693–3701.
- [5] ISO 1143 - INTERNATIONAL STANDARD ISO fatigue testing, *Int. Stand. ISO 1143.* 2010 (2010).

# Grafen İlaveli 7075 Kompozitleri Sinter sonrası Termomekanik İşlemleri ve Karakterizasyonu

## Characterization of Grapheneadded 7075 Metal Matrix Composites Produced by Sintering and Thermomechanical Processing

Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Olgun TANBERK<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>2</sup>, İvgen ÖZDAL<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Türkiye

<sup>2</sup> Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş. Türkiye

### Abstract:

The aim of this work is to develop 7075 based grafen/graphite added metal matrix compostite for piston ring application. A series of aluminum based P/M MMC's alloys were prepared with grafen and graphite addition to 7075 based P/M alloys were mixed with %1 grafen powder and pressed and sintered at vacuum condition. After sintering hot swaging were caried out heating specimens at 350°C in a resistance furnace. The tensile strength values of the consolidated bars after T6 heat treatment is in the range of 345-431 MPa.

### Özet:

Proje hedefi piston parçalarının üretiminde kullanmak amacıyla, 7075 grafen/grafit katkılı AA7075 kompozit malzeme geliştirilmesidir. Bir seri 7075 kompozit toz alaşımları %1 grafen katkılı olarak karıştırılıp, preslenip, vakum koşullarında sinterlenmiştir. Sinter sonrası sıcak dövme (Hot swaging) deneyleri 350°C'de rezistans fırınında ön ısıtılan düz çubuklar sıcak büzme (swaging) işleminden sonra T6 ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin mekanik çekme dayanımı 345-431 MPa aralığında ölçülmüştür.

### 1. Giriş

İçten yanmalı motor pistonları sekman yuvası ve piston tepesi kısımları motorun çalışması sırasında sıcak çevrim aşınması, yorulma ve sürünmeye karşı takviye edilmesi ihtiyacı ortaya çıkmaktadır. Pistonların sıcak çevrim sonucu aşınmasının ve yorulmaya karşı direncin artırılması amacı ile sekman yuvasını yataklayan ring şeklindeki bölgeye katı yağlayıcı içeren Al-grafit/grafen ve pistonun yanma bölgesine maruz kalan ön tarafına sıcak yorulmaya bağlı çatlak oluşumuna karşı Al-SiC takviyeli bölgeler oluşturulmaktadır. Fonksiyonlu derecelendirilmiş insert bölgeler sinter yöntemi ile üretilebilir. İki bölgeye

hazırlanıp yerleştirilen sinterlenmiş alüminyum esaslı kompozit insertler daha sonra piston kalıbına yerleştirilip esas piston alaşımı balıncılınfiltrasyon ve kokil kalıba döküm yöntemleri ile piston üretimi tamamlanması gerekmektedir. Aşınma ve yorulma çatlak oluşumu gözlemlendiğinde takviye malzemelerinin ağırlık yüzdeleri yeniden belirlenerek performans iyileştirme sonucu yeni pistonlar üretilerek çalışmalar tamamlanacaktır.

Yüksek süratlı yarış otomobilleri ve insansız hava araçları motorlarında kullanılan alüminyum esaslı pistonların aşınmaya ve sıcak yorulmaya karşı güçlendirilmesi, performansları ve servis ömürlerinin artırılması ihtiyacı her zaman önem kazanmıştır. Daha verimli ve kompresyonları yüksek içten yanmalı motorlara ihtiyaç elektrik motorları içten yanmalı motorların yerini alsalar bile devam edecektir. Yanma verimi açısından da önemli olan piston performanslarındaki iyileştirmeler projenin başlatılmasına zemin oluşturmaktadır. Pistonların hafifletilmesi sekmanların demir esaslı olanından alüminyumkompozit olana değiştirilmesi uzun süredir denenmekte, sınırlı ve pahalı uygulamalar olarak kalmaktadır. Bu projenin amaçlarından birisi de piston sekman yuvasında uygulanmasına yönelik 7075 grafit/grafen alaşımı önce üretim mekanik karakterizasyonunu yaparak ekonomik bir yöntem geliştirmektir. Grafit ve grafen malzemeler pistonları hafifletmenin yanında hem katı yağlama özelliği kazandırmakta hem de sürtünme katsayısını düşürmektedir. 7075 Alaşımları hem element saf tozlardan başlanarak sinterlenerek hem de sıvı fazda alaşım elementleri rezistans veya indüksiyon eritme yöntemleri ile elde edilebilmektedir.

Sıvı faz oluştuğunda ve alaşım haline geldiğinde başlıca  $\alpha$ -Al ve  $MgZn_2$  fazlarından oluşan ötektik oluşması beklenmektedir. Diğer fazlar ise katılaşırken oluşan  $S-Al_2CuMg$ ,  $T-Al_2Mg_3Zn_3$ , ve  $Al_2Cu$  fazlarıdır (Al-Zn-Mg-Cu) [1,2]. Çinko magnezyum oranı  $MgZn_2$  fazının



oluşmasını önemli ölçüde etkilemektedir. Yüksek çinko-magnezyum oranı  $MgZn_2$  fazından başka fazların oluşmasına sebep olmaktadır. Bu fazlar nano ve mikro boyutlarda T6 ısıtım işleminden sonra matris yapısını güçlendirmektedir

## 2. Deneysel Çalışmalar

Proje kapsamında Sintermetal firmasında hazırlanan saf element Al, Mg, Zn ve Cu tozları kullanılarak hazırlanan ön karışım bir seri tozlar (premixed) preslenip fabrika ortamındaki kontrollü atmosfer fırınlarında sinterlenmiştir. Hazırlanan dört seri toz karışımının detayları aşağıda verilmiştir.

- 1Sinterlenmiş 7075 sade karışım
- 2Sinterlenmiş 7075+%1 grafit ilaveli
- 3Sinterlenmiş 7075+%1 grafiten 48 saat öğütme ilaveli
- 4Sinterlenmiş 7075+%1 grafiten (Çin den ithal) ilaveli

Daha sonra 50x10x 100 mm ebatlarda kesilen numuneler 100 Tonluk otomatik presde sıcak dövme işlemi uygulanmıştır.



**Şekil 1.** Sıcak dövme denemelerinin yapıldığı 100 Ton kapasiteli otomatik hidrolik pres

Sinter 7075 alaşımların sıcak dövme denemeleri:

1-Birinci grupta Önce T6 ısıtım işleminin çözeltiye alma aşamasında 485 °C de 3 saat çözeltiye alıp suya atılıp daha sonra 12 saat yaşlandırma uygulandıktan sonra 250 °C ye ısıtılıp sıcak dövme yapılmıştır.

2-İkinci grup numunelere ise T6 ısıtım işleminin çözeltiye alma aşamasında 485 °C de 3 saat çözeltiye alıp suya atmadan 350 °C sıcaklığa indirilip sıcak dövme yapılmıştır. Daha sonra 12 saat yaşlandırma uygulanmıştır.

Bu çekme numuneleri birinci ve ikinci grup sıcak dövme işlemleri sonrası yassı şeklindeki 7075 alaşım lamalarından talaş kaldırma işlemlerinden elde edilmiştir. Dört grup sinter 7075 alaşımları lama yani dikdörtgen prizma şeklinde iken çözeltiye alma ısıtım işlemi uygulanmış suya atılmış T0 koşulunda iken yani homojenleştirme tavından sonra en yumuşak koşulda iken çekme numuneleri yukardaki görünümdeki şekilde işlendikten sonra T6 ısıtım işleminin 120 °C de 12 saat yaşlandırma uygulanıp çekme testleri yapılmıştır.

Projenin bu aşamasında üretilen dört grup 7075 sinter alaşımlara termomekanik işlemler uygulanmıştır. İlk iki grup seri sıcak dövme daha sonra iki grup alaşıma ise sıcak büzme (swaging) işlemleri başarı ile uygulanmıştır. Bu termomekanik işlem görmüş numunelerden ilk seri yassı çekme numuneleri daha sonraki seride ise yuvarlak kesitli radius işlenen çekme numuneleri işlenmiştir. Birinci grup T6 ısıtım işlem ve sıcak dövme sonrası yassı çekme test numuneleri hazırlanmış ve çekme testleri ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği mekanik test laboratuvarında yapılmıştır.



**Şekil 2.** Çekme numuneleri birinci ve ikinci grup sıcak dövme işlemleri sonrası yassı şekilde üretilen AA7075 alaşım lamalarından talaş kaldırma işlemi ile elde edilmiştir.

3-Sıcak Büzme (Hot swaging) deneyleri ODTÜ Metalurji ve Malzeme mühendisliği bölümünde 350°C'de rezistans fırınında ön ısıtılan düz çubuklar FENN marka büzme cihazında çap 12 mm den 8 mm'ye düşürülerek yapılmıştır. Cihazın görüntüsü ve T0 koşulundaki dört grup alaşımın büzme ve yaşlandırma işlemi sonrasında yuvarlak test çubukları halinde işlenmiştir. Çubuklara daha sonra T6 ısıtım işlemi uygulanmıştır.





**Şekil 3.** Sıcak büzme (Hot Swaging-HSW) işlemlerin sonrası T6 işlemi tamamlanmış çubuklardan işlenmiş yuvarlak numunelerin çekme test sonuçları çizelgede verilmiştir

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Sıcak dövme yöntemi ile T6 içeren termomekanik işlem uygulanan sinter 7075 serisi alaşımların her gruptan en yüksek iki değer alındığında aşağıdaki tablo oluşturulmuştur.

Çizelge 1. Sinter sonrası sıcak dövme çekme ve mikrosertlik

7075 HF GR1 1	Çekme dayancı 350 MPa	HV 144
7075 HF GR1 4	Çekme dayancı 257 MPa	HV 149
7075 HF GR2 1	Çekme dayancı 313 MPa	HV 135
7075 HF GR2 2	Çekme dayancı 345 MPa	HV 137

Sıcak büzme(Hot swaging) deneyleri sonrası dört gruptan en yüksek çekme dayanımı aşağıdaki tabloda verilmiştir.

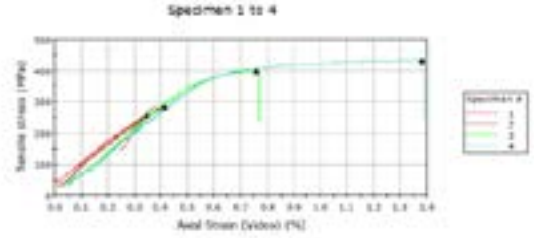
Çizelge 2.Sinter sonrası sıcak büzme çekme ve mikrosertlik

7075 HSW 1-4	Çekme dayancı 431 MPa	HV 149
7075 HSW 2-4	Çekme dayancı 354 MPa	HV 135
7075 HSW 3-3	Çekme dayancı 313 MPa	HV 138
7075 HSW 4-2	Çekme dayancı 345 MPa	HV 146

Sıcak büzme işleminden sonra elde edilen çekme sıcak dövme sonrası elde edilen değerlerinden daha yüksek olduğu görülmektedir.

Çekme dayancı 431 MPa olan 1-4 numaralı numunede yapraksı grafen bölgelerinin olmadığı ve grafenin diğer

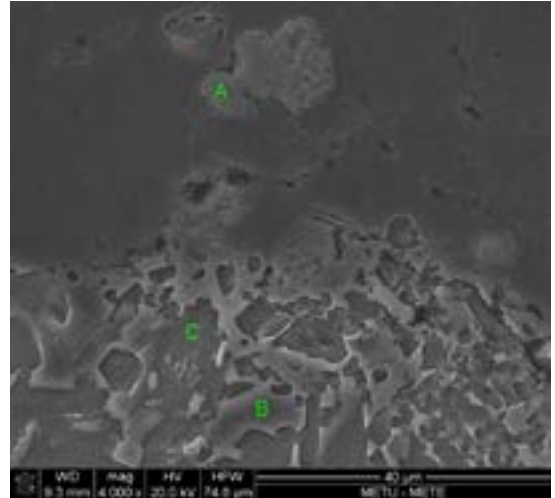
numunelere göre daha homojen dağıldığı söylenebilir. Mikro sertliklerin yüksek ölçüldüğü numuneler en yüksek çekme dayançlarına da karşılık gelmektedir.



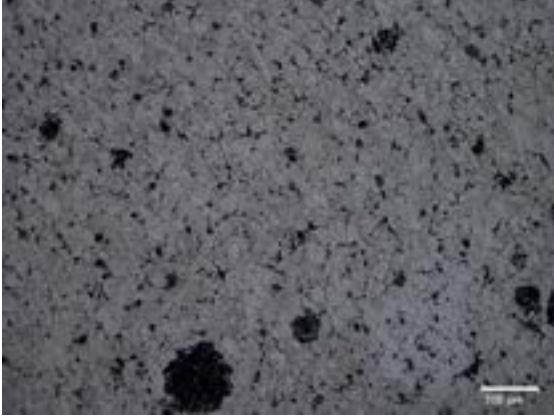
Şekil 2

**Şekil 4** Sıcak büzme(hot swaging) sonrası T6 ısıl işlemi görmüş numunelerin çekme test sonuçları

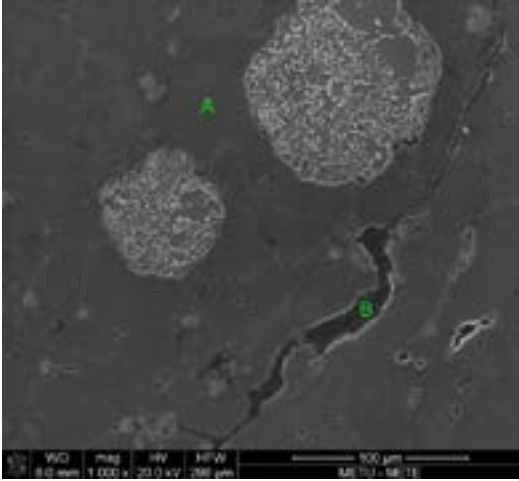
Şekilden de anlaşıldığı gibi çekme değerleri 350-431 MPa arasında elde edilmesine rağmen %uzamanın 1.4 değerini geçmediği görülmektedir. Bunu nedeni grafit/grafen dağılımının homojen olmaması ve toz alaşımın içerisindeki mikro gözenekler ve tane sınırlarında kalan redüklenemeyen oksit bölgelerinden kaynaklanmaktadır.



**Şekil5.**Sıcak büzme 7075 HSW 1-(4) SEM görüntüsü ve nokta analizleri A(Al,Fe,Cu,Si,Zn), B(Al,Zn,Cu,Mg) C(Al,Zn,Cu,Cr,Mg). Çekme dayancı 431 MPa



**Şekil 6.** Sıcak büzme sonrası T6 ısıtma işlemi görmüş alaşım optik mikroyapısı. 7075 HSW 1-(4) Huvitz optik3D mikroskop görüntüsü. Siyah bölgeler grafit/grafen zengin bölgeleri. Çekme dayanımı 431 MPa



**Şekil 7.** Sıcak büzme 7075 HSW 3-(3)SEM görüntüsü A(Al,Zn,Cu,Mg), B(C, Al, Si) çekme dayanımı 313 MPa

Karbon bölgesi yani grafit yoğun olan B işaretli bölgenin morfolojisi yapraklı görünümündedir. Bu durum grafitin 7075 alaşımın element toz karıştırma aşamasında son derece homojen karıştırılması zor bir malzeme olduğuna da karşılık gelmektedir. Grafit tozlarının 7075 alüminyum alaşım hazırlama sırasında segregasyon yani ayrışma eğiliminde olduğunu anlaşılmaktadır. Daha uzun yaklaşık 45 dakika karıştırma süresi uygulandı. A noktası

matriksanalizidir ve Zn Mg ve Cu elementlerinin homojen karışmış halde olduğuna karşılık gelmektedir.

Literatürde sinterleme yöntemi ile elde edilen 7075 alaşımlarında Al peaklerin yanında AlMgZn, AlMg<sub>2</sub>Zn ve MgZn<sub>2</sub> çökelti fazları tespit edilmiştir. Bununla birlikte termomekanik süreçten geçirilmiş alaşımlarda Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> faz oluştuğu bildirilmiştir. [3,4,5]

#### 4. Sonuçlar

Bu çalışmada element tozlardan hazırlanan 7075 toz metal alaşım Al, Zn, Mg ve Cu elementlerinden oluşturulmuştur. Grafit tozları Sintermetal firmasında 48 saatlik öğütme süresince atriör değirmenlerde üretilip Raman spektrometresinde analiz yapılarak karakterize edildikten sonra öğütme sürecine dahil edilip 7075 toz alaşıma karıştırılmıştır. Karıştırılması grafit tozlarından daha zor ve segregasyon eğiliminin daha fazla olduğu anlaşılmıştır.

Hem sıcak dövme hem de sıcak büzme sonrası elde edilen numunelerin sonuçlarından anlaşıldığı gibi çekme ve mikrosertlik sonuçları birlikte yükseliş göstermektedir. Bu artışın sebebi mikro ve nano boyutlu SEM ile bile görüntülenemeyen T6 sonrası oluşan MgZn<sub>2</sub> çökeltileridir. Sinterleme sonrasında sıcak büzme ve T6 ısıtma işlemi uygulanan numunelerin sadece sıcak dövme ve T6 uygulanan numunelerden daha yüksek çekme değerlerine sahip olduğu ortaya çıkmıştır.

Sinter sonrası sıcak dövme ardından T6 ısıtma işlemi görmüş numunelerin çekme değerleri en fazla 350 MPa iken sinter sonrası sıcak büzme ardından T6 ısıtma işlemi görmüş numunelerin çekme değerleri en fazla 431 MPa olarak ölçülmüştür.

Literatürde bildirilen fazlar Al<sub>2</sub>CuMg, T-Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>, ve Al<sub>2</sub>Cu fazlarıdır (Al-Zn-Mg-Cu) [1,2] Bu çalışmada elde edilen sonuçlara göre MgZn<sub>2</sub> yanı sıra bakır içeren Al<sub>2</sub>CuMg fazları da oluşmuştur. Bu fazlar birlikte olduğu için nokta analizlerinde (Al-Zn-Mg-Cu) elementleri aynı EDX spektromunda görülmektedir.

#### Teşekkür

Bu çalışma TEYDEB projesi desteği ile tamamlandığı için TÜBİTAK a Sintermetal firmasına verdiği proje desteği için teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] SeongTaekLim, II SangEunandSooWoo Nam, (2003). Mat.Tran.44(1), 181
- [2] A. K. Mukhopadhyay, (2009).Trans. Ind. Ins. Metal. 62, 113
- [3] ChaiyootMeenga,mYongyuthDunyakul, DechMaunkhawandSuppachaiChainarong(2018) Metals, 8,

0637; doi:10.3390/met8080637 Transient Liquid  
Phase Bonding of Semi-Solid Metal 7075 Aluminum Alloy  
Using ZA27 Zinc Alloy Interlayer

[4] Jabbari Taleghani, E.M. Ruiz Navas, J.M. Torralba  
(2014). *Materials & Design* 55, 674-  
682. Microstructural and mechanical characterisation of 7075  
aluminum alloy consolidated from a  
premixed powder by cold compaction and hot extrusion

[5] Mohsen Hajizamani,  
Mostafa Alizadeh, Seyed Ahmad Jenabali *Acta Metall. Sin.*  
(Engl. Lett.), 2016, 29(1), 39-  
45. Jahromi. Microstructure Modification of Powder Compact  
of Al-Zn-Mg Nanostructured Alloy by a  
Semi-solid Thermomechanical Processing

# İkiz Merdane Döküm Tekniği ile Üretilen Al-Si-Fe-Mn Folyo Alaşımlarında Kaba Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) İntermetaliklerinin Oluşumu

## Formation of Coarse Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) Intermetallics in Al-Si-Fe-Mn Foil Alloys Produced by Twin-Roll Casting Technique

Hüseyin Serhan GÜLŞEN, Şeyma KORKMAZ, Mert GÜNYÜZ, Onur BİRBAŞAR,  
Murat DÜNDAR

ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Özet

Yüksek rijitliğe ve şekillendirilebilirliğe sahip 8000 serisi folyo alaşımları Al-Si-Fe-Mn alaşımları olup, çoğunlukla finstock ve gıda gıda sektörünün saklama kabı uygulamalarında kullanım alanı bulmaktadır. Alaşımın dispersiyon ve gerinim sertleşmesi ile mukavemetinin artırılması mümkündür. Kompozisyonda bulunan belirli bir miktarda demir içeriği hem tane boyutunun indirgenmesine hem de uzamanın artmasına katkı verebilmektedir. Silisyum, döküm yapısının homojenliğini ve ısıtım işlem esnasında çözünen elementlerin çökelti oluşumunu hızlandırır. Bu alaşımlarda mangan rekristalizasyon sıcaklığını arttırmasından dolayı kompozisyonda bulunsun da, sınırlı çözünürlüğe sahip bu element kaba intermetaliklerin oluşumuna da neden olabilmektedir. Hem alaşım kompozisyonuna hem de katılaşma koşullarına bağlı olarak farklı stokiometri ve morfolojilerde kaba intermetaliklerin oluşması folyo ürünlerinde yırtılma problemlerine yol açabilmektedir.

Bu çalışmada, 8000 serisi alüminyum folyo alaşımında konsantrasyon ve katılaşma hızına bağlı olarak kaba Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) intermetalik oluşumları araştırılmıştır. Laboratuvar tipi ergime fırınında farklı Fe-Mn kompozisyonlarında alaşımlama yapılarak, kalıpta yavaş ve hızlı soğuma altında katılaşma yapısı metalurjik analizler ile incelenmiştir. Böylece ergitmedeki alaşımlandırma ve döküm pratikliğinin ve aynı zamanda katılaşma hızının kaba intermetalik faz oluşumlarına etkileri irdelenmiştir.

### Abstract

8000 series aluminum foil alloys are Al-Fe-Si-Mn alloys that have high rigidity and formability properties which made them widely used in finstock and food packaging industry for container applications. It is possible to increase the strength of these alloys by dispersion and strain hardening mechanisms according to the iron content. In addition, a certain amount of iron content in the composition can contribute to grain size refinement and help to increase of elongation. Silicon accelerates the homogeneity of the casting structure and the formation of precipitates of dissolved elements during heat treatment. Although manganese is present in the composition as it increases the recrystallization temperature in these alloys, this element has a limited solubility which causes the formation of coarse intermetallics. Depending on both alloy composition and solidification conditions, tearing occurs in the foil as a result of the formation of coarse intermetallics in different stoichiometry and morphologies.

In this study, coarse Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) intermetallic formations were investigated in 8000 series aluminum foil alloys, depending on the concentration and solidification rate. By alloying in different Fe-Mn compositions in the laboratory type melting furnace, the solidification structure under slow and rapid cooling in the mold was investigated by metallurgical analysis. Thus, the effects of alloying and casting practicality in melting as well as solidification rate on coarse intermetallic phase formation were examined.

## 1. GİRİŞ

Yaygın olarak finstok ve gıda sektörünün paketleme uygulamalarında kullanım alanı bulan 8006 alaşımının üretim yöntemlerinden biri, sıvı alüminyumun su soğutmalı iki merdane arasına beslenerek katılaştırıldığı sürekli döküm yöntemi olan ikiz merdane döküm yöntemidir. Yüksek katılma hızı ve beraberindeki deformasyon ile birlikte mikroyapı, ince ve yönlendirilmiş tane yapısı, farklı stokometri boyut ve dağılımlar gösteren intermetalik partikülleri ve yüzeyde aşırı doymuş bir yapı sergilemektedir. 6-8mm kalınlık aralığında üretilen döküm levha, sonrasındaki bir seri soğuk haddeleme operasyonu ile folyo kalınlıklarına kadar indirilmekte ve ara kalınlıklarda veya nihai kalınlıkta bir seri ısıtma işlemi ile malzeme kondisyon kazandırılmaktadır [1,2]. Döküm yönteminin karakteristikleri gereği mikroyapıda form alan intermetalik bileşiklerin morfolojilerinde etken olan diğer faktörler ise alaşımlandırma pratikleri, alaşım elementi oranları, sıvı metal kalitesi ve proses şartlarından kaynaklanan soğuma hızı farklılıkları olabilmektedir [3-5].

8006 alaşımı üçlü Al-Fe-Mn sistemine sahiptir ve kimyasal kompozisyonu yaklaşık %1.2-%2 demir, %0.3-%1 mangan ve maksimum %0.3 silisyumdan oluşur. Al-Fe-Mn faz diyagramının 627°C'deki izotermal kesitinin alüminyumca zengin bölgesinde FeAl<sub>3</sub>, MnAl<sub>6</sub> ve MnAl<sub>4</sub> fazlarının dengede olduğu belirtilmektedir. Al-Mn ve Al-Fe ikili diyagramlarına göre de AL<sub>6</sub>(FeMn) primer kristalleri ve Al<sub>3</sub>Fe fazının yüksek demir konsantrasyonlarında oluştuğu bilinmektedir. Al-Fe-Mn üçlü sisteminde konsantrasyon ve sıcaklıklara göre gerçekleşen dönüşüm reaksiyonları Tablo 1'de gösterilmiştir. Al-Fe ve Mn esaslı alaşımlar üzerine yapılan çalışmalar, AL<sub>6</sub>(Fe,Mn) intermetalik fazının oluşumunda Mn ve Fe elementi konsantrasyonunun ve soğuma hızı farklılıklarının etken olduğunu göstermiştir. Artan Mn içeriğine bağlı olarak AL<sub>6</sub>(Fe,Mn) intermetalik bileşenin boyutu ve miktarı artmaktadır. Bu durum manganın katı çözültide yer alması dolayısıyla mukavemette artış sağlasa da, intermetaliklerin boyut ve miktarında yarattığı artış ile de folyo ürünleri için dezavantajlar yaratabilmektedir. Dolayısıyla, alaşımın sahip olduğu element konsantrasyonu ve bununla beraber katılma koşulları da ürün performansını açısından değerlendirilmesi gereken parametrelerden bazılarıdır. Mikroyapıda olağan dışı boyutlarda oluşum gösteren intermetalik partiküller ince folyo kalınlıklarında üründe yırtılma, kopma ve müşteri proseslerinde problemlere yol açabilmektedir. Bu nedenle bu tür oluşumlarda ana etkenlerin anlaşılması ürün kalitesi ve proses verimlilikleri açısından son derece önem arz etmektedir [3].

Bu nedenlere açıklık getirmek amacıyla çalışmada, 8006 alüminyum folyo alaşımında karşılaşılan kaba AL<sub>6</sub>(Fe,Mn) intermetalik oluşumları araştırılmıştır. İncelemeler, konsantrasyon ve katılma hızının etkisinin ortaya konması açısından laboratuvar tipi ergime fırınında farklı alaşımlandırma pratiklerini ve katılma koşullarını simüle edecek şekilde gerçekleştirilmiştir. Bunlara paralel olarak kaba AL<sub>6</sub>(Fe,Mn) intermetalik faz oluşumunda proses adımlarındaki değişkenlik ve etkenlerin olası nedenlerinin de anlaşılabilmesi için prosesin farklı adımlarından alınan numunelerin karakterizasyonu çalışmaya dahil edilerek sonuçlar irdelenmiştir [3, 6-8]

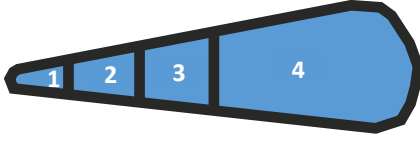
Tablo 1. Al-Fe-Mn üçlü sisteminde faz dönüşümleri[3]

Faz Dönüşümleri	Sıcaklık (°C)	Mn (%)	Fe (%)
(FeMn)Al <sub>6</sub> → Sıvı+FeAl <sub>3</sub> +MnAl <sub>4</sub>	727	3,45	2,5
Sıvı → (FeMn)Al <sub>6</sub> + FeAl <sub>3</sub> + Al	654	0,75	1,75
L → AL + AL <sub>3</sub> Fe	654-655	-	-
L → AL + AL <sub>6</sub> (FeMn)	654-658	-	-

## 2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

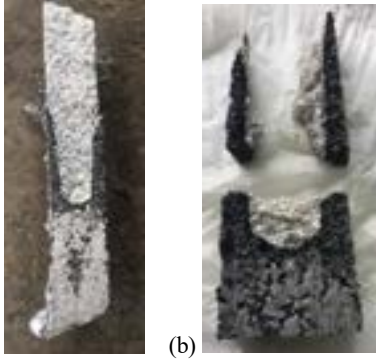
Bu çalışmada ikiz merdane döküm yöntemiyle üretilen 8006 alüminyum folyo alaşımında, ürün iç yapısında gözlemlenen kaba intermetalik partiküllerin oluşum mekanizmaları üzerine çalışılmıştır. Folyo kalınlığında delik, yırtılma veya yüzeysel iz şeklinde gözlemlenen hatalar metalografik olarak kesitten incelenmiş, mikroyapıda belirlenen olağan dışı boyutlardaki intermetalik partiküller karakterize edilmiştir. Buna paralel olarak döküm kalınlığında da numuneler metalografik olarak hazırlanarak, mikroyapı da var olan intermetalik fazlar, boyut ve dağılımları açısından incelenmiştir. Işık mikroskobu incelemeleri Zeiss Axio Imager Vario model cihazda gerçekleştirilmiştir.

Sıvı metalin denge ve denge dışı katılma koşulları, laboratuvar tipi ergitme fırınında farklı alaşımlandırma pratikleri uygulanarak simüle edilmiştir ve çalışmadan elde edilen numuneler hem metalografik olarak hemde elektron mikroskobu-EDS analiz (ZEISS EVO 10 - EDX, EBSD) model) yöntemleriyle incelenmiştir. Alaşımlandırma pratiklerinde Fe ve Mn alaşım tabletleri farklı konsantrasyonlarda, farklı besleme sürelerinde ve farklı sıcaklıklarda sıvı metale şarj edilerek uygun döküm sıcaklığında su ile soğutulan kalıpta katılaştırılmıştır. Kalıp, yavaş ve hızlı katılma koşullarını gözlemleyebilmek amacıyla V şeklinde tasarlanmıştır ve Şekil 1'de 1'den 4'e kadar olan numune bölgeleri sırasıyla hızlıdan yavaşa katılma numune bölgelerini ifade etmektedir.



**Şekil 1.** Hızlı ve yavaş katılaşma koşullarını yansıtan numune bölgeleri. 1 hızlı katılaşma bölgesi, 4 yavaş katılaşma bölgesi

Çalışmanın devamında, gerçek döküm koşullarında sıvı metalin merdanelere teması öncesindeki, katılaşmasının olağan dışı koşullar altında gerçekleşmesinin olabileceği diğer aksamalarda, yani seramik esaslı köpük filtre ve yolluk bölgelerinden numuneler alınarak SEM-EDS ve ışık mikroskobu yardımıyla incelenmiştir. Şekil 2’de filtrasyon amaçlı yolluklarda kullanılan ve incelenmesi amacıyla numune alınan köpük filtreye ait makro görüntü yer almaktadır. Sıvı metalin akış yönü ve köpük filtrenin pozisyonlandırılması da göz önüne alınarak kesitten incelemeler gerçekleştirilmiştir.

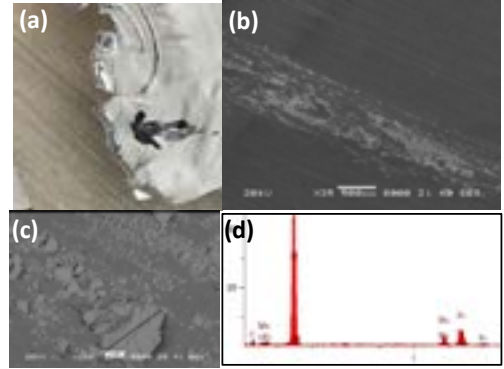


**Şekil 2.** (a) sıvı metal filtrasyonunda yollukta kullanılan köpük filtre kesiti ve (b) incelenen numune

### 3. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

8006 alaşımından üretilen ince kalınlıklardaki folyo ürünlerinde gözlemlenen olağan dışı boyutlardaki intermetalikler kaynaklı hataya ait makro görüntü Şekil 3a’da gösterilmektedir. Soğutma ünitelerinde ısı değiştirici kanatçıkların imalatında kullanılan folyo ürününde yaşanan yırtılmaya ait bu örnekte, folyo ürününün şekillendirilmesi esnasındaki deformasyon ile birlikte iç yapıdaki mikroyapısal kusur yırtılmaya neden olmuştur. Şekil 3b’de ise yarı mamul formundaki henüz şekillendirilmemiş folyo ürününün yüzeyine sırayet etmiş hata görülmekle birlikte yüksek büyütmelerde bu hatanın boyutları 150µm yi bulabilen Fe-Mn (Şekil 3 c-d) intermetaliklerinden kaynaklı olduğu anlaşılmaktadır. Standart 8006 alaşımı döküm mikroyapısında oluşan intermetalik boyut ve

dağılımları Şekil 4a’da görülmekte olup 1-2 µm boyutunu geçmeyen ağımsı ve ötektik vari bir morfolojide mikroyapıda yer almaktadırlar. Tav prosesi esnasında ötektik ve ağımsı yapıdaki fazların bir kısmı ayrılarak matriste çözünmekte, bir kısmı ise intermetalik faz formuna geçmektedir. Neticede tav sonrası oluşan intermetaliklerin stokiometrilere ve boyutları farklı olmakla birlikte 2-3 µm mertebelerini genel olarak geçmemektedir. Dolayısıyla incelemeler, standart döküm koşullarında katılaşan metalde Şekil 3’de görülen kaba ve büyük boyutlu intermetaliklerin oluşmadığını işaret etmektedir. Bu partiküllerin, katılaşma öncesindeki prosenin herhangi bir adımında form alıp, sıvı metal ile taşınarak katılaşan levhaya transfer olarak bu problem ortaya çıktığı değerlendirilmektedir.



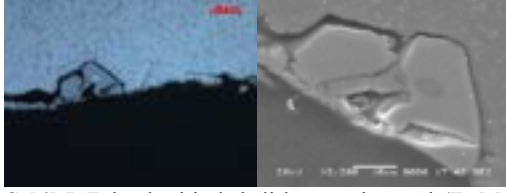
**Şekil 3.** 8006 folyo ürününde; (a) şekillendirme sonrası karşılaşılan hata (b) şekillendirme öncesi yarı mamul konumunda folyodaki hata (c,d) intermetalik partikül analizleri



**Şekil 4.** 8006 alaşımına ait döküm kalınlığında parlatılmış konum ışık mikroskop görüntüleri (a) döküm konumu (b) tav prosesi sonrası

Şekil 5’de folyo ürününde karşılaşılan hatanın kesitten parlatılmış konumda ışık mikroskobu ve SEM incelemelerine ait görüntüler yer almaktadır. Kaba intermetalik partiküller genel olarak haddeleme sonrası folyo yüzeyinde ortaya çıkmaktadır. Bunun yanında folyo kesit kalınlığının orta ve çeyrek bölgelerinde de bu partiküllere raslanmıştır.



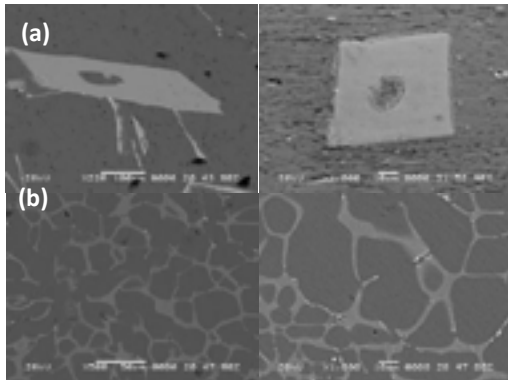


**Şekil 5.** Folyo kesitinde belirlenen primer  $Al_6(Fe,Mn)$  intermetaliklerine ait (a) ışık mikroskobu (b) SEM görüntüleri

Laboratuvar tipi ergitme fırınında farklı Fe ve Mn konsantrasyonlarında alaşım hazırlanırken, elementler farklı sıralamada sıvı metale beslenmiştir ve bununla beraber farklı sıcaklık ve karıştırma pratikleri uygulanarak hazırlanan alaşımların su ile soğutulan V tipi kalıpta katılaştırılması gerçekleştirilerek bir seri deneysel numune elde edilmiştir. Her bir numunenin Şekil 1’de gösterilen hızlı katılma ve yavaş katılma bölgeleri SEM-EDS ve ışık mikroskobu yoluyla incelenmiştir. İncelemeler sonucunda kompozisyon ve şarj pratikleri ile belirgin bir ilişki olmaksızın tüm numunelerin 4 nolu bölgesinde yani yavaş katılmanın olduğu bölgede karakteristik morfolojiye sahip kaba  $Al_6(Fe,Mn)$  intermetalik oluşumlarına rastlanmıştır (Şekil 6a). Kalıp numunesinin diğer bölgelerinde ise ötektikvari ve ağımsı yapıda (Şekil 6b) matrisde dağılım sergileyen ve partikül halinde olmayan intermetalikler gözlenmiştir. Şekil 6’da SEM görüntüleri verilen numuneye ait kimyasal kompozisyon Tablo 2’de yer almaktadır.

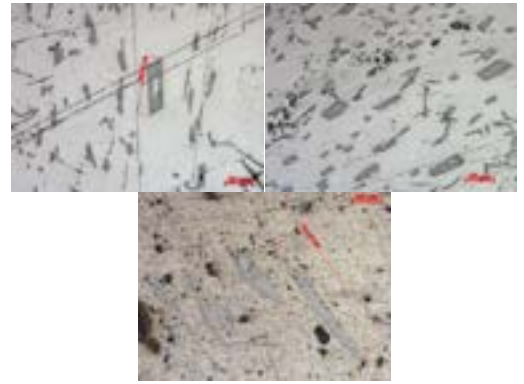
**Tablo 2.** Şekil 6’da görüntüleri yer alan numunenin kimyasal kompozisyonu

Kütle-%					
Si	Fe	Cu	Mn	Ti	Al
0,14	1,2	0,029	0,43	0,011	98,12



**Şekil 6.** Tablo 2’de kompozisyonu verilen alaşımın kalıpta katılaştırılması sonrası (a) yavaş katılma (b) hızlı katılma bölgelerine ait intermetalik faz SEM görüntüleri.

Köpük filtre ve yolluk üst bölgesinden alınan numune incelemelerinde de benzer morfolojidekaba intermetalik partiküller belirlenmiştir (Şekil 7). Köpük filtrede yapılan incelemelerde bu partiküller ile karşılaşılması beklenmektedir çünkü, filtre çıkarıldıktan sonra havada soğuyarak içerisindeki sıvı metalin yavaş katılma gerçekleşmektedir. Dolayısıyla bu partiküllerin filtrenin çıkarılması sonrasında oluşma ihtimali göz önünde bulundurulmalıdır. Ancak filtrasyonda kullanılan filtrelerin uygulama farklılıklarına göre (yatay veya dikey) veya proses esnasındaki değişkenliklere göre, bu partiküllerin köpük filtrelerin sıvı metal üst çizgisinde oluşup sonrasında katılma metale transferi de söz konusu olabilir. Bu şekilde oluşan söz konusu partiküllerin transferinin folyo ürünlerinde karşılaşılacak kaba intermetalik probleminin olası sebeplerinden birisi olarak değerlendirilebilir.



**Şekil 7.** Filtrasyonda kullanılan seramik esaslı köpük filtre içi sıvı metal bileşenlerine ait ışık mikroskop görüntüleri

#### 4. SONUÇLAR

Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir;

-8006 alaşımı folyo ürünlerinde karşılaşılacak olağan dışı boyutlardaki intermetalik fazlar, yarı mamul folyo halinde haddeleme sonrası yüzeyde kusur halinde görülebileceği gibi, folyo kesiti içinde yer alan bu partiküller ürünün şekillendirilmesi sonrası da yırtılma veya delinme gibi problemlere yol açabilmektedir.

- Büyük boyutlu primer  $Al_6(Fe,Mn)$  intermetalik fazlarının oluşumunda Mn elementinin konsantrasyonunun yüksek olması bir etken olup, büyük oranda yavaş katılma koşullarına oluşum gösterdiği anlaşılmaktadır. Sıvı metalin alaşım hazırlanma sürecindeki şarj pratiklerinin bu partiküllerin oluşumda belirgin bir etkisinin olmadığı anlaşılmaktadır.

- Köpük filtre uygulama pratiklerine göre ve sıvı metal akışındaki değişkenliklere bağlı olarak köpük filtre içi gözeneklerde kaba intermetalik partiküllerinin oluşma ihtimali bulunmaktadır ve bu partiküllerin köpük filtre sonrasında döküm esnasında katılacak metale transferi de söz konusu olabilir. Bu durum folyo ürünlerinde karşılaşılan kaba intermetalik probleminin olası sebeplerinden birisi olarak değerlendirilebilir.

- Sıvı metalin transfer edildiği yolluk kanarlarında ve üst bölgelerinde serbest katılmış alüminyum içeriğinde yavaş katılma nedeniyle büyük boyutlu primer Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) intermetalikler oluşabilmektedir dolayısıyla bu bölgelerden sıvı metale karışımının ise muhtemel bir diğer neden olduğu düşünülmektedir..

#### Kaynakça

- [1] P. Thomas, Continuous Casting of Aluminium Alloys, Chapter 2, IOP Publishing Ltd 2003.
- [2] N. S. Barekar, B. K. Dhindaw, Twin-Roll Casting of Aluminum Alloys – An Overview, Materials and Manufacturing Processes, 29: 651–661, 2014.
- [3] M. Talebi, H. Bakhtiari, Z. Bakhtiari, Studying the Intermetallic Compounds in the Microstructure of the 8006 Aluminum Alloy Sheets and Foils, Mapta Journal of Mechanical and Industrial Engineering, Vol. 5, No. 1, June, 2021
- [4] M. Slamova, V. Ocenasek, P. Dvorak, Z. Juricek, Phase Transformation Study of two Aluminum Strip-Cast Alloys, Proceedings of ICAA-6, 1998.
- [5] M. Slamova, V. Ocenasek, P. Dvorak, Z. Juricek, Response of AA8006 and 8111 Strip-Cast Cold Rolled Alloys to High Temperature Annealing, Proceedings of ICAA-6, 1998.
- [6] V. Kevorkijan, Characterisation of Intermetallic Inclusions Obtained by Dissolution of Iron alloying additives in Molten aluminum, Metalurgija-MJoM Vol 17 (1) p. 31-40, 2011.
- [7] O. Bajenaru, P. Moldovan, D. Bojin, Defects in the AA8006 aluminum Alloy Sheets, U.P.B. Sci. Bull., Series B, Vol. 70, Iss. 4, 2008.
- [8] R. Molaei, M. Soltanieh and M.R. Aboutaleb, Dissolution Kinetics of Aluminium-Manganese Compacts in Molten Aluminium, Int. J. Materials and Structural Integrity, Vol. 3, No. 1, 2009.

# Effect of New Generation Grain Refiners on Al-Fe-Mn Alloys Produced by Twin Roll Continuous Casting

## İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen Al-Fe-Mn Alaşımlarında Yeni Nesil Tane İncelticilerin Etkisinin İncelenmesi

Mert GÜNYÜZ<sup>1</sup>, Ece HARPUTLU<sup>1</sup>, Kerem Can DİZDAR<sup>2</sup>, Hayati ŞAHİN<sup>2</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ASSAN Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

It is generally accepted that the addition of Boron and Titanium at very low ratios in the casting of aluminum alloys has a rapid and effective grain refining effect. The grain refining process has an important effect on the mechanical properties of the final products, as it changes especially the distribution of secondary phase particles, as well as the effect of formation of a more homogeneous microstructure. Besides the downstream processes, initial microstructure has an important effect on the formability and strength of the aluminum alloys produced by Twin Roll Continuous Casting. Al – Fe – Mn alloys also find a wide usage area in the applications where high formability and strength required.

In addition to Ti/B applications for grain refining, today new generation grain refiners are also used in aluminum casting. Erbium and Yttrium are one of these new generation grain refiners which provide required efficiency. In this study alternative to Ti-B including grain refiners, the performance of the Erbium and Yttrium as a grain refiner was observed during twin roll continuous casting of Al – Fe – Mn alloys. Depending on the grain refiner amount, microstructural evolution and effect of grain refiners were investigated at different casting temperatures. In the meantime, with the changing cooling rates, microstructural changes and mechanical properties were examined.

### 1. Introduction

Grain refinement has been regarded as one of the most effective techniques to enhance the mechanical properties of metal castings and to improve the formability of metals [1-3]. The addition of Al-Ti-B master alloys to liquid melt prior to casting is a common practice for grain refinement of Al and its alloys in order to achieve a fine equiaxed grained micro structure in a casting which otherwise solidifies usually with coarse columnar grain structure [4]. Considering the relationship between the microstructure and mechanical properties, adding grain refiners into the aluminum alloy is one of the effective ways to decrease the grain size and to form equiaxed grain structure which provide uniform properties and improved distribution of second phases and microporosities [5-6].

Al-Ti-B master alloys are the most widely used grain refiner in aluminum casting. The most common argument about the mechanism of Ti in grain refining is the heterogenous nucleation sites that are formed by AlTi<sub>3</sub> particles [7]. Some studies considered that it was not only the AlTi<sub>3</sub> particles but also the Ti-rich zone around TiB<sub>2</sub> particles have significant effect during nucleation [8].

Although Al-Ti-B master alloys are the most widely used grain refiners, there are some problems with this alloy. Agglomeration of borides, blockage of filters and “poisoning effect” in some alloys Cr, Zr, Li and Si are contained as alloying elements which make them respond poorly to grain refinement [9-10]. The elements that causes poisoning have an interaction with AlTi<sub>3</sub> / TiB<sub>2</sub> and make the grain refiners ineffective or less effective [11-13]. Using new generation grain refiners containing trace elements can annihilate these problems that are caused by poisoning elements.

Some studies were done to see the effect of trace elements on grain refinement in aluminum alloys. Ying Pio et al [14] and Liu et al [15] observed effect of yttrium with the presence of Al-5Ti-B in aluminum alloys. They revealed that Al - Y compounds occur on solid/liquid interface which leads forming undercooling zones. These zones are the locations where  $\alpha$ -Al grains grow. Presence of Yttrium is decreasing the distance between secondary dendrite arms which have effect on fine grain formation and improvement on mechanical properties. Tengfei et al [16] observed the effect of erbium during solidification in aluminum alloys. It was reported that Er has better effect with Ti element. While Er is decreasing the interface energy, with its high segregation coefficient Ti is blocking coarsening. Shi et al [17] also observed the nucleation of aluminum alloys with the presence of erbium. The reported that the concentration of Er in aluminum alloys has a critical level and when it is exceeded coarsening can be seen. It was mentioned in the study that with its high atomic mass and low diffusion velocity Er has high grain refining effect. Also participated Al<sub>3</sub>Er particles were creating heterogenous nucleation sites in aluminum alloy.

The present work aims to investigate the microstructural evaluation of Al-Fe-Mn alloys during solidification with the addition of Al-5Ti-0.2B, AlY10 and AlEr2 grain refiners. The effect of cooling rate on grain refinement or coarsening of cast material was also analyzed in detail.

**2. Experimental Procedure**

The casting experiments which employed Al-5Ti-0.2B, AlY10 and AlEr2 grain refiners were carried out at a laboratory scale melting furnace to produce 150x75x25 mm samples of EN-AW-8006 alloy. The chemical composition of the alloy was given in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of EN-AW-8006 alloy

%Fe	%Si	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn
1.2 – 2	0.40	0.30	0.30 – 1	0.10	0.10

During casting experiments, the ratio of the grain refiners was calculated from the % weight of the elements Ti, Y and Er which are %0.02 and %0.05 (Table 2). After addition of grain refiners to the molten material, waiting period was 30 minutes for homogenous dissolution before casting. The temperature of the molten material was kept constant at 710°C for all trials.

**Table 2.** Samples prepared at casting experiments

	Grain Refiner	% Weight	Mold Temperature
Sample 1	Ti	0,02	18°C
Sample 2		0,02	30°C
Sample 3		0,05	18°C
Sample 4		0,05	30°C
Sample 5	Y	0,02	18°C
Sample 6		0,02	30°C
Sample 7		0,05	18°C
Sample 8		0,05	30°C
Sample 9	Er	0,02	18°C
Sample 10		0,02	30°C
Sample 11		0,05	18°C
Sample 12		0,05	30°C

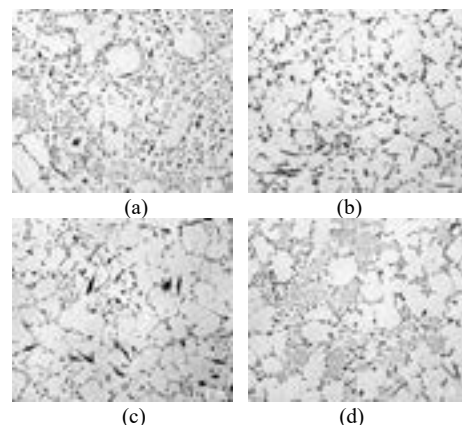
Similar to the twin roll casting, to examine the effectiveness of grain refiners at high cooling rates and to observe the effect of cooling rate, mold temperature was set to two different values 18°C and 30°C. After casting strips were hold in the mold until complete solidification and then left in the air for cooling.

Samples taken from the center of the cast strip were prepared by standard metallographic procedures in order to investigate the sections both on the center and on the

surfaces that are in contact with steel mold. Strip samples casted with Al-5Ti-0.2B, AlY10 and AlEr2 grain refiners were examined with Zeiss Avio optical and Zeiss EVO 10 scanning electron microscope (SEM) at a range of magnifications to reveal micro and macrostructural features. The change in the additive ratios and cooling rates can cause some change in the phases occurred during solidification. These changes were examined by Rigaku SmartLab 3 XRD equipment.

**3. Results and Discussion**

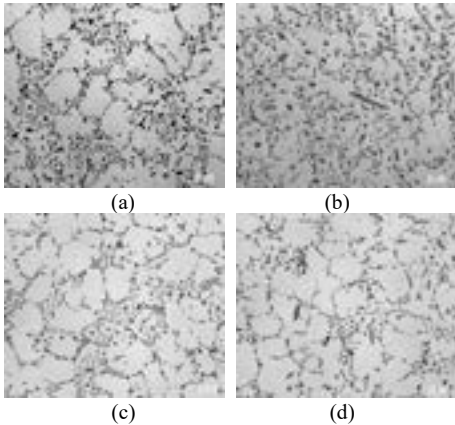
The microstructures of casted strips with Al-5Ti-0.2B grain refiners of %0.02 and %0.05 ratios were shown in Fig 1. When compared regarding all parameters, the amount of grain refiner and cooling rate has opposite effect on material. At higher cooling rate, when the amount of grain refiner increases, the eutectic phases decreases and intermetallic structures can be clearly seen on grain boundaries. Also, some dispersed coarse phases can be seen in the structure. But on the other hand, at lower cooling rate, when the amount of grain refiner is lower coarser intermetallic particles can be seen on grain boundaries and eutectic phase not in the structure. When the amount of grain refiner increases, we start to see eutectic phases in the structure and finer intermetallic particles on the grain boundaries. On all samples, we can see square shape intermetallics on the structure.



**Figure 1.** Microstructures of casted strips with Al-5Ti-0.2B grain refiners a) %0.02Ti 18°C, b) %0.02Ti 30°C, c) %0.05Ti 18°C, d) %0.05Ti 30°C

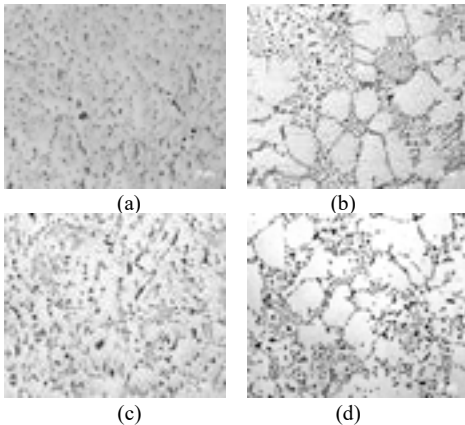
The microstructures of casted strips with AlY10 grain refiners of %0.02 and %0.05 ratios were shown in Fig 2. Differently from samples casted with Al-5Ti-0.2B, eutectic phase is present in all structures. The amount of eutectic phases are decreasing with increased AlY10 amount at all cooling rates. When the amount of grain refiner is %0.02,

coarser intermetallic particles at grain boundaries and square shaped phases are seen in the structure.



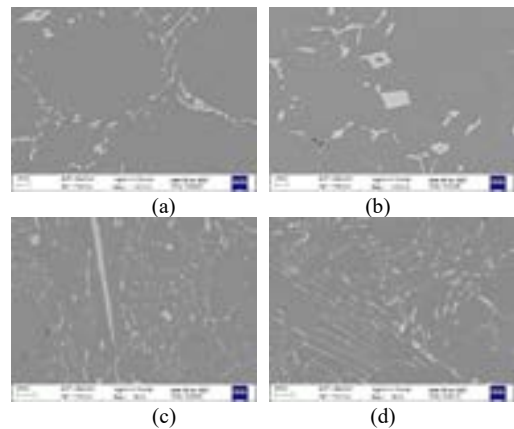
**Figure 2.** Microstructures of casted strips with AlY10 grain refiners a) %0.02Y 18°C, b) %0.02Y 30°C, c) %0.05Y 18°C, d) %0.05Y 30°C

Grain refiners are expected not only to refine the grain structure but also to reduce coarser intermetallic structures to eliminate macro segregations. These structures are generally accepted for the main reason of the problems at thin gauges like pinholes. In Fig. 3 microstructures of casted strips with AlEr2 grain refiners of %0.02 and %0.05 ratios were given. Eutectic phases are increasing when the grain refiner increases. It can be seen that the structure in not changing with the cooling rate.



**Figure 3.** Microstructures of casted strips with AlEr2 grain refiners a) %0.02Er 18°C, b) %0.02Er 30°C, c) %0.05Er 18°C, d) % 0.05Er 30°C

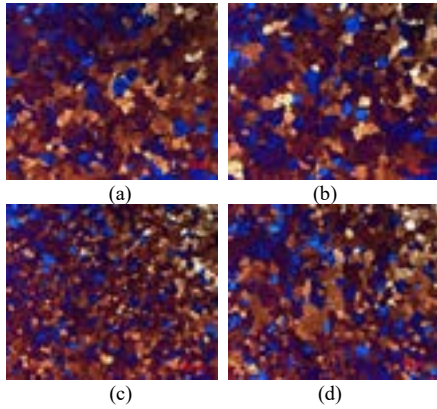
SEM images of the intermetallic structures in the microstructures were given in Fig. 4. Morphologies of the intermetallic structures are same in all samples but their severity is changing with cooling rates and grain refiner concentrations. Formations on the grain boundaries (Fig 4a) have high concentration of Al – Fe, where the Mn concentration is very low. Square shape structures (Fig. 4b) are mainly consist of Al – Fe – Mn at very high levels. Yücel Birol reported that lamellar phases are analyzed as AlFeSi intermetallics in AA8011 alloy [18] but the lamellar phases in this study was analyzed as AlFeMn intermetallics (Fig 4c). Lamellar structures in eutectic phases are also analyzed in EDS as AlFeMn intermetallics. Very low concentration of Fe and Mn is detected in the matrix.



**Figure 4.** SEM images of the intermetallic particles formed in the structures

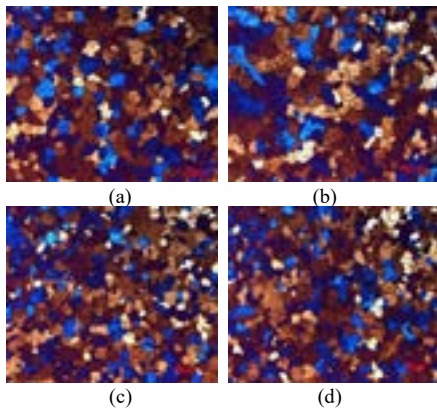
Grain refining mainly effects the mechanical properties of the materials by changing the distribution of the secondary particles and changing grain sizes. The initial grain size of the cast material especially at continuous casting directly effects the final microstructure and mechanical properties as there is no hot rolling operation during production. Grain distributions of the cast samples with Al-5Ti-0.2B grain refiners were given in Fig. 5. In all samples, it can be seen that grain refining works but finer grains were obtained with 0.05 Ti as expected at high cooling speed. Other samples has some heterogenous distribution related with the eutectic phases observed in the structure.





**Figure 5.** Grains of casted strips with Al-5Ti-0.2B grain refiners a) %0.02Ti 18°C, b) %0.02Ti 30°C, c) %0.05Ti 18°C, d) %0.05Ti 30°C

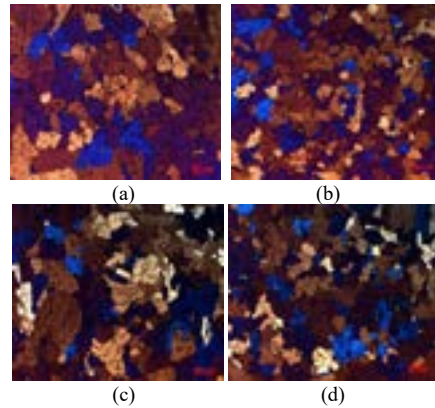
Grains of the cast samples with AlY10 grain refiners were given in Fig 6. Like the Al-5Ti-0.2B grain refiner, it is seen that AlY10 grain refiner is successful in all amounts and cooling rates. The finer grains are seen for 0.05 Y at high cooling rate. Unlike Al-5Ti-0.2B, with the presence of AlY10 grain refiners homogenous distribution can be seen on all samples.



**Figure 6.** Grains of casted strips with AlY10 grain refiners a) %0.02Y 18°C, b) %0.02Y 30°C, c) %0.05Y 18°C, d) %0.05Y 30°C

When grain refiners are not present in the structure or the amount of the added grain refiner is not enough very coarse grains were seen in aluminum structure. Also, the cooling rate can be relatively a problem for grain refiners when they can not find enough time for nucleation. AlEr2 grain refiners may have such a problem during casting at these high cooling rates which were given in Fig. 7. Unlike other grain

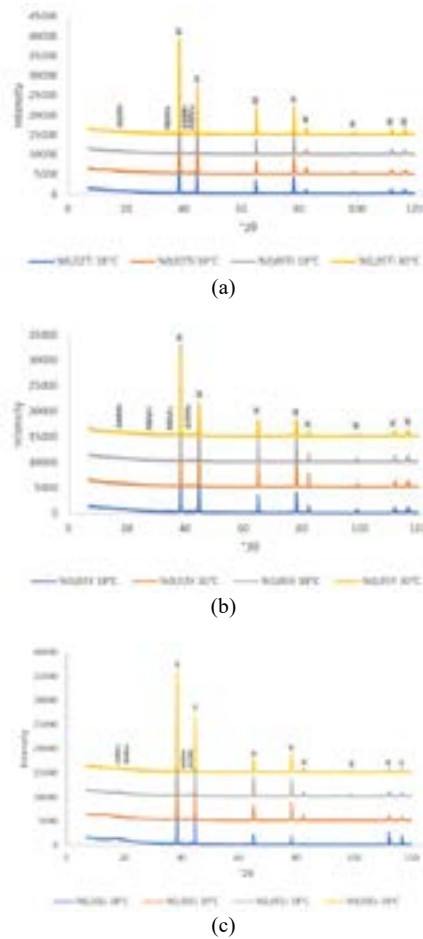
refiners, when AlEr2 was used, there is coarser grains in the microstructure of EN-AW-8006 alloy. It is clearly seen that when the cooling rate is very high (18°C mold temperature) all the microstructure homogenously comprises of coarse grains. When the cooling rates decreases some fine grains start to be formed in the structure.



**Figure 7.** Grains of casted strips with AlEr2 grain refiners a) %0.02Er 18°C, b) %0.02Er 30°C, c) %0.05Er 18°C, d) %0.05Er 30°C

XRD analysis of the cast samples were given in Fig. 8. As the concentration of alloying elements are very low in twin roll casted alloys, dominating phases detected in XRD are Al phases. Also, small amount of Al6Mn phase were detected in all samples.





**Figure 8.** XRD analysis of the cast samples with a) Al-5Ti-0.2B, b) AlY10 and c) AlEr2

**4. Conclusion**

AlEr2 grain refiner failed to produce a proper grain refinement even the concentration is reduplicated. Casting temperature or cooling rate seems to be the main problem for this grain refiner to start nucleation.

Optical analysis showed that eutectic phase occurs during solidification but the intensity is changing with the grain size and cooling rate. Regarding Al5Ti1B and AlY10 grain refiners, the increased grain refiner level and cooling rate tends to form finer grains.

SEM images reveals that morphology of intermetallic particles are not changing with grain refiner type. Intermetallic particles (square, lamellar or eutectic) are

mainly consist of Al – Fe – Mn and the particles on the grain boundaries are Fe rich structures. As the alloying element concentrations are very low in twin roll casted alloys, Al phase is the dominating phase. XRD analysis showed that the intensity of Al phases is very high but small quantities of Al6Mn phase were detected in the structure.

AlY10 grain refiners believed to perform similar as conventional Al-5Ti-0.2B grain refiners where cooling rates are high like twin roll casting. Its effect on castability and material properties at final product requires more investigation.

**Acknowledgment**

The authors thank Mr. Hikmet Kayaçetin for his valuable help during laboratory scale casting.

**References**

[1] Y. Ali, D. Qiu, B. Jiang, F. Pan, M.X. Zhang, *Journal of Alloys and Compounds*, 619 (2015) 639 – 651.  
 [2] R.G. Guan, D. Tie, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30 (2017) 409 – 432.  
 [3] T. Qested, *Material Science and Technology*, 20 (2204) 1357 – 1369.  
 [4] B. S. Mutry, S.A. Kori, W. K. Venkates, R.R. Bhat, M. Chakraborty, *Journal of Materials Processing Technology*, 89 – 90 (1999) 152 – 158.  
 [5] L. Yu, X. Liu, Z. Wang, X. Bian, *Journal of Materials Science*, 40(14) (2005) 3865 – 3867.  
 [6] M. Zhu, G. Yang, L. Yao, S. Cheng, Y. Zhou, *Rare Metals*, 28(2) (2009) 181 – 186.  
 [7] M. Çolak, R. Kayıkçı, S.A.Ü. *Fen Bilimleri Dergisi*, 13(1) (2009) 11 – 17.  
 [8] L. Yui, X. Liu, *Journal of Alloys and Compounds*, 425 (2006) 245 – 250.  
 [9] P. Li, Y. Li, J. Nie, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(1) (2013) 201 – 207.  
 [10] G. Han, X. Liu, H. Ding, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19(5) (2009) 1957 – 1064.  
 [11] E.T. Qested, A.L. Greer, *Acta Materialia*, 52(13) (2004) 3859 – 3868.  
 [12] D. G. McCartney, *International Materials Reviews*, 34(1) 247 – 260.  
 [13] F. Fasoyinu, *Transactions of the American Foundry Society*, 109 (2001) 1 – 21.  
 [14] Y. Pio, W. Chin, *Material Sciences and Applications*, 3 (2012) 713 – 718.  
 [15] J. Liu, Q. Wu, H. Yan, S. Zhong, Z. Huang, *Applied Sciences*, 9 (2019) 53 – 64.  
 [16] M. Tengfei, C. Ziyong, N. Zuoren, H. Hui, *Journal of Rare Earths*, 31 (2013) 622  
 [17] Z. Shi, Q. Wng, G. Zhao, R. Zhang, *Materials Science and Engineering A*, 626 (2015) 102 – 107.  
 [18] Y. Birol, *Journal of Alloys and Compounds*, 430 (2007) 179 – 187.

# Dövme Prosesinin Toz Metalürjisi Yöntemiyle Üretilen Grafen Katkılı Alüminyum Kompozit Malzemenin Sertlik, Aşınma Ve Mikro Yapı Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi

## Investigation of the Effect of the Forging Process on Graphene Reinforced Aluminum Composite Material Produced by Powder Metallurgy on Hardness, Abrasion and Microstructural Properties

İrem SAPMAZ<sup>1,2</sup>, Cantekin KAYKILARLI<sup>2</sup>, Deniz UZUNSOY<sup>2</sup>, Esra ÖZDEMİR ERGUN<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Yeşilova Holding AR-GE Merkezi, Türkiye

<sup>2</sup> Bursa Teknik Üniversitesi, Türkiye

<sup>3</sup> Birinci Otomotiv A.Ş. Türkiye

### Abstract

Metal matrix composites have attracted a lot of attention due to the needs that have emerged in the aviation and automotive industries in recent years. Many studies have been carried out on particle reinforced composites because they can provide advantages such as strength, hardness, impact resistance and wear resistance. In addition to the use of various oxides, carbides, and borides as reinforcement materials, intensive research is continuing to use graphene as an additive material due to its superior mechanical, thermal and electrical properties. In this study, microhardness measurements, wear tests and microstructural investigations of metal matrix composite produced from pure aluminium(Al) powder and pure Al matrix and 0.5 wt.% Graphene Nano Platelet (GNP) reinforced powder metallurgy method were carried out. In order to examine the plastic deformation effect on the samples produced by the powder metallurgy method, the samples were subjected to forging by preheating at a temperature between 250 – 300 °C. The same characterization studies were also carried out for composite samples. As a result, the effect of forging on the wear, microhardness and microstructural properties of the composite material will be presented comparatively.

### Özet

Metal matrisli kompozitler (MMK), havacılık ve otomotiv sanayide son yıllarda ortaya çıkan ihtiyaçlardan dolayı oldukça ilgi görmektedir. Dayanım, sertlik, darbe direnci ve aşınma direnci gibi avantajları sağlayabilmesinden dolayı partikül takviyeli kompozitler üzerinde birçok çalışma yapılmaktadır. Takviye malzemesi olarak çeşitli oksitler, karbürler ve borürler kullanılmasının yanı sıra Grafenin sahip olduğu üstün mekanik, termal ve elektriksel özelliklerden dolayı katkı malzemesi olarak kullanımı yönünde araştırmalar yoğun bir şekilde devam etmektedir. Bu çalışmada, saf alüminyum (Al) tozundan ve saf Al

matrisli ve ağırlıkça %0,5 Grafen Nano Platelet (GNP) takviyeli toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş metal matrisli kompozitlerin mikrosertlik ölçümleri, aşınma testleri ve mikro yapısal incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen numunelerde plastik deformasyon etkisinin incelenmesi için numuneler 250 – 300 °C arasında bir sıcaklık değerinde ön ısıtma uygulanarak dövme işlemine tabi tutulmuştur. Aynı karakterizasyon çalışmaları kompozit numuneler için de gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak, dövme işleminin kompozit malzemenin aşınma, mikrosertlik ve mikro yapısal özellikleri üzerine etkisi karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

### 1. Giriş

Grafen, hegzagonal kafes yapısına sahip, karbon atomlarından oluşan iki boyutlu atomik bir kristaldir. Grafen sahip olduğu üstün mekanik, termal ve elektriksel özelliklerden dolayı diğer takviye elemanları arasında bir adım öne çıkmaktadır. Grafenin young modülü 1.0 TPa, kırılma dayanımı ise 130 GPa, termal iletkenliği 5000 Wm<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup>'dir. Grafen sahip olduğu 2630 m<sup>2</sup>g<sup>-1</sup> yüzey alanıyla diğer karbon nano yapılarına nazaran daha yüksek yüzey alanına sahiptir. Bu nedenle metal matris ile arayüzeyde daha iyi bir tutunma meydana gelmektedir. Grafen sahip olduğu birden fazla buruşuk yapı ve iyi matris kombinasyonu özellikleri ile birlikte süneklik üzerine olumlu etki yapmaktadır. Farklı matris çeşitlerinde grafenin dispersiyonunun karbon nano tüplere nazaran daha kolay olduğu; grafenin iki boyutlu yapısının, tek boyutlu karbon nanotüpler ile kıyaslandığında yapı içerisinde kontrol edilebilmesi ve dağıtılabilmesinin ise çok daha kolay olduğu görülmüştür. GNP, her biri sp<sup>2</sup> hibritleşmesine uğramış karbon atomlarından oluşan, birkaç tabakalı iki boyutlu olarak düzenlenmiş grafen katmanlarıdır. Bununla birlikte düşük maliyetle toplu miktarda GNP üretmek günümüzde mümkündür. Araştırmalar ağırlıklı olarak grafen-polimer ve grafen-seramik kompozitler üzerinde yoğunlaşmıştır. Grafen-MMK'ler üzerine çalışmalar nispeten sınırlıdır. [1]

Al, MMK için en popüler matris malzeme olup, alüminyum ve alaşımları MMK'de matris olarak en çok kullanılan malzemelerden biridir. Al ve alaşımları, düşük yoğunlukları, yüksek termal ve elektriksel iletkenlikleri, çöktürme sertleştirilmesi ile güçlendirilme kabiliyetleri, şekillendirme kabiliyetleri, yüksek korozyon direnci nedeniyle oldukça caziptir. Al, alaışımının kimyasal bileşimine bağlı olarak çok çeşitli özelliklere sahiptirler. Al Matrisli Kompozitler (AMMK), genellikle Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, SiO<sub>2</sub> vb. seramik esaslı malzemeler ile takviye edilerek güçlendirilir. [2]

Monolitik alaşımlara göre üstün özellikleri nedeniyle otomobil, uzay ve uçak gibi birçok sektörde farklı özelliklerle geliştirilmişlerdir. Daha düşük üretim maliyeti ve gelişmiş özellikleri, bu malzemelerin işlenmesi ve üretilmesi için otomobil, havacılık ve yapısal temel endüstrilerini kendine çekmektedir. Kompozit malzemenin genel performansı, takviye seçiminin ve bağlanma mukavemetinin esas fonksiyonudur. Metal matris kompozitlerde SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiC, grafit gibi pek çok takviye kullanılabilir. [3] AMMK üretiminde maliyet faktörleri, imalat kolaylığı, ikinci fazın yapısı, şekli, boyutu, dağılımı, matris alaışımı ve matris ve takviye malzemeler arasındaki ıslatılabilirliğin, seçilen bileşene, özellikle de çalışma koşullarına bağlı olarak, nihai bir seçim yapmak için dikkate alınması gerekmektedir [4].

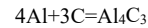
Grafen ilavesi, sadece beklenen mekanik özelliklere sahip olan malzeme değil, aynı zamanda yapıları nedeniyle kendi kendini yağlayan yüzeyler gibi fonksiyonel özellikler de sağlar. Grafen, alaşımlarında takviye malzemelerini içermeyen kompozitlerle karşılaştırıldığında kompozitlerin elektriksel, mekanik, termal ve tribolojik özelliklerini geliştirir. [5] Literatürdeki çalışmalar değerlendirildiğinde, grafen miktarının AMMK'lerin mekanik özellikleri üzerinde etkisi görülmüştür. Gürbüz ve arkadaşları, matrise yapılacak grafen takviyesi miktarının grafenin topraklanma eğilimi göstermesinden dolayı kritik olduğunu ve Al matrisin sertlik değerini belirgin bir şekilde iyileştirdiğini paylaşmışlardır [6]. Şenel ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, saf alüminyuma yapılan grafen takviyesinin ağırlıkça %0,5 mertebesine kadar olması durumunda kompozitin çekme mukavemeti ve sertlik değerinin belirgin bir şekilde iyileştiği; aşınma dayanımını artırarak sürtünme katsayısını azalttığı tespit edilmiştir [7].

Sonuç olarak grafen AMMK malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirir (sertlik, çekme mukavemeti vb.) ancak takviye edilen grafenin ağırlıkça % miktarı oldukça önemlidir. Limit değerlerinin üstünde ilave söz konusu olduğunda malzemenin sertliğinde ve mukavemet değerlerinde düşüş gözlemlenir. [8]

En önemli konulardan biri grafen ve Al'nin (matriste metalik bağlanma ve grafen içinde kovalent + van der Waals bağlanması) oldukça farklı bağlanma özellikleridir. Metalik matris ortamında grafenin tabakaları arasında bulunan güçlü

düzlemler arası Van Der Waals etkileşimi, grafeni MMK özellikleri için oldukça zararlı olan aglomerasyona teşvik eder. Bu nedenle, grafenin matriste üniform dağılımı ve matris alaışımı ile daha iyi bağlanması için geliştirilen yöntemler ve üretim parametreleri oldukça büyük bir önem arz etmektedir. Aglomerasyonu önlemek için grafenin bilyalı öğütülmesi veya CVD gibi çeşitli yöntemler kullanılabilir. [5]

Karbon nanotüp veya grafenin yüksek kararlı, hatasız grafitik düzlemleri, alüminyum sıvı olduğunda çok yüksek sıcaklıklarda bile alüminyum karbür (Al<sub>3</sub>C<sub>4</sub>) oluşturmak için alüminyum ile reaksiyona girmez. Karbür formasyonu, grafitik düzlemlerde tüp uçlarında ve alüminyum karbürün büyümesine veya bastırılmasına yol açan karmaşık koşullar nedeniyle alüminyum ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda meydana gelir. Alüminyum karbür malzemenin hem mekanik hem de korozyif özelliklerini negatif etkileyeceği için grafitin esas elementi olan karbonun, alüminyum ile reaksiyonu önlenmelidir. Diğer önemli bir husus ise metal ile grafenin ıslanabilme davranışdır. Özellikle sıvı ile katı yüzey arasında ıslanabilirlik, ara yüz bağlanması açısından oldukça önemlidir. Bunun için yüzey serbest enerjisinin minimum olması gerekmektedir. [9]



Alüminyum karbür suya daldırıldıktan sonra kolayca hidrolize olabilir. Bir kompozitte bulunan karbür miktarı, korozyif bir potansiyel yaratmaktadır. Ayrıca, sadece takviye malzemesinin alüminyum karbür oluşumunu etkilemediği, aynı zamanda kompozit üretim yönteminin de dikkate alınması gereken bir faktör olduğu da açıktır. Sonuç olarak, takviye malzemesinin matristeki geometrik düzeni korozyona etki eder, kompozit malzemenin korozyona daha erken uğramasına potansiyel bir ortam hazırlamaktadır. [10] Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>'ün kompozit içinde hidrolizi, takviye-matris arayüzlerinde çatlaklar bırakır. Bu çatlakların, çukurlaşma ve çatlak korozyonu gibi diğer ikincil korozyon problemlerine de yol açabilme ihtimali vardır. [11]

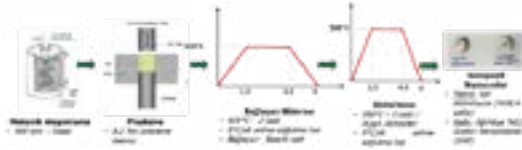
Bu çalışma kapsamında, GNP katkısının saf Al tozunun sertlik ve aşınma özelliklerine etkisi belirlenecektir. Üretilen saf Al ve GNP katkılı kompozit malzemeye plastik deformasyon yöntemlerinden birisi olan dövme işleminin uygulanmasıyla plastik şekillendirme yönteminin hem kompozit hem de saf alüminyum malzemenin mekanik özelliklerine etkisi incelenecektir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Metal matrisli kompozit malzeme üretiminde en başarılı sonuç veren yöntemlerden biri olan toz metalürjisi ile Al matrisli GNP takviyeli kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. Toz metalürjisi ile kompozit üretim parametreleri, yapılan detaylı literatür araştırması sonucunda belirlenmiştir. Çalışmanın ilk aşamasında, Al alaışımı olarak üretim

parametrelerinin teyit edilebilmesi amacıyla saf Al tozu kullanılmıştır. Saf alüminyum tozu kullanılarak bir grup numune üretilmiş; ardından karşılaştırmanın daha verimli bir şekilde gerçekleştirilebilmesi için saf alüminyum matris malzemesine takviye elemanı olarak %0,5 GNP kullanılmıştır. Kompozit üretimindeki işlem basamakları Şekil 1'de gösterilmektedir.

Mekanik alaşımlama işlemi kapsamında %99,4 saflık oranına sahip saf Al tozu 500 rpm de 5 saat süre boyunca mekanik alaşımlama işlemine tabi tutulmuştur ve ardından 8,2 ton presleme basıncı kullanılarak presleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Mekanik alaşımlama işlemi esnasında kullanılan stearik asit, 5 °C/dk ısıtma-soğutma hızı kullanılarak 425 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle bağlayıcı giderme işlemi süresince kompozit yapısından uzaklaştırılmıştır. Son işlem basamağı olan sinterlemede ise, kompozit malzeme 5 °C/dk ısıtma-soğutma hızı kullanılarak 590 °C sıcaklıkta 3 saat süreyle tutulmuş ve kompozit malzemeler elde edilmiştir.



Şekil 1. Kompozit malzeme üretimi akış şeması

Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen kompozit malzemelerin plastik deformasyona uğraması sonucundaki davranışının incelenmesi için numunelere optimum parametrelerde dövme işlemi uygulanmıştır. Burada nihai amaç, kompozit malzemenin mekanik özelliklerinin plastik şekillendirme yöntemlerinden birinin uygulanmasının ardından artış veya azalma gösteren mekanik özelliklerini tespit edebilmektedir.

Dövme prosesi işlem adımları Şekil 2'de gösterilmektedir. Kompozit malzemeler dövme sıcaklığı olan 266 °C'ye çıkartıldıktan sonra 200 ton kapasiteli preste 40 m/dk hız ile dövme işlemine tabi tutulmuştur. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiş hem saf alüminyum numuneler hem de Grafen ile takviye edilmiş kompozit numunelerde dövme işleminden sonra herhangi bir deformasyon ile karşılaşılmanmıştır.



Şekil 2. Dövme prosesi akış görselleri

Sinterleme işleminin ardından numunelerin Arşimet metodu ile yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilerek ortalama % yoğunluk değerleri hesaplanmıştır.

Dövme işleminin GNP katkılı kompozit malzeme üzerindeki etkisinin incelenmesi için numuneler mikroyapısal incelemeye tabi tutulmuştur. Numuneler bakalıte alınmış; zımparalama ve parlatma işlemlerinin ardından mikroyapı görüntüleri Nikon Eclipse marka optik mikroskop (OM) yardımı ile incelenmiştir.

Numunelerin sertlik ölçümleri için Vickers yöntemi kullanılmıştır. 200 g yük altında, 15 sn yük uygulama süresinde, her bir numune için 7 ayrı ölçümün ortalaması alınarak sertlik sonuçları elde edilmiştir.

Numunelerin aşınma özelliğinin belirlenebilmesi için aşınma testi (reciprocating wear test) yapılmıştır. 3N yük altında 40 m boyunca aşınma testine tabi tutulan numunelerin sürtünme katsayıları hesaplanmıştır.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Saf Al ve GNP katkılı kompozit numunelerin sinterleme işlemi öncesi ve sonrası yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sinterleme öncesi elde edilen yoğunluk değerleri (boyutsal analiz) Çizelge 1'de, Sinterleme sonrası elde edilen yoğunluk değerleri ise Çizelge 2'de paylaşılmaktadır. Elde edilen yoğunluk ölçüm sonuçlarına göre, sinterleme işleminin başarıyla gerçekleştirildiği; numunelerin sinterleme sonrasındaki ölçülen yoğunluk değerlerinde artış sağlandığı gözlemlenmiştir.

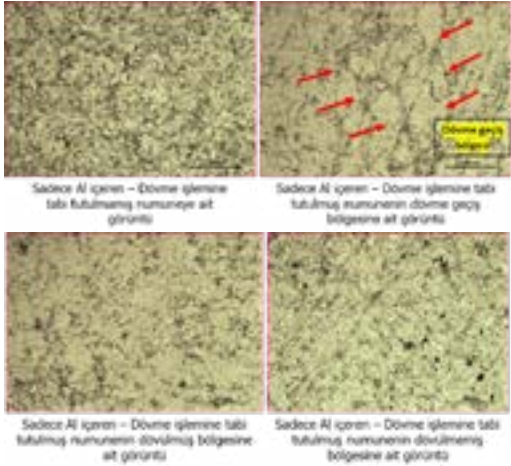
Çizelge 1. Numunelerin sinterleme işlemi öncesi yoğunluk değerleri (boyutsal yoğunluk)

No	Numune Adı	Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Yüzde Yoğunluk (%)	Ort. Yoğunluk (%)
1-1	Saf Al -1	2,52	93,23	93,23
1-2	Saf Al -2	2,52	93,40	
1-3	Saf Al -3	2,51	93,06	
2-1	%0,5 GNP -1	2,48	92,18	91,75
2-2	%0,5 GNP -2	2,47	92,08	
2-3	%0,5 GNP -3	2,44	90,99	

Çizelge 2. Numunelerin sinterleme işlemi sonrası yoğunluk değerleri (teorik yoğunluk)

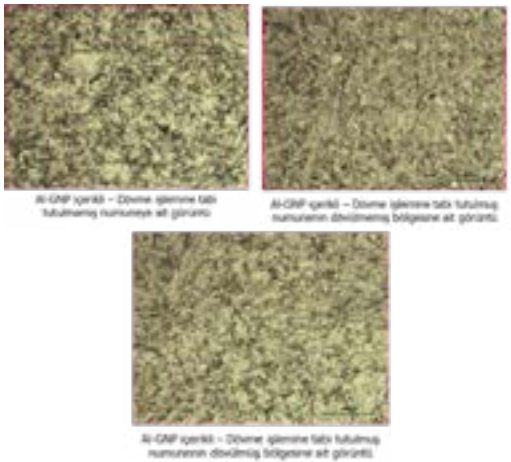
No	Numune Adı	Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Yüzde Yoğunluk (%)	Ort. Yoğunluk (%)
1-1	Saf Al -1	2,51	93,05	93,92
1-2	Saf Al -2	2,54	94,24	
1-3	Saf Al -3	2,55	94,46	
2-1	%0,5 GNP -1	2,54	94,46	94,32
2-2	%0,5 GNP -2	2,54	94,66	
2-3	%0,5 GNP -3	2,52	93,85	

Plastik deformasyonun GNP katkısız saf alüminyum özelinde mikroyapısal olarak meydana getirdiği etki Şekil 3'te gösterilmektedir. Saf Al tozu içeren GNP katkısız numunelerde yapılan mikroyapısal inceleme sonucunda, dövme işlemi sonrasında numunede belirgin bir şekilde dövme bölgesi sınırları görülmektedir.



Şekil 3. GNP katkısız numunelere ait mikroyapı görüntüleri

Plastik deformasyonun GNP katkılı saf alüminyum matrisli kompozit malzeme özelinde mikroyapısal olarak meydana getirdiği etki Şekil 4'te gösterilmektedir. Saf alüminyum tozu ve ağırlıkça %0,5 GNP içeren numunelerde yapılan mikroyapısal inceleme sonucunda, dövme işlemi sonrasında numunede belirgin bir dövme bölgesi sınırı görülmemektedir.



Şekil 4. Alüminyum matrisli GNP katkılı kompozite ait mikroyapı görüntüleri

Sertlik ölçümü ve aşınma testi gerçekleştirilen numunelere ait görüntüler Şekil 5'te gösterilmektedir.

Numunenin Adı	Kodu
Sadece Al içeren / Dövme işlemine tabi tutulmamış	1
Sadece Al içeren / Dövme işlemine tabi tutulmuş	2
Al - 0,5wt.%GNP içeren / Dövme işlemine tabi tutulmamış	3
Al - 0,5wt.%GNP içeren / Dövme işlemine tabi tutulmuş	4



Şekil 5. Numunelerin test sonrası görünüşleri

Numunelerin GNP katkısına ve dövme prosesi uygulanmasına bağlı olarak elde edilen sertlik ölçüm değerleri Çizelge 3'te paylaşılmaktadır. Elde edilen sonuçlara göre, dövme işlemi sonucunda numunelerin sertliğinde GNP takviyesiz numunelerde %58,78, GNP takviyeli numunelerde %63,39 oranında artış meydana gelmiştir. GNP takviyesi sonucunda dövme işlemi uygulanmamış numunelerde %23,45, dövme işlemi uygulanmış numunelerde %19 oranında sertlik artışı meydana gelmiştir.

Çizelge 3. Numunelerin mikrosertlik ölçüm değerleri

Test Koşulları	Kod	Sertlik (HV)	Dövme İşleminden Sertlik Çarpanı F <sub>ikd</sub> (%)	GNP Takviyesinde Sertlik Çarpanı F <sub>ikd</sub> (%)
T <sub>ik</sub> : 200 g S <sub>ik</sub> : 0,75 mm Ölçüm Sıcaklığı: 23±0,5 °C	1	47,21 ± 4,49	16,78	Dövme işlemine tabi tutulmuş numunenin sertliği için: 22,84
	2	75,44 ± 3,52		
	3	37,00 ± 4,75	43,29	Dövme işlemine tabi tutulmuş numunenin sertliği için: 28,89
	4	51,13 ± 3,81		

Numunelerin GNP katkısına ve dövme prosesi uygulanmasına bağlı olarak elde edilen aşınma katsayısı değerleri Çizelge 4'te paylaşılmaktadır. Elde edilen sonuçlara göre, dövme işlemi sonucunda numunelerin sertliğinde GNP takviyesiz numunelerde %15,05, GNP takviyeli numunelerde %20,22 oranında sürtünme katsayısında artış meydana gelmiştir.



**Çizelge 4.** Numunelerin aşınma katsayısı ölçüm değerleri

Test Numarası	Kod	İkili Aşınma Katsayısı	Dövme İşlemi Sonrası İkili Aşınma Katsayısı (%)	GNP Takviyesiz İkili Aşınma Katsayısı (%)
1.10.15 Makina	1	0,79 ± 0,04	19,89	* Dövme işlemi yapılmamış numune için 0,89
	2	0,81 ± 0,04		
	3	0,77 ± 0,04		
2.10.15 Makina	1	0,77 ± 0,04	20,22	* Dövme işlemi yapılmamış numune için 0,89
	2	0,79 ± 0,04		
	3	0,81 ± 0,04		

#### 4. Sonuç

- Dövme işlemi sonucunda numunelerin sertliğinde GNP takviyesiz numunelerde %58,78, GNP takviyeli numunelerde %63,39 oranında artış meydana gelmiştir.
- GNP takviyesi sonucunda dövme işlemi uygulanmamış numunelerde %23,45, dövme işlemi uygulanmış numunelerde %19 oranında sertlik artışı meydana gelmiştir.
- Dövme işlemi sonucunda GNP takviyesiz numunelerde -%15,05, GNP takviyeli numunelerde -%20,22 oranında sürtünme katsayısı düşüşü meydana gelmiştir.
- Dövme işlemine tabi tutulmuş GNP takviyesiz numunede dövme bölgesi sınırları görülmektedir. GNP takviyeli numunede ise dövme işleminin ardından dövme bölgesi sınırları görülmemektedir.

#### Teşekkür

Bu çalışmada katkılarından dolayı Yeşilova Holding'e, dövme işleminin gerçekleştirildiği Birinci Otomotiv'e ve Bursa Teknik Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü ve bölümün değerli araştırma görevlilerine çok teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] H.G. Prashantha Kumar, M. Anthony Xavier, Graphene reinforced metal matrix composite (GRMMC): A review, *Procedia Eng.* 97 (2014) 1033–1040. doi:10.1016/j.proeng.2014.12.381.
- [2] P. Garg, P. Gupta, D. Kumar, O. Parkash, Structural and Mechanical Properties of Graphene reinforced Aluminum Matrix Composites, *Jmes.* 7 (2016) 1461–1473. [http://www.jmaterenvirosci.com/Document/vol7/vol7\\_N5/161-JMES-2166-Garg.pdf](http://www.jmaterenvirosci.com/Document/vol7/vol7_N5/161-JMES-2166-Garg.pdf).
- [3] A.S. Verma, Sumankant, N.M. Suri, Yashpal, Corrosion Behavior of Aluminum Base Particulate Metal Matrix Composites: A Review, *Mater. Today Proc.* 2 (2015) 2840–2851. doi:10.1016/j.matpr.2015.07.299.
- [4] R. Dasgupta, Aluminium Alloy-Based Metal Matrix Composites: A Potential Material for Wear Resistant

- Applications, *ISRN Metall.* 2012 (2012) 1–14. doi:10.5402/2012/594573.
- [5] F. Chen, N. Gupta, R.K. Behera, P.K. Rohatgi, Graphene-Reinforced Aluminum Matrix Composites: A Review of Synthesis Methods and Properties, *Jom.* (2018). doi:10.1007/s11837-018-2810-7.
- [6] B. Öztop, M. Gürbüz, Atık Alüminyumdan Elde Edilen Matrise Grafen Takviyesiyle Üretilen Kompozitlerin Özelliklerinin İncelenmesi, *Int. J. Multidiscip. Stud. Innov. Technol.* 1 (2017) 4–8.
- [7] M.C. Şenel, M. Gürbüz, E. Koç, Grafen takviyeli alüminyum matrisli yeni nesil kompozitler, *Mühendislik ve Makina.* 56 (2015) 37–46.
- [8] X. Du, K. Zheng, F. Liu, Microstructure and mechanical properties of graphene-reinforced aluminum-matrix composites, *Mater. Tehnol.* 52 (2018) 763–768. doi:10.17222/mit.2018.021.
- [9] S.F. Bartolucci, J. Paras, M.A. Rafiee, J. Rafiee, S. Lee, D. Kapoor, N. Koratkar, Graphene-aluminum nanocomposites, *Mater. Sci. Eng. A.* 528 (2011) 7933–7937. doi:10.1016/j.msea.2011.07.043.
- [10] S.L. Coleman, V.D. Scott, B. McEnaney, Corrosion behaviour of aluminium-based metal matrix composites, *J. Mater. Sci.* 29 (1994) 2826–2834. doi:10.1007/BF01117589.
- [11] B. Bobić, S. Mitrović, M. Babić, I. Bobić, Corrosion of Metal-Matrix composites with aluminium alloy substrate, *Tribol. Ind.* 32 (2010) 3–11. doi:10.1007/s11665-011-9926-z.



# Alüminyum Torpido Traversi Tasarımındaki Önemli Kriterler ve Tasarımın Optimizasyonu

## Design Development Studied for Convert Steel Cross-Car Beam to Aluminium Cross-Car Beam

Dilek ŞENGÜL NİŞANCI, Enes KURTULUŞ

Yeşilova Holding Ar-Ge Merkezi, Türkiye

### Abstract

The cross-car beam is the structure of the instrumental panel which one of the most complex parts to manufacture for that the reason of the carrying the front console and work with the console's subsystems like air conditioner, audio, airbag, and steering column of the vehicles. Cross-car beam transfers to part of the steering shaft's weight to the vehicle body through bottom brackets, the rest of the weight part is conduct to vehicle body again but the side which connects with A-pillars. The cross-car beam is a critical sub-component to effect frequency value and makes a big contribution stiffness of the whole vehicle.

The 100% aluminum extrusion cross-car beam solution is not producing, in Turkey. One of the OEM's target steel cross-car beam which they are still using to serial product flow, which steel total weight 11,17 kg, convert to the aluminum solution, total weight reduces to 6,9 kg, in the reason of the studies achieved 39 % weight reduction. Due to lightweight commercial vehicle current steel product developed to focus on aluminum material, when customer engineering/ requirements were also provided at least to compare with steel one is taking advantages like lightness in the studies. Even the development activities belonged to commercial vehicles, all this output may be input information for all electrical model vehicles. The innovative aluminum cross-car beam, sub-component developed/produced by 6xxx aluminum extrusion series, and aluminum casting for the sub-components joining TIG welding methodology applied.

This study includes engineering studies, such as the feasibly extrusion product design, finite element analyzes. Extrusion molds flow analyzes were performed using the HyperExtrude module of HyperWorks platform and for casting parts and mold analysis with Magmasoft software. End of the project, a prototype of a cross-car beam was producing which that prototype allows modular design, and with low initial investment costs compare with current steel investment.

### Özet

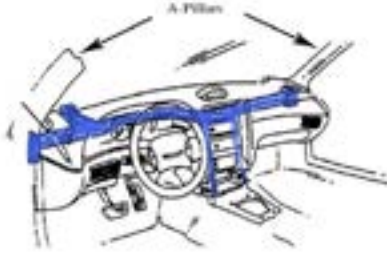
Torpido traversi araçların ön konsolunu taşıyan, kokpitinin geometrisini belirleyen, üretimi en kompleks parçalardandır. Gösterge panelinin iskeleti olan torpido traversi aynı zamanda havalandırma, ses, hava yastığı ve direksiyon sistemiyle beraber çalışır. Bunun yanı sıra parça direksiyon milinin ağırlığını, araç gövdesinin üst ve altında bulunan bağlantı noktaları ile gövdenin üzerine aktarır ve iki uçundan araç gövdesinde kenarlarda yer alan A direklerle (A-pillar) birleşir. Torpido araç üst gövde için bir destek görevi görür, gövde iskeletinin genel bütünlüğüne ve rijitliğine katkı sağlayarak tüm aracın frekans tepkisini etkiler.

Ülkemizde, %100 alüminyum alaşımlı torpido traversi ürünü üretilememektedir. Mevcutta ana sanayide yaygın olarak kullanılan çelik torpido traversi ürünü 11,17 kg ağırlığından, alüminyuma dönüştürülmesiyle 6,9 kg'a indirilmiş olup, ürün ağırlığında %39'luk ağırlık avantajı yakalanmıştır. Çalışmada hafif ticari araçların gösterge panelini taşıyan çelik bir Torpido Traversinin alüminyum malzemeden tekrar geliştirilerek avantaj sağladığı hafiflik ve dayanım kriterleri ele alınmıştır. Hafif ticari bir araç için geliştirilen, ancak geleceğin elektrikli araç modeline girdi sağlamasını beklenen yenilikçi torpido traversi, ekstrüzyon (6xxx serisi alaşımlar) ve alüminyum döküm ürünlerinden oluşmaktadır. Alüminyum torpido traversi, ekstrüzyon ve döküm alt parçalarının birleştirilmesinde TIG kaynağı uygulanmıştır.

Çalışma alüminyum alaşımlı alt parçalara sahip torpidonun üretim tekniğini, üretim öncesinde yürütülen sonlu elemanlar analizlerini, ekstrüzyon tasarımı ile katılığı artırılmış kesitler ve alüminyum malzemesinin avantajları kullanılarak iyileştirilmesi gibi mühendislik çalışmalarını içermektedir. Magmasoft yazılımı ile döküm parça ve kalıp analizleri HyperWorks'un HyperExtrude modülü kullanılarak ekstrüzyon kalıp akış analizleri yapılmıştır. Bu sayede modüler tasarıma imkân veren ve düşük ilk yatırım maliyetleri ile devreye alınacak bir torpido traversi prototipi ortaya çıkarılmıştır.

## 1. Giriş

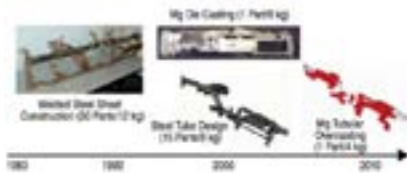
Torpedo traversi; aracın ön kısmında, gösterge panelinin altında bulunan, her birinin özel bir görevi olan birçok bölümden oluşan, yapıya gelen yükleri taşımaya ve olası bir kaza anında ortaya çıkan çarpma kuvvetlerini kısmen karşılamaya yarayan destek yapısı olarak tanımlanabilir. Torpedo traversi HVAC sistemi, hava yastıkları, direksiyon kolunu, radyo ve diğer pek çok bileşeni içeren birçok sistemle ortaklaşa çalışmaktadır.



Şekil 1. Torpidonun araç içindeki konum görseli

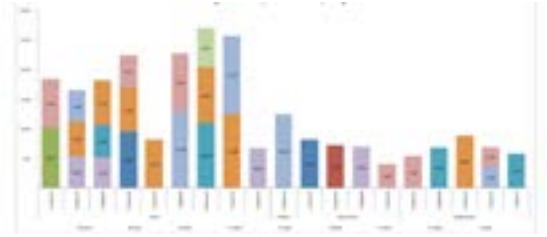
Torpedo traversinin ana parçaları arasında; araç gövdesine yatayda bağlantıyı sağlayan montajda sağ ve soltu bulunan uç tutucu braketi, direksiyonun bağlandığı direksiyon destek braketi, hava yastığının montajlandığı hava yastığı kutusu braketi, havalandırma ve ses sistemlerinin entegre edilebileceği ve genelde aracın zemine montajlanan dikey uzunlamasına konumlanan orta konsol parçaları yer almaktadır. (Şekil 1.)

Amerika'da Ağustos 2016'da yayınlanan National Highway Traffic Safety Administration (NHTSA) regülasyonu ile 2017 – 2025 yılları arasında trafiğe çıkacak binek araçlara emisyon sınırlaması getirilmiştir. Bu regülasyona göre 2017'de binek araçlardaki emisyon sınırlaması 243 gr/mil'e, 2025 'de ise 163 g/mil'e kadar çekilecektir. Araç üreticileri ve bu üreticilere parça üreten otomotiv sanayisinin sadece bu regülasyona uymakla kalmayıp, aynı zamanda rakiplerle de yarışmak durumunda kalacaklardır. [1] [2] Bütün bu regülasyonlar araç üzerinde yapılacak hafifletme çalışmalarını da beraberinde getirmektedir.



Şekil 2. Torpedo traversinin üretim yönteminin ve malzemesinin yıllara göre değişimi [3]

Şekil 2.'deki görselde görüldüğü üzere 1950'lerden çelik konstrüksiyon olarak geliştirilen torpedo traversinin, mukavemeti artırılmış geliştirilmiş yenilikçi çeliklerle parça sayının azaltılarak yenilikçi geliştirmesi bir yandan devam ederken, 2000'li yılların başından itibaren hafif metal olan alüminyum magnezyum alaşımlarıyla tek parça olacak şekilde üretimi diğer bir koldan ilerletilmiştir.



Şekil 3. Torpedo Traversinin malzeme ve segmente göre değişimini gösteren görsel [3]

Şekil 3'te yıllara ve araç segmentlerine göre torpedo traverside çelik, hibrit, alüminyum ve magnezyum malzemelerin kullanım oranları verilmiştir. 2001 yılında A segmenti üzerinde başlayan alüminyum torpedo çalışmaları, 2008 yılına kadar B, C ve E segmentleri olacak şekilde farklı segmentlerde de kullanılmıştır.

Tüm emisyon değerlerinin sınırlandırıldığı regülasyonlar ve bu regülasyonlara bağlı olarak yapılan 2000 senelerinde torpedo özelinde yapılan hafifletme çalışmaları sonucunda, torpidonun hafifletme konusunda potansiyelinin yüksek olduğu görülmektedir.

## 2. Ürün Geliştirme Çalışmaları

### 2.1. Kaynak Araştırması

Lam ve arkadaşlarının 2003 yılında gerçekleştirdiği torpedo traversinin farklı malzeme ve kalınlıklarındaki NVH ve çarpışma dayanım hassasiyet analizleri üzerine kaleme aldığı çalışmada, farklı malzemelerin ve kalınlıkların çarpışma dayanıklılığı performansı üzerine etkileri de incelenmiştir. Bu incelemede; doğrusal olmayan sonlu elemanlar çarpışma analizi yardımıyla, farklı koşullar altında yapının çarpışma davranışı ve enerji emme kabiliyetleri karşılaştırılmıştır. Çarpışma analizlerinde, düşük karbonlu yumuşak çelikten oluşturulmuş model baz model olarak kabul edilirken, diğer modellerde kalınlıkları sırasıyla %20, %30 ve %40 arttırılmış alüminyum tasarımlar kullanılmıştır. Çalışma sonucunda enerji emilim performansı incelendiğinde, sürücü tarafından gerçekleştirilen yandan çarpma analizinde alüminyum modelin, çelik model performansını yakalayabilmesi için et kalınlığında %40 oranında bir artış gerektiği, yolcu tarafından gerçekleştirilen yandan çarpmada ise %30'luk bir

kalınlık artışının bu performansı sağlamada yeterli olacağı öngörülmüştür. [4]

Mohsen Rahmani'nin 2013 yılında yaptığı Multidisipliner optimizasyon tasarımına sahip alüminyum torpido traversi ürününün çalışmasında torpido traversinin birinci ve ikinci doğal frekanslarının daima 38 Hz. ve 40 Hz.' in üstünde olması gerektiğini belirtmiştir. Bu yüzden yapılacak tasarımın sonunda modal analizinin ilk frekans değerlerinin bu değer ve üzerinde olması beklenmelidir. [5]

2015 yılında Ebrahimi ile Behdinin'in ortaya koyduğu yenilikçi optimum tasarımlı alüminyum torpido traversi ile yine 2015 yılında aynı yazar olan Ebrahimi'nin ele aldığı alüminyum torpido tasarım ve optimizasyon çalışmalarından aşağıdaki kritik kazanımlar elde edilmiştir. Bu çalışmalarda topoloji optimizasyonu ve sonrasında şekli kullanarak kavramsal olarak tasarlanmıştır ve boyut optimizasyonları ile nihai detaylı tasarımlar elde edilmiştir. [6] [7]

- Tasarım yaparken ilk odaklanılması gereken parçalar uç braketleri ve sürücü tarafındaki veya yolcu tarafındaki diğer belirgin bileşenler olmalıdır.
- Ana kesitler dairesel içi boş tüpler olarak tasarlanmalıdır. Ancak alüminyum tasarımında özellikle ekstrüzyon yönteminde içine federler eklenerek parça kuvvetlendirilmelidir.
- Bazı parçalar ana parçaya eklenerek ve yekpare yapılarak tasarımdan tamamen kaldırılabilir.
- Torpidonun otomobilin diğer bileşenlerine montajlanan, temas noktaları ana sanayi kısıtları göz önüne alınarak değerlendirilmelidir.
- Direksiyon sürücü tarafına geleceğinden daha mukavim olabilir.
- Hava yastığı braketleri sadece kaza anında açılacağından parça olabildiğince rijit olmalıdır.
- Alüminyum tasarımda duvarlar kalınlaştırılabilir ve kullanılmayacak yerlerde boşaltmalar yapılabilir. İç içe geçen tasarımlar yapılabilir.

Bunun yanı sıra parça odaklı yapılan araştırmalar sonucunda elde edilen sonuçlar şu şekildedir:

**Sağ ve sol ana bağlantı boruları:** Sistemin en önemli parçalarındandır. Bu alt komponentler ile ilgili yapılan çalışmalarda yekpare, iç içe geçmiş veya 3 parçadan oluşacak şekilde farklı tasarımlar gerçekleştirilmiştir. Sağ ve sol bağlantı borularının sağ ve sol ana uç bağlantı braketlerine bağlantıları genellikle kaynak ile yapılmaktadır. **Sağ ve sol uç braketler tutucu braketler:** Torpidonun araca bağlandığı noktaları barındıran bu parçalar en kritik

parçalardan birisidir. Hem döküm hem de ekstrüzyon yöntemi ile üretilebilir. Daha çok tasarımdaki ihtiyaca göre şekillenir. Çevre datalarına ve araçtaki yerine göre komponentler karmaşık ise döküm imal edilmesi daha mantıklıdır. Uç braketlerin sağ ve sol bağlantı borularına bağlantısı kaynak veya mekanik bağlantı olabilir. Ancak uç braketlerin araca bağlantısı mekanik olmalıdır.

**Direksiyon Destek Braketi:** Direksiyonun montajlandığı parça olan braketin döküm ve ekstrüzyon örnekleri bulunmaktadır. Parça hem kaynak hem de mekanik bağlantı ile montajlanabilir.

**HVAC Sağ montaj Braketi:** HVAC fanına montajlanan braketin, döküm ve ekstrüzyon örnekleri bulunmaktadır. Parça hem kaynak hem de mekanik bağlantı ile montajlanabilir.

**Orta iskeleti oluşturan sağ, sol dirsek destek braketleri ve dirsek bağlantı braketleri:** Patentlerde dirsek bağlantı braketinin plastik üretilmiş örneği bulunmaktadır. Sağ, sol dirsek destek parçalarının ekstrüzyon ve döküm üretim metoduyla üretilmiş örnekleri bulunmaktadır. Alt komponentler iskeleti oluştururken genellikle kaynak, ana tüpe ise mekanik veya kaynak yöntemiyle birleştirilir.

## 2.2. Ürün Tasarımı

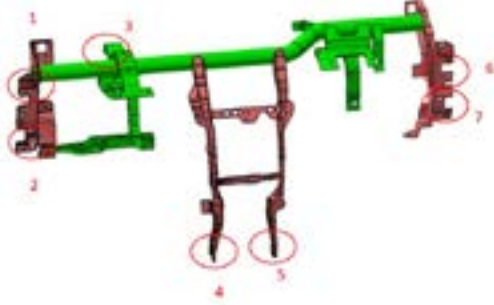
Çelikten alüminyum malzeme odaklı tasarımı geliştirilmesi istenen torpidonun kaynak araştırmaları altında makaleler, bildiriler, patentler incelendikten ve ilk girdiler elde edildikten sonra, müşterinin isterleri alınmalıdır. Müşterinin paylaşacağı yasal standartlar/şartnameler incelenmelidir.

Çelik ürünün alüminyuma çevrilmesinde; öncelikle konsept tasarım çalışması gerçekleştirilmiştir. Çelik datanın araca montajlanan noktaları korunarak, çevre datalarına göre parçaların sınırları belirlenerek çalışmalar yapılmıştır.

Literatürde yer alan formüle göre bükmeye tabi tutulan bir sacın uygulanan yükler altında benzer özelliklerini karşılaması için alüminyumun et kalınlığının çeliğe kıyasla 1,44 oranında kalın olmasını gerektirmektedir. Alüminyum öz kütlelerinin çeliğin öz kütlelerine oranı (2.7/ 7.8) 0,33 değerindedir. Ancak alüminyumun çelik ürünlerdeki aynı fonksiyonel özelliği karşılayabilmesi için ürün tasarımı gerçekleştirilirken et kalınlığının yaklaşık olarak %40 civarı artırılması gerekmektedir. [8]

Parça tasarımında yaklaşım olarak ürünün rekabetçi olabilmesi adına ekstrüzyon-enjeksiyon üretim yöntemleri düşünülmüştür. Daha sonra üretilebilirlik ve paket datanın kontrol edilmesiyle tasarım belirli aşamalardan (Şekil 4, Şekil 5, Şekil 6, Şekil 7, Şekil 8) geçmiştir. Çevre datalardaki kısıtlar ve tasarım sınırları nedeniyle bağlantı ve referans deliklerinin korunması gerekmiştir. Aşağıda Şekil 4'te üzerinde 1,2,3,5,6 ve 7 numaraları ile gösterilen noktalar

torpido traversinin araca mekanik olarak bağlandığı noktalarıdır.



Şekil 4. İlk konsept tasarım görseli

Şekil 4'te gösterilen ilk tasarım görselinde yeşil renkli alt parçalar ekstrüzyon, pembe rengi alt parçalar döküm, bej rengi ile gösterilen alt parçalar ise alüminyum sac teknolojisi ile üretilmesi planlanan parçaları temsil etmektedir. Şekil 4'te Sağ-sol uç tutucu braketler, orta iskeleti oluşturan sağ-sol dirsek destek braketleri ve dirsek bağlantı braketleri enjeksiyon yöntemi ile üretilecek şekilde tasarlanmıştır. Yapılan ilk sonlu eleman analiz sonuçlarından sonra, torpido traversini oluşturan diğer komponentlerin alt parçaların ekstrüzyon prosesi ile üretileceği düşünülerek konsept tasarımı gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5. İkinci konsept tasarım görseli

Müşterinin talebi üzerine düşük yatırım bedelleri avantajı sağlayacak bir tasarım çalışması planlanmıştır. Bu sebeple Şekil 5'te ürünün tamamı ekstrüzyon alt komponentler olacak şekilde tasarlanmıştır. Bu çalışma ile maliyetleri azaltma hedeflenmiştir. Ancak sağ ve sol tutucu braketlerin tasarım yapısı araca uygun olmadığından Şekil-6'daki tasarım geliştirilmiştir.



Şekil 6. Üçüncü konsept tasarım görseli

Şekil 6'da ise sağ, sol uç tutucu braketler ve orta konsol parçaları enjeksiyon; diğer komponentler ise ekstrüzyon yöntemiyle üretilecek şekilde tasarım geliştirilmiştir. Ancak özellikle orta konsol parçalarındaki mukavemet yetersizliklerinden dolayı mukavemetin artırılması amacıyla alternatif çalışmalar değerlendirilmiştir.



Şekil 7. Dördüncü konsept tasarım görseli

Şekil 7'de gösterilen torpido traversi ekstrüzyon yönlerinin tamamen değiştirilmesiyle alternatif çalışmaların elde edildiği konsept tasarımıdır. Bu konsept tasarım üretilebilirlik göz önünde bulundurularak gerçekleştirilmiştir. Bu tasarımda hedeflendiği üzere ilk yatırım maliyetleri düşük olsa da proses esnasında tasarımdan kaynaklanan aşırı hurda oluşması sebebi ile proses maliyeti daha yüksek seviyelere çıkmıştır. Bu nedenle, Şekil 8'deki tasarıma geçilmiştir.



Şekil 8. Beşinci ve güncel tasarım görseli

Şekil 8'deki beşinci tasarım geliştirilirken, yapılan 4 adet ürün tasarımından kazanılmış dersler ve geri bildirimler göz önüne alınmıştır. Kaynak birleştirme bölgelerinin proses verimliliği açısından minimize edildiği, üretilebilir ve optimizasyon yapılmış komponentlerden oluşan son tasarımdır.

Malzeme, ekstrüzyon prosesi, enjeksiyon prosesi, talaşlı imalat, birleştirme yöntemleri ve riskleri gibi birçok parametreye bağlı olarak değerlendirilen bu tasarımın maliyet açısından ideal olduğu düşünüldüğünden bu tasarım sanal analizler gerçekleştirilmesine karar verilmiştir.

Çelik torpido traversi yaklaşık 11,17 kg iken analiz ve simülasyon çalışmaları gerçekleştirilecek olan Şekil 8'de gösterilen tasarım 6,3 kg ağırlığındadır.

### 2.3. Geliştirilmiş Tasarımın Doğrulanması

3D olarak geliştirilen torpido traversi sisteminin sonlu eleman analizleriyle doğrulanması amacıyla analizleri koşturulmuştur. Analizlerde sonucunda seçilen malzemeye göre plastik deformasyona uğramadan dayanması beklenmektedir. Araç segmentine göre; araca önden veya yandan çarpılması durumunda torpido traversinin iç donanımsal farklılıklarından dolayı göstereceği dayanım da farklılık gösterebilmektedir.

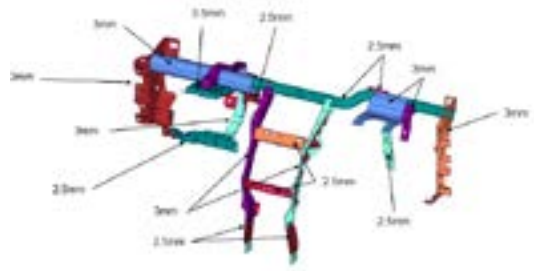
Örneğin; farklı binek araçlarında standart hava yastığının yanı sıra (sürücü ve yolcu hava yastığı) ekstra diz hava yastığı bulunmaktadır. Yan hava yastıkları ve koltuk hava yastıkları olan araçlarda mevcuttur.

Geliştirilecek ürünlerin başarılı kabul edilmesi için ana sanayi isterlerinde tanımlanan yük şartları altında, etkilenen ve yüke maruz kalan alt parçaların akma gerilme değerinin üzerinde bir davranış göstermeyip elastik davranış göstermesi istenmektedir.

- Ana sanayi firmalarının beklentileri değişken olsa da NVH analiz ve test sonuçlarına göre torpido travers yapısının ilk titreşim modunun yaklaşık olarak 35 Hz.

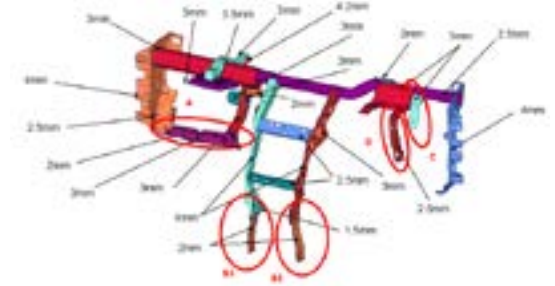
değerinin üzerinde olması istendiği literatürden elde edilmiş bilgidir. Bu sayede özellikle aracın çalışma esnasında, yapıda rahatsız edici titreşim ve gürültü meydana gelmesi önlenmektedir.

- Benzer şekilde güvenlik ile ilgili beklentiler; araç tipi, modeli ve segmentine göre farklılık göstermektedir. Firmaların bünyelerinde belirledikleri yükleme koşulları altında travers yapısının dayanımı değerlendirilmekte, çarpma anında enerji emilimi ve deplasman değerleri kıstas olarak incelenmektedir. Ayrıca traversin taşıdığı; direksiyon, hava yastığı, klima gibi entegre sistemlerin bağlandığı braket yapılarının da mümkün mertebe bütünlüğünü koruması beklenmektedir.



Şekil 9. NVH testi ve çarpışma analizlerine giren ilk tasarımın duvar kalınlıkları görseli

Şekil 9'da NVH testi ve çarpışma analizleri gerçekleştirilmiş olan ilk alüminyum torpido traversi ürününe ait alt parçalarının et kalınlıkları görülmektedir.

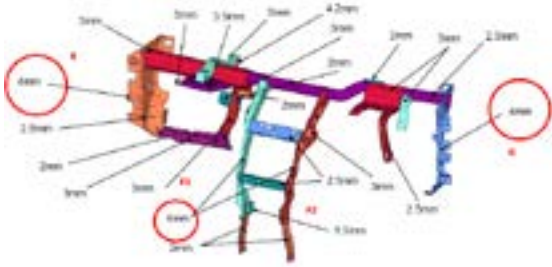


Şekil 10. Kesitleri güncellenen alt parçaların görseli

Şekil 10'da ise A, B1, B2, C, D olarak gösterilen alt parçaların ekstrüzyon tasarımları güncellenerek, kısacası beşinci tasarım görselindeki tasarım olacak şekilde NVH ve çarpışma analizleri tekrarlanmıştır. Tasarımlardaki revizyonlar kolay sonuçları geliştirecek ve parçayı



kalıplamadaki teknik sıkıntıları aşarak, proses verimliliğini arttırmak amaçlı tamamlanmıştır.



Şekil 11. Torpido traversine ait alt parçalardan kesitleri arttırılmış alt parçaların görseli

Şekil 11’de ise E (sol uç tutucu braket), F1 (sol dirsek destek braketi), F2 (sağ dirsek destek braketi), G (sağ uç tutucu braket) olarak gösterilen alt parçaların hacmi oluşan vibrasyon ve stresi azaltmak adına arttırılarak tasarımları güncellenmiştir. Enjeksiyon parçalarının et kalınlıklarındaki revizyonun nedeni parçaların sistemde kritik lokasyonda yer almaları ve yüksek basınçlı döküm prosesinin alt limiti olan 3,5- 4 mm et kalınlığına sahip olması gerekliliğidir. Bu nedenle torpido traversinin E, F1, F2, G ile belirtilen alt parçalarının duvar kalınlıkları 4 mm olarak belirlenerek tasarlanmıştır. NVH testi ve çarpışma analizleri tekrarlanmıştır. Yapılan bu revizyonlarla 6,3 kg olan alüminyum torpido traversinin toplam ağırlığı kaynak hatları da dahil edildiğinde 6,9 kg olarak güncellenmiştir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### NVH Analizleri



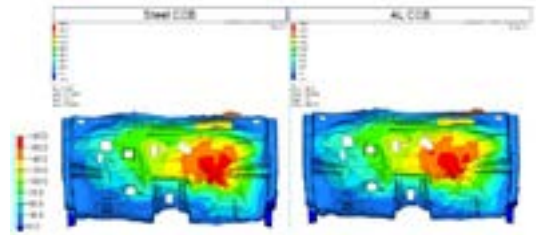
Şekil 12. Çelik ile alüminyum torpido traversinin ilk frekanslarının kıyaslanması

**NVH analizlerinde;** doğal frekansların yüksek frekansta olması ve frekans cevaplarının düşük genliklerde (deplasman/kuvvet) olması hedeflenmektedir. Modal analizde alüminyum torpido traversinin mod şeklinin çelik torpido travers ile aynı olduğu ve ilk mod frekansının kriter

olarak belirlenen değer üzerinde olduğu gözlenmiştir. İlk doğal frekans çelik torpido traversi için 31.4 [Hz], alüminyum torpido traversi için 31.5 [Hz] olarak bulunmuştur. (Şekil 12)

#### Çarpışma Analizleri

**Çarpışma analizlerinde;** OEM isterlerine göre gerçekleştirilmiştir. Çelik torpido traversi ile alüminyum torpido traversi müşteri şartnamelerine uygun olarak 56 km/h, manken ve hava yastıkları olmadan önden çarpışma analizi yapılmış ve yapısal davranışları karşılaştırılmıştır.



Şekil 13. Çelik ve Alüminyum Torpido Traversi Çarpışma Analizleri Kıyaslaması (t=60 ms)

Çarpışma simülasyonunun 60. ms’deki gösterge paneli üzerinde X yönündeki deplasman değerleri karşılaştırılmıştır. Çelik ve alüminyum tasarım için benzer sonuçlar elde edilmiştir. Panel çarpışma sonrası bütünlüğünü korumuştur. Çarpma intrüzyonu (Düz bir yüzeyde bulunan içeri girmiş bölümü) çelik torpido traversine göre 10 [mm] daha fazladır. İntrüzyon genel karakteristiği aynı olmakla birlikte intrüzyon dağılımı çelik torpido traversinden bir miktar daha fazladır. Alüminyum torpido traversi kullanımında da diz yaralanmaları ve panel etkileşimlerinin çelik torpido traversi kullanımı ile aynı olması beklenmektedir. (Şekil 13)

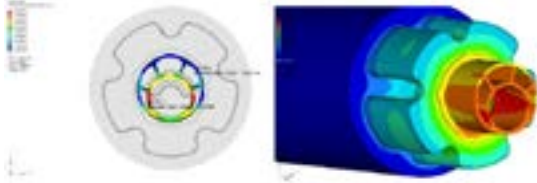
Projede ekstrüzyon alt parçalarında EN AW 6082, EN AW 6063 ve EN AW 6005 malzemelerinin yüksek mukavemet ve uzama değerlerine sahip olması nedeniyle bu malzemelerin projede kullanılmasına karar verilmiştir. Döküm kısmında ise istenen mekanik özellikleri sağlayabilecek EN AC 46000 ile devam edilmesi kararlaştırılmıştır.

#### Ekstrüzyon Prototip Kalıp Akış Analizleri

Sol ana bağlantı borusu parçasının ekstrüzyon prototip kalıp akış analizleri gerçekleştirilerek prototip öncesinde analiz edilme imkânı sağlanmıştır. Kesitin 5 delikli profil geometrisine sahip olması sebebiyle standart ve projedeki diğer delikli profillere göre kalıp ve proses tasarımındaki



riskler göz önüne alınarak HyperXtrude programında ekstrüzyon akış simülasyonları gerçekleştirilmiştir.



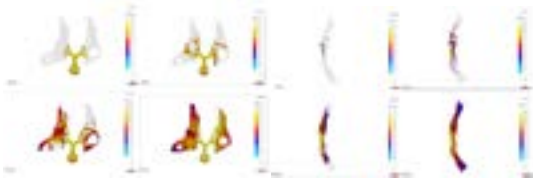
**Şekil 14.** Sol ana bağlantı borusunun ekstrüzyon akış analizindeki profil sıcaklık dağılımı

Sol ana bağlantı borusunun ekstrüzyon akış analizindeki profil sıcaklığının maksimum 525 °C ve profilin kesitinde sıcaklık farkının da 11 °C derece olduğu gözlemlenmiştir. 525 °C de malzemede sıcak yırtılma olmayacağı değerlendirilmiştir. Ergime başlangıç sıcaklığı 616 °C'dir. (Şekil 14) Profil uygun olarak değerlendirilerek üretim aşamasına geçilmiştir.

#### Enjeksiyon Prototip Kalıp Akış Analizleri

Alüminyum torpido traversinin enjeksiyon alt parçalarının 3D model tasarımları, enjeksiyon dolun ve katılma analizleri gerçekleştirilmiştir.

Sağ uç tutucu braket, sol uç tutucu braket, sağ dirsek destek braketi ve sol dirsek destek braketi enjeksiyon parçalarının Magma yazılımı ile dolun ve katılma analizleri gerçekleştirilmiştir. Analizler sonunda parçalar sıcaklık, akış hızı, hava sıkışması, katılma parametreleri açısından değerlendirilmiştir.



**Şekil 15.** Sağ ve sol uç tutucu braketleri ile sağ ve sol orta konsol direklerinin enjeksiyon prosesi sırasındaki sıcaklık değişim görselleri

Sağ ve sol uç tutucu braketleri ile sağ ve sol orta konsol direklerinin yolluk tasarımı Magma yazılımı ile optimize edilerek dolun ve katılma açısından iyileştirilmiştir. Şekil 15'te sıcaklık değişimleri görsellerine yer verilmiştir. Et kalınlığının fazla olduğu bölgelerde soğumanın daha geç olduğu gözlemlenmiştir. (Şekil 15)

Tasarımın ve analizlerden sonra alt parçalara yapılan ekstrüzyon ve enjeksiyon akış analizleri sonucunda alt parçalar üretilerek montajlanması aşamasına gelinmiştir.



**Şekil 16.** Prototip alüminyum torpido traversinin kaynak operasyonu görseli ve tamamlanmış ilk alüminyum torpido traversi görseli

Alt parçaların birleştirilmesinde, 4043 kaynak teli en uygun kaynak teli olarak seçilmiştir. Kaynak metodu olarak az sayıda numune üretilecek olması, uygulama kolaylığı ve birleştirilecek kesitlerin kalınlıkları dikkate alındığında; TIG kaynağı seçilerek projede uygulanmıştır. (Şekil 16)



**Şekil 17.** Prototip alüminyum torpido traversinin Yeşilova Holding Ar-Ge Merkezindeki stand görseli

Proje sonunda elde edilen prototip Yeşilova Holding Ar-Ge Merkezinde potansiyel müşterilerine sergilenmektedir. (Şekil 17)

#### 4. Sonuç

Proje, ülkemiz ve firmamız için ilkleri içermektedir. Ülkemizde, %100 alüminyum alaşımlı torpido traversi ürünü herhangi yerli firma tarafından geliştirilmemekte ve henüz seri üretimde üretilmediğinden proje firmamızda ilk kez alüminyum döküm ve ekstrüzyon prosesleri ile üretilmiştir.

alt parçaların yeni nesil birleştirme çalışmaları gerçekleştirilerek başarılı sonuçlar elde edilmiştir.

Ülkemizde ilk kez Alüminyum Torpido Traversi geliştirilmiş ve üretilmiştir. Yine firmamızda ilk kez döküm ürün prototipleme konusunda ilk kez yüksek basınçlı döküm dışında bir döküm yöntemi ile komponent prototiplenmiş ve prototiplenen komponentlerin birleştirme denemeleri yapılmıştır. Proje sonucunda çelik mevcut durumu 11,17 kg ağırlığından, alüminyum alaşımı odaklı geliştirilerek 6,9 kg'a indirilerek, ürün ağırlığında %39'luk ağırlık avantajı sağlanmıştır.

Proje ile birlikte, firma ürün portföyüne ulusal ölçekte ürün yeniliği içeren bir ürünü dahil etmiştir. Proje başlangıcından tamamlanana kadar elde edilen ürün geliştirme, sonlu elemanlar analizi, kaynaklama deneyimleri ile Ar-Ge yetkinliği arttırılmıştır.

#### Teşekkür

Proje, TÜBİTAK çatısı altında Öncelikli Alanlar Araştırma Teknoloji Geliştirme ve Yenilik Projeleri Destekleme Programı 1511 çağrı koduyla 1160392 proje adıyla 01.01.2018- 30.06.2019 tarihleri arasında desteklenmiştir. Projemize destek olan TÜBİTAK'a teşekkürlerimizi bir borç biliriz.

Projede ürün geliştirme aşamasında yaptıkları iş birliğinden dolayı Ford Otosan Ar-Ge Merkezinden Sn.Oğuz Özgen'e, Sn. Aslı Tuyğun Ünlü'ye, Sn. Burcu Ece İlgü'ye, Sn.Gökhan Baldan'a, Sn. Emre Yüceyar'a, Sn Serhat Soyler'e teşekkürlerimizi sunarız.

#### Referanslar

- [1] Kiani, M. Gandikota, I. Rohani, R. Motoyama, K., (2014) "Design of Lighthweight Magnesium Car Body Structure Under Crash & Vibration Constraints"; ScienceDirect
- [2] Office of Transportation and Air Quality, Regulatory Announcement: EPA and NHTSA Propose to Extend the National Program to Reduce Greenhouse Gases and Improve Fuel Economy for Cars and Trucks, (2011) EPA-420-F-11-038.
- [3] André F. B. P. Pinto S.M.O. Tavares José M. A. César de Sá P.M.S.T. de Castro, (2015), "Structural analysis of a cross car beam using finite element models", International Journal of Structural Integrity, Vol. 6 Iss 6 pp. 759 – 774
- [4] Lam, K.P., Behdinan, K., Cleghorn, W.L., (2003), A material and gauge thickness sensitivity analysis on the NVH and crashworthiness of automotive instrument panel support. Thin-Walled Structures no. 41 (11): 1005- 1018.
- [5] Rahmani M., (2013) Multidisciplinary design optimization of automotive aluminum cross-car beam

- assembly, MAppIsc Thesis, Department of Mechanical and Industrial Engineering, University of Toronto, November
- [6] Ebrahimi, M. and Behdinan, K., "A Novel Approach for Design and Optimization of Automotive Aluminum Cross-Car Beam Assemblies," SAE Technical Paper 2015-01-1370, 2015, doi:10.4271/2015-01-1370
- [7] Ebrahimi M, (2015), Design and Optimization of Aluminum Cross-Car Beam Assemblies Considering Uncertainties, University of Toronto
- [8] European Aluminium Association, Version 2011. Design – design with aluminium. <https://european-aluminium.eu/media/1508/aam-design-2-design-with-aluminium.pdf> (Erişim tarihi: 14.01.2021)

# Metal Matrisli ve Fiber Takviyeli Kompozitlerin Endüstriyel Uygulamaya Yönelik Farklı Kaplama Yöntemleri ve Özelliklerin Geliştirilmesi

## Development of Coating Methods of Fiber Reinforced for Different Matrix Composites for Industrial Applications

Emel ÇALIŞKAN<sup>1</sup>, Sadık Kaan İPEK<sup>1</sup>, Derya DIŞPINAR<sup>2</sup>, Erol İNCE<sup>1</sup>

<sup>1</sup> İstanbul – Cerrahpaşa Üniversitesi, Türkiye

<sup>2</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Metal matrix composites with fiber reinforcement elements have a high potential to improve properties such as mechanical strength and elastic behavior. Thus, the development of fiber-reinforced aluminum alloys provides an opportunity for increased use in the automotive, aerospace and aerospace fields.

In this study, studies on the development of the interface properties required to make aluminum composite with reinforcing elements such as carbon fiber, metallic fiber and glass fiber were compiled. Besides, the usage areas of the composites that can be produced and their effects on possible innovative technologies will be discussed.

### Özet

Fiber takviye elemanlı metal matris kompozitler, mekanik mukavemet, elastik davranış gibi özelliklerin geliştirilmesi konusunda yüksek potansiyel içermektedir. Bu nedenle, fiber takviyeli alüminyum alaşımlarının geliştirilmesi otomotiv, havacılık ve uzay alanlarında kullanımının artması için fırsat oluşturmaktadır.

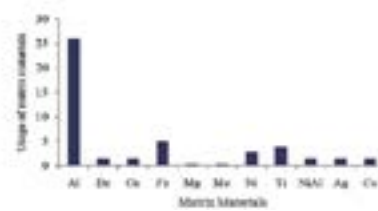
Bu çalışmada alüminyumu karbon fiber, metalik fiber ve cam fiber gibi takviye elemanları ile kompozit haline getirmek için gerekli olan ara yüzey özelliklerinin geliştirilmesi ile ilgili çalışmalar derlenmiştir. Ayrıca üretilebilecek kompozitlerin kullanım alanları ve olası yenilikçi teknolojiler üzerine olan etkileri tartışılacaktır.

### 1. Giriş

Fiber takviyeli kompozit malzemelerin gelişimi günümüzde oldukça hızlanmış durumdadır. İlgili kompozitlerin kullanım alanları ve getirebilecekleri faydalar düşünüldüğünde üzerine yapılan çalışmaların ve yatırımların doğrusal artışı kaçınılmaz olmuştur. Doğada hiçbir yapısal bileşim tek başına varlığı ile bir anlam ifade etmemektedir.

Birden fazla komponentin en doğal özellikleri kullanılarak yapısal özelliklerin iyileştirildiği görülmektedir. Bu doğrultuda yapılan çalışmalarda polimerler ve metaller üzerine oldukça odaklanılmıştır. Günümüzde katmanlı üretim teknolojileri üç boyutta tasarım avantajları sağlasa da birden fazla özelliği barındırma özelliklerine henüz erişmemiştir.

Metal matrisli üretilen kompozit çalışmalarında ana matris metale göre araştırma oranları derlendiğinde Şekil 1'de belirtilen sonuçlar göze çarpmaktadır.



Şekil 1: [1] Metal matrisli kompozit araştırmalarının malzeme cinsine göre dağılımı.

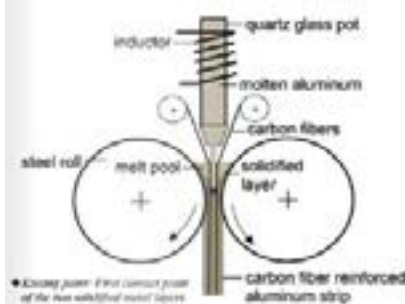
Görüldüğü üzere alüminyum matrisli olarak yapılan çalışmaların ortalaması %25 civarında olacak şekilde diğer metallerden ayrılmıştır. Alüminyum YMK yapısı gereği yüksek dayanım gerektiren alanlarda alaşımlı halleri tek başına kullanılamamaktadır. Yapılan çalışmaların çoğunluğu partikül ilavesi üzerinedir. Ayrıca Whiskers tipi kısa fiberler kullanılarak da çalışmalar detaylandırılmıştır.

Whiskers tipi kısa fiberler yerine karbon fiberlerin doğrudan uygulaması üzerine ise son yıllarda çalışmalar artmıştır.

### 2. Literatür Özeti

[2] Schmalkalden Üniversitesi'nden A.Dorner'in yaptığı çalışmada, alüminyum sac levhalarda ikiz merdaneli döküm teknolojisi ile karbon fiber kompozitlerin üretimi

hedeflenmiş ve laboratuvar ölççeğinde başarılı sonuçlar elde edilmiştir.



Şekil 2: İkiz Merdaneli dökümde karbon fiber kullanım pratiği [2].

Bu çalışma ayrıca karbon fiberlerin seri imalata uyarlanması konusunda yıkıcı bir örnek sunmaktadır. Yapılan denemeler sonrasında elde edilen ürünlerde ise olumsuz bazı sorunlar yaşanmıştır. Bu sorunların büyük çoğunluğu ise alüminyumun oksijene karşı olan afinitesi sebebiyle ara yüzeylerde gerçekleşmiştir.

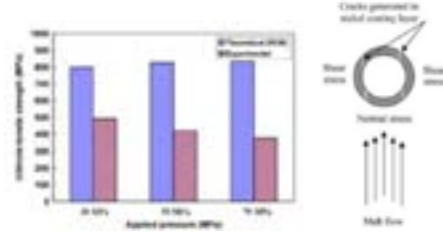


Şekil 3: İkiz merdaneli döküm denemeleri sırasında oluşan mikro hatalar [2].

Yapılan çalışmalarda karbon fiberler herhangi bir yüzey kaplaması olmadan doğrudan metale beslenmiştir. Ancak fiberler metal ile teması sırasında yüzeylerinde oksijen bulundurması ve alüminyum karbonun ıslatma derecesinin neredeyse 0 olması sebebiyle nihai istenilen özellikler sağlanamamıştır.

Paralel olarak E. Hajjari ve arkadaşları 2004 yılında yaptıkları çalışmalar ile karbon fiber yüzeylerine akımsız kaplama yaparak, kaplama kalınlığına göre fiberlerin mekanik özelliklerini incelemiştir [5]. 2010 yılında gerçekleştirdikleri başka bir çalışmada nikel kaplanmış karbon fiberleri sıkıştırma döküm yöntemi ile alüminyum kompozit üretirek, alüminyum-karbon fiber metal matris kompozitlerin ara yüzey özelliklerinde ve aşınma direnci gibi bazı mekanik özelliklerde artışlar gözlemlemiştir [4].

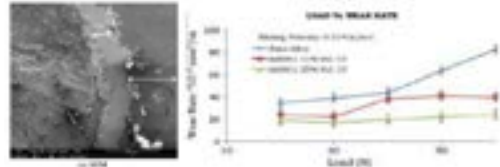
Yıl	Yazar	Matris	Fiber	Yöntem	Özellikler
2004	Hajjari et al.	Alüminyum	Karbon fiber	Sıkıştırma döküm	Mekanik özellikler
2010	Hajjari et al.	Nikel kaplanmış karbon fiber	Karbon fiber	Sıkıştırma döküm	Mekanik özellikler



Şekil 4: Akımsız nikel kaplama işleminin ardından farklı basınçlarda sıkıştırma yöntemi ile dökülmüş karbon fiber takviyeli kompozitlerin mekanik özellikleri [3].

E. Hajari ve arkadaşları bu çalışmada elde ettikleri mekanik özelliklerin kompozit malzeme teorisindeki hedeflerine ulaşmamasını kaplamaların karbon-alüminyum ara yüzeyinde çekme dayanımı için yeterli katmanı oluşturmadığı ve bu kaplamanın çekme kuvvetleri sırasında Şekil 4’de görüldüğü üzere dairesel olarak bölgesel çatlamlar sebebiyle mekanik özelliklerin beklenenden düşük olduğunu açıklamıştır.

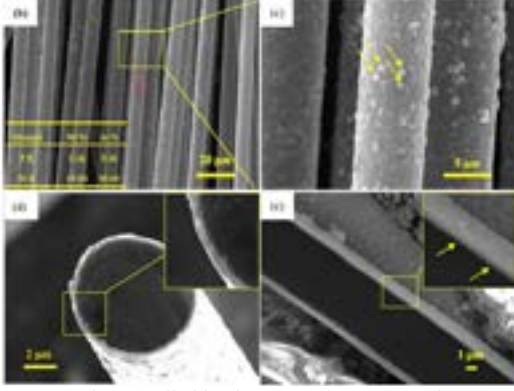
[3] C.S. Ramesh ve arkadaşları alüminyum ile karbon fiber çubukları kompozit haline getirmiş, karbon fiberlerin ıslatma kabiliyetini arttırmak için yüzeyine akımsız bakır kaplama işlemi uygulamıştır. Bu işlem sonrasında aşınma davranışlarında kısmi iyileşme gözlemlenmiştir.



Şekil 4: Akımsız bakır kaplama işlemi sonrasında aşınma direncinde yaşanan düşüş [3].

[4,5,6,7] Var olan literatürdeki pek çok çalışma fiber matrisli alüminyum kompozitlerde mekanik özelliklerde iyileşme olduğunu göstermektedir.

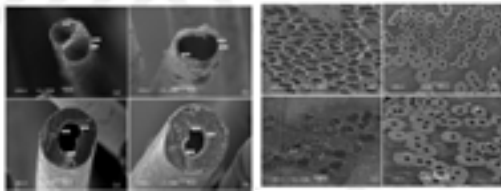
Katılma aralığının azaltılması için yapılmış en uygun örnekler Ni, Cu gibi metallerin fiberler üzerine akımsız kaplama üzerine yapılan çalışmalardır. Benzer şekilde son 10 yıl içerisinde cam fiber, nano elmaslar ve metalik camlar olmak üzere bir veya birden fazla komponentle metal matrisli kompozitler hazırlanmıştır. Yapılan bu çalışmalar neticesinde ara yüzey ve çekirdek bölgelerindeki olayların tamamen uyumlu faz dengeleri ile gerçekleştiği görülmüştür [8,9]. Nitekim uygulamalar ticari olarak kullanılabilir ölçekte bağ yapma kabiliyetini sağlayamamakta ve mekanik özelliklerde kayda değer artışları göstermemektedir.



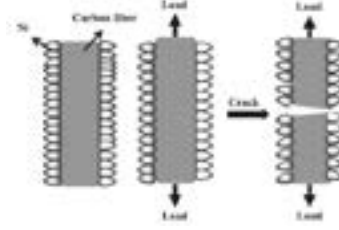
Şekil 5: Akımsız nikel kaplama uygulaması örneği [11].

Şekil 5’de akımsız kaplamalarda yüzeyde homojen bir film kalınlığı ve boşluksuz bir yapı oluştuğu görülmektedir. Oluşan boşluksuz yapı her ne kadar iyi bir kaplama olarak karşımıza çıksa da mekanik dayanımı karbon fibere göre düşük olması sebebiyle mekanik bir iyileşme sağlamamaktadır.

Yüzey kaplamaları salt olarak genellikle karbon fiberin oluşturduğu elektrik iletim direncini düşürmektedir. Ayrıca çift katmanlı yapısı sayesinde statik şarj oluşması sebebiyle süper kapasitör olarak kullanımı üzerine çalışmalar yapılmıştır [12]. Ayrıca Anıl Altın [13] yaptığı çalışmada farklı kaplama kalınlıklarını denemiş ek olarak kaplanmış bu karbon fiberleri sıkıştırma döküm yöntemi ile alüminyumun fiberlerle bileşim kurmasını amaçlamıştır. Kaplama sonrası yapılan denemelerde ıslatma bölgesi başarı ile elde edilmiştir. Elde edilen verilerde üç nokta eğme testlerinde malzemenin dayanım direncinin en yüksek %30 civarında arttığını gözlemlemiştir.



Şekil 6: Farklı nikel kaplama kalınlıklarındaki karbon fiberlerin alüminyum ile ıslatma kabiliyeti [13].



Şekil 7: Fiberlerin çekme kuvvetine bağlı olarak kırılma mekanizmalarının şematığı [11].



Şekil 8: Fiberlerin döküm sıvısı alüminyum ile kompozit halin getirilmeleri sırasında oluşan hata görselleri, çekme gerilimindeki kopma tipinin görüntüsü [3,4]

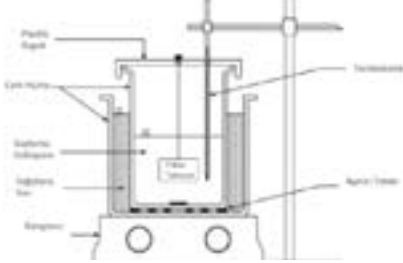
Kaplama çalışmalarının çoğunda mekanik özelliklerde düşüş gözlemlenmiştir. Prosesin doğası gereği daha düşük mekanik özellikler elde edilmiştir [3,4,5].

Alüminyum’un karbon fiberleri ıslatması için yapılan diğer çalışmalar ise primer üretim tesislerinde kullanılan katotlar üzerinedir. Katot malzemelerinin yoğun ergiyük tuz ortamında aşınması sebebiyle tersine mühendislik örneği olan ıslatma kabiliyeti ile ilgili son yapılan çalışmalarda ergiyük tuzların karbon fiberlerin yüzeyini aşındırdığı ve ayrıca alüminyum ile bağlanma ara yüzeyini arttırması sebebiyle katot ürünlerin elektriksel dirençlerinin düştüğü belirtilmiştir [14]. Fluks bileşenlerinin karbon ile alüminyum ara yüzeyindeki ıslatılabilirliğini arttırdığı P.Baumli ve arkadaşları [15] tarafından da çalışılmıştır. Yapılan çalışmalarda alüminyum damlacığı karbon zemine damlatılmış ve temas açısı ölçülmüştür.

## 2. Planlanan Alternatif Proses Çalışmaları

İlk adım olarak karbon fiberler akımsız metalik kaplama işlemi gerçekleştirilecektir. Literatürde görüldüğü üzere farklı tipte metallerin akımsız kaplanması ile istenilen kalınlıkta kaplama kalınlığı homojen olarak elde edilebilmektedir. Yüzey aktifleştirme işlemi sadece kaplamanın tutunması için değil kaplamanın tutunacağı karbon fiber katmanının yüzey alanını arttırılması için de uygulanacaktır. Bu şekilde yapılan dikey yönelme yardımıyla daha fazla yüzey alanı ana metal ile temas edebilecektir. Kaplama düzeneği laboratuvar ölçeğinde Şekil 8’deki gibi olması planlanmaktadır.





**Şekil 8:** Karbon fiberlerin akımsız metalik kaplanması için gerekli düzenek.

Daha sonrasında karbon fiberlerin alüminyum ile ıslatma ve bağ yapmasının artırılabilmesi için yönlendirilmiş kaplama yöntemi ile dikey olarak konumlandırılması sağlanacaktır.



**Şekil 9:** Karbon fiberlerin kaplanacak metallere yüzey alanlarının artırılması.

Yüzey alanı artırma işlemi sadece dikey konumlandırma yöntemi ile değil ayrıca ergiyik tuzlar yardımı ile karbon fiberlere poroz yapı verilmesi ile de mümkün olabilir.

Yüzey bağ alanı ne kadar artırılır ise bağ direnci o kadar yükselecektir. Bu durumda karbon fiberler kaplanmadan önce bir müddet ergiyik tuz içerisinde bekletilebilir.



**Şekil 10:** Karbon fiberlerin alüminyum içerisinde dop edilme prosesinin şeması.

Yukarıda görülen prosteste karbon fiberler öncelikle yüzeylerinde taşıdıkları doğal oksijen bileşiminden ayrılmak için ergiyik tuz içerisinde geçerler. Akabinde oksijen konsantrasyonu düşük metalik kaplama alüminyum ile

temas ederek bağlanma direncini yükseltir. Bu durumda bağ kuvveti daha yüksek olacaktır.

Karbon fiberlerin yapıya katılması için sadece lamelli uzun çubuklar halinde değil farklı örgü yapılarıyla da denemesi gerçekleştirilebilir. Bunun için E. Hajari'nin sıkıştırma döküm yönteminde farklı örgüler için yaptığı kalıp tasarımına benzer kalıpla yapılabilir.



**Şekil 10:** Karbon fiber örgü formlarının deneme yapılabilecek kalıp tasarımı [4].

### 3. Sonuç ve Tartışma

Karbon ve diğer takviye fiberlerin alüminyum ile ıslatılabilirliğinin artırılması mevcut araştırmalar ile en yüksek 380- 450 Mpa değerlerine ulaşmayı sağlamıştır. Bu değerler sadece çekme yönünde olup geliştirilmeye açıktır. Yapılan çalışmalarda göze batan temel konu kompozit amaçlı sıvı alüminyum içerisine daldırılan karbon fiberlerin kaplamalı olsa da iç yapıya katıldığı anda yüzey oksitlerinin oluştuğu ve yapıyı zayıflatığıdır. Yüzey oksitleri karbon fiberlerin veya kaplamaların üzerinde doğal olarak bulunmakta ve alüminyum 'un oksijene olan afinitesinin yüksek olması sebebiyle genç oksit filmleri olarak yapıya katılmaktadır. Bu durum kompozit bileşiminde ara yüzeyde homojen ve kuvvetli bir kimyasal bağ oluşumunu engellemekte. Çekme, basma, eğme gibi mekanik işlemlerde gerilim noktası oluşturmaktadır.

Oksitlenmenin giderilebilmesi ve bağ yapısının kuvvetlendirilebilmesi için karbon fiber ve alüminyum arasındaki bu ara yüzey olaylarının azaltılması üzerine yapılan ergiyik tuzun oksitleri azaltıcı yönde etkisinden faydalanmak süreçte hızlandırıcı bir etken olacaktır. Bağ yapma kabiliyetinin artması ile oluşacak kompozit malzemelerde alternatif kaplamalar aynı zamanda elektriksel bir alan oluşturması sebebiyle kapasitör dolayısı ile pil olarak veya gelecekte iletken kapamaların artırılması



ile bir akım taşıyıcı bölge olarak kullanılabilir hale gelecektir.

Çalışmalar 2022 yılına kadar sürecek olan doktora çalışması ile desteklenecek ve deneysel çıktıları değerlendirilecektir. Endüstriyel gelişimde bu tip kompozit malzemelerin kaynaklanabilirliği, birleştirilmesi ve geri dönüşümü gibi konuların tamamlanması akabinde ürünler sürdürülebilir bir şekilde kullanılmaya devam edecektir.

#### 4. Sonuç

Karbon fiber kompozitlerin gelecekte hem elektrik iletimi hem de mekanik dayanım gerektiren alanlarda kullanımı artacaktır. Bu kapsamda inovatif malzeme teknolojileri gelişmektedir. Fiber takviyeli metal kompozitlerin üretimi ara yüzey olaylarının anlaşılması ile mümkün olmaktadır. Karbon fiberin alüminyum ile uygun bir ara yüzey oluşturması ve endüstriyel ürünlerin üretilmesi için iş birliklerine ve interdisipliner çalışma ortamına ihtiyaç duyulmaktadır. Bu bildiri kapsamında kompozit üretiminin prototipi tarafımızca sağlanacaktır. Endüstriyel ürünlere dönüştürülmesi için iş birliklerine açığız.

#### Referanslar

- [1] A.A. Adebisi, M.A. Maleque and M.M. Rahman International Journal of Automotive and Mechanical Engineering, 4 (2011), pp. 471-480
- [2] D. Mandala, B.K. Duttab, S.C. Panigrahib, Effect of copper and nickel coating on short steel fiber reinforcement on microstructure and mechanical properties of aluminium matrix composites, Materials Science and Engineering A, 2008.
- [3] C.S. Ramesh, H. Adarsha S. Pramod, Zulfiqar Khan, Tribological characteristics of innovative Al6061-carbon fiber rod metal matrix composites, Materials and Design, 2013.
- [4] E. Hajjari, M. Divandari, A.R. Mirhabibi, The Study of Electroless Coating of Nickel on Carbon Fibers, Iranian Journal of Materials Science & Engineering, Vol. 1, No. 1, 2004.
- [5] E. Hajjari, M. Divandari, A.R. Mirhabibi, The effect of applied pressure on fracture surface and tensile properties of nickel coated continuous carbon fiber reinforced aluminum composites fabricated by squeeze casting, Materials and Design 31 (2010) 2381-2386.
- [5] Chi-Yuan Huang, Wen-Wei Mo, Ming-Lih Roan, Studies on the influence of double-layer electroless metal deposition on the electromagnetic interference shielding

effectiveness of carbon fibery ABS composites, Surface and Coatings Technology 184 (2004) 163-169.

[6] Huiyu Chen, Guilin Liu, Chunju Xu, Xin Hou, Yaqing Liu, Copper@carbon fiber composites prepared by simple electroless plating technique, Materials Letters 173 (2016) 211-213.

[7] Panteha Fallaha, Sriraman Rajagopalana, André McDonaldb, Stephen Yuea, Development of hybrid metallic coatings on carbon fiber-reinforced polymers (CFRPs) by cold spray deposition of copper-assisted copper electroplating process, Surface & Coatings Technology 400 (2020) 126231.

[8] Ummul Khair Fatema, Yasuo Gotoh, A new electroless Ni plating procedure of iodine-treated aramid fiber, J. Coat. Technol. Res., 10 (3) 415-425, 2013, DOI 10.1007/s11998-012-9441-7.

[9] Dong-Il Jang, Soo-Jin Park, Influence of nickel oxide on carbon dioxide adsorption behaviors of activated carbons, Fuel 102 (2012) 439-444.

[10] Sham-Tsong Shiuea, Chia-Hao Yangb, Rong-Shian Chu, Tsong-Jen Yang, Effect of the coating thickness and roughness on the mechanical strength and thermally induced stress voids in nickel-coated optical fibers prepared by electroless plating method, Thin Solid Films 485 (2005) 169 - 175.

[11] Yuanlin Xue, Wenge Chen, Qian Zhao, Yongqing Fu, Electroless carbon fibers: A new route for improving mechanical property and wettability of composites, Surface and Coatings Technology, Volume 358, 2019, 409-415,

[12] D. Pandey, Kowsik S. Kumar, J. Thomas, High Performing Vertically Aligned Graphene/Metaloxide on carbon Fiber Composite Electrodes for Wearable Supercapacitors & structural applications, NanoScience and Tech. Center University of Central Florida, TMS, 2021

[13] M. Anıl Alten, Fiber takviyeli alüminyum kompozit üretimi ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi, İstanbul Üniversitesi Yüksek Lisans Tezi, 2017, Sayfa 29

[14] Samuel Senanu, Wetting of Carbo Cathodes by Molten Electrolyte and Aluminum, SINTEF, TMS2021

[15] P. Baumli • J. Sytchev • G. Kaptay, "Perfect wettability of carbon by liquid aluminum achieved by a multifunctional flux", J Mater Sci (2010) 45:5177-5190

# Corrosion Behaviour of A356/TiB<sub>2</sub> In-Situ Composites

## A356/TiB<sub>2</sub> In-Situ Kompozitlerin Korozyon Davranışı

Ayşegül Ayça KISASÖZ<sup>1</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>2</sup>, Kerem Altuğ GÜLER<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Yildiz Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> Kırklareli University, Türkiye

### Abstract

The wettability of the reinforcement by molten metal is the main problem for aluminium matrix composites. The in-situ technique is reliable for wettability. Production of the reinforcement was carried out in the molten metal by chemical reactions between the additives and melt. In this study, A356 matrix TiB<sub>2</sub> reinforced composite materials were fabricated by in-situ technique. A356 aluminium alloy and K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>/KBF<sub>4</sub> powder mixtures were used for the production of TiB<sub>2</sub> reinforced composites. K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>/KBF<sub>4</sub> powder mixture was added to a molten metal with various ratios to obtain different TiB<sub>2</sub> reinforcement ratios. The corrosion behavior of the samples was investigated by the potentiodynamic polarization test. The corrosion tests were applied in a 3.5% NaCl solution. Ecorr and icorr, and were obtained. It was determined that increasing TiB<sub>2</sub> ratio deteriorates the corrosion behavior of the A356/TiB<sub>2</sub> composites.

### 1. Introduction

Metal matrix composites (MMCs) are widely used in automobile, military, transportation and aerospace industries owing to their superior mechanical properties. Since various types of materials are used for the fabrication of MMCs, the most commonly used one is aluminium based ceramic particulate reinforced composites [1-5].

Usage of TiB<sub>2</sub> in Al-MMCs possess a combination of physical and mechanical properties such as high melting point, hardness, elastic modulus, thermodynamic and chemical stability. Also, wear resistance of the Al-MMCs can be increased remarkably by TiB<sub>2</sub> compared to the usage of other ceramic particulates. However, corrosion properties of the aluminium matrix are deteriorated by the addition of ceramic based reinforcements. Since liquid metal techniques are the most economical process routes for MMCs production, TiB<sub>2</sub> reinforced Al-MMCs are generally fabricated by in-situ processing, infiltration, stir casting and squeeze casting. Liquid metal techniques generally cause the formation of defects such as agglomeration of particulates, the formation of porosity, segregation and inclusion [6-10]. In this study, the corrosion behavior of the samples was investigated by the potentiodynamic polarization test. The corrosion tests were applied in a 3.5% NaCl solution.

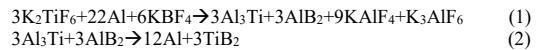
### 2. Experimental Procedure

The chemical composition of the A356 alloy was given in Table 1.

Table 1. Chemical composition of the A356 alloy (wt.%).

Si	Mg	Fe	Zn	Mn
7.288	0.354	0.144	0.008	0.028
Cu	Cr	Ni	Ti	Al
0.011	0.003	0.003	0.123	Bal.

The production of aluminium matrix TiB<sub>2</sub> reinforced in-situ composite material was carried out at two different temperatures, 800°C and 850°C. In each casting process, 500g of A356 alloy was melted in an A3 clay/graphite crucible. After melting the A356 alloy at the casting temperatures, K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub> and KBF<sub>4</sub> salts were added into the melt to provide the calculated weight ratio of 2.5% and 5% TiB<sub>2</sub>. The formation of TiB<sub>2</sub> was given below:



The samples were given in Table 2.

Table 2. The classification of fabricated samples.

Sample	Process Temperature	Reinforcement Ratio
1	800°C	2.5%
2	850 °C	2.5%
3	850 °C	5%

Before the microstructure studies, standard sample preparation procedures were applied to the produced samples. The samples were ground with 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 and 2000 mesh abrasives and polished with 1 µm diamond paste. The polished samples were chemically etched in Keller solution (1 ml HF, 1.5 ml HCl, 2.5 ml HNO<sub>3</sub>, 95 ml H<sub>2</sub>O).

Light microscope images were taken with Nikon Eclipse MA100 and image analysis were performed with Nikon Nis-Elements software.

Corrosion tests were carried out with the Ivium compactstat device. Electrochemical cell was consisted of working electrode, reference electrode and counter electrode. The surface of the working electrode was determined as 1 cm<sup>2</sup> and the counter electrode surface area was set to be 4 cm<sup>2</sup>. In the electrochemical corrosion test, the corrosion (E<sub>corr</sub>) potentials and corrosion current (i<sub>corr</sub>) values of the materials were determined.

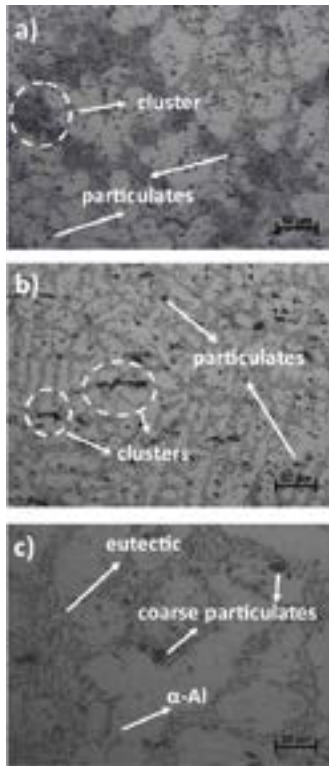


Figure 1. Light microscope images of the samples a) Sample 1, b) Sample 2, c) Sample 3.

### 3. Results and Discussion

Light microscope images of the in-situ composite samples were given in Fig. 1. When the light microscope images were examined, it was seen that the particles are dispersed in the matrix structure are obtained. It was observed that particle and cluster structures are formed for samples 2 and 3 that produced at 850°C with different reinforcement ratios. It was determined that the reinforcements occur as the cluster structure within the Al-Si eutectic, and the particles were located in both the eutectic and α-Al grains. When the microstructures of samples 1 and 2 were compared, it was observed that a more intense particle formation is achieved by increasing the casting temperature. The particle size

increased significantly in the sample 3, which contains a higher reinforcement ratio than sample 2. In addition, it was determined that a equiaxed grains occur in the α-Al grains with the effect of mechanical mixing.

When the polarization curves (Fig. 2) were examined, it was determined that the in-situ composite materials produced with the matrix alloy do not show passivation and an active dissolution takes place in all of the samples subjected to the corrosion test. A rapid change in current value was observed in the anodic region for all samples. This formation indicated that pitting corrosion has occurred in the samples and an intense pitting has occurred at values close to the corrosion potential. In the cathodic region, the current value was almost constant. A small change in the current value in the cathodic region indicated that the occurring corrosion is cathodic controlled and the corrosion reactions develop due to O<sub>2</sub> diffusion.

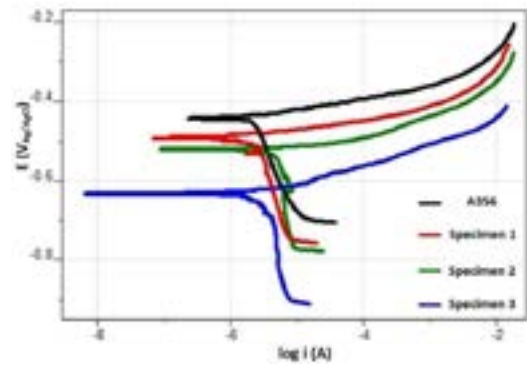


Figure 2. Potentiodynamic polarization curves.

Table 3. Potentiodynamic polarization test results.

Sample	E <sub>corr</sub> (V)	i <sub>corr</sub> (10 <sup>-6</sup> x A/cm <sup>2</sup> )
A356	-0,4388	0,8492
1	-0,4914	1,5380
2	-0,5223	4,1390
3	-0,6329	5,1810

Table 3 represents the results of potentiodynamic polarization tests. While the corrosion potential (E<sub>corr</sub>) value represents the corrosion resistance of the material, the current density (i<sub>corr</sub>) value represents the kinetics of the corrosion. A356 alloy, which was the matrix material, has a higher corrosion resistance than the composite materials, and the corrosion that occurs in the material progresses more slowly. Sample 1 and sample 2 had similar corrosion potential and current density values. The TiB<sub>2</sub> phase formed in the microstructure of these materials disrupted the homogeneity of the oxide layer on the material surface and reduced the corrosion resistance. Sample 3, on the other hand, had much worse corrosion properties than the other

two composite materials. The intermetallic phases thought to have formed in the structure caused the corrosion properties to be adversely affected. The corrosion resistance of sample 3 decreased significantly compared to the other samples and the corrosion on the material progressed rapidly and tended to cause damage. Therefore, in applications where corrosion resistance is required, sample 1 or sample 2 should be preferred instead of sample 3.

#### 4. Conclusion

The corrosion properties of the composite materials produced were also compatible to the obtained microstructure properties. As the studies in the literature, the corrosion resistance of the produced composites containing TiB<sub>2</sub> is lower than that of the A356 alloy. All of the samples did not show passivation during the electrochemical corrosion test and exhibited active dissolution behavior. In addition, a cathodic controlled corrosion behavior was obtained in all samples.

#### Acknowledgment

This study was supported by Research Fund of the Yildiz Technical University with the grant number FYL-2018-3365.

#### References

- [1] G. Zhao, C. Huang, H. Liu, B. Zou, H. Zhu, J. Wang, *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 42 (2014) 36-41.
- [2] A. Kısasöz, K.A. Güler, A. Karaaslan, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22 (2012) 1563-1567.
- [3] A. Kısasöz, K.A. Güler, A. Karaaslan, *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 54 (2013) 320-324.
- [4] B. Dang, C. Liu, F. Liu, Y. Liu, Y. Li, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26 (2016) 634-642.
- [5] A. Mandal, R. Maiti, M. Chakraborty, B.S. Murty, *Materials Science and Engineering, A*, 386 (2004) 296-300.
- [6] C. Mallikarjuna, S.M. Shashidhara, U.S. Mallik, K.I. Parashivamurthy, *Materials and Design*, 32 (2011) 3554-3559.
- [7] M. Wang, D. Chen, Z. Chen, Y. Wu, F. Wang, N. Ma, H. Wang, *Materials Science and Engineering, A*, 590 (2014) 246-254.
- [8] Y. Zhang, M. Wang, X. Li, D. Chen, N. Ma, H. Wang, *Research and Development*, 12 (2015) 251-260.
- [9] K. Ozdin, *Experimental Techniques*, 38 (2012) 16-20.
- [10] Y.T. Yao, L.Q. Chen, *Materials and Manufacturing Processes*, 31 (2016) 1-22.

# Çözünmüş Alüminyum Yönünden Ekstrüzyon Kalıp Dağlama Proses Parametrelerinin Optimizasyonu

## Optimization of Extrusion Die Etching Process According to Solute Aluminium Content

Bariş AKIN, Esra KAYMAK AKSU, Mehmet Buğra GÜNER, Görkem ÖZÇELİK, Çağla NÜMAN

ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

### Abstract

Globally increasing extruded aluminium demand puts pressure on aluminium extruders for shortening cycle time. Re-preparation of previously extruded dies for new production is leading the bottle neck list for extrusion process. To prepare used dies for upcoming extrusion process, excess aluminium, which is entrapped into the die cavity, should be eliminated. NaOH based solvents are widely used to dissolve excess aluminium to make dies ready for new production cycle. NaOH, which is also known as caustic soda, rapidly reacts with aluminium metals to make them dissolved into the aqueous solutions.

In presented study, Taguchi methodology for design of experiment has been utilized to determine most efficient parameter among the concentration, process temperature, and time for process optimization. Dissolution mechanism of metallic aluminium in NaOH<sub>(aq)</sub> has been taken into the account to compare process yields.

### Özet

Küresel ölçekte giderek artan alüminyum ekstrüzyon profil ihtiyacı üretim çevrim sürelerinin kısaltılması adına bir baskı unsuru oluşturmaktadır. Alüminyum ekstrüzyon yönteminde ise çevrim süresinin darboğaz oluşturan unsurlarının başında kullanılmış kalıbın yeni bir üretime hazırlanması için hazırlık işlemleri gelmektedir. Kullanılan kalıpların yeniden üretime hazırlanması için ekstrüzyon sonrası kalıp içerisinde kalan artık alüminyumun giderilmesi gerekmektedir. Bu işlem için ekstrüzyon endüstrisinde NaOH esaslı çözücüler yaygın olarak kullanılmaktadır.

Kostik olarak da bilinen NaOH çözeltileri içerisinde hızla reaksiyona giren alüminyum, çözünerek kalıbı yeni bir ekstrüzyon üretimine hazır hale getirmektedir.

Yapılan çalışmada NaOH esaslı dağlama çözeltilerine ilişkin en verimli koşulların belirlenmesi adına Taguchi deneysel tasarım yöntemi kullanılarak konsantrasyon, sıcaklık, süre ve proses parametrelerinin optimizasyonu

sağlanmıştır. Çalışma ile alüminyumun çözünmesi yönünden en etkin proses parametresi belirlenmiştir.

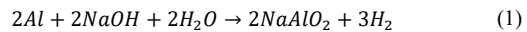
### 1. Giriş

Ekstrüzyon, plastik deformasyon uygulayarak alüminyum ve alaşımlarından profil üretilmesi için tercih edilen yaygın bir yöntemdir. Alüminyum ekstrüzyon üretimi, hedeflenen geometriye özgü tasarıma sahip ve genellikle çelikten imal edilmiş kalıplar kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Bu kalıplar yaygın kullanılan tabirleri ile solid ya da zıvanalı olarak ifade edilen karmaşık geometride olabilmektedirler. Solid kalıplar daha çok içi dolu rot ya da lama profillerin üretiminde tercih edilirken; zıvanalı kalıplar ise içinde boşluk bulunan kapalı geometriler, yani profillerin, üretiminde tercih edilmektedir.

Alüminyum ekstrüzyon işlemi sırasında kalıp içerisinde yaklaşık 500°C'de proses edilen alüminyum alaşımları üretim çevriminin sonunda kalıp içerisinde kalmaktadır. Bu kalıpların yeniden ekstrüzyon üretiminde kullanılması için kalıplardaki boşluklar içinde kalan artık alüminyumun temizlenmesi gerekmektedir. Genellikle en yaygın kullanılan temizleme yöntemi kostik sulu çözeltisi içinde alüminyum dağlama işlemi yapılmasıdır. Temizlenen kalıpları, tashihat işlemleri sonrasında nitrasyon işlemi yapılarak yeni ekstrüzyon üretimi için hazır hale getirilmiş olur. Bu teknoloji PVD ve CVD yöntemlerine kıyasla daha ekonomik ve daha avantajlı bir yöntemdir [1].

Kalıpların temizlenmesi için kapalı ve ultrasonik karıştırılmalı tanklar kullanılmaktadır. Proseste genellikle %25 konsantrasyonda NaOH 85°C'de opere edilmektedir.

Alüminyumun kostik içerisinde çözünmesi sonrasında sodyum alüminat oluşmakta ve hidrojen açığa çıkmaktadır. Bu reaksiyon [1]'de verilmiştir. Tepkime devam ettikçe alüminyum çözünmesinde gözlenen artışa bağlı olarak dağlama çözeltisi doygunluğa ulaşacağı için aşınma hızında yavaşlama gözlenmektedir.

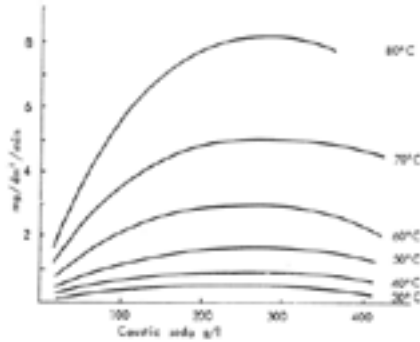


Literatür incelemelerinde aşındırma hızına bağlı olarak kalıp temizleme süresinin 60°C'de 6 saat sürdüğü görülmüştür [2]. Diğer bir çalışmada ise Herrero-Castilla, Luz P. Ve arkadaşları, NaOH<sub>(aq)</sub> başlangıç konsantrasyonu, karıştırma hızı, kalıbın temizleme solüsyonunda kalma süresi ve sıcaklığın, alüminyum çözünme hızına etkisi incelemiştir. Sıcaklık ve sürenin alüminyum çözümlerinde en etkili faktörler olduğunu belirtmiştir. Bu faktörlerden harici çözeltinin başlangıç NaOH konsantrasyonu önemli bir parametre iken karıştırma hızı ihmal edilebilir olarak kabul edilmektedir [3].

Sunulan çalışmada, akademik literatürün yukarıda aktarılan noktalarındaki gelişimine katkı sunularak; kostik konsantrasyonu, süre ve sıcaklığın kalıp temizleme prosesine etkisinin Taguchi yöntemi kullanılarak belirlenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Sunulan çalışmada ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A. Ş. bünyesinde kurulu olan kalıphane bölümünde kullanılmakta olan ve kimyasal analizi Çizelge 1'de verilen NaOH ile deneysel çalışmalar yapılmıştır. Şekil 1'de 5 dakika süre içerisinde farklı sıcaklıkta değişen kostik konsantrasyonlarındaki aşınma miktarları referans olarak alınmıştır.



Şekil 1. %99.5 saflıktaki Alüminyum'un kostik içerisinde aşınma hızı [3].

Deneysel çalışmalar kapsamında proses veriminin belirlenmesi adına kontrol edilmesi kararlaştırılan değişkenler sıcaklık, zaman, NaOH konsantrasyonu olarak ele alınmıştır. Taguchi L16 deney tasarımı kullanılarak 3 parametre için 16 adet deneme yapılmıştır. Çizelge 2'de yer alan deney parametreleri ve seviyeleri ile Çizelge 3'de belirtilen deneysel plan hazırlanmıştır.

Çizelge 1 NaOH<sub>(aq)</sub> Kimyasal analizi

NaOH [%m/m]	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> [% m/m]	Cl [ppm]	Fe [ppm]	Si [ppm]
48,6	0,35	43	0,5	1,3

Çizelge 2. Deney parametreleri ve seviyeleri

Seviye#	Molarite [M]	Sıcaklık [°C]	Zaman [Dk.]
1.Seviye	5	75	30
2.Seviye	7	80	60
3.Seviye	9	80	90
4.Seviye	14	85	120

Deneysel plana göre hazırlanan çözeltilerin içerisine 6060 alaşım alüminyum numuneler yerleştirilmiştir. Alüminyum NaOH çözeltisi içerisinde çözünürken ekzotermik bir reaksiyon gerçekleştiğinden, deneysel çalışma sırasında sıcaklık kontrolü soğuk su banyosu kullanılmıştır.

Çizelge 3. Taguchi L16 deney matrisi

Molarite [M]	Sıcaklık [°C]	Zaman [Dk.]
5	75	30
5	80	60
5	80	90
5	85	120
7	75	120
7	80	90
7	80	60
7	85	30
9	75	60
9	80	30
9	80	120
9	85	90
14	75	90
14	80	120
14	80	30
14	85	60



Şekil 2. Deneysel çalışma öncesi NaOH çözeltileri ve alüminyum numuneler

Çizelge 3'e göre oluşturulan deney planı doğrultusunda, hazırlanan NaOH esaslı çözeltiler, Şekil 2'de kurulan deney setlerinde işlem görmüştür.





Şekil 3. Deneysel çalışma sonrası NaOH çözeltisi

Deney sonrasında NaOH çözeltisine atılan alüminyum numunenin aşınmasından dolayı çözelti renginde değişim gözlenerek siyah renge dönüşmüştür.



Şekil 4. NaOH çözeltisinin titrimetrik analizi

Her bir deneyinin sonunda NaOH çözeltisinden Şekil 4'te ki gibi titrimetrik yöntem ile serbest NaOH ve çözünmüş alüminyum analizleri yapılmıştır. Titrimetrik analizlerde alınan çözeltilerine fenolftalein indikatörü ilave edilmiş ve 0,1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> kullanılarak renk dönüşümüne kadar titre edilip sarfiyat not edilmiştir (V<sub>1</sub>).

Titre edilmiş çözelti üzerine % 50 NaF eklenerek çözelti tekrar 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ile renk dönüm noktasına kadar titre edilmiştir (V<sub>2</sub>). % Serbest NaOH aşağıdaki eşit kullanılarak hesaplanmıştır. NaOH çözeltisinde çözünen alüminyum değeri ise (V<sub>1</sub>) olarak alınmıştır.

$$\% \text{ Serbest NaOH} = (V_1 - \frac{V_2}{3}) \times 0,042 \times 100 \quad (2)$$

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Deneysel çalışma sonunda yapılan titrimetrik analizler sonuçları Çizelge 4'te verilmiştir.

Çizelge 4. Deney sonuçları

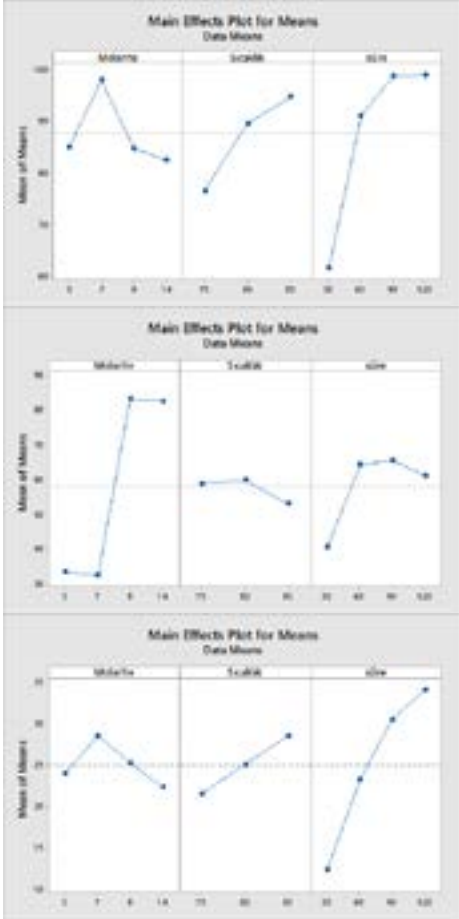
Molarite [M]	Sıcaklık [°C]	Zaman [dk]	Çözünen Alüminyum [g/l]	NaOH [g/l]	Numune Alüminyum [g]
5	75	30	46	35	11,41
5	80	60	97	60,2	22,25
5	80	90	102	33,6	28,28
5	85	120	95	4,2	34,04
7	75	120	101	36,4	32,93
7	80	90	102	32,4	34
7	80	60	102	40,8	27,69
7	85	30	87	19,8	19,34
9	75	60	72	71,4	19,32
9	80	30	63	67,2	6,08
9	80	120	100	89,6	38,39
9	85	90	104	103,6	37
14	75	90	87	92	22,34
14	80	120	100	114	30,7
14	80	30	50	39,8	12,73
14	85	60	93	83,8	23,47

Sonuç değişkenler “nominal en iyisidir” yaklaşımı göz önüne alınarak analiz edilmiş ve değişkenlerin istatistiksel etki sonuçları çözünen alüminyum, NaOH ve numunenin alüminyum ağırlıkları Çizelge 5'te verilmiştir.

Çizelge 5. Çözünen alüminyum, NaOH ve numune alüminyum ağırlığı etki analizi sonuçları

Çözünen alüminyum için analiz sonuçları			
Seviye#	Molarite [M]	Sıcaklık [°C]	Zaman [dk]
1	85,00	76,50	61,50
2	98,00	89,50	91,00
3	84,75	94,75	98,75
4	82,50	-	99,00
Aralık	15,50	18,25	37,50
NaOH için analiz sonuçları			
Seviye#	Molarite [M]	Sıcaklık [°C]	Zaman [dk]
1	33,25	58,70	40,45
2	32,35	59,70	64,05
3	82,95	52,85	65,40
4	82,40	-	61,05
Aralık	50,60	6,85	24,95
Numune alüminyum ağırlığı için etki analizi			
Seviye#	Molarite [M]	Sıcaklık [°C]	Zaman [dk]
1	23,99	21,50	12,39
2	28,49	25,01	23,18
3	25,20	28,46	30,41
4	22,31	-	34,02
Aralık	6,18	6,96	21,63

Şekil 5'te kontrol edilen değişkenlerin çözünen alüminyum, NaOH ve numune alüminyum ağırlıkları üzerine ortalama değer etki grafikleri verilmiştir.



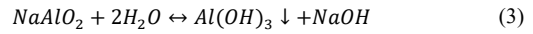
Şekil 5. (Üstte) Çözünen alüminyum, (ortada) NaOH ve (altta) Numune alüminyum ağırlığı

Çizelge 4 ve Şekil 5'te yer alan üstteki grafik incelendiğinde çözünen alüminyum üzerine en etkili parametrelerin sırasıyla zaman, sıcaklık ve molarite olduğu görülmektedir. NaOH yönünden ise sırasıyla molarite, zaman ve sıcaklık olduğu ortadaki grafik vasıtasıyla tespit edilmiştir. Alttaki grafik ise alüminyum numune ağırlığındaki değişim yönünden ise en etkili parametre zaman, sıcaklık ve molarite olduğunu göstermektedir.

#### 4. Sonuç

Çalışma kapsamında, alüminyumun NaOH çözeltisinde çözünme hızı yönünden en etkin proses parametreleri incelenmiştir.

- En etkin proses parametresinin proses süresi, ikincil etkinlikteki parametrenin proses sıcaklığı olduğu; deney seti içerisinde en etkinliğe sahip parametrenin ise molarite olduğu görülmüştür.
- Proses optimizasyonu sonucunda deneysel değişkenlerin 9M, 75°C ve 60 dakika olarak seçildiği durum ile en yüksek aşınma hızı elde edilmektedir.
- Çözeltilerdeki alüminyum aşınma hızında belirli bir zaman sonunda kostik çözeltisinin doygunluğa ulaşmasından dolayı yavaşlama gözlenmiştir. Bu aşamada çözelti rengi siyahtır ve çözeltiye kostik eklemeye ise çözelti rengi açık kahverengiden süt beyazına dönmektedir. Bu dönüm noktasında (3)'teki gibi bir tersinir reaksiyon gözlenmektedir. Takiben, çözeltideki kostik konsantrasyonunda artış gözlenmektedir.



#### Referanslar

- [1] Borowski, Jacek, and Justyna Wendland. "The phenomenon of durability variable dies for aluminum extrusion profiles." *Metallurgija* 55.2 (2016): 229-232.
- [2] R. Silvia, C. Carmine, C. Domenico, D.G. Bruno. "Process for recovering caustic soda solutions from pickling of aluminium extrusion dies", EP1730324B1, 2004
- [3] Sheasby, P. G., S. Wernick, and R. Pinner. "Surface treatment and finishing of aluminum and its alloys. Volumes 1 and 2." (1987).

# Toz Formlu Tane İnceltici Kullanılarak Üretilen A356 Alaşımli Parçaların Mekanik Özelliklerine Döküm Sıcaklığının Etkisi

## The Effect of Casting Temperature on the Mechanical Properties of A356 Alloy Parts Produced by Using a Powder Form Grain Refiner

Makbule POZAN<sup>1,2</sup>, Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>, Uğur AYBARÇ<sup>1</sup>, Yunus ERCAN<sup>1</sup>, Onur ERTUĞRUL<sup>2</sup>

<sup>1</sup> CMS Jant ve Makina Sanayi, Türkiye

<sup>2</sup> İzmir Kâtip Çelebi Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Grain refinement process provides finer grain size and equiaxed grain structure for low pressure die-cast Al A356 alloy parts. Master alloys are used for grain refinement in the casting industry. Improving the grain structure of cast aluminum parts also develops the casting quality by increasing the metal feed. In this study, powder form master alloys have been produced by ball milling as an alternative to rod shape commercial master alloys. To obtain Al-0,3 wt.% TiB<sub>2</sub> composite powders, TiB<sub>2</sub> ceramic powders and pure Al powders were mixed and ball-milled for 1 hour. Powder grain refiners that wrapped in aluminum foil were added into the liquid A356 alloy and productions were carried out at different casting temperature as 690, 700, and 720°C, respectively. Mechanical properties of the parts were compared with the productions using rod shaped grain refiners. As a result of using powder form grain refiners, min. and max. values of grain sizes were observed for A356 alloy parts' at 700°C and 720°C casting temperatures, respectively. Max. yield and tensile strength values were obtained at 700°C. However, the quality index obtained by commercial grain refiner at 720°C was the highest amongst all compositions.

### Özet

Tane inceltme prosesi alçak basınçlı döküm ile üretilen Al A356 alaşımli parçalara ince ve eş eksenli tane yapısı sağlamaktadır. Döküm endüstrisinde tane inceltici olarak master alaşımlar kullanılmaktadır. Döküm alüminyum parçaların tane yapısının iyileştirilmesi aynı zamanda metal beslemesini artırarak döküm kalitesini de geliştirmektedir. Bu çalışmada, endüstride yaygın olarak kullanılmakta olan çubuk formlu master alaşımlara alternatif olarak toz formlu tane inceltici master alaşımlar bilyeli değirmen kullanılarak üretilmiştir. Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> kompozit tozlarını elde etmek için, TiB<sub>2</sub> seramik tozları ve saf Al tozları karıştırılarak 1 saat boyunca bilyeli değirmende öğütülmüştür. Toz tane inceltici alaşım alüminyum folyoya sarılarak sıvı A356 alaşımına

eklenmiş ve üretimler 690, 700 ve 720°C olmak üzere farklı döküm sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Bu üretimlerin mekanik özellikleri, çubuk formlu tane inceltici kullanılarak yapılan üretimler ile karşılaştırılmıştır. Toz formlu tane inceltici kullanılması sonucunda, en küçük ve en büyük tane boyutlarının, sırasıyla, 700°C ve 720°C döküm sıcaklıklarında üretilen A356 alaşımli parçalara ait olduğu saptanmıştır. En yüksek akma ve kopma dayanım değerleri 700°C döküm sıcaklığında elde edilmiştir. Bununla birlikte, en yüksek kalite indeksi 720°C döküm sıcaklığında, ticari tane inceltici alaşıma aittir.

### 1. Giriş

Alüminyum-Silisyum alaşımları endüstride yaygın olarak kullanılan döküm alüminyum alaşımlardır. Al-Si alaşımları yüksek mukavemet/ağırlık oranı, yüksek aşınma ve korozyon direnci, sıcak yırtılma direnci, iyi işlenebilirlik, kaynak edilebilirlik, mükemmel dökülebilirlik gibi özelliklere sahiptir [1]. Alüminyum A356 alaşımları, yüksek mekanik özellikleri sayesinde havacılık, otomotiv ve birçok mühendislik alanında yaygın olarak kullanılan ve yüksek öneme sahip olan alaşımlardır. Otomotiv endüstrisinde hafiflik geliştikçe, kullanılan araçların güvenliğini garanti edebilmek amacıyla kullanılan Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerinin üstün olması hedeflenmektedir [2].

Tane inceltme uygulaması istenilen üstün mekanik özelliklerin elde edilmesine önemli derece katkı sağlayan uygulamalardan bir tanesidir. Tane inceltme uygulaması ile elde edilen küçük ve eş eksenli tane yapısı döküm parçanın mekanik özelliklerini geliştirmek için vazgeçilmezdir. Tane inceltme, döküm parçaların çekme, akma mukavemetleri ve uzama değerlerini geliştirmektedir [3].

İnce tane yapısı elde etmek için tane inceltici master alaşımlar kullanılmaktadır. Master alaşım kullanımına ek olarak hızlı soğutma ile de tane boyutunu değiştirmek

mümkün olmaktadır. Ancak, alçak basınçlı dökümde soğuma hızı etkisi ile tane boyutu değişimi kompleks şekilli parçalarda kesit kalınlığına bağlı olarak değişmekte ve verim düşmektedir. Alüminyum alaşımlı parçaların dökümünde, homojen dağılmış bir tane yapısı elde edebilmek için etkili yöntem tane inceltici kullanmaktır. Tane inceltici alaşım elementleri sıvı alüminyum alaşımlarına ergitme potası içerisinde ilave edilirler ve eriyik içerisinde heterojen çekirdeklenme mekanizması yapıda ince taneli çekirdeklerin oluşmasını sağlarlar [4]. Böylece tane inceltme uygulaması ile alüminyum dentrit tanelerinin oluşumu çok daha yüksek oranda gerçekleşir ve metal besleme süresi artar. Besleme süresinin artışı yapıda mikroçekiinti oluşumunu engeller.

Tane inceltme uygulaması, alüminyum alaşımlı parçaların ısıtma işlem performansının etkinliğini de arttırmaktadır. Isıtma işlemi prosesi küçük, eş eksenli tane yapısında daha etkin hale gelmektedir ve böylece ısıtma işlemi çözeltiye alma ve yaşlandırma adımlarının etkinliği artmaktadır. Böylece ince tane yapısına sahip olan döküm parçanın mekanik özellikleri ve şekil alabilirlik özellikleri geliştirilir [5].

Döküm işlemi sonrası yapıda ince taneli bir yapı elde etmek için katılma sürecinde yüksek çekirdeklenme hızı sağlanmalı ve oluşan çekirdeklerin büyümleri yavaşlatılmalıdır [5]. Bu kapsamda, endüstride alüminyum alaşımların alçak basınçlı döküm ile üretiminde tane inceltmek amacıyla çubuk, külçe, filmanın formlarında master alaşımlar kullanılmaktadır.

Günümüzde alüminyum döküm endüstrisinde yaygın olarak Al-5Ti-1B alaşımı kullanılmaktadır. Al-5Ti-1B alaşımı tane inceltici olarak sıvı metale eklendiğinde TiB<sub>2</sub> ve TiAl<sub>3</sub> partiküllerine ayrışır ve bu partiküller α-Al tanelerinin çekirdeklenmesini sağlar [6].

Zhiwei Liu ve arkadaşları toz Ti partiküllerinin sıvı A356 metaline eklenmesi sonucu Al<sub>3</sub>Ti<sub>p</sub>/A356 bileşiğinin oluşumunu ve tane inceltici etkisini araştırmışlardır. Çalışmaları sonucunda Al<sub>3</sub>Ti bileşiğinin heterojen çekirdeklendirici etkisi sayesinde daha yüksek oranda tane sınırı oluştuğunu ve böylece α-Al dentritlerinin tane boyutunun azaldığını ve homojen ve eşeksenli dağılım gösterdiğini tespit etmişlerdir. Mekanik özellikler analiz edildiğinde akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve % uzama değerlerinin sırasıyla %29,2, %36,0, %143,6 oranında arttığını tespit etmişlerdir [7]. Bir başka çalışmada ise sertlik değerinin de %24,7 oranında yükseldiğini tespit etmişlerdir [8].

Pengting Li ve diğerleri, Al-Ti-B ana alaşımına karbon ilavesi ile elde ettikleri Al-3Ti-1B-0,2C tane inceltici alaşımını kullanarak α-Al dentritlerinin tane boyutlarının ortalama 333-358 µm değerlerinden 167±8 µm boyutlarına kadar azaldığını ve mekanik özelliklerin geliştiğini tespit etmişlerdir [9].

Çubuk, külçe, filmanın formlarında kullanılan ticari tane inceltici master alaşımlar döküm yöntemi ile üretilmekte ve bu üretim sürecinde hidrojen, oksit tabakaları gibi çeşitli safsızlıklara maruz kalmaktadır. Bu çalışmada, söz konusu geleneksel tane incelticiler yerine toz formulu tane incelticiler kullanılarak, sıvı metalin ham madde kaynaklı kirlenmesine engel olmak amaçlanmaktadır. Mekanik alaşımlama yöntemiyle üretilen Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> toz formulu tane inceltici ile geleneksel çubuk formulu Al-5Ti-1B tane inceltici kullanılarak 690, 700 ve 720°C döküm sıcaklıklarında gerçekleştirilen üretimler birbirleri ile karşılaştırılacak ve en iyi mekanik özellikleri sağlayan tane inceltici ve döküm sıcaklığı tespit edilecektir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

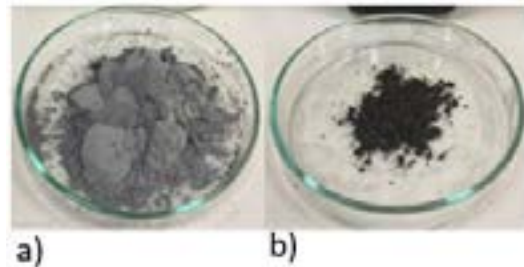
Toz formulu tane incelticilerin mekanik özelliklerine döküm sıcaklığının etkisini analiz edebilmek için gerçekleştirilen çalışmalar boyunca A356 (AlSi7Mg0,3) alaşımı kullanılmıştır. Üretim çalışmalarında kullanılan A356 alaşımının kimyasal bileşimi Çizelge 1’de verilmiştir.

Çizelge 1. A356 Alaşımının kimyasal bileşimi.

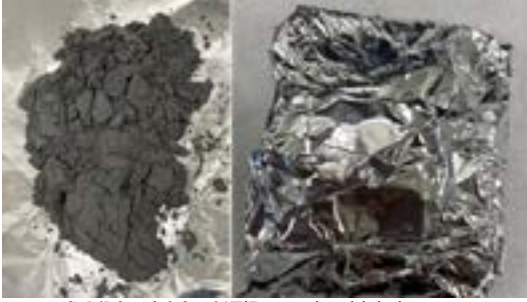
%Al	%Si	%Mg	%Cu	%Mn	%Fe	%Ti
90-93	6-7,5	0,45	0,25	0,35	0,6	0,25

Tane inceltici olarak eklenecek kompozit tozu elde etmek amacıyla %99,99 saflıkta ve 325 mesh tane boyutuna sahip Alüminyum tozları ve %99 saflıkta 2-6 µm boyutlarında TiB<sub>2</sub> tozları kullanılmıştır.

%95 Al (Şekil 1-a) ve %5 oranında TiB<sub>2</sub> (Şekil 1-b) tozları bilyeli değirmende 1 saat boyunca karıştırılarak seramik partiküllerin metal partiküllere tutunması Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici alaşım elde edilmiştir. Elde edilen tane inceltici, üretimlerde alüminyum folyoya sarılarak kullanılmıştır (Şekil 2).



Şekil 1. Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici üretiminde kullanılan a) Saf Al, b) TiB<sub>2</sub> tozları.



Şekil 2. Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici alaşım.

Dökümler, CMS Jant ve Makina Sanayii'nde laboratuvar ölçekli ergitme fırınları ve döküm feder kalıpları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. İlk olarak dökümlerin yapılması için A356 alaşımlı külçeler 770°C sıcaklıkta ergitilmiştir.

Alüminyum folyoya sarılan toz formulu tane inceltici alaşım mekanik karıştırma aşamasında eriyiğe eklenmiş ve 2 dakika boyunca karıştırılmıştır. Geleneksel tane inceltici alaşım, karşılaştırma yapılabilmesi amacıyla referans olarak üretimlerde kullanılmıştır. Tane inceltici alaşımlara ek olarak, tüm üretimlerde, tane modifikasyonun sağlanması amacıyla 160 ppm oranında Sr kullanılmıştır. Sr ve tane inceltici ilaveleri aynı anda gerçekleştirilmiştir.

Üretimler 690, 700 ve 720°C sıcaklıklarında feder kalıpları kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 3). Döküm aşamasında feder kalıplarının sıcaklıkları 350°C'dir.



Şekil 3. Üretimlerde kullanılan a) Feder kalıbı, b) Döküm parçası.

Üretimler sonucunda elde edilen parçalardan, mikro ve makro yapı kontrollerinin yapılması için parçalar kesilmiş ve mekanik özelliklerini tespit edebilmek için çekme test çubukları çıkartılmıştır (Şekil 4).



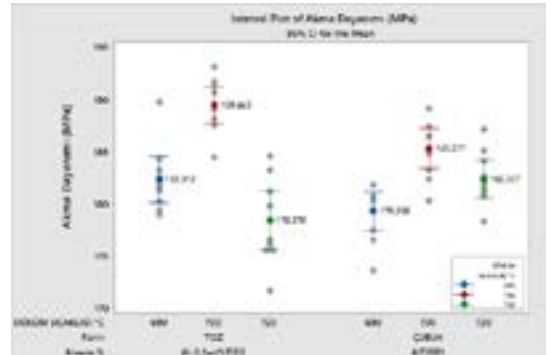
Şekil 4. a) Çekme test çubukları, b) Mikroyapı inceleme kesiti, c) Makro yapı inceleme kesiti.

Üretimler sonucunda alınan mikro yapı kesitlerinden DAS (Birincil Dentrit Kolları Arası Mesafe) değerleri, makro yapı kesitlerinden ise tane boyutları ölçülmüştür. Çekme testleri DIN EN ISO 6892-1 standardına göre gerçekleştirilmiştir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

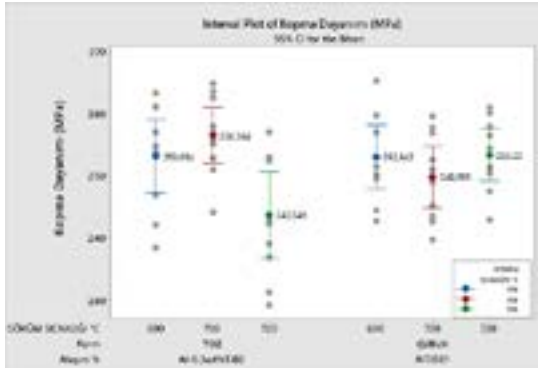
Toz tane inceltici ve geleneksel tane inceltici kullanılarak, 3 farklı döküm sıcaklığında gerçekleştirilen üretimlerin mekanik test sonuçları değerlendirilmiştir.

Akma dayanım değerleri incelendiğinde, her iki tane inceltici ile gerçekleştirilen dökümlerde en yüksek değerlerin 700 °C sıcaklıklarında elde edildiği ancak toz formulu tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen dökümün daha yüksek akma dayanımı verdiği tespit edilmiştir (Şekil 5).



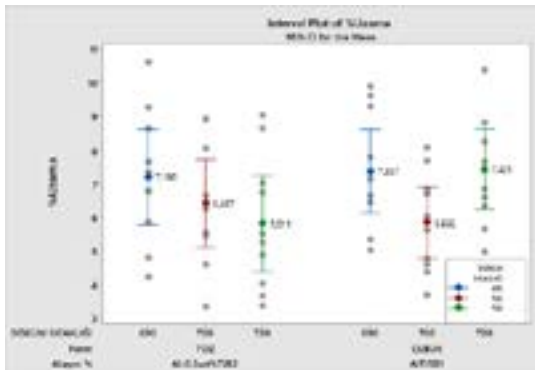
Şekil 5. Akma Dayanım (MPa) Değerleri.

Kopma dayanım değerleri incelendiğinde; en yüksek kopma dayanımın değerlerinin her iki tane inceltici ile gerçekleştirilen üretimlerde de 700°C döküm sıcaklığında elde edildiği, toz formulu tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen dökümde en yüksek değer elde edildiği tespit edilmiştir (Şekil 6).



Şekil 6. Kopma Dayanım (MPa) Değerleri.

% Uzama değerleri incelendiğinde; en yüksek değer 720°C döküm sıcaklığında geleneksel tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen üretimde elde edilmiştir (Şekil 7).



Şekil 7. % Uzama Değerleri.

Mikro ve makro yapı incelemeleri sonucunda elde edilen DAS ve Tane boyutları değerleri Çizelge 2’de verilmiştir. En küçük DAS boyutu 690 ve 700°C döküm sıcaklıklarında toz formulu Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen dökümde elde edilmiştir. En ince tane boyutu 700°C döküm sıcaklıklarında, toz formulu Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen dökümde elde edilmiştir.

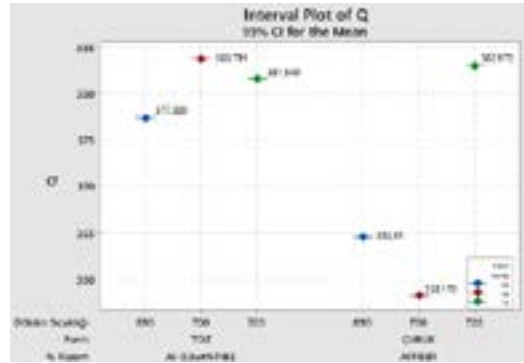
Çizelge 2. DAS ve Tane Boyutu Değerleri.

Döküm Sıcaklığı	690°C		700°C		720°C	
Tane inceltici	Al-0,3wt%TiB <sub>2</sub>	Al-0,3wt%TiB <sub>2</sub>	Al-0,3wt%TiB <sub>2</sub>	Al-0,3wt%TiB <sub>2</sub>	Al-0,3wt%TiB <sub>2</sub>	Al-0,3wt%TiB <sub>2</sub>
DAS µm	28	26,69	48,4	26,5	30,32	28,3
Tane Boyutu µm	626,74	636,88	569,54	345,85	547,5	582,01

Kalite indeksi (QI) (Denklem 1) Kopma Dayanımı ve %Uzama değerleri arasındaki ilişkiyi tespit etmek amacıyla kullanılmaktadır. QI hesaplandığında en yüksek değer 720°C döküm sıcaklığında geleneksel tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen üretime aittir. Ancak 700 °C döküm sıcaklığında, toz formulu tane inceltici ile gerçekleştirilen üretime ait QI değeri ile yakın seviyededir.

$$Q = UTS + 150 \log \% \epsilon$$

Denklem 1



#### 4. Sonuç

- En yüksek akma dayanım değeri toz formulu Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici kullanılarak 700°C döküm sıcaklığında gerçekleştirilen üretimde elde edilmiştir.
- En yüksek kopma dayanım değeri toz formulu Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici kullanılarak 700°C döküm sıcaklığında gerçekleştirilen üretimde elde edilmiştir.
- En yüksek %uzama değeri, 720°C döküm sıcaklığında geleneksel tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen üretimde elde edilmiştir.
- En yüksek kalite indeksi değeri ise 720°C döküm sıcaklığında geleneksel tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen üretimde olmakla birlikte 700 °C döküm sıcaklığında toz formulu tane inceltici ile gerçekleştirilen üretimin kalite indeksi ile çok yakın seviyededir.
- En küçük DAS değeri ve en küçük tane boyutu 700°C döküm sıcaklığında, toz formulu Al-0,3wt%TiB<sub>2</sub> tane inceltici kullanılarak gerçekleştirilen dökümde elde edilmiştir.



**Teşekkür**

Bu çalışma İzmir Katip Çelebi Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı ve CMS Jant ve Makina Sanayii Şirketinde gerçekleştirilmiştir. Yazar çalışmada emeği geçen Ar-Ge ve Laboratuvar ekibine teşekkür etmektedir.

**Referanslar**

- [1] F. Taghavi, H. Saghafian, Y. H.K. Kharrazi, 2009. Study on the effect of prolonged mechanical vibration on the grain refinement and density of A356 aluminum alloy. *Materials and Design* 30 (2009) 1604–1611
- [2] T. Tunçay, 2016. The Effect of Modification and Grain Refining on the Microstructure and Mechanical Properties of A356 Alloy. Special Issue of the 6th International Congress & Exhibition (APMAS2016). DOI: 10.12693/APhysPolA.131.89
- [3] J. Wu, H. Zhao, J. Zhou, W. Li, J. Wang, L. Zhang, 2017. Effects of Al-Ti-B-Sr Master Alloy on the Microstructure and Mechanical Properties of A356 Alloy. *Materials Science Forum*, 898, 131-136.
- [4] A. K. Kısaoğlu, 2011. Alüminyum Alaşımlarının Dökümünde Kritik Katı Oranı Faktörünün Kalıp Sıcaklığına Bağlı Olarak Modellenmesi (YL Tezi).
- [5] J.Z Fan, Y. Wang, Y. Zhang, T. Qin, X.R. Zhou, G.E. Thompson, T. Pennycook, T. Hashimoto, 2015. Grain Refining Mechanism In The Al/Al-Ti-B System. *Acta Materialia*, 84, 292-304.
- [6] Ö. Gürsoy, E. Erzi, D. Dışpınar, 2019. Ti Grain Refinement Myth and Cleanliness of A356 Melt. *Shape Casting. The Minerals, Metals & Materials Series*. 125-130.
- [7] Z. Liu, N. Cheng, Q. Zheng, J. Wu, Q. Han, Z. Huang, J. Xing, Y. Li, Y. Gao, 2018. Processing and tensile properties of A356 composites containing in situ small-sized Al<sub>3</sub>Ti particulates. *Materials Science and Engineering A*, 710, 392-399.
- [8] Z. Liu, X. Wang, Q. Han, J. Li, 2014. Effects of the addition of Ti powders on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy. *Powder Technology*, 253, 751-756.
- [9] P. Li, L. Sida, L. Zhang, X. Liu, 2013. Grain refinement of A356 alloy by Al-Ti-B-C master alloy and its effect on mechanical properties. *Materials and Design*, 47, 522-528.

# Machinability Study of A201-T7 Alloy

## A201-T7 Alaşımının İşlenebilirlik Çalışması

Onan KILIÇASLAN<sup>1</sup>, Anıl KABAKLARLI<sup>1</sup>, Levent SUBAŞI<sup>2</sup>, Erdem BEKTAŞ<sup>2</sup>, Rifat YILMAZ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Altun Döküm Sanayi A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> TEI Tusas Engine Industries, Türkiye

### Abstract

The Aluminum-Copper casting alloys are well known for their high mechanical strength, especially when compared to more commonly used Aluminum-Silicon alloys. A201 is one of the best in terms of strength vs. weight ratio among other aluminum alloys, which makes it suitable for premium quality casting applications in aerospace and automotive industries. It is reported that A201 has low castability, but it is easy to machine. However, there is a need to specifically determine the process window for feasible machining. This research investigates the machinability of A201 alloy after T7 heat treatment, in terms of chip/burr formation, surface roughness, hardness, and microstructure. The samples are cast with low-pressure sand casting method and milling experiments are performed with uncoated carbide tools using different cutting speeds and feeds. Statistical analysis is used to correlate the machining parameters to surface integrity. It is found that there is a strong dependence of the cutting conditions on machinability and a process window is determined.

### 1. Introduction

Machining of Aluminium based alloys is relatively easier than machining other metal alloys. However, cutting parameters should be finely tuned according to the alloy composition, production method (cast or wrought) and, applied heat treatment type. Yield strength and hardness are the key material properties to understand the alloy's machinability behaviour. In general, A2XX series Aluminium-Copper alloys are easier to machine than most other types of alloys. However, there are limited research about the machinability of A201 alloy in the literature. A201 was originally developed for improving corrosion resistance in Aluminium-Copper alloys in 1967 [1]. Addition of Silver to the alloy improved the corrosion resistance, as well as the yield and tensile strength. A201 is considered to be one of the best machinable Aluminium alloy due to its low Silicon content. Silicon is known to have detrimental effects on cutting tools.

One of the problems with Aluminium alloy machining is obtaining long chips, which indicates that the heat from the machining area cannot be removed effectively. Thus, the cutting tools have to be selected accordingly with positive rake angles and with chip-breaker geometries. Carbide

tooling is recommended instead of HSS tooling. The application of cooling fluid is critical, as well. Considering the parameters, middle-high level speeds (up to 1200 m/min) and feeds (up to 0.15 mm/rev), and low depth of cut values (less than 0.6 mm) are recommended for finish machining of A201 alloy [2-4]. If the machining parameters are not optimum, there may be high temperature locations on the machined parts. This high temperature might act as an overaging local heat treatment and cause soft spots. It is difficult to inspect these soft spots by naked eye. Anodizing or hardness tests may reveal these spots. If they are located on a critical location on the parts, the decreased strength may cause failure under stress. Thus, it is especially important to pay attention to efficient cooling while machining [2-4].

This study investigates the machinability behaviour of sand-cast A201 Aluminium based alloy with T7 heat treatment. Milling experiments were performed varying the cutting parameters, such as cutting speed and feed. After the experiments, chip morphology inspection, surface roughness measurement, hardness measurement and microstructural analysis were carried out.

### 2. Materials and Methods

The intent of the machining experiment is to simulate a finish milling operation on pre-milled surfaces. In order to prepare the machining specimens, a single block was sand cast and then cut with a saw in 25x25x25 mm dimensions. Then, the cubes were heat treated using T7 recipe. After the heat treatment, rough milling operation was performed to reduce the cube size to 15x15x15 mm. Nominal composition of the A201 alloy and the material properties used for machining trials are given in Table 1 and Table 2.

A 5-axis milling machine, DMG Mori DMU 105 Monoblock CNC, was selected for the experiments, considering availability, precision and spindle speed. No special fixture was needed, but a hardened and ground clamp was used to hold the samples for rigidity. Castrol Hysol MB 50 with 6% water solution was used as cooling fluid for the milling operation. The same cutting tool type was used for all the trials. An uncoated carbide, 3-flute, 20mm diameter tool with a 45° helix angle was selected. Hydraulic type of chuck was selected as a tool holder because of its precision of concentricity. The precision is

important to rule out the factors that may alter surface finish and dimensional tolerance during the trials.

**Table 1.** Nominal composition of A201 – wt% [5].

Element	min	max
Silicon	--	0.05
Iron	--	0.10
Copper	4.0	5.0
Manganese	0.20	0.40
Magnesium	0.15	0.35
Titanium	0.15	0.35
Silver	0.40	1.0
Other elements, each	--	0.03
Other elements, total	--	0.10
Aluminium	remainder	

**Table 2.** Mechanical Properties of A201 [5]

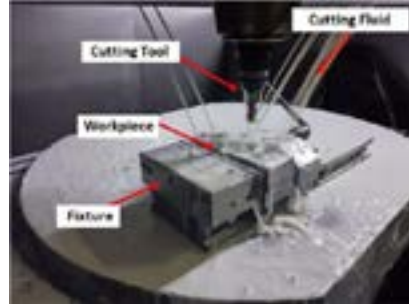
Property	Value
Tensile Strength	414 MPa
Yield Strength %0.2 Offset	345 MPa
Elongation	3%
Hardness	115-150 HB/10/1000

Axial depth of cut was selected as 0.5mm to simulate finish cutting. Radial depth of cut was selected as 7.5mm, so the surface could be completely machined with just two passes. This way, tool wear was kept at minimum. Climb milling was the preferred method for machining. Cutting speeds were selected as 300, 750, 1100 m/min and feeds were selected as 0.05, 0.1, 0.15 mm/tooth, considering the machine capability and tool diameter. These parameters are within the range of recommended values for Aluminium alloy machining. Some pre-trials were performed to detect whether there are issues like chatter or tool break with the selected parameters. Then, each parameter set was used three times to check the repeatability. Thus, totally 27 trials were performed. The trial conditions for the experiments can be seen in Table 3.

**Table 3.** Trial conditions for the experiments.

Vc (m/min)	Fz (mm/tooth)	N (rpm)	Vf (mm/min)
300	0.05	4770	715
300	0.10	4770	1430
300	0.15	4770	2145
750	0.05	11940	1791
750	0.10	11940	3582
750	0.15	11940	5373
1100	0.05	17500	2625
1100	0.10	17500	5250
1100	0.15	17500	7875

After each repeated trial, the length and diameter of the cutting tool was checked using DMG Microset tool inspection device. Tool wear was also inspected to ensure that there is no wear that would affect the results. Fig 1 shows an instance from the trials.



**Figure 1.** An inset from the experiments.

The milling results were evaluated using statistical analysis methods. Minitab 18 software was used for this purpose. Outlier values were checked within the dataset using Grubbs method before the analysis, to see if there are extreme values that would cause misinterpretation of the results. Then, normality of the dataset was checked with Anderson-Darling method. Different comparison techniques should be used for normal and non-normal distributed data. Then, homogeneity test was performed for the normally distributed data to see whether there is difference of standard deviation for the output. Again, different comparison methods are necessary for homogenous and non-homogenous data. The aim of going through these steps is to choose the correct comparison methods to see whether there is a statistically significant between different conditions.

### 3. Results and Discussion

As a result of the experiments, the following investigations are done:

- Chip morphology
- Surface quality
- Hardness
- Microstructure

The results were measured, reported, analysed and commented on for each experimental condition. In the end, a proper process window is determined for machining.

#### 3.1. Chip morphology

In general, high temperature is undesired for conventional machining operations. Heat may occur in high speed cutting conditions and may cause problems on the work-piece and cutting tool, if it is not removed from the surface. Long chips are not preferred, because these chips continue to transfer the heat to the machined surface. Moreover, long chips may wrap around the cutting tool and prevent the cutting fluid to reach the cutting area. Thus, the shape,

colour and length of the chips give away how efficient cooling is performed during machining.

It is generally difficult to measure the length and thickness of the chips, due to their complex shape. Anyhow, the chips for different conditions can be compared visually to get an idea how the parameters effect the chip morphology. The obtained chips from the experiments for different parameters can be seen in Fig 2.

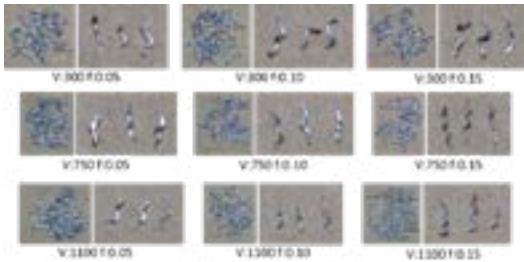


Figure 2. Chip shapes for different cutting conditions.

The chips were visually controlled and no burning or oxidation was observed. The shape and length of the chips are acceptable, as well. The observations clarify that cooling was applied effectively for all the cutting conditions. Another observation is that, although acceptable, the length of the chips get longer as the feed is increased. This is expected, since the thickness of the chips get larger and it gets more difficult to break. Additionally, there is no correlation between cutting speeds and the chip shapes. Thus, it can be concluded that the cutting parameters within the defined process window does not affect the chip formation considerably.

3.2. Surface roughness

Surface roughness measurements were done with Mahr MarSurf SD26 device. Gaussian filter was used with 0.8 mm cut-off length and 5.6 mm measurement length. Ra and Rz values were measured and recorded. Measurements were done in 4 different spots for repeatability and average values were calculated.

Statistical analysis showed that there is no outlier in the data. Normality check showed that the Ra value in terms of feed, have a normal distribution. Homogeneity test revealed that the data is non homogenous for this case. Thus, one way Anova analysis and Games-Howell methods were used. There is a significant difference between the groups, as seen in Fig 3. Pearson correlation test confirmed the results. Increasing the feed rate have an adverse effect on the surface quality.

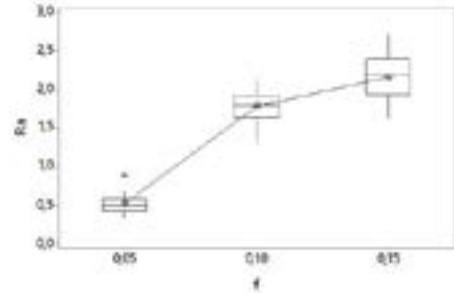


Figure 3. Boxplot of feed vs Ra.

The data distribution came out to be non-normal for other cases. Thus, different statistical methods should be used to compare the results. Kruskal-Wallis and Spearman test methods were used for comparison and correlation of cutting speed, feed and surface roughness data. Analysis showed that there is no statistical correlation between cutting speed and Ra or cutting speed and Rz. However, there is a significant correlation between feed and Rz. The boxplot obtained as a result of the analysis is shown in Fig 4.

It is concluded that cutting speed doesn't have an impact on surface quality. There is no significant change in surface roughness for the speed range of 300-1100 m/min. Hence, it is recommended that maximum allowed cutting speed on the machine can be selected for productivity. Feed is the significant parameter affecting both Ra and Rz surface roughness. Thus, the choice of machining feed should be selected in accordance with the design requirements of the final part. For instance, if Ra 0.8 is required, the feed rate should not be increased up to 0.1 mm/tooth. There is an inverse relation between surface quality and productivity.

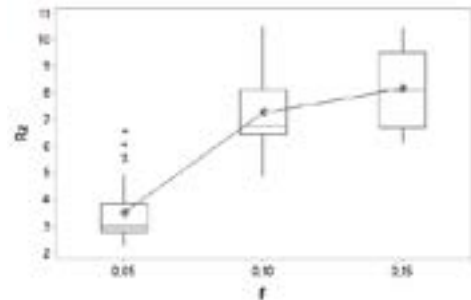


Figure 4. Boxplot of feed vs Rz.

Furthermore, looking at Fig 5, the following observations can be made:

- Instead of using the feed value as f:0.1, using f:0.15 and keeping the cutting speed at a medium level enables to

machine more efficiently without compromising the surface quality.

- When cutting speed V:750 is selected, instead of using the feed value as f:0.1, using f:015 enables to machine more effectively without compromising the surface quality.
- For low feed values, increasing cutting speed enables to machine more effectively without compromising the surface quality.

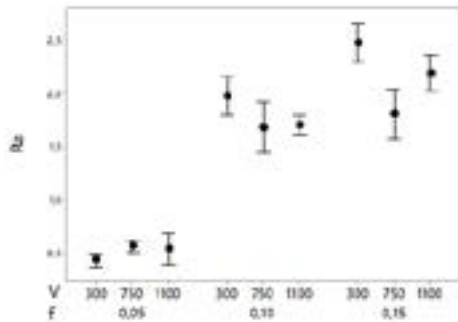


Figure 5. Interval diagram for speed-feed vs Ra.

**3.3. Hardness**

Macro hardness (Brinell) was measured with EmcoTest DJ10G5 system with 10 mm tungsten carbide ball and 1000 kg applied load. Statistical analysis showed that there is no outlier in the data, and there is a non normal distribution. Thus, Kruskal-Wallis and Spearman test methods were used for comparison of data and correlation. Analysis showed that there is no statistical correlation between feed and hardness, and between cutting speed and hardness. Thus, it is concluded that hardness values are not significantly affected by machining conditions. This observation is evident, as shown in Fig 6. There is also no risk of soft spots within the process window, caused by excessive heat. Thus, in terms of hardness, highest possible cutting speeds are preferable, in order to increase the productivity.

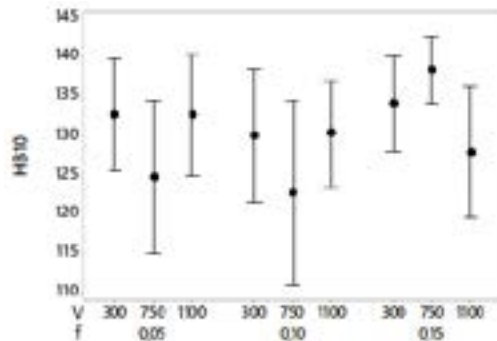
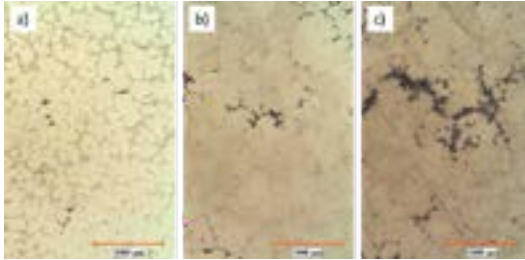


Figure 6. Cutting speed-feed vs hardness plot.

Another observation is that there is a high variation of hardness results, which are taken from the same surface. There might be different reasons for this. Firstly, the hardness measurement system works by crushing the surface and the surface marks might have caused instability. Second possibility, the operator might have made an error while recording the results. However, there is no outlier in the dataset and this kind of error is not likely. Third possibility, different microstructure on the surface might have caused different results. This is a situation mostly observed for micro hardness measurements. However, for macro hardness, the microstructure grains don't cover a large area and that area don't seem likely to affect the results. Last possibility is that there might be porosity under the surface caused by the casting operation, which adversely affect the hardness. In order to better assess the situation, the samples were polished and etched, and the surfaces were inspected.

**3.3. Microstructure**

First of all, for a better understanding of the microstructure change, as cast samples, heat treated samples and rough machined samples are compared. Microstructures are shown in Fig 7. Grains and intergranular precipitate phases can be seen clearly on the heat treated samples. All of the samples have micro porosities, which may explain the variation of hardness discussed in above section. It is decided that the micro porosities closer to the sample surface enhances material deformation and decreases hardness.



**Figure 7.** Comparison of microstructure before final machining (at 25x magnification) a) as cast, b) heat treated, c) rough machined.

No evidence of burning, oxidation or any other unfavourable phenomenon is observed after final machining. Microstructures for different cutting conditions are shown in Fig 8. Microstructure difference between the samples is not significant.



**Figure 8.** Comparison of microstructure after final machining (at 100x magnification).

#### 4. Conclusion

A design of experiment was performed in order to understand the machinability behaviour of A201 Aluminium alloy under different machining parameters. Chip morphology determination, surface roughness and hardness measurement and microstructural investigations for different cutting speeds and feeds are studied. Results can be summarized as follows:

- In terms of chip morphology, no special case was observed that narrows down the process window.
- It is observed that the surface roughness value becomes worse as the feed increases, but correlation couldn't found between surface quality and cutting speed. Thus, maximum speeds are recommended to increase the productivity.
- In terms of macro hardness, no special case was observed that narrows down the process window.
- In terms of microstructure, no special case was observed that narrows down the process window.

The results that are obtained in this study is limited to the defined process window. As a future work, different cutting parameters, different cutting tools or a different machining operation (turning or drilling) can be considered. It is also possible to elaborate the scope of the study by taking into account and measuring the cutting forces or tool wear.

#### Acknowledgment

The authors would like to thank colleagues from Altun and TEI for their technical support. This study was funded by Presidency of Defence Industries, Presidency of the Republic of Turkey.

#### References

[1] P. Bale, Feeding Properties of the Highly Grain Refined A20x Alloy, M.Sc. Thesis, The University of Birmingham, 2011  
 [2] Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, ASM Handbook Vol 02 Properties and Selection, ASM International, 1990  
 [3] Machining Processes, ASM Handbook Vol 16, ASM International, 1989  
 [4] W König, D Erinski, Machining and Machinability of Aluminium Cast Alloys, Annals of the CIRP, 32 (1983)  
 [5] SAE AMS4229 Aluminum Alloy Castings, High Strength, 4.5Cu - 0.70Ag - 0.30Mn - 0.25Mg - 0.25Ti (A201.0-T7) Solution Heat Treated and Overaged



# Alüminyum Ekstrüzyonunda Nitrasyon ve Yüzey Tamamlama Parametrelerinin Kalıp ve Ürün Performansına Etkilerinin İncelenmesi

## Investigation of the Effects of Nitration and Surface Finishing Parameters on Dies and Product Performance in Aluminum Extrusion

Mehmet AYAN<sup>1</sup>, Mustafa AKÇİL<sup>2</sup>

1 ASAŞ Alüminyum San. Tic. A.Ş. Türkiye  
2 Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi, Türkiye

### Abstract

Dies made of hot work tool steels in Aluminum Extrusion are hardened by heat treatment after machining and nitriding is applied against surface wear before production. Before the dies are used in the extruding process, polishing, repeated nitration and pre-heating processes are performed as required. Unfortunately, nowadays these pre-processes are not given enough attention, thus mold performance and product quality are negatively affected. In this study, a study was made to improve the mold performance and product quality by making field applications for the determination of the polishing, repeated nitration, preheating temperatures and times of the molds for the problems encountered in the field, and it is aimed to be used in practice.

### Özet

Alüminyum Ekstrüzyonunda sıcak iş takım çeliklerinden yapılan kalıplar, talaşlı imalat sonrası ısıtma işlemine tabi tutularak sertleştirilirler ve üretim öncesi yüzey aşınmalarına karşı Nitrasyon işlemi uygulanır. Kalıplar ekstrüde etme işleminde kullanılmadan önce proses gereği Parlatma, tekrarlı nitrasyon ve ön ısıtma işlemleri yapılmaktadır, Maalesef günümüzde bu ön işlemler yeteri kadar önemsenmediğinden kalıp performansı ve ürün kalitesi olumsuz olarak etkilenmektedir. Bu çalışmada sahada karşılaşılan sorunlara yönelik olarak kalıpların Parlatma, Tekrarlı nitrasyon, ön ısıtma sıcaklık ve sürelerinin tespitine yönelik saha uygulamaları yapılarak kalıp performansı ve ürün kalitesinin iyileştirilmesine yönelik bir çalışma yapılmış ve Pratikte de kullanımı hedeflenmiştir

### 1. Giriş

Alüminyum ekstrüzyonu günümüzde çok yaygın olup bu yöntemle üretilen ürünler İnşaat, raylı sistemler, savunma sanayi, medical, uzay ve havacılık, otomotiv, taşımacılık, elektrik elektronik

vb. sektörlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bunun nedeni alüminyumun dünyada daha genç bir metal olması ve günümüzde bir çok alanda çeliğin yerini alıyor olması ile birlikte kolay şekillenebilir olması ve yine gelişen teknolojik yöntemlerle günümüzde sert alüminyum alaşımlarının ekstrüde edilebilmesi için çalışmalar devam etmektedir.

Günümüzde sanayisinde alüminyum genellikle enjeksiyon, döküm, dövme ve Ekstrüzyon ile üretilerek kullanılmaktadır. Burada en yaygın olanı Alüminyum Ekstrüzyon yöntemi ile üretim yöntemi kullanılmaktadır. Bunun nedeni ise üretim maliyetlerinin düşük olması, tasarım kısıtlamalarının kısmen az olması, üretim tesislerinin çok olması, hafif olması, geri dönüşüm maliyetlerinin düşük olması, istenilen mekanik değerlere ulaşabiliyor olması, Dekoratif yüzeylerin elde edilebiliyor olmasıdır.

### 2. Deneysel Çalışmalar

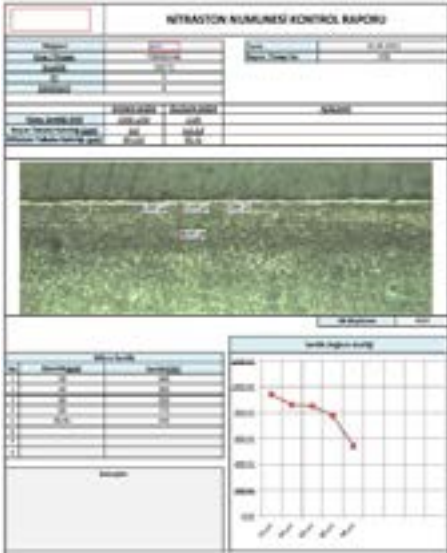
Alüminyum ekstrüzyonunda Sıcak iş takım çeliğinden yapılan kalıplar ısıtma işlemi sonrası pres üretimlerinde kullanılmadan önce Nitrasyon, Kalıp geçiş yüzeyleri parlatma (temizleme) ve Kalıp ön ısıtma işlemlerine tabi tutulduktan sonra pres kalıp kasetine bağlanılarak kullanılırlar, Bu proseslerin birinde oluşabilecek olumsuzluk direkt olarak kalıp performansına ve Profil kalitesine etki etmektedir. Şekil 1 de Kalıp ve Profil üretimi görülmektedir



Şekil 1. Kalıp ve Profil üretim proses çevrimi

### 2.1. Kalıplara uygulanan gaz nitrasyonu

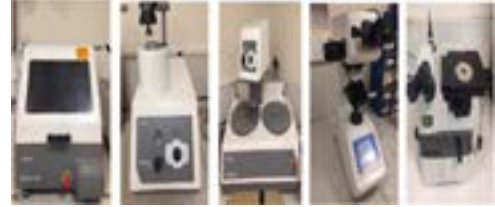
Nitrüleme işleminde, çelik yüzeyindeki atomik azot iç kısımlara doğru ilerler ve Al, Cr, Mo, Ti ve V gibi elementlerle nitrür çökeltileri oluşturarak yüzeyi sertleştirir. Nitrasyon işlemi; yorulma direnci, yüzey sertliği ve aşınma direncini artırır. Ekstrüzyon kalıplarında profil ile kalıp arasındaki sürtünmeyi azaltarak akış kalitesini artırır. Nitrasyon sonucu beyaz tabaka ve difüzyon tabakası oluşmaktadır. Deneylerde kullanılan numunelere ilişkin Nitrasyon numune kontrol formu Şekil 2 de görülmektedir.



Şekil 2. Nitrasyon numune kontrol formu

Gaz nitrasyon öncesinde nitrasyon olacak kalıplar kumlanır ve geçiş yüzeyleri temizlenir. Nitrasyon olacak yüzeyler fırın içerisinde muhakkak açık olmalıdır. Fırın ilk olarak içerideki atmosfer havasını vakumlayarak dışarı atar. Vakum segmenti sonrası içeride oksijen kalması ihtimaline karşın azot gazı ile fırın içerisi süpürülür. (azot gazı oksijeni sönmümler.) İstenen atmosfer elde edildikten sonra amonyak gazının parçalanması ve düfize olabilmesi için sıcaklığa ihtiyaç vardır. Fırın 460 °C ye geldikten sonra amonyak gazı devreye girerek azot atomu ve hidrojen gazı olarak ayrışmaya başlar. Fırın nitrasyon sıcaklığı olan 535 °C ye ulaşırken fırın içerisi amonyak ile doldurulur. 535 °C de 6 saat nitrasyon prosesi uygulanır. İstenilen sonuç için kn değeri girilerek fırın otomatik olarak ihtiyaca göre fırını amonyak ile besler. Hidrojen sensörü sayesinde fırın içerisindeki hidrojen basıncının kısmi basınç değerini girerek hesaplar. Ortamdaki hidrojen gazı egzozdan dışarı propan gazı yardımıyla yakılarak nötrale edilir. 6 saat

nitrasyon prosesi sonrası fırın önce 460 °C ye nitrasyon prosesi devam ederek soğutulur. Bu soğuma esnasında sadece pota soğutma fanı kullanılır. 400°C aşağısına indikten sonra amonyak gazı kesilir ve azot gazı yardımıyla hızlı soğutmak için eşanjör devreye girerek fırın içerisindeki gazı soğutur. Fırın kapağını açmak için 70 °C yeterlidir. Bu proses sonrasında fırın içerisine koyulan şahit numune sonucu aşağıdaki gibi 4-8 mikron beyaz tabaka ve 90-110 mikron difüzyon tabakası elde edilir. Yüzey sertlik taraması sonucunda aşağıdaki grafik gibi yüzeyden 1000-1200 vikere sertlik ile başlar ve yaklaşık 540 vikere düşüseye kadar sertlik taraması yapılır. Şekil 3 de numunelerin ölçümlerinde kullanılan laboratuvar ekipmanları görülmektedir.



Şekil 3. Laboratuvar ekipmanları.

### 2.2. Kalıp parlatma süreçleri üzerine yapılan çalışma

Ekstrüzyon kalıpları ısıtma işlemlerinden önce Kalıp geçiş yüzeyleri honlama (Mancunlama), Zımparala vb. parlatma işlemi yapıldıktan sonra kalıp ön ısıtma işlemine tabi tutulur, üretilecek profilin geometrisinde yer alan kesit değişkenliklerinden kaynaklı olarak işletmeler de genelde zımparalama (Parlatma) işlemi yapılır. Buradaki amaç alüminyumun alüminyumun kalıp içersinden geçtiği bölgelerde pürüzsüz bir yüzey elde etmektir. Bu bölgeler ne kadar pürüzsüz olur ise alüminyum kalıp içersinden akışı rahat olur ve kalıptan çıkan profilin yüzey kalitesine olumlu yönde etkisi olur.

Parlatma işleminde kullanılan ekipmanların çok iyi seçilmesi ve uygulanması gerekir aksi durumda kalıp üzerindeki Nitrasyon tabakasına zarar verebilir, bu çalışmada Kalıbın temizlik ve tashihaat işleminde uygulanan zımpara işleminin beyaz tabakaya olan etkisi ve profil yüzeyine olan etkisi araştırılmıştır.

Bu çalışmada 48 HRC ısıtma işlemi ve Nitrasyon işlemi uygulanmış 1.2344 numuneleri kullanılmıştır. Şekil-4. de verilmiştir.



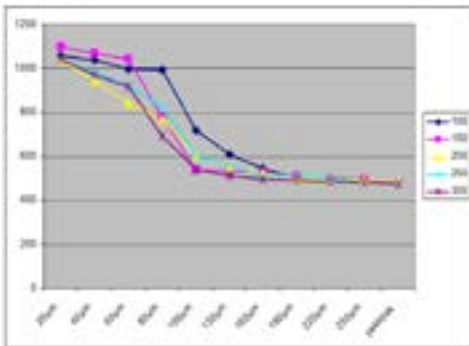
Şekil 4 .Bakalite alınmış Yüzey parlatma numuneleri.

Nitrasyon uygulanmış numuneler kalıba uygulanan temizlik ve tashihat işlemindeki zımparalanmayı simule etmek için 340 numara zımpara ile sırasıyla 100, 150, 200, 250 ve 300 kez zımparalama işleminde tabi tutuldular. Bu işlem numune yüzeyine ve ileri-geri hareketle yapılmıştır. Her 10 zımparalama sonrası zımpara kağıdı yenilenmiştir. Daha sonra zımparalama işleminin beyaz tabakaya olan etkisini görmek amacıyla numuneler kesilmiş ve bakalite alınmıştır.

Bakalite alınan numunelere sertlik ölçümü ve mikroyapı kontrolü yapılmıştır. Sertlik ölçümü kesitten 100 gr yük ile Vickers cihazında, mikroyapı kontrolü ise optik mikroskopta yapılmıştır. Tablo 1. de ve Şekil 5 de numunelerin sertlik-derinlik ilişkileri verilmiştir.

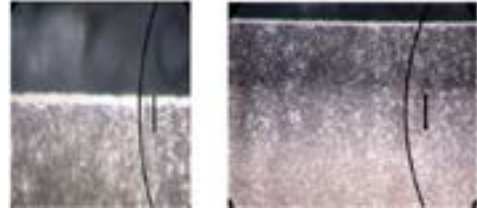
Tablo 1. Numunelerin sertlik dağılımı (HV100)

Derinlik	100 tur	150 tur	200 tur	250 tur	300 tur
20µm	1057	1097	1039	1042	1042
40µm	1037	1068	944	979	970
60µm	967	1042	841	922	917
80µm	991	779	769	823	689
100µm	718	537	601	600	538
130µm	607	533	550	553	508
160µm	545	527	525	515	493
190µm	498	510	500	511	489
220µm	497	495	495	497	462
250µm	493	493	493	481	481
pekindek	481	474	487	476	471



Şekil 5. Zımparalanan numunelerin sertlik-derinlik grafiği

Derinlik ölçümleri 20 µm den (difüzyon bölgesi) başladığı için numunelerin sertliğinde herhangi bir problem olmamıştır. Asıl bu çalışmanın amacı yapılan bu zımparalama işlemlerinin beyaz tabakaya olan ilişkisi olacağından ilerleyen bölümde bu konu ele alınacaktır. Şekil 6 da numunelerin zımparalanmadan önceki görüntüsü görülmektedir.



Şekil 6. Nitrasyon olmuş numunenin mikroyapısı (zımparalanmamış)

Şekil 7 de 100 tur parlatma yapılmış numune görülmektedir.



Şekil 7. 100 tur parlatma yapılmış numune

Şekil 8 de 300 tur parlatma yapılmış numune görülmektedir.



Şekil 8. 300 tur zımpara yapılmış numunenin yapısı

Tablo 2 de numunelerin beyaz tabaka kalınlıkları verilmiştir.

Numune	Beyaz tabaka kalınlığı
Zımparasız	7 µm
100 tur	6.5-7 µm
150 tur	5.5-6 µm
200 tur	maksimum 4-4.5 µm
250 tur	0-3 µm
300 tur	0-3 µm

**Tablo 2.** Numunelerin beyaz tabaka kalınlık ilişkisi

Bundan önceki çalışmada nitrasyona tabi tutulan numuneler sırasıyla 10, 20, 30, 40 ve 50 tur zımpara işlemine tabi tutulmuştu ve beyaz tabaka kalınlığında hiçbir değişiklik olmamıştır. Deneysel çalışma sonuçları göstermiştir ki; 200 tur ve üzerindeki zımparalama işlemlerinde beyaz tabaka kalınlığında ciddi bir düşüş gözlemlenmiştir.

Yapılan başka bir denemede ise Şekil 9. da görüldüğü gibi kutu profil kalıbının alt ve sağ kenarları 320 kum zımpara ile 20 tur zımpara, sol ve üst kenar ise 320 kum zımpara ile 300 tur zımpara yaparak parlatılmıştır.



**Şekil 9.** 30 ve 300 tur zımparalanan kalıp

Parlatma işlemi yapılan kalıp üretime alınmış ve normal şartlarda 80 billet üretim yapılması gerekirken 6. inç billete Şekil 10 da da görüleceği üzere 20 tur zımparalanan kenarlardaki profilin yüzey kalitesi uygun iken 300 tur zımparalanan kenarlarda profil yüzeyinde kalıp çizgisi oluştuğundan üretim durdurulmuştur.



**Şekil 10.** Numune kalıp ile üretilen profil yüzey kalitesi

### 2.3. Kalıp tav fırını ve Ön ısıtma süreçleri

Ekstrüzyon kalıpları preslerde basılmadan önce mutlaka bir ön ısıtma işlemine tabi tutulurlar eğer ısıtılmazlar ise kalıp arızaları meydana gelir , kalıplar genellikle 450 -500 c sıcaklığına kadar ısıtılırlar.[2]

Kalıplar profil geometrisine, alaşımına ve yüzey kalitesine göre ön ısıtma işlemi uygulanır. Elektrikle ısıtmanın ocak kontrolü daha kolay ve homojen bir ısıtma elde edilebildiği için günümüzde genellikle elektrikle ısıtılan kalıp ısıtma fırınları kullanılmaktadır. Kalıp ısıtma fırınları termocouple ile sıcaklıkları ölçülerek kontrol edilirler ve belirli fizik kurallarına göre ısıtma işlemi yapılır. [3]

Bu çalışmada Numune hazırlık aşamasında hazırladığımız numunelerimizi Tek hücreli kalıp ısıtma fırınına koyarak gerçekleştirdik. Çünkü tek hücreli kalıp fırınlarında istenilen sıcaklığa erişme süreniz, ısının homojen olarak yayılması, ocağın kapağının açılıp kapanmasından kaynaklı ısı kaybı ve en önemlisi kalıbın yanına başka bir kalıp konulmadığı için diğer kalıptan gelebilecek ısı fark olmadığı için tercih edilmiştir.

Nitrasyon yapılan numuneler 470 °C de inert ortamda (koruyucu gaz N2) sırasıyla 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40 ve 50 saat kalıp ön ısıtma fırınına bırakılmışlardır. Buradaki amaç kalıp ön ısıtma fırınlarındaki bekleme sürelerinin nitrasyon olmuş kalıbın beyaz tabakaya olan ilişkisini sorgulamaktır. Bunu simule etmek için kalıp çeliğinden hazırlanmış numuneler kullanılmıştır. Şekil 11 de ön ısıtma süreçleri için numune hazırlıkları görülmektedir.



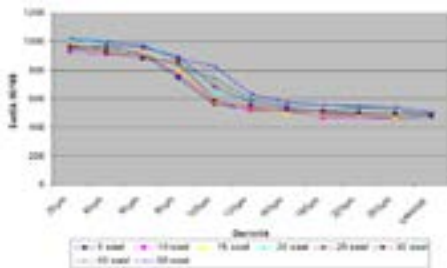
Şekil 11. Ön ısıtma için hazırlanan numuneler.

Bakalite alınan numunelere sertlik ölçümü ve mikroyapı kontrolü yapılmıştır. Sertlik ölçümü kesitten 100 gr yük ile Vickers cihazında, mikroyapı kontrolü ise optik mikroskopta yapılmıştır. Numunelerin sertlik değerleri Tablo 3. de verilmiştir.

Tablo 3. Numunelerin sertlik-derinlik ilişkileri

Derinlik	5 saat	10 saat	15 saat	20 saat	25 saat	30 saat	40 saat	50 saat
20µm	973	929	985	1007	956	985	944	1020
40µm	946	900	924	886	971	925	972	896
60µm	972	919	928	986	965	880	906	971
80µm	756	776	800	886	889	858	829	881
100µm	584	580	585	646	688	585	737	808
120µm	524	519	545	578	571	546	584	820
140µm	511	513	500	520	541	527	562	578
160µm	487	479	492	525	538	514	553	553
220µm	485	472	483	508	498	521	538	548
250µm	486	483	470	491	495	495	518	541
çekirdek	484	457	467	458	475	483	482	505

Şekil 12 de Numunelerin sertlik- zaman ilişkileri görülmektedir.



Şekil 12. Numunelerin sertlik-derinlik - zaman ilişkileri

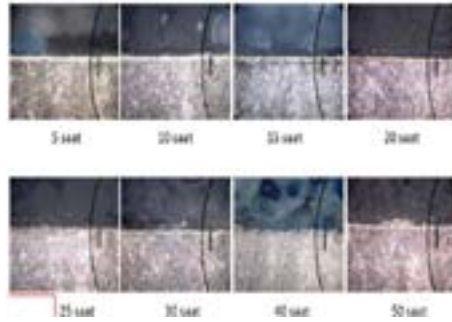
20, 25, 30, 40 ve 50 saat kalıp ön ısıtma fırınında kalan numunelerin çekirdeğe doğru ilerledikçe sertlikleri diğer numunelerinkinden daha fazladır. Bunun en önemli sebebi 470 °C de uzun süre

bekleyen numunelerde Azot atomunun çekirdeğe olan difüzyonudur. Tablo 4 de numunelerin kalıp ön ısıtma fırınında kalan süreden sonraki beyaz tabaka kalınlıkları verilmiştir.

Tablo.4 Fırında bekleyen numunelerin beyaz tabaka kalınlık değişimleri .

Fırında Kalan Süre	Beyaz Tabaka Kalınlığı (µm)
5 saat	5,5
10 saat	4,5
15 saat	4
20 saat	3,5
25 saat	2,8
30 saat	2,2
40 saat	1-2 (parçalanmış tabaka)
50 saat	0-1,5 (parçalanmış tabaka)

Tabloda görüldüğü üzere 15 saatten sonraki kalıp ısıtma fırınındaki bekleme sürelerinde beyaz tabaka yer yer parçalanmaya başlamaktadır ve oksit oluşumu gerçekleşmiş bulunmaktadır. Şekil 13 de görülmektedir.



Şekil 13. Kalıpların fırınında kalma süresinin tenifer tabakasına etkisi.

Denemesi yapılan kalıp ideal ön ısıtma süresince (5Saat) tutulmuş ve ideal üretimini sorunsuz yapmıştır Şekil 14 -15 de üretilen profil görülmektedir.





**Şekil 14.** İdeal sürede ön ısıtma yapılan kalıpla yapılan üretim.



**Şekil 15.** İdeal sürede ön ısıtma yapılan kalıpla yapılan üretim.

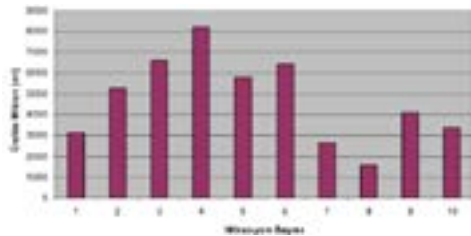
Denemenin ikinci adımında 18 saat ön ısıtma fırınında tutulan kalıpla üretim yapılmış ve üretilen profillerin yüzey kaliteleri incelenmiş, yapılan bu denemede Şekil-16 de görüleceği üzere 3 üncü billette profil yüzeyinde çizgiler görülmüş ve üretim durdurulmuştur.



**Şekil 16.** İdeal olmayan sürede ön ısıtma yapılan kalıpla yapılan üretim.

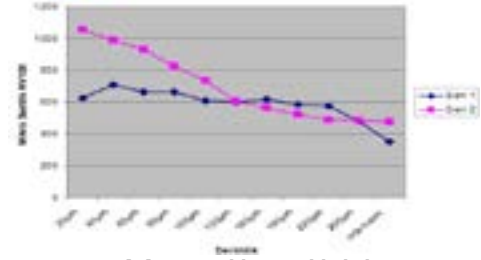
#### 2.4. Tekrarlı Nitrasyon olan kalıpların mikro yapısı ve kalıp performans ilişkisi

Bu çalışmada 10 kez tekrarlı nitrasyon olan ve Porthole kalıbın nitrasyon metre ilişkisi incelenmiştir. Şekil 17. de kalıbının Üretim-Nitrasyon ilişkisi verilmiştir.



**Şekil 17.** Kalıbının Üretim-Nitrasyon ilişkisi

Denemede kullanılan kalıbın Difüzyon derinliği 500 mikron civarındadır. İlk nitrasyon sonrası 100 mikron olan difüzyon tabakası tekrarlı nitrasyon sonrası yüksek değerlere çıkmıştır. Bu durum normaldir ve kaçınılmazdır. Çünkü nitrasyon sonrası oluşan beyaz tabaka üretim sırasında aşınarak yok olur gider fakat çeliğin içine giren ve Cr, V, Mo gibi alaşım elementleri ile bileşik oluşturan N<sub>2</sub> difüzyon bölgesinde kalır. Şekil-18 da 10 kez nitrasyon olan ve son nitrasyonundan sonra 3200 metre üretim yaptıktan sonra hurdaya ayrılan kalıp (seri 1) ile 1 kez nitrasyon olan numunenin (seri 2) sertlik-derinlik ilişkisi verilmiştir.



**Şekil 18.** Sertlik-Derinlik ilişkisi

Numune kalıbındaki sertlik derinliğinin fazla olmasının nedeni olarak nitrasyon sayısının fazla olması ve hem nitrasyon hem de ekstrüzyon prosesi sırasında meydana gelen ısı çevriminden dolayı çekirdeğe doğru N atomlarının difüzyonu verilebilir. Ayrıca kalıbının 10 kez nitrasyon, defalarca ön ısıtma ve ekstrüzyon prosesindeki sıcaklık maruzundan dolayı çekirdek sertliğinde bir kez nitrasyon olan numuneye oranla sertlik düşüşü meydana gelmiştir.

10 kez nitrasyon olan numune kalıbı gibi yüksek sayıda nitrasyon olan kalıplardaki difüzyon bölgesinin geniş olması ve çekirdek ile sertlik farkının olması kırılmalara, çatlamalara ve keskin köşelerden atmalara sebep olabilmektedir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

- Alüminyum ekstrüzyon pres kalıpları ısıl işlem sonrası kaplama işlemine tabi tutulması gerekir bu kaplama işlemi günümüz teknolojisinde PVD, CVD ve Nitrasyon kaplama ile yapılmaktadır lakin endüstride Nitrasyon işlemi daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu işlem daha önceleri Tuz banyoları ile yapılır iken günümüzde daha yönetilebilir bir yöntem olan Vakum ortamında yapılan vakum nitrasyonu kullanılmaktadır. Bu kaplama yönteminin dayanım sıcaklığı ekstrüzyon sıcaklık değerinin üzerinde olduğu için rahatlıkla uygulanmaktadır.

-Nitrasyon sonrası kalıplar kalıp ısıtma fırınına konulmadan önce kalıp geçiş yüzeylerinin



temizlenmesi gerekir. Bu işlem yapılırken honlama ve/veya zımpara işlemi yapılmalıdır, uygulanan işlem mekanik bir işlem olduğundan kalıp nitrasyon tabakasına zarar verir bu nedenle kullanılan abrazyon taneler çok küçük olmalıdır. Yapılan çalışmada abrazyon tane boyutu ve temas süresi ne kadar az olur ise nitrasyon tabakasına o kadar az zarar vermektedir ayrıca uygulanan mekanik parlatma işlemi sürekli aynı yönde olmalıdır.

-Kalıpların ön ısıtma işlemi tek hücreli ön ısıtma fırınlarında yapılması fırın yönetimi daha rijit olduğundan nitrasyon tabakasına olumlu yönde etki eder.

-Kalıp ön ısıtma fırınlarının içleri belirli periyotlarda mutlaka temizlenmelidir. Aksi durumda fırın içerisinde bulunan partiküller ısı taşınımı ile kalıp içersine girip nitrasyon tabakasına yapışıp üretim esnasında kalite sorunlarına neden olmaktadır.

-Tekrarlı nitrasyon işleminde kalıpların geometrisine (Kesitine), Alüminyumun alaşımına, Üretilen alüminyum profilin yüzey beklentisine göre 6 ıncı tekrardan sonra kalıp üretim performansında düşmeler hatta nitrasyon yüzeylerinde kopmalar görülmektedir. Ayrıca tekrarlı nitrasyon işleminde Porthole kalıpların zıvana ayaklarında mikro sertliklerden dolayı çatlama olur bunu önlemek için bu bölgeler koruyucu özel macun veya bu bölgelere manuel taşlama işlemi yapılarak mevcut nitrasyon tabakası kaldırılır.

-Kalıplar ön ısıtma ocaklarında da 70 saatten fazla bekletildiklerinde kalıp yüzeylerinde oksidasyonlar görülmeye başlar ve kalıplar kullanılamaz hale gelir.

- Uzun süre kalıp ön ısıtma fırınında bekleyen parçalarda beyaz tabaka tamamen deforme olmuştur. Bu bozulma ürün kalitesini ve kalıp verimliliğini olumsuz yönde etkilemektedir. Nitrasyon yapılmış Sıcak iş takım çeliğinin kalıp ön ısıtma fırınında uzun süre beklemesinde oluşan oksitler gözükmemektedir. Geçiş yüzeyi oksitlenmiş bir kalıbın üretiminde; ilk profil oksit tabakasını parçalayacak ve bu çalışmada da gözüken iğnemsî bir beyaz tabaka alüminyum profile temas edecektir. Bu da ürünün yüzey kalitesine etki edecektir (çizgi, yırtık vs..).

Kalıplar ön ısıtma fırında 450 C üzerinde 18 saatten fazla bekletilirse mutlaka üretimde kalite sorunları çıkar.

- Kalıp ön ısıtma işlemi ekstrüzyon prosesinin önemli bir parçasıdır fakat diğer proseslere nazaran nadiren kontrol edilir. Kalıp ön ısıtma sıcaklığındaki değişiklikler üretimin başlangıcındaki kalıp

boyunca geçen metal akışını etkiler, hurda oranını artırır. Eğer kalıp ön ısıtma fırınında uzun süre kalırsa kalıp geçişinde oksidasyon başlar ve beyaz tabakanın efektifliği azalır.[5]

-Kalıpların her bir nitrasyon sonrası ne kadar üretim yapacağı üretici firmalar kendilerine özgü olarak belirler ve bu miktarlarda üretim yapılır. Eğer kalıplar ön ısıtma fırınlarında ideal sürede bekletilmezler ısıtılmazlar ise; ısıtma süresi kısa ve sıcaklığı min 430 c den düşük olur ise kalıp soğuk olur ve alüminyum kalıp içersinden çıkmaya bilir hatta kalıp kırılabilir, Kalıp geçiş yüzeyleri zarar görür veya alüminyum çıksa bile profilde kalite sorunları yaşanır. ısıtma süresi çok uzun ve sıcaklık 490 c den yüksek olur ise kalıpların nitrasyon yüzeyleri zarar görür ve kalıplar üretim miktarlarından daha düşük miktarlarda üretim yaparlar, bu sorun sadece kalıp üretim ömrünün kısalmasının yanında üretilen profilinde yüzey kalitesi sorunlarına neden olmaktadır. İdeal ısıtma 440 C -470 C de 4-7 saat de yapılmalıdır.

#### 4. Sonuç

Yapılan çalışmalar bizlere ekstrüzyon üretiminde Nitrasyonun ,Kalıp parlatma ,Kalıp ön ısıtmanın ve tekarlı nitrasyonun kalıp performansına ve Ürün kalitesini etkilediği göstermiştir. İşletmeler kalitesizlik maliyetlerini düşürmek ve Kalıp performanslarını arttırmak için mutlaka bu proseslerini kontrol etmelidirler. Aksi durumda;

Kalıpları fazla zımparalayarak işçilik maliyetleri artar, kalıp başarı oranları düşer. Ürün yüzey kalitesi olumsuz etkilenir.

Tekrarlı nitrasyonlarda kalıp geometrisine bağlı olarak ortalama 6 nitrasyondan sonra kalıp üretim performansları düşmektedir.

Kalıp Ön ısıtma ocaklarında herbir kalıp için kalıp bekletme süreleri belirlenmeli ve uygulanmalıdır. Belirlenen sürenin üzerine çıktığında Kalıp başına düşen enerji tüketimi artar, kalıp ömrü azalır ayrıca Profil yüzeyleri bozulacağından kalitesizlik maliyeti artar ve Kalıp ocak kapasiteleri verimsiz kullanılmış olur.

#### Teşekkür

Çalışmanın gerçekleşmesinde katkılarından dolayı ASAŞ ALÜMİNYUM SAN. TİC. AŞ.ye çok teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] S.M.Ayan. KTÜ.Fen bilimleri Enstitüsü Makine Mühensidliği Anabilim dalı. Yapısal Profil Üretiminde Biyet Biyete alın kaynama karakteristiğinin incelenmesi ve Kalıp Geometrisinin Enine kaynama mesafesine etkisinin belirlenmesi Yük. İlsans tezi Ekim-2019, Tırabzon
- [2] Die Heating In Production Prepared by -- Alan Castle, Service Extrusion Consultants Ian Avent, Service Aluminum P.295.
- [3] Paying Attention to Details of Die Corrections and Process Control for High – Precision Extrusions ‘ Mushtaq Mohammed ,Suresh Annaduruai and Modar AlMekdad Gulf Extrusions Co.LLC. Dubai. UAE. ET 2016 Innovations for Tomorrow, Proceedings of the Eleventh International Aluminium Extrusion Technology Seminar & Exposition May 3-6, 2016 Chicago, IL USA.
- [4] Tahar N. Tafra, Andrzej Czelusniak, Nitrex Metal Inc. “Nitriding of Extrusion Dies: Problems and Solutions.
- [5] Die Heating In Production. Prepared by -- Alan Castle, Service Extrusion Consultants Ian Avent, Service Aluminum.

# The Use Recovery of Eloxal Waste Sludge and As Fire Resistant Aluminum Composite Panel Raw Materials

## Eloksal Atık Çamurunun Geri Kazanımı ve Yangına Dayanıklı Alüminyum Kompozit Panel Hammaddesi Olarak Kullanımı

Bahadır KARACA<sup>1</sup>, Merve ÖZCAN<sup>1</sup>, Yunus Emre DEMİRCİ<sup>1</sup>, Bilgehan TUNCA<sup>1</sup>,  
L. Cenk KUMRUOĞLU<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Zahit Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye  
<sup>2</sup> İskenderun Technical University, Türkiye

### Abstract

In this study, it is aimed to improving raw material by using eloxal waste sludge for production fire resistant aluminium composite panel. The calcination studies of eloxal sludge which arises from anodic oxidation process has a highest Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> percentage by weight were performed with different temperature and time. It was focused how will be used the eloxal sludge such as relative humidity, dried or calcine because of the tend to agglomerate structure. Optimal calcine eloxal sludge form was obtained at heat treatment regime with 500 °C - 700 °C and 30- 270 minutes. The milling process with a different time was performed for obtaining fine grain size distribution. Also it was aimed to investigate possible agglomerate form in the polyurethane. The X-Ray Diffraction (XRD) and particle size analysis were performed to understand detailed structural analysis. Grain size distribution was obtained 200-400 µm for different milling time. The eloxal sludge was respectively doped with different percentage with 6 %-15 %-18 % and 21 % in the polyurethane for obtaining core material. Composite panels were produced as 1250-1500 mm as a standard. The mechanical properties were measurement for different doped of eloxal sludge. Also corrosion tests were performed for composite panel with 6 % and 18 % eloxal sludge. All results were obtained within the standarts.

### 1. Introduction

The anodic oxidation (eloxal) is called surface finishing process is performed in the acidic baths under high voltage by controlling the current density. The natural oxide film on the extrude aluminium profile surface is removed for forming of controlled anodic oxidation surface [1]. The eloxal sludge arises from anodic this electrochemical process that physically modifies the aluminum surface. The anodic oxidation process is carried out using water based chemicals. The reactions that occur as a result of the contact of these chemicals with the aluminum surface cause the bathrooms to become dirty and aluminum anodized waste sludge is formed. This waste sludge contains aluminum-based particles and compounds that break off from the aluminum surface during the anodizing process [2].

Anodized waste sludge contains the main chemicals sodium aluminate and aluminum sulfate. Anodizing wastes are generally a mixture of aluminum oxide, aluminum hydroxide and some substances such as sodium, silicon, magnesium and calcium [3].

Different applications have been tried for anodized waste sludge. These applications can be explained that extraction of valuable materials from anodized waste sludge or the use of all waste with some processes. Sodium aluminate and Aluminum sulfate are the main chemicals obtained from anodizing waste sludge. Also some studies were performed doping of the anodized waste sludge into various matrix materials such as concrete, glass and ceramic [4].

Various applicable studies have been carried out on the composition of anodized waste sludge with other raw materials. The three main factors that determine the properties of the developed material. These factors can be explaining that the physical condition of the anodized waste sludge (as received, dried or calcined, the composition of other materials to be used in the formulation, the technique to be used to combine the products [5].

The one of the most important of these factors is physical condition of anodized waste sludge. It is predicted that drying of the anodized sludge at 100 °C exhibits a strong agglomeration structure which prevents it from forming a good mixture with other materials. The resulting materials exhibit reduced mechanical properties [6].

Aluminum eloxal has become a rapidly growing industry in many countries around the world for metal surfacing. While industrial activities with high added value have a significant impact on the growth of the economy, the impact of these industrial developments on the environment is also significant. The effective use of energy, clean energy sources have become centralized topics in terms of maintaining the continuity and competitive power of the companies.

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Chemical composition analysis

Aluminum anodized waste sludge has a very high relative humidity and has a gel-like structure. It contains humidity up to 85%. This creates the necessary of pre-drying of the anodized waste sludge in order to provide homogeneous structure in the matrix material. Table 1 shows chemical composition of anodized waste sludge arises from anodic oxidation production plant.

**Table 1.** Chemical composition of eloxal waste sludge

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	SO <sub>3</sub>
0,49- 0,81	51,88- 52,17	0,32- 0,54	0,58- 0,67	0,26- 0,28	6,97- 9,28

### 2.2. Calcination process

It is important that the anodized waste sludge has a calcined structure in order not to exhibit agglomerate structure in the core material due to its relatively moist structure and gel-like consistency. The calcination parameters that include different time and temperature were examined for obtaining of the optimal calcination behavior. Table 2 shows the calcination process parameters were performed.

**Table 2.** Calcination and exsiccating process parameters

Time (min)	Temperature (C)	Ignition Loss (%)
120	550	85.42
240	550	85.71
360	550	85.77

Time (min)	Temperature (C)	Ignition Loss (%)
60	110	4.75
120	110	11.39
180	110	14.87
240	110	19.26

The optimal calcination behavior was obtained by using 550 °C and 120 minutes in the experimental studies. The anodized waste sludge lost 85% of its weight. This loss of the mass can explain that physical and chemical water away from the structure in this temperature and time. The two different heat treatment regimes were performed for obtaining calcine behavior and degassing process. Table 3 shows the different applied heat treatment regime process after obtaining calcine form structure.

**Table 3.** Heat treatment regime

Time (minutes)	Exit temperature(°C)
30-270	500-700

The temperature of 475°C has a critical role that ensures the resolvable gases away from structure. Also the calcined regime was determined based on critical temperature and time for obtaining of the calcined structure. The temperature of the 550°C was exceed very slowly because of forming of calcined structure. Its predicted that there is no the gases in the calcined structure to 700°C.

### 2.3. Grind process

Homogeneous distribution of the anodized waste sludge in the composite material is important in terms of obtaining the final product mechanical properties and adhesion characterization homogen in unit area. The particle size distribution homogenization experiments of the anodized waste sludge were carried out by using mill in the laboratory. The grind process was carried out with different hour for comparative analysis in terms of particle size distribution. The particle size distribution analysis were performed these sample.

### 2.4. Aluminium composite panel production

It has been determined that anodized waste sludge was added to raw material at the rate of 15%. The final composite panel production was carried out on the composite production line with the current production process conditions. The mixing process of the added anodized waste sludge and raw materials in bumblebee mixer with the vacuum process in the production line was performed. The mixing process has been determined 180 °C and 8 minute. Composite panels were produced as 1250-1500 mm as a standard.

## 3. Results and Discussion

### 3.1. XRD analysis

Chemical structure analyzes were carried out with powder diffraction technique in X-ray diffractometer (XRD). X-ray diffraction pattern in the range of 5-90° was obtained with the XRD device. It was observed that magnesium oxide, silicon oxide, calcium and aluminum oxide peaks in the investigated samples. Figure 1 shows XRD analysis of calcined structure of anodized waste sludge.

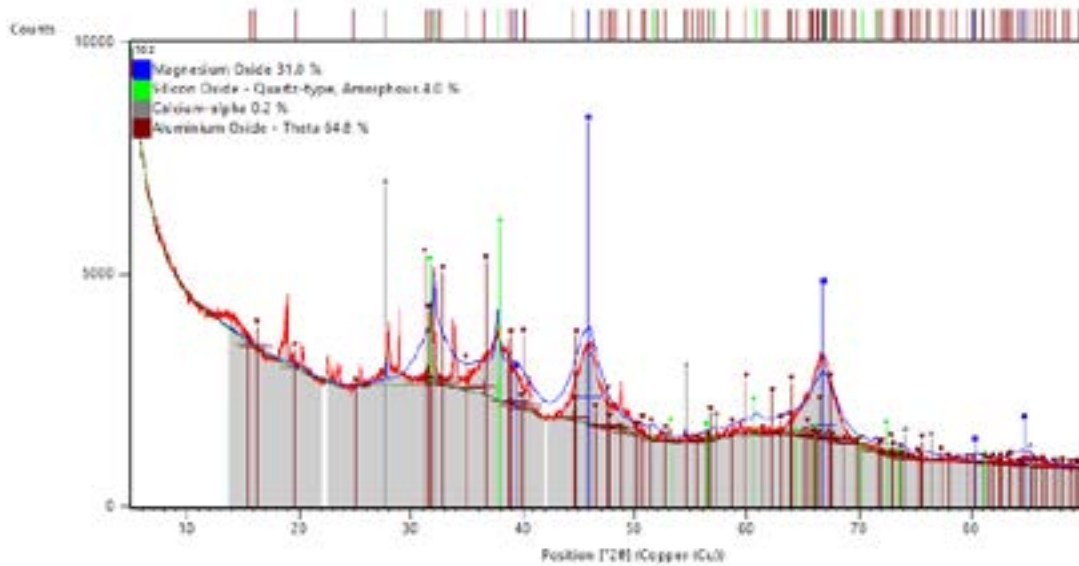


Figure 1. XRD Analysis of anodized waste sludge

3.2. Particle Size Distribution Analysis

The particle size distribution analysis were performed for calcined anodized waste sludge with different milling time for comparative analysis. Table 4 show the particle size distribution analysis results of different heat treatment regime with different grind time.

Figure 2, Figure 3 and Figure 4 show the particle size distribution with different milling time. The mean value of particle size distribution was respectively obtained 313 µm and 250 µm for grind time with 1 hour and 3.5 hour.

Table 4. The particle size distribution analysis

Sample	Dx (10) µm	Dx (50) µm	Dx (90) µm
1 hour grinded	2.34	49.4	311
	2.34	52.0	324
	2.37	47.4	303
3.5 hour grinded	1.97	27.4	242
	2.05	29.6	247
	1.98	27.5	261
1 hour grinded + 3.5 hour grinded	1.71	21.2	216
	1.67	22.7	207
	1.78	21.6	199

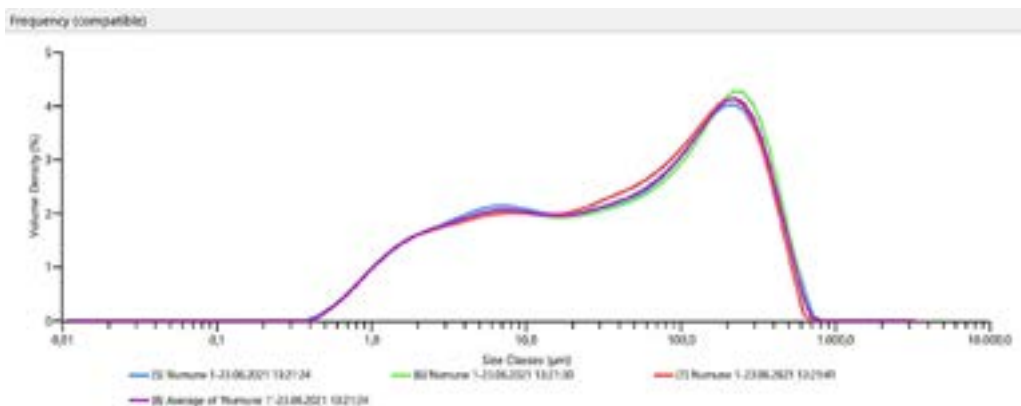


Figure 2. The particle size distribution analysis (60 minutes grinded)

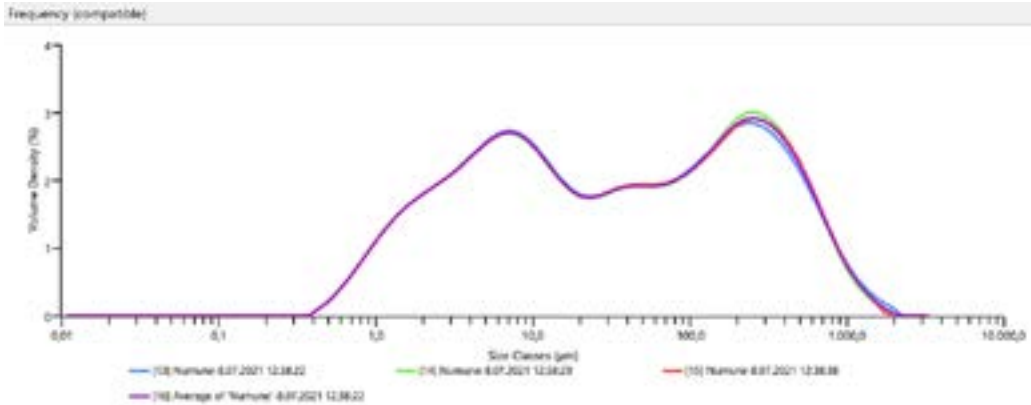


Figure 3. The particle size distribution analysis (210 minutes grinded)

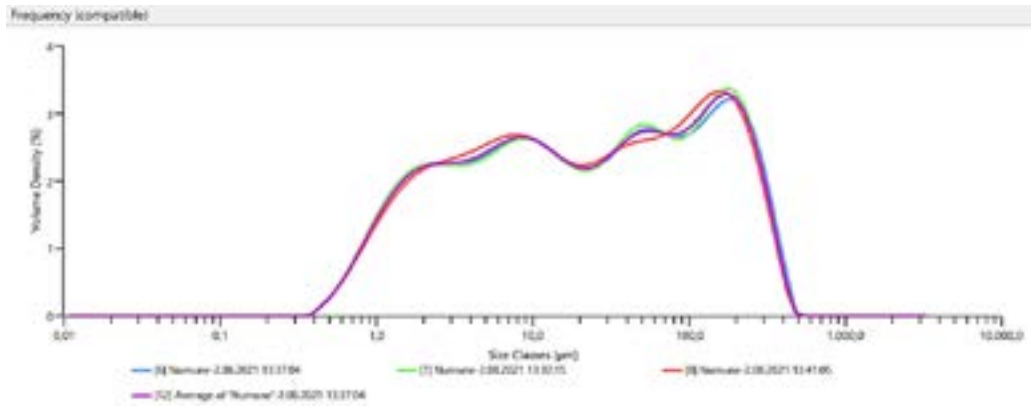


Figure 4. The particle size distribution analysis (270 minutes grinded)

**3.3. Surface quality and thickness test**

Firstly, the eloxal sludge has a 313 µm particle size was used at the rate of 15 %. It was observed that the surface defects such as air bubble in the composite panel. Figure 5 shows the composite panel has a air bubble and the filling material.

It was clearly seen that the nonhomogeneous structure of the filling material which is doped eloxal sludge in the Figure 5. These porous structures caused the air bubble on the composite panel surface. Also the other experimental study was performed with eloxal mud has a 207 µm particle size at doping rate of 6 %. The adhesion characterization of the raw material was obtained homogeneously. Also it was no observed that air bubble defect on the composite panel surface. Figure 6 shows filling material form and composite panel.



Figure 5. Aluminium composite panel (left) and filling material (right)





Figure 6. Filling material (left) and composite panel (right)

Composite panel thickness measurements were obtained within standard (3.8 mm-4.2 mm) for all sample with different rate of added eloxal sludge. It was no observed that raw material dissolution problem in the composite panels. Also the adhesion characterization of the raw material was obtained homogeneously. Table 5 shows the thickness measurements of the composite materials with different points.

Table 5. The thickness measurements of composite panel

Sample	Point 1 (mm)	Point 2 (mm)	Point 3 (mm)	Point 4 (mm)	Point 5 (mm)
Doped rate of 15%	3.80	3.91	3.83	4.00	3.90
Doped rate of 6%	4.05	4.15	4.20	4.18	4.19

### 3.4. Mechanical test

Tensile test machine called ZwickRoell with 20 tons was used for tension test. Tensile strength, yield strength and the amount of % elongation were determined. Table 6 shows mechanical properties of the composite panel which is doped eloxal mud with 15 % and 6 %.

Table 6. Tensile strenght of aluminium composite panel

Sample	Tensile Strength R <sub>m</sub> (N/mm <sup>2</sup> )					
	Top-left	Top-back	Upper-middle	Upper-back	Top-right	Top-back
Doped rate of 15%	288	182	211	255	199	194
Doped rate of 6%	250	153	177	210	177	176

The mechanical measurements were carried out different surface points. The comparative analysis was performed for the adhesion behavior of composite panel with a new core material.

### 4. Conclusion

This study is aimed at investigation of the aluminium composite panel by using eloxal sludge with different doping ratio. The eloxal sludge calcine behaviour was investigated by using different temperature and time. The two different heat treatment regimes were performed at different time and temperature. The milling process was performed to obtain fine particle size distribution. The particle size distribution was obtained respectively 313 µm, 250 µm and 207 µm for different milling time. Firstly, the eloxal sludge has a 313 µm with 15 % by weight was doped at polyurethane in production line. It was observed that air bubble surface defects on the aluminium composite panel. Also there were no any surface defects for doping eloxal mud has 207 µm with 6 % by weight. The mechanical test was performed for all samples at different surface points. The highest mechanical properties were obtained for doped rate 15 %.

### References

- [1] D.J. Arrowsmith, A.W. Clifford, Surface Pretreatment of Aluminium and Aluminium Alloys Prior to Adhesive Bonding, Electroplating or Painting, United States Patent, Patent No: 4,624,752, England, 1986.
- [2] N. Alpay., Effect of Different Pretreatment Methods on Aluminum Anodization. MSc Thesis, 2009.
- [3] A. Murathan, E. Bayis, A. Koç, H. B. Murathan, Evaluation of Aluminium Anodic Oxidation Wastes as Flame Retardant. Journal of Polytechnic, 2017.
- [4] J. Xu, D. Fu, S. Lu, The Recovery of Sulphuric Acid from the Waste Anodic Aluminium Oxidation Solution by Diffusion Dialysis, 2009.
- [5] P. G. Sheasby, R. Pinner, The Surface Treatment and Finishing of Aluminium and Its Alloys, Sixth Edition, USA, 2001.
- [6] E. Alvarez Ayuso, Approaches for the Treatment of Waste Streams of the Aluminium Anodising Industry, Journal of Hazardous Materials 164, 409-414, 2009.

# The Effect of Flux Process on the Anodic Oxidation Capability of 6xxx Series Aluminium Alloy

## 6xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Eloksal Prosesi Üzerinde Flaks İşleminin Etkisi

Bilgehan TUNCA<sup>1</sup>, Merve ÖZCAN<sup>1</sup>, Mustafa GÜNEŞ<sup>2</sup>, Bahadır KARCA<sup>1</sup>,  
Duygu İZCANKURTARAN<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Zahit Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. Türkiye

<sup>2</sup> Adana Alparslan Türkeş Science Technology University, Türkiye

### ABSTRACT

In this study, different fluxes were used for reducing Fe % in the melting metal and the wastage. The significant reduction in the weight of wastage were obtained by adding NaCl and KCl. The measured reduction could reach up 13.2 % out of the total dross. The further reduction which is 14.8% in the wastage was obtained by adding the Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> as well as NaCl and KCl. The chemical composition was continuously determined in the presence and absence of the fluxes by XRF technique for comparison. The possible intermetallic phases might be originated due to different rate of Fe% was investigated in the XRD analysis. Moreover, SEM, EDXS were performed to understand detailed surface and structural analysis while Hardness and Gloss tests were done to obtain mechanical and compositional variations. The study is especially highlighted the effect of the usage of various fluxes on reducing the wastage and dross rate.

### INTRODUCTION

The aluminium and their alloys play crucial role in various industries due to low weight, easy machining, good mechanical properties etc. Due to improvement in aluminium alloy production technology high strength and hard alloys can be produced which are used in especially automotive and aviation sectors. However, although aluminium has low corrosion resistance, corrosion protection as a result of interaction with air is a still big obstacle. The naturally occurs aluminium oxide film that produces by itself is not sufficiently enough for corrosion protection. So one of the best way to protect the corrosion is the anodizing. In case of aluminium is anodized, the oxide layer (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) formed in order to show the better corrosion resistance [1] anodizing process. The anodic oxidation of the extrude aluminium profile dependent upon the anodizing process parameters (current, potential, temperature, type of the electrolyte) and the elemental composition of the electrodes [1] which is explained in the surface finishing category is directly affected from casting quality. The change of alloy chemical composition and undesirable inclusion arise from casting affect negatively the homogeneous surface properties (roughness, coating thickness, colour in pre-surface finishing and electrochemical coating process [2]).

The factors of sustainability, quality, and efficiency of energy that depend on increasing of industrialization have a critical role in serial production systems in these days. Therefore the improving of product quality and investigation of process parameters are important for decrease of re-work ratio which depends on non-quality product.

The largest sources of raw material are scrap of the profile in aluminum billet casting process after high purity ingot. The use of scrap provides advantages of cost in terms of economically for billet producer. Although these situation cause to problems in terms of quality of product. To improve the casting and mechanical properties of aluminium, some alloying elements are added in to the matrix for production of the high strength aluminium has a limited solubility of alloying elements. In case of high content of the Fe, Zn and Cu arise from scrap materials influence negatively adjusts of chemical composition and casting process parameters. Since the final product is shaped from the casting process. The billet made from casting which contain predominantly scrap affect negatively the extrusion capability as well [3].

Iron (Fe) is one of the alloying elements which behave as non-desirable impurities in aluminium matrix in case of over the solubility limit. The maximum equilibrium solid solubility of iron is very low with 0.05 %. Therefore, iron usually tends to form of Fe-rich intermetallic phases together with other alloying elements such as Silicon (Si), Manganese (Mn) and Copper (Cu) in the aluminium matrix. These intermetallic phases with very hard and brittle and have a relatively low bond strength in the aluminium matrix act as stress raisers which is affected negatively mechanical properties of the aluminium alloy. Iron removal from aluminium matrix can be achieved by the formation and subsequent sedimentation and/or filtration of intermetallic phases containing iron. However these methods have a negative aspect such as involving of harmful elements such as Mn to provide the formation of intermetallics and elimination efficiency which is directly affected by the process temperature and other parameters [4]. Moreover, the elements such as Fe, Zn and Cu tend to form of intermetallic phases which were drawn by using flux in the dross is one of the method based on improving of casting process.

The fluxing is the liquid metal process using chemical mixture. Also the inclusion removal process with inert or reactive gas is considered within the scope of the fluxing. The solid flux which is generally inorganic provides many functions such as inclusion-gas degassing, alloying, protection of molten metal from oxidation, grain refining [5-6].

In this study, NaCl, KCl, NaF and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> were used in the fluxing process to reduce Fe, Cu and Zn content which were in the molten metals as a intermetallic phases by drawn them into the dross can well as wastage content taking into consideration the process temperature and time to improve the anodic oxidation capability of the profiles. The extrusion process was performed by using billets which have a different Fe content. After the productions anodic oxidation were performed and compared by XRD analysis to determine the reduction of Fe-related intermetallic in the structure which had negative effect on the surface coating. Hardness and Gloss tests were done on the structures as a function of Fe content before and after anodic oxidation for efficient cleaning of impregnations in liquid aluminium [6].

### MATERIAL AND METHODS

#### Casting Process

The melting process was performed in rotary furnaces. In generally, the casting process is done by furnace and aluminium billet face the direct heat inducing the rapid burning. The rotary furnace has advantages having indirect heating as well as the rotation which is crucial for better solubility and mixing. It is a positive effect on the reduction of the dross and wastage as well as reduction in melting time, a production of the intermetallic. The mixing process of molten liquid metal was performed with a kinetic reaction. The result of casting experiments which were performed without flux is given Table 1. Also Table 1 include that the amount of scrap. The chemical composition of these production obtained experimental studies is given Table 2.

**Table 1** The amount of scrap (kg), dross (kg) and ratio of wastage (%)

Serial No	Load Scrap (kg)	Dross (kg)	Wastage (%)
1	2215	556	25.1
2	2089	510	24.4
3	2110	479	22.7

**Table 2** The chemical composition of casting experiments without flux

Serial No	%Fe	%Si	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	%Al
1	0.7	0.45	0.15	0.057	0.49	0.18	0.008	98
2	0.78	0.48	0.23	0.07	0.57	0.14	0.01	97.6
3	0.75	0.38	0.17	0.12	0.57	0.26	0.01	97.4

The complex intermetallic consists of alloying elements that arise from the scrap or also added elements during melting process. The long melting time increases dissolution of Fe and Zn from the liquid metal surface to in liquid. Thus the elements which are high dissolve intensity the intermetallic impurities in the structure. Also the rotary furnaces contribute the reducing of the thermal insulation layer (dross) and melting process. The flux which is NaCl and KCl

was used in the melting process. The porous structure of calcium alloy cause to casting cavity by merging with Na and H in the aluminium matrix. The process of drawing impurities from molten aluminium metal into dross is provided by adding Cl containing mixtures. The melting processes, quantities and melting times of metals melted in the rotary furnace were controlled. The Table 3 shows the flux ratio was used in the casting process. Table 4 shows the amount of Na, K scrap and the amount of dross besides the ratio of wastage. Also the chemical composition of casting experiments with Na and K.

**Table 3** The ratio of flux in the casting experiments

Sodium (Na) %	Potassium (K) %	Scrap %
7.5	2.5	90

**Table 4** The amount of NaCl, KCl, scrap, dross and the ratio of wastage

Serial No	Na(kg)	K(kg)	Load Scrap(kg)	Dross(kg)	Wastage (%)
4	150	50	2129	455	12.1
5	150	50	2009	421	11.1
6	150	50	2110	398	9.4

In table 1 shows the amount of scrap (kg), dross (kg) and ratio of wastage (%) without using any flux in the casting process. As its seen from Table 1 that the dross and wastage amount are quite high. Within the same experiments elemental composition of the casting product was given in Table 2 The elemental Fe content is in the range of 0.7-0.78 %.Such a high Fe content one of the big obstacle to produce high quality aluminium profiles due to lack of the oxidizing process hence the low gloss value.

**Table 5** The chemical composition of casting experiments with Na and K

Serial No	%Fe	%Si	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	%Al
4	0.60	0.42	0.15	0.03	0.47	0.18	0.01	98
5	0.66	0.46	0.19	0.10	0.42	0.19	0.01	97.6
6	0.6	0.42	0.15	0.03	0.47	0.18	0.01	98

The amount of NaCl, KCl, scrap, dross and the ratio of wastage were tabulated in Table 4. It was observed that the statistical data indicate the decreasing of the amount of dross and the ratio of wastage in the casting experiments by using NaCl and KCl. The reduction of the Fe content down to 0.6 % was also obtained as given in Table5. Moreover, apart from reduction in Fe content, Cu content tends to reduce with adding chloride based salts which Cu related impurities also undesirable in the alloy matrix. Then the fluorite based Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> was used together with NaCl and KCl because of drawing of Fe may adversely affect the anodic oxidation capability in the dross. The amount of NaCl, KCl and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> was given in Table 6. The significant reduction in the Fe content down to 0.47 % was also given in Table7 as a function of NaCl, KCl and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> fluxes content. Such reduction process is explained as followings. The fluorite based salt as well as chloride based ones contribute to drawn the especially Fe and other elements such as Cu-Zn to the dross. This process also has a positive effect on improving anodic oxidation capability of the profiles. Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> fluorite based salt enhances the effect of the chloride based salts. All those compounds have a partial solubility in the oxide. Hence, those salts penetrate through the molten metal which is confined with oxide by making them wet and help the remove from the surface. During this proses interface stress is important. At high temperature, measurement of the interface stress is very difficult. Because with increasing temperature, interface stress is increased due to absorption of Na and K elements which are called as surface active elements. During the casting process performed with only chloride based salts, due to the coverage of the surface active elements on the surface of aluminium and having low activation in the chloride based salts, fluoride based salts must be used. Performing the casting process both chloride and fluoride based fluxes contribute the increment of anodic oxidation capability drawing especially Fe content to the dross the result is further supported by Gloss measurements.

**Table 6** The amount of NaCl, KCl, Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>, scrap, dross and the ratio of wastage

Serial No	Na <sub>3</sub> Al F <sub>6</sub> (kg)	Na(kg)	K(kg)	Load Scrap(kg)	Dross(kg)	Wastage (%)
-----------	--	--------	-------	----------------	-----------	-------------

7	15	150	50	2220	420	9.4
8	15	150	50	2099	488	9.2
9	15	150	50	2056	429	9.1

**Table 7** The chemical composition of casting experiments with Na, K, Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>

Serial No	%Fe	%Si	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	%Al
7	0.50	0.42	0.23	0.12	0.50	0.19	0.01	98.1
8	0.47	0.45	0.15	0.03	0.47	0.18	0.01	98.0
9	0.53	0.45	0.19	0.14	0.55	0.17	0.01	97.7

The chemical composition of the three different casting experiments were performed by using NaCl, KCl, Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> are given Table 8. As it is clearly seen that Fe % content of AA6951 aluminium alloy is reduced by adding chloride and fluoride based salts. Adding fluxes provides better protection of the molten metal surfaces against the oxidation, resulting to improve the efficiency of the metal was providing drawing the desired elements or alkalis to the dross.

**Table 8** The chemical composition of AA6951 aluminium alloy

Serial No	%Fe	%Si	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	%Al
8	0.47	0.45	0.15	0.034	0.48	0.1	0.01	98
4	0.6	0.42	0.15	0.03	0.47	0.18	0.01	98
1	0.7	0.45	0.15	0.057	0.49	0.18	0.008	98

**Extrusion Process**

After casting the billets with an appropriate homogeneous process, the billets sent to the extrusion press with the capacity of 1400 tones. During the trial of the extrusion processes an optimum process parameters were recorded and given in Table 9. It was also determined that profile finish (exit) temperature is strongly related to the quality of anodic oxidation capability due to better quality of the surface is obtained. High or low temperature exit temperature induces low quality profile surface negatively effects on uncontrolled oxidation.

**Table 9** Extrusion Process Parameters

Press (Ton)	Billet Temperature(°C)	Press Speed(mm/s)
1400	480	1.7

The extruded aluminium profile exit temperature increases due to forming temperature and heat generated by friction during extrusion process. The cooling process was performed on the hot aluminium extrusion profile. It was observed that the aluminium profile exit temperature reduce about from 427 °C to 56 °C in extrusion process.

In the extrusion process, fast cooling (with water) was applied to minimize uncontrolled oxidation which is one of the parameters that directly affects the anodizing capability on the aluminium profile surface. Then the test and analyses were performed for extruded aluminium profiles which were carried out anodic oxidation proses. The cooling with air fan was not provided sufficient homogenous grain distribution and mechanical properties.

**Anodic Oxidation Process**

The anodic oxidation (eloxal) process on the aluminium material surfaces was performed in acidic baths under high voltage by controlling the current density. Anodic oxidation which is one of the aluminum coating methods is a process based on a controlled oxide layer by an electrochemical method. The anodic oxidation was carried out in an anodizing bath which contains 180 g/L sulfuric acid with 18 V. Also the uncontrolled aluminium oxide layers which begin to occur after the extrusion process were removed with pre-surface finishing process. Pre-surface preparation steps consist of "degreasing, rinsing, matting and rinsing" steps. Table 10 shows the anodic oxidation (eloxal) process parameters were used in this study.

**Table 10** Anodic Oxidation Process Parameters

Bath Solution	Voltage(V)	Time(min)
---------------	------------	-----------

(Sulfuric Acid) (g/L)		
180	18	12

The samples which represent the billet, extrude profile and anodized profile are given in Fig. 1.

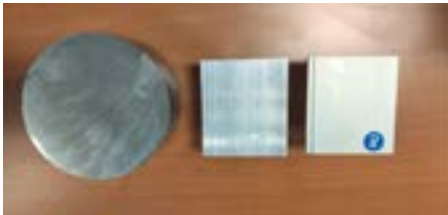


Fig. 1 Samples of the billet (left), the extruded profile (mid), the anodized profile.

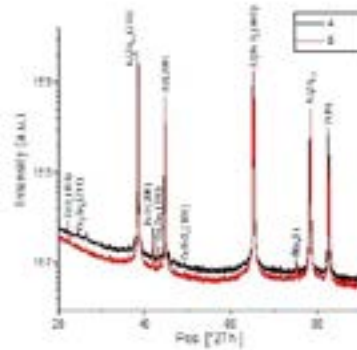
**RESULTS AND DISCUSSION**

The analysis and tests of samples with serial number 1, 4 and 8 were performed. Sample 1 refers the casting experiment without flux. . The sample 4 and 8 refer the casting experiments by using NaCl, KCl and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>, respectively. All samples with different serial number were chosen according to the Fe % concentration. Also these serial numbers (1, 4 and 8) that was used different flux have a similar Mg-Si equilibrium in each other. The investigation of the anodic oxidation capability was performed based on Fe % concentration in this study.

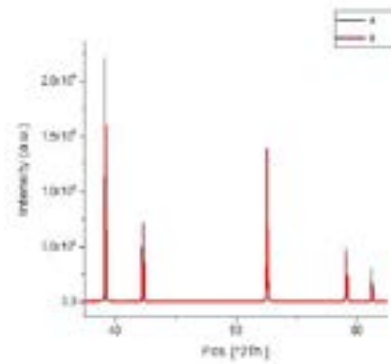
**XRF and XRD Analysis**

In this part of the study, elemental analysis results of three different AA6951 alloys profiles are given in Table 8 which were taken by spectrometer. XRD measurements were performed on the samples that were applied the eloxal coating having different Fe concentrations. The aluminum profile which was produced from the billet containing high Fe content was numbered as 1.

XRD analysis revealed that the samples codes as serial number 8 and 4 containing 0.47% and 0.6% Fe, respectively had phases corresponding as following; FeO (200), CuFeS<sub>2</sub> (105), Al<sub>2</sub>FeO<sub>4</sub> (440), FeNi. As it is well known that the solubility of Fe in molten aluminum is very low as a result of this, formation of intermetallic phases based upon the high Fe content is inevitable. Fig. 2 shows the XRD analysis of the samples containing 0.47% and 0.6% Fe. It is clearly seen that due to reduction of Fe content in the structure, the Fe-related intermetallic phases were less observed and decreasing of the peak intensity arises from forming of impurity. The amount which kept out the resoluble value of Fe in the structure causes to these forming of impurities. Also the decreasing of the AlSi phase peaks which form in the structure was observed.



(a)



(b)

Fig. 2 (a) The phases obtained from the profiles produced from the 4 and 8 serial numbered billets (b) Comparative XRD results.

Apart from this, the presence of Mn and Cu in the structure causes the formation of different phases such as SiAl. The S (Sulfur) detected in the structure formed the CuFeS<sub>2</sub> phase with Cu and Fe. The presence of the sulfur is explained in terms of adding acids that were used during anodizing processes.

No.	Component	Result	Unit	Det. Unit	St. Unit	Sensitivity	Area Percent
1	C	0.31	mass%	1.020E	C KA	0.001	0.030
2	O	48.3	mass%	1.050E	O KA	24.001	77.020
3	F	1.01	mass%	1.700E	F KA	1.001	0.000
4	Na	0.01	mass%	1.000E	Na KA	1.001	0.000
5	Mg	1.11	mass%	1.010E	Mg KA	1.100	0.000
6	Al	34.0	mass%	1.000E	Al KA	180.000	41.170
7	Si	1.20	mass%	1.000E	Si KA	0.001	0.000
8	P	0.01	mass%	1.000E	P KA	1.001	0.000
9	S	0.01	mass%	1.000E	S KA	10.000	0.000
10	Cl	0.01	mass%	1.000E	Cl KA	0.001	0.000
11	K	0.00	mass%	1.000E	K KA	0.000	0.000
12	Ca	0.00	mass%	1.000E	Ca KA	1.001	0.000
13	Sc	0.00	mass%	1.000E	Sc KA	0.000	0.000
14	Mn	0.01	mass%	1.000E	Mn KA	1.001	0.000
15	Ni	0.00	mass%	1.000E	Ni KA	0.000	0.000
16	Co	0.00	mass%	1.000E	Co KA	1.001	0.000
17	Se	0.00	mass%	1.000E	Se KA	0.000	0.000
18	Br	0.00	mass%	1.000E	Br KA	0.000	0.000
19	Zn	0.00	mass%	1.000E	Zn KA	10.000	0.000
20	As	0.00	mass%	1.000E	As KA	0.000	0.000
21	Pb	0.00	mass%	1.000E	Pb KA	1.001	0.000

(a)

No.	Component	Result	Unit	Det. Unit	St. Unit	Sensitivity	Area Percent
1	C	1.05	mass%	0.000E	C KA	0.000	0.240
2	O	44.1	mass%	1.000E	O KA	1.000	59.750
3	Mg	0.00	mass%	0.000E	Mg KA	0.000	0.000
4	Si	0.02	mass%	0.000E	Si KA	100.000	0.000
5	Al	0.70	mass%	0.000E	Al KA	0.000	0.000
6	S	1.30	mass%	0.000E	S KA	1.000	1.000
7	Zn	0.00	mass%	0.000E	Zn KA	0.000	0.000
8	Se	0.00	mass%	0.000E	Se KA	0.000	0.000
9	Ca	0.00	mass%	0.000E	Ca KA	1.000	0.000
10	Zn	1.00	mass%	0.000E	Zn KA	1.000	0.000

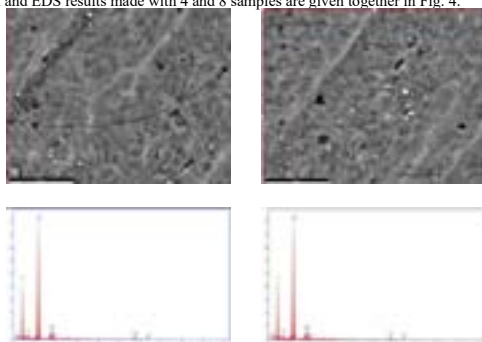
(b)

Fig. 3 (a) Elemental analysis results obtained from the profile produced by billet serial no. 4. (b) XRF results of the profile produced with the 8 serial numbered billets.

The reduction of the Fe content in the structure was clearly seen in XRF analyses in Figure 3. As it can be seen from figure that the Fe +content reduced from 0.234 to 0.186

**SEM-EDS Analysis**

SEM and EDS results made with 4 and 8 samples are given together in Fig. 4.



Element	Height%	Area%	Net Int.
C	46.02	50.11	1.7014E
Al	41.29	30.19	1.2019E
O	6.70	3.15	267.33
Fe	6.98	2.78	1.000E

(a)

(b)

Fig. 4 (a) SEM, EDS results of sample no.4. (b) SEM, EDS results of sample no.8.

When the EDS results are examined, S and Ni peaks are seen. Both of them come from the front surface treatment baths based on the anodizing process. Porous structures were observed at different points in SEM images.

**Gloss and Hardness Test**

The hardness and gloss results of these anodized products have been examined. Due to the decrease in the iron ratio, gloss values increased and a better quality anodized coating was obtained. After the anodizing process, an increase was observed in the hardness values of the profiles compared to before the anodizing. The results are shown in Table 11.

Table 11 Gloss and Hardness Test result

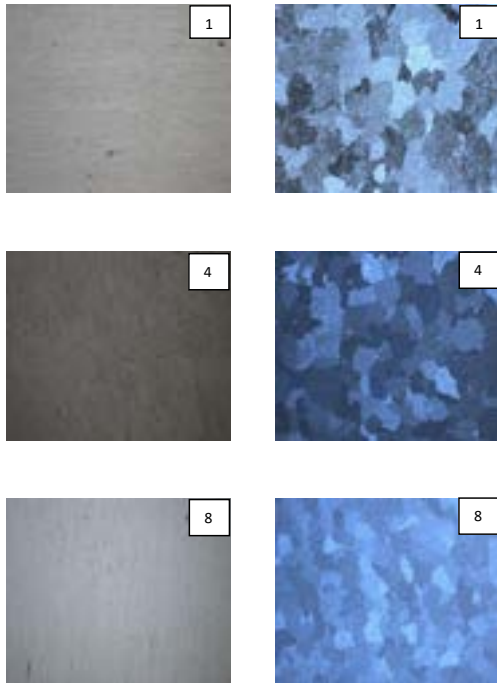
Serial No	Gloss Test Value	Hardness(After Anodic Oxidation) (Webster)	Hardness(Before Anodic Oxidation) (Webster)
8 (Fe%0,47)	15,8	14	13
4 (Fe%0,60)	8,3	12	11
1 (Fe%0,70)	3,9	13	12



Fig. 4 Gloss and hardness measurements of profiles depend on the Fe concentration.

**Metallographic Test**

The metallographic analyses of homogenized samples with 1, 4 and 8 serial number are given in Fig. 5.



**Fig. 5** Microstructure and grain size investigation of castings with serial numbers 1, 4 and 8.

It is observed that all microstructure exhibit similar characterization. The mean value of grain size of serial number 1 is 275µ, serial number 4 is 253µ and serial number 8 is 222µ. Also it is found that the grain size of homogenized sample with 8 serial number has a finer.

**CONCLUSION**

In this study, it is aimed to investigate of different flux process on the anodic oxidation capability of aluminium profiles. It was experimentally obtained that wastage of the dross reduced from %25.1 to %9.2. The optimal measurement of gloss and visual quality control were obtained from the samples added NaCl, KCl and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> fluxes during the casting process which induced the lower intermetallic phases.

The experiment studies is aimed to drawing of the Fe, Zn and Cu elements in the AA6951 aluminium alloy matrix that include high scrap rate which tend to reduce the intermetallic phases. Chloride and fluoride based fluxes were used to determine eflux capability of AA6951 Also it is obtained that the reduction of dross and rate of wastage. The chemical composition of the AA6951 was investigated as a function of various fluxes such as Na, K and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. The ratio of Fe was obtained 0.6 % by using NaCl and KCl in the casting experiments. Also it is found that the mean ratio of wastage was 11 %. Finally it is obtained that

the ratio of Fe was 0.47 % by using NaCl, KCl and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>, the mean wastage was obtained 9.2 %. Structural analyses were performed by XRD, XRF, SEM and EDS measurement. X-ray analysis revealed that using chloride and fluoride based salts reduced the Fe content reducing the intensity of intermetallic phases providing the best surface for oxidation process.

Hardness and gloss tests were performed of the profiles of billets with serial numbers 1, 4 and 8. There was no significant increase or decrease in the hardness value. However, the gloss value of aluminium profile which has a 1 % Fe concentration was 3.9 while 15.8 gloss number for the sample having 0.47 % Fe.

**REFERENCES**

1. B.D. Mert Et Al., "Anodizing and corrosion behaviour of aluminium," PROTECTION OF METALS AND PHYSICAL CHEMISTRY OF SURFACES, vol.47, no.1, pp.102-107, 2011
2. Mozalev, A., Poznyak A., Mozaleva, I., Hassel, A.W., "The voltage-time behaviour for po-rous anodizing of aluminium in a fluoride-containing oxalic acid electrolyte", Electrochemistry Communications, 3: 299-305, 10.1016/S1388-2481(01)00157-6, 2001.
3. M.H.Fox, M. Nilmani, "Role of Molten Salts in Secondary Remelting of Aluminium Scrap", Aluminum Melt Treatment & Casting, (Ed. M.Nilmani), TMS, 1993
4. Chong Chen, Jun Wang\*, Hongliang Liu, Jianwei Gao and Baode Sun , Removal of Iron from Commercial Aluminum by Electroslag Refining, Proceedings of the 12th International Conference on Aluminum Alloy,(2010), The Japan Institute of Light Metals pp. 733-728
5. S. Ertan, B. Kavaklıoğlu, F. Büyükakkaş, "Fluxes for Molten Metal Cleanliness in Aluminum Casthouse", 2. Aluminium Symposium, Seydişehir, Konya, 2003
6. Chen Liu, Zhiliu Hu and Jianmin Zeng, "Removal of Impurities in Aluminum by Use of Fluxes", Advanced Materials Research Vol. 509 (2012) pp 152-155, doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.509.152



# Production of Aluminium Matrix in-Situ Composites Using Low Superheat Casting Method

## Alüminyum Matrisli In-Situ Kompozitlerin Düşük Üst Isılı Döküm Yöntemiyle Üretilmesi

Tolga ÖZKAN, İbrahim TÜTÜK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER

Yıldız Technical University, Türkiye

### Abstract

The low superheat casting process is based on rapid solidification of an alloy which is cast with a low pouring temperature. The molten alloy is poured just above the liquidus temperature. By using this method a feedstock material is produced for further semi solid processing. In this study, production of aluminium matrix in-situ composites with low superheat casting was investigated. Mg<sub>2</sub>Si reinforced aluminium matrix composites were produced using A356, A380 and AM50 alloys. AM50 was added to each aluminium alloy as 5, 10 and 15 percent respectively. Pouring temperatures for these composites were: 650 °C for A356, and 630 °C for A380. Casting processes were carried out 10 minutes after AM50 magnesium alloy was added to the matrix material melt. After casting processes as cast samples were reheated to 580 °C and quenched. Microstructural and hardness properties of both as-cast and reheated samples were investigated. It was observed that as the AM50 percentage increased, the morphology of Mg<sub>2</sub>Si became finer and polygonal primary particles were formed in A356/AM50, A380/AM50 as cast composites. With the selected casting temperatures, dendrite growth was partly suppressed. The best hardness results obtained were: 94 HB for A356 matrix, 124 HB for A380 matrix for as cast composites.

### 1. Introduction

Semi-solid forming is an innovative manufacturing method that combines the advantages of casting and forging, often applied to aluminum alloys. Alloys must have homogeneous globular grain structure in order to be shaped in semi-solid state. One of the commonly used methods to obtain this grain structure is low superheat casting. In the low superheat casting process, alloy is cast just above the liquidus temperature thus rapidly solidified. Al-Mg<sub>2</sub>Si in-situ composites are promising materials in various industries thanks to their low density and high mechanical properties.

T. El-Khady et al have studied the optimization of the low superheat casting process parameters for A356 alloy feedstock. Commercial A356 alloy was used in this study. Low superheat casting processes were carried out at 620 °C, 630 °C and 640 °C. In this study it was found that microstructure of samples depends on casting temperature and cooling rate. It was observed that the dendritic structure

deteriorated and the  $\alpha$ -Al grain size became finer at all casting temperatures. The sample with the smallest grain size and the most suitable for thixoforming was obtained at 620 °C [1].

K. A. Guler et al on the other hand have studied microstructural evaluation of thixoforged A380 alloy billets produced by low superheat casting process. In this study low superheat casting processes were carried out at 610 °C. It was found that low superheat casting process and rapid cooling suppressed dendrite formation and near globular  $\alpha$ -Al grains were formed. As a result of this study, it was also observed that low casting temperature and rapid cooling caused modification effect on eutectic phase and as cast sample showed 111 HB hardness [2].

Jing Qingxiu et. al have studied in-situ Al-Mg<sub>2</sub>Si composites with different compositions. Within the scope of the study, commercially available Al-23wt%Si ingot, pure Al and Mg were used to produce in-situ composites. As a result of the study, it was seen that in low Mg contents, microstructures of as cast composites consisted of  $\alpha$ -Al, undeveloped Mg<sub>2</sub>Si phase and  $\alpha$ -Al+ Mg<sub>2</sub>Si +Si ternary eutectic phase. It was reported that as the Mg content increased, Mg<sub>2</sub>Si particles were started to form inside  $\alpha$ -Al grains. It was also stated observed hardness of the composites did not change with the increasing Mg content, it was related to the size and morphology of the eutectic and primary Mg<sub>2</sub>Si particles [3].

Yi Si et al have investigated the effect of pouring temperature of Al/Mg<sub>2</sub>Si composites on microstructure. Pure aluminum, magnesium and silicon were used in this study. Casting processes were carried out at 662 °C, 622 °C, 602 °C and 587 °C. It was observed that decreasing the pouring temperature clearly refined Mg<sub>2</sub>Si phase and changed the morphology of  $\alpha$ -Al grains from dendritic to rosette and spherical or granular at lower temperatures. The largest grain size observed in the sample cast at 660 °C was close to 400  $\mu$ m, while the largest grain size in the composite cast at 587 °C was 120  $\mu$ m [4].

With the reheating processes after production of in-situ composites, sphericity of  $\alpha$ -Al grains and Mg<sub>2</sub>Si particles increases. The degree of sphericity depends on the reheating temperature and soaking time. High reheating temperatures and long periods of holding times induces change in the morphology of  $\alpha$ -Al grains and grain coarsening in composites [5,6,7].

**2. Experimental Procedure**

For every composite, 500 g of aluminium alloy and necessary amounts of AM50 for 5, 10 and 15 percent addition were cut from the ingots. Firstly, aluminium alloys were charged into a clay/graphite crucible and melted in an electric resistance furnace. At this time AM50 alloy was preheated in another furnace at 200 °C. After the melting processes, required amount of AM50 magnesium alloy was added to the molten metal and after 10 minutes waiting and dross removal, casting processes were carried out into a cylindrical steel mould with 40 mm diameter. The chosen pouring temperatures for A356-AM50 and A380-AM50 composites were 630 °C and 650 °C, respectively. Also reference samples were cast and reheated at the same temperatures for every alloy, to see the effect of AM50 addition on the morphology and mechanical properties. Chemical compositions of employed alloys are given in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of the used alloys (wt%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
A356	7.2	0.14	0.01	0.02	0.35	-	Bal
A380	8.62	0.82	3.09	0.22	0.28	0.9	Bal
AM50	0.1	0.004	0.01	0.3	Bal	0.2	4.9

After the casting processes, upper sections with the central shrinkage were cut out from the billet and as cast samples were sliced from the lower section. A box type resistance furnace was used for reheating. The samples were held at 580 °C for 40 minutes then water quenched.

For microstructural evaluation, specimens were grinded, polished and etched with %0.5 HF solution for 15 seconds. All micrographs were taken Nikon Eclipse MA100 optical microscope. Hardness values of the samples were measured by Brinell hardness device with 2.5 mm ball diameter and 62.5 kg load and the average of five measurements were reported.

**3. Results and Discussion**

**3.1. A356/AM50 In-situ Composites**

The microstructures of A356/AM50 composites are given in Figure 1. Three different phases were observed in the microstructural evaluation. The observed phases were thought to be  $\alpha$ -Al, eutectic Si and Mg<sub>2</sub>Si intermetallics. In A356-%5AM50 composite, some of the dendritic structure was partially suppressed and small amounts of spheroidal  $\alpha$ -Al grains were observed due to low superheat casting process, while the eutectic phase was formed between grain boundaries in finer morphology compared to the reference sample.

It can be observed that as the added AM50 amount increase the total amount of Mg<sub>2</sub>Si increased and the morphology of  $\alpha$ -Al grains and Mg<sub>2</sub>Si phase changed. In A356-%10 AM50 and A356-%15 AM50 composites,  $\alpha$ -Al morphology changed from dendritic and partial spheroidal to rosette like structure. This change is due to decrease of melting

temperature of composite with the increase of added AM50 amount. It can be seen that Mg<sub>2</sub>Si morphology becomes finer and some polygonal particles were formed. It was observed that the ratio of Mg<sub>2</sub>Si eutectics in the  $\alpha$ -Al grains increased with the increase in the amount of AM50.

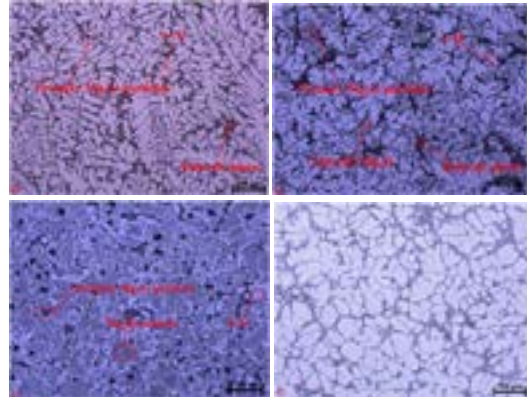


Figure 1. Microstructures of as cast samples a) A356-%5 AM50, b) A356-%10 AM50, c) A356-%15 AM50, d) A356 reference.

Microstructures of reheated A356/AM50 composites are given Figure 2.

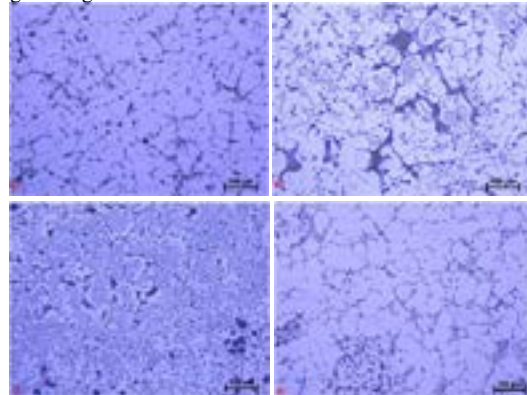


Figure 2. Microstructures of reheated samples a) A356-%5 AM50, b) A356-%10 AM50, c) A356-%15 AM50, d) A356 reference.

Hardness values of A356/AM50 composites and reference samples are given in Table 1.

**Table 1.** Hardness values of samples

Sample	Hardness (HB)
A356-%5AM50	94
A356-%5AM50 Reheated	89
A356-%10AM50	90
A356-%10AM50 Reheated	100
A356-%15AM50	78
A356-%15AM50 Reheated	101
Reference A356	64

Reference A356 Reheated	74
-------------------------	----

It is obvious that the hardness of the composites has a relationship with the size and morphology of the Mg<sub>2</sub>Si. In A356- %5AM50 as cast composite, there are few Mg<sub>2</sub>Si eutectic phase in the microstructure. In A356- %10AM50 as cast composite, amount of Mg<sub>2</sub>Si eutectic increased and some primary Mg<sub>2</sub>Si were formed, so the hardness values of these two composites were almost the same. Whereas in A356- %15AM50 as cast composite, there were lots of Mg<sub>2</sub>Si dendrites in  $\alpha$ -Al grains and, the amount of eutectic Si dramatically decreases, which would reduce the hardness of the composite. Therefore, the hardness of A356- %15AM50 as cast composite is the lowest among the as cast specimens.

In reheated samples it can be seen that, sphericity of  $\alpha$ -Al grains increases. In A356-%5AM50 composites  $\alpha$ -Al grains coarsen, Mg<sub>2</sub>Si and Si eutectic entrap between grains. Thus, the hardness of reheated A356-%5AM50 composite is lower than as-cast A356-%5AM50 composite. In %10AM50 and %15AM50 composites on the other hand, the dendritic Mg<sub>2</sub>Si phase in  $\alpha$ -Al grains deteriorates and finer Mg<sub>2</sub>Si particles are produced with reheating and quenching, also polyhedral Mg<sub>2</sub>Si particles becomes more globular. This phenomenon increases the hardness of %10 AM50 and %15 AM50 reheated samples compared to their as cast states.

**3.2. A380/AM50 In-situ Composites**

Casting processes of A380/AM50 in-situ composites were carried out at 630 °C. Microstructures of in-situ composites are given in Figure 3. It can be seen that in %5 AM50 composite microstructure consist of small Mg<sub>2</sub>Si particles, coarse  $\alpha$ -Al dendrites and eutectic phase. While some of the dendrite arms were broken, majority of microstructure still dendritic. This indicates that casting temperature of composite was not low enough to produce spherical grains. Mg<sub>2</sub>Si phase was formed at grain boundaries with small amounts. With the increase of AM50 amount from %5 to %10, coarse  $\alpha$ -Al dendrites turn into finer dendrites and partly spherical and the average size of the  $\alpha$ -Al decreased. In A380-%10 AM50 composites Mg<sub>2</sub>Si phase was formed inside eutectic phase with finer particles. It can be seen that as AM50 amount raised from 10 to 15 percent, polygonal primary Mg<sub>2</sub>Si particles were formed inside  $\alpha$ -Al grains and grain boundaries.

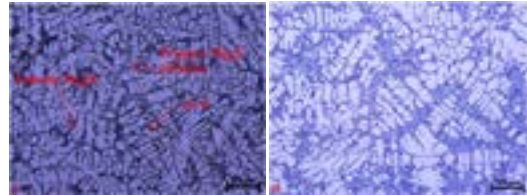
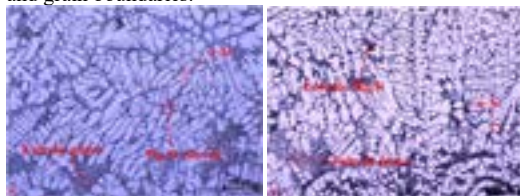


Figure 3. Microstructures of as cast samples a) A380-%5 AM50, b) A380-%10 AM50, c) A380-%15 AM50, d) A380 reference.

Microstructures of reheated A356/AM50 composites are given Figure 2.

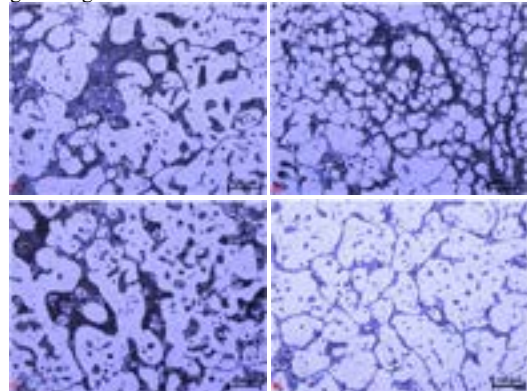


Figure 4. Microstructures of reheated samples a) A380-%5 AM50, b) A380-%10 AM50, c) A380-%15 AM50, d) A380 reference.

Hardness values of A380/AM50 composites and reference samples are given in Table 2.

Table 2. Hardness values of samples

Sample	Hardness (HB)
A380-%5AM50	118
A380-%5AM50 Reheated	124
A380-%10AM50	124
A380-%10AM50 Reheated	136
A380-%15AM50	120
A380-%15AM50 Reheated	121
Reference A380	88
Reference A380 Reheated	99

It can be seen that with the addition of AM50, hardness of the obtained composites, were much higher than the reference A380 sample. There was not a significant increase in hardness with the added amount of AM50 and increased amount of Mg<sub>2</sub>Si phase in the samples. Contrary to A356/ Mg<sub>2</sub>Si composites, A380/Mg<sub>2</sub>Si as cast composites have virtually the same hardness values. This is due to lack of dendritic Mg<sub>2</sub>Si phase in  $\alpha$ -Al grains. In A380-%15AM50 Mg<sub>2</sub>Si is concentrated in eutectic phase. In A380-%5AM50 composites, after the reheating process  $\alpha$ -Al grains agglomerated and become coarser. With the

agglomeration of  $\alpha$ -Al grains, Mg<sub>2</sub>Si eutectic phases entrapped between grains. Also, it can be seen that rapid cooling rate modified the eutectic phase. All of the reheated samples have finer eutectic phase compared to their as-cast counterparts. With semi-solid reheating, the Si eutectic in as-cast samples turned to polygonal Si particles. These Si particles and fine eutectic Mg<sub>2</sub>Si formation countered the grain coarsening of  $\alpha$ -Al grains and hardness increased in reheated composites compared to as-cast samples. It was observed that in A380-10AM50 composite, reheating was effective and globular  $\alpha$ -Al grains were obtained. With the formation of globular  $\alpha$ -Al grains, the best improvement in hardness was observed in A380-10AM50 semi-solid heat-treated composite.

#### 4. Conclusion

In this study, the production with low superheat casting method and semi-solid heat treatment of aluminum matrix in situ composites were investigated. The most important results can be listed as follows:

1. Low superheat casting process Al-Mg<sub>2</sub>Si composites changes the morphology of  $\alpha$ -Al phase and produces finer grains caused by suppressed dendritic growth.
2. Even though the dendrite growth was suppressed with low superheat casting process, chosen casting temperatures were not low enough to produce fully globular grains in composites.
3. With the reheating process the sphericity of  $\alpha$ -Al grains increases.
4. After reheating and quenching, the morphology of eutectic Si phase in as-cast samples changed to polyhedral Si particles and eutectic Mg<sub>2</sub>Si entrapped between  $\alpha$ -Al grains. These events caused hardness of the reheated samples to increase.
5. For some of the samples either the semi-solid holding temperature was high or soaking time was long, this caused grain coarsening in  $\alpha$ -Al grains.
6. In all composites, it was observed that the eutectic structure was modified by the addition of AM50 compared to the reference samples. Al-Si-Mg<sub>2</sub>Si eutectic in composites have a much finer morphology. Due to this fine eutectic phase, hardness of the composites was higher than reference samples.
7. No correlation was found between Mg<sub>2</sub>Si ratio and hardness. The hardness of the composites depended on the Mg<sub>2</sub>Si morphology rather than the Mg<sub>2</sub>Si amount. Also, formation of Mg<sub>2</sub>Si decreases the amount of free Si eutectic.

[1] T. S. El-Kady, E.Y.Mahmoud, H. M. Zakaria, A. El-Awady, and M. F. El-Sherbiny, *Mater. Sci. An Indian J.*, 14 (1982), 1416–1422.

[2] K. A. Guler, A. Kisasoz, A. Karaaslan and G. Ozer, "Microstructural Evaluation of Thixoforged A380 Alloy Billets Produced by Low Superheat Casting Process," 18<sup>th</sup> International Metallurgy and Materials Congress (IMMC 2016), 29 September- 1 October 2016, Istanbul, Turkey.

[3] J. Qingxiu, Z. Caixia, and H. Xiaodong, *China Foundry*, 6 (2009) 133–136.

[4] Y. Si, W. Di, M. Liu, and Y. Zhao, "Effects of pouring temperature and electromagnetic stirring on semi-solid microstructure of hypoeutectic Mg<sub>2</sub>Si/Al composite," IOP Conf. Ser. Earth Environ. Sci., 26-27 December 2020, Qingdao, China.

[5] Y. Birol, *International Journal of Materials Research*, 98 (2007) 1019–1024, 2007.

[6] S. G. Shabestari, H. Saghafian, F. Sahihi, and M. H. Ghoncheh, *International Journal of Cast Metals Research*, 28 (2015) 158–166

[7] Y. Hu, S. Fu, L. Zhao, D. Wang, and F. Liu, *China Foundry*, 17 (2020) 384–388.

#### References



# Aluminium Matrix In-Situ Ex-Situ Hybrid Composite Production By Vacuum Infiltration Method

## Vakum İnfiltrasyon Yöntemi ile Alüminyum Matrisli In Situ Ex Situ Hibrit Kompozit Üretimi

Dilara BİRSEN, İbrahim TÜTÜK, Kübilay ÖZTÜRK, Serhat ACAR, Kerem Altuğ GÜLER

Yıldız Technical University, Türkiye

### Abstract

Aluminium matrix hybrid composite materials are commonly used with their high specific strength and abrasion resistance. In order to obtain the property of material as homogeneous microstructure and also to get its' interface and wettability, AM50 magnesium alloy was added into the molten material by in-situ method. This method provides infiltration for the property. In this study, both in-situ and ex-situ methods were used for hybrid composite production. In the in-situ method, the reinforcement element Mg<sub>2</sub>Si phase is formed in the molten metal with the help of AM50 addition and various reactions. In the ex-situ method, the melting material was infiltrated to ceramic preforms by external method. Therefore, microstructures have a SiC particles. In this study, A356 and A380 alloys were chosen as matrix material. SiC was chosen ceramic particle. In this study, the effect of composition magnesium alloy such as 5% - 10% - 15% on infiltration was investigated. Other parameters were kept constant. The specimens were characterized by optical microscopy and hardness test. The best hardness result was obtained 181 HB. This specimen contains that 15% content AM50 alloy by in-situ method and SiC by ex-situ method with A380 aluminium alloy.

### 1. Introduction

Metal matrix composite materials are widely used due to their high specific strength, wear resistance and low density properties. According to the adding method of reinforcement and also the type of reinforcement affects the properties of the composite material. In order for a composite material to be formed, two or more materials must come together in a macro sense and an interface must be formed between them. However, whatever production method is used, the most important feature desired in the composite material, is wettability. If there is no wettability feature, the material cannot be entitled as composite material. [1,2]

There are two main components in composite material. These are matrix and reinforcement. The matrix material holds the reinforcement material together and transmits the load to the reinforcement material. The component that has the actual load and strength should be the reinforcement material.

As a result of wettability, an interface is formed between the matrix and the reinforcement. In order for the mentioned interface will be formed, the reinforcement material must be infiltrated into the matrix material [3]. The advantages brought by the recently used hybrid composites show superior performance than the composite materials produced by using a single reinforcement. It is available in the literature research that it will be more difficult to obtain the desired mechanical properties at the same time with single reinforced composite materials [4-6].

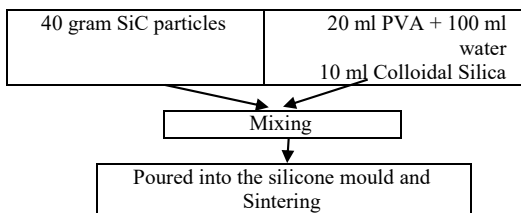
Metal matrix composite material is manufactured by two methods which are solid and liquid phase production techniques. Solid phase productions techniques are given as an example method for powder metallurgy, liquid phases are given another example method for stir casting, in-situ, liquid metal infiltration etc. [3].

In this study, particle reinforced and aluminium matrix composite is produced by infiltration method. Aluminium matrix hybrid (SiC + Mg<sub>2</sub>Si) composite will be produced by vacuum infiltration method. Both of Mg<sub>2</sub>Si phase which was obtained by in situ method and SiC preform which was produced from ceramic particles by ex situ method were used as reinforcement materials. Thanks to the AM50 alloy was added directly into the melt material, a series of reactions took place and an occurred a new phase, Mg<sub>2</sub>Si, was observed in the composite material. In addition, SiC particle was added with external addition. Therefore, SiC, Mg<sub>2</sub>Si and aluminium matrix phases are observed in the microstructure of the material. Vacuum method enables infiltration the reinforced material to matrix material and then will be creating an interface.

**2. Experimental Procedure**

Vacuum infiltration process was carried out with investment flask casting technique. SiC preforms and investment casting mould are prepared before casting. Preform manufacturing steps, silicone preform mould and a produced preform are seen in Figure 1 and 2. A cylindrical wax pattern (20 mm diameter 70 mm height) is formed and then the prepared slurry is poured into the perforated cylindrical stainless steel flask. Holes on the flasks are required for vacuum suction. The investment mould is allowed to set for several hours and then the casting cavity is created by dewax process. Commercial grade gypsum bonded investment slurry is prepared for mould making with 0.40 powder/water ratio. A prepared investment casting mould on the vibration table is shown in Figure 3. Vibration is applied during slurry pouring for removing of entrapped air bubbles.

SiC powder and binders are used in preform preparation. The binders is utilized to hold the ceramic particles together with PVA (polyvinyl alcohol) and colloidal silica. The reason for using two different binders is to demonstrate the fact that PVA shows activity at low temperatures, while colloidal silica continues to show activity even at higher temperatures. When PVA will show evaporation at high temperature after its activity at low temperature, it breaks up its place to a porous structure. That's why melting material can be infiltrated from this porous structure. The preform is firstly dried and then it becomes ready for casting with the sintering process at the 1000° C - 3 hours.



**Figure 1.** Preform manufacturing steps

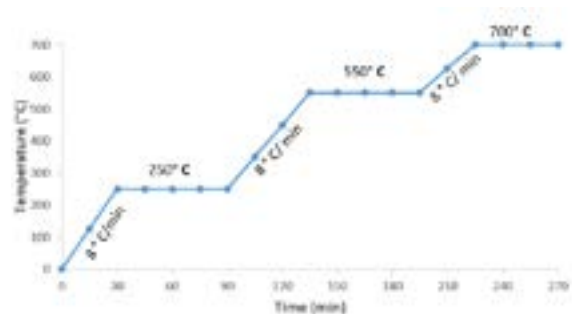


**Figure 2.** a) Silicone preform mould, b) SiC Preform



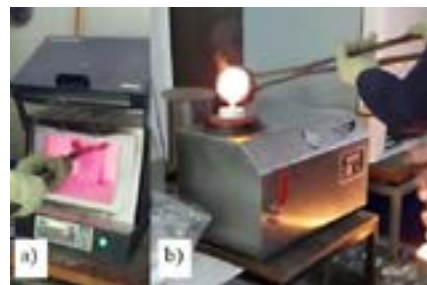
**Figure 3.** Investment casting mould

Firing regime of the investment casting mould is shown in Figure 4. Gradual heating is essential to prevent the mould cracking. SiC preforms are placed into the moulds after dewaxing and they are heated during the mould firing sequence. In Figure 5 (a) flash mould is removing from the furnace for placing to vacuum casting machine.



**Figure 4.** Investment casting mould firing regime

250 g aluminium alloys are melted at 750 °C and preheated (at 200 °C) AM50 alloy is added to crucible just 10 min. before casting. Vacuum assisted casting process is shown in Figure 5 (b).



**Figure 5.** a) Mould removing from furnace, b) Vacuum assisted casting.



The chemical compositions of aluminium and magnesium alloys used in the study is shown in Table1.

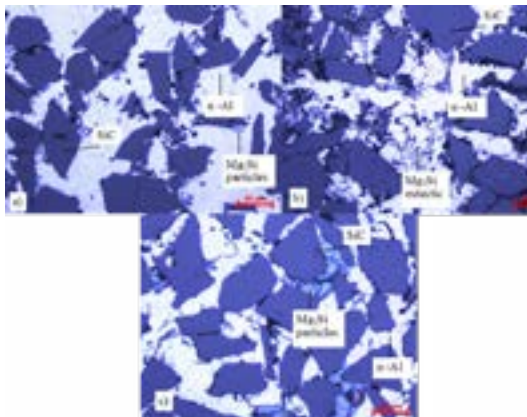
**Table 1.** Chemical composition of the A356, A380 and AM50 alloys (wt.%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
A356	7.2	0.14	0.01	0.02	0.35	-	Bal
A380	8.62	0.82	3.09	0.22	0.28	0.9	Bal
AM50	0.1	0.004	0.01	0.3	Bal	0.2	4.9

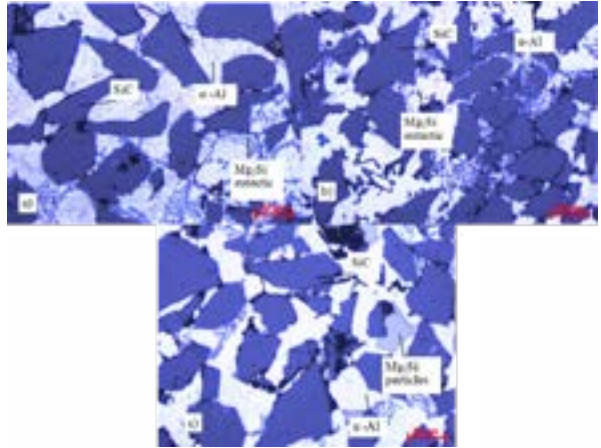
The cast specimens were sectioned and prepared with grinding, polishing and etched with 0.5% HF solution. All micrographs were taken by Nikon Eclipse MA100 optical microscope. Hardness values of the specimens were measured by the Brinell hardness method with 2.5 mm ball diameter and 62.5 kg load.

**3. Results and Discussion**

The microstructures of the samples are obtained with three different AM50 (5, 10, 15 %) contents in the A356 and A380 alloys are shown in Figure 6 and Figure 7 respectively. According to the microstructures, the intended hybrid in-situ, ex-situ composite structure were formed. Si in the Al alloys and Mg in the AM50 alloy realized the expected reaction and formed Mg<sub>2</sub>Si. There are homogeneous distribution of SiC particles in the microstructure images of all samples prepared in the study. Compared to the 10% AM50 alloy and 15% AM50 alloy by weight with the A356 and A380 alloys, it is clearly seen that the Mg<sub>2</sub>Si phase's ratio increased and occurred primary Mg<sub>2</sub>Si particles. At relatively low Mg amounts, the Mg<sub>2</sub>Si phase is seen as eutectic. As the amount of Mg increases, the primary Mg<sub>2</sub>Si phase in polygonal shape becomes evident.



**Figure 6.** Microstructures of composite parts with A356 alloy a) 5% AM50 b) 10% AM50 c) 15% AM50



**Figure 7.** Microstructures of composite parts with A380 alloy a) 5% AM50 b) 10% AM50 c) 15% AM50

**Table 2.** Hardness values of different composition magnesium alloy in the A356 and A380 alloys

Specimen	Hardness (HB)
A356 + 5% AM50	150
A356 + 10% AM50	148.7
A356 + 15% AM50	149
A380 + 5% AM50	165
A380 + 10% AM50	173
A380 + 15 %AM50	181

The hardness is expected to increase as the reinforcement ratio increases. This assumption could not be observed for the A356 alloy, as shown in Table 2. The potential reasons for this may be due to the increased porosity of the SiC ceramic particles. However Mg addition increases the wettability of reinforcement particles also decreases fluidity of the melt and remaining porosity may prevent the increase hardness of the material.

The highest hardness is 120 HB of the prepared samples which SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and B<sub>4</sub>C reinforced, AA7075 matrix composite in the K. Öztürk's study [5]. However, in this study; the highest measured hardness value was also obtained 181 HB. This specimen is hybrid composite which contains SiC phase, %15AM50 alloy and A380 alloy.

**4. Conclusion**

The obtained results are listed as follows;

- First of all, as the proportion of reinforced contents increases, the hardness of the composite material increases. The porosity in the material should also be taken into account. While the hardness value increased in the A380 alloy sample, the hardness did not increase in the A356 alloy sample.
- A hybrid composite was produced thanks to the addition of magnesium alloy by in-situ method and the addition of SiC ceramic particles by ex-situ

method. That's why, these methods provides the formation of  $Mg_2Si$  and  $SiC$  phases which are occurred together in the microstructure images.

- Presence of high amount of Mg in the melt increase the wetting of the  $SiC$  particles and interface formation ability between the matrix. However, the same reason increases the viscosity of the melt and can cause porosity formation inside the preform zone.

## References

- [1] S. Ravindran, N. Mani, S. Balaji, M. Abhijith, and K. Surendaran, "Mechanical Behaviour of Aluminium Hybrid Metal Matrix Composites – A Review," *Mater. Today Proc.*, vol. 16, pp. 1020–1033, 2019.
- [2] I. A. Ibrahim, F. A. Mohamed, and E. J. Lavernia, "Particulate reinforced metal matrix composites - a review," *J. Mater. Sci.*, vol. 26, no. 5, pp. 1137–1156, 1991.
- [3] K. Öztürk, "Alüminyum matrisli melez kompozit üretimi ve karakterizasyonu" Yıldız Teknik Üniversitesi, 2020.
- [4] F. Toptan, "Alüminyum Matrisli  $B_4C$  Partikül Takviyeli Aşınma Direnci Yüksek Kompozit Malzeme Üretimi," Yıldız Teknik Üniversitesi, 2011.
- [5] K. Öztürk, A. Karaaslan, "Production of Hybrid Reinforced AA7075 Matrix Composite with Investment Casting" 9th International Aluminium Symposium, pp.170-173, 2019.
- [6] A.A. Kısasöz, A. Kısasöz, K.A. Güler, "A356 matrisli  $TiB_2$  takviyeli in-situ kompozit üretimi" 8<sup>th</sup> Aluminium Symposium, pp. 290-293, 2017.

# Microstructural Characterization of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite Via Squeeze Casting

## Sıkıştırma Döküm Yöntemiyle SiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitin Mikroyapısal Karakterizasyonu

Açelya SANDIKÇIOĞLU<sup>1,2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>, Yahya Kemal TUR<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Gebze Technical University, Türkiye

<sup>2</sup> Ferro Döküm, Türkiye

<sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye

### Abstract

Aluminum metal matrix composites have been the subject of many up-to-date industrial applications due to their superior mechanical properties compared to especially monolithic aluminum and its alloys. The general expectation of fabricating aluminium metal matrix composites is homogenized reinforcement particles into the metal matrix to improve the properties of the entire alloy. However, some different applications such as surface modification are needed to enhance the surface rather than the entire alloy. From this motivation, the volume ratios of 2.5, 5, and 10% SiC particles were introduced to the AlSi7Mg0.3 aluminium casting alloy from the surface, close to half of the specimen thickness via the squeeze casting technique. The samples were examined with an optical microscope (OM) to reveal the distribution of the reinforcement particles into the aluminium matrix. Also, a scanning electron microscope (SEM) coupled with energy dispersive spectroscopy (EDS) was used to analyze the characterization of the dispersed reinforcement particles.

### 1. Introduction

At the beginning of the 1980s the developments in certain sectors, especially the need for high-temperature materials for the production of advanced engines and aerospace vehicles, formed the starting point for the increasing interest in metal matrix composite materials [1].

Aluminum alloys are more frequently used as matrix material due to poor casting ability, improved wetting ability of alloying elements, and not having very good mechanical properties of pure aluminum. Aluminum and its alloys have low density, low melting temperature, suitable for casting. In addition, the mechanical properties of these alloys are quite good compared to ferrous and other non-ferrous alloys. It blends very well during processing with ceramics such as silicon carbide and alumina. Therefore, aluminium and its alloys are very popular materials for the production of metal matrix composites. Aluminum metal matrix composite materials have the largest proportion in the world market [2-3].

Today, liquid casting methods in the production of metal matrix composite materials are highly preferred production processes. Generally, due to superior casting quality and high production capacity and providing close to final shape production, the squeeze casting process is one of the important production techniques [5].

In this study, the aluminium alloy matrix, AlSi7Mg0.3, was reinforced with 0, 2.5, 5, and 10% of SiC by volume with the squeeze casting method. The homogeneous distribution of the reinforcements in the matrix will be examined and analyzed the performance of composites.

### 2. Experimental Procedure

Matrix and reinforcement were prepared by the squeeze casting method as shown in Figure 1.

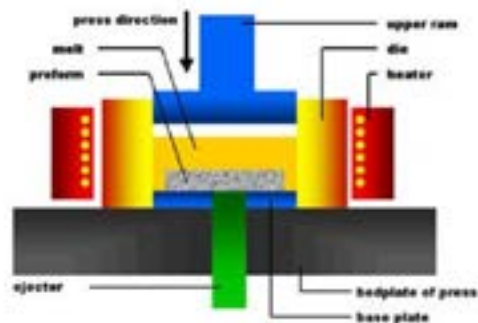


Figure 1. Schematic representation of squeeze casting process.

The chemical composition of matrix alloy, AlSi7Mg0.3, used in the experiments at Ferro Döküm is given in Table 1. The % volume fraction and particle size of SiC reinforcement are 0, 2.5, 5, and 10 and 63–106  $\mu\text{m}$  respectively.

Table 1. The chemical composition of the alloy.

Elements	Si	Mg	Ti	Fe	Mn	Cu	Pb	Al
%	6,6	0,4	0,2	0,15	0,02	0,028	0,03	Balance

*Preparation of metal matrix composites*

SiC was supplied by Ege nanotec company. Al alloys were melted at 750 °C degrees in the resistance furnace given in Figure 2.



Figure 2. Resistance furnace

The metal mold is shown in Figure 3. The metal mold was preheated to 200 °C prior to casting to improve the wetting ability of the reinforcements.



Figure 3. Metal Mold.

Reinforcements were preheated at 300 °C degrees and SiC placed into the metal mold at the determined volume ratios. The amount and grain size of SiC reinforcements are given in Table 2. While the metal is still liquid, a pressure of 200-220 bar was applied for the squeeze casting process in the hydraulic press. After the solidification of composite material, the pressure was removed, and the molds were allowed to cool to room temperature. The samples having 10% of the reinforcement ratio could not be fabricated.

Table 2. Amount of SiC added to the mold

The volume ratio of SiC (%)	Amount of SiC (g)	Sample Name	Grain Size (µm)
0	0	C (reference)	63-106
2.5	1,20	E2.5	63-106
5	2,20	E5	63-106
10	4,52	E10	63-106

After cooling, the composite materials shown in Figure 4 were cut into suitable dimensions and polished to examine and analyze with the microscopes of optical and scanning electron microscope coupled with EDS.

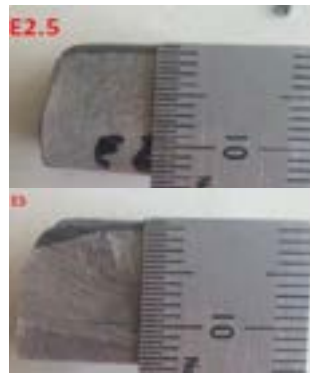


Figure 4. 1-2 mm SiC reinforced aluminium matrix composite

When the samples are observed at the macro level visually, it has been easily seen that about 1-2 mm dark grey area is observed from the surface indicating the composite material. Besides, the analyzes of optical microscope and SEM-EDS were used to characterize this area.

**3. Results and Discussion**

Samples reinforced with SiC have a grain size of (63-106) µm with a volume ratio of 2.5, 5, and 10%.

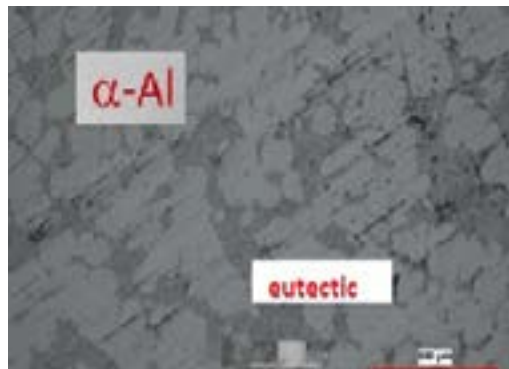


Figure 5. Optical microscope image of AlSi7Mg0.3 Alloy

Figure 5. shows the optical microscope image of AlSi7Mg0.3 Alloy. AlSi7Mg0.3 is an aluminum alloy with a dual-phase system eutectic, an  $\alpha$ -Al structure consisting of aluminum and silicon.

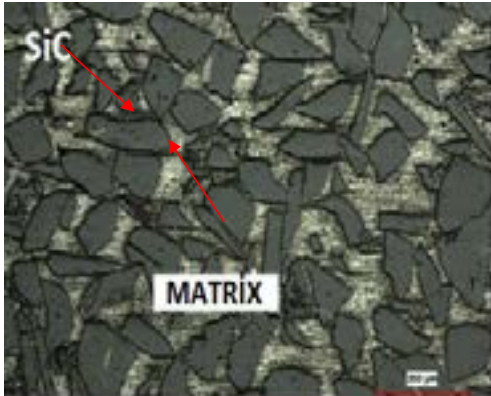


Figure 6. Optical microscope image of E2.5 samples

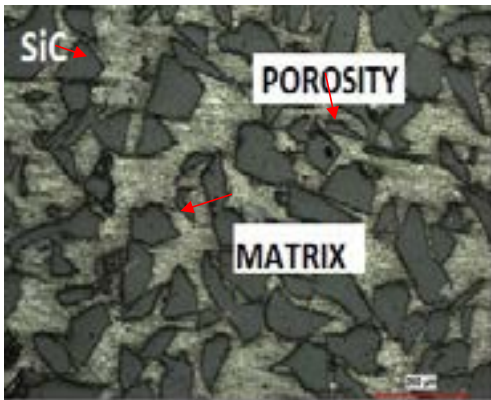


Figure 7. Optical microscope image of E5 samples

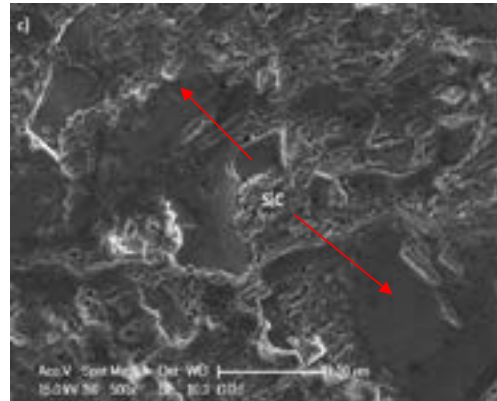


Figure 8. SEM image of E2.5 sample

Microstructures of the samples reinforced with SiC analyzed at 200X magnifications were given in Figure 6 and 7. E2.5 (volume fraction of 2.5%) contains less SiC than E5 (volume fraction of 5%) but is not easily defined from optical microscope analysis. The porosity is getting higher proportions as the volume ratio increased. Besides, from the micrographs that are not given in this paper, it was observed that 10% of reinforced samples could not be produced lack of improved volume ratios. Liquid aluminium cannot be penetrated through 10% reinforcements of SiC.

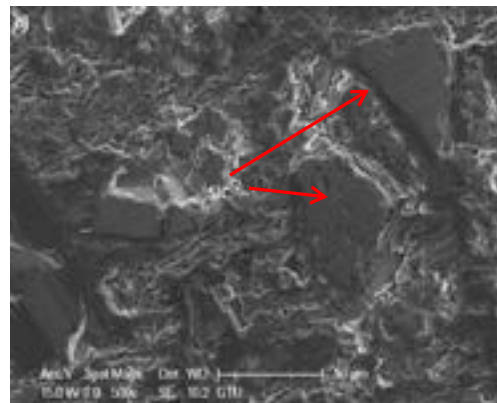


Figure 9. SEM image of E5 sample

In addition to optical microscope examination, the samples were observed via SEM coupled EDS thoroughly for microstructural investigation. To determine the reinforcement/particle interfacial bonding, the specimens were monitored in SEM at 500X. When Figure 8 and 9 are examined, it is easily understood that the SiC reinforcements, marked with red arrows and having blocky and black regions, are placed, and the remaining, aluminium matrix, are distinguished. The samples produced by reinforcing 5% vol. obtained in Figure 9 are having similar images with the sample of E2.5 in the SEM analysis of



Figure 8. The higher SiC ratio compared to the E2.5 sample is quite noticeable, however, the samples with higher reinforcement particles are having much more particles. This demonstrates that %5 vol. of the reinforcement particles could be the limit value for this process with the basis of not successfully addition of 10% vol. to the liquid aluminium alloy.

Analysis was carried out to obtain the ratio of Al, Si, Mg, and O in AlSi7Mg0.3, and the ratio of SiC by performing elemental analysis with EDS analysis in SEM. The EDS analyzes of the samples of E2.5 are shown in Figure 10 and Table 3 obtained from the regions of reinforcement, matrix, and interface. When Table 3 and Figure 10 are examined, all elements of the matrix alloy and reinforcement were established, however, there is little porosity formation.

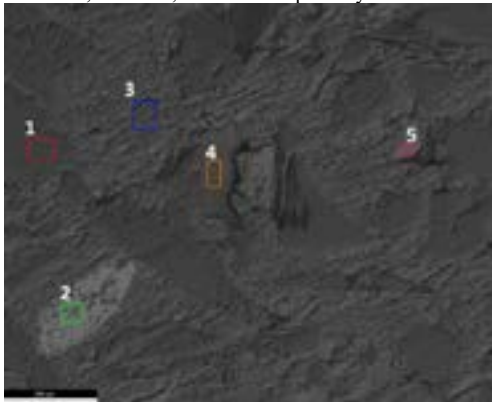


Figure 10. EDS regions from E2.5 sample

Table 3. EDS Region E2.5

EDS Region	%Si	%Al	%O	%C	%Fe
1	57,55	1,45	-	3,7	-
2	99,08	0,92	-	-	0,94
3	14,87	77,96	4,51	4,5	-
4	98,1	1,9	-	4,8	0,78
5	23,08	74,19	1,94	-	-

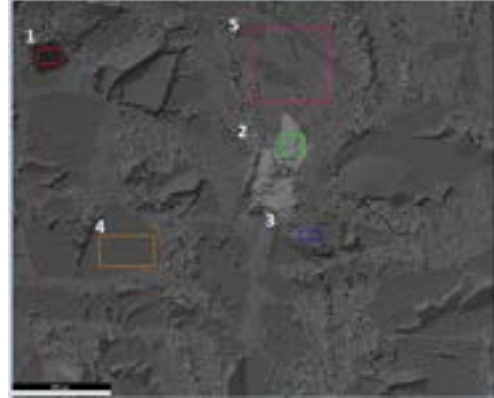


Figure 11. EDS regions from E5 sample

Table 4. EDS Region E5

EDS Region	%Si	%Al	%O	%Mg	%C
1	45,24	36,37	17,58	0,81	-
2	49,32	5,24	2,64	-	4,5
3	98,2	1,8	-	-	2,8
4	99,13	0,87	-	-	5,6
5	37,72	55,38	1,94	1,05	1,3

When Figure 11 is examined, the points/areas of the reinforcement, matrix, and interface of E5 specimen are selected same as in the E2.5 sample. It does contain same alloying elements of aluminium alloy, but the pore formation is higher than the sample of E2.5 shown in Table 4. This porosity formation is associated with oxygen. There is more oxygen in the samples of E5 than E2.5. Aluminium alloys having oxygen could easily form porosity [6].

Al, Si, Mg, C and O from 2.5% and 5% SiC were also detected in both reinforcement ratios at these ratios. This showed that SiC was homogeneously dispersed in the aluminum matrix.

**4. Conclusion**

- In the study, it was aimed to improve the surface properties of aluminum alloy by the squeeze casting method, and surface modification was provided with different volume ratios of reinforcements.
- It was observed that the reinforcements in the samples examined with an optical microscope were homogeneously distributed in the matrix.
- As a disadvantage, the problem of porosity was encountered in some specimens.
- Both 2.5 and 5% vol. of SiC particles are successfully reinforced into the aluminium matrix.



**References**

- [1] K z, F. (2021). SiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Farklı Ortamlardaki Aşınma Davranışlarının İncelenmesi (Doctoral dissertation).
- [2] Patel, M., Pardhi, B., Pal, M., & Singh, M. K. (2019). SiC particulate reinforced aluminium metal matrix composite. *Advanced Journal of Graduate Research*, 5(1), 8-15.
- [3] Reddy, A. C., & Zitoun, E. (2010). Matrix Al-alloys for silicon carbide particle reinforced metal matrix composites. *Indian Journal of Science and Technology*, 3(12), 1184-1187.
- [4] CHAWLA, K.K., *Composite Materials–Science and Engineering–2nd ed.* Springer, New York, 483, 1997
- [5] Mindivan, H., & Kayalı, E. S. (2010). SiC Takviyeli 2618 Al Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışı. *İt dergisi/D*, 6(2).
- [6] Yuksel, C., Tamer, O., Erzi, E., Aybarc, U., Cubuklusu, E., Topcuoglu, O., & Dispınar, D. (2016). Quality evaluation of remelted A356 scraps. *Archives of Foundry Engineering*, 16.

# Production of Graphene Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite (GRAMCs) Via Stir Casting

## Karıştırma Döküm Yöntemi ile Grafen Takviyeli Alüminyum Metal Matrisli Kompozit Üretimi

İrem SAPMAZ<sup>1</sup>, Alptekin KISASÖZ<sup>2</sup>, Çağlar YÜKSEL<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Yeşilova Holding R&D Center, Türkiye

<sup>2</sup> Kırklareli University, Türkiye

<sup>3</sup> Atatürk University, Türkiye

### Abstract

A nano-scale magical material for human-being to develop the properties of materials is graphene. Although graphene is discovered recently and stated as a new-generation material, there are lots of attempts to add graphene into aluminium matrix so far. However, almost all of these methods were necessitated a relatively huge investment. On this exact point, the conventional casting method, stir casting, could be an option to produce graphene reinforced aluminium metal matrix composite (GRAMCs) providing that surface of the graphene is activated properly. Four different preheating times of the graphene, 60, 20, 15, and 10 mins, were carried out to investigate the well-bonded surface of the graphene. Graphene is added to the liquid metal of aluminium die-casting alloy, AlSi12Fe, via a rotary degassing unit in the logic of stir casting technique. The specimens were analyzed with a scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) were carried out to reveal an elemental spectrum of the composite materials. Due to SEM investigations, the graphene particles are successfully introduced into the matrix of aluminium die-casting alloys.

### 1. Introduction

Graphene is a two-dimensional atomic crystal composed of carbon atoms with a hexagonal lattice structure. Graphene stands out among other reinforcement elements due to its superior mechanical, thermal, and electrical properties. Young's modulus of graphene is 1.0 TPa, fracture strength is 130 GPa, thermal conductivity is  $5000 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ . With its  $2630 \text{ m}^2\text{g}^{-1}$  surface area, graphene has a higher surface area than other carbon nanostructures. Therefore, a better adhesion occurs at the interface with the metal matrix. Graphene has a positive effect on ductility with its multiple wrinkled structures and good matrix combination properties. Graphene is easier to disperse in different matrices than carbon nanotubes; It has been observed that the two-dimensional structure of graphene is much easier to control and distribute within the structure compared to one-dimensional carbon nanotubes. GNPs are several layers of two-dimensionally arranged graphene layers, each composed of  $sp^2$  hybridized carbon atoms. However, it is

now possible to produce bulk quantities of GNP at a low cost. Research has mainly focused on graphene-polymer and graphene-ceramic composites. Studies on graphene-MMCs are relatively limited [1].

Aluminium and its alloy are one of the most popular matrix materials for Metal Matrix Composites (MMCs). Aluminium alloys are highly attractive due to their low density, high thermal and electrical conductivity, ability to be strengthened by precipitation hardening, forming capabilities, and high corrosion resistance. Aluminium has a wide variety of properties depending on the chemical composition of its alloy. Due to their superior properties compared to monolithic alloys, they have been widely used with the help of different superior properties in many sectors such as automobile, space, and aircraft. Aluminium Metal Matrix Composites (AMMC) are generally strengthened by reinforcing with ceramic-based materials such as  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC,  $\text{SiO}_2$ , etc. [2].

The overall performance of the composite material is the main function of reinforcement selection and bond strength. Many reinforcements such as SiC,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , TiC, graphite can be used in metal matrix composites [3]. Cost factors, easy to manufacture, structure, shape, size, distribution of the second phase, matrix alloy, and wettability between matrix and reinforcement materials need to be considered in making a final choice, depending on the component chosen, particularly the operating conditions [4]. One of the most critical reinforcement materials, graphene, improves the mechanical properties of the material (hardness, tensile strength, etc.), but the wt.% amount of the reinforced graphene is quite crucial. When the addition is made above the limit values, a decrease in the hardness and strength values of the material is observed [5].

One of the most important cases is the quite different bonding properties of graphene and Al (metallic bonding in the matrix and covalent + van der Waals bonding in graphene). The strong interplanetary Van Der Waals interaction between the layers of graphene in the metallic matrix environment promotes agglomeration, which is highly detrimental to the MMC properties. Therefore, the methods and production parameters to be used to develop for

the uniform distribution of graphene in the matrix and better bonding with the matrix alloy have great importance. Various methods such as ball milling of graphene or CVD can be used to prevent agglomeration [6].

The highly stable, defect-free graphitic planes of carbon nanotube or graphene do not react with the aluminium to form aluminium carbide (Al<sub>3</sub>C<sub>4</sub>) even at very high temperatures when aluminium is liquid. Carbide formation occurs at tube ends in graphitic planes and at temperatures below the aluminium melting point due to complex conditions that lead to the growth or suppression of aluminium carbide. Since it will negatively affect both the mechanical and corrosive properties of aluminium carbide material, the reaction of carbon, which is the main element of graphite, with aluminium should be prevented. Another important issue is the wetting behavior of metal and graphene. In particular, the wettability between the liquid and the solid surface is very important in terms of interface bonding. Therefore, the surface free energy should be minimum [7].



Most of the studies that have been performed in the last decades are producing graphene reinforced aluminum-matrix composites using mechanical alloying or ball milling on powder or semi-powder methods [8]. In addition to the production methods of GNP reinforced AMMC, ball milling, and cold press were also used, not for composites but for Al-GNPs “master alloy”, which was added into aluminium melts as the GNPs carrier. GNPs were chosen because of their easier producing process and maintaining the characteristics of two-dimensional materials simultaneously [9]. Continuous casting and subsequent rolling were employed for the fabrication of Al-GNPs composites. Palampalle et al. fabricated aluminium metal matrix composites reinforced with graphene nanoplatelets successfully by stir casting technique. Compared to pure aluminium, prepared composites using graphene with 3.0 wt. % addition exhibits improved properties than pure aluminium [10]. Seretis et al. found after 0.1 wt.%, further increase of the wt.% graphene nanoplatelets content lead to the formation of aluminium carbides (Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>) at the grain boundaries by using the casting method [8]. Kandemir mentioned that addition of 0.25 wt.% GNPs has significantly increased the strength of alloy. The results of his study show that the producibility of high-performance GNPs reinforced metal matrix nanocomposites in liquid routes is suitable for mass production [11].

In this work, AlSi12Fe alloy was reinforced by graphene and stir casting was used as a production method. Four different preheating times of the graphene, 60, 20, 15, and 10 mins, have been carried out to investigate the well-bonded surface of the graphene. The experimental results showed that the graphene particles were successfully introduced into the matrix of aluminium die-casting alloys.

## 2. Experimental Procedure

One of the most used die-casting alloys, namely AlSi12Fe, melted in the induction furnace as shown in Figure 1, and is given its chemical analysis in Table 1.



Figure 1. Induction furnace.

Table 1. The chemical composition of the alloy.

Elements	Si	Fe	Mn	Cu	Zn	Al
%	10.61	0.36	0.15	0.09	0.03	Balance

Graphene having a 3 nm grain size was used as a reinforcement agent, and added 0,1 wt.% to produce aluminium metal matrix nano-composite. In addition, four different preheating times of the reinforcement, 60, 20, 15, and 10 mins, were performed to obtain the best interfacial bonding between graphene and aluminium alloy.

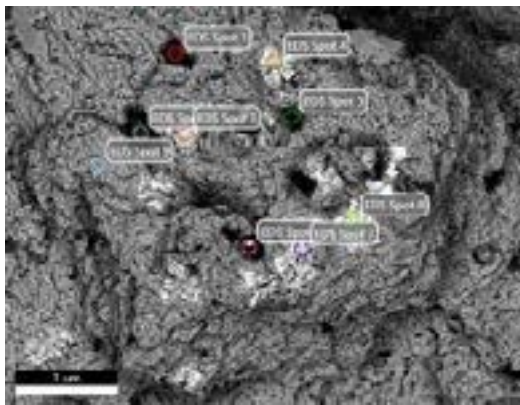


Figure 2. Rotary degassing unit.

In addition, a stir casting technique was employed to mix reinforcement into liquid aluminium homogenously, and a rotary degassing unit (Figure 2) was used to ensure proper stirring of liquid metal.

**3. Results and Discussion**

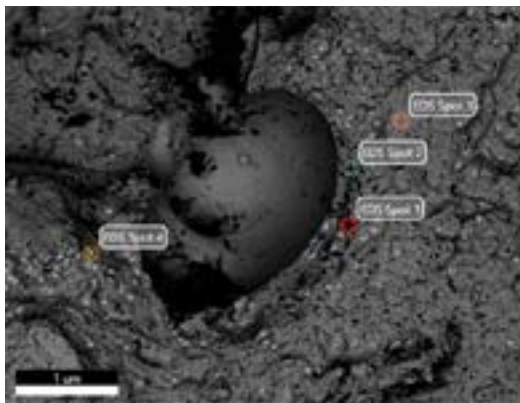
Four different preheating times of graphene reinforced aluminium metal matrix nano-composite materials are given in Figure 3, 4, 5, and 6, respectively.



a.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	A	F
CK	50.01	67.39	289.36	6.38	0.2211	0.7942	0.5936	1.0000
OK	4.10	4.75	122.75	7.18	0.1292	0.7102	0.7697	1.0000
AK	38.81	22.85	393.55	1.52	0.2261	0.6992	1.0138	1.0024
SK	1.34	1.41	42.75	4.89	0.1268	0.7198	0.9111	1.0111

**Figure 3.** Micrographs of SEM (a), and EDS analysis (b) of 60 mins. preheated graphene (spot 1).

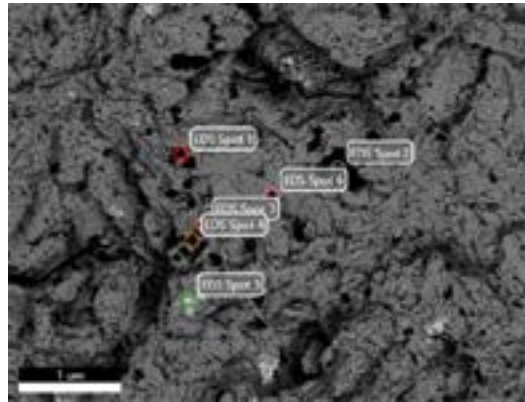


a.

b.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	A	F
CK	34.33	48.93	188.52	9.46	0.2207	0.7360	0.6038	1.0000
OK	11.14	14.34	152.54	7.24	0.1246	0.7095	0.4751	1.0000
AK	2.95	1.25	31.95	5.24	0.1242	0.6825	0.8515	1.0000
AK	38.36	19.68	478.38	1.55	0.2268	0.6989	0.9899	1.0020
SK	0.82	0.41	40.15	8.11	0.1240	0.7088	0.8815	1.0025
CK	1.31	0.68	22.11	3.47	0.1201	0.6949	0.8896	1.0098

**Figure 4.** Micrographs of SEM (a), and EDS analysis (b) of 20 mins. preheated graphene (spot 1).



a.

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	A	F
CK	66.51	79.07	2820.14	4.78	0.3550	0.7794	0.6848	1.0000
OK	9.15	8.17	487.34	9.49	0.0300	0.7514	0.4363	1.0000
AK	18.83	9.97	2497.85	1.86	0.1298	0.6844	1.0028	1.0038
SK	5.50	2.80	678.23	4.28	0.0363	0.7031	0.9368	1.0018

**Figure 5.** Micrographs of SEM (a), and EDS analysis (b) of 15 mins. preheated graphene (spot 2).

Some other researchers [8-11] could fabricate graphene reinforced aluminium metal matrix nano-composites via different casting and production techniques, such as powder metallurgy routes. Although all specimens have significant graphene particles into aluminium matrix according to the data obtained energy dispersive spectroscopy of scanning electron microscope, some of the specimens, such as 10 mins preheated graphene, have lower graphene particles. Since preheating could enhance the agglomeration of nano particles of graphene, the best results are obtained from prolonged preheating times such as 20 mins.

According to energy dispersive spectroscopy results obtained from the examination of scanning electron microscope, nano-particles of graphene could be measured from 32.32 to 66.51 wt.% into aluminium matrix. These values are promising to fabricate nano-particle reinforced aluminium matrix composite.

On the contrary, there is a morphological difference from 10 mins to 60 mins. Nano-particles of graphene could be close but untidy forms up to 20 mins. Exceeding preheating time

of 20 mins, graphene particles were appeared to be tidy and more agglomerated to be nodular into the matrix. Phases included into the metal matrix are always developed fibrous, nodular formations to enhance properties of the matrix or alloy. Considering both improved weight percentage of C of EDS and distribution of nano-particles of graphene into aluminium matrix could promote properties of such composites, esp. mechanical properties. Up to 2.5wt.% could enhance strength of the composite [11].

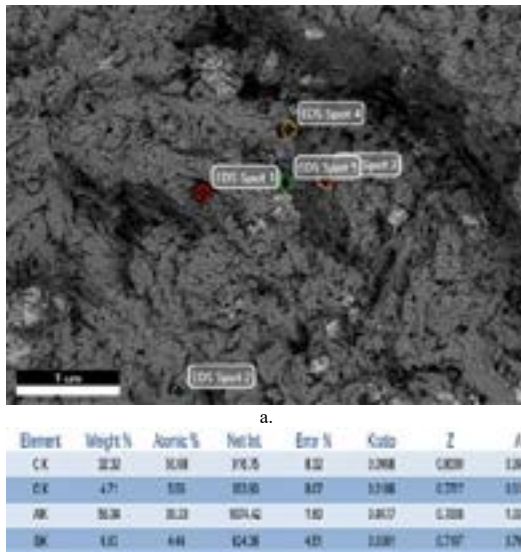


Figure 6. Micrographs of SEM (a), and EDS analysis (b) of 10 mins. preheated graphene (spot 1).

From the micrographs of scanning electron microscopes, nano-particles of graphene were successfully reinforced into aluminium matrix.

#### 4. Conclusion

- It is demonstrated that all preheating durations were beneficial to reinforce nano-particles of graphene into aluminium alloy.
- Stir casting technique could be used to fabricate aluminium metal matrix nano-composites reinforced with graphene.
- There is a morphological difference of graphene particles into the aluminium matrix between 60 and 10 mins.
- Best results were obtained from prolonged preheating time of 60 mins.

#### Acknowledgment

The authors would like to thank Yıldız Technical University for supporting to perform the experimental studies in BCACT, and Ahmet Kabil from ASSAN Alüminyum for SEM examinations.

#### References

[1] Prashantha Kumar, H.G., Anthony Xavier, M., “Graphene reinforced metal matrix composite (GRMMC): A review”, *Procedia Eng.* 97 (2014) 1033–1040.

[2] Garg, P., Gupta, P., Kumar, D., Parkash, O., “Structural and Mechanical Properties of Graphene reinforced Aluminum Matrix Composites”, *Jmes.* 7 (2016) 1461–1473.

[3] Verma, A.S., Sumankant, N.M. Suri, Yashpal, “Corrosion Behavior of Aluminum Base Particulate Metal Matrix Composites: A Review”, *Mater. Today Proc.* 2 (2015) 2840–2851.

[4] Dasgupta, R., “Aluminium Alloy-Based Metal Matrix Composites: A Potential Material for Wear Resistant Applications”, *ISRN Metall.* 2012 (2012) 1–14.

[5] Du, X., Zheng, K., Liu, F., “Microstructure and mechanical properties of graphene-reinforced aluminum-matrix composites”, *Mater. Technol.* 52 (2018) 763–768.

[6] Chen, F., Gupta, N., Behera, R.K., Rohatgi, P.K., “Graphene-Reinforced Aluminum Matrix Composites: A Review of Synthesis Methods and Properties”, *JOM.* 70 (2018) 837–845.

[7] Bartolucci, S.F., Paras, J., Rafiee, M.A., Rafiee, J., Lee, S., Kapoor, D., Koratkar, N., “Graphene-aluminum nanocomposites”, *Mater. Sci. Eng. A.* 528 (2011) 7933–7937.

[8] Seretis, G.V., Kouzilos, G., Polyzou, A.K., Manolakos, D.E., Provatidis, C.G., “Effect of Graphene Nanoplatelets Fillers on Mechanical Properties and Microstructure of Cast Aluminum Matrix Composites”, *Nano Hybrids Compos.* 15 (2017) 26–35.

[9] Boostani, A.F., Yazdani, S., Mousavian, R.T., Tahamtan, S., Khosroshahi, R.A., Wei, D., Brabazon, J.Z. Xu, X.M. Zhang, Z.Y., “Strengthening mechanisms of graphene sheets in aluminium matrix nanocomposites”, 88 (2015) 983–989.

[10] Palampalle, B.K., Brahmaraaju, K. Subbaiah K.V., “Development and Characterization of Al-GNPs Composites by Stir Casting Method”, (2018) 1–8.

[11] Kandemir, S., “Grafen Nanolevha Takviyesinin AlSi10Mg Alaşımının Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi”, 6 (2018) 177–187. doi:10.29109/http-gujsc-gazi-edu-tr.334577.













**ACHENBACH**  
BUSCHHÜTTEN

Sustainability  
one step ahead:  
with Achenbach  
into a green, lean  
and digital future.





## Hayata Değer Katar Add Value To Life

Otomotiv / Automotive • Raylı Sistemler & Railway  
Tır & Otobüs & Ulaşım / Bus & Trailer & Transporte  
Denizcilik / Marine • Enerji / Energy • Elektrik &  
Elektronik / Electric & Electronic • Beyaz Eşya / White  
Household Appliances • İnşaat & Mimari / Construction  
& Architectural • Aydınlatma / Lighting



OUR FUTURE BEGINS WITH  
SUSTAINABILITY

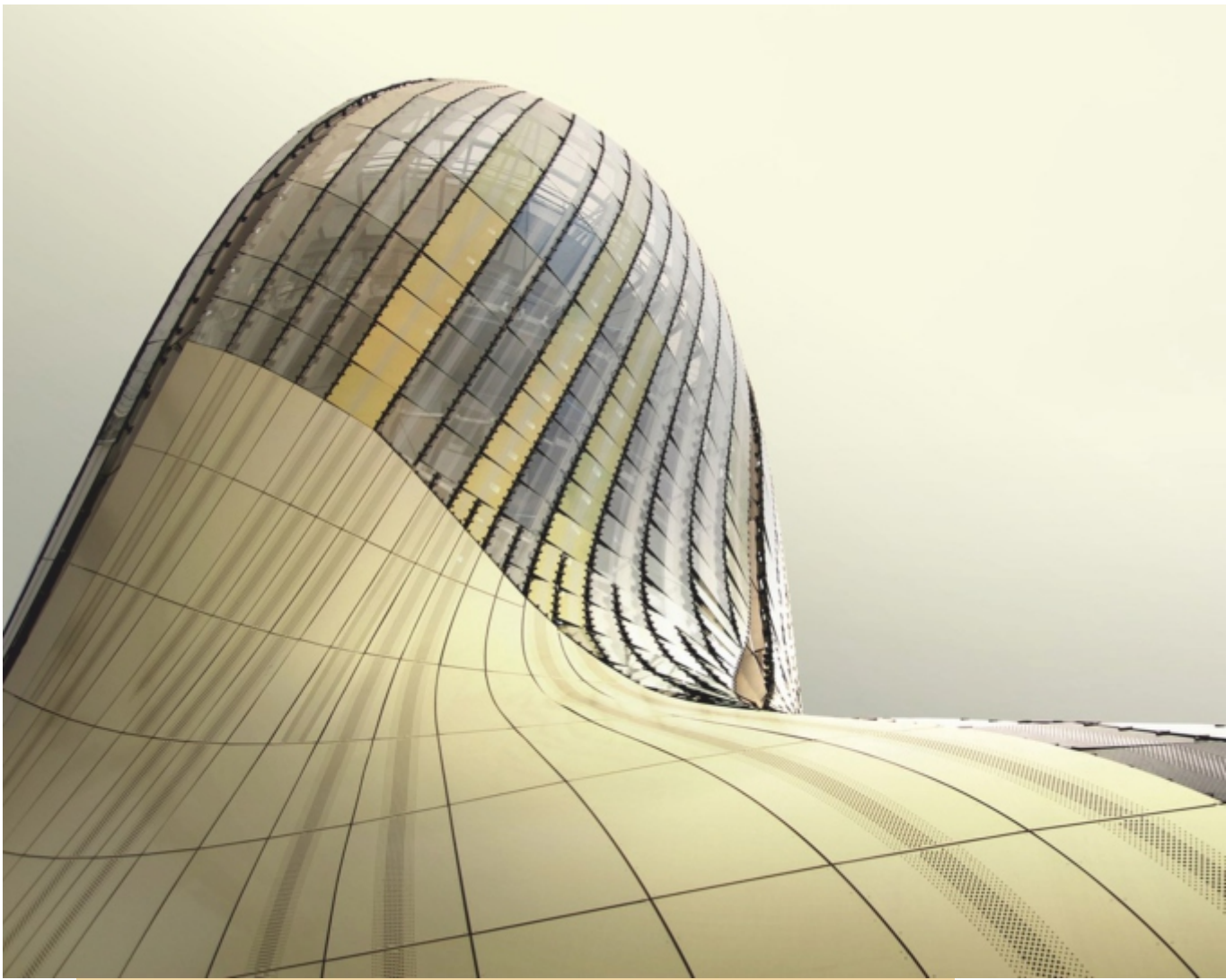


## Creating a better world for future generations begins with sustainability

**We believe that we can create a sustainable world together with our stakeholders.**

The UN Sustainable Development Goals are our guiding corporate principles for our business processes. By producing renewable energy, recycling aluminium in our integrated facility and by applying the global sustainability principles to our business processes, we produce the future without wasting it.





## High-performance coil-coatings for façades and roofing

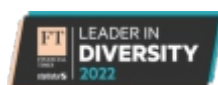


Beckers is a global market leader of coil coatings. We are focused on developing sustainable coatings – our vision is to become the most sustainable industrial coatings company in the world.

Our expertise is based on our long history dating back over 150 years. 1,700 people work at 24 production sites in 18 countries, providing products, services and bespoke solutions to customers in 60 countries around the world.

Available in many colours and textures, our coatings are designed to minimize maintenance, resist physical and chemical damage, reflect infrared and ultraviolet radiation, and even reduce heating and cooling costs.

Adding value beyond the surface



Turkish Aluminium 365 websitesi ile,

# İHRACAT DÜNYASI BİR TIK UZAĞINIZDA!

Dünya kalitesinde alüminyum ürünlerimizin ve prestijli Türk alüminyum üreticilerimizin bir arada olacağı; 365 gün açık, sanal ikili görüşmeler yapılabilen platformumuza siz de katılın!

**SEKTÖREL BÜYÜMEYE ORTAK OLUN!**



Siteyi ziyaret etmek ve sisteme kayıt olmak için QR kodu telefonunuza okutabilirsiniz.



[www.turkishaluminium365.com](http://www.turkishaluminium365.com)



**iDDMiB**

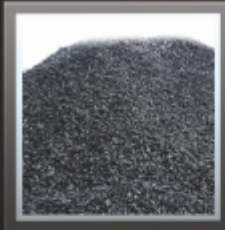
**Türkiye**





**MARMARA METAL**  
MAMÜLLERİ TİC. A.Ş.

*Premier Choice of the World's Aluminium, Iron & Steel Foundries.*



#### **FERRO ALLOYS**

Ferro Silicon Manganese  
Ferro Silicon  
Ferro Manganese  
Ferro Chrome  
Ferro Molybdenum  
Ferro Vanadium  
Ferro Phosphorus  
Ferro Titanium  
Ferro Boron  
Ferro Sulphur  
Ferro Niobium  
Ferro Wolfram  
Ferro Nickel

#### **NON FERROUS**

Silicon Metal  
Chrome Metal  
Magnesium Metal  
Manganese Metal

#### **BASE METALS**

Aluminium  
Nickel  
Copper  
Lead  
Zinc  
Tin

#### **MINOR METALS**

Antimony Metal  
Cadmium Metal  
Chromium Metal  
Cobalt Metal  
Manganese Metal  
Molybdenum Metal  
Niobium Metal  
Selenium Metal  
Silicon Metal  
Wolfram Metal  
Zirconium Metal

#### **MASTER ALLOYS**

Nickel Magnesium  
Aluminium Titanium Boron  
Aluminium Chrome  
Aluminium Manganese  
Aluminium Silicon  
Aluminium Strontium  
Silicon Calcium  
Calcium Carbide  
Aluminium Nickel  
Aluminium Cobalt  
Copper Phosphorus

#### **PIG IRON**

Nodular Grade Pig Iron  
Foundry Grade Pig Iron  
Basic Pig Iron  
Steel Scrap

#### **INOCULANTS**

Ferro Silicon Magnesium  
Ferro Silicon Zirconium  
Ferro Silicon Barium  
Ferro Silicon Aluminium  
Ferro Silicon Calcium

#### **MINERALS/ORES**

Chromite Ore  
Iron Ore  
Manganese Ore  
Fluorspar  
Alumina / Bauxite

#### **WATER TREATMENT**

Ductile Iron Pipe  
Aluminium Sulphate  
Chlore

#### **OTHERS**

Graphite Electrode  
Metallurgical Coke  
Foundry Coke  
Silicon Carbide  
Chromite Sand  
Magnesium Granule  
Graphitized Petroleum Coke  
Calcinated Petroleum Coke  
Steel Shot  
Steel Grit  
Foundry Resin  
Foundry Coating  
Ceramic Foam Filters  
Refractories  
Ferro Titanium Cored Wire  
Calcium Silicon Cored Wire  
Crucibles  
Mica Sheets & Rolls  
Fluxes  
Shell Sand

Cumhuriyet Mah. 2253 Sok. Marmara Plaza No:13 Gebze - Kocaeli - TURKEY T.: (+90 216) - 447 29 55 (pbx) F.: (+90 216) 447 29 69

[www.marmarametal.com](http://www.marmarametal.com)

[marmara@marmarametal.com](mailto:marmara@marmarametal.com)



# A KABLO

Enerjiyi A kalite taşımanın yolu...  
Quality A for transferring the energy...

A KABLO SANAYİ VE TİCARET A.Ş.

Orta Mahalle, Atayolu Caddesi No: 22 , 34959 ,Orhanlı - Tuzla/İstanbul/TÜRKİYE  
E-mail: info@akablo.com - Tel: + 90 216 304 05 06 - 5 Hat - Faks: +90 216 304 05 05

[www.akablo.com](http://www.akablo.com)



Şahinler Metal San. Tic. A.Ş. Kuruluşudur.





Yaptığımız işin ardında geleceğe daha iyi bir gezegen bırakmak için çalışıyoruz.

**SÜRDÜRÜLEBİLİR DÜNYA,  
SÜRDÜRÜLEBİLİR VİZYON  
İLE MÜMKÜN.**

**H1-D120**



#### Döküm Hattı Casting Line



Ak Alüminyum'un iki döküm hattında, yüksek kaliteli ingot ve külçe halindeki hammadde, 16 ve 25 tonluk ergitme fırınlarında ergitilir. Sıvı alüminyum, ergitme ve tutma fırınlarında rafınasyon ve alaşımlandırma işlemlerinden geçer ve "sürekli ikiz merdaneli döküm" yöntemi ile dökme rulo üretilir.

In two casting lines of Ak Alüminyum, raw materials are melted in furnaces with 16 MT and 25 MT capacities. Liquid aluminium is refined and alloyed in melting and holding furnaces. Then, coils are cast with "continuous twin roll casting" technology.



#### Levha Değerlendirme Sheet Processing



Yıkama-Gerdirme-Gofrajama hattında, yıkama ve durulama tanklarında temizlenen rulolar, polimer gergi merdanelerinden geçerek ideal profil özelliklerine sahip olur. Görsel kullanım alanlarına yönelik olarak, müşteri isteğine göre, 0,20-1,00 mm arası kalınlıklardaki rulolara, klasik gofraj veya baklava desenleri uygulanabilir. Boy kesme ve dilme hatlarında istenen ölçülerde levha, rulo ve şerit üretimi yapılmaktadır.

Cold rolled coils are processed in Degreasing-Tensioning-Embossing line in order to be cleaned completely and tension levelled for a good strip profile without any buckles. According to customer request, Ak Alüminyum is able to apply classical stucco and diamond textures on coils of 0,20-1,00 mm thick for visual applications. At Cut to Length and Slitting lines, sheets, coils and strips can be produced at requested dimensions.

#### Soğuk Hadde Hattı Cold Rolling Mill



Soğuk Hadde hatlarında 0,20-3,00 mm arası kalınlık ve 900-1250 mm arası genişliklerde soğuk haddelenmiş rulo üretimi yapılmaktadır. Kullanım alanına uygun mekanik özelliklerin sağlanması için soğuk haddelene ve tavlama prosesleri birlikte düzenlenmektedir. Tavlama prosesi, biri 50 ton, diğeri 10 ton kapasiteli fırınlarda gerçekleştirilir.

Cold rolled coils are produced with 0.20-3.00 mm thickness and 900-1250 mm width. By combining the process of cold milling and annealing, different tempered aluminium is produced according to customer application. The annealing process is done with two furnaces of 50 MT and 10 MT capacities.

#### Tavlama Fırını Annealing Furnace



#### ÜRÜNLER PRODUCTS

DÜZ  
PLAIN

GOFRAJ  
STUCCO

BAKLAVA  
DIAMOND

#### RULO VE LEVHA ÜRÜNLERİ COIL AND SHEET PRODUCTS

Alaşım Alıy	AA 1xxx, AA 3xxx			
Temper	H00, H12, H22, H14, H24, H16, H26, H18, H19, H28			
<b>Dökme Rulo</b> Cast Coil	<b>Kalınlık Thickness</b> 4,00 - 8,00 mm	<b>Genişlik Width</b> 800 - 1650 mm	<b>İç Çap I.D.</b> 508 mm	<b>Dış Çap O.D.</b> 1800 mm
<b>Soğuk Rulo</b> Cold Rolled Coil	<b>Kalınlık Thickness</b> 0,20 - 3,00 mm	<b>Genişlik Width max.</b> 1250 mm	<b>İç Çap I.D.</b> 508 mm	<b>Dış Çap O.D.</b> 1700 mm
<b>Düz Plain</b>				
<b>Gofrajlı Embossed</b>				
<b>Şerit Strip</b>	<b>Kalınlık Thickness</b> 0,20 - 2,50 mm	<b>Genişlik Width min.</b> 50 mm	<b>İç Çap I.D.</b> 508 mm	<b>Dış Çap O.D.</b> 1700 mm
<b>Levha Sheet</b>	<b>Kalınlık Thickness</b> 0,20 - 3,00 mm	<b>Genişlik Width</b> 400 - 1250 mm	<b>Uzunluk Length</b> 400 - 4000 mm	
<b>Düz Plain</b>				
<b>Gofrajlı Embossed</b>				

#### KULLANIM ALANLARI USES







# arslan alüminyum a.ş.

## DÖKÜMHANE CASTHOUSE



90 mm, 100 mm, 110mm, 127 mm, 140mm,  
152 mm, 178mm, 203 mm, 228 mm, 254 mm ve  
305 mm çapında bilyet dökümü yapabilen  
dökümhanemiz.  
Kapasite 180.000 ton/yıl



## EKSTRÜZYON HATTI EXTRUSION LINE



1100 Ton Press 350 Ton / Ay - Month  
1100 Ton Press 350 Ton / Ay - Month  
1100 Ton Press 350 Ton / Ay - Month  
1200 Ton Press 350 Ton / Ay - Month  
1600 Ton Press 500 Ton / Ay - Month  
1600 Ton Press 600 Ton / Ay - Month  
2750 Ton Press 1000 Ton / Ay - Month  
4000 Ton Press 1700 Ton / Ay - Month

## KALIPHANE • DIE WORKSHOP

Kalıpların dizayn ve imalatı: son model  
teknolojik makina ve tezgahlarda  
yapılmaktadır.  
Kapasite 300 Kalıp/Ay



## DEKORATİF FİLM KAPLAMA DECORATIVE FILM COATING

Ahşap, mermer, granit desen  
uygulamaları.  
Kapasite 150.000 m<sup>2</sup>/Ay



## STATİK TOZ BOYA POWDER COATING

Dikey ve Yatay Statik  
toz boya tesislerimiz  
1.550.000 m<sup>2</sup>/Ay



## MEKANİK İŞLEM MECHANICAL TREATMENT

Alüminyum profil işleme merkezi  
ve mekanik işlem. Açılı ve hassas  
kesim ve çapak alma işlemleri

## ELOKSAL ÜNİTESİ ANODISING UNIT



Anodik oksidasyon (eloksal)  
ünitelerimiz.  
Kapasite 590.000 m<sup>2</sup>/Ay



## YÜZEY İŞLEM SURFACE TREATMENT



Yüzey işlemler, polisaj, satinaj,  
kumlama ve zımpara işlemleri  
uygulanmaktadır.

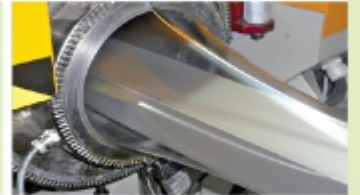
## KALİTE KONTROL QUALITY CONTROL

Profil üretim esnasında ve sonrasında  
kalite kontrol departmanı tarafından  
kontrol edilmektedir.



## PROFİL ŞİRİNKLEME SHRINK

Şirink ve Naylon Ambalaj  
Uygulamaları



Merkez: Hürriyet Mah. Dr. Cemil Bengü Cad. No:40 Kağıthane 34403 İSTANBUL/TÜRKİYE

Tel: +90 212 224 21 06 (3 hat) Fax: +90 212 224 27 22

Fabrika I: 1. Organize Sanayi Bölgesi 11030 BİLECİK/TÜRKİYE

Fabrika II: 2. Organize Sanayi Bölgesi 11030 BİLECİK/TÜRKİYE

Fabrika III: 2. Organize Sanayi Bölgesi 11030 BİLECİK/TÜRKİYE

Tel: +90 228 216 02 21 (6 hat) Fax: +90 228 216 02 27

arslan@arslanaluminum.com



www.arslanaluminum.com





YOU KEEP ON  
WORKING,  
WE'LL KEEP THE  
FIRE BURNING

 **calderys**<sup>®</sup>  
a member of Imerys

**HAZNEDAR DURER**  
REFRACTORIES  
a member of Calderys



**m**  
**sc** | GRUBU



Kullandığımız elektriğin **2,7 katını**  
tekrardan dünyamıza kazandırmanın  
**gururu ile...**

**Proud of** supplying **2,7 times** more  
electricity than our consumption...



pandaaluminum.com.tr

 **panda**  
alüminyum

Smile of partners  
is our priority.

Member of  panda group





**ALLOW**

# TOGETHER TOWARDS NET ZERO



RUSAL's carbon footprint is among the **lowest** in the industry



RUSAL's smelters are powered by **over 95%** of renewable hydropower



ALLOW contributes to **decarbonizing** supply chains



RUSAL's parent company En+ Group is committed to **Net Zero** by 2050

[www.rusal.com](http://www.rusal.com)



## **ENGINEERING EXCELLENCE, BUILDING TRUST**

- Lights-out melting lines with fully automated scrap charging cars for maximum safety and efficiency
- Preheating and delacquering options for eco-friendlier aluminium recycling
- Patented and special design equipment such as fully automated dross skimming robots for longer refractory lifetime
- IoT and data storage solutions for cast houses







TÜRKİYE CUMHURİYETİ  
TİCARET BAKANLIĞI

TİM TÜRKİYE  
İHRACATÇILAR  
MECLİSİ

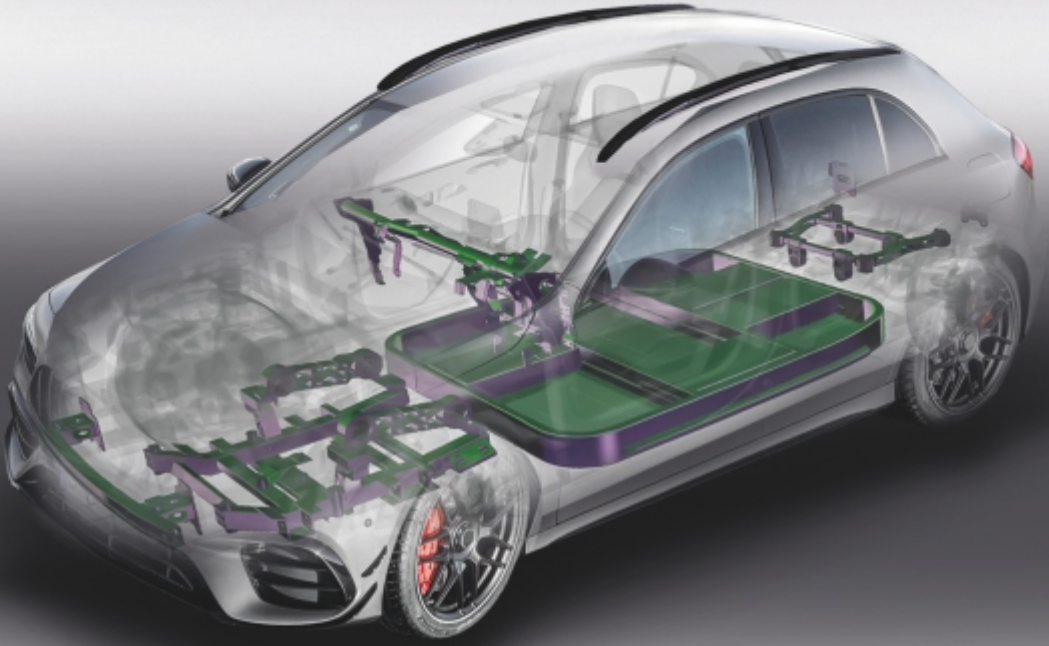


Türkiye ekonomisinin yükselen değeri hizmet sektörlerinin ödüllendirildiği 2020 yılı Hizmet İhracatı Şampiyonları değerlendirilmesine katılım sağlayan firmalar arasında *Yük Taşımacılığı ve Lojistik Hizmetleri* kategorisinde 34. olduk.



ÜNSPED  
GÜMRÜK  
MÜŞAVİRLİĞİ

**ALÜMİNYUMDAN  
HAFİFLETEN  
ÇÖZÜMLERİMİZLE  
OTOMOTİVİN  
GELECEĞİNİ  
ŞEKİLLENDİRİYORUZ**



**YEŞİLOVA**

# Avrasya Alüminyum Sektörünün Buluşma Noktası



## 3-5 Mart 2022



Istanbul Fuar Merkezi • Hol 1-2

Eş Zamanlı Sempozyum

## 10. Uluslararası Alüminyum Sempozyumu

Düzenleyen Kuruluşlar:

- TALSAD - Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği
- TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi
- METEM - TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası Eğitim Merkezi

### Destekleyenler

**TALSAD**  
TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ



**TMMOB**  
METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLERİ ODASI



**METEM**  
MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ



**TÜRKİYE CUMHURİYETİ**  
TİCARET BAKANLIĞI



**KOSGEB**

### Organizatör



Deutsche Messe



Hannover-Messe  
Ankiros Fuarçılık A.Ş.

[www.aluexpo.com](http://www.aluexpo.com)



@hmankirosfairs



# Global Metalurji Sektörünün Dev Buluşması

6-8 Ekim 2022

ISTANBUL

TÜYAP Fuar ve Kongre Merkezi



**21st**  
International Metallurgy  
and Materials Congress



**11. Uluslararası**  
**Döküm**  
**Kongresi**

Destekleyenler



UCİTEA  
CHAMBER OF METALLURGICAL  
AND MATERIALS ENGINEERS



REPUBLIC OF TURKEY  
MINISTRY OF TRADE



AMAFOND

CECOF

CEMAFON



Metallurgy



Organizatör



Deutsche Messe

Hannover-Messe  
Ankiros Fuarçılık A.Ş.

[www.ankiros.com](http://www.ankiros.com)

[f](https://www.facebook.com/hmankirosfairs) [t](https://www.twitter.com/hmankirosfairs) [i](https://www.instagram.com/hmankirosfairs) [in](https://www.linkedin.com/company/hmankirosfairs) [y](https://www.youtube.com/hmankirosfairs) @hmankirosfairs





ALÜMİNYUM  
HER YERDE

TALSAD 50 YIL  
TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ

ÜYELER

AK ALÜMİNYUM  
SANAYİ VE TİCARET A.Ş.

AKM

AKPA

Alüminyum

ALPA METAL  
Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

ALTAS

altek

ALU&Art

alusen

arslan alüminyum a.ş.

ASAŞ

asenmetal



AssanAlüminyum

ASTAS

AYDE  
ALÜMİNYUM

aykim  
aluminum



bdm  
bilginoglu dokum

BİSER

burak  
alüminyum

CANSAN  
ALÜMİNYUM

CB  
METAL  
ALÜMİNYUM

CIHAN METAL  
Cihan Metal San. ve Tic. A.Ş.

CMS

CROWN  
Brand-Building Packaging™



Çuhadaroğlu

ÇUHADAROĞLU  
Alüminyum Sistemleri

DEKORAL

DEMİSAS  
ALUMINIUM SYSTEM PROFILE

DOĞUŞ  
ALÜMİNYUM SAN. ve TIC. A.Ş.

eds  
yüksek basınç döküm sanayi  
"high pressure die-casting"

EXAL

ERD  
alüminyum

erdoğanlar  
ALÜMİNYUM SANAYİ VE TİCARET A.Ş.

ERŞAŞ  
ALÜMİNYUM

FABAL  
ALÜMİNYUM

Formal Alüminyum

GENÇ HAVALAR METAL™  
Genç Havalar Metal San. ve Tic. A.Ş.

GÜRSAN  
Alüminyum İmalat Sanayi Ltd. Şti.

Deutsche Messe  
Hannover-Messe  
Ankuros Fuarcılık A.Ş.

HASÇELİK  
KABLO

Hydro

IspakAmbalaj

KALE  
OTO RADYATÖR

KORUMAZ KARDEŞLER  
alüminyum sanayi a.ş.

köprümetal

MAĞAZA METAL  
SANAYİ VE TİCARET A.Ş.

MES

MESAN METAL™  
Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

METAL  
DÜNYASI  
www.metal-dunyasi.com.tr

META•MAK  
Metal Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

mimsa  
metal

ON  
AT  
onay alüminyum san. ve tic. a.ş.

panda  
alüminyum

PMS  
ALÜMİNYUM

Pyrotek.

RUSAL

SAHİNLER  
Metal Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

SİSTEM  
Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

ST  
sistem teknik  
INDUSTRIAL FURNACES

Teknik  
ALÜMİNYUM

Teknikal  
ALÜMİNYUM

UZUNER  
ALÜMİNYUM  
Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

VIGMETAL

YAVUZ  
alüminyum  
sanayi ve ticaret a.ş.











**MARMARA METAL**  
MAMÜLLERİ TİC. A.Ş.

*Premier Choice of the World's Aluminium, Iron & Steel Foundries.*



#### **FERRO ALLOYS**

Ferro Silicon Manganese  
Ferro Silicon  
Ferro Manganese  
Ferro Chrome  
Ferro Molybdenum  
Ferro Vanadium  
Ferro Phosphorus  
Ferro Titanium  
Ferro Boron  
Ferro Sulphur  
Ferro Niobium  
Ferro Wolfram  
Ferro Nickel

#### **NON FERROUS**

Silicon Metal  
Chrome Metal  
Magnesium Metal  
Manganese Metal

#### **BASE METALS**

Aluminium  
Nickel  
Copper  
Lead  
Zinc  
Tin

#### **MINOR METALS**

Antimony Metal  
Cadmium Metal  
Chromium Metal  
Cobalt Metal  
Manganese Metal  
Molybdenum Metal  
Niobium Metal  
Selenium Metal  
Silicon Metal  
Wolfram Metal  
Zirconium Metal

#### **MASTER ALLOYS**

Nickel Magnesium  
Aluminium Titanium Boron  
Aluminium Chrome  
Aluminium Manganese  
Aluminium Silicon  
Aluminium Strontium  
Silicon Calcium  
Calcium Carbide  
Aluminium Nickel  
Aluminium Cobalt  
Copper Phosphorus

#### **PIG IRON**

Nodular Grade Pig Iron  
Foundry Grade Pig Iron  
Basic Pig Iron  
Steel Scrap

#### **INOCULANTS**

Ferro Silicon Magnesium  
Ferro Silicon Zirconium  
Ferro Silicon Barium  
Ferro Silicon Aluminium  
Ferro Silicon Calcium

#### **MINERALS/ORES**

Chromite Ore  
Iron Ore  
Manganese Ore  
Fluorspar  
Alumina / Bauxite

#### **WATER TREATMENT**

Ductile Iron Pipe  
Aluminium Sulphate  
Chlore

#### **OTHERS**

Graphite Electrode  
Metallurgical Coke  
Foundry Coke  
Silicon Carbide  
Chromite Sand  
Magnesium Granule  
Graphitized Petroleum Coke  
Calcinated Petroleum Coke  
Steel Shot  
Steel Grit  
Foundry Resin  
Foundry Coating  
Ceramic Foam Filters  
Refractories  
Ferro Titanium Cored Wire  
Calcium Silicon Cored Wire  
Crucibles  
Mica Sheets & Rolls  
Fluxes  
Shell Sand

Cumhuriyet Mah. 2253 Sok. Marmara Plaza No:13 Gebze - Kocaeli - TURKEY T.: (+90 216) - 447 29 55 (pbx) F.: (+90 216) 447 29 69

[www.marmarametal.com](http://www.marmarametal.com)

[marmara@marmarametal.com](mailto:marmara@marmarametal.com)