

# alus'11

12-14 Ekim / October 2023  
Istanbul Expo Center

## 11. Uluslararası Alüminyum Sempozyumu

11<sup>th</sup> International  
Aluminium Symposium

### BİLDİRİLER KİTABI

### PROCEEDINGS BOOK



TALSAD 50 YIL  
TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ

TÜBİTAK  
MAM

METEM  
TMMOB METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLERİ ODASI EĞİTİM MERKEZİ

in @ f / talsadalus  
www.alusist.com



alus'11

11. Uluslararası  
Alüminyum Sempozyumu  
11<sup>th</sup> International  
Aluminium Symposium

12-14 Ekim / October  
2023 İstanbul Fuar Merkezi

# BİLDİRİLER KİTABI

## PROCEEDINGS BOOK



[in](#) [@](#) [f](#) [t](#) / talsadalous  
[www.alusist.com](http://www.alusist.com)

©2023

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.*

©2023

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.*

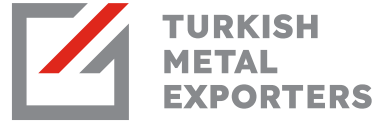
# ALÜMİNYUM SPONSORLAR

## ALUMINIUM SPONSORS



## GÜMÜŞ SPONSORLAR

## SILVER SPONSORS



## BRONZ SPONSORLAR

## BRONZE SPONSORS

**cöface**  
FOR TRADE

**CONTIMPEX S.A.**

**eksenAL**  
Aluminium extrusion die factory

**چارمکو**  
GARMCO

**GENÇ HAVALAR METAL®**  
Geni Dönüşüm Hurdacılık San. Ve Tic. Ltd. Şti.

**iBA** Powder  
Coatings

**petroyağ**  
LUBRICANTS

**PSI**

**Quad Plus®**

**SECO/WARWICK**

**ST** sistem teknik  
INDUSTRIAL FURNACES

**Teknik**  
ALÜMİNYUM

**TRANSOCEAN** CELEBRATING 21 YEARS  
SHIPPING INT'L TRANSPORT & FOREIGN TRADE CO. INC.

## TEKNOLOJİ SPONSORU

## TECHNOLOGY SPONSOR

**corporate sense**

## DESTEKLEYEN KURULUŞLAR

## SUPPORTERS

**European Aluminium**

**INTERNATIONAL ALUMINIUM**

**alufoil**  
European Aluminium Foil Association

**asi** Aluminium Stewardship Initiative

**ALUTEAM**  
Aluminium Trade Association

**AiD** ALUMINIUM YÜZÜ İŞLEM DERNEĞİ  
Association of Aluminium Surface Treatment

**Deutsche Messe**  
Hannover-Messe  
Ankara Pazarlık A.Ş.

**TÜBİTAK**

## MEDYA PARTNERLERİ

## MEDIA PARTNERS

**ALUMINIUM INTERNATIONAL TODAY**

**ALU&Art**  
ALUMINIUM COPRA TPAK HAVAR METAL DEĞERİ

**KOMİTELER**

**COMMITTEES**



# SEMPOZYUM YÜRÜTME KURULU

## ORGANIZING COMMITTEE

### YÜRÜTME KURULU BAŞKANI

### CHAIRMAN

**Dr. Göksal GÜNGÖR**

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

### YÜRÜTME KURULU BAŞKAN YARDIMCISI

### VICE CHAIRMAN

**Pelin ARSLAN**

*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*

**Derya HATİBOĞLU**

*ASAŞ*

**Utku İNAN**

*NITREX - BDI Metalurji*

**Selda KURTTEPELİ**

*TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi  
TUBITAK Marmara Research Center*

**Dr. Erol METİN**

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

**Onur MEYDANOĞLU**

*ASSAN Alüminyum*

**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*

# ULUSLARARASI BİLİM KURULU

## INTERNATIONAL SCIENTIFIC COMMITTEE

Dr. Can AKYIL

*POLITEKNİK Metal*

Dr. Hatice Mollaoğlu ALTUNER

*ASSAN Aluminium*

Doç. Dr. Derya DIŞPINAR

*FOSECO*

Dr. Murat DÜNDAR

*ASSAN Aluminium*

Dr. Mertol GÖKELMA

*IZMIR INSTITUTE OF TECHNOLOGY*

Prof. Dr. Sebahattin GÜR MEN

*ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY*

Prof. Dr. Cem KAHRUMAN

*BURSA TECHNICAL UNIVERSITY*

Prof. Dr. Ali KALKANLI

*MIDDLE EAST TECHNICAL UNIVERSITY*

Prof. Dr. Özgöl KELEŞ

*ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY*

Dr. Ebubekir KOÇ

*FATİH SULTAN MEHMET VAKIF UNIVERSITY*

Prof. Dr. Gökhan ORHAN

*ISTANBUL UNIVERSITY CERRAHPASA*

Doç. Dr. Ahmet TURAN

*YEDİTEPE UNIVERSITY*

Prof. Dr. Onuralp YÜCEL

*ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY*

Doç. Dr. Çağlar YÜKSEL

*ATATÜRK UNIVERSITY*

Dr. Mert AKEL  
*TÜBİTAK – MAM*

İbrahim ANIL  
*Hannover Messe Ankiros Fuarçılık A.Ő.*

Kenan ARACI  
*ÇUHADAROĞLU Metal*

Cenk ARSLAN  
*ARSLAN Alüminyum*

Ali Meriç BAHAR  
*ALM Geri Dönüşüm*

Ali BAKANER  
*İDDMİB*

Sedef BOLGÜN  
*ASTAŞ Alüminyum*

AyŐegül ÇAPAN  
*İDDMİB*

Őevket ÇALIŐKAN  
*İDDMİB*

Tayfun ÇAMAŐLIOĞLU  
*VIG Metal*

Ögetay CAN  
*PETROYAĞ*

Mert DEMİRCİ  
*CORPORATE SENSE*

Rasim ERDOĞAN  
*PMS*

Serdar Ali EROL  
*AVEKS İç ve Dış Ticaret*

Ali GENÇTÜRK  
*COFACE*

Altay GÖKTEPE  
*MSC*

Ümit Yasin GÜVEN  
*T.C. SANAYİ VE TEKNOLOJİ BAKANLIĞI*

Kemal Sami KABUKÇU  
*CB Metal*

Sabri KARABAĐLI  
*ALTEK Metal*

Őahap KIRAN  
*FABAL Alüminyum*

Arzı KIZILOK  
*PYROTEK*

Ali KİBAR  
*ASSAN Alüminyum*

İhsan KÖSOĞLU  
*RUSAL*

Kayra KURT  
*CALDERYS*

Őener MUTER  
*TALSAD*

Akın OBALI  
*SİSTEM TEKNİK Endüstriyel Fırınlar*

Mehmet ÖNCEL  
*İDDMİB*

Nihat ÖNER  
*MARMARA Metal*

Ata ÖZDEMİRLER  
*METEM*

TaŐkin ÖZKAL  
*ALTAŐ Alüminyum*

Pınar ŞAHİN  
*ŞAHİNLER Metal*

Hüseyin ŐEHERLİ  
*PANDA Alüminyum*

Tunçağ Cihangir ŞEN  
*TÜDOKSAD*

Çetin TECDELİOĞLU  
*İDDMİB*

Sinan TUNCER  
*KÖPRÜ Metal*

A. İrfan TÜRKKOLU  
*TMMOB Metalurji ve Malz. Müh. Odası*

Ayhan YEREKABAN  
*SİSTEM Alüminyum*

Yaşar YEREKABAN  
*İDDMİB*

Ali İhsan YEŞİLOVA  
*CANSAN Alüminyum*

Prof. Dr. Fevzi YILMAZ  
*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 kullanım hakkı verilmiştir ve böylece TALSAD, Türkiye alüminyum sektörünün ulusal ve uluslararası alanda temsili açısından da önemli bir aşamaya ulaşmıştır. 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 83 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, Türkiye alüminyum sektörünün dünya ve bölge pazarlarındaki payının artması için çalışmalar yapmaktadır. Bu çalışmalar kapsamında ALUEXPO ve ALUS, Uluslararası Alüminyum Sempozyumu çok önemli bir yer tutmaktadır. Alüminyum sektörümüz geçtiğimiz dönemler içerisinde alüminyum mamul üreticileri arasında çok önemli bir yer teşkil eder hale gelmiş olup başta Avrupa pazarı olmak üzere içinde bulunduğumuz coğrafyada önemli bir üretim üssü haline gelmiştir. Bu nedenle ALUEXPO ve 2019 yılından itibaren 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 alanında yapılan bilimsel ve teknolojik çalışmaları desteklemek üzere gerçekleştirilen en önemli uluslararası organizasyonlardan biridir. Bu yaklaşım ile ALUEXPO ve ALUS, Uluslararası Alüminyum Sempozyumu, alüminyum sektörünün yakın coğrafyamızda gerçekleştirilen en önemli uluslararası etkinlik olma yolunda giderek büyümekte ve gelişmektedir.



## **TURKISH ALUMINIUM INDUSTRIALISTS ASSOCIATION**

TALSAD, Turkish Aluminium Industrialists Association was established by the leading industrialists and 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 was awarded the right to use the title “Türkiye” by the decision of the Turkish Minister’s Council, which then marked an important stage in establishing international representation power of the Turkish aluminium industry. Following that, Talsad has been accepted as a member of European Aluminium, the umbrella organization for the European Aluminium Industry. Currently, with 83 leading members from the Turkish aluminium industry, TALSAD has now become an important organization representing the Turkish aluminium industry, on 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, and 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 International Aluminium Symposium play a key role in meeting these objectives. The Turkish aluminium industry has achieved 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, which TALSAD has been actively supporting and leading for almost 20 years, is one of the most effective industrial and technological platforms 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 METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLERİ ODASI EĞİTİM MERKEZİ

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

METEM (TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası Eğitim Merkezi) tüm sektörü bir araya getirerek sektörün gelişimi ve dönüşümü için çalışmaktadır. Sanayi, üniversite ve meslektaşlarının nitelikli birikimlerini birleştiren METEM;

- Geliştirdiği ve planladığı tüm ulusal ve uluslararası sempozyum, kongre, konferans, seminer gibi organizasyonlarıyla dünyaya entegre olabilmek üzere çalışan,
- Bilimsel, teknik ve uygulamaya yönelik nitelikli eğitim ve danışmanlık hizmetleri veren,
- Sektörel ve toplumsal gelişimi planladığı projelerle destekleyen,
- Bilgi, yeni açılımlar, ilişkiler, fırsatlar yaratma konusunda işbirlikleri sağlama üzerinden hareket eden güçlü bir etkinlik merkezidir.

Artan bilgi birikimine hızla ulaşmak, edinilen deneyimleri paylaşmak ve bunları üretim süreçlerinde değerlendirmek üzere, METEM bünyesinde birçok etkinlik düzenlenmektedir.

EFRS Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu, IMMC Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, ISRS Uluslararası Hadde Sempozyumu, ALUS Uluslararası Alüminyum Sempozyumu, BHYS Boğaziçi Isıl İşlem Sempozyumu, ESWS Metalurji Sektöründe Çalışan Güvenliği ve Esenliği Sempozyumu gibi birçok; kongre, sempozyum organizasyonları gerçekleştirilmektedir.

Bunun yanı sıra genel katılıma açık, şirketçi eğitimler ve danışmanlık hizmetleri vermektedir. Mühendislere, bilim adamlarına, araştırmacılara ve üretim yöneticilerine; alanlarında yeni zorlukları, son gelişmeleri ve ortaya çıkan konuları gözden geçirip tartışabilecekleri ortamlar hazırlamaktadır.

Yine bu amaçla, üniversite ve sanayide yer alan, yüksek bilgi ve deneyime sahip uzmanları bir araya getirerek, sektöre ve sektör çalışanlarına yönelik; teknik, yönetsel ve mühendislik bilgilerini tazelemeyi, sektörün sorunlarına ilişkin iş geliştirmeler yapmayı, çalışan sağlığı ve güvenliğinde sorun çözmeyi, nitelik ve farkındalık kazandırmayı ve böylece katma değer sağlamayı hedefleyen, eğitimler ve etkinlikler planlayıp yürütmektedir.

METEM gerçekleştirdiği uluslararası etkinlikler ile Türkiye metalurji sektörünün ve akademik araştırmalarının dünyaya tanıtılmasına katkı sağlamaktadır.

METEM, güven, çalışkanlık, iyiyet ve değişime olan inanç ve değerleriyle sektörümüzün hizmetindedir.



## METEM

UCTEA CHAMBER of METALLURGICAL and  
MATERIALS ENGINEERS'S TRAINING CENTER

### **UCTEA CHAMBER OF METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERS' TRAINING CENTER**

METEM (TMMOB Chamber of Metallurgical and Materials Engineers' Training Center) gathers whole sector and cooperate for sustainable development and transformation of the sector. Also, it combines the qualified knowledge of industry, university and colleagues;

- Aims to be integrated to the world, with national and international symposiums, congresses, conferences, seminars,
- Provides highly qualified trainings and consultancy with scientific, technical and practical approach,
- Support sectoral and social developments with own projects,
- Acts as an powerful and active center by providing information, new aspects, relationships, and cooperation to create new opportunities.

METEM organizes many activities in order to reach the increasing knowledge accumulation, to share the experiences and to evaluate them in production processes.

Many such as the EFRS International Iron and Steel Symposium, IMMC International Metallurgy and Materials Congress, ISRS International Steel Rolling Symposium, ALUS International Aluminum Symposium, BHTS Bosphorus Heat Treatment Symposium, ESWS Employee Safety and Wellbeing Symposium in Metallurgy Sector congresses and symposium organization carries out.

In addition, it provides in-house training and consultancy services open to general participation. Engineers, scientists, researchers and production managers; in order to review and discuss new challenges, recent developments and issues.

For that purpose, by bringing together highly qualified and experienced experts from the university and industry, we are able to; technical, managerial and engineering knowledge to refresh, making business development related to the sector's problems, occupational health and safety in problem solving, quality and to increase awareness and thus aim to provide value-added training and events planning, engages.

METEM also demonstrates “researches of Turkish metallurgy industry and universities” to the world, by organizing “international congresses, conferences and symposiums”.

METEM is at the service of our sector with its trust, diligence, beliefs and values for improvement.



## TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ

1972 yılında kurulan TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ (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 891 personel ile çalışmalarını yürüten TÜBİTAK MAM'ın bünyesinde, ENERJİ TEKNOLOJİLERİ Başkan Yardımcılığı, İKLİM DEĞİŞİKLİĞİ VE SÜRDÜRÜLEBİLİRLİK Başkan Yardımcılığı, MALZEME TEKNOLOJİLERİ Başkan Yardımcılığı ve YAŞAM BİLİMLERİ Başkan Yardımcılığı 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 birimleri 2002 yılında ISO 9001:2015 Kalite Yönetim Sistemi Belgesini ve 2005 yılında ISO 14001:2015 Çevre Yönetim Sistemi Belgesi'ni almıştır. TÜBİTAK MAM uluslararası geçerliliği olan çalışmalarını, 2002 yılında DAR/DAP, 2010 yılı itibarıyla TÜRKAK tarafından EN ISO/IEC 17025:2017 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. Mevcut Yönetim Sistemlerinin sürekliliği sağlanmakta, yeni alanlarda da belgeler alınmaya devam edilmektedir. 2023 yılında YAŞAM BİLİMLERİ Başkan Yardımcılığı altında Helal Alanında hizmet veren Moleküler Biyoloji Laboratuvarımız Helal Akreditasyon Kurumu (HAK) tarafından 'OIC/SMIC 35:2020 Helal Uygunluk Alanında Deneyler Yapan Laboratuvarların Yeterliliği için Genel Gereklilikler Standardı' kapsamında Helal Akreditasyon Belgesi almış ve helal alanında laboratuvar hizmeti vermeye başlamıştır. ENERJİ TEKNOLOJİLERİ Başkan Yardımcılığımız ise Havacılık ve savunma projelerinde daha iyi hizmet verebilmek için AS 9100 Havacılık, Uzay ve Savunma Alanında Kalite Yönetim Sistemi çalışmalarına başlamış, 2023 yılı sonunda belge almayı hedeflemiştir.

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.





## **TÜBİTAK MARMARA RESEARCH CENTER**

TÜBİTAK MARMARA RESEARCH CENTER (MAM), founded in 1972, performs its operations at the 780 hectares "TÜBİTAK Gebze Campus" in Kocaeli Gebze.

Its vision is to become a leading science and technology center in the world in the field of applied research, while its mission is to help Türkiye increase its global competitiveness by making use of science and technology. TÜBİTAK MAM operating with a total of 891 personnel has four Vice Presidencies on ENERGY TECHNOLOGIES, CLIMATE CHANGE AND SUSTAINABILITY, MATERIALS TECHNOLOGIES and LIFE SCIENCES.

TÜBİTAK MAM's top priority values in its projects with stakeholders and in its industrial services are customer-orientedness and quality. As a result of this understanding, all units of TÜBİTAK MAM received the ISO 9001:2015 Quality Management System Certificate in 2002 and the ISO 14001:2015 Environmental Management System Certificate in 2005. TÜBİTAK MAM carries out its internationally recognized studies in laboratories accredited by DAR/DAP since 2002 and by TÜRKAK since 2010, according to the "EN ISO/IEC 17025:2017 General Requirements for the Competence of Testing and Calibration Laboratories" standard. Adopting the Total Quality Management approach, TÜBİTAK MAM received the National Quality Achievement Award in the public sector in 2003 as a result of all these efforts. While the existing Management Systems are sustained, new certificates are obtained in new areas. In 2023, the Molecular Biology Laboratory operating under the Vice Presidency of LIFE SCIENCES received the Halal Accreditation Certificate by the Halal Accreditation Agency (HAK) within the scope of the standard "OIC/SMIIC 35:2020 General Requirements for the Competence of Laboratories Performing Halal Testing", and started to offer services in the field of halal. The Vice Presidency of ENERGY TECHNOLOGIES started to work on AS 9100 Series Quality Management Systems in the Field of Aviation, Space and Defense in order to provide better services in aviation and defense projects, and aims to achieve certification by the end of 2023.

TÜBİTAK MAM, the leading institution of the advanced technology world owing to its qualified manpower of esteemed scientists and with its state-of-the-art and wide-range laboratories, is always at the disposal of industrial organizations, defense organizations, universities and public institutions (local governments, ministries, etc.). The services offered are performed in the form of applied R&D Projects (product/process development, cost reduction, increasing efficiency, etc.) or Industrial Services (testing, analysis, measurement, training, consultancy). TÜBİTAK MAM performs its operations with a customer-oriented approach.

Detailed information about TÜBİTAK MAM can be found at [www.mam.tubitak.gov.tr](http://www.mam.tubitak.gov.tr).



**SEMPOZYUM  
PROGRAMI**

**SYMPOSIUM  
PROGRAM**

## ÖZET PROGRAM

## PROGRAM AT A GLANCE

**12 Ekim 2023, Perşembe**

**12 October 2023, Thursday**

### Salon / Hall 1

- 10.30-11.00** Opening Statements / Açılış Konuşmaları  
**11.00-12.30** Plaque Ceremony / Plaket Töreni  
**13.30-14.40** Opening Session / Özel Oturum 1  
**15.00-16.00** Opening Session / Özel Oturum 2  
**16.20-17.50** Opening Session / Özel Oturum 3

**13 Ekim 2023, Cuma**

**13 October 2023, Friday**

### Salon / Hall 1

- 10.00-11.00** New and Advanced Aluminium Alloys  
Yeni ve İleri Teknoloji Alüminyum Alaşımları  
**11.15-12.35** Sustainability and Green Deal  
Sürdürülebilirlik ve Yeşil Mutabakat  
**13.30-14.50** New Technology Applications in Aluminium  
Alüminyumda Yeni Teknoloji Uygulamaları  
**15.10-16.30** Extrusion, Rolling and Forming Processes  
Ekstrüzyon, Haddeme ve Nihai Şekillendirme  
**16.50-18.10** Extrusion, Rolling and Forming Processes  
Ekstrüzyon, Haddeme ve Nihai Şekillendirme

### Salon / Hall 2

- 10.00-11.00** Heat Treatment / Isıl İşlem  
**11.15-12.55** Heat Treatment / Isıl İşlem  
**13.30-14.50** Aluminium Production Technologies  
Alüminyum Üretim Teknolojileri  
**15.10-16.30** Melting, Casting and Recycling  
Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm Teknolojileri  
**16.50-17:50** Melting, Casting and Recycling  
Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm Teknolojileri

**14 Ekim 2023, Cumartesi**

**14 October 2023, Saturday**

### Salon / Hall 1

- 10.00-11.20** ABTOMAT  
**11.40-12.50** ABTOMAT  
**13.30-15.00** Development and Digital Transformation of the Aluminium Industry  
Alüminyum Sektörünün Gelişimi ve Dijital Dönüşümü

## **Opening Session 1 / Özel Oturum 1**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **GÖKSAL GÜNGÖR***

**13.30-14:00**

### **The Regional Role of Turkish Aluminium Industry Towards Green Transition**

Türkiye Alüminyum Sektörünün Yeşil Dönüşümdeki  
Bölgesel Rolü

**Erol METİN**

TALSAD

Türkiye

**14:00-14:20**

### **Aluminium in a Changing Europe**

**Paul VOSS**

EUROPEAN ALUMINIUM

Belgium

**14:20-14:40**

### **Will 2024 Be a Turning Point for the Aluminium Market?**

**Ross STRACHAN**

CRU

United Kingdom

## **Opening Session 2 / Özel Oturum 2**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **VEDAT SANCAKDAR***

**15:00-15:20**

Advancing Resource Efficiency and Circularity in the Aluminium Value Chain

**Gabriel Carmona APARICIO**

ASI

Australia

**15:20-15:40**

The European Aluminium Foil Industry - Market Trends, Challenges and Opportunities

**Guido AUFDEMKAMP**

EAFA

Germany

**15:40-16:00**

Yeşil Dönüşüm Kapsamında Uluslararası Alüminyum Ticareti

International Aluminium Trade in the Context of Green Transition

**Selahattin Armağan VURDU**

IMMIB

Türkiye

## **Opening Session 3 / Özel Oturum 3**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **ONURALP YÜCEL***

**16:20-16:50**

**Recycling of Aluminium and Aluminium Sidestreams  
for Resource Efficient Production**

**Gabriella TRANELL**

The Norwegian University of Science and Technology  
Norway

**16:50-17:20**

**Identifying Drivers and Barriers for Transformative  
Change in UK Foundation Industries**

**Mark JOLLY**

Cranfield University  
United Kingdom

**17:20-17:50**

**Analysis of Aluminium Production Process in  
Kazakhstan and Waste Management in Aluminium  
Alloy Production**

**Pushanova ASSEMAY**

Karaganda Industrial University  
Kazakhstan

**SESSION 1 / 1. OTURUM**

New and Advanced Aluminium Alloys / Yeni ve İleri Teknoloji Alüminyum Alaşımları

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **AHMET TURAN***

10:00-10:20

**Yeni Nesil Alüminyum Alaşım Elementleri ve Türkiye Alüminyum Sanayisine Etkisi**

New Generation Aluminum Alloy Elements and Its Effect on Turkish Aluminum Industry

**Yaşar AKÇA<sup>1</sup>, Mustafa AKÇİL<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi,  
<sup>2</sup>Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi  
Türkiye

10:20-10:40

**Ötektik Al-Ni Alaşımlarının Plazma Elektrolitik Oksidasyon Davranışına Isıl İşlemin Etkisi**

Effect of the Heat Treatment on Plasma Electrolytic Oxidation Behavior of Eutectic Al-Ni Alloys

**Kral Ali COŞAN, Kerem Özgür GÜNDÜZ, Yücel GENÇER,  
Mehmet TARAKÇI**

Gebze Teknik Üniversitesi  
Türkiye



**SESSION 3 / 3. OTURUM**

**Sustainability and Green Deal / Sürdürülebilirlik ve Yeşil Mutabakat**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **ERMAN CAR***

**11:15-11:35**

**Limitations by Scrap Contamination in Aluminium Recycling**

**Hartwig THIE, Christian WUPPERMANN**

Tenova LOI Thermprocess GmbH  
Germany

**11:35-11:55**

**Sustainability at Uddeholm: A Study in Producing Climate-Neutral Tool Steel**

**Robert GUSTAFSSON, Emma MOLLER**

Uddeholm  
Sweden

**11:55-12:15**

**Hydrometallurgical and Pyrometallurgical Recycling of Waste Tetra Pak Aseptic Packages**

Atık Tetra Pak Aseptik Ambalajlarının Hidrometalurjik ve Pirometalurjik Geri Dönüşümü

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

<sup>1</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Yeditepe Üniversitesi  
Türkiye

**12:15-12:35**

**Sürdürülebilir Bir Dünya İçin Ekolojik Ayak İzi**

Ecological Footprint for a Sustainable World

**Eda ÇETİNTAŞ<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Yeşilova Holding, <sup>2</sup>Aksaray Üniversitesi  
Türkiye

**SESSION 5 / 5. OTURUM****New Technology Applications in Aluminium / Alüminyumda Yeni Teknoloji Uygulamaları***Session Chairman / Oturum Başkanı: **MURAT DÜNDAR*****13:30-13:50****Corrosion Behavior of Trivalent Chromium Process (TCP) Coating on Modified Die Casting Alloys**

Üç Değerlikli Krom Proses (TCP) Kaplamanın Modifiye Edilmiş Basınçlı Döküm Alaşımlarındaki Korozyon Davranışı

**Talha SERT<sup>1</sup>, Pinar AFSIN<sup>2</sup>, Ipek TUNC<sup>1</sup>, Can AKYIL<sup>2</sup>,  
B. Deniz KARAHAN<sup>1</sup>, Muammer MUTLU<sup>3</sup>, Onur OZCAN<sup>3</sup>,  
Ismail KURUAL<sup>3</sup>, Ozgul KELES<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Istanbul Technical University, <sup>2</sup>Politeknik Metal A.S.,

<sup>3</sup>Mita Kalip ve Dokum Sanayi A.S.

Türkiye

**13:50-14:10****Electro Magnetic Deep Filtration (EMDF)**

**Rafal PIECH**

Pyrotek Inc.

Poland

**14:10-14:30****Alüminyum Alaşımlı Binek Araç Jantlarında Akıtarak Şekillendirme Teknolojisinin Farklı Redüksiyon Oranlarında Uygulanması**

Application of Flow Forming Technology with Different Reduction Ratios in Aluminum Alloy Passenger Car Wheels

**Sebihe Yağmur DİNÇ, Makbule POZAN, Meriç IŞIK**

CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş.

Türkiye

**14:30-14:50****Ağır Vasıta Araçlarda Farklı Kesitlerdeki Alüminyum Alt Arka Koruyucunun Sonlu Elemanlar Analizleriyle İncelenmesi ve Optimizasyonu**

Finite Element Analysis and Optimization of the Aluminum Rear U Underrun Protection in Different Cross-Sections for Heavy Vehicles

**Seda YILDIZ, Eda DEMİR, Ahmet Abdullah KARACA**

Yeşilova Holding

Türkiye

**SESSION 7 / 7. OTURUM**

**Extrusion, Rolling and Forming Processes / Ekstrüzyon, Haddeleme ve Nihai Şekillendirme**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **MEHMET ŞEREF SÖNMEZ***

**15:10-15:30**

**6063 ve 6005 Alüminyum Alaşımlarının Yapılarında Bulunan Farklı Boyutlardaki Mg<sub>2</sub>Si Fazlarının Ekstrüzyon Proses Sıcaklıklarında Gösterdikleri Çözünme Davranışlarının İncelenmesi**

Investigation of the Dissolving Behaviors of Different Sizes Mg<sub>2</sub>Si Phases in the Structures of 6063 and 6005 Aluminum Alloys at Extrusion Process Temperatures

**Elif TOK<sup>1</sup>, Asım ZEYBEK<sup>1</sup>, Barış KARA<sup>1</sup>, Berkay TEZCAN<sup>2</sup>, Kemal ORUÇ<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeşilova Holding, <sup>2</sup>Yavuz Alüminyum  
Türkiye

**15:30-15:50**

**Optimizing Extrusion Ram Speed for Enhanced Recrystallization and Mechanical Strength in 6082 Alloy**

6082 Alaşımında Rekrystalizasyonu ve Mukavemeti İyileştirmek İçin Ekstrüzyon Ram Hızının Optimizasyonu

**İ. Artunç SARI, İbrahim BAT, Alptuğ TANSES, Z. Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**15:50-16:10**

**Otomotiv Sanayi için Toz Metalurji Yöntemi ile Gerçekleştirilen 7075 Alüminyum Alaşım Çalışmaları**

7075 Aluminum Alloy Studies with PM Technology for the Automotive Industry

**Olgun TANBERK<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>1</sup>, Z. İvgen ÖZDAL<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş., <sup>2</sup>Middle East Technical University, <sup>3</sup>Argemiz Proje Eğitim ve Danışmanlık Ltd. Şti.  
Türkiye

**16:10-16:30**

**An Automotive Industry Component of Crash Box's Corrugation Performance's Investigation in Real Time and Simulation Environment**

Bir Otomotiv Sektörü Bileşeni Olan Çarpışma Kutusunun Katlanma Performansının Gerçek Zamanlı ve Simülasyon Ortamında İncelenmesi

**Tolgahan ÇALI, Berat BAYRAMOĞLU, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**SESSION 9 / 9. OTURUM**

**Extrusion, Rolling and Forming Processes / Ekstrüzyon, Haddelme ve Nihai Şekillendirme**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **ÇAĞLAR YÜKSEL***

**16:50-17:10**

**Investigation of Forming Defects in Aluminium Wire Drawing Processes of EN AW 1000 Series 9,5 mm Aluminum Wire Rods**  
EN AW 1000 Serisi 9.5 mm Alüminyum Tel Çubukların Alüminyum Tel Çekme İşlemlerindeki Şekillendirme Hatalarının İncelenmesi

**Necati OCAK<sup>1</sup>, Harun GÜNEŞ<sup>1</sup>, Serdar ASLAN<sup>2</sup>, Erhan DURU<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Şahinler Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi  
Türkiye

**17:10-17:30**

**Determining the Corrosion Speed of Welded AA 5005 Alloy with AA4043 Filler Metals According to Weld Rate Using by MIG Welding Technique**

MIG Kaynak Tekniği Kullanarak AA 5005 Alaşımının AA 4043 Kaynak Teli ile Kaynaklanması Durumunda Korozyon Hızının Belirlenmesi

**Hüseyin MÜŞTAK, Yusuf ÖZÇETİN**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**17:30-17:50**

**İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilmiş Folyo Üretiminde Kullanılan 1235, 3003, 8006, 8079 Alaşım Serilerinin Termomekanik ve Metalografik Karşılaştırması**

Thermomechanical and Metallographic Comparison of Twin Roll Casted 1235, 3003, 8006, 8079 Alloy Series Used in the Production of Foil Manufacturing

**Sergen BELİT, Tuğçe SEZEN, Altay BAŞARAN, Bilal DEMİR, Sadık Kaan İPEK**

Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye

**17:50-18:10**

**AA5182 ve AA5754 H0 Kalite Al-Mg Serisi Alaşımların Derin Çekilebilirlik Özelliklerinin Karşılaştırılmalı İncelenmesi**

Comparative Investigation of Deep Drawing Properties of AA5182 and AA5754 H0 Quality Al-Mg Series Alloys

**Koray DÜNDAR<sup>1</sup>, Ekrem ALTUNCU<sup>2</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>, Samet SEVİNÇ<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi  
Türkiye

## SESSION 2 / 2. OTURUM

### Heat Treatment / Isıl İşlem

Session Chairman / Oturum Başkanı: **EBUBEKİR KOÇ**

10:00-10:20

#### Investigation of the Effects of Surface Roughness and Corrosion Resistance on Material Properties due to Rework in Powder Coating Process

Toz Boya Prosesinde Çift Kaplamaya Bağlı Yüzey Pürüzlülüğünün ve Korozyon Dayanımının Malzeme Performansına Etkilerinin İncelenmesi

**İrem Yaren SİYAH, Zeynep Tutku ÖZEN, Esra KAYMAK AKSU, Özge SEBİBOĞA, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

10:20-10:40

#### Effect of Homogenization Annealing Temperature Process on Mechanical Properties of Al-Mn-Fe Alloys

Homojen Tav Sıcaklığının Al-Mn-Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi

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

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

10:40-11:00

#### Yeni Nesil 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Farklı Kimyasal Kompozisyon ve Isıl İşlemin Taneler Arası Korozyona Etkisi

Effect of Chemical Composition and Heat Treatment on Intergranular Corrosion of New Generation 6XXX Series Aluminium Alloys

**Osman Halil ÇELİK, Onuralp YÜCEL**

İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

## SESSION 4 / 4. OTURUM

### Heat Treatment / Isıl İşlem

Session Chairman / Oturum Başkanı: **HATİCE MOLLAOĞLU ALTUNER**

11:15-11:35

#### Integrated Computational Materials Engineering Framework for Processing Parameter Optimization of Al-Mg-Si Wrought Alloys

Al-Mg-Si Alaşımlarının Isıl İşlem Parametrelerinin Optimizasyonu İçin Bütünleşik Hesaplamalı Malzeme Mühendisliği Uygulaması

**Emre ÇİNKILIÇ<sup>1,2</sup>, Barış KARA<sup>3</sup>, Asım ZEYBEK<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Hakkari Üniversitesi, <sup>2</sup>CyberAlloys Teknoloji ve ArGe Ltd. Şti., <sup>3</sup>Yeşilova Holding, Türkiye

11:35-11:55

#### Effects of Different Anodic Oxidation Electrolytes for Corrosion Behaviors of Heat-Treated Aluminum Alloys

Farklı Elektrolitler Kullanılarak Yapılan Anodik Oksidasyon Uygulamalarının Isıl İşlem Uygulanmış Alüminyum Alaşımlarının Korozyon Davranışlarına Etkileri

**Yusuf Tolunay KOZAN, Semih ATEŞ, C. Fahir ARISOY**

Istanbul Technical University, Türkiye

11:55-12:15

#### Yüksek Çinko İçeren 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkisi

Effect of Cooling Rate on the Microstructure of High Zinc-Containing 7XXX Series Aluminium Alloys

**Aleyna GÜMÜŞSOY, Işık KAYA, Emrah Fahri ÖZDOĞRU**

TRI Metalurji A.Ş., Türkiye

12.15-12:35

#### Effect of Homogenization Heat Treatment on Material Properties of 8006 Aluminum Alloy Produced with Twin-Roll Casting Process

Homojenizasyon Isıl İşleminin İkiz Merdane Döküm Prosesi ile Üretilmiş 8006 Alüminyum Alaşımının Malzeme Özelliklerine Etkisi

**Hikmet KAYAÇETİN, Serdar AZAKLIOĞLU, Onur MEYDANOĞLU, Mert GÜLVER, Cemil IŞIKSAÇAN**

Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., Türkiye

12.35-12:55

#### Efficient Heat Scheduling Combined with Scrap Optimization and Energy Management in Aluminium Production

**Gunther SCHOBER**

PSI Metals Non Ferrous GmbH, Germany

## SESSION 6 / 6. OTURUM

### Aluminium Production Technologies / Alüminyum Üretim Teknolojileri

Session Chairman / Oturum Başkanı: **GÖKHAN ORHAN**

13:30-13:50

#### Kalıplarda Termal Genleşme Miktarları Hesaplanarak Genleşme Toleranslı Kalıp Tasarımı Yapılması

Die Design with Expansion Tolerance by Calculating the Amount of Thermal Expansion in Moulds

**Anıl GEYİK, Erdal DENİZ, Eren BOZKURT**

CMS Jant ve Makine Sanayii A.Ş.  
Türkiye

13:50-14:10

#### Infiltration of SiCp Reinforced Aluminum 6061 Functionally Graded Metal Matrix Composite

Preform Infiltrasyonu ile Fonksiyonu Derecelendirilmiş SiCp Takviyeli Alüminyum 6061 Metal Esaslı Kompozit

**Eralp TATLIŞEN<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Olgun TANBERK<sup>2</sup>,  
Meltem KOCAVAİZ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Middle East Technical University, <sup>2</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş.  
Türkiye

14:10-14:30

#### EN AW 5005 Alaşımında Tane İnceltme İşleminin Döküm Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi

Investigation of Effect of the Grain Refinement Process on the Casting Properties in EN AW 5005 Alloy

**Özlem KIRMIZI<sup>1</sup>, Çağdaş SERİNTÜRK<sup>1</sup>, Ayberk UZER<sup>2</sup>,  
Muhammet ULUDAĞ<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Pms Metal Profil Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.,  
<sup>2</sup>ULUCON AR-GE ve Danışmanlık Hizmetleri A.Ş., <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi  
Türkiye

14:30-14:50

#### Comparison of Lattice Structures in the Additive Manufacturing of AlSi<sub>10</sub>Mg Alloys and the Electroless Nickel Plating of the Structures

AlSi<sub>10</sub>Mg Alaşımlarının Eklemeli İmalatında Lattice Yapılar ile Yapıların Akımsız Nikel Kaplamalarının Karşılaştırılması

**Turgut Azer VURKIR<sup>1,2</sup>, Berkan ÇELİK<sup>3,4</sup>, Mehmet Şeref SÖNMEZ<sup>3</sup>,  
Ahmet TURAN<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>Karfo Endüstriyel, <sup>3</sup>Istanbul Technical University,  
<sup>4</sup>UCTEA Chamber of Metallurgical and Materials Engineers  
Türkiye

## SESSION 8 / 8. OTURUM

### Melting, Casting and Recycling / Ergitme, Döküm ve Geri Dönüşüm Teknolojileri

Session Chairman / Oturum Başkanı: **ALİ KALKANLI**

15:10-15:30

#### Effect of Sr-Level and Cooling Conditions on the Mechanical Properties of Secondary Al-Si Die Casting Alloys

Sr-Seviyesi ve Soğutma Koşullarının İkincil Al-Si Basınçlı Döküm Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi

**Ümit KOÇ<sup>1,2</sup>, Barış KARA<sup>2</sup>, Asım ZEYBEK<sup>2</sup>, Sezgin BAYRAM<sup>1</sup>, Emre ÇINKILIÇ<sup>3,4</sup>**

<sup>1</sup>Can Metal, <sup>2</sup>Yeşilova Holding, <sup>3</sup>Hakkari University, <sup>4</sup>CyberAlloys Teknoloji ve ArGe Ltd. Şti.  
Türkiye

15:30-15:50

#### Farklı Test Basınçlarının RPT Test Numuneleri Üzerindeki Etkisi

The Effect of Different Test Pressures on RPT Test Samples

**Makbule POZAN, Kıvanç TURAN**

CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş.  
Türkiye

15:50-16:10

#### Investigation Effect of In-Situ Grain Refiners on the 1XXX and 3XXX Twin Roll Casted Aluminum Products

İkiz Merdaneli Dökülmüş 1XXX ve 3XXX Ürünler Üzerine In-Situ Tane Çekirdeklenicilerin Etkisinin İncelenmesi

**Tuğçe SEZEN, Sergen BELİT, Fatmanur ÖZEL, Altay BAŞARAN, Bilal DEMİR, Sadık Kaan İPEK**

Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye

16:10-16:30

#### Determination and Optimization of the Effect of Nb, Ti and B Element Ratios on the Tensile Test Results of A356 Alloy by Full Factorial Design of Experiment

Nb, Ti ve B Element Oranlarının A356 Alaşımının Çekme Testi Sonuçlarına Etkisinin Tam Faktöriyel Deney Tasarımı ile Belirlenmesi ve Optimizasyonu

**Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>, Onur ERTUĞRUL<sup>2</sup>, Levent AYDIN<sup>2</sup>, Caner KALENDER<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina San. A.Ş., <sup>2</sup>İzmir Katip Çelebi Üniversitesi  
Türkiye



**SESSION 10 / 10. OTURUM**

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

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **ONUR MEYDANOĞLU***

**16:50-17:10**

**Material Properties of EN-AW 1050 Aluminum Alloy Produced with DC and TRC Techniques**

DC ve TRC Teknikleriyle Üretilen EN-AW 1050 Alüminyum Alaşımının Malzeme Özellikleri

**Pelin BÖLÜKBAŞI, Mert GÜLVER**

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

**17:10-17:30**

**İkiz Merdane Döküm Yöntemiyle Alüminyum Alaşımı Üretiminde Gaz Giderme Prosesinde Klor Gazı Kullanımının İnküzyon Üzerindeki Etkisinin İncelenmesi**

Investigation of the Effect of Chlorine Gas Use on Inclusion in the Degassing Process of Aluminum Alloy Production by Twin Roll Casting Method

**Sinem BALTA, Tuba NARLI, Samet SEVİNÇ, Ali ULUS, Umut NAL**

ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**17:30-17:50**

**Farklı Alüminyum Master Alaşımları Kullanılarak Hazırlanan A356 Alaşımının Mekanik ve Mikroyapı Özellikleri Üzerinde İntermetalik Etkisi**

Intermetallic Effect on Mechanical and Microstructural Properties of A356 Alloy Prepared Using Different Aluminum Master Alloys

**Gizem AK<sup>1</sup>, Semra KURAMA<sup>2</sup>, Uğur AYBARÇ<sup>1</sup>, Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş., <sup>2</sup>Eskisehir Technical University  
Türkiye

**SESSION 11 / 11. OTURUM****ABTOMAT**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **MEHMET ŞEREF SÖNMEZ***

**10:00-10:20**

**Marketable Products Derived from Aluminium-Containing Industrial Wastes**

**Juri BOLOBAJEV<sup>1</sup>, Niina DULOVA<sup>1</sup>, Marina KRICHEVSKAYA<sup>1</sup>, Priit TIKKER<sup>1</sup>, Sergei PREIS<sup>1</sup>, Lukaš PÍLAR<sup>2</sup>, Barbora DOUSOVÁ<sup>2</sup>, David KOLOUSEK<sup>2</sup>, Monika VITVAROVÁ<sup>2</sup>, Shareq Mohd NAZIR<sup>3</sup>, Frederico Marques PENHA<sup>3</sup>, Pedro Henrique CABRAL DE SOUZA<sup>3</sup>, Efthymios KANTARELIS<sup>3</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>4</sup>, Ahmet TURAN<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>Tallinn University of Technology,

<sup>2</sup>University of Chemical and Technology Prague,

<sup>3</sup>KTH Royal Institute of Technology, <sup>4</sup>Istanbul Technical University,

<sup>5</sup>Yeditepe University

Estonia, Czech Republic, Türkiye

**10:20-10:40**

**Acid Leaching of Fly Ash for Aluminium Metal Recovery**

**Barbora DOUŠOVÁ, Eva BEDRNOVÁ, Lukáš PILAŘ, David KOLOUŠEK, Monika VITVAROVÁ**

University of Chemistry and Technology, Prague

Czech Republic

**10:40-11:00**

**Evaluation of Aluminum Wastes**

Alüminyum Atıklarının Değerlendirilmesi

**Hasan GÜNEY<sup>1</sup>, Selçuk KAN<sup>1</sup>, Kağan BENZEŞİK<sup>1</sup>, Ahmet Turan<sup>2</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Istanbul Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Yeditepe Üniversitesi

Türkiye

**11:00-11:20**

**Aluminium Black Dross: A Promising Raw Material to Produce Alumina and Alumina-Containing Compounds**

Alüminyum Siyah Drosundan Alümina ve Alümina İçeren Bileşiklerin Üretimi

**İlayda ÖZBAĞ TOĞAÇAR<sup>1</sup>, Umay ÇINARLI<sup>1</sup>, Arif KARACA<sup>2</sup>, Ahmet TURAN<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>ETI Aluminium Inc

Türkiye

**SESSION 12 / 12. OTURUM**

**ABTOMAT**

*Session Chairman / Oturum Başkanı: AHMET TURAN*

11:40-12:00

**Alumina Extraction from Diasporic Bauxite Ores**

Diyasporik Boksit Cevherinden Alümina Üretimi

**İlayda ÖZBAĞ TOĞAÇAR<sup>1</sup>, Umay ÇINARLI<sup>1</sup>, Meral BAYGÜL<sup>2</sup>,  
Ahmet TURAN<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>ETI Aluminium Inc  
Türkiye

12:00-12:20

**Effects of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> Addition on Mechanical and Optical Properties of  
AlON Ceramics Produced by Reactive Spark Plasma Sintering**

H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> Katkısının Spark Plazma Sinterleme Yöntemi ile Üretilen AlON  
Seramiklerinin Mekanik ve Optik Özellikleri Üzerine Etkisi

**Tuğçe DEDEAĞAÇLI, Filiz ŞAHİN**

Istanbul Technical University  
Türkiye

12:20-12:50

**Life Cycle Thinking in the Aluminum Industry – Challenges and New  
Perspectives**

**Monica VITVAROVÁ**

University of Chemical and Technology, Prague  
Czech Republic

**SESSION 13 / 13. OTURUM**

Development and Digital Transformation of the Aluminium Industry /  
Alüminyum Sektörünün Gelişimi ve Dijital Dönüşümü

*Session Chairman / Oturum Başkanı: **ONURALP YÜCEL***

13:30-14:00

**Decarbonization Policies of the Turkish Aluminium Industry**

Türkiye Alüminyum Sektörünün Karbonsuzlaşma Politikaları

**Ümit Yasin GÜVEN**

T.C. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı

Türkiye

14:00-14:20

**Reflections of CBAM on the Turkish Aluminium Industry**

SKDM'nin Türkiye Alüminyum Sektörüne Yansımaları

**Erol METİN**

TALSAD

Türkiye

14:20-14:40

**Technical Assistance for ALUTEAM: Joint Research Centre for Digital Transformation of the Aluminium Industry**

ALUTEAM: Alüminyum Sanayisinin Dijital Dönüşümü için Ortak Araştırma Merkezi

**Ebubekir KOÇ**

FSMVÜ ALUTEAM

Türkiye

14:20-14:40

**Digital Transformation of the Aluminium Industry**

Alüminyum Sanayisinin Dijital Dönüşümü

**Mehmet KÜRÜMLÜOĞLU**

Fraunhofer

Germany

**POSTER  
SUNUMLARI**

**POSTER  
SESSION**

**ALUS-P01****Alüminyum Ergitme Fırınlarının Konveyör Sistemi ile Otomatik Olarak Beslenmesi**

Automatic Feeding of Aluminum Melting Furnaces with Conveyor System

**Fatih ŞAHİN, Buğrahan YAŞAR, Pınar Sinem ÖZER, Doğukan ÖZ**

EMTA Conductor & Cable

Türkiye

**ALUS-P02****Examination of the Usability of Aluminum Slag as a Coating Powder**

Alüminyum Cürufun Kaplama Tozu Olarak Kullanılabilirliğinin İncelenmesi

**Necati OCAK<sup>1</sup>, Harun GÜNEŞ<sup>1</sup>, Garip ERDOĞAN<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Şahinler Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi

Türkiye

**ALUS-P03****6063 Alüminyum Profillere Ön Isıl İşlem Uygulamasının Yapay ve Doğal Yaşlanma Mekanizmasına Olan Etkisinin İncelenmesi**

Investigation of the Effect of Pre-Heat Treatment of 6063 Aluminum Profiles on Artificial and Natural Aging Mechanism

**Emre ÇANKAYA<sup>1,2</sup>, Mehmet Buğra GÜNER<sup>1,2</sup>, Barış AKIN<sup>1</sup>, Anıl Umut ÖZDEMİR<sup>1</sup>, Afife Binnaz HAZAR YORUÇ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Yıldız Teknik Üniversitesi

Türkiye

**ALUS-P04****Study of Corrosion Behaviour of Aluminium Profiles Applied with Different Surface Treatments**

Farklı Yüzey İşlemi Uygulanan Alüminyum Profillerin Korozyon Davranışlarının İncelenmesi

**Anıl Umut ÖZDEMİR, Mehmet Buğra GÜNER, Emre ÇANKAYA, Barış AKIN, Esra KAYMAK AKSU**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

Türkiye

**ALUS-P05****Alüminyum Profillerde Eloksal Kalınlığı ve Tespit İşleminin Yapışma Mukavemetine Etkisinin İncelenmesi**

Investigation of the Effect of Anodizing Layer Thickness and Sealing Process on Lap Shear Strength of Aluminium Profile

**Bariş AKIN, Emre ÇANKAYA, Esra KAYMAK AKSU, Görkem ÖZÇELİK, Alptuğ TANSES**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P06****Sürtünme Karıştırma Kaynağı Denemelerinde Takım Konfigürasyonu için 6082 Alüminyum Alaşımı Analizi**

Analysis of 6082 Aluminum Alloy for Tool Configuration in Friction Stir Welding Trials

**Berat BAYRAMOĞLU, Görkem ÖZÇELİK, Bahadır İŞCAN, İbrahim BAT**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P07****Ekstrüzyon Çıkış Sıcaklığının AA6063 Alaşımli Profillerde Eloksal Yüzey Kalitesine ve Korozyon Davranışına Olan Etkisinin İncelenmesi**

Investigating the Effect of Exit Temperature on Anodized Surface Quality and Corrosion Behavior of AA6063 Alloy

**İbrahim BAT, Alptuğ TANSES, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P08****Yaşam Döngüsü Analizi ve Ekstrüzyon Metoduyla Üretilen Yapı İnşa Profilleri Özelinde Bir Uygulama Örneği**

Life Cycle Assessment and an Application Example For Building Construction Profiles Produced by the Extrusion Method

**Aysel PİLAV**

Yeşilova Holding A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P09****Farklı Kimyasal Kompozisyona Sahip 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarının Farklı Matris ve Takviye Malzemesine Sahip Kompozit Malzemelere Yapışma Davranışının İncelenmesi**

Investigation of the Adhesion Behavior of 6XXX Series Aluminum Alloys with Different Chemical Compositions to Composite Materials with Different Matrix and Reinforcement Materials

**Aysel PİLAV, İrem SAPMAZ, Melih KEKİK**

Yeşilova Holding A.Ş.

Türkiye

**ALUS-P10****Hesaplama Malzeme Mühendisliği Teknolojileri ile AA2024 Alüminyum Alaşımlarının Termodinamik ve Termokinetik Özelliklerinin İncelenmesi**

Investigation of the Thermodynamic and Thermokinetic Properties of AA2024 Aluminum Alloys by Computational Material Engineering Technologies

**Burak BARUTÇUOĞLU, Berke ERK, Ayça ESKİCİ, Andaç CEYLAN**

Onatus Öngörü Teknolojileri

Türkiye

**ALUS-P11****AA7075 Alüminyum Alaşımının Forge NxT Yazılımı ile Sıcak Dövme Prosesinin Modelleme ve Simülasyon Çalışması**

Modeling and Simulation of Hot Forging Process of AA7075 Aluminum Alloy with Forge NxT Software

**Abidin TOKER, Burak BARUTÇUOĞLU, Berke ERK, Ceren UZUN**

Onatus Öngörü Teknolojileri

Türkiye

**ALUS-P12****6000 Serisi Alüminyum Alaşımlarından Soğuk Şekillendirme ile Üretilen Burç Parçalarının Simülasyon Çalışmalarıyla Mikroyapısal ve Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması**

Comparison of the Microstructural and Mechanical Properties of Bush Parts Produced by Cold Forming from 6000 Series Aluminum Alloys with Simulation Studies

**Gülben KARAARSLAN<sup>1</sup>, Harun USLU<sup>1</sup>, Ceren UZUN<sup>2</sup>, Abidin TOKER<sup>2</sup>, Tanju ÇELİKER<sup>1</sup>, Burak BARUTÇUOĞLU<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ONATUS Öngörü Teknolojileri

Türkiye



**ALUS-P13****Softening Behavior of Twin-Roll Cast 1050 and 5005 Aluminum Alloys**

İkiz Merdane Döküm Tekniği ile Üretilen 1050 ve 5005 Alüminyum Alaşımlarının Yumuşama Davranışı

**Ahmet KABİL, Hikmet KAYAÇETİN, Nihat YILMAZ, Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Onur MEYDANOĞLU**

Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P14****Human and Environmental Toxicity of Aluminium Production Evaluated Through LCA**

**David NOVACEK, Kamila SIROTNA**

University of Chemistry and Technology, Prague  
Czech Republic

**ALUS-P15****Recovery of Valuable Metals from Bauxite Residue "Red Mud"**

**Adela SVOBODOVA-SEDLACKOVA<sup>1</sup>, A. Inés Fernández<sup>2</sup>, J. Maria CHIMENOS<sup>2</sup>, Rafael RODRIGUEZ<sup>1</sup>, Carlos BERLANGA<sup>1</sup>, Camila BARRENECHE<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Public University of Navarre, <sup>2</sup>University of Barcelona  
Spain

**ALUS-P16****Farklı Alüminyum Alaşımlarının, Farklı Kalıplama Teknikleri ile Basıncılı Kompozit Tank Başlık Malzemesi Olarak Kullanımının Değerlendirilmesi**

Evaluation of the Use of Different Type of Aluminum Alloys as a Composite Pressure Vessel Boss Material with Different Molding Techniques

**Özlem PINAR<sup>1</sup>, Asım ZEYBEK<sup>2</sup>, Gaye KANALTI BAŞ<sup>1</sup>, Zafer CANBULAT<sup>1</sup>, Taner USTA<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Floteks Automotive, <sup>2</sup>Yesilova Group, <sup>3</sup>Can Metal  
Türkiye

**ALUS-P17****Investigation of Color Tone Difference in Natural Color Anodised AA6063 Extruded Aluminum Profiles**

AA6063 Alaşımına Sahip Ekstrüzyon ile Üretilmiş Alüminyum Profillerin Anodizasyonda Doğal Renkte Oluşan Renk Tonu Farkının İncelenmesi

**Alptuğ TANSES, İbrahim BAT, Samet SEVİNÇ, Furkan ERTÜRK, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P18****EN AW 1050 Alaşımında Sıvı Metal Temizliğine Bağlı Olarak Elektrik İletkenliğinin İyileştirilmesi**

Improvement of Electrical Conductivity Through Liquid Metal Cleaning in EN AW 1050 Alloy

**Özlem KIRMIZI<sup>1</sup>, Çağdaş SERİNTÜRK<sup>1</sup>, Ayberk UZER<sup>2</sup>, Muhammet ULUDAĞ<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Pms Metal Profil Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.,

<sup>2</sup>ULUCON Ar-Ge ve Danışmanlık Hizmetleri A.Ş., <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi

Türkiye

**ALUS-P19****The Effect of Cu and Mn Elements on Recrystallization Behavior in Al-Fe-Si Alloy Produced by Twin Roll Continuous Casting Method**

İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen Al-Fe-Si Alaşım Sisteminde Cu ve Mn Elementlerinin Yeniden Kristallenme Davranışına Etkisi

**Serkan BUDAKLI, Mert GÜNYÜZ, Ece HARPUTLU, Cengiz KONYA, Yavuz YILDIZ, Berkay AKSU**

Assan Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.

Türkiye

**ALUS-P20****Alüminyum Sektöründe Önemli Bir Köşe Taşı: Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması**

An Important Milestone in the Aluminum Industry: Carbon Border Adjustment Mechanism

**Tuba NARLI, Çağla NÜMAN, Semih ÇETİN**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.

Türkiye

**ALUS-P21****Investigation of Ripple Formation in Aluminum Flat Products Produced by Different Types of Twin Roll Casters**

İkiz Merdaneli Döküm Hatlarında Üretilen Alüminyum Yassı Ürünlerindeki Ripple Oluşumunun İncelenmesi

**Fatmanur ÖZEL, Altay BAŞARAN, Sergen BELİT, Sadık Kaan İPEK, Bilal DEMİR**

Teknik Alüminyum San. A.Ş.

Türkiye

**ALUS-P22****EDT Skinpass İşlemi Uygulanmış AA 3105 Alaşımı Levhaların Boya Sonrası Özelliklerinin İncelenmesi**

Investigation of After Paint Properties of AA 3105 Alloy Plates Applied with EDT Skinpass Process

**Yusuf ÖZÇETİN, Ali ULUS, Canan İNEL, Onur BİRBAŞAR, Sümbüle SAĞDIÇ**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P23****Effects of Surface Roughness on Oil Retention Capacity and Topographical Features of Aluminum Alloys**

Yüzey Pürüzlülüğünün Alüminyum Alaşımının Yağ Tutma Kapasitesi ve Topografik Özellikleri Üzerindeki Etkisi

**Aslıhan KARAKANAT, Ahmet Macit AKAYDIN, Ahmet KABİL, Büşra DEMİR GÖKKAYA**

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

**ALUS-P24****Optimising Delacquering and Melting Parameters to Increase Recycling Ratio of AlMgSi DC Casting**

AlMgSi Alaşımının Direkt Soğutmalı Dökümünde Geri Dönüşüm Oranının Artırılmasına Yönelik Lak Giderme ve Ergitme Proses Parametrelerinin Optimizasyonu

**Zeynep Tutku ÖZEN, İrem Yaren SİYAH, İlyas Artunc SARI, Gorkem OZCELİK**

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

**ALUS-P25****A356 Alüminyum Alaşımına Co İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi**

Effect of Co Additional to A356 Aluminum Alloy on Microstructural and Mechanical Properties

**Okan AYDIN<sup>1</sup>, Özkan KESEN<sup>2</sup>, Necip ÜNLÜ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Matil Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları, <sup>2</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

**ALUS-P26****A356 Alaşımına Molibden İlavesinin Etkileri**

Effect of Mo Addition in A356 Aluminum Alloy

**Merve ATİK<sup>1</sup>, Okan AYDIN<sup>2</sup>, Özkan KESEN<sup>3</sup>, Necip ÜNLÜ<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Elsan Elektrik Gereçleri San. Tic. A.Ş., <sup>2</sup>Matil Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları, <sup>3</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

**ALUS-P27****Analysis of Post-Ageing Properties of AA 6063 Aluminum Alloys Processed at Batch Type and Continous Homogenization Furnaces**

Yığın Tipi ve Sürekli Tip Homojenleştirme Fırınlarında Homojenize edilen AA 6063 Alüminyum Alaşımlarının Yaşlandırma Sonrası Özelliklerinin Analizi

**Murat DOĞAN<sup>1,2</sup>, Deniz KAVRAR URK<sup>1,2</sup>, Gökçen GÖKÇE<sup>1,2</sup>, Akın OBALI<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Sistem Teknik Industrial Furnaces LTD., <sup>2</sup>Sistem Teknik Advanced Research (STAR) Laboratory  
Türkiye

**ALUS-P28****Elektro Kıvılcım Biriktirme Tekniğiyle Titanyum Kaplanmış 7075 Alüminyum Alaşımının Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi**

Investigation of Surface Properties of Titanium-Coated 7075 Aluminum Alloy Using Electro Spark Deposition Technique

**Berke GÜLTEKİN, Ahmet KAVUKCU, Salim Levent AKTUĞ, Metin USTA**

Gebze Teknik Üniversitesi  
Türkiye

**ALUS-P29****Alüminyum ve Alaşımlarının Döküm Prosesinde Sıvı Metal Temizleme Yöntemlerinin ve Ergiyik Metal Kalite Kontrol Metotlarının İncelenmesi**

Investigation of Liquid Metal Cleaning Methods and Liquid Metal Quality Control Methods in the Casting Process of Aluminum and Its Alloys

**Sena ALTIN**

Coşkunöz Metal Form San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye

**ALUS-P30****Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmesinde Alaşım Elementlerinin ve Kaynak Parametrelerinin Etkisi**

The Effect of Alloy Elements and Welding Parameters on the Welding of Aluminum Alloys by Tig Welding Method

**Elif AYBİRDİ<sup>1,2</sup>, Metin USTA<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Gebze Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>İstanbul Tersanesi Komutanlığı  
Türkiye

**ALUS-P31****Alüminyum Ergitilmesinde Hidrojenin Yakıt Olarak Kullanılması**

Using Hydrogen as Fuel in Melting Aluminum

**Gökhan ÖZER**

Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi  
Türkiye

**İÇİNDEKİLER**

**CONTENTS**

<b>Yeşil Dönüşüm Kapsamında Uluslararası Alüminyum Ticareti</b> International Aluminium Trade in the Context of Green Transition <b>Selahattin Armağan VURDU</b> IMMIB Türkiye	50
<b>Recycling of Aluminium and Aluminium Sidestreams for Resource Efficient Production</b> <b>Gabriella TRANELL</b> The Norwegian University of Science and Technology Norway	58
<b>Identifying Drivers and Barriers for Transformative Change in UK Foundation Industries</b> <b>Mark JOLLY</b> Cranfield University United Kingdom	59
<b>Analysis of Aluminium Production Process in Kazakhstan and Waste Management in Aluminium Alloy Production</b> <b>Pushanova ASSEMAV</b> Karaganda Industrial University Kazakhstan	66
<b>Yeni Nesil Alüminyum Alaşım Elementleri ve Türkiye Alüminyum Sanayisine Etkisi</b> New Generation Aluminum Alloy Elements and Its Effect on Turkish Aluminum Industry <b>Yaşar AKÇA<sup>1</sup>, Mustafa AKÇİL<sup>2</sup></b> <sup>1</sup> Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi, <sup>2</sup> Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi Türkiye	69
<b>Ötektik Al-Ni Alaşımının Plazma Elektrolitik Oksidasyon Davranışına Isıl İşlemin Etkisi</b> Effect of the Heat Treatment on Plasma Electrolytic Oxidation Behavior of Eutectic Al-Ni Alloys <b>Kral Ali COŞAN, Kerem Özgür GÜNDÜZ, Yücel GENÇER, Mehmet TARAKÇI</b> Gebze Teknik Üniversitesi Türkiye	75
<b>Limitations by Scrap Contamination in Aluminium Recycling</b> <b>Hartwig THIE, Christian WUPPERMANN</b> Tenova LOI Thermprocess GmbH Germany	82
<b>Sustainability at Uddeholm: A Study in Producing Climate-Neutral Tool Steel</b> <b>Robert GUSTAFSSON, Emma MOLLER</b> Uddeholm Sweden	85
<b>Hydrometallurgical and Pyrometallurgical Recycling of Waste Tetra Pak Aseptic Packages</b> Atık Tetra Pak Aseptik Ambalajlarının Hidrometalurjik ve Pirometalurjik Geri Dönüşümü <b>İlgım BALTACI<sup>1</sup>, Selçuk KAN<sup>1</sup>, Ahmet TURAN<sup>2</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>1</sup></b> <sup>1</sup> İstanbul Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup> Yeditepe Üniversitesi Türkiye	89
<b>Sürdürülebilir Bir Dünya İçin Ekolojik Ayak İzi</b> Ecological Footprint for a Sustainable World <b>Eda ÇETİNTAŞ<sup>1,2</sup></b> <sup>1</sup> Yeşilova Holding, <sup>2</sup> Aksaray Üniversitesi Türkiye	93
<b>Corrosion Behavior of Trivalent Chromium Process (TCP) Coating on Modified Die Casting Alloys</b> Üç Değerlikli Krom Proses (TCP) Kaplamanın Modifiye Edilmiş Basınçlı Döküm Alaşımındaki Korozyon Davranışı <b>Talha SERT<sup>1</sup>, Pinar AFSİN<sup>2</sup>, İpek TUNC<sup>1</sup>, Can AKYIL<sup>2</sup>, B. Deniz KARAHAN<sup>1</sup>, Muammer MUTLU<sup>3</sup>, Onur OZCAN<sup>3</sup>, İsmail KURUAL<sup>3</sup>, Özgül KELES<sup>1</sup></b> <sup>1</sup> Istanbul Technical University, <sup>2</sup> MacDermid Enthone Inc., <sup>3</sup> Mita Kalıp ve Dokum Sanayi A.Ş. Türkiye	97
<b>Electro Magnetic Deep Filtration (EMDF)</b> <b>Jason MIDGLEY, Joseph WHITWORTH</b> Pyrotek EMP Technologies LTD United Kingdom	100
<b>Alüminyum Alaşımli Binek Araç Jantlarında Akıtarak Şekillendirme Teknolojisinin Farklı Redüksiyon Oranlarında Uygulanması</b> Application of Flow Forming Technology with Different Reduction Ratios in Aluminum Alloy Passenger Car Wheels <b>Sebihe Yağmur DİNÇ, Makbule POZAN, Meriç IŞIK</b> CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş. Türkiye	104

- Ağır Vasıta Araçlarda Farklı Kesitlerdeki Alüminyum Alt Arka Koruyucunun Sonlu Elemanlar Analizleriyle İncelenmesi ve Optimizasyonu** 109  
Finite Element Analysis and Optimization of the Aluminum Rear U Underrun Protection in Different Cross-Sections for Heavy Vehicles  
**Seda YILDIZ, Eda DEMİR, Ahmet Abdullah KARACA**  
Yeşilova Holding  
Türkiye
- 6063 ve 6005 Alüminyum Alaşımlarının Yapılarında Bulunan Farklı Boyutlardaki Mg<sub>2</sub>Si Fazlarının Ekstrüzyon Proses Sıcaklıklarında Gösterdikleri Çözünme Davranışlarının İncelenmesi** 114  
Investigation of the Dissolving Behaviors of Different Sizes Mg<sub>2</sub>Si Phases in the Structures of 6063 and 6005 Aluminum Alloys at Extrusion Process Temperatures  
**Elif TOK<sup>1</sup>, Asım ZEYBEK<sup>1</sup>, Barış KARA<sup>1</sup>, Berkay TEZCAN<sup>2</sup>, Kemal ORUÇ<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>Yeşilova Holding, <sup>2</sup>Yavuz Alüminyum  
Türkiye
- Optimizing Extrusion Ram Speed for Enhanced Recrystallization and Mechanical Strength in 6082 Alloy** 121  
6082 Alaşımında Rekristalizasyonu ve Mukavemeti İyileştirmek İçin Ekstrüzyon Ram Hızının Optimizasyonu  
**İ. Artunç SARI, İbrahim BAT, Alptuğ TANSES, Z. Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Otomotiv Sanayi için Toz Metalurji Yöntemi ile Gerçekleştirilen 7075 Alüminyum Alaşım Çalışmaları** 125  
7075 Aluminum Alloy Studies with PM Technology for the Automotive Industry  
**Olgun TANBERK<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>1</sup>, Z. İvgen ÖZDAL<sup>3</sup>**  
<sup>1</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş., <sup>2</sup>Middle East Technical University, <sup>3</sup>Argemiz Proje Eğitim ve Danışmanlık Ltd. Şti.  
Türkiye
- An Automotive Industry Component of Crash Box's Corrugation Performance's Investigation in Real Time and Simulation Environment** 129  
Bir Otomotiv Sektörü Bileşeni Olan Çarpışma Kutusunun Katlanma Performansının Gerçek Zamanlı ve Simülasyon Ortamında İncelenmesi  
**Tolgahan ÇALI, Berat BAYRAMOĞLU, Görkem ÖZÇELİK**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Investigation of Forming Defects in Aluminium Wire Drawing Processes of EN AW 1000 Series 9,5 mm Aluminum Wire Rods** 133  
EN AW 1000 Serisi 9.5 mm Alüminyum Tel Çubukların Alüminyum Tel Çekme İşlemlerindeki Şekillendirme Hatalarının İncelenmesi  
**Necati OCAK<sup>1</sup>, Harun GÜNEŞ<sup>1</sup>, Serdar ASLAN<sup>2</sup>, Erhan DURU<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Şahinler Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi  
Türkiye
- Determining the Corrosion Speed of Welded AA 5005 Alloy with AA4043 Filler Metals According to Weld Rate Using by MIG Welding Technique** 137  
MIG Kaynak Tekniği Kullanarak AA 5005 Alaşımının AA 4043 Kaynak Teli ile Kaynaklanması Durumunda Korozyon Hızının Belirlenmesi  
**Hüseyin MÜŞTAK, Yusuf ÖZÇETİN**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilmiş Folyo Üretiminde Kullanılan 1235, 3003, 8006, 8079 Alaşım Serilerinin Termomekanik ve Metalografik Karşılaştırması** 143  
Thermomechanical and Metallographic Comparison of Twin Roll Casted 1235, 3003, 8006, 8079 Alloy Series Used in the Production of Foil Manufacturing  
**Sergen BELİT, Tuğçe SEZEN, Altay BAŞARAN, Bilal DEMİR, Sadık Kaan İPEK**  
Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye
- AA5182 ve AA5754 H0 Kalite Al-Mg Serisi Alaşımların Derin Çekilebilirlik Özelliklerinin Karşılaştırılması İncelenmesi** 151  
Comparative Investigation of Deep Drawing Properties of AA5182 and AA5754 H0 Quality Al-Mg Series Alloys  
**Koray DÜNDAR<sup>1</sup>, Ekrem ALTUNCU<sup>2</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>, Samet SEVİNÇ<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi  
Türkiye
- Investigation of the Effects of Surface Roughness and Corrosion Resistance on Material Properties due to Rework in Powder Coating Process** 155  
Toz Boya Prosesinde Çift Kaplamaya Bağlı Yüzey Pürüzlülüğünün ve Korozyon Dayanımının Malzeme Performansına Etkilerinin İncelenmesi  
**İrem Yaren SİYAH, Zeynep Tutku ÖZEN, Esra KAYMAK AKSU, Özge SEBİBOĞA, Görkem ÖZÇELİK**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Effect of Homogenization Annealing Temperature Process on Mechanical Properties of Al-Mn-Fe Alloys** 161  
Homojen Tav Sıcaklığının Al-Mn-Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi  
**Süleyman KAYAPA, Ece HARPOTLU, Nihat YILMAZ, Mert GÜNYÜZ**  
Assan Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye
- Yeni Nesil 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Farklı Kimyasal Kompozisyon ve Isıl İşlemin Taneler Arası Korozyona Etkisi** 165  
Effect of Chemical Composition and Heat Treatment on Intergranular Corrosion of New Generation 6XXX Series Aluminium Alloys  
**Osman Halil ÇELİK, Onuralp YÜCEL**  
İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

- Integrated Computational Materials Engineering Framework for Processing Parameter Optimization of Al-Mg-Si Wrought Alloys** 172  
Al-Mg-Si Alaşımlarının Isıl İşlem Parametrelerinin Optimizasyonu için Bütünleşik Hesaplamalı Malzeme Mühendisliği Uygulaması  
**Emre ÇİNKİLİÇ<sup>1,2</sup>, Barış KARA<sup>3</sup>, Asım ZEYBEK<sup>3</sup>**  
<sup>1</sup>Hakkari Üniversitesi, <sup>2</sup>CyberAlloys Teknoloji ve ArGe Ltd. Şti., <sup>3</sup>Yeşilova Holding  
Türkiye
- Effects of Different Anodic Oxidation Electrolytes for Corrosion Behaviors of Heat-Treated Aluminum Alloys** 177  
Farklı Elektrolitler Kullanılarak Yapılan Anodik Oksidasyon Uygulamalarının Isıl İşlem Uygulanmış Alüminyum Alaşımlarının Korozyon Davranışlarına Etkileri  
**Yusuf Tolunay KOZAN, Semih ATEŞ, C. Fahir ARISOY**  
İstanbul Technical University  
Türkiye
- Yüksek Çinko İçeren 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkisi** 183  
Effect of Cooling Rate on the Microstructure of High Zinc-Containing 7XXX Series Aluminium Alloys  
**Aleyna GÜMÜŞSOY, Işık KAYA, Emrah Fahri ÖZDOĞRU**  
TRI Metalurji A.Ş.  
Türkiye
- Effect of Homogenization Heat Treatment on Material Properties of 8006 Aluminum Alloy Produced with Twin-Roll Casting Process** 188  
Homojenizasyon Isıl İşleminin İkiz Merdane Döküm Prosesi ile Üretilmiş 8006 Alüminyum Alaşımının Malzeme Özelliklerine Etkisi  
**Hikmet KAYAÇETİN, Serdar AZAKLIOĞLU, Onur MEYDANOĞLU, Mert GÜLVER, Cemil İŞIKSAÇAN**  
Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Efficient Heat Scheduling Combined with Scrap Optimization and Energy Management in Aluminium Production** 193  
**Gunther SCHOBER**  
PSI Metals Non Ferrous GmbH  
Germany
- Kalıplarda Termal Genleşme Miktarları Hesaplanarak Genleşme Toleranslı Kalıp Tasarımı Yapılması** 196  
Die Design with Expansion Tolerance by Calculating the Amount of Thermal Expansion in Moulds  
**Anıl GEYİK, Erdal DENİZ, Eren BOZKURT**  
CMS Jant ve Makine Sanayii A.Ş.  
Türkiye
- Infiltration of SiCp Reinforced Aluminum 6061 Functionally Graded Metal Matrix Composite** 200  
Preform İnfiltrasyonu ile Fonksiyonu Derecelendirilmiş SiCp Takviyeli Alüminyum 6061 Metal Esaslı Kompozit  
**Eralp TATLIŞEN<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Olgun TANBERK<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Middle East Technical University, <sup>2</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş.  
Türkiye
- EN AW 5005 Alaşımında Tane İnceltme İşleminin Döküm Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi** 210  
Investigation of Effect of the Grain Refinement Process on the Casting Properties in EN AW 5005 Alloy  
**Özlem KIRMIZI<sup>1</sup>, Çağdaş SERİNTÜRK<sup>1</sup>, Ayberk UZER<sup>2</sup>, Muhammet ULUDAĞ<sup>3</sup>**  
<sup>1</sup>Pms Metal Profil Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ULUCON AR-GE ve Danışmanlık Hizmetleri A.Ş., <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi  
Türkiye
- Comparison of Lattice Structures in the Additive Manufacturing of AlSi<sub>10</sub>Mg Alloys and the Electroless Nickel Plating of the Structures** 217  
AlSi<sub>10</sub>Mg Alaşımlarının Eklemeli İmalatında Lattice Yapılar ile Yapıların Akımsız Nikel Kaplamalarının Karşılaştırılması  
**Turgut Azer VURKIR<sup>1,2</sup>, Berkan ÇELİK<sup>3,4</sup>, Mehmet Şeref SÖNMEZ<sup>3</sup>, Ahmet TURAN<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>Karfo Endüstriyel, <sup>3</sup>İstanbul Technical University, <sup>4</sup>UCTEA Chamber of Metallurgical and Materials Engineers  
Türkiye
- Effect of Sr-Level and Cooling Conditions on the Mechanical Properties of Secondary Al-Si Die Casting Alloys** 222  
Sr-Seviyesi ve Soğutma Koşullarının İkincil Al-Si Basınçlı Döküm Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi  
**Ümit KOÇ<sup>1,2</sup>, Barış KARA<sup>2</sup>, Asım ZEYBEK<sup>2</sup>, Sezgin BAYRAM<sup>1</sup>, Emre ÇİNKİLİÇ<sup>3,4</sup>**  
<sup>1</sup>Can Metal, <sup>2</sup>Yeşilova Holding, <sup>3</sup>Hakkari University, <sup>4</sup>CyberAlloys Teknoloji ve ArGe Ltd. Şti.  
Türkiye
- Farklı Test Basınçlarının RPT Test Numuneleri Üzerindeki Etkisi** 228  
The Effect of Different Test Pressures on RPT Test Samples  
**Makbule POZAN, Kıvanç TURAN**  
CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş.  
Türkiye
- Investigation Effect of In-Situ Grain Refiners on the 1XXX and 3XXX Twin Roll Casted Aluminum Products** 233  
İkiz Merdaneli Dökülmüş 1XXX ve 3XXX Ürünleri İnceleme İçin İn-Situ Tane Çekirdeklandırıcıların Etkisinin İncelenmesi  
**Tuğçe SEZEN, Sergen BELİT, Fatmanur ÖZEL, Altay BAŞARAN, Bilal DEMİR, Sadık Kaan İPEK**  
Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye



- Determination and Optimization of the Effect of Nb, Ti and B Element Ratios on the Tensile Test Results of A356 Alloy by Full Factorial Design of Experiment** 238  
Nb, Ti ve B Element Oranlarının A356 Alaşımının Çekme Testi Sonuçlarına Etkisinin Tam Faktöriyel Deney Tasarımı ile Belirlenmesi ve Optimizasyonu  
**Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>, Onur ERTUĞRUL<sup>2</sup>, Levent AYDIN<sup>2</sup>, Caner KALENDER<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina San. A.Ş., <sup>2</sup>İzmir Katip Çelebi Üniversitesi  
Türkiye
- Material Properties of EN-AW 1050 Aluminum Alloy Produced with DC and TRC Techniques** 245  
DC ve TRC Teknikleriyle Üretilen EN-AW 1050 Alüminyum Alaşımının Malzeme Özellikleri  
**Pelin BÖLÜKBAŞI, Mert GÜLVER**  
Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- İkiz Merdane Döküm Yöntemiyle Alüminyum Alaşımı Üretiminde Gaz Giderme Prosesinde Klor Gazı Kullanımının İnküzyon Üzerindeki Etkisinin İncelenmesi** 250  
Investigation of the Effect of Chlorine Gas Use on Inclusion in the Degassing Process of Aluminum Alloy Production by Twin Roll Casting Method  
**Sinem BALTA, Tuba NARLI, Samet SEVİNÇ, Ali ULUS, Umut NAL**  
ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Farklı Alüminyum Master Alaşımaları Kullanılarak Hazırlanan A356 Alaşımının Mekanik ve Mikroyapı Özellikleri Üzerinde İntermetalik Etkisi** 255  
Intermetallic Effect on Mechanical and Microstructural Properties of A356 Alloy Prepared Using Different Aluminum Master Alloys  
**Gizem AK<sup>1</sup>, Semra KURAMA<sup>2</sup>, Uğur AYBARÇ<sup>1</sup>, Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş., <sup>2</sup>Eskisehir Technical University  
Türkiye
- Marketable Products Derived from Aluminium-Containing Industrial Wastes** 263  
**Juri BOLOBAJEV<sup>1</sup>, Niina DULOVA<sup>1</sup>, Marina KRICHEVSKAYA<sup>1</sup>, Priit TIKKER<sup>1</sup>, Sergei PREIS<sup>1</sup>, Lukaš PĪLAR<sup>2</sup>, Barbora DOUSOVÁ<sup>2</sup>, David KOLOUSEK<sup>2</sup>, Monika VITVAROVÁ<sup>2</sup>, Shareq Mohd NAZIR<sup>3</sup>, Frederico Marques PENHA<sup>3</sup>, Pedro Henrique CABRAL DE SOUZA<sup>3</sup>, Efthymios KANTARELIS<sup>3</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>4</sup>, Ahmet TURAN<sup>5</sup>**  
<sup>1</sup>Tallinn University of Technology, <sup>2</sup>University of Chemical and Technology Prague, <sup>3</sup>KTH Royal Institute of Technology, <sup>4</sup>Istanbul Technical University, <sup>5</sup>Yeditepe University  
Estonia, Czech Republic, Türkiye
- Acid Leaching of Fly Ash for Aluminium Metal Recovery** 270  
**Barbora DOUŠOVÁ, Eva BEDRNOVÁ, Lukáš PĪLAŘ, David KOLOUŠEK, Monika VITVAROVÁ**  
University of Chemistry and Technology, Prague  
Czech Republic
- Evaluation of Aluminum Wastes** 272  
Alüminyum Atıklarının Değerlendirilmesi  
**Hasan GÜNEY<sup>1</sup>, Selçuk KAN<sup>1</sup>, Kağan BENZEŞİK<sup>1</sup>, Ahmet Turan<sup>2</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Yeditepe Üniversitesi  
Türkiye
- Aluminium Black Dross: A Promising Raw Material to Produce Alumina and Alumina-Containing Compounds** 273  
Alüminyum Siyah Drosundan Alümina ve Alümina İçeren Bileşiklerin Üretimi  
**İlayda ÖZBAĞ TOĞAÇAR<sup>1</sup>, Umay ÇINARLI<sup>1</sup>, Arif KARACA<sup>2</sup>, Ahmet TURAN<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>ETI Aluminium Inc  
Türkiye
- Alumina Extraction from Diasporic Bauxite Ores** 274  
Diyasporik Boksit Cevherinden Alümina Üretimi  
**İlayda ÖZBAĞ TOĞAÇAR<sup>1</sup>, Umay ÇINARLI<sup>1</sup>, Meral BAYGÜL<sup>2</sup>, Ahmet TURAN<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>ETI Aluminium Inc  
Türkiye
- Effects of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> Addition on Mechanical and Optical Properties of ALON Ceramics Produced by Reactive Spark Plasma Sintering** 275  
H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> Katkısının Spark Plazma Sinterleme Yöntemi ile Üretilen ALON Seramiklerinin Mekanik ve Optik Özellikleri Üzerine Etkisi  
**Tuğçe DEDEAĞAÇLI, Filiz ŞAHİN**  
Istanbul Technical University  
Türkiye
- Alüminyum Ergitme Fırınlarının Konveyör Sistemi ile Otomatik Olarak Beslenmesi** 279  
Automatic Feeding of Aluminum Melting Furnaces with Conveyor System  
**Fatih ŞAHİN, Buğrahan YAŞAR, Pınar Sinem ÖZER, Doğukan ÖZ**  
EMTA Conductor & Cable  
Türkiye
- Examination of the Usability of Aluminum Slag as a Coating Powder** 283  
Alüminyum Cürufun Kaplama Tozu Olarak Kullanılabilirliğinin İncelenmesi  
**Necati OCAK<sup>1</sup>, Harun GÜNEŞ<sup>1</sup>, Garip ERDOĞAN<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Şahinler Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi  
Türkiye

- 6063 Alüminyum Profillere Ön Isıl İşlem Uygulamasının Yapay ve Doğal Yaşlanma Mekanizmasına Olan Etkisinin İncelenmesi** 287  
Investigation of the Effect of Pre-Heat Treatment of 6063 Aluminum Profiles on Artificial and Natural Aging Mechanism  
**Emre ÇANKAYA<sup>1,2</sup>, Mehmet Buğra GÜNER<sup>1,2</sup>, Barış AKIN<sup>1</sup>, Anıl Umut ÖZDEMİR<sup>1</sup>, Afife Binnaz HAZAR YORUÇ<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Yıldız Teknik Üniversitesi  
Türkiye
- Study of Corrosion Behaviour of Aluminium Profiles Applied with Different Surface Treatments** 293  
Farklı Yüzey İşlemi Uygulanan Alüminyum Profillerin Korozyon Davranışlarının İncelenmesi  
**Anıl Umut ÖZDEMİR, Mehmet Buğra GÜNER, Emre ÇANKAYA, Barış AKIN, Esra KAYMAK AKSU**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Alüminyum Profillerde Eloksal Kalınlığı ve Tespit İşleminin Yapışma Mukavemetine Etkisinin İncelenmesi** 296  
Investigation of the Effect of Anodizing Layer Thickness and Sealing Process on Lap Shear Strength of Aluminium Profile  
**Barış AKIN, Emre ÇANKAYA, Esra KAYMAK AKSU, Görkem ÖZÇELİK, Alptuğ TANSES**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Sürtünme Karıştırma Kaynağı Denemelerinde Takım Konfigürasyonu için 6082 Alüminyum Alaşımı Analizi** 301  
Analysis of 6082 Aluminum Alloy for Tool Configuration in Friction Stir Welding Trials  
**Berat BAYRAMOĞLU, Görkem ÖZÇELİK, Bahadır İŞCAN, İbrahim BAT**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Ekstrüzyon Çıkış Sıcaklığının AA6063 Alaşım Profillerde Eloksal Yüzey Kalitesine ve Korozyon Davranışına Olan Etkisinin İncelenmesi** 306  
Investigating the Effect of Exit Temperature on Anodized Surface Quality and Corrosion Behavior of AA6063 Alloy  
**İbrahim BAT, Alptuğ TANSES, Görkem ÖZÇELİK**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Yaşam Döngüsü Analizi ve Ekstrüzyon Metoduyla Üretilen Yapı İnşa Profilleri Özelinde Bir Uygulama Örneği** 311  
Life Cycle Assessment and an Application Example For Building Construction Profiles Produced by the Extrusion Method  
**Aysel PİLAV**  
Yeşilova Holding A.Ş.  
Türkiye
- Farklı Kimyasal Kompozisyona Sahip 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarının Farklı Matris ve Takviye Malzemesine Sahip Kompozit Malzemelere Yapışma Davranışının İncelenmesi** 315  
Investigation of the Adhesion Behavior of 6XXX Series Aluminum Alloys with Different Chemical Compositions to Composite Materials with Different Matrix and Reinforcement Materials  
**Aysel PİLAV, İrem SAPMAZ, Melih KEKİK**  
Yeşilova Holding A.Ş.  
Türkiye
- Hesaplamalı Malzeme Mühendisliği Teknolojileri ile AA2024 Alüminyum Alaşımlarının Termodinamik ve Termokinetik Özelliklerinin İncelenmesi** 319  
Investigation of the Thermodynamic and Thermokinetic Properties of AA2024 Aluminum Alloys by Computational Material Engineering Technologies  
**Burak BARUTÇUOĞLU, Berke ERK, Ayça ESKİCİ, Andaç CEYLAN**  
Onatus Öngörü Teknolojileri  
Türkiye
- AA7075 Alüminyum Alaşımının Forge NxT Yazılımı ile Sıcak Dövme Prosesinin Modelleme ve Simülasyon Çalışması** 321  
Modeling and Simulation of Hot Forging Process of AA7075 Aluminum Alloy with Forge NxT Software  
**Abidin TOKER, Burak BARUTÇUOĞLU, Berke ERK, Ceren UZUN**  
Onatus Öngörü Teknolojileri  
Türkiye
- 6000 Serisi Alüminyum Alaşımlarından Soğuk Şekillendirme ile Üretilen Burç Parçaların Simülasyon Çalışmalarıyla Mikroyapısal ve Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması** 326  
Comparison of the Microstructural and Mechanical Properties of Bush Parts Produced by Cold Forming from 6000 Series Aluminum Alloys with Simulation Studies  
**Gülben KARAARSLAN<sup>1</sup>, Harun USLU<sup>1</sup>, Ceren UZUN<sup>2</sup>, Abidin TOKER<sup>2</sup>, Tanju ÇELİKER<sup>1</sup>, Burak BARUTÇUOĞLU<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ONATUS Öngörü Teknolojileri  
Türkiye
- Softening Behavior of Twin-Roll Cast 1050 and 5005 Aluminum Alloys** 330  
İkiz Merdane Döküm Tekniği ile Üretilen 1050 ve 5005 Alüminyum Alaşımlarının Yumuşama Davranışı  
**Ahmet KABİL, Hikmet KAYAÇETİN, Nihat YILMAZ, Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Onur MEYDANOĞLU**  
Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Human and Environmental Toxicity of Aluminium Production Evaluated Through LCA** 334  
**David NOVACEK, Kamila SIROTNA**  
University of Chemistry and Technology, Prague  
Czech Republic

- Recovery of Valuable Metals from Bauxite Residue “Red Mud”** 341  
**Adela SVOBODOVA-SEDLACKOVA<sup>1</sup>, A. Inés Fernández<sup>2</sup>, J. Maria CHIMENOS<sup>2</sup>, Rafael RODRIGUEZ<sup>1</sup>, Carlos BERLANGA<sup>1</sup>, Camila BARRENECHE<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Public University of Navarre, <sup>2</sup>University of Barcelona  
Spain
- Farklı Alüminyum Alaşımlarının, Farklı Kalıplama Teknikleri ile Basınçlı Kompozit Tank Başlık Malzemesi Olarak Kullanımının Değerlendirilmesi** 342  
Evaluation of the Use of Different Type of Aluminum Alloys as a Composite Pressure Vessel Boss Material with Different Molding Techniques  
**Özlem PINAR<sup>1</sup>, Asım ZEYBEK<sup>2</sup>, Gaye KANALTI BAŞ<sup>1</sup>, Zafer CANBULAT<sup>1</sup>, Taner USTA<sup>3</sup>**  
<sup>1</sup>Floteks Automotive, <sup>2</sup>Yesilova Group, <sup>3</sup>Can Metal  
Türkiye
- Investigation of Color Tone Difference in Natural Color Anodised AA6063 Extruded Aluminum Profiles** 348  
AA6063 Alaşımına Sahip Ekstrüzyon ile Üretilmiş Alüminyum Profillerin Anodizasyonda Doğal Renkte Oluşan Renk Tonu Farkının İncelenmesi  
**Alptuğ TANSES, İbrahim BAT, Samet SEVİNÇ, Furkan ERTÜRK, Görkem ÖZÇELİK**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- EN AW 1050 Alaşımında Sıvı Metal Temizliğine Bağlı Olarak Elektrik İletkenliğinin İyileştirilmesi** 352  
Improvement of Electrical Conductivity Through Liquid Metal Cleaning in EN AW 1050 Alloy  
**Özlem KIRMIZI<sup>1</sup>, Çağdaş SERİNTÜRK<sup>1</sup>, Ayberk UZER<sup>2</sup>, Muhammet ULUDAĞ<sup>3</sup>**  
<sup>1</sup>Pms Metal Profil Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ULUCON Ar-Ge ve Danışmanlık Hizmetleri A.Ş., <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi  
Türkiye
- The Effect of Cu and Mn Elements on Recrystallization Behavior in Al-Fe-Si Alloy Produced by Twin Roll Continuous Casting Method** 358  
İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen Al-Fe-Si Alaşım Sisteminde Cu ve Mn Elementlerinin Yeniden Kristallenme Davranışına Etkisi  
**Serkan BUDAKLI, Mert GÜNYÜZ, Ece HARPUTLU, Cengiz KONYA, Yavuz YILDIZ, Berkay AKSU**  
Assan Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye
- Alüminyum Sektöründe Önemli Bir Köşe Taşı: Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması** 363  
An Important Milestone in the Aluminum Industry: Carbon Border Adjustment Mechanism  
**Tuba NARLI, Çağla NÜMAN, Semih ÇETİN**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Investigation of Ripple Formation in Aluminum Flat Products Produced by Different Types of Twin Roll Casters** 368  
İkiz Merdaneli Döküm Hatlarında Üretilen Alüminyum Yassı Ürünlerindeki Ripple Oluşumunun İncelenmesi  
**Fatmanur ÖZEL, Altay BAŞARAN, Sergen BELİT, Sadık Kaan İPEK, Bilal DEMİR**  
Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye
- EDT Skinpass İşlemi Uygulanmış AA 3105 Alaşımı Levhaların Boya Sonrası Özelliklerinin İncelenmesi** 372  
Investigation of After Paint Properties of AA 3105 Alloy Plates Applied with EDT Skinpass Process  
**Yusuf ÖZÇETİN, Ali ULUS, Canan İNEL, Onur BİRBAŞAR, Sümbüle SAĞDİÇ**  
Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye
- Effects of Surface Roughness on Oil Retention Capacity and Topographical Features of Aluminum Alloys** 377  
Yüzey Pürüzlülüğünün Alüminyum Alaşımlarının Yağ Tutma Kapasitesi ve Topografik Özellikleri Üzerindeki Etkisi  
**Aslıhan KARAKANAT, Ahmet Macit AKAYDIN, Ahmet KABİL, Büşra DEMİR GÖKKAYA**  
Assan Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye
- Optimising Delacquering and Melting Parameters to Increase Recycling Ratio of AlMgSi DC Casting** 381  
AlMgSi Alaşımlarının Direkt Soğutmalı Dökümünde Geri Dönüşüm Oranının Artırılmasına Yönelik Lak Giderme ve Ergitme Proses Parametrelerinin Optimizasyonu  
**Zeynep Tutku ÖZEN, İrem Yaren SİYAH, İlyas Artunc SARI, Gorkem ÖZÇELİK**  
ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye
- A356 Alüminyum Alaşımına Co İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi** 385  
Effect of Co Additional to A356 Aluminum Alloy on Microstructural and Mechanical Properties  
**Okan AYDIN<sup>1</sup>, Özkan KESEN<sup>2</sup>, Necip ÜNLÜ<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Matil Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları, <sup>2</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye
- A356 Alaşımına Molibden İlavesinin Etkileri** 393  
Effect of Mo Addition in A356 Aluminum Alloy  
**Merve ATİK<sup>1</sup>, Okan AYDIN<sup>2</sup>, Özkan KESEN<sup>3</sup>, Necip ÜNLÜ<sup>3</sup>**  
<sup>1</sup>Elsan Elektrik Gereçleri San. Tic. A.Ş., <sup>2</sup>Matil Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları, <sup>3</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

- Analysis of Post-Ageing Properties of AA 6063 Aluminum Alloys Processed at Batch Type and Continous Homogenization Furnaces** 400  
Yığın Tipi ve Sürekli Tip Homojenleştirme Fırınlarında Homojenize edilen AA 6063 Alüminyum Alaşımlarının Yaşlandırma Sonrası Özelliklerinin Analizi  
**Murat DOĞAN<sup>1,2</sup>, Deniz KAVRAR URK<sup>1,2</sup>, Gökçen GÖKÇE<sup>1,2</sup>, Akın OBALI<sup>1,2</sup>**  
<sup>1</sup>Sistem Teknik Industrial Furnaces LTD., <sup>2</sup>Sistem Teknik Advanced Research (STAR) Laboratory  
Türkiye
- Elektro Kuvulcım Biriktirme Tekniğiyle Titanyum Kaplanmış 7075 Alüminyum Alaşımının Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi** 404  
Investigation of Surface Properties of Titanium-Coated 7075 Aluminum Alloy Using Electro Spark Deposition Technique  
**Berke GÜLTEKİN, Ahmet KAVUKCU, Salim Levent AKTUĞ, Metin USTA**  
Gebze Teknik Üniversitesi  
Türkiye
- Alüminyum ve Alaşımlarının Döküm Prosesinde Sıvı Metal Temizleme Yöntemlerinin ve Ergiyik Metal Kalite Kontrol Metotlarının İncelenmesi** 409  
Investigation of Liquid Metal Cleaning Methods and Liquid Metal Quality Control Methods in the Casting Process of Aluminum and Its Alloys  
**Sena ALTIN**  
Coşkunöz Metal Form San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye
- Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmesinde Alaşım Elementlerinin ve Kaynak Parametrelerinin Etkisi** 417  
The Effect of Alloy Elements and Welding Parameters on the Welding of Aluminum Alloys by Tig Welding Method  
**Elif AYBİRDİ<sup>1,2</sup>, Metin USTA<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>Gebze Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>İstanbul Tersanesi Komutanlığı  
Türkiye
- Alüminyum Ergitilmesinde Hidrojenin Yakıt Olarak Kullanılması** 423  
Using Hydrogen as Fuel in Melting Aluminum  
**Gökhan ÖZER**  
Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi  
Türkiye

**BİLDİRİLER**

**PROCEEDINGS**

# Yeşil Dönüşüm Kapsamında Uluslararası Alüminyum Ticareti

## International Aluminium Trade in the Context of Green Transition

**Selahattin Armağan VURDU**

IMMIB  
Türkiye

### Abstract

Green transformation affects the entire aluminium market, including its production, consumption and international trade. Decarbonization policies will lead to a surge in demand of aluminium. Main drivers of the demand growth will be transportation, energy, packaging and construction. Secondary aluminium will play a critical role in that rise thanks to its low carbon emissions. There are pilot projects to develop low carbon technologies. The public sector is preparing legal regulations on carbon markets and emission reduction. Major aluminium producers announced their carbon footprint reduction targets, started to calculate and take measures to reduce their carbon footprint. On December 13 2022 the Council of the European Union and European Parliament agreed on Carbon Border Adjustment Mechanism (CBAM) which will affect international aluminium trade. The regulation was published in the Official Journal of the EU on 16 May 2023. The transitional phase will start as of 1 October 2023. Following the transitional period, it is expected that CBAM will be fully operational in 2026. Various studies are conducted to forecast the effects of CBAM. It is argued that CBAM widens the welfare gap between developed and developing countries. Although the EU underlined that the CBAM is compatible with WTO-rules, CBAM can encounter international opposition under international trade legislation. In addition to the green transformation, tariffs and geopolitical developments will shape the aluminium trade routes and volume.

### Özet

Yeşil dönüşüm üretim, tüketim ve uluslararası ticaret dahil olmak üzere tüm alüminyum pazarını etkilemektedir. Dekarbonizasyon politikaları alüminyum talebini artıracaktır. Ulaşım, enerji, ambalaj ve inşaat talepte ivme yaratacaktır. İkincil alüminyum karbon salımının az olması sayesinde söz konusu artışta kritik rol oynayacaktır. Düşük karbonlu alüminyum üretim teknoloji geliştirmeye yönelik pilot çalışmalar devam etmektedir. Kamu, karbon piyasa ve karbon azaltımına dair yasal düzenlemeler yapmaktadır. Birçok büyük alüminyum üreticisi de karbon ayak izi

azaltım hedeflerini açıklamış; karbon ayak izi ölçümlerini yaptırmaya ve emisyonlarını azaltmak için önlemler almaya başlamıştır. 13 Aralık 2022'de Avrupa Parlamentosu ve AB Konseyi uluslararası alüminyum ticaretini etkileyecek olan Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması (SKDM) konusunda uzlaşa sağladı. 16 Mayıs 2023'te AB Resmî Gazetesinde yayımlandı. Düzenleme kapsamında geçiş dönemi 1 Ekim 2023'te başlayacak. Geçiş döneminden sonra SKDM'nin 2026'da tamamen işletilmesi beklenmektedir. SKDM'nin etkilerini araştıran muhtelif çalışmalar yapılmaktadır. Gelişmiş ve gelişmekte olan ülkeler arasındaki refah farkını artıracacağı tartışılmaktadır. AB SKDM'nin DTÖ kurallarına uygun olduğunu vurgulasa dahi SKDM uluslararası kurallar bağlamında uluslararası bir muhalefet ile karşı karşıya kalabilir. Yeşil dönüşüme ek olarak gümrük tarifeleri ve jeopolitik gelişmeler alüminyum ticaret rota ve hacmini şekillendirecektir.

### 1. Küresel Alüminyum Üretimi

The United States Geological Survey'in (USGS) verilerine göre 2021 yılında dünyada yaklaşık 384 milyon ton; 2022'de ise 380 milyon ton boksit üretilmiştir. Dünya boksit üretiminin yaklaşık dörtte üçünü Avustralya, Gine ve Çin gerçekleştirmektedir. [1]

**Çizelge 1. Ülkelere Göre Dünya Boksit Üretimi (2021-2022) [1]**

Ülke	2021 (1000 Ton)	2022 tahmini (1000 ton)	2022 Tahmini Pay (%)	2021-2022 Değişim (%)
Avustralya	103.000	100.000	26	-2,9
Çin	90.000 <sup>†</sup>	90.000	24	0,0
Gine	86.000 <sup>†</sup>	86.000	23	0,0
Brezilya	33.000 <sup>†</sup>	33.000	9	0,0
Endonezya	21.000 <sup>†</sup>	21.000	6	0,0
Hindistan	17.400 <sup>†</sup>	17.000	4	-2,3
Rusya	5.680	5.000	1	-12,0
Diğerleri	27.920	28.000	7	0,3
Dünya Toplam	384.000	380.000	100	-1,0

<sup>†</sup> tahmini verileri göstermektedir.

Genel olarak dört ton kuru boksitten iki ton alümina, iki ton alüminadan da bir ton alüminyum üretilmektedir. USGS tahminlerine göre yaklaşık 55-75 milyar ton olan dünya boksit rezervleri gelecekte oluşabilecek metal ihtiyaçlarını karşılayabilecek durumdadır. [1]

USGS tahmini verilerine göre 2022 yılında küresel alümina üretiminin yarısından fazlasını Çin gerçekleştirmiştir. Onu en yakın takip eden ülke %14'lük pay ile Avustralya ve %8'lik pay ile Brezilya olmuştur. Ukrayna 2021 yılında yaklaşık 1,8 milyon ton alümina üretimi yaparken 2022 yılı tahminine göre üretimi 0,7 milyon tona düşmüştür. Bunda Rusya-Ukrayna savaşı sebebiyle Ukrayna'da yıllık 1,7 milyon ton kapasiteli alümina rafinerisinin kapanmasının etkisi olmuştur. Avrupa'daki yüksek enerji fiyatları Romanya'da yıllık 600 bin ton kapasiteli alümina rafinerisinin geçici olarak üretimini durdurmasına, İspanya'da yıllık 1,7 milyon ton kapasiteli alümina rafinerisinin üretimini %60'a yakın seviyede azaltmasına neden olmuştur. Jamaika'da 2021 yılındaki yangın sonrası bir yıl üretimin durması Ağustos ayında yıllık 1,4 milyon ton kapasiteli alümina rafinerisi operasyonlarına yeniden başlamıştır. Jamaika'da Ulusal Çevre ve Planlama Ajansı kirlilik sebebiyle yıllık 650 bin ton alümina kapasiteli rafinerinin operasyonlarını askıya almıştır. 2021 yılında yaklaşık 1,2 milyon ton alümina üreten Jamaika'nın alümina üretimi, 2022'de tahminen 480 bin tona düşmüştür. [1]

**Çizelge 2. Ülkelere Göre Dünya Alümina Üretimi (2021-2022) [1]**

Ülke	2021 (1000 Ton)	2022 Tahmini (1000 ton)	2022 Tahmini Pay (%)	2021-2022 Değişim (%)
Çin	75.200	76.000	54	1,1
Avustralya	20.400	20.000	14	-2,0
Brezilya	12.000 <sup>†</sup>	11.000	8	-8,3
Hindistan	7.000 <sup>†</sup>	7.400	5	5,7
Rusya	3.050	3.100	2	1,6
Birleşik Arap Emirlikleri	2.300	2.300	2	0,0
Suudi Arabistan	1.920	2.000	1	4,2
Kanada	1.360	1.300	1	-4,4
Diğerleri	15.770	16.900	12	7,2
Dünya Toplam	139.000	140.000	100	0,7

<sup>†</sup> tahmini verileri göstermektedir.

Dünya alüminyum izabesinin yarısından fazlasını Çin üretmektedir. Onu Rusya ve Hindistan takip etmektedir. Tahmini verilere göre 2022'de 2021 yılına kıyasla alüminyum izabesi %2,2 artış yaşanmıştır. Çin (%2,8) ve Bahrein'deki üretim artışı (%2,6) dünya ortalaması üzerindedir. Avrupa alüminyum üreticileri yüksek enerji fiyatlarından ötürü üretim kesintileri yapmıştır. Ağustos ayında Slovakya'daki yıllık 175 bin tonluk birincil alüminyum izabe tesisi üretimi durdurmuş; Norveç'te yıllık 94 bin ton kapasiteli birincil alüminyum izabe tesisi de operasyonlarının bir kısmına ara vermiştir. Eylül ayında

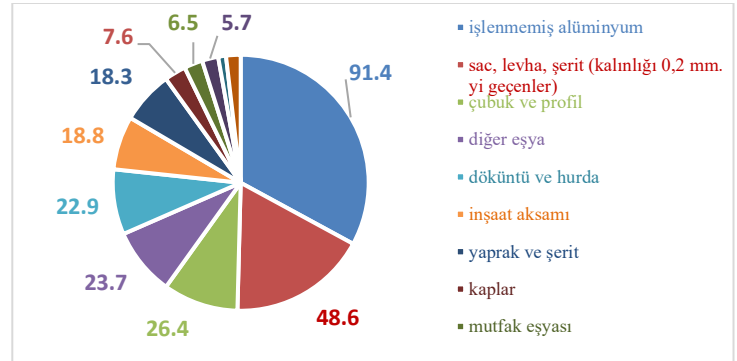
Almanya'da yıllık 70 bin ton kapasiteli alüminyum izabe tesisi üretimini %50; Fransa'da yıllık 290 bin ton kapasiteli birincil alüminyum izabe tesisi de üretimini %22 düşürmüştür. [1]

**Çizelge 3. Ülkelere Göre Dünya Alüminyum Üretimi (2021-2022) [1]**

Ülke	2021 (1000 Ton)	2022 Tahmini (1000 ton)	2022 Tahmini Pay (%)	2021-2022 Değişim (%)
Çin	38.900	40.000	58	2,8
Rusya	3.640	3.700	5	1,6
Hindistan	3.970	4.000	6	0,8
Kanada	3.140	3.000	4	-4,5
BAE	2.540	2.700	4	6,3
Bahreyn	1.560	1.600	2	2,6
Avustralya	1.570	1.500	2	-4,5
Norveç	1.400 <sup>†</sup>	1.400	2	0,0
Diğerleri	10.780	11.100	16	3,0
Dünya Toplam	67.500	69.000	100	2,2

## 2. Uluslararası Alüminyum Ticareti

Trademap verilerine göre alüminyum ürün grupları içerisinde 2022 yılında 91,4 milyar dolar değer ile en fazla işlenmemiş alüminyum ihracatı gerçekleşmiştir. Toplam ihracatın yaklaşık üçte birini teşkil etmektedir. Onu 48,6 milyar dolar ile 0,22 mm'yi geçen alüminyumdan sac, levha ve şerit izlemiştir. En çok ihraç edilen üçüncü ürün grubu ise 26,4 milyar dolar ile alüminyumdan çubuk ve profil olmuştur.



**Şekil 1. 2022 yılı ürün gruplarına göre dünya alüminyum ihracatı (milyar usd) [2]**

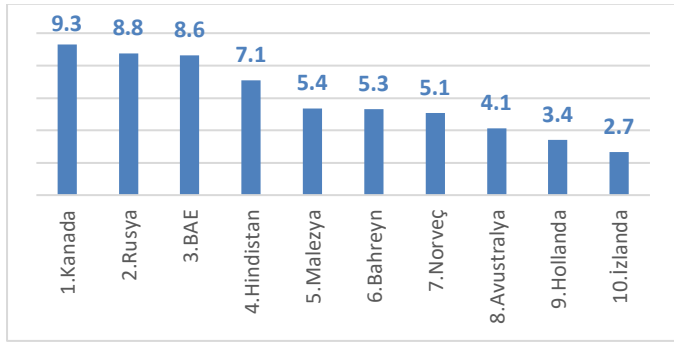
Trademap verilerine göre 2022 yılı alüminyum ithalatı (GTİP 76) 2018'e kıyasla %40; 2021'e kıyasla %18 artmıştır. 2022 yılında alüminyum ithalatı 275 milyar dolara erişmiştir. 2022'de ABD 36,7 milyar dolar; Almanya 26,6 milyar dolar; Çin 11,7 milyar dolar; Meksika 11,6 milyar dolar; İtalya 11,5 milyar dolarlık alüminyum (GTİP 76) ithal etmiştir. 2022'de bir önceki yıla kıyasla alüminyum ithalatı %6 düşen Çin son beş yılda alüminyum ithalatını %76 artırmıştır. İtalya'nın bir önceki yıla nazaran ithalatını %40 artırması dikkat çekmektedir. En fazla alüminyum ithal eden

ülkeler sıralamasında 10. sırada yer alan Türkiye 2022'de bir önceki yıla ithalatını %17; 2018 kıyasla %98 artırmıştır. [2]

**Çizelge 4. Ülkelere Göre Alüminyum İhracatı (GTİP kodu 76, milyar usd) [2]**

	2018	2019	2020	2021	2022
Dünya	193,0	176,5	165,7	239,5	280,9
1 Çin	27,1	26,1	24,6	34,7	42,1
2 Almanya	17,7	16,5	14,7	18,9	21,1
3 ABD	12,6	10,9	9,4	12,0	14,5
4 Kanada	10,0	8,3	8,3	12,2	14,1
5 Rusya	6,6	5,8	5,5	8,7	10,2
6 BAE	6,4	5,5	4,4	8,1	10,2
7 İtalya	7,2	6,6	6,2	8,1	10,1
8 Hindistan	5,2	5,2	5,3	9,1	9,6
9 Hollanda	5,5	4,7	4,3	6,6	7,9
10 Malezya	3,9	3,8	3,8	7,3	7,4

Dünyada birçok ürünün en büyük ihracatçısı olan Çin'in 2022 yılı alüminyum ihracatında da birinci sırada yer aldığı görülmektedir. Dünya alüminyum ihracatı 2022'de bir önceli yıla kıyasla %17 artış yaşamışken, Birleşik Arap Emirlikleri (BAE) %26; İtalya %25; Çin ve ABD %21 yükselmiştir. 2018 yılına kıyasla 2022'de Malezya %90 artarak 7,4 milyar dolar alüminyum ihracatına erişmiştir. 2018'e kıyasla alüminyum ihracatı artış oranı dikkat çeken diğer ülke %85 ile Hindistan'dır. En büyük alüminyum ihracatçısı Çin 2022'de 2018'e kıyasla %55 daha fazla ihracat gerçekleştirmiştir. 2022'de ABD'nin gerçekleştirdiği alüminyum ihracatı 2018'e göre yalnızca %19 artmış ve dünya ortalaması altında kalmıştır. [2]

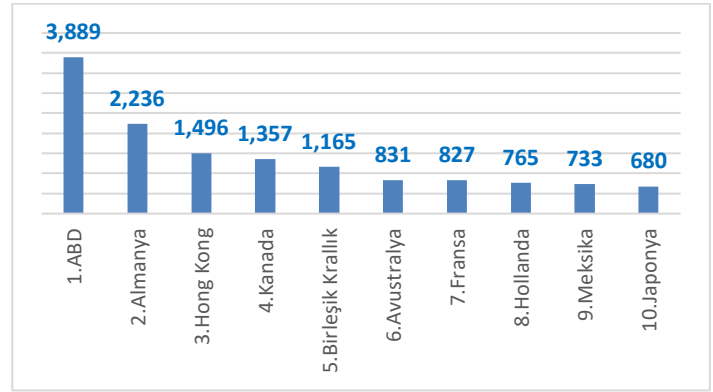


**Şekil 2. Ülkelere Göre İşlenmemiş Alüminyum İhracatı (GTİP kodu 7601, milyar usd) [2]**

İşlenmemiş alüminyum ihracatı 2022 yılında bir önceki yıla göre %23 oranında artıp 91,4 milyar dolar olarak gerçekleşmiştir. İşlenmemiş alüminyum ihracatında Kanada, Rusya ve BAE ilk üç sırada yer almaktadır. İçinde birincil, ikincil tüm alüminyum ticaretini içeren (76 GTİP) toplam alüminyum ihracatı lideri Çin'in en fazla işlenmemiş ihraç eden ilk 10 ülke arasında bulunmadığı görülmektedir. İlk 10 işlenmemiş alüminyum ihracatçısı içinde altıncı sırada bulunan Bahreyn 2022 yılında bir önceki yıla göre %65

artışla 5,3 milyar dolarlık işlenmemiş alüminyum ihraç etmiştir. [2]

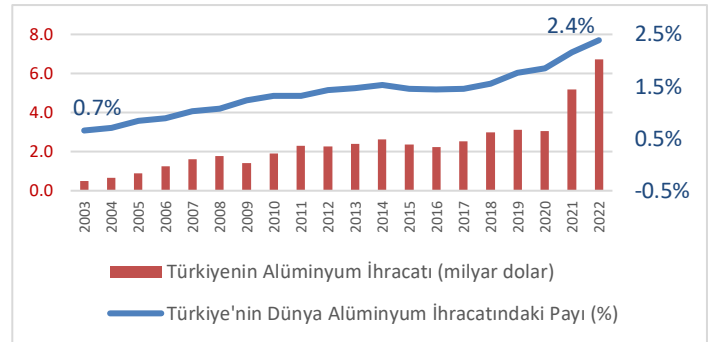
2022 yılında dünyada 23 milyar dolarlık hurda alüminyum ihracatı gerçekleşmiştir. Hurda alüminyum birincil alüminyuma göre karbon ayakzının ciddi ölçüde düşük olmasından (geri dönüştürülmüş alüminyumun tonu başına yaklaşık 0.5 ton karbondioksit eşdeğeri) ötürü talebinin artması beklenen ürün grubudur. Hurda alüminyum AB'nin Sınırdaki Karbon Düzenlemesi kapsamında yer alan alüminyum ürünleri içerisinde de yer almamaktadır. Diğer hammaddelere kıyasla en fazla geri dönüştürülen hammadde alüminyum. Avrupa'da otomotiv ve binalarda geri dönüşüm oranı %90'a; alüminyum içecek kutularında ise %75'e kadar çıkmaktadır. Toplama sistemlerinin iyi tasarlanmış olması bu oranın yakalanabilmesinde etkili olmuştur. [31] AB ambalaj geri dönüşüm oranını artırmayı amaçlamaktadır. Alüminyumdan ambalaj geri dönüşüm oranını 2025'e kadar %50; 2030'a kadar %60'a çıkarmayı hedeflemektedir. [32]



**Şekil 3. Ülkelere Göre Hurda Alüminyum İhracatı (GTİP kodu 7602, milyon usd) [2]**

### 3. Türkiye'nin Uluslararası Alüminyum Ticareti

Türkiye'nin alüminyum ihracatı 2022 yılında 2021 yılına kıyasla %30 artışla 6,7 milyar dolara erişmiştir. Dünya toplam alüminyum ihracatındaki payını Türkiye %2,4'e yükseltmiştir. 2003 yılında Türkiye'nin dünya alüminyum ihracatından aldığı pay %0,7'dir. [2]

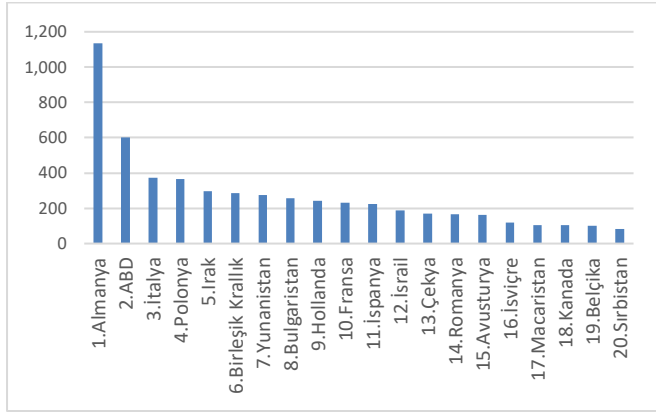


**Şekil 4. 2003-2022 Arası Türkiye'nin Alüminyum İhracatı ve Dünya Alüminyum İhracatındaki Payı (milyar usd, %, GTİP 76) [2]**



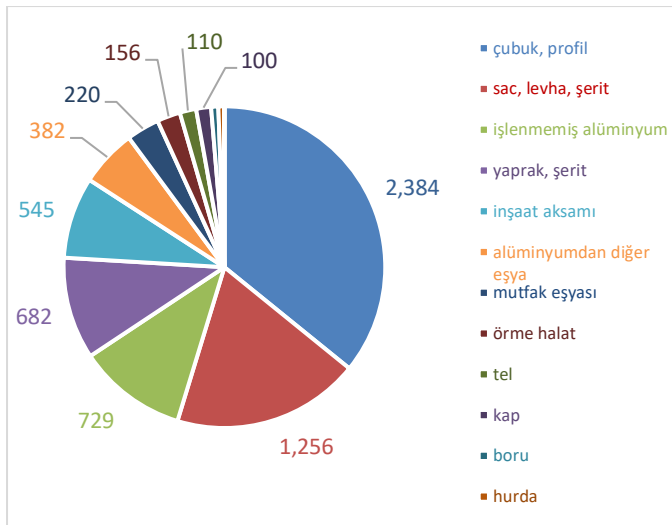
(milyar usd, %, GTİP 76) [2]

Türkiye'nin alüminyum ihracatında Avrupa Birliği önemli bir yer teşkil etmektedir. 2022 yılında en fazla alüminyum ihracatı yapılan ülke Almanya olmuştur. Bir önceki yıla kıyasla %31 artışla Almanya'ya alüminyum ihracatı 1,1 milyar dolara yükselmiştir. Onu %46 artışın yaşanıp alüminyum ihracatının 601 milyon dolara çıktığı ABD; yine %46 artışla ihracatın 372 milyon dolara eriştiği İtalya izlemektedir. En fazla alüminyum ihracatı yapılan ilk 20 ülke arasında 274 milyon dolar ile yedinci sırada bulunan Yunanistan'a 2022 yılında ihracat bir önceki yıla göre %145 artış yaşamıştır.



Şekil 5. 2022 Yılı Türkiye'nin ülkelere göre alüminyum ihracatı (milyon usd, GTİP 76) [2]

Türkiye'nin alüminyum ihracatının yaklaşık üçte birinin alüminyumdan çubuk ve profil (GTİP 7604) oluşturmaktadır. 2022 yılında yaklaşık 2,4 milyar dolar alüminyum çubuk ve profil ihracatı gerçekleştirilmiştir. Dünya alüminyumdan çubuk ve profil sıralamasına bakıldığında Türkiye Çin ve Almanya'dan sonra üçüncü en fazla ihracat yapan ülkedir. [2]



Şekil 6. 2022 Ürün Gruplarına Göre Türkiye'nin Alüminyum İhracatı (milyon usd) [2]

#### 4. Tarifeler ve Jeopolitik Gelişmeler

Bu bölümde yeşil dönüşümün yanı sıra alüminyum ticaretinin rotasını ve hacmine tesir eden tarife ve jeopolitik risklere kısaca değinilecektir. ABD 1962 Ticareti Genişletme Yasası'nın 232. Bölümü (Section 232) kapsamında milli güvenliğe tehdit gerekçesiyle 23 Mart 2018'de alüminyum ithalatına %10 ek tarife getirmişti. Kanada ve Meksika gibi ABD'nin büyük tedarikçileri mezkûr alüminyum tarifelerinden kısmen ya da tamamen muaf tutulmuştu. Bunun yanı sıra kota getirilen ülkeler olmuştur. Bölüm 232'nin ABD alüminyum ticaretine etkisi incelendiğinde tarifelerden sonra ithalat ve ihracatında genel bir düşüş görülmektedir 2018 Mart ayında bir önceki aya göre ithalatta yaşanan yaklaşık %47'lik artış ise tarifeden etkilenmek istemeyen tüketicilerin yaptığı alım olduğu düşünülmektedir. 2019'da yaşanan keskin artış ise Kanada ve Meksika için muafiyetlerle kesişmektedir. [3]

ABD Uluslararası Ticaret Komisyonunun tarifelerin 2018'den 2021'e kadar yerli sanayisi üzerindeki tesirini kısmi denge modeli (partial equilibrium model) ile incelemiştir. Mezkûr tarifelerin alüminyum ürünleri ithalatını %31 civarında azalttığını; ülke içi üretilen alüminyumun fiyatlarını %0,9 ve tarifeye maruz kalan ithal alüminyum fiyatlarını ise %8,0 artırdığını tahmin etmektedir. [3]

Çizelge 5. Bölüm 232 tarifelerinin ABD alüminyum üretim, fiyat ve ithalatına tahmini etkileri (% değişim) [3]

Değişken	2018	2019	2020	2021	Ortalama Etki
Kapsanan ithal alüminyum miktarı	-30,3	-29,8	-32,2	-32,0	-31,1
Kapsanan ithal alüminyumun fiyatı	8,0	8,1	7,9	7,9	8,0
Yerli alüminyum üretim miktarı	4,2	4,5	2,7	2,9	3,6
Yerli üretim alüminyumun fiyatı	1,02	1,10	0,67	0,71	0,87
ABD'de ortalama alüminyum fiyatı	1,8	1,9	1,2	1,3	1,6

Kaynak: USITC tahminleri

Rusya'nın Ukrayna'yı işgaliyle Rusya'ya muhtelif yaptırımlar uygulanmaya başlamıştır ABD Rusya'da üretilmiş alüminyum parçaları ve alüminyum türev ürünleri ithalatına 10 Mart 2023 tarihinden itibaren yürürlüğe girecek şekilde %20; Rusya birincil alüminyum ithalatına ise 10 Nisan 2023 tarihinden itibaren %200 gümrük vergisi getireceğini duyurmuştur. [4, 5] ABD'nin alüminyum tedarik zincirini izlemeye yönelik izleme sistemini yürürlüğe girmiştir. Bu sistem üzerinden satın alınan alüminyumun menşei takip edilebilmektedir. [6]

2023 Temmuz ayında Avrupa alüminyum sanayi grubu AB'nin Rus alüminyumuna yaptırım uygulaması için lobi yapmayı düşünmektedir. Ancak Rusya'nın en büyük üreticisi Rusal'ı hedef almaya özellikle karşı çıkacakları ifade edilmektedir. Alüminyum sanayi birliklerinden Brüksel merkezli European Aluminium'un başı planlama yapabilmek için iç mutabakatı hazırladıklarını belirtmiştir. Rus ingotlarının ikame etmek Avrupa'da mümkünken operasyonları dünyanın dört bir yanına genişlemiş olan ve küresel birincil alüminyum üretiminin neredeyse %6'sını üreten Rusal'a yaptırım uygulamak sorunlu bulunmuştur. Dolayısıyla European Aluminium Rusal'ı firma olarak hedef alan AB yaptırımlarından kaçınılmasını önermektedir. Konuyla ilgili Avrupa Komisyonu yorum yapmamıştır. ABD merkezli Aluminium Association ise ABD hükümetinin Rusya'dan alüminyum ithalatına getirilen yeni tarifeleri desteklediklerini ifade etmiştir. ABD'nin alüminyum ithalatında Rusya'nın payı %3 civarındadır. AB şu ana kadar Rusya'dan alüminyum ürünleri ithalatının küçük bir kısmını kısıtlamıştır. Bunlar 0.2 mm'yi geçen alüminyum plaka, sac ve şeritlerdir. [7] Öte yandan Birleşik Krallık da 2021 Mart ayında Rusya'dan alüminyum ithalatına dair yasaklamayı planladığını ifade etmiştir. [8]

Norsk Hydro ve Speira alüminyum firmaları SKDM'nin AB dışındaki üreticilerin mümkün olduğu kadar hurda üretilip AB'ye ihraç etmesini teşvik edeceğini ifade eder yasadaki boşluk sebebiyle yeşile boyamaya (greenwashing) izin verip SKDM'nin karbon kaçağını engellemesinin etkinliğini azaltacağını ifade etmiştir. [9]

## 5. Yeşil Dönüşüm ve Alüminyum Sektör Dekarbonizasyonu

Yeşil enerji dönüşümüyle birlikte gerek ulaşım araçlarının dönüşmesi gerekse temiz enerji üretiminin sağlanmasına yönelik adımların alüminyum talebini artırması beklenmektedir. Gittikçe yaygınlaşan elektrikli araçlar, güneş enerji panelleri alüminyum talebinin artıracığı tahmin edilmektedir. Pazar analizi yapan uluslararası danışmanlık şirketi CRU 2030'a kadar alüminyum talep artışının %75'inin ulaşım, elektrik, inşaat ve elektrik sektörlerinden geleceğini tahmin etmektedir. [10] Araçların hafifletilmesi için yeni nesil araçlarda kullanılan alüminyum miktarı konvansiyonel araçlara göre daha fazla. Elektrikli araç pazarı hızlı şekilde büyümektedir. Elektrikli araçlar 2022'de toplam araç satışlarındaki payını %14'e çıkarmıştır. [11]

Yeşil dönüşümle talebinin atması beklenen alüminyum ülkeler/ülke gruplarının kritik mineraller listelerinde de yer almaktadır. Mezkûr listelere tedarik riski, ulusal güvenlik, geleceğin teknolojilerinde kullanım ve yeşil dönüşüm gibi etmenlerle hammaddeler eklenmektedir. Alüminyumun hammaddesi boksit AB'nin kritik hammaddeler listesinde 2020'de eklenmiştir. [12] Boksit AB'nin 2023 Mart ayında sunduğu Kritik Hammaddeler Yasası için önerilen listede de

bulunmaktadır. [13] ABD'nin 2022 kritik mineral listesinde; Kanada'nın 2021 yılı kritik mineral listesinde alüminyum; yüksek saflıktaki alümina ise Avustralya'nın kritik mineral listesinde yerini almıştır. [14, 15, 16]

Temiz enerjiye yatırımla enflasyonu düşürmeye yönelik çıkarılan ABD Enflasyonu Azaltma Yasası (2022) kapsamında üretim maliyetinin %10'una tekabül eden vergi kredisinin sağlanacağı mineraller içerisinde alüminyum da bulunmaktadır. [17]

Uluslararası Enerji Ajansı'na göre (IEA) alüminyum üretimi dünya sanayi emisyonlarının yaklaşık %3'üne tekabül etmektedir. 2022'de doğrudan karbon emisyonlarının 270 Mt'sine yakınının salımın gerçekleştirmiştir. Son on yılda alüminyum üretiminin dünya doğrudan emisyonlarının ortalaması neredeyse yıllık %2 azalmıştır. 2050'de net sıfır hedefine erişmek için söz konusu azaltımın 2030'a kadar her yıl %4'e yakın hızlanması gerekmektedir. [18]

Alüminyum sektörünün emisyon azaltımı için hiçbir önlemin alınmadığı durumda (business as usual) 2050'ye kadar sektörün 37 Gt karbondioksit eşdeğerinde karbon salımı gerçekleştireceği tahmin edilmektedir. Ancak Mission Possible Partnership'in hesaplamalarına göre 1.5°C senaryosuna uyabilmek için alüminyum sektörünün hiçbir önlem alınmayan senaryoya nazaran karbon emisyonunu 22 Gt karbon azaltıp 15 Gt'ye düşürmesi gerekmektedir. Söz konusu azaltılması gereken miktarın yaklaşık 12 Gt'nun ise düşük karbonlu enerji ile sağlanabileceği tahmin edilmektedir. [19]

Dünyadaki majör alüminyum üreticileri inert anot, karbon yakalama kullanma ve depolama (CCUS), klorür elektrolizi gibi konularda çalışmalar yapmaktadır. [20] Enerji alım anlaşmaları da karbon ayakizini düşürmek için kullanılan yöntemler arasındadır. Bu konuda Brezilya öne çıkmaktadır. [19] Alüminyum üreticilerinin yanı sıra alüminyum tüketicileri de düşük karbonlu alüminyum satın alımlarını artırmaya yönelik girişimlerde bulunmuştur. Büyük alüminyum satın alımcılarının yer aldığı First Movers Coalition'daki (FMC) şirketler satın alma sözü vermiş, düşük karbonlu teknolojiler için beraber çalışma taahhüdünde bulunmuştur. 2030'a kadar yıllık satın alınan birincil alüminyumun en az %10'unun düşük karbonlu alüminyumdan; en az yarısını ikincil alüminyumun oluşturmasına dair taahhütte bulunmuştur. [21]

Çin'in yeni Emisyon Ticaret Sistemini 2023-24'te genişletmesi beklenmektedir. Avustralya ve Brezilya'da alümina rafinasyonu için düşük karbonlu alternatifler konusunda ilerleme kat edilmiştir. Kanada'da Elysis projesi, Norveç'te Norsk Hydro ve AB'de TRIMET ve Arctus Alüminyum'un işbirliğiyle inert anot, CCUS teknolojileri geliştirilmektedir. [18]

Türkiye Dünya Bankasının piyasa temelli emisyon azaltım mekanizmalarının etkin kullanımını sağlamak için "Karbon

Piyasalarına Hazırlık Ortaklığı” (Partnership for Market Readiness – PMR) teknik destek programına katılmıştır. [22] Ulusal Emisyon Ticaret Sistemi’ne yönelik çalışmalar yapılmakta olup pilot uygulamanın 2024 yılında başlanması beklenmektedir. Elde edilen gelirin temiz üretim ve yatırıma yönlendirilmesi planlanmaktadır. [23]

2021/15 Sayılı Cumhurbaşkanlığı Genelgesi ile Yeşil Mutabakat Çalışma Grubu ihdas edilmiş olup grup çalışmalarına yardımcı olmak için ihtisas çalışma grupları oluşturulmuştur. Bu kapsamda kurulan Alüminyum Sektörü İhtisas Çalışma Grubu’nun koordinatörlüğünü Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı üstlenmektedir. [24] T.C. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı’nın yararlanıcı, Avrupa İmar ve Kalkınma Bankası’nın (EBRD) fonlayıcı, PWC şirketi ise yüklenici olduğu ve çalışmaların devam ettiği “Türkiye Alüminyum Sektörü İçin Düşük Karbonlu Yol Haritası (Low Carbon Pathway for the Aluminium Sector) projesi çalışmaları yürütülmektedir.

### 6. Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması (SKDM)

De karbonizasyona yönelik düzenlemelerden uluslararası ticareti etkileyebilecek en önemli düzenlemelerden biri AB’nin Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması’dır (SKDM). 14 Temmuz 2021’de Avrupa Komisyonu’nun sunduğu SKDM teklifi konusunda 13 Aralık 2022 tarihinde Avrupa Parlamentosu ve AB Konseyi arasında siyasi uzlaşa sağlanmıştı. 16 Mayıs 2023’te ise düzenleme AB Resmî Gazetesinde yayımlandı. SKDM’nin DTÖ kurallarına uygunluğuna, dünya genelinde ülkelerin yürürlüğe koyduğu farklı emisyon ticaret sistemlerine uyumuna, diğer ekonomileri ve uluslararası ticareti nasıl etkileyeceğine yönelik tartışmalar devam etmektedir. Öte yandan SKDM’nin 1 Ekim 2023’te raporlama gerektiren geçiş dönemine; 1 Ocak 2026’da ise mali yükümlülük getiren uygulama safhasına başlanması öngörülmektedir. [25]

AB 27 ülkelerinin 2022 yılında SKDM kapsamına giren alüminyum ürünleri ithalatı 94,5 milyar dolarken; ihracatı 79,2 milyar dolardır. 2022 yılında SKDM kapsamında alüminyum ürünlerini en çok ithal eden AB ülkeleri Almanya (22,9 milyar usd), İtalya (9,3 milyar usd), Fransa (8,9 milyar usd), Hollanda (8,5 milyar usd) ve Polonya (6,8 milyar usd)’dir. [2]

**Çizelge 6.** AB27’nin SKDM Kapsamındaki Alüminyum Ürünleri İhracat ve İthalatı (milyar usd) [2]

	2018	2019	2020	2021	2022
Toplam İhracatı	60,8	55,9	51,0	68,8	79,2
Toplam İthalatı	65,8	58,8	53,5	76,8	94,5

SKDM’nin olası etkilerine dair farklı kapsam ve senaryolarla matematiksel modellemeler ve tahminler yapılmaktadır. SKDM’nin etkilerine yönelik kantitatif bir değerlendirme sunan ve Mart 2022’de yayımlanan bir çalışmada iki senaryo belirlenmiş ve 24 ekonomi üzerindeki

etkiler araştırılmıştır. Dinamik hesaplanabilir genel denge modelinin (computable general equilibrium) kullanıldığı çalışma sonuçlarına göre SKDM gelişmiş ve gelişmekte olan ülkeler arasında GSYİH ve refah anlamındaki farkı artıracaktır. Bu çalışmada baz model SKDM’nin yürürlüğe girmediği durumdaki koşulları tahmin etmiştir. İlk senaryo henüz SKDM detaylarının netleşmediği haliyle; yalnızca doğrudan emisyonları (kapsam 1) ekleyerek SKDM’nin etkilerini simüle etmektedir. İkinci senaryoda ise dolaylı emisyonlar da eklenmiştir. Her iki senaryoda karbon fiyatı 75 dolar olarak kabul edilmiştir. İki senaryoya göre bin dolar ihracat başına ton bazında karbon emisyonu hesaplanmıştır. Ülkeler arasındaki karbon yoğunluğu ise üretim teknolojisinde fosil yakıt kullanımı gibi etmenlere göre değişmiştir. Dolaylı emisyonların dahil edildiği ikinci senaryoda Mozambik, Ukrayna, Hindistan ve Mısır’ın AB’ye ihracatının karbon yoğunluğu dikkat çekmektedir. Dolaylı emisyonların dahil edilmediği birinci senaryoda baz senaryoya göre çalışma kapsamında ele alınan ülkeler arasında 2030’da AB’ye toplam ihracatı en çok etkilenen ülkeler arasında Ukrayna (-%39), Mısır, Rusya ve Hindistan yer alırken; dolaylı emisyonların resme eklenmesiyle (senaryo 2) seçili ülkeler arasında AB’ye toplam ihracatı en fazla etkilenen ülkeler içinde Mozambik (-%67), Kazakistan (-%47), Ukrayna (-%39), Mısır (-%23) ve Hindistan (-%22) bulunmaktadır. Mozambik’in ikinci senaryoda bu derece düşüş yaşamasının en önemli sebeplerinin alüminyum, demir ve çelik ihracatına büyük ölçüde bağımlı olması etkili olmuştur. [26]

**Çizelge 7.** Demir dışı metaller kapsamında senaryolara göre değişim (%) [26]

Seçili Ülkeler	Senaryo 1	Senaryo 2
Avustralya ve Yeni Zelanda	-20,4	-54,9
Japonya	0,3	2,7
Kanada	-1,2	-19,6
ABD	-2,2	-20,5
Güney Kore	1,1	-16,4
Çin	-3,8	-50,5
Hindistan	-11,8	-69,7
Brezilya	-34,2	-40,5
Rusya	4,4	-40,5
Güney Afrika	-16,0	-62,0
Kazakistan	-30,7	-38,2
Ukrayna	-17,5	-66,3
Türkiye	-3,8	-15,0
Meksika	-0,4	-14,8
Mısır	-10,9	-50,4
Mozambik	0,7	70,3

Çalışma kapsamında çimento, kimyasal, demir-çelik ve alüminyum ele alınmış olup bunlar arasında Türkiye’nin AB’ye ihracatında en az etkilenen olan grubun alüminyum olduğu görülmektedir. Dolaylı emisyonların dahil edildiği ikinci senaryoya göre Türkiye’nin baz senaryoya göre 2030’da AB’ye ihracat ettiği demir dışı

metallerin/alüminyumun %15; düşmesi beklenmektedir. [26]

2022 Mart ayında, SKDM'nin AB'nin ticaret partneri olan gelişmekte olan ülkeler üzerindeki etkilerine dair Fransız Kalkınma Ajansı (Agence Française de Développement) tarafından yayımlanan bir başka makale daha bulunmaktadır. Bu makalede de ticaret verisi ve çoklu bölgesel girdi-çıkı (Multi-regional Input-Output-MRIO) matrisleri kullanılmıştır. Simülasyonlara göre her ne kadar çoğu karbon gelirinin büyük bir kısmı Rusya, Çin ve Ukrayna'dan elde edilecek olsa da birçok gelişmiş ülkenin toplam ihracatında AB'ye ihracat %2 gibi bir paya tekabül etmektedir. Özellikle Balkanlardaki Doğu Avrupa ekonomilerinin yanı sıra Mozambik, Zimbabve ve Kamerun gibi ülkeler SKDM'nin etkilerine en çok maruz kalacak ülkeler arasında görülmektedir. [27]

Ticaret hacminden ötürü SKDM'nin doğrudan etkisinin diğer ülkelere nazaran ABD üzerinde kısıtlı olacağı öngörülmektedir. [28]

SKDM'nin DTÖ kurallarına uygunluğu konusu tartışılabilir konular arasındadır. İlerleyen günlerde DTÖ'de SKDM'ye yönelik dava açılma ihtimali bulunmaktadır. SKDM'nin DTÖ'de anlaşmazlığa neden olma ihtimaline dair çalışma yayınlanmıştır. 2022 yılında Ekim ayında yayınlanan çalışmada SKDM'nin beş sektörünü içine alacak şekilde ülkelerin AB ile ticareti, karbon yoğunluğu, DTÖ'de dava açma ihtimali, iklim değişikliğine dair yereldeki eğilimler, inovasyon kapasitesi göstergeleri-ne dayanarak SKDM'ye karşı çıkma endeksi (CBAM Opposition Index) oluşturulmuştur. Çalışma sonunda SKDM'ye en fazla karşı çıkma ihtimali olan ülkeler İran, Ukrayna, ABD, BAE, Mısır, Çin Hindistan, Kazakistan, Rusya ve Belarus çıkmıştır. [29]

SKDM'nin mevcut taslağı karbon emisyon hesaplama metodolojisine dair net bir tablo çizmemektedir. Farklı emisyon hesaplama metotları ise kullanılan geri dönüştürülmüş içeriğinin farklı oranda çıkmasına sebep olmaktadır. Bilhassa materyal üretim sürecinde ortaya çıkan malzemelerin (pre-consumer) geri dönüştürülmüş alüminyum olarak alınıp alınmaması fark yaratabilmektedir. Aluminium Association'ın yaşam döngüsü analiz kurallarına uyumlu olarak yapılan hesaplamayı RMI Horizon Zero yöntemiyle yaptığı hesaplama neticesiyle karşılaştırdığında geri dönüşüm oranlarını farklı bulmuştur. İlkindeki geri dönüşüm oranı daha düşük çıkmıştır. [30]



Şekil 7. Harita üzerinde SKDM Muhalefet Endeksi gösterimi

## 7.Sonuç

Yeşil dönüşümün alüminyum talebini artırması beklenmektedir. Alüminyumun kullanımını artıran başat sektörlerin ulaşım, enerji, ambalaj ve inşaat sektörleri olması beklenmektedir. Özel şirketler ve devletler karbon ayakizini azaltmaya yönelik adımlar atmaktadır. Gerek yasal düzenlemeler gerekse üretim teknolojileri ile altyapı oluşturulmaktadır. Avrupa Parlamentosu ve AB Konseyi'nin siyasi uzlaşısı sağladığı SKDM de uluslararası alüminyum ticaretinde köşe taşı olacaktır. 2023 Ekim ayında geçiş dönemi başlayacak olan SKDM'nin muğlak kalan noktaları üzerinde çalışmalar devam etmektedir. Düzenlemenin tüm ülkeler üzerinde etkisinin eşit olmaması beklenmektedir. Gelişmekte olan ülkelerin refahına olumsuz etkisi olabileceği vurgulanmaktadır. DTÖ ve uluslararası kurallarına uyum da SKDM kapsamında anlaşmazlık çıkabilecek hususlar arasında görülmektedir. Birbirinden farklı karbon hesaplama yöntemlerinin tüketici öncesi alüminyum hurdayı farklı kategoride değerlendirmesi alüminyum ürün içindeki geri dönüşüm oranını ve karbon ayakizini değiştirebilmektedir. SKDM kapsamında netleşmesi beklenen konulardan birisi karbon hesaplama yöntemleridir. Tarifeler ve jeopolitik risklerin yanı sıra yeşil dönüşümün önümüzdeki on yıllarda alüminyum pazarında ve uluslararası ticaretinde belirleyici olacaktır.

## Referanslar

- [1]The United States Geological Survey, Mineral Commodity Summaries 2023, 2023, Virginia.
- [2]<[www.trademap.org](http://www.trademap.org)>
- [3]United States International Trade Commission, Economic Impact of Section 232 and 301 Tariffs on U.S. Industries, 2023, Washington, DC.
- [4]The White House, A Proclamation on Adjusting Imports of Aluminum Into the United States, 24 Şubat 2023.
- [5]<<https://www.reuters.com/markets/commodities/us-impose-200-tariff-aluminum-russia-white-house-2023-02-24/>> 24.02.2023.
- [6]<<https://www.trade.gov/data-visualization/global-aluminum-trade-monitor>>
- [7]<<https://www.reuters.com/markets/commodities/trade-body-flags-possible-eu-ban-russian-aluminium-not-rusal-2023-07-14/>> 14.07.2023.

- [8]<<https://www.reuters.com/world/uk-ban-russian-diamonds-g7-fresh-round-sanctions-2023-05-18/>> 18.05.2023.
- [9]<<https://www.ft.com/content/8c048807-bd2a-4ec9-97e3-e1acc7fe4553>> Erişim Tarihi: 01.06.2021.
- [10] CRU, Opportunities for aluminium in a post-Covid economy, 02.02.2022.
- [11]<<https://www.iea.org/reports/global-ev-outlook-2023/trends-in-electric-light-duty-vehicles>>
- [12]<<https://www.iea.org/policies/15274-the-2020-eu-critical-raw-materials-list>> 26.09.2022.
- [13]  
<[https://ec.europa.eu/commission/presscorner/detail/en/ip\\_23\\_1661](https://ec.europa.eu/commission/presscorner/detail/en/ip_23_1661)> Tarih 16.05.2023.
- [14] The United States Geological Survey, 2022 List of Critical Minerals, 2022.
- [15] Ministry Natural Resources, The Canadian Critical Minerals Strategy From Exploration To Recycling: Powering the Green and Digital Economy for Canada and the World, 2022.
- [16] Australian Government Department of Industry, Science and Resources, Critical Minerals Strategy 2023–2030, 2023.
- [17]<<https://www.iea.org/policies/16282-inflation-reduction-act-2022-sec-13502-advanced-manufacturing-production-credit>> 24.05.2023.
- [18]<<https://www.iea.org/energy-system/industry/aluminium>> 06.05.2021.
- [19]<Making-1.5-Aligned-Aluminium-possible.pdf (missionpossiblepartnership.org)> Nisan 2023
- [20]<<https://www.iea.org/reports/energy-technology-perspectives-2023>>
- [21]<[https://www3.weforum.org/docs/WEF\\_First\\_Movers\\_Coalition\\_Aluminium\\_Commitment\\_2022.pdf](https://www3.weforum.org/docs/WEF_First_Movers_Coalition_Aluminium_Commitment_2022.pdf)> 07.07.2022
- [22]< <https://pmrturkiye.csb.gov.tr/pmr-turkey/?lang=en>
- [23]<<https://csb.gov.tr/bakan-murat-kurum-sanayide-yesil-donusum-seminerine-katildi-bakanlik-faaliyetleri-37326>> 06.12.2022.
- [24]<<https://www.ticaret.gov.tr/dis-iliskiler/yesil-mutabakat/yesil-mutabakat-eylem-plani-ve-calisma-grubu/ihtisas-calisma-gruplari>>
- [25]<<https://eur-lex.europa.eu/legal-content/EN/TXT/PDF/?uri=CELEX:32023R0956>> 16.05.2023
- [26] H. Xiaobei, Z. Fan ve M. Jun, The Global Impact of a Carbon Border Adjustment Mechanism A Quantitative Assessment, Task Force on Climate, Development and the International Money Fund, 2022.
- [27] G. Magacho, E. Espagne ve A. Godin, Impacts of CBAM on EU trade partners: consequences for developing countries, 2022.
- [28] E. Benson, J. Majkut, W. A. Reinsch ve F. Steinberg, Analyzing the European Union’s Carbon Border Adjustment Mechanism, Center for Strategic & International Studies, Şubat 2023.
- [29] I. Overland ve R. Sabyrbekov, Know your opponent: Which countries might fight the European carbon border adjustment mechanism?, Energy Policy, 169 (2022) 1-12.
- [30] S. Breen, CRU 28. Dünya Alüminyum Konferansı, 16-18 Mayıs 2023, Londra, Birleşik Krallık.
- [31]<[https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/08/2020-05-13\\_european-aluminium\\_circular-aluminium-action-plan\\_executive-summary.pdf](https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/08/2020-05-13_european-aluminium_circular-aluminium-action-plan_executive-summary.pdf)>
- [32]<<https://www.statista.com/statistics/1316423/recycling-rate-targets-for-packaging-types-in-european-union/>>

# Recycling of Aluminium and Aluminium Sidestreams for Resource Efficient Production

**Gabriella TRANELL**

The Norwegian University of Science and Technology  
Norway

Efficient recycling processes are critical to meet the increasing demand for critical and strategic raw materials such as aluminium while lowering the costs and environmental impact of production. For example, in 2019, the international aluminium association registered a record intake of post-consumer scrap for recycling of 20 M tonnes with the largest part (5.3 M tonnes) being used packaging (rolled product). In addition, aluminium in incinerator bottom ashes from municipal waste incineration is becoming an increasingly important source of secondary aluminium.

Mixing oxidized or contaminated scrap with salts in rotary furnaces is a common recycling practice, since the molten salt-flux protects the metal from oxidation and separates it from the non-metallic contaminants. White dross, a mixture of primarily aluminium and aluminium oxides from the skimming of aluminium in the casting furnaces is also most often treated with salt to extract its aluminium content.

In the current presentation, different challenges and opportunities in recycling of aluminium scrap and dross is presented. The presentation covers the effect of compaction and pre-treatments of scrap on emissions and metal yield. It also describes other paths for utilisation of Al scrap and Al dross, including metallothermic production of silicon, an important alloying element for aluminium as well as an important raw material for production of e.g. solar cells. In addition, the environmental performance/benchmarking of different recycling routes is described.

# Identifying Drivers and Barriers for Transformative Change in UK Foundation Industries

**Mark JOLLY**

Cranfield University  
United Kingdom

## Abstract

The UK's Foundation Industries (FIs): Chemicals, Cement, Ceramics, Glass, Metals and Paper produce 75% of all materials in the UK economy and are vital for the UK's manufacturing and construction industries. In order to minimise environmental damage caused by the FIs, it is essential to move towards a circular economy (CE) with substantial reductions in resource use which undoubtedly poses extensive challenges for the FIs. TransFIRE (Transforming Foundation Industries Research and Innovation Hub) is a proactive, interdisciplinary, inclusive research and practice driven hub with visions to facilitate transformative change in the FIs. The programme is co-producing an Engagement and Impact strategy together with industry, government, communities and academia which will identify a set of key intervention points with harmonised actions for various stakeholders to take, to steer towards whole system change. This research aimed to identify and prioritise key factors influencing CE implementation in UK FIs. Potential factors were compiled through literature review and context analysis, and 12 priority factors spanning policy, environmental, social, technical, economic and legal domains were selected via a survey. Relationships between these factors were established and modelled using Fuzzy Total Interpretive Structural Modelling (Fuzzy-TISM). Fuzzy MICMAC ("Matrice d'Impacts croises multiplication appliqué and classment, i.e., cross-impact matrix multiplication applied to classification") analysis was then used to map and rank these factors with respect to their driving and dependence power. The analysis ranked "Long-term stability in direction of policy development" and "Energy costs and supply stability" as the most critical factors, having the strongest driving power and needing urgent attention. Fuzzy-TISM analysis identified policy stability as the foremost influential factor, directly or indirectly impacting all other factors. Stable, long-term policy is needed to provide direction and incentive frameworks that enable transformative change. This research provides valuable insights into the complex interactions and priorities among drivers and barriers to CE adoption in UK FIs. The findings suggest policy stability should be prioritised to create conditions that support implementation of circular models.

## 1. Introduction

### 1.1. Foundation Industries

The United Kingdom's Foundation Industries (FIs): Chemicals, Cement, Ceramics, Glass, Metals and Paper are pivotal to the nation's economy. Together, the FIs produce 28 Mt of materials per year, representing 75% of all materials in our economy with a value of £52Bn per year but also 10% of the UK's total CO<sub>2</sub> emissions [1]. Decarbonising the FIs is technologically and economically challenging due to their energy-intensive operations, heavy reliance on carbon-intensive fuels, and limited low-carbon alternatives currently available at scale [2].

### 1.2. TransFIRE

The TransFIRE (Transforming Foundation Industries Research and Innovation hub) consortium has been established in response to a call from the UK Government Industrial Strategy Challenge Fund (ISCF) to transform the nation's FIs. The UK Research and Innovation agency has allocated £4.9 million in direct funding, supplemented by £4.9 million in matched contributions, to create a 3-year research and innovation hub engaging universities, research bodies, and industry. The aims of the hub are to assist FIs with technology development, transfer, and commercialisation; catalyse new business models; and identify opportunities in materials and technologies to achieve Net Zero 2050 targets.

TransFIRE is a consortium of 22 investigators across 12 institutions, over 90 corporate partners, and 14 government and non-governmental organisations related to the FIs. Expertise spans the FIs supply chains, material/energy flows, life cycle sustainability assessment, circular economy, industrial symbiosis, computer science, artificial intelligence, digital manufacturing, management, social sciences, and technology transfer. Cranfield University heads the consortium, which includes additional university partners such as Bangor, Cambridge, Cardiff, Durham, Edinburgh, Exeter, Leeds, Northumbria, Sheffield Hallam, and York, plus the British Geological Survey.

The FIs constitute the root of industrial supply chains by supplying fundamental materials to downstream sectors in a predominantly vertically integrated fashion. They are all water, resource and energy-intensive, often requiring high temperature processing; they share processes such as grinding, heating and cooling; they produce voluminous and often pernicious waste streams and heat; and they have low profit margins, making them vulnerable to foreign competition. Therefore, the FIs represent a crucial opportunity for cross-industry collaboration and knowledge sharing focused on resource efficiency (workstream 1), waste and by-product valorisation (workstream 2), community integration (workstream 3), and equality, diversity, and inclusion (EDI) programs as depicted in Figure 1. TransFIRE is developing a self-sustaining Hub of expertise to support the FIs' transformation into non-polluting, resource efficient modern competitive manufactories working in harmony with the communities in which they are situated, providing attractive places to be employed with unparalleled EDI performance.

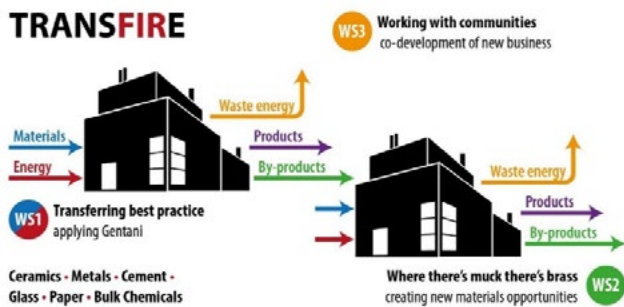


Figure 1. TransFIRE's work streams

### 1.3. Transformative Change

Scientific evidence shows that resource use and economic growth are not decoupling sufficiently and fast enough [3]. Substantial reductions in resource use within our society will be necessary for net-zero. This means that we must go beyond recycling and transition to a sustainable circular economy. For example, in the UK, average resource use per person must be halved in order to bring economic activity within planetary boundaries [4]. Such substantial reductions in resource use indicate a need to move from a reforming circular economy based on efficiency improvements to a transforming circular economy, incorporating dematerialisation [5]. Transformation is about rethinking production and consumption models, more fundamentally asking: why are we producing and consuming in this way? can our needs be met with less resources while generating more value for people, environment and economy?

TransFIRE is positioned on a pathway from reforming practices by minimising resource use in production processes and optimising the reuse of wastes and by-products on the one end, to transforming practices to

contribute to the dematerialisation of our society in which the total size of our resource economy is roughly halved to return within sustainable boundaries (Figure 2). While such sustainability transition undoubtedly raises extensive challenges for foundation industries, it also opens the door to new business opportunities that will strengthen competitiveness in foundation industries, the growth of a cleaner foundation sector and the creation of green jobs in all corners of the UK. Collaboration between foundation industries, their supply chains and society are key to success.

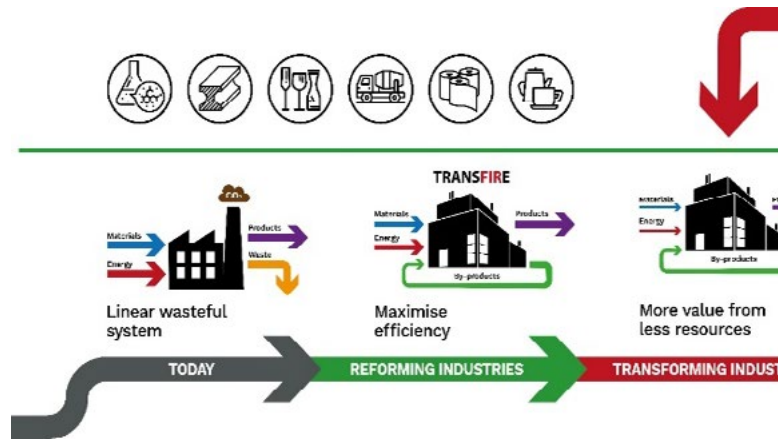


Figure 2. From linear production to reforming and transforming foundation industries

Implementing CE principles offers potential pathways for FIs to radically improve resource efficiency and reduce the need for new material inputs [6]. However, systemic barriers obstruct adoption of CE strategies like 'reduce, reuse, recycle' as well as product life extension, remanufacturing and dematerialisation [7]. Market, regulatory and behavioral factors create lock-ins hampering the transition from incremental efficiency gains to transformative circular models [8]. Strategic planning by industry leaders and policymakers is urgently needed to create conditions enabling this system-wide change. This requires in-depth understanding of the complex relationships and priorities between the diverse factors influencing CE adoption across the political, economic, social, technological, environmental and legal domains. Prior studies have examined CE drivers broadly, however, limited research has focused on the Foundation Industries.

While transformative changes can take a long time to materialise, capacity to support change processes is limited. Therefore, it is important to identify a set of key intervention points, that can be influenced by foundation industries' stakeholders, through which a chain of system-wide changes can be initiated with the available capacity.

TransFIRE is crafting an Engagement and Impact Strategy to discern these pivotal change catalysts, adopting a holistic system perspective to:



- Understand the cross-cutting challenges that foundation industries are facing.
- Analyse the macro-context using the PESTEL approach to identify political, legal, environmental, social, technical and economic drivers and barriers for transformative change.
- Identify which stakeholders are involved, understand their hopes, fears and appetite for transformative change, and their role and ability to influence changes in foundation industries.
- The actions that stakeholders can take to enable transformative change and any gaps in expertise that they may have and finally,
- Our ability as TransFIRE team to help resolve gaps in expertise and support stakeholders to transform foundation industries.

Collectively, these components culminate in a series of key intervention areas where TransFIRE can play a pivotal role in steering FIs towards transformative trajectories.

## 2. Methods

The methodology adopted for this study involves identifying, ranking and delineating the interconnections amongst the intervention points using Fuzzy Total Interpretive Structural Modelling (Fuzzy-TISM) [9] and Fuzzy MICMAC (“Matrice d’Impacts croises multiplication appliqué and classment, i.e., cross-impact matrix multiplication applied to classification”) analysis [10]. Through simulating the interrelations amongst these challenges, this study offers empirical insights into the most influential intervention points to instigate change throughout the FI system.

### 2.1. Context Analysis

A desk-based study, based on written industry, government and scientific materials that were available in the public domain, was carried out to identify initial key intervention points for transformative change. The PESTLE approach was used to analyse macro factors in political, environmental, social, technological, legal and economic domains, to understand how the context enables or constrains change in the foundation sector [11,12].

#### Initial identification of factors

An initial list of 91 factors influencing the implementation of circular economy principles in UK foundation industries was compiled through an extensive review of relevant literature, including sector roadmaps, government reports, academic papers, and industry publications.

#### Consolidation of factors

The initial list of 91 factors was consolidated to 47 through a process of contextual analysis. Factors expressing similar concepts or addressing overlapping issues were merged. The consolidation ensured that the factors represented distinct issues and perspectives relevant to implementing circular economy principles.

### 2.2. Prioritisation of factors

An online survey was conducted with 35 experts from industry, government, and academia to prioritize the consolidated list of 47 factors. Participants were asked to rank the factors within each domain based on their importance and relevance to the research question.

The top 2 factors from each domain were selected based on statistical analysis of the survey responses. Specifically, the mean and standard deviation of the rankings were calculated for each factor. The factors with the highest mean rankings and lowest standard deviations were chosen as the final 12 priority factors.

### 2.3. Relationship analysis

A workshop was conducted with 7 participants to elucidate the interrelationships between the 12 key factors identified through the survey. The experts represented diverse sectors including manufacturing, policy, and academia.

During the workshop, experts discussed the factors in pairs and indicated the relationship between each pair. Experts also provided qualitative assessments of the degree of influence using the linguistic terms: very high, high, low, very low.

The expert opinions were aggregated through discussion to arrive at a consensus Symbolic Structural Self-Interaction Matrix (SSIM) representing the relationships between all factors.

### 2.4. Fuzzy-TISM and MICMAC analysis

Fuzzy-TISM was utilized to construct a structural model of the relationships between factors. The qualitative data in the SSIM was converted into quantitative fuzzy numbers to enable computational analysis.

Matrix manipulation of the fuzzy SSIM yielded a final reachability matrix. The driving and dependence powers of each factor were calculated as fuzzy numbers by summing the rows and columns of this matrix.

Defuzzification using standard conversion techniques generated crisp numbers for the driving and dependence powers. These crisp values were used to create a MICMAC map categorising factors based on their driving and dependence attributes.

The reachability matrix was also used to partition the factors into different levels. The partitions enabled developing a defuzzified TISM model to map the hierarchy and relationships between factors.

### 3. Results and Discussion

#### 3.1. PESTLE analysis

The PESTLE approach was used to analyse macro factors in political, environmental, social, technological, legal and economic domains, to understand how the context enables or constrains change in the foundation sector.

##### Political

The analysis highlighted a broad inclination towards policy alterations, especially in training, investment facilitation, and market support. While there's a strong call for change, a consistent direction was deemed more vital for investments. The 2050 net-zero goal somewhat provides this consistency. Current governmental and industrial strategies for reducing carbon focus mainly on energy, carbon capture, use and storage (CCUS), and to a smaller degree, materials and the circular economy. Achieving reduced carbon relies on technological advancements. However, the economic feasibility of new technologies is a concern, affecting the investment rationale for research and innovation. To address challenges like funding shortfalls for net-zero goals and enhancing innovation in less prosperous regions, innovation policies need bolstering. Brexit has introduced significant uncertainties. UK's FIs are often part of intricate global supply chains, and trade agreements can significantly influence resource costs and flow timings. The mobility of skilled workers is a pressing concern, heightening the need for local training. Rising production expenses due to energy costs and compliance with various regulations challenge the competitiveness of UK-based industries, especially those owned by foreign entities. This situation underscores the need for a unified global approach to calculating carbon emissions throughout a product's lifecycle.

##### Environmental

Environmental considerations largely centered on carbon emissions, leading to innovations in energy conservation, fuel alternatives, and novel manufacturing methods. Modifying existing facilities, such as transitioning to different fuels, might provide a cost-effective interim solution compared to investing in entirely new processes. Material recycling can bypass more environmentally detrimental production stages and industrial symbiosis presents significant environmental benefits. A "carbon-centric" view was noted, with a predominant focus on carbon emissions and less on other environmental aspects

like land and water use and chemical pollution. A broader set of environmental metrics should be evaluated and disclosed. Some foundational industries occupy vast land areas, presenting opportunities for nature conservation.

##### Social

Social discussions touched upon societal views of foundational materials, recycling, skills, and careers, revealing contrasts among the FIs. The analyses emphasised the importance of foundation materials in building civilisations and meeting human needs. However, materials such as concrete and plastics are, rightly or wrongly, perceived as environmentally damaging, with public preferences moving towards bio-renewables such as paper and timber and materials seen as highly recyclable such as glass and steel. Engaging community liaisons can help communicate the vital roles foundational materials play in our lives and the move towards a greener economy. While recycling is gaining positive public perception, foundational industries like chemicals and steel often view recycled products as inferior products, affecting their market appeal. In terms of skills and careers, potential job losses can strain relations with local communities. The image of polluting industries deters many from considering careers in foundational sectors. Transitioning to greener and technologically advanced processes might attract younger generations. There is a pronounced demand for a unified approach to education, with STEM subjects being particularly highlighted.

##### Technological

Consistent with policy and environmental considerations, technological advancements primarily centered on decarbonisation. This includes innovations in energy reduction, alternative fuel sources, heat retrieval, CCUS, electrification, material preconditioning, and alternative material usage. These alternative materials might include new industrial collaborations and increased recycle usage, facilitated by the selection of recyclable materials and insights into material stream qualities. However, challenges arise due to the variety in processes, products, and material segregation difficulties. Digital solutions that swiftly evaluate materials and their functions can further enhance recycling rates. Beyond recycling, there were suggestions for innovations in raw material design, reducing material usage in products, and reusing products post-use. All these relate to novel raw material processing methods and process optimisation. Collaborative efforts within and among foundational industries and their supply chains are vital for cost-effective innovation and knowledge sharing.

##### Legal

From a legislative perspective, the emphasis was on regulatory compliance. Foundation Industries navigate a

multifaceted regulatory landscape, encompassing regulations on carbon emissions, environmental permits, electricity, trade policies, and product/process standards. Concerns arose about compliance costs negatively impacting competitiveness, potentially leading to offshoring and increased carbon emissions. Conversely, compliance can also level the playing field, ensuring market access, helping industries maintain operational licenses, and encouraging site investments.

**Economic**

Foundation Industries typically operate large-scale, capital-intensive manufacturing sites to achieve scale economies and globally competitive pricing. Rising costs, such as the UK's high energy prices and net-zero target expenses, pose threats to the competitiveness of UK sites. Many of the UK's FIs have significant foreign ownership. With narrowing profit margins and limited innovation investment capital, UK sites face heightened closure risks. While past demand for foundational industry products has seen declines, future prospects appear tentatively positive. Transitioning to a greener economy could boost demand for materials used in eco-friendly technologies and infrastructure. However, maintaining global supply chain competitiveness during this transition is crucial. Industry appeals to the government for consistent policy, market and investment support, and standardised environmental performance metrics across industries. Foundation industries' structures vary considerably due to the diverse company counts in each UK industry and their supply chain connections, necessitating tailored approaches. Commonalities exist, such as foundational industries being highly specialised with limited vertical supply chain integration. The proposed direction includes increased supply chain collaboration for technological and business model innovations, enhancing product value while using fewer materials. This implies that foundational industries might produce lighter products, embrace leasing models, enter refurbishment markets, and design longer-lasting products.

**Table 1.** Final set of factors

SN.	Factors	Domain
F1	Long-term stability in direction of policy development	Policy
F2	Net-zero 2050	Policy
F3	Energy-intensity of industries	Environmental
F4	Transparent reporting of impacts	Environmental
F5	Importance of foundation materials to civilization	Social
F6	Sustainable consumption behavior	Social
F7	Energy efficiency and reductions	Technical

F8	Process innovation with intelligent process control	Technical
F9	Energy costs and supply stability	Economic
F10	Competitiveness while decarbonizing	Economic
F11	Environmental regulations	Legal
F12	Carbon legislation with common approach to lifecycle carbon calculations and pricing	Legal

**3.2. Factors prioritization survey**

An online survey was conducted to prioritize the consolidated list of 47 factors, as the subsequent structural models could only incorporate a limited number of variables. The goal was to identify the top two most important factors within each of the six PESTLE domains. Experts from diverse sectors including industry, government, and academia participated in the survey. In total, 35 responses were collected over the survey period from subject matter experts across all foundation industry categories.

The survey asked participants to rank order the factors within each domain, with the top rank indicating highest importance. Once all responses were compiled, statistical analysis was conducted. Specifically, the mean and standard deviation of the rankings were calculated for each factor within its domain. The two factors with the highest mean ranking and lowest standard deviation were selected as the top priority factors for that domain.

Through this quantitative expert elicitation process, 12 key factors were identified - two top factors from each of the six PESTLE domains. The final set of prioritized factors are listed in Table 1. This distilled list of variables provided the focus for subsequent relational modeling and analysis of the drivers and barriers influencing circular economy implementation.

**3.3. Fuzzy-TISM and MICMAC analysis**

Fuzzy-TISM was utilised to determine the relationships between the 12 key factors influencing circular economy implementation. The connections between factors were elucidated through an expert workshop with 7 participants representing diverse sectors including industry, government, and academia. The TISM model identified “Long-term stability in direction of policy development” as the most influential factor, impacting all other factors either directly or indirectly.

Fuzzy MICMAC analysis was used to categorize the 12 factors based on their driving and dependence powers. The analysis revealed “Long-term stability in direction of policy development” as a critical system driver for circular

economy transition followed by “Energy costs and supply stability”.

To achieve policy stability, swift deployment of policies is crucial to assess their impacts and maintain continuity. Political leaders prioritizing evidence-based decisions are key to realizing this stability. A robust regulatory system, clear objectives, active stakeholder engagement, and regular policy evaluations also underpin steady policy direction.

Energy costs have always been linked to every industrial sector as they need energy for all the processes. Therefore, addressing energy costs and supply stability should also be a focal point, given their economy-wide impacts. Investing in energy efficiency, renewables, and infrastructure can help overcome this barrier.

#### 4. Conclusion

Decarbonisation is a central change catalyst in the foundation industries, focusing on energy and carbon capture, while largely overlooking circular economy emission reduction opportunities.

Technological innovation is hindered by weak UK site investment business cases, further exacerbated by uncertainties surrounding UK trade agreements and energy policies, both significantly influencing costs. With already narrow profit margins and limited available investment capital, older UK sites, often under foreign ownership, face elevated closure risks.

Leapfrogging to transformative circular business models for more durable components and products for leasing, reuse, and remanufacturing could position UK Foundation Industries ahead of global competitors, unveiling sustainable business prospects. This could also revamp the FIs' image, attracting skilled personnel to implement and manage new manufacturing processes and engage communities.

This research aimed to identify and prioritize key factors influencing the implementation of circular economy principles in UK foundation industries. A multi-step approach was utilized involving factor identification, prioritization, structural modeling, and mapping.

Analysis of expert opinions highlighted long-term stability in the direction of policy development as the most critical factor requiring intervention. The Fuzzy-TISM model illustrated this factor's direct and indirect impacts on other technical, environmental, economic, and social challenges. The MICMAC map categorized policy stability and energy costs as highly influential factors.

These findings indicate consistent and strategic policy frameworks are needed to provide reliable long-term direction for businesses and consumers. Enabling policy change appears to be a prerequisite for progress on other systemic barriers.

A limitation of this work is the relatively small pool of experts engaged in the analysis. Additional insight could be gained through widening expert participation. There is also potential value in applying other modeling techniques like interpretive ranking process to the factor relationships.

Nonetheless, the research provides an initial quantification of key leverage points for transitioning foundation industries toward circular models. It demonstrates the importance of policy stability and suggests the need for further exploration into integrated policy design that accelerates system-wide change.

Next steps should involve engaging diverse stakeholders, including government, industry and academia, in co-creating policy frameworks and governance mechanisms that support circularity. Continued systems analysis will be critical for navigating the complexity of coupled technical, business, and behavioral changes involved in transforming industrial value chains.

#### Acknowledgment

The authors would like to acknowledge the UK EPSRC-funded project “Transforming Foundation Industries Research and Innovation Hub (TransFIRE)” (EP/V054627/1) for the support of this work. All data supporting this study are provided in full in this paper.

#### References

- [1] M. Jolly, A. P. M. Velenturf, K. Salonitis, and S. Paddea, “The UK transforming the foundation industries research and innovation hub (TransFIRE),” 2022, pp. 341–353.
- [2] A. Nurdiawati and F. Urban, “Towards Deep Decarbonisation of Energy-Intensive Industries: A Review of Current Status, Technologies and Policies,” *Energies*, vol. 14, no. 9, p. 2408, Apr. 2021.
- [3] T. Parrique, J. Barth, F. Briens, and J. H. Kuokkanen, A. Spangenberg, “Evidence and arguments against green growth as a sole strategy for sustainability,” 2019.
- [4] D. W. O’Neill, A. L. Fanning, W. F. Lamb, and J. K. Steinberger, “A good life for all within planetary boundaries,” *Nat. Sustain.*, vol. 1, pp. 88–95, 2018.
- [5] D. Reike, W. J. V. Vermeulen, and S. Witjes, “The circular economy: New or Refurbished as CE 3.0? — Exploring Controversies in the Conceptualization of the Circular Economy through a Focus on History and Resource Value Retention Options,” *Resour. Conserv. Recycl.*, vol. 135, pp. 246–264, Aug. 2018.

- [6] J. Korhonen, A. Honkasalo, and J. Seppälä, “Circular Economy: The Concept and its Limitations,” *Ecol. Econ.*, vol. 143, pp. 37–46, Jan. 2018.
- [7] V. V. Gedam, R. D. Raut, A. B. L. de Sousa Jabbour, A. N. Tanksale, and B. E. Narkhede, “Circular economy practices in a developing economy: Barriers to be defeated,” *J. Clean. Prod.*, vol. 311, p. 127670, Aug. 2021.
- [8] B. Zhu, M. Nguyen, N. S. Siri, and A. Malik, “Towards a transformative model of circular economy for SMEs,” *J. Bus. Res.*, vol. 144, pp. 545–555, May 2022.
- [9] G. Khatwani, S. P. Singh, A. Trivedi, and A. Chauhan, “Fuzzy-TISM: A Fuzzy Extension of TISM for Group Decision Making,” *Glob. J. Flex. Syst. Manag.*, vol. 16, pp. 97–112, Mar. 2015.
- [10] M. N. Patel, A. A. Pujara, R. Kant, and R. K. Malviya, “Assessment of circular economy enablers: Hybrid ISM and fuzzy MICMAC approach,” *J. Clean. Prod.*, vol. 317, p. 128387, Oct. 2021.
- [11] M. Ahmadinia, A. Velenturf, R. Setchi, S. L. Evans, J. McKendree, and J. Bolton, “Transforming the UK Metal Industries: Challenges and Opportunities,” in *Sustainable Design and Manufacturing*, 2023, pp. 43–56.
- [12] A. M. E. Khalil, A. P. M. Velenturf, M. Ahmadinia, and S. Zhang, “Context Analysis for Transformative Change in the Ceramic Industry,” *Sustainability*, vol. 15, no. 16, p. 12230, Aug. 2023.

# Analysis of Aluminium Production Process in Kazakhstan and Waste Management in Aluminium Alloy Production

**Pushanova ASSEMAY**

Karaganda Industrial University  
Kazakhstan

## Abstract

The purpose of this article is to review the current state of waste management in the aluminium industry in Kazakhstan and identify promising areas for improving environmental sustainability. The article highlights the technological aspects of aluminium production, the variety of wastes faced by enterprises, as well as an analysis of waste management methods and practices in the global context.

The technological processes used in aluminium production generate a variety of wastes such as red sludge, dust and gases that can have a negative impact on the environment. The importance of sustainable waste management is becoming a priority, not only for the industry, but also for society at large. In the face of global environmental challenges, the active implementation of practices aimed at reducing environmental impact is becoming a necessity.

## 1. Introduction

The aluminium industry takes a key role in Kazakhstan's industrial structure, contributing to the development of the economy and providing a wide range of products for global markets. However, along with this success, there are challenges associated with waste management and environmental impact.

As the aluminium industry grows in the country, so do environmental issues. The processes used to mine, refine and produce aluminium generate a variety of wastes, including red mud, dust and gases. These wastes can have a negative impact on the environment if adequate management and recycling measures are not taken [1,2].

Nowadays, sustainability and responsible waste management are becoming priorities not only for the aluminium industry but also for the whole society. In light of global environmental challenges, including climate change and scarcity of natural resources, it is necessary to actively implement practices aimed at reducing the negative impact on the environment.

The purpose of this article is to highlight the current state of waste management in the aluminium industry in

Kazakhstan, as well as to identify promising areas for improving the environmental sustainability of the industry. The paper will discuss the technological aspects of aluminium production, the variety of wastes faced by enterprises, as well as an analysis of waste management methods and practices used worldwide.

## 2. Experimental Procedure

Aluminium production is known to occupy a key role in industry, supporting a variety of sectors ranging from aviation to construction. According to the International Aluminium Institute (IAI), annual primary aluminium production is considered an indicator of economic activity and an important global market indicator. According to the International Aluminium Institute (IAI), the world's main primary aluminium producer is China, which holds more than half of the total production. This indicates China's dominant role in the global aluminium market. The exceptional production volume reflects the importance of this metal in a variety of industries, from transport to packaging.

Kazakhstan, with its significant reserves of natural resources, including aluminium ores, is an active participant in global aluminium production. According to IAI data, the average annual primary aluminium production in Kazakhstan is an impressive 250,000 tonnes. These figures underline the importance of the aluminium industry to the country's economy. About 30 thousand tonnes of aluminium produced in Kazakhstan is used to create finished products within the country. This demonstrates the significant contribution of the aluminium industry to the local economy and local production. More surprisingly, almost 90% of the primary metal produced is exported, highlighting Kazakhstan's role as a player in the global aluminium arena. The main exporters of Kazakh aluminium are Turkey (55%), Greece (15%) Croatia (~13%), Montenegro (9%) and others. (~8%) (Figure 1). [3, 4, 5].

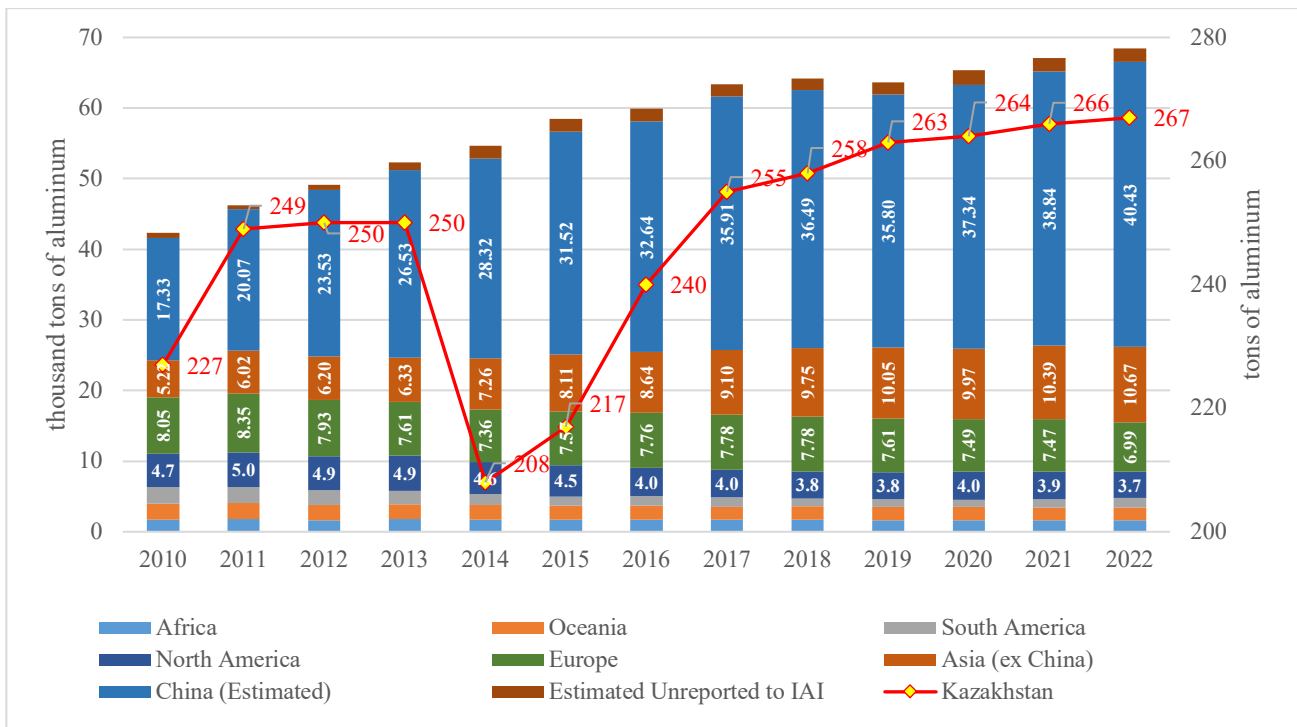


Figure 1. Primary aluminium production in the world and Kazakhstan [3,4].

According to the IAI over the last 10 years, primary aluminium production has steadily increased from 49.2 kt to 68.5 kt with a temporary slight decline during COVID-19. A particular contribution was made by China, which during this period increased its production from 23.53 thousand tonnes to 40.43 thousand tonnes. Kazakhstan is also increasing its production gradually, but during the 2014 crisis between Russia and Ukraine it drastically reduced its production as it exports 90 per cent of its production. The aluminium industry in Kazakhstan includes several key stages of the technological process, from bauxite mining to the production of finished aluminium alloy, which is handled by two industrial companies: JSC Aluminium of Kazakhstan - produces alumina from bauxite and limestone mined at mines in the Kostanai and Pavlodar regions and JSC Kazakhstan Electrolysis Plant - produces high grade primary aluminium. Both companies are part of Eurasian Resources Group, a transnational company. These primary aluminium production processes involve complex chemical reactions that require careful control and generate a variety of waste streams (Figure 2). An important aspect of the aluminium industry is the effective management of the waste generated at each stage of production. Red sludge requires specialised treatment, including methods for extracting valuable components and safe storage. Wastes generated during the electrolysis and alloying process may require careful filtration and gas cleaning to minimise emissions to the environment. The aluminium smelting process generates various types of waste, including red mud (bauxite processing residue) from

smelting and other by-products. If not disposed of properly, these wastes can be hazardous to the environment. For example, red mud contains caustic components and heavy metals, which requires careful treatment to prevent soil and water contamination. Effective waste management is critical to reducing the environmental impact of aluminium production.

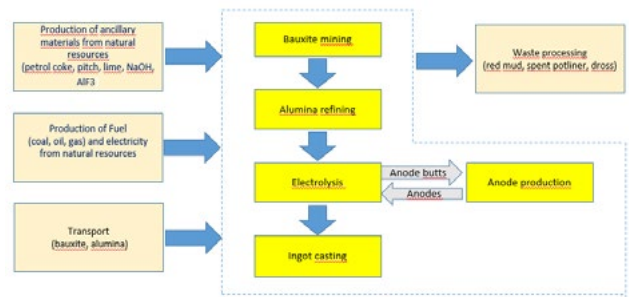


Figure 2. Production process of primary aluminium

Various strategies are being implemented in Kazakhstan to dispose of waste generated by the aluminium industry. These include the recycling and reuse of aluminium waste, as well as the introduction of innovative red mud disposal technologies. Collaboration between industry stakeholders, government agencies and research institutes is essential to develop sustainable waste management solutions. Regulations and policies play an important role in shaping waste management practices in the aluminium industry. Kazakhstan, like many other countries, is bound by international agreements and national legislation that

emphasise responsible waste management and sustainable production practices.

Waste management in the aluminium industry is an important aspect from an environmental and sustainability perspective. A number of best practices have been implemented in different countries to minimise the negative impact on the environment. Here are some examples of best practices of waste management in the aluminium industry from different countries [5-8]:

- Norsk Hydro, Norway's largest aluminium producer, has implemented a 'closed loop' system where aluminium scrap is collected, recycled and reused in the production process. This reduces the need for primary aluminium production and minimises waste.

- Japan uses advanced gasification technologies to convert aluminium waste into useful products and energy. This not only reduces waste but also provides energy for industrial processes.

- Germany has a well-established system for collecting and recycling aluminium beverage cans. Consumers are encouraged to take used cans to deposit return machines, which promotes recycling and reduces litter. This has resulted in high recycling rates for aluminium cans.

- In Turkey, technology is being developed to use aluminium white scale to produce calcium aluminate flux for the iron and steel industry. The uniqueness of this technology is in accordance with the concept of zero-waste production within the circular economy the waste aluminium production is used completely and brought to a minimum.

In Canada, Rio Tinto's aluminium smelter in Quebec uses hydroelectricity, a renewable energy source, for its operations. This reduces the carbon footprint of aluminium production and is in line with sustainable energy practices.

China, which is the largest aluminium producer, is investing in technologies to reduce emissions and improve waste management. They are working to optimise production processes to minimise waste generation and are implementing stricter environmental regulations.

These examples demonstrate the different strategies and approaches taken by different countries to improve waste management practices in the aluminium industry. Each country's approach is influenced by its regulatory framework, technological capabilities and commitment to sustainable development.

#### 4. Conclusion

The aluminium industry in Kazakhstan and globally faces significant environmental challenges related to energy intensity of the production process and waste generation. The key to improving waste management in the aluminium industry in Kazakhstan is the joint participation of government agencies, companies, the public and scientific institutions. Implementation of these measures will minimise the negative environmental impact, reduce resource consumption and improve the competitiveness of the aluminium industry in the long term.

Effective waste management strategies play a key role in addressing these challenges and ensuring sustainable development. Through collaboration between industry, academia and regulators, the aluminium industry can move towards a more environmentally responsible and efficient future.

#### References

- [1] Галевский Г. В., Кулагин Н. М., Минцис М. Я. Экология и утилизация отходов в производстве алюминия. М.: Издательство «Наука», 2005. – 276 с.
- [2] Уткин Н. И. Производство цветных металлов. М.: Интермет Инжиниринг, 2000. – 442 с.
- [3] International Aluminium Institute (IAI): <https://international-aluminium.org/> Dated: 10.08.2023.
- [4] Центр деловой информации Kapital.kz <https://kapital.kz/> Dated: 07.08.2023.
- [5] Meshram A., Singh K. K. Recovery of valuable products from hazardous aluminum dross: A review //Resources, Conservation and Recycling. – 2018. – Т. 130. – С. 95-108.
- [6] Polat B. T. et al. Fused calcium aluminate production from aluminum white dross residue //Journal of Sustainable Metallurgy. – 2022. – Т. 8. – №. 2. – С. 851-862.
- [7] Матевосова К. Л., Грязнова В. А., Чазов Т. К. Экологические проблемы и устойчивое развитие алюминиевой промышленности //Отходы и ресурсы. – 2019. – Т. 6. – №. 2. – С. 9-9.
- [8] Чжен В. А. и др. Минимизация негативного воздействия предприятий алюминиевой промышленности на окружающую среду //Металлург. – 2008. – №. 11. – С. 41-45.



# Yeni Nesil Alüminyum Alaşım Elementleri ve Türkiye Alüminyum Sanayisine Etkisi

New Generation Aluminum Alloy Elements and Its Effect on Turkish Aluminum Industry

**Yaşar AKÇA<sup>1</sup>, Mustafa AKÇİL<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi, <sup>2</sup>Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

The world aluminum market and its expectations are changing rapidly. This change is taking place rapidly towards qualified product groups. In the acceleration of change, the increase in people's expectations will no longer be met with existing product groups and new ones must be created.

Turkey's aluminum industry is foreign-dependent both as a market requirement and as a raw material source. The world is affected by the changes in the aluminum industry. The Turkish aluminum industry creates a foreign trade deficit due to the low added value it creates and the need for qualified raw materials. With the added value created, the competitiveness of the Turkish aluminum industry and the resistance of the Turkish aluminum industry against crises are also decreasing.

The new generation aluminum alloy elements, which have been focused on in recent years, should be considered as an opportunity for the Turkish aluminum industry.

## Özet

Dünya alüminyum Pazar ve beklentileri hızla değişmektedir. Bu değişim nitelikli ürün gruplarına doğru hızla gerçekleşmektedir. Değişimin hızlanmasında artık insanların beklentilerindeki artışın mevcut ürün grupları ile karşılanmayacağı ve yenilerinin oluşturulması gerekmektedir.

Türkiye alüminyum sanayisi gerek Pazar gereksinimi ve hammadde kaynağı olarak dışa bağımlıdır. Dünya alüminyum sektöründeki değişimlerden etkilenmektedir. Türk alüminyum sanayisi gerek oluşturduğu düşük katma değer ile gerekse nitelikli hammadde ihtiyacından dolayı dış ticaret açığı oluşturmaktadır. Oluşturulan katma değer ile rekabet kabiliyeti ve krizlere karşı Türk alüminyum sanayisinin dayanımı da düşmektedir.

## 1. Giriş

Alüminyum hayatımıza 1900'lü yıllarda girmiş yeni sayılabilecek bir metaldir. Hayatımıza yeni girmesinden dolayı demir, bronz, tunç gibi çağlara isim vermiş bir metal değildir. Fakat sunmuş olduğu üstün fiziksel ve kimyasal özelliklerden dolayı günümüzde kullanım oranı olarak ilk 3 metalden birisidir. Alüminyumun 120 yıl gibi kısa bir süre içerisinde bu kadar yaygınlaşmasında çelik ve bakır gibi metallere iyi bir alternatif olması ve bu metallerin yerine de kullanılmasıdır [1-3]. Günümüzde alüminyumun günlük hayattan, uzay ve havacılığa kadar her alanda yaygın olarak kullanılmaktadır [4]. Günümüzde alüminyum sektörü demir-çelikten sonra en büyük ikinci metal endüstrisidir [5].

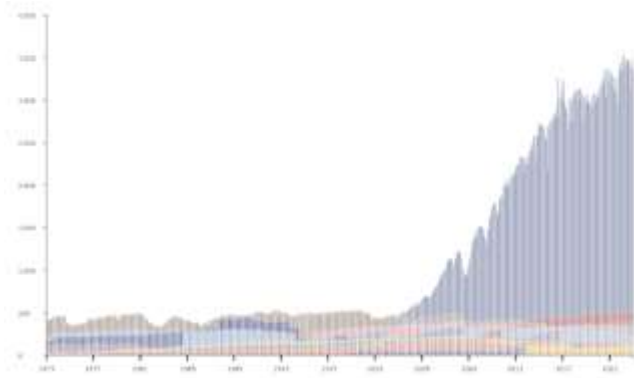
Alüminyumun hızlı gelişmesinde ve büyük bir Pazar potansiyeline ulaşmasında alaşımlanabilmesi ve alüminyum alaşımlarının sahip olduğu üstün özelliklerdir. Alüminyum alaşımlarının özellikleri alaşım elementine bağlı olarak değişmektedir. AA5XXX Al-Mg alaşımlarının kaynak kabiliyeti ve korozyon dayanımı yüksek iken AA7XXX serisi alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri yüksektir [6-8]. Günümüzde alüminyum ve alaşımları daha farklı alanlarda ve farklı malzemelerin yerlerine kullanıldıkları için beklentiler de daha fazla artmaktadır. Artık daha fazla şekillendirilebilirlik, daha yüksek korozyon dayanımı ve yüksek mukavemet özelliklerinin hepsi bir arada olsun istenmektedir. Bu durumda da artık mevcut alaşım içerikleri talepleri daha fazla karşılayamamaktadır.

Alüminyum ve alaşımlarının kullanım alanını kısıtlayan önemli bir etmende yorulma dayanımının ve yüksek sıcaklık dayanımlarının düşük olmasıdır [9,10].

Ayrıca son yıllarda gelişen demir-çelik teknolojisi ve ortaya çıkan yeni nesil plastiklerde alüminyum sektörünün kullanım alanlarına önemli bir tehdit oluşturmaktadır.

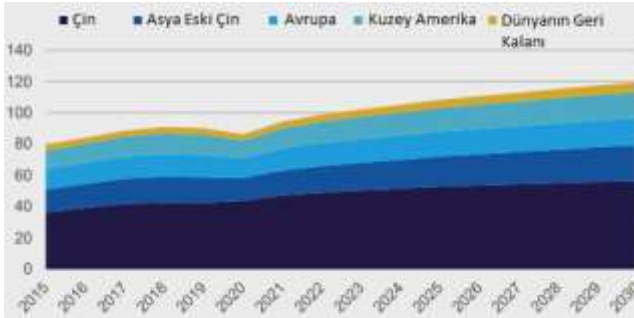
Son yıllarda alüminyum fiyatlarındaki dalgalanmalar, enerji maliyetlerindeki artış ve Karbon ayak izi gibi nedenlerden dolayı özellikle birincil alüminyum üretiminde Şekil 1'de görüldüğü gibi 2005 yılında başlayan büyüme trendi 2020

yılında itibaren neredeyse sabit seyirde devam etmektedir [11,12].



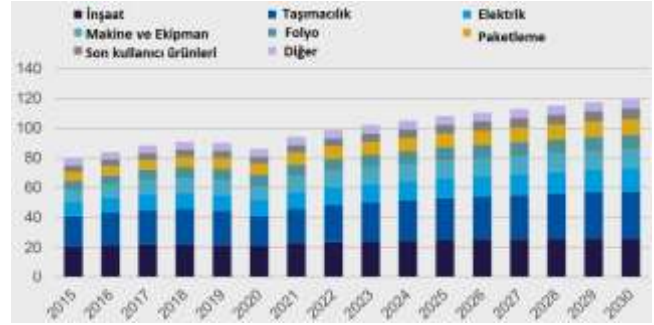
Şekil 1. Birincil alüminyum üretim verileri [13].

Şekil 2'de CRU'nun 28/01/2022 tarihli raporunda 2015 – 2030 yılları arasında bölgesel olarak alüminyum yarı mamül tüketimlerdeki değişimler görülmektedir. 2015 – 2020 yılları arasında YBBO'nun %3,9 olarak gerçekleştiği, 2021 – 2030 yılları arasında ise YBBO'nun %1.9 olarak gerçekleşeceği ön görülmektedir [5].

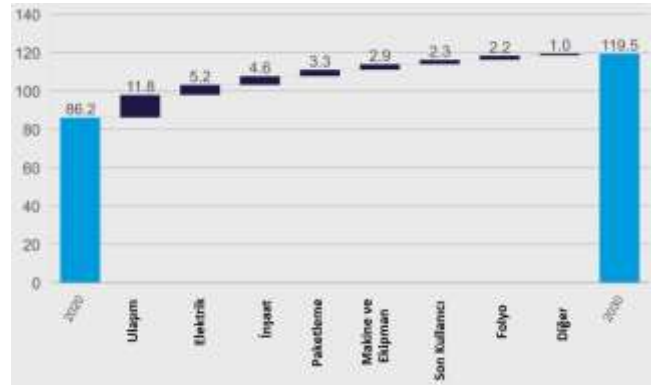


Şekil 2. 2015 – 2030 yılları arasında alüminyum yarı mamül tüketiminin bölgesel dağılımı, Mt [5].

Alüminyum tüketimindeki düşmesinde kullanım alanlarındaki değişim de önemli bir rol oynayacaktır. Günümüzde alüminyumun dünya bazındaki yarı mamül ürünlerinin sektörel tüketimlerine bakıldığında mimari ve taşımacılık %50'yi oluşturduğu görülmektedir. Şekil 3'de 2015 – 2030 yılları arasında alüminyum yarı mamüllerinin sektörel tüketimlerinde de bu durum net olarak görülmektedir. Fakat Şekil 4'de görüldüğü gibi 2030 yılına kadar alüminyum yarı mamül tüketimlerinin özellikle taşımacılık ve elektrik ürünlerinde daha fazla artacağı görülmektedir [5].



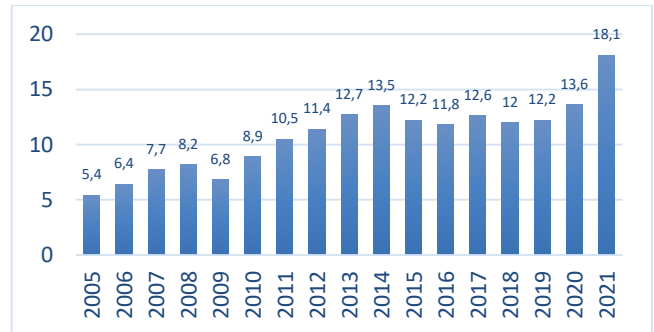
Şekil 3. 2015 – 2030 yılları arasında alüminyum yarı mamül ürünlerinin sektörel tüketimleri, Mt [5].



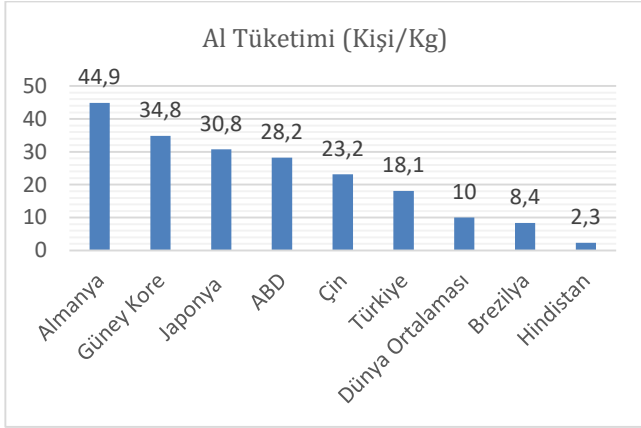
Şekil 4. 2020 – 2030 yılları arasında alüminyum yarı mamül ürünlerinin sektörel büyümesi, Mt [5].

### 1.1. Türkiye alüminyum sektörü

Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneğinin (TALSAD) alüminyum sektörüne yönelik hazırlanmış olduğu 2012-2019 yılları arasındaki raporları incelediğimizde Türkiye birincil alüminyum ithalatının her yıl ortalama %3 arttığı, 1,155 Bin tona (2019) ulaştığı, ikincil ithalatında ise artışın ortalama %20 daha kesin gerçekleştiği görülmektedir. Şekil 5 ve Şekil 6'yı incelediğimizde Alüminyum kişi başı tüketimlerini incelediğimizde bu artışta doğal olduğu ve artarak devam edeceği görülmektedir. Türkiye alüminyum tüketiminin dünya ortalamasına yakın olduğu ve gelişmiş ülkelerin çok altında kaldığı görülmektedir [14].

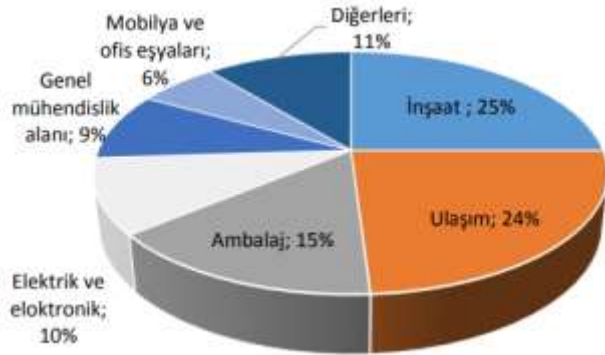


Şekil 6. Türkiye kişi başı alüminyum tüketiminin 2005-2021 yılları arasındaki değişimi [14].



Şekil 6. 2021 yılı kişi başı alüminyum tüketimlerinin ülkeler bazında dağılımı [14].

Türkiye de alüminyum kullanım alanları incelendiğinde dünyadan çok farklı olmadığı görülmektedir. Şekil 7’de görüldüğü gibi ulaşım ve inşaat toplam tüketimin yaklaşık %50’sini oluşturmaktadır. Fakat Türkiye de özellikle inşaat alanındaki oranın daha fazla olduğu görülmektedir. Bu oranın yüksek olmasının en önemli nedenlerinden biri de yapılaşmanın Türkiye de daha yüksek olmasıdır.



Şekil 7. 2019 yılı Türkiye de alüminyum tüketimlerinin sektörel dağılımları [15].

Türkiye özellikle 11. Kalkınma planında doğrudan alüminyum sektörüne yönelik bir hedef belirlemiştir. 11. Kalkınma planında 397. Maddesinde alüminyum sektöründe havacılık, savunma ve otomotiv sanayii için yüksek alışımlı alüminyumların üretimi ve ısıl işlemlerine yönelik AR-GE faaliyetlerinin özendirilmesine yöneliktir [16].

Türkiye alüminyum sektörü gelişen savunma, havacılık ve otomotiv sektörü ile birlikte alüminyum daha fazla gelişmektedir.

## 1.2. Türkiye alüminyum sektörünün ekonomisi

Türkiye alüminyum sektörü ekonomik olarak incelendiğinde küresel olarak iyi konumda diyebiliriz. 2020 yılında dünyada toplam alüminyum ihracatı 165.7 milyar dolar

olarak gerçekleşmiştir. Türkiye 2020 yılında toplam 3,06 milyar dolarlık ihracat ile küresel pazarda 16. sırada yer almıştır. 2021 yılında ise ihracatını %40,8 arttırarak 5,17 milyar dolara çıkarmıştır [17].

2019 TALSAD verilerini incelediğimizde Türkiye alüminyum ihtiyacının %90’ından fazlasını ithal etmiştir. Bundan dolayı alüminyum sektörü hammadde olarak tamamen ithalata bağımlı diyebiliriz. Bununla birlikte Türkiye de gelişen savunma, havacılık ve otomotiv sektörleri ile birlikte Türkiye önemli oranda nitelikli alüminyum ithalatı da yapmaya başlamıştır. 2021 yılında Türkiye toplamda 6,592 milyar dolarlık alüminyum ithalatı gerçekleştirmiştir. Bundan dolayı alüminyum sektörü olarak -1,418 milyar dolarlık dış ticaret açığı oluşturmuştur [14,17,18].

Bu dış ticaret açığının oluşmasında tek başına artan nitelik alüminyum ürünlerin ithalatındaki artış tek başına etken değildir. İDDMİB alüminyum sektör raporları incelendiğinde alüminyum ürünlerindeki katma değerinin yaklaşık 4,5 dolar/kg civarında kaldığı görülmektedir. Özellikle Şekil 8’deki 3 Temmuz 2023 tarihli raporu incelendiğinde Haziran 2022 ve 2023 yılları arasında ihracatı gerçekleştirilen alüminyum ürünlerdeki fiyat değerini incelediğimizde Haziran 2022 de 5,11 dolar/kg iken bu oran Haziran 2023 yılında 4,52 dolar olarak gerçekleştiği görülmektedir [19].



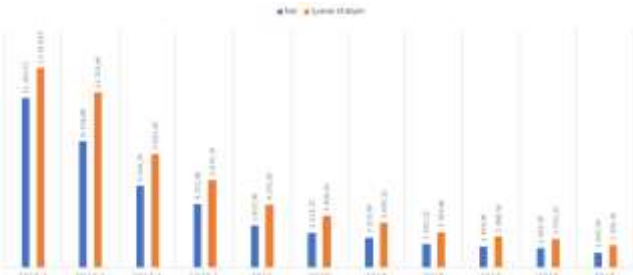
Şekil 8. Türkiye Haziran 2022 ve Haziran 2023 yılları alüminyum ürün ihracatı dolar ve kg cinsinden oranları [19].

Türkiye alüminyum üreticisinin ürünlerdeki katma değeri incelemek için alüminyum fiyatlarını belirleyen Londra Metal Borsasındaki (LME) değişimleri gözden geçirmemiz gereklidir. Şekil 9’da 01.01.2022 – 29.06.2023 tarihleri arasındaki alüminyum LME fiyatlarındaki değişimler görülmektedir [20]. Bu fiyatlara lojistik, satış karı, vb. (primler) eklenmemiştir. Bunlar için ortalama 500 dolar/ton olarak hesaba dahil edebiliriz.



Şekil 9. 01.01.2022 – 29.06.2023 LME alüminyum fiyatlarındaki değişim grafiği [20].

LME + primler dahil edildiğinde alüminyum hammaddesi için Türk alüminyum üreticisinin ödemesi gereken bedelin ortalama 2,600 dolar/kg olduğu görülmektedir. Ürünlerdeki katma değer hesapladığımızda yaklaşık ortalama 2,215 dolar/kg olarak gerçekleştiği hesaplanmıştır. Bu hesaplamalara enerji, işçilik ve diğer giderler dahil değildir. Şekil 10'da yıllara göre asgari ücretteki artıştaki değişim net olarak görülmektedir. Bu değişim firmalarımızdaki maliyetleri arttırdığı gibi rekabet kabiliyetini de önemli ölçüde düşürmektedir.



Şekil 10. Türkiye asgari ücretin yıllara göre değişimleri.

Türkiye alüminyum sektörü, ekonomisi ve kalkınma hedefleri dikkate alındığında katma değeri yüksek ürün gruplarına yönelmesinin artık zorunlu hale geldiği açık ve net olarak görülmektedir.

## 2. Yeni nesil alüminyum alaşımları

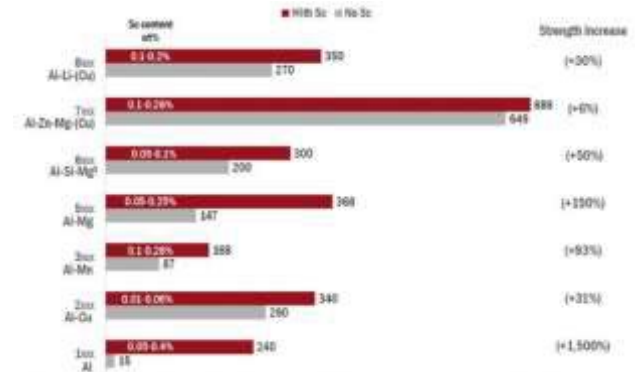
Yeni nesil alüminyum alaşımları olarak daha mevcut alaşım elementlerini modifiye edici olarak kullanılan alaşım elementlerini içeren alüminyum alaşımlarıdır. Bu makalemizde yeni nesil alüminyum alaşımlarında sadece ağırlıklı olarak iki tanesinden bahsedeceğiz. Bun elementlerin sayısı daha fazladır ve gün geçtikçe de artmaktadır. Bu iki alüminyum alaşım elementi tamamen araştırmalarımızın sonuçlarına göre öznel olarak belirlenmiştir.

Makalemizde stronsiyum ve skandiyum alaşım elementleri üzerinde durulacaktır. Fakat Türk alüminyum sektörünün değişen küresel beklentilerinden bağımsız olmadığından değişimi takip etmesi gerekmektedir.

### 2.1. Skandiyum alaşım elementi

Skandiyum atom numarasın 21 olan ve Sc sembolü ile gösterilen nadir toprak metalleri grubunda yer almaktadır. Skandiyum 1879 yılında keşfedilmiş ve metalik olarak da 1937 yılında elde edilmiştir [21,22]. Al – Sc çalışmaları ilk olarak 1971 yılında Sovyet Sosyalist Cumhuriyetler birliği tarafından çalışılmaya başlamıştır. 1971 yılında yapılan çalışmalar tamamen savunma ve havacılık alanına yönelik yapılmıştır [23].

Skandiyum elementini hemen hemen tüm alüminyum alaşım gruplarına uygulayabilmekteyiz. Katıldığı tüm alüminyum alaşımlarında yüksek sıcaklık dayanımını, yorulma dayanımını, korozyon dayanımını arttırdığı, mekanik özellikleri ve şekillendirilebilirliği geliştirdiği görülmektedir. Özellikle şekillendirmesi zor alan AA5XXX grubunda yer alan alaşımlar için skandiyum şekillendirilme kabiliyetini önemli oranda arttırmaktadır [23–27]. Şekil 11'de özellikle çekme dayanımı üzerine ola etkisi görülmektedir [28].



Şekil 11. Sc elementinin alüminyum alaşımlarında çekme dayanımına etkisi [28].

Günümüzde Rusal ve Rio Tinto gibi büyük firmalar Al-Sc alaşımları üzerine çalışmalar yapmaktadır. Rusal firması ScAlution olarak özel bir Al-Sc ürün grubu geliştirmiş olup 2035 yılına kadar 300.000 ton/yıl kullanım oranına ulaşmasını beklemektedir [29].

Rio Tinto firması Al-Sc alaşımlarından 3D yazıcılarda kullanılmak üzere özel bir toz geliştirmiş ve satışını da gerçekleştirmiştir. Geliştirilen AL-Sc tozun yüksek sıcaklık çalışmalarına uygun olduğu özellikle vurgulanmıştır. Eklemeli imalat sektörü için geliştirilen Scalloy alaşımları da eklemeli imalat pazarına yönelik önemli bir potansiyele sahiptir [30,31].

Her iki firmada yaptıkları Al-Sc çalışmalarını 2021 yılında duyurmuşlardır. Küresel Alüminyum-Skandiyum pazarı 2020'de 69.79 Milyon USD değerindeydi ve 2020'den 2027'ye kadar %6.45'lik bir YBBO ile büyüyecek [28,29,31].

Sc elementinin, mevcut alüminyum alaşımları üzerine etkilerinin geliştirilmesi konusunda çalışmalar yapmaya başladık. Türk alüminyum endüstrisinin hızlı bir şekilde yeni pazarlar oluşturması sağlanabilir.

## 2.2. Stronsiyum alaşım elementi

Stronsiyum atom numarası 38 olan ve Sr sembolü ile gösterilen toprak alkali metaller grubunda yer almaktadır. Stronsiyum ilk keşfi alüminyumdan önce olup 1790'lı yıllara metalik olarak elde edilmesi ise 1808'leri bulmuştur. Alüminyum – Stronsiyum çalışmaları da yeni sayılır. Al-Sr alaşımları 1989 yıllarda çalışılmaya başlanmıştır [32,33].

Stronsiyum genelde tane inceltici olarak alüminyum alaşımlarında kullanılmaktadır. Fakat son yıllarda yapılan çalışmalarda yapıyı daha homojen hale getirdiği belirlenmiştir. Özellikle döküm alaşımları olarak bilinen AA4XXX serisinde silisyum fazını ince lifli hale getirerek mekanik özellikleri önemli ölçüde geliştirdiği görülmektedir [34,35].

Stronsiyum alaşımları özellikle enjeksiyon veya döküm yöntemiyle üretim yapan üreticilerimizde ince cidarlı parçaların yüksek kalitede üretilmesinde önemli bir role sahip olacaktır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Dünya da alüminyum sektörü büyümeye devam edecektir. Büyürken özellikle inşaat alanından uzaklaşacaktır. Ayrıca diğer malzeme gruplarından da alüminyuma alternatif olarak pazara yönelik daha fazla malzemeler sunulacaktır. CRU'nun raporunda görüldüğü gibi katma değeri yüksek ürün gruplarında artış olacaktır. Alüminyum üreticilerinin mevcut Pazar potansiyellerini koruma ve arttırmak için yeni nesil alaşım grupları geliştirmeleri ve mevcut alüminyum alaşımlarını da Pazar beklentilerini göz önüne alarak geliştirmeleri gerekmektedir.

Türkiye alüminyum sektörü, dünya alüminyum sektörü ile beraber hareket etmektedir. Bundan dolayı dünya alüminyum sektöründeki gelişmelerden doğrudan etkilenmektedir. İhracat kapasitesini arttırmak için alüminyum pazarında gerçekleşen değişimleri takip etmeli ve hızlı uyum sağlamalıdır.

Türkiye alüminyum sektörü katma değer oluşturma ve ekonomik açıdan pozitif olarak değerlendirilebilecek bir yapıda değildir. Artan enflasyonist piyasalarda düşük kar marjları ile hareket ettiği görülmektedir. Düşük kar marjları ile hareket ettiği için kriz ve müşteri kayıplarından yüksek oranda etkilenecektir.

## 4. Sonuç

Yeni nesil alüminyum alaşım elementleri çalışmaları son yıllarda hız kazanmaktadır. Alüminyum pazarının gelişmesinde ve büyümesinde önemli bir aktivatör görevi

görecektir. Özellikle yeni kullanım alanlarının oluşturulmasında yeni nesil alüminyum alaşımları elementleri etkin rol alacaktır.

Türkiye alüminyum sanayisi, dünya pazarındaki değişimler göz önüne alındığında katma değerli ürünler oluşturması artık bir gereklilik olmuştur. Yeni nesil alüminyum alaşım elementleri piyasa son yıllarda sürüldüğü için, günümüzde bir fırsat olarak değerlendirilmelidir.

Türkiye de faaliyet gösteren üreticilerin artık sadece müşteri taleplerine göre değil pazardaki değişimlere göre ürün ve alaşım grupları oluşturmalıdır.

Türkiye alüminyum sanayisinde rol oynayan tüm firmaların ölçeklerine bakmaksızın marka ve bilinirlik çalışmaları yapmaları da son yıllarda önem kazanmıştır.

## Teşekkür

Sabırla bekleyen ve beni destekleyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Çalışmamın olgunlaşmasında beni destekleyen ve yardımlarını esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Mustafa AKÇİL hocama da teşekkür ederim.

## Referanslar

- [1] Alüminyum Tarihi, (n.d.). <http://talsad.org.tr/aluminyum/aluminyum-ve-tarihce/>, Tarih:15.07.2023.
- [2] H. Kvande, Two hundred years of aluminum... or is it aluminium?, *Jom*. 60 (2008) 23–24. <https://doi.org/10.1007/s11837-008-0102-3>.
- [3] Aluminum History, (n.d.). [https://www.aluminiumleader.com/about\\_aluminium/what\\_is\\_aluminum/](https://www.aluminiumleader.com/about_aluminium/what_is_aluminum/), Tarih:15.07.2023.
- [4] Alüminyum kullanım alanları, (n.d.). <http://talsad.org.tr/aluminyum/kullanim-alanlari/>.
- [5] CRU Consulting, Opportunities for Aluminium in a post-Covid Economy - Prepared for the International Aluminium Institute, (2022) 1–41. [www.crugroup.com](http://www.crugroup.com).
- [6] J.R. Davis, ed., *Aluminum and Aluminum Alloys*, 2007th ed., ASM International, USA, 2001. <https://doi.org/10.1361/autb2001p351>.
- [7] G.E. Totten, D.S. MacKenzie, *Handbook of aluminum*, n.d.
- [8] Aluminum, *Britannica*. (n.d.). <https://www.britannica.com/science/aluminum>, Tarih: 16.07.2023.
- [9] J. Lee, S.Y. Park, B.H. Choi, Evaluation of fatigue characteristics of aluminum alloys and mechanical components using extreme value statistics and C-specimens, *Metals* (Basel). 11 (2021). <https://doi.org/10.3390/met11121915>.
- [10] Fatigue of aluminum, *Alum. Guid.* (n.d.). <https://aluminium-guide.com/en/mexanicheskie->

- svojtva-alyuminievych-splavov-chast-7-ustalostnye-xarakteristiki/.
- [11] Recap 2019: Slow demand and price downtrend crippled primary aluminium sector; a surplus market likely in 2019, (2019). <https://www.alcircle.com/news/recap-2019-slow-demand-and-price-downtrend-crippled-primary-aluminium-sector-a-surplus-market-likely-in-2019-49645>.
- [12] Aluminium to slip into a deeper deficit, (2021). <https://think.ing.com/articles/cmd-aluminium-market-to-slip-into-a-deeper-deficit-do-not-publish/>.
- [13] Primary Aluminium Production, (n.d.). <https://international-aluminium.org/statistics/primary-aluminium-production/>, Tarih: 16.07.2023.
- [14] Y. Raporu, Dünyada ve türkiye’de alüminyum 2021, (2021).
- [15] A. Özden, Ekonomik Araştırmalar Departmanı, (2017).
- [16] Türkiye Cumhuriyeti Cumhurbaşkanlığı Strateji ve Bütçe Başkanlığı, Nitelikli İnsan, Güçlü Toplum, Birinci Kalkınma Planı ( 2019-2023 ). (2019) 125–130.
- [17] M. Adıgüzel, Dünya’Da VeTürkiye’DeAlüminyum Sektörü, DiTicareti VeTürkiyeNin Rekabet Gücü, 3. Sektör SosyalEkonomiDergisi. 57 (2022) 2782–2813. <https://doi.org/10.15659/3.sektor-sosyal-ekonomi.22.11.1821>.
- [18] A.Y. Özeti, Alüminyum Sektörü Şubat 2018 Değerlendirmesi 1 Mart 2018 Hazırlayan : Zeynep Çırakoğlu, (2018).
- [19] Z. Çırakoğlu, Alüminyum Sektörü Haziran 2023 Değerlendirmesi, (2023).
- [20] Aluminium alloy price, (n.d.). <https://www.lme.com/en/Metals/Non-ferrous/LME-Aluminium-Alloy#Price+graphs>, Tarih: 20.07.2023.
- [21] Skandiyum, (n.d.). <https://tr.institut-seltene-erden.de/seltene-erden-und-metalle/seltene-erden/scandium/>, Tarih: 20.07.2023.
- [22] Skandiyum, TÜBİTAK Genç Bilim. (n.d.). <https://bilimgenc.tubitak.gov.tr/periodik-tablo/skandiyum>, Tarih: 20.07.2023.
- [23] D.G. Eskin, Sc applications in aluminum alloys: overview of Russian research in the 20th century, n.d.
- [24] T. Dorin, M. Ramajayam, A. Vahid, T. Langan, Aluminium Scandium Alloys, 2018. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102063-0.00012-6>.
- [25] Y.A. Filatov, V.I. Yelagin, V. V Zakharov, New Al-Mg-Sc alloys, 2000. [www.elsevier.com/locate/msea](http://www.elsevier.com/locate/msea).
- [26] T. Gancarz, A. Dobosz, A.A. Bogno, G. Cempura, N. Schell, R. Chulist, H. Henein, Characterization of rapidly solidified Al-Mg-Sc alloys with Li addition, Mater. Charact. 178 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111290>.
- [27] R. Roumina, Mechanical Properties Of A Recovered Al-Mg-Sc Alloy, 2002.
- [28] G. Djukanovic, Are Aluminium-Scandium Alloys the Future?, (2017). Are Aluminium-Scandium Alloys the Future?
- [29] Rusal launches ScAlution brand for its aluminium-scandium products, Met. Am. (2021). <https://www.metal-am.com/rusal-launches-scalution-brand-for-its-aluminium-scandium-products/>.
- [30] Rio Tinto makes first sale of aluminium-scandium alloy for 3D printing, (2021). <https://www.riotinto.com/news/releases/2021/Rio-Tinto-makes-first-sale-of-aluminium-scandium-alloy-for-3D-printing>, Tarih: 20.07.2023.
- [31] Scalmalloy: high performance aluminum for 3D printing, (2020). <https://www.beamler.com/scalmalloy-high-performance-aluminum-for-3d-printing/#:~:text=Scalmalloy is a high-performance,limited to%2C the aerospace industry,> Tarih: 20.07.2023.
- [32] Stronsiyum, Wikipedia. (n.d.). <https://tr.wikipedia.org/wiki/Stronsiyum>, Tarih: 20.07.2023.
- [33] H. Okamoto, Al-Sr (Aluminum-Strontium), J. Phase Equilibria Diffus. 26 (2005) 394–394. <https://doi.org/10.1361/154770305x56926>.
- [34] M. Timpel, N. Wanderka, R. Schlesiger, T. Yamamoto, N. Lazarev, D. Isheim, G. Schmitz, S. Matsumura, J. Banhart, The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys, Acta Mater. 60 (2012) 3920–3928. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.03.031>.
- [35] T.D. Jan Noordegraaf, Shell Research Limited-us5205986- Aluminium-Strontium Master Alloy And Process Of Making The Alloy, (1993) 8–11.

# Ötektik Al-Ni Alaşımlarının Plazma Elektrolitik Oksidasyon Davranışına Isıl İşlemin Etkisi

Effect of the Heat Treatment on Plasma Electrolytic Oxidation Behavior of Eutectic Al-Ni Alloys

**Kral Ali COŞAN, Kerem Özgür GÜNDÜZ, Yücel GENÇER, Mehmet TARAKÇI**

Gebze Teknik Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

In this study, the effect of heat treatment on the plasma electrolytic oxidation behavior of eutectic Al-Ni alloys and the "edge effect" in the PEO method, were investigated. Eutectic Al-Ni alloys containing 2.7 at. % Ni were produced by vacuum arc melting and induction melting methods. The produced alloys were coated in a silicate-based electrolyte with the PEO method through a bipolar DC power supply in constant voltage mode for 45 minutes. Samples were characterized with XRD, SEM-EDS and Vickers microhardness methods before and after PEO. The eutectic alloy consisted of Al and Al<sub>3</sub>Ni phases and the microstructure was completely homogeneously distributed thin rod-like structure. All coatings contained the  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> phase, but the  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> phase was also detected in the heat-treated eutectic Al-Ni alloy. A Ni-based oxide phase could not be determined. It has been found that Ni, as an alloying element, induced a thickness variation between the regions close to the edge and center of the samples. To investigate the relationship between eutectic precipitate size and the edge effect, the eutectic Al-Ni alloy was heat treated at 620 °C for 168 hours and then coated with the PEO method. The heat treatment almost eliminated the edge effect, increased the average coating thickness and promoted the  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> phase. It was determined that the thin eutectic morphology in Al-Ni alloys had a negative effect on the coatings produced by PEO.

## Özet

Bu çalışmada, ötektik Al-Ni alaşımlarının plazma elektrolitik oksidasyon davranışına ısı işlemin etkisi ve bir yüzey modifikasyon tekniği olan PEO yönteminde meydana gelen "kenar etkisi" incelenmiştir. At. % 2,7 Ni içeren ötektik Al-Ni alaşımları iki aşamalı vakum ark ergitme ve indüksiyon ergitme yöntemleriyle üretilmiştir. Üretilen alaşımlar silikat bazlı elektrolit içerisinde, sabit voltaj modunda çift kutuplu DC bir güç kaynağı aracılığıyla 45 dakika boyunca PEO yöntemiyle kaplanmıştır. PEO öncesi ve sonrasında numuneler XRD, SEM-EDS ve Vickers mikrosertlik test cihazları ile karakterize edilmiştir. Ötektik alaşımın Al ve Al<sub>3</sub>Ni fazlarından oluştuğu ve

mikroyapının tamamen homojen dağılmış ince çubuk benzeri yapıdan meydana geldiği görülmüştür. PEO yöntemiyle oluşturulan tüm kaplamalar  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazını içerirken ısı işlem görmüş ötektik Al-Ni alaşımında  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı da tespit edilmiştir. Ni bazlı bir oksit faz belirlenememiştir. Bir alaşım elementi olarak katılan Ni'nin numunelerin kenarlarına ve merkezlerine yakın bölgeler arasında kalınlık değişimine neden olduğu bulunmuştur. Bu kenar etkisini anlamak amacıyla ötektik Al-Ni alaşımı 620 °C'de 168 saat ısı işleme tabi tutulup PEO yöntemiyle kaplanmıştır. Uygulanan ısı işlem, kenar merkez etkisini neredeyse ortadan kaldırmış, ortalama kaplama kalınlığını arttırmış ve  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oluşumunu teşvik etmiştir. Al-Ni alaşımlarındaki ince ötektik morfolojinin PEO ile üretilen kaplamalar için negatif etki yaptığı belirlenmiştir.

## 1. Giriş

Düşük yoğunluğa ve yüksek spesifik mukavemete sahip olan Al ve alaşımları, havacılık ve otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır [1-4]. Al alaşımları arasında, dökme Al-Ni alaşımları, yüksek sıcaklıklarda ( $\approx$ 300-400 °C) [5-9] potansiyel uygulamalar için çok dikkat çekmektedir. Ticari dökme Al alaşımlarının çoğu, iyi akışkanlıkları ve sıcak yırtılmaya karşı dirençleri nedeniyle Al-Si ötektik sistemine dayanmaktadır [10]. Bu alaşıma ilave edilen Cu, Zn ve Mg, oda sıcaklığında Al<sub>2</sub>Cu ve Mg<sub>2</sub>Si gibi çökeltiler oluşturarak mekanik özellikleri iyileştirmektedir [8]. Fakat Al-Si alaşımlarının mekanik özellikleri 250 °C'nin üzerinde iki nedenden dolayı bozulmaktadır: I) Cu ve Mg gibi yüksek difüzyon hızına sahip elementlerden oluşan çökeltilerin kabalaşması, II) Al-Si ötektik sisteminin sahip olduğu düşük ötektik sıcaklığı (577 °C) [10-13]. Al-Ni sistemi, sahip olduğu daha yüksek ötektik sıcaklığı (640 °C) sayesinde bu ihtiyacı iyi bir şekilde karşılar ve Al<sub>3</sub>Ni fazının nispeten büyük hacim oranı sayesinde iyi dökülebilirliğe ve sıcak yırtılma direncine sahiptir [11]. Ayrıca ötektik Al<sub>3</sub>Ni fazının ince ve çubuk benzeri morfolojisi mekanik özellikleri iyileştirmektedir [14]. En önemlisi, Al<sub>3</sub>Ni fazı termal olarak kararlıdır (faz geçişi yoktur) ve 400 °C'ye kadar kabalaşmaya dirençlidir [7-9]. Cu, Cr, Co, Fe, Mn, Sc, La ve Zr gibi alaşım elementi ilavesi ile mekanik özellikler dahada iyileştirilebilmektedir

[8,15–21]. Fakat yine de uygulanacak bir kaplama prosesi ile Al-Ni alaşımlarının servis ömrünün, özellikle aşınma ve korozyon direncinin iyileşmesi beklenebilir.

Plazma elektrolitik oksidasyon (PEO) yöntemi Al ve alaşımlarının yüzey özelliklerini iyileştirmek için yaygın olarak kullanılan elektrokimyasal yüzey modifikasyon tekniklerinden biridir. Oksit bazlı kaplamalar, Mg, Zr, Ti, Ta ve Al gibi valf metalleri üzerinde oda sıcaklığında çevre dostu elektrolitler ve plazma-kimyasal reaksiyonlarla PEO yöntemiyle oluşturulabilir [22–26]. PEO işlemiyle oluşturulan bu oksit bazlı seramik kaplamalar kimyasal olarak kararlıdır ve yüksek sertlik, iyi aşınma/çizilme direncine sahiptir ve ayrıca alt tabakaya iyi bir şekilde yapışmaktadır [27]. Lokal olarak yüksek sıcaklıkta kıvılcım oluşumu ve karmaşık plazma-kimyasal reaksiyonlar sayesinde, Al ve alaşımları üzerinde oda sıcaklığında metal altlığın mikro yapısını değiştirmeden  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oluşturmak mümkündür [26]. Alaşım elementlerinin PEO kaplama özellikleri üzerindeki etkisini anlamak için, çeşitli konsantrasyonlardaki ikili alaşımlar tercih edilmektedir. Cu, Mg, Si, Sn, Ti, Zn, Li, Ce ve Mn'nin ikili Al alaşımlarının silikat bazlı elektrolitlerdeki PEO davranışı üzerindeki etkisine ilişkin sistematik çalışmalar bildirilmiştir [28–34]. Genel olarak, ikili Al alaşımlarında artan alaşım elementi konsantrasyonu ile  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oluşumunu kısmen veya tamamen engellenmiştir [28–34].

Literatürde Al'a ilave edilen alaşım elementlerinin PEO davranışına etkisi üzerine birçok çalışma olmasına karşın spesifik olarak seçilen ötektik Al-Ni alaşımına uygulanan ısıtılma işlemi PEO davranışına etkisi üzerine herhangi bir çalışmaya rastlanmamıştır. Dolayısıyla bu çalışmada kontrollü atmosfer koşullarında yüksek saflıkta Al ve Ni kullanılarak ötektik Al-Ni alaşımları hazırlanmıştır. Daha sonra hem ısıtılma işlemi görmemiş ötektik alaşım hem de 620 °C'de 168 saat ısıtılma işlemi tabii tutulan ötektik alaşım, 2 g/l KOH ve 10 g/l Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub>.5H<sub>2</sub>O içeren elektrolit kullanılarak 45 dakika süreyle PEO işlemi ile kaplanmıştır. Isıtılma işlemi görmemiş ve ısıtılmalı ötektik Al-Ni alaşımları, kaplamasız ve kaplamalı durumda, XRD, SEM, SEM-EDS ve mikrosertlik test cihazları kullanılarak karakterize edilmiştir. Böylece ötektik Al-Ni alaşımlarına uygulanan ısıtılma işlemi PEO yöntemiyle elde edilen oksit bazlı kaplama özelliklerine etkisi ortaya konulmuştur.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Ötektik Al-Ni alaşımları (at. % 2.7 Ni) % 99,99 saflıkta Al ve Ni kullanılarak iki aşamalı olacak şekilde ark ergitme ve indüksiyon ergitme yöntemleriyle üretilmiştir. Ergimiş alaşımlar bakır kalıba dökülüp, ardından su verilmiştir. Üretilen ötektik alaşımın kimyasal bileşimi AMATEK EDAX EDS dedektörü ile donatılmış Philips XL30 FEG marka SEM ile belirlenmiştir. Daha sonra alaşımlar 30 mm x 20 mm x 3 mm boyutlarında dilimlenmiştir. Numunelerin

yüzeyleri 240-2500 SiC zımpara kağıtları ile zımparalanıp, alümina süspansiyon ( $\approx 1 \mu\text{m}$ ) ile parlatılmıştır, sonrasında su ve etil alkol ile temizlenip ılık hava ile kurutulmuştur. Ötektik alaşım (Al-3Ni) ısıtılma işlemi PEO kaplama davranışına etkisini araştırmak amacıyla vakumla sızdırmazlığı sağlanmış quartz ampul içerisinde 620 °C'de 168 saat ısıtılma işlemi tabii tutulmuştur. PEO prosesi öncesinde ötektik alaşım (Al-3Ni) ve ısıtılma işlemi uygulanmış ötektik alaşım (Al-3Ni-HT) karakterize edilmiştir. Altlıkların XRD analizi Bruker Advance D8 Difraktometre (Cu K $\alpha$  radyasyonu) cihazı ile 20°-90° arasında ve 2°/dk tarama hızında yapılmıştır. Alaşımların mikroyapı incelemeleri aynı SEM ile gerçekleştirilmiştir. Alaşımların sertliğini belirlemek için Instron Wolpert Testor 2100 marka sertlik cihazı kullanılmıştır. Vickers indentasyon yükü 1 kg, bekleme süresi ise 5 s olarak belirlenmiştir.

Al-3Ni ve Al-3Ni-HT alaşımları özel yapım bipolar DC güç kaynağı (Elcon S. R. L.) bulunan cihaz ile 2 g/l KOH ve 10 g/l Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub>.5H<sub>2</sub>O içeren elektrolit kullanılarak 45 dakika süreyle PEO yöntemiyle kaplanmıştır. Proses boyunca elektrolitin homojen kalması ve sıcaklığın 12-17 °C'de tutulması amacıyla elektrolit sürekli karıştırılmıştır. PEO işlemi sabit voltaj modunda anot ve katot voltajları 470 V ve 270 V olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Frekans sabit 90 Hz. olarak seçilmiştir. PEO prosesi sonrasında kaplanmış numuneler su ve etil alkol ile temizlenmiş ve ılık hava ile kurutulmuştur. Kaplamaların kesit incelemesi için numuneler hassas kesici ile dilimlenip, epoksi reçine kullanılarak soğuk kalıplanmıştır. Daha sonra 240-2500 SiC zımpara kağıtları ile zımparalanıp, alümina süspansiyon ( $\approx 1 \mu\text{m}$ ) ile parlatılmış, su ve etil alkol ile temizlenip ılık hava ile kurutulmuştur. Numuneler üzerinde elde edilen kaplamaların yüzeylerinden altlığa kadar olan Vickers mikrosertlik değişimi indentasyon yükü 30 g olacak şekilde Mitutoyo HM 200 marka mikrosertlik cihazı ile belirlenmiştir. SEM analizleri numunelerin yüzeyinden ve kesitinden aynı SEM cihazı ile gerçekleştirilmiştir. SEM incelemeleri öncesinde kaplanmış numunelerin yüzeylerinde elektriksel yük birikmesini engellemek amacıyla DC Magnetron marka sputter cihazı ile yüzeyler yaklaşık 10 nm kalınlığında iletken altın film ile kaplanmıştır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

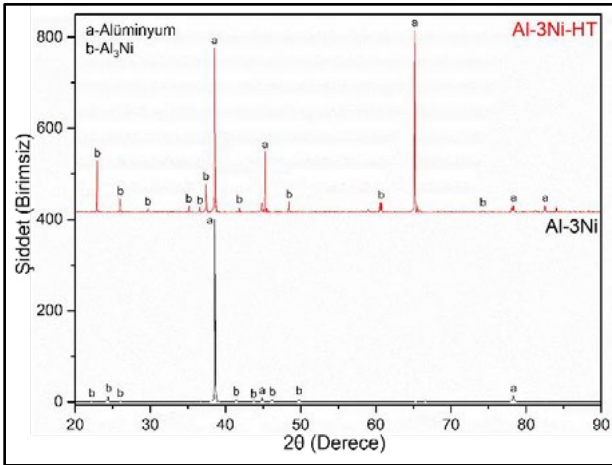
Numunelerin kimyasal bileşimleri 5 farklı alandan olmak üzere elde edilen sonuçlar Tablo 1'de verilmiştir. SEM-EDS sonucu incelendiğinde ikili Al-Ni faz diyagramı [35] ile tutarlı istenilen kompozisyonda bir Al-Ni alaşımı elde edildiği görülmektedir.



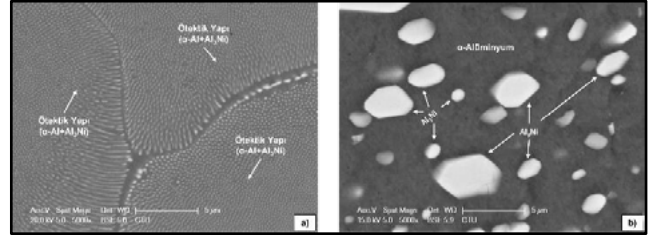
**Tablo 1.** Ötektik Al-Ni alaşımasının kimyasal kompozisyonu (SEM-EDS).

Alaşım	Ni (% at.)	Std. Sapma (% at.)
Al-Ni	2,8	0,1

Şekil 1’de ısıtılmış Al-3Ni-HT ve ısıtılmamış Al-3Ni alaşımasının PEO prosesi öncesindeki XRD paternleri verilmiştir. İki durumda da alaşım aynı Al ve Al<sub>3</sub>Ni fazlarının içermektedir. Isıl işlemin etkisiyle Al<sub>3</sub>Ni fazının pik şiddeti artmıştır ve bu faza ait ekstra pikler açığa çıkmıştır. Al-Ni alaşımları üzerine yapılan benzer araştırmalarda, Al ve çubuk benzeri Al<sub>3</sub>Ni intermetalik fazları raporlanmıştır [5–9,14]. Fakat, Gonzales ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, daha yüksek soğutma hızlarının elde edilebildiği melt spinning gibi yöntemlerle mikroyapıda yarı kararlı küresel Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> çökeltileri elde etmek de mümkün olmaktadır [36].

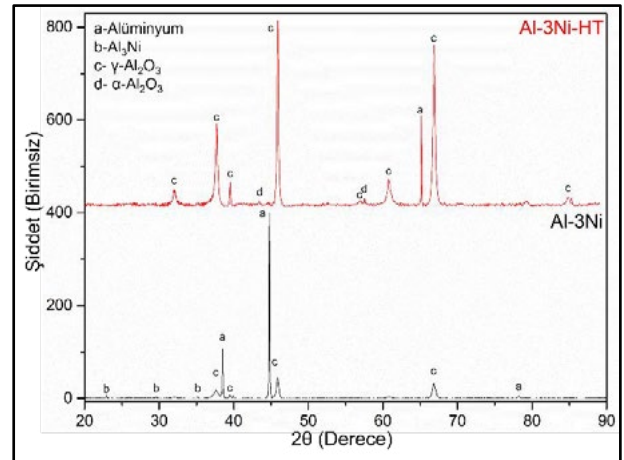
**Şekil 1.** PEO prosesi öncesi Al-3Ni-HT ve Al-3Ni alaşımlarının XRD paternleri.

Şekil 2’de ısıtılmış Al-3Ni-HT ve ısıtılmamış Al-3Ni alaşımasının PEO prosesi öncesindeki SEM görüntüleri verilmiştir. Ötektik yapıda bulunan ince çubuk benzeri Al<sub>3</sub>Ni intermetalikler ısıtılmış Al-3Ni-HT alaışımında kaba çökeltilere dönüşmüştür. Ayrıca kabalaşmaya bağlı olarak Al<sub>3</sub>Ni fazının yüzey alanında önemli derecede azalma gerçekleşmiştir. Bu aynı zamanda alaşımanın makrosertlik değerine de yansımıştır. Tablo 2’de görüldüğü gibi ısıtılmamış Al-3Ni alaışımının sertliği 64 HV iken ısıtılmış Al-3Ni-HT alaışımının sertliği 27 HV’ye düşmüştür. Yapılan bir çalışmada Kaya ve arkadaşları Al-Ni alaşımlarında, ötektik yapıda bulunan çubuklar arasındaki mesafenin sertlik üzerindeki etkisini araştırmış ve mesafe artışıyla beraber sertliğin düştüğünü rapor etmişlerdir [37].

**Şekil 2.** PEO prosesi öncesi a) Al-3Ni b) Al-3Ni-HT alaşımlarının SEM görüntüleri.**Tablo 2.** Al-3Ni ve Al-3Ni-HT alaşımlarının makrosertlik değerleri.

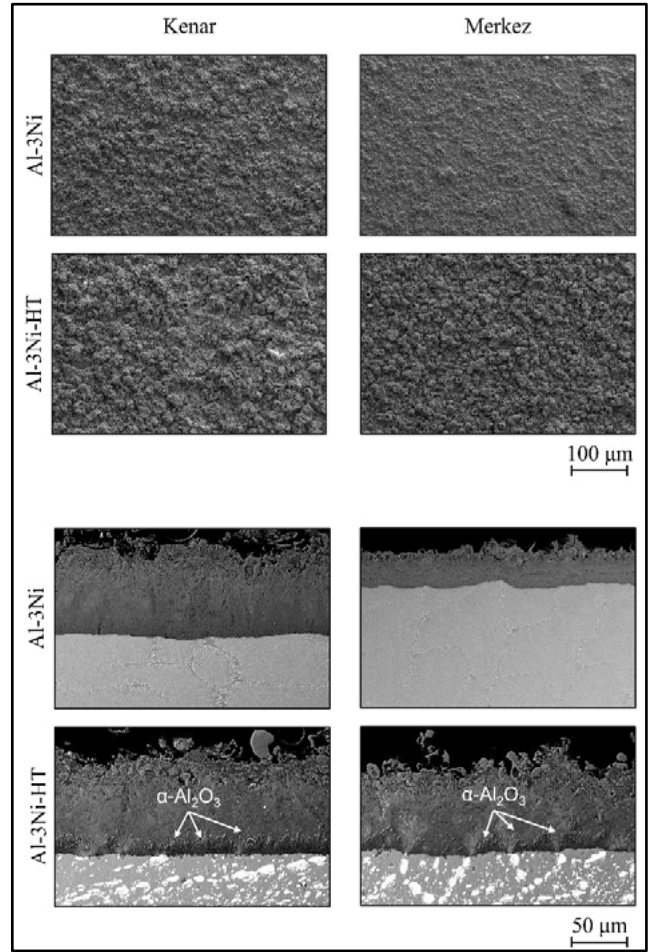
Numuneler	Vickers makrosertlik (HV <sub>1</sub> )
Al-3Ni	64 ± 2
Al-3Ni-HT	27 ± 1

Şekil 3’te ısıtılmış Al-3Ni-HT ve ısıtılmamış Al-3Ni alaşımasının PEO prosesi sonrasındaki XRD paternleri verilmiştir. Al ve γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazına ait pikler her iki kaplamada da görülmüştür. Al<sub>3</sub>Ni fazına ait pik yalnızca ısıtılmış Al-3Ni-HT numunede tespit edilmiştir. Isıl işlem sonrası PEO yöntemiyle kaplanan numunede γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazına ek olarak α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazına da rastlanmıştır. Al ve Al<sub>3</sub>Ni fazlarına ait pikler kaplama kalınlığına bağlı olarak XRD cihazının altlıktan aldığı sinyallerden kaynaklanmaktadır. γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı, Al ve alaşımları üzerinde PEO yöntemi ile üretilen kaplamalarda düşük sıcaklıklarda meydana gelen ilk fazdır [38,39]. Kaplama yüzeyinin soğuma hızı, oda sıcaklığındaki elektrolit ile temas ettiği için yüksektir ve bu yüksek soğuma hızı katılma esnasında γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının oluşumunu destekler. Kaplama kalınlığındaki artışla beraber termal iletkenlik düşer ve kaplamanın iç kısımlarında soğuma hızı düşer. Soğuma hızındaki düşüşe bağlı olarak γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> → α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dönüşümü gerçekleşir ve iç kısımlarda α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı baskın olur. Sonuç olarak iç bölgelerde α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı, dış bölgelerde γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı baskın bir kaplama meydana gelir [40–44].

**Şekil 3.** PEO prosesi sonrası Al-3Ni-HT ve Al-3Ni alaşımlarının XRD paternleri.

Şekil 4'te Al-3Ni ve Al-3Ni-HT alaşımları üzerinde elde edilen kaplamaların kenarlarından ve merkezlerinden çekilmiş yüzey ve kesit SEM görüntüleri verilmiştir. Yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde yüzey özellikleri kenarda pek farklılık göstermese de merkezde ısı işlem görmüş alaşımın yüzeyinin daha pürüzlü olduğu tespit edilmiştir. Ek olarak ısı işlem görmüş Al-3Ni-HT alaşımının yüzeyinde çok daha fazla kaba küresel yapılara rastlanmıştır. Yüzeyde görülen küresel yapıların şiddetli mikro deşarjların etkisiyle meydana gelen deşarj kanalları etrafında olduğu düşünülmektedir. Ergimiş metal sıcaklık ve basıncın etkisiyle yüzeye taşınır ve sıvı oksit havuzu oluşur. Oluşan bu oksit havuz soğuk elektrolit ile temas ettiği anda katılaşır ve küresel yapıları oluşturur [45,46]. Yüzey pürüzlülüğü proses esnasında meydana gelen kıvılcım enerjisi ve boyutuyla alakalıdır. Kaplama kalınlığının artmasıyla kapmayı kırmak ve yeniden oluşturmak için gerekli olan kıvılcım enerjisi ve boyutu da artmaktadır [47]. Artan kıvılcım boyutu ile daha kalın kaplamaların yüzeylerinin daha pürüzlü olması beklenmektedir.

Kesit SEM görüntüleri incelendiğinde ilk önemli fark Al-3Ni alaşımı üzerinde elde edilen kaplamada görülen yatay çatlakların ısı işlem görmüş Al-3Ni-HT alaşımında ortadan kalkmasıdır. Al-3Ni alaşımı üzerinde elde edilen kaplamalarda meydana gelen çatlakların nedeninin ısı gerilmeler olduğu düşünülmektedir [40,48]. Isıl işlemden sonra PEO ile kaplanan Al-3Ni-HT numunesinin hem kenar hem de merkez bölgelerinde  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazına ek olarak Al-3Ni alaşımında bulunmayan  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı gözlemlenmiştir. Isıl işlem sonrasında mikroyapıda bulunan ince çubuk benzeri yapılar kabalaşarak kaba çökeltiler haline gelmiştir ve geç pasifleşen Al<sub>3</sub>Ni fazının yüzey alanı azalmıştır. Bu sayede  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının oluşumunu destekleyecek Al<sub>3</sub>Ni fazınca fakir birçok bölge meydana gelmiştir.



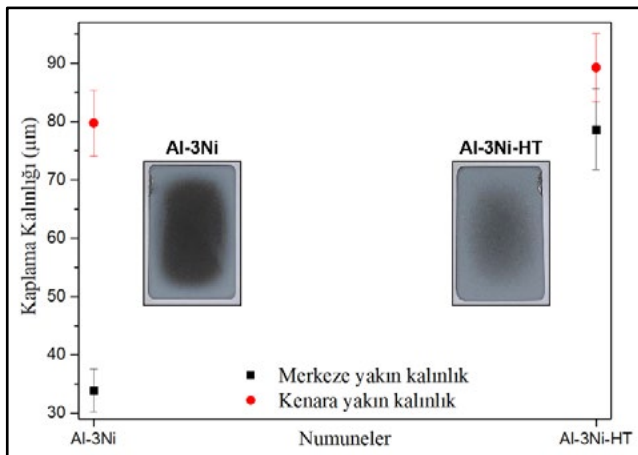
Şekil 4. PEO prosesi sonrası Al-3Ni ve Al-Ni-HT alaşımlarının kenara ve merkeze yakın bölgelerinden çekilmiş yüzey ve kesit SEM görüntüleri.

Arayüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak Al-3Ni ve Al-3Ni-HT numuneleri üzerinde oluşturulan kaplamaların Vickers mikrosertlik değerleri Tablo 3'te verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde kaplamaların iç bölgelerinden elde edilen sertlik değerlerinin dış bölgelere kıyasla daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeninin iç ve dış bölgelerdeki oluşabilecek farklı fazların dağılımı ve/veya yoğunluk farkı olduğu düşünülmektedir. Al-3Ni-HT numunesinin iç bölgelerinden elde edilen maksimum sertlik değeri, bu bölgede meydana gelen ve yüksek sertliğe sahip olan  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazından kaynaklanmaktadır. Kaplamalarda tespit edilen  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının sertliği  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının sertliğinden yüksek olması nedeniyle bu fazı içeren kaplamaların sertliği daha yüksektir [40].

**Tablo 3.** Al-3Ni ve Al-3Ni-HT numuneleri üzerinde oluşturulan kaplamaların arayüzeyden itibaren mesafeye bağlı Vickers mikrosertlik değerleri.

Numune	Arayüzeyden Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Vickers Mikrosertlik ( $\text{HV}_{0,03}$ )
Al-3Ni	12	$1134 \pm 113$
	18	$820 \pm 70$
Al-3Ni HT	11	$1777 \pm 153$
	40	$894 \pm 116$

Şekil 5'te Al-3Ni ve Al-3Ni-HT alaşımlarının kenar ve merkez yakın bölgelerden ölçülen kaplama kalınlığı değerleri ve makro görüntüleri verilmiştir. Grafik incelendiğinde göze çarpan en önemli sonuç Al-3Ni numunesi üzerinde elde edilen kaplamadaki kenar ve merkez kalınlık farkıdır. Elektrot mesafesi, numune geometrisi, akım yoğunluğu ve akım darbe frekansı gibi faktörlerin meydana getirdiği ve "kenar etkisi" olarak adlandırılan bu olay önceki çalışmalarda rapor edilmiştir [49,50]. Yapılan bir çalışmada sonlu eleman analizi (FEM) ile akım yoğunluğunun kaplamaların kenarlarından merkezlerine doğru kademeli olarak azaldığı gösterilmiştir [51]. Bir diğer çalışmada ise kenardaki kıvılcım oluşumunun merkezden daha önce gerçekleştiği ve bu yüzden kenarda oluşan kaplamaların daha kalın ve korozyona daha dirençli olduğu raporlanmıştır [52]. Fakat bu çalışmada numune geometrileri ve kullanılan parametreler aynı olmasına rağmen ısıtılmış Al-3Ni-HT numunesinde kenar etkisi Al-3Ni numunesine göre yok denecek kadar azdır. Dolayısıyla yukarıda bahsedilen faktörlere ek olarak mikroyapıda bulunan  $\text{Al}_3\text{Ni}$  fazının boyutu ve dağılımı oldukça önemli bir parametredir. Isıl işlem etkisiyle ince dağılmış  $\text{Al}_3\text{Ni}$  fazının kabalaşması ve mikroyapıda Al'ca zengin bölgelerin açığa çıkmasıyla kenar etkisi minimize edilmiştir. Grafikte görünen makro görüntüler ve kenar-merkez bölgelerden elde edilmiş kaplama kalınlığı verileri bu bulguyu doğrulamaktadır.



**Şekil 5.** Al-3Ni ve Al-3Ni-HT alaşımlarının merkeze ve kenara yakın bölgelerdeki kaplama kalınlığı değerleri.

#### 4. Sonuç

1. Ötektik Al-3Ni ve ısıl işlem görmüş Al-3Ni-HT alaşımları Al ve  $\text{Al}_3\text{Ni}$  fazlarından meydana gelmiştir.
2. Ötektik Al-3Ni alaşımının sertliği ısıl işlem sonrasında  $64 \pm 2 \text{ HV}$ 'den  $27 \pm 1 \text{ HV}$ 'ye düşmüştür.
3. XRD analizleri sonucunda tüm kaplamaların  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  fazını içerdiği, ısıl işlem görmüş Al-3Ni-HT alaşımı üzerinde oluşturulan kaplamaların  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  fazına ek olarak  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  fazını içerdiği tespit edilmiştir.
4. Yüzey SEM analizi, Al-3Ni-HT alaşımının yüzeyde daha fazla kaba küresel yapı içerdiğini ve Al-3Ni alaşımına göre daha pürüzlü olduğunu göstermiştir.
5. Maksimum sertlik değeri, Al-3Ni-HT numunesi üzerinde elde edilen kaplamanın iç kısımlarında oluşan  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  fazına bağlı olarak  $1777 \pm 153 \text{ HV}_{0,03}$  olarak ölçülmüştür.
6. Ötektik Al-3Ni numunesine uygulanan ısıl işlem ile kenar etkisi neredeyse ortadan kalkmış ve kaplamada  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  fazının oluşumu teşvik edilmiştir. Bu bulgular ince ve homojen dağılmış  $\text{Al}_3\text{Ni}$  çökeltilerinin PEO prosesini olumsuz yönde etkilediğini açık bir şekilde göstermiştir.

#### Referanslar

- [1] X. Zhang, Y. Chen, J. Hu, Recent advances in the development of aerospace materials, Progress in Aerospace Sciences. 97 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2018.01.001>.
- [2] J. Hirsch, Recent development in aluminium for automotive applications, Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). 24 (2014). [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63305-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63305-7).
- [3] G. Çam, S. Mistikoglu, Recent developments in friction stir welding of Al-Alloys, J Mater Eng Perform. 23 (2014). <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0968-x>.
- [4] J. Shin, T. Kim, D.E. Kim, D. Kim, K. Kim, Castability and mechanical properties of new 7xxx aluminum alloys for automotive chassis/body applications, J Alloys Compd. 698 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.269>.
- [5] G. Rödler, F.G. Fischer, J. Preußner, V. Friedmann, C. Fischer, A. Weisheit, J.H. Schleifenbaum, Additive manufacturing of high-strength eutectic aluminium-nickel alloys – Processing and mechanical properties, J Mater Process Technol. 298 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117315>.
- [6] S. Oeser, J. Preußner, G. Rödler, N. Pirch, A. Weisheit, Laser Metal Deposition of a Near-Eutectic Al-Ni Alloy, Adv Eng Mater. (2022) 2200696. <https://doi.org/10.1002/adem.202200696>.
- [7] C.S. Tiwary, S. Kashyap, D.H. Kim, K. Chattopadhyay, Al based ultra-fine eutectic with high room temperature plasticity and elevated temperature strength, Materials

- Science and Engineering A. 639 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.024>.
- [8] C. Suwanpreecha, P. Pandee, U. Patakham, C. Limmaneevichitr, New generation of eutectic Al-Ni casting alloys for elevated temperature services, *Materials Science and Engineering A*. 709 (2018) 46–54. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.034>.
- [9] F. Czerwinski, Thermal Stability of Aluminum-Nickel Binary Alloys Containing the Al-Al<sub>3</sub>Ni Eutectic, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 52 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06372-9>.
- [10] J.E. Gruzleski, B.M. Closset, *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*, 1990.
- [11] T. Koutsoukis, M.M. Makhlof, Alternatives to the Al-Si eutectic system in aluminum casting alloys, *International Journal of Metalcasting*. 10 (2016). <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0042-6>.
- [12] F. Stadler, H. Antrekowitsch, W. Fagner, H. Kaufmann, P.J. Uggowitz, Effect of main alloying elements on strength of Al-Si foundry alloys at elevated temperatures, *International Journal of Cast Metals Research*. 25 (2012). <https://doi.org/10.1179/1743133612Y.0000000004>.
- [13] Y. Du, Y.A. Chang, B. Huang, W. Gong, Z. Jin, H. Xu, Z. Yuan, Y. Liu, Y. He, F.Y. Xie, Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: Critical evaluation and correlation, *Materials Science and Engineering A*. 363 (2003). [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00624-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00624-5).
- [14] R. Kakitani, R. V. Reyes, A. Garcia, J.E. Spinelli, N. Cheung, Relationship between spacing of eutectic colonies and tensile properties of transient directionally solidified Al-Ni eutectic alloy, *J Alloys Compd*. 733 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.10.288>.
- [15] J.T. Kim, V. Soprunyuk, N. Chawake, Y.H. Zheng, F. Spieckermann, S.H. Hong, K.B. Kim, J. Eckert, Outstanding strengthening behavior and dynamic mechanical properties of in-situ Al-Al<sub>3</sub>Ni composites by Cu addition, *Compos B Eng*. 189 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.107891>.
- [16] P. Pandey, S. Kashyap, C.S. Tiwary, K. Chattopadhyay, Development of High-Strength High-Temperature Cast Al-Ni-Cr Alloys Through Evolution of a Novel Composite Eutectic Structure, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 48 (2017). <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4369-2>.
- [17] Z. Gan, H. Wu, Y. Sun, Y. Su, Y. Wang, C. Wu, J. Liu, Influence of Co contents and super-gravity field on refinement of in-situ ultra-fined fibers in Al-2.5Ni eutectic alloys, *J Alloys Compd*. 822 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153607>.
- [18] S. Engin, U. Büyük, N. Maraşlı, The effects of microstructure and growth rate on microhardness, tensile strength, and electrical resistivity for directionally solidified Al-Ni-Fe alloys, *J Alloys Compd*. 660 (2016). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.11.080>.
- [19] Y. Fan, K. Huang, M.M. Makhlof, Precipitation Strengthening in Al-Ni-Mn Alloys, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 46 (2015) 5830–5841. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3119-6>.
- [20] T.K. Akopyan, N.A. Belov, E.A. Naumova, N. V. Letyagin, New in-situ Al matrix composites based on Al-Ni-La eutectic, *Mater Lett*. 245 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.02.112>.
- [21] P. Pandey, S.K. Makineni, B. Gault, K. Chattopadhyay, On the origin of a remarkable increase in the strength and stability of an Al rich Al-Ni eutectic alloy by Zr addition, *Acta Mater*. 170 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.03.025>.
- [22] K.O. Gunduz, Z.C. Oter, M. Tarakci, Y. Gencer, Plasma electrolytic oxidation of binary Mg-Al and Mg-Zn alloys, *Surf Coat Technol*. 323 (2017) 72–81. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.08.040>.
- [23] S. Cengiz, Y. Gencer, The characterization of the oxide based coating synthesized on pure zirconium by plasma electrolytic oxidation, *Surf Coat Technol*. (2014) 132–140.
- [24] K. Korkmaz, The effect of Micro-arc Oxidation treatment on the microstructure and properties of open cell Ti6Al4V alloy foams, *Surf Coat Technol*. 272 (2015) 72–78. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.04.022>.
- [25] M. Sowa, W. Simka, Electrochemical impedance and polarization corrosion studies of tantalum surface modified by DC Plasma electrolytic oxidation, *Materials*. 11 (2018). <https://doi.org/10.3390/ma11040545>.
- [26] M.S. Yilmaz, O. Sahin, Applying high voltage cathodic pulse with various pulse durations on aluminium via micro-arc oxidation (MAO), *Surf Coat Technol*. 347 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.04.085>.
- [27] B.L. Jiang, Y.M. Wang, Plasma electrolytic oxidation treatment of aluminium and titanium alloys, in: *Surface Engineering of Light Alloys: Aluminium, Magnesium and Titanium Alloys*, 2010. <https://doi.org/10.1533/9781845699451.2.110>.
- [28] A.E. Gulec, Y. Gencer, M. Tarakci, The characterization of oxide based ceramic coating synthesized on Al-Si binary alloys by microarc oxidation, *Surf Coat Technol*. (2015) 100–107.
- [29] Y. Gencer, M. Tarakci, A.E. Gulec, Z.C. Oter, Plasma electrolytic oxidation of binary Al-Sn alloys, in: *Acta Phys Pol A*, 2014: pp. 660–663. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.125.659>.
- [30] M. Tarakci, Plasma electrolytic oxidation coating of synthetic Al-Mg binary alloys, *Mater Charact*. 62 (2011) 1214–1221. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.10.010>.
- [31] Z.C. Oter, Y. Gencer, M. Tarakci, The characterization of the coating formed by Microarc oxidation on binary Al-Mn alloys, *J Alloys Compd*. 650 (2015) 185–192. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.06.080>.
- [32] S. Cengiz, M. Tarakci, Y. Gencer, A.O. Devcili, Y. Azakli, Oxide based ceramic coating on Al-4Cu alloy by microarc oxidation, in: *Acta Phys Pol A*, 2013: pp. 445–448. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.123.445>.
- [33] Y. Gencer, A.E. Gulec, The effect of Zn on the microarc oxidation coating behavior of synthetic Al-Zn binary alloys, *J Alloys Compd*. 525 (2012) 159–165. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.094>.
- [34] S. Cengiz, Synthesis of eutectic Al–18Ce alloy and effect of cerium on the PEO coating growth, *Mater Chem Phys*. 247 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.122897>.

- [35] H. Okamoto, Al-Ni (Aluminum-Nickel), *J Phase Equilibria Diffus.* 25 (2004). <https://doi.org/10.1361/15477030420232>.
- [36] G. Gonzalez, G.A. Lara-Rodriguez, A. Sandoval-Jiménez, W. Saikaly, A. Charai, The influence of cooling rate on the microstructure of an Al-Ni hypereutectic alloy, *Mater Charact.* 59 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.02.006>.
- [37] H. Kaya, U. Büyük, E. Çadirli, N. Maraşlı, Measurements of the microhardness, electrical and thermal properties of the Al-Ni eutectic alloy, *Mater Des.* 34 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.05.030>.
- [38] W. Xue, Z. Deng, R. Chen, T. Zhang, Growth regularity of ceramic coatings formed by microarc oxidation on AlCuMg alloy, 2000.
- [39] W. Xue, C. Wang, Y. Li, Z. Deng, R. Chen, T. Zhang, Effect of microarc discharge surface treatment on the tensile properties of Al-Cu-Mg alloy, 2002. [www.elsevier.com/locate/matlet](http://www.elsevier.com/locate/matlet).
- [40] A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews, S.J. Dowey, Plasma electrolysis for surface engineering, 1999. [www.elsevier.nl/locate/surfcoat](http://www.elsevier.nl/locate/surfcoat).
- [41] A.L. Yerokhin, S. L.O., G. N.L., A. Leyland, P. A., M. A., Discharge Characterization in Plasma Electrolytic Oxidation of Aluminium, *J Phys D Appl Phys.* 36 (2003) 2110–2120.
- [42] X.W. B., D.Z. W., L.Y. C., C.R. Y., Analysis of phase distribution for ceramic coatings formed by microarc oxidation on aluminum alloy, *Journal of the American Ceramic Society.* 81 (1998) 1365–1368.
- [43] W.C. Gu, G.H. Lv, H. Chen, G.L. Chen, W.R. Feng, S.Z. Yang, Characterisation of ceramic coatings produced by plasma electrolytic oxidation of aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A.* 447 (2007) 158–162. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.004>.
- [44] A.L. Yerokhin, V. V Lyubimov, R. V Ashitkov, Phase During Formation in Ceramic Coatings Plasma Electrolytic Oxidation of Aluminium Alloys, 1996.
- [45] R.O. Hussein, X. Nie, D.O. Northwood, A. Yerokhin, A. Matthews, Spectroscopic study of electrolytic plasma and discharging behaviour during the plasma electrolytic oxidation (PEO) process, *Journal of Physics D-Applied Physics.* 43 (2010).
- [46] A.G. Rakoch, V. V. Khokhlov, V.A. Bautin, N.A. Lebedeva, Y. V. Magurova, I. V. Bardin, Model concepts on the mechanism of microarc oxidation of metal materials and the control over this process, *Protection of Metals.* 42 (2006) 158–169. <https://doi.org/10.1134/S003317320602010X>.
- [47] A.L. Yerokhin, L.O. Snizhko, N.L. Gurevina, A. Leyland, A. Pilkington, A. Matthews, Spatial characteristics of discharge phenomena in plasma electrolytic oxidation of aluminium alloy, *Surf Coat Technol.* (2004) 779–783.
- [48] G. Sundararajan, L. Rama Krishna, Mechanisms underlying the formation of thick alumina coatings through the MAO coating technology, *Surf Coat Technol.* 167 (2003) 269–277. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00918-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00918-0).
- [49] A. Melhem, G. Henrion, T. Czerwicz, J.L. Briançon, T. Duchanoy, F. Brochard, T. Belmonte, Changes induced by process parameters in oxide layers grown by the PEO process on Al alloys, *Surf Coat Technol.* 205 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.01.046>.
- [50] J. Martin, A. Melhem, I. Shchedrina, T. Duchanoy, A. Nominé, G. Henrion, T. Czerwicz, T. Belmonte, Effects of electrical parameters on plasma electrolytic oxidation of aluminium, *Surf Coat Technol.* 221 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.01.029>.
- [51] X. Ma, C. Blawert, D. Höche, M.L. Zheludkevich, K.U. Kainer, Investigation of electrode distance impact on PEO coating formation assisted by simulation, *Appl Surf Sci.* 388 (2016) 304–312. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.01.030>.
- [52] D.D. Wang, X.T. Liu, Y. Su, Y.K. Wu, Z. Yang, H.P. Han, X.Z. Zhang, G.R. Wu, D.J. Shen, Influences of edge effect on microstructure and corrosion behaviour of PEO coating, *Surface Engineering.* 36 (2020) 184–191. <https://doi.org/10.1080/02670844.2019.1644935>.

# Limitations by Scrap Contamination in Aluminium Recycling

**Hartwig THIE, Christian WUPPERMANN**

Tenova LOI Thermprocess GmbH  
Germany

## Abstract

The amount of secondary aluminum based on recycling and remelting of scrap is constantly increasing. The recycling of scrap from the end of the usage phase (post-consumer scrap) is characterized in particular by the non-metallic, usually organic, fractions. Within the scope of this article, the limits of contaminant contents for a well-controllable operation of the twin-chamber melting and recycling furnace are considered in order to avoid damage to it and to lower the energy consumption of the plant.

It is crucial that the amount of energy released from the contaminant does not exceed the melting energy demand of the plant.

For sensitive end products, there are limits to the use of secondary aluminum. In secondary aluminum, contaminants can lead to heavy metals, carbides or nitrides, the size and scope of which can cause problems in the production of foils, for example.

*What do limits mean for the use or processing of secondary aluminum?*

## 1. Plant engineering limits

In this context, the term secondary aluminum covers the scrap market for aluminum. This includes grades from the 1xxx to the 7xxx alloys. Scraps of pure grades achieve higher revenues on the market, since fewer alloying elements have to be added during recycling. In terms of melting technology, there are no major differences between the grades. The different melting temperatures and thermal conductivities do not have a decisive influence on the melting performance of a furnace.

Depending on the origin of the scrap, it has different kinds of contamination. This applies in particular to the iron fractions, which can be removed by magnetic separators during scrap processing. More problematic are stainless steels and zinc sheets, which differ little in colour from the aluminum scrap and are antimagnetic.

For the melting furnace itself, metallic contaminants other than aluminium are not a significant problem.

Organic contaminants, on the other hand, need closer attention.

Organic contaminants range from oils, greases, plastics and rubber to paints. In the case of paints, a further distinction is made between water-based paints and paints based on solvents or hardeners. The range of evaporation temperatures for the various contaminants extends from 150°C to over 450°C.

The organic content varies from zero to over 20% of the scrap weight. While the contaminant content of scrap from rolled sheet is only 1%, the plastic content of scrap from window profiles can be over 20%, depending on the mechanical pretreatment. Before the scrap comes into contact with the melt, the contamination should be largely pyrolyzed or burned off.

For decades, twin-chamber melting furnaces have been used for this process in order to be able to separate the pyrolysis and melting down process steps in terms of time.



**Fig. 1:** Twin-chamber melting furnace for recycling aluminum scrap

During pyrolysis, the scrap is heated in an oxygen-free atmosphere. The volatile organic content (VOC) thus convert into the gas phase. The calorific value of the contaminants varies considerably. Escherle [1] carried out an analysis of the pyrolysis gas and arrived at a value of about 10 MJ/m<sup>3</sup>, if the N<sub>2</sub> content is not taken into account. According to his analysis, the pyrolysis gas has a specific gravity of 0.58kg/m<sup>3</sup>. This results in a calorific value of 17.2 MJ/kg. After the contaminated scrap is placed in the furnace, pyrolysis or combustion takes place dynamically depending on the furnace chamber temperature and the type of contaminant.

For twin-chamber melting furnaces, cycles for charging scrap into the scrap chamber of 25 to 40 minutes duration are common practice. During this period, pyrolysis follows a curve that rises sharply, reaches a maximum between 3 and 10 minutes, and then drops continuously. The air flow rate required for complete post-combustion of the pyrolysis gases characterizes this curve. Typically the maximum amount of pyrolysis gas release amounts to approx. twice the average pyrolysis gas release. With appropriate control algorithms for oxygen addition, a portion of the pyrolysis gas can be combusted in the scrap chamber without affecting the dross accumulation. However, most of the pyrolysis gas must be burned in the heating chamber. This creates a natural upper limit of the contaminant content or at least a limit of the volatile components VOC. The energy content of the pyrolysis gas flow must not significantly exceed the maximum heating capacity of the furnace. Reasons are:

- It must always be possible to provide sufficient combustion air for superstoichiometric combustion.
- The bath and the heating chamber with the exhaust gas line must not be overheated.

As a guideline, the power from pyrolysis gas must not be very much larger than the maximum power of the burners in the heating chamber. A brief increase in the energy supply from pyrolysis gas above the maximum burner power is not a real problem for a twin-chamber furnace. Longer phases of overheating, however, lead to disturbance of the process sequence and structural defects in the furnace.

Based on these boundary conditions the permissible maximum contamination level in the scrap can be calculated. If a heating chamber has a connected load of 5 MW, the maximum pyrolysis gas volume flow must not exceed 6 MW for a short time. This corresponds to an average pyrolysis gas capacity of 3 MW.

With a calorific value of the VOCs of 17.2MJ/kg and a pyrolysis time of 30 minutes, this results in a permissible VOC mass of 313kg. In a batch of 5000kg, this corresponds to 6.3% VOC.

The actual contaminant content is higher because part of the contaminant remains as ash and accumulates preferentially in the dross. A small part of the ash sinks to the bottom of the melting furnace and has to be removed as sludge about once a week.

A VOC content of 6.3% refers to the energetic analysis of [1]. In the case of energetically higher VOCs, the VOC content in the scrap charge must be reduced accordingly. The calculation is limited to the possible energetic conversion. Operationally, the maximum VOC limit may be lower depending on the scrap used.

The assumption here refers to scrap that can be convected through atmospherically. Packaged and compressed scrap ("bales"), depending on dimensions and compaction grade, takes considerably longer to reach a temperature at which pyrolysis can take place, especially in the core. If the dimensions are too large, it happens that the outside of the bale will melt without pyrolysis having taken place at all in the core of the bale.

Therefore, in order to maintain production output, bales should be crushed before being placed in the scrap chamber. When bales are charged together with loose scrap, they are pushed onto the bath with the subsequent charge, where an undesirable reaction between the contaminants and the molten aluminum is then directly possible.

## 2. Application technology limits

An often asked question is whether secondary aluminum has the same quality as primary aluminum from electrolysis. The answer to this is simple:

It depends on the application.

First of all, it should be checked what kind of contaminants have entered the circuit with the secondary aluminum. Oil and grease are pyrolyzed or burned almost without residue. Paints differ here: Paints are produced by adding metal oxides [2].

**Table 1:** Paints and their metallic pigmentation

Ion	Color	Pigment
Ti <sup>2+</sup>	white	TiO <sub>2</sub>
V <sup>4+</sup>	green, blue	(Zr,V)SiO <sub>2</sub>
Cr <sup>3+</sup>	green, yellow	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Mn <sup>2+</sup>	light pink	MnO
Mn <sup>3+</sup>	violet	Mn <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Mn <sup>4+</sup>	red, brown	MnO <sub>2</sub>
Fe <sup>3+</sup>	yellow, brown	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Fe <sup>2+</sup>	blue, green	Fe(C <sub>2</sub> O <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> H <sub>2</sub> O
Co <sup>2+</sup>	blue, violet	CoAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>
Ni <sup>2+</sup>	green	NiO
Cu <sup>2+</sup>	blue, green	CuO

The heavy metals and their oxides react with aluminum to form a foreign object in the melt as pure metal or also in reaction with the carbon or nitrogen to form carbide or nitride. Krone [3] has compiled the reaction equations for this purpose.

**Table 2:** Reaction potential of metal oxides and water with aluminum

Melt + Response partner		Result
2Al + 3H <sub>2</sub> O	→	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 3H <sub>2</sub>
3TiO <sub>2</sub> + 4Al	→	3Ti + 2Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + 10Al	→	6V + 5 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3SiO <sub>2</sub> + 4Al	→	3Si + 2 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 2Al	→	2Fe + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3ZnO + 2Al	→	3Zn + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3MnO + 2Al	→	3Mn + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3Cu <sub>2</sub> O + 2Al	→	6Cu + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 2Al	→	2Cr + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
MgO + Al	→	MgO + Al
CaO + Al	→	CaO + Al
4Al + 3C	→	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub>
3BaSO <sub>4</sub> + 8Al	→	3BaS + 4Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
3CO <sub>2</sub> + 4Al	→	3C + 2 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
N <sub>2</sub> + 2Al	→	2AlN

The kinetic potential of the reactions is described in the Richardson-Ellingham diagram and shown again in [3]. With the exception of calcium, magnesium and lithium, aluminum can reduce the other elements resulting in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. In addition to the oxides, carbides and nitrides can be formed. The reaction potential of the metal oxides with aluminum varies. Reactions with iron are greater than those with zinc, manganese or chromium.

Paints include metal oxides for coloring. According to Table 1, yellow color is to be produced via chromium oxide or iron oxide. In the first approach, chromium oxide would be preferred over iron oxide for the color yellow for its lower reaction kinetics to aluminum. The excess of aluminum molecules in the melt and the time available are sufficient to completely reduce chromium oxide with aluminum. More decisive is the pigment mass, which is composed of pigment concentration and the layer thickness of the paints. Rumpold [4] has measured layer thicknesses. At 4.8µm, the ink film thickness for beverage cans is extremely thin. Depending on the application, where the sheets and profiles are also exposed to aggressive media, much thicker paint layers are applied. [4] has measured up to 160µm for profiles. The pigment concentrations in the paints are the operating know-how of the paint manufacturers, so that useful values are not available.

### Example: Recycling of painted sheets

What quantities of contaminants are introduced into the recycling process via paints? Let's assume a case with a 5t batch of sheets painted on one side with a paint film thickness of 160µm and a substrate thickness of 2 mm. Mathematically, this results in a surface area of 926 m<sup>2</sup>. With a coating thickness of 160µm, this corresponds to a volume of 0.15 m<sup>3</sup>. With an average specific weight of the coating of 1.12g/cm<sup>3</sup>, this results in 166kg. Based on a scrap batch of 5t, the paint content is 3.3%. This also corresponds to the values quoted by aluminum recycling companies. With 10% pigment content, 16.6 kg/5t batch, the reaction potential would be limited and would only contribute a small amount to the conversion to Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Taking into account the differences in specific gravity

between Mn, Fe, Zn, Cr and Al, about 8kg of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> would be produced based on a 5t batch.

With good process control, burnup rates (aluminum losses) of 1% and less can be achieved. Based on a 5t batch, this is <50kg/5000 kg batch. The difference between 8 and 50 kg can be explained by the fact that the coatings have hydrocarbon chains with a large number of built-in oxygen atoms.

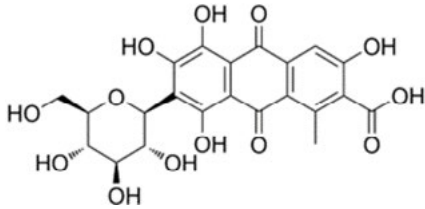


Figure 2: Basis for waterborne coatings

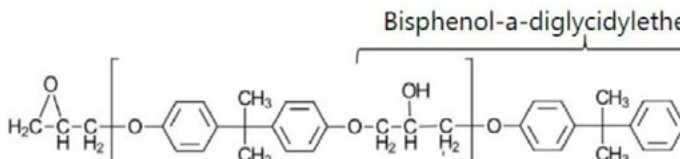


Figure 3: Epoxy resin compound according to [5]

The assumption was made above that the pigment mass is 10% of the coating. Accordingly, 90% of the coating can consist of one of the compounds shown as examples in Figs. 2 and 3. In the compounds, the oxygen content is 30 to 50%. Based on an average value of 40%, the reaction potential for aluminum burn-off from the paint base is 4 times greater than from the metal pigments. Together with the reaction potential from metal pigments and paint base, this results in a value of 40kg/5t batch. This almost closes the gap to 50kg/5t batch. It must be taken into account that the surface of the scrap already contains Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Based on the assumptions made and the conclusions, the burnup actually measured during the recycling of painted scrap in twin-chamber furnaces can thus be plausibilized and reconstructed.

Table 2 also shows that, in addition to metals, carbides and nitrides can also occur in the melt.

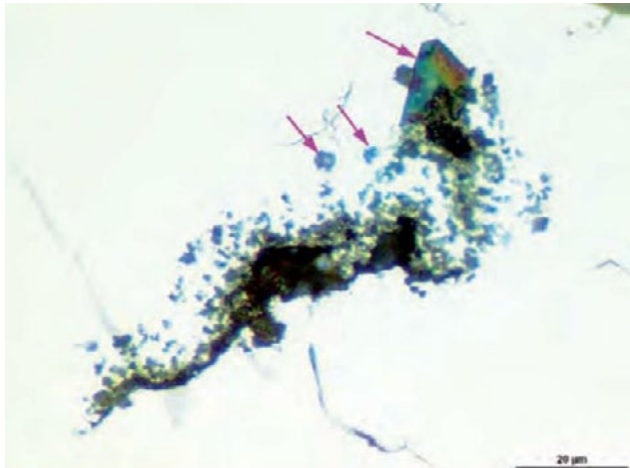


Figure 4: Carbide inclusions in an aluminum alloy marked by arrows [6].

The carbides range in size up to 5μm and at over 700HB are many times harder than an aluminum foil and at least 30% harder than the rolls in the mill stand. This makes it clear that carbides will cause

defects when rolling thin foil <10μm. The consequences can be foil breakage and/or scores or notches in the roll.

### 3. Summary of the limits of aluminium recycling

Consumption of secondary aluminum has increased steadily over the past decades. Plant technology has adapted to the demand. Nevertheless, there are limits to secondary scrap not only in terms of plant technology, but also with regard to its subsequent use in products.

In terms of plant technology, the contaminant mass in secondary aluminum scrap must be limited so that the furnace does not overheat. The pyrolysis gas released from the contaminants must be able to be burned in a controlled manner in the twin-chamber melting furnace in the heating chamber with the support of the scrap chamber, whereby the permissible emission values must not be exceeded.

When using secondary aluminum, products are suitable in which small metal, carbide or nitride inclusions do not affect the product or the manufacture thereof. Non-alloy inclusions are not permitted for the production of thin foils or bright products.

### Literature

- [1] Escherle A.: Application of Pyrolysis in Aluminum Recycling, *Erzmetall* 55 No. 9, 2002, 471 - 478
- [2] Müller B., Poth U.: *Lackformulierung und Lackrezeptur*, Vincentz, 2005, ISBN: 3-87870-170-5
- [3] Krone K.: *Aluminum Recycling vom Vorstoff bis zur fertigen Legierung*, VDS, 2000, ISBN: 3-00-03839-6
- [4] Rumpold R.: *Einflussparameter auf das Ausbringen beim Erschmelzen von kontaminierten Aluminiumschrotten*, Diplomarbeit, Leoben, 3/2011
- [5] Koleske V.: *Paint and coating testing manual*. 14th edition of the Gardner-Sward handbook, American Society for Testing & Materials, Philadelphia, 1995
- [6] Ricks R.; Evans P.V.; Enright P.G.: *The science and technology of molten metal direct chill casting*, Education Program, Birmingham, 2008



# Sustainability at Uddeholm: A Study in Producing Climate-Neutral Tool Steel

**Robert GUSTAFSSON, Emma MOLLER**

Uddeholm  
Sweden

## Abstract

Sustainability has long been an important key factor for Uddeholm. Years of research and development have put the company at the forefront of sustainable tool steel production, and Uddeholm decided to push this concept further. In the middle of December 2021 Uddeholm ran a week-long trial of producing climate-neutral tool steel to show that the impossible is possible. The week resulted in a reduction of up to 90% of Uddeholm's fossil CO<sub>2</sub> emissions.

In addition, the company has already begun its journey towards manufacturing and supplying climate neutral tool steel. The production system and the location provide Uddeholm with excellent conditions to be at the forefront of this development. The company has divided this goal into three steps:

- 2030 – Fossil free production and a substantially reduced carbon footprint from our distribution
- 2035 – Climate neutral value chain
- 2040 – Climate neutral lifecycle

## 1. Introduction

Uddeholm has reduced the fossil CO<sub>2</sub> emissions by 50% since 1990.

- 1961 Sustainability is not a new concept for Uddeholm. The company has been using an electric arc furnace for the melting process in the steelworks since 1961.
- 2012 Switch from oil and propane to liquefied natural gas (LNG, 20% less fossil CO<sub>2</sub>) – compatible with liquefied fossil free biogas (LBG).
- 2018 Uddeholm's production ran on fossil free LBG for two days.

- 2021 Implementation of a roadmap for energy and climate, with actions – including the climate neutral week.
- 2022 Up to 30% of today's annual volume of LNG replaced with fossil free LBG (from 1 April 2022). Electrification of furnaces. 30% reduction in fossil-based CO<sub>2</sub> emissions.
- 2023 Up to 50% of today's annual volume of LNG replaced with fossil free LBG (from 1 April 2023). Energy-saving investments, e.g. electrification of furnaces. These activities will substantially reduce fossil CO<sub>2</sub> emissions.

That is good. But it is not enough. The company is now stepping up the pace and has decided to achieve fossil free production in Hagfors, Sweden by 2030 and arrive at a climate neutral lifecycle for the Uddeholm products by 2040. These goals represent high long-term ambitions to drive development towards a sustainable industry and to meet the growing demand Uddeholm is seeing from the customers in this area. If Uddeholm is to succeed in this, the company needs to go on planning and acting in a focused way. Uddeholm takes the responsibility seriously, both from a company perspective and the world around and towards future generations.

Uddeholm is already using 100% fossil free electricity. New technical innovations will play an important role in many of the global environmental challenges the company and the industry is going to face.

The best energy is the energy not used. On this basis, Uddeholm has launched a major investment of SEK 80 million over 18 months (starting in September 2022). This investment further reinforces Uddeholm's energy-saving project, including ultra-modern electric heating systems installed in existing facilities, electrification of former natural gas furnaces, an improved process flow for volume

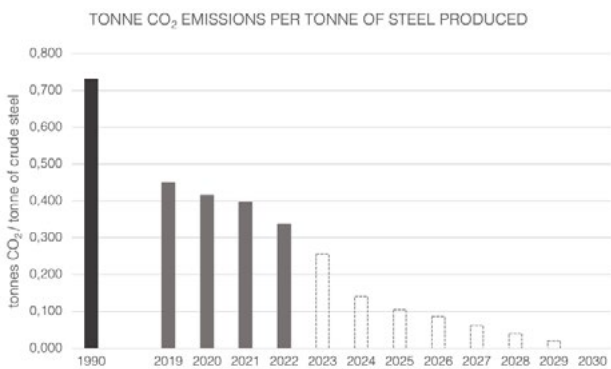
products and the introduction of digital tools for process optimization through measurement, data collection and analysis.

Uddeholm devoted a week in 2021 to study sustainable development opportunities, reducing their carbon emissions and analyzing ways to produce tool steels more sustainably. In the middle of December 2021 Uddeholm ran a week-long trial of producing climate-neutral tool steel to show that the impossible is possible. The week resulted in a reduction of up to 90% of Uddeholm’s fossil CO<sub>2</sub> emissions.

**2. Experimental Procedure**

The Trial - Climate Neutral Week - The following three steps were taken to achieve climate-neutral tool steel.

Step 1: Start with a sustainable foundation. Sustainability is not a new concept to Uddeholm. Since the 1960s, Uddeholm has been using an electric arc furnace (EAF) for the melting process and have reduced fossil CO<sub>2</sub> emissions by 50% since 1990 (Figure 1).

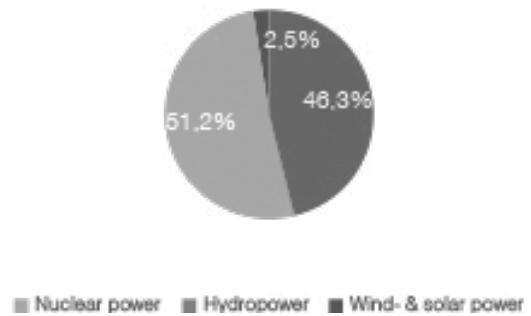


**Figure 1**

The types of energy in use today are fossil free electricity, LPG, natural gas, biogas and district heating. It is important for there to be a balance between the different types of energy, which is something that has been addressed in the upcoming Climate and Energy Roadmap and the endeavors to become a fossil free company. The electricity and the majority of the district heating currently come from fossil free sources. The natural gas and the small amount of LPG used are of fossil origin, which we are endeavoring to minimize, with a view to complete substitution in the long term.

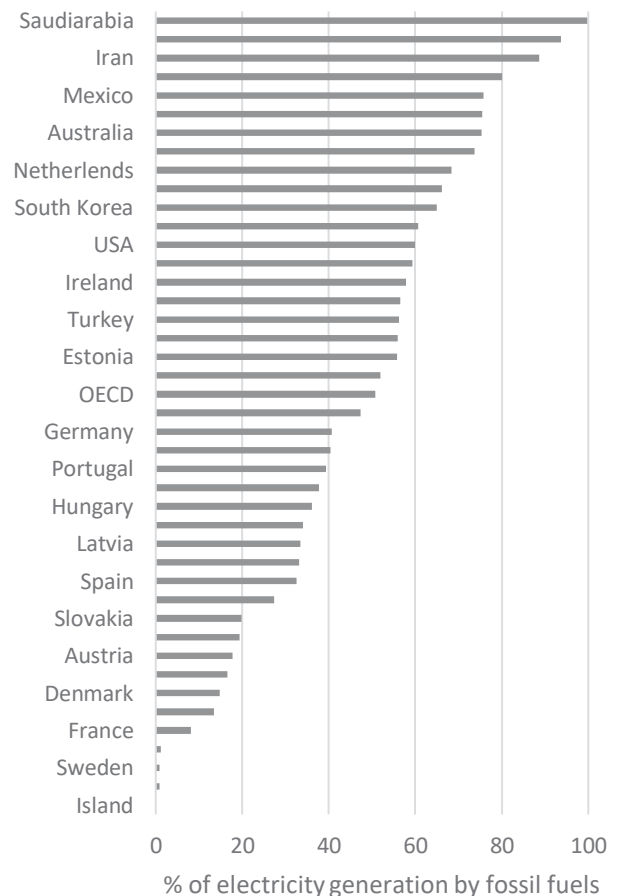
The fossil free electricity mix that is supplied to Uddeholm comes from Nordic power stations (Figure 2). Fossil free electricity represents a unique advantage for Sweden and the other Nordic countries (Figure 3).

**Uddeholm’s fossil free electricity mix**



**Figure 2.** Uddeholm’s existing electricity mix comprises nuclear power (51.2%), hydropower (46.3%) and wind power and solar power (2.5%). Approximately 49% is renewable energy.

Uddeholm is using 100% fossil free electricity (Figure 3).



**Figure 3.** Electricity production with fossil fuels, 2020  
**Source:** Ekonomifakta

Step 2: Make real changes. During the Climate Neutral Week, the company replaced liquefied natural gas (LNG) with fossil-free liquefied biomethane gas (LBG), and all internal transportation ran on fossil free electricity or 100% share of HVO100 (biodiesel). These measures led to a significant reduction of up to 90% of fossil CO<sub>2</sub> emissions.

Step 3: Climate compensation. The remaining 10% of emissions consist of carbon in scrap metal and graphite electrodes used for the melting process at the EAF. As of today, there are no fossil-free replacements. The company compensates for this 10% with Gold Standard certificates in accordance with the United Nations sustainability goals.

Carbon reporting generally follows the GHG (Green House Gas) Protocol, which divides emissions into three scopes. While Scope 1 and 2 emissions are compulsory to report, Scope 3 emissions are voluntary and the most challenging to monitor (Figure 4).

Scope 2 greenhouse gas emissions are emissions that come indirectly from the generation of purchased energy from a utility provider. For most companies, electricity consumption is their one and only source of Scope 2 emissions. Companies' intent on reducing their Scope 2 emissions tend to purchase their energy from utility providers with clean energy options, as well as purchasing carbon offsets. Today, Uddeholm products comprise 85 to 98% recycled material, LNG is being replaced with fossil free LBG.

Scope 3 emissions are all indirect emissions not included in Scope 2 that occur in the value chain of the reporting company, including both upstream and downstream emissions. In other words, emissions linked to the company's operations, according to the GHG Protocol. As previously mentioned, during Climate Neutral Week, Uddeholm replaced LNG with fossil-free LBG.

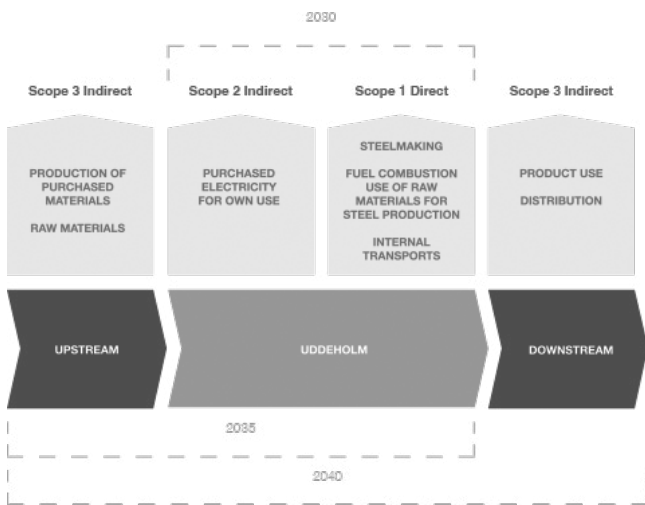
Uddeholm is a participant in the EU's Emissions Trading System (EU ETS) and has an excellent system in place for monitoring its CO<sub>2</sub> emissions scope 1, which are also subject to annual third-party review.

**3. Results and Discussion**

Fossil free production means a complete absence of fossil carbon which gives rise to fossil-based carbon dioxide emissions. From the use of fossil energy to raw materials of fossil origin. Climate neutral production means not having any impact on the climate, i.e., net zero emissions. There is a balance between emissions of carbon dioxide and the absorption of carbon dioxide from the atmosphere into carbon sinks. Here, climate compensation can be used to "offset" emissions by way of actions that take the form of projects.

Where climate compensation is needed, it should take the form of carefully chosen projects that generate real benefit elsewhere until such time as we can take measures in our own production process.

Uddeholm currently uses fossil free electricity and natural gas/biogas as its primary energy types, with limited use of LPG and district heating to heat its premises. For strategic reasons, Uddeholm has selected several different energy types as a base in order to minimize the risks linked to access and price. Natural gas currently accounts for most of Uddeholm's CO<sub>2</sub> emissions. If upgraded biogas was available at a realistic price and in the required volume, we



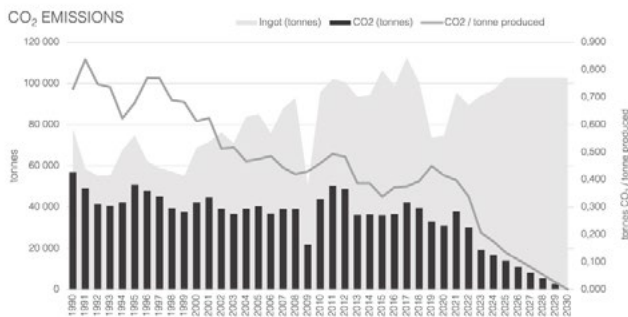
**Figure 4.**

Scope 1 greenhouse gas emissions are emissions that come directly from a company and its controlled entities. Companies interested in reducing their Scope 1 emissions tend to focus on improving their energy efficiency and transitioning their transportation fleet toward electric vehicles. Uddeholm is already using 100% fossil free electricity and over 50% of Uddeholm's internal transports are fossil free.

would be able to replace 94% of our direct emissions with green CO<sub>2</sub> as natural gas and biogas flow in the same energy systems. A full-scale transition is currently not realistic, but our intention is to go on increasing our proportion of biogas. The continued electrification of furnaces is another possible alternative, as Uddeholm's electricity is fossil free. When it comes to eliminating the proportion of fossil CO<sub>2</sub> from raw materials (6%), the solution is not so obvious. There are no alternatives at present, although several research projects are in progress. We are active in this respect, and it is important for us to focus on sustainable solutions at every stage, including a raw material that boasts good quality and functionality.

Internal transport accounts for around 2% of the total fossil-based CO<sub>2</sub> emissions for the whole operation at the Mill. This transport is currently more than 50% fossil free thanks to electric power via fossil free electricity and a 42% admixture of HVO100 (biodiesel).

The fossil CO<sub>2</sub> emission has been reduced since 1990, and will be reduced ever further until year 2030. 2030 the Fossil CO<sub>2</sub> emission will be zero, Figure 5.



**Figure 5.** Reduction of the fossil CO<sub>2</sub> emission 1990-2030

Since April 2022 Uddeholm has been able to monitor the proportion of green carbon dioxide on a monthly basis, as Uddeholm chooses to replace some of the natural gas with fossil free biogas.

Sustainability reporting in the next few years will be developed in line with requirements being drawn up right now, with the emphasis on demonstrating corporate sustainability. There is a lot going on in this area and we will adapt to meet the requirements that are laid down and the wishes of our various stakeholders. Uddeholm will monitor developments in this area.

Uddeholm's third-party audits via iso certification:

Certified for 30 years according to the ISO 9001 quality standard, 20 years according to the ISO 14001 environmental standard and 10 years according to ISO 50001 Energy.

Uddeholm participates in the EU ETS (Emissions Trading System) and undergoes an annual third-party audit of the carbon dioxide emissions covered by this:

Process emissions:

- Monitoring of CO<sub>2</sub> emissions from the steelworks: steel production from melting raw materials (scrap metal and alloys) in electric arc and ladle furnaces.
- Monitoring of CO<sub>2</sub> emissions from the steelworks: use of graphite electrodes.

Emissions from combustion:

- Monitoring of CO<sub>2</sub> emissions from burning fuels: LPG, natural gas and biogas in production and for heating the premises.

#### 4. Conclusion

By producing climate-neutral tool steel during the trial Uddeholm showed that the impossible was possible with real actions. The week resulted in a reduction of up to 90% of Uddeholm's fossil CO<sub>2</sub> emissions scope 1 and 2.

Together, our network of experts around the world strives constantly to create solutions that are sustainable, safe and long-lasting – for our customers and ourselves. In other words, our customers get more from us than just steel. They also get our promise to always produce steel that is as kind to the environment as possible. Achieving this is a constantly ongoing process, and a promise that must be kept every day.

#### References

[1] Uddeholm Sustainability Report 2022-23  
 [2] Uddeholm Sustainability Report 2021-22  
 [3] <https://www.uddeholm.com/en/sustainability/> Dated: 28.6.2023  
 [4] <https://www.uddeholm.com/en/sustainability/climate-neutral-week/> Dated: 28.6.2023  
 [5] <https://www.ekonomifakta.se/Fakta/elfakta/energiproduktion/Elproduktion-med-fossila-branslen/>

# Hydrometallurgical and Pyrometallurgical Recycling of Waste Tetra Pak Aseptic Packages

Atık Tetra Pak Aseptic Ambalajlarının Hidrometalurjik ve Pirometalurjik Geri Dönüşümü

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

<sup>1</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Yeditepe Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

In this study, Tetra Pak aseptic packages containing 75 wt.% cardboard, 20 % LDPE (Low-Density Poly Ethylene), and 5 % Al were recycled with both hydrometallurgical and pyrometallurgical methods. The cardboard part was separated via a hydropulp process. Pyrometallurgical and hydrometallurgical routes were followed after separating the cardboard part. These two methods were applied for the separation of LDPE and Al from each other which is called (PEAL, poly ethylene – aluminum). In the hydrometallurgical route, PEAL was separated by using vegetable oil under various temperatures and durations. In the pyrometallurgical route, Aluminum was recycled via pyrolysis. Pyrolysis was carried out for 2, 3, and 4 hours under 400, 500, and 600°C. Polyethylene free aluminum was successfully produced by pyrolysis. The smelting conditions of recycled aluminum were investigated. The samples were characterized with FTIR, TG-DTA and XRD.

## Özet

Bu çalışmada, atık aseptik Tetra Pak ambalajları hidrometalurjik ve pirometalurjik yöntemler ile geri dönüştürülmüştür. Bu paketler; ağ. %75 karton, %20 LDPE (Düşük yoğunluklu polietilen) ve %5 Al içermektedir. Karton kısmı hidropülöp yöntemiyle ayrıştırılmıştır. Karton ayrılmasından sonra hidrometalurjik ve pirometalurjik işlemler uygulanarak geriye kalan PEAL (Polietilen ve Alüminyum) yapısının bileşenlerine ayrıştırılması araştırılmıştır. Hidrometalurjik yöntemde farklı sıcaklık ve sürelerde sıvı yağ kullanılarak PEAL ayrıştırılma koşulları incelenmiştir. Pirometalurjik yöntemde ise alüminyum piroliz yöntemiyle geri kazanılmıştır. Piroliz işlemi; 2, 3 ve 4 saat sürede; 400, 500 ve 600°C sıcaklık altında yapılmıştır. Piroliz yöntemiyle. Polietilen içermeyen alüminyum geri kazanılmıştır. Geri kazanılmış alüminyumun ergitme şartları incelenmiştir ve numuneler; FTIR, TG-DTA ve XRD yöntemleri kullanılarak karakterize edilmiştir.

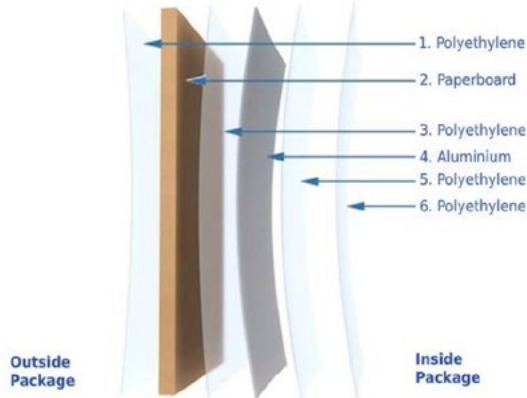
## 1. Giriş

Nüfus artışı, tüketim alışkanlıklarındaki değişiklikler, yaşam standartlarındaki artış gibi durumlar, paketlenmiş tüketim mallarının satışlarında bir artışa ve oluşan katı atıkların bileşimindeki değişikliklere neden olmuştur. Bu durumun sonuçları genel olarak incelendiğinde; karton, plastik, cam, metal, ahşap, kompozit ambalaj dahil ambalaj atıkları, oluşan katı atıkların ağırlıkça %20'sini, hacimce %50'sini oluşturmaktadır [1].

Çok katmanlı kompozit malzemeler (yaklaşık ağ. %75 karton, %20 LDPE ve %5 Al) olan Tetra Pak paketleri, belirli gıda ürünlerinin dağıtımını kolaylaştırır ve bazı gıda özelliklerini aseptik üretim teknolojisi yoluyla uzun süre korumaya yardımcı olur. Ayrıca, Şekil 1'de verilen kompozit yapısı nedeniyle, bu malzemeler geri dönüşüm için tek katmanlı paketlerinden daha karmaşıktır. Geri dönüşüm türleri incelendiğinde, atık malzemenin yeniden işlenmesini ve bunları orijinal amaçları için kullanmayı içeren birincil geri dönüşüm, Tetra Pak aseptik paketlerinin yeniden değerlendirilmesi için uygun değildir. Orijinal hammadde özelliklerine gerek olmayan farklı alanlarda geri dönüşüm işleminden sonra bir malzemenin yeniden kullanılması ikincil geri dönüşümdür. Bu yöntem, kağıt ürünlerde ayrıştırılmış karton malzeme için yaygın olarak kullanılır. Kimyasal bileşenlerine parçalanarak atık malzemenin yeni çeşitli ürünlere dönüştürülmesi üçüncül geri dönüşümdür. Son tür dördüncül geri dönüşümdür, yani atık ürününü yakarak enerji geri kazanımı; bu yöntem en hoş olmayan geri dönüşüm olsa da üzücü bir şekilde Türkiye'de yaygın bir yöntemdir [2-3].

Çoğu durumda hidropülöp bir seçenek değilse Tetra Pak atık geri dönüşümü sadece enerji geri kazanımı veya atıkların düşük kaliteli ürünlere dönüştürmek için mümkündür. Burada, enerji geri kazanımı ile kastedilen şey yakma, gazlaştırma veya piroliz olabilir ve bazen belediye katı atık karışımını içerir [4].

Hidropül işlemi, karton tabakasını düşük yoğunluklu polietilen ve alüminyum kısımdan ayırmak için yaygın olarak kullanılır. Kartonu ayırmak için daha az miktarlarla çalışırken; hidropül yerine “blending” de kullanılmaktadır, bu sayede temizleme için harcanan süre azaltılmış olur. Belirli bir süre ve sıcaklıktan sonra cihaz tarafından sağlanan santrifüj gücünün yardımıyla, karton kısmı PEAL parçasından ayrılır. Genellikle aseptik karton atıklardan üretilen kompozit peal katmanları şu anda çatı kaplama malzemesi olarak kullanılmaktadır [5].



Şekil 1. Tetra Pak ambalaj paketlerinin katmanları.

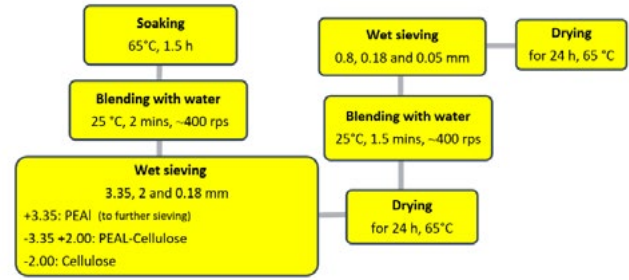
Bu çalışmada atık Tetra Pak aseptik ambalaj malzemeleri toplanmış ve selüloz içeriği hidropül ve yaş eleme yoluyla ayrıştırılmıştır, ardından elde edilen karışık LDPE ve alüminyum fraksiyonları hidrometalurjik (bitki bazlı ayçiçek yağı) ve pirometalurjik (piroliz) yöntemler kullanılarak ayrıştırılmıştır. Polietilen (LDPE) ve alüminyum fraksiyonları, FTIR ve TGA yöntemleri ile analiz edilmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

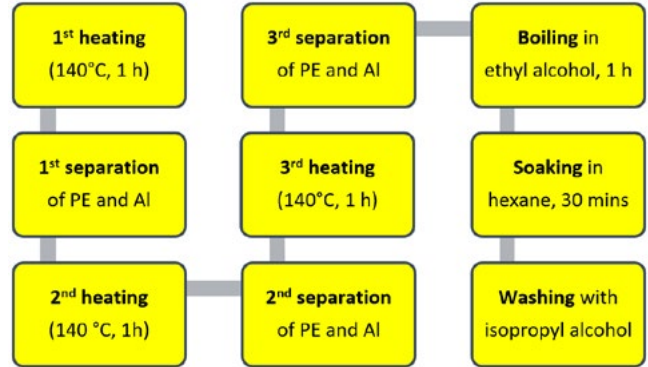
Bu çalışmada, Tetra Pak aseptik paketlerinin katmanlarını geri dönüşüm için birbirinden verimli bir şekilde ayırmak için deneyler yapılmıştır. Kağıt olan selüloz kısmın ayrılması için hidropül işlemi gerçekleştirilmiştir; ardından PEAL fraksiyonları olan polietilen ve alüminyumun birbirinden ayrılması için hidrometalurjik ve pirometalurjik işlemler uygulanmıştır. Hidropül işlemi iki aşamada uygulanmıştır; ilk başta ayırma işlemi Tetra Pak aseptik ambalajlarına uygulanmıştır. Kapaksız ambalajlar içecek artıklarından arındırılmış, küçük parçalar halinde kesilerek suda bekletilmiş, daha sonra parçalar su ile blender yardımıyla parçalanmış, karışım üç katlı elek sistemi ile su altında elenmiştir. Eleme işleminde 3.35, 2, 0.18 mm elek açıklığına sahip elekler kullanılmıştır. Sonunda elekler üzerinde ayrılan fraksiyonlar toplanıp etüvde kurutulmuştur. Hidropül işleminin ikinci kısmı, eleklerde toplanan PEAL fraksiyonu içindir. PEAL parçalarının boyutunu küçültmek ve selülozun tamamını gidermek için PEAL fraksiyonunun boyutu küçültülmüş ve tekrar su altında elenmiştir (0.8, 0.18, 0.05 mm elek açıklıkları ile); daha sonra fraksiyonlar tekrar

kurutulmuştur. LDPE ve Al'un birbirinden ayrılması için hidrometalurjik ve pirometalurjik yollarda deneysel çalışmalar yapılmıştır.

Hidrometalurjik yöntemde PEAL numuneleri TS 886'ya (Türkiye yemeklik ayçiçek yağı standardı) uygun bitkisel yağ içerisine konularak artan sıcaklık, süre ve katı/sıvı oranı parametrelerine göre deneyler yapılmıştır. Liç denemelerinde katı/sıvı oranı 1/4.5 olan ayçiçek yağı için 1 saat liç süresi ve 140°C sıcaklık, 100 rpm karıştırma hızı optimum parametreler olarak belirlenmiş, bu koşullar altında arka arkaya 3 defa liç ve işlem sonunda yağı gidermek amacıyla temizlik işlemi yapılmıştır. Deneylerin akım şemaları Şekil 2 ve Şekil 3'te verilmiştir.



Şekil 2. Hidropül prosesi.



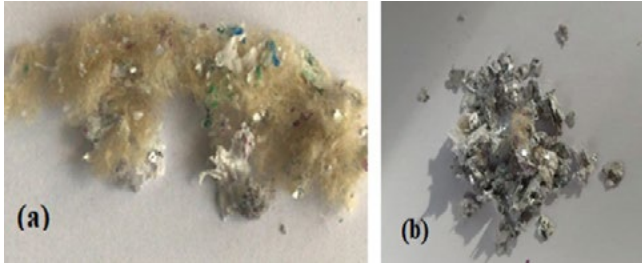
Şekil 3. Hidrometalurjik yöntemle Al ve LDPE fraksiyonlarının ayrılma işlemi

Pirometalurjik çalışmalar, hava atmosferi altında çeşitli süre (2, 3, 4 saat) ve sıcaklık (400, 500, 600°C) parametreleri ile gerçekleştirilmiş ve PEAL fraksiyonundan Al geri kazanımı üzerine etkileri incelenmiştir. 1 g PEAL numunesi oda sıcaklığında fırına yerleştirilmiş ve ardından ısıtılmıştır. İstenilen sıcaklığa ulaşıldığında numuneler belirtilen süreler boyunca bekletilmiştir.

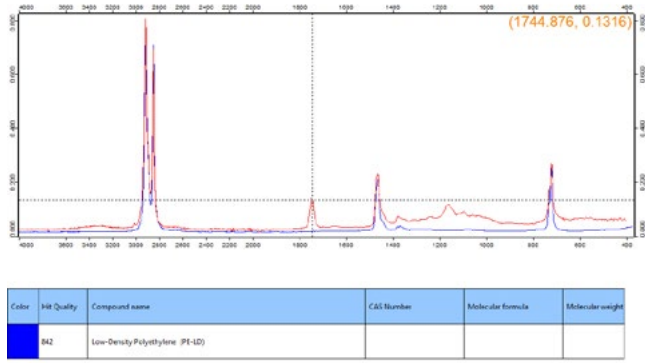
Deneyler sonunda her iki yöntemin son ürünü olarak ayrılan fraksiyonlar XRF, XRD ve FT-IR yöntemleri ile karakterize edilmiş, termogravimetrik davranışları TGA, DTA ile incelenmiş ve geri kazanım verimleri hesaplanmıştır.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

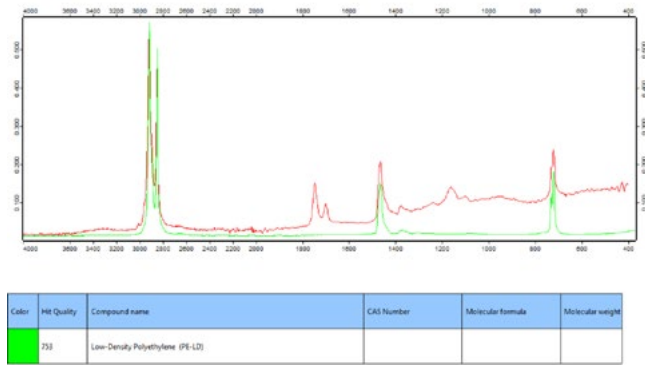
Bu çalışmada, alüminyum geri dönüşüm yolları ve geri kazanım koşulları incelenmiştir. Ayrıca, atık Tetra Pak aseptik ambalaj malzemelerinde bulunan düşük yoğunluklu polietilen ve karton (selüloz) fraksiyonlarının geri kazanımı da incelenmiştir. Hidropül işlemi sonunda selüloz ve PEAl (polietilen-alüminyum) fraksiyonları birbirinden başarıyla ayrılmıştır. Hidrometalürjik deneyler sonucunda Al fraksiyonunda yüksek miktarda LDPE kaldığı, LDPE fraksiyonunun ise temize yakın olduğu belirlenmiştir. Ürünler Şekil 4'te verilmiştir.



Şekil 4. Elde edilen (a) LDPE ve (b) Al fraksiyonları.



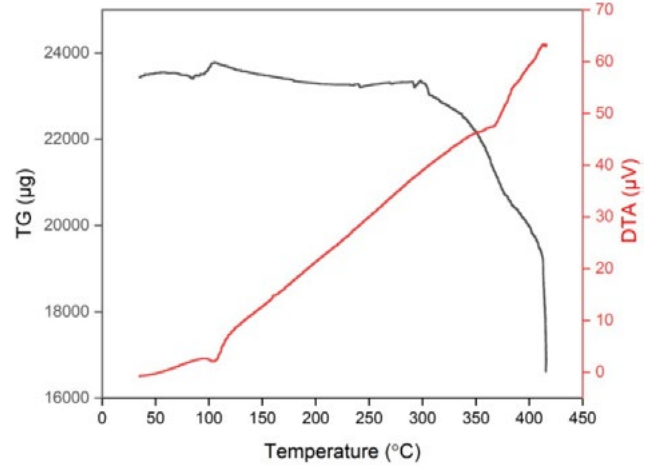
Şekil 5. LDPE'nin FT-IR analizi.



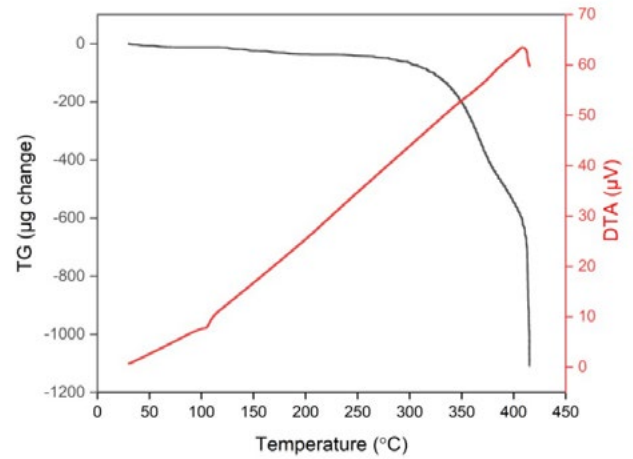
Şekil 6. Alüminyumun FT-IR analizi.

LDPE ve Al fraksiyonlarında kalıntı olarak bulunan bitkisel yağın giderilmesi amacıyla hekzan ve izopropil alkol kullanılarak temizlik işlemi yapılmıştır. Bu iki fraksiyona yapılan FTIR analizi sonuçları Şekil 5 ve 6'da verilmiştir. LDPE fraksiyonunda yapının bozulmadığı, Al fraksiyonunda ise bir miktar LDPE kaldığı görülmektedir.

LDPE ve Al fraksiyonlarının termogravimetrik analiz (TG) sonuçları Şekil 7 ve 8'de verilmiştir. Analizlerde iki adet endotermik pike rastlanmıştır bunlar da LDPE'nin ergime ve buharlaşma sıcaklıklarını göstermektedir.



Şekil 7. LDPE fraksiyonunun TG analizi.



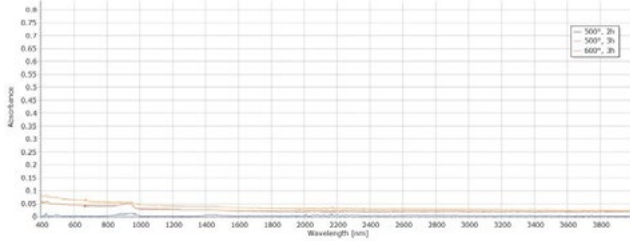
Şekil 8. Al fraksiyonunun TG analizi.

Piroliz işlemleri sonrasındaki ağırlık kayıpları Çizelge 1'de verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde 500°C ve 2 saat süre parametrelerinin optimum koşullar olduğu görülmektedir. Belirlenen numunelere yapılan FT-IR analizi sonuçları Şekil 9'da verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde piroliz işlemi sonucunda yapıda LDPE bulunmadığı görülmektedir. 500 °C'de 3 saat piroliz işlemi yapılan numunenin son hali Şekil 10'da verilmiştir.

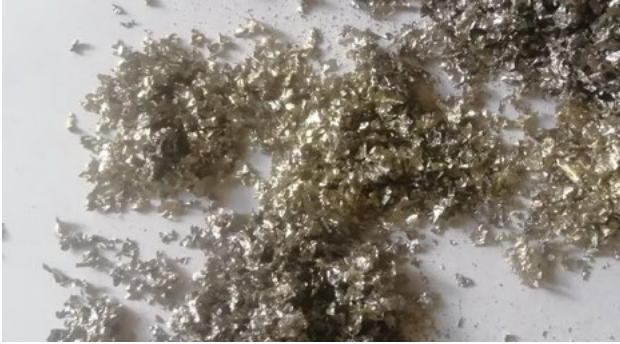
Çizelge 1. Piroliz işlemi sonucunda oluşan ağırlık kayıpları.

Süre (sa)	Ağırlık Kaybı (%)		
	600 °C	500 °C	400 °C

2	82.32	82.31	47.83
3	81.69	81.97	61.58
4	83.60	82.15	71.73

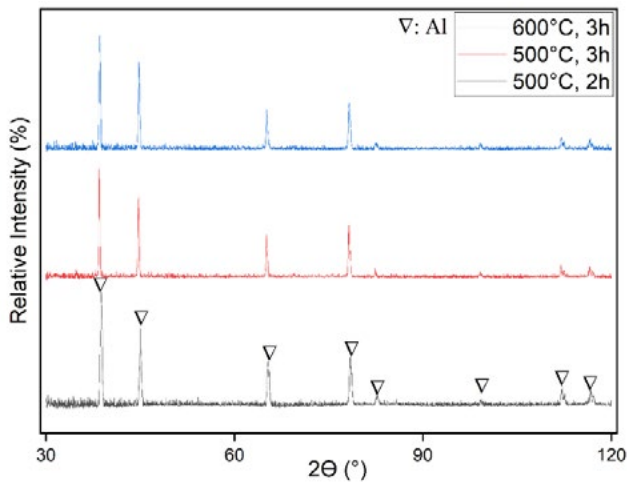


Şekil 9. Piroliz işlemine tabi tutulan numunelerin FT-IR analizleri.



Şekil 10. 500°C'de 3 saat süreyle piroliz işlemi uygulanan deneysel çalışmanın ürünü.

Piroliz işlemine tabi tutulan numunelerden bazıları seçilmiş ve XRD ile karakterize edilmiştir. XRD paternleri Şekil 11'de verilmiştir ve sonuçlar incelendiğinde herhangi bir oksit fazına rastlanmamıştır.



Şekil 11. Piroliz işlemine tabi tutulan numunelerin XRD paternleri.

#### 4. Sonuç

Tetra Pak aseptik atıkları, hidropülplü işlemiyle verimli bir şekilde önce selüloz kısmından ayrılmıştır. İkinci adım olarak, hidrometalurjik yöntemde, atığın PEAl kısmı 140 °C, 100 rpm karıştırma hızında ve katı/sıvı oranı 1/4.5 olan ayçiçek yağında PE ve Al fraksiyonlarını ayırmak için bitkisel yağ ile liç yapılmıştır. Bu yöntem sonunda Al fraksiyonunda bir miktar LDPE kaldığı görülmüştür. PEAl numunelerine 2, 3 ve 4 saat 400, 500 ve 600 °C'de piroliz işlemi uygulanmıştır. PE içermeyen Al, pirometalurjik yöntemle başarıyla geri kazanılmıştır. Optimum koşullar 500 °C'de 2 saat olarak belirlenmiştir. Buharlaştıran PE'nin yoğunlaştırma ünitesi tarafından parafin olarak toplanabileceği kanaati oluşmuştur. Bu parafin, polimer üretimi için bir hammadde olabileceğinden, bu alanda daha fazla çalışma önerilmektedir.

#### Teşekkür

Bu çalışma İstanbul Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi (BAP) tarafından desteklenmiştir (Proje No: 42947).

#### Referanslar

- [1] Ş. ve İ. D. B. T.C. Çevre, "Ambalaj Atıkları," 2018. <https://cevresehgostergeler.csb.gov.tr/ambalaj-atiklari-i-85757> (accessed Aug. 16, 2022).
- [2] Robertson, G.L. Recycling of Aseptic Beverage Cartons: A Review. *Recycling* 2021, 6, 20. <https://doi.org/10.3390/recycling6010020>
- [3] I. Georgiopoulou, G. D. Pappa, S. N. Vouyiouka, and K. Magoulas, "Recycling of post-consumer multilayer Tetra Pak® packaging with the Selective Dissolution-Precipitation process," *Resources, Conservation and Recycling*, vol. 165, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.resconrec.2020.105268.
- [4] 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. <https://doi.org/10.11648/j.ajche.20170503.12>
- [5] Türkiye Eğitim ve Çevre Vakfı, "Ambalajın Tanımı," May 07, 2022. <https://www.tukcev.org.tr/ambalajin-tanimi> (accessed Aug. 16, 2022).



# Sürdürülebilir Bir Dünya İçin Ekolojik Ayak İzi

## Ecological Footprint for a Sustainable World

Eda ÇETİNTAŞ<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Yeşilova Holding, <sup>2</sup>Aksaray Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

The goal of this study is to explore the importance of ecological footprint for a sustainable world. Despite the advancements in technology and industrial development that have enhanced human existence since the industrial revolution, the realization that natural resources are finite has given rise to critical issues such as environmental deterioration and climate change have emerged, and the sustainability of the world has come under serious threat. In this context, it is a measure of sustainable development that shows the amount of biologically productive area used on a world basis, the size of the water and land areas required for waste disposal, how much biologically productive space individuals, families, even cities and countries use and the number of worlds they will need in the future. A compilation study was conducted on the evolutionary progression and significance of the ecological footprint concept, which was developed as a quantitative calculation technique.

### Özet

Bu çalışma, sürdürülebilir bir dünya için ekolojik ayak izinin önemini incelemeyi amaçlamaktadır. Sanayi devriminden günümüze teknolojik ilerlemeler ve endüstriyel büyüme, insan yaşamını kolaylaştırmış olsa da, bu süreçte doğal kaynakların sınırsız olmadığı gerçeği anlaşılmış ve çevresel bozulmalar ile iklim değişikliği gibi ciddi sorunlar ortaya çıkmış, dünyanın sürdürülebilirliği ciddi bir tehlike altına girmiştir. Bu kapsamda dünya bazında kullanılan biyolojik olarak üretken alan miktarını, atıkların bertarafı için gerekli olan su ve kara alanlarının büyüklüğü ile bireylerin, ailelerin hatta şehir ve ülkelerin kullandıkları biyolojik olarak üretken alan miktarını ve gelecekte ihtiyaç duyacakları dünya sayısını ifade eden, sürdürülebilir kalkınmanın ölçütü olan, nicel bir hesaplama tekniği olarak geliştirilen ekolojik ayak izi kavramının tarihsel gelişimi ve önemi üzerine bir derleme çalışması gerçekleştirilmiştir.

### Giriş

Sanayi devriminden günümüze teknolojik ilerlemeler ve endüstriyel büyüme, insan yaşamını kolaylaştırmış olsa da, bu süreçte doğal kaynakların sınırsız olmadığı gerçeği anlaşılmış ve çevresel bozulmalar ile iklim değişikliği gibi

ciddi sorunlar ortaya çıkmış, dünyanın sürdürülebilirliği ciddi bir tehlike altına girmiştir.

Doğal kaynakların sınırlı olduğunun fark edilmesi, bu kaynakların bilinçli bir şekilde kullanılması için gerekli önlemlerin alınması ve sürdürülebilir kullanımın bir tercih değil, zorunluluk olduğunu açıkça ortaya koymuştur (Akyüz vd., 2016). Gelecekte dünyanın yaşanabilir kalması için, mevcut tüketim alışkanlıklarıyla devam eden bireylerin kaç dünyaya ihtiyaç duyduğunu belirlemek önemlidir. Bu sorunun cevabının bulunması, gelecek nesillere sürdürülebilir bir dünya, yaşanabilir bir gelecek bırakma açısından büyük önem taşır. Bu bağlamda, "ekolojik ayak izi" geçerli yöntemlerden biridir (Eren, 2017).

Bu çalışmada, ekolojik ayak izi kavramı üzerinde bir inceleme yapılmakta ve sürdürülebilir bir dünya için önemi vurgulanmaktadır. Araştırma dört bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde, ekolojik ayak izi kavramının ortaya çıkışı ve önemi açıklanmaktadır. İkinci bölümde, ekolojik ayak izinin bileşenleri ve hesaplanması incelenmektedir. Üçüncü bölümde dünyada ekolojik ayak izi başlığı ile "Yaşayan Gezegen Raporu" ekolojik ayak izi verileri incelenmektedir. Son bölüm ise sonuç ve değerlendirmeye yer vermektedir. Bu çalışma, ilgili kaynakların taranması yöntemine dayanmaktadır.

### 1. Ekolojik Ayak İzi Kavramının Oluşumu ve Önemi

Ekolojik ayak iziyle ilgili araştırmalar öncelikle "taşıma kapasitesi" hesaplamaları şeklinde başlamış ve bu konuda ilk yayın, William Rees tarafından 1992'de yapılmıştır. Yayın başlığı "Ekolojik Ayak İzi ve Alınan Taşıma Kapasitesi: Kent Ekonomisi Tarafından Gözden Kaçırılanlar" şeklindedir. (Akkor, 2018). Genellikle bir türün habitatın verimliliğini kalıcı olarak etkilemeden sürdürebilme yeteneği olarak tanımlanan taşıma kapasitesi, Rees ve Wackernagel'in çalışmasında (Mızık ve Avdan, 2020'den aktararak) incelenmiştir. Daha sonra, 1994 yılında, William Rees'in öğrencisi olan Wackernagel tarafından ekolojik ayak izinin hesaplanması konusu, doktora tezi olarak hazırlanmıştır (Demirel, 2022). Bu araştırmacılar, doğal kaynakları miktar ve verimlilik açısından ölçebilen, sınırsız kaynak tüketimini engelleyen yanı sıra mevcut duruma öneriler sunabilen yeni bir hesaplamayı geliştirmeyi başarmışlardır. Bu hesaplamada yer alan yöntem ve teknik,

doğal kaynakların korunmasına ve sürdürülebilir bir şekilde kullanılmasına katkıda bulunmaktadır (Akkor, 2018).

1972 yılında Stockholm Zirvesi'nden hemen önce yayımlanan "Büyümenin Sınırları" Raporu, insanlığa gezegenin sınırları ve bu sınırların aşılması durumunda potansiyel çöküş senaryoları konusunda uyarıda bulunmuştur. 1992 yılındaki Rio Zirvesi'nin ardından ise "Ekolojik ayak izi" kavramı sürdürülebilirlik odaklı bir anlayış olarak geniş bir kabul görmüştür (Demirel, 2022). Ekolojik ayak izi, dünya bazında kullanılan biyolojik olarak üretken alan miktarını, atıkların bertarafı için gerekli olan su ve kara alanlarının büyüklüğü ile bireylerin, ailelerin hatta şehir ve ülkelerin kullandıkları biyolojik olarak üretken alanı ve gelecekte ihtiyaç duyacakları dünya sayısını ifade eden nicel bir hesaplama olup bu hesaplamada iki temel noktadan yola çıkılmaktadır. Bunlardan ilki insan ya da toplulukların tükettikleri kaynakların ve oluşturdukları atıkların takip edilebilmesi, ikincisi ise ihtiyaçların karşılanması ve oluşan atıkların bertarafı için gerekli olan biyolojik olarak üretken alanın hesaplanabilmesidir. Belirtilen temel noktalara dayanarak hesaplanan ekolojik ayak izi, insanların üretim ve tüketim faaliyetleri sonucunda kullandıkları biyolojik olarak üretken alanı ifade eden bir göstergedir (Akıllı, 2008). Akıllı ve diğerleri (2008) tarafından yapılan bir araştırmada ise ekolojik ayak izi, bir organizmanın ağırlığına ve ayaklarının boyutuna bağlı olarak yeryüzüne uyguladığı basınç sonucunda değişen bir iz olarak tanımlanmıştır. Bu iz, canlıların dünya üzerindeki etkisini ve kullandıkları biyolojik olarak verimli alan miktarını sembolize etmektedir.

Mevcut teknoloji ve kaynak yönetimiyle ifade edilen bu kavram "küresel hektar (kha)" olarak adlandırılır. Bu ölçüm aynı zamanda altyapı ve karbondioksit (CO<sub>2</sub>) emilimi için gereken bitki örtüsü için gerekli olan alanları da içermektedir (Eren, 2017).

Başka bir ifade ile ekolojik ayak izi kavramı, belli bir hayat standardı ve tüketim rutinine sahip insan ya da toplumun, ihtiyaç duydukları kaynakların üretildiği ve bunların sonucunda oluşan atıkların zararsız hale getirildiği, belirlenmiş bir ekolojik olarak verimli alanı (deniz, otlak, ormanlık sulanabilir arazi) ve karbondioksitin absorbe edildiği alanı temsil eder (Keleş, 2007). Bu kavram, insanların veya toplumların ekonomik faaliyetlerinden kaynaklanan etkilerin çevreye olan yansımalarını göstermeyi amaçlar.

Kaypak (2013) tarafından ifade edildiği üzere, ekolojik ayak izi kavramı, dünyanın kaynaklarının yetersiz kalma durumunu hesaplamada kullanılan bir kavram olmanın yanı sıra, insanların doğal kaynakları tüketme hızı ile ekosistemin sağlığı arasındaki dengeyi de vurgulamaktadır.

"Ekonomik Kalkınma" adı altında dünyanın kaynaklarını hızla tüketirken aslında kaynakların üzerinde gereğinden fazla baskı oluşturduğu gerçeği göz ardı edilmektedir. "Ekolojik ayak izi" kavramının ise bu duruma dikkat çekmek ve insanların doğal kaynakların sınırlarını anlamalarını sağlamak amacıyla kullanılmaktadır. Bu nedenle bu kavram insanların doğaya olan bağlılığını ve dünyanın kapasitesini

göz önünde bulundurarak bugün ve gelecek nesiller için sürdürülebilir bir dünya sağlamak adına yapılması gerekenleri anlatmayı amaçlamaktadır (Keleş (2007).

Tosunoğlu'n dan Dinç'in (2015) aktardığına göre, ekolojik ayak izi ile dünyanın taşıma sınırı belirlenebilir, eldeki kaynakların ölçülebilir kapasitesi ortaya konabilir. Böylelikle, doğanın sürekli tüketilmesinin önüne geçmek ve çevre sorunlarına çözümler üretmek mümkün olabilir. Bu nedenle ekolojik ayak izi kavramı, son yıllarda çevre konularında yol gösterici niteliği ve dikkat çekici özelliğiyle geniş çapta övgü almıştır.

Dünya genelinde doğal kaynakların dağılımı ve insanların talepleri eşit olmayan bir şekilde gerçekleşmektedir. Bu durum, kaynakların çıkarıldığı yerde tüketilmemesi ve kaynak bulunurluğu ile tüketim arasında farklılıklar oluşmasına neden olmaktadır (Yaşayan Gezegen Raporu, 2022). Bu sebeplerden dolayı, ekolojik ayak izi araştırmaları, hızla tükenen kaynaklara ve taşıma kapasitesini aşan ekonomi politikalarının yıkıcı ve fakirleştirici etkilerine dikkat çekmekte önemli bir rol oynamaktadır. Ekolojik ayak izi ölçümü, dünya taşıma kapasitesiyle ilgili farkındalık oluşturma çabalarına katkıda bulunmaktadır. (Akıllı, 2008).

Ekolojik ayak izi kavramı, doğal kaynakların hangi süreçlerde, kimler tarafından ve hangi ölçüde kullanıldığını açıkça göstererek, çevre sorunlarının nedenlerini daha kapsamlı bir şekilde anlamamızı sağlamakta ve doğal kaynak kullanımının dengelemesi açısından büyük önem taşımaktadır. Bu nedenle doğal kaynak kullanım dengesini oluşturmak için önemlidir (Günel vd., 2018).

Kaypak (2013) tarafından ifade edildiği gibi, bu hesaplama yöntemi sayesinde insanın kullandığı doğal kaynakların yeniden üretimi için gereken su ve kara alanı miktarını ölçülebilir hale gelmektedir. Örneğin, bir kişinin yılda 120 kilogram ekmek tüketmesi durumunda, bu ekmeklerin üretimi için ne kadar tarım arazisine ihtiyaç duyulduğu, giysilerindeki pamuğun yetiştirilmesi için ne kadar alana gereksinim duyulduğu, içtiği suyun temin edildiği alanın büyüklüğü, yediği meyve sebzenin yetiştirilmesi için ne kadar arazi ayrılması gerektiği, soluduğu nefeste aldığı oksijeninin sağlanması için gereken bitki örtüsü ve orman, yanı sıra atıkların bertaraf edilmesi için gereken alan gibi sorulara cevap bulunabilir. Bütün bu temel ihtiyaçların karşılandığı dünyada bir insanın ortalama toplam maliyeti de ekolojik ayak izimizde gizlidir. Bu nedenle Ekolojik ayak izi, sürdürülebilir kalkınmanın bir ölçütü olarak kabul edilir. Bu kavram, insan faaliyetlerindeki ve tüketim alışkanlıklarındaki değişikliklerin çevre üzerinde nasıl etkiler yaratacağını anlamak için kullanılabilir (Wackernagel ve Yount'dan aktaran Akkor, 2018).

## 2. Ekolojik Ayak İzinin Bileşenleri ve Hesaplaması

Bir insan veya topluluğun ekolojik ayak izi, altı farklı bileşenin birlikte değerlendirilmesi ile hesaplanabilir. Bu bileşenler, doğal kaynak kullanımının ve çevre etkisinin bir göstergesidir (Yaşayan Gezegen Raporu, 2022);

I. Mera ayak izi, hayvancılık ürünleri için hayvan yetiştirmek amacıyla kullanılan meraların talebini ölçer. Bu, et, süt, deri ve yün gibi ürünlerin üretimi için gerekli olan meraların ne kadarını kullandığımızı gösterir.

II. Orman ürünleri ayak izi, kâğıt hamuru, odun ve diğer odun ürünleri talebinin ormanlara olan etkisini ölçmek amacıyla kullanılır. Bu, ormanlardan elde edilen kaynaklara olan ihtiyacımızı ve ormanların bu talebi karşılayabilme kapasitesini gösterir.

III. Balıkçılık sahaları ayak izi, deniz ve iç su ekosistemlerindeki balık stoklarının yenilenmesi ve su ürünlerinin desteklenmesi için olan talebi ölçer. Bu, balıkçılık faaliyetlerinin doğal kaynaklara olan etkisini ve sürdürülebilir balıkçılık için gereken kaynak talebini gösterir.

IV. Tarım arazisi ayak izi, gıda üretimi, hayvan yemi, yağ bitkileri ve benzeri tarımsal ürünler için arazi talebini sunar. Bu, tarımsal faaliyetlerin doğal alanlara olan etkisini ve tarımsal üretimin sürdürülebilirliği için gereken arazi miktarını gösterir.

V. Yapılmış arazi ayak izi, yol, konut ve endüstriyel yapı gibi altyapı faaliyetlerinin biyolojik olarak üretken alanlara olan talebi ölçerek değerlendirir. Bu, kentsel gelişimin doğal alanlar üzerindeki etkisini ve altyapı için gereken arazi miktarını gösterir.

VI. Karbon ayak izi ise yenilenemez yakıtların yakılması ve çeşitli üretim faaliyetlerinden oluşan karbon emisyonlarını ifade eder. Söz konusu emisyonların etkilerini azaltmak için gereken orman alanlarını ve karbon tutma kapasitesini gösterir. Ayrıca, orman yangınları, toprak oluşumu ve kayı gibi faktörleri de dikkate alarak karbon ayak izini hesaplar.

Wackernagel tarafından aktarılan Dinç'in (2015) ifadesine göre, ekolojik ayak izi kavramı altı temel varsayımına dayanarak hesaplanmaktadır;

I. İnsani faaliyetlerde kullanılan kaynak ve oluşan atıklar gözlemlenebilir.

II. Kaynaklar ve oluşan atıklar, sürdürülebilirlik açısından önemli olan biyolojik olarak üretken alanları ifade eder.

III. Söz konusu alanların kullanılabilir biyokütle verimliliği dikkate alınarak ölçeklendirilmesiyle, farklı alanların standardize edilmiş hektar yöntemiyle ifade edilebilmesi sağlanabilir. Bu yaklaşım, biyolojik olarak üretkenliği dünyanın yıllık ortalama verimliliğiyle uyumlu bir şekilde temsil etmektedir.

IV. Bu alanlar için hesaplanan küresel hektar alanların her biri bağımsız amaçlar için kullanılabilir. Söz konusu küresel hektar örnek bir yıl için aynı değerde kullanılabilir biyolojik olarak üretken alanı temsil eder. Bu nedenle, bu alanlar biyolojik üretkenlik açısından ölçeklendirilerek biyolojik kapasite hesaplamalarına dahil edilebilir.

V. Dünyanın insanlara sağladığı ekosistem hizmetleri, küresel hektar ile ifade edilen biyolojik olarak üretken alanları temsil eder.

VI. İnsanların talep ettiği alanlar, dünyanın bize sağladığı alanlardan daha fazla olabilir. Bu durumda, talebin

arzi aşması sonucunda ekosistemdeki varlıkların tehlikeye girmesi mümkündür. Bu duruma "ekolojik kapasiteyi aşmak" (Ecological Overshoot) denir.

Ekolojik ayak izi hesaplamaları günümüzde bilim insanları tarafından farklı yöntemlerle gerçekleştirilebilmektedir. Bunlar arasında matematiksel formül dizileri kullanılarak detaylı hesaplamalar yapılabileceği gibi, üretim, tüketim ve nüfus gibi değişkenlerin çarpımıyla daha basitleştirilmiş hesaplamalar da yapılabilmektedir. (Özer'den aktaran Akkor, 2018).

Ekolojik ayak izi kavramı için ulusal ölçek hesaplama formülü:

Ekolojik Ayak İzi (ha) = Tüketim x Üretim Alanı x Nüfus  
Bu hesaplamada tüketim değişkeni, farklı mal ve hizmetlerin kullanımının ölçülmesinde kullanılan bir parametredir. Mesela, tüketilen kerestenin ton olarak miktarı, kullanılan elektriğin joule (jul) olarak değeri veya tüketilen etin kilogram cinsinden ağırlığı gibi. Yeme-içme, konut, ulaşım, tüketim ürünleri ve hizmetler gibi çeşitli kategorilere özel hesaplamalar yaparak, her bir ürün veya hizmetin üretimi için gereken alan miktarı belirlenebilir. Örneğin, 2300 kg havuç yetiştirmek için 1 dönüm arazi kullanılıyorsa, üretim alanı havuç için 2.300 kg/dönüm olarak hesaplanır (Özer'den aktaran Akıllı vd., 2008).

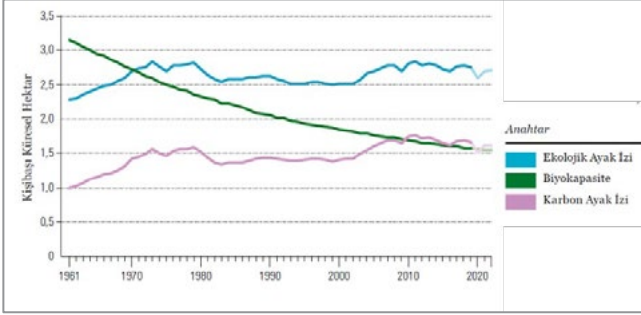
Formülde yer alan bir diğer değişken olan üretim alanı ise belli bir tüketimin sürdürülebilir bir şekilde gerçekleşmesi için ihtiyaç duyulan biyolojik olarak üretken alan miktarını temsil eder. Bu biyolojik olarak üretken alanlar, biyosferin yeniden üretim kapasitesinin toplandığı önemli miktardaki alanlardır.

Söz konusu hesaplamaların güvenilir bir sürdürülebilirlik ölçüsü olarak kabul edilebilmesi için, yöntemdeki bilimsel bütünlüğünün yanı sıra, analizlerde seçilen ölçütlerin de tutarlılık içermesi önemlidir (Akıllı, 2008). Ekolojik ayak izi hesaplamalarında standartlara ulaşmak, ortak bir görüş oluşturmak ve yöntemi bilimsel olarak değerlendirmek amacıyla Global Footprint Network (Küresel Ayak İzi Ağı) tarafından komite tabanlı bir süreç başlatılmıştır. Son olarak, 16 Haziran 2006 tarihinde gerçekleştirilen tartışmalar, ekolojik ayak izi sonuçlarının tutarlı ve güvenilir olmasını sağlamak için geniş bir şekilde kabul gören ortak bir hesaplama yönteminin benimsenmesini teşvik etmektedir (www.footprintstandarts.org'dan aktaran Akıllı vd, 2008).

### 3. Dünya' da Ekolojik Ayak İzi

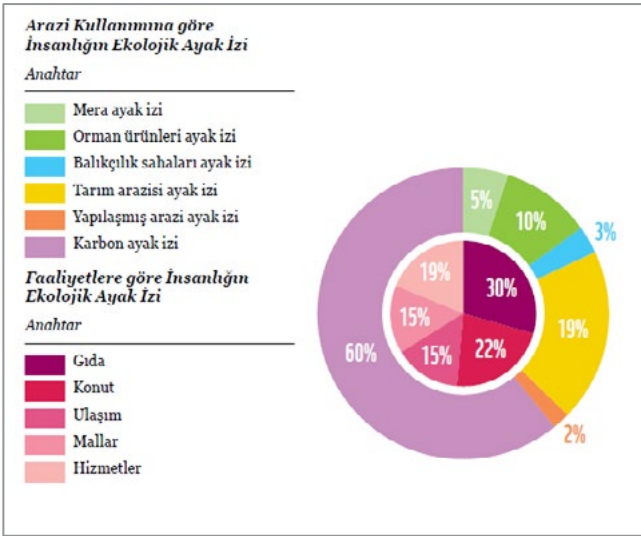
2022 de yayınlanan "Yaşayan Gezegen Raporu", ekolojik ayak izi hesaplarına göre, insanların dünyanın kaynaklarını aşırı tükettiğini (%75 oranında fazla) ve bu durumun dünyanın sağlığını ve insanlığın geleceğini tehdit ettiğini ifade etmektedir. Bu hesaplamalar, insanlığın mevcut yaşam tarzının sürdürülemez olduğunu ve kaynakları 1,75 Dünya eşdeğerinden fazla kullandığımızı göstermektedir. Raporla paylaşılan 1961 ve 2022 arasındaki değişimi gösteren şekil 1' de, kişi başı küresel hektar cinsinden küresel Ekolojik Ayak İzi (mavi çizgi) ve kişi başına düşen Karbon Ayak İzinin (Ekolojik Ayak İzinin bir alt kümesi - pembe çizgi)) arttığı görülürken "Biyokapasite"nin (Yeşil çizgi) azalış

eğrisinin bu iki göstergenin tersine çok daha bir hızla düşüş eğrisinde olduğu görülmektedir.



**Şekil 1.** 1961 ve 2022 yılları arasında, kişi başına düşen küresel Ekolojik Ayak İzi ve Biyokapasite (Yaşayan Gezegen Raporu, 2022)

Rapor ayrıca 2020'de kişi başına düşen küresel Ekolojik Ayak İzi'nin 2,5 küresel hektar olduğunu ve biyokapasitenin ise 1,6 küresel hektar olduğunu göstererek, insanlığın ekolojik ayak izinin, dünyanın mevcut biyokapasitesi olan kişi başına 1,6 küresel hektardan daha az olması gerektiğine vurgu yapıyor. Şekil 2 ise bu ekolojik ayak izinin arazi kullanımı ve faaliyetlere göre yoğunluğunu gösterirken, bu büyük kaynak aşımının dünyanın sağlığıyla birlikte insanlığın geleceğini de tehlikeye attığı ifade ediliyor.



**Şekil 2.** 2020 yılı arazi kullanımı ve faaliyetlere göre İnsanlığın Ekolojik Ayak İzi (Yaşayan Gezegen Raporu, 2022)

#### 4. Sonuç ve Değerlendirme

Ekolojik ayak izi, sürdürülebilir bir dünya için sürdürülebilir kalkınmanın önemli bir ölçütü ve rehberidir. Sürdürülebilir kalkınma, ekonomik büyüme, sosyal refah ve çevresel korumanın birleştiği hedefi ifade eder. Ekolojik ayak izi hesaplamaları, doğal kaynakların sınırlı olduğu ve çevresel etkilerin azaltılması gerektiği gerçeğini vurgular. Bu

hesaplamalar, belirli bir nüfusun doğadaki etkisini, mevcut tüketim miktarını ve her bireyin doğal kaynaklar için kullandığı alanı hesaplayarak bize yol gösterir. Bu sayede, insanlar doğal kaynakları kullanırken önemli kararları sorgulayabilir ve kaynakları etkin bir şekilde yönetme ve çevresel etkileri azaltma konusunda bilinçli kararlar alabilir (Aydemir ve Arık'tan aktaran Akkor, 2018) Ekolojik ayak izinin hesaplanması, politika yapıcılar, işletmeler ve bireyler için önemli bir bilgi kaynağı sağlar ve sürdürülebilir kalkınmanın gerçekleştirilmesi için ayak izinin anlaşılması ve azaltılmasının büyük bir öneme sahip olduğunu ortaya koyar.

#### Referanslar

- Akıllı, H. vd, "Ekolojik Ayak İzinin Kavramsal İçeriği Ve Akdeniz Üniversitesi İktisadi Ve İdari Bilimler Fakültesi'nde Bireysel Ekolojik Ayak İzi Hesaplama", Akdeniz İ.İ.B.F. Dergisi (15) 2008, 1-25.
- Akkor, Ö. vd, "Sürdürülebilir Yaşama Yönelik Çevre Eğitimi Aracı Olarak Ekolojik Ayak İzinin Uygulanması ve Değerlendirilmesi", (Doktora Tezi), KKTC Yakın Doğu Üniversitesi Eğitim Bilimleri Enstitüsü (2018).
- Akyüz, Y. vd, "Akademisyenlerin Ekolojik Etkilerinin İncelenmesi E.Ü. Ziraat Fakültesi Örneği", XII. Ulusal Tarım Kongresi, Mayıs 2016.
- Demirel, M. vd, "Ekolojik Ayak İzi Tarih Yazıyor: Dünya Limit Aşım Günü", Journal of Economics and Administrative Sciences, 2022.
- Dinç, A., "Bir Sürdürülebilir Kalkınma Göstergesi Olarak Ekolojik Ayak İzi ve Türkiye", (Yüksek Lisans Tezi), Eskişehir Anadolu Üniversitesi Sosyal Bilimler Enstitüsü, 2015.
- Eren, Ö. vd, "Ziraat Fakültesi akademisyenlerinin ekolojik ayak izinin belirlenmesi: Mustafa Kemal Üniversitesi örneği", Gaziosmanpaşa Üniversitesi Ziraat Fakültesi Dergisi (2017).
- Günal, N. vd, "Üniversite Öğrencilerinin Ekolojik Ayak İzi Azaltılması Konusundaki Eğilimlerinin İncelenmesi", Türkiye Bilim Araştırma Vakfı, Yıl:2018, Cilt:11, Sayı:4, Sayfa: 34-46.
- Kaypak, Ş., "Ekolojik Ayak İzinden Çevre Barışına Bakmak", Türk Bilimsel Derlemeler Dergisi 6 (1): 154-159, 2013.
- Keleş, Ö., "Sürdürülebilir Yaşama Yönelik Çevre Eğitimi Aracı Olarak Ekolojik Ayak İzinin Uygulanması ve Değerlendirilmesi", (Doktora Tezi), Gazi Üniversitesi Eğitim Bilimleri Enstitüsü, 2007.
- Yaşayan Gezegen Raporu, 2022.

# Corrosion Behavior of Trivalent Chromium Process (TCP) Coating on Modified Die Casting Alloys

Üç Değerlikli Krom Proses (TCP) Kaplamanın Modifiye Edilmiş Basınçlı Döküm Alaşımlarındaki Korozyon Davranışı

**Talha SERT<sup>1</sup>, Pinar AFSIN<sup>2</sup>, Ipek TUNC<sup>1</sup>, Can AKYIL<sup>2</sup>, B. Deniz KARAHAN<sup>1</sup>, Muammer MUTLU<sup>3</sup>, Onur OZCAN<sup>3</sup>, Ismail KURUAL<sup>3</sup>, Ozgul KELES<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Istanbul Technical University, <sup>2</sup>MacDermid Enthone Inc., <sup>3</sup>Mita Kalip ve Dokum Sanayi A.S. Türkiye

## Abstract

The high corrosion resistance of die-cast aluminum alloys (EN AC 46000 and 43400 series) is highly required in the automotive industry. It is well recognized that the composition, shape, and surface characteristics of the die-cast component affect its corrosion behavior. Therefore, in this study, trivalent chromium processing (TCP) conversion coating is applied to two different commercially available types of B and Sr-modified die-cast alloys. Salt spray tests and Tafel extrapolation methods are used to study the corrosion behavior.

## 1. Introduction

The die-casting process is frequently used in the automotive industry because it allows the fabrication of high-precision, structurally, and dimensionally stable parts in high quantity. By allowing the production of parts with thinner wall thickness, the cooling time is shortened, which improves the mechanical properties of the parts [1]. Among alternative die-cast alloys, aluminum-silicon casting alloys such as EN AC 46000 and 43400 are highly used in the automotive industry due to their improved mechanical properties. Although aluminum alloys have a natural protective oxide layer on their surface, their corrosion resistance is not found to be sufficient for most of the applications. In the past, chromate conversion coating (CCC) was used to improve the corrosion resistance of aluminum alloys. However, this process was banned in the early 2000s for containing Cr<sup>6+</sup> ions which are renowned for their high toxicity. Some other non-toxic alternatives to chromate coatings could be listed as molybdate, manganese, vanadates, tungstate conversion coatings, and trivalent chromium process (TCP) [2].

TCP method provides a corrosion-resistant surface to many metals and alloys. The process consists of two main steps i.e. surface pre-treatments and chromate coating. Pre-treatment step covers degreasing with alkaline surface active agents followed by deoxidation of the substrate with nitric/sulphuric acid. In the Cr<sup>3+</sup> coating step (TCP), the metal surface is coated by dipping into the chromate bath solution which could contain hexafluoro zirconic acid or

potassium fluorozirconate (H<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> or K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub>), trivalent chromic oxides (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> or Cr (OH)<sub>3</sub>), chromium sulfate (Cr<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub>), sodium fluoride (NaF), and fluoroborate salts (BF<sub>4</sub><sup>-</sup>). After washing and drying, TCP coatings are obtained [3].

In this study, boron (B) and strontium (Sr) modified alloys namely EN AC 46000 and 43400 were produced by high-pressure die casting. The TCP coating on the corrosion resistance of the die-cast pieces is studied based on salt spray and Tafel extrapolation tests.

## 2. Experimental Procedure

The casting procedure was conducted as stated earlier [2]. For TCP coating, firstly 8 samples were degreased by being immersed in 55 g/L Castelox Prep 180 solution for 10 minutes at 60-65 °C. Then, deoxidation step was conducted to remove oxide layer by treating the samples in 200 g/L Aluma Deox 436 S solution for 3 minutes at room temperature. Afterward, conversion coating was applied for 4 minutes at 35 °C in Iridite TCP-III solution. In this step, the pH of the TCP solution was adjusted to 3.9 by using sulphuric acid and ammonia solutions. Samples were rinsed with DI water after every step, and finally dried in air. Sample codes were given in Table 1.

**Table 1.** Sample codes

Sample Code	Alloy type	Modification
1	EN AC 46000	-
2		AlB3
3		AlSr15
4		AlB3 + AlSr15
5	EN AC 43400	-
6		AlB3
7		AlSr15
8		AlB3 + AlSr15

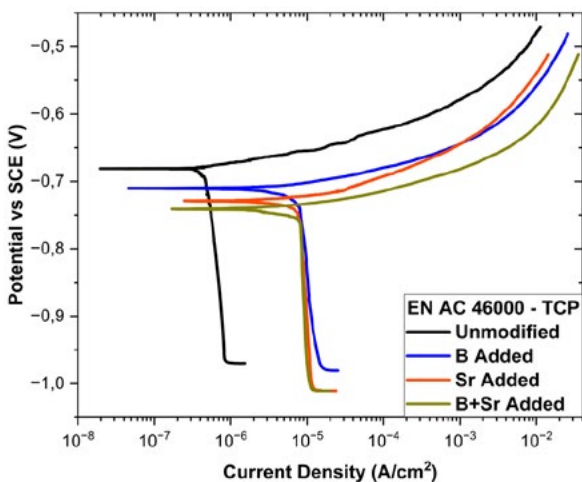
The electrochemical characterizations of samples were realized by Tafel extrapolation methods where aluminum casting alloys was used as working electrode, saturated calomel electrode as reference electrode, and graphite rod as counter electrode. Casting samples were cut into 15 x 10 x 5 mm pieces and covered with nail polish to obtain 1 cm<sup>2</sup>

active area before the analysis. Tafel extrapolations were realized in 3.5 wt.% NaCl solution. The corrosion resistance of samples was also evaluated by the salt spray test for 300 hours.

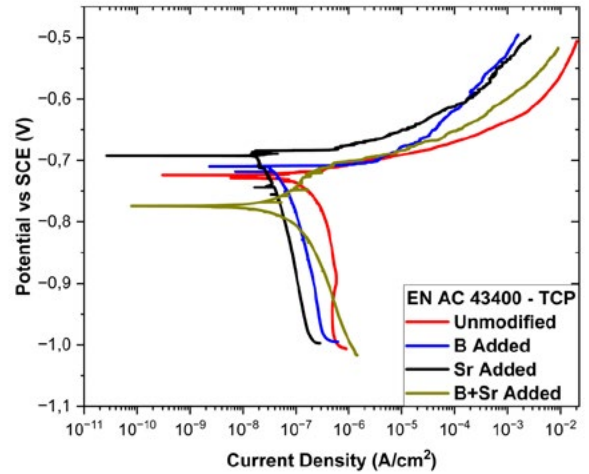
### 3. Results and Discussion

The effect of B and Sr modification on the microstructure of EN AC 46000 and 43400 alloy series was discussed in previous studies. The addition of AlB<sub>3</sub> helped to form finer grains, while the AlSr15 addition resulted in an increased surface area of the eutectic phase. Earlier studies showed that in 46000 alloys, AlB<sub>3</sub> alloy modification resulted in the best corrosion resistance. When the sample surfaces were investigated after Tafel analysis a corrosion product in sludge form was detected. This sludge phase was believed to inhibit pitting corrosion. In 43400 alloy, no major difference was observed in the microstructure among the modification agents [2].

To investigate the corrosion tendency of TCP coated alloys polarization curves are presented in Figures 1a-b. As seen from the figure, samples exhibit a limiting current in the cathodic region which indicates the diffusion-controlled corrosion process in both alloy series. In general, higher corrosion tendency and current values were observed in 46000 alloys. According to the results, modified 46000 alloys have a higher corrosion tendency and corrode faster. In 43400 alloys, AlSr15 addition led to maximum corrosion protection with lower corrosion currents and less electroactive character. It is believed that as a result of the increased eutectic phase area, anodic  $\alpha$ -Al particles interacted more with cathodic phases such as intermetallics. These interaction areas were dissolved during TCP pretreatments and resulted in increased surface roughness and more homogeneously attached strong TCP coating.



a)



b)

Figure 1. Tafel curves of a) EN AC 46000 b) EN AC 43400

300 hours of salt spray test results were given in Figures 2 and 3 for 46000 and 43400 alloys, respectively. In 46000 alloy, corrosion started in the first 100 hours in unmodified and AlB<sub>3</sub> modified samples, while it was observed within the first 200 hours for Sr containing modifications. It was also noted that although the corrosion started earlier, it developed slower in unmodified 46000 alloy compared to other samples during the salt spray test, as supported by Tafel curves. Finally, no indication of corrosion was observed in any TCP coated 43400 alloys in the salt test within 300 hours.

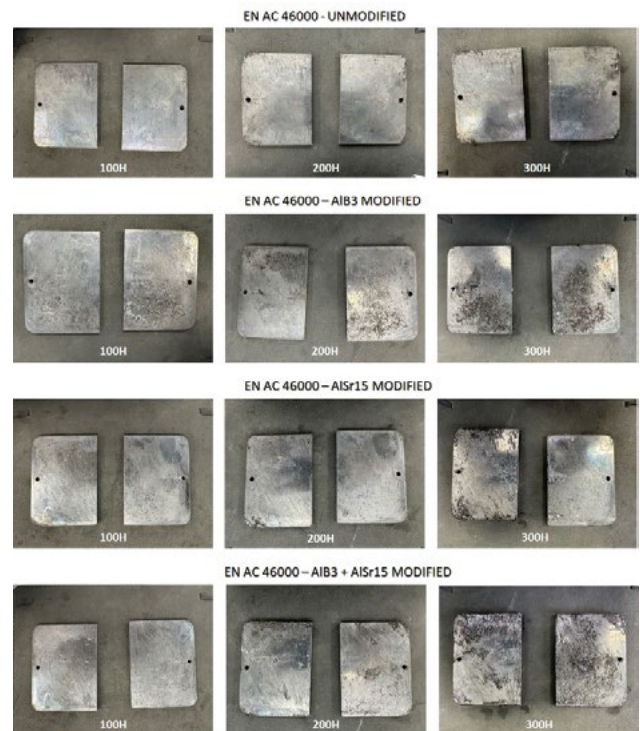
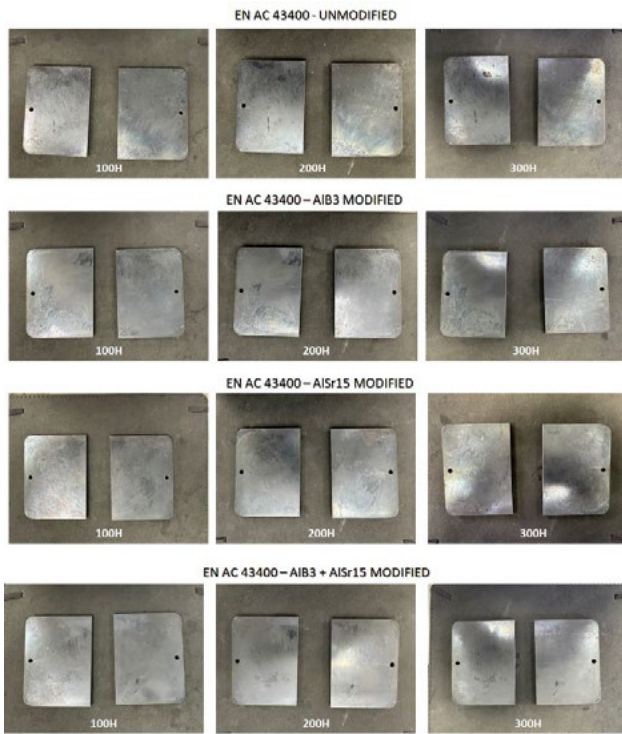


Figure 2. Salt spray test results of TCP coated 46000 alloys



**Figure 3.** Salt spray test results of TCP coated 43400 alloys

#### 4. Conclusion

In this study, trivalent chromium processing (TCP) conversion coatings were applied to EN AC 46000 and 43400 alloys with different alloy modifications to improve corrosion protection properties. EN AC 43400 alloy samples exhibited better corrosion performance in general compared to 46000 alloys. The samples showed no visible indication of corrosion after 300 hours of salt spray test. Among them, minimum corrosion tendency and current was measured in AlSr15 modified 43400 alloys. Among the 46000 alloy series, unmodified alloy exhibited the best corrosion performance in comparison to modified 46000 alloys.

#### References

- [1] Z.H. Yuan, Z.P. Guo, S.M. Xiong, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 29, 2019, 919–930.
- [2] B. Savaskan, Effect of boron and strontium addition to AlSi9Cu3 and AlSi10Mg aluminum die casting alloys on corrosion resistance after Cr<sup>3+</sup> conversion coating, M.Sc. Thesis, Istanbul Technical University, 2022, Istanbul, Turkey.
- [3] S. Hesamedini and A. Bund, Trivalent chromium conversion coatings, *Journal of Coatings Technology and Research*, 16, 2019, 623–641.

## Electro Magnetic Deep Filtration (EMDF)

**Jason MIDDLEY, Joseph WHITWORTH**

Pyrotek EMP Technologies LTD  
United Kingdom

The cast metal quality is a fine balance between many factors such as holding time, fluxing, degassing, grain refinement and filtration. Therefore, developing robust filtration process could meet the existing challenges.

Pyrotek's answer to such high expectations is the **Electromagnetic Deep Filtration (EM-DF) Ceramic Foam Filter (CFF) Box** represents a cutting-edge advancement in aluminum filtration technology. It is designed to significantly enhance the quality, efficiency, and sustainability of the aluminum casting process. This innovative filtration system utilizes electromagnetic coils to prime multiple Ceramic Foam Filters (CFFs) simultaneously, ensuring superior metal cleanliness and casting precision. Controlled priming via electromotive/Lorentz forces, dynamic metal velocity, and static metal head.



### Key Features and Advantages:

1. **Stacked CFF Configuration:** The EM-DF allows up to three CFFs to be inserted as a stack, offering flexible configurations with variable-grade CFFs. This versatility ensures precise filtration tailored to specific casting requirements.
2. **Multiple Filter Size Options:** Choose from a range of filter sizes, accommodating widths from 586mm (23.1") to 621mm (24.5") and a thickness of approximately 50mm (~2"). This adaptability caters to diverse casting needs.
3. **Efficient Gas Heating:** The system utilizes a gas heating option as standard, optimizing heating efficiency. Gas consumption varies based on filter box usage, ensuring cost-effectiveness.
4. **Energy-Efficient Operation:** The EM-DF is designed for energy efficiency, consuming only 2.5kW for a brief 120 seconds of coil energization during filter priming. This minimizes energy costs and environmental impact.
5. **Reusable Filter Tool:** The EM-DF's filter tool is engineered for reusability. After recoating with BN Lubriccoat ZV between casts, it maintains consistent performance, reducing maintenance expenses.
6. **Automation and Process Control:** The system can be fully automated, streamlining the filtration process and minimizing manual intervention. This automation enhances process control and ensures consistent casting performance.
7. **Improved Metal Recovery:** Efficient draining of entrapped metal from CFFs at the end of each cast optimizes metal recovery and reduces material waste.
8. **Operator Safety and Convenience:** Designed with operator safety in mind, the EM-DF is easy to operate and requires minimal maintenance. Its filter removal tool and handling table enhance operational convenience and reduce the risk of injury.



The EM-DF Ceramic Foam Filter Box represents a forward-looking solution for aluminum casting, offering unmatched filtration efficiency, flexibility, and sustainability. By adopting this advanced technology, aluminum casting processes can achieve superior metal cleanliness, increased efficiency, and consistently high-quality end products.

**Why further improve filtration technology?**

**1. Resolving Existing Challenges:** The aluminum casting process involves various parameters that influence the quality of the final product. Achieving the desired cast metal quality is a complex balance of factors, including holding time, fluxing, degassing, grain refinement, and filtration. Filtration plays a crucial role as the final step before casting. Improving filtration technology aims to better control and optimize this critical phase.

**2. Enhancing Filtration Efficiency:** Aluminum casting quality depends on consistent and high filtration efficiency. Variations in filtration can lead to impurities in the cast metal, which can result in defects and reduced product quality. The goal is to reduce filtration efficiency deviations across all grades of aluminum, ensuring a uniform and reliable process.

**3. Reliability and Stability:** Achieving reliable and stable priming is essential for ensuring that the filtration process consistently meets its performance targets. This reliability helps minimize the risk of failed casts and ensures that the filtration step consistently contributes to superior product quality.

**4. Thicker Filtration Media:** Increasing the thickness of filtration media can lead to superior filtration efficiency. This allows for the removal of smaller impurities and contaminants from the molten metal, resulting in a cleaner final product. Thicker filtration media can also contribute to a more efficient and reliable casting process.

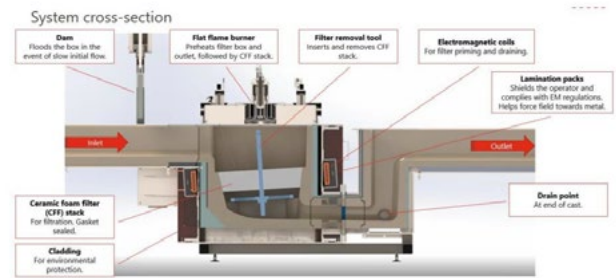
**5. Greater Flexibility for Casthouses:** Flexibility in filtration technology is crucial for casthouses, as it enables them to adapt to varying production needs and challenges. The ability to use different grades of Ceramic Foam Filters (CFFs) and configure them as needed provides greater versatility in achieving specific casting objectives.

In summary, the drive to further improve filtration technology in aluminum casting is motivated by the complex nature of the casting process and the need to consistently produce high-quality aluminum products. By enhancing filtration efficiency, reliability, and flexibility, manufacturers can

achieve greater control over their processes and ultimately deliver superior, defect-free products to the market.

**Process**

The Electromagnetic Deep Filtration (EM-DF) process is a specialized technique used in aluminum casting to enhance the quality and efficiency of the casting process. Here is an overview of the key steps involved in the EM-DF process:



**1. Preparation of Ceramic Foam Filters (CFFs):**

- The process begins with the preparation of Ceramic Foam Filters (CFFs). These filters are designed to remove impurities and solid particles from the molten aluminum during the casting process. CFFs come in various grades and sizes to accommodate different casting requirements.

**2. Stacking CFFs:**

- In the EM-DF process, up to three CFFs can be stacked together in a specific configuration. This stacking of CFFs allows for precise control over the filtration process, making it adaptable to different casting scenarios and requirements.

**3. Insertion into the EM-DF Ceramic Foam Filter Box:**

- The stacked CFFs are inserted into the EM-DF Ceramic Foam Filter Box. This specialized filtration system is equipped with electromagnetic coils that play a crucial role in the filtration process.

**4. Priming and Filtration:**

- The EM-DF system activates the electromagnetic coils, creating a magnetic field. This field induces a flow

of molten aluminum through the stacked CFFs. As the molten aluminum passes through the CFFs, impurities, and solid particles are captured, resulting in cleaner and purer metal.

#### 5. Heating Options:

- The EM-DF system typically uses gas heating as the standard method to heat the molten aluminum. Gas consumption can vary based on the usage of the filter box. The heating process is critical for maintaining the optimal temperature of the molten aluminum during filtration.

#### 6. Energy Consumption:

- The EM-DF system is designed to be energy-efficient. It consumes only 2.5kW of power for a short duration of 120 seconds during coil energization for filter priming. This minimizes energy costs and environmental impact.

#### 7. Automation and Process Control:

- The EM-DF process can be fully automated, reducing the need for manual intervention. Automation enhances process control and ensures consistent performance in every cast.

#### 8. Draining and Metal Recovery:

- After the casting process is complete, the system efficiently drains any entrapped metal from the CFFs. This step optimizes metal recovery, minimizing material waste.

#### 9. Reusable Filter Tool:

- The EM-DF system includes a filter tool designed for reusability. After recoating with BN Lubricat ZV between casts, it maintains its performance, reducing maintenance costs.

#### 10. Operator Safety and Convenience:

- The EM-DF system is designed to prioritize operator safety and convenience. Features like a filter removal tool and handling table enhance operational convenience while minimizing the risk of injury for operators.

### Technical Information and Performance Overview:

- **Metal Throughput Range:** The EM-DF process is capable of handling a wide range of metal throughputs, ranging from 180 kg/min (10 tonnes/hr) to 1050 kg/min (63 tonnes/hr). This flexibility makes it suitable for various casting scenarios and production requirements.
- **Stacked CFFs:** The system allows for the insertion of up to three Ceramic Foam Filters (CFFs) in a stacked order. This configuration provides precise control over filtration and is adaptable to different casting needs.
- **Reusability of Consumable Filter Tool:** The consumable filter tool is designed to be reused after recoating with BN Lubricat ZV between casts. This reusability reduces maintenance costs and ensures consistent filtration performance.
- **CFF Sizes:** The CFFs come in three different sizes, with widths of 23.1" (bottom), 23.8" (middle), and 24.5" (top), all approximately 2" (50mm) thick. When stacked together, they create a total thickness of approximately 6" (150mm), optimizing filtration performance.
- **Filtration Performance Calculation:** Filtration performance can be calculated to predict inclusion removal, allowing for precise quality control in the casting process.
- **Heating Options:** The EM-DF system offers various heating options, including gas, electric, and hot air. These options cater to specific casting requirements and preferences.
- **Filter Preheating Time:** For a triple stack of CFFs, the filter preheating time is approximately 35 minutes when the box is already at the desired temperature. This quick preheating process minimizes downtime.

- **Energy Efficiency:** During coil energization for 120 seconds, the coil requires only 2.5kW of electrical energy, making the EM-DF process energy-efficient.
- **Market Application:** The EM-DF process is particularly well-suited for high-spec applications, including aerospace-grade alloys and foil production, where it competes with Direct Pour Filtration (DPF) performance. Additionally, it serves the high-quality secondary aluminum market.

# Alüminyum Alaşımlı Binek Araç Jantlarında Akıtarak Şekillendirme Teknolojisinin Farklı Redüksiyon Oranlarında Uygulanması

Application of Flow Forming Technology with Different Reduction Ratios in Aluminum Alloy Passenger Car Wheels

**Sebihe Yağmur DİNÇ, Makbule POZAN, Meriç IŞIK**

CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Flow-forming is a type of “spinning” process used to produce high-precision axisymmetric parts with complex geometries. The process is accomplished by placing a hollow metal component on a rotating mandrel, and the axial compression forces of moving rollers along the profile of the mandrel cause the workpiece to deform plastically and flow in the axial direction. Flow forming was used in the 1950s to produce lightweight and high-strength aerospace components and gained popularity due to its advantages. Over time, flow forming has expanded to various industries such as automotive, defense, and medical.

The study was carried out by varying the reduction ratio, which is the characterizing parameter of the process. The final thickness of the workpiece is subtracted from the initial thickness to calculate this parameter, which is then multiplied by the initial thickness. The reduction ratio was changed during the experiments so that the wall thicknesses of the A356 wheels had different values. For the production of various workpieces with the same initial wall thickness, three different reduction ratios—the standard reduction ratio, lower than the standard reduction ratio, and the higher reduction ratio—were selected in the study. Only the selected reduction ratio was used for a single workpiece.

The study aimed to investigate the effect of the reduction ratio on the strength of the rim section. All the wheels used for this study followed the same process steps as a standard wheel. When 420 data of the rim section of the wheels flow-formed using three different reduction ratios were examined, it was observed that there was no statistically significant difference between the versions and that the flow-forming effect became denser in the microstructure as the reduction ratio increased. The most notable difference was found in the rim section yield strength values when the strength values obtained as a result of the tensile test were compared for the three wheel groups within the context of the study.

## Özet

Flow-forming, karmaşık geometriye sahip yüksek hassasiyetli aksel simetrik parçaların üretilmesinde kullanılan bir tür “sıvama” işlemidir ve Türkçeye “akıtarak şekillendirme” olarak geçmiştir. İşlem, içi boş metal bir parçanın dönen mandrelin üstüne yerleştirilmesi ve mandrelin profili boyunca hareketli makaraların radyal sıkıştırma kuvvetleriyle, iş parçasının mandrelin geometrisini alacak şekilde aksel yönde uzaması sağlanarak gerçekleşir. Akıtarak şekillendirme, 1950’li yıllarda hafif ve yüksek mukavemetli havacılık bileşenleri üretmek için kullanılmış ve sağladığı avantajlar sayesinde popülerlik kazanmıştır. Akıtarak şekillendirme, zamanla otomotiv, savunma ve medikal gibi çeşitli endüstrilere genişlemiştir.

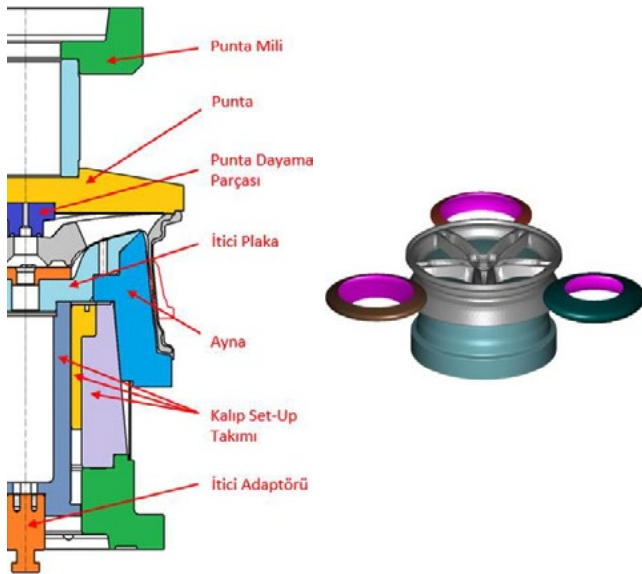
Gerçekleştirilen çalışma, prosesin karakterize edici parametresi olan redüksiyon oranında değişiklikler yapılarak yürütülmüştür. Bu parametre, iş parçasının başlangıç kalınlığından final kalınlığı çıkartılıp, sonrasında tekrar başlangıç kalınlığına bölünmesiyle hesaplanır. Yapılan deneylerde redüksiyon oranı, A356 jantların lastik yüzeylerinin et kalınlıkları farklı değerlere sahip olacak şekilde ayarlanmıştır. Çalışmada, aynı başlangıç et kalınlığına sahip farklı iş parçalarının üretimi için; standart redüksiyon oranı, standart redüksiyon oranından düşük ve daha yüksek redüksiyon oranı olmak üzere üç farklı proses belirlenmiştir. Tek bir iş parçası için sadece seçilen redüksiyon oranı kullanılmıştır.

Çalışmada redüksiyon oranının jantın lastik yüzeyi mukavemeti üzerindeki etkisi incelenmiştir. Jantlar, süreç içerisinde normal bir jantla aynı proses adımlarına tabi tutularak üretilmiştir. Üç farklı redüksiyon oranı kullanılarak sıvama jantların lastik yüzeyine ait 420 adet veri incelendiğinde versiyonlar arasında istatistiksel olarak anlamlı bir farkın tespit edilmediği, mikroyapıda ise artan redüksiyon oranına paralel şekilde daha yoğun bir sıvamanın gerçekleştiği görülmüştür. Çalışma kapsamında, çekme testi sonucunda elde edilen mukavemet değerleri, farklı jant kümeleri için karşılaştırıldığında en belirgin fark, lastik yüzeyi akma mukavemeti değerlerinde gözlemlenmiştir.

## 1. Giriş

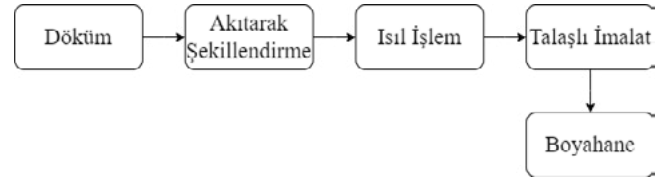
Alüminyum alaşımlı jantlar, yüksek özgül dayanımları, korozyon dirençleri, düşük ağırlıkları ve bu sayede yakıt tüketimini azaltmaları, aynı zamanda daha iyi bir yol tutuşu sağlamaları nedeniyle sıklıkla tercih edilmektedir. Alüminyum jantlarda A356 alaşımı kullanılmakta ve jant üretimi genellikle alçak basınçlı döküm yöntemiyle yapılmaktadır. Jantlar, taşıtta hem bir güvenlik unsuru hem de çeşitli estetik stil yüzeylerine sahip olmaları nedeniyle bir aksesuar olarak nitelendirilir. Bir jantın bölümleri kabaca dış flanş, stil yüzeyi, feder kolları, göbek, lastik kesiti, hump ve iç flanş olarak sıralanabilir. Jantın feder kollarının arkasında janta ait markalamalar bulunur. Bu markalamalar, jantın üretim tarihini, hangi üretim aşamalarından geçtiğini ve ölçü detaylarını göstermektedir. 8Jx17H2 olarak kodlanan bir jantta, 8 rakamı anma genişliği ölçüsünü, J flanş tipini, 17 sayısı anma çapını, H hump tipini ve H'nin yanındaki 2 ise hump adedini ifade etmektedir. Bu çalışmada kullanılan jant, 9J"X19" ebadındadır.

Flow forming ya da akıtarak şekillendirme işlemi, jant gibi karmaşık bir parçanın üretilmesinde oldukça elverişlidir. Bu işlem, "preform" adı verilen içi boş parçanın mandrel üzerine yerleştirilmesi ve birbirinden 120° uzaklıkta olan üç makara ile sıkıştırılmasıyla gerçekleştirilir. Bazı makinelerde ise işlem, tek makara ile defalarca kez iş parçasının üzerinden geçilerek gerçekleştirilmektedir. Akıtarak şekillendirme esnasında gerçekleşen gerinim sertleşmesiyle malzemenin mukavemetinde kayda değer bir artış sağlanır. Akıtarak şekillendirme, boyutsal doğruluk ve yüzey kalitesinin önemli olduğu, kompleks eş eksenel geometriye sahip olan parçaların üretimi için kullanılır [1,2]. Akıtarak şekillendirme tezgâhı, basitçe Şekil 1'de gösterilmiştir.



Şekil 1. Akıtarak şekillendirme tezgâhı

Jant, alçak basınçlı döküm tezgahında üretildikten sonra akıtarak şekillendirme tezgahında sıvanır (Şekil 2). Şekillendirme esnasında kesit kalınlığı incelidikçe jantın mukavemeti artar ve daha dayanıklı jantlar elde edilir. Daha hafif ve daha dayanıklı bir jant, yakıt tüketimini azaltacağı gibi, çevreye salınan egzoz gazı miktarını da düşürür. Buna ek olarak, akıtarak şekillendirmeye üretilen jantlar, akıtarak şekillendirme kullanılmayan jantlara kıyasla nihai şekle daha yakın olduğundan, talaşlı işleme ihtiyaçları da daha azdır. Böylece işlem, üretici açısından ekonomik olarak avantajlı bir yön de kazanır. Akıtarak şekillendirme işlemi, sağladığı bu avantajlardan dolayı otomotiv endüstrisinde sıklıkla tercih edilmektedir [3,4].



Şekil 2. Akıtarak şekillendirmenin üretim sürecindeki yeri

Akıtarak şekillendirme işleminde iş parçasının ebatları, mandrel dönme hızı, uygulanan redüksiyon oranı ve ısı işlem, ilerleme hızı gibi parametreler, final ürünün özellikleri üstünde önemli bir rol oynamaktadır. İşlemde uygulanacak olan redüksiyon oranı, işlemin karakterize edici parametresidir. Akıtarak şekillendirme işleminde redüksiyon oranı,  $R_0$ , Formül 1'deki gibi hesaplanır:

$$R_0 = \frac{t_0 - t}{t_0} \times 100 \quad (1)$$

Bu denklemde  $t_0$ , başlangıç et kalınlığını;  $t$  ise final ürün et kalınlığını ifade etmektedir. Jantta redüksiyon oranı, preform lastik kesiti kalınlığından, final kalınlığın çıkartılıp, yine preform lastik kesit kalınlığına bölünmesiyle bulunur ve % olarak ifade edilir [5,6].

Mutlu ve diğerleri, W-temperli 6082 alüminyum alaşımında redüksiyon oranının mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkisini araştırmışlardır. Yaptıkları çalışmada, çözeltiliye alınmış W-temper durumundaki 6082 alaşımından yapılmış borular, %45, %55 ve %65 olmak üzere üç farklı redüksiyon oranıyla sıvanmış ve sıvama sonrası borular 177 °C'de 8 saat yaşlandırılmıştır. Redüksiyon oranı yükseldikçe, akış yönünde taneler uzamaktadır. Numunelerin mikroyapısında yeniden kristalleşme görülmemiştir, akıtarak şekillendirme sonrası yapılan yaşlandırma sıcaklığının yeniden kristalleşme için yetersiz olduğu bulgusuna ulaşılmıştır. Daha düşük redüksiyon oranıyla sıvanan numunelerin daha yüksek mukavemet ve sertlik değerlerine ulaştığı görülmüştür [7].

Malladavoudi ve arkadaşları, O-temperli 7075 alüminyum alaşımında akıtarak şekillendirme işleminde et kalınlığını azaltmanın alaşımın mekanik özellikleri ve sıvama

hassasiyeti üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada, 7075-O borular üzerinde %10, %20, %30, %40, %50 ve %60 olmak üzere altı farklı kalınlık azaltma değeri kullanılmıştır. Çalışma sonucunda, et kalınlığı azaltma yüzdesi arttıkça yüzey pürüzlülüğünün arttığı ve geometrik doğruluğun azaldığı, et kalınlığı %60 değerinde azaltıldığında sertlik değerinin %48 oranında arttığı bulgularına ulaşılmıştır [8].

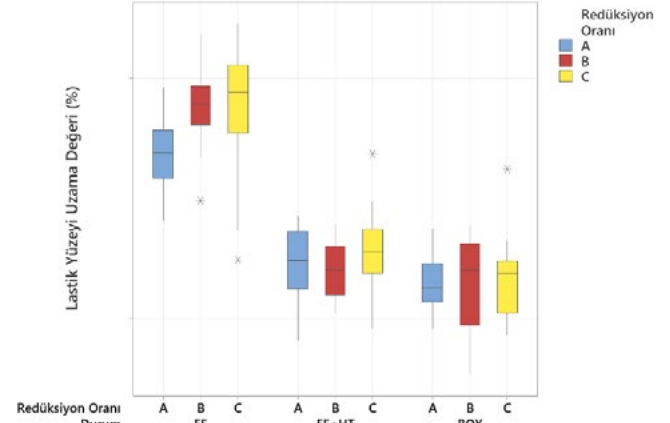
Gerçekleştirilen çalışmada ise, jantlar farklı redüksiyon oranlarıyla sıvanmış, daha sonrasında jantların mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Jantlara uygulanan redüksiyon oranları; standart redüksiyon oranı, standart redüksiyon oranının altında ve standart redüksiyon oranının üstünde olmak üzere üç gruba ayrılmış, daha sonrasında ise üretim basamaklarına göre sıvanmış (FF), sıvanmış ve ısıtılmış (FF+HT), son olarak da boyahane süreçlerinden geçmiş jantlar (BOY) olarak gruplandırılıp numunelerin incelemeleri yapılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

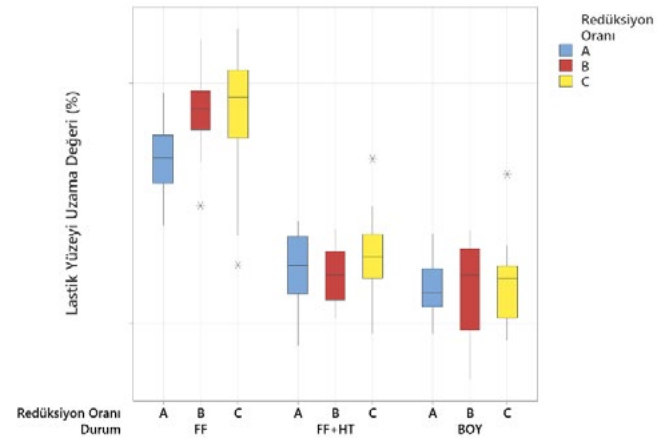
Çalışmada, akıtarak şekillendirme işleminde farklı redüksiyon oranlarının lastik kesiti üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Kullanılan tüm jantlar aynı model ve aynı kalıp numarasına sahip olup, akıtarak şekillendirme işlemine kadar aynı üretim adımlarını takip etmişlerdir. Jantlar, standart redüksiyon oranından az, standart redüksiyon oranı ve standart redüksiyon oranından fazla olmak üzere üç gruba ayrılarak şekillendirilmişlerdir. Redüksiyon oranları yukarıda belirtilen sıraya göre A, B ve C olarak adlandırılmıştır. Jantlarda, jant geometrisi oluşacak şekilde sıvama gerçekleştirilmiştir ve jantlar sıvandiktan sonra herhangi bir jant gibi üretim adımlarını takip etmiştir. Süreç boyunca her adımda jantlardan numuneler alınmış ve testlere tabi tutulmuştur.

## 3. Sonuçlar ve Tartışma

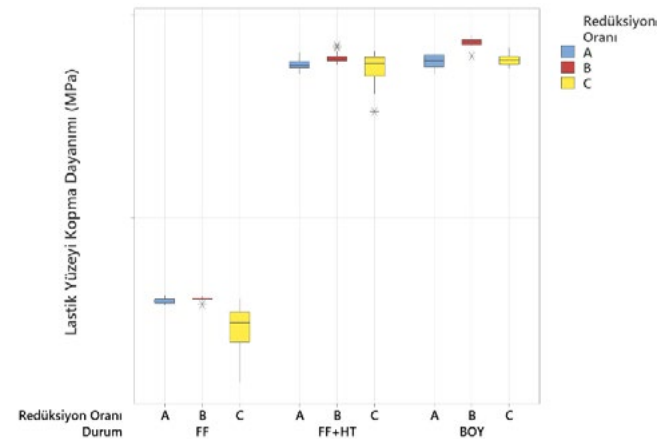
Üç farklı redüksiyon oranı kullanılarak belirli bir işlem sıcaklık aralığında şekillendirilen jantların, geçirdikleri her işlem adımında lastik kesiti bölgesinden alınan numunelerin mekanik testleri gerçekleştirilmiş ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Akıtarak şekillendirme işleminden sonra alınan numuneler FF; sıvanmış jantlar ısıtılmış (FF+HT); sıvanmış, ısıtılmış ve boyahane işlem görmüş numuneler ise BOY kısaltmasıyla kodlanmıştır. Üç farklı sıvama grubuna (A: standart redüksiyon oranından az, B: standart redüksiyon oranı ve C: standart redüksiyon oranından fazla) ait mekanik test sonuçları üç farklı üretim durumuna (FF: şekillendirilmiş jant, FF+HT: şekillendirilmiş ve ısıtılmış jant, BOY: boyahane süreçlerinden geçmiş jant, final ürün) göre gruplandırılıp akma ve kopma dayanımı, uzama değerleri incelendiğinde, final üründe (BOY) üç grup karşılaştırıldığında, yüzde uzama değerleri arasında baskın bir farklılık görülmemiştir (Şekil 3).



Şekil 3. Numunelerin lastik yüzeyi uzama değerleri



Şekil 4. Numunelerin lastik yüzeyi akma dayanımı değerleri

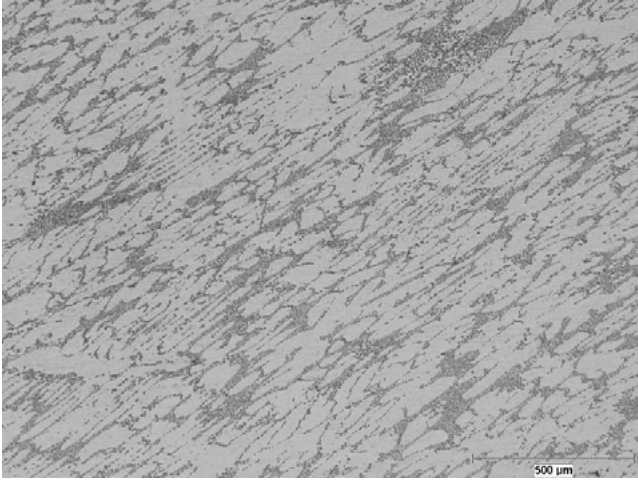


Şekil 5. Numunelerin lastik yüzeyi kopma dayanımı değerleri

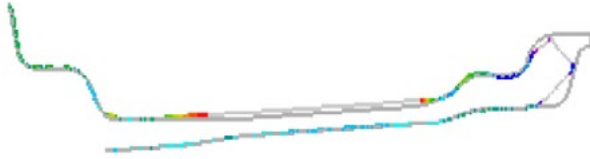
Ek olarak, final üründe lastik yüzeyi akma ve kopma dayanımı değerleri karşılaştırıldığında ise A ve C gruplarının birbirine benzediği, B grubunun ise diğer iki gruptan farklı olduğu görülmüştür (Şekil 4, Şekil 5). Üç farklı redüksiyon oranı grubu arasındaki en belirgin fark

ise, sıvanmış durumdaki (FF) jantlarda lastik yüzeyi akma dayanımı değerlerinde görülmüştür.

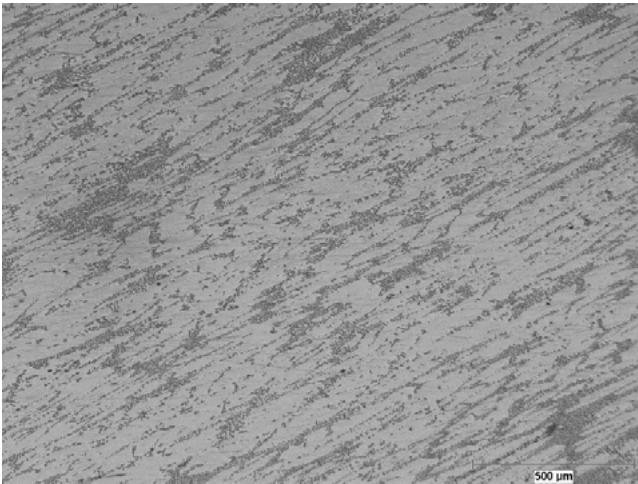
Numunelerin mikroyapıları incelendiğinde ise, redüksiyon oranı arttıkça tanelerin sıvama yönüne doğru uzadığı ve dentritik tane yapısının bu yönlenme etkisi ile en/boy oranının değişmeye başladığı gözlenmiştir.



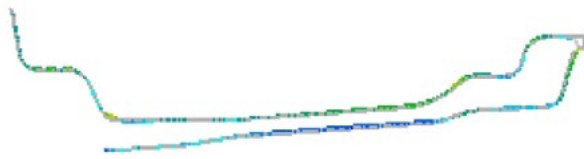
Şekil 6. A redüksiyon oranında lastik yüzeyi kesiti mikroyapısı (500 µm)



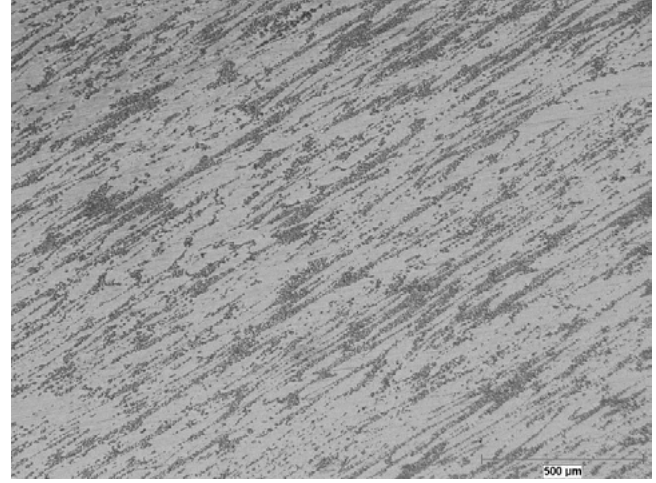
Şekil 6B. A redüksiyon oranında jant kesiti



Şekil 7. B redüksiyon oranında lastik yüzeyi kesiti mikroyapısı (500 µm)



Şekil 7B. B redüksiyon oranında jant kesiti



Şekil 8. C redüksiyon oranında lastik yüzeyi kesiti mikroyapısı (500 µm)



Şekil 8B. C redüksiyon oranında jant kesiti

#### 4. Sonuç

- Sonuç olarak, akıtarak şekillendirme ile şekillendirilmiş (FF) jantlarda; lastik yüzeyi uzama değerlerinde B ve C redüksiyon oranları benzerlik gösterirken, A redüksiyon oranı, B ve C'den farklıdır. Lastik yüzeyi akma dayanımı değerlerinde ise üç grup da birbirinden farklıdır ve en belirgin fark burada görülmüştür. Lastik yüzeyi kopma değerleri incelendiğinde ise B ve A redüksiyon oranları benzer gruplanmış, C redüksiyon oranı ise ikisinden de farklıdır.
- Sıvandıktan sonra ısıl işlem görmüş (FF+HT) jantlarda; lastik yüzeyi uzama değerlerinde üç grup arasında anlamlı bir farklılık görülmemiştir. Lastik yüzeyi akma dayanımı değerlerinde A ve C redüksiyon oranları arasında benzerlik gözlenmişken, B redüksiyon oranı her ikisinden de farklıdır. Lastik yüzeyi kopma dayanımı değerlerinde ise B ve C redüksiyon oranlarının farklı olduğu, ancak A redüksiyon oranıyla sıvanmış jantların değerlerinin hem B hem de C redüksiyon oranıyla sıvanmış jant değerleriyle benzerlik gösterdiği görülmüştür.
- Final ürün (BOY) durumundaki jantlarda, lastik yüzeyi uzama değerleri karşılaştırıldığında, tüm grupların da benzer olduğu görülmüştür. Lastik yüzeyi akma ve kopma dayanımı değerlerinde ise, A ve C redüksiyon oranı gruplarının benzer olduğu, B grubunun ise diğerlerinden farklı olduğu görülmüştür.

## Teşekkür

Çalışmanın gerçekleştirildiği CMS Jant ve Makine Sanayi A.Ş.'ye, CMS Jant Arge ve Laboratuvar ekiplerine, üretim aşamasında yardımcı olan Dmitrij Era ve Ali Şentürk'e teşekkürler.

## Referanslar

- [1] M. Haghshenas, R.J. Klassen, Mechanical Characterization of Flow Formed FCC Alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 641 (2015) 249-255.
- [2] I. Pérez, M. T. Santos, M. A. Gutierrez, F. Valente ve S. Notargiacomo, Simulation of the Flowforming Process Applied to Wheel Rims, *Numisheet 2008: 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes*, 1-5 Eylül 2008, Interlaken, İsviçre.
- [3] W. Cha, S.Y. Hwang ve N. Kim, Analysis of Mechanism of Backflow Defect of the Aluminum Wheel Flow Forming, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 15 (2014) 1075-1080.
- [4] A.A. Udalov, S.V. Parshin ve A.V. Udalov, Mechanism for Flow Forming of Cylindrical Workpiece, *Proceedings of the 4th International Conference on Industrial Engineering*, Ed. A. A. Radionov, 2019.
- [5] M. J. Davidson, K. Balasubramanian ve G. R. N. Tagore, An experimental Study on the Quality of Flow-Formed AA6061 Tubes, *Journal of Materials Processing Technology*, 203 (2008) 321-325.
- [6] D. Marini, D. Cunningham, P. Xirouchakis ve J. Corney, Flow Forming: A Review of Research Methodologies, Prediction Models and Their Applications, *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 7 (2016) 285-315.
- [7] A. C. Kocabiçak, A. Karakaş, G. Aydın ve S. Yalçınkaya, Investigation of Flow Forming Process and Heat Treatment Effects on 2024 Aluminium Tubes, *Proceedings of the 8th International Conference on Fracture, Fatigue and Wear*, Ed. M. A. Wahab, 2021.
- [8] H. R. Molladavoudi, F. Djavanroodi, Experimental Study of Thickness Reduction Effects on Mechanical Properties and Spinning Accuracy of Aluminum 7075-O, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 52 (2011), 949-957.



# Ağır Vasıta Araçlarda Farklı Kesitlerdeki Alüminyum Alt Arka Koruyucunun Sonlu Elemanlar Analizleriyle İncelenmesi ve Optimizasyonu

Finite Element Analysis and Optimization of the Aluminum Rear U Underrun Protection in Different Cross-Sections for Heavy Vehicles

**Seda YILDIZ, Eda DEMİR, Ahmet Abdullah KARACA**

Yeşilova Holding  
Türkiye

## Abstract

Every year, thousands of traffic accidents occur worldwide. When the distribution of these accidents is examined, accidents resulting from passenger vehicles colliding with and being crushed by heavy vehicles, leading to serious injuries to the occupants, are significant. In order to increase safety and reduce injuries and even fatalities, rear underrun protection (RUP) is used in heavy vehicles. The rear underrun protection, which is integrated into heavy vehicles, is a passive safety component that prevents a passenger car from going under the truck body, providing protection. The rear underrun protections of heavy vehicles are designed and used in accordance with UN ECE R58-03 regulation. The main geometries of the rear underrun protection, vehicles and categories for which integration is mandatory, and test criteria are detailed in the regulation. In this study, an alternative a design proposal has been suggested for rear underrun protections that generally use steel material, using aluminum extrusion profiles with different cross-sections.

The advantage of aluminum's specific gravity being one-third that of steel has been utilized to explore completely different designs from steel construction. The analysis results between each aluminum section have been evaluated. The optimum profile section has been determined based on the analysis results under the loading conditions specified by the standard.

The section analyses were performed nonlinearly using Altair Hyperworks Optistruct module. The analyses were carried out according to the loading conditions specified in UN ECE R58-03 standard, and five different loading cases were analyzed. The most critical loading for the rear underrun protection was determined as 100 kN applied by positioning longitudinally on planes tangent to the outer edges of the rear axle at a distance of 300 mm. The displacement and plastic deformation were considered in evaluating the analysis results. Based on the analysis results, the decision for the optimum section geometry was made.

## Özet

Dünya genelinde her yıl binlerce trafik kazası meydana gelmektedir. Bu kazaların dağılımı incelendiğinde, binek araçların ağır vasıta araçlarla çarpışması ve altına girmesi sonucunda aracın ezilmesi ve yolcuların ciddi şekilde yaralanması ile meydana gelen kazalar önemli yer tutmaktadır. Emniyeti artırmak, yaralanmaları hatta ölümleri azaltmak adına ağır vasıta araçlarda arka alt koruma (Rear Underrun Protection- RUP) kullanılmaktadır. Alt arka koruyucu, ağır vasıta araçlara entegre edilmekte olan, binek otomobilinin kamyon gövdesinin altına girmesini önleyerek, koruma sağlayan bir pasif güvenlik elemanıdır. Ağır vasıta araçların alt arka koruyucu tamponları UN ECE R58-03 yönetmeliğine uygun olarak tasarlanmakta ve kullanılmaktadır. Söz konusu regülasyonda, alt arka koruyucunun ana geometrileri, entegre edilmesi zorunlu olan araç ve kategorileri ile test kriterleri ayrıntılı olarak açıklanmaktadır. Yapılan çalışma kapsamında genel olarak çelik malzeme kullanılan alt arka koruyucular için alüminyum ekstrüzyon profil kullanılarak farklı kesitlerde bir arka alt koruma önerilmiştir.

Alüminyumun özgül ağırlığının çeliğe kıyasla üçte bir oranında daha az olmasının avantajı kullanılarak çelik konstrüksiyondan tamamen farklı tasarımlar denenmiştir. Her bir alüminyum kesitin birbiri arasındaki analiz sonuçları değerlendirilmiştir. Standarda göre verilen yükleme koşullarında en optimum profil kesiti analiz sonuçlarına göre belirlenmiştir.

Kesit analizleri Altair Hyperworks Optistruct modülünde doğrusal olmayan (non-linear) şekilde modellenerek yapılmıştır. Analizler UN ECE R58-03 standardında belirtilen yüklemelere göre gerçekleştirilmiş ve beş farklı yükleme durumu analiz edilmiştir. Arka alt koruyucu için en kritik yükleme, arka akstaki tekerleklerin dış kenarlarına teğet olarak gelen uzunlamasına düzlemlerden 300 mm konumlandırılarak uygulanan 100 kN olarak belirlenmiştir. Analiz sonuçlarının değerlendirilmesinde yer değiştirme ve plastik şekil değişimlerine bakılmıştır. Analiz sonuçlarına göre optimum kesit geometrisine karar verilmiştir.

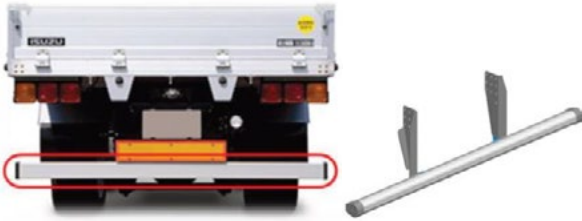
## 1. Giriş

Dünya genelinde sıklıkla görülen ölümcül kamyon kazalarından biri bir kamyonu arkadan binek bir aracın çarparak altına girmesidir (Şekil 1). Alt arka koruyucular, arkadan çarpışma durumundaki bir kaza anında binek aracın ağır vasıta aracın veya römorkun arkasından geçmesini önlemek amacıyla kullanılan koruyucu sistemdir. Çarpışma anında binek aracın yolcu bölmesindeki deformasyonunu azaltmak için kullanılmaktadır.



Şekil 1. Kamyonla binek aracın arkadan çarpışması [1] [2].

Arka alt koruma (RUP), en az bir destek yoluyla kamyon kasasının arkasına takılan bir travers kirişten oluşur (Şekil 2). Arka alt korumanın amacı, kamyon veya römork ile arkadan çarpışma durumunda daha küçük araçta bulunanların ölümcül şekilde yaralanmasını önlemektir. Ağır vasıta araçlarının, geometri, konum, deformasyonlar ve yük taşıma yetenekleri ile düzenlenen bir alt arka koruyucuya sahip olmalıdır [3].



Şekil 2. Alt arka koruyucu örneği [3].

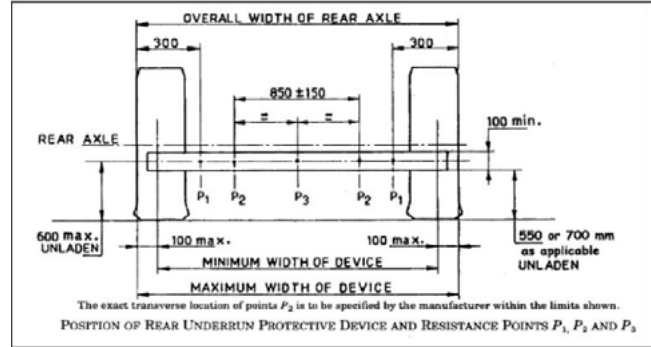
ABD, Kanada, Avrupa ve diğer ülkelerde kullanılan çeşitli alt arka koruyucu (RUP) düzenlemeleri vardır (Şekil 3). Avrupa ülkeleri ve Avustralya'da UN ECE R58-03 yönetmeliği kullanılmaktadır.

UN ECE R58-03 standardına göre üç farklı yükleme durumu mevcuttur (Şekil 4). Verilen standart doğrultusunda sönümlemesi gereken enerji miktarı belirtilmemiştir. Ancak maksimum elastik ve plastik deformasyon toplamı 400 mm'yi geçmemelidir.

Ülkeler ve Gereksinimler	Amerika Birleşik Devletler	Kanada	Avrupa Birliği (AB) Ülkeleri ve Avustralya	Çin
Standart No.	FMVSS 223/224	CMVSS 223	UN ECE R58	GB 11567-2017
RUP Profil Yüksekliği	min. 100 mm	min. 100 mm	min. 100/120 mm	min. 100/120 mm
Maks. yerdan yükseklik	560 mm (Test öncesi)	560 mm (Test öncesi ve sonrası)	550 mm (Test öncesi)	500/550/560 mm
Uygulanan Yük (P1)	50 kN	50 kN	100 kN	50 kN
Uygulanan Yük (P2)	100 kN	100 kN	180 kN	100 kN
Uygulanan Yük (P3)	50 kN	50 kN	100 kN	50 kN
Emilen Enerji	5650 J (P3'e), maks. 125 mm'de deformasyon	20.000 J (Bütün olarak) 350 kN'da	Belirtilmemiş	Test aracı ile çarpışma testi. Taşıma yavaşlaması 40 g'ı geçmemelidir.

Şekil 3. Seçilen dünya bölgelerinde gerekli olan RUP test koşullarının özeti [4].

AB ülkelerinde ve Avustralya'da RUP tarafından emilen enerjinin ölçülmesi gerekli değildir; bunun yerine, öngörülen daha yüksek test yükü değeri (180 kN) dikkate alınarak, daha yüksek rijitliğe sahip yapılar tasarlanır [4]. Diğerlerinin yanı sıra Avrupa standartları daha yüksek test kuvvetleri (180 kN) uygulanmaktadır. Bu nedenle, RUP tasarımcılarının amacı, orta sınıf bir binek otomobilin bir kamyonun arkasına çarpması sırasında, 40–45 km/s çarpma hızı aralığında, çarpışmaya karşı etkili bir şekilde koruma sağlamaktır [6].



Şekil 4. UN ECE R58-03 standardına göre kuvvet uygulama noktaları [5].

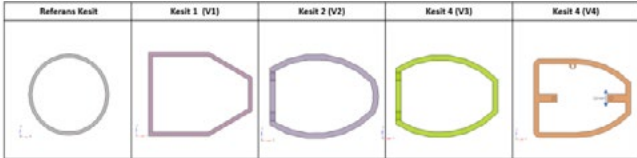
Tasarımı gerçekleştirilecek olan alt arka koruyucunun yapısı, darbe enerjisini emerek darbe yüküne dayanmalıdır [7]. Koruyucu giriş profili, koruyucunun enerji sönümleme özelliğini önemli ölçüde etkilediğinden, farklı kesit profilleri incelenerek alüminyum ekstrüzyon prosesiyle üretilebilecek bir tasarım gerçekleştirilecektir. Standartta göre verilen yükleme koşullarında optimum profil kesiti analiz sonuçlarına göre belirlenecektir.

## 2. Materyal ve Yöntem

### 2.1. Tasarım

Alt arka koruyucu (RUP) tasarımı için ekstrüzyon ile üretilebilirliği de göz önüne alınarak farklı kesit geometrileri üzerinde çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Dairesel kesitin çap ölçüsü içinde kalınmıştır. Yapılan çalışmada dört farklı kesit geometrisi üzerinde çalışılmıştır (Şekil 5).

Malzeme olarak EN AW 6063 T6 alüminyum alaşımı tercih edilmiştir. Üretilirlik de göz önüne alınarak farklı kesit geometrileri üzerine çalışmalar yapılmıştır. Kesit 1 için yapılan çalışmada analiz sonuçlarında köşe noktalarda yüksek deformasyon gözlemlenmiştir. Sonrasında Kesit 2'deki gibi damla formu denenmiştir. Çarpmanın olacağı ön yüzey alanını arttırmak adına Kesit 3 modeli analiz edilmiştir. Deformasyonu ve oluşan plastik gerinimi azaltabilmek adına Kesit 3 modeline federler eklenerek yapının dayanımı artırılmıştır.



Şekil 5. Tasarlanan RUP kesit görüntüleri.

Belirlenen kesit geometrileri ve analiz çalışmaları paralel yürütülmüştür. Tasarım yapılırken atalet momentleri de göz önüne alınmıştır (Çizelge 1). Böylece tasarım sırasında da modelin dayanımı hakkında fikir edinilmiştir.

Çizelge 1. Kesit tasarımlarına ait atalet momentleri.

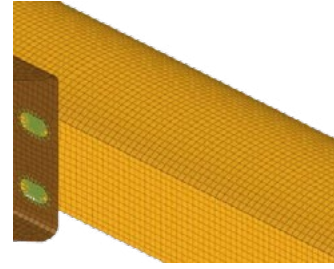
	$I_{xx}$ [kg*m <sup>2</sup> ]	$I_{yy}$ [kg*m <sup>2</sup> ]	$I_{zz}$ [kg*m <sup>2</sup> ]
Kesit 1 (V1)	8.5	0.1	8.5
Kesit 2 (V2)	10.5	0.12	10.5
Kesit 3 (V3)	11.0	0.13	11.0
Kesit 4 (V4)	12.3	0.13	12.3

Nihai tasarımın son haline üretilebilirlik ve parçanın fonksiyonelliği göz önünde bulundurularak karar verilmiştir. Analiz sonuçları ile doğrulanmıştır.

## 2.2. Sonlu elemanlar analizleri

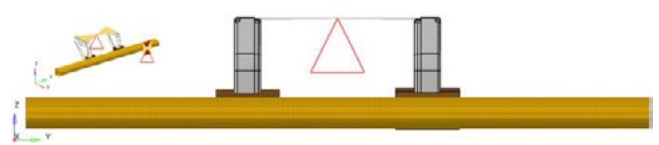
Kesit analizleri Altair Hyperworks Optistruct modülünde doğrusal olmayan (non-linear) şekilde modellenerek yapılmıştır. Analizler UN ECE R58-03 standardında belirtilen yüklemelere göre gerçekleştirilmiş ve beş farklı yüklemeye söz konusudur. P1 ve P2 yüklemeleri simetrik olduğundan dolayı 3 analiz gerçekleştirilmiştir. Arka alt koruyucu için en kritik yüklemeye, arka akstaki tekerleklerin dış kenarlarına teğet olarak gelen uzunlamasına düzlemlerden 300 mm konumlandırılarak uygulanan 100 kN (P1) olarak belirlenmiştir. Ekstrüzyon profil için EN-AW 6063 T6 alaşımı tercih edilmiştir.

Modelleme iki boyutlu (2B) olarak gerçekleştirilmiştir. Profil kesitinde üçgen ve dörtgen kabuk (Shell) elemanlar kullanılmıştır (Şekil 7). Cıvata bağlantıları bir boyutlu (1B) CBAR eleman kullanılarak rijit (rigid) olarak modellenmiştir.



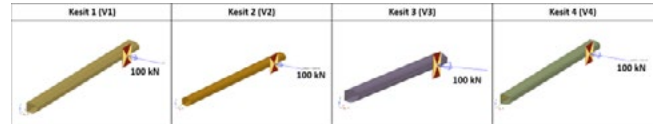
Şekil 6. Kesitin 2B eleman yapısı.

Sabitlenme noktaları standarda uygun olarak modellenmiş ve yük verilmiştir (Şekil 6). Profilin bağlandığı parçalar çelik parçalardır ve rijit eleman kullanılarak 6 noktada sabitlenmiştir. Kuvvetin uygulanacağı rijit duvar ise tek ekseninde (x ekseninde) serbest olacak şekilde diğer noktalarda sabitlenmiştir.



Şekil 7. Sabitleme ve yük verme noktaları.

Bu çalışma kapsamında her bir kesit geometrisi için sonlu elemanlar analizleri P1 (100 kN) yüklemeye koşulu için gerçekleştirilmiştir (Şekil 8). Analizde en yüksek yer değiştirme, gerilme ve plastik gerinim sonuçlarına bakılmıştır.



Şekil 8. Farklı kesit geometrilerine uygulanan P1 yükü.

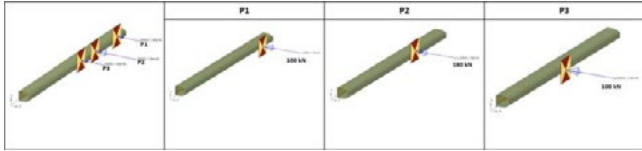
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Analiz sonuçlarından en yüksek von Mises gerilmesi, yer değiştirme ve plastik şekil değişimlerine bakılmıştır. Kesit geometrisinin tercihinde yer değiştirme ve plastik gerinim değerleri etkili olmuştur. Verilen standarda göre elastik ve plastik deformasyon 400 mm'yi geçmemektedir. Ancak kullanılan malzeme % 6 (0,06) plastik gerinime uğradıktan sonra, hasara uğrayarak kopma gerçekleştirmektedir. Bu nedenle analiz sonuçlarında plastik gerinim sonuçları daha ön plandadır. Analiz sonuçlarına göre optimum kesit geometrisine karar verilmiştir. Uygulanan P1 yüküne ait sonuçlar Çizelge 2'de yer almaktadır.

**Çizelge 2.** Dört farklı kesitin uygulanan P1 (100 kN) yükü sonrası analiz sonuçları.

Model	Çekme Gerilmesi (UTS) [MPa]	Maks.von Mises Gerilmesi [MPa]	Plastik Gerinim	Yer Değişirme [mm]
Kesit 1 (V1)	215	354.4	0.3	114.9
Kesit 2 (V2)	215	311.5	0.3	105
Kesit 3 (V3)	215	307.3	0.3	104.2
Kesit 4 (V4)	215	213.4	0.04	30.8

Çizelge 2’de incelenen sonuçlar doğrultusunda optimum kesit geometrisi “Kesit 4 (V4)” olarak belirlenmiştir. Belirlenen kesit geometrisi için P1, P2 ve P3 yüklemeleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 9). Kesit 4 için P1, P2 ve P3 yükleri (100 kN, 180 kN ve 100 kN) standartta yer olan konumlara göre uygulanmıştır.



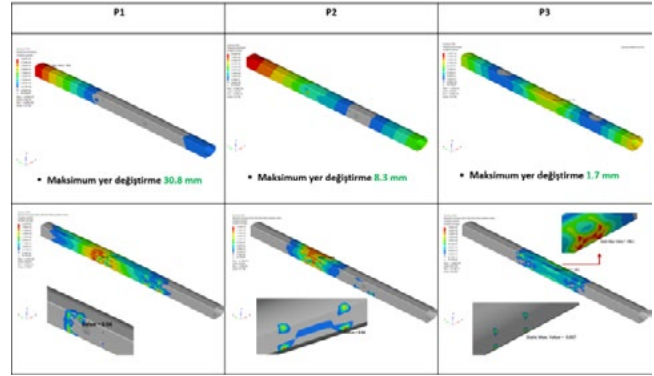
**Şekil 9.** Analiz sonuçlarına göre Kesit 4’ün yüklenme şartları.

Kesit 4 için analiz sonuçlarına ait değerler Çizelge 3’te yer almaktadır.

**Çizelge 3.** Kesit 4 için uygulanan yüklerin analiz sonuçları.

	Çekme Gerilmesi (UTS) [MPa]	Maks.von Mises Gerilmesi [MPa]	Plastik Gerinim	Yer Değişirme [mm]
P1	215	213.4	0.04	30.8
P2	215	212.9	0.04	8.3
P3	215	180.2	0.007	1.7

Sonuçlar incelendiğinde en yüksek gerilme ve yer değiştirme, arka akstaki tekerleklerin dış kenarlarına teğet olarak gelen uzunlamasına düzlemlerden 300 mm konumlandırılarak uygulanan P1 (100 kN) yüklemesinde ortaya çıkmıştır. Buna karşılık en düşük değerler ise tam ortadan gerçekleştirilen P3 (180 kN) yükünde görülmüştür (Şekil 10).



**Şekil 10.** Kesit 4 için üç farklı yüklenme durumu görselleri.

#### 4. Sonuç

Yapılan tasarım ve analizler sonucunda ağır vasıta araçlarında kullanılabilecek alt arka koruyucu geometrisi elde edilmiştir. Dikdörtgen ve silindirik yapının birleşimi analizlerde en iyi sonuçları vermiştir. Keskin köşelerden kaçmak adına konkav yapılar denense de çarpma yüzey alanını arttırmak gerekmektedir. Çünkü darbeyi karşıladığı yüzeyin alanını arttırmak profilin dayanımını arttırmaktadır. Boydan boyda federli yapılar rijitliği sağlamıştır ancak ağırlığı da ciddi ölçüde arttırmaktadır. Bu nedenle Kesit 4’te federler boydan boyda verilmemiştir. Ayrıca federlerin eklenmesi atalet momentini de artırarak eğilmeye karşı daha rijit bir yapı elde edilmesini sağlamaktadır. Bir alüminyum profili eğilmeye maruz kaldığında en rijit ve en hafif haliyle tasarlamak için dikdörtgen ve silindirik şeklin birleşmesinden oluşan ‘D’ yapısını I profile benzetmek en iyi sonucu vermiştir.

#### Teşekkür

Bu çalışma, Yeşilova Holding, Bursa Teknik Üniversitesi ve Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) ortaklığında yürütülen 119C170 numaralı TÜBİTAK-2244 projesi ile desteklenmektedir. İlgili kurumlara değerli destekleri için teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] J. D. Manton, Harris Lowry Manton LLP, <<https://www.hlmlawfirm.com/blog/why-rear-end-truck-collisions-are-often-complicated/>> Tarih: 13.06.2023.
- [2] S. Raskin, New York Post, <https://nypost.com/2022/07/10/us-safety-watchdog-probes-fatal-tesla-crash-in-florida/> Tarih: 13.06.2023.
- [3] N. V. Sarang Gogte, Conceptual Design and Development of Movable Rear Underrun Protection, Master’s Thesis in Product Development, Chalmers University of Technology, 2014, Gothenburg, Sweden.
- [4] M. Gidlewski, J. Jackowski, P. Posuniak, Review and Analysis of Technical Designs of Rear Underrun Protective Devices (RUPDs) in Terms of Regulatory Compliance, Sensors, 2022, pp. 22(7), 2645.

- [5] S. Jaju, S. Pandare, Rear underrun protection test (ECE R58) using CAE simulation. *SAE International Journal of Commercial Vehicles*, 2016, 9(2016-01-8098), 276-279.
- [6] Economic and Social Council, Proposal for Draft Amendments to Regulation No. 58, Justification for Amendments Proposed in Document GRSG/2013/27, 2013.
- [7] S. Lerspalungsanti, N. Pitaksapsin, P. Viriyarattanasak, P. Wattanawongsakun, N. Suebnunta, Design Approach of Heavy Goods Vehicle Underrun Protection Using Morphological Analysis, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering*, 2022, pp. 236(6), 1213-1232.

# 6063 ve 6005 Alüminyum Alaşımlarının Yapılarında Bulunan Farklı Boyutlardaki Mg<sub>2</sub>Si Fazlarının Ekstrüzyon Proses Sıcaklıklarında Gösterdikleri Çözünme Davranışlarının İncelenmesi

Investigation of the Dissolving Behaviors of Different Sizes Mg<sub>2</sub>Si Phases in the Structures of 6063 and 6005 Aluminum Alloys at Extrusion Process Temperatures

**Elif TOK<sup>1</sup>, Asım ZEYBEK<sup>1</sup>, Barış KARA<sup>1</sup>, Berkay TEZCAN<sup>2</sup>, Kemal ORUÇ<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeşilova Holding, <sup>2</sup>Yavuz Alüminyum  
Türkiye

## Abstract

The use of aluminum profiles, especially extruded profiles, is increasing day by day. The 6xxx series alloys, which are generally used in this production method and have Mg and Si as their main alloying elements, are preferred in many different sectors such as automotive due to their lightweight, easy machinability, good mechanical and corrosion properties. During the production of profiles by extrusion, homogenization heat treatment is applied to the aluminum billets, that used as raw materials in extrusion, after casting in order to improve their microstructure properties. Parameters such as heating rate, temperature, soaking time, and cooling rate, that are used during homogenization, significantly affect the billet quality and the properties of the profiles. In this study, the dissolution behaviour of Mg<sub>2</sub>Si structures, which are the main strength phase for the 6xxx series, that precipitated in different sizes depending on cooling rate after homogenization, will be evaluated at the extrusion process temperatures for 6063 and 6005 billet samples. In the study, two different heating rates of 8,5°C/min and 250+°C/min are used for heating the samples. After that the samples were held at 490°C, 520°C and 550°C for 10 minutes to observe the effect of temperature on Mg<sub>2</sub>Si dissolution behaviour. In order to examine the relationship between these structures and time, billet samples held at 490°C for 10, 20, 30, 40 minutes and then all samples examined via optical microscope. As a result of the study, microstructural variations of 6xxx series billet samples, that have different sizes of Mg<sub>2</sub>Si phases in their structure, at extrusion process temperatures were evaluated.

## Özet

Ekstrüzyon prosesiyle üretimi gerçekleştirilen alüminyum profillerin kullanım oranları her geçen gün artış göstermektedir. Bu üretim yönteminde genellikle tercih edilen, ana alaşım elementleri Mg ve Si olan 6xxx serisi alaşımlarının hafiflik, kolay işlenebilirlik, iyi mekanik ve

korozyon özellikleri sayesinde otomotiv başta olmak üzere farklı sektörlerde kullanım alanları bulunmaktadır. Profillerin ekstrüzyon ile üretiminde hammadde olarak kullanılan alüminyum biletlere döküm sonrasında mikroyapı özelliklerini iyileştirmek amacıyla homojenizasyon ısıl işlemi uygulanır ve bu işlem sırasında kullanılan ısıtma hızı, sıcaklık, süre ve soğutma hızı gibi parametreler bilet kalitesini, bu işlem sonucunda elde edilen mikroyapı da üretilen profillerin özelliklerini yüksek oranda etkilemektedir. Yapılan çalışmada, homojenizasyon sonrası farklı hızlarda soğutulmuş 6063 ve 6005 bilet numunelerinde soğutma hızına bağlı olarak farklı boyutlarda çökelmiş 6xxx serisi için ana mukavemet fazı olan Mg<sub>2</sub>Si yapılarının ekstrüzyon prosesindeki sıcaklıklarda gösterecekleri çözünme davranışları değerlendirilmiştir. 8,5°C/dk ve 250+°C/dk olmak üzere iki farklı ısıtma hızıyla gerçekleştirilen çalışmada numuneler, sıcaklığın Mg<sub>2</sub>Si çözünmesi üzerindeki etkisini görebilmek amacıyla 490°C, 520°C ve 550°C'de 10'ar dakika tutulmuştur. Bu yapıların çözünme davranışlarının süreyle olan ilişkisini incelemek için ise 490°C'de 10dk, 20dk, 30dk ve 40dk bekletilen bilet numunelerinin mikroyapıları optik mikroskop kullanılarak incelenmiştir. Sonuç olarak, ekstrüzyon proses sıcaklıklarında yapısında farklı boyutlarda Mg<sub>2</sub>Si fazları bulunduran 6xxx serisi biletlerin gösterecekleri mikroyapı değişimleri değerlendirilmiştir.

## 1. Giriş

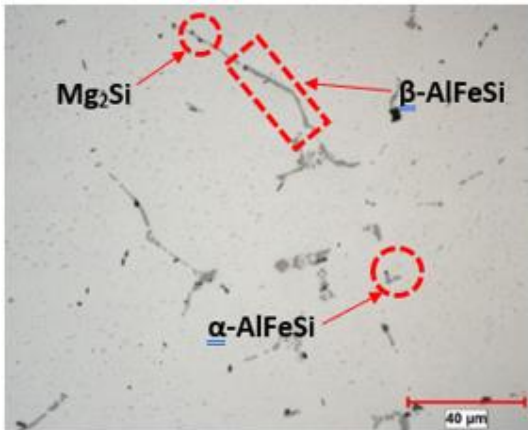
Al-Mg-Si alaşımları, ekstrüzyon sektöründe oldukça yaygın olarak tercih edilmektedir. Bu alaşım grubunun gösterdiği iyi mukavemet özellikleri, kolay işlenebilirlik ve şekillendirilebilir kabiliyetleri, korozyona karşı dirençli olmaları sebebiyle farklı endüstrilerde kullanım alanları bulunmaktadır. Ekstrüzyon prosesinde kullanılan parametreler ile hammaddenin kimyasal kompozisyonu ve uygulanan ısıl işlem ürün kalitesi üzerinde doğrudan etkilidir [1,2].

Ekstrüzyonda kullanılan hammadde olan biletler, döküm işlemi sonrasında işlenebilmek için uygun yapıya sahip değildirler. Özellikle mikroyapıda gözlemlenen iğnemi yapıdaki  $\beta$ -AlFeSi fazları ekstrüzyon sırasında profil yüzeyinde yırtma, kalıpta çizme gibi sorunlara sebep olabilir [3]. Bu formdaki fazların dönüşümünü sağlamak ve homojen bir yapı elde etmek amacıyla biletlere döküm sonrası homojenizasyon ısıl işlemi uygulanır. Bu işlemin temel amaçları, döküm sonrasında yapıda bulunan Mg ve Si gibi elementleri içeren çökeltilerin çözünerek Al çözeltiye geçmesi ve  $\beta$ -AlFeSi fazların  $\alpha$ -AlFeSi formuna dönüşmelerinin sağlanmasıdır [4]. Biletlere uygulanan homojenizasyon ısıl işlemi ısıtma, bekletme ve soğutma olmak üzere 3 adımdan oluşur (Şekil 1).



Şekil 1. Homojenizasyon ısıl işlemi adımları

Homojenizasyon ısıl işlemiyle birlikte  $Mg_2Si$  fazları ve kaba ötektik yapılar katı çözeltiye geçerler. Yapısı aşırı doymuş çözelti formuna dönen biletlerin ekstrüzyon ile şekillendirilmesi zorlaşır çünkü çözelti içerisindeki Mg ve Si yapıları akış gerilimini artırırlar bu da ekstrüzyon sırasında bir direnç oluşmasına sebep olur. Burada heterojen bir yapı oluşması tercih edilmektedir. Mg ve Si içeren çökelmiş fazların yapı içerisinde mikron boyutlarda olması beklenmektedir [5].



Şekil 2. Al 6xxx serisi örnek bilet mikroyapısı görseli

İstenen bu yapı da homojenizasyon sonrası uygulanan soğutma adımıyla elde edilebilir. Burada uygulanan yavaş soğutma ile yapı içerisinde kabalaşmış  $Mg_2Si$  fazları oluşabilir. Bu yapılar ekstrüzyon öncesi bilet ısıtma sıcaklıklarında çözünemediği gibi ekstrüzyon sırasında çıkılan sıcaklıklarda da çözünüp katı çözeltiye geçemeyebilirler. Bu yapılar malzemede lokal ergimelere, yüzeyde sıcak yırtma, düşük yüzey kalitesi ve mekanik özellikler gösterilmesine sebep olabilirler [1,5]. Homojenizasyon sonrası hızlı soğutma uygulanmış biletlerde ise Mg ve Si yapıları büyük çoğunlukla katı çözelti içerisine hapsedilir az bir oranda ise yapıda çökeltiler gözlemlenebilir. Sonuç olarak soğutma hızı, bilet ısıtma adımıyla hızlı çözünme sağlanabilecek miktarda  $Mg_2Si$  çökecek şekilde seçilmelidir [5,6].

Gerçekleştirilen çalışmada  $580^{\circ}C$ 'de 6 saat homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmış 6063 ve 6005 alüminyum alaşımı biletleri için numunelerin bir kısmı  $+250^{\circ}C/dk$ , diğer kısmı da yaklaşık  $30^{\circ}C/dk$  soğutma hızlarında soğutulmuşlardır. Uygulanan farklı soğutma hızları sonucunda yapılarında görülen başta farklı boyutlardaki  $Mg_2Si$  fazlarının ekstrüzyon işlem sıcaklıklarında gösterecekleri değişimler incelenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışmada, dökümden sonra homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmamış 6005 ve 6063 bilet dilimleri kullanılmıştır. Bu biletlerden  $1 \times 1 \times 2,5$  mm boyutlarında, bilet merkezine eşit uzaklıkta bulunan alanlardan numuneler kesilmiş ve numunelere  $580^{\circ}C$ ' de 6 saat homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır. Isıl işleme tabi tutulan numunelerden yarısı  $+250^{\circ}C/dk$  soğutma hızında soğutulurken diğer numuneler ise yaklaşık  $30^{\circ}C/dk$  soğutma hızında soğutulmuşlardır.

Çalışmanın ilk adımında  $8,5^{\circ}C/dk$  ısıtma hızında numuneler hazırlanmıştır. Ekstrüzyon sıcaklıklarında biletin bekleme süresinin mikroyapıdaki etkilerini görmek amacıyla  $490^{\circ}C$ ' de 10, 20, 30 ve 40 dakikalık sürelerde her iki alaşıma da ait numuneler tutulmuştur. Kül fırından alınan numunelere suda soğutma uygulanmıştır. Farklı ekstrüzyon sıcaklıklarında bilet mikroyapılarının göstereceği davranışları incelemek amacıyla da  $490$ ,  $520$  ve  $550^{\circ}C$  sıcaklıklarda numuneler  $10'$  ar dakika bekletilmiş ve suda soğutulmuşlardır.

Aynı çalışmada  $+250^{\circ}C/dk$  ısıtma hızında tekrarlanmıştır.

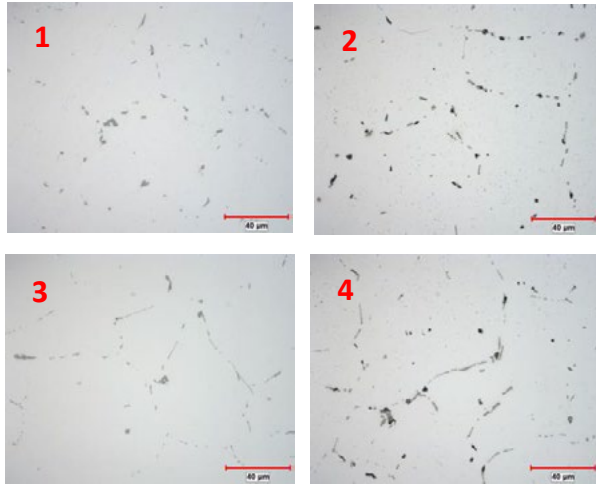
Uygulanan işlemlerden sonra numuneler soğuk bakalit yöntemiyle kalıplanmış ardından  $400-800-1200-2500$  gritlik zımpara kağıtları kullanılarak zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi tamamlanan numuneler  $3\mu$  parlatma sıvısı ve koloidal silika kullanılarak parlatılmıştır. Metalografik hazırlamanın ardından numuneler CLEMEX yazılımına sahip NIKON marka optik mikroskop kullanılarak mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Numunelerin sertlik ölçümleri DIGIROCK-RBV model sertlik ölçüm cihazı ile oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Numuneler için cihaz içerisinde Alüminyum-Brinell (Al-HB) olarak kodlanan program seçilmiş ve sonra numunelerin yüzeyine 2,5 mm çapa sahip bilye ile toplamda 62,5 kg yük uygulanmıştır. Yük kaldırıldıktan sonra numunenin yüzeyinde oluşan izin çapı, optik gözlemleyici sayesinde x ve y eksenlerinde ölçülmüştür ve elde edilen değerler ile numunelerin sertlikleri hesaplanmıştır.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### 3.1. Mikroyapı İncelemeleri

580°C 6 saat homojenizasyon ısıtma işlemi ardından hızlı ve yavaş soğutma uygulanmış 6005 ve 6063 alüminyum alaşımlarına ait mikroyapı görselleri şekil 3'te gösterilmiştir. Elde edilen mikroyapı görüntülerine bakıldığında, her iki alaşım için de  $\beta \rightarrow \alpha$  dönüşümünün yüksek oranda gerçekleştiği görülmektedir. Hızlı soğutma (+250°C/dk) uygulanmış numunelerin mikroyapılarında  $Mg_2Si$  fazlarının optik mikroskop ile incelenmesi zor olan küçük boyutlarda olduğu görülmektedir. Ancak yavaş soğutma (~30°C/dk) uygulanmış numunelerde bu fazların oldukça kabalaşmış oldukları ayrıca tane içlerinde çok sayıda açık renkli fazların çökelmiş oldukları görülmüştür.

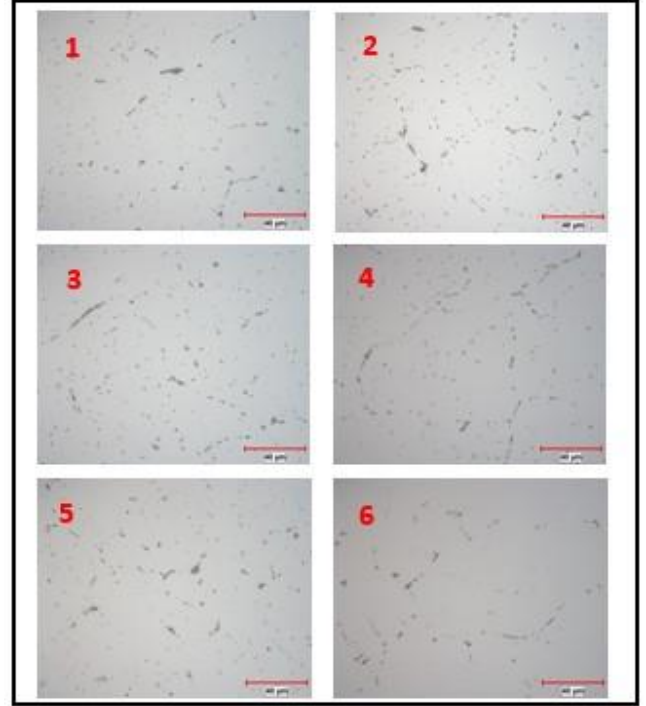


**Şekil 3.** Homojenizasyon sonrası mikroyapı görüntüleri 1) 6005 alaşımı hızlı soğutma, 2) 6005 alaşımı yavaş soğutma, 3) 6063 alaşımı hızlı soğutma, 4) 6063 alaşımı yavaş soğutma

Çalışmanın ilk adımında 8,5°C/dk ısıtma hızıyla çalışılmıştır.

Homojenizasyon sonrası hızlı soğutma ile iyi bir mikroyapıya sahip olan 6005 alaşımı numunelerde 490 °C'de bekletilme sonrası 10. dakikadan itibaren yapı içerisinde mikro boyutlarda  $Mg_2Si$  olduğu düşünülen fazlarının çökelmeye başladıkları görülmüştür. Artan

süreyle birlikte bu yapıların da sayıca arttıkları gözlemlenmiştir. Billet numunelerinde 520°C 10 dakika sonunda da 490°C sonunda görülen yapıya benzer şekilde ve yoğunlukta  $Mg_2Si$  fazları görülmektedir. 550°C 10 dakika bekletmenin sonunda ise bu fazlar neredeyse görülmemektedir ve homojenizasyon sonrası hızlı soğutma ile elde edilen mikroyapıya benzer bir görüntü elde edilmiştir (Şekil 4).

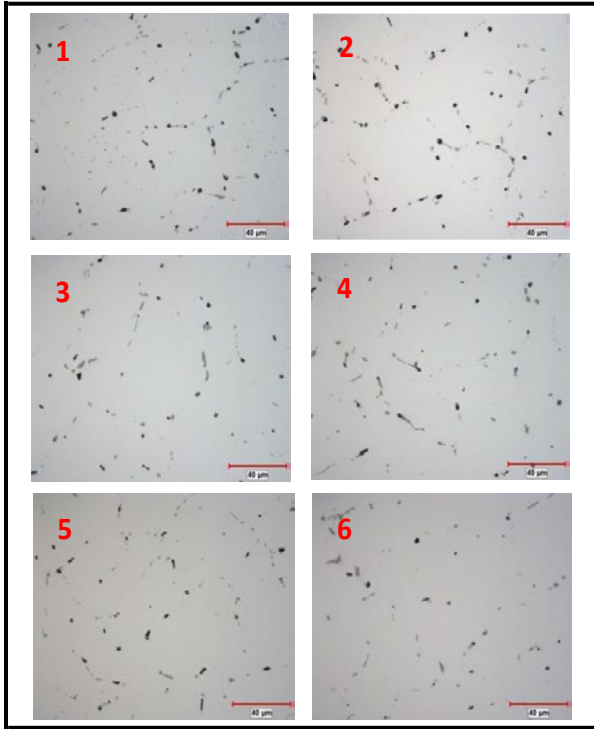


**Şekil 4.** Homojenizasyon sonrası hızlı soğutulmuş 6005 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekletme

Homojenizasyon sonrası yavaş soğutma ile kaba  $Mg_2Si$  fazlarına sahip olan 6005 alaşımı numunelerinde 490 °C'de 10 dakika bekletmenin ardından tane içlerinde görülen, açık renkli fazların sayılarında azalma olduğu fakat tane sınırlarındaki kaba fazlarda bir değişim olmadığı görülmüştür. 20 ve 30. dakikalarda tane içlerinde görülen fazlar kaybolmuş, kaba fazlarda ise bir değişim gözlemlenmemiştir. 40. dakikada kaba  $Mg_2Si$  fazlarının sayılarında bir değişim olmamasına rağmen boyutlarında az oranda küçülmeler görülmüştür. Billet numunelerinin 520°C'de 10 dakika bekletilmeleri sonunda homojenizasyon sonrası tane içlerinde görülen açık renkli fazların artık görülmediği ve kaba  $Mg_2Si$  fazlarında sayı ve boyut açısından bir değişim olmadığı gözlemlenmiştir. 550°C- 10dk sonunda tane sınırlarındaki fazların sayı ve boyutlarında azalma gözlemlenmiştir. Fakat  $Mg_2Si$  fazları tam olarak çözünmemiştir (Şekil 5).

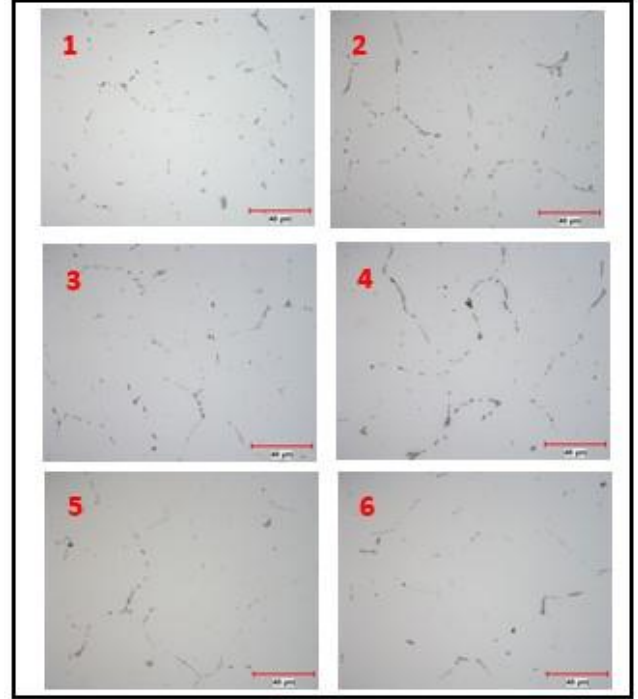


Homojenizasyon sonrası 6063 alaşımında, uygulanan hızlı soğutma ile numunelerde oldukça iyi bir mikroyapı görülmektedir. Bu yapılar Mg<sub>2</sub>Si fazları optik mikroskop incelemelerinde görülmemektedir. Numunelerin 490°C'de 10 dakika bekletilmesinin ardından yapıda az sayıda Mg<sub>2</sub>Si fazları görülmeye başlamıştır. 20 ve 30 dakika beklemlerin sonunda ise bu fazların sayısında artış olduğu görülmüş ve 40. dakikada da tane içlerinde bu fazlar görülmeye devam etmiştir. Billet numunelerinin 520°C ve 550°C 10'ar dakika bekletildiği çalışmalarının sonunda ise mikroyapı homojenizasyon sonrası haline benzemektedir (Şekil 6).

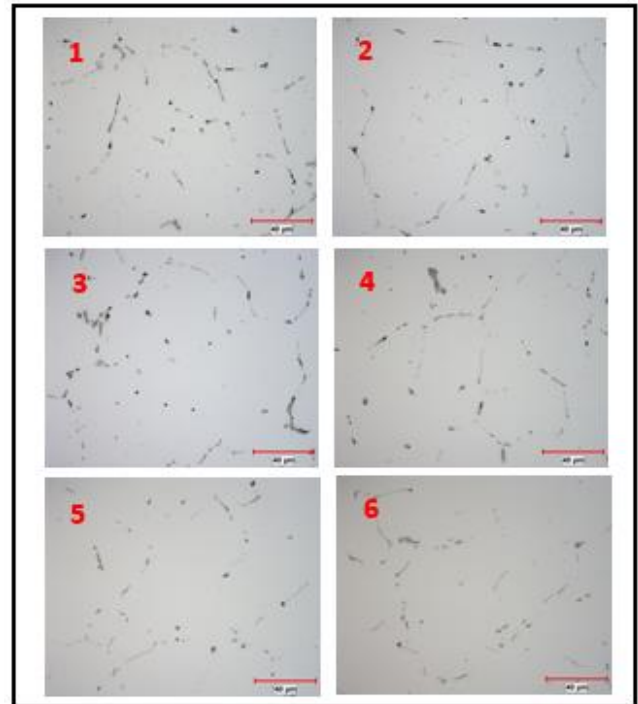


**Şekil 5.** Homojenizasyon sonrası yavaş soğutulmuş 6005 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekletme

Homojenizasyon sonrası yavaş soğutma ile yapısında kaba Mg<sub>2</sub>Si fazları bulunan 6063 billet numunelerinde 490°C 10 dakika ve 20 dakika bekletmenin sonunda tane içlerindeki görülen fazların sayılarında azalma olduğu fakat kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarında ise bir değişim olmadığı görülmüştür. 490°C 30 dakika sonunda tane içlerindeki fazların artık görülmediği ve 40. dakika ile kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarının sayı ve boyut olarak azalmalar olduğu gözlemlenmiştir. 520°C 10 dakikanın ardından kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarının sayı ve boyutlarında azalma olduğu ve 550°C 10 dakika sonunda ise elde edilen mikroyapının homojenizasyon sonrası hızlı soğutma numunelerine benzediği görülmüştür (Şekil 7).



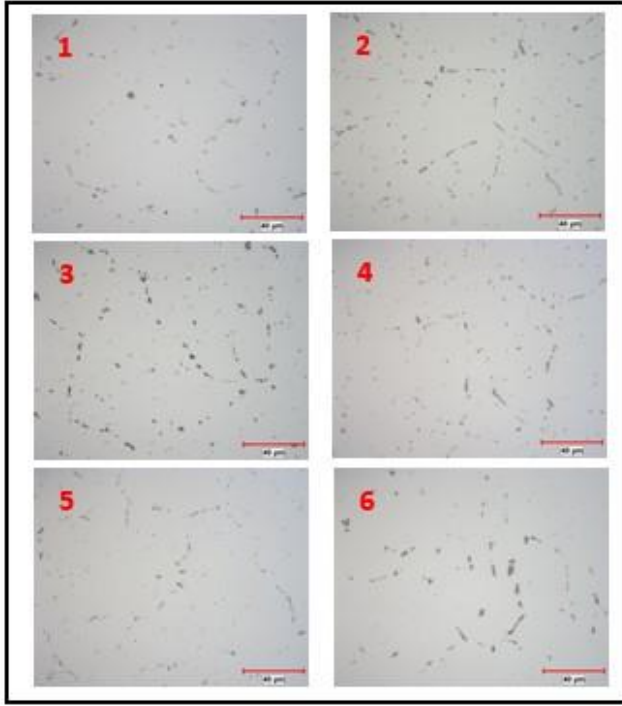
**Şekil 6.** Homojenizasyon sonrası hızlı soğutulmuş 6063 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekletme



**Şekil 7.** Homojenizasyon sonrası yavaş soğutulmuş 6063 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekletme

Çalışmanın ikinci kısmında +250°C/dk ısıtma hızı ile çalışılmıştır.

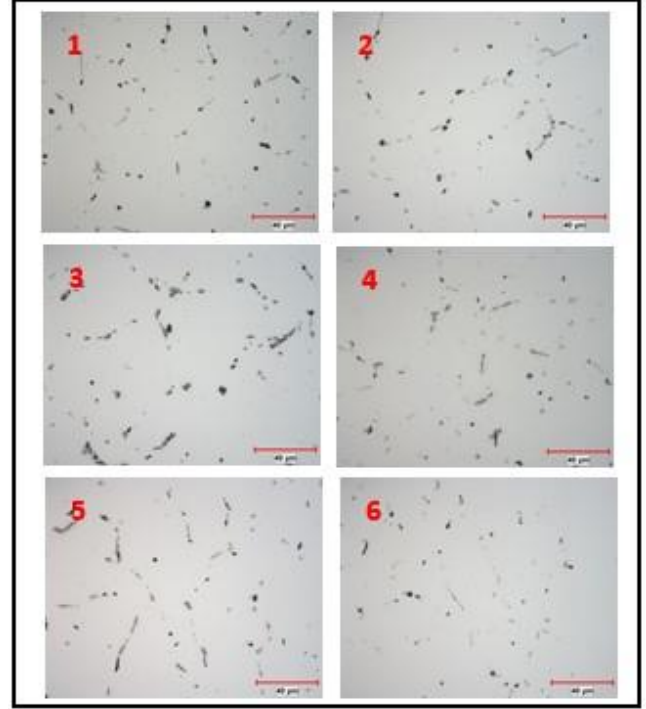
Homojenizasyon sonrası hızlı soğutma uygulanan 6005 billet numunesinde 490°C'de 10 dakikanın sonunda mikroyapı genelinde küçük boyutlarda siyah Mg<sub>2</sub>Si olduğu düşünülen fazların çökmeye başladığı görülmüştür. 20. ve 30. Dakikaların sonunda bu fazların sayıca arttıkları gözlemlenmiştir. 40. Dakikanın sonunda fazlarda sayısal olarak azalma vardır fakat yapı içerisinde görülmeye devam etmektedirler. Homojenizasyon işleminin ardından mikroyapı üzerinde sıcaklık etkisini gözlemlemek amacıyla 520°C ve 550°C 10 dakika bekletmeler gerçekleştirilmiştir. 520°C'de 10 dakikanın sonunda gözlemlenen mikroyapı 490°C'de 10 dakikadan sonra görülen yapıya benzemektedir. 550°C'de ise yapıda çökelmiş Mg<sub>2</sub>Si fazları görülmemektedir ve yapının homojenizasyon sonrası hızlı soğutmaya benzer olduğu görülmüştür (Şekil 8).



**Şekil 8.** Homojenizasyon sonrası hızlı soğutulmuş 6005 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekletme

Homojenizasyon ısıl işlemi sonrası uygulanan yavaş soğutma ile yapısında çok sayıda ve büyük boyutlarda Mg<sub>2</sub>Si fazları içeren 6005 alaşımını numuneler 490°C'de 10, 20 ve 30 dakika bekletmelerin sonunda tane içlerindeki fazlarda sayıca azalmalar görülürken kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarının sayılarında ve boyutlarında bir değişim gözlemlenmemiştir. 40. dakikada ise boyut ve sayılarda az bir oranda azalma olmasına rağmen bu fazların çözümleri

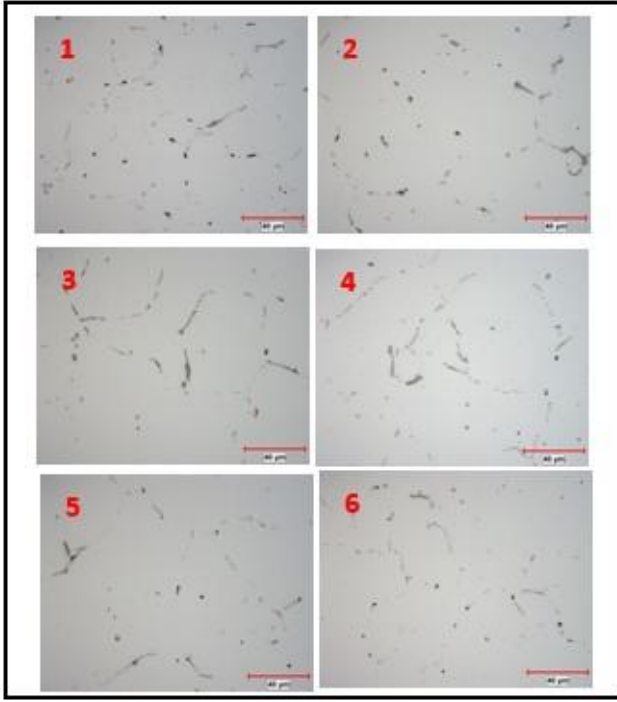
gerçekleşmemiştir. Kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarının sıcaklık artışıyla gösterecekleri değişimi görmek amacıyla 520°C'de 10 dakika bekletilen numunelerde de özellikle Mg<sub>2</sub>Si fazları açısından belirgin bir değişim gözlemlenmemiştir. 550°C 10 dakika sonunda kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarının sayısında ve boyutlarında azalma gözlemlenmiş fakat tam bir çözüme gerçekleşmediği görülmektedir (Şekil 9).



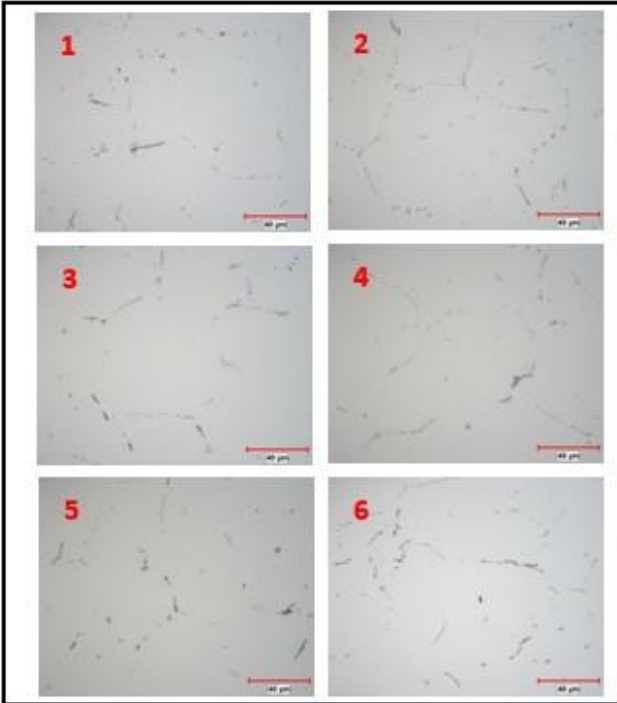
**Şekil 9.** Homojenizasyon sonrası yavaş soğutulmuş 6005 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekletme

Homojenizasyon sonrası hızlı soğutma uygulanan 6063 alaşımı billet numunelerini 490°C'de 10 ve 20 dakika bekletmenin ardından yapı içerisinde az sayıda çökelen fazlar olduğu gözlemlenmiştir. 490°C'de 30 dakikadan sonra çökelen bu fazların sayısının azaldığı ve 40.dakikada ise yapının homojenizasyon sonrası haline dönmüş olduğu görülmüştür. Homojenizasyon işleminin ardından billet numuneleri 520°C ve 550°C'de 10 'ar dakika tutulduktan sonra her iki sıcaklık için de yapılarda belirgin bir değişim görülmemiştir (Şekil 10).

Homojenizasyon sonrası yavaş soğutma uygulanmış 6063 alaşımı billet numunesinde tane içlerinde çökelmiş fazlar olduğu ve oldukça kabalaşmış Mg<sub>2</sub>Si fazları içeren bir mikroyapıya sahip olduğu görülmüştür. 490°C 10 dakika bekletmenin sonunda yapı içerisinde irileşmiş fazlarda belirgin bir değişim görülmezken tane içlerinde görülen fazların azalmaya başladıkları gözlemlenmiştir. 490°C 30. dakikadan itibaren kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarında hem boyut hem de sayısal olarak azalmalar görülmüştür.



**Şekil 10.** Homojenizasyon sonrası hızlı soğutulmuş 6063 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C-10 dk bekleme



**Şekil 11.** Homojenizasyon sonrası yavaş soğutulmuş 6063 alaşımı numuneleri: 1) 490°C – 10 dk, 2) 490°C – 20 dk, 3) 490°C – 30 dk, 4) 490°C – 40dk, 5) 520°C – 10 dk, 6) 550°C – 10 dk bekleme

40.dakikanın sonunda ise yapıdaki kaba fazların çözülmüş oldukları gözlemlenmiştir. 520°C ve 550°C sıcaklıklarında 10'ar dakika bekletilen numuneler incelendiğinde ise her iki sıcaklıkta da kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarında çözümler olduğu görülmüştür (Şekil 11).

### 3.2. Sertlik Ölçümleri

580°C 'de 6 saatlik homojenizasyon ısıl işleminden sonra hızlı ve yavaş soğumaya tabi tutulan numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde bekletilmiştir. Bu işlemlerin billet numuneleri sertliğindeki etkilerini görmek amacıyla ölçümler alınmıştır. Sonuçlar çizelge 1 ve 2'de gösterilmiştir.

Homojenizasyon sonrası hızlı soğutma uygulanmış 6005 ve 6063 numuneleri sertlik değerleri incelendiğinde, 8,5°C/dk ile ısıtılıp 490°C de bekletme uygulandığında önce sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir. 10 ve 20. dakikaların sonunda düşen değerler 30 ve 40 dakikaların sonunda yükselişe geçmektedir. 520°C 10 dakika sonunda sertlik değeri 490°C 'ye göre daha yüksek olduğu, 550°C de ise homojenizasyon sonunda elde edilen değerlerin tekrardan yakalandığı görülmektedir.

**Çizelge 1.** 8,5°C/dk ısıtma hızı ile çalışılan numunelerin sertlik değerleri

Numune / İşlem	6005 Hızlı Soğuma	6005 Yavaş Soğuma	6063 Hızlı Soğuma	6005 Yavaş Soğuma
580°C 6 saat (Homojenizasyon)	66,2	31,85	50,55	30,4
8,5°C/dk 490°C 10dk	50,55	34,85	45,9	34,05
8,5°C/dk 490°C 20dk	49,65	43,7	44,4	38
8,5°C/dk 490°C 30dk	51,45	49,2	47,5	42,2
8,5°C/dk 490°C 40dk	54,3	51	47,1	43,3
8,5°C/dk 520°C 10dk	56,3	48,35	49,2	45,15
8,5°C/dk 550°C 10dk	64,25	59,55	50,1	49,2

Homojenizasyon sonrası yavaş soğutma uygulanmış 6005 ve 6063 numunelerinin sertlik değerlerine bakıldığında ise ısıtma işleminin ardından alınan ölçümlerdeki sertlik değerlerinin neredeyse yarısına indiği görülmektedir. Ayrıca 6005 ve 6063 alaşımları arasında görülen sertlik farkının uygulanan yavaş soğutma ile ortadan kaybolduğu da görülmektedir. 490°C’ de bekletilen 10-20-30 ve 40 dakikalar sonunda sertlik değerlerinde düzenli artışlar görülmüştür. 550°C 10dk işleminin ardından homojenizasyon sonrası hızlı soğutma numunelerinin ölçülen sertlik değerlerine yaklaşmıştır.

+250°C/dk ısıtma hızı ile gerçekleştirilen çalışmalardan sonra alınan sertlik ölçümlerinde, homojenizasyon sonrası hızlı soğutma uygulanan 6005 bilet numuneleri 490°C 10 dakika sonunda sertlik değerinde düşüş görülmüştür fakat artan tutma süresi ile bu değerlerde de artış bulunmaktadır. 520°C ve 550°C’lerdeki 10 dakika tutma işlemlerinden sonra elde edilen sertlik değerleri homojenizasyon sonrası ölçüm seviyelerine çıkmıştır. Hızlı soğutma uygulanmış 6063 numunelerinde ise sertlik değerlerinde uygulanan işlemlerle birlikte belirgin bir değişim görülmemiştir.

**Çizelge 2.** +250°C/dk ısıtma hızı ile çalışılan numunelerin sertlik değerleri

Numune / İşlem	6005 Hızlı Soğuma	6005 Yavaş Soğuma	6063 Hızlı Soğuma	6005 Yavaş Soğuma
580°C 6 saat (Homojenizasyon)	66,2	31,85	50,55	30,4
+250°C/dk 490°C 10dk	55,8	35,4	47,5	34,85
+250°C/dk 490°C 20dk	54,8	46,3	48,75	42,9
+250°C/dk 490°C 30dk	56,8	51,9	47,5	42,2
+250°C/dk 490°C 40dk	57,9	51	51	47,9
+250°C/dk 520°C 10dk	61,8	45,15	49,2	44,75
+250°C/dk 550°C 10dk	64,25	51,45	52,35	45,5

Homojenizasyon sonrası yavaş soğutma uygulanmış numunelerinin sertlik değerleri hızlı soğutmaya göre çok daha düşük seviyelerdedir. 490°C 10 dakika işlemleri birlikte numunelerin sertlik değerlerinde artış olmaya

başlamıştır. 6005 ve 6063 numuneleri sertlik değerleri birbirlerine yakın olduğu görülmüştür.

#### 4. Sonuç

Gerçekleştirilen çalışmanın sonunda mikroyapı görüntüleri ve sertlik ölçüm sonuçları incelendiğinde,

- Homojenizasyon sonrası hızlı soğutulmuş numuneler her iki ısıtma hızı sonrası 490°C’de bekletildiğinde, yapıda çökelen fazlar olduğu görülmüştür. Daha yüksek oranda alaşım elementi içeren 6005 numunelerinde bu çökeltme oranı daha fazla olduğu gözlemlenmiştir.
- Homojenizasyon sonrası yavaş soğutulan ve 8,5°C/dk ısıtma hızıyla çalışılan numunelerde 490°C’nin kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarının çözümleri için yeterli olmadığı görülmüştür. Daha düşük alaşım miktarına sahip 6063 alaşımında 6005’e kıyasla daha yüksek çözünme gözlemlenmiştir.
- Homojenizasyon sonrası yavaş soğutulmuş ve +250°C/dk ısıtma hızıyla çalışılan 6063 alaşımı numunelerinde 490°C 40 dakika ve 550°C 10 dakika bekletmelerin sonunda kaba Mg<sub>2</sub>Si fazlarında yüksek oranlarda çözümler görülürken bu sıcaklık ve süre değerlerinin 6005 alaşımı için yeterli olmadığı gözlemlenmiştir.
- Ölçülen sertlik değerleri incelendiğinde genellikle artan çökelti miktarıyla birlikte sertlik değerlerinin düştüğü görülmüştür.
- Homojenizasyon sonrası yavaş soğutma uygulanan numunelerin sertlik değerleri incelendiğinde, yapıda gözlemlenen Mg<sub>2</sub>Si fazlarının sayısı ve boyutları arttıkça sertlik değerlerinin düştüğü görülmüştür.

#### Referanslar

- [1] M. Usta, M.E. Glicksman, R.N. Wright, Metallurgical and Materials Transactions A, 35A (2004) 435-438.
- [2] G. Al-Marahlleh, Metal Science and Heat Treatment, 48 (2006) 205 – 209.
- [3] Y. Sun, D. R. Johnson, K. P. Trumble, P. Priya, M. J. M. Krane Light Metals (2014) 429–433.
- [4] B. Yücel, Journal of Materials Processing Technology, 148(2) (2004) 250–258.
- [5] J. Qin, H. Nagaumi, C. Yu, F. Liu, Y. Li, L. Wang, Journal of Alloys and Compounds 902 (2022).
- [6] B. Yücel, Metallurgical and Materials Transactions A, 44A (2013) 504-511.

# Optimizing Extrusion Ram Speed for Enhanced Recrystallization and Mechanical Strength in 6082 Alloy

6082 Alaşımında Rekrystalizasyonu ve Mukavemeti İyileştirmek İçin Ekstrüzyon Ram Hızının Optimizasyonu

**İ. Artunç SARI, İbrahim BAT, Alptuğ TANSES, Z. Tutku ÖZEN, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Due to its capacity to efficiently generate complicated shapes, the extrusion method is frequently used in the production of aluminium components. Microstructure formed during the operation has a key role in determining the mechanical characteristics of the extruded profiles. In this work, it is investigated that how the extrusion ram speed affects the mechanical and microstructural characteristics of the 6082 aluminum alloy. Optical microscopy was used to understand the microstructure. Tensile testing was used to compare the mechanical characteristics. Results of the tests and metallographic inspections are used to determine the optimal ram speed. Findings provide important information about how extrusion ram speed affects the microstructure and mechanical characteristics of the 6082 aluminum alloy.

## 1. Introduction

Hollow profiles made of Al-Mg-Si alloy are important in automotive sector because of their light weightness and excellent performance. Hot extrusion, a highly effective method of deformation, has gained extensive usage in the production of hollow profiles made from aluminum alloys [1].

Microstructure and mechanical properties of extruded profiles are significantly affected by the parameters employed in the extrusion process. Peripheral coarse grain (PCG) is a common microstructural defect found in hot-extruded aluminum alloy profiles, which typically results in the diminished strength, fracture toughness, stress corrosion resistance and poor anodized surface appearance of the material [2,3]. In the study conducted on the 7020 alloy, the occurrence of PCG was observed at temperatures above 500 degrees and ram speeds of 5 mm/s [4]. This also demonstrates that the microstructure of the profile is directly impacted by various extrusion parameters, including billet temperature, extrusion ratio, and extrusion speed [2]. The impact of temperature on recrystallization is estimated to be 30%, while the influence of ram speed is 14.9%, and the contribution of the extrusion ratio is 44.8% among these parameters [5].

In their 2023 study, M. Negozio et al. investigated the recrystallization behavior of the 6063 alloy. The study

involved using a billet temperature of 530 °C, a die temperature of 450 °C, and a ram speed of 6.44 mm/s. The characterization results showed the presence of completely recrystallized structures with widths ranging from 40 to 170 µm, along with the additional observation of PCG structures [6].

In the realm of potential microstructural outcomes including deformed, fine recrystallized, and coarse recrystallized structures, it is evident that the peripheral coarse grain (PCG) structure is highly undesirable due to its adverse effects on mechanical properties. Notably, the PCG structure significantly diminishes crucial characteristics such as strength, fracture toughness, and stress corrosion resistance [7].

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Materials and techniques for experiments

The material used in this study is 6082 alloy, and its chemical composition analyzed by optical emission spectrometry (OES) is as follows:

**Table 1.** Chemical composition of the 6082 alloy (wt%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0,69	0,28	0,19	0,61	0,76	Bal.

To begin with, the direct chill casting method was used to produce aluminum billets. These billets were then homogenized to eliminate any residual stresses and improve the consistency of their microstructure. After homogenization, the treated billets underwent extrusion to create profiles. The extrusion process utilized a 29 MN press with a variable ram speed. Prior to extrusion, the billets were heated to a specific temperature to facilitate their deformation. The resulting extruded profiles were subsequently cut into desired lengths in preparation for the next step: heat treatment. The extruded profiles were subjected to heat treatment in order to achieve the T6 condition. This involved the aging process after press quenching at the extrusion exit. A crash box-like die, measuring 100 x 100 x 2 mm, is utilized for assessing crash performance. The study examined three distinct ram speeds,

and Table 2 presents the sample codes and production parameters used in the research.

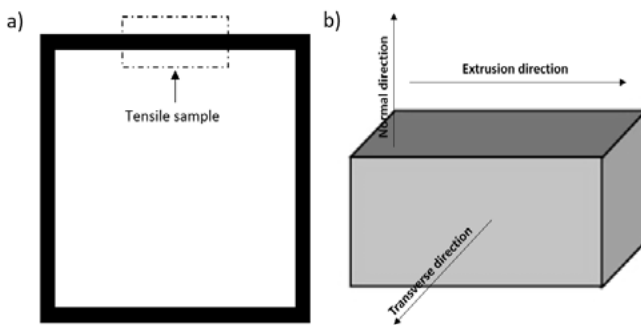
**Table 2.** Extrusion parameters

Parameters	Sample		
	A	B	C
Ram Speed (mm/s)	1	2	3
Billet Temperature (°C)	490	475	490
Exit Temperature (°C)	535	535	555
Container temperature	Fixed		
Die temperature	Fixed		

**2.2. Mechanical testing and microstructural characterization**

Under an optical microscope, the samples underwent microstructure analysis. Various levels of magnification were employed to examine the areas of recrystallization and PCG layer in the samples. Samples were etched using the electroetching method.

Tensile tests were carried out to evaluate the mechanical properties. The specimens for the tests were prepared in accordance with the ISO 6892-1 standard. Zwick Roell Z250 device was utilized to perform these tests. Samples were specifically prepared from the produced profiles for the purpose of conducting compression tests. The tests were carried out using the same equipment. The region where the tensile and microstructure test is taken from the profile can be seen in Fig. 1. Microstructure samples were taken from transverse direction of the profile.

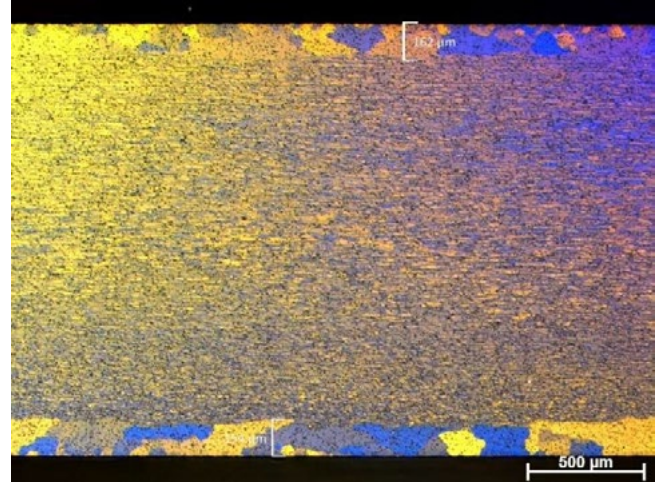


**Figure 1.** Extruded profile and sampling positions a) tensile testing b) microstructure

**3. Results and Discussion**

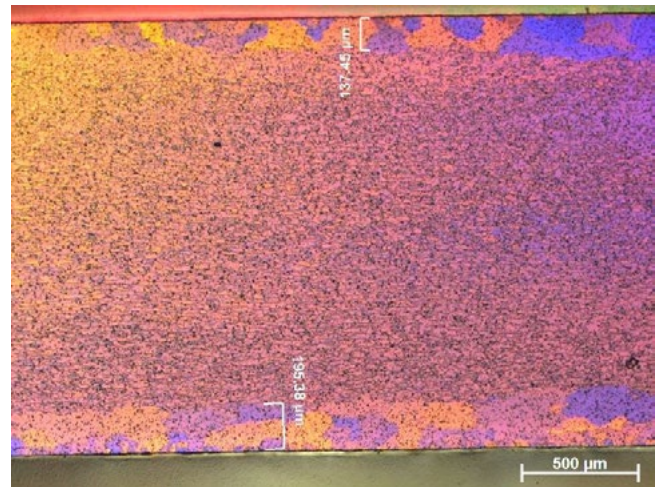
The PCG layer of the profiles was analyzed by examining samples A, B, and C under an optical microscope.

For sample A, the parameters used were a ram speed of 1 mm/s, a billet temperature of 490 °C, and an exit temperature of 535 °C. Fig. 2 demonstrates the presence of the PCG layer.



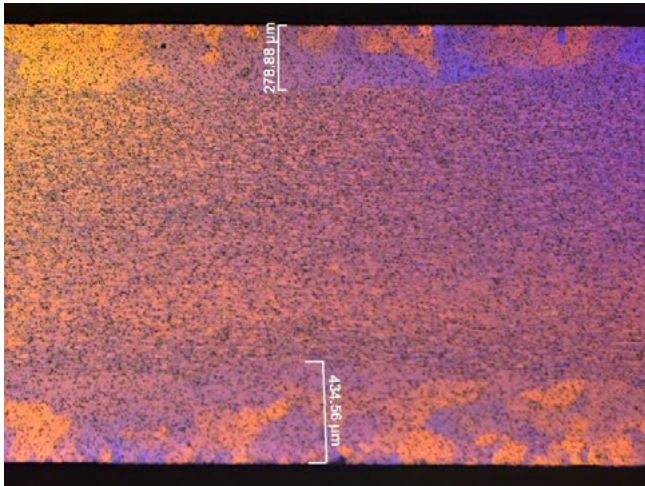
**Figure 2.** Optical image of Sample A.

Sample B was analyzed under the optical microscope using specific parameters. These parameters included a ram speed of 2 mm/s, a billet temperature of 475 °C, and an exit temperature of 535 °C. The presence of the PCG layer in sample B is shown in Figure 3.



**Figure 3.** Optical image of Sample B.

The optical microscope analysis was also conducted on sample C, employing specific parameters. These parameters involved a ram speed of 3 mm/s, a billet temperature of 490 °C, and an exit temperature of 555 °C. Figure 4 illustrates the existence of the PCG layer in sample C.



**Figure 4.** Optical image of Sample C.

The measurements of the PCG layer thickness were recorded as 162 microns for sample A, 195 microns for sample B, and 434 microns for sample C.

The results obtained for the specimen from the tensile test are shown in Table 3. The table also includes the minimum yield strength, tensile strength, and percentage elongation values that the 6082 alloy should possess according to the EN 755-2 standard [8].

The results revealed that as the extrusion speed increased, there was a slight decrease in both yield strength and tensile strength. At an extrusion speed of 1 mm/s, the yield strength was measured to be 295.08 MPa, which decreased to 291.73 MPa at 2 mm/s and further to 278.05 MPa at 3 mm/s. Similarly, the tensile strength decreased from 321.17 MPa at 1 mm/s to 320.43 MPa at 2 mm/s and 308.92 MPa at 3 mm/s. However, the differences in yield strength and tensile strength among the extrusion speeds were relatively small. The percentage elongation, which measures the material's ductility, exhibited a slight decrease with increasing extrusion speed, with values of 9.71% at 1 mm/s, 9.09% at 2 mm/s, and 8.75% at 3 mm/s. These findings suggest that while higher extrusion speeds may result in a slight reduction in mechanical properties.

In addition, strength has decreased with increasing PCG. Contrary to the expected behavior where an increase in strength is typically associated with an increase in percentage elongation (and toughness), the ductility has also decreased. This phenomenon indicates that the increase in percentage of PCG layer in the microstructure (i.e., an increase in layer thickness) negatively affects the ductility.

**Table 3.** Tensile test results of the samples with different ram speed.

Sample	R <sub>0,2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	% elongation
A	295,08	321,17	9,71
B	291,73	320,43	9,09
C	278,05	308,92	8,75
EN 755-2	min. 250	min. 295	min. 8

#### 4. Conclusion

The obtained results demonstrate that the samples have different PCG thicknesses at different ram speeds. It can be observed that as the extrusion speed increases (from A to C), the PCG in the material also increases. This indicates that samples extruded at higher speeds form thicker PCG layers.

Furthermore, it has been observed that the extrusion exit temperature also has an influence on the recrystallization mechanism. For instance, although samples A and C have the same initial billet temperature, the higher exit temperature used for sample C results in a deeper PCG layer. Although the effect of only ram speed is observed to be smaller, there is an increase in recrystallization due to the increase in temperature of ram speed.

These findings have supported generation of a correlation between ram speed of the extrusion process and recrystallization mechanism. It can be concluded that by controlling parameters such as ram speed and temperature, recrystallization can be regulated. However, it should be noted that there are additional parameters that influence the recrystallization mechanism. Further studies can be conducted to obtain more detailed information about the recrystallization of the 6082 alloy.

#### Acknowledgment

We would like to express our sincere gratitude to the ASAŞ Aluminium R&D team for their unwavering support throughout the study. We extend our special appreciation to M. Serkan Özcan, Efkân Uzuner, Burak Kardeşler, and Batuhan Emre Yanık for their invaluable contributions.

#### References

- [1] Li, S., Li, L., He, H., Liu, Z., & Zhang, L. (2019). Influence of dynamic recrystallization on microstructure and mechanical properties of welding zone in Al-Mg-Si aluminum profile during porthole die extrusion. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 29(9), 1803-1815.
- [2] Zhao, H., Sun, L., Zhao, G., Yu, J., Liu, F., Sun, X., Lv, Z., & Cao, S. (2023). Abnormal grain growth behavior and mechanism of 6005A aluminum alloy extrusion profile. *Journal of Materials Science & Technology*, 157, 42-59.

- [3] Geertruyden, William & Browne, Heather & Misiolek, Wojciech & Wang, Paul. (2005). Evolution of surface recrystallization during indirect extrusion of 6xxx aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 36. 1049-1056.
- [4] A.R. Eivani, J. Zhou. J. Duszczyk, *Philos. Mag.* 96 (2016) 1188–1196.
- [5] Z Peng and T Sheppard 2004 *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 12 43
- [6] Negozio, M., Pelaccia, R., Donati, L., & Reggiani, B. (2023). Simulation of the microstructure evolution during the extrusion of two industrial-scale AA6063 profiles. *Journal of Manufacturing Processes*, 99, 501-512.
- [7] Sheppard T. *Extrusion of aluminium alloys*. Springer Science & Business Media; 2013.
- [8] TS EN ISO 755-2, 2016



# Otomotiv Sanayi için Toz Metalurji Yöntemi ile Gerçekleştirilen 7075 Alüminyum Alaşım Çalışmaları

7075 Aluminum Alloy Studies with PM Technology for the Automotive Industry

**Olgun TANBERK<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>1</sup>, Z. İvgen ÖZDAL<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş., <sup>2</sup>Middle East Technical University, <sup>3</sup>Argemiz Proje Eğitim ve Danışmanlık Ltd. Şti. Türkiye

## Abstract

The aim of this work is to develop a spare part such as gear box components which is 7075 aluminum based with P/M for different applications in the automotive industry. In this study, gear box components were produced by powder metallurgy using a combination of elemental powders and high-temperature vacuum sintering. The microstructure and mechanical properties of the resulting gear box components were evaluated and compared to those produced by traditional forging methods. A 7075 series of aluminum based P/M alloys were prepared in house, pressed and sintered at vacuum condition. After sintering the hardness values of the parts are measured up to 90 HRB in the alloy matrix. Measured tensile strength value is 570 MPa at room temperature. Full density which is 2.81 g/cc has been achieved with P/M technology used in company with the special compaction technique. The results showed that the powder metallurgy process produced gear box components with a fine and homogeneous microstructure, high density, and excellent mechanical properties. In addition, the powder metallurgy process allowed for the production of complex geometries that cannot be achieved through other traditional methods. Overall, the use of powder metallurgy to produce gear box components is a promising approach that offers advantages in terms of cost, design flexibility, and performance. This study provides valuable insights into the use of powder metallurgy for the production of gear box components and highlights its potential for future applications in the automotive industry.

## Özet

Bu çalışmanın amacı, otomotiv endüstrisindeki farklı uygulamalar için P/M ile 7075 alüminyum esaslı dişli kutusu elemanları gibi bir yedek parça geliştirmektir. Bu çalışmada, dişli kutusu elemanları, elemental tozlar ve yüksek sıcaklıkta sinterlemenin bir kombinasyonu kullanılarak toz metalürjisi ile üretilmiştir. Ortaya çıkan

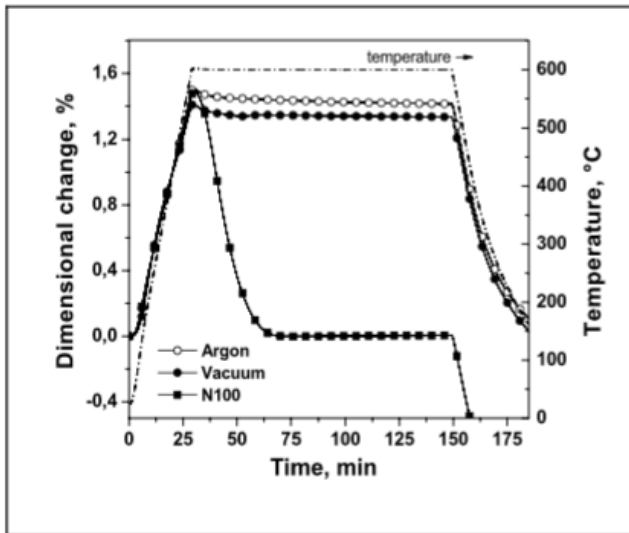
dişli kutusu eleman parçalarının mikro yapısı ve mekanik özellikleri değerlendirilmiş ve geleneksel dövme yöntemleriyle üretilenlerle karşılaştırılmıştır. 7075 serisi alüminyum bazlı P/M alaşımları, işletmenin bünyesinde hazırlanmış, preslenmiş ve vakum koşullarında sinterlenmiştir. Sinterlemeden sonra dişli kutusu elemanlarının sertlik değerleri alaşım matrisinde 90 HRB'ye kadar ölçülmüştür. Oda sıcaklığında ölçülen çekme dayanımı değeri 570 MPa'dır. 2,81 g/cc olan tam yoğunluğa firmamızca geliştirilen özel bir P/M yoğunlaştırma tekniği ile ulaşılmıştır. Sonuçlar, toz metalürji işlemi ile ince ve homojen bir mikro yapıya, yüksek yoğunluğa ve mükemmel mekanik özelliklere sahip senkro-halkalar üretilebileceğini göstermiştir. Ayrıca, toz metalürjisi işlemi, geleneksel yöntemlerle elde edilemeyen karmaşık geometrilerin üretilmesine de olanak sağlamıştır. Genel olarak, dişli kutusu elemanlarının üretilmesi için toz metalürji teknolojisinin kullanılması, maliyet, tasarım esnekliği ve performans açısından avantajlar sunan umut verici bir yaklaşımdır. Bu çalışma, dişli kutusu elemanlarının üretimi için toz metalürjinin kullanımına ilişkin değerli bilgiler sağlamakta ve otomotiv endüstrisinde gelecekteki uygulamalar için potansiyelini vurgulamaktadır.

## 1. Giriş

Alüminyum esaslı sinter malzemelerin avantajları 1960 yıllardan beri gayet iyi bilinmektedir. Son yüzyıl içinde, otomotiv sektöründe alüminyum sinter parçalara ilgi önemli ölçüde artmıştır. Bu da sinter alüminyum sinter parçaların üretim yöntemlerinde ve kullanılan malzemelerde önemli ilerlemelere yol açmıştır. Bu malzemeler arasında, yüksek dayanımlı alüminyum 7075 alaşımı, çeşitli otomotiv uygulamalarında kullanılan yedek parçalara üstün özellikler sağlama konusunda öne çıkmaktadır.

Olağanüstü güç-ağırlık oranı, korozyon direnci ve yorulma performansı ile tanınan Alüminyum 7075, ağır yüklere, yoğun titreşimlere ve sert çevre koşullarına dayanan bileşenlerin imalatında tercih edilen bir malzeme haline gelmiştir. Otomotiv endüstrisi, yapısal bütünlükten ödün vermeden hafif çözümler talep ederken, Alüminyum 7075, bu gelişen zorlukların üstesinden gelmek için iyi bir alternatif olarak kendini göstermektedir. Toz metalürji yöntemleri ile üretilen alüminyum 7075 alaşımından otomotiv parçası üretimi, element tozlarının karıştırılması ile başlayan bir süreç olup, sinter sıcaklığında atmosfer kontrolü sağlayarak element atomları arasındaki difüzyonun hassas bir şekilde kontrol edilmesini gerektirmektedir.

Saf nitrojen, hacimsel küçülmeyi sağlayarak eğme test mekanik özelliklerini iyileştirmesi nedeniyle A7075 alaşımının toz metalürji yöntemi ile üretmesi için nitrojen veya vakum atmosferi kullanılması kritik bir önem taşımaktadır. Bu nedenle nitrojen, alüminyum toz sinterlemesinde aktif bir atmosfer çeşitidir. Hidrojen, atmosferde düşük konsantrasyonda olsa dahi alüminyum parçaların sinterlenmesini önemli ölçüde düşürmektedir. Auger electron spectroscopy tekniği yüzeydeki oksit tabakaların karakterize edilmesi için kullanılmıştır. Sonuç olarak alüminyum, nitrogen, oxygen ve diğer elementler, safsızlıklar olarak tespit edilmişlerdir. Yüzey filminde tespit edilen Mg sinterlemeyi hızlandıran bir etki yaratmaktadır.



Şekil 1: Farklı atmosfer koşullarındaki sinter denemelerinin zamana karşı boyutsal değişim eğrileri vakum ve argon atmosferlerinde benzer sinter sonrası hacimsel küçülme [8]

PM, yalnızca dişli kutusu elemanları için değil, aynı zamanda çok çeşitli otomotiv bileşenleri için yüksek mekanik özellikler, geometrik karmaşıklık ve maliyet etkinliği elde etmek için iyi bir üretim yöntemi olarak öne çıkmaktadır. Bu dikkate değer özellikler kombinasyonu, üreticilerin Alüminyum 7075 yedek parçalarını belirli otomotiv uygulamalarına uyarlamasına olanak tanıyarak,

aşırı ağırlık veya malzeme israfı olmadan performans odaklı çözümler sunmaktadır.

Bu yayında, vakum sinterleme yöntemiyle otomotiv sanayi için üretilen Alüminyum 7075 alaşımına yedek parçaların endüstriyel ölçekteki üretim süreci, üretim sonrası karakterizasyon ve mekanik özellikleri verilmiştir.

700 serisi alüminyum alaşımlarının en önemli özelliği çökeltme sertleşmesi elde edilebilirliğidir (precipitation hardening). 7000 serisi alüminyum alaşımlarının yüksek mukavemet değerlerine ulaşmasının nedeni aşağıdaki çökelti oluşumu sırası ile açıklanabilir. [7]

SSS → GPZs → Yarı kararlı η → Kararlı η (MgZn<sub>2</sub>)

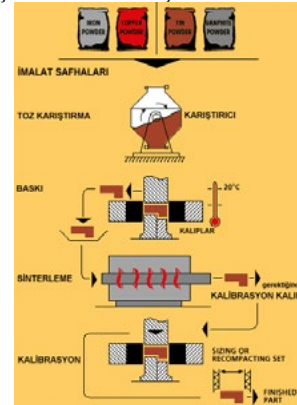
(SSS Aşırı doymuş katı çözelti, GP zone)

Toz metalürji yöntemi ile üretilen 7000 serisi alaşımda T6 ısıl işlemi sonunda oluşması beklenen çökelti fazı kararlı η (MgZn<sub>2</sub>) fazıdır.

Bu çalışmanın sinter ve ısıl işlem sonrasında elde edilen parçadan kesilen numunelerin mikroyapı incelemelerinde η (MgZn<sub>2</sub>) fazları görülmektedir. (Şekil 4)

## 2. Deneysel Çalışmalar

Vakum sinter teknolojisi ile firmamızda üretilen dişli kutusu elemanları için üretim süreci, ağırlık oranları aşağıda verilen ve -100 micron altı boyutlardaki element tozlarının karıştırılması ile başlatılır.

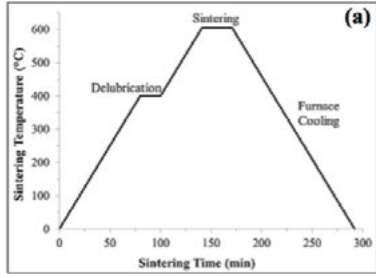


Şekil 2-Üretim süreci şeması

Elementler	Si	Cu	Mn	Fe	Ti	Mg	Cr	Zn	Al
Ağırlık %	0,4	2,0	0,3	0,5	0,2	2,9	0,28	6,0	87,42

Tablo 1.Element tozlarının ağırlık oranları

Süreç, bu tozların mikserde karıştırılıp katı yağlayıcılar (Zn stearate) ilave edilerek, otomatik toz preslerinde basılması ile devam eder. Daha sonra yaklaşık 400 °C katı yağlayıcı madde uçurulma işlemi uygulanır (delubrication) ve en son 600°C'de 10<sup>-3</sup> mBar vakum değerinde sinterleme işlemi ile son yoğunluğa ulaşılır. Tam yoğunluğa ise firmanın geliştirdiği özel bir çift pres çift sinter yöntemi ile ulaşılmaktadır.



Şekil 3- Vakum sinter sürecinin sıcaklığa karşı zaman eğrisi



Şekil 4- Plazma vakum sinter fırını

7075 serisi alüminyum bazlı P/M alaşımları, işletmenin bünyesinde hazırlanmış, preslenmiş ve yaklaşık  $10^{-3}$  mBar vakum koşullarında 590-600 °C sıcaklıkta sinterlenmiştir.



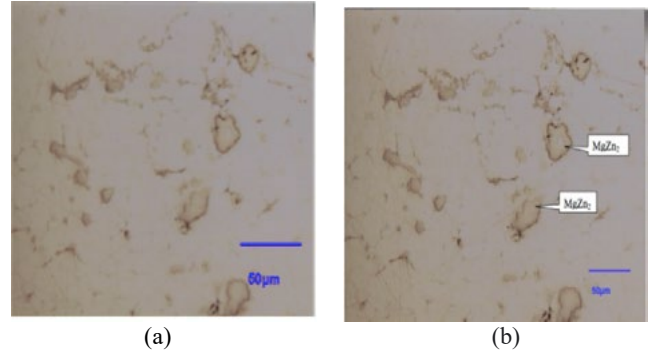
Şekil 5- Toz presleme sürecinde kullanılan 9 eksenli hidrolik presler

Sinter işleminden sonra T6 ısıt işlemi uygulanan parçaların sertlik değerleri alaşım matrisinde 90 HRB'ye (literatürde HRB 90 değeri için çekme dayanımı  $610 \text{ N/mm}^2$  olarak verilmektedir ki işletmemizde üretilen parçalar üzerinde yapılan ölçüm de bunu desteklemektedir) kadar ölçülmüştür. Bu parçaların çekme dayanımı değeri ise yaklaşık  $570 \text{ MPa}$ 'dır. Tam yoğunluk işlemi sonrasında Arşimed prensibi ile ölçülen yoğunluk değeri  $2,81 \text{ g/cc}$  olarak belirlenmiştir.



Şekil 6- Yüksek yoğunluklu otomotiv parçaları

Kesilen parçalardan elde edilen kesitlerin metalografik mikroyapı görüntüleri aşağıda verilmiştir.



Şekil 7 (a)-(b) Sinter sonrası T6 ısıt işlem görmüş mikroyapı görüntüsü matris içerisindeki  $\eta\text{MgZn}$  çökeltileri

#### 4. Sonuç

Toz metalürji yöntemi ile üretilen alüminyum 7075 alaşım dişli kutusu elemanlarında %100 yoğunluğa ulaşılmıştır. Bu parçaların T6 ısıt işlem sonrası elde edilen çekme dayanımı  $570 \text{ MPa}$  değerlerine ulaşılmıştır.

Aynı mekanik değerler, döküm sonrası işlenik alaşımlarda elde edilebildiği için (ekstrüzyon, dövme) bu değerlerin toz metalürji ile üretilen parçalarda ulaşılması önemli bir teknolojik gelişimdir. Üretilen parçaların dişli kutularında kullanılması amacıyla ilgili üreticilerle görüşmeler devam etmektedir.

#### Teşekkür

Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş nin üretim biriminde ve labotuarlarında çalışan ve bildiye destek veren teknisyenlerine teşekkür ederiz

#### 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  $\text{TiB}_2$  Ceramics, 13<sup>th</sup> Conference of the European Ceramic Society (ECerS XIII), 23-27 Haziran 2013, Limoges, Fransa.

- [3] W. G. Davenport, M. King, M. Schlesinger ve A. K. Biswas, Extractive Metallurgy of Copper, Pergamon, 2002, Oxford, Birleşik Krallık.
- [4] D. Sherman, D. Brandon, Mechanical Properties and their Relation to Microstructure, Ed. R. Riedel, Handbook of Ceramic Hard Materials, Wiley-VCH, 2000, Weinheim, Almanya.
- [5] M. Buğdaycı, Krom Nikel İçeren Demirli Alaşımların Metalotermik Yöntemle Üretiminde Tufal Kullanımının Etkisi, Y. Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, 2014, İstanbul, Türkiye.
- [6] <<http://www.metal-powder.net>> Tarih: 11.12.2015.
- [7] Processing and properties of high performance 7075 Al and AZ91 Mg powder metallurgy alloys Doktora tezi Mohammad Ali Jabbari Taleghani November 2014 Universidad Carlos III de Madrid
- [8] Pieczonka T, T.Schubert, S.Baunack, B.Kieback Sintering Behaviour of Aluminum in different Atmospheres

# An Automotive Industry Component of Crash Box's Corrugation Performance's Investigation in Real Time and Simulation Environment

Bir Otomotiv Sektörü Bileşeni Olan Çarpışma Kutusunun Katlanma Performansının Gerçek Zamanlı ve Simülasyon Ortamında İncelenmesi

**Tolgahan ÇALI, Berat BAYRAMOĞLU, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

The aim of this study is to examine the corrugation performance of crash boxes using in the automotive industry in real-time and simulation environments. Crash boxes are designed to ensure passenger safety by absorbing the collision energy at the front and rear of the vehicles. For real-time testing, a crash box profile was extruded and tested under compression loading. Then, the designed crash test setup was created in the simulation environment. A simulation model is a mathematical approach that consists default material card that takes into account the material properties, geometric properties, and loading conditions of the collision boxes. Similar corrugation characteristics were observed when real-time test and simulation results were compared. The results of this study can contribute to improving the design and performance of crash boxes in the automotive industry. Besides real-time testing, simulation methods can also be seen as a tool that can be used in the design process of crash boxes.

## 1. Introduction

The automotive industry is a critical sector that continually advances and innovates in the fields of technology and engineering. In this industry, the quest for new solutions and improvements, especially in terms of safety, remains constant. Ensuring passenger safety during collisions is among the top priorities for automobile manufacturers. In this context, components such as crash boxes play a crucial role. Crash boxes are structural elements that absorb collision energy at the front and rear of vehicles, minimizing harm to passengers. Real-time and simulation-based tests are of critical importance for engineers in the design and performance evaluation of these components. Abdullah N.A.Z. et al. (2020) conducted a study that emphasized the three factors influencing energy absorption, stating that these factors vary depending on geometry, loading conditions, and material [1]. Mete O.H et al. (2018) conducted a study focused on annular rolled Al tube and investigated crushing performance and found restricted fold length affects the corrugation performance [2]. Various finite element methods are used for obtaining converged simulation studies to experimental results. These

approaches several parameters to optimize the conditions and assignment precisely. Boria S. and Forasassi G. studied of a honeycomb sandwich material modelling with FEA and results from experiment and FEA are matched in a delicate accord [3].

Yilmaz G. and Celik O.H (2022) investigated of an aluminum crash-box's shock absorbing ability [4].

Samer F. et al. (2015) conducted a study on circular, hexagonal, rectangular, triangular, and conical AZ31 (magnesium) alloy specimens subjected to quasi-static loading, and they found that circular sections exhibited the highest energy absorption [5]. For angular profiles, an increase in the number of edges was observed to increase energy absorption.

Tarlochan F. (2013) carried out a study on circular, rectangular, square, hexagonal, octagonal, and elliptical low-carbon steel sections under dynamic loading and found that the hexagonal sections provided the optimal combination of energy absorption and production cost [6].

Nia A.A. et al. (2010) investigated circular, triangular, square, hexagonal, and octagonal sections made of 3003 aluminum alloy and subjected them to quasi-static loading, reporting that the triangular section had the lowest energy absorption, while the octagonal section exhibited the highest energy absorption [7].

This study aims to comprehensively investigate the corrugation performance of crash boxes used in the automotive industry, employing both real-time and simulation environments. Due to the critical significance of crash boxes, this research seeks to contribute to a better understanding of a component that undergoes constant improvement in terms of safety and performance.

Initially, real-time tests were conducted by subjecting a crash box profile to compression loading. The data obtained from these real-time tests were then used in the creation of a simulation model, simulating the designed crash test setup. The simulation model incorporates the material properties, geometric characteristics, and various loading conditions of the crash boxes using a mathematical approach.

The results indicate similarities in corrugation characteristics when comparing real-time test results with simulation outcomes. These findings underscore the value of simulation methods as a tool in the design process of crash boxes. Both real-time testing and simulations provide

valuable insights for enhancing the design and performance of crash boxes in the automotive industry.

This study aims to support continuous advancements in automotive safety and contribute to raising passenger safety standards in vehicles. Additionally, it will serve as a guiding reference for future works focused on the development and optimization of crash boxes.

**2. Experimental Procedure**

Within the scope of the study in order for observing and basing on of a material behaviour, a nomination specimen was opted of the cross-sectional dimensions of 80x80x2 mm with the length of the 300 mm profile from compression test standard. One of the highly used aluminum alloys in automotive industry that provides high strength and elongation performance, namely 6005A aluminum alloy was chosen to perform testing. The chemical composition of 6005 A aluminum alloy is given in Table 1.

**Table 1.** Chemical Composition of 6005 A Aluminum Alloy.

Alloying Element	% Composition
Si	0.61
Fe	0.28
Cu	0.03
Mn	0.04
Mg	0.54
Cr	0.03
Zn	-
Ti	0.03

Zwick/Roel – Z 250 testing machine used to run the compression testing. The testing rig is shown in the Figure 1.

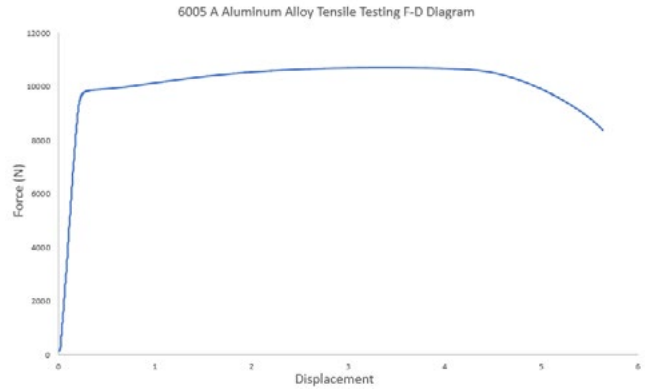


**Figure 1.** Compression Testing Rig.

The compression rate was defined as 100 mm/min. The displacement was defined at 200 mm.

**2.1. FEA Approach**

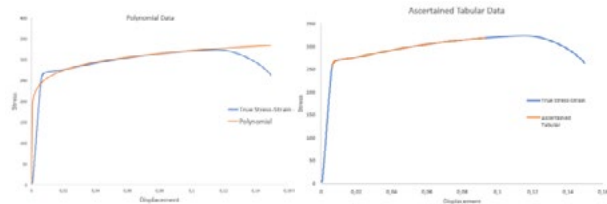
Material models were created from tensile testing result. The material inner defects were disregarded. The tensile testing graph is given in Figure 2.



**Figure 2.** Tensile Testing Graph.

The tensile testing result was assigned in polynomial and ascertained tabular.

Polynomial and ascertained tabular assignments are shown in Figure 3.



**Figure 3.** Polynomial and Ascertained Tabular Assignment.

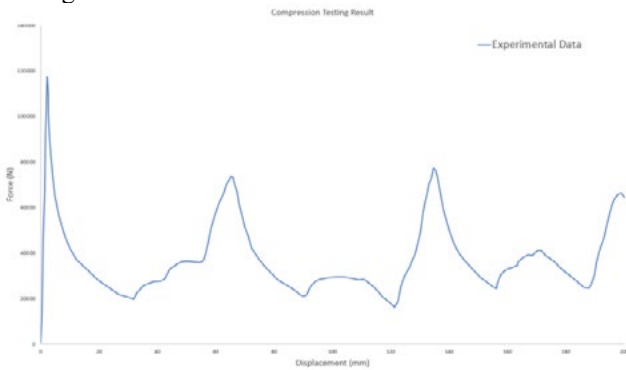
**3. Results and Discussion**

Experimental corrugation result is shown in the Figure 4.



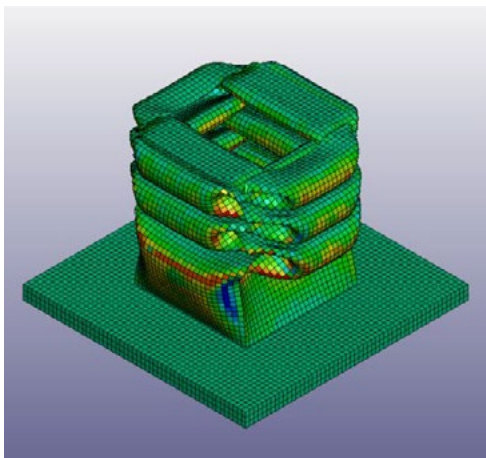
**Figure 4.** Experimental corrugation.

Compression testing Force-Displacement graph is shown in the Figure 5.



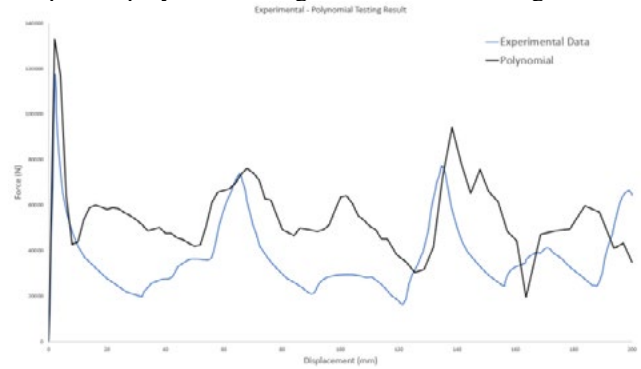
**Figure 5.** Compression Testing Graph.

Numeric simulation at polynomial assignment of corrugation result is shown in Figure 6.



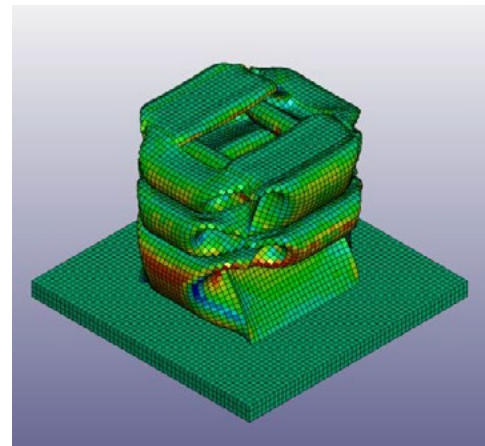
**Figure 6.** Polynomial Assignment Corrugation.

The comparison of experimental Force-Displacement Graph and polynomial assignment is shown in Figure 7.



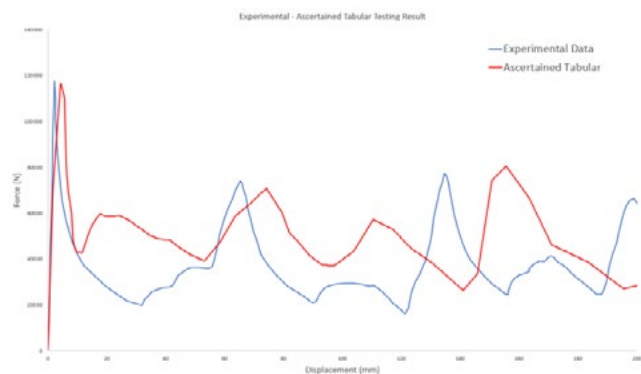
**Figure 7.** Experimental and Polynomial Compression Result Comparison.

Numeric simulation at ascertained tabular assignment of corrugation result is shown in Figure 8.



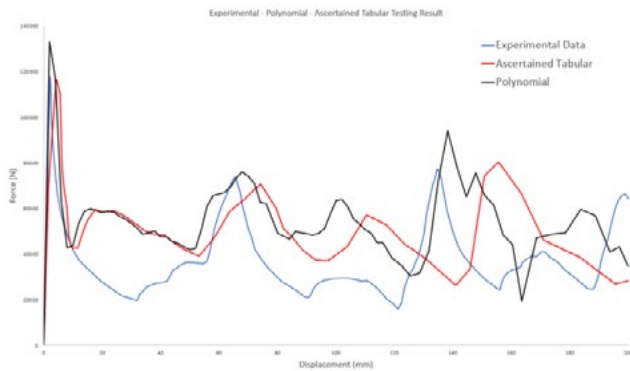
**Figure 8.** Ascertained Tabular Assignment Corrugation.

The comparison of experimental Force-Displacement Graph and ascertained tabular assignment is shown in Figure 9.



**Figure 9.** Experimental and Ascertained Tabular Compression Result Comparison.

The comparison of experimental, polynomial and ascertained tabular assignment is shown in Figure 10.



**Figure 10.** Experimental, Polynomial and Ascertained Tabular Compression Result Comparison.

Minimum, maximum and peak rates of Force-Displacement values are shown in Table 2.

**Table 2.** Minimum, maximum forces and peak rates.

Data	Peak Rate	Maximum Force	Minimum Force
Experiment	117.764	76.234	20.877
Polynomial	133.150	93.969	19.394
Ascertained Tabular	115.718	79.819	26.249
% Error (exp-pol)	-13%	-23%	7%
% Error (exp-asc)	2%	-4%	-25%

**4. Conclusion**

In the scope of the study, a crash box’s corrugation performance is investigated numerically and experimentally. The material inner defects were disregarded. Polynomial and Ascertained Tabular assignments results are compared to experimental results. While the peak rate and maximum force have acceptable errors in Ascertained Tabular assignment and for the minimum force polynomial assignment shows better performance than ascertained tabular assignment. Although the exact values are not achieved, both assignments show similar trends and corrugation performance on the specimen and F-D graph. The peak rate corresponds to the transition from elastic to plastic deformation. Due to no elastic limit is to occur, the maximum force rather than the peak rate is not be reach closer to the peak rate. It is aimed to focus on damage models to be carried on for further studies.

**References**

[2] Mete, H. O., Yalcin, M., Genel, K. (2018). Experimental and numerical studies on the folding response of annular-rolled Al tube. *Thin-Walled Structures*, 127, 798-808.

[3] Boria, S., Forasassi, G. (2008). Honeycomb sandwich material modelling for dynamic simulations of a crash-box for a racing car. *WIT Transactions on the Built Environment*. Vol. 98.

[4] Yilmaz, G et. al (2022) Numerical and Experimental Investigation of Shock Absorbing Ability of Crash Boxes Used in The Automotive Industry. Paper presented at the 10th International Aluminium Symposium, Istanbul, 3-4 March 2022

[5]: F. Samer, F. Tarlochan, H. Samaka, K. S. Khalid, “Improvement of energy absorption of thin walled hexagonal tube made of magnesium alloy by using trigger mechanisms” *IJRET (International Journal of Research in Engineering and Technology)*, vol 2, issue 10, pp.173-180, October 2013

[6]: F. Tarlochan, F. Samer, A.M.S. Hamoda, vd., “Design of thin Wall structures for energy absorption applications: Enhancement of crashworthiness de to axial and oblique impact forces” *Thin-Walled Structures*, 71, pp.7-17, October 2013

[7]: A. A. Nia, H. H. Hamedani, “Comparative analysis of energy absorption and deformations of thin walled tubes with various section geometries” *Thin-Walled Structures*, vol 48, issue 12, pp. 946-954, December 2010



# Investigation of Forming Defects in Aluminium Wire Drawing Processes of EN AW 1000 Series 9,5 mm Aluminum Wire Rods

EN AW 1000 Serisi 9.5 mm Alüminyum Tel Çubukların Alüminyum Tel Çekme İşlemlerindeki Şekillendirme Hatalarının İncelenmesi

**Necati OCAK<sup>1</sup>, Harun GÜNEŞ<sup>1</sup>, Serdar ASLAN<sup>2</sup>, Erhan DURU<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Şahinler Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

Aluminum wire drawing is one of the overhead line aluminum conductor manufacturing processes. Cylindrical aluminum wire is produced using aluminum wire rods manufactured in continuous aluminum casting. Various discontinuities are encountered while this production is being carried out. Wire breakage in wire drawing during overhead line aluminum conductor manufacturing is one of the most common problems faced by the wire industry today.

The aim of this study is to identify the root causes of the defects and to improve these causes in order to minimize the number of aluminum wire breaks. Thus, more efficient, and economical working conditions will be provided. In this context, breaking problems encountered during the wire drawing process of EN AW-1000 series 9.5 mm diameter aluminum wire rods will be examined, wire defects will be analyzed using Scanning Electron Microscope (SEM) and improvement methods will be explained.

## 1. Introduction

It is required to transmit and distribute electrical energy from production to consumption regions with high efficiency and minimal loss. Energy Transmission is carried out using overhead lines because high voltage insulation problems. The use of copper and aluminum conductors on overhead lines is common [1].

ACSR type overhead line conductors were known to be the most important line products until 40-50 years ago. However, because these conductors contain a composite structure containing steel and aluminum, their vulnerability to environmental impacts was assessed as the negative effect of these conductors. Today, it reveals galvanic corrosion of different materials used in the same construction due to environmental and climatic conditions. That is why they are not preferred. As a result of using aluminum + galvanized steel wire together, it reduces the service life of the conductor after a minimum of 5 years. [2,3]. Environmental conditions in the use of the conductor and vibrations between the wires affect micro damage caused in the production of aluminum wires and

further can cause them to break. Accordingly, all the problems that may occur in the manufacturing stages, from the raw materials used to the machines being processed, from the operators to the production methods, should be carefully examined.

In this study, the production of 1000 series aluminum alloy wire rod with a diameter of 9.5 mm, the breaking problems encountered during wire drawing will be examined, wire defects and damages will be analyzed, the causes of failure will be interpreted, and improvement methods will be explained.

## 2. Experimental Procedure

The production of 1000 series aluminum wire rod and wire was carried out in the facilities of Şahinler Metal-A Kablo in Istanbul. The samples to be analyzed were taken from the broken wires in the wire drawing machines. The wires were also analyzed in Sakarya University Metallurgical Engineering SEM-EDS laboratory.

Aluminum conductor production occurs in 4 stages. Casting, Wire Drawing, Heat Treatment and Stranding processes. Aluminum ingots with a minimum purity of 99.8% are used as the main raw material. The chemical properties of the aluminum used were determined with a ThermoScientific chemical analyzer. (Table 1.)

**Table 1.** Aluminum Ingot Analysis

Al%	Si%	Fe%	Cu%	Mn%	Mg%	Cr%	Ni%	Zn%
99.8	0.09	0.08	0.006	0.002	0.012	0.001	0.0032	0.003

Aluminum ingots are charged to the natural gas-powered melting furnace for melting. The metal, which is melted at about 750°C, is transferred to the tilting furnace at a temperature of 670-730 ° C by means of a runner. Homogenization is achieved by mixing liquid metal with the addition of alloying materials. As a result of the transfer of liquid metal from the tilting furnaces, cooling water is supplied to the copper casting mold(wheel) and an aluminum bar with a section area of approximately 2090 mm<sup>2</sup> is obtained at a temperature of about 450-500 ° C. The aluminum bar is converted into a 9.5 mm diameter aluminum wire rod in the rolling mill that works with the casting machine. And the

aluminum rod is heat treated. Continuous casting line process current flowchart is shown Figure 1.

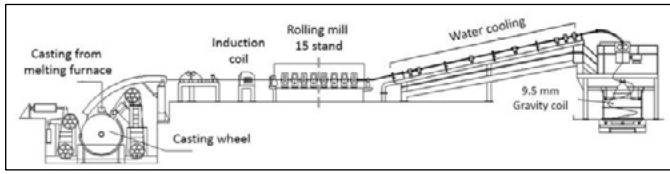


Figure 1. Aluminum Continuous Casting Flowchart

The 9.5 mm aluminum rod coming from the aluminum continuous casting production line continuously passes through the successive wire drawing lines in the wire drawing machines to achieve the desired diameter. The diameters of each line and successive lines are less than 9.5 mm in diameter. The diameter of the wire decreases as it passes through each die. In the wire drawing process, no material is required to be disposed of, so it is a waste-free process. The volume of the rod is the same if drawn; only the length of the wire is elongated. Wire drawing process current flowchart is shown Figure 2 [2,3].

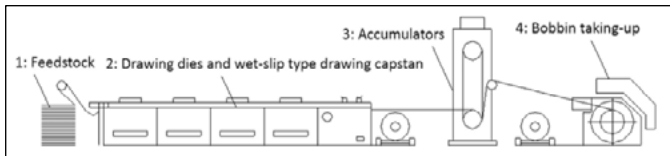


Figure 2. Wire Drawing Process Flowchart

Metals such as aluminum and its alloys, steel, copper are within the cold forming range at room temperature and have the ability to deform significantly without breaking. When the material is cold formed, it becomes stronger. In other words, it increases its strength with cold form change. This is because new dislocations are created by form change, and the movements of new dislocations are becoming more and more difficult, both with each other and with other obstacles. Material hardening as a result of dislocation causes breaks by triggering micro defects (internal voids, oxides etc.) caused by raw material or process within the product). At the same time, the tensile stress should not exceed the yield stress [4,5, 6, 7].

**3. Results and Discussion**

The properties of the samples collected from the production machines are shown in Table.2.

Table 2. Mechanical and electrical properties of drawn wires

Material Type	d0	$\rho$ ( $\Omega$ mm <sup>2</sup> /m)	IACS (%)	UTS (N/mm <sup>2</sup> )
EN AW 1350	2,50	0,028045	61,47	180
EN AW 1370	3,90	0,028054	61,45	165

In Figure 3, there is usually a shearing fracture and a shallow hole or cavity on one side of the wire. This void occurs when the inclusion occurs during or after wire break. It can be cleaned better in furnace. Liquid metal should be cleaned from its inclusions. Filtering operations can be done on runner. The hot roll machine can be controlled.

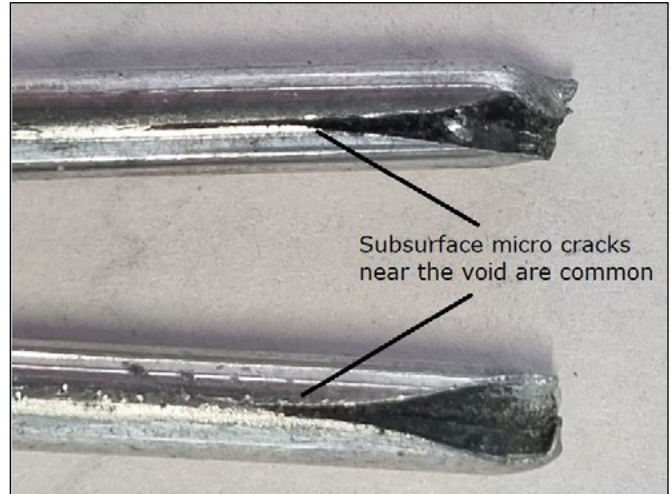


Figure 3. Inclusion Absent

In Figure 4, these surface defect may be caused by a foreign object in the drawing or enamel die, or rubbing against some hard surface such as forklifts, die holders, or any steel surface.



Figure 4. Mechanical Damage

It is the tensile break seen in Figure 5. The reason for this break is that the wire does not receive enough oil or cannot resist the pulling force due to lack of lubrication. It breaks like a tensile test. That is, it occurs when the tensile strength exceeds the final tensile strength of the wire. Changes in oil concentration and patterns prevent wire breakage. This type of fracture has a characteristic small crater in the fracture.

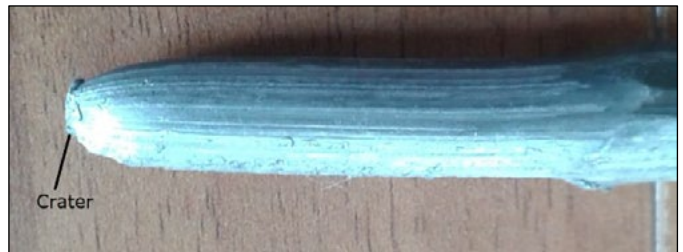


Figure 5. Tensile Breaks

The absence of lubrication can lead to surface defects such as transverse cracks. Surface defects are shown in Figure 6. This is due to the deterioration of lubrication between the die and the aluminum wire. Or it is the cause of die which has completed its life. This type of surface defects affects the embedded oxides, if any, in the next steps, causing the material to break.

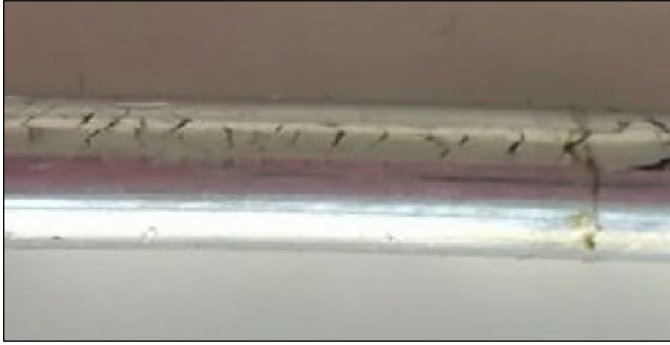


Figure 6. Surface Tearing

Crow's feet are V-shaped surface breaks (Figure 7). cracks caused by poor lubrication, wrong die usage, and abrasion surface die usage. V signs show the direction of drawing operations. Fractures are usually of the type cut at a 45-degree angle. The die can be cleaned, the alignment of the wire in the die can be controlled, abrasive die can be replaced, and the oil flow on all die can be controlled.

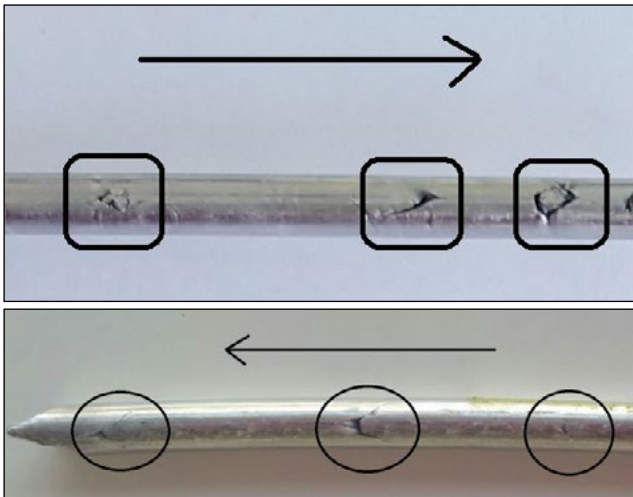


Figure 7. Crowsfeet

Macro porosity in Figure 8 (a), is hollow wire caused by gas, metal shrinkage of casting complications during the casting process. Both ends of the beak contain the internal void. In order to prevent the formation of macro porosity, cooling and temperature control should be done during solidification and the gas content in liquid metal should be reduced.

In Figure 8 (b), during continuous casting, solid impurities, inclusions and contaminants in the refractory particles in the furnace are transferred to subsequent processes as inclusions. As they have a hard structure, they can cause breakage in the wire. These pollutants can be prevented from proceeding to the next process with appropriate homogenization, fluxing and filtering methods.

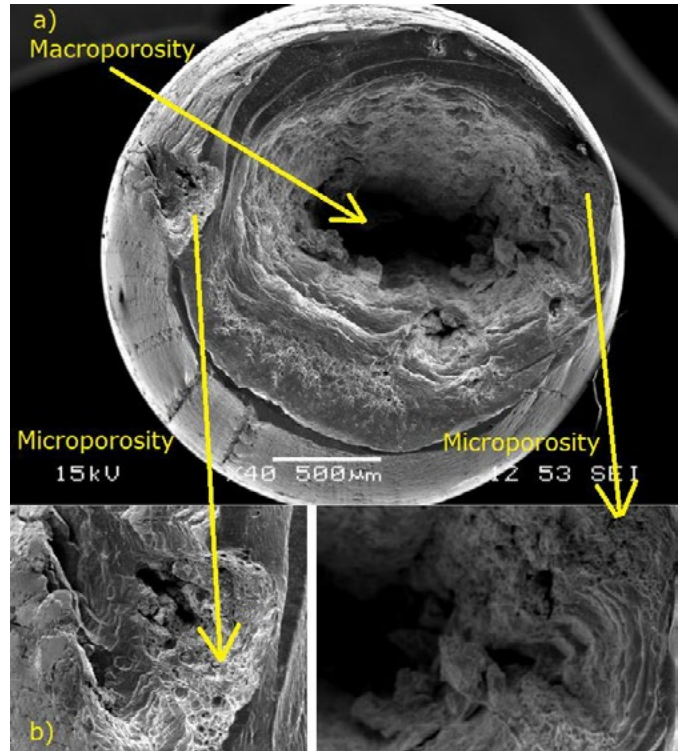


Figure 8. (a) Macroporosity, (b) Microporosity

In Figure 9, aluminum has a high interest in hydrogen. H<sub>2</sub> absorption of molten metal causes pores in the product. It has a negative effect on the mechanical properties of the material. In order to prevent porosity, gas extraction should be performed by treating atmospheric gases with liquid metal.

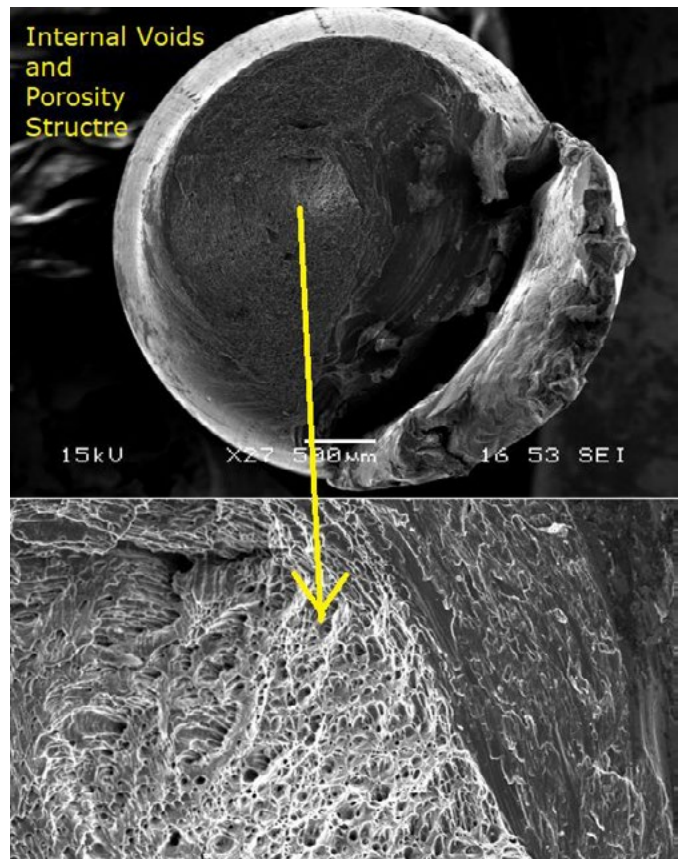
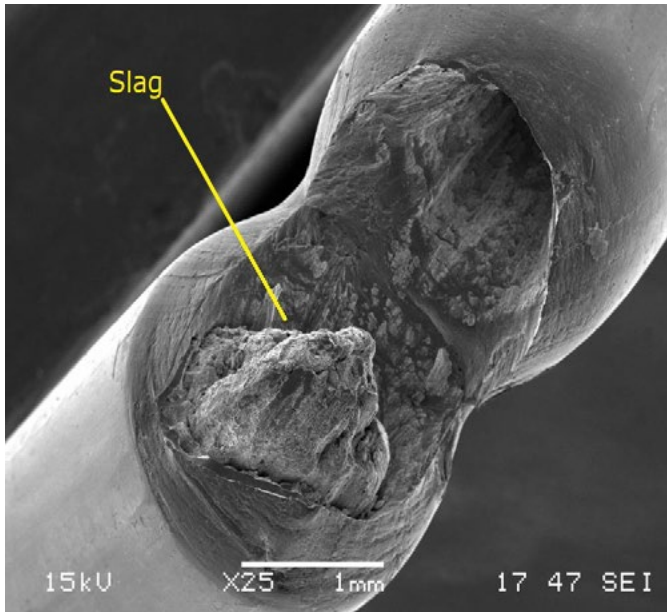
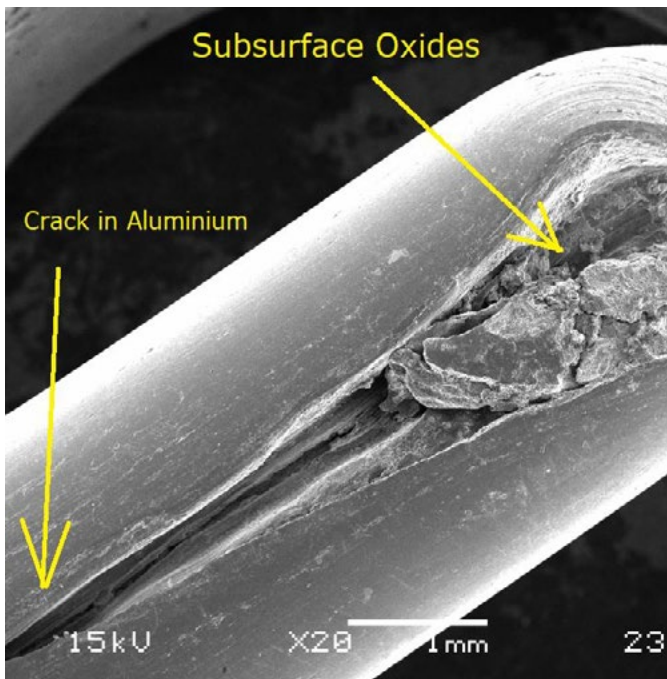


Figure 9 Internal Voids

During the melting process, aluminum is oxidized due to the reaction they enter with atmospheric oxygen. At the end of the melting process the melt oxidizes and contains different solid inclusions. These are contaminants solid pollutants, refractory particles from the furnace and slag residues. These slags are transferred with liquid metal into aluminum rod. Inclusions should be taken from the melt by proper filtering methods or fluxing before casting to prevent unwanted mechanical and characteristic problems during processing in subsequent processes. A typical slag problem is shown in figure 10.



**Figure 10** Slag



**Figure 11** The seams and strips

In Figure 11, The seams and strips are made up of subsurface oxides, which cause the wire to crack and separate. The seams are usually cracks near the center of the wire. The rolling gap

settings can be controlled. Guide scratching can be prevented, drawing application can be controlled.

#### 4. Conclusion

In this study, different defects were investigated, and their causes were explained. The following conclusions can be drawn from this study.

- The use of oil in wire drawing is very important. Non-oil operation can cause damage to wire surfaces. These damages trigger oxides and cavities embedded close to the surface, causing breaks.
- The surface quality and geometry of the dies in the wire drawing process affect the properties of the wires. Quality of low surface dies during wire drawing may cause wire surface damage.
- In the internal structure analysis of wire breaks, the presence of porosity and oxide structures caused by casting was determined.
- To prevent porosity, temperature and cooling control should be done and the gas content should be reduced.
- During continuous casting, the refractory material particles that come into contact with the aluminum are separated and become inclusions. Homogenization and filtering conditions should be provided for Continuous Casting process.

#### References

- [1] Electric Electronic Technology, Overhead Energy Lines, Ankara 2011, T.C. Ministry of Education, pp.3-10
- [2] Davies,G., Aluminium Alloy [6201, 6101A] Conductors, International Conference on Overhead Line Design and Construction: Theory and Practice (up to 150kV) 28-30 Nov, London UK, 1988, 93-97
- [3] Karabay, S., Ertürk A.T., Failure analysis of wire-breaks in aluminum conductor production and investigation of early failure reasons for transmission lines, Engineering Failure Analysis 83 (2018) 47-56
- [4] Moharana, B., Breakage Analysis of Aluminum wire rod in Drawing Operation, International Research Journal of Engineering and Technology, Volume: 04 Issue: 12 | Dec-2
- [5] Khalig A., Melt Quality induced Failure of Electrical Conductor Aluminium Wires
- [6] A. Khaliq, M.A. Rhamdhani, G.A. Brooks, J. Grandfield, Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science, 47 (2016) 595-607
- [7] C.J. Simensen, Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy, 12 (1981) 733-743.

# Determining the Corrosion Speed of Welded AA 5005 Alloy with AA4043 Filler Metals According to Weld Rate Using by MIG Welding Technique

MIG Kaynak Tekniği Kullanarak AA 5005 Alaşımının AA 4043 Kaynak Teli ile Kaynaklanması Durumunda Korozyon Hızının Belirlenmesi

**Hüseyin MÜŞTAK, Yusuf ÖZÇETİN**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Corrosion is one of the most damaging and costly naturally occurring events seen today. There are several methods for predicting the corrosion rate. In the present study, AA 5005 cold rolled sheet was used for welding application with AA4043 filler materials using the MIG welding process. Three different weld rates were applied for the weld joint of the cold-rolled AA 5005 sheet. The Tafel extrapolation method was used for the investigations of the weld joint, heat-affected zone, and base metal. Analyses are done in DC Corrosion Software and corrosion products have been investigated via scanning electron microscope (SEM). At higher speed, the result shows that corrosion resistance is better than at slower speeds.

## 1. Introduction

EN AW 5005, a high-magnesium aluminum alloy, has gained widespread popularity to its excellent combination of strength, formability, and corrosion resistance [1]. Corrosion is a prevailing concern in numerous industrial applications, particularly when it comes to welded aluminum alloys [2]. Among the various aluminum alloys, due to its high magnesium content, which confers excellent corrosion resistance. This alloy finds widespread use in critical sectors such as automotive, aerospace, and construction, where exposure to harsh environments is common [1,3]. However, the welding process can introduce microstructural changes in the alloy, potentially affecting its corrosion resistance. Understanding the relationship between welding parameters and corrosion behavior is crucial to ensure the durability and reliability of welded structures [2,4]. In this context, the Metal Inert Gas (MIG) welding technique, also known as Gas Metal Arc Welding (GMAW), is frequently employed for welding aluminum alloys. MIG welding utilizes an arc generated between a consumable metal electrode and the workpiece to produce heat. The process involves protecting the arc and molten pool from atmospheric contamination, such as oxygen and nitrogen, by employing an external gaseous shield of inert gas like argon, helium, or an argon-helium mixture [5,6].

During the welding process, localized changes in the microstructure may occur due to thermal cycles and the introduction of filler metals. The heat-affected zone (HAZ)

and the weld zone are particularly vulnerable to microstructural modifications, which could potentially lead to variations in the corrosion behavior compared to the base material [6,7]. To ensure high-quality weld joints with consistent corrosion resistance, the selection of appropriate filler metals becomes paramount. AA4043, an aluminum-silicon alloy, is often chosen as a compatible filler metal for welding AA 5005 due to its excellent weldability and ability to form a reliable fusion with the base material [8].

Welding speed parameter is a crucial parameter that significantly affects the welding process. Altering the welding speed can have significant implications for the quality and characteristics of the weld joint. When the welding speed is increased, the heat input into the weld decreases, potentially leading to faster solidification rates and smaller grain sizes. However, excessively high welding speeds may also increase the likelihood of incomplete fusion. On the other hand, reducing the welding speed allows for better heat control and may improve weld penetration and fusion. But slow welding rate causes high heat input which leads porosity [9,10].

The grain size of a material refers to the size of its individual crystalline grains, and the boundaries are the interfaces between these grains. Corrosion is a process of material degradation due to chemical reactions with its environment. A smaller grain size generally leads to increased grain boundary area within the material. Grain boundaries can act as sites for preferential corrosion initiation, as they often possess different chemical properties compared to the grains themselves. The presence of grain boundaries provides more sites for corrosive agents to attack, accelerating corrosion rates. In contrast, larger grain sizes tend to have fewer grain boundaries, potentially leading to reduced corrosion susceptibility. The increased homogeneity of larger grains may offer better corrosion resistance due to fewer potential sites for corrosive attacks. On the other hand, microstructural constituent particles also effect the corrosion behavior of the material. According to the heat deviation during the welding process, intermetallic particle morphologies can be changed. So, the corrosion formations between intermetallic particles and the matrix can be different.

Tafel extrapolation test is a widely used electrochemical technique for determining corrosion rates and corrosion potential of metals and alloys. The test involves measuring

the current-potential response of a metal in a corrosive environment. By plotting the logarithm of the current density against the potential, Tafel slopes are obtained, representing the rate of anodic and cathodic reactions. Extrapolating these slopes to the corrosion potential provides valuable information about the corrosion behavior. The anodic Tafel slope gives insight into the rate of metal dissolution, while the cathodic Tafel slope indicates the rate of reduction of corrosive species. Tafel extrapolation test is particularly useful for understanding corrosion kinetics, evaluating the effectiveness of corrosion inhibitors, and assessing the performance of protective coatings and surface treatments on metals and alloys.

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Welding and preparation of samples

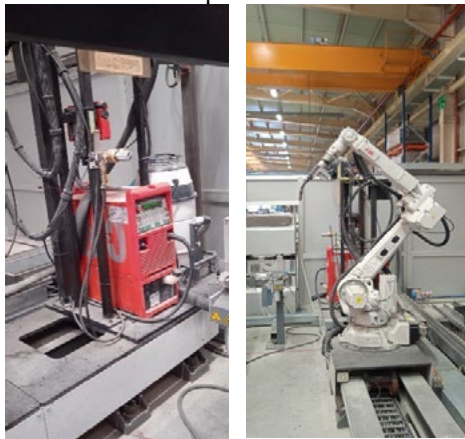
EN AW 5005 aluminum alloy plates which are used in this study, chemical composition is shown in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of samples

Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]	Zn [%]	Ti [%]	Cr [%]
0,1490	0,4042	0,0078	0,0299	0,5136	0,0067	-	0,0021

The dimension of test plates is 300 mm 150 mm. These plates were subjected to Metal Inert Gas (MIG) welding with three distinct welding speed parameters. The welding speeds selected for investigation were 600 mm/min, 750 mm/min, and 900 mm/min, respectively. Prior to welding, the aluminum alloy plates were thoroughly cleaned to remove any surface contaminants or impurities that could potentially affect the welding process and the subsequent corrosion analysis.

The MIG welding process was performed in Asaş Aluminum with Fronius Transpuls Synergic 4000 robotic welding machine at pulse synergie mode. To ensure the accuracy and repeatability of the welds, the welding conditions, including the welding current, voltage, and shielding gas, were maintained constant throughout the welding process. After the welding was completed, the welded joints were allowed to cool down to ambient temperature.



**Figure 1.** ABB Welding robot and Fronius Transpuls Synergic 4000 power unit

To prepare the welded beads for further analysis, the welds underwent grinding to remove any surface irregularities or imperfections. The grinding process aimed to create a uniform and smooth surface that would facilitate accurate examination during subsequent investigations.

### 2.1. Electrochemical Corrosion Test

The Tafel extrapolation method was employed to investigate the corrosion behavior of the weld joint, heat-affected zone (HAZ), and the base metal. This technique allows for the determination of corrosion rates and corrosion potential of the different regions of interest.

For the Tafel extrapolation analysis, Gamry brand potentiostat/galvanostat device was used. Welded samples were fastened to the glass chamber. Chamber was filled with 0,5 molar NaCl solution, and electrochemical measurements were conducted using specialized equipment. The DC Corrosion Software was employed for the data analysis, providing valuable insights into the corrosion kinetics and behavior of the welded aluminum alloy plates under the specified welding speed parameters.



**Figure 2.** Gamry potentiostat/galvanostat device

To gain a deeper understanding of the corrosion products formed during the exposure to corrosive environments, Scanning Electron Microscopy (SEM) was utilized. The SEM analysis allowed for the observation of the surface and microstructure of the corroded samples, providing valuable information about the types of corrosion products and their distribution on the weld joint, HAZ, and base metal.

The obtained results from the Tafel extrapolation analysis and SEM observations were carefully analyzed and compared for the weld joints produced at different welding speeds. This comparative analysis allowed for a comprehensive assessment of the corrosion behavior and corrosion resistance of the weld joint under varying welding speed parameters.

### 3. Results and Discussion

Tafel extrapolation graphics were evaluated using EC-lab software. EC-lab software is a powerful tool that allows for precise and automated data processing, ensuring accurate and reliable results in the evaluation of Tafel extrapolation graphics. his software, researchers can efficiently analyze and interpret the electrochemical data, providing insights into the corrosion resistance and behavior of the studied materials.

The corrosion current density ( $I_{corr}$ ) and corrosion potential ( $E_{corr}$ ) are two important parameters used to evaluate the corrosion behavior of a material in various environments.  $I_{corr}$  represents the rate at which metal ions are released from the material due to corrosion, and it is typically measured in units of milliamps (mA). A higher  $I_{corr}$  value indicates a more rapid corrosion rate, while a lower value suggests better corrosion resistance. On the other hand,  $E_{corr}$ , also known as the corrosion potential or open circuit potential, represents the thermodynamic tendency of the material to corrode in a specific environment. It is measured in millivolts (mV) and indicates the voltage at which the metal is in equilibrium with its corroding environment. A more positive  $E_{corr}$  value implies a more noble or stable state, indicating better resistance to corrosion. Both  $I_{corr}$  and  $E_{corr}$  play crucial roles in determining the material's corrosion behavior.  $I_{corr}$  and  $E_{corr}$  values are shown in Table 2. and Tafel graphics are shown in Figure 3. and 4.

Table 2.  $I_{corr}$  and  $E_{corr}$  values

Welding Speed	$E_{corr}(mV)$	$I_{corr}(mA/cm^2)$
Base Metal	-928,432	1,747
600 mm/min -HAZ	-835,703	2,62
600 mm/min – W.Z	-937,685	12,24
750 mm/min- HAZ	-827,768	3,775
750 mm/min- W.Z	-809,411	2,64
900 mm/min HAZ	-811,346	2,26
900 mm/min- W.Z	-800,311	2,2

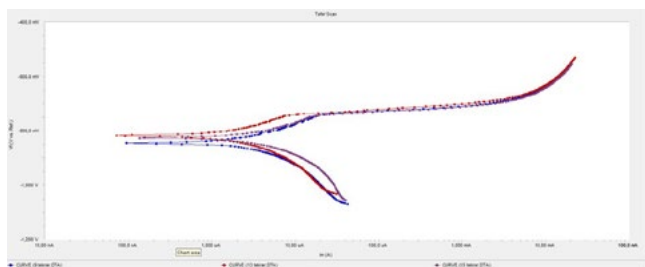


Figure 3. HAZ tafel slopes

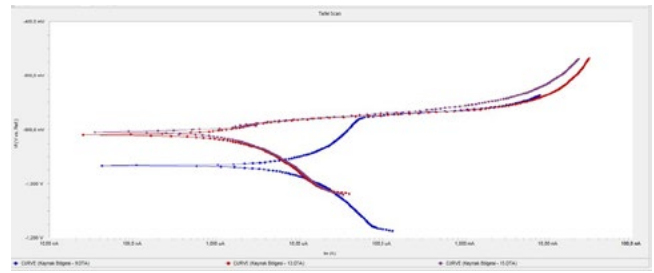


Figure 4. Welding Zone tafel slopes

The results obtained from the corrosion testing at different welding speeds are presented in the table. The corrosion current density ( $I_{corr}$ ) values for the heat-affected zone (HAZ) at welding speeds of 600 mm/min, 750 mm/min, and 900 mm/min are -835.703 mA/cm<sup>2</sup>, -827.768 mA/cm<sup>2</sup>, and -811.346 mA/cm<sup>2</sup>, respectively. Similarly, the corrosion current density values for the weld zone (W.Z) at the same welding speeds are -937.685 mA/cm<sup>2</sup>, -809.411 mA/cm<sup>2</sup>, and -800.311 mA/cm<sup>2</sup>, respectively. It is evident that the corrosion current density is generally higher in the weld zone compared to the heat-affected zone at all welding speeds. Additionally, as the welding speed increases, there seems to be a slight decrease in the corrosion current density for both the HAZ and Welding Zone regions. These findings suggest that the welding speed has a noticeable influence on the corrosion behavior of the material.

$$Corrosion\ Rate(mmpy): 0.00327xI_{corr}x(EW)/d \tag{3.1}$$

Where;

$I_{corr}$  : corrosion current density in mA/cm<sup>2</sup>

EW: Equivalent Weight

d : Density

The results of the corrosion rates, expressed in millimeters per year (mmpy), for different welding speeds in three specific regions, namely Heat-Affected Zone (HAZ), Welding, and Base Metal, are shown in Table 3, Figure 5. and 6. All calculations are done by EC-lab software.

Table 3. Corrosion rate in mmpy

Welding Speed	HAZ Corrosion rate (mmpy)	Welding Zone Corrosion rate (mmpy)	Base Metal Corrosion Rate (mmpy)
600 mm/min	0,027311	0,127598	0,0182
750 mm/min	0,02357	0,02459	
900 mm/min	0,019025	0,02058	

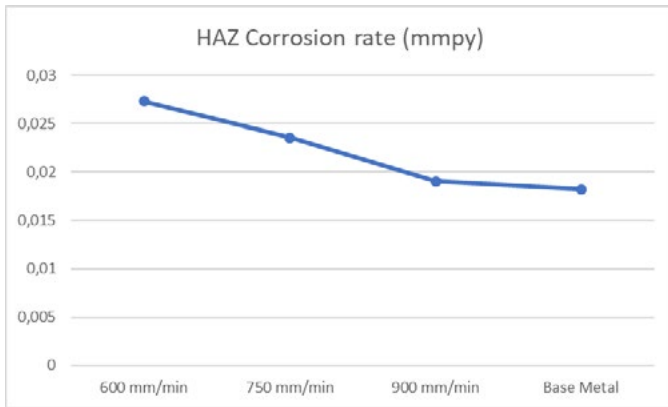


Figure 5. HAZ corrosion rate

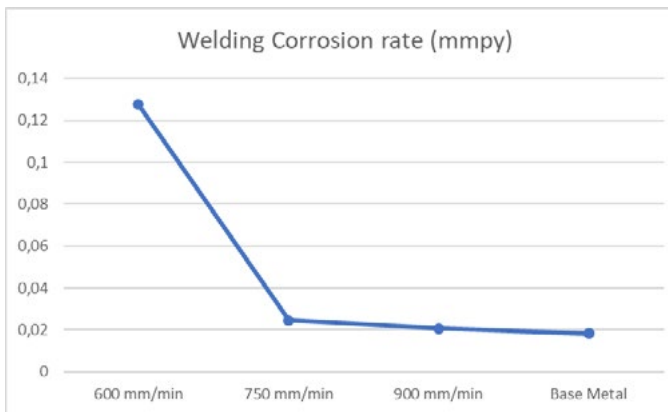


Figure 6. Welding Zone corrosion rate

The data provides valuable insights into the corrosion behavior of the welds at different welding speeds. The results indicate that the corrosion rates in the HAZ and Welding regions are generally higher compared to the Base Metal. This information is crucial for assessing the corrosion resistance of the welded parts and understanding the impact of welding speed on the corrosion performance.

SEM analyzes of both the Heat-Affected Zone (HAZ) and Welding Zone (WZ) are presented in the figures, allowing for a visual comparison before and after the welding process. These images offer valuable insights into the microstructural changes and alterations in the material caused by the welding procedure. By examining the SEM images side by side, any potential variations in grain structure, phase distribution, or the presence of defects can be observed, providing a comprehensive understanding of the welding's impact on the material's microstructure. Such analyses are essential for evaluating the weld quality, integrity, and potential changes in mechanical properties induced by the welding process. In slow-rated welding processes, the use of low welding speeds leads to a higher heat input, resulting in significant porosity formation in the welds. The prolonged exposure to high heat causes the formation of coarse grain structures, leading to longer grain boundaries. These coarse grains and

extended boundaries create areas of weakness in the welded material, making it more susceptible to corrosion. The presence of porosity and heavily corroded regions in the welds can compromise the overall integrity and mechanical properties of the joint. High heat input during welding can lead to an increase in the size of intermetallic phases formed at the weld interface. These intermetallic phases are compounds that result from the reaction between the base metal and the filler material. When their size becomes larger due to high heat input, it creates a greater potential difference between these phases and the surrounding matrix. The increased potential difference can initiate galvanic corrosion, where the intermetallic phases act as cathodic sites, attracting electrons from the anodic regions. As a result, the anodic regions experience accelerated corrosion, leading to an overall increase in the corrosion rate of the welded joint. SEM images of slow welding rate for both HAZ and Welding Zone are shown in Figure 7-11

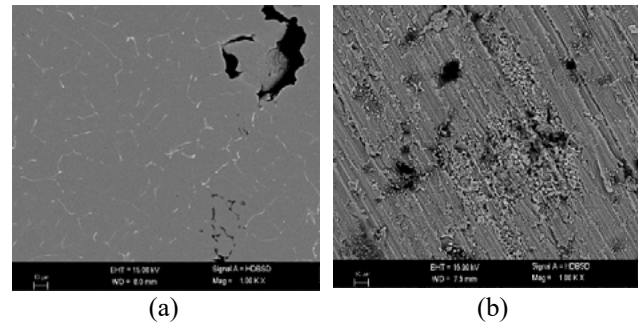


Figure 6. 600 mm/min Welding Zone SEM images a) Before tafel test b) After tafel test

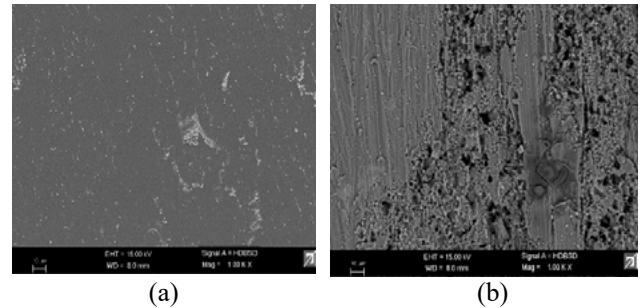


Figure 7. 600 mm/min HAZ SEM images a) Before tafel test b) After tafel test

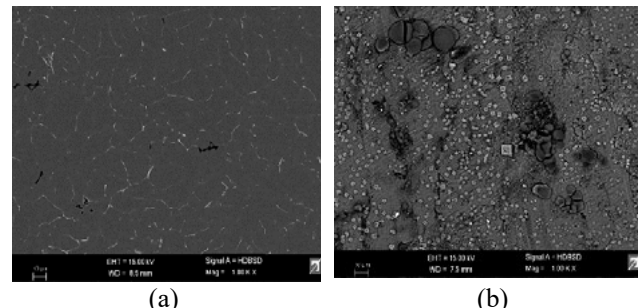
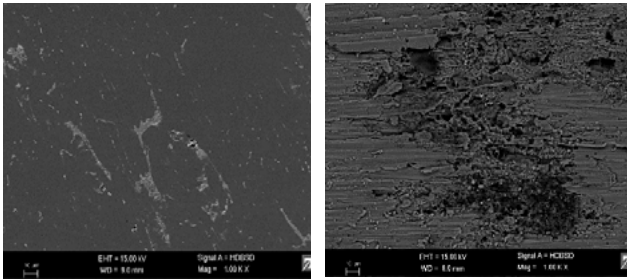
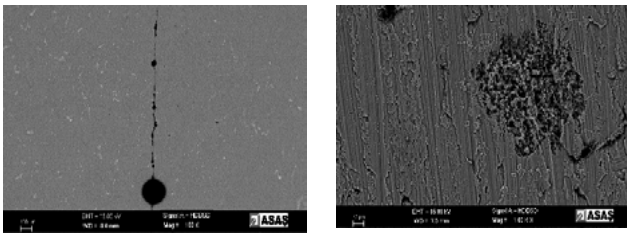


Figure 8. 750 mm/min Welding Zone SEM images a) Before tafel test b) After tafel test

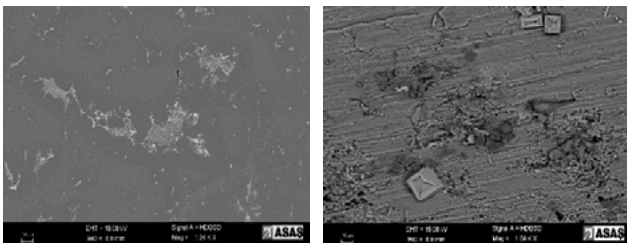




(a) (b)  
**Figure 9.** 750 mm/min HAZ SEM images a) Before tafel test b) After tafel test



(a) (b)  
**Figure 10.** 900 mm/min Welding Zone SEM images a) Before tafel test b) After tafel test



(a) (b)  
**Figure 11.** 900 mm/min HAZ SEM images a) Before tafel test b) After tafel test

In welding processes with higher speeds, the grain size tends to decrease, resulting in a finer microstructure. This finer grain structure contributes to improved corrosion resistance as the smaller grain boundaries provide better protection against corrosive agents. On the other hand, in slower welding speeds, the intermetallic potential tends to differ, leading to the formation of larger intermetallic phases. These larger phases can be more susceptible to corrosion, potentially compromising the integrity of the weld joint. In the fastest welding rate, the corrosion rate has been found to be the lowest, as indicated by the results in mmpy (millimeters per year) before. The higher speed leads to better fusion and reduced porosity, resulting in more robust and durable welds with enhanced corrosion resistance.

However, it is essential to consider the trade-offs between welding speed and weld quality. In higher speeds, there may be challenges with achieving complete fusion, leading to potential lack of fusion defects, which are not acceptable as they can weaken the joint. Hence, finding the right balance between welding speed and weld quality is crucial to ensure both efficient production and reliable, corrosion-resistant welds.

#### 4. Conclusion

1. In conclusion, the SEM image findings and Tafel calculations provide valuable insights into the corrosion resistance of welded joints at different welding speeds. It is observed that in higher welding speeds, the microstructure exhibits a finer grain size, which contributes to improved corrosion resistance. The Tafel calculations also indicate that the corrosion rate is lower in higher welding speeds, further supporting the idea that faster welding rates offer better corrosion resistance.
2. However, it is essential to consider the welding quality as well. Welding faults, such as lack of fusion, can compromise the integrity of the joint and make it unacceptable for critical applications. Therefore, finding a balance between welding speed and weld quality is crucial to achieve both high corrosion resistance and reliable weld integrity.
3. Among the tested welding speeds, the results show that the best corrosion resistance is achieved at 750 mm/min welding speed. At this speed, the microstructure exhibits a suitable grain size for corrosion resistance, and the weld quality is acceptable, making it the optimal choice for achieving both efficiency and durability in the welded joints.
4. Overall, the findings suggest that the welding speed of 750 mm/min strikes the right balance between corrosion resistance and weld quality, making it the most favorable option for ensuring long-lasting and robust welds in practical applications.
5. Further optimization and research in welding parameters can lead to even better corrosion-resistant welds, addressing the demands of various industries where corrosion resistance is critical.

#### 5. Acknowledgment

We would like to express our deepest appreciation to Lab Technician Samet sevinç, R&D Executive Onur Birbaşar, and Assistant Professor Günhan Bayrak for their invaluable contributions and unwavering support throughout this research project.

## References

- [1] Kaufman, J. G. (2000). Introduction to aluminum alloys and tempers. ASM international.
- [2] Vargel, C. (2020). Corrosion of aluminium. Elsevier.
- [3] Davis, J. R. (Ed.). (1999). Corrosion of aluminum and aluminum alloys. Asm International.
- Maggiolino, S., & Schmid, C. (2008). Corrosion resistance in FSW and in MIG welding techniques of AA6XXX. *Journal of materials processing technology*, 197(1-3), 237-240.
- [4] Kaluç, E., & Taban, E. (2004). EN AW-5083-H321 Alüminyum alaşımının MIG, TIG ve sürtünen eleman ile birleştirme (FSW) kaynaklı bağlantılarının mekanik ve mikroyapısal özellikleri. *Mühendis ve Makina*, 46 (541), 40-51
- [5] Anık, S., & Vural M. (1990). Gazaltı Ark Kaynağı (TIG, MIG, MAG) Kitabı. İstanbul, Gedik Eğitim Vakfı
- [6] Lancaster, J. F. (1999). Metallurgy of welding. Elsevier.
- [7] Katsas, S., Nikolaou, J., & Papadimitriou, G. (2006). Microstructural changes accompanying repair welding in 5xxx aluminium alloys and their effect on the mechanical properties. *Materials & Design*, 27(10), 968-975.
- [8] Anderson, B., Anderson, T., White, G., & Berube, P. (2012, October). New Development in Aluminum Welding Wire-Alloy 4943. In SNAME Maritime Convention (p. D021S002R010). SNAME.
- [9] Efzan, E., Kovalan, K. V., & Suriati, G. (2012). A review of welding parameter on corrosion behavior of Aluminum. *Int. J. Eng. Appl. Sci*, 1, 2305-8269.
- [10] Das, B., Debbarma, B., Rai, R. N., & Saha, S. C. (2013). Influence of process parameters on depth of penetration of welded joint in mig welding process. *International journal of research in engineering and technology*, 2(10), 220-224
- [13] McCafferty, E. (2005). Validation of corrosion rates measured by the Tafel extrapolation method. *Corrosion science*, 47(12), 3202-3215.
- [14] Shi, Z., Liu, M., & Atrens, A. (2010). Measurement of the corrosion rate of magnesium alloys using Tafel extrapolation. *Corrosion science*, 52(2), 579-588.

# İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilmiş Folyo Üretiminde Kullanılan 1235, 3003, 8006, 8079 Alaşım Serilerinin Termomekanik ve Metalografik Karşılaştırması

Thermomechanical and Metallographic Comparison of Twin Roll Casted 1235, 3003, 8006, 8079 Alloy Series Used in the Production of Foil Manufacturing

**Sergen BELİT, Tuğçe SEZEN, Altay BAŞARAN, Bilal DEMİR, Sadık Kaan İPEK**

Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Aluminum alloys produced by the twin-roll continuous casting method are frequently used in construction, packaging, transportation, etc. areas of use. In this study, the effect of the products produced with different process types on the thermomechanical and metallographic behaviors of the 1235, 3003, 8006 and 8011 alloy series, which are used in the packaging industry as foil products (crumpled container, household foil, flexible packaging, etc.), were investigated.

Homogeneous annealing, intermediate annealing and final annealing processes and their combinations were applied to the related alloys. Process difference are mentioned with microstructure (grain size distribution, centerline segregation) and mechanical properties (tensile test) analysis.

İkiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilen alüminyum alaşımları inşaat, ambalaj, ulaşım vb. kullanım alanlarında sıklıkla kullanılmaktadır. Bu çalışmada ambalaj sektöründe kullanılan (buruşuk kap, ev folyosu, esnek paketleme vb.) farklı alaşım bileşimi içeren ve folyo ürünlerinde sıklıkla tercih edilen 1235, 3003, 8006 ve 8011 alaşım serileri üzerinde farklı proses tipleri ile üretilmiş ürünlerin, termomekanik ve metalografik davranışları üzerindeki etkisi bir bütün olarak incelenmiştir.

İlgili alaşımlara homojen tav, ara tav ve son tav prosesleri ve kombinasyonları uygulanmış ve prosesler sonrasında mikroyapı (tane boyutu dağılımı, merkez hattı segregasyonu) ve mekanik özellikleri (çekme testi) karşılaştırılmıştır.

## 1. Introduction

8XXX aluminum alloy series is preferred in many different sectors like other aluminum alloys. 8006, 8011 and 8079 alloys belonging to this series, whose main alloying elements are Fe and Mn, are the most preferred alloys. These alloys, which are especially preferred as flexible packaging products, are also used as kitchen foil, straight-sided container, flexible pipe, fin material.[1]

Thin sheets of an 8xxx alloy are frequently used as complex configurations in heat exchangers. In these applications, high formability and good strength is required. The continuous twin-roll casting (TRC) of strips only several millimetres thick followed by cold rolling offers important economical advantages {low capital investment, energy saving and low operational costs.[2,3]}

1235 is an alloy commonly used in the aluminum foil industry. It belongs to the 1xxx series aluminum alloys, which is almost pure aluminum with a minimum aluminum content of 99%. The specific composition of alloy 1235 is approximately 99.35% aluminum. Alloy 1235 is widely used in the foil and packaging industry, especially in food and beverage packaging. It is also used in the pharmaceutical industry for pharmaceutical packaging, in the insulation industry for thermal insulation, and in various other applications where a lightweight, flexible and impermeable material is required.[4,5]

The major alloying element in the 3xxx series is manganese. The alloys in the 3xxx can generally not be precipitation strengthened but do have higher strength than the 1xxx series. Apart from manganese, copper and magnesium strengthens the material by solid solution strengthening. The 3003 alloy is widely considered as a multi-purpose alloy for applications requiring moderate strength and good workability. This alloys usage area food container in foil industry. [6]

In this study, the effect of the products produced with different process types on the 1235, 3003, 8006 and 8011 alloy series, which contain different alloy compositions and which are frequently preferred in foil products, on the thermomechanical and metallographic behavior of the products was investigated as a whole. Homogeneous annealing and intermediate annealing combinations were applied to the related alloys and their microstructure and mechanical properties were compared after the processes.

### 2. Experimental Procedure

The alloys used in this study were produced by the TRC method and the spectral analysis test results are shared below.

**Table 1.** Spectral analysis results of manufactured products

Alloy	Casting Thickness	Si	Fe	Mn	Mg	Al
3003	6,53	0,109	0,409	1,013	0,006	98,325
1235	5,81	0,154	0,416	0,004	0,001	99,361
8011	6,48	0,581	0,847	0,005	0,001	98,49
8006	6,85	0,106	1,49	0,332	0,002	97,971

All products have undergone annealing processes at the same thickness and temperature. The final thicknesses of the products are the same.

**Table 2.** Process parameters

Alloy	3003	1235	8011	8006
<b>Casting Thickness</b>	6,53	5,81	6,48	6,85
<b>Cold Deformation</b>	38%	31%	38%	41%
<b>Homogenization</b>	4,0 mm / 550°C-8h			
<b>Cold Deformation</b>	77%			
<b>Intermediate Annealing</b>	0,90 mm / 400°C-8h			
<b>Cold Deformation</b>	66%			
<b>Final Thickness</b>	0,30 mm			

In all products, homogeneous annealing was carried out at the same temperature by decreasing the thickness of the casting roll from the thickness of 4 mm. After homogeneous annealing, the products were processed to a thickness of 0.90 mm and experienced an intermediate annealing process at the same temperature and time. Finally, the products were processed to a thickness of 0.30 mm after intermediate annealing.

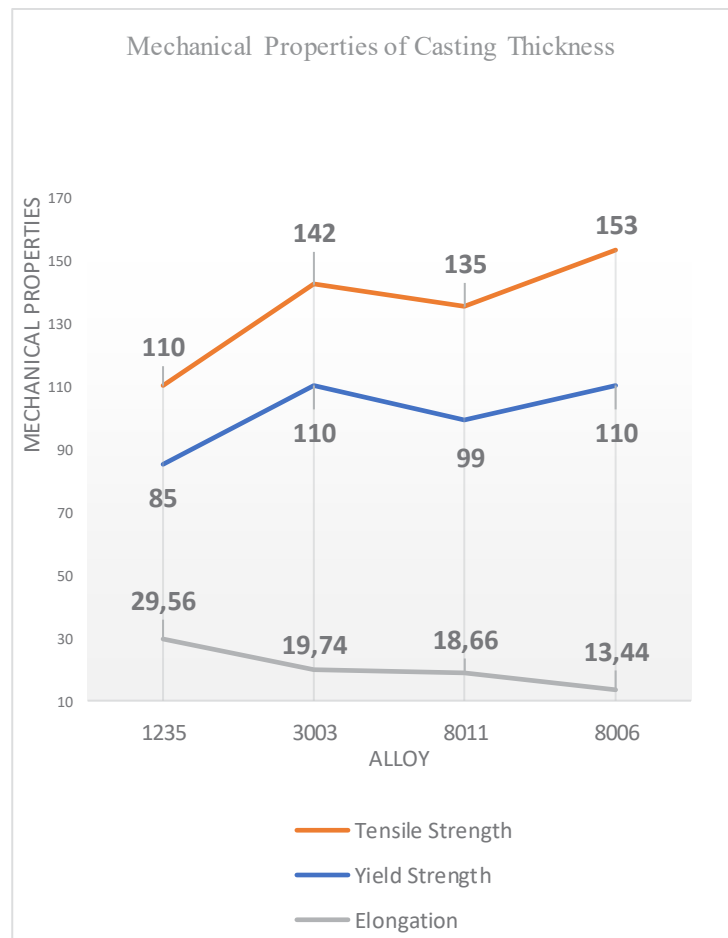
The mechanical properties of the samples (prepared perpendicular to the rolling direction) was investigated by performing tensile tests using the Zwick/Roell Z010 testing machine. Conventional

metallographic techniques were used for microstructural analysis conducted by an Olympus PME 3 optical microscope using polarized light.

### 3. Results and Discussion

The tensile strength, yield strength and elongation values of the cast coil state, cold rolled state, homogenized state, intermediate annealed state and the final thickness are shown in the tables below. While 1235 alloy has the lowest tensile strength and yield strength in terms of mechanical properties, it has the highest elongation value when in cast roll form. 3003 alloy contains 1-1.5 wt% Mn element as required by the standard. This alloy is known to have good formability that minimizes the earing with high enough strength [7]. As it is known in the literature and the industry, it is stated that the mechanical properties of the Mn element in the aluminum element are known. [8]

**Table 3.** Mechanical Properties of Casting Thickness



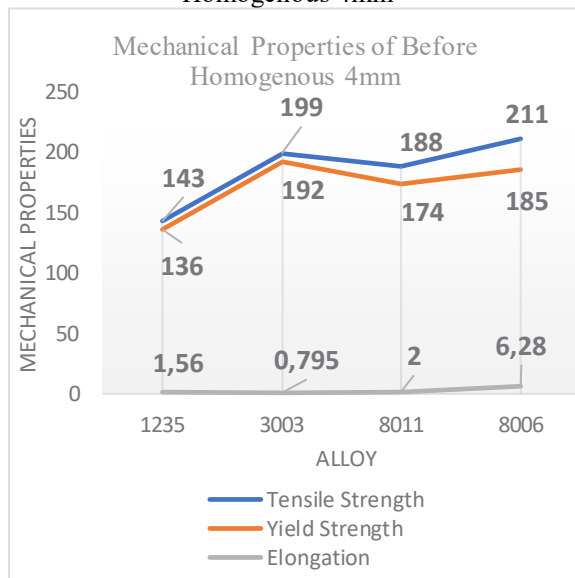
According to the standards, 8006 alloy should contain 1.2-2.0 wt% Fe and maximum 0.40 wt% Si. The 8011 alloy, on the other hand, should contain

0.50-1.0 wt% Fe and 0.40-0.80 wt% Si. The 1.49 wt% Fe ratio in the poured product increased the mechanical property.[9]

The mechanical properties of cold rolled products from different cast coil thicknesses are shared in the table below.

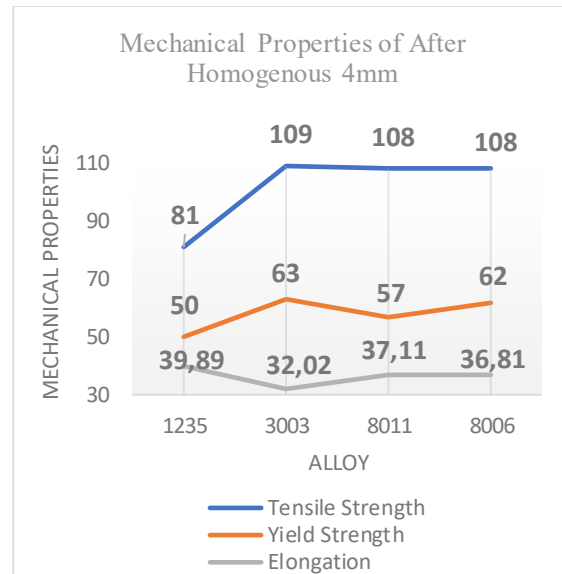
While the deformation rates of the 3003 alloy product and the 8011 alloy product are very similar, there was a 28% increase in the tensile strength of the 3003 alloy product, while the tensile strength of the 8011 alloy product increased by 28%. While there was a 42% increase in the yield strength of the 3003 alloy product, there was a 43% increase in the yield strength of the 8011 alloy product. These two alloys showed similar increase in mechanical properties at similar deformation.

**Table 4.** Mechanical Properties of After Homogenous 4mm



In the table below, the mechanical properties of all products after cold rolling to 4 mm thickness and homogeneous annealing at 550°C/8h. are shared.

**Table 5.** Mechanical Properties of Before Homogenous 4mm



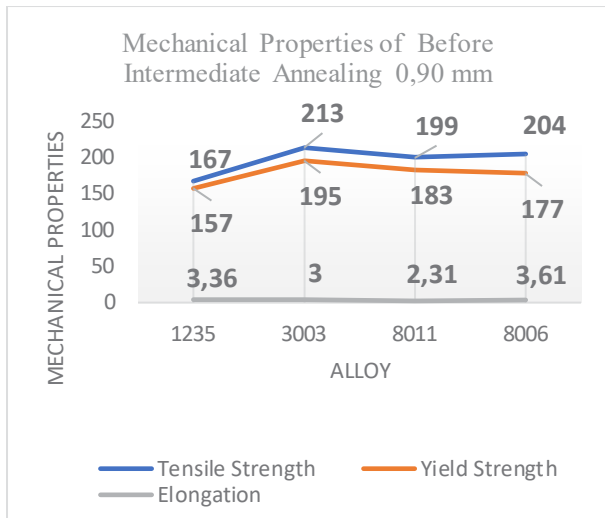
When the mechanical properties of the products with homogeneous annealing process are examined, the 1235 alloy product has the lowest tensile strength and yield strength and the highest elongation value due to the high aluminum content (wt 99.361).

This result was due to the higher wt% Mn, wt% Fe and wt% Si content of the other products compared to the 1235 alloy, and the 1235 alloy containing a higher wt% Al.

Products that have homogeneously annealed at the same thickness, temperature and time have undergone cold rolling process up to 0.90 mm thickness.

While the homogeneously annealed mechanical properties are the same in 3003 alloy, 8006 alloy and 8011 alloy, the tensile strength and yield strength of 3003 alloy at 0.90 mm after 77% deformation are higher than 8006 alloy and 8011 alloy.

**Table 6.** Mechanical Properties of After Intermediate Annealing 0,90 mm

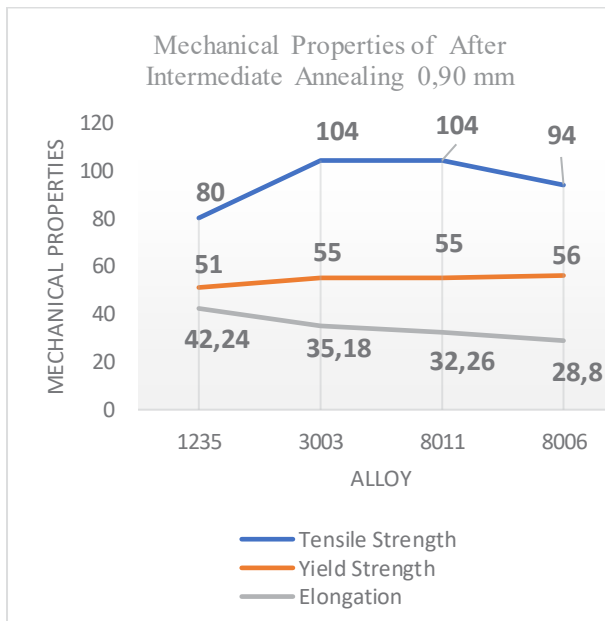


0.90 mm thick cold rolled 1235 alloy, 3003 alloy, 8006 alloy and 8011 alloys with 0.90 mm thickness at 400 degrees 8 hours intermediate annealing process.

After the intermediate annealing process, similar values were obtained compared to the homogeneous annealing.

Due to its 1235 wt% Al content, its tensile strength, yield strength and elongation values are lower than other alloys.

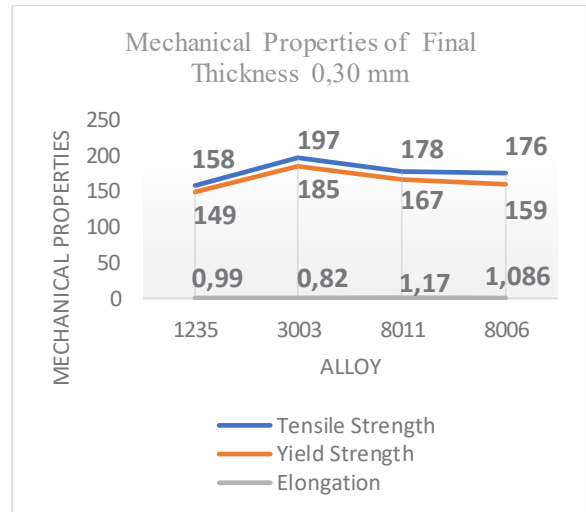
**Table 7.** Mechanical Properties of Before Intermediate Annealing 0,90 mm



Products with 0.90 mm thickness intermediate annealing process were cold rolled process up to 0.30 mm thickness.

The highest tensile strength and yield strength of 0.30 mm thickness belongs to the 3003 alloy, and the lowest tensile strength and yield strength belongs to the 1235 alloy.

**Table 8.** Mechanical Properties of Final Thickness 0,30 mm

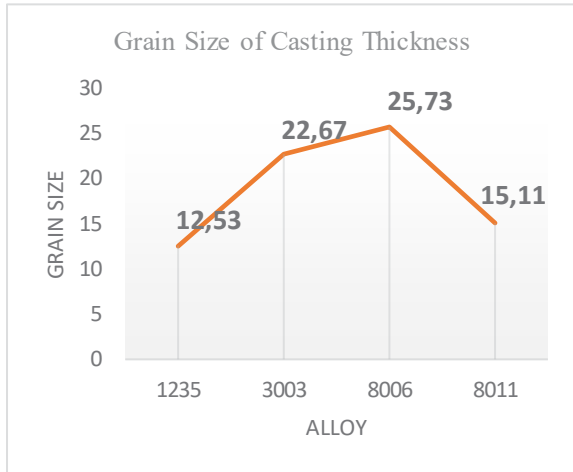


Although the products processed in the same homogeneous annealing process, the same intermediate annealing process and the same deformation rate have similar tensile strength, yield strength and elongation values after homogeneous annealing and intermediate annealing processes, these values change at the same deformation rates.

The product with the highest tensile strength and yield strength at the same deformation rate is 3003 alloy.

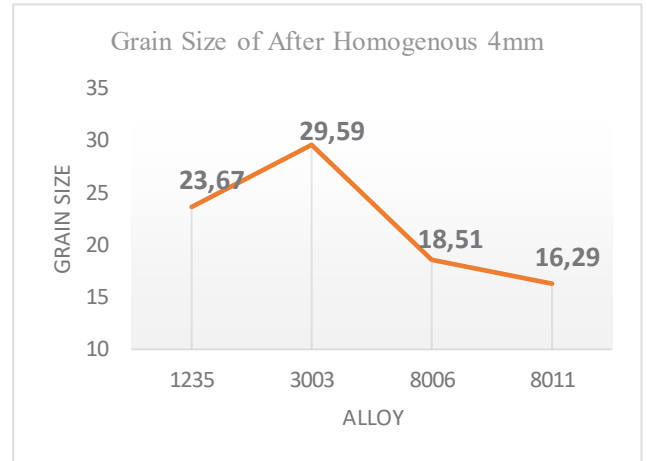
The grain size of the products was measured in cast roll thickness, when cold rolling process to 4 mm thickness, homogeneous annealing process with 4 mm thickness, then cold rolled from 4 mm thickness to 0.90 mm thickness, and finally after seeing the intermediate annealing process at 0.90 mm thickness.

**Table 9.** Grain Size of Casting Thickness



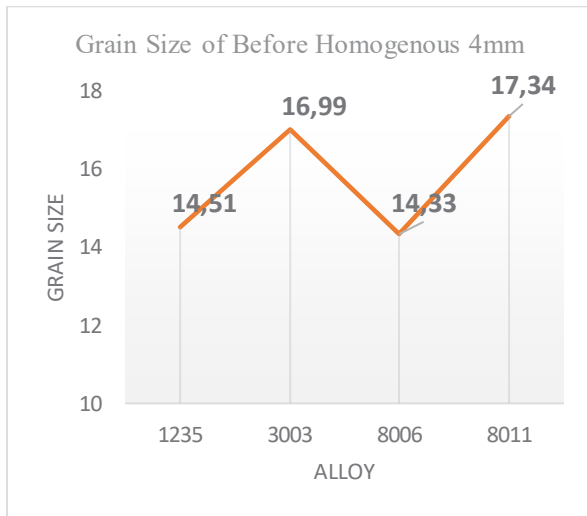
When the grain size of the cast roll thickness is examined, the average grain sizes of the 3003 alloy and 8006 alloy products are very similar to each other.

**Table 11.** Grain Size of After Homogenous 4mm



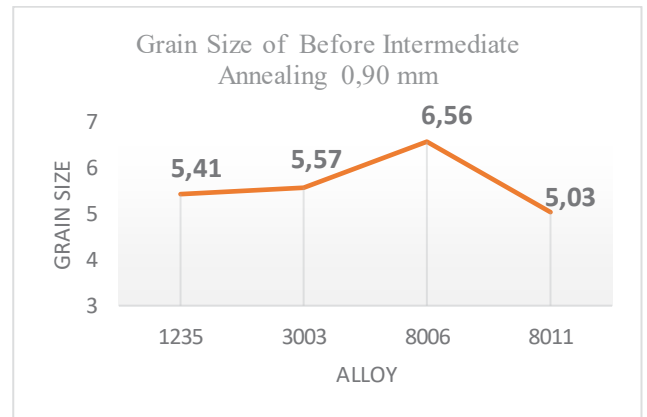
The grain size of the products that had homogeneous annealing at the same thickness and temperature were examined. After the examination, the highest grain size after the homogeneous annealing process is 3003 alloy, 1235 alloy, 8006 alloy and 8011 alloy, respectively.

**Table 10.** Grain Size of Before Homogenous 4mm



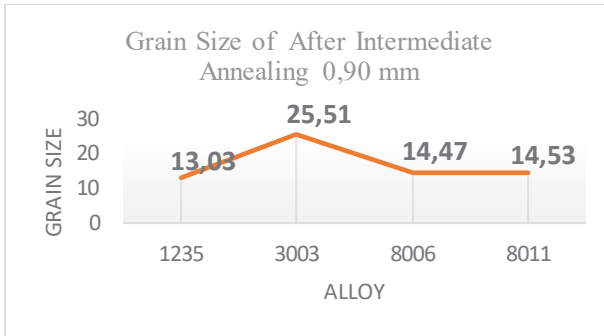
When the grain sizes were examined after the cold rolling process to 4 mm thickness, the lowest grain size was determined in 8006 alloy. It is thought that the reason why the result in the 1235 alloy sample is higher than the result measured in the cast roll is the measurement uncertainty.

**Table 12.** Grain Size of Before Intermediate Annealing 0,90 mm



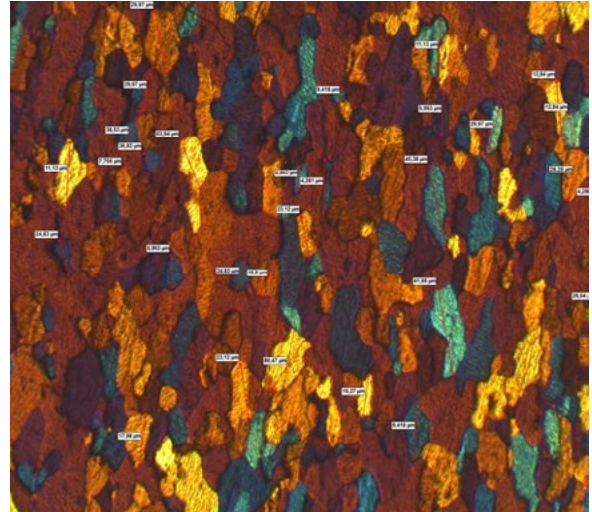
After homogeneous annealing, the products were cold rolled up to a thickness of 0.90 mm. The grain sizes of 0.90 mm thick products are similar to each other.

**Table 13.** Grain Size of After Intermediate Annealing 0,90 mm

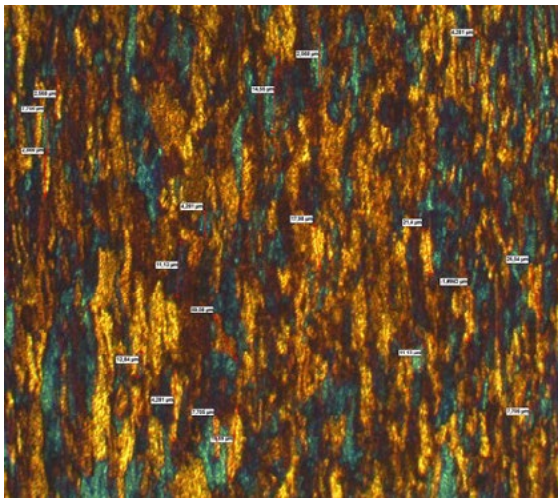


Intermediate annealing process was carried out for cold rolled products in the same thickness and temperature 400°C/8h. time. After the intermediate annealing, the average grain size of the 3003 alloy product is higher. The highest grain size was determined in 3003 alloy in the products with homogeneous annealing at the same thickness and temperature.

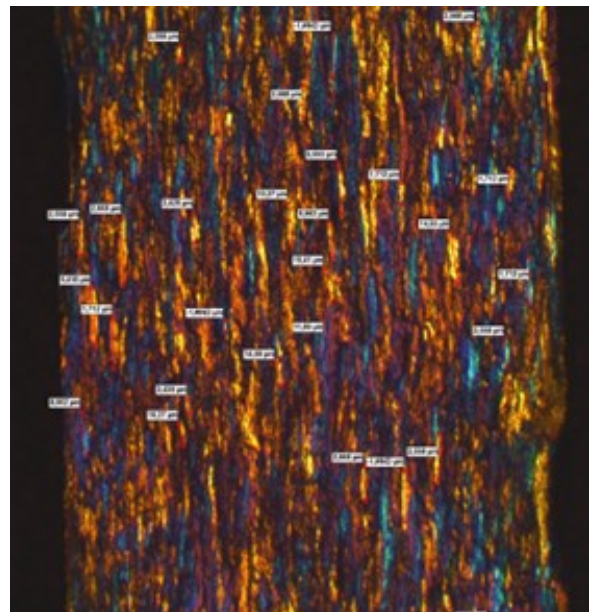
The effect of the following process on the microstructure is shown with pictures as an example.



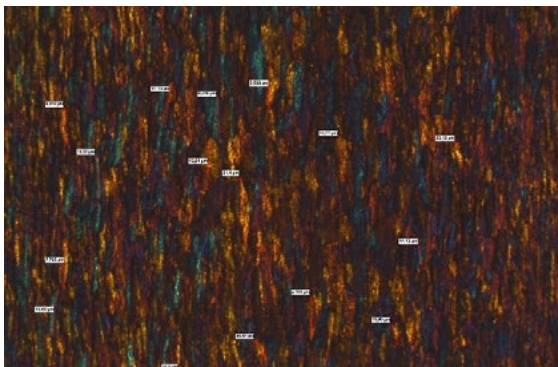
**Image 3.** Microstructure of After Homogenous 4mm



**Image 1.** Microstructure of Casting Thickness

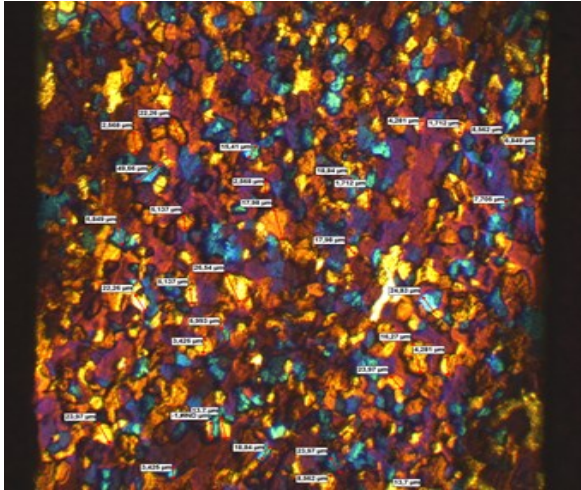


**Image 4.** Microstructure of Before Intermediate Annealing 0,90 mm

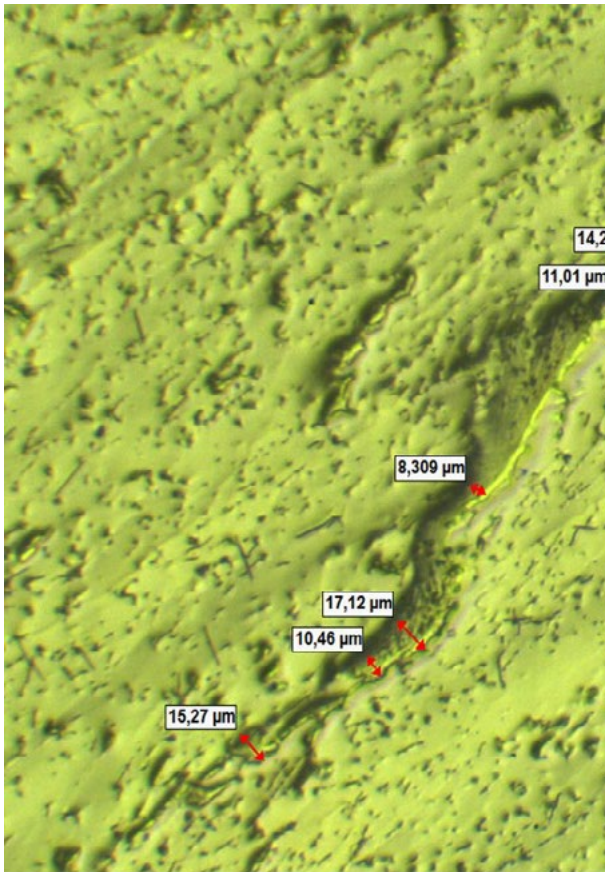


**Image 2.** Microstructure of Before Homogenous 4mm



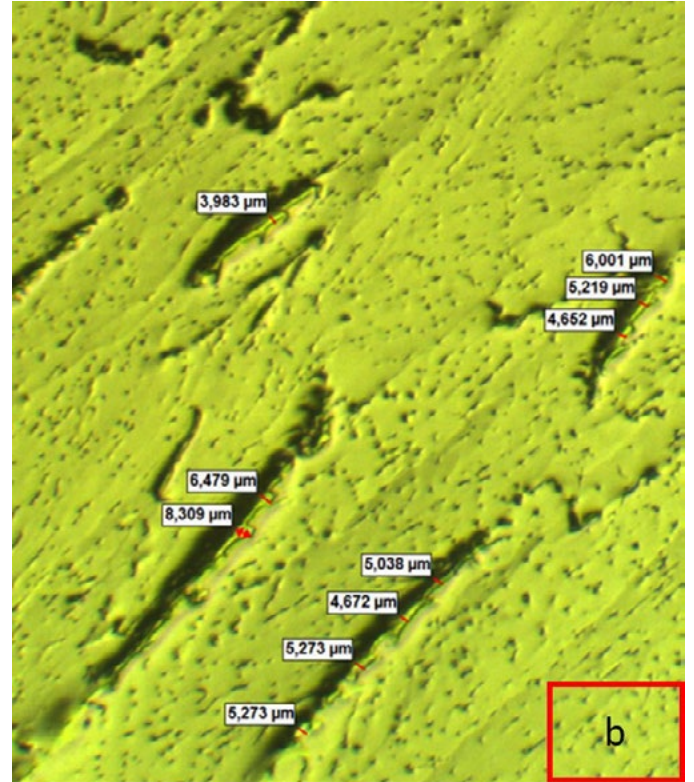


**Image 5.** Grain Size of After Intermediate Annealing 0,90 mm



**Image 6.** 8011 Alloy Centerline Image

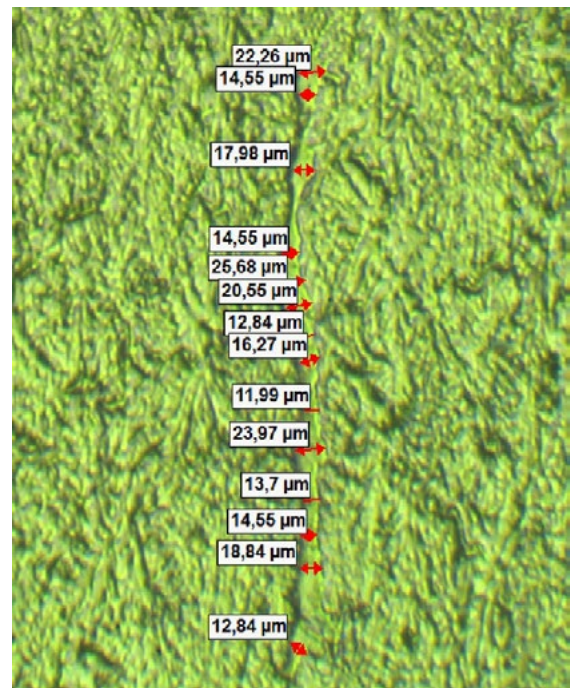
When the 8011 alloy centerline sizes are examined, it is seen that the max is 17,12  $\mu$ .



**Image 7.** 1235 Alloy Centerline Image

When the 8011 alloy centerline sizes are examined, it is seen that the max is 8,309  $\mu$ .

For this reason, 1235 alloys are being processed up to 6  $\mu$  thicknesses in the foil industry due to their high purity.



**Image 8.** 8006 Alloy Centerline Image

When the 8006 alloy centerline sizes are examined, it appears to be 25  $\mu$  max.

When the centerline measurements are examined, the lowest centerline measurement is 1235 alloy, 8011 alloy and 8006 alloy, respectively.

In 1235 alloy products, the centerline is lower due to high aluminum content and low Fe, Mn elements. For this reason, 1235 alloys around 6-7 microns can be processed. The centerline dimension of 8011 alloy is lower than 8006 alloy. For this reason, 8011 alloy can be processed into thinner thicknesses than 8006 alloy.

#### 4. Conclusion

The results of this study can be summarized as follows:

The alloy with the highest tensile strength, yield strength and elongation values in the cast roll thickness is the 8006 alloy.

1235 alloy has the lowest tensile strength and yield strength in terms of mechanical properties, it has the highest elongation value when in cast roll form. For this reason, 1235 alloys are being processed up to 6  $\mu$  thicknesses in the foil industry due to their high purity.

While the deformation rates of the 3003 alloy product and the 8011 alloy product are very similar, there was a 28% increase in the tensile strength of the 3003 alloy product, while the tensile strength of the 8011 alloy product increased by 28%. While there was a 42% increase in the yield strength of the 3003 alloy product, there was a 43% increase in the yield strength of the 8011 alloy product. These two alloys showed similar increase in mechanical properties at similar deformation.

1235 alloy product has the lowest tensile strength and yield strength and the highest elongation value due to the high aluminum content (wt 99.361).

8006 alloy and 8011 alloy, the tensile strength and yield strength of 3003 alloy at 0.90 mm after 77% deformation are higher than 8006 alloy and 8011 alloy.

Due to its 1235 wt% Al content, its tensile strength, yield strength and elongation values are lower than other alloys.

The highest tensile strength and yield strength of 0.30 mm thickness belongs to the 3003 alloy, and the lowest tensile strength and yield strength belongs to the 1235 alloy.

When the grain size of different casting roll thickness is examined, the average grain sizes of the 3003 alloy and 8006 alloy products are very close to each other.

After the examination, the highest grain size after the homogeneous annealing process is 3003 alloy, 1235 alloy, 8006 alloy and 8011 alloy, respectively.

After the intermediate annealing, the average grain size of the 3003 alloy product is higher. The highest grain size was determined in 3003 alloy in the products with homogeneous annealing at the same thickness and temperature.

#### Acknowledgment

The authors thank Teknik Aluminum Mechanics and Chemistry Laboratory technician Gökhan Ever, Quality and Laboratory foremen Emin Yılmaz and Halil Sezen and Quality and Process Development Manager S.Kaan Ipek for their valuable assistance with metallographic studies and mechanical testing.

#### References

- [1] EVALUATION OF THE EFFECT OF SELECTED ALLOYING ELEMENTS ON THE MECHANICAL AND ELECTRICAL ALUMINIUM PROPERTIES Volume 59 2014 Issue , A. MAMALA\* W. ŚCIEŻOR\*
- [2] LI, B. Q.: JOM, 47, 1995, p. 13.
- [3] JAMET, M.: Aluminium today, 11, 1999, p. 19.
- [4] A.A. Tihamiyu, A.Y. Badmos, A.G. Odeshi and J.A. Szpunar: Mater. Sci. Eng. A Vol. 10 (2017), p. 492
- [5] M. Zhou, D. Shu, L. Li and W.Y. Zhang: Mater. Sci. Eng. A Vol. 347 (2003), p. 280
- [6] J.R. Davis, Alloying: Understanding the Basics, 1st ed., ASM International, 2001.
- [7] Metals Handbook, vol. 1, p. 940, Properties and Selection, ASM (1961).
- [8] The Effect of Mn on the Mechanical Behavior of Al Alloys, METALS AND MATERIALS, Vol. 6, No. 1 (2000), pp. 13-16, Soo Woo Nam and Duck Hee Lee
- [9] Slamavo, M.; Ocenasek, V.; Dvorak, P.; Juricek, Z. Response of AA 8006 and AA 8111 strip-cast rolled alloys to high temperature annealing. Alum. Alloy. 1998, 2, 1287-1292

# AA5182 ve AA5754 H0 Kalite Al-Mg Serisi Alaşımların Derin Çekilebilirlik Özelliklerinin Karşılaştırılmalı İncelenmesi

## Comparative Investigation of Deep Drawing Properties of AA5182 and AA5754 H0 Quality Al-Mg Series Alloys

**Koray DÜNDAR<sup>1</sup>, Ekrem ALTUNCU<sup>2</sup>, Ali ULUS<sup>1</sup>, Samet SEVİNÇ<sup>1</sup>, Canan İNEL<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

Today, in the automotive industry, in addition to sustainable production conditions and increasing competition mitigation is an important criterion in new product designs for specifications to reduce environmental emissions. Weight reduction can only be achieved through changes in section thickness, topology optimization, new manufacturing methods, new alloy development and appropriate thermo-mechanical processes, without any reduction in mechanical strength and shaping capabilities of automotive body and technical parts, which are expected to be lightened. In this direction, especially in the automotive sector, aluminum-magnesium alloys attract great attention due to their high corrosion resistance as well as their forming and welding capabilities. Comprehensive studies are continue on alloy design and microstructural properties to gain the desired strength and shaping ability. Flat aluminum alloy products of different thicknesses produced by the twin roll casting (TRC) method can be shaped by rolling, deep drawing, spinning and extrusion methods. The mechanical properties can be controlled depending on the chemical composition of the alloy, microstructural properties and mechanical processing conditions as well as the production conditions. The thickness of the material, anisotropy and strain hardening of the material affect the deep drawability.

In this study, the deep drawing capabilities of two types of AA5182 and AA5754 quality Al-Mg alloys belonging to the 5XXX series aluminum alloy group, which are used extensively in vehicle body panels and reinforcement components in the automotive industry, were examined in detail. For the final thickness of 1 mm and the H0 condition, a process optimization study was carried out and appropriate process parameters were determined. The mechanical properties of the alloys were investigated comparatively by the tensile test (yielding, tensile, %

elongation) and the deep drawability properties. In the test results, considering the vertical and planar anisotropy properties, it was observed that the deep drawability of AA5182 aluminum alloy was better than AA5754 aluminum alloy.

### Özet

Günümüzde otomotiv sektöründe sürdürülebilir üretim koşulları ve artan rekabet yanında çevre emisyonlarını azaltmaya yönelik şartnameler için yeni ürün tasarımlarında hafifletme önemli bir kriterdir. Hafifletme beklenen otomotiv gövde ve teknik parçalarının mekanik dayanım ve şekil alma kabiliyetlerinde azalma olmaksızın ağırlık azaltımı ancak kesit kalınlıklarında değişim, topoloji optimizasyonu yanında yeni imalat yöntemleri, yeni alaşım geliştirme ve uygun termo-mekanik işlemler aracılığıyla sağlanabilmektedir. Bu doğrultuda özellikle otomotiv sektöründe alüminyum-magnezyum alaşımları şekillendirme ve kaynak kabiliyetleri yanında yüksek korozyon dayanımları nedeniyle yoğun ilgi görmektedir. Alaşım tasarımı ve mikroyapısal özelliklerin arzulanan yeterli dayanım ve şekillendirme kabiliyetini kazanması üzerinde kapsamlı çalışmalar devam etmektedir. İkiz merdaneli döküm (TRC) yöntemi ile üretilen farklı kalınlıklardaki yassı alüminyum alaşımı ürünlere haddeleme, derin çekme, sıvama ve ekstrüzyon yöntemleri ile şekil verilebilmektedir. Mekanik özellikleri, üretim koşulları yanında alaşımın kimyasal kompozisyonuna, mikroyapısal özelliklere ve mekanik işlem şartlarına bağlı olarak kontrol edilebilmektedir. Malzemenin kalınlığı, anizotropi özelliği ve deformasyon sertleşmesi derin çekilebilirliği etkilemektedir.

Bu çalışmada, özellikle otomotiv endüstrisinde araç gövde panel ve güçlendirme bileşenlerinde yoğun kullanıma sahip olan 5XXX serisi alüminyum alaşım grubuna ait iki tür AA5182 ve AA5754 kalite Al-Mg alaşımlarının derin

çekilebilirlik kabiliyetleri detaylı bir şekilde incelenmiştir. Nihai kalınlığı 1 mm ve H0 kondüsyonu için proses optimizasyon çalışması yapılmış ve uygun proses parametreleri belirlenmiştir. Alaşımların mekanik özellikleri çekme testi (akma, çekme, %uzama) ile derin çekilebilirlik özellikleri karşılaştırılmalı olarak incelenmiştir. Test sonuçlarında dikey ve düzlemsel anizotropi özellikleri göz önünde tutularak AA5182 alüminyum alaşımın AA5754 alüminyum alaşımına göre derin çekilebilirliğinin daha iyi olduğu gözlemlenmiştir.

## 1. Giriş

Akıllı, çevreci ve sürdürülebilir bir dünya içerisinde otomotiv sektörü, küreselleşmenin boyutlarını oldukça fazla hissettiren bir sektör olarak ön plana çıkmaktadır. Otomotiv sektörü, hedeflenen pazar payını da günden güne yükseltmeye çalışmaktadır. Küresel pazar stratejilerine uygun üretim ve pazar planlamaları, küresel şirketlerin genel politikalarıdır. Bugün küresel pazar koşullarında, dünya çapında üretim birçok firmada yoğunlaşmıştır.

Otomotiv şirketleri, sektörlerinde küresel rekabetin getirdiği baskıları dengelemeye çalışırken birçok engelle karşılaşabilirler, ancak zorluklara her zaman hazırlıdır. Sürdürülebilirliği sağlamak için hızlı stratejiler geliştiren otomotiv sanayicileri bu konudaki hızlı ve efektif çalışmalarını diğer sektörleri geride bırakmaktadır. Bu çalışmalar kapsamında geliştirilen en önemli stratejiler araç gövde ve panellerde mukavemet kaybetmeden mevcut malzemelere alternatif daha hafif malzeme veya yeni alaşım geliştirmektir.

Yapılan çalışmalarda, alternatif malzemelerde ilk olarak karşılaştığımız malzeme alüminyumdur. Alüminyum, yüksek korozyon direnci, alaşımlandırma ve kaynak edilebilirlik kabiliyetinin yanında şekillendirme sınırlarının da yüksek olduğu bir alaşımdır. Al-Mg alaşımları mukavemet yönünden diğer alüminyum alaşımlarına göre daha iyidir. Otomotiv endüstrisinde yüksek mukavemet birinci kriter olduğu için alüminyumun Mg alaşımları ilk tercih sebebidir.

### 1.1 Materyal Yöntem

#### İkiz Merdaneli Döküm Yöntemi

İkiz merdaneli sürekli döküm yönteminde, sıvı metal, seramik tip yardımı ile su soğutmalı merdaneler arasında transfer edilerek burada katılaştırılır. 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. [3]

İkiz merdaneli sürekli döküm teknolojisinde, sıvı metal, su soğutmalı ikiz merdanelere değdiği 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 çözültü ve inter-metalik çözültülerin 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. [3]

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. [3]

#### Şekillendirilebilirlik

Üretimi gerçekleştirilen metallerin %85'i bir veya daha fazla deformasyon işleminde şekillendirildikten sonra kullanılmaktadır. Şekillendirilebilirlik, mukavemet ile birlikte yapısal eleman olarak kullanılan malzemelerin en önemli özelliğini teşkil eder. Bu, şekillendirilebilirlik çalışmalarının gereğini ve önemini göstermektedir. [1]

Şekillendirilebilirlik; Malzemenin belirli bir yöntemle belirli bir tasarıma uygun olarak şekil alma yeteneği olarak tanımlanır. Malzeme, yöntem ile tasarım şekillendirilebilirlik karakteristiklerini belirleyen temel araçlardır. [1]

Şekillendirilebilirlik gerilme, deformasyon, deformasyon hızı, sıcaklık gibi işlem değişkenlerine ve ikinci faz tanecikleri gibi malzeme değişkenlerine bağlıdır. Plastik deformasyona uğrayan bir malzemede gerilme ve deformasyonlar uniform olmayıp, bir noktadan diğerine değişkenlik gösterir. Kalıp tasarımı, ön parça geometrisi, yağlama gibi işlem değişkenleri, iş parçasındaki gerilme ve deformasyon dağılımlarını belirler. Bu değişkenlerin denetimiyle kırılmadan önce daha fazla deformasyon elde etmek mümkündür. [1]

Şekillenebilir saclar, dayanıklı tüketim malları ve otomotiv endüstrisinin önemli bir girdisini oluşturmaktadır. Ancak, şekillendirme sırasında kullanılan sacların hepsi nihai ürüne dönüştürülemede ve belirli oranda malzeme yırtılma veya benzer diğer nedenlerle hurdaya ayrılmaktadır. İlgili standartlar belirli bir hurda oranına izin vermekle birlikte, zaman zaman hurda oranının kabul edilebilir düzeyin çok üstüne çıktığı, hatta bazı hallerde %50'yi aşabildiği bilinmektedir. [1]

Bu çalışmada, İkiz Merdaneli Döküm yöntemiyle dökümü gerçekleştirilen AA5182 ve AA5754 kalite Al-Mg

alaşımlarının H0 temperin (Çizelge 1) termo-mekanik prosesi belirlenerek derin çekilebilirlik kabiliyetleri incelenmiştir.

**Çizelge 1. EN 485-2 Mekanik Özellikler Standardı**

AA5754				
Temper	Kalınlık, mm	Çekme Mukavemeti, Mpa	Akma Mukavemeti, Mpa	Uzama, %
H0	0,5-1,5	190-240	80	14

AA5182				
Temper	Kalınlık, mm	Çekme Mukavemeti, Mpa	Akma Mukavemeti, Mpa	Uzama, %
H0	0,5-1,5	255-315	110	12

## 2. Deneysel Çalışmalar

Alüminyum alaşımları arasında otomotiv sektöründe oldukça fazla kullanım alanına sahip 5xxx serisi alüminyum alaşımları arasından AA5182 ve AA5754 alaşımları seçilerek İkiz Merdaneli Döküm yöntemiyle rulo dökümü gerçekleştirilmiştir.

Döküm öncesi EN 573-3 Standardına uygun olarak AA5182 ve AA5754 için kimyasal kompozisyon belirlenmiştir. (Çizelge 2)

**Çizelge 2. Numunelerin kimyasal analizi.**

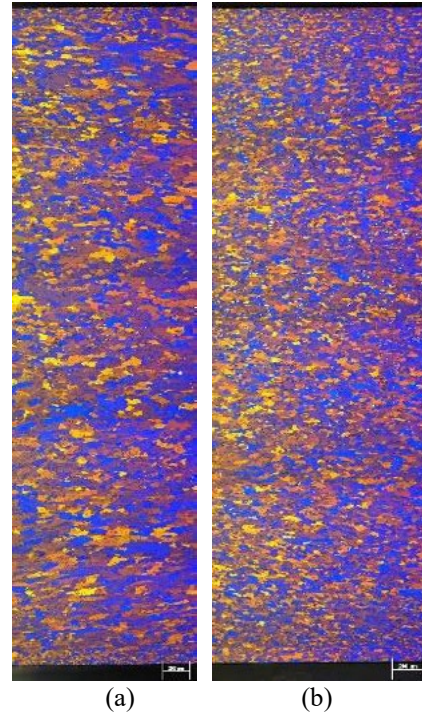
Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
EN 573 5182	Max 0,20	Max 0,35	Max 0,15	0,20- 0,50	4,0-5,0
EN 573 5754	Max 0,40	Max 0,40	Max 0,10	Max 0,50	2,6-3,6
ASAŞ 5182	0,15- 0,18	0,25- 0,30	0,02-0,5	0,20- 0,30	4,0-4,5
ASAŞ 5754	0,15- 0,20	0,30- 0,40	0,05- 0,10	0,17- 0,25	2,6-3,0

Dökümü yapılan 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.

Sürekli levha döküm tekniğinde birbiri ardına oluşan katılaşma ve devamındaki sıcak haddeleme sonucu ortaya karakteristik bir mikro yapı çıkar. Bu mikro yapı geleneksel D.C. ingot ve sıcak haddeleme yöntemiyle üretilen levhaların mikroyapısından farklıdır. Sürekli levha dökümünde oluşan hızlı katılaşma ve deformasyon sayesinde tane boyutu küçük levhalar elde etmek mümkündür. Geleneksel yöntemle karşılaştırıldığında sürekli dökülmüş levhadaki intermetalik partikül boyutunda %80' lik bir küçülme vardır. Sürekli dökülmüş alüminyum levhada ise homojen olmayan bir partikül dağılımı görülmektedir. [2]

Sürekli dökülmüş levhanın döküm makinesinde çıktığındaki düşük sıcaklığı (ortalama 300°C), döküm esnasında oluşan sıcak haddeleme malzemenin tamamıyla yeniden kristalleşmesine izin vermez. Bu ise sürekli dökülmüş levhada kalıntı gerilmelerinin oluşmasına yol açar. [2]

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.



**Şekil 1. Döküm kalınlığındaki mikro yapı (L)**

a) AA5754 b) AA5182

Dökümü gerçekleştirilen her iki alaşım otomotiv sektöründe araç içi bölmesi (AA5182) ve yakıt tankı (AA5754) kullanım alanlarında H0 kondüsyonuna sahip ürünler olarak kullanılmıştır.

Dökümü gerçekleştirilen malzemeler işletme prosesi öncesi mekanik özellikler ve proses detaylarını belirlemek amacı ile laboratuvar ortamında termo mekanik proses çalışması yapılmıştır.

Yapılan denemeler sonrası her iki alaşım için Şekil 2'de gösterilen homojen tav ve nihai tav rotası kullanılmıştır.



**Şekil 2. AA5182 ve AA5754 alaşımları için üretim rotası**

Şekil 2' de gösterilen rota ile işletmede prosesi yapılan malzemelerin üç yönlü çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik özellik sonuçları Çizelge 3' te gösterilmiştir.

**Çizelge 3. Mekanik Özellik Sonuçları.**

Alaşım	Test Yönü	Akma Mukavemeti, Mpa	Çekme Mukavemeti, Mpa	Uzama, %
AA5754	0	116	223	19,8
	45	115	213	23,0
	90	117	216	22,6
AA5182	0	142	294	22,1
	45	137	279	25,6
	90	139	277	23,7

Her çekme testi sonrası mekanik özellikleri uygun olan numunelerin anizotropi ile ilgili dikey (R) ve düzlemsel ( $\Delta R$ ) anizotropi değerlerinin ortalaması alınmıştır. (Çizelge 4.)

**Çizelge 4. Dikey ve Düzlemsel Anizotropi Sonuçları.**

Alaşım	R değeri	$\Delta R$	Erichsen (mm)
AA5754	0,278	-0,30167	8,8
	0,273		
	0,273		
AA5182	0,310	-0,28733	9,4
	0,316		
	0,311		

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

- Sürekli döküm yöntemiyle dökümü gerçekleştirilen bobinlerin 1 mm kalınlığa soğuk haddeleme prosesi gerçekleştirilmiştir.
- Döküm mikro yapıları incelendiğinde döküm sonrası en son katılacak yapı içerisinde merkez hattı segregasyonuna rastlanmıştır. Merkez hattı segregasyonunu dağıtmak için döküm kalınlığından bir pas haddeleme yapıldıktan sonra homojen tav prosesi uygulanmıştır.
- Homojen tav sonrası kesitten yüzey incelemesi yapılmış olup yüzeye yakın yerlerin ince taneli merkeze doğru ilerledikçe daha kaba tane yapısı gözlemlenmiştir.
- Döküm mikro yapıları incelendiğinde AA5182 alaşımın tane yapısının AA5754 alaşımın tane yapısına göre daha küçük olduğu tespit edilmiştir.
- Nihai mekanik özellikler incelendiğinde Mg oranı fazla olan AA5182 alaşımın akma, çekme ve %uzama değerlerinin daha fazla olduğu görülmüştür.
- Malzemenin şekil alma kabiliyetinin önceden tahmin edilebilmesinde kullanılan dikey ve düzlemsel anizotropi değerleri ve Erichsen test sonuçları incelendiğinde, Erichsen değeri daha fazla olan AA5182 alaşımının AA5754 alaşımına

göre derin çekilebilme kabiliyetinin daha iyi olduğu söylenebilir.

### Teşekkürler

Çalışma süresi boyunca her türlü yardımı ve desteği gösteren doktora tez danışmanım Doç. Dr. Ekrem Altuncu' ya ve ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.' nin Yassı Mamuller Fabrikası çalışanlarının tümüne teşekkür ederim.

### Referanslar

- [1] Delikanlı, K., Soğuk Haddelenmiş Teknik alüminyumun derin çekilmesinde tavlama süresi ve sıcaklığının şekillendirme kabiliyetine etkileri, Doktora Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 1992, Konya, Türkiye.
- [2] Alper, G., Alüminyum Sürekli Döküm Yöntemiyle Üretilmiş 5052-5182 Alüminyum Alaşımlarının Şekillendirilebilirlik Kabiliyetlerinin Belirlenmesi, Y. Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, 2003, İstanbul, Türkiye.
- [3] Global Aluminium Recycling, the Global Energy Cycle and the Role of Society Regarding Collection / IEA-IAI Workshop / Jurg Gerber / Alcan / May 2007

# Investigation of the Effects of Surface Roughness and Corrosion Resistance on Material Properties due to Rework in Powder Coating Process

Toz Boya Prosesinde Çift Kaplamaya Bağlı Yüzey Pürüzlülüğünün ve Korozyon Dayanımının Malzeme Performansına Etkilerinin İncelenmesi

**İrem Yaren SİYAH, Zeynep Tutku ÖZEN, Esra KAYMAK AKSU, Özge SEBİBOĞA, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Aluminium is the second most used metal in the world. Its high specific strength, good corrosion resistance, low density and especially %100 recyclability have made it a preferred material. It is widely used in its powder-coated form in structural systems due to its aesthetic appearance, protection from corrosion and other harmful external factors. This study investigates the effects of surface roughness and corrosion resistance on material properties during the rework process in powder coating. If the material falls outside of the specified tolerance limits, rework has been done to profiles in order to get them to acceptable tolerance limits. The study focuses on the relationship between the surface roughness and corrosion resistance of the coated material and its properties after rework. The experimental method involves the preparation of powder-coated samples with different levels of surface roughness and corrosion resistance, followed by rework processes of different levels. Powder coating process with different surface roughness was applied to extruded 6060 alloy profiles. The performance of the reworked profiles is evaluated based on various mechanical, chemical, and surface characteristics. This study's results will help identify the optimal surface roughness and corrosion resistance levels that can ensure optimal material performance after rework in the powder coating process. Corrosion salt spray, SEM, EDS, wet adhesion test, cross-cut test, impact test, bending test, surface roughness and color measurement were used in order to examine the corrosion behavior of the profiles produced in the study and the surface quality covered with powder coating.

## Özet

Alüminyum dünyada en çok kullanılan ikinci metaldir. Yüksek özgül mukavemeti, iyi korozyon direnci, düşük yoğunluğu ve özellikle %100 geri dönüştürülebilirliği onu tercih edilen bir malzeme haline getirmiştir. Estetik görünümü, korozyon ve diğer zararlı dış etkenlerden koruması nedeniyle mimari sistemlerde toz boyalı haliyle yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çalışmanın amacı, toz boyada tashih sürecinde yüzey pürüzlülüğü ve korozyon

direncinin malzeme özelliklerine etkilerini araştırmaktır. Malzemenin belirtilen tolerans limitlerinin dışına çıkması durumunda, profiller tashih yapılarak kabul edilebilir tolerans limitlerine getirilir. Çalışma, kaplanan malzemenin yüzey pürüzlülüğü ve korozyon direnci ile tashih sonrası özellikleri arasındaki ilişkiye odaklanmaktadır. Deneysel yöntem, farklı seviyelerde yüzey pürüzlülüğü ve korozyon direncine sahip toz boyalı numunelerin hazırlanmasını ve ardından farklı seviyelerde tashih işlemini içerir. Ekstrüze edilmiş 6060 alaşımlı profillere farklı yüzey pürüzlülüklerinde toz boya işlemi uygulanmıştır. Tashih yapılmış profillerin performansı, çeşitli mekanik, kimyasal ve yüzey özelliklerine göre değerlendirilir. Bu çalışmanın sonuçları, toz boya işleminde tashihten sonra optimum malzeme performansını sağlayabilecek yüzey pürüzlülüğü ve korozyon direnci seviyelerinin belirlenmesine yardımcı olacaktır. Çalışmada üretilen profillerin korozyon davranışını ve toz boya ile kaplanan yüzey kalitesini incelemek amacıyla korozyon tuz testi, taramalı elektron mikroskopu (SEM), enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS), yaş adezyon testi, yapışma testi, darbe testi, bükme testi, yüzey pürüzlülüğü ve renk ölçüm cihazı kullanılmıştır.

## 1. Introduction

Aluminum alloys are extensively used in various industries due to their low density, highly corrosion resistance, and recyclable properties. One significant aspect is that aluminum is highly recyclable, making it an appealing choice from an environmental perspective. Aluminum, being a material that can be recycled indefinitely without compromising its properties and quality, is highly preferred as a sustainable option across diverse industries. Intensive studies have been focused on various aluminum processing technologies due to its wide preference in numerous industries. In particular, the aim is to achieve high performance and extended long-lasting in aluminum by utilizing protective coatings. [1]

Corrosion is one of the most destructive and electrochemical damage mechanisms that materials encounter. The annual cost of corrosion covers 4 to 5% of the Gross National

Product (GNP) [2]. Additionally, in the United States this amount is just over \$400 billion annually [3]. The enhancement of corrosion resistance in extruded 6XXX series aluminum alloys relies on a set of preferred methodologies. These include the optimizing chemical composition, revising process parameters, improving surface properties, and regulating heat treatment parameters. Various surface treatment methods are applied industrially, including powder coating, anodizing, wet painting and cathodolysis. These techniques are utilized to improve the alloys' corrosion resistance and overall performance by providing protective coatings and modifying the surface chemistry and morphology [4].

The powder coating process provides the material with wear and tear resistance. Additionally, its ability to provide aesthetic appeal and protect against external factors other than corrosion ensures long-lasting usability [1].

## 2. Experimental Procedure

### 2.1 Materials and Processes

6060 alloy was produced by direct chill casting according to EN-573-3 [5] standard and then homogenization was performed. Chemical composition analysis of the billet was carried out with Optical Emission Spectrometry (OES). The chemical composition of the billet is shown in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of 6060 alloys (wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
0.5	0.15	0.01	0.05	0.45	0.03	Rem.

After preheating, the billets were brought to the extrusion-ready state. Preheated billets were passed through a die to obtain the desired profile geometry. The extrusion process was carried out at a speed of 7 m/min, reaching an exit temperature of 540°C. Subsequently, the profiles were quenched by applying water spray.

Produced profiles were artificially aged in heat treatment furnaces at 195°C for 4 hours to obtain T6 condition strength values in EN-755-2 standard [6]. Extruded profiles were processed with the following steps to be coated with powder coating.

The degreasing step starts with the removal of grease and oil alkaline conditions. Then, the profiles are rinsed with water. The pickling step aims to remove the inorganic residues from the acid. Profiles are rinsed again with water. In the next activation step, acid was created on the top layer of metal (titanium salt). This step determines the character much later phosphate layer. Ensuing phosphating steps include zinc formation of the phosphate layer with phosphoric acid and zinc salts. Profiles are rinsed again with

water. In the last step, the passivation part aims to protect the addition of salts.

Two samples were taken from the profiles produced and used in the powder coating process. A sample 100 µm and B sample 200 µm coated.

**Table 2.** Powder coating process parameters for A and B samples

Sample	A	B
Process Parameters		
Thickness (µm)	100	200
Degreasing (µS/cm)	29.700	34.200
Pickling (µS/cm)	8.520	8.410
Passivation (pH)	4.09	3.55
DI max 30 (µS/cm)	14	24
Titanium Test (mgTi/m <sup>2</sup> )	8	15

### 2.2 Corrosion Test

The corrosion test was conducted under DIN EN ISO 9227 standard [7] to examine the materials resistance to corrosion against powder coating. By conducting the corrosion test, the progression of corrosion on the powder-coated plate was examined. Additionally, cross-cut, impact, and bending tests were performed to assess the adhesion performance of the paint on the profile, aiming to examine the effects of corrosion. The results were compared with the pre-corrosion findings.

### 2.3 Surface Roughness Test

The surface roughness of both samples was measured using the MarSurf M 400 device. The surface roughness value is represented as Ra.

### 2.4 Characterization Studies

The samples underwent metallographic preparation. This process involved cutting, bakelite, grinding with SiC, polishing with diamond, and electroetching stages.

A Zeiss EVO MA 015 model Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) analysis was used to determine the chemical composition of the powder coating and measure its thickness.



**2.5 Color Measurement & Wet Adhesion Test**

Color measurement was tested according to EN 13523-3 [8] standard using the X-rite i7000 device, employing the CIELab, d/8 method.

The wet adhesion test followed the EN ISO 2409 [9] standard. The profiles were tested in water at 100°C for 2 hours. The wet adhesion test was performed to analyze the quality of the powder coating in hot and humid conditions.

**2.6 Cross-Cut, Impact and Bending Test**

The Cross-Cut Adhesion test was performed using the Cross-Cut Adhesion test device according to the TS 4313 [10] and ISO 2409 [11] standards to assess the paint's ability to adhere to the surface.

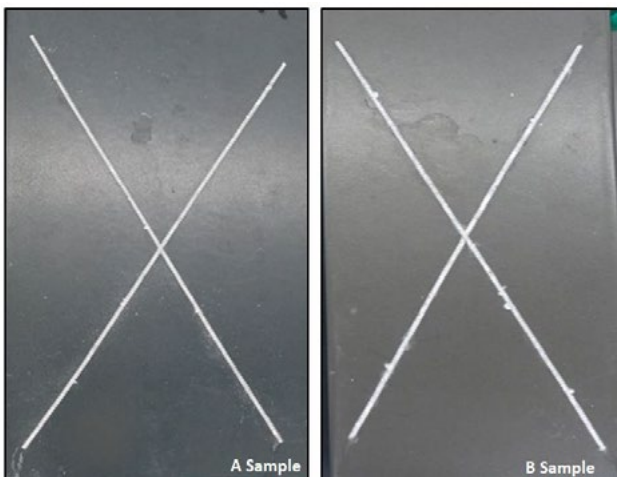
In the Impact test conducted following ASTM D 2794 [12] standard, paint cracking and fracturing on the powder-coated samples crater were observed to evaluate the coatings adhesion to the surface.

The Bending test carried out according to ISO 1519 [13] standard, examines the presence of cracks and deformation on the bent powder-coated surface.

**3.Results**

**3.1 Corrosion Test Results**

Salt spray corrosion test was applied based on micron thickness of A and B samples. According to the salt spray corrosion test, the samples must last up to 1000 hours at the corrosive environment.



**Figure 1.** Corrosion tested samples

**Table 3.** A and B samples with corrosion test results

	Test Time	Method	Spec. Limit	Unit	Sample	
					A	B
Paint thickness		DIN EN ISO 2808		µm	100	190
Degree of blistering	1.008 Hour	DIN EN ISO 4628-2	2(S2)		0	0
Creepage d		d - DIN EN ISO 4628-8		mm	0,3	0,3
mm <sup>2</sup> /10 cm		Qualicoat mm <sup>2</sup> /10 cm	16	mm <sup>2</sup>	2	0,6
Maximum one side measured		max creep width, one side measured	4	mm	0,5	0,5

The paint thickness of the corrosion samples was 100 µm (A) and 190 µm (B) according to the DIN EN ISO 2808 standard, respectively.

The degree of blistering was not observed for samples A and B, although the powder-coated surfaces were exposed to a corrosive environment that would cause blistering.

According to the corrosion test, there is no discrepancy between the creepage distance between the powder coated and the metal part.

Corrosion propagation in the cross-cut region is well below the spectrum range in mm<sup>2</sup>/10 cm.

The maximum linear progression corrosion propagation is 0.5 mm for both samples. It is an acceptable result since it is in the spectrum range.

**3.2 Surface Roughness Results**

The surface roughness value (Ra) for Sample A was measured as 3.206 µm, and for Sample B, it was measured as 3.328 µm. The surface roughness has increased partially/proportionally as the paint thickness increases.

**3.3 Characterization Tests Results**

As a result of the conducted SEM examination Figures 2 and 3 shown medium resolution (500 X) images of the region where EDS analysis was performed for samples A and B. In order to identify the chemical composition of the powder coating EDS analysis were conducted. The analysis results are presented in Table 4.

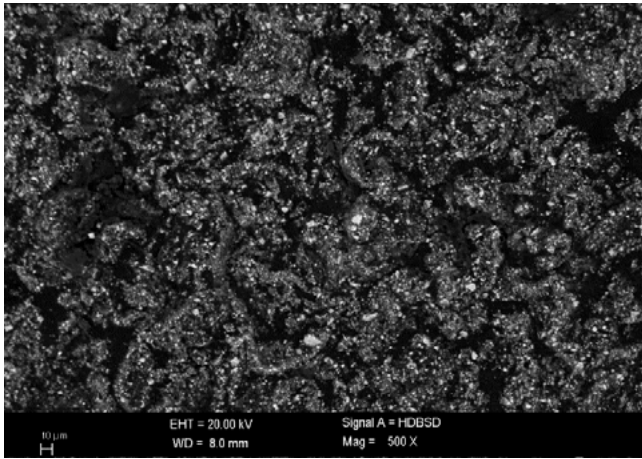


Figure 2. EDS region for sample A

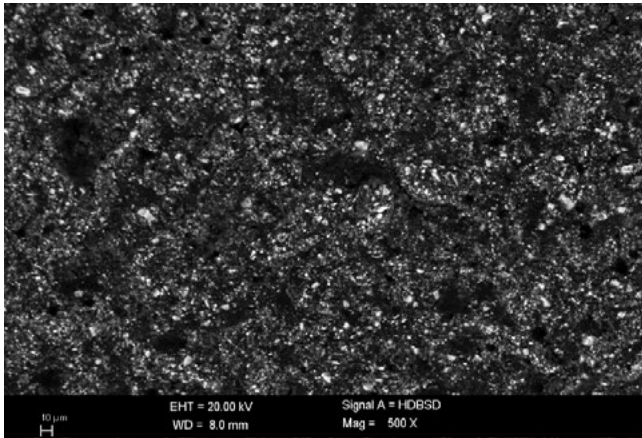


Figure 3. EDS region for sample B

When the SEM images taken from the A sample are compared with the images from the B sample, it is observed that there are regional agglomerations from the A sample and a homogeneous structure in the B sample.

Table 4. Chemical composition of powder coating for sample A and B

Element (wt%) \ Sample	A	B
C	48.51	51.20
O	18.21	19.11
F	13.210	3.49
Al	0.33	1.74
Si	0.05	0.33
S	3.73	4.3
Ca	0.45	0.53
Ba	26.38	19.80
Fe	0.20	0.27

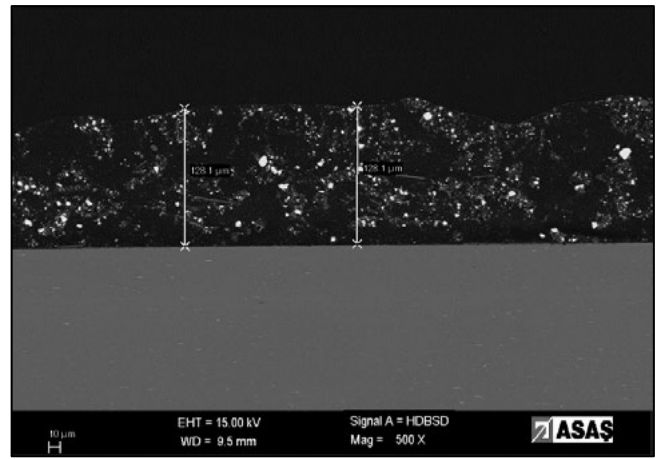


Figure 4. SEM images of the coating thickness of the A sample

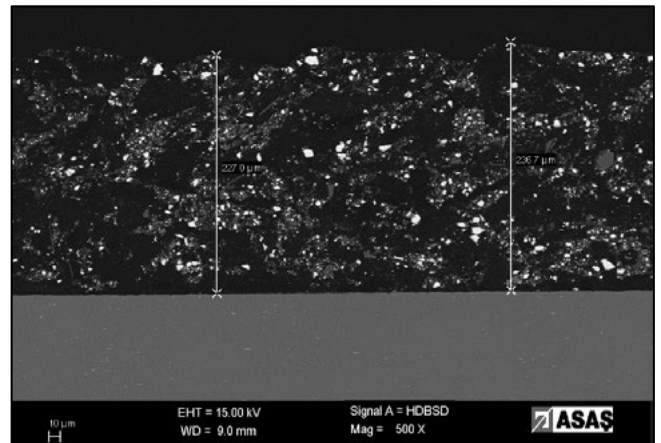


Figure 5. SEM images of the coating thickness of the B sample

### 3.4 Color Measurement and Wet Adhesion Test Results

L\* values were checked in the color measurement. The L\* value of the B (2) (light-toned) sample is higher than the A (1) sample. The a\* and b\* values in the table are green-red and blue-yellow analyses, respectively. Based on the values in the table, no significant difference was observed.

Table 5. Color measurement results of powder-coated samples

Sample Name	L*	a*	b*	Situation
A	32.8	-1.11	-2.69	OK
B	34.1	-1.38	-2.70	OK

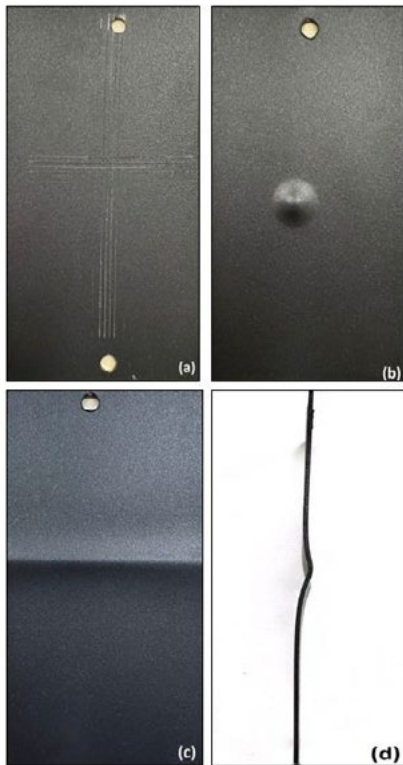
The wet adhesion test result, which is made to analyze the quality and strength of the powder coated profile in hot and humid environments, is visually inspected and is in the desired spectrum range according to what is observed.

### 3.5 Cross Cut, Impact Test and Bending Test Results

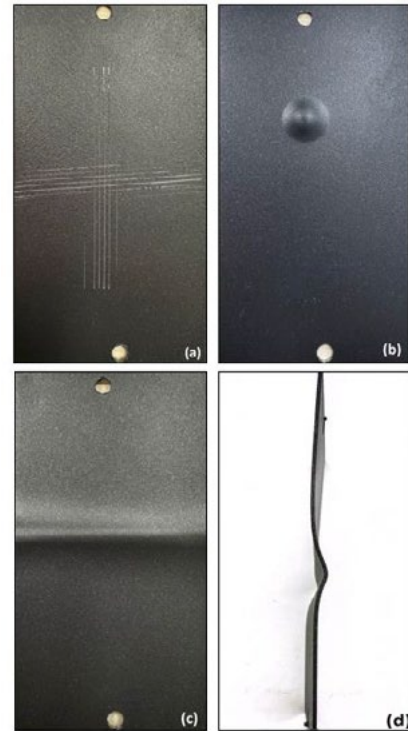
The result of the percentage ratio of areas of total shield paint area and total scratch paint area (25 square) as a result of the cross-cut adhesion test is 1% and 1.5% for samples A and B, respectively. According the qualicoat standard it must be lower than %5 Since the result is less than 5%, it is within the desired range.

As a result of the impact test, no cracked, deformed or broken paint layer was observed on the crater in both samples. The test was not repeated because there was no paint defect as a result of the test.

As a result of the bending test, no mechanical paint defects were observed in the painted regions of samples A and B.



**Figure 6.** Surface quality results of the A sample; (a) Cross-cut test, (b) Impact test (c) Bending test, (d) Bending test side section



**Figure 7.** Surface quality results of the B sample; (a) Cross-cut test, (b) Impact test (c) Bending test, (d) Bending test side section

### 4. Conclusion

In general, applying a coating to aluminum can enhance its ability to resist corrosion by creating a protective layer on the surface. However, this study's findings demonstrate that surface roughness can have a positive impact on aluminum's corrosion resistance.

As the coating thickness increases, corrosion resistance increases as expected, but at the same time the surface roughness increases. According to literature studies, corrosion resistance is negatively affected as the surface roughness increases, but the increase in coating thickness prevents this effect from being seen.

In order to see the full effect of surface roughness, the effect of surface roughness on corrosion performance can be examined by examining the samples that are rework and not rework at the same coating thickness.

According to the cross-cut results, a 0.5% difference was observed as a result of the percentage ratio of the total painted area and scratch painted areas between the samples. It is thought that this difference is due to the fact that the coating distribution of the corrected sample is less homogeneous.

According to the results of the bending and impact tests, no issues were observed in the adhesion ability of the coating applied at both thicknesses to the surface.

### Acknowledgment

It is a pleasure to ASAŞ Aluminium R&D team for their unwareing support throughout the study. We extend our gratefully special appreciation to A.Umut Özdemir, B. Emre Yank, Emre Çankaya, İbrahim Bat and İ.Artunç Sarı.

### References

- [1] 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.
- [2] Revie, R. W. (2010). *Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering*. Wiley & Sons, Incorporated, John.
- [3] United States Government Printing Office. (2005). *Economic Report of the President, February 1998*.
- [4] Howell, D. M., Bate, D. A., & Sanders, J. D. (2000). *Powder Coatings: The Technology Formulation and Application of Powder Coatings (Wiley/Sita Series in Surface Coatings Technology)*. John Wiley & Sons.
- [5] EN-573-3
- [6] EN-755-2
- [7] EN ISO 9227
- [8] EN 13523-3
- [9] EN ISO 2409
- [10] TS 4313
- [11] ISO 2409
- [12] ASTM D 2794
- [13] ISO 1519

# Effect of Homogenization Annealing Temperature Process on Mechanical Properties of Al-Mn-Fe Alloys

Homojen Tav Sıcaklığının Al-Mn-Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi

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

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

## Abstract

Al-Mn alloys, called 3000 series, are used in applications such as heat shields and fin applications in the automotive industry, and exterior facades and blinds in the construction industry, with their high shaping capabilities and high strength values they can reach. In these alloys, it is observed that the production steps have direct effects on the material final properties together with the chemical composition effect. Recently, one of the intensive production methods of 3000 series alloys is the twin roll continuous casting method (TRC), which has been in the aluminum industry for more than 50 years. Due to the nature of production, differences in grain orientation and intermetallic structures compared to traditional methods are observed in aluminum sheets produced by this method. High temperature annealing applied after casting in the production of these alloys is directly effective in homogenizing the internal structure and intermetallic distribution. This effect can be shown as the main source of changes in the final properties of the material with sub-processes.

In this study, the effects of different degrees of high temperature annealing temperature and time applied in 3000 series Al-Mn alloys on the final properties of the material were investigated. The changes in the microstructure and intermetallic distribution of the material with the change in annealing temperature and time were investigated by optic microscope and electron microscope. The effect of the material on the shaping ability was determined by tensile tests in different directions and the Erichsen test. As a result of these tests, it is seen that the insufficient high temperature annealing process has a negative effect on the mechanical properties and shaping ability of the material.

## 1. Introduction

Aluminum alloys are widely used in various industries due to their excellent mechanical properties and high strength-to-weight ratios. 3003 alloys are the most preferred ones according to their high strength, corrosion resistance and thermal stability. The production of high-quality 3003 series alloys with controlled microstructures and improved mechanical properties is of great importance in enabling successful applications in various engineering fields [1].

Continuous casting is a widely adopted production technique that offers numerous advantages in the production of aluminum alloys. Compared to traditional casting methods, continuous casting provides enhanced efficiency, low energy consumption, and improved product quality [2].

Wrought The 3000 series alloys generally require more heat treatment to achieve the desired microstructure and properties. Homogenization annealing, a specific heat treatment process performed at a particular temperature and duration, is commonly used to improve the microstructure and eliminate casting defects in aluminum alloys. This annealing process involves heating the alloy to a predetermined temperature, holding it for a specific period, and then cooling it at a controlled rate [3].

The effect of homogenization annealing on the 3000 series alloys is particularly interesting. It has been observed that annealing processes can lead to significant improvements in the mechanical properties of these alloys by promoting a more homogeneous distribution of alloy elements, eliminating residual stresses, and enhancing grain structure [1], [3].

This study aims to investigate the effect of homogenization annealing on the microstructure and mechanical properties of 3003 series alloys. By systematically analyzing cast and annealed alloys, the objective is to comprehensively understand the relationship between homogenization annealing temperature, microstructural evolution, and resulting properties

## 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 AA3003 alloy

Alloy	Al	Mn	Fe	Si	Cu
3003	98.18	1.09	0.46	0.13	0.06

Homogenization treatment were conducted to as-cast material in air circulating laboratory scale furnace at different temperatures between 400 – 600 °C (400°C – 450°C – 500°C – 560°C). All samples were cold deformed

to 2 mm for intermediate annealing. Annealed samples were deformed to a final thickness of 200 µm and softening annealing applied to all samples at this thickness.

Mechanical properties of the materials were examined by tensile test which was performed on annealed dog-bone samples at rolling direction at room temperature. Microstructural investigations were conducted by optical microscope on longitudinal cross section of samples under polarized light. Samples were prepared by standard metallographic methods and etching with Barker’s solution.

Chemical composition analysis was performed with optical emission spectroscopy and Erichsen test was applied to all samples to investigate their forming behavior.

**3. Results and Discussion**

Typical grain structure and intermetallic distribution of TRC 3003 alloy is given in Figure 1. As-cast material produced via TRC has elongated grains close to the cast surface as a result of cooling rate and deformation effect during casting. On the center of the cross section fine grains are observed because of heat transfer on the surface and more stable solidification on that region. According to the image in Figure 1.b small intermetallics are visible on the material structure. They are all distributed and also according to the rapid solidification in TRC centerline segregation is present on the center of the material.

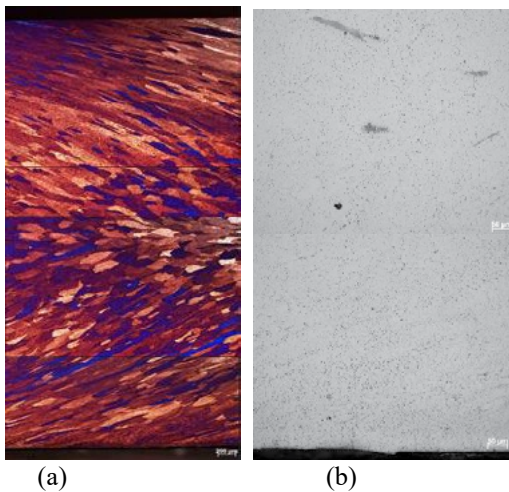


Figure 1. (a) Grain structure and (b) intermetallic distribution of as-cast 3003 alloy

The microstructure and intermetallic structures of the homogenization annealed samples at as-cast thickness are represented in Figure 2 and Figure 3. The grain structures after homogenization annealing seems very similar to the as-cast grain structure of the 3003 alloy. With the increasing annealing temperature recrystallized grains start to occur on the structure. At 560°C more recrystallized grains can be seen both on center and close to the surface.

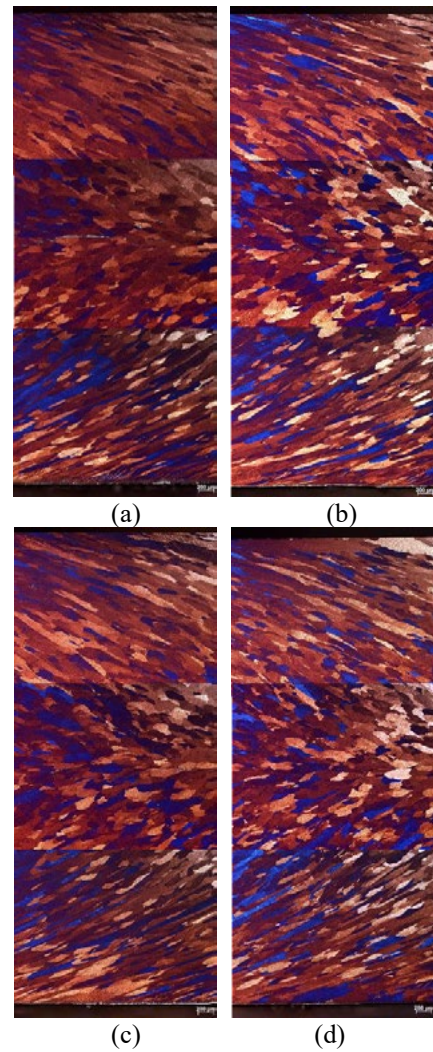


Figure 2. The grain structures of 3003 alloy after homogenization annealing (a) 400°C, (b) 450°C, (c) 500°C, (d) 560°C.

Unlike grain structures, a significant change in intermetallic structures can be seen in Figure 3 with increasing annealing temperature. The distribution of intermetallics are more homogenous with the increasing temperature. After annealing at 560°C needle like particles and dispersoids can be seen on the structure of 3003 alloy. This structural change leads us to diffusion in the material at this temperature. The change in the chemical composition of intermetallics and matrix will stimulate the grain refining after softening annealing.

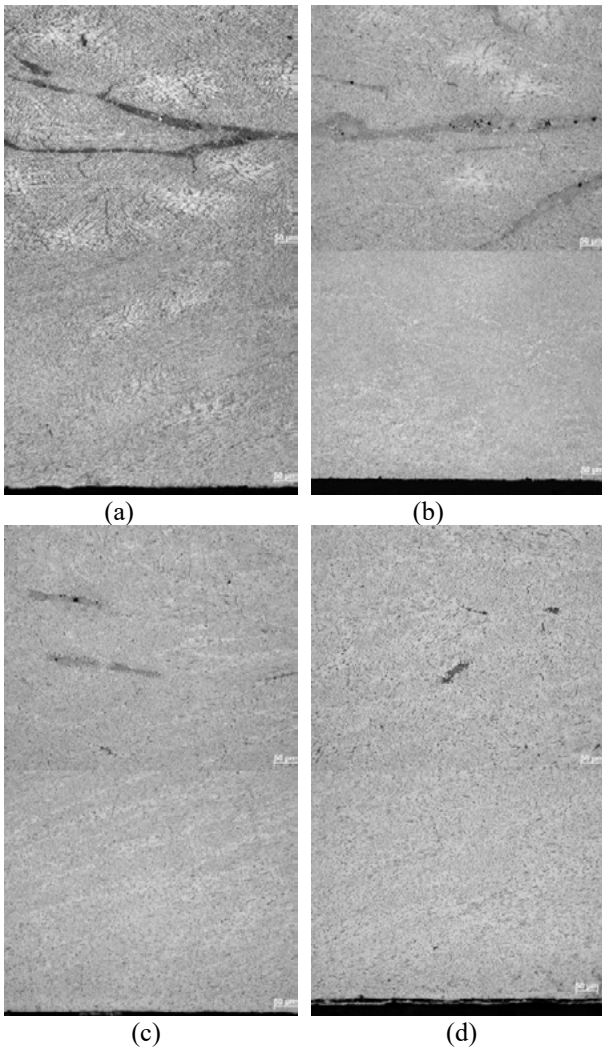


Figure 3. Intermetallic distribution of 3003 alloy after homogenization annealing (a) 400°C, (b) 450°C, (c) 500°C, (d) 560°C.

The grain structures of final softening annealed samples at the thickness of 200 µm are given in Figure 4. According to the grain structures after final softening annealing, it can be clearly said that homogenization annealing has significant effect on the final structure of the AA 3003 alloy.

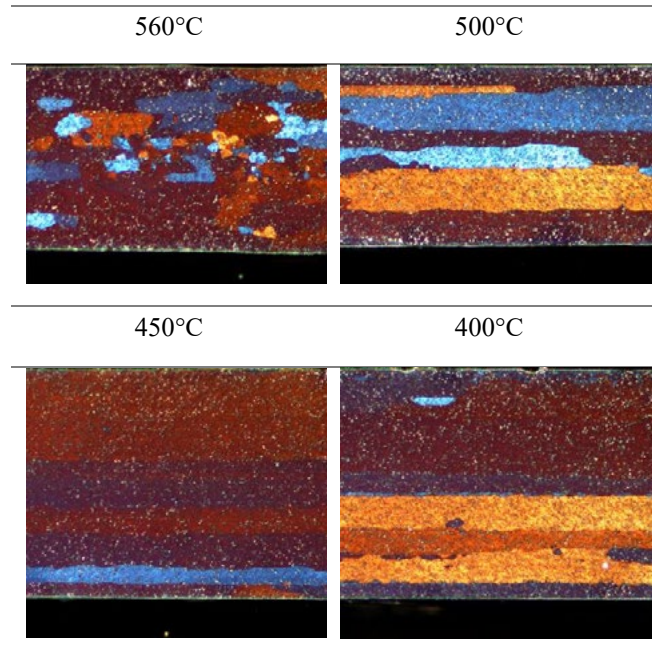


Figure 4. Grain structures of final softening annealed samples at 560 – 500 – 450 - 400°C.

When homogenization annealing applied between 400 – 500°C, final softening annealing has no effect on final structure of the material. Coarse and elongated grains can be seen all through the cross section. Some structural changes can be seen on 500°C annealed sample as the number of grains through the cross section is higher than other low temperature samples. Distinctly, partially recrystallization is observed on the sample which have homogenization annealing at 560°C.

The effect of these grain structures on the mechanical properties of the material can be seen in Table 2. According to Table 2, the difference in grains structures has critical effect on mechanical properties of 3003 alloys especially in elongation and Erichsen values. Both in not crystalized samples and also in partially recrystallized sample yield and tensile strengths are very close. There is no significant change after final softening annealing. When we observe elongation and Erichsen values of the samples, as is it expected there is critical change on this value. Elongation and deep drawing capability start to increase with the increasing homogenization annealing temperature.

Table 2. Mechanical properties of the samples at final thickness after softening annealing

HA Temperature (°C)	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation %	Erichsen (mm)
560	82.96	113.26	18.02	8.10
500	84.93	118.47	14.49	7.12
450	85.36	116.23	12.21	6.87
400	85.52	114.53	10.00	6.23

#### 4. Conclusion

The results of this study can be summarized as follows:

As-cast material produced via TRC has elongated grains close to the cast surface as a result of cooling rate and deformation effect during casting. On the center of the cross section fine grains are present. Intermetallic particles which are enriched with alloying elements are present in the structure. Centerline segregation is also present as a result of rapid solidification.

With the increasing annealing temperature recrystallized grains start to occur on the structure. At 560°C more recrystallized grains can be seen both on center and close to the surface. The distribution of intermetallics are more homogenous with the increasing temperature. After annealing at 560°C needle like particles and dispersoids can be seen on the structure of 3003 alloy.

Homogenization annealing has significant effect on the final structure of the AA 3003 alloy. When homogenization annealing applied between 400 – 500°C, final softening annealing has no effect on final structure of the material. partially recrystallization is observed on the sample which have homogenization annealing at 560°C.

Both in not crystalized samples and also in partially recrystallized sample yield and tensile strengths are very close. Elongation and deep drawing capability start to increase with the increasing homogenization annealing temperature.

#### Acknowledgment

Authors wish to thank Mr. Serdar Azaklıoğlu, technician of Assan Alüminyum Research and Development Laboratory, for their valuable help with metallographic studies and mechanical tests.

#### References

- [1] Huang, H., Ou, B., Tsai C, (2008) Materials Transactions vol 49. Effect of Homogenization on Recrystallization and Precipitation Behavior of 3003 Aluminum Alloy
- [2] R. E. Sanders, (2012), JOM, “Continuous Casting for Aluminum Sheet: a Product Perspective”
- [3] Martins, J.P., Carvalho, A.L.M. & Padilha, A.F., (2009), J Mater Sci 44, 2966–2976, “Microstructure And Texture Assessment Of Al–Mn–Fe–Si (3003), Aluminum Alloy Produced By Continuous And Semicontinuous Casting Processes”



# Yeni Nesil 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Farklı Kimyasal Kompozisyon ve Isıl İşlemin Taneler Arası Korozyona Etkisi

Effect of Chemical Composition and Heat Treatment on Intergranular Corrosion of New Generation 6XXX Series Aluminium Alloys

**Osman Halil ÇELİK, Onuralp YÜCEL**

İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

In this study, effect of two different chemical composition and three different heat treatment on intergranular corrosion strength of new generation 6xxx series alloys was examined. Therefore, in our work, 6056 alloy samples in billet form were produced using direct chill casting method, homogenized and then billets were extruded as a box profile. Experimental studies were carried out on 6056 alloys with two different chemical compositions and three different heat treatment conditions (T4, T66, and T79) using EN ISO 11846 Method A standard for corrosion testing. Crack sizes were calculated by taking metallographic sections from corroded areas and using the scanning electron microscope. As a result, instead of adding of Mg element to 6056 alloys improves corrosion resistance, while copper element reduces it. When Zn is added to alloy, Mg starts to react with it and form  $MgZn_2$  which decreases corrosion resistance. Moreover, when heat treatment is applied in T76 condition, alloys demonstrate high corrosion resistance.

## Özet

Bu çalışmada, 6056 alüminyum alaşımının farklı kimyasal kompozisyon ve ısıl işlem koşullarının taneler arası korozyona olan etkisi incelenmiştir. Bu süreçte 2 farklı kimyasal kompozisyona sahip 6056 alüminyum alaşımı doğrudan katılaşma döküm yöntemi kullanılarak billet formunda üretilmiştir. Döküm işlemi sonrasında billetlere homojenizasyon işlemi uygulanmış ve ekstrüzyon prosesi ile kutu profil formunda üretilmiştir. Elde edilen profiller 3 farklı termik koşulda (T4, T66 ve T79) yaşlandırılıp EN ISO 11846 Standardı Metod A'ye göre korozyon testine tabi tutulmuştur. Korozyon ilerleme mesafesi metalografik yöntemler kullanılarak ölçülmüştür. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda standart 6xxx serisi alüminyum alaşımlarında Mg elementi yüksek olan alaşımın korozyon dayanımının yüksek olması beklenirken yapı içerisinde Zn elementi olmasından dolayı korozyon dayanımı Si elementi yüksek olan alaşıma göre düşük olarak belirlenmiştir. Bunun sebebi olarak yapı içerisine

eklenen Zn elementi ile  $MgZn_2$  fazı oluşturmasından kaynaklandığı gözlemlenmiştir. Termik koşullar arasında T79, en iyi korozyon dayanımı sergilemiştir.

## 1. Giriş

Otomotiv sektöründe alüminyum ve alaşımlarının yüksek spesifik mukavemet, iyi korozyon dayanımı, işlenebilir ve kolay birleştirilebilir özelliklerinden dolayı oldukça kullanımı bulunmaktadır. Elektrikli araç üretiminin artmasıyla kullanım miktarının da artışı devam etmektedir. Batarya ağırlığından dolayı şasesin hafifletilmesi amacıyla araç şasesi, tampon grubu ve batarya taşıyıcılarda tercih edilmektedir. Aracın hafifletilmesi ile birlikte menzil mesafesinin artması sağlanacaktır. Geçtiğimiz 10 yıl içerisinde alüminyum alaşımları arasında en çok üretilen bulunan 6xxx serisi, optimum özelliklerinden dolayı otomotiv sektöründe en çok tercih edilen alaşım grubudur [1]. 6xxx serisi alaşımlar otomotiv haricinde mimari sistemler, uçak-uzay sanayi, tır-treyler, denizcilik, yapısal ve endüstriyel ürünlerde de aktif olarak kullanılmaktadır. Otomotiv sektöründe ise yüksek mukavemet, yüksek çarpışma performansı, iyi birleştirme, işlenebilir ve korozyon dayanımı nedenlerinden dolayı tercih edilmektedir [1, 2]. 6xxx serisi alüminyum alaşımları ısıl işlem ile mukavemet kazandırılabilen Al-Mg-Si alaşımlarıdır.  $Mg_2Si$  çökelti fazı mukavemet kazandıran fazdır [1].

Magnezyum elementi alaşıma hafiflik, akma mukavemetinde ve korozyon dayanımında artış sağlasa da belli alaşım elementleri ile birleşmesi ile birlikte korozyon dayanımında düşmeye neden olabilmektedir. Alaşımın içindeki Mg/Si oranı, mekanik, korozyon ve süneklilik gibi özellikleri etkilemektedir. Bu çalışmada, Mg ve Si alaşım elementleri haricinde Mn, Cu, Zn, Ti ve diğer alaşım elementleri de 6056 alüminyum alaşımı içerisinde bulunmaktadır. 6056 alaşımının yüksek mukavemet sağlamasının temel nedeni bu alaşım elementlerinin oluşturduğu farklı bileşiklerden/fazlardan kaynaklanmaktadır [2]. Bu kadar fazın bir arada olması malzemenin sünekliliğini etkileyerek otomotiv sektöründeki kullanımında dikkat edilmesi gerekmektedir. Bunun önüne geçmek için

6056 benzeri alaşımların homojenizasyon ve ısı işlem süreçlerine önem verilmesi gerekmektedir [3]. Otomotiv sektöründe özellikle ısı işlem sürecinde en yüksek mukavemetin elde edildiği T6 termik kondisyonu yerine T7 (T73, T76 ve T79) termik kondisyonları tercih edilmektedir [4-5]. T7 termik kondisyonunda T6'ya göre mekanik özelliklerde %10-20 oranında düşüş olmakta fakat korozyon dayanımı ve süneklilikte artış sağlanmaktadır [6]. Otomotiv sektöründe kullanılan alüminyum alaşımlı profillerin standartları incelendiğinde ürünlerde, mukavemet, süneklilik, ısı kararlılık, korozyon dayanımı ve rijitlik beklenmektedir [7-8].

Alüminyumun üzerinde oluşan oksit tabakasından dolayı korozyon dayanımı bulunmaktadır.  $Al^{+3}$  asidik koşullarda çözülmeye yatkın olsa da  $AlO_2^-$  bazik koşullarda daha yatkındır fakat alüminyum yüzeyi pH 4-8 aralığında pasif olarak kalmaktadır. Alüminyumun korozyon mekanizması ile ilgili birçok bilgi bulunsun da ısı işlem yapılmış alaşımları hakkında hala eksik noktalar bulunmaktadır. Çukur ve taneler arası korozyon en çok görülen korozyon türlerdir [9]. Korozyon süreci boyunca tane sınırları birincil olarak etkilenmektedir. Mg/Si oranının dengelenmesi ile birlikte korozyon dayanımı da artmaktadır. Si elementinin artması ile tane sınırlarına çökmesi sonucunda korozyon dayanımında düşüş gözlenmektedir [10-11].

6056 alüminyum alaşımında çukur ve taneler arası korozyon çoğunlukla görülmektedir. Taneler arası korozyon elektrokimyasal bir süreç olup tane sınırları boyunca lokal olarak gerçekleşmektedir. Si,  $Al_2Ni$ ,  $Al_6(Fe,Mn)Si$ ,  $MgZn_2$ , veya  $Al_3Mg_5$  fazlarının tane sınırlarında anodik özellik göstermesine rağmen  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$  (Q fazı) ve  $CuAl_2$  gibi tane sınırlarında katodik özellik gösteren fazlara oranla korozyona uğramaktadır. Korozyon mekanizması çökelti fazlarının sayısı, şekli ve dağılımına bağlı olarak değişkenlik gösterdiği için ısı işlem ile korozyon dayanımının artırılması mümkün olmaktadır. Diğer yandan çukur korozyonu da Cl gibi halojen iyonlarının varlığında oluşan ve özellikle Cr, Ti, Sn ve Mn olan alaşımlarda daha çok etkili olan bir korozyon türüdür [12].

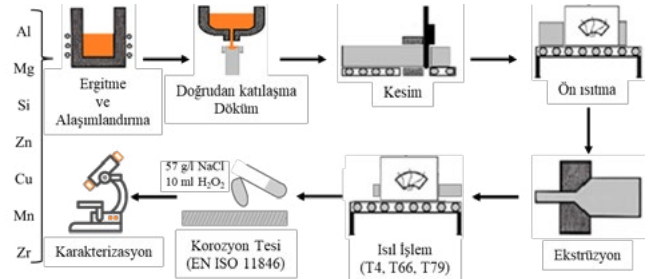
Bakır alaşım elementi silisyuma benzer olarak korozyon dayanımını düşürmektedir. Özellikle Q fazını oluşturması ile birlikte  $AlMgSiCu$  alaşımlarında korozyona olan dayanım düşmektedir [13]. Bu yüzden 6xxx serisi alaşımlarda bakır miktarı minimum seviyede tutulmasına dikkat edilmektedir.

Bu çalışmada farklı kimyasal kompozisyon ve ısı işleminin 6056 alaşımlarında korozyon mekanizmasına olan etkisi incelenmiştir. İnceleme işlemleri sırasında döküm, homojenizasyon, ekstrüzyon, ısı işlem prosesleri kullanılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Deneysel çalışmalar ile ilgili akış şeması Şekil 1'de paylaşılmıştır. Deneysel çalışmalar sırasında iki farklı kimyasal kompozisyondaki 6056 alaşımı ergitme ve alaşımlandırma işlemleri sonrasında doğrudan katılma

döküm yöntemi kullanılarak 8 inç (203 mm) çapında billet formunda üretilmiştir. Billetlerin homojenizasyon işlemi 530 °C'de 10 saat süreyle yapılmıştır. Sonrasında ekstrüzyon işleminde 60 X 60 mm en ve boyunda ve 2,0 mm et kalınlığında kutu profil kullanılmıştır. Üretilmiş profillere T4, T66 ve T79 termik kondisyonları uygulanmıştır. Isıl işlem süreci sonrasında EN ISO 11846 A metoduna göre korozyon testine tabi tutulmuştur. İşlemler sonrasında karakterizasyon faaliyetleri gerçekleştirilerek sonuçlar incelenmiştir.



Şekil 1. Deneysel akış şeması

Bu çalışmada, iki farklı kimyasal kompozisyona sahip 6056 alüminyum alaşımı belirlenip JMatPro metalürjik simülasyon program ile çalışmalar yapılmıştır. Alaşımların faz diyagramları, soğuma eğrileri oluşturulmuştur. Simülasyon süreçlerinde Mg/Si oranı ve mekanik özellikler baz alınarak süreç ilerletilmiştir. Çalışmalar sırasında kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları Çizelge 1'de verilmiştir. Kimyasal kompozisyonlar incelendiğinde 1 numaralı alaşımda Mg içeriği daha fazla iken, 2 numaralı alaşımda Si içeriği daha fazla tutulmuştur.

Çizelge 1. Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn
6056-1	0,70-0,80	0,20-0,25	0,60-0,70	0,50-0,60
	0,75	0,22	0,64	0,55
	Mg	Zn	Ti+Zr	
	1,00-1,10	0,50-0,60	0,10-0,20	
	1,03	0,54	0,11	
6056-2	Si	Fe	Cu	Mn
	1,00-1,10	0,20-0,25	0,70-0,80	0,60-0,70
	1,04	0,21	0,72	0,63
	Mg	Zn	Ti + Zr	
	0,80-0,90	0,50-0,60	0,10-0,20	
	0,83	0,55	0,12	

END Alüminyum billet üretim tesislerinde 8 tonluk sıvı alaşım hazırlanıp alaşımlandırdıktan sonra 64 mm/dakika başlangıç ve 78 mm/dakika döküm hızıyla billet üretimleri gerçekleştirilmiştir. Alaşımlandırma işlemleri sırasında kimyasal kompozisyonlar SPEKTROLAB Model A optik emisyon spektrometresi ile belirlenmiştir. Döküm hızları hesaplanırken JMatPro program ile hesaplanan soğuma eğrilerinden faydalanılmıştır. Döküm soğutma suyu debisi olarak başlangıçta 144 litre/dakika döküm sırasında ise 170

litre/dakika olacak şekilde ayarlanmıştır. Döküm fırını çıkış sıcaklığı 715 °C ölçülürken döküm tablası üzerindeki sıcaklık 680 °C olacak şekilde ölçülmüştür.

Döküm işlemi sonrasında homojenizasyon işlemi batch tipi fırında 530 °C'de 10 saat olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Homojenizasyon işlemi sonrasında soğutma 400 °C/saat hız ile gerçekleştirilmiştir.

Homojenizasyon işlemi sonrasında 430 °C'de ön ısıtma işlemi gaz fırınında yapılmıştır. İşlem sonrasında homojen ısı dağılımı sağlanması amacıyla indüksiyon fırını ile 480 °C'ye ısıtma yapılmıştır. Isıtılmış biletler 2,2 m/dakika profil hızı ile ekstrüzyon işlemine tabi tutulmuştur. Ekstrüzyon işlemi sırasında 2750 tonluk bir pres kullanılmıştır. Profil çıkış sıcaklığı 530-535 °C aralığında ölçülmüştür. Profiller ekstrüzyon çıkışında %90 açık sprey soğutma ile soğutulmuştur.

60x60x2 mm boyutlarındaki profil 530 °C'de 2 saat süreyle çözeltiye alma işlemi yapılmıştır. Sonrasında oda sıcaklığındaki su içerisinde soğutulup T4, T66 ve T79 termik kondisyonları elde edilmesi amacıyla yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Farklı ısıtma işlemlerinin sıcaklık ve süreleri Çizelge 2'de paylaşılmıştır. Isıl işlem sonrasında sertlik (HB) kontrolleri EMCO TEST cihazı ile kontrol edilirken, çekme testleri Zwick/Roell Z150 cihazı ile yapılmıştır.

**Çizelge 2.** Isıl işlem parametreleri

Isıl işlem	Sıcaklık (°C)	Süre (saat)
T4	25	336
T66	185	8
T79	205	10

Korozyon testi öncesinde 6056-1 ve 6056-2 alaşımlarından 20x20 mm boyutlarında numuneler alınmış ve parlatma işlemi yapılmıştır. Sonrasında 150-2400 kalite zımparalar ile zımparalama işlemi yapılmıştır. Parlatılmış yüzeylerin yüzey pürüzlüğü ölçülmüş ve sonuçlar  $R_a \leq 2,5 \mu\text{m}$  olarak belirlenmiştir.

Yüzey hazırlama işlemi olarak, numuneler 55 ( $\pm 1$ ) °C'deki sodyum hidroksit (NaOH) solüsyonu (%5 (m/m) ile %10 (m/m) içerisinde 3 dakika bekletilmiş sonra su ile yıkanmıştır. Korozyon testi sürecinde numuneler 30 ( $\pm 3$ ) °C sıcaklıkta ve litresinde 57 ( $\pm 1$ ) g sodyum hidroksit (NaCl) ve 10 ( $\pm 1$ ) ml hidrojen peroksit ( $\text{H}_2\text{O}_2$ ) içeren çözelti içerisinde 6 saat süreyle bekletilmiştir. Korozyon testi sonrasında mikroyapı incelemeleri öncesinde dağlama işlemi yapılmamıştır. Oluşan korozyon tipini ve miktarının anlaşılması amacıyla optik mikroskopta inceleme işlemleri yapılmıştır. Kimyasal kompozisyon ve ısıl işleminin korozyona olan etkisinin anlaşılması amacıyla taramalı elektron mikroskopu (FEI Nova NanoSEM 430) ve elektrokimyasal çalışma istasyonu (Gamry Reference 3000) kullanılmıştır.

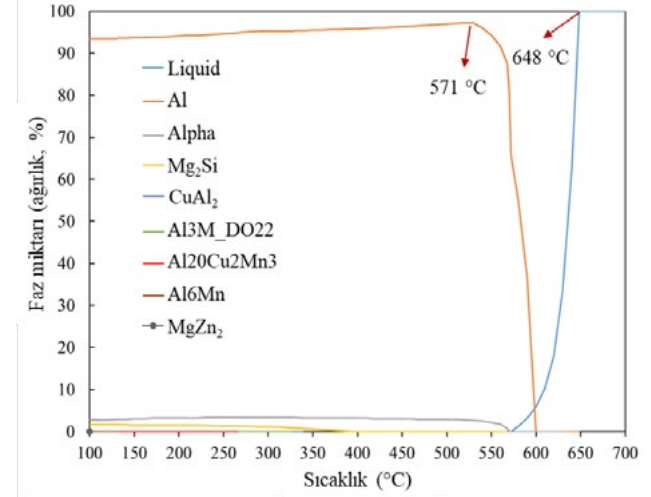
Potansiyodinamik polarizasyon testleri GMARY Reference 3000 cihazı ile yapılmıştır. Üç elektrotlu sistem numunelerin elektrokimyasal korozyon dayanımını ölçme amacıyla kullanılmıştır. Çalışma elektrotu alüminyum

numunesi olarak, referans ve diğer elektrot ise kalomel elektrodu (SCE) ve platin kablo olarak seçilmiştir. Elektrot solüsyonu 0,6 M NaCl solüsyonu olarak belirlenmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon eğrisi -1,2 V ile 0,2 V arasında ve tarama hızı olarak 0,5 mV/s olacak şekilde belirlenerek oluşturulmuştur.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### 3.1. JMatPro analizi

6056-1 ve 6056-2 alaşımlarına ait soğuma diyagramları Şekil 2 ve Şekil 3'de paylaşılmıştır. Şekil 2 ve Şekil 3 incelendiğinde likidüs ve solidüs sıcaklıkları eklenen alaşım elementi ile birlikte düştüğü belirlenmiştir. 6056-1 alaşımının katı-sıvı sıcaklık aralığı değişimi 77 °C iken bu değer daha çok alaşım elementi bulunan 6056-2 alaşımında bu değer 89 °C'ye çıkmaktadır. Solidüs ve likidüs sıcaklık farkının bu kadar olması aslında bu iki alaşımın farklı parametreler ile dökülmesi gerektiğini gösterse de bu çalışmada özellikle kimyasal kompozisyon ve ısıl işlemin etkisi incelenmesinden dolayı döküm hızı ve soğutma suyu debisi sabit tutulmuştur. Hesaplanan döküm parametrelerinin ortalaması alınarak döküm işlemi gerçekleştirilmiştir.

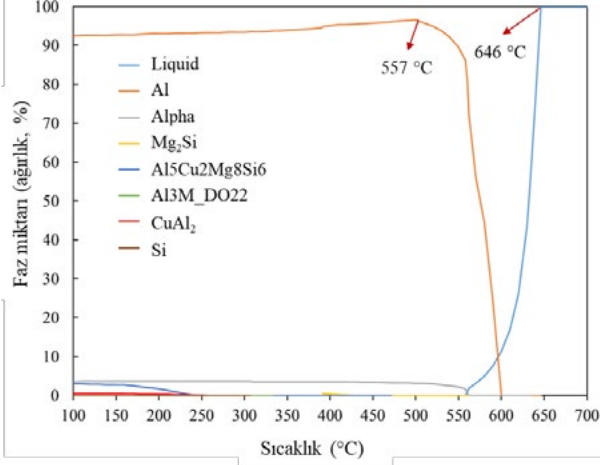


**Şekil 2.** 6056-1 alaşımı soğuma diyagramı (JMatPro)

6056-1 alaşımının soğuma diyagramı incelendiğinde yapı içerisinde yüksek magnezyum ve çinko içeriği olmasında olayı  $\text{MgZn}_2$  fazı oluşmaktadır. Bu faz korozyon dayanımını düşüren etkiye sahip bir fazdır [15-18]. Soğuma diyagramlarında solidüs ve likidüs sıcaklıkları haricinde yapı içerisinde oluşabilecek potansiyel fazlar da gösterilmektedir. 2. alaşımın soğuma diyagramına bakıldığında yapı içerisinde ana matris fazı olan  $\alpha\text{-Al}$ , 6xxx serisi alaşımlarda mukavemetlendirme fazı olan  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ( $\alpha$ ) ve tane inceltici master alaşımların eklenmesi ile oluşan ve alüminyum içerisinde düşük çözünürlüğe sahip olan  $\text{Al}_3\text{M}$  (Ti, V, Zr) D022 fazı görülmektedir [19-23].

6056-2 alaşımı 200 °C'ye kadarki kullanımlarda mekanik özellikleri arttıran  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$  (Q fazı) olduğu

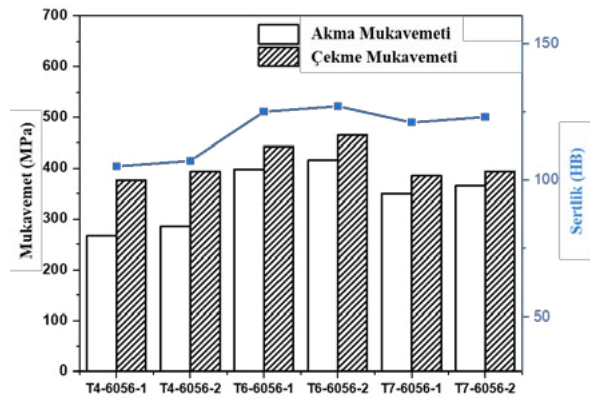
belirlenmiştir. 200 °C üzerinde ise bu faz çözünerek mekanik özelliklerin düşmesine neden olmaktadır. Q fazı aynı zamanda mikro galvanik çift yaparak korozyon dayanımını da negatif yönde etkilemektedir [24–28]. Q fazı oluşumu alaşım içerisindeki Si ve Cu elementlerinin miktarının artması ile artmaktadır.



Şekil 3. 6056-2 alaşımı soğuma diyagramı (JMatPro)

### 3.2. Mekanik özellikler

Şekil 4'de yapılan farklı ısıl işlem sonrasındaki sertlik, akma ve çekme mukavemet değerleri paylaşılmıştır. İki farklı alaşım ve 3 farklı ısıl işlem kondisyonu bulunmaktadır. T4 kondisyonu doğal yaşlandırılmış durumdayken, T66 kondisyonunda alaşımın en yüksek mekanik özellikleri elde edilmesi ile elde edilmektedir. T79 kondisyonunda ise mekanik özelliklerin T6 kondisyonuna göre biraz azalması fakat bunun yanında korozyon dayanımının artması sağlanmaktadır. Bu bağlamda, otomotiv ve havacılık sektörlerinde tercih edilmektedir. Şekil 4 incelendiğinde 6056-2 alaşımı daha yüksek mukavemet değerlerine sahiptir. Bunun temel sebebi yapı içerisinde oluşan  $MgZn_2$ ,  $MgSi_2$  ve  $CuAl_2$  çökelti fazlarının miktarının daha fazla olmasıdır.



Şekil 4. Çekme testi ve sertlik sonuçları

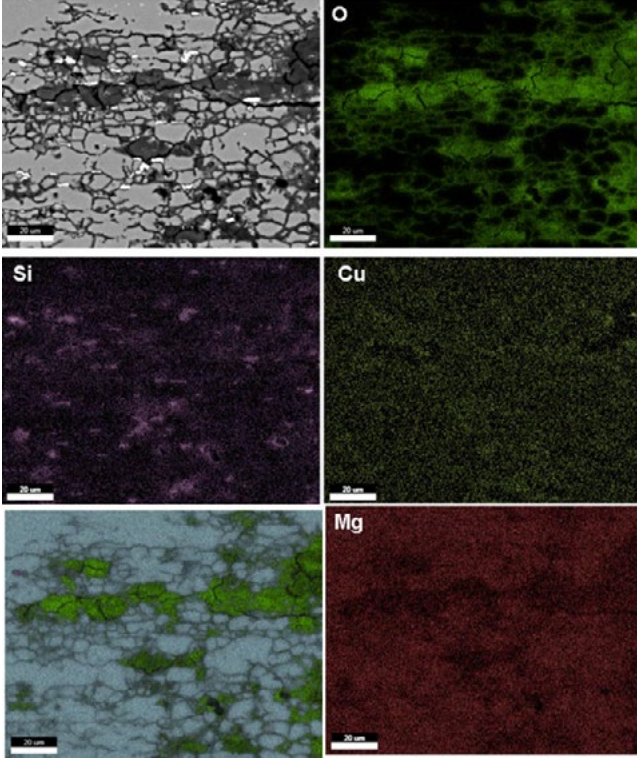
### 3.3. Korozyon testi

6056 alaşımları taneler arası korozyonun etkisinin anlaşılması amacıyla EN ISO 11846 standardı Metot A'ya göre test edilmiştir. Alınan numuneler  $NaCl/H_2O_2$  çözeltisinde 6 saat bekletilmiştir. 6 saatlik bekleme sonrasında numuneler su ile temizlenmiş ve SEM ile incelenmiştir. SEM inceleme sonuçları Şekil 5'de paylaşılmıştır. Şekil 5 incelendiğinde siyah çizgiler taneler arası korozyonu göstermektedir.

6056-1 alaşımının T4 kondisyonundaki numunede taneler arası korozyondan daha çok çukur korozyonu gözlemlenmiştir. Bunun temel nedeni ise korozyonun tane sınırlarında yoğunlaşmamış olmasıdır. Bu durum aynı zamanda elektrokimyasal test sırasında da belirlenmiştir. 6056-1 T4 alaşımı sadece çukur korozyon potansiyeli göstermiştir. 6056-2 alaşımının T4 kondisyonunda ise çukur korozyondan taneler arası korozyona bir dönüş olduğu gözlemlenmiştir. Taneler arası korozyonun oluşmasındaki temel sebep tane sınırlarında oluşan elektrokimyasal mikro çiftlerdir.

6056-2 T79 alaşımı en yüksek korozyon dayanımını göstermiştir. Bu alaşımında sadece taneler arası korozyon gözlemlenmiştir ve korozyon homojen bir dağılıma sahiptir. Ayrıca korozyon derinliği minimumdur. Yapılan karakterizasyon çalışmalarında T4 kondisyonu çukur korozyonunun oluşumunu desteklerken, T66 ve T79 kondisyonu taneler arası korozyonu desteklemektedir. Şekil 5 incelendiğinde T4 kondisyonlu numunelerde sadece tane sınırlarında değil aynı zamanda beyaz renkte görülen çökeltilerin tane boyunca oluştuğu da belirlenmiştir. T66 ve T79 kondisyonlarında çökelti fazlarının yoğunluğu mukavemetin temelini oluşturmaktadır. Kontrollü ısıl işlem yapıldığı için bu fazların homojen dağıldığı görülmektedir. Şekil 5'de gösterilen elementel haritalama sonucu incelendiğinde tane sınırların çoğunlukla Si-fazı ( $Mg_2Si$ ) ve az miktarda  $Mg$ -fazı ( $MgZn_2$ ) ve Cu fazı ( $CuAl_2$ ) olduğu görülmektedir. Si içeren fazlara korozyon testi sonrasında  $SiO_2$  bileşiği oluşturarak çökelti fazlarının katot olarak etkileneceğini sağlamaktadır [29,30]. Bu yüzden, T79 kondisyonundaki numunelerde silisyum fazı korozyon dayanımına etkisi az miktardadır. Tane sınırları boyunca bulunan bakır içeren fazların katot olarak davrandığı belirlenmiştir. Bu bağlamda T79 kondisyonundaki numunelerde taneler arası korozyon mikro çift oluşumu sağlayan bakır içeren çökelti fazlarının katot oluşturması ve matris içinde anot olarak davranan diğer fazlardan kaynaklanmaktadır [3,12]. 6056-1 alaşımının kimyasal kompozisyonuna bakıldığında 6056-2 alaşımına göre daha fazla Mg içermektedir. Normalde magnezyumun katı çözelti oluşturup korozyon dayanımını güçlendirdiği bilirse de bu alaşım içerisinde bulunan çinko elementinden dolayı Mg, katı çözelti oluşturmak yerine afinitesi yüksek olduğu için  $MgZn_2$  fazı oluşturmayı tercih etmektedir.  $MgZn_2$  fazı korozyon dayanımını Si içeren fazlara oranla daha fazla etkilemektedir. Bu yüzden 6056-1

alaşımı daha düşük korozyon dayanımına sahip olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5. Korozyon deneyi sonrası 6056-2 T79 alaşımının EDS haritalama görüntüsü

### 3.4. Mikroyapı incelemeleri

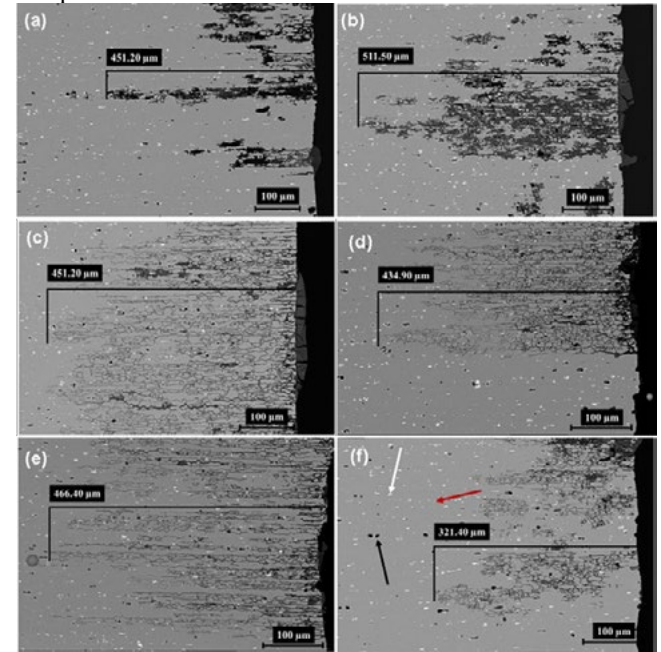
T4, T66 ve T79 ısıtılma koşullarında korozyon testi sonrasında mikroyapıların incelenmesi amacıyla SEM kullanılmıştır. SEM incelemeleri sırasındaki korozyon ilerleme mesafeleri Şekil 6'da paylaşılmıştır. Tüm mikroyapılar içerisinde 3 farklı belirlenebilir çökelti fazı bulunmuştur. Birincisi beyaz ok ile gösterilmiş AlFeSi (Mn, Cu) fazıdır, ikinci faz ise siyah ok ile gösterilen Mg<sub>2</sub>Si fazıdır, son faz ise kırmızı ok ile gösterilen MgZn<sub>2</sub> fazıdır. Gri alanlar ise alüminyum matrisidir.

### 3.4. Elektrokimyasal test

Şekil 7a'da T4, T66 ve T66 alaşımlarının polarizasyon eğrileri gösterilmiştir. Düşük elektrokimyasal orandan dolayı katot kısmının polarizasyon eğrisi fazla görünmektedir. Polarizasyon akımı, gerilim arttırılması ile birlikte hızlı bir şekilde artmaktadır. Polarizasyon akımının artan trendi ise düşmektedir çünkü korozyon testi sonucunda yüzeyin bozulması ve elektrolit ile yüzey arasındaki elektron transferini engellemektedir. Bu yüzden, korozyon prosesi kısıtlanmakta ve korozyon oranı azaltılmaktadır. Sadece T4 koşulunda çukur korozyonu olan numunede çukur gerilimi (Epit) keskin bir şekilde artmaktadır. T66 ve T79 koşulundaki numunelerde alaşımdan bağımsız benzer polarizasyon eğrileri

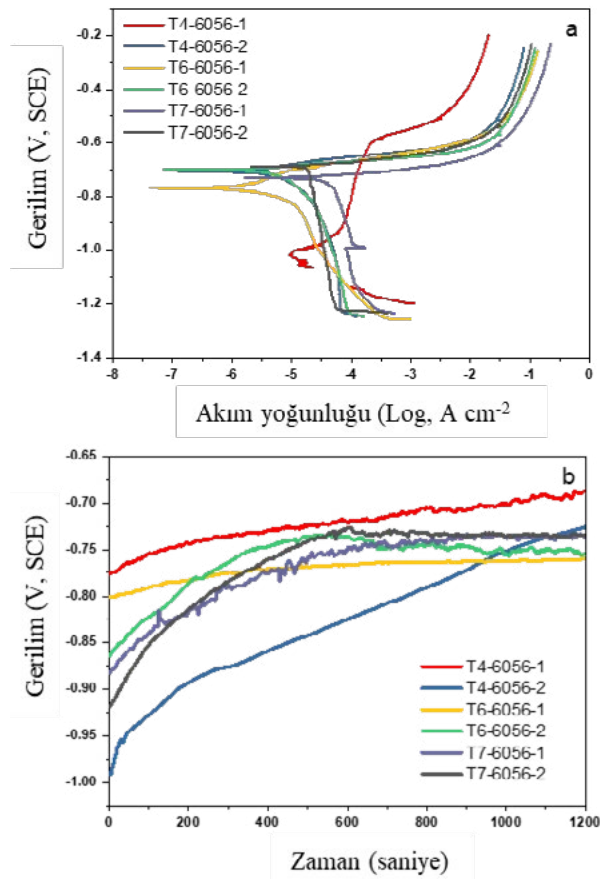
oluşmaktadır. Alaşımların akımları ~-650 mV değerinde sert bir artış göstermektedir. Bu durum çukur korozyon geriliminin korozyon potansiyeline eşit olduğunu göstermektedir. Korozyon gerilimi (Ecor) değerleri Çizelge 3'de paylaşılmıştır. Akım yoğunluğu (Icor), çukur korozyon gerilimi (Epit) ve polarizasyon direnci (Rp) değerleri de Çizelge 3'de verilmiştir.

6056-2 alaşımlı kondisyonların 6056-1 alaşımına göre korozyon geriliminin daha iyi olduğu ve daha düşük korozyon akım yoğunluğu sergilediği belirlenmiştir. 6056-1 T4 kondisyonu en yüksek Icor değerine sahipken en düşük Ecor değerine sahiptir. 6056-2 T79 alaşımı ise en düşük Icor ve en yüksek Ecor değerine sahiptir. Yani 6056-1 T4 kondisyonu en kötü korozyon dayanımına sahiptir. 6056-2 T79 kondisyonu ise en yüksek korozyon dayanımına sahiptir.



Şekil 6. SEM korozyon görüntüleri (a) 6056-1 T4, (b) 6056-2 T4, (c) 6056-1 T66, (d) 6056-2 T66, (e) 6056-1 T79, (f) 6056-2 T79

Şekil 7b'de ısıtılma yapılmış numunelerin açık devre potansiyel (OCD) değerleri paylaşılmıştır. OCP değerleri -800 mV ile -700 mV arasında gözlemlenmiştir. 0,6 M NaCl çözeltisinde 20 dakika beklenmesi sonrasında tüm alaşımların sabit potansiyel değerine ulaştığı belirlenmiştir. Isıtılma yapılmış numunelerin çukur korozyonu nedeniyle gürültü OCD potansiyeli gösterdiği gözlemlenmiştir. Farklı alaşımların aynı ısıtılma kondisyonları neredeyse aynı OCD değerine sahiptir.



**Şekil 7.** Yaşlandırılmış numunelerin elektrokimyasal sonuçları (a) 0,6 M NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon eğrisi, (b) açık devre potansiyelleri

**Çizelge 3.** Yaşlandırılmış numunelerin potansiyodinamik polarizasyon eğrilerindeki korozyon gerilimi ve korozyon akım yoğunluğu

Alaşım ve kondisyon	Korozyon potansiyeli (V, SCE)	Korozyon akım yoğunluğu ( $\mu\text{A cm}^{-2}$ )
6056-1 T4	-1,119	0,541
6056-2 T4	-0,718	0,226
6056-1 T66	-0,777	0,958
6056-2 T66	-0,690	0,186
6056-1 T79	-0,722	0,440
6056-2 T79	-0,680	0,179

#### 4. Sonuç

Bu çalışmada, iki farklı kimyasal kompozisyona sahip 6056 alüminyum alaşımı JMatPro metalürjik simülasyon program kullanılarak tasarlanmıştır. Sonrasında bu alaşımlar direkt katılaşma döküm yöntemi kullanılarak bilet formunda olacak şekilde döküm işlemi yapılmıştır. Homojenizasyon işlemi 530 °C'de 10 saat olarak yapılmıştır.

- Ekstrüzyon işleminde 60x60 mm boyutlarında ve 2,0 mm kalınlığında kutu profil üretilmiştir. Üretilen profiller 530 °C'de 2 süreyle çözeltiye alındıktan sonra oda sıcaklığındaki su tankında su verme işlemi yapılmıştır. T4, T66 ve T79 ısıtma işlemi için yaşlandırma fırını kullanılmıştır.
- Çekme testi sonuçları incelendiğinde 6056-2 alaşımının mekanik özelliklerinin 6056-1 alaşımına göre %5 daha fazla olduğu görülmüştür.
- Doğal yaşlandırılmış numunelerde çukur korozyon taneler arası korozyona göre daha fazla olduğu gözlemlenmiştir.
- 6xxx serisi standart alaşımlarda Mg fazla olması korozyon dayanımının artmasını sağlarken 6056-1 alaşımında Mg elementi haricinde Zn elementi olması, katı çözelti oluşturmak yerine MgZn<sub>2</sub> fazı oluşturduğu için korozyon dayanımı 6056-2 alaşımına göre daha az olduğu belirlenmiştir. 6056-2 alaşımında Q faz oluşumu fazla olsa da MgZn<sub>2</sub> fazının korozyonu negatif yönde etkilemesi daha fazla olması alaşımın dayanımını düşürmüştür.
- Elde edilen veriler doğrultusunda en iyi sonuçlar 6056-2 alaşımında ve T79 kondisyonunda elde edilmiştir.

#### Teşekkür

Deney ve karakterizasyon süreçlerinde destek ve yardımlarda bulunan Dr. Çiğdem Toparlı (ODTÜ), Tuncay Erdil (ODTÜ) ve Çağla Özgür'e (ODTÜ) teşekkür ederim.

#### Referanslar

- [1] J. R. Zhao, F. Y. Hung, and B. J. Chen, *Effects of Heat Treatment on a Novel Continuous Casting Direct Rolling 6056 Aluminum Alloy: Cold Rolling Characteristics and Tensile Fracture Properties*, J. Mater. Res. Technol. **11**, 535 (2021).
- [2] D. Zander, C. Schnatterer, C. Altenbach, and V. Chaineux, *Microstructural Impact on Intergranular Corrosion and the Mechanical Properties of Industrial Drawn 6056 Aluminum Wires*, Mater. Des. **83**, 49 (2015).
- [3] M. S. Silva, C. Barbosa, O. Acselrad, and L. C. Pereira, *Effect of Chemical Composition Variation on Microstructure and Mechanical Properties of a 6060 Aluminum Alloy*, J. Mater. Eng. Perform. **13**, 129 (2004).
- [4] Y. Liu, Q. Pan, H. Li, Z. Huang, J. Ye, and M. Li, *Revealing the Evolution of Microstructure, Mechanical Property and Corrosion Behavior of 7A46 Aluminum Alloy with Different Ageing Treatment*, J. Alloys Compd. **792**, 32 (2019).
- [5] F. O. N. Crash and T. Stability, *Alloy Development for Extruded Automotive Aluminium Applications*, (2013).
- [6] S. S, T. SH, and G. RH, *Effect of Overageing Conditions on Microstructure and Mechanical Properties in Al-Si-Mg Alloy*, J. Mater. Sci. Eng. **5**, (2016).
- [7] B. Luo, K. Lu, F. Zhang, W. Gao, Z. Zhan, and Z. Li,

- Effect of Aging Time on the Corrosion Resistance of the As-Cast Al-Cu-Mg-Mn Alloy*, Jom **74**, 3616 (2022).
- [8] J. Hirsch, *Recent Development in Aluminium for Automotive Applications*, Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed. **24**, 1995 (2014).
- [9] Q. Estrada, D. Szwedowicz, J. Silva-Aceves, T. Majewski, J. Vergara-Vazquez, and A. Rodriguez-Mendez, *Crashworthiness Behavior of Aluminum Profiles with Holes Considering Damage Criteria and Damage Evolution*, Int. J. Mech. Sci. **131–132**, 776 (2017).
- [10] B. A. Shaw, M. M. M., A. M. Abdullah, and H. W. Pickering, *Localized Corrosion Research Summary*, 42 (2001).
- [11] G. Wenzel, G. Knöurnschild, and H. Kaesche, *Intergranular Corrosion and Stress Corrosion Cracking of an Aged AlCu Alloy in 1 N NaCl Solution*, Materials and Corrosion.
- [12] G. Özer, A. Kisasöz, and A. Karaaslan, *Investigation of the Relationship between Intergranular Corrosion and Retrogression and Reaging in the AA6063*, Materials and Corrosion.
- [13] A. Lombardi, C. Ravindran, and R. MacKay, *Application of the Billet Casting Method to Determine the Onset of Incipient Melting of 319 Al Alloy Engine Blocks*, J. Mater. Eng. Perform. **24**, 2179 (2015).
- [14] C. N. Panagopoulos, E. P. Georgiou, and K. I. Giannakopoulos, *The Effect of Heat Treatment on the Corrosion Behaviour of 319 Aluminium Alloy*, Mater. Corros. **60**, 415 (2009).
- [15] L. Zhu, M. Guo, G. Li, and J. Zhang, *Enhancing the Intergranular Corrosion Resistance and Mechanical Properties of Al–Mg–XSi–Cu–Zn Alloys by Synergistic Intergranular and Intragranular Precipitation Behaviors*, J. Mater. Sci. **57**, 14490 (2022).
- [16] L. Zuo, B. Ye, J. Feng, X. Kong, H. Jiang, and W. Ding, *Effect of Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> Phase on Mechanical Properties of Al–Si–Cu–Mg Alloy at Elevated Temperature*, Mater. Sci. Eng. A **693**, 26 (2017).
- [17] F. Liu, H. Zheng, Y. Jiang, and H. Zhao, *Effect of Low Cu Content and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High-Vacuum Die-Cast AlSiMgMn Alloys*, Jom (2023).
- [18] C. D. Marioara, A. Lervik, J. Grønvold, O. Lunder, S. Wenner, T. Furu, and R. Holmestad, *The Correlation Between Intergranular Corrosion Resistance and Copper Content in the Precipitate Microstructure in an AA6005A Alloy*, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. **49**, 5146 (2018).
- [19] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik, and J. P. Schillé, *Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior*, Jom **55**, 60 (2003).
- [20] M. Warmuzek, J. Sieniawski, K. Wicher, and G. Mrówka, *The Study of the Distribution of the Transition Metals and Si during Primary Precipitation of the Intermetallic Phases in Al–Mn–Si Alloys*, J. Mater. Process. Technol. **175**, 421 (2006).
- [21] J. F. Chinella and Z. Guo, *Computational Thermodynamics Characterization of 7075, 7039, and 7020 Aluminum Alloys Using JMatPro*, Army Reserach Lab. 78 (2011).
- [22] Z. Guo, N. Saunders, A. P. Miodownik, and J. Schill, *Modelling of Materials Properties and Behaviour Critical to Casting Simulation*, **414**, 465 (2005).
- [23] J. F. Grandfield, *DC Casting of Aluminium: A Short Review of Process Development*, Proc. Australas. Asian Pacific Conf. Alum. Cast House Technol. 231 (1997).
- [24] J. F. Grandfield and P. T. Mcglade, *DC Casting of Aluminium : Process Behaviour and Technology*, (n.d.).
- [25] M. Lalpoor, D. G. Eskin, D. Ruvalcaba, H. G. Fjær, A. Ten Cate, N. Ontijt, and L. Katgerman, *Cold Cracking in DC-Cast High Strength Aluminum Alloy Ingots: An Intrinsic Problem Intensified by Casting Process Parameters*, Mater. Sci. Eng. A **528**, 2831 (2011).
- [26] D. G. Eskin and L. Katgerman, *Macroseggregation Mechanisms in Direct-Chill Casting of Aluminium Alloys*, Mater. Sci. Forum **630**, 193 (2010).
- [27] A. hakonsen Dmitry G. Eskin, *Cold Cracking during Direct Chill Casting*, Light Met. 7 (2011).
- [28] M. Y. L. Chew, L. H. Kang, and C. W. Wong, *Common Defects and Their Causes*, Build. Facades A Guid. to Common Defects Trop. Clim. 1 (1998).
- [29] Y. Q. Chen, S. P. Pan, W. H. Liu, X. Liu, and C. P. Tang, *Morphologies, Orientation Relationships, and Evolution of the T-Phase in an Al–Cu–Mg–Mn Alloy during Homogenisation*, J. Alloys Compd. **709**, 213 (2017).
- [30] P. M. R. Jarrett and W. H. Neilson, *An Overview of Aluminum DC Billet Casting*, c, 85 (n.d.).

# Integrated Computational Materials Engineering Framework for Processing Parameter Optimization of Al-Mg-Si Wrought Alloys

Al-Mg-Si Alaşımlarının Isıl İşlem Parametrelerinin Optimizasyonu için Bütünleşik Hesaplamalı Malzeme Mühendisliği Uygulaması

**Emre ÇİNKILIÇ<sup>1,2</sup>, Barış KARA<sup>3</sup>, Asım ZEYBEK<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Hakkari Üniversitesi, <sup>2</sup>CyberAlloys Teknoloji ve ArGe Ltd. Şti., <sup>3</sup>Yeşilova Holding Türkiye

## Abstract

Al-Mg-Si wrought alloys (6xxx Series) are used in a number of different applications, ranging from crash-relevant automotive chassis boxes to decorative and functional sunshade profiles used in the construction industry. The wide composition range of 6xxx series presents a unique problem of tailoring the processing conditions and final alloy microstructure to obtain the desired material properties for each alloy grade. The optimization of process parameters, such as homogenization holding temperature and homogenization cooling rate, flow strength at extrusion/forging temperatures, artificial aging temperature, and hold duration, etc. is traditionally done by a meticulous and costly trial-and-error approach. Integrated Computational Materials Engineering (ICME) framework that relies on physics-based materials models coupled with the CALculation of PHase Diagrams (CALPHAD) approach can significantly accelerate the parameter optimization process and reduce cost through information-based target experiments. In this study, consecutive steps of the manufacturing process (microsegregation profile of the casting billet, dissolution/precipitation kinetics of Mg-Si, Al-Cu, Al-Fe-Si intermetallics, etc.) of a 6xxx extrusion alloy that is designed for high strength and improved energy absorbance are modeled using commercial software package Pandat/PanEngine (CompuTherm LLC, WI, USA). The results from modeling and experimental studies are evaluated to provide recommendations for improving the final material properties through fine tuning of process parameters.

## 1. Introduction

Understanding the microstructural evolution of materials with processing conditions is the key to achieving the properties required for an application. The processing steps of Al-Mg-Si wrought aluminum alloys (6XXX series) include melting and alloying, direct-chill casting into billets, homogenization of billets, extrusion or forging, and finally artificial aging. The alloy microstructure at the end of each step affects the processing parameters for the subsequent

step and the final properties. For example, the cooling conditions during the casting process of billets determine the size of grains and secondary phase particles and the level of microsegregation within the grains, and therefore, the required soaking duration at the homogenization temperature to eliminate the inhomogeneities for improved extrudability [1–5].

The mechanical properties of Al-Mg-Si wrought aluminum alloys are strongly influenced by the presence of secondary phase particles dispersed within the matrix and at the grain boundaries. Depending on the alloy composition, the as-cast microstructure of Al-Mg-Si wrought alloys may contain, low-melting eutectics such as,  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si,  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, Q-Al<sub>5</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Cu<sub>2</sub> and Fe-containing intermetallic particles such as,  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi,  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>,  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> that influence the mechanical properties [6]. The control of mechanical properties requires an understanding of dissolution and precipitation/formation kinetics of low-melting eutectics, especially Mg-Si containing particles, and the transformation of detrimental Fe-containing  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase to benign  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> phase.

Mg-Si containing low-melting eutectics present in the as-cast billet microstructure are coarse and limit the extrudability of the alloy. Therefore, the complete dissolution of these coarse particles during the homogenization and the controlled re-precipitation by adjusting the homogenization cooling condition is important to have an alloy malleable enough to not to exceed the press capacity and to produce extrusion profiles with high surface quality. In addition, the size distribution of re-precipitated Mg-Si particles are important to obtain a supersaturated solid solution at the end of the extrusion process for the precise control of mechanical properties during the artificial aging.

The other critical microstructure constituent present in the as-cast billet is the brittle  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase with monoclinic crystal structure and platelet morphology. Transformation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase to  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> phase with cubic crystal structure and compact morphology during the homogenization step is beneficial for the extrudability,



reduced recrystallization and improved final mechanical properties of Al-Mg-Si wrought alloys.

The precise control of phase transformation reactions allows engineers to tailor the alloy microstructure and tune the mechanical properties for a specific application. However, optimization of process parameters to obtain the desired microstructure through a trial-and-error approach is a daunting task considering the wide range of alloy compositions available in the 6XXX alloy family. Therefore, it is of great interest to material scientists to predict the microstructural features and their influence on the mechanical properties of aluminum alloys using a computer algorithm.

Integrated Computational Materials Engineering (ICME) framework that relies on physics-based materials models coupled with the CALculation of PHase Diagrams (CALPHAD) approach can significantly accelerate the parameter optimization process and reduce cost through information-based target experiments. The phase equilibria for multi-component Al-Mg-Si wrought alloy systems can be evaluated as a function of alloy composition and temperature to select the best temperatures for homogenization, extrusion and artificial aging. In addition, the time evolution of physical properties of precipitating phases and the mechanical properties (yield strength and hardness) can be determined by an integrated precipitation and strengthening model based on the Kampmann-Wagner numerical framework coupled with CALPHAD. The advantage of this approach is that wide composition and temperature ranges can be evaluated virtually and based on the information from simulations, target experiments can be designed for the accelerated implementation of optimized parameters to achieve the optimal material properties.

In this proceeding, examples on applying ICME framework to the different thermal processing steps in the extrusion process of Al-Mg-Si wrought alloys are presented. Phase equilibria and precipitation simulations were performed for industrial alloys and microstructure and mechanical property evolution simulations were compared with experimental results.

## 2. Microstructure Modeling and Model Optimization

This work deals with the modeling microsegregation in the as-cast billet, dissolution and re-precipitation of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si phase during homogenization holding and homogenization cooling, and precipitation of  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> during the artificial aging process. The modeling for each process was carried out individually, but the link between them was established by using output from one step as input to the other. For example, microsegregation profiles of individual elements obtained from Scheil solidification results represents the as-cast microstructure and were used as input for the homogenization holding simulations.

The as-cast microstructure of the billet was simulated using Scheil-Gulliver model which assumes no diffusion in solid and complete mixing in liquid. This is a reasonable assumption considering the local solidification rates encountered in the direct-chill casting process and the difference in diffusion coefficients of alloying elements in solid and liquid phase. Solidification simulations were performed using Pandat software and PanAl2023 thermodynamic and kinetic database from CompuTherm LLC (Madison, WI, US). Total volume fraction of phases and microsegregation profiles within the aluminum grains for non-equilibrium solidification conditions were obtained.

The simulations for elemental homogenization in the grains and dissolution of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si particles were performed using PanDiffusion module of Pandat software. The microsegregation profiles for Si, Mg, Cu, Fe, Mn from Scheil simulations were used as an input for homogenization simulations performed within a grain with 100 $\mu$ m size. The volume fraction of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si from Scheil simulations and a generated size distribution based on experimental data was used for simulating the dissolution during homogenization.

An integrated precipitation and strengthening model fully coupled with PanEngine, a multi-component thermodynamic calculation software from CompuTherm LLC., based on KWN framework was used to model the precipitation of stable  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si during the homogenization cooling and of metastable  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> phase during the artificial aging processes. Concurrent nucleation, growth and coarsening of precipitating phase can be modeled to evaluate the physical properties of precipitating phase and its effect on the mechanical properties. The theoretical details of the KWN model can be found in the publication from Miao et al. [7]

The precipitation sequence of phases during the artificial aging in Al-Mg-Si wrought alloys is as follows: SSSS  $\rightarrow$  clusters  $\rightarrow$  co-clusters  $\rightarrow$  GP-zones (Mg<sub>4</sub>AlSi<sub>6</sub>)  $\rightarrow$   $\beta''$  (Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub>)  $\rightarrow$   $\beta'$  (Mg<sub>9</sub>Si<sub>5</sub>), B' (Mg<sub>9</sub>Al<sub>3</sub>Si<sub>7</sub>), U1 (MgAl<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>), U2 (MgAlSi)  $\rightarrow$   $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si). The precipitation from supersaturated solid solution (SSSS) starts with the formation of clusters of Si and Mg which then transforms into spherical GP zones [8]. The GP zones will grow in the  $\langle 100 \rangle$  directions of aluminum matrix to form rod shaped coherent  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> precipitates. In the peak hardness condition, high number density of  $\beta''$ -phase with needle morphology coexist in the microstructure along with some GP zones. When alloys are overaged, other metastable transition precipitate phases will start to form in the expense of  $\beta''$  phase, until the stable  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si phase forms. In contrast, cooling from the homogenization temperature result in the formation of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si phase in the microstructure since the temperature is well above the solvus line of metastable phases. The model parameters were optimized for both precipitation of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si and  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> phases using data from the literature.

### 3. Results and Discussion

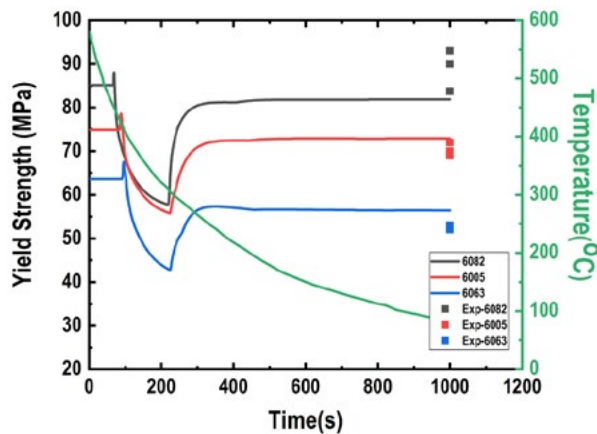
#### 3.1 Optimization of Model Parameters

The model parameters such as, interfacial energy between matrix and precipitate phases, number of nucleation sites etc. were optimized using literature data for a range of Mg and Si concentrations. Alloy compositions from literature that was used to optimize the KWN model for homogenization cooling process are presented in Table 1. The measured yield strength of the given alloys at the end of the homogenization cooling process were compared to evaluate the predictive capability. The comparison of simulation results with experimental yield strength values are presented in Figure 1.

**Table 1.** Alloy compositions for homogenization cooling modeling [9].

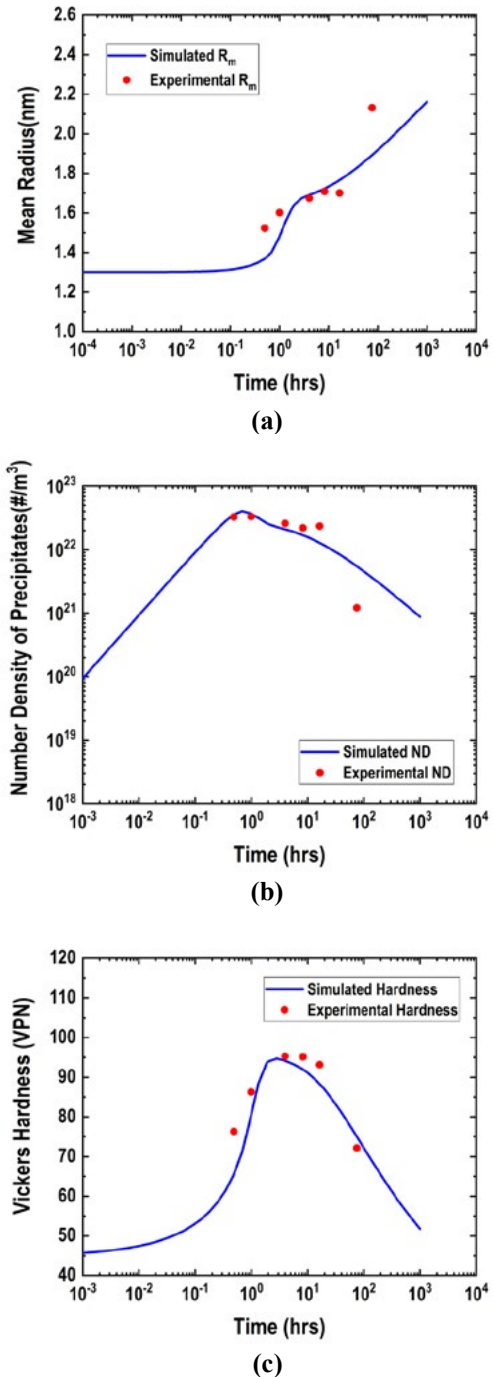
Al-Alloy	Fe	Mn	Si	Mg
6063	0.1895	0.0311	0.4194	0.5346
6005	0.1552	0.2227	0.686	0.4896
6082	0.2	0.45	0.9	0.63

Samples were homogenized at 580°C for 8hrs and cooled in air. The cooling curve was measured with K-type thermocouple attached on the sample surfaces and it is given as green line in Figure 1. The equilibrium Mg and Si concentrations in the matrix for the alloy compositions were calculated by equilibrium point analysis. Both calculated Mg and Si values and experimentally measured cooling curve was fed as an input to the model to simulate the re-precipitation of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si phase and corresponding mechanical property evolution. The simulation and experimental results are in good agreement and selected modeling parameters allow accurate modeling of physical properties of  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si phase during homogenization cooling.



**Figure 1.** Evolution of yield strength during homogenization cooling and comparison with the experimentally measured YS values.

KWN model was also optimized for the artificial aging step considering the metastable  $\beta''$ -Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> is the main strengthening phase. The parameters for precipitation and strengthening models to simulate the artificial aging process are [10]. The comparison of simulated and experimental results [11] from literature are presented in Figure 2.



**Figure 2.** Evolution of physical and mechanical properties of 6005 alloy (Al-0.55Mg-0.82Si in wt.%) subjected to isothermal aging at 185°C (a) the mean precipitate size, (b) the number density of precipitates, (c) the vickers hardness.

### 3.2 Simulating Final Mechanical Properties of 6XXX Alloys

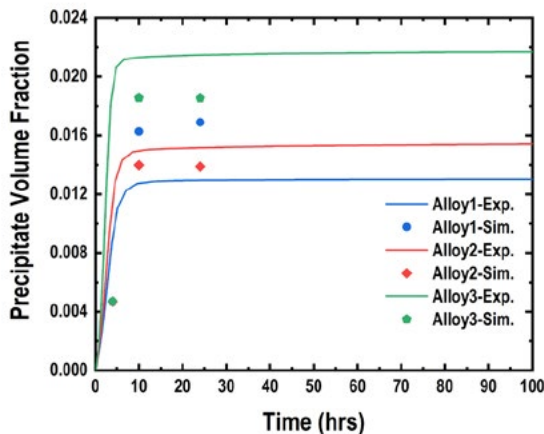
The final mechanical properties of 6XXX series alloys with different Mg and Si concentrations were simulated and compared with the experimental data. The nominal chemical compositions of the alloys are presented in Table 2. The physical properties of  $\beta''$  and corresponding hardness values were collected from literature [12].

**Table 2.** Composition of the alloys with

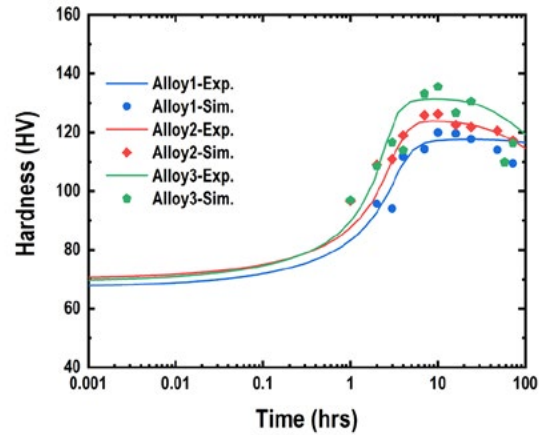
	Mg	Si	Fe	Cu	Cr
Alloy 1	0.77	0.75	0.25	0.3	0.2
Alloy 2	0.65	0.92	0.25	0.3	0.2
Alloy 3	0.9	1.3	0.25	0.3	0.2

Alloys were casted into billets with a 23cm diameter and 7.6m length by direct-chill continuous casting process. Billets were homogenized at 560°C for 4 hours to remove microsegregation and pre-heated to 430°C for the hot extrusion. Extruded profiles were cooled down to room temperature by water-spray quenching and forced-air cooling. Extrusion samples were refrigerated to avoid the formation of Mg and Si clusters that may change the solution heat treatment and aging response. Refrigerated samples were solutionized at 560°C for 1.5 hours, followed by water quenching and artificial aging at 170°C up to 72hrs [12].

The simulated and experimental results at the end of the aging process are presented in Figure 3. The solution heat treatment prior to the artificial aging step causes the dissolution of all the  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si phase that may form during and at the end of the extrusion process. The evolution of precipitate volume fraction is presented in Figure 3a. The simulation tool underpredicts the volume fraction of  $\beta''$  phase in Alloy 2 and 3, while it overpredicts the volume fraction for Alloy 1. The alloy compositions in the literature study were nominal values and may deviate from the actual concentrations



(a)



(b)

**Figure 3.** Evolution of physical and mechanical properties with Mg and Si composition under isothermal aging at 170°C (a) precipitate volume fraction, (b) the vickers hardness.

The measured hardness values of the alloys are in good agreement with simulated results, but the model overpredicts the hardness values for the overaged condition, while it underpredicts the hardness of Alloys 2 and 3 for the underaging regime. The assumption of a single precipitate contributing to the strength of the alloy during the simulations leads to deviations from the experiment. The formation of metastable phases and their transformation to  $\beta''$  which eventually transforms into  $\beta$  phase result in differences in simulated and experimental results. However, it is still a powerful tool to understand the overall aging heat treatment response and possibly reduce the number of experiments required time for the optimization of the entire heat treatment process of 6XXX alloys.

#### 4. Conclusion

An ICME framework to evaluate the heat treatment processing steps of the 6XXX alloy family is described. CALPHAD assessment of complex alloy systems combined with physics-based models that rely on thermodynamics and kinetics can accurately predict process parameters and response of an alloy under different heat treatment conditions. These powerful analytical modeling tools can reduce the number of experiments required for process optimization and thus the cost and time.

#### Acknowledgment

Authors would like to acknowledge support from Dr. Fan Zhang of CompuTherm LLC for providing the Pandat/PanEngine software.

## References

- [1] M. Zhang, J. Wang, J. Han, H. Sui, H. Huang, K. Jin, F. Qian, *Calphad* 67 (2019) 101684.
- [2] K. Tang, Q. Du, Y. Li, *Calphad* 63 (2018) 164–184.
- [3] P. Noga, A. Piotrowicz, T. Skrzekut, A. Zwoliński, P. Strzpek, *Materials* 2021, Vol. 14, Page 5066 14 (2021) 5066.
- [4] J.A. Österreicher, M. Kumar, A. Schiffl, S. Schwarz, G.R. Bourret, *Materials Science and Engineering: A* 687 (2017) 175–180.
- [5] Q. Du, L. Jia, K. Tang, B. Holmedal, *Materialia (Oxf)* 4 (2018) 70–80.
- [6] G.N. Haidemenopoulos, H. Kamoutsi, A.D. Zervaki, *J Mater Process Technol* 212 (2012) 2255–2260.
- [7] J. Miao, C. Zhang, A.D. Klamer, J. Zhang, E. Cinkilic, F. Zhang, A.A. Luo, *Materialia (Oxf)* 21 (2022) 101348.
- [8] P.H. Ninive, A. Strandlie, S. Gulbrandsen-Dahl, W. Lefebvre, C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Friis, R. Holmestad, O.M. Løvvik, *Acta Mater* 69 (2014) 126–134.
- [9] P.I. Sarafoglou, A. Serafeim, I.A. Fanikos, J.S. Aristeidakis, G.N. Haidemenopoulos, *Materials* 2019, Vol. 12, Page 1421 12 (2019) 1421.
- [10] E. Cinkilic, X. Yan, A.A. Luo, *Metals (Basel)* 10 (2020) 1356.
- [11] O.R. Myhr, Ø. Grong, S.J. Andersen, *Acta Mater* 49 (2001) 65–75.
- [12] Y. Kim, R.K. Mishra, A.K. Sachdev, K.S. Kumar, *Materials Science and Engineering: A* 820 (2021) 141566.

# Effects of Different Anodic Oxidation Electrolytes for Corrosion Behaviors of Heat-Treated Aluminum Alloys

Farklı Elektrolitler Kullanılarak Yapılan Anodik Oksidasyon Uygulamalarının Isıl İşlem Uygulanmış Alüminyum Alaşımlarının Korozyon Davranışlarına Etkileri

**Yusuf Tolunay KOZAN, Semih ATEŞ, C. Fahir ARISOY**

Istanbul Technical University  
Türkiye

## Abstract

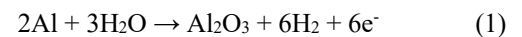
Aluminum alloys are commonly used in strength-to-weight applications due to their low density. Especially, Aluminum 2024 and 7075 are both high-strength alloys that are often used in aircraft, particularly in the highly-stressed structures of aircraft wings and fuselages. The main differentiation between Aluminum 2024 and 7075 is the primary alloying element which is copper for 2024 and zinc for 7075. To improve their corrosion resistance, anodization is commonly implemented to form uniform protective oxide layers over metal surfaces. Conventional anodic oxidation is carried out in a chromic acid solution of various concentrations. However, the use of the chromic acid solution which is a carcinogen, for anodizing has become increasingly discouraged due to its harmful effects on human health and the environment. Therefore, alternative anodizing solutions such as sulfuric acid, oxalic acid, and mixed-acid solutions have been developed and widely studied in the industry. In this study, sulfuric acid-mixed solutions that are boric acid and tartaric acid were used in the anodization of heat-treated Aluminum 2024 and 7075 alloys. The main characteristic differences of anodized surfaces, that were generated with chromic acid, boric-sulfuric acid, and tartaric-sulfuric acid, were observed with XRD and SEM analyses. In order to investigate the corrosion protection of candidate electrolytes instead of anodic oxidation in chromic acid electrolytes, samples were tested with the salt-spray method. To observe the surface properties of anodized samples, 2D profilometer, and wetting angle measurements were conducted before the salt-spray test. After the salt spray test, morphological examinations were implemented on corroded samples.

## 1. Introduction

The physical, chemical, and mechanical properties of aluminum alloys vary according to alloying elements, compositions, and microstructures. Among the most common alloying elements in Al alloys are Mn, Si, Zn, Mg, and Cu. Al alloys can be divided into two categories: wrought alloys and casting alloys. Wrought alloys have excellent plastic deformation properties that allow easy formability. Most of both wrought and cast Al alloys are suitable for heat treatment. In terms of adjustable mechanical properties, strength-to-weight ratio, and corrosion properties, Al alloys are indispensable materials for the aerospace industry [1]–[3].

The Al2024 alloy is commonly used in the lower wing and connecting components to provide high fatigue resistance. On the other hand, Al7075 is utilized in the upper wing, landing gear, and fuselage due to its high strength properties. Both alloy types are expected to exhibit corrosion resistance [4]–[6]. The most commonly encountered corrosion types are intergranular corrosion, homogenous corrosion, and pitting corrosion for Al-alloys. Among these three types, homogenous corrosion is the easiest to detect and prevent. Intergranular corrosion and pitting corrosion occurred more rapidly. Intergranular corrosion is typically observed after 130°C while pitting corrosion can occur within the temperature range of 15–60°C [7]. The pitting corrosion formation on the passive surface of Al, which is generated by anodic oxidation, is facilitated by the presence of negatively charged halogens, such as Cl<sup>-</sup>, F<sup>-</sup>, Na<sup>+</sup>, and OH<sup>-</sup>. As the amount of active ions increases over time, the pits grow and become stable, affecting the corrosion rate. The number and size of pits are influenced by surface defects, ion concentration in the environment, and surface composition. The presence of intermetallic compounds in Al, caused by elements like Fe, Cu, and Mn, further accelerates the corrosion process due to increased potential differences [8]–[10].

Anodic oxidation of Al (anodizing) is a widely used electrochemical process that enhances the oxide layer of Al with a controlled oxidation environment. The Al acts like an anode according to Eq. 1. With the precise control of anodization parameters, this oxide layer is enlarged and provides a homogenous, continuous, and uniform protective passive coating on the surface [11]. The anodic oxidation layer consists of the porous outer layer and a surrounding thin barrier layer (2% of the coating's thickness) [12]. Therefore, the anodic oxidation parameters, especially the anodic oxidation electrolyte, have a significant impact on the corrosion behavior of Al alloys.



Benmohamed, M., and et. al. ([13]) examined the effects of the pre-oxidation process before anodization and conversion coating after the pre-oxidation on Al2023 alloys. Pre-oxidation involved immersing the alloy in 4% NaOH and bidistilled water solution at 40°C for 30, 60, and 90 seconds. This process provided better adhesion and effectiveness of the anodic oxidation treatment. Also, the alloy was subjected

to a conversion process using a 0.4% NaF and 3% Na<sub>2</sub>MoO<sub>4</sub> solution at 65°C for 10min with pH 3. This process enhanced the additional protection. They found that treatment with 5% Na<sub>2</sub>MoO<sub>4</sub> acted as an effective anodic inhibitor. Also, the addition of 3% H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> enhanced the protective effect and reduced defects in the anodic oxidation film. Pre-oxidation treatment further improved inhibition efficiency. However, nanoscale pores were found as remained after treatments, leading to the Molybdate conversion coating to generate a compact and protective layer. This layer is observed that prevented aggressive attacks and rapid oxide layer consumption. Dumitrascu, V., and et. al. ([11]) observed corrosion behaviors of Al1050 which was anodized with 1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> added to Al<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>) · 18H<sub>2</sub>O, that enabled to simulate of an aged electrolyte. They found that anodic oxidation resulted in the formation of a thick nanoporous aluminum oxide layer with improved anti-corrosive properties compared to electropolished samples. Increasing the anodizing potential led to larger and more regular nanopores, as well as an increased thickness of the aluminum oxide layer, contributing to enhanced corrosion resistance.

In this study, different anodization electrolytes were investigated for their influence on corrosion behavior, focusing on Al2024-T3 and Al7075-T6 alloys. Anodic oxidation was applied to these alloys with tartaric + sulfuric acid, boric + sulfuric acid, and chromic acid. The aim of the study was to develop alternative electrolytes for anodization, considering the environmental effects of commonly used chromic acid as stated in the MIL-A-8625F standard. Structural characterizations were performed on both aluminum alloys before and after salt tests following the application of anodization.

## 2. Experimental Procedure

The compositions of the Al2024 and the Al7075 plates are given in **Table 1**.

**Table 1.** Chemical compositions of Al2024 and Al7075

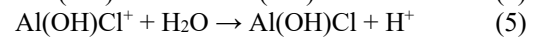
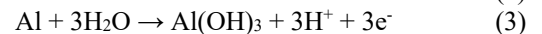
Alloy	2024	7075
Mg	1.3	2.5
Si	0.04	0.07
Fe	0.09	0.15
Cu	4.7	1.5
Cr	-	0.19
Zn	0.04	5.8
Ti	-	0.03
Mo	0.6	0.03
V	0.02	0.01
Zr	-	0.01
Al	Bal.	Bal.

The Al2024-T3 and Al7075-T6 were initially subjected to the surface cleaning processes. Subsequently, they divided into three groups for three anodization procedures. The first

anodization method involved the use of chromic acid oxidation with a solution containing 30g/L Cr<sup>+</sup>, 50g/L CrO<sub>3</sub>, 0.1g/L NaCl, 0.25g/L Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, and 5g/L Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. The process was carried out at 20V for 44 mins at 33°C. For the second anodization process, tartaric + sulfuric acid oxidation was performed with an electrolyte prepared with 40g/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> and 80g/L C<sub>4</sub>H<sub>6</sub>O<sub>6</sub> at 36°C with 14V for 20mins. Lastly, the third anodic oxidation electrolyte consisted of 45g/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> and 8g/L H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>, used for boric + sulfuric acid anodization. The process was conducted at 15V for 20mins at 25°C. Following all anodization steps, the alloys were subjected to deionization and surface purification using bidistilled water. Sulfuric acid was added to all electrolytes. According to McCune et. al. ([20]) examinations, the inhibitory effect of selected anions on film growth in aluminum followed the order: SiO<sub>3</sub><sup>2-</sup> > B<sub>4</sub>O<sub>7</sub><sup>2-</sup> > PO<sub>4</sub><sup>3-</sup> > MoO<sub>4</sub><sup>2-</sup> > WO<sub>4</sub><sup>2-</sup> > SO<sub>4</sub><sup>2-</sup> > NO<sub>3</sub><sup>2-</sup>. Also, Schmitt and Pietrzyk ([21]) examined anion affinities of alumina under pH 4 conditions, and they found that anion ordering: F<sup>-</sup> > SO<sub>4</sub><sup>2-</sup> > Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub><sup>2-</sup> > HCO<sub>2</sub><sup>-</sup> > C<sub>6</sub>H<sub>5</sub>COO<sup>-</sup> > ClO<sub>2</sub><sup>-</sup> > BrO<sub>3</sub><sup>-</sup> > Cl<sup>-</sup> > NO<sub>2</sub><sup>-</sup> > NO<sub>3</sub><sup>-</sup> > Br<sup>-</sup> > ClO<sub>3</sub><sup>-</sup> > SCN<sup>-</sup> > I<sup>-</sup> > ClO<sub>4</sub><sup>-</sup> > C<sub>2</sub>H<sub>3</sub>OO<sup>-</sup>. According to anion affinities, sulfuric acid addition for subjected electrolytes promoted the filling of pores with SO<sub>4</sub><sup>2-</sup> anions rather than other anions such as Cr<sup>4+</sup> [22].

Eddy Current method was applied to observe coating thickness according to ISO 2326. The anodized samples were analyzed with optical (Olympus GX-71) and stereo (Leica MZ125) microscopy, XRD (GBC MMA 027, Cu-Kα at 35kV and 28.5 mA, 10° ≤ 2θ ≤ 90°), SEM analysis (Hitachi TM1000) on both surface and cross-section of samples. The surface roughness of samples was measured with a 2D surface profilometer (DEKTAK 6M). The wettability of samples was measured to examine the adhesion over the anodized surface which caused more exposure to corrosive ions.

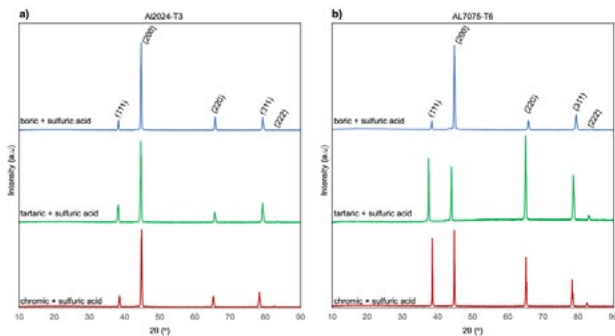
All anodized samples were subjected to the salt spray corrosion test according to ASTM B117. The overall salt spray corrosion reactions are given in Eq. 2, 3, 4, and 5 [19]. After the tests, the samples were examined with optical and stereo microscopy and SEM analysis.



## 3. Results and Discussion

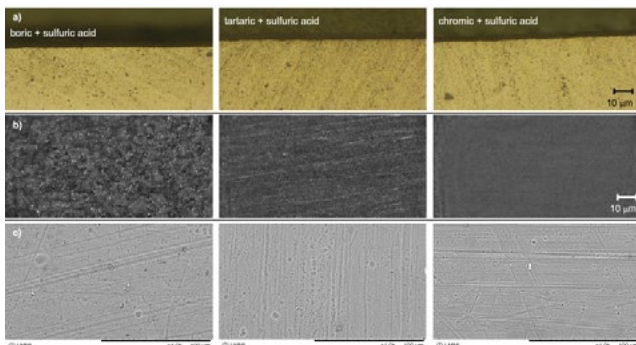
The XRD results are given in and they showed that there were not any differences between samples after anodization with different electrolytes. The peak patterns showed similarity to Al (Ref.: Aluminum Syn. 00-004-0787). Although, the differences in peak intensities showed crystallinity. Higher peak intensities showed higher

crystallinity which was observed after anodization with tartaric + sulfuric acid and chromic acid.

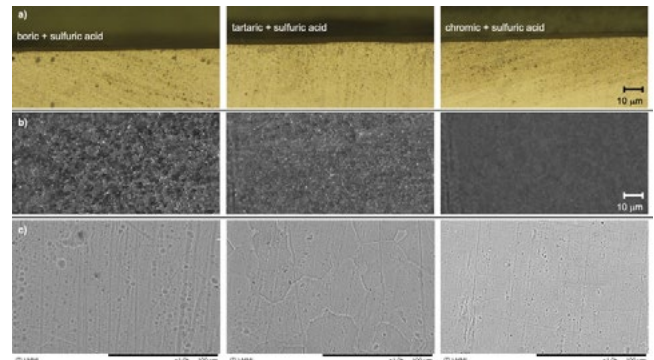


**Figure 1.** The XRD results after anodization of a) Al2024-T3 and b) Al7075-T6 with different electrolytes.

The optical microscopy of cross-sections, stereo microscopy, and SEM images of surfaces before the salt spray test are given in **Figure 2** for Al2024-T3 and **Figure 3** for Al7075-T6. Surface discontinuities after anodization were observed for all samples. Also, coating thicknesses of Al2024-T3 were 1.56, 1.33, and 1.22 μm after tartaric + sulfuric acid, boric + sulfuric acid, and chromic acid anodization, respectively. The coating thicknesses of Al7075-T6 were 1.67, 1.44, and 1.22 μm after tartaric + sulfuric acid, boric + sulfuric acid, and chromic acid anodization, respectively.



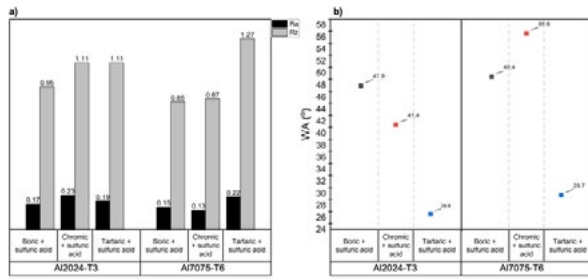
**Figure 2.** a) Optical (cross-section), surface b) stereo microscopy, and c) SEM images of Al2024-T3 before corrosion.



**Figure 3.** a) Optical (cross-section), surface b) stereo microscopy, and c) SEM images of Al7075-T6 before corrosion.

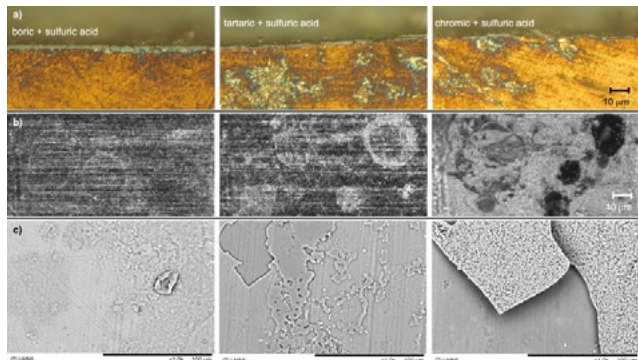
Tartaric acid + sulfuric acid generates tartrates, such as  $C_{12}H_{12}Al_2O_{18}$ , over the surface [14]. Also, Setianto and Korda ([15]) reported that tartaric acid anodization would be enhanced with sulfuric acid but that caused etching the surface to generate some grain boundaries. This etching effect of sulfuric acid coupling with tartaric acid was also observed in our experiments. Even the grain boundaries over etched, tartaric + sulfuric acid found that more effective for corrosion protection than only tartaric acid anodization [16].

The surface roughness and wettability measurement results were given in **Figure 4**. Al2024-T3 subjected to chromic acid anodization exhibited the lowest Ra (0.23 μm) among Al2024 alloys, while Al7075-T6 treated with boric + sulfuric acid anodization showed the lowest Ra (0.15 μm). Also, boric + sulfuric acid anodization provided average surface roughness. Chromic acid anodization resulted in the highest wetting angle (56.6°) for Al7075-T6. For both aluminum alloys tartaric + sulfuric acid anodization showed a higher porous surface according to lower wetting angles. The surface roughness increment could increase the corrosion rate slightly [17]. According to measurement results, both surface roughness and wetting angles of boric + sulfuric acid anodization could reduce corrosion rate than other anodization electrolytes. The wetting angle is a parameter of ion immersion on the surface [18]. Hydrophobic characteristic was not observed for all samples. The surface which was anodized with tartaric + sulfuric acid, showed higher immersion than other electrolytes because of lower wetting angles. Thus, the corroded surface of the tartaric + sulfuric acid anodized surface could be more textured.

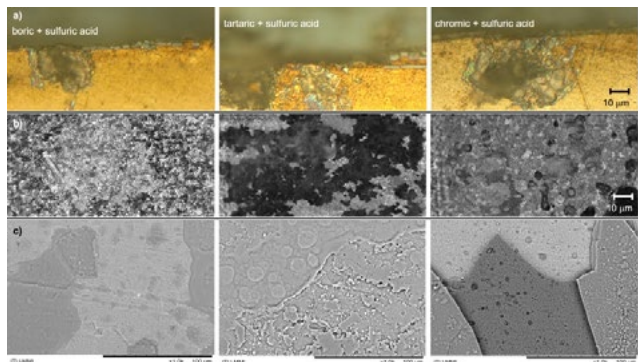


**Figure 4.** a) Surface roughness (Ra and Rz) and b) wetting angle measurement results.

After the salt spray corrosion test, the optical and stereo microscopy and SEM images of Al2024-T3 and Al7075-T6 are given in **Figure 5** and **Figure 6**, respectively. Delamination could be clearly seen on corroded samples which were anodized with tartaric + sulfuric acid and chromic acid. The boric + sulfuric acid anodization provided slightly visible delamination, especially as delamination initiation.



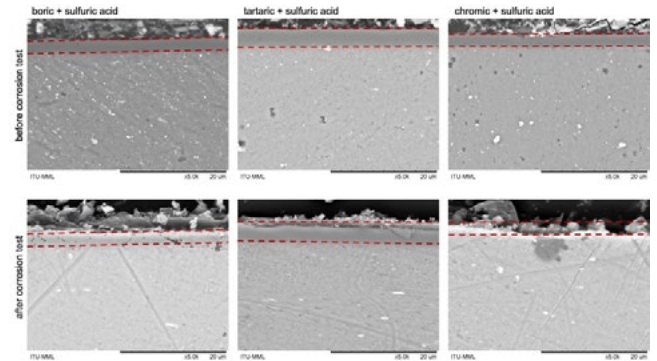
**Figure 5.** a) Optical (cross-section) and surface b) stereo microscopy, and c) SEM images of Al2024-T3 after corrosion.



**Figure 6.** a) Optical (cross-section), surface b) stereo microscopy, and c) SEM images of Al7075-T6 after corrosion.

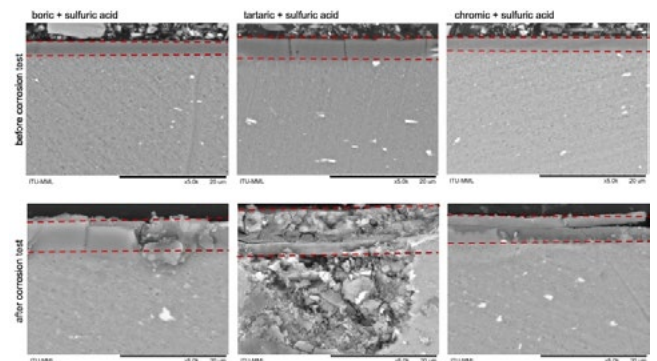
The cross-sectional SEM image of Al2024-T3 before and after corrosion is given in **Figure 7**. It was clearly observed that the protective layer which was generated with the chromic acid anodization, was fully removed after the

corrosion test. Also, the protective layer generated by boric + sulfuric acid was slightly deformed rather than the anodized surface with tartaric + sulfuric acid electrolyte. Also, chromic acid anodized samples almost lost the protective layer after the salt spray test. The delamination detected in the surface SEM images (**Figure 5** and **Figure 6**) indicated that the protective layer had completely peeled off, as evidenced by the cross-sectional SEM images of tartaric + sulfuric and chromic acid anodized samples.



**Figure 7.** Cross-sectional SEM images of Al2024-T3 before and after corrosion.

The cross-sectional SEM images of Al7075-T6 before and after corrosion are given in **Figure 8**. It was clearly seen that Al7075-T6 protective layers enlarged after corrosion tests. Also, pitting formations were more visible for this alloy than Al2024-T3. Especially, the protective layer of chromic acid anodization tore, leading to pit formation beneath the surface. Also, micro pits were observed in the pit of the anodization layer that was generated with tartaric + sulfuric acid. It was evidence of higher ion immersion of tartaric + sulfuric acid anodized surface. Because a lower wetting angle led to higher corrosive environment exposure on the surface, generating significant pits.

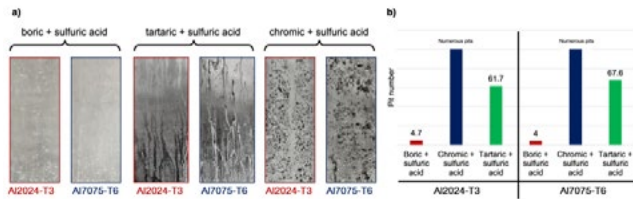


**Figure 8.** Cross-sectional SEM images of Al7075-T6 before and after corrosion.

The general appearance of corroded Al2024-T3 and Al7075 alloys is given in **Figure 9** with a pit number graph. The claim that boric + sulfuric acid anodization results in less corrosion is supported by the pit count results obtained from the surfaces. Additionally, the observation of the lowest

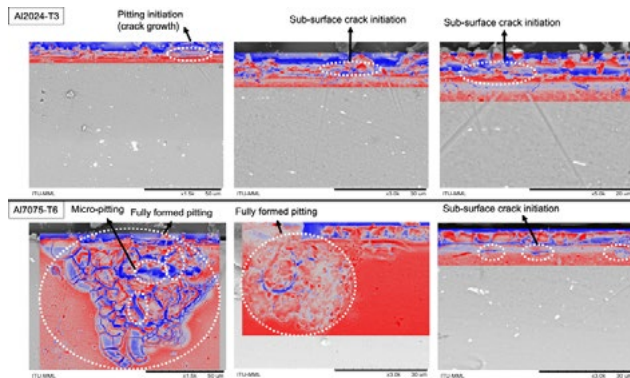


wetting angle on the surface after tartaric + sulfuric acid anodization, which indicates increased exposure to more corrosive ions, correlates with the pit count measurements showing excessive corrosion on the entire surface of the plates. The tartaric + sulfuric acid and chromic acid anodized samples were exposed to higher corrosion than boric + sulfuric acid anodized samples. According to pit counting results, chromic acid anodized samples had numerous pits over the surface which were close to all-surface corrosion.



**Figure 9.** a) The general appearance of corroded aluminum plates and b) measured pit number results.

After the optimization of the electrolyte type, which was observed as boric + sulfuric acid electrolyte according to SEM images, the corroded cross-sections of boric + sulfuric acid anodized Al2024-T3 and Al7075-T6 were compared on the SEM images. The result is given in **Figure 10**. It was clearly visible that Al7075-T6 showed a higher tendency for pitting corrosion.



**Figure 10.** Models of pitting at Al2024-T3 and Al7075-T6 which were anodized with boric + sulfuric acid electrolyte.

Even anodization was performed in different electrolytes, yet the protective layer formed on aluminum was  $Al_2O_3$ . The electrolyte parameters and electrolyte type influenced the surface morphology. When  $Al_2O_3$  is subjected to corrosion with NaCl solution, the reaction that occurs within the pit is generally described in Eq. 2, 3, 4, and 5. Thus, evaluating different electrolytes based on surface properties as roughness and wetting angle would provide more supportive information regarding corrosion resistance which showed that boric + sulfuric acid anodization had better corrosion protection than tartaric + sulfuric acid and chromic acid anodized samples.

#### 4. Conclusion

The anodization process was successfully applied to both Al2024-T3 and Al7075-T6 alloys using tartaric + sulfuric, boric + sulfuric, and chromic acid electrolytes. The experimental results indicated that the boric + sulfuric acid anodization provided the lowest corrosion rate for both alloys according to appearance, suggesting its effectiveness in enhancing their corrosion resistance. Before corrosion, SEM images revealed the formation of protective layers on the surfaces, with higher crystallinity observed in samples anodized with tartaric + sulfuric acid and chromic acid. However, after the salt spray corrosion test, the protective layer generated by chromic acid anodization was almost fully removed, leading to increased pit formations, especially for Al7075-T6. On the other hand, the boric + sulfuric acid anodization exhibited minimal deformation of the protective layer, confirming its superior anti-corrosion properties. Thus, the results indicate that boric + sulfuric acid anodization is the more suitable and effective method for improving the corrosion resistance of both Al2024-T3 and Al7075-T6 alloys. Also, this electrolyte could alter the usage of chromic acid electrolytes which provided environmental-friendly anodization for aluminum alloys.

#### Acknowledgment

We extend our sincere gratitude to Prof. Dr. Hüseyin Çimenoğlu and Research Assistant Mertcan Kaba from the Department of Metallurgy and Materials Engineering at Istanbul Technical University for their valuable contributions to performing SEM and XRD analyses. We also express our appreciation to FNSS Defense Systems Inc. for their support in conducting the salt spray tests. Also, We also thank Turkish Aerospace for providing the aluminum plates used in this research and allowing us to use their facilities to conduct anodizing processes.

#### References

- [1] J. R. Davis, "Aluminum and Aluminum Alloys", içinde *Alloying: Understanding the Basics*, ASM International, 2001, ss. 351-416.
- [2] A. T. Kermandis, "Aircraft Aluminum Alloys: Applications and Future Trends", içinde *Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*, S. Pantelakis ve K. Tserpes, Ed., Cham: Springer International Publishing, 2020, ss. 21-55. doi: 10.1007/978-3-030-35346-9\_2.
- [3] E. A. Starke ve J. T. Staley, "24 - Application of modern aluminium alloys to aircraft", içinde *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, R. Lumley, Ed., içinde Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. Woodhead Publishing, 2011, ss. 747-783. doi: 10.1533/9780857090256.3.747.
- [4] K. Dohda, N. Takatsuji, T. Funazuka, ve N. Sukunthakan, "Effect of Die Coating on Tearing in

- Hot Extrusion of 7075 Aluminum Alloy”, *Defect and Diffusion Forum*, c. 414, ss. 133-138, 2022, doi: 10.4028/p-y6fo5.
- [5] A. Bouzekova-Penkova ve A. Miteva, “Some Aerospace Applications of 7075 (B95) Aluminium Alloy”, *ARB*, c. 34, ss. 165-179, 2022, doi: 10.3897/arb.v34.e15.
- [6] G. Saravanan, G. B. Bhaskar, U. Elaiyarsan, ve R. M. Alagu, “A study on mechanical and microstructure behaviour of carbon and glass fibre reinforced Al 2024-T3 laminated composite”, *Metall. Res. Technol.*, c. 120, sy 2, Art. sy 2, 2023, doi: 10.1051/metal/2023001.
- [7] M. Soukieh, “Corrosion behaviour of Al6061-T6 alloy surface modified by ion implantation”, *Radiation Effects and Defects in Solids*, c. 159, sy 8-9, ss. 503-510, Ağu. 2004, doi: 10.1080/10420150412331304150.
- [8] E. A. C. “Principles and Presentation of Corrosion - D.A. Jones”, *ISBN 0 -13-359 993-0*, Oca. 1996, Erişim: 24 Temmuz 2023. [Çevrimiçi]. Erişim adresi: [https://www.academia.edu/74928103/Principles\\_and\\_Presentation\\_of\\_Corrosion\\_D\\_A\\_Jones](https://www.academia.edu/74928103/Principles_and_Presentation_of_Corrosion_D_A_Jones)
- [9] S. Gustafsson, “Corrosion Properties of Aluminum Alloys and Surface Treated Alloys in Tap Water”, Uppsala University - SAPA Technology, 2011.
- [10] T. David Burleigh, “Corrosion of Aluminum and Its Alloys”, içinde *Handbook of Aluminum*, G. Totten ve D. Scott MacKenzie, Ed., CRC Press, 2003. doi: 10.1201/9780203912607.ch11.
- [11] V. Dumitrascu, L. Benea, ve E. Danaila, “Corrosion Behavior of Aluminum Oxide Film Growth by Controlled Anodic Oxidation”, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, c. 209, sy 1, s. 012016, Haz. 2017, doi: 10.1088/1757-899X/209/1/012016.
- [12] W. Lee ve S.-J. Park, “Porous Anodic Aluminum Oxide: Anodization and Templated Synthesis of Functional Nanostructures”, *Chem. Rev.*, c. 114, sy 15, ss. 7487-7556, Ağu. 2014, doi: 10.1021/cr500002z.
- [13] M. Benmohamed, A. Benmounah, A. Haddad, ve S. Yahi, “The effect of inhibiting molybdate used in anodizing-conversion treatment to improve corrosion protection of AA2030 aluminum alloy in different steps”, *Journal of Engineering and Applied Science*, c. 69, sy 1, s. 40, May. 2022, doi: 10.1186/s44147-022-00090-8.
- [14] Q. Liu, A. Wang, X. Wang, ve T. Zhang, “Mesoporous  $\gamma$ -alumina synthesized by hydro-carboxylic acid as structure-directing agent”, *Microporous and Mesoporous Materials*, c. 92, sy 1, ss. 10-21, Haz. 2006, doi: 10.1016/j.micromeso.2005.12.012.
- [15] M. H. Setianto ve A. A. Korda, “Characterization of Tartaric-Sulphuric Acid Anodized 2024-T3 Aluminium Alloys with Anodizing Potential Variation”, *J. Phys.: Conf. Ser.*, c. 1204, sy 1, s. 012039, Nis. 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1204/1/012039.
- [16] Y. Ma vd., “Effect of Anodizing Parameters on Film Morphology and Corrosion Resistance of AA2099 Aluminum-Lithium Alloy”, *J. Electrochem. Soc.*, c. 163, sy 7, ss. C369-C376, 2016, doi: 10.1149/2.1081607jes.
- [17] A. Almansour, M. Azizi, A. Jesri, ve S. Entakly, “Effect of Surface Roughness on Corrosion behavior of Aluminum Alloy 6061 in Salt Solution (3.5%NaCl)”, *International Journal of Academic Scientific Research*, c. 3, ss. 37-45, Ara. 2015.
- [18] T. Shi, J. Liang, X. Li, C. Zhang, ve H. Yang, “Improving the Corrosion Resistance of Aluminum Alloy by Creating a Superhydrophobic Surface Structure through a Two-Step Process of Etching Followed by Polymer Modification”, *Polymers (Basel)*, c. 14, sy 21, s. 4509, Eki. 2022, doi: 10.3390/polym14214509.
- [19] Z. Szklarska-Smialowska, “Pitting corrosion of aluminum”, *Corrosion Science*, c. 41, sy 9, ss. 1743-1767, Ağu. 1999, doi: 10.1016/S0010-938X(99)00012-8.
- [20] R. C. McCune, R. L. Shilts, ve S. M. Ferguson, “A study of film formation on aluminum in aqueous solutions using Rutherford backscattering spectroscopy”, *Corrosion Science*, c. 22, sy 11, ss. 1049-1065, Oca. 1982, doi: 10.1016/0010-938X(82)90091-9.
- [21] G. L. Schmitt ve D. J. Pietrzyk, “Liquid chromatographic separation of inorganic anions on an alumina column”, *Anal. Chem.*, c. 57, sy 12, ss. 2247-2253, Eki. 1985, doi: 10.1021/ac00289a017.
- [22] D. Elabar, G. R. La Monica, M. Santamaria, F. Di Quarto, P. Skeldon, ve G. E. Thompson, “Anodizing of aluminium and AA 2024-T3 alloy in chromic acid: Effects of sulphate on film growth”, *Surface and Coatings Technology*, c. 309, ss. 480-489, Oca. 2017, doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.11.108.

# Yüksek Çinko İçeren 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkisi

Effect of Cooling Rate on the Microstructure of High Zinc-Containing 7XXX Series Aluminium Alloys

**Aleyna GÜMÜŞSOY, Işık KAYA, Emrah Fahri ÖZDOĞRU**

TRI Metalurji A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

7XXX series (Al-Zn-Mg-Cu) aluminium alloys are widely used in the aerospace, defense, and automotive industries due to their prominent features such as high hardness, strength, toughness, and corrosion resistance. In this study, the effect cooling rate were investigated on the high Zn content ( $\geq 8\%$ ) 7XXX series aluminium alloy. Experimental procedures involved subjecting the samples to solution heat treatment at planned temperature and soaking time, followed by quenching under various conditions. Upon completion of the study, samples were characterized through microstructure, electrical conductivity, and hardness measurements. The effect of cooling rate was examined comparatively.

## Özet

7XXX serisi (Al-Zn-Mg-Cu) alüminyum alaşımları, yüksek sertlik, mukavemet, tokluk ve korozyon direnci gibi öne çıkan özellikleriyle havacılık, savunma ve otomotiv endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çalışmada, yüksek Zn ( $\geq 8\%$ ) içeren 7XXX serisi alüminyum alaşımında çözeltiye alma sonrasında uygulanan farklı soğuma hızlarının, malzemenin aşağıda belirtilen özelliklerine etkileri incelenmiştir. Deneysel çalışmalar, numunelerin planlanan sıcaklık ve sürelerde çözeltiye alınmasından sonra farklı ortamlarda soğutulması şeklinde planlanmıştır. Çalışmaların tamamlanmasının ardından malzemeler mikroyapı, elektrik iletkenliği ve sertlik ölçümleri ile karakterize edilmiş, soğuma şartlarının alaşımın özelliklerine olan etkileri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

## 1. Giriş

7XXX serisi alüminyum alaşımları, yüksek mukavemet, iyi sıcak çalışma performansı ve korozyon direnci gibi avantajlarından dolayı havacılık endüstrisinde kullanılan önemli yapısal malzemelerden biridir [1].

Yeni nesil 7XXX serisi alaşımların çoğunda Zn miktarı ağırlıkça %8'in üzerindedir [2]. Çinko miktarındaki artış ile 7XXX serisi alaşımlarında ikincil faz çökeltilerinin ( $MgZn_2$ ) miktarını arttırmak ve bununla birlikte mekanik özelliklerde artış sağlamak mümkündür. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında kimyasal kompozisyon ve ısı işlem koşullarına bağlı olarak  $\eta$  ( $MgZn_2$ ), T ( $Al_2Mg_3Zn_3$ ), S ( $Al_2CuMg$ ),  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ),  $\omega$  ( $Al_7Cu_2Fe$ ) ve  $Mg_2Si$  fazları oluşmaktadır [1]. Bu yapılar

arasında özellikle T (düşük sıcaklık ötektik fazı) ve S (yüksek sıcaklık ötektik fazı) oluşumu ve faz dönüşümlerine dikkat etmek gerekmektedir.

7XXX serisi alüminyum alaşımlarında çinko ve magnezyum, alüminyum içerisinde yüksek miktarda katı çözümlüğe sahip olduğundan, bu alaşım elementleri alaşımın çökeltme sertleşmesi özelliklerinin geliştirilmesini sağlamaktadır. 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında yaşlandırma işlemi ile oluşan çökelti sırası genellikle aşağıda verildiği şekildedir: [3]

Aşırı Doymuş Katı Çözelti  $\rightarrow$  GP Zonu  $\rightarrow$  Yarı Kararlı  $\eta'$   
 $\rightarrow$  Kararlı  $\eta$  ( $MgZn_2$ )

Çözeltiye alma işleminden sonra uygulanan su verme işleminde soğuma hızı, istenilen mekanik özelliklerin elde edilmesinde önemli bir etkidir. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının ısı işlemi en önemli aşama, aşırı doymuş katı çözeltinin oluşumu için gerekli yüksek soğuma hızının sağlanmasıdır [4].

Bu çalışmada, yüksek çinko içeren 7055 alaşımı profil numuneleri farklı soğutma hızları ile soğutulmuştur. Su verme sonrası soğuma hızına bağlı olarak elde edilen sertlik, elektrik iletkenliği ve mikro yapı sonuçları karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

### 2.1. Kullanılan Malzeme

Deneysel çalışmalarda ekstrüzyon ile üretilen, yüksek çinko içerikli, AA7055 alaşımı 50x8 mm kesitli profil numuneleri kullanılmıştır.

Alaşımın kimyasal kompozisyonu Tablo 1'de verilmiştir.

**Tablo 1.** Deneysel çalışmalarda kullanılan AA7055 alaşımının kimyasal kompozisyonu (%ağ.)

Malzeme	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Zr
Standart	$\leq 0,10$	$\leq 0,15$	2,0	$\leq 0,05$	1,8	7,6	0,08
			2,6		2,3	8,4	0,25
Çalışılan Alaşım	$\leq 0,10$	$\leq 0,15$	2,3	$\leq 0,05$	1,8	7,8	0,1
			2,5		2,1	8,2	0,15

## 2.2. Isıl İşlem

İlk aşamada profil numuneleri 460°C'de 2 saat çözeltiye alınmıştır. Deney boyunca numune sıcaklığı 460°C'de  $\pm 2^\circ\text{C}$  sapma ile sabit tutulmuştur. Çözeltiye alma ısıl işleminin ardından, numuneler fırın kapağı açıldıktan 5 saniye sonra Tablo 2'de verilen soğutma ortamlarında soğutulmuştur. Su verme işleminin ardından numuneler 120°C'de 24 saat yaşlandırılmıştır.

**Tablo 2.** Soğutma ortamları

Soğutma Ortamı	Ortam Sıcaklığı (°C)
Soğuk su	6
Su	25 (oda sıcaklığı)
Sıcak su	95
Hava	25 (oda sıcaklığı)

## 2.3. Malzeme Karakterizasyonu

Çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemlerinin ardından soğuma hızı, mikroyapı, sertlik ve elektrik iletkenliği arasındaki ilişkinin belirlenmesi için karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilmiştir. ASTM E3 standardına uygun olarak hazırlanan numuneler %5'lik HF çözeltisi ile dağlanmıştır. Mikroyapı görüntülemeleri NIKON LV150N optik mikroskop ile gerçekleştirilmiştir. Mikro yapıda görülen intermetalik fazları, morfolojilerini ve kimyasal kompozisyonlarını belirlemek için EDS ünitesine sahip JEOL JCM 6000+ taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Sertlik ölçümleri EMCO-TEST DURASCAN 50G5 sertlik cihazında HBW 2,5/62,5 ölçüm yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Elektrik iletkenliği, Fischer SIGMASCOPE SMP350 cihazı ile Fischer FS40 probu kullanılarak %IACS cinsinden ölçülmüştür. DSC (Diferansiyel taramalı kalorimetre) analizleri NETZSCH DSC 300 Caliris cihazında 10°C/dk ısıtma hızı ile 25-550°C sıcaklık aralığında, argon ortamında gerçekleştirilmiştir.

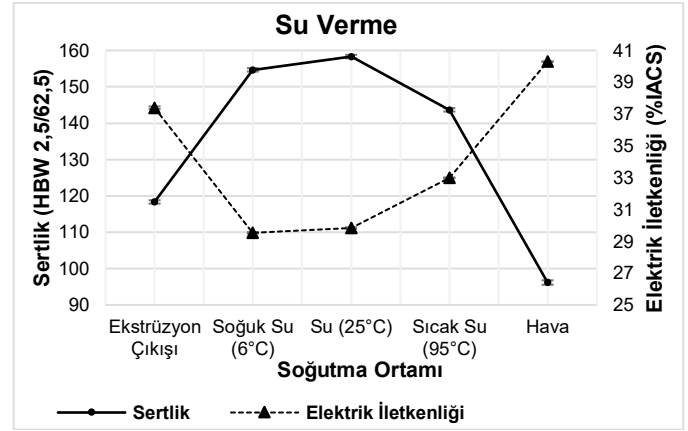
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

### 3.1. Sertlik ve Elektrik İletkenliği

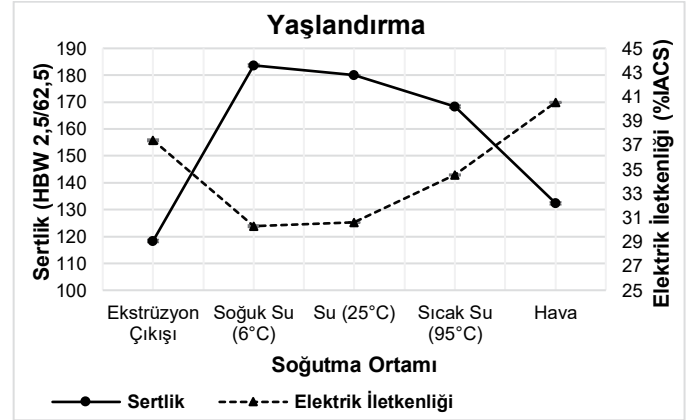
Şekil 1 ve 2'de verilen grafikler incelendiğinde, soğuma hızının artışına bağlı olarak çözeltiye alma ve yaşlandırma sonrası sertlik değerleri artarken, elektrik iletkenliği değerleri ters orantılı olarak düşmüştür. Soğuma hızının artması ile yükselen sertliğin sebebi, oldukça ince S fazının oluşumu ve 150°C nin altında çökme eğiliminde olan  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) çökeltisi olarak gösterilebilir. Sürekli soğuma çökmesi proseslerinde yüksek hızla soğutma işlemlerinde oluşan bu sertleşme mekanizmasının tam tersine çok yavaş soğutmalarda da kaba S ve  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) fazlarının çökmesi söz konusudur. Bu mekanizma hem çözeltiye alma işleminden sonra hem de yaşlandırma sonrasında net bir şekilde görülmüş ve Şekil 1 ve Şekil 2'de gösterildiği gibi soğuma hızına bağlı olarak sertlik düşüşü ve iletkenlik artışı olarak sonuçlanmıştır.

Soğuma hızına bağlı olarak malzemenin ulaşabileceği maksimum sertlik değerini görmek amacıyla 120°C'de 24 saat yaşlandırma ısıl işlemi yapılmıştır. Yaşlandırma sonrası yüksek ve yavaş soğuma hızında soğutulan numunelerin

sertliği sırasıyla 183 HBW ve 132 HBW ölçülürken, elektrik iletkenliği değerleri ise 30,3 %IACS ve 40,5 %IACS olarak ölçülmüştür.



**Şekil 1.** Farklı ortamlarda yapılan su verme işlemi sonrası sertlik ve elektrik iletkenliği değerleri



**Şekil 2.** Yaşlandırma sonrası sertlik ve elektrik iletkenliği değerleri

### 3.2. Mikroyapı Karakterizasyonu

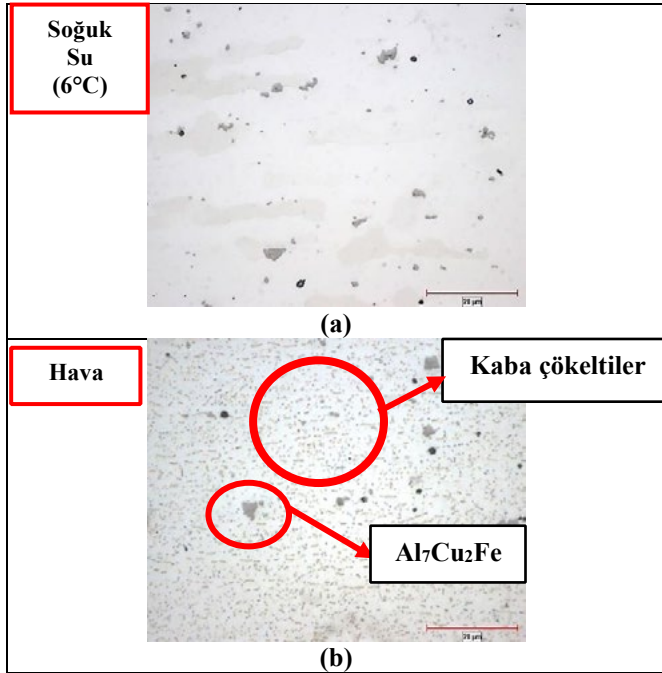
Şekil 3 ve 4'te su verme ve yaşlandırma sonrası en yüksek ve en düşük soğuma hızlarını temsil eden numunelere ait mikro yapı görüntüleri verilmiştir.

Şekil 3a'da çözeltiye alma sonrasında yüksek soğuma hızı ile soğutulan malzemenin mikroyapısı verilmiştir. Mikroyapıda herhangi bir çökeltiye rastlanmamış olup, hedeflenen aşırı doymuş katı çözelti yapısının oluşturduğu görülmüştür. Çözeltiye alma sonrası havada soğutulan malzemede ise Şekil 3b'de görülebileceği gibi yavaş soğuma hızına bağlı olarak özellikle tane içinde kaba çökeltilerin oluştuğu görülmüştür.

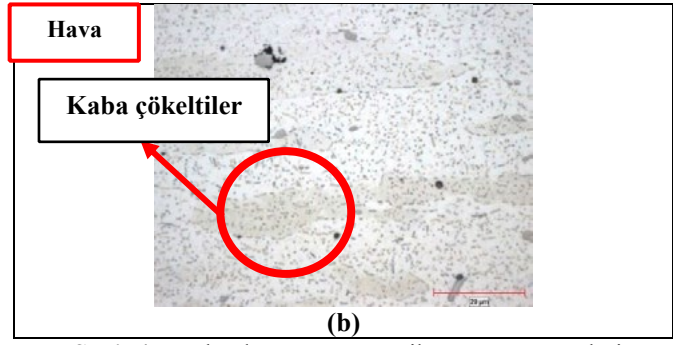
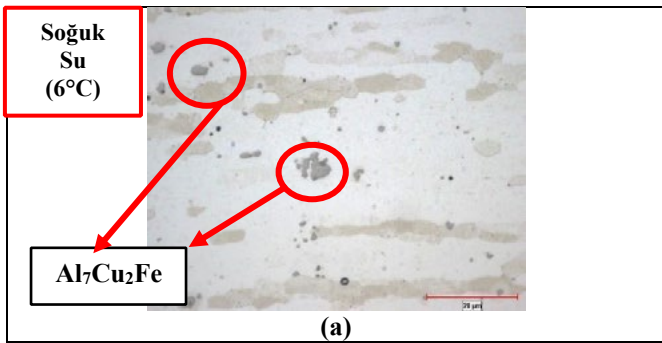
Yaşlandırma sonrası yapılan mikro yapı incelemelerinde yüksek soğuma hızında soğutulan numunede Şekil 4a'da tane içlerinde yoğun olarak ince çökeltiye görülmüştür. Düşük soğuma hızı ile soğutulan numunede ise Şekil 4b'de gösterildiği gibi hem tane sınırlarında hem de tane içindeki

çökeltilerin kabalaştığı görülmüştür. Tane içinde oluşan tipik faz  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) olup, tane sınırında ilave olarak S fazının da varlığı görülmüştür.

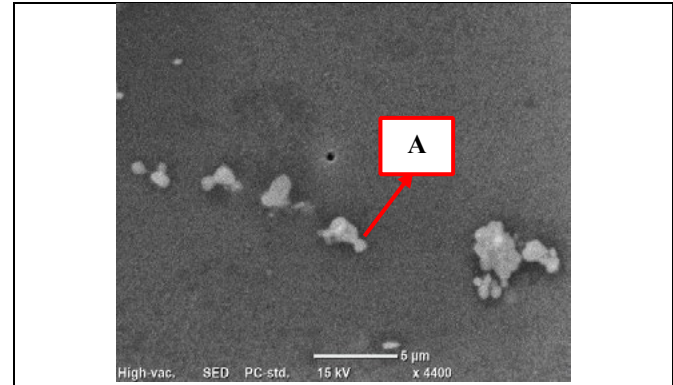
Şekil 3b ve 4a'da gösterilen açık gri renkteki intermetalik bileşiğin, 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında görülen, Fe ve Cu içerikli  $Al_7Cu_2Fe$  intermetalikliği olduğu yapılan SEM-EDS analizi ile tespit edilmiştir (Şekil 5, Tablo 3). Bu intermetalik bileşiğin çözeltiye alma ve yaşlandırma ısı işlemleri sonrası çözünmeden yapıda varlığını sürdürdüğü görülmüştür.



Şekil 3. Farklı ortamlarda yapılan su verme işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri (1000X)



Şekil 4. Yaşlandırma sonrası mikroyapı görüntüleri (1000X)



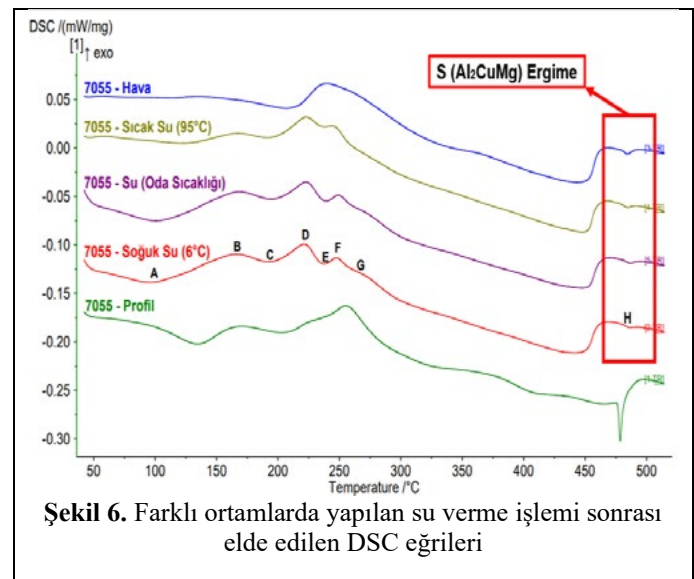
Şekil 5.  $Al_7Cu_2Fe$  intermetaliklerinin SEM görüntüsü

Tablo 3. EDS analizi (%at.)

Bölge	Al	Zn	Mg	Cu	Fe
A	77,50	1,21	0,79	14,39	6,10

### 3.3. DSC Analizi

Malzemede soğuma hızına bağlı olarak meydana gelen çökeltme (ekzotermik) ve çözünme (endotermik) reaksiyonları incelemek için DSC analizi yapılmıştır. Elde edilen DSC eğrileri Şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6. Farklı ortamlarda yapılan su verme işlemi sonrası elde edilen DSC eğrileri

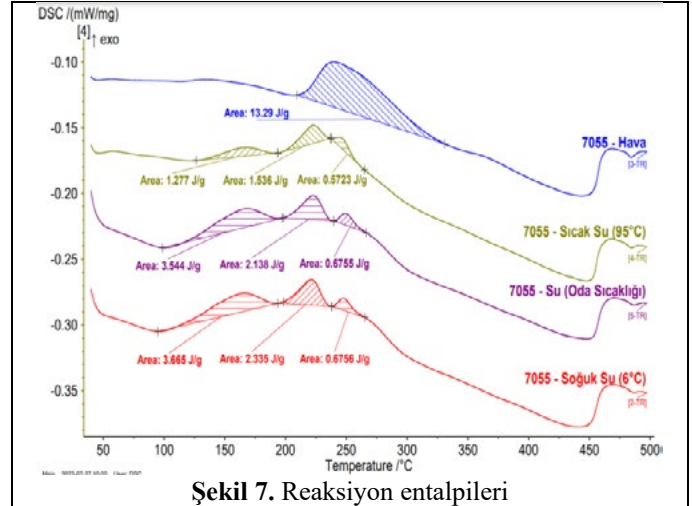
Şekil 6'da verilen DSC eğrileri incelendiğinde, Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında su verme sonrası görülen ve literatürdeki çalışmalarla uyumlu karakteristik endotermik ve ekzotermik pikler görülmüştür [5, 6]. DSC eğrilerinde görülen bu pikler sırasıyla adlandırılmıştır. İlk olarak, GP zonlarının çözünmesi 80-140°C aralığında görülen A piki ile belirtilmiştir. Bu pikin özellikle  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) fazı olduğu düşünülmektedir ve yüksek soğuma hızından sonra yapılan sertlik ölçümlerindeki artış ile doğrudan bir etkisi bulunmaktadır. 150-180°C arasında görülen ekzotermik B piki,  $\eta'$  fazının oluşumu ile bağlantılıdır ve 180-200°C aralığında görülen C piki, bu fazın çözünme pikidir. Sıcaklık yükseldikçe, ~225°C'de görülen D piki,  $\eta$  fazının oluşum pikidir ve bu piki takip eden ~240°C'deki E piki bu fazın çözünme pikidir. ~250°C'deki F piki, Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarındaki temel fazlardan biri olan S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) fazının oluşum pikidir. 300°C'nin üzerinde genişleyen G piki, yapıdaki S fazının çözünme pikidir. ~480°C'deki H piki, S fazının ergime pikidir. Sıcaklık artışıyla birlikte yapıda bulunan S fazının tamamı çözünemediğinden, S fazına ait bu ergime piki görülmektedir.

B ile gösterilen  $\eta'$  fazının oluşum pikinin şiddetinin soğuma hızının azalmasıyla birlikte azaldığı tespit edilmiştir. Havada, yavaş soğuma hızı ile yapılan deneyde bu pik neredeyse hiç görülmemiştir. Şekil 7'de verilen reaksiyon entalpisi hesaplamalarında da görülebileceği üzere, soğuk ve oda sıcaklığındaki suda, yüksek soğuma hızlarında  $\eta'$  fazının oluşum entalpisi sırasıyla 3,66 J/g ve 3,54 J/g olarak hesaplanmıştır ve hesaplanan değerlerin birbirlerine yakın olduğu belirlenmiştir. Endüstriyel uygulama açısından önemli bir sonuç olarak düşünülmektedir ve yüksek çinko içeren 7XXX serilerinde çok yüksek soğuma hızları ile oluşabilecek yüksek iç gerilmelere mahal bırakmadan göreceli olarak düşük soğuma hızlarında çalışma yapılabileceğini göstermektedir. Sıcak suda, yavaş soğuma hızında ise bu fazın oluşum entalpisi 1,27 J/g olarak hesaplanmıştır.

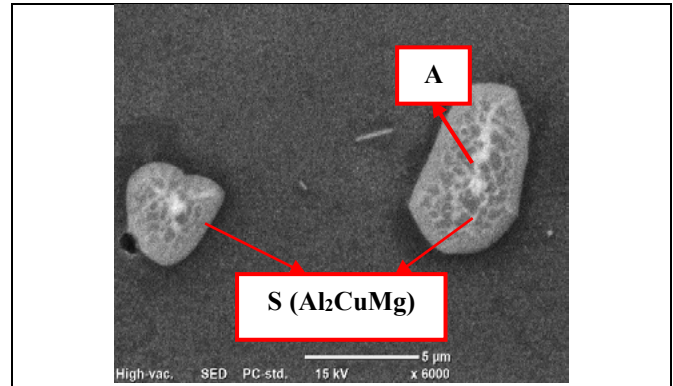
D ile gösterilen  $\eta$  fazının oluşum entalpisi, soğuk, oda sıcaklığı ve sıcak suda yapılan deneylerde soğuma hızının azalmasıyla birlikte azalmıştır (Şekil 7). Bu durum, azalan soğuma hızına bağlı olarak daha az  $\eta'$  oluşumu ile birlikte  $\eta' \rightarrow \eta$  dönüşümünün azalmasından kaynaklanmaktadır.

F noktasında görülen S fazının oluşum entalpisinin; soğuk, oda sıcaklığı ve sıcak sudaki deneyler sonucunda benzer değerlerde olduğu belirlenmiştir (sırasıyla 0,67 J/g, 0,67 J/g, 0,57 J/g). Aynı zamanda, S fazının ergime pikinin şiddetinin dört ortamda da birbirine yakın olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6, kırmızı işaretli alan). Bu sonuçlarla birlikte, S fazının oluşumunun ve çözünmesinin soğuma hızından bağımsız olarak gerçekleştiği belirlenmiştir. DSC sonucuna göre mikroyapıda S fazının varlığı mevcut olduğunu yapılan SEM incelemeleri ile de anlaşılmıştır. Şekil 8'de, malzemede görülen S fazının SEM görüntüsü ve EDS analizi sonucu verilmiştir.

Havada soğutulan numunenin DSC eğrisi incelendiğinde, belirgin olarak,  $\eta$  fazının oluşum pikinin sağa kaydığı ve genişlediği görülmektedir. İlgili alanın oluşum entalpisi 13,29 J/g olarak hesaplanmıştır. Bu alanda çok yavaş soğuma hızına bağlı olarak çökelen kaba  $\eta$  çökeltilerinin oluşumu ile birlikte, S fazı oluşum pikinin örtüştüğü düşünülmektedir.



Şekil 7. Reaksiyon entalpileri



Şekil 8. S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) fazının SEM görüntüsü

Tablo 4. EDS analizi (%at.)

Bölge	Al	Zn	Mg	Cu
A	46,55	2,57	19,95	30,93

#### 4. Sonuç

Bu çalışmada yüksek çinko içeren 7055 alaşımı profil numunelerinde farklı soğuma hızlarına bağlı olarak sertlik, elektrik iletkenliği ve mikroyapı değişimleri incelenmiştir. Malzemede soğuma hızına bağlı olarak değişen reaksiyonları incelemek için DSC analizi yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar şu şekildedir:

- Soğuma hızına bağlı olarak, sürekli soğuma sertleşme mekanizması daha aktif olup özellikle  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) fazının çökmesi ile ilişkilendirilmiştir.
- Buzlu su ve normal oda sıcaklığındaki suda soğutulan malzemeler arasında sertlik açısından ve faz dönüşümleri açısından benzerlikler bulunmaktadır. Bu sebeple endüstriyel pratiklerde

çok yüksek soğuma hızlarıyla ilgili uygulama yerine nispeten daha düşük soğuma hızlarında çalışabileceğini göstermiştir.

- Çok yavaş soğuma sisteminde tane içi ve tane sınırı çökelti fazlarının kabalaştığı görülmüştür. Buna bağlı olarak elektrik iletkenliğinde yüksek artış meydana gelmiştir.
- S fazının oluşumu ile çalışılan soğuma hızları arasında bir ilişki bulunmamakla birlikte, mikroyapıda her şekilde S fazı olduğu hem DSC sonuçlarından hem de mikroyapı çalışmalarından görülmüştür.

### **Teşekkür**

Bu çalışma TÜBİTAK TEYDEB 1501-Sanayi Ar-Ge Projeleri Destekleme Programı kapsamında 3220158 kodlu proje ile desteklenmiştir.

### **Referanslar**

[1] Mondal, C., & Mukhopadhyay, A. K. (2005). On the nature of T( $Al_2Mg_3Zn_3$ ) and S( $Al_2CuMg$ ) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 391(1–2), 367–376.

[2] Zhang, W., Kennedy, G. B., Muly, K., Li, P., & Thadhani, N. N. (2020). Effect of aging state on shock induced spall behavior of ultrahigh strength Al–Zn–Mg–Cu alloy. *International Journal of Impact Engineering*, 146, 103725.

[3] Graf, G., Spoerk-Erdely, P., Staron, P., Stark, A., Martin, F. M., Clemens, H., & Klein, T. (2022). Quench rate sensitivity of age-hardenable Al-Zn-Mg-Cu alloys with respect to the Zn/Mg ratio: An in situ SAXS and HEXRD study. *Acta materialia*, 227, 117727.

[4] Chobaut N., Carron D., Arsene S., Schloth P., Drezet J. M., Quench Induced Residual Stress Prediction in Heat Treatable 7xxx Aluminium Alloy Thick Plates Using Gleeble Interrupted Quench Tests, *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 222, 373-380.

[5] Liu, S., Li, C., Han, S., Deng, Y., & Zhang, X. (2015). Effect of natural aging on quench-induced inhomogeneity of microstructure and hardness in high strength 7055 aluminum alloy. *Journal of alloys and compounds*, 625, 34-43.

[6] Peng, X., Guo, Q., Liang, X., Deng, Y., Gu, Y., Xu, G., & Yin, Z. (2017). Mechanical properties, corrosion behavior and microstructures of a non-isothermal ageing treated Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 688, 146-154.

# Effect of Homogenization Heat Treatment on Material Properties of 8006 Aluminum Alloy Produced with Twin-Roll Casting Process

Homojenizasyon Isıl İşleminin İkiz Merdane Döküm Prosesi ile Üretilmiş 8006 Alüminyum Alaşımının Malzeme Özelliklerine Etkisi

**Hikmet KAYAÇETİN, Serdar AZAKLIOĞLU, Onur MEYDANOĞLU, Mert GÜLVER, Cemil IŞIKSAÇAN**

Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

In this study, the effects of chemical composition and homogenization heat treatment on the mechanical properties and microstructures of twin-roll cast EN AW-8006 aluminum alloy were investigated. For this purpose, EN AW-8006 aluminum strips were produced with different manganese and copper contents and processed with different rolling and annealing practices. Homogenization heat treatment were conducted on as-cast strips and after cold rolling with an equivalent strain of 0.80. Homogenized and non-homogenized strips were then cold rolled to achieve a total equivalent strain of 2.87 and back annealed at different temperatures. Results show that application of homogenization heat treatment decreases softening temperature and increase in the manganese content retards the softening to elevated temperatures. Cold rolling prior to homogenization heat treatment leads to lower planar anisotropy coefficients and improved earing performance.

## 1. Introduction

Aluminum and its alloys maintain their current application areas and their consumption increase in the new application areas with the help of their characteristic features. Among their outstanding High specific strength, lightness, thermal/electrical conductivity and corrosion resistance can be considered as leading characteristic features among their outstanding [1].

8XXX series aluminum alloys are preferred in the application where high formability is of concern. Microstructural characteristics are the most important features for the high formability. On the other hand, it is well known that in the twin-roll cast aluminum sheets, final microstructure is highly affected by as-cast strip thickness and thermo-mechanical processes [2-3].

In the light of this short review, the aim of this study is to investigate the effects of manganese and copper additions into 8XXX series aluminum alloys. Beside this purpose,

amount of cold rolling prior to homogenization annealing on the microstructural as well as mechanical properties of twin-roll cast cold rolled 8XXX series aluminum alloys.

## 2. Experimental Procedure

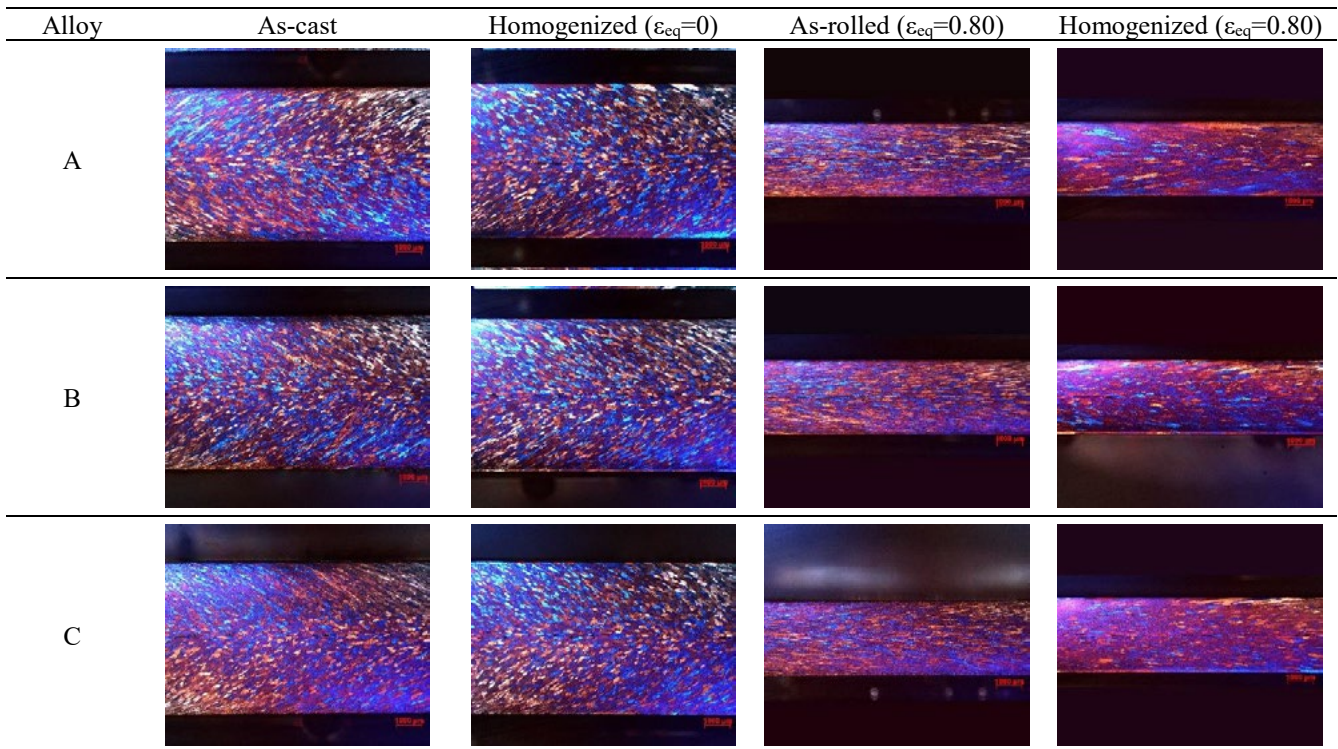
In this study, commercial grade 8006 aluminum alloy was cast with different manganese and copper contents utilizing industrial scale twin-roll caster with the chemical compositions given in Table 1. In order to investigate the effect of homogenization heat treatment and amount of cold rolling before homogenization heat treatment on the mechanical properties of cold-rolled and annealed aluminum sheets, samples were exposed to homogenization heat treatment at as-cast strip thickness and after cold rolling with an equivalent strain of 0.80 at 580°C for 8h in an air circulating laboratory scale furnace. Non-homogenized and homogenized samples were cold rolled to achieve a total equivalent strain from as-cast strip thickness of 2.87. And then all cold-rolled samples were annealed at 300°C and 350°C for 4h.

**Table 1.** Chemical compositions of 8006 aluminum alloys used in this study.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti
A	0.17	1.44	0.04	0.38	0.01	0.01
B	0.16	1.42	0.03	0.63	0.00	0.01
C	0.15	1.43	0.15	0.63	0.01	0.01

Characterization of samples were made by microstructural surveys and mechanical tests. Microstructural surveys were conducted by optical microscope on the longitudinal cross-sections of non-homogenized and homogenized samples as well as 2.87 equivalent strained samples after final annealing under polarized light after preparing the specimens according to the standard metallographic methods etching with Barker's solution. Mechanical properties of samples after final annealing were determined by tensile tests utilizing dog-bone shape samples prepared parallel, transverse and diagonal to rolling direction at room temperatures.





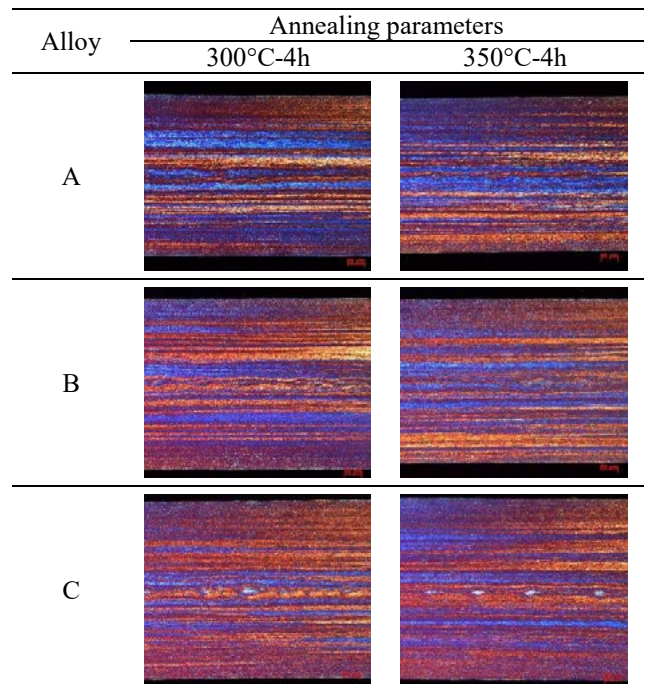
**Figure 1.** Typical etched cross-sectional optical microscope images of as-cast as well as homogenized samples.

### 3. Results and Discussion

Typical etched cross-sectional optical microscope images of as-cast as well as homogenized samples are shown in Figure 1. Microscopic investigations revealed that increased manganese and copper contents of 8006 aluminum alloy do not have strong effect on the grain structures of as-cast strips. Homogenization heat treatment conducted on as-cast strips does not lead to a major morphological change of grains. However, strips homogenized after 0.80 equivalent strain exhibits grain coarsening.

Grain structures of non-homogenized and cold rolled ( $\epsilon_{eq}=2.87$ ) strips annealed at 300°C and 350°C for 4h are shown in Figure 2. As can be seen in Figure 2, non-homogenized samples exhibit elongated grains parallel to rolling direction after subsequent annealing. This observation indicates that recrystallization does not occur during subsequent annealing of non-homogenized and cold rolled with an equivalent of 2.87.

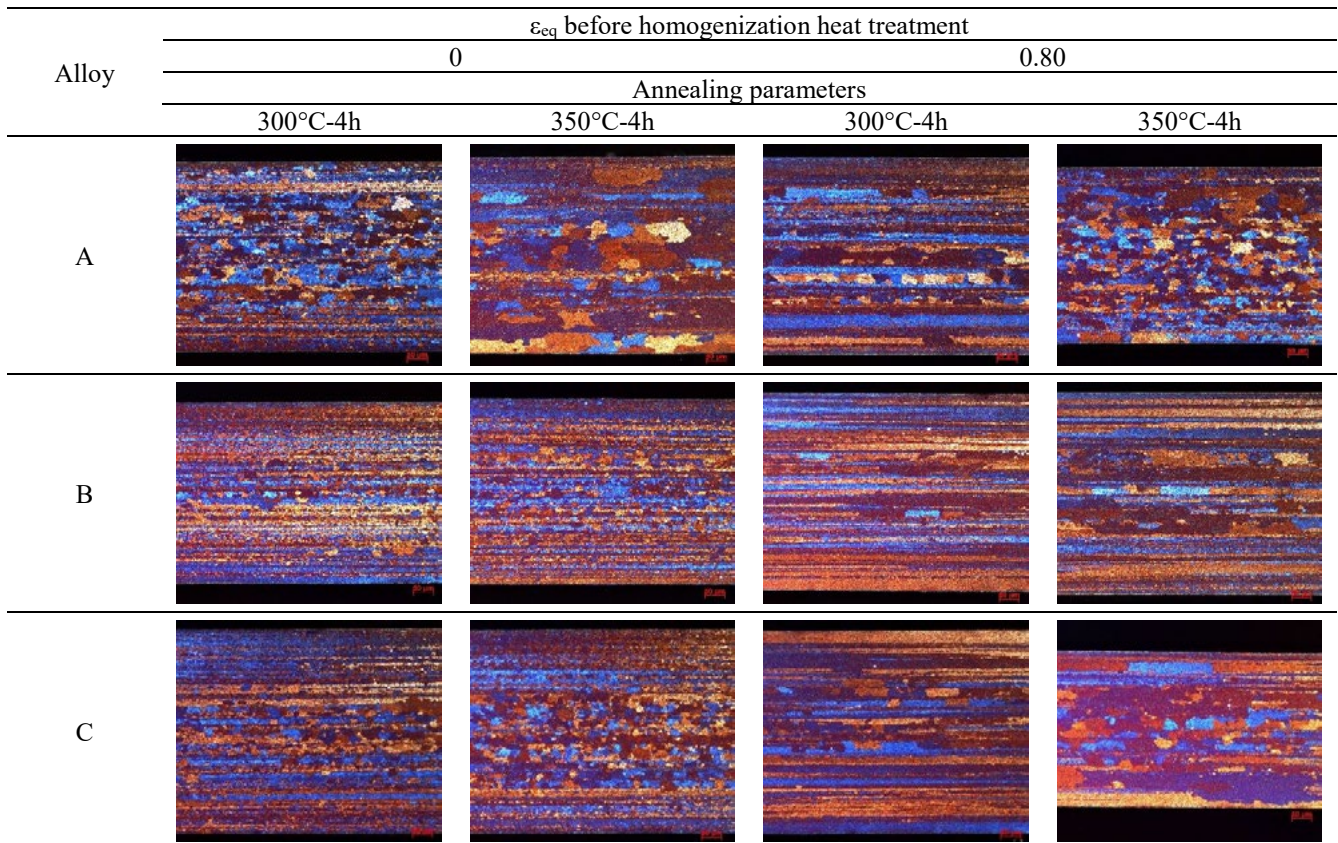
Tensile test results of non-homogenized and cold rolled ( $\epsilon_{eq}=2.87$ ) strips annealed at 300°C and 350°C for 4h are given in Table 2. Non-homogenized samples possess high yield and tensile strength with low elongation. Higher strengths of annealed strips are in good agreement with microstructural features. Tensile test results indicate no recrystallization during subsequent annealing of non-homogenized and cold rolled with an equivalent of 2.87.



**Figure 2.** Grain structures of non-homogenized and cold rolled ( $\epsilon_{eq}=2.87$ ) strips annealed strips at 300°C and 350°C for 4h.

**Table 2.** Tensile test results of non-homogenized and cold rolled ( $\epsilon_{eq}=2.87$ ) strips annealed at 300°C and 350°C for 4h.

Alloy	Annealing parameters	Direction	Yield strength, MPa	Tensile strength, MPa	Uniform elongation, %	Total elongation, %
A	300°C-4h	0	177	202	0.74	5.15
		45	175	193	0.69	4.26
		90	182	197	0.61	0.98
	350°C-4h	0	178	191	0.60	4.50
		45	172	188	0.60	3.10
		90	179	195	0.60	2.70
B	300°C-4h	0	194	219	0.93	5.72
		45	184	214	0.92	4.77
		90	204	221	0.85	2.54
	350°C-4h	0	185	201	0.70	6.20
		45	180	201	0.70	4.60
		90	196	206	0.60	1.30
C	300°C-4h	0	194	221	0.88	3.72
		45	186	214	0.83	3.79
		90	199	225	0.86	2.04
	350°C-4h	0	189	202	0.70	7.40
		45	185	197	0.50	4.20
		90	194	208	0.60	3.10



**Figure 3.** Grain structures of homogenized and cold rolled strips annealed at 300°C and 350°C for 4h.

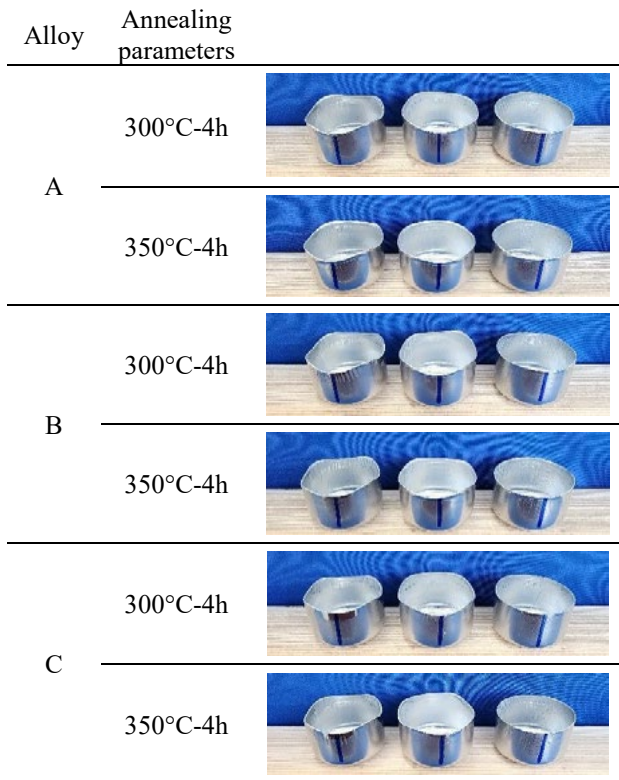
Grain structures of homogenized and cold rolled strips annealed at 300°C and 350°C for 4h are shown in Figure 3. According to the micrographs, for homogenization heat treatment conducted on as-cast strips, alloy (A) having low Mn content exhibits recrystallized grain structures at 300°C where alloys (B and C) with high manganese and copper contents show recrystallized grains at 350°C. Cold rolling prior to homogenization heat treatment retards the recrystallization of 8006 aluminum alloys.

Tensile test results of homogenized and cold rolled strips annealed at 300°C and 350°C for 4h are given in Table 3. As compared with those of non-homogenized strips (Table 2), homogenized strips possess significantly lower strength and higher elongation. However, cold rolling with

an equivalent strain of 0.80 prior to homogenization heat treatment results in slightly higher yield and tensile strengths. On the other hand, when homogenization heat treatment is conducted on as-cast strips, r-values of samples taken 45° to rolling direction are much higher than those of taken parallel and perpendicular to rolling direction. This observation indicates that alloys show resistance to thinning at 45° when compared to other directions. Cold rolling with an equivalent strain of 0.80 prior to homogenization heat treatment leads to lower r-values at 45° resulting in lower planar anisotropy coefficients. Images of samples exposed to earing tests are given in Figure 4. Samples homogenized after cold rolling with an equivalent strain of 0.80 possess lower ear heights.

**Table 3.** Tensile test results of homogenized and cold rolled strips annealed at 300°C and 350°C for 4h.

Alloy	$\epsilon_{eq}$ before HT	Annealing parameters	Direction	Yield strength, MPa	Tensile strength, MPa	Uniform elongation, %	Total elongation, %	$r_{8-12}$	Planar anisotropy
A	0	300°C-4h	0	81	113	18.8	26.7	0.273	
			45	82	104	17.2	25.9	0.732	-0.440
			90	82	109	20.7	30.9	0.310	
		350°C-4h	0	82	107	18.1	26.6	0.246	
			45	82	103	19.2	31.1	0.646	-0.381
			90	82	108	21.2	30.3	0.285	
	0.80	300°C-4h	0	105	122	14.7	24.1	0.640	
			45	102	119	14.0	21.8	0.757	-0.165
			90	101	117	12.9	15.9	0.545	
		350°C-4h	0	83	111	18.5	27.6	0.614	
			45	82	110	19.4	27.7	0.397	0.043
			90	82	103	16.5	22.6	0.265	
B	0	300°C-4h	0	101	126	18.6	27.2	0.435	
			45	97	113	15.0	21.3	1.191	-0.766
			90	101	120	18.5	30.9	0.416	
		350°C-4h	0	86	122	17.8	20.2	0.486	
			45	83	111	18.6	29.0	1.152	-0.685
			90	86	119	21.4	34.9	0.449	
	0.80	300°C-4h	0	131	136	11.4	19.0	-	
			45	128	132	10.5	16.4	-	-
			90	133	135	9.4	11.8	-	
		350°C-4h	0	99	121	15.2	20.3	0.672	
			45	97	120	14.3	18.8	0.643	-0.021
			90	96	118	15.1	19.1	0.573	
C	0	300°C-4h	0	93	130	21.2	29.3	0.423	
			45	90	119	19.3	32.7	1.366	-0.951
			90	94	128	21.5	29.2	0.407	
		350°C-4h	0	83	130	18.5	23.3	0.500	
			45	83	116	20.2	29.9	1.248	-0.815
			90	82	123	23.1	30.9	0.366	
	0.80	300°C-4h	0	120	138	15.2	20.8	0.608	
			45	117	131	14.2	23.7	1.000	-0.358
			90	118	132	14.0	21.7	0.676	
		350°C-4h	0	92	130	18.0	25.4	0.703	
			45	87	123	16.8	21.6	0.746	-0.137
			90	85	118	16.7	19.2	0.515	



**Figure 4.** Images of samples after earing tests. From left-to-right non-homogenized, homogenized ( $\epsilon_{eq}=0$ ), homogenized ( $\epsilon_{eq}=0.80$ ).

#### 4. Conclusion

The results of this study can be summarized as follows:

Increased manganese and copper contents of 8006 aluminum alloy do not have strong effect on the grain structures of as-cast strips.

Homogenization heat treatment conducted on as-cast strips does not lead to a major morphological change of grains regardless manganese and copper contents. However, 0.80 equivalent strain prior to homogenization heat treatment leads to grain coarsening.

Homogenization heat treatment results in lower recrystallization temperatures. Manganese and copper additions into 8006 aluminum alloy slightly increase recrystallization temperature.

Homogenized samples possess lower strengths and higher elongations. However, cold rolling prior to homogenization slightly retards softening during final annealing. But, cold rolling with an equivalent strain of 0.80 prior to homogenization heat treatment leads to lower planar anisotropy coefficients and ear heights.

#### References

- [1] C. Işıksaçan, M. Günyüz and C. Konya, İkiz Merdane Döküm Yöntemi ile Üretilen Alüminyum Brazing (Sert Lehim) Alaşımlarının Korozyon Davranışlarına Zn Oranının Etkisi, 6th Aluminum Symposium (ALUS '06), 03-04 October 2013, Istanbul, Turkey.
- [2] M. Aghaie-Khafri and R. Mahmudi, Journal of Materials Processing Technology, 169 (2005) 38-43.
- [3] C. Işıksaçan, O. Meydanoglu, V. U. Akdoğan, G. Alper and B. Beyhan, Light Metals, (2015) 1219-1223.

# Efficient Heat Scheduling Combined with Scrap Optimization and Energy Management in Aluminium Production

**Gunther SCHOBER**

PSI Metals Non Ferrous GmbH  
Germany

## Abstract

Aluminium smelters and remelters have to face high energy demand and cost. In the same way, they have to comply with the Paris Agreement on climate change by devising new process technologies to accelerate decarbonization. Efficient energy forecast and consumption of renewable electrical energy are key tools in this transformation to decarbonizing aluminium production. However, navigating this path is still a huge challenge for producers. This paper discusses that to fully decarbonize aluminium production, three approaches need to be applied in the production management. First, use software to schedule the entire production from start to end, effectively forecast energy and material resource demand. Secondly, reduce the amount of energy consumption, and three, make balanced decisions based on production targets, green KPIs and availability of renewable energy. Software like PSImetals Casthouse Scheduler combined with PSI Qualicision Smart Day Trader and the PSImetals Service Platform can help aluminium producers save energy and material costs, optimize production processes, manage heat schedules, comply with CO<sub>2</sub> regulations and stay competitive with changing market demands. PSImetals Casthouse Scheduler creates a detailed plan and work schedule for the entire production, including forecasts for required energy and material demands. Finally, using the PSI Qualicision Smart Day Trader, producers can better react on volatility and availability of renewable energy, which will play a bigger role.

## 1. Introduction

The yearly emission of CO<sub>2</sub> from aluminium production is estimated at 1.1 billion tonnes, which is

around 2% of global human-caused emissions [1]. As a highly recyclable material, the demand for aluminium products is projected to increase at 50% by 2050. This increase in demand will also impact the increase in CO<sub>2</sub> emissions if no change is implemented. To meet the Paris Agreement on sustainability, aluminium producers now have to find a very sustainable approach to produce while reducing the carbon footprint of aluminium products.

Smelting aluminium and the entire process of obtaining prime aluminium consumes a vast amount of energy and is the main contributor to CO<sub>2</sub> emissions associated with aluminium production. But not just during smelting. Other stages of aluminium production from production to logistics can consume large amount of electrical energy if the processes are not optimized. This is where digitalization with the use of smart software becomes relevant. Using software will not change aluminium production process. However, it can optimize the use of energy and thus help reduce CO<sub>2</sub> emissions significantly by 10 to 55% or even more.

Software services are smaller pieces of solutions that collaborate using a central data source in which all information from the production environment is collected.

## 2. Energy forecast and trading with PSI Qualicision Smart Day Trader

In the short to medium-term, aluminium production will have to be supplemented with fossil-based electricity together with clean green energy from wind, solar and hydrogen. The volatile nature of wind and solar power generation makes it unavoidable for consumption to follow availability, as well as have a direct impact on energy prices. Intelligent Software

can predict such volatile events and flatten power consumption in a broader perspective, given producers the opportunity to reduce the costly and common excessive contractual power consumption.

Power generation can depend on weather conditions, especially when thinking about renewable energy. Wind and hydropower depend on weather conditions. Smart Software can integrate the weather forecasts and the anticipated water levels to combine estimated consumption with the predicted supply of electricity to find a smart way to balance production and consumption.

With smelters, there is potential to use the flexibility of the process to balance electrical energy and switch consumption to more environmentally friendly energy. The technology to use the aluminium bath as a battery is ready to use.

Energy procurement from long-term, mid-term and day-ahead will leave a gap between exact forecasted demand and the procured energy amount. This is especially tough if the forecast changes based on production events during the day. The gaps, that could be positive (forecasted energy demand is higher than the currently procured energy) or negative (more energy bought than needed compared to forecast), will be closed in intra-day energy exchange. Commercial intra-day trading software utilizes complex algorithms, technical indicators, and statistical models to identify profitable trading opportunities and execute trades with high speed and accuracy. Automated trading features are based on predefined rules and conditions. As an example the rule can be, execute trades for the next couple of hours based on e.g. price trends, deviations from prices in the day-ahead market for the same time buckets, time left for trading for the time bucket in scope and total market volume. Figure 1 shows the results of automated intra-day trading for the one day in the PSI Qualicision Smart Day Trader.



Figure 1: Results of intra-day trading for one day in review with PSImarket Smart Day Trader

The Trading-Flow shows the demand as a blue line. The dark and light blue bars represent individual trades

that were executed on different points in time to close the balance. The Qualicision Trade-Info gives information about the relation between the different KPIs that can be used to tune and guide the auto trader. Green squares show a positive, red square a negative correlation between two KPIs. The spread flow shows highest (green) and lowest (red) prices paid during intra-day for a given 15 minute time bucket. The blue line represents the average price paid in the day-ahead exchange. In this example, energy is bought only to the open gaps between forecasted demand and procured energy from long-term, mid-term and day-ahead exchange. In the scenarios discussed before, the blue line would have negative values as well. To close the gaps energy would be sold by the automated intra-day trading, trying to achieve the highest prices in the sell process instead of aiming for the lowest market prices in the buy process.

KPIs can be applied to monitor the performance of the auto trading system that e.g. compare the average prices paid for trades weighted by the total amount of energy sold for a 15 minute interval to the trades executed. These KPIs are used to tune the system.

### 3. The concept of PSImetals Casthouse Scheduling for the entire production stream

The huge amount of electric energy required for aluminium smelting makes heat schedule optimization combined with efficient energy usage important components of the heat management during production. The principals in scheduling are implemented in the PSImetals Casthouse Scheduler, where heat schedules are generated and optimized.

Heats as well as casting sequences received from the planning systems and managed in the Schedule Execution Management during smelting form the basis for online and reactive scheduling of heats and production equipment allocation. Based on this input, Casthouse Scheduler creates a detailed work schedule for all planned production steps, which consist of all required production (including up- and down-stream) and transport steps, their durations, the assignment of required production facilities and operating equipment where these treatments can be performed. Casthouse Scheduler automatically reacts to all changes, delays and interruptions during production to always ensure the delivery of the heats of a sequence to the caster with the right temperature at the required time. For this purpose, a detailed schedule is calculated for the entire heat treatment from the primary facility via secondary metallurgy to the continuous caster. The correct

equipment and available operating resources are selected, and the start and end times, including each necessary production and transport steps are determined. This is done for each heat in the casting sequences released for production [3].

#### 4. Optimizing scrap remelting

One of the huge benefits of aluminium is its high recyclability. With the use of more scrap, there is less CO<sub>2</sub> emission. To optimize scrap usage, software solutions can optimize the planning. The software solution knows all available input and alloying materials and the corresponding costs. Thus, it aligns that information with the production plan. That means the availability of the input scrap is considered when scheduling the production. At the same time the production plan informs the plant operator in time when to call off scrap from your supplier, resulting in an optimized usage of scrap and reduction of the use of prime aluminium.

Occasionally, producers may want to support the use of a particular material that has been sitting in the yard for some time by possibly reducing its costs and holding the scrap sale. The reverse is also common: they may want to restrict a popular material to avoid cherry picking. Producers can set an upper or lower limit for the use of a particular ingredient. They set the parameters accordingly, and together with the recipe, the system suggests the optimum mix for the alloy. Liquid material and the sump can be considered like any other material. Process scrap can be prioritized over external scrap, and liquid material comes first. The goal should always be to reduce the use of prime Aluminium to save costs and reduce CO<sub>2</sub>. This optimization process results in about 95% reduction in energy, which correlates with the CO<sub>2</sub> emissions. Furthermore, with alloy sequence planning that considers downstream bottlenecks, you ensure stable production, reduce alloy changes and the risk of having to dilute the melt with primary Aluminium.

#### 5. Conclusions

Aluminium is an essential commodity yet one of the largest emitters of man-made CO<sub>2</sub>. The transformation required to produce aluminium with reduced carbon footprint. This paper discussed that digitalization with the use of software can optimize production and energy consumption, which in turn reduces the carbon emission significantly.

One of the methods is to forecast the energy consumption to avoid energy demand during peak sales. This can be done using PSI Qualicision Smart Day Trader. Predicting energy demand in aluminium production planning will help to identify problems and risks early enough to take counter measures. It will take time to lay the foundation by data analysis,

applying forecasting models to the individual production needs and put the awareness into the user's minds. The result is not only procuring energy at less busy times but also reduced cost of energy due to procurement during period of low demand and cost.

The PSImetals Casthouse Scheduler can be used to optimize decisions, schedule production during smelting, and the entire downstream process. With smelters and remelters, there is giant potential to use the flexibility of the process to balance electrical energy and switch consumption to more environmentally friendly energy.

The use of scrap in aluminium production can reduce the amount of carbon emission. With the help of software like Alloy and Charge Optimization, aligns all available input and alloying materials and the corresponding costs with the production plan thereby optimizing the scrap usage.

Software will not change aluminium production process. However, using software can efficiently optimize the heat scheduling and energy consumption to reduce carbon from our environment.

#### References

- [1] <https://www.weforum.org/agenda/2020/11/the-aluminium-industry-s-carbon-footprint-is-higher-than-most-consumers-expect-heres-what-we-must-do-next/>
- [2] [https://www.psimetals.de/fileadmin/files/downloads/ALL/Production\\_Management/ProductionManager/2022/Production\\_Manager\\_3\\_2022\\_EN.pdf](https://www.psimetals.de/fileadmin/files/downloads/ALL/Production_Management/ProductionManager/2022/Production_Manager_3_2022_EN.pdf)

# Kalıplarda Termal Genleşme Miktarları Hesaplanarak Genleşme Toleranslı Kalıp Tasarımı Yapılması

Die Design with Expansion Tolerance by Calculating the Amount of Thermal Expansion in Moulds

**Anıl GEYİK, Erdal DENİZ, Eren BOZKURT**

CMS Jant ve Makine Sanayii A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

The moulds used in the production of aluminum alloy wheels operate at high temperatures. The thermal expansion coefficients of these mould materials depending on the temperature may differ according to the material. Parts of the moulds, called side blocks, leak liquid metal from their joints and cause errors called burrs. Burr formation causes the moulds to come out of the regime during production, causes malfunctions in x-ray conveyors and x-ray devices, and damages the workbench as a result of wheel breakage, bar breakage and burrs coming to the clamping feet during machining. In order to prevent burr formation during wheel production, it is aimed to prevent this problem by calculating the expansion rates of the side block parts in the moulds at operating temperatures and making a pre-deformation design. In the first phase of the project, a detailed literature research was conducted. Articles on which expansion calculations were performed in hot working environments made on moulds used in wheel production and moulds used in other production technologies were examined. The thermal expansion calculations and other properties of the materials we use in our moulds are collected in a table and compared with the materials used in the studies. A project plan has been created for the experimental studies to be carried out in the project. Before the experimental studies, expansion analysis was performed with the help of the analysis program called ANSYS. After the expansion analysis, the expansion tolerances were determined and the mould elements with expansion tolerance were re-analyzed via ANSYS and it was confirmed that there was no burr formation prediction. After verification, mould elements with expansion tolerance were produced and the test performance was examined. No burr formation was observed as a result of the experiments carried out in moulds of different sizes and weights. After the trials, the expansion tolerance mould design gave a successful result, the tolerance ratios depending on the diameters were determined and started to be used as a standard in the mould design.

## Özet

Alüminyum alaşımlı jant üretiminde kullanılan kalıplar yüksek sıcaklıklarda çalışmaktadır. Bu kalıp malzemelerinin sıcaklığa bağlı termal genleşme katsayıları malzemeye göre farklılık gösterebilmektedir. Kalıpların yan blok adı verilen parçaları birleşim yerlerinden sıvı metal sızdırarak çapak adı verilen hatalara neden olmaktadır. Çapak oluşumu kalıpların üretim sırasında rejimden çıkmasına sebep olmakta, x-ray konveyörlerinde ve x-ray cihazlarında arızalara neden olmakta ve talaşlı imalat işleme sırasında uç kırma, kater kırma ve sıkma ayaklarına gelen çapaklarda jantın fırlaması sonucu tezgâha zarar vermektedir. Jant üretimi sırasında çapak oluşumunu önlemek adına kalıplardaki yan blok parçalarının çalışma sıcaklıklarında genleşme oranlarının hesaplanması ile ön deformasyonlu bir tasarım yapılarak bu problemin önlenmesi hedeflenmiştir. Projenin ilk aşamasında detaylı bir literatür araştırması yapılmıştır. Jant üretiminde kullanılan kalıplarda ve diğer üretim teknolojilerinde kullanılan kalıplarda yapılan sıcak çalışma ortamlarında genleşme hesabı gerçekleştirilen makaleler incelenmiştir. Kalıplarımızda kullandığımız malzemelerin termal genleşme hesapları ve diğer özellikleri bir tabloda toplanarak çalışmalarda kullanılan malzemeler ile karşılaştırılmıştır. Projede yapılacak olan deneysel çalışmalar için bir proje planı oluşturulmuştur. Deneysel çalışmalar öncesinde ANSYS adlı analiz programı yardımıyla genleşme analizi yapılmıştır. Yapılan genleşme analizi sonrası genleşme toleransları belirlenmiş ve genleşme toleranslı kalıp elemanları tekrar ANSYS üzerinden analize sokulup çapak oluşumu öngörüsü olmadığı doğrulanmıştır. Doğrulama sonrası genleşme toleranslı kalıp elemanları üretilmiş olup deney performansı incelenmiştir. Farklı büyüklükte ve ağırlıkta kalıplarda yapılan deneyler sonucunda çapak oluşumu gözlenmemiştir. Yapılan denemeler sonrası genleşme toleranslı kalıp tasarımının başarılı sonuç vermesi üzerine çaplara bağlı tolerans oranları belirlenmiştir ve kalıp tasarımında standart olarak kullanılmaya başlanmıştır.



## 1. Giriş

Alüminyum alaşımlı jantlar, otomotiv endüstrisinde kullanılan önemli bileşenlerdir. Bu jantların üretimi, yüksek hassasiyet ve kalite gerektiren karmaşık bir süreçtir. Jantların özellikle estetik ve mekanik nitelikleri, kalıpların doğru tasarımına ve üretimine bağlıdır. Ancak, alüminyum alaşımlı jant üretiminde kalıp tasarımı sırasında karşılaşılan bir önemli sorun çapak oluşumudur.

Çapaklar, jantın yüzeyinde veya kenarlarında görülen ve istenmeyen çıkıntılardır. Bu çapaklar, jantın kalitesini olumsuz yönde etkileyebilir ve ürünün fonksiyonelliğini ve dayanıklılığını azaltabilir. Ayrıca, çapakların varlığı jant üretim sürecini etkileyerek maliyetleri artırabilir ve zaman kaybına yol açabilir. Bu makalede, alüminyum alaşımlı jant üretiminde çapak oluşumunu önlemek amacıyla genişleme toleranslı kalıp tasarımının nasıl başarılı bir şekilde uygulandığı ayrıntılı bir şekilde incelenecektir. Ayrıca, yapılan deneysel çalışmaların sonuçları ve elde edilen bulgular detaylı olarak sunulacaktır.



Şekil 1. Döküm Sonrası Jantta Meydana Gelen Çapak

## 2. Çapak Oluşumunun Nedenleri

Alüminyum alaşımlı jant üretiminde çapak oluşumunun ana nedeni, kalıp malzemelerinin yüksek sıcaklıklarda çalışmasıdır. Kalıp parçaları farklı çeliklerden oluşmaktadır. Çelik, 973 K sıcaklığını geçmeyen çeşitli mühendislik parçalarının dökümünde kullanılır [3]. Kalıpların yan blok adı verilen parçaları, çalışma sıcaklıklarında farklı termal genişleme katsayılarına sahip olabilir. Bu nedenle, kalıpların bu yan blok parçaları birleşim yerlerinden sıvı metal sızdırarak çapaklar oluşmasına yol açar.

Çapak oluşumu, jantların üretim sırasında rejimden çıkmasına ve yüzey kusurlarına neden olabilir. Ayrıca, çapaklar x-ray konveyörlerinde ve cihazlarında arızalara yol

açabilir. Üretim sürecinde çapakların varlığı aynı zamanda talaşlı imalat işlemi sırasında uç kırma, kater kırma ve sıkma ayaklarına gelen çaplarda jantın fırlamasına ve tezgahın zarar görmesine neden olabilir.



Şekil 2. Çapak Nedeniyle Tezgah Binmesi Yaşanan Jant



Şekil 3. Çapak ve Sıkma Ayaklarında Oluşan Hata

Alt maça- yan blok öpüşme yüzeyinde oluşan çapak sıkma ayaklarına denk geldiğinde jantı tam sıkamayacak ve referans çemberi dış çapında oluşan çapak doğru merkezlemeye ve tezgâh binmesine neden olacaktır.

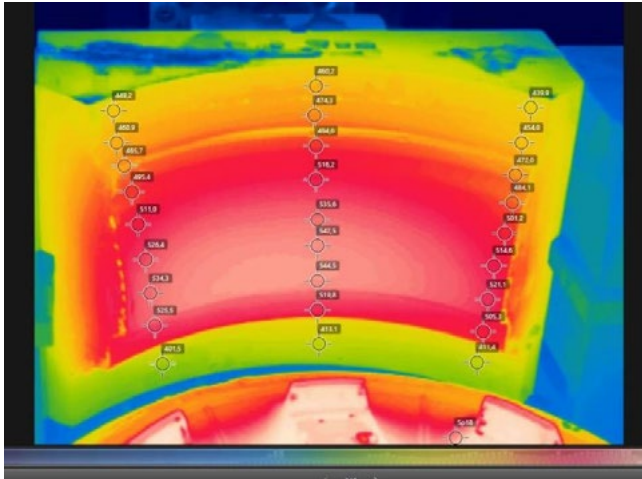
### 3. Genleşme Toleranslı Kalıp Tasarımı

Çapak oluşumunun önlenmesi için yapılan araştırmalar ve geliştirmeler, genleşme toleranslı kalıp tasarımının önemini vurgulamıştır. Çalışma için kritik noktalardan birisi kalıp parçalarının termal genleşme katsayıları. Termal katsayı malzemenin kompozisyon ve mikro yapısından etkilenmektedir [1]. Bu yöntem, kalıp malzemelerinin termal genleşme katsayıları dikkate alınarak tasarımın yapılmasını sağlar.

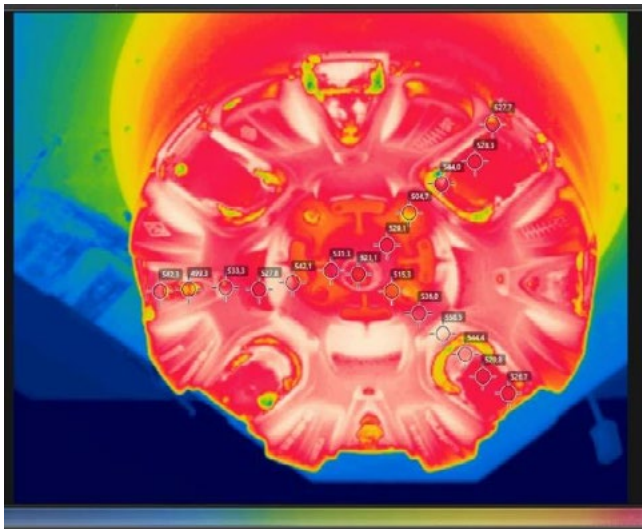
Malzemenin sıcaklık farkına göre genleşme miktarının formülü aşağıda verilmiştir [4].

$$\Delta L = L_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad (1)$$

Jant kalıplarının yüzeyinden sıcaklık değerleri alınarak bölgesel olarak sıcaklık değerlerinin farkları gözlemlenmiştir.



Şekil 4. Yan Blok Termal Kamera Görüntüsü ve Bölgesel Sıcaklıklar



Şekil 5. Üst Maça Termal Kamera Görüntüsü ve Bölgesel Sıcaklıklar

Bu projede, detaylı bir literatür araştırması yapılarak jant üretiminde kullanılan kalıplarda ve diğer üretim teknolojilerinde kullanılan kalıplarda yapılan sıcak çalışma ortamlarında genleşme hesabı gerçekleştirilen makaleler incelenmiştir. Kalıplarda kullanılan malzemelerin termal genleşme hesapları ve diğer özellikleri bir tabloda toplanmış ve kullanılan malzemeler ile karşılaştırılmıştır [2].

Tablo 1. Alt Maça Malzemesi Mekanik Özellikleri.

Temp. C°	20	200	500	600
<b>Modulus Of Elasticity</b>				
Gpa	215	-	176	165
<b>Coefficient of linear Expansion</b>				
10e-6 m/mK	-	12	12,9	13
<b>Thermal Conductivity</b>				
W/(mK)	-	30,4	30,4	29,2

Tablo 2. Alt Maça Isıl İşlem Tablosu.

	Temp. (C°)	Cooling Media
Annealing	750-800	air
Hardening	1020-1050	Vacuum, oil
Tempering (min. 2x)	see tempering diagram	Cool down on air to 450 C°
Stress relieving	530-550 (hardened cond.)	Cool down on air to 450 C°

Tablo 3. Üst Maça Malzemesi Mekanik Özellikleri.

Temp. C°	20	200	300	500
<b>Modulus Of Elasticity</b>				
Gpa	210	198	191	173
<b>Coefficient of linear Expansion</b>				
10e-6 m/mK	10,9	11,9	12,4	12,9
<b>Thermal Conductivity</b>				
W/(mK)	24,8	25,5	26,6	28,7

Tablo 4. Üst Maça Isıl İşlem Tablosu.

	Temp. (C°)	Cooling Media
Annealing	780-820	air
Hardening	1010-1030	Vacuum (down to 150 C°)
Tempering (min. 2x)	see tempering diagram	Cool down on air to 450 C°
Stress relieving	530-550 (hardened cond.)	Cool down on air to 450 C°
Pre-heating for welding	350	Furnace

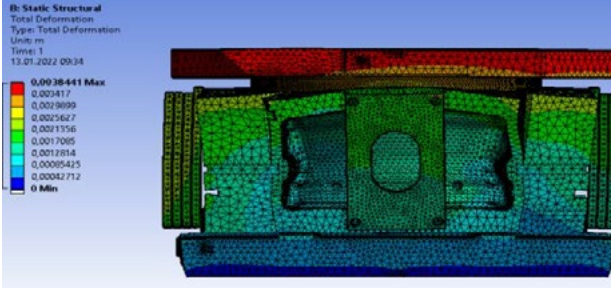
Tablo 5. Yan Blok Malzeme Özellikleri.

Malzeme	Yoğunluk (g/cm3)	Elastisite Modülü (GPa)	Termal Genleşme Katsayısı	Termal İletkenlik (W/mK)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)
GG28	7,06-7,34	124	9x10e-6	53,3	280	1	180-302

### 4. ANSYS Analizleri

Proje kapsamında, deneysel çalışmalar öncesinde ANSYS analiz programı kullanılarak genleşme analizi yapılmıştır. Bu analiz sonucunda genleşme toleransları belirlenmiştir.

Yapılan analiz ile kalıbın komple hali ile sıcaklık değerleri hesaplandı. Burada ki amaç değişen sıcaklıklarda oluşan deplasmanı görebilmek. Sonraki etapta ise statik analize sokulan kalıp bize genişleme miktarını bize verecektir.



Şekil 8. Static Structural Analiz Sonucu

Yapılan analizler ile tasarımın genişleme miktarı onaylanmıştır.

## 5. Deneme Dökümü

Tasarlanan kalıp üretimi yapıldıktan sonra standart soğutma parametreleri ve standart dökümü yapılmıştır.



Şekil 9. Proje Kapsamında Deneme Dökümü Yapılan Jant

Deneme dökümü sonrası süreç takip edilip daha sonraki prosesler için problem ve arıza ihtimali gözlemlenmesi için süreç takip edildi.

## 6. Sonuçlar ve Değerlendirme

Bu çalışma, alüminyum alaşımlı jant üretiminde çapak oluşumunu önlemek için genişleme toleranslı kalıp tasarımının etkili bir çözüm olduğunu kanıtlamıştır. Yapılan deneysel çalışmalar, genişleme toleranslı tasarımın jant

üretim sürecinde çapak oluşumunu önemli ölçüde azalttığını göstermiştir.

Azalan çapak miktarı sayesinde jant üretiminde daha az alüminyum alaşım kullanılarak üretimde tasarruf sağlamakta.

Ayrıca üretimde diğer proseslerde yaşanabilecek hatalarda minimuma indirildiği için tezgahlarda oluşacak arızalara da bir miktar çözüm olmuştur.

## Referanslar

- [1] XU, G., et al. Measurement of expansion coefficients of four steel types. *Ironmaking & Steelmaking*, 2013, 40.8: 613-618.
- [2] KIM, Choong S. Thermophysical properties of stainless steels. Argonne National Lab., Ill.(USA), 1975.
- [3] KOZLOVSKII, Yu M.; STANKUS, S. V.; IGUMENOV, I. K. Linear thermal expansion coefficient of porous stainless steel. In: *Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing, 2020. p. 012168.
- [4] SINGH, Harvinder. *Structural Materials: Behavior, Testing and Evaluation*. Springer Nature, 2021.

# Infiltration of SiCp Reinforced Aluminum 6061 Functionally Graded Metal Matrix Composite

Preform Infiltrasyonu ile Fonksiyonu Derecelendirilmiş SiCp Takviyeli Alüminyum 6061 Metal Esaslı Kompozit

**Eralp TATLIŞEN<sup>1</sup>, Ali KALKANLI<sup>1</sup>, Olgun TANBERK<sup>2</sup>, Meltem KOCAVAİZ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Middle East Technical University, <sup>2</sup>Sinter Metal İmalat Sanayi A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

The aim of this study is to produce metal matrix ceramic reinforced composite in one side of the cast part with Hot Preform Melt Infiltration to investigate the difference in mechanical behavior such as hardness, flexural strength, wear resistance and its relation with the processing of the composite. Two different techniques were used to produce functionally graded metal matrix composites in this study. First one is placing loose SiC and 7075 powder mixtures in the cavity then pressure infiltration by 6061 alloy, second one placing hot preform in the mould then pressure infiltration by 6061 alloy at high superheat condition.

Hot preform melt infiltration is a process that the ceramic preform is heated to 1000 °C and placed into the mold cavity, then the liquid Al alloy is poured on top of hot preform in the mold then pressurized in order to complete squeeze casting infiltration.

Rheocast plus sintering is a new process that Al-SiC preform is sintered around 500-600 °C in order to diffuse the Al to fill all the porosities that remains from pressure infiltration. After infiltration vacuum sintering is carried out for 7075 premixed powder with SiC powder final consolidation creating an effect similar to strain induce melt activation and liquid phase sintering.

The main motivation is to provide a prototype composite material combining wear resistant properties of ceramic reinforcement and shock absorbing ability of Al alloy matrix. Al 6061 alloy was chosen as matrix alloy and silicon carbide was chosen as a reinforcement material.

The specimens of Al 6061 were infiltrated with both methods and after casting 3-point bending tests were applied. For the melt infiltrated then sintered specimen, the results of flexural strength varied in between 264 - 285,6 MPa., Flexural strength results varied in between 259 - 359 MPa for hot preform melt infiltrated specimen. When melt infiltrated layer is in compression mode flexure stress was found to be 510 MPa for mixed powder preform pressed in die cavity, infiltrated by 6061 alloy then vacuum sintered specimens.

## 1-Introduction:

The aim of this study is to produce ceramic-metal composite with Hot Preform Melt Infiltration and investigate the mechanical behavior such as hardness and wear resistance. The main motivation is to develop a locally reinforced functionally graded composite material combining wear resistant properties of ceramic component and shock absorbing ability of aluminum alloy matrix. Aluminum 6061 alloy chosen as matrix alloy and silicon carbide was chosen as a reinforcement material.

Nowadays, significant improvements have been made in the development of light metal matrix composites, particularly using lightweight aluminum alloys as the matrix material. These advancements lead to significant applications, primarily within the automotive and defence industry [1].

Metal-ceramic composites containing a high volume of reinforcement have an extensive use in tribology and high-temperature resistant components such as pistons rings, brake pads, and heat shields. The majority of these components can be made by infiltration process of liquid metal to the porous ceramic preforms. Ceramic particle/fiber-reinforced metals are attractive due to their improved elastic modulus, high strength, and low thermal expansion characteristics [2].

Also, ballistic armors used in defensive industry for many years. It is used in aircrafts, warships, vehicles and personal armors. The development of light armor

materials systems by using a metal-ceramic composite structures, which would have a significant improvement in penetration resistance by bullet tip blunting, impact energy dissipation, and damage containment is crucial in the designing of protective armor against projectile threats in structures [3].

Compared to the steels or metal armors, ceramic armors which can be composed of carbides, nitrides and borides, leads to weight saving about 65% over conventional rolled homogenous armors [4]. However, the fracture properties of the ceramics are poor due to it's ionic and covalent bonding nature which prevents the activation of the deformation mechanisms and absorption of the fracture energy.

This restricts the armor applications for multi hit capacity [5]. If the ceramic is reinforced with metal matrix, the fracture properties will be sufficiently enhanced by ductile and tough matrix [6]. Although the maximum single hit capacity of the armor decreased, the structure would have excellent ballistic protection if the structure appropriately designed. Making ceramic-metal composite may provide better ballistic efficiency, so producing porous ceramic compact and applying melt infiltration process with ductile metal could be beneficial for multi-hit impacts [7].

Numerous fabrication techniques have been investigated for aluminum-based metal matrix composites (MMCs). These techniques are vapor state methods, liquid phase methods like preform infiltration, melt stirring, squeeze casting, and solid-state methods such as powder forming and diffusion bonding.

Among these, the squeeze casting infiltration is one of the most cost-effective and efficient method for producing metal matrix composites with a high volume of reinforcement. The squeeze infiltration has several advantages over traditional MMC fabrication methods. For example, these composites exhibit very less shrinkage and gas porosity due to solidification occurring under pressure, resulting in enhanced properties [8]. Lack of  $Al_4C_3$  in the matrix is another benefit of this process.

Silicon carbide (SiC) is the most widely used non-oxide ceramic. Its primary application is as an

abrasive because of its high hardness, which is surpassed only by diamond, cubic boron nitride, and boron carbide. Silicon carbide is a promising ceramic material with excellent thermomechanical characteristics, including high thermal conductivity, excellent mechanical properties, and excellent resistance to wear and oxidation [9]. In addition, SiC based ceramic preforms shows excellent oxidation resistance, high mechanical strength at elevated temperature, high hardness, high corrosion resistance, high thermal conductivity, low coefficient of expansion and high thermal shock resistance. The physical and mechanical properties of the silicon carbide ceramic can be seen in the Table 1 [10]. Due to the properties of the silicon carbide, it is used as a reinforcement material in this work.

Table 1. Properties of Silicon Carbide Ceramic

Ceramic	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Elastic Modulus/ GPa	Flexural Strength/ Mpa	Vickers Hardness/ GPa	Fracture Toughness/ MPa√m
SiC	3,20	350-470	350-700	22-26	2.8-4.3

Al 6061 is highly used in numerous engineering applications including transport and construction where superior mechanical properties such as tensile strength, hardness etc., are essentially required. The mechanical properties of the aluminum 6061 alloy can be seen in the table 3

Table 2. Elemental composition of Al-6061

Element	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	V	Ti	Al
% Weight	1.08	0.17	0.63	0.32	0.52	0.01	0.02	Remaining

Table 3. Mechanical properties of Al-6061

Material	Tensile Strength (Mpa)	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Modulus of Elasticity (Gpa)	Hardness (Brinell)	Fracture Toughness (K <sub>IC</sub> )
6061 Al Alloy	276	2,7	68,9	95	29 MPa√m

Its superior corrosion resistance due to the content of alloying elements make an appropriate candidate material to resist marine conditions [14]. A typical chemical composition of Al 6061 is presented in Table 2 [15]. The demand for lighter weight, cost effective and high-performance materials for use in a spectrum of structural and non-structural applications has resulted in the need for fabrication

of metal matrix composites (MMCs) of various types [11].

The Si, Mg, and other elements in a high temperature aluminum alloy liquid diffuse and aggregate to the SiC-Al interface, which will enhance the wettability between SiC and Al [12].

Adding Si into the aluminum alloy is a necessary condition to increase fluidity of aluminum liquid infiltrating SiC. Ten percent Mg added into the aluminum alloy can decrease the surface tension of molten aluminum from 0.76 N/m to 0.66 N/m, Mg serves as a promotion agent in the infiltration process, which also is one of the necessary conditions for molten aluminum to infiltrate SiC [13].

Squeeze casting is an attractive processing method for producing Aluminum MMC's as they exhibit better mechanical properties due to the presence of fewer common defects such as porosity and shrinking cavities, and the elimination of segregation of the reinforcement [14, 15]. Squeeze castings can have mechanical properties as good as wrought products of the same composition [16].

In the process, a movable mold part (ram) is used for applying pressure on the molten metal and forcing it to penetrate into a performed dispersed phase, placed into the lower fixed mold part and infiltration occurs [17].

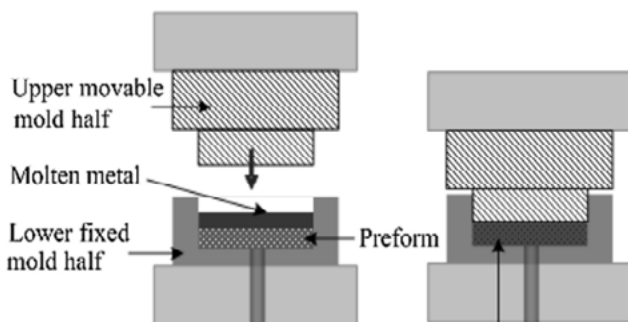


Figure 1. Melt infiltration process [25]

In squeeze casting, the applied pressure improves the wettability, decrease surface tension and the bonding force between the Al alloy/SiCp. [20] The applied pressure has an undercooling effect which, together with the loss of heat through the dies, favors in rapid solidification. The high pressure also prevents the nucleation of gas bubbles [18].

The high pressure also reduces the size of the gas bubbles but may be absorbed into the solution and disappear in a bubble free casting. Applied pressure on primary  $\alpha$  phase can decrease the grain size and secondary dendrite arm spacing. The pressure is applied due to obtain the largest melt undercooling. By doing that, the nucleation rate can be increased exponentially when the melt temperature in the die was lower than the liquidus temperature. When the higher cooling rate and large undercooling effect are applied on melt, there would be expected refinement change in structure of the squeeze cast samples [18]. However, some studies provide evidence that SiC is more compatible to aluminum alloys and imparts better tensile and wear properties as compared to other reinforcements [19].

In the Figure 3, during the infiltration, different temperature profiles of preform temperatures are examined. At a preheat preform temperature of 550°C, the Al melt completely infiltrated the porous SiC particulate compact. The temperature change of the Al melt and SiC preform during the pressure infiltration casting process was measured using two thermocouples, as shown in Figure 2.

One thermocouple was put in the Al melt and the other thermocouple was put into the SiC compact. When the temperature is examined, it rapidly decreased after pouring. Isothermal temperature obtained at the solidification temperature of 660°C. After that, slow cooling occurred, and solidification completed. When the SiC particulate preform is preheated to 550°C, thermal equilibrium between the SiC preform and Al melt was obtained for 20 – 70 s after pouring the Al melt [20].

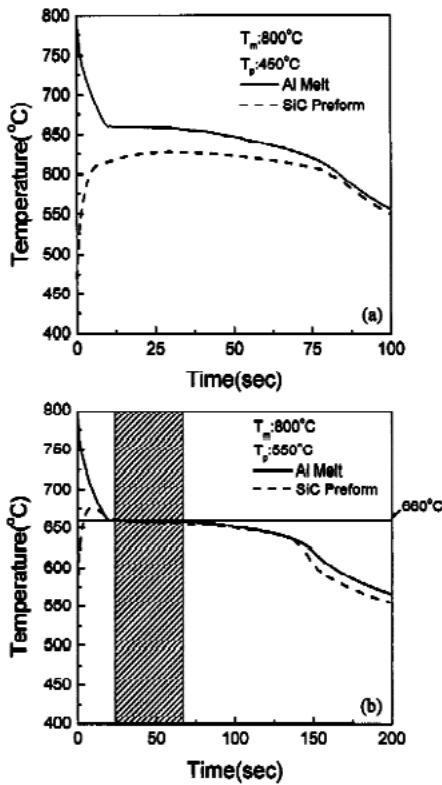


Figure 2. Temperature profiles of Al melt and SiC particulate preform during pressure infiltration casting process at Al melt temperature 800°C, infiltration pressure 50 Mpa, and two different SiC preform preheat temperatures.

However, if the SiC compact is preheated to the 450°C, the preform temperature was lower than that of the Al melt during the solidification process after pouring. The low preheat temperature of 450°C leads to rapid solidification of the Al melt at the surface of preform, so the solidified aluminum layer prevents the infiltration near the surface and infiltration couldn't be done completely. It can be said that 20 – 70 s after pouring the aluminum melt was an appropriate infiltration time for a melt temperature of 800°C and SiC compact preheat temperature of 550°C.

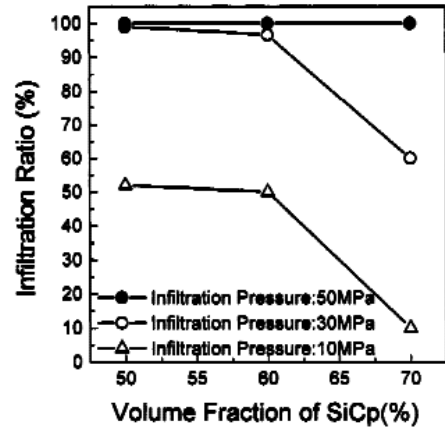


Figure 3. Effect of volume fraction of SiC on infiltration ratio

Figure 3. shows the effect of infiltration pressure on infiltration ratio of Al melt for the 50 – 70 vol.-%SiC compacts at an aluminum melt temperature of 800°C and compact temperature of 550°C.

The pores between the particles of silicon carbide become narrower with increasing volume fraction of the preform. The required infiltration pressure for 70 vol %SiC particulate preform using bimodal sized SiC particles was 50 MPa, which is higher than that of 50 – 60 vol %SiC particulate preform using unimodal sized SiC particles. The reason is that the interparticle spacing of 70 vol %SiC particulate preform using bimodal particles was narrower, at 2.3 mm, than that of 50 – 60 vol %SiC particulate preform using unimodal particles, at 5.0– 5.7 mm. [20]

### 2-Experimental works:

The experimental procedure firstly starts with the powder preparation of the ready to press silicon carbide powder. The SiC powders were mixed with binders to prepare green preform compact for sintering. Besides four different processing route were used to prepare functionally graded 6061 samples which are given below.

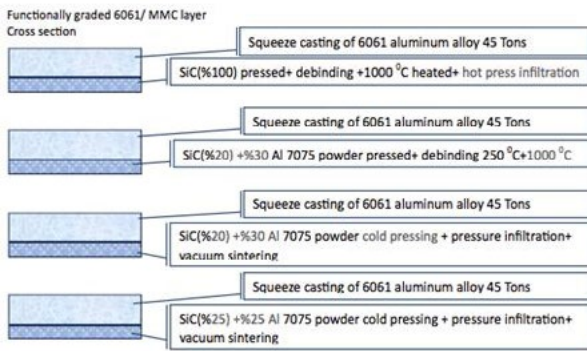


Figure 5. The difference in processing and materials variety in combinations of SiC infiltrated 6061 functionally graded casting

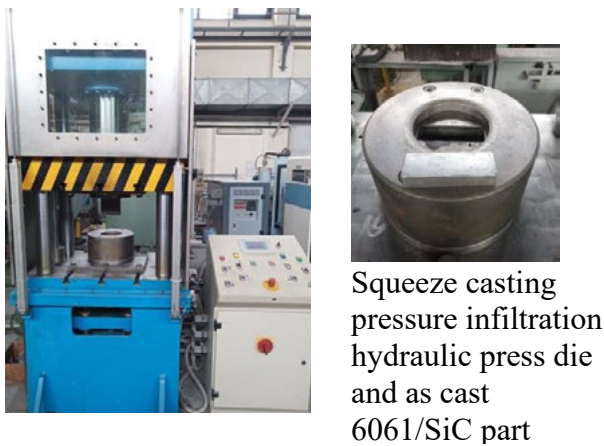
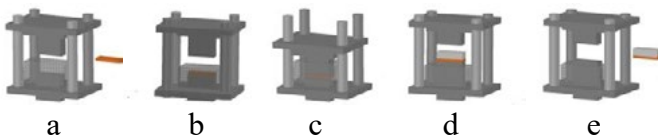


Figure 6. The processing steps of functionally graded SiC infiltrated 6061



- a) Preheating the die up to 200 °C and placing the hot SiC preform at 1000 °C
- b) Delivery of liquid 6061 alloy at 720°C on top of hot preform placed in the die cavity
- c) Squeeze casting for infiltration of hot preform under 45 Tons
- d) Retraction of upper die and removal of solidified functionally graded alloy part
- e) Taking the part away from hydraulic press for cooling

The following procedure of powder mixture preparation in the mmc layer are given in figure 5

1) SiC(%100) mixed with binder and pressed under 45 tons then removed from die debinded and conveyed to sintering furnace and sintered at 1000 °C and removed and placed into die cavity then infiltrated by 6061 alloy melt.

2) SiC(%20)+Al7075(%30) powder mixed with binder and pressed under 45 tons then removed from die debinded at 250 °C and conveyed to sintering furnace and sintered at 1000 °C and removed and placed into die cavity then infiltrated by 6061 alloy melt.

3) SiC(%20)+Al7075(%30) powder mixed cold pressed under 45 tons then then infiltrated by 6061 alloy melt and finally the part was vacuum sintered.

4) SiC(%25)+Al7075(%25) powder mixed cold pressed under 45 tons then then infiltrated by 6061 alloy melt and finally the part was vacuum sintered.

Vacuum sintering was carried out in Sintermetal Industries’s furnace in Istanbul Türkiye Processing steps of functionally graded SiC infiltrated 6061 samples are explained in figure 6 Among these different ways of processing the hot preform infiltration sample microstructures examination results are given below.

Table 4. Ingredients of RTP powder used for high temperature sintering for hot preform insertion casting

Ingredients	Amount
SiC	200gr
Fructose	4gr
Peg6000	8gr
Distilled Water	200ml

The distilled water is heated, and binders were put inside of it and mixed by magnetic stirring. After all the binders were dissolved, the solution was put inside the raw silicon carbide powder and mixed. After that, the mixture was put in the furnace and water evaporated. Finally, the resultant was crushed and grind to the sieves and RTP powder was obtained as it can be seen on Table 5.

Table 5. Particle size analysis of the powder

Powder	Dx (10)	Dx (50)	Dx (90)
Raw SiC	21,4µm	34,7µm	53,5µm
RTP SiC	25,6µm	60,3µm	327µm



To obtain the green body, hydraulic press was operated at 82MPa for consolidation of powder. After that, the specimens were sintered for 2,5 hours around 1500 °C. This is lower than the sintering temperature of the silicon carbide which is above 2000°C and the aim is to obtain a porous ceramic compact before infiltration.

For the melt infiltration, the Al6061 alloy melted around 700 – 750 °C and the ceramic compact was heated to the 1000°C. Also, the mold of the hydraulic press heated to the 200 – 300 °. When the setup was ready, the ceramic was put inside the mold and molten aluminum was poured on top of the preform and finally 35 tons force was applied. As a result, the finalized specimen obtained.

**3-Results and discussions**

After processing of functionally graded 6061 mmc samples a series of hot preform insertion pressure infiltrated samples were examined by several characterization methods utilized given in Table 6.

Table 6. Characterization methods

Characterization	Methods
Particle Size Analysis	Mastersizer 2000
Compostion Analysis	Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)
Phase Analysis	X-Ray Diffraction (XRD)
Microstructure Analysis	Scanning Electron Microscopy (SEM)
Microstructure Analysis	Optical Microscope Analysis

Hardness tests were carried out according to DIN EN 843 – 4 standard

The XRD analysis was conducted to check the purity of powder and to reveal whether any addition to the raw silicon carbide powder may exist.

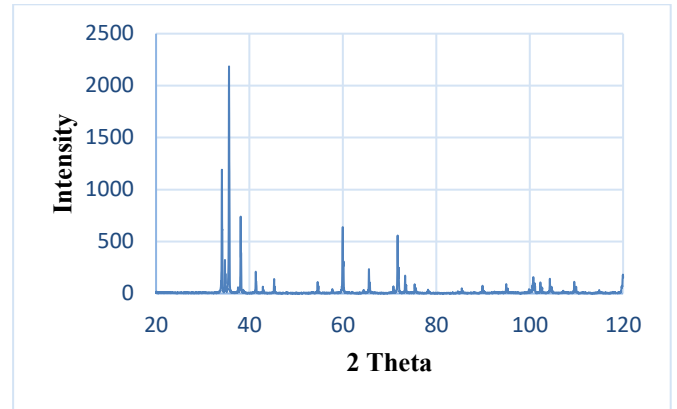


Figure 4. XRD pattern of raw silicon carbide powder The analysis shows that the powder is silicon carbide powder which have both hexagonal 6H and rhombohedral 15R crystal structure.

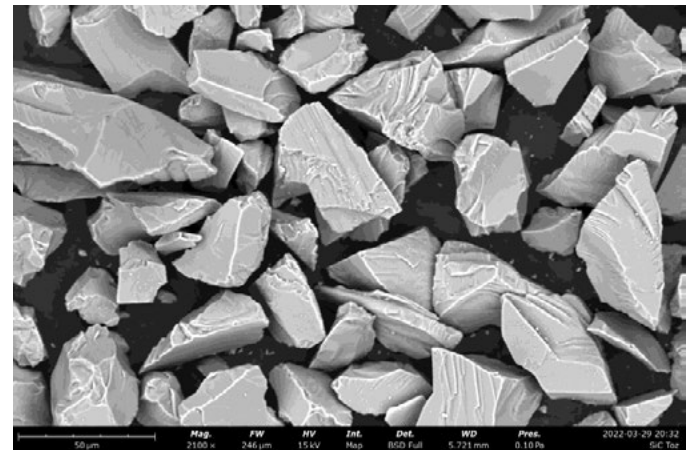


Figure 5. Scanning Electron Microscopy image of raw silicon carbide powder

After the melt infiltration, metallographic specimen preparation methods were applied and the specimens were investigated under the optical microscope.

Figure 6. and Figure 7. Show the metal matrix microstructures. The silicon carbide particles are brown and the infiltrated aluminum 6061 alloy matrix alloy is yellow. Before the melt infiltration, all of the yellow matrix areas were the pores inside the ceramic compact. As a result, it can be said that the melt was successfully infiltrated and filled the space between SiC particles completely and there is not any macro crack formation inside the specimen due to the high pressure applied in the melt infiltration procedure.

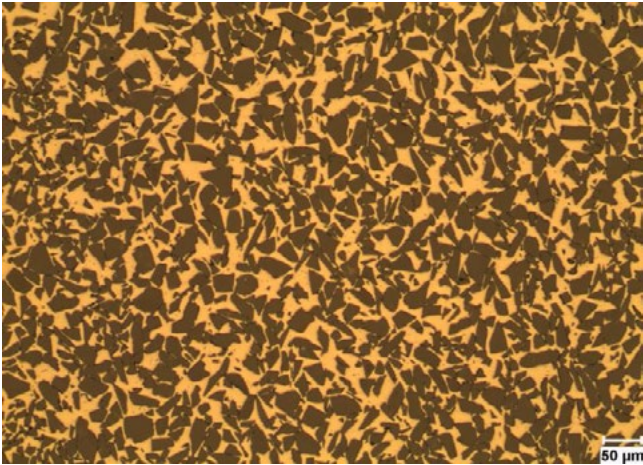


Figure.6 Optical Microscope image of Al 6061 melt infiltrated SiC ceramics (100x)

aluminum which is expected to form as primary phase during solidification.

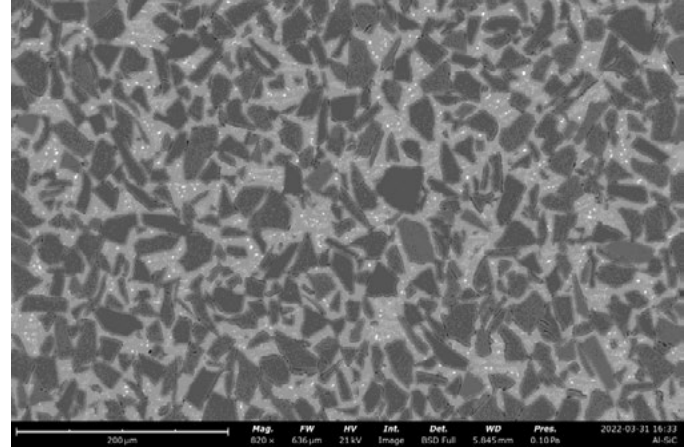


Figure 8. SEM image of the sample

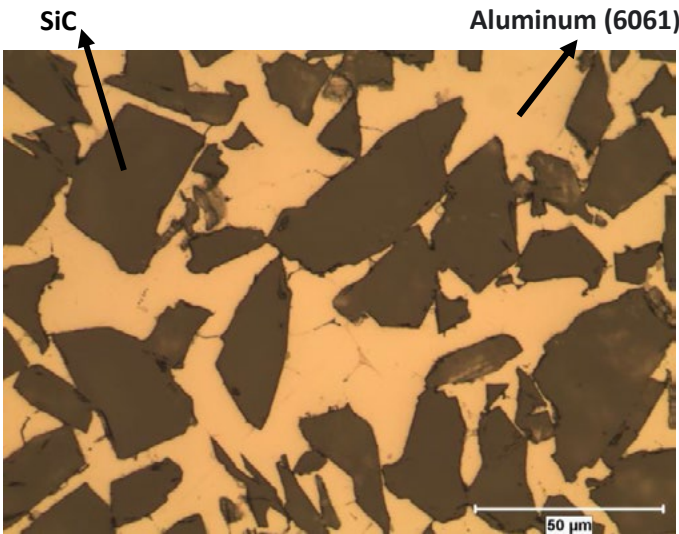


Figure.7 Optical Microscope image of Al 6061 melt infiltrated SiC ceramics (500x)

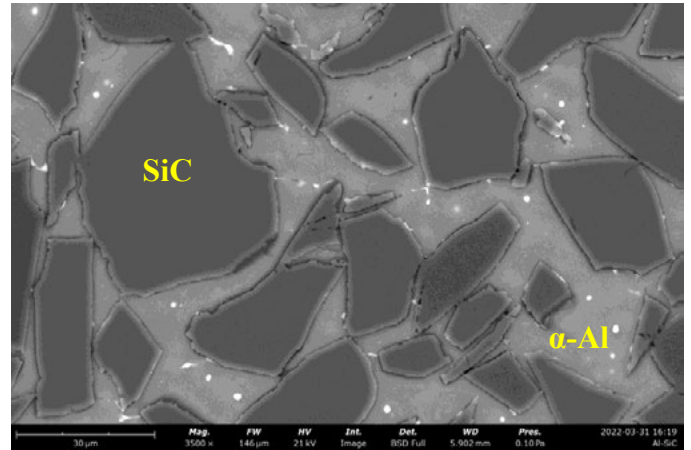


Figure 9. SEM image of the sample showing SiC particles

Table.7 EDS results of matrix chemical analysis

Element Number	Element Symbol	Element Name	Atomic Conc.	Weight Conc.
12	Mg	Magnesium	1.686	1.499
13	Al	Aluminum	97.186	95.804
30	Zn	Zinc	1.129	2.697

Also, SEM image analysis and EDS analysis were conducted to the specimen. When the Figure 9 and Figure 10 is examined, the SiC particles and aluminum matrix can be seen.

In addition to that, for the aluminum part, EDS analysis were conducted.

The results in the Table 7 and Figure 10 shows that the aluminum alloying elements which are Zn, Mg, in aluminum. This is the alpha phase of the

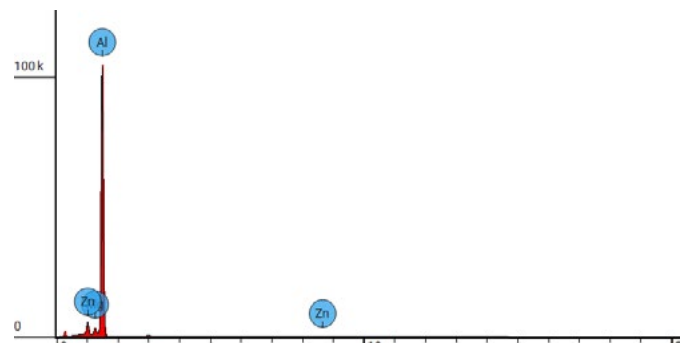


Figure 10. SEM – EDS spectroscopy of the matrix alloy 6061

During SEM analysis, eutectic structure was observed which can be seen in Figure 12. There are primary  $\alpha$ -phase and eutectic region. Eutectic region contains Al, Mg, Zn and Cu. Also, in the structure, SiC particles can be seen. In the aluminum part, EDS line analysis were conducted. The line and its direction can be seen in Figure 11 and 12. The line is positioned in eutectic and primary alpha phase region.

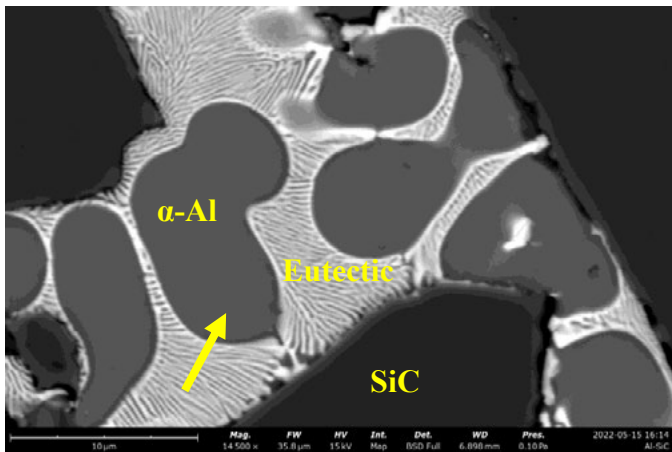


Figure 11. SEM image of the eutectic microstructure in between SiC particles

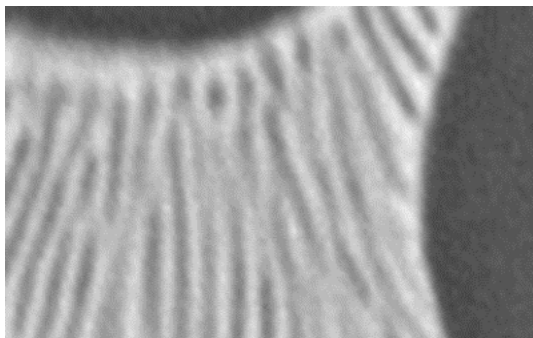


Figure 12. SEM – EDS Line analysis

Table.8 EDS results of the alloy matrix 6061

Element Number	Element Symbol	Element Name	Atomic Conc.	Weight Conc.
12	Mg	Magnesium	9.590	7.300
13	Al	Aluminum	76.405	64.500
29	Cu	Copper	7.995	15.900
30	Zn	Zinc	6.010	12.300

In the Figure 13, EDS analysis can be seen. Yellow line is Zn, red line is Cu, blue is Al and purple are Mg. In the eutectic region, the white parts are more

Zn and Cu richer and dendritic parts are more Al richer. Also, Mg is stable in the structure. When the EDS goes into the primary alpha region, aluminum content increases drastically, and alloying elements content decrease significantly which is expected. The structure forms during the cooling of the squeeze casting. The air cooling was applied in the process.

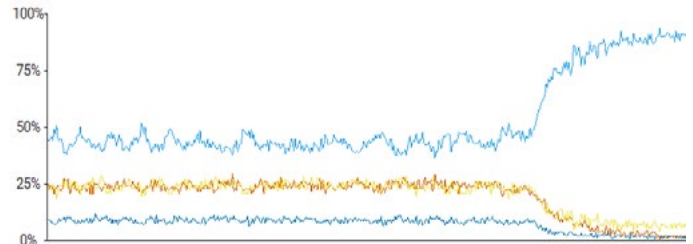


Figure 13. SEM – EDS Line analysis of the point

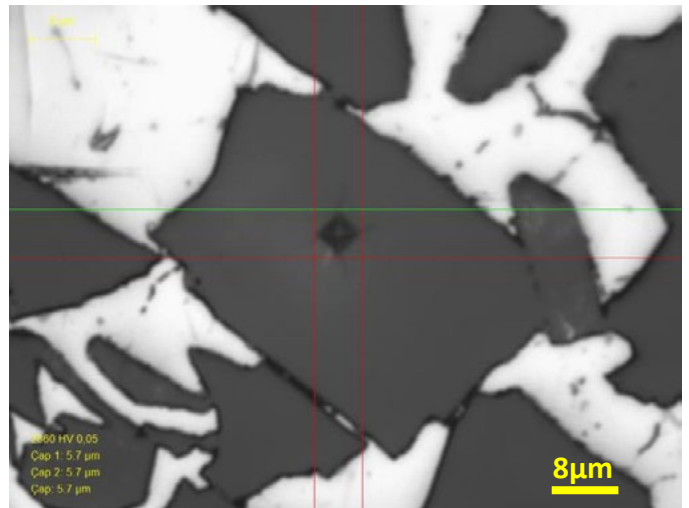


Figure 14. Hardness test of the silicon carbide particle

After the structural characterizations, hardness test was applied to the specimen for the SiC particles. The Vickers hardness were used, and it can be seen in the Figure 14. Ten measurements were made and the upper and lower two of the measurements were removed. In table 9, the remaining six measurements can be seen. The average hardness of the SiC particles measured as 3060 which is expected since the SiC powder has very hard particles which are used in ballistics. The distribution can be seen in the Figure 15.

Table.9 Hardness values of SiC particle rich areas

Numune	Hv(0,05)
1	2984

2	3072
3	3211
4	3114
5	2860
6	3117
<b>Average</b>	<b>3060</b>

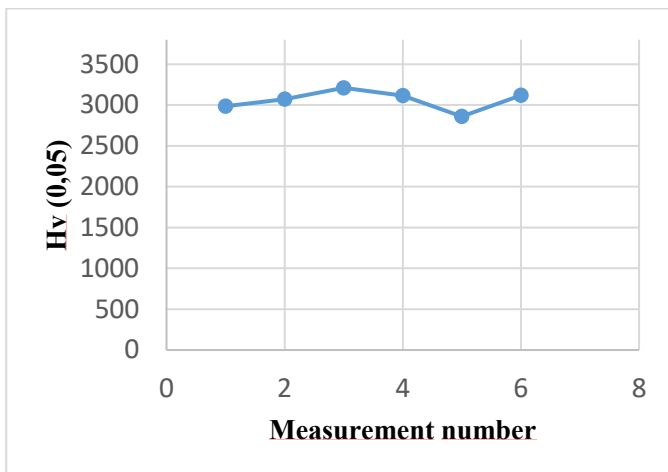


Figure 15. Hardness test of the silicon carbide particles

### Three point bend test results:

The specimens of Al 6061 were infiltrated with both methods and after casting 3-point bending tests were applied. For the rheocast sintered specimen, the results of flexural strength varied in between 264 - 285,6 MPa. For the hot preform melt infiltrated specimen, flexural strength results varied in between 259 - 359 MPa. When melt infiltrated layer is in compression mode and at upper position during 3-point bending test, flexure strength was found to be 510 MPa for mixed powder preform pressed in die cavity and 6061 alloy infiltrated then vacuum sintered specimens.

### 4-Conclusions:

To conclude, metal matrix composites are widely used in the industries of electrical systems, ballistics, and structural applications. The demand for the MMC's are increasing due to superior properties and there are many areas to work and improve in the process stage of the MMC's. The direct squeeze infiltration of 6061 aluminum alloy into the SiC preform has been successfully achieved, resulting in the formation of the composite. The infiltrated Al-SiC Metal Ceramic composite shows a dense and pore-free microstructure, with a uniform distribution

of SiC particles within the metal. The microstructure was examined and EDS analysis were applied to the constituents in the microstructure. Also, hardness tests were applied to ceramic particles. Eutectic microstructures were observed between SiC particles due to decrease of solidification rate in at last stage of solidification.

### References

- [1] Giuseppe Sala, Technology driven design of MMC squeeze cast connecting rods, *Science and Technology of Advanced Materials* 3 (2002) 45-57.
- [2] Manu, K. M. S., Resmi, V. G., Brahmakumar, M., Anand, N., Rajan, T. P. D., Pavithran, C., ... Manisekar, K. (2012). Synthesis of Porous SiC Preform and Squeeze Infiltration Processing of Aluminium-SiC Metal Ceramic Composites. *Materials Science Forum*, 710, 371–376.
- [3] Wang, Q., Chen, Z., & Chen, Z. (2013). Design and characteristics of hybrid composite armor subjected to projectile impact. *Materials & Design*, 46, 634–639.
- [4] López-Puente, J., Arias, A., Zaera, R., & Navarro, C. (2005). The effect of the thickness of the adhesive layer on the ballistic limit of ceramic/metal armours. An experimental and numerical study. *International Journal of Impact Engineering*, 32(1-4), 321–336.
- [5] Krishnan K, Sockalingam S, Bansal S, Rajan SD. Numerical simulation of ceramic composite armor subjected to ballistic impact. *Composer Part B* 2010; 41:583–93.
- [6] Monazzah AH, Bagheri R, Reihani SMS, Pouraliakbar H. Toughness enhancement in architecturally modified Al6061-5 vol% SiCp laminated composites. *Int J Damage Mech* 2015; 24:245–62.
- [7] Kalkanli, A., Durmaz, T., Kalemtaş, A., & Arslan, G. (2017). Melt Infiltration Casting of Alumina Silicon Carbide and Boron Carbide Reinforced Aluminum Matrix Composites. *Journal of Material Science & Engineering*, 06(04).

- [8] S.M. Seyed Reihani, Processing of squeeze cast Al6061–30vol% SiC composites and their characterization, *Mater. Des.* 27 (2006) 216–222.
- [9] Dresch, A. B., Venturini, J., Arcaro, S., Montedo, O. R. K., & Bergmann, C. P. (2020). Ballistic Ceramics and Analysis of their Mechanical Properties for Armour Applications: A Review. *Ceramics International*.
- [10] Ma, T., Du, H., Yan, Z. L., Li, Z. C., & Zhang, J. C. (2010). Mechanical Property and Ballistic Performance of Silicon Carbide. *Key Engineering Materials*, 434-435, 72–75.
- [11] *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, Vol. 9, No.1, pp.57-65, 2010 [jmmce.org](http://jmmce.org) Printed in the USA. All rights reserved
- [12] Bai Liu , Xiujuan Liu , Mingjun Liu & Zhenyu Zhao (2011) Infiltration Mechanism in SiCp/Aluminum-Matrix Composite Prepared by Nonpressure, *Materials and Manufacturing Processes*, 26:11, 1339-1345,
- [13] Wang, L.; Xu, B.; Zhang, J. Effect of Si on SiCp/Al composite fabricated by pressureless infiltration method. *Heat Treatment of Metals* 2009, 26–28
- [14] Jinfeng Leng, Gaohui Wu, Qingbo Zhou, Zuoyong Dou and XiaoLi Huang, Mechanical properties of SiC/Gr/Al composites fabricated by squeeze casting technology, *Scripta Materialia* 59, pp 619-622, 2008.
- [15] T.R.Vijayaram, S.Sulaiman, A.M.S.Hamouda, M.H.M.Ahmad, Fabrication of fiber reinforced metal matrix Composites by squeeze casting technology, *Journal of Materials Processing Technology* 178, pp 34-38, 2006
- [16] L.J.Yang, The effect of casting temperature on the properties of Squeeze cast aluminium and zinc alloys, *Journal of Materials Processing Technology* 140, pp 391-396, 2003.
- [17] Garg, P., Jamwal, A., Kumar, D., Sadasivuni, K. K., Hussain, C. M., & Gupta, P. (2019). Advance research progresses in aluminium matrix composites: manufacturing & applications. *Journal of Materials Research and Technology*.
- [18] Dhanashekar, M., & Kumar, V. S. S. (2014). Squeeze Casting of Aluminium Metal Matrix Composites-An Overview. *Procedia Engineering*, 97, 412–420.
- [19] Sarfraz, M. H., Jahanzaib, M., Ahmed, W., & Hussain, S. (2019). Multi-response parametric optimization of squeeze casting process for fabricating Al 6061-SiC composite. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*.
- [20] S. Lee & S. H. Hong (2003) Pressure infiltration casting process and thermophysical properties of high-volume fraction SiCp/Al metal matrix composites, *Materials Science and Technology*, 19:8, 1057-1064

# EN AW 5005 Alaşımında Tane İnceltme İşleminin Döküm Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi

Investigation of Effect of the Grain Refinement Process on the Casting Properties in EN AW 5005 Alloy

**Özlem KIRMIZI<sup>1</sup>, Çağdaş SERİNTÜRK<sup>1</sup>, Ayberk UZER<sup>2</sup>, Muhammet ULUDAĞ<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Pms Metal Profil Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ULUCON AR-GE ve Danışmanlık Hizmetleri A.Ş., <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi Türkiye

## Abstract

The basic alloying element of the 5xxx series alloys is Mg, while Mn, Si, and Fe elements are also used in low proportions in these alloys. The desired physical and chemical properties are achieved by adding alloying elements to the alloys. 5xxx series aluminum alloys are used in various industries, especially in the automotive sector. The microstructural properties obtained depend on the alloying elements and the casting process. It is known that the mechanical properties of fine-grained structures are superior to those of coarse-grained structures. The use of Ti/B master alloys in aluminum alloys aims to reduce porosity in casting, improve mold feeding capability, and optimize the distribution of second-phase particles to ensure the homogeneity of the cast part. It is known that the addition of small amounts of AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> alloy improves the mechanical properties. By adding expensive grain refiners in optimized amounts to the liquid melt, unnecessary product usage is minimized, resulting in cost savings. In this study, the addition amount of AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> master alloy to the 5005 aluminum alloy was optimized. Accordingly, AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> was added to the 5005 alloy in three separate parameters, namely 0.01%, 0.02%, and 0.03%. The obtained samples were subjected to bifilm index calculation, density calculation, tensile testing, hardness testing, chemical analysis, and microstructure analysis. By comparing the test results, the lower and upper limits of the AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> addition amount were determined, and the optimum value was determined.

## Özet

5xxx serisi alaşımlarının temel alaşım elementi Mg olup Mn, Si ve Fe elementleri de bu alaşımlarda düşük oranlarda kullanılmaktadır. Alaşımlara ilave edilen alaşım elementleri ile istenilen fiziksel ve kimyasal özellikler elde edilmektedir. 5xxx serisi alüminyum alaşımları otomotiv başta olmak üzere birçok sektörde kullanılmaktadır. Alaşım elementlerine ve döküm prosesine bağlı olarak elde edilen mikroyapısal özellikler farklılık göstermektedir. İnce taneli

yapıların mekanik özelliklerinin kaba taneli yapıların mekanik özelliklerinden daha iyi olduğu bilinmektedir. Alüminyum alaşımlarında kullanılan Ti/B master alaşımlarının kullanılmasının amaçları, dökümdeki porozite miktarını azaltabilmek, kalıba besleme kabiliyetini arttırabilmek ve ikinci faz partiküllerinin dağılımını optimize ederek döküm parçasının homojenliğini sağlamaktır. Düşük miktarlarda eklenen AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> alaşımının mekanik özellikleri iyileştirdiği bilinmektedir. Maliyeti yüksek olan tane incelticilerin sıvı eriyiğe optimize miktarlarda ilave edilmesi gereksiz ürün kullanımını en aza indirerek maliyetten kazanç sağlanabilmektedir. Bu çalışmada EN AW 5005 alüminyum alaşımına ilave edilen AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> master alaşımının ilave miktarının optimize edilmesi çalışılmıştır. Bu doğrultuda 5005 alaşımına %0,01, %0,02 ve %0,03 oranlarında olmak üzere üç farklı parametrede AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilavesi yapılmıştır. Elde edilen numunelere bifilm indeks hesaplaması, yoğunluk hesaplaması, çekme testi, sertlik testi, kimyasal analiz ve mikroyapı analizi yapılmıştır. Test ve analizler sonucunda elde edilen sonuçların karşılaştırılmasıyla AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave miktarının alt ve üst sınırları belirlenip optimum değeri tayin edilmiştir.

## 1. Giriş

5xxx serisi alaşımların temel alaşım elementi magnezyumdur.[1] Mangan, silisyum ve demir bu seride az miktarlarda bulunun diğer alaşım elementleridir. 5xxx serisinin %3'ten fazla Mg içermesi risk teşkil etmektedir. 65°C'den yüksek sıcaklıklarda tane sınırlarına çökelen Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> fazı taneler arası korozyona sebep olduğundan dolayı gerilim korozyon çatlama riski gösterme olasılıklarına karşın sıcaklık güvenli çalışma sıcaklık aralığı belirlenmelidir.[2, 3] Aynı zamanda, Deformasyon ile sertleştirilebilen 5xxx serisi; kaynak edilebilirlikleri, deniz atmosferinde korozyon dirençleri ve tokluklarının yüksek olmasıyla da bilinmektedir.[3]

Metallurjik olarak nihai ürünün kalitesine direkt etkide bulunan yapı-özellik-işlem-performans ilişkisindeki değişen makro veya mikro yapısal özellikler malzemenin özelliklerine etkide bulunmaktadır.[4] Alüminyum alaşımlarında mikroyapının ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde ısı işleme uygulamalarından yararlanılmaktadır. Bu uygulamaların yanında alüminyum alaşımlarında tane inceltme uygulamaları da tercih edilen bir uygulamadır.[4] Nihai ürünlerin kalitesi metallurjik olarak sıvı metalin kalitesine, döküm tekniğine, sıvı metalin katılma durumuna ve mikro yapısına göre değişiklik göstermektedir.[5] Öyle ki nihai ürünlerde oluşan gözenekli yapının sebebi sıvı metalin inklüzyonlardan arındırılmamış olmasına, haddeleme sonucu oluşan merkez segregasyonu döküm hızına, alaşım konsantrasyonuna ve tane inceltmenin optimum oranda uygulanamamış olmasına bağlıdır.[5, 6] Bu nedenle, alüminyum alaşımlarında gözeneklerden kaynaklı yorulma dayanımını arttıran tane küçültme (inceltme) işlemi uygulanması gerçekleştirilir.

Tane incelticilerin kullanımı sonucunda ulaşılan küçük tane yapısının getirdiği avantajlar şöyle sıralanabilir; Malzemenin mekanik özellikleri iç yapıdaki tanecik boyutuna göre sonuç vermektedir. Katılma sırasında soğuma bölgesine (çillere) yakın olan taneler eş eksenliyen soğuma bölgesinden uzaklaştıkça eş eksenli tanelerin yerini uzun tüye benzer iri taneler alır. Tane inceltme uygulamasıyla elde edilen ince taneli homojen dağılımı ikincil fazlara sahip malzemenin sergileyeceği mekanik özellikler, iri taneli malzemenin mekanik özelliklerinden daha yüksek dayanıma sahiptir. Alüminyum alaşımlarında mekanik özellikleri ve gözeneklerden kaynaklı yorulma dayanımını arttıran tane küçültme (inceltme) işlemi uygulamasıyla izotropik bir yapı elde edilmektedir.[7] İri tanelere sahip malzemelerde görülen uzun tane sınırları dayanımı düşürmektedir. Tane inceltme uygulamasıyla artan tane sayısının beraberinde azalan tane sınır uzunluğu malzemenin çatlak oluşumuna engel olmaktadır. Küçük taneli yapıdaki alüminyum alaşımlarından üretilen malzemeler plastik şekil verme esnasında malzemenin her bölgesinde daha eşit bir şekil değiştirmeye maruz kalacağından nihai ürünlerde çatlak oluşumu en aza indirilmiş olur.[6] Kısacası alüminyum alaşımlarında tane inceltme işlemi sayesinde dayanım, sızdırmazlık, kaliteli bir döküm eldesi ile mükemmel yakın beslenebilirlik sağlandığından dolayı eş dağılıma sahip ve gözeneksiz bir yapı elde edilir.[8]

Tane inceltme uygulamasında geçmişte kullanılan tuz flaklar sıvı metalde aşındırıcı etki bırakarak gaz üretmiştir ve sıvı metal içerisindeki inklüzyonların artmasına sebep olup sıvı metalin hidrojen çözme oranını arttırmıştır. Aynı zamanda tane inceltici elementlerin etkilerini kısıtlamıştır.[9] Zaman ilerledikçe tane küçültme işlemi çubuk veya tablet formundaki ön alaşımlandırılmış master alaşımlarının sıvı metale ilave edilmesiyle uygulanmaya başlanmıştır.[10]

Tane küçültücülerin sıvı metale eklenmesiyle heterojen çekirdeklenme bölgeleri oluşturulur. Oluşturulan bu çekirdeklenme bölgelerinin büyümesiyle tane incelticilerin görevini ihtiva etmesi sağlanır. Sıvı metalin içerisine katılma sırasında eklenen bu parçacıklar yeni kristallerin çekirdeklenebileceği bölgeleri oluşturarak tane boyutunun kontrol altına alınmasını sağlar.[11] Crossley ve Mondolfo'nun önerisi olan aynı zamanda temel mekanizma olarak kabul edilen Al-Ti peritektik reaksiyonu alüminyum alaşımlarında tane inceltme mekanizmasını açıklamaktadır. Buna göre; tane inceltici olarak alüminyuma bir miktar titanyum ilavesi yapıldığında titanyum alüminyum ile peritektik reaksiyon vermektedir. Bu reaksiyon sonucu oluşan TiAl<sub>3</sub> parçacıkları sıvı alüminyumda heterojen çekirdeklenme bölgeleri oluşturmaktadır. Fakat alüminyuma tane inceltici olarak sadece titanyum eklenmesi durumunda, TiAl<sub>3</sub> parçacıklarının zamanla sıvı alüminyum içerisinde çözünmeye başladığı ve titanyumun uzun süreli beklemlerde tane küçültebilme etkisini yitirdiği gözlemlenmiştir. Literatürde bu olay yanma kaybı (solma) olarak isimlendirilmiştir. Titanyumun bir süreden sonra solma etkisi yaratmasından sonra yapılan çalışmalar sonucu titanyum ile birlikte kullanılan borun daha etkili tane incelttiği gözlemlenmiştir. Titanyum ve borun birlikte kullanımı daha ekonomik ve güçlü olduğu için önceden kullanılan alüminyum titanyum tane incelticilerinin yerini alüminyum titanyum bor (Al-Ti-B) tane incelticileri almıştır.[12] Alüminyum titanyum bor içeren tane küçültücülerin sıvı alüminyuma eklenmesiyle bor alüminyum ile AlB<sub>2</sub> parçacıkları oluştururken titanyum ile TiB<sub>2</sub> parçacıkları oluşturur. Oluşan bu intermetalik bileşiklerin düşük çözünürlük sergileyen çekirdekleyici parçacıklar olduğu gözlemlenmiştir. Al-Ti-B tane incelticiler, sıvı metal içinde TiAl<sub>3</sub> parçacıklarının geçen süreye karşı çözünmesini engellerken TiB<sub>2</sub> parçacıklarının geçen süreye karşı topaklanma davranışlarını minimize etmektedir.

Bu çalışma kapsamında, EN AW 5005 alaşımına farklı miktarlarda AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> metal çubuk ilavesi yapılarak alüminyum alaşımlarında kullanılan Al-Ti-B tane incelticilerinin döküm özelliklerine etkisi incelenmiştir. Elde edilen mekanik test sonuçları ve mikroyapı görüntülerine göre optimum Al-Ti-B ilave miktarı belirlenip maliyetli olan tane incelticilerin gereksiz kullanımının önüne geçilmiştir ve tane incelticilerin döküme olan etkileri değerlendirilmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmada EN AW 5005 alaşımı tercih edilmiştir. Çalışma kapsamında ikiz merdane sürekli döküm yöntemiyle üretilen 5005 alaşımına ait kimyasal bileşim aşağıdaki Tablo 1'de verilmiştir.

**Tablo 1.** EN AW 5005 alaşımı kimyasal analizi (%ağ.)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
----	----	----	----	----	----

0,120	0,339	0,016	0,055	0,530	98,85
-------	-------	-------	-------	-------	-------

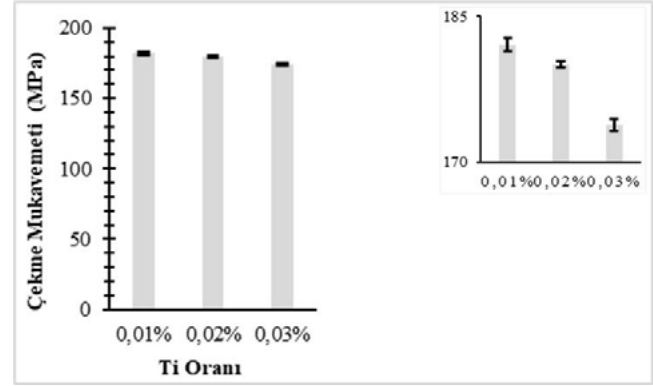
Ergitme fırınında 670-680°C sıcaklıkları arasında ergitilen 5005 alaşımı sıvı metalde istenmeyen inklüzyon ve kirliliklerden arındırılmak üzere 10-12 kg flaks kullanımı ve azot gazı ile 10 dakika gaz giderme işlemine tabii tutulmuştur. Ergitme fırınından tutma fırınına aktarılan sıvı metale tekrardan 5-7 kg flaks kullanımı ve azot gazı ile 10 dakika gaz giderme işlemi uygulanmıştır. Tutma fırınında gaz giderme işlemi sonrasında yoğunluk ve bifilm indeksi tayini için RPT numuneleri alınmıştır. Tutma fırınından sonra yolluğa aktarılan sıvı metale %0,01, %0,02 ve %0,03 oranlarında çubuk şeklindeki  $AlTi_5B_1$  ilavesi yapılmıştır. Sıvı metalden alınan RPT numuneleri 100 mbar vakum altında katılaştırıldıktan sonra sıvı metalin farklı lokasyonlardaki (tutma fırını, Ti ilavesi sonrası yolluk) yoğunluk değerleri Arşimet prensibine göre tayin edilmiştir. Yoğunluk testi sonrası RPT numuneleri ortadan ikiye bölünerek zımparalama işlemine tabii tutulmuş ve tarama cihazı kullanılarak yüzey görüntüleri bilgisayar ortamına aktarılmıştır. SigmaScan Pro5 programı ile vakum altında katılaşmanın etkisiyle, sıvı metal içerisindeki bifilmelerin daha da şişmesiyle elde edilen gözeneklerin toplam uzunluğu, alanı ve sayısı belirlenerek bifilm indeksi, bifilm alanı ve bifilm sayısı değerleri hesaplanmıştır. İkiz merdane sürekli döküm tekniği kullanılarak üretilen levhalar, soğuk haddeleme prosesine tabii tutulduktan sonra 0,80 mm nihai kalınlığa getirilmiştir. 275°C'de 5 saat nihai tav işlemi uygulanmıştır. Tav sonrası elde edilen numunelerin mekanik özellikleri Zwick marka çekme test cihazı kullanılarak tespit edilmiştir. Kimyasal analiz işlemleri Bruker Quantron marka spektrometre cihazı ile tespit edilmiştir. Mikroyapı analizi için kaba kesme makası ile kesilen numuneler sıcak bakalite alınmıştır. Kaba zımparadan ince zımparaya kadar zımparalanan numuneler elmas solüsyon ile parlatıldıktan sonra 1,75 ml HF, 1,5 ml HCl ve 5 ml  $HNO_3$  asitleri ile hazırlanan keller çözeltilisinde dağlanmıştır. Numune hazırlama süreci biten numunelerden 200X ve 1000X büyütme SEM görüntüleri alınmıştır.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

DeneySEL çalışmada kullanılan tane inceltici ilave parametrelerine (%0,01, %0,02 ve %0,03  $AlTi_5B_1$ ) bağlı olarak gerçekleştirilen çekme test sonuçları çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve % uzama değeri olarak sırasıyla Şekil 1, Şekil 2 ve Şekil 3'de verilmiştir.

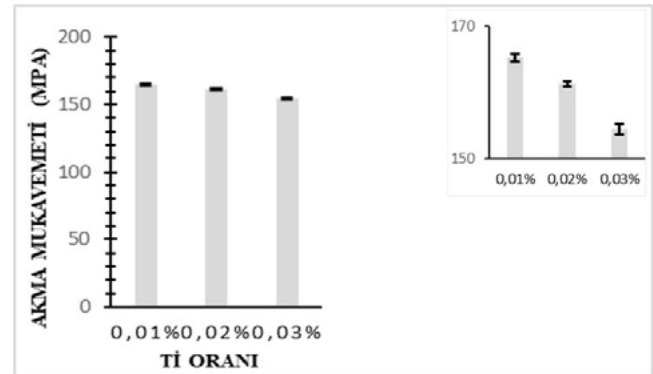
Çekme mukavemeti sonuçları (Şekil 1) incelediğinde elde edilen değerler birbirlerine çok yakın olmakla birlikte ilave parametresine bağlı olarak ufak farklar gözlemlenmiştir. İlave edilen tane inceltici miktarı arttıkça çekme mukavemetinde azalma meydana geldiği gözlemlenmiştir. %0,01 ve %0,03 ilave oranları arasında yaklaşık 10 MPa fark meydana gelmiştir. Diğer taraftan ilave parametrelerine göre elde edilen çekme testi sonuçlarının dağılımı ve standart sapma değerlerinde değişkenlik göstermektedir. Bu

açıdan elde edilen sonuçlar incelendiğinde en stabil ve en güvenilir parametrenin %0,02  $AlTi_5B_1$  ilave parametresi olduğu anlaşılmaktadır. Ortalama çekme mukavemeti değerlerine bakıldığında da %0,01 ve %0,02 ilave parametrelerine ait sonuçlar arasındaki 2 MPa'lık farkın göz ardı edilebileceği düşünülmektedir. Bu durumda çekme mukavemeti sonuçları için EN AW 5005 alaşımında %0,02 oranının optimum olduğu sonucuna varılabilmektedir.



Şekil.1 Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına ait nihai ürünlerin çekme mukavemet değerleri

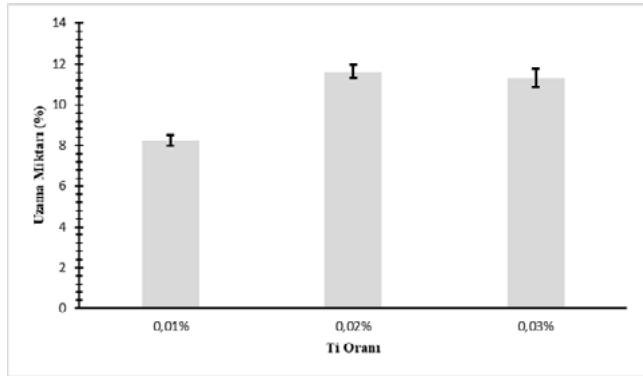
Şekil 2'de farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına ait numunelerin akma mukavemetleri verilmiştir. Şekil incelediğinde, en yüksek ortalama değer 165 MPa olan %0,01 ilave oranına sahip numuneye ait olduğu en düşük ortalama değer ise 154 MPa olan %0,03 ilave oranına sahip numuneye ait olduğu gözlemlenmiştir. Buna göre,  $AlTi_5B_1$  ilave oranı arttıkça akma mukavemeti değerlerinin düştüğü gözlemlenmiştir. Akma mukavemeti değerlerine ait standart sapma değerlerine bakıldığında ise ortalamaya en yakın standart sapma değerinin %0,02 ilave oranına sahip parametreye ait olduğu görülmektedir. Bu nedenle EN AW 5005 alaşımına ait dökümde %0,02 oranında ilave edilen  $AlTi_5B_1$  tane incelticisinin optimum oran olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil.2 Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına ait nihai ürünlerin akma mukavemet değerleri

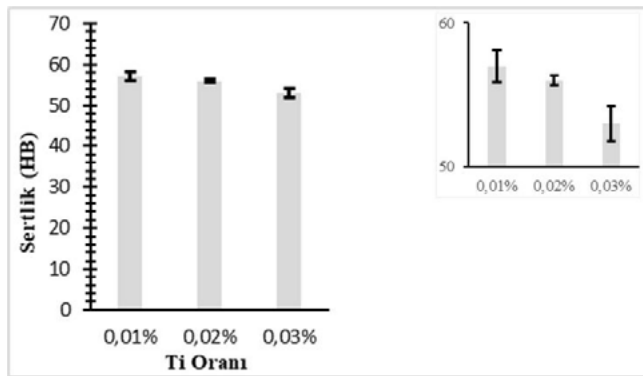


Şekil 3'te görüldüğü gibi ilave edilen  $AlTi_5B_1$  oranlarından en yüksek % uzama değerine sahip olan %0,02 ilave parametresini çok yakın değere sahip olan %0,03 ilave parametresinin takip ettiği görülmektedir. %0,02 ve %0,03 ilave parametrelerine ait sonuçlar arasındaki % uzama farkının göz ardı edilebilecek bir değer olduğu düşünülmektedir. Fakat bu parametrelere ait olan standart sapma değerlerindeki değişkenliklere bakıldığında %0,02  $AlTi_5B_1$  ilave oranına sahip parametrenin en olası parametre olduğu gözlemlenmektedir. Buna göre ilave oranın artmasıyla artış gösteren % uzama miktarlarına bakıldığında en optimum sonucu %0,02 ilave oranına sahip parametrenin karşıladığı sonucuna varılabilmektedir.



**Şekil.3** Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına ait nihai ürünlerin uzama miktarı değerleri

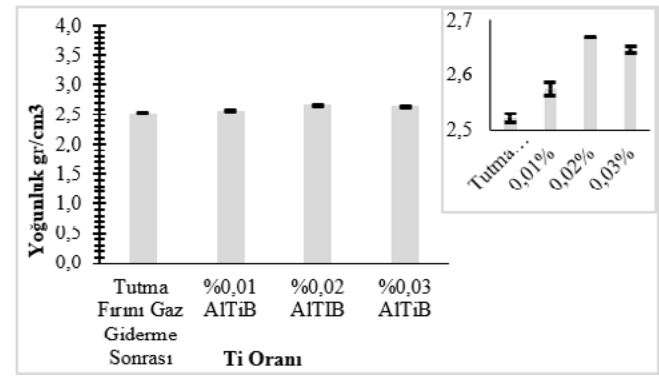
Farklı oranlarda ilave edilen tane incelticiye sahip numunelerin Brinell sertlik değerleri Şekil 4'te verilmiştir. Şekil incelendiğinde artan tane inceltici ilave oranı ile sertlik değerlerinin düştüğü gözlemlenmiştir. İlave parametrelerine göre değişkenlik gösteren standart sapma değerleri incelendiğinde en düşük standart sapma değerine sahip olan %0,02 oranının optimum parametre olduğu sonucuna varılabilmektedir.



**Şekil.4** Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına ait nihai ürünlerin sertlik değerleri

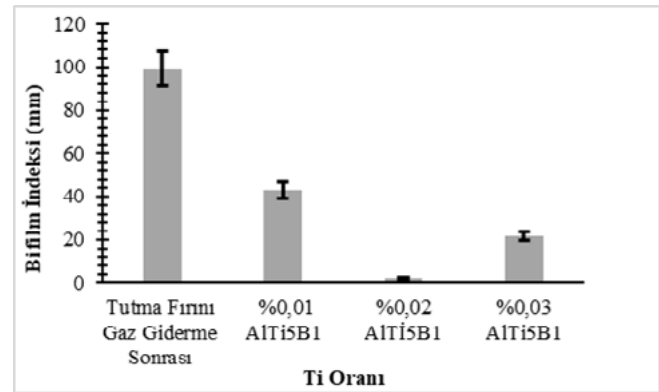
Sıvı metal temizliğini tayin etmek için kullanılan yöntemlerden biri olan yoğunluk ölçümü sonuçları Şekil 5'te

verilmiştir. Şekil incelendiğinde tutma gaz giderme işlemi sonrası yoğunluk değeri  $2,522 \text{ gr/cm}^3$  iken en yüksek yoğunluğa sahip olan %0,02 ilave parametresinin yoğunluğu  $2,669 \text{ gr/cm}^3$  değerindedir. Gaz giderme ile sıvı metal temizliğinin yanı sıra yollukta  $AlTi_5B_1$  ilavesinin tane inceltme mekanizmasına olan etkisiyle porozite gelişimi engellenmiş olup en yüksek yoğunluk değerine sahip parametrenin %0,02 ilave oranının olduğu gözlemlenmiştir. Yoğunluk değerlerinin değişen standart sapma değerlerine göre de %0,02 oranındaki ilavenin 5005 alaşımı en optimum sonuç verdiği görülmektedir.



**Şekil.5** Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına sahip numunelerin tutma fırını ve yolluktan alınan yoğunluk değerleri

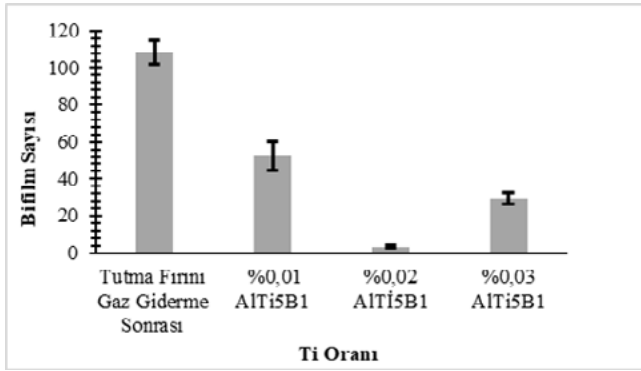
Bifilm indeksi sonuçları (Şekil 6) incelendiğinde elde edilen değerler arasında tutma fırını gaz giderme sonrası, %0,01 ve %0,03 oranlarında ilavenin yapıldığı yolluklar ile %0,02 oranında ilavenin yapıldığı yolluk arasında gözle görülür bir fark olduğu gözlemlenmiştir. 1,83 mm değerindeki en düşük bifilm indeksi sonucu %0,02  $AlTi_5B_1$  ilave oranına sahip parametreye ait olduğu görülmektedir.



**Şekil.6** Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına sahip numunelerin tutma fırını ve yolluktan alınan bifilm indeksi değerleri

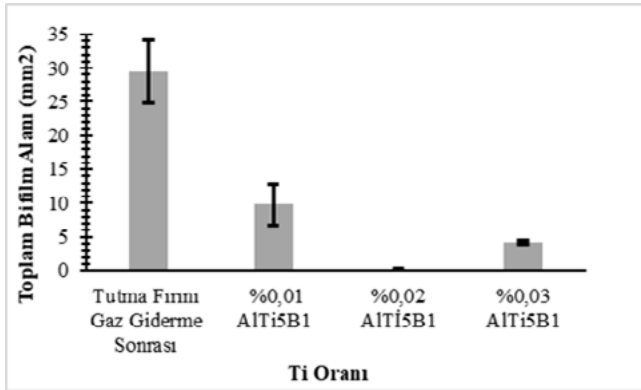
Şekil 7'de görülen ilavesiz gaz giderme işlemi uygulanmış numunenin bifilm sayısı 108,33 iken gaz giderme işlemi uygulanmış ve tane inceltici eklenmiş olan numunenin bifilm sayısı 3,33'tür. Buna göre bifilm sayısının ve porozite

oluşumunun en aza indirildiği parametrenin %0,02 oranına ait olduğu sonucuna varılabilmektedir.



Şekil.7 Farklı AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave oranlarına sahip numunelerin tutma fırını ve yolluktan alınan bifilm sayısı değerleri

Şekil 8 toplam bifilm indeksi incelendiğinde farklı ilave oranlarına bağlı olan katılma şartlarına göre %0,02 ilave parametresine ait değerde görülen toplam bifilm alanının en düşük olduğu gözlenmektedir. Buna bağlı olarak 5005 alaşımında %0,02 AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave parametresinin optimum sonuç verdiği görülmektedir.

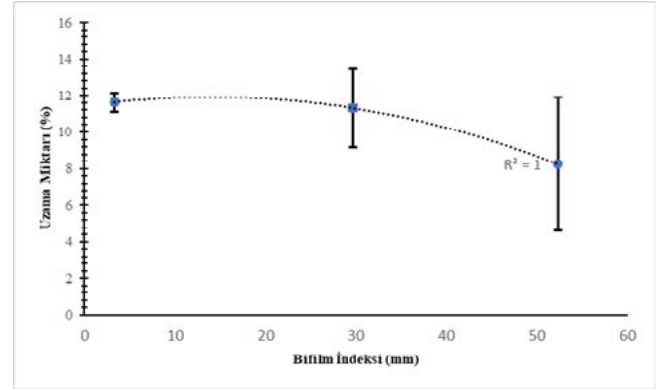


Şekil.8 Farklı AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave oranlarına sahip numunelerin tutma fırını ve yolluktan alınan toplam bifilm alanı değerleri

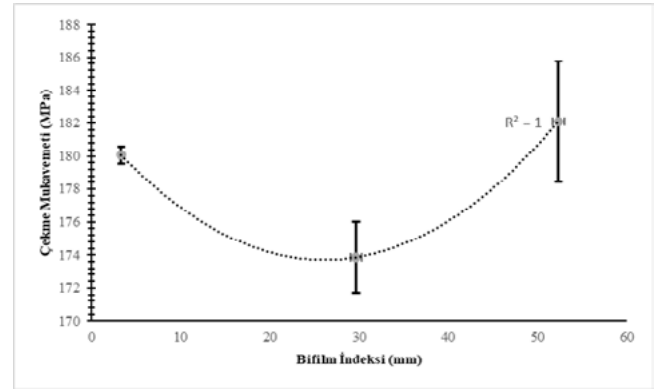
Şekil 9'da bifilm indeksi artışına bağlı olarak azalan % uzama miktarı görülmektedir. Şekil incelendiğinde düşük ilave oranlarında gözlemlenen porozite gelişimi ile artan bifilm indeksi değerine sahip %0,01 ilave parametresi en yüksek bifilm indeksi ile en düşük % uzama miktarına sahipken ilave oranının artmasıyla %0,02 oranındaki ilave parametresi en düşük bifilm indeksi ile en yüksek % uzama miktarına sahip parametre olduğu gözlemlenmiştir. Bifilm indeks değeri yani sıvı metalde mevcut olan hata oranı arttıkça uzama değerlerinin düştüğü gözlenmiştir.

Şekil 10'da verilen grafiğe göre artan bifilm indeksinin artmasıyla çekme mukavemeti arasında ortalama değerden ziyade standart sapma açısından ilişki olduğu gözlenmiştir.

Her ne kadar çekme mukavemeti değerleri arasında küçük farklar olsa ve bifilm indeksi ile doğrudan bir ilişki göstermese de standart sapma değeri ile bifilm indeksi arasında anlamlı bir ilişki mevcuttur. Sıvı metal ne kadar temiz ise dökümden elde edilecek değerler o derece güvenilir olmaktadır.

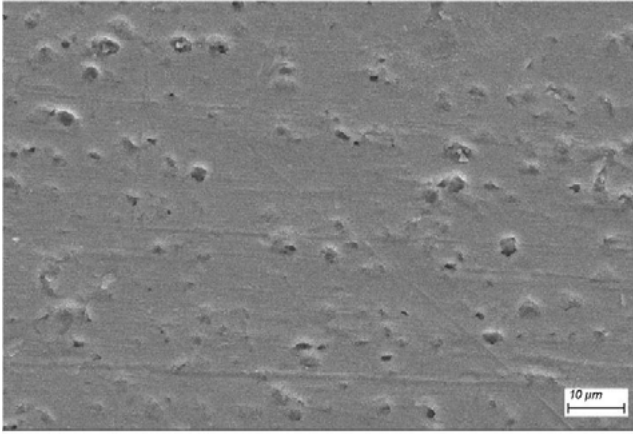


Şekil.9 Farklı AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave oranlarına sahip numunelerin bifilm indeksi ve uzama miktarı arasındaki ilişki

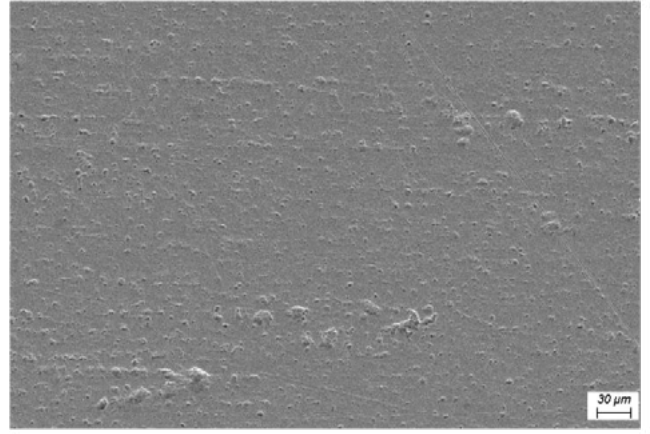


Şekil.10 Farklı AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave oranlarına sahip numunelerin bifilm indeksi ve çekme mukavemeti arasındaki ilişki

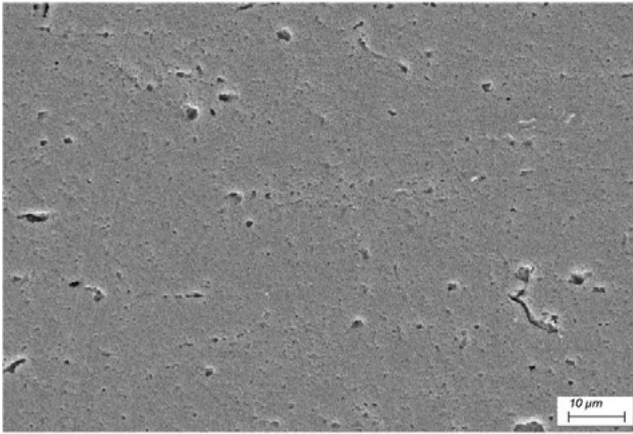
Şekil 11 ve 12'de farklı ilave parametrelerine (%0,01, %0,02 ve %0,03 AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilavesi) bağlı olarak elde edilen döküm parçalarından alınan 1000X ve 200X büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Her iki büyütme için şekiller birlikte değerlendirildiğinde diğer bulguları destekler nitelikte bir mikroyapı analizi sonuçları elde edildiği anlaşılmaktadır. %0,01 ve %0,03 oranlarında AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilavelerinde tane inceltme işleminin kısmen gerçekleştiğini fakat sıvı metal temizliğinde çok etkili olmadığı anlaşılmaktadır. %0,02 oranında AlTi<sub>5</sub>B<sub>1</sub> ilave edildiğinde ise diğer iki ilave oranına göre tanelerin daha küçük ve sıvı metalin daha temiz elde edildiği gözlenmiştir. %0,01 oranının yeterli olmadığı ve %0,03 oranının ise fazla geldiği sıvı metali kirletici etkiye sahip olduğu düşünülmektedir.



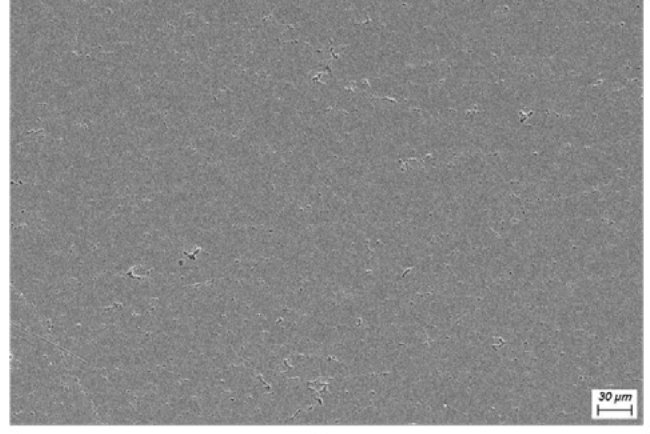
a



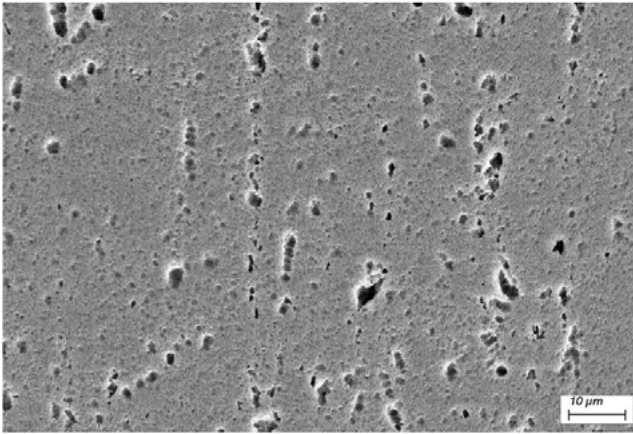
a



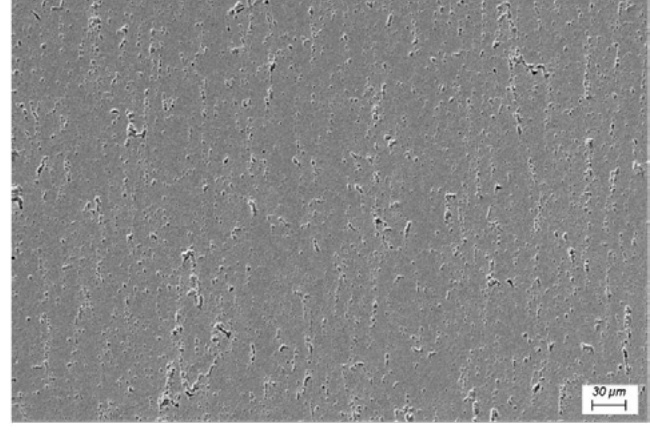
b



b



c



c

**Şekil.11** Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına sahip numunelerin 1000x büyütmedeki SEM görüntüleri a) %0,01  $AlTi_5B_1$  ilavesi, b) %0,02  $AlTi_5B_1$  ilavesi, c) %0,03  $AlTi_5B_1$  ilavesi

**Şekil.12** Farklı  $AlTi_5B_1$  ilave oranlarına sahip numunelerin 200x büyütmedeki SEM görüntüleri a) %0,01  $AlTi_5B_1$  ilavesi, b) %0,02  $AlTi_5B_1$  ilavesi, c) %0,03  $AlTi_5B_1$  ilavesi

#### 4. Sonuç

EN AW 5005 alaşımına üç farklı oranda tane inceltici ilavesi yapılarak döküm özelliklerinin incelediği bu çalışmada elde edilen sonuçlara aşağıda özetlenmiştir:

1. Tane inceltici oranı arttıkça mekanik özelliklerin iyileştiği fakat %0,02 oranında AlTi5B1 ilave edildiğinde en güvenilir değerler elde edilmektedir.

2. İlave oranı arttıkça sıvı metal kalitesi düşmekte ve buna bağlı sayısal veri olarak yüksek bifilm indeks değeri ve düşük yoğunluk değeri elde edilmektedir.

3. Tane incelticinin döküm parçası üzerindeki etkisi SEM incelemelerinde de açıkça gözlenmiştir. En optimum tane yapısı ve sıvı metal kalitesi %0,02 AlTi5B1 oranında elde edilmiştir.

4. Bifilm indeks değeri ile % uzama değerleri arasında doğrudan bir ilişki vardır. Diğer taraftan bifilm indeks ve çekme mukavemeti arasında standart sapma açısında dolay ilişki elde edilmiştir.

#### Referanslar

1. Keleş, Ö., *Alüminyumun Serüveni*. 2021. 224.
2. Kramer, L., et al., *Locally reversing sensitization in 5xxx aluminum plate*. Journal of materials engineering and performance, 2012. **21**: p. 1025-1029.
3. Davis, J.R., *Alloying: understanding the basics*. 2001: ASM international.
4. YAĞCI, T., et al., *ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMLARINA DAİR SON YILLARDAKİ AKADEMİK VE ENDÜSTRİYEL GELİŞMELERE GENEL BAKIŞ VE DEĞERLENDİRME*. Uludağ Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi, 2021. **26**(3): p. 1191-1210.
5. Ali Engin, A.U., Muhammed Raşit Eryılmaz, Muhammet Uludağ, *AlTi5B1 ve Al3B İlavesinin A380 Alaşımında Döküm Kalitesi Üzerine Etkisinin İncelenmesi*. 2019.
6. Siyambaş, A., *AA5754 alüminyum alaşımlarının ikiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilmesi ve termomekanik proses parametrelerinin etkilerinin araştırılması*. 2011.
7. Sigworth, G.K. and T.A. Kuhn, *Grain refinement of aluminum casting alloys*. International Journal of Metalcasting, 2007. **1**(1): p. 31-40.
8. Yapıcı, C., *Alti5b1 Master Alaşımının Alüminyum Basınçlı Döküm Yönteminde Tane İnceltici Olarak Kullanımının İncelenmesi*. 2012, Fen Bilimleri Enstitüsü.
9. Ibarra, G., *Control of grain refinement of Al-Si alloys by thermal analysis*. 1999.
10. Ramazan, C., et al., *Toz Metalurjisi Yöntemi ile Tane İnceltici Üretimi ve Döküm Performansının İncelenmesi*. International Journal of Engineering Research and Development. **15**(1): p. 151-163.
11. Büyükakkaş, F., *Çift Merdaneli Sürekli Levha Döküm Yöntemi ile Üretilmiş AA3003 Alaşımı Alüminyum Levhalarda Proses Parametrelerinin Özelliklere Etkisi*. 2001, Fen Bilimleri Enstitüsü.
12. BAHADIR, A., *ÖTEKTİK ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE TİTANYUM-BOR İLAVESİNİN ETKİSİ*. 2021.

# Comparison of Lattice Structures in the Additive Manufacturing of AlSi<sub>10</sub>Mg Alloys and the Electroless Nickel Plating of the Structures

AlSi<sub>10</sub>Mg Alaşımlarının Eklemeli İmalatında Lattice Yapılar ile Yapıların Akımsız Nikel Kaplamalarının Karşılaştırılması

**Turgut Azer VURKIR<sup>1,2</sup>, Berkan ÇELİK<sup>3,4</sup>, Mehmet Şeref SÖNMEZ<sup>3</sup>, Ahmet TURAN<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>Karfo Endüstriyel, <sup>3</sup>Istanbul Technical University,  
<sup>4</sup>UCTEA Chamber of Metallurgical and Materials Engineers  
Türkiye

## Abstract

This study explores the application of electroless nickel (Ni) coatings to enhance the mechanical properties of 3D-printed parts produced through selective laser sintering (SLS). The focus is on lattice structures, including re-entrant and gyroid shapes, known for their lightweight characteristics and exceptional mechanical performance. The mechanical properties of these structures are analysed using techniques such as scanning electron microscopy (SEM), compression strength testing, hardness testing, and computer tomography. Additionally, electroless nickel plating parameters are optimized to further improve the performance of selected 3D-printed parts. The findings contribute to advancing the understanding of enhancing the mechanical behaviour of SLS-produced lattice structures through surface modifications.

## 1. Introduction

Additive manufacturing, also known as 3D printing, has revolutionized the production of objects by enabling the fabrication of intricate designs and customized shapes [1]. However, the surface quality of 3D-printed parts often suffers from imperfections such as visible layer lines and a rough texture, which can adversely affect their mechanical properties and performance [2]. To address this issue, the application of electroless nickel (Ni) coatings has emerged as a promising solution to enhance the mechanical behaviour of these parts [3]. Electroless nickel coatings offer benefits such as improved wear resistance, reduced friction, and protection against corrosion and oxidation [4]. Selective laser sintering (SLS), a widely utilized additive manufacturing process in the aerospace industry, allows for the creation of lightweight and complex parts. SLS provides advantages such as greater design flexibility and shorter production times compared to traditional manufacturing

methods. Lightweight structures are of particular interest in aerospace applications, where the reduction of weight without compromising strength is crucial [4]. This can be achieved through material weight reduction or the use of porous structures. This study focuses on investigating the mechanical properties of various lattice structures, including re-entrant and gyroid shapes, produced through SLS. The characterization is performed using techniques such as SEM, compression strength testing, hardness testing, and computer tomography [5]. Additionally, the study explores the optimization of electroless nickel plating parameters to enhance the performance of selected 3D-printed parts. By improving the mechanical behaviour and surface quality of 3D-printed parts, this research contributes to advancing the applications of additive manufacturing, particularly in critical industries such as aerospace [6].

## 2. Experimental Procedure

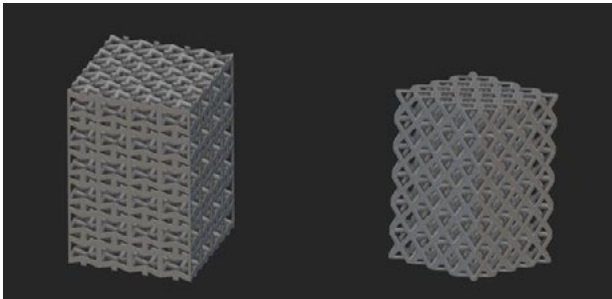
### 2.1 Material preparation

To begin the process, AlSi<sub>10</sub>Mg powder was obtained to fabricate the lattice structures. Subsequently, the electroless nickel plating bath was prepared, ensuring the use of appropriate chemicals and precise measurements to achieve the desired composition. It was crucial to maintain stable pH and temperature control throughout the plating process to ensure the quality and consistency of the coatings on the lattice structures [5].

### 2.2 Design and 3D printing of lattice structures

In order to conduct a fair and comparative analysis, Computer-Aided Design (CAD) software was employed to design gyroid, strut, and re-entrant lattice structures (Fig. 1). Identical parameters were carefully chosen and implemented in the CAD models for each lattice type to ensure

consistency and eliminate any bias during the evaluation process. This approach allowed for a meaningful and accurate comparison of the mechanical behaviour, surface characteristics, and the effects of surface modification through electroless nickel plating for all three lattice structures [7].



**Figure 1** Designing of re-entrant (left) and strut (right) lattices.

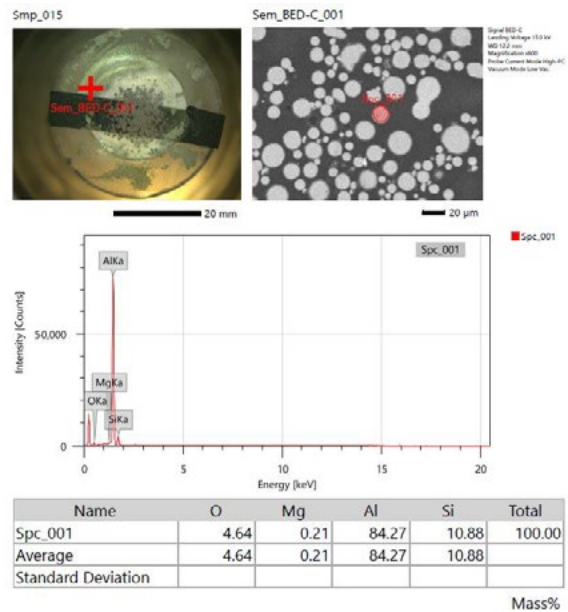
The lattice structures were 3D printed using AlSi10Mg powder and selective laser sintering (SLS) technology, which is given in Figure 2.



**Figure 2.** Representation of printed lattice.

**2.3 Energy dispersive spectrometer (EDS) analysis**

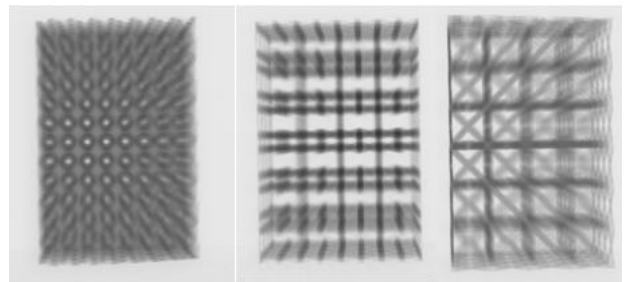
Samples of the AlSi10Mg powder were collected, and their composition and properties were analysed using an energy dispersive spectrometer (EDS). The EDS analysis provided valuable information about the material’s composition, which was recorded for further analysis in the study (Fig. 3).



**Figure 3.** EDS analysis of powder of AlSi10Mg.

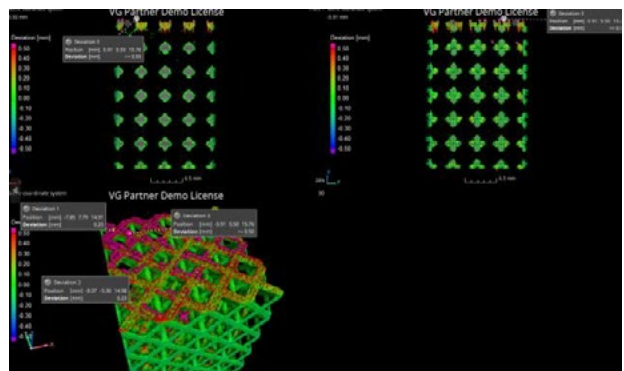
**2.4 X-Ray imaging and computed tomography (CT) scanning**

X-ray imaging was employed to evaluate the structural integrity and dimensional accuracy of the lattice structures produced by SLS (Fig. 4).



**Figure 4.** X-Ray radiographic view of lattices.

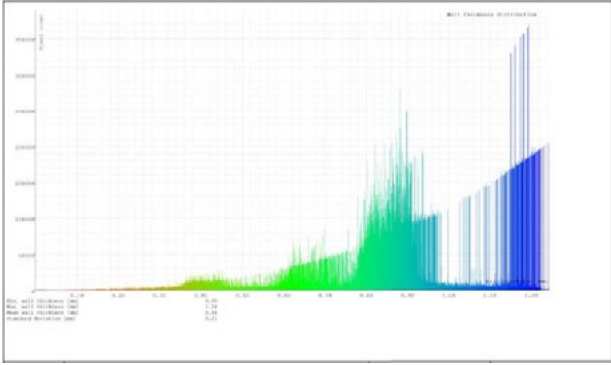
Computed tomography (CT) scans were performed on the lattice structures, and the data obtained was compared with the CAD models to identify any post-design errors (Fig. 5).



**Figure 5.** Comparison CT analyses of lattices.

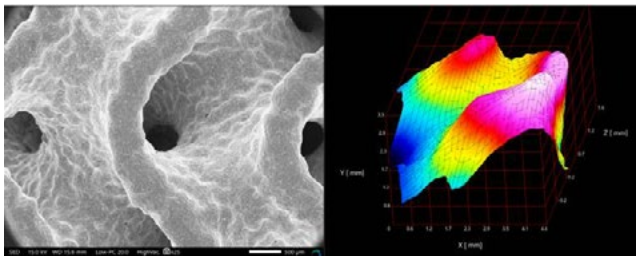
**2.5 Wall thickness analysis and SEM imaging**

The wall thickness of each lattice structure was measured using appropriate tools and techniques to gain insights into their dimensional characteristics, which is given in Figure 6.



**Figure 6.** Results of wall thickness analysis of lattices.

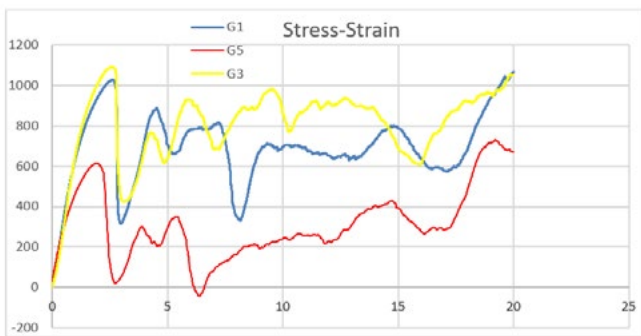
SEM images (Fig. 7) of the lattice structures were captured to examine and analyse their surface characteristics and morphology.



**Figure 7.** SEM image (left) and 3D surface (right) of gyroid.

**2.6 Quasi-static compression testing**

Quasi-static compression testing was conducted on the lattice structures to determine their yield strength values, providing valuable insights into their mechanical behaviour. The results from the quasi-static compression testing were recorded to facilitate a comparison of the mechanical strength among the gyroid, strut, and re-entrant lattice structures, which is given in Figure 8.



**Figure 8.** Stress - strain graph of gyroid.

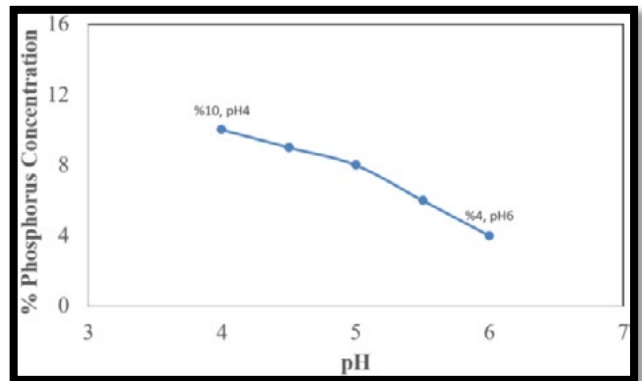
**2.7 Electroless nickel plating process**

The lattice structures were submerged in the prepared electroless nickel plating bath for varying durations, including 30 minutes, 60 minutes, 90 minutes, and 120 minutes, (Fig. 9).



**Figure 9.** Electroless Ni coated samples.

The pH and temperature were carefully controlled during the plating process to ensure the achievement of the desired phosphorus content and maintain the quality of the coatings on the lattice structures (Fig. 10).



**Figure 10.** Phosphorus concentration - pH diagram.

**2.8 Coating thickness measurement**

The coating thickness of the lattice structures (Fig. 11 and Fig. 12) was measured after each plating duration using appropriate methods, such as specialized software and techniques.

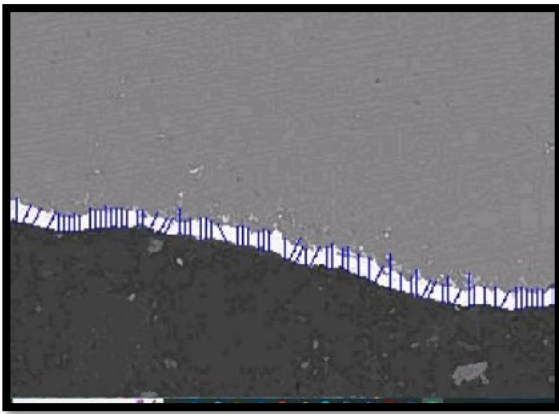


Figure 11. Analysis of coating thickness.

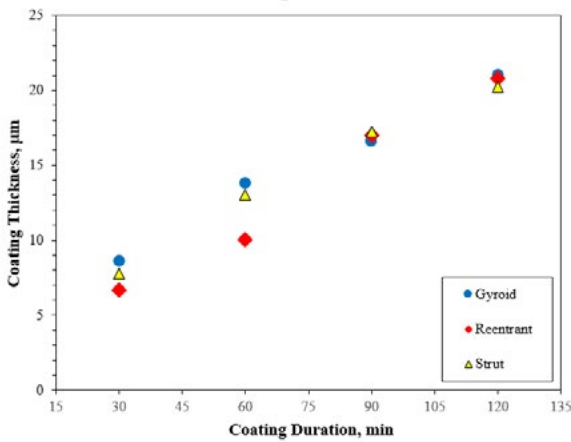


Figure 12. Results of coating analyses.

### 3. Results and Discussion

The comprehensive investigation into the design, analysis, and evaluation of lattice structures, including gyroid, strut, and re-entrant structures, yielded valuable insights into their mechanical behaviour and surface properties. The analysis of AlSi10Mg powder using EDS provided crucial information about the material’s composition and properties, which significantly influenced the lattice structures [7]. The production of lattice structures using SLS technology, followed by X-Ray imaging and CT comparisons, ensured accurate manufacturing and facilitated the identification of post-design errors [3]. The wall thickness analysis and SEM capture revealed dimensional characteristics and surface morphology, with the gyroid structure exhibiting lower variation in wall thickness and higher surface deviation compared to re-entrant and strut structures. The quasi-static compression testing revealed that the gyroid structure displayed superior mechanical strength with yield strength values exceeding 1020 MPa (approx. 1029 MPa), making it more reliable under various loads. Conversely, the re-entrant structures exhibited weak behaviour against loads (163 to 112 MPa), indicating instability during forcement, and the Strut structures’ design parameters were unsuitable for bearing loads (206-45 MPa).

Table 1. Yield strengths of gyroid, strut, and re-entrant structures with different loads.

Gyroid		Strut		Re-entrant	
Force, kN/m	Yield strength, MPa	Force, kN/m	Yield strength, MPa	Force, kN/m	Yield strength, MPa
1	1029	1	206	1	163
3	980	3	45	3	121
5	615	5	59	5	112

The application of electroless nickel plating to the lattice structures allowed for surface modification, and stable pH and temperature control during plating resulted in linearly increasing coating thickness values with longer durations. High phosphorus nickel coatings led to smoother surfaces with increasing coating time, while medium phosphorus coatings showed improved adhesion but higher surface roughness than high phosphorus coatings.

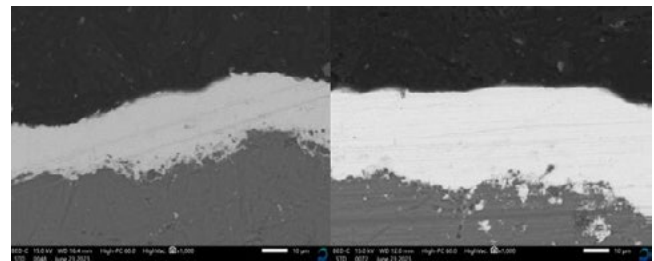


Figure 13. Surface smoothness differences of MidP (left) & HighP (right).

These findings contribute significantly to the advancement of lattice designs and provide valuable knowledge for practical applications across various industries.

### 4. Conclusion

In conclusion, this thesis project provided a comprehensive understanding of lattice structures, focusing on gyroid, strut, and re-entrant designs [3, 6]. The experimental investigations using EDS analysis, X-Ray and SEM imaging, CT comparisons, wall thickness analysis, and quasi-static compression testing allowed for an in-depth evaluation of their mechanical properties and surface characteristics. The superior mechanical strength of the gyroid structure, evident from its high yield strength values, highlights its potential for robust performance under different loads. However, the weaker behaviour of re-entrant structures and the inadequate performance of strut structures under loads indicate the need for design improvements. The application of electroless nickel plating demonstrated the potential for surface enhancement, offering smoother surfaces with high phosphorus coatings and improved adhesion with medium phosphorus coatings. Overall, the outcomes of this project contribute significantly to the development of improved lattice designs and provide valuable insights for future research and practical



applications in diverse industries, where lattice structures hold immense promise for various engineering applications.

## References

- [1] Bikas H, Stavropoulos P, Chryssolouris G. Additive manufacturing methods and modeling approaches: A critical review. *Int J Adv Manuf Technol*. 2016;83(1–4):389–405.
- [2] Gornet T. *History of Additive Manufacturing*. 2017;1–24.
- [3] Gümrük R, Usun A. Investigation of mechanical properties of electroless nickel plated micro-lattice structures. *J Fac Eng Archit Gazi Univ*. 2020;35(4):1783–98
- [4] Adekanye A, Mahamood RM, Akinlabi ET, Owolabi MG. *Additive Manufacturing: The Future of Manufacturing Additive Manufacturing: Prihodnost Manufacturing*.
- [5] Kempen K, Thijs L, Van Humbeeck J, Kruth JP. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Phys Procedia* [Internet]. 2012;39:439–46. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.059>
- [6] Teng F, Sun Y, Guo S, Gao B, Yu G. Topological and Mechanical Properties of Different Lattice Structures Based on Additive Manufacturing. *Micromachines*. 2022;13(7).
- [7] Altamimi S, Lee DW, Barsoum I, Rowshan R, Jasiuk IM, Abu Al-Rub RK. On Stiffness, Strength, Anisotropy, and Buckling of 30 Strut-Based Lattices with Cubic Crystal Structures. *Adv Eng Mater*. 2022;24(7).

# Effect of Sr-Level and Cooling Conditions on the Mechanical Properties of Secondary Al-Si Die Casting Alloys

Sr-Seviyesi ve Soğutma Koşullarının İkincil Al-Si Basınçlı Döküm Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi

**Ümit KOÇ<sup>1,2</sup>, Barış KARA<sup>2</sup>, Asım ZEYBEK<sup>2</sup>, Sezgin BAYRAM<sup>1</sup>, Emre ÇINKILIÇ<sup>3,4</sup>**

<sup>1</sup>Can Metal, <sup>2</sup>Yeşilova Holding, <sup>3</sup>Hakkari University, <sup>4</sup>CyberAlloys Teknoloji ve ArGe Ltd. Şti. Türkiye

## Abstract

The high pressure die casting (HPDC) technology enables the cost-effective and rapid production of aluminum components in large volumes. HPDC casting components with intricate geometry can be produced by using Al-Si die casting alloys that offer excellent castability. The most popular Al-Si die casting alloys, like EN AC 46000 or EN AC 44300, etc., are secondary alloys with limited mechanical properties and used for non-structural applications. Improving the mechanical properties of these alloys via microstructure modification and higher molten metal quality can expand their use into a wider range of applications, which will bring us closer to a more sustainable die casting industry. The aim of this study is to investigate the effect of Sr content and cooling conditions on the modification of eutectic Si phase and detrimental Fe-containing intermetallics to improve the mechanical properties, especially the ductility, of the EN AC 44300 alloy. An HPDC die that consists of tensile bars with different wall thicknesses, was used to study the relation between cooling rate, Sr concentration, and level of eutectic Si modification. A CALculation of PHase Diagrams (CALPHAD) analysis is performed using Pandat software (CompuTherm LLC. WI) to evaluate the effect of non-equilibrium cooling conditions on the microstructure. The results suggest that increasing Sr content has an adverse effect on the mechanical properties due to the formation of large eutectic grains, coarse Fe-containing intermetallics, and reduced melt quality.

## 1. Introduction

Secondary Al-Si die casting alloys are widely used in the production of non-structural automotive parts due to their limited ductility, monotonic strength, and fatigue properties. High-pressure die casting (HPDC) is a highly automated process suitable for producing large volume of casting parts with intricate geometry and various wall thicknesses. EN AC 44300 (Al-12Si) and EN AC 46000 (Al-9Si-3Cu) are commonly used secondary die casting alloys with the main advantage of having small carbon footprint, since they are produced using mixed Al scrap that can be remelted for a

fraction of the energy required to produce primary Al alloys. However, the mechanical properties, especially ductility, of EN AC 44300 and 46000 are limited compared to primary Al die casting alloys due to their high impurity levels [1-3].

The mechanical properties of secondary Al die casting alloys are influenced by various factors, including high impurity content (Fe, Cu, etc.) resulting in coarse intermetallic formation (sludge particles), elevated hydrogen, oxide bi-film and inclusion contents due to poor melt handling practices during ingot production, remelting and transfer operations, early solidification products (ESPs) forming in shot sleeve as a result of inadequate thermal management, and coarse morphology of Si phase depending on the cooling rate that may change with wall thickness of the casting part. In addition, the turbulent flow of metal in the die cavity, evaporation of die lubricants and high hydrogen levels in molten aluminum can lead to formation of large number of pores in the casting parts that will adversely affect the final mechanical properties.

The limited ductility of secondary Al die casting alloys restricts their use to non-structural applications. However, in some cases, these non-structural die casting parts produced from secondary Al alloys might be subjected to secondary processes, such as metal spinning, that involve a large amount of localized deformation to shape the casting into its final form. The low deformability of legacy alloys, such as EN AC 44300 and EN AC 46000, leads to increased scrap due to material failure during the secondary operation, even though castings have an acceptable quality at the end of the casting operation. Therefore, increasing the ductility of the aforementioned legacy alloys via microalloying and improved casting quality has been receiving attention [4-9].

The phase equilibria of commercially available multicomponent aluminum alloys are extremely complex and numerous phases form during the solidification process. The CALculation of PHase Diagrams (CALPHAD) is a computational approach which combines experimental data and thermodynamic models to provide information on multi-component phase equilibria, relative fraction of phases as a function of temperature, heat evolution, solidification

behavior of alloys under equilibrium or non-equilibrium cooling conditions, microsegregation of alloying elements and physical properties of alloys, such as electrical conductivity, density, etc. The CALPHAD-based alloy design and process optimization can significantly reduce the time and cost to achieve the required material properties for an application [10-11].

In this study, the effect of Sr-modification and melt cleanliness on the mechanical properties of EN AC 44300 alloy was investigated. The effect of Sr-concentration on the solidification path of the secondary EN AC 44300 alloy was modelled using Scheil solidification model implemented in the Pandat software, and based on the modelling results pilot-scale die casting experiments were conducted to observe the evolution of alloy microstructure (change in Fe-containing intermetallics size and eutectic modification) and material properties.

## 2. Materials and Methods

### 2.1. Melting and Casting Procedures

EN AC 44300 (AlSi12Fe) secondary aluminum ingots in accordance with TS EN 1706 standard were melted in a shaft-type furnace at 740°C. The chemical compositions of the produced alloys were measured by Thermo Scientific ARL optical emission spectrometer. Measured compositions of the alloys are given in Table 1. Degassing and fluxing was performed in a 500kg transfer ladle using a rotary degassing unit that injects N<sub>2</sub> gas at a 25L/minute rate for 3 minutes. To evaluate the melt quality reduced pressure test samples were collected before and after the degassing operation and solidified under 80mBar pressure. Then, the molten aluminum was transferred to the holding furnace prior to the casting operations. A die that consists of tensile test specimens with wall thicknesses of 1.5mm, 3mm, 6mm, 9mm and 12mm and gauge length of 76mm was attached on 400-ton high pressure die casting machine.

**Table 1.** OES analysis results of produced samples (wt.%).

Alloy	Fe	Si	Mn	Sr	Al
A1	0.59	12.24	0.43	180ppm	Balance
A2	0.58	12.29	0.41	360ppm	Balance
A3	0.59	11.75	0.42	550ppm	Balance

### 2.2. Microstructure and Porosity Analysis

Microstructure characterization using optical microscopy was performed on samples that were cut from the middle of the gauge length of tensile specimens with different thicknesses. The specimens were prepared following the standard metallographic procedures and selectively etched using a 0.5% HF solution to distinguish Fe-containing intermetallics.

Optical microstructure images of the produced castings were collected using a Nikon optical microscope. The total porosity content was investigated in 3mm thick tensile samples. A total of 10 microstructure images at a 100x magnification which corresponds to an area of 0.7mm<sup>2</sup> was analyzed using the built-in package offered by Clemex software. Porosities smaller than 10x10µm were not included in the calculations.

### 2.3. Mechanical Property Testing

Tensile tests were carried out on an INSTRON 34TM-50 Model 50 kN test frame using rates V1:1.14mm/min and V2:30.6mm/min according to ISO 6892. Ten samples were tested to ensure repeatability and enhance the statistical confidence in the data. Tensile tests samples were subjected to x-ray analysis according to ASTM E505 standard to observe the porosity and inclusion content prior to tensile testing. The imperfections in tensile bars with 3mm thickness were investigated with YXLON MU2000-D system operated at an accelerating voltage of 180kV.

### 2.4. CALPHAD Modeling

CALPHAD modeling is a powerful tool for virtual phase equilibria analysis that can provide insights for a better understanding of the processing – structure – property relationship of a material system and allow the design of target experiments to optimize the microstructure through modification of alloy composition and process parameters. The CALPHAD modeling of Al-Si-Fe-Mn-Sr quinary system was carried out using Pandat<sup>TM</sup> software by CompuTherm LLC. (Madison, WI). The thermodynamic descriptions of investigated phases are detailed in PanAl2022 thermodynamic and mobility database.

The effect of Sr content on the phase equilibria and solidification path was investigated. The isopleths (vertical sections) of the Al-Si-Fe-Mn-Sr system were calculated. Based on the equilibrium calculations, Scheil solidification simulations were performed for various concentrations of Sr. Scheil model assumes complete mixing in liquid but no diffusion in solid which resembles the rapid cooling conditions observed in HPDC process. Solidification simulations were performed for 200ppm, 350ppm and 500ppm Sr levels while Si, Fe, Mn, Cu, Mg levels were fixed.

## 3. Results and Discussion

### 3.1. CALPHAD Simulations

The size, morphology, and distribution of the eutectic Si phase influence the mechanical properties of Al-Si die casting alloys. Eutectic Si particles with acicular morphology can significantly reduce the ductility of Al-Si alloys. The common foundry practice is to add Sr to modify

eutectic Si and transform its morphology from an acicular to a fine fibrous form. Some of the primary Al-Si-Mg die casting alloys, such as Silafont36, Aural2, and EZCast contain up to 200ppm Sr for the modification of the eutectic Si phase and improving mechanical properties required for structural applications.

In this study, the addition of Sr to modify the Si phase in eutectic EN AC 44300 alloy was investigated to improve the ductility required for secondary operations involving significant localized deformation around a section with a wall thickness of 3mm. High cooling rates that are inherent to the HPDC process may refine the eutectic Si phase partially, thus, eutectic modification with controlled Sr additions was considered to achieve the desired microstructure for every part and reduce scrap due to failure during the metal spinning operation.

The phase equilibrium for Al-Si-Fe-Mn-Sr system was investigated using Pandat software equipped with the PanAl2023 database. The isopleth, or vertical cross-section, of the phase diagram for the multi-component system, is presented in Figure 1. The alloy composition was fixed at Al-12.2wt.%Si-0.6wt.%Fe-0.4wt.%Mn at the origin, and Sr content was gradually increased up to 800ppm (0.08wt.%). Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr is the stable equilibrium phase over ~615°C and 50 ppm Sr.

Solidification microstructure (such as phase constituents and fractions) of multicomponent alloys can be predicted using equilibrium and Scheil models. The equilibrium model assumes complete mixing in both liquid and solid phases, thus, can be used to simulate the as-cast microstructure of low solidification rate processes (such as sand casting) or fully annealed microstructure. On the other hand, Scheil model, assuming no diffusion in solid and complete mixing in liquid, provides a better approximation (than the equilibrium model) for solidification microstructure for processes with high cooling rates high-pressure die casting. The calculated volume fractions of phases for the as-cast condition are presented in Figure 2, based on Scheil (non-equilibrium) model. Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr is the primary solidification product, followed by the formation of α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> phase. The volume fraction and formation temperature of Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr phase increases with Sr content consistent with the phase equilibria calculations. The solidification sequence or the volume fraction of other phases are not affected by the Sr-level in the alloy. However, high Sr content can lead to formation of large eutectic grains and increased content porosity in the castings. In addition, Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr phase can act as a heterogeneous nucleation site for the Fe-containing intermetallic phases that may result in coarsened sludge particles to form in the molten aluminum. High Sr contents can also increase the rate of oxidation on the molten metal surface during transfer and holding operations. Therefore, it is critical to add minimum Sr content that modifies to Si and mitigating any adverse effects of Sr on the microstructure.

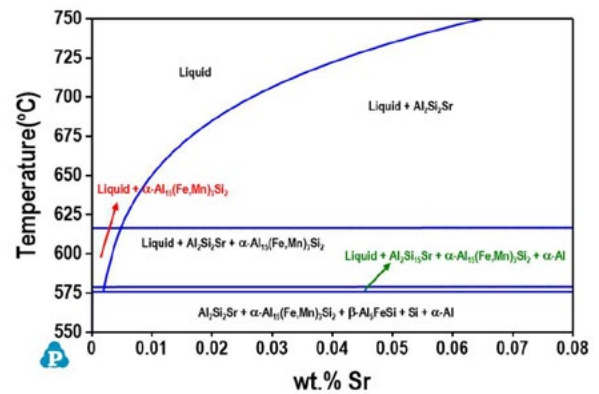


Figure 1. Isopleth for Al – 12.2wt.% Si – 0.6wt.% Fe – 0.4wt.% Mn – Xwt.%Sr showing equilibrium phases constituents.

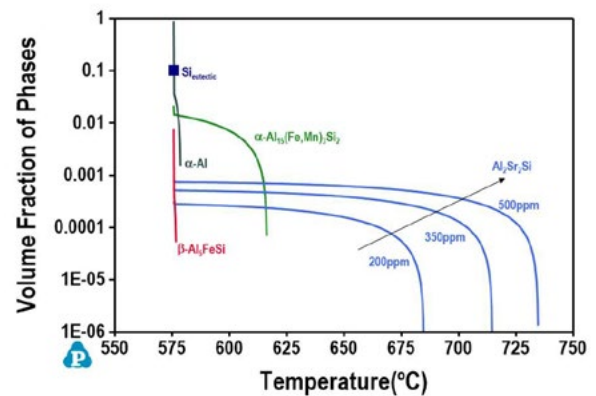
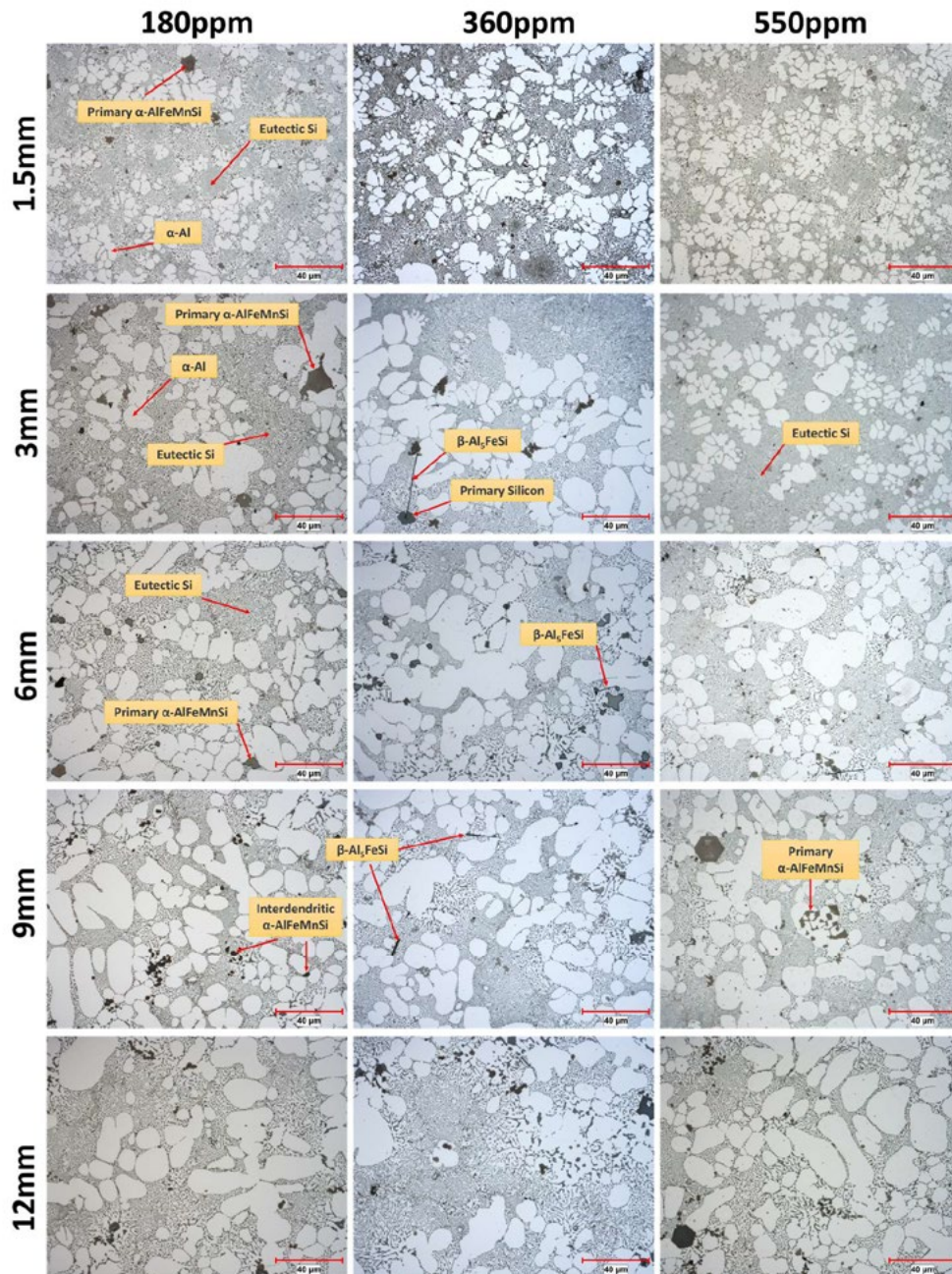


Figure 2. Scheil solidification of Al – 12.2wt.% Si – 0.6wt.% Fe – 0.4wt.% Mn with different amounts Sr contents. The formation temperature for Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr phase increases with increasing Sr content.

The relation between cooling rate, Sr concentration and the level of eutectic Si modification was investigated. Optical microstructure images of different wall thickness and Sr concentrations are presented in Figure 4. The microstructure of alloys as predicted by CALPHAD analysis consists of primary α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> with polygonal morphology, β-Al<sub>5</sub>FeSi with platelet morphology, modified eutectic Si particles within the interdendritic region, and α-Al grains. The polygonal morphology of primary α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> particles is the result of unrestricted growth of the phase in the molten aluminum. α-phase can nucleate and grow within the shot sleeve due to the temperature drop and increased nucleation events because of the Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr particles.

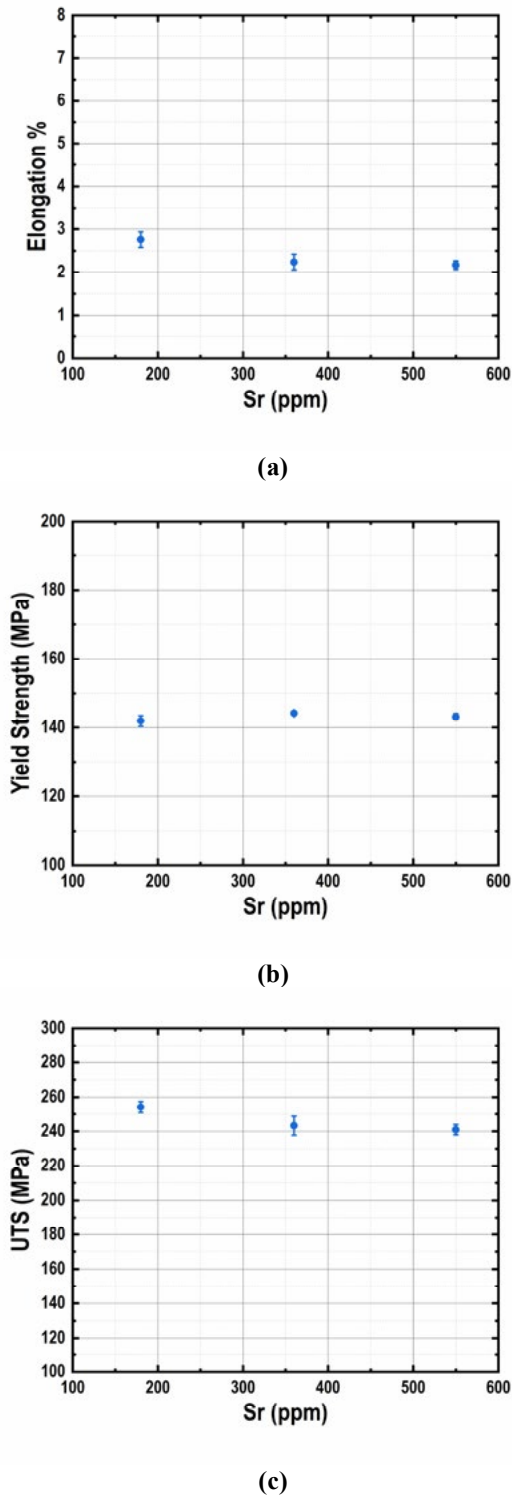
Regardless of the cooling rate, the full eutectic Si modification was achieved for A1, A2, and A3 alloys at all wall thicknesses because of increased Sr content. The microstructure of the produced alloys consists of primary α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, β-Al<sub>5</sub>FeSi, eutectic Si, Al grains and some



**Figure 3.** Optical microstructure images of the produced Al-Si die casting alloys with different Sr content and wall thicknesses

primary Si particles. CALPHAD calculations predicted presence of all the phases. Eutectic Si was fully modified with the addition of 180ppm Sr for all the wall thicknesses. Increasing the Sr concentration from 180ppm to 550ppm refined the eutectic Si particles slightly. However, the size of the eutectic network considerably increased with higher Sr content along with the porosity forming around the eutectic grains (Figure 5).

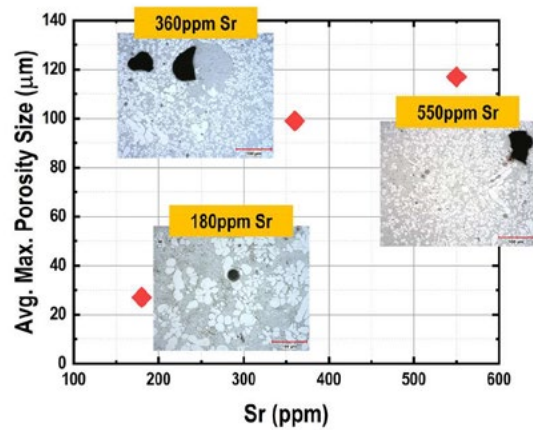
The effect of Sr modification on the mechanical properties of EN AC 44300 alloy was investigated by tensile testing of samples with 3mm wall thickness. The reason for focusing on 3mm samples is that the wall thickness can represent the mechanical properties of the cross-section in the actual casting part. The summary of mechanical property results of as-cast tensile specimen with 3mm thickness is presented in Figure 5.



**Figure 4.** Measured mechanical properties of as-cast samples with 3mm wall thickness, (a) El.% - Sr, (b) YS-Sr, (c) UTS-Sr

As it can be seen from the graphs presented in Figure 5, elongation to failure (El.%) and ultimate tensile strength (UTS) decreases with increasing Sr content, while the yield strength (YS) stays constant. The decrease in El.% and UTS with increasing Sr content suggests that another failure mechanism becomes prevalent and negates the beneficial effect of eutectic modification on the mechanical properties.

The mechanical properties of EN AC 44300 are controlled by alloy composition and process related defects introduced in the microstructure. The inherent problem of HPDC process is the formation of porosity in the castings that may reduce the mechanical properties since pores can act as stress risers and lead to premature failure. The change in average porosity size with Sr in 3mm tensile bars are presented in Figure 5. The analysis shows that average porosity size increases with increased Sr content.



**Figure 5.** Relationship between Sr concentration and average porosity size and microstructure images showing large porosity formation around eutectic grains.

The increase in the porosity size can be attributed to two factors: 1) change in nucleation and growth mechanism of eutectic grains reduces the permeability of the mushy zone during solidification and lead to formation of pores; 2) decrease in melt quality due to increased hydrogen pick up and oxidation because of the higher Sr content. Eutectic modification is often linked to an increase in porosity compared to unmodified alloy. In general, the beneficial effect of modification is negated while the type of porosity evolves from macroscopic shrinkage to a redistributed micro porosity due to the structural change in eutectic Si that leads to a reduced permeability in mushy zone during solidification. Therefore, control of modification process is important to produce quality castings [12].

#### 4. Conclusion

The relationship between cooling rate, Sr content and eutectic modification to improve the ductility of EN AC 44300 alloy was investigated.

- Eutectic Si can be fully modified by adding Sr concentrations of 180ppm and above up to wall thickness of 12mm.
- Adding increased amounts of Sr negates the benefits of eutectic Si modification formation of large pores that reduces the ductility.
- Improving melt cleanliness practices and adding eutectic modifiers can improve the mechanical properties of EN AC 44300 for secondary operations that requires increased ductility.

### Acknowledgment

Authors would like to acknowledge support from Dr. Fan Zhang of CompuTherm LLC for providing the Pandat/PanEngine software. Ümit Koç is supported by the The Scientific and Technological Research Council Of Türkiye as a researcher within the scope of 119C170 numbered 2244 - Industrial Doctorate Program.

### References

- [1] Reyes, A. E. S., Guerrero, G. A., Ortiz, G. R., Gasga, J. R., Robledo, J. F. G., Flores, O. L., & Costa, P. S. (2020). Microstructural, microscratch and nanohardness mechanical characterization of secondary commercial HPDC AlSi9Cu3-type alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(4), 8266-8282.
- [2] Otarawanna, S., & Dahle, A. K. (2011). Casting of aluminium alloys. *Fundamentals of aluminium metallurgy* (pp. 141-154). Woodhead Publishing.
- [3] Bösch, D., Pogatscher, S., Hummel, M., Fragner, W., Uggowitzer, P. J., Göken, M., & Höppel, H. W. (2015). Secondary Al-Si-Mg high-pressure die casting alloys with enhanced ductility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46, 1035-1045.
- [4] Tian, C., Law, J., Van Der Touw, J., Murray, M., Yao, J. Y., Graham, D., & John, D. S. (2002). Effect of melt cleanliness on the formation of porosity defects in automotive aluminium high pressure die castings. *Journal of materials processing technology*, 122(1), 82-93.
- [5] Jang, H. S., Kang, H. J., Yoon, P., Lee, G., Jeon, J. B., Park, J. Y., ... & Shin, S. (2019). Effects of Mg content on hydrogen content and melt quality of Al-Mg alloys. *Metals*, 9(11), 1235.
- [6] Taylor, J. A. (2012). Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. *Procedia Materials Science*, 1, 19-33.
- [7] Ceschini, L., Morri, A., Toschi, S., Bjurenstedt, A., & Seifeddine, S. (2018). Influence of sludge particles on the fatigue behavior of Al-Si-Cu secondary aluminium casting alloys. *Metals*, 8(4), 268.
- [8] Couture, A. A. F. S. (1981). Iron in aluminum casting alloys-a literature survey. *International cast metals journal*, 6(4), 9-17.
- [9] Dinnis, C. M., Taylor, J. A., & Dahle, A. K. (2006). Interactions between iron, manganese, and the Al-Si eutectic in hypoeutectic Al-Si alloys. *Metallurgical and Materials transactions A*, 37, 3283-3291.
- [10] CompuTherm, L. L. C. (2008). Pandat 8.0-phase diagram calculation software for multi-component systems. CompuTherm LLC, Madison, WI, 53719.
- [11] Balitchev, E., Jantzen, T., Hurtado, I., & Neuschütz, D. (2003). Thermodynamic assessment of the quaternary system Al-Fe-Mn-Si in the Al-rich corner. *Calphad*, 27(3), 275-278.
- [12] Dinnis, C. M., Dahle, A. K., Taylor, J. A., & Otte, M. O. (2004). The influence of strontium on porosity formation in Al-Si alloys. *Metallurgical and materials transactions A*, 35, 3531-3541.

# Farklı Test Basınçlarının RPT Test Numuneleri Üzerindeki Etkisi

## The Effect of Different Test Pressures on RPT Test Samples

**Makbule POZAN, Kıvanç TURAN**

CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş.  
Türkiye

### Abstract

Metal cleanliness in aluminum casting applications has a dominant impact on the performance of the final product. Therefore, it is aimed to achieve high-quality metal casting during the production process. Liquid aluminum begins to form a bi-film layer on the surface within a short period of 5 seconds or more at temperatures of 700°C and above. If effective metal cleaning is not performed, these bi-film layers can be introduced into the final product during the filling process. Bi-film layers act as initiation points for pore formation during solidification. As a result, they negatively affect the strength of the final product. In the foundry industry, Reduced Pressure Test (RPT) samples are commonly taken to determine the quality of liquid metal. The %DI values and pore densities on the polished surfaces of these samples are examined. When RPT test samples are solidified under different test pressures, pore formation varies. This study investigates the effects of solidifying RPT test samples obtained from gas-treated liquid metal under pressures of 20-40-60-80-100 mbar on the determination of metal cleanliness by examining the pore formation on the surfaces of the samples. In the samples solidified under 20 mbar test pressure, it was observed that the pores burst at the apex of the sample and large-sized pores formed on the polished surfaces of the samples. As the test pressure increased, the pores remained on the polished surfaces of the samples and their sizes became smaller. No correlation could be established between the %DI values and the pore ratios of the RPT test samples.

### Özet

Alüminyum döküm uygulamasında metal temizliğinin nihai ürünün performansı üzerinde baskın şekilde etkisi vardır. Bu nedenle üretim sürecinde yüksek kalitede metal ile döküm uygulaması gerçekleştirilmesi amaçlanmaktadır. Sıvı Alüminyum, 700°C ve üzerinde 5 saniye kadar kısa bir süre içerisinde yüzeyde bi-film tabakası oluşturmaya başlar. Etkin bir metal temizliği yapılamaması durumunda ise dolmuş esnasında nihai ürün içine verilmiş olurlar. Bi-film tabakaları katılma esnasında gözenek oluşumunu başlatma noktaları gibi davranırlar. Böylece nihai ürünün mukavemetini negatif yönde etkilerler. Döküm endüstrisinde sıvı metalin kalitesinin tayin edilmesi için

yaygın olarak RPT (Azaltılmış Basınç Testi) numuneleri alınarak %DI (density index – yoğunluk endeksi) değerleri ve numunelerinin parlatılmış yüzeylerindeki gözenek yoğunlukları incelenir. RPT test numunesi farklı test basınçlarında katılaştırıldığında gözenek oluşumu değişiklik gösterir. Bu çalışmada gaz giderme uygulanmış sıvı metalden alınan RPT test numunelerinin 20-40-60-80-100 mbar basınçlar altında katılaştırılması ve numunelerin yüzeylerindeki gözenek oluşumunun metal temizliğinin tayin edilmesi üzerindeki etkileri araştırılmıştır. 20 mbar test basıncında katılaştırılan numunelerde, gözeneklerin numunenin tepe noktasında patladığı, parlatılan numune yüzeylerinde boyutları büyük gözeneklerin oluştuğu görülmüştür. Test basıncı arttırıldığında gözenekler parlatılan numunelerin yüzeylerinde kalmakta ve boyutları daha küçük olmaktadır. %DI değerleri ile RPT test numunelerinin gözenek oranları ile ilişki kurulamamıştır.

### 1. Giriş

Alçak basınçlı döküm, birçok endüstride yaygın olarak kullanılan bir üretim yöntemidir. Bu yöntemle üretilen parçaların kalitesi, döküm işlemi sırasında meydana gelen inklüzyonlar ve oksit tabakalarının varlığından etkilenmektedir. Alçak basınçlı döküm sürecinde sıvı metal içerisinde oluşan inklüzyonlar, parçaların mekanik dayanımını olumsuz etkilemektedir. Bu nedenle, inklüzyonların tespit edilmesi ve bunların miktarının belirlenmesi önemlidir. Oksit tabakaları parçaların yüzeyinde çatlaklara veya korozyona neden olabilmektedir. Bu nedenle, oksitlerin tespiti ve kontrolü önemlidir. Sıvı metal kalitesinin belirlenmesi amacıyla, döküm endüstrisinde K-Mold analizi, Cüruf testi, PoDFa analizi, Qualiflash, Prefil, LIMCA, ALSPEK MQ cihazları kullanılarak geniş kapsamlı analizler yapılabilmektedir. Metal kalitesinin ölçülebileceği tüm bu sistemler değerlendirildiğinde, dökümhanede kullanımı uygun olan ve üretime hızlı cevap verebilen, dökümü yönlendirebilen RPT testi sıvı metal kalitesinin belirlenmesi için yaygın olarak kullanılmaktadır.

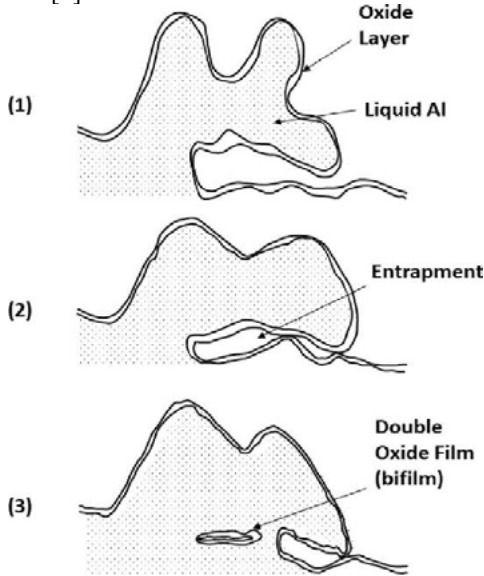
Sıvı metal içerisinde bi-film tabakalarının varlığında, Hidrojen (H) gazı bi-film tabakası içerisine difüze olur ve



bi-filmi genişletmeye başlar. Test, katılma sırasında kısmi basınç altında bi-filmilerin arasında sıkışan gazı genişletme prensibine dayanmaktadır. Basınç ne kadar küçülürse H gazı filmler arası katmanı o kadar fazla genişletir ve daha fazla görünür kılar.

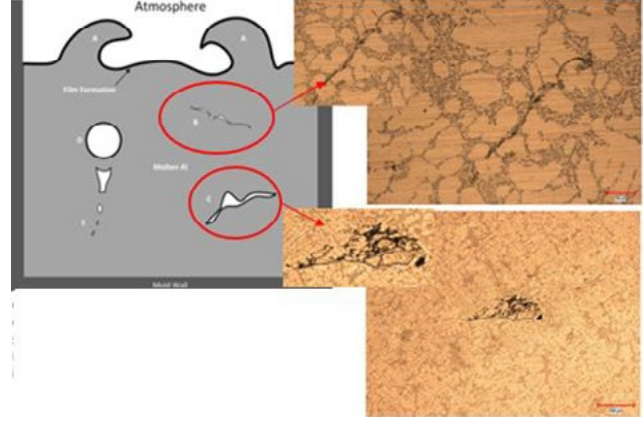
Sıvı metal içerisindeki inklüzyonlar, ergitme ocaklarının, transfer potalarının ve döküm tezgahlarının temizlik performansından yüksek oranda etkilenir. Özellikle ergimiş alüminyumun 700°C ve üzeri sıcaklıklarda oksijen afinitesi yüksektir. Ortamdaki hava ile temas eden ergimiş alüminyum oksijen ile reaksiyona girer ve oksit film tabakası (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) oluşturur. Bu tabaka zamanla daha koyu ve kalın kristal yapıya dönüşmektedir. Üç farklı faz dönüşüme uğrayan alüminyum oksit, önce amorf yapıda olup ince film şeklinde iken,  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve daha sonra korundum olarak bilinen  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'e dönüşür [1].

Sıvı metal üst katmanında oluşan bi-film tabakaları özellikle sıvı metalin transferi sürecinde yüzeydeki sıvı filmin içe doğru katlanması ile metal içerisine hapsolmaktadır (Şekil 1). Film tabakalarının katlanması sürecinde arayüz oluşur ve film tabakalarının kuru yüzeyleri birbirine karşı gelecek şekilde katlanır. Oluşan yüzey türbülansları ve bu etki ile sıvı metal yüzeyinde yeni oksit tabakalarının oluşumu milisaniyeler içerisinde gerçekleşir. Sıvı metal içerisine gömülen film çift katmanlıdır ve bu nedenle bi-film olarak adlandırılır [2].



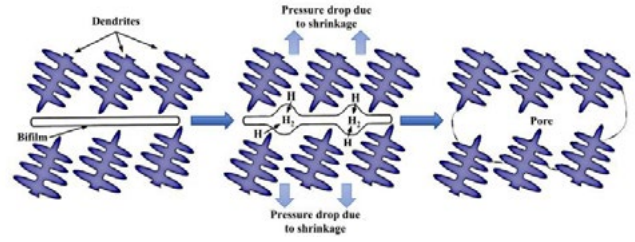
**Şekil 1:** Türbülans kaynaklı bi-film tabakalarının oluşumu ve katlanan tabakaların metal içine gömülmesi [6].

Bi-film tabakaları metal içerisine sürüklendiklerinde, metal içerisinde mevcut olan H gazları tabakalar arasında difüze olmakta ve bunun sonucunda dökülmüş parçada oksit tabakası içerisinde çekinti boşlukları ile karşılaşmaktadır (Şekil 2) [3].



**Şekil 2:** Sıvı metal hareketleri sonucunda oluşan oksit tabakalarının dökülmüş parça içerisindeki görüntüleri.

Bi-film tabakaları, gözenek-çekinti oluşumunda etkin role sahiptir. Katılma sırasındaki hacimsel büzülme kaynaklı, yarı katı bölgedeki basınç düşüşü kaynaklı bi-film tabakaları, kolayca açılabilir ve aralarına H gazı difüze olabilir. Böylece çekinti oluşumu (Şekil 3) gerçekleşir [4].



**Şekil 3:** Bi-film tabakasına Hidrojen (H) difüzyonu ile çekinti oluşumu şematik gösterimi [4].

RPT testi oksitlerin boyutuna ve sayısına duyarlıdır ve RPT yöntemi ile oksitlerin boyutları ve sayılarını ölçmek mümkün hale gelmiştir (Şekil 4). Test, sıvı metalin RPT test cihazında bulunan iki adet test kabına dökülmesi ve kaplardan bir tanesinin vakum altında, ikincisinin ise havada katılaştırılması yolu ile gerçekleştirilir. Vakum altında ( $d_v$ ) ve havada ( $d_a$ ) katılaştırılan numunelerin yoğunluklarının birbirlerine olan oranları ile (Formül 1) %DI oranları hesaplanır ve numune içerisinde oluşan gözeneklerin yoğunluğuna bağlı olarak veri elde edilir.

$$\%DI = (d_a - d_v) / (d_a) * 100 \quad (1)$$

Katılma sırasında basıncın azalması bi-film tabakalarının arasında kalan gaz moleküllerinin genişlemesini sağlar. Bi-film tabakalarının varlığında, H gazı bi-film tabakası içerisine difüze olur ve filmi genişletmeye başlar.

Test, katılma sırasında kısmi basınç altında bi-filmilerin arasında sıkışan gazı genişletme prensibine dayanmaktadır.

Basınç uygulaması ile gazlar filmler arası katmanı genişletir ve görünür kılar. Bi-filmler birbirlerinden ayrılmaya zorlandığında açık bir çatlak gibi görünür hale gelir [5].



Şekil 4: RPT Testi.

Çalışmada, farklı RPT test basınçları ile alınan numunelerin yüzeylerinde oluşan gözenek yoğunlukları arasındaki farklılıkların tespitini sağlamak ve sıvı metal içerisindeki inklüzyonları en iyi oranda tespit edebilmek amaçlanmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar ve Bulgular

Çalışmalar kapsamında 100 mbar ile 20 mbar aralığında basınçlar kullanılmıştır. RPT testi ile numunelerin %DI değerleri kaydedilmiştir. Çalışmalar CMS Ar-Ge laboratuvarında, 4 kg hacimli potalarda ergitilen sıvı metalden alınarak gerçekleştirilmiştir. 750°C'de ergitilen metale gaz giderme uygulaması (Şekil 5) gerçekleştirilmiştir. Gaz giderme uygulaması sonrası sıvı metalden alınan numunelere RPT testi IDECO cihazı ile gerçekleştirilmiştir.



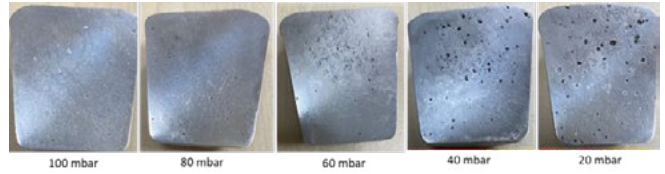
Şekil 5: a) IDECO RPT Test cihazı, b) Gaz giderme cihazı.

100-80-60-40-20 mbar test basınçlarında hazırlanan numunelerin tepe noktaları incelendiğinde test basıncı azaldıkça inklüzyonların numunelerin tepe noktasına ilerlediği ve yüzeyden patladıkları (Şekil 6) tespit edilmiştir.



Şekil 6: Farklı RPT test numuneleri tepe noktaları.

100-80-60-40-20 mbar test basınçlarında hazırlanan numuneler ortadan ikiye kesilmiş ve zımparalama işlemi gerçekleştirilmiştir. Numunelerin yüzeyleri incelendiğinde test basıncının azalması ile numune içerisinde bulunan bi-film tabakalarının daha fazla açılarak görünür hale geldiği (Şekil 7) tespit edilmiştir.



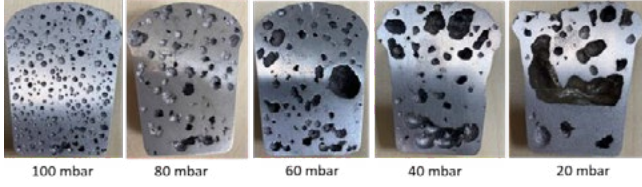
Şekil 7: Gaz giderme sonrası farklı RPT test numunelerinin inceleme yüzeyleri.

Tablo 1'de RPT testi sonucunda elde edilen %DI değerleri verilmiştir. 100 ve 80 mbar test basınçlarında katılaştırılan numunelerin %DI seviyeleri birbirlerine yakındır. Ancak 60, 40 ve 20 mbar basınçlarında katılaştırılan numunelerin %DI değerleri test basıncının azalması ile artmaktadır. Test basıncının azalması ile gözenekliliğin daha görünür kılınması bi-film tabakalarının içerisinde hapsolan H gazlarının vakum altında genişerek büyümesi ile gerçekleşmektedir. Test basıncı azaltıldığında, test ortamına uygulanan vakum artmakta ve H gazlarının genişmesi ile bi-film tabakaları açılmaktadır. Bu ilişki değerlendirildiğinde, bi-film tabakalarının açılması ile oluşan gözenek yoğunluğu sıvı metal içerisindeki H seviyesiyle doğrudan ilişkili olduğu görülmektedir.

Tablo 1: Farklı RPT basınçlarında alınan numunelerin gaz giderme sonrası %DI değerleri.

% DI Değerleri				
100mbar	80mbar	60mbar	84mbar	20mbar
1,9	1,8	2	3,2	4,3

Çalışmalar gaz giderme uygulanmamış metal ile de gerçekleştirilmiştir. Gaz giderme uygulaması yapılmadan RPT testine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinde oluşan gözeneklilik seviyesi (Şekil 8) gaz giderme uygulanmış olan numunelerden fazladır. Şekil 8'de görüldüğü gibi, RPT test basıncının düşürülmesi ile gözenek boyutları daha da açılmaktadır. 20 mbar ile test edilen numuneye 980 mbar vakum uygulanmaktadır. Böylece numune içerisindeki H'ler daha yüksek bir basınç ile numune yüzeyine çekilmekte ve bu süreçte daha fazla genişlemektedir.



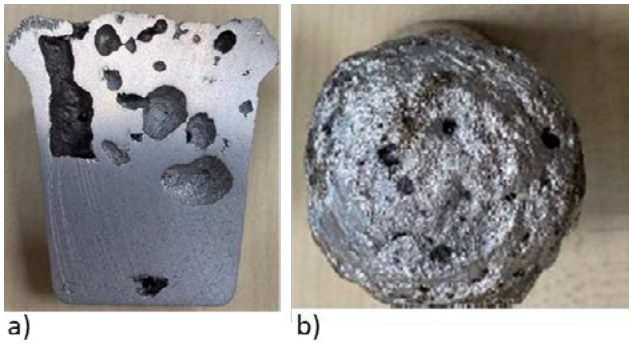
**Şekil 8:** Gaz giderme öncesi farklı RPT test numunelerinin inceleme yüzeyleri.

Gaz giderme uygulaması ile sıvı metal içerisindeki inklüzyonların giderilmesi, H oranının azaltılması amaçlanmaktadır. Bu nedenle gaz giderme uygulamasına tabi tutulmamış olan numunelerde H yoğunluğu bi-film ve inklüzyon oranları gaz giderme uygulaması yapılmış olan metalden farklı olmaktadır. Şekil 8’de gösterildiği gibi, RPT test basıncının azalması ile birlikte gaz giderme uygulanmamış olan metal içerisindeki inklüzyonların ve bi-film oksit tabakalarının yoğunluğu ile metal içerisindeki H oranına bağlı olacak şekilde inklüzyon ve bi-film tabakaları açılmakta ve görünürlükleri değişmektedir. Tablo 2’de farklı test basınçlarında alınan numunelerin %DI değerleri verilmiştir.

**Tablo 2:** Farklı RPT basınçlarında alınan numunelerin gaz giderme sonrası %DI değerleri.

% DI Değerleri				
100mbar	80mbar	60mbar	84mbar	20mbar
19,4	19,7	27,2	22	15,6

Gaz giderme yapılmamış metal içerisindeki H oranının yüksek olması metal içerisinde bulunan bi-filmelerin, H oranı az olan metallerle kıyasla daha fazla açılmasını sağlar. Çünkü vakum altında katılaştırılan numunelerde bulunan H’ler vakum uygulaması ile beraber numunenin tepe noktasına doğru hareket etmekte (Şekil 9b) ve bu esnada diğer H’lerle de birleşerek bi-film tabakalarının daha fazla genişlemesine (Şekil 9a) ortam yaratmaktadır.



**Şekil 9:** Gaz giderme öncesi farklı RPT test numunelerinin inceleme yüzeyleri.

Bu durumda gaz giderme uygulanmamış sıvı metalden alınan numunelerde, H yoğunluğu ve inklüzyon yoğunluklarının fazla olması nedeni ile numune yüzeylerinde çok geniş boyutlarda poroziteler oluşur. Test uygulama basıncının azalması ile bu porozitelerin boyutları artmaktadır.

Vakum altında katılaştırılan numunelerin tepe noktasına doğru hareket eden poroziteler bu noktalarda patlamakta ve numunenin yüzeyinde inklüzyonların hiç bulunmadığı bölgeler (Şekil 9a) oluşmaktadır. Bu durum 40 mbar basıncın altında alınan numunelerde düşük basınç uygulamasını güvensiz kılmaktadır, çünkü numune içerisindeki hata numune tepe noktasına taşınmakta ve yapılan yüzey analizinde bu hataların görülememesine sebep olmaktadır.

### 3. Sonuçlar ve Değerlendirme

1. RPT testi ile sayısal değerlerin elde edilmesi için %DI ölçümleri yapılmakta ve bu ölçümler direkt olarak oksit oranını değil, metal içerisindeki H+oksit yoğunluğunu belirtmektedir.
2. RPT testinde kullanılan basınç azaldıkça, numunelerin yüzeylerinde bi-film tabakaları daha fazla açılmakta ve metalin temizlik seviyesi daha görünür kılınmaktadır.
3. Metal içerisindeki oksitlerin tayin edilebilir olması için sıvı metalde bi-film tabakalarını genişletebilecek oranda H olması gerekmektedir. Sıvı metal içerisindeki H yoğunluğu yeterli değil ise bi-film tabakaları yeterince açılmayacak ve oksit tabakaları görünür kılınmayacaktır.
4. Gaz giderme uygulamasına bağlı olarak RPT test numunelerinin inceleme yüzeylerinde görünür kılınan porozite oranı değişmektedir.
5. 40 mbar test basıncının altında katılaştırılan numunelerde numune içerisindeki poroziteler numune tepe noktasına doğru ilerleyip patlamaktadır. Bu durum düşük basınç uygulamasını güvensiz kılmaktadır çünkü yüzey analizinde bu hataların görülememesine sebep olmaktadır.

### Teşekkür

Çalışmalar boyunca desteğini veren CMS Laboratuvar ve Ar-Ge ekiplerine, Hakan Yavuz, Burak Bostancıoğlu ve Ayhan Karataş’a teşekkürler.

**Referanslar**

- [1] M. Güler, Alüminyum Alaşımlarında İnküzyon Çeşitleri ve Önleyici Faaliyetler, Teknik Yazı, 2017.
- [2] J. Campbell, An overview of the effects of bi-films on the structure and properties of cast alloys, Metallurgical and Materials Transactions B 37(6):857-863 DOI:10.1007/BF02735006, 2006.
- [3] Prediction of Entrained Oxide Inclusions and Oxide Induced Defects During Directional Flow in Aluminum Casting, Colin D. Ridgeway, Keith Ripplinger, Duane Detwiler, Alan. A. Luo, 2020.
- [4] Characterization of the double oxide film content of liquid aluminum alloys by computed tomography. 2019. Gábor Gyarmati, György Fegyverneki, Tamás Mende, Monika Tokár. Materials Characterization 157 (2019) 109925.
- [5] Reduced Pressure Test (rpt) for Bi-film Assessment, D. Dışpınar, J. Campbell, 2014. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society).
- [6] A method to study the history of a double oxide film defect in liquid aluminum alloys, R. Raiszadeh, W. D. Griffiths, 2006. DOI:10.1007/BF02735007

# Investigation Effect of In-Situ Grain Refiners on the 1XXX and 3XXX Twin Roll Casted Aluminum Products

İkiz Merdaneli Dökülmüş 1XXX ve 3XXX Ürünlere In-Situ Tane Çekirdeklendiricilerin Etkisinin İncelenmesi

**Tuççe SEZEN, Sergen BELİT, Fatmanur ÖZEL, Altay BAŞARAN, Bilal DEMİR, Sadık Kaan İPEK**

Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Titanium is frequently used as a grain refiner in twin roll aluminum casting with its nucleation mechanism in aluminum. Grain refinement performance, casting temperature, line speed, composition ratios of the grain refiner, additive amounts, kinetic factors, etc. varies depending on the parameters.

In this study, the nucleation behavior between standard AlTi5B1 rods and in-situ nucleants was investigated. In this study 1050 and 3003 alloy compositions were used because of see the behaviour of surface, physical and electrical properties. In the experimental studies, RPT analysis, microstructure measurements, changes in mechanical properties were investigated. Experimental studies examined according to changing time, titanium amount and casting temperature. The surface structure of the products after mechanical deformation was compared with the visuals. After the relevant trials, comparisons of the standard modifiers and the in-situ modifiers were done.

## Özet

Titanyum alüminyum içerisinde çekirdeklenme mekanizması ile ikiz merdaneli alüminyum dökümünde sıklık ile tane inceltici olarak kullanılmaktadır. Tane inceltme performansı, döküm sıcaklığı, hat hızı, tane incelticinin bileşim oranları, katkı miktarları, kinetik faktörleri vb. parametrelere bağlı olarak, değişkenlik göstermektedir.

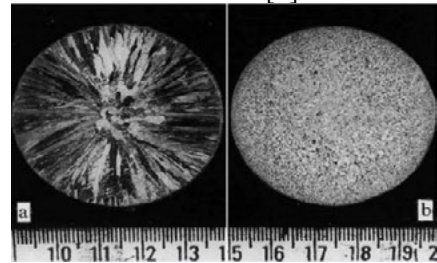
Bu çalışmada standart AlTi5B1 çubuk titanyumlar ile yerinde ve anında katılma sırasında çekirdeklenme "in-situ" gerçekleştiren fluks arasındaki çekirdeklenme davranışları incelenmiştir. İncelemelerde tane inceltme performansının en iyi görüleceği safa yakın 1050 ve yüzey yapısının incelenebileceği 3003 serileri kullanılmıştır. İlgili denemelerde zamana, titanyum miktarına ve döküm sıcaklığına bağlı olarak RPT analizleri, mikroyapı ölçümleri, mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir. Ürünlerin mekanik deformasyon sonrasında yüzey yapısı görseller ile karşılaştırılmıştır. İlgili testler sonrasında

standart modifiye ediciler ile yeni nesil tuz içerisinde beslenen ve yerinde katılma modifiye edicilerin performans kıyaslamaları yapılmıştır.

## 1. Introduction

The solidification process determines the microstructure of cast aluminum alloys. Slower cooling leads to coarse grains, faster cooling results in obtaining finer microstructure. As the heat extraction is controlled, the microstructure can be controlled. However, besides the effect of cooling rate, an external process can be applied to modify and/ or alter the microstructure with an aim to obtain a more homogeneous microstructure by heterogeneous nucleation of primary phases. It is possible to develop fine equiaxed grains in the as cast structure either by increasing the number of nucleation sites or by grain multiplication. The most practical application involves the use of chemical agents such as Al-Ti-B rods [1-2]. Generally Al-Ti-B master alloys are added to the aluminum alloys to refine the grain size of the solidified product. These alloys contain microscopic TiB<sub>2</sub> and TiAl<sub>3</sub> nucleating particles [3].

Figure 1 shows an example of conversion of coarse columnar grain structure to fine equiaxed structure by the addition of 0.01%Ti\* in the form of Al-5Ti-1B master alloy as a grain refiner to aluminium. [2]



**Figure 1.** Macrograph of commercial purity Al grain a without grain refining addition and b refined with 0.2% of Al±5Ti±1B master alloy (0.01%Ti) [1].

Grain refinement can be understood to be directly related to the nucleation and growth process of aluminum grains. Volmer and Weber's theory involves homogeneous and heterogeneous nucleation. In a pure metal solidifying, the critical nucleus size for survival is given by

$$r_{\text{homogeneous}}^* = \frac{-2\gamma_{sl}}{\Delta G_v} \tag{1}$$

The free energy barrier is given by

$$\Delta G_{\text{homogeneous}}^* = \frac{16\pi\gamma_{sl}^3}{3\Delta G_v^2} \tag{2}$$

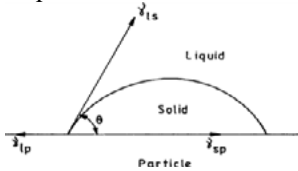
In heterogeneous nucleation, the critical nucleus size is

$$r_{\text{heterogeneous}}^* = \frac{-2\gamma_{sl}}{\Delta G_v} \tag{3}$$

(1) and (3) are identical for both homogeneous and heterogeneous nucleation and the free energy barrier is

$$\Delta G_{\text{heterogeneous}}^* = \frac{16\pi\gamma_{sl}^3}{3\Delta G_v^2} f(\theta) \tag{4}$$

where  $f(\theta)$  is a function of the contact angle,  $\theta$  on the substrate on which nucleation takes place. Figure 2 shows the solid nucleating on a substrate in a liquid and the nucleation kinetics during heterogeneous nucleation is guided by the equilibrium of interfacial energies [2-4].



**Figure 2.** Schematic representation showing the formation of spherical cap of solid (s) on a substrate, contact angle and surface tension forces [4].

## 2. Experimental Studies

1050 and 3003 alloys were cast by twin-roll casting method using two different grain refiners (Standard AlTi5B1 rods and flux). While the in-situ nucleant was added directly to the melting and holding furnace, the standard Ti rod was fed after the holding furnace. For comparison purposes, the casting parameters were not changed during the experimental study. Spectral analysis was performed by taking samples from the gating at 1, 4 and 6 hours. After the filter, the sample was taken and the RPT test was performed to examine the liquid metal quality.

In the casting profile, the center line segregation was investigated by preparing the sample parallel to the rolling direction. A sample was taken from the center part of the casting profile. The microstructure perpendicular to the rolling direction was prepared from the operator, center and other side. These microstructures were studied using optical microscope for particle size. It was examined by macro etching from the casting profile. Finally, the casting coil were directed to the same thickness order and the mechanical property change was examined.

## 2. Results and Discussion

The spectral analysis results obtained from the standard Ti rod and feeding with flux at 1, 4 and 6 hours after the start of the experiment are shown in Table 1. There has been little change in the titanium content over time. There is a difference in the amount of titanium in the chemical composition analysis between the flux feed and the standard titanium rod. It was observed that the flux feeding was not reflected in the amount of titanium in the spectro analysis. This is mainly due to the fact that in in-situ grain refiner, there is no excess Ti. In Al5Ti1B, in order to grain the microstructure, 2 mol B and 1 mol Ti is needed for TiB<sub>2</sub> formation. Therefore, after the reaction is complete, 2 wt% of Ti from Al5Ti1B remains in the liquid which is easily detectable in OES.

**Table 1.** The chemical composition change of titanium in the liquid metal with the addition of grain refiners.

1050 Experiment		
Sampling Time	Standard Rod	In Situ Modifier
1 hour later	0,0121	0,00602
4 hour later	0,0125	0,0057
6 hour later	0,0125	0,0058
3003 Experiment		
Sampling Time	Standard Rod	In Situ Modifier
1 hour later	0,0174	0,01006
4 hour later	0,01616	0,01006
6 hour later	0,01825	0,01036

The RPT test sample section taken after the filter is shown in Figure 3. As a result of the examination, it was not observed porosity in the sample sections.

**Figure 3.** Cross-sectional surface of the RPT test.

	1050 Experiment		3003 Experiment	
	Standard Rod	In Situ Modifier	Standard Rod	In Situ Modifier
1 hour later				
4 hour later				
6 hour later				

When the microstructure images perpendicular to the rolling direction in the casting profile were examined, microstructure analysis images are shown in Figure 4 and Figure 5. Microstructure images on the center and both sides are similar. The grain size measurement results at the center of the casting profile are shown in Table 2. The results are similar for both Ti rod and flux trials.

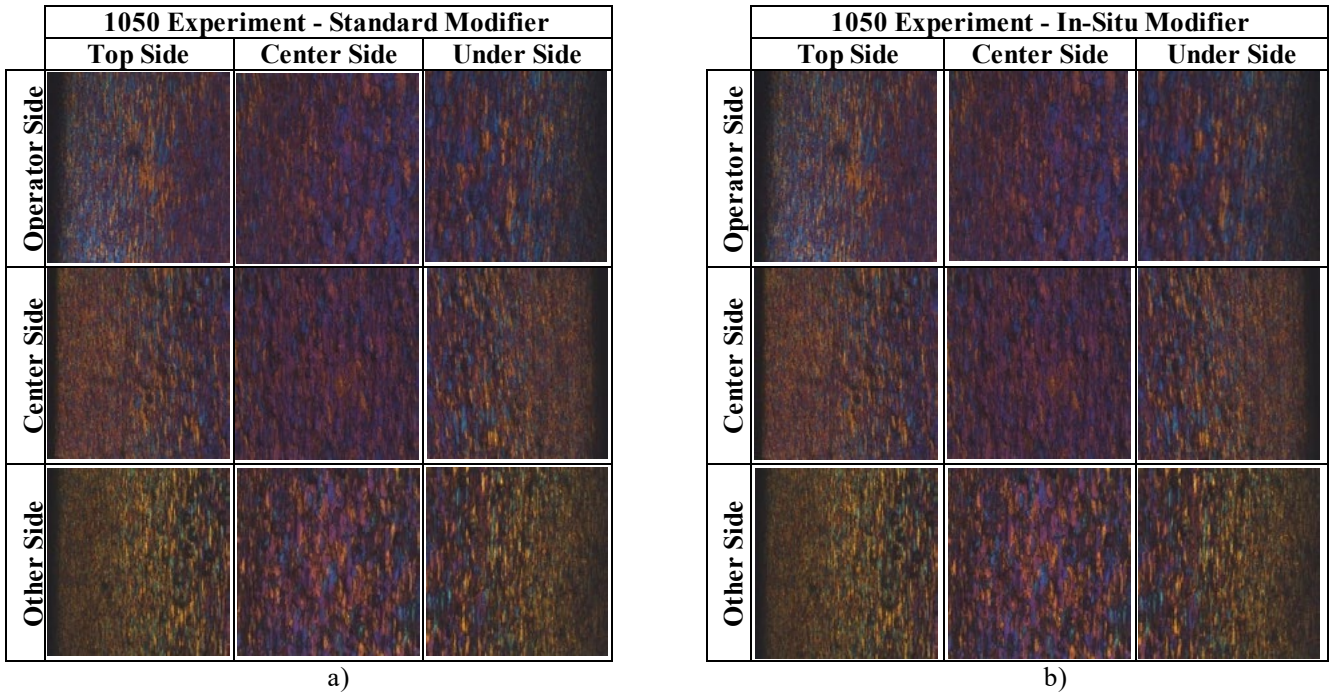


Figure 4. Microstructure images of casting profile sample from the 1050 experiment.

- a) Standard modifier,
- b) In-situ modifier.

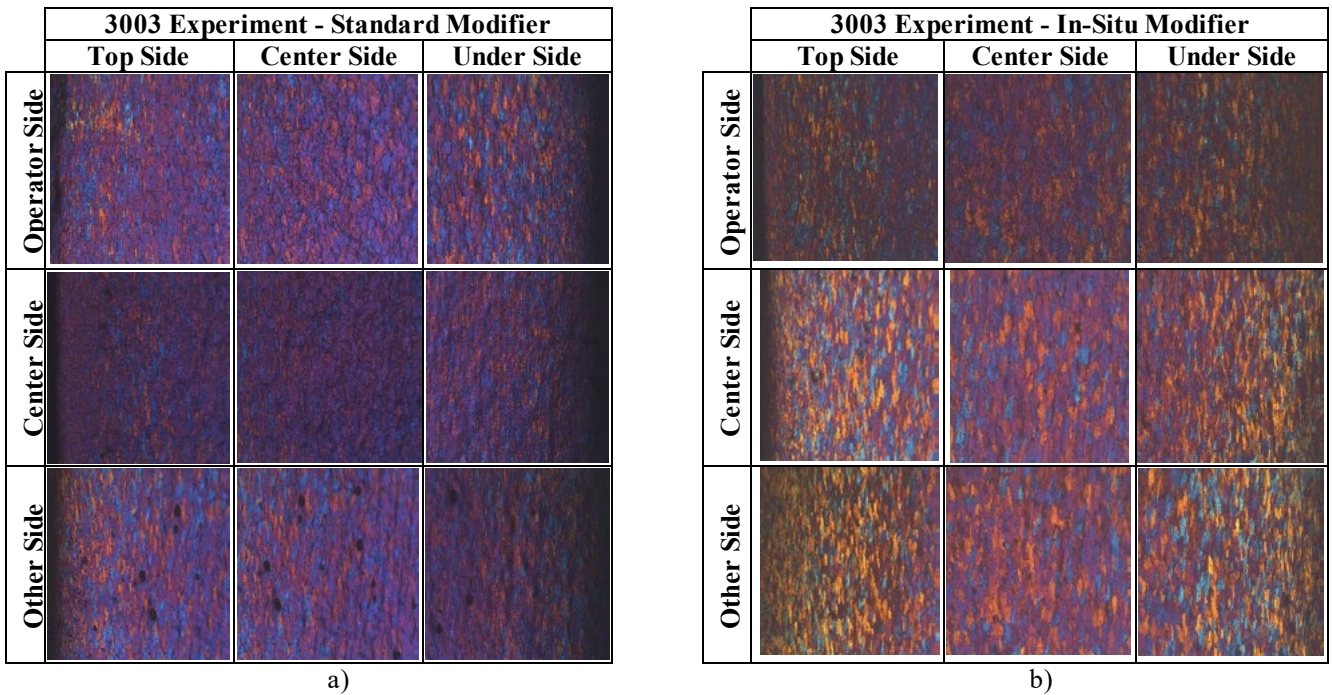



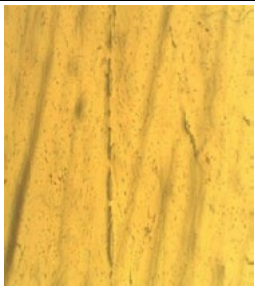

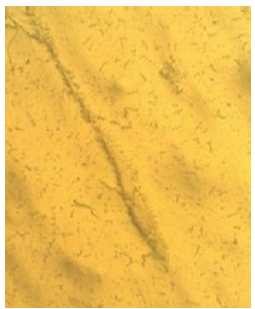
Figure 5. Microstructure images of casting profile sample from the 3003 experiment.

- a) Standard modifier,
- b) In-situ modifier.

**Table 2.** Grain size measurement results in center of casting profile.

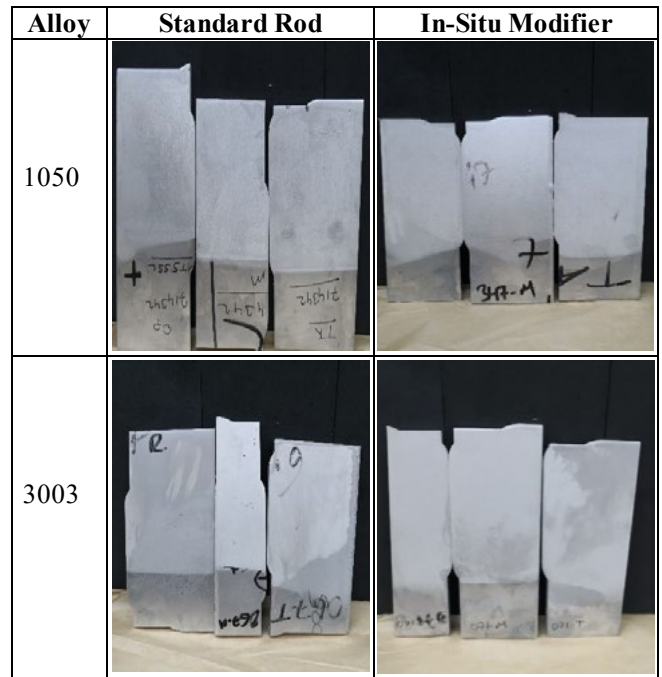
	Grain Size Measurements (µm)			
	1050 Experiment		3003 Experiment	
	Standard Rod	In-Situ Modifier	Standard Rod	In-Situ Modifier
Operator Side	155,03	174,34	121,02	125,63
Center Side	131,54	145,38	104,69	144,04
Other Side	157,21	149,61	108,08	131,58

The centerline in the casting profile was examined for both experiments and is shown in Figure 6. It was measured at an average of 15-30 microns.

Alloy	Standard Modifier	In-Situ Modifier
1050		
3003		

**Figure 6.** Centerline segregation in casting profile.

Macro etching results applied to the cast profiles with both modifiers are shown in Figure 7, it was not observed that there was surface defect.



**Figure 7.** Surface images as a result of macro etching.

For 1050 and 3003 alloys, it was produced with the same process on the basis of alloys for the materials cast with both modifiers. The tensile test results are given in Table 3 and similar mechanical property values were obtained for both Ti rod and flux trials.

**Table 3.** Change of mechanical properties due to modifier.

Alloy	Modifier Type	Yield Str. (MPa)	Tensile Str. (MPa)	Elongation (%)
1050	Standard	94	100	7,5
	In-Situ	93	98	8,2
3003	Standard	156	164	6,06
	In-Situ	157	166	6,35

In the production of 1050 alloy, after a coil was cast, band marks appeared on the surface and it was switched to standard titanium. After this transition, the band traces on the surface have disappeared. No problems or surface defects were observed in 3003 alloy casting. In the casting made with 1050-3003 in situ modifiers, holding and melting furnace temperature decreased because the injection time was long during flux charging into the furnace.

#### 4. Conclusion



- No porosity was observed between the two modifiers in the RPT result.
- The centerline segregation measurement results are similar similar in casting profiles produced with both modifiers.
- The microstructures and grain size measurement results prepared from the samples taken from the casting profiles cast with both modifiers are similar.
- Surface defects such as E-band etc. expected to be seen were not observed as a result of macro etching.
- No significant difference in mechanical properties were observed as a result of production with the same process on the basis of alloy.
- The number of trials should be increased due to the surface defects observed during the 1050 casting with the in situ modifier.

### Acknowledgements

The authors thank Gökhan Ever for his support in microstructural analysis

### References

- [1] F. Aydoğan, K. C. Dizdar, H. Şahin, E. Mentşe, D. Dışınar, (2022) Weibull Analysis Evaluation of Ti, B, Nb and MTS Grain Refined Al11Si Alloy, Materials Chemistry and Physics Vol 287.
- [2] B.S Murty, S.A. Kori, M. Chakraborty, (2002) Grain Refinement of Aluminum and Its Alloys by Heterogeneous Nucleation and Alloying. Internatioal Materials Reviews Vol 47.
- [3] N. Iqbal , N.H. van Dijk, S.E. Offerman, N. Geerlofs, M.P. Moret, L. Katgerman, G.J. Kearley (2005) In Situ Investigation of The Crystallization Kinetics And The Mechanism of Grain Refinement in Aluminum Alloys, Materials Science and Engineering A 416.
- [4] K.T. Kashyap, T. Chandrashekar (2001) Effects and Mechanisms of Grain Refinement in Aluminum Alloys. Bull. Mater. Sci. Vol 24 343 -353.

# Determination and Optimization of the Effect of Nb, Ti and B Element Ratios on the Tensile Test Results of A356 Alloy by Full Factorial Design of Experiment

Nb, Ti ve B Element Oranlarının A356 Alaşımının Çekme Testi Sonuçlarına Etkisinin Tam Faktöriyel Deney Tasarımı ile Belirlenmesi ve Optimizasyonu

**Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>, Onur ERTUĞRUL<sup>2</sup>, Levent AYDIN<sup>2</sup>, Caner KALENDER<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina San. A.Ş., <sup>2</sup>İzmir Katip Çelebi Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

The grain refinement process is a crucial aspect of strengthening Al-Si casting alloys, particularly in the case of A356 alloy, which is widely used in the automotive industry. Previous studies have shown that the use of Ti-B-containing grain refiners can lead to fading and poisoning effects, prompting researchers to explore alternative compositions. Recent investigations have focused on the use of Nb-B-containing grain refiner master alloy, which demonstrated positive effects but did not yield significant results. As a result, studies were conducted on the ternary composition of Nb-Ti-B, revealing that the effectiveness of grain refinement increased and the optimal values of Nb-Ti-B were determined through thermodynamic calculations. However, these values have not been statistically analyzed in conjunction with real-time tensile test data, creating a gap in the existing literature. This study aims to fill this gap by employing a factorial experimental design approach to determine the elemental ratios of Nb, Ti, and B. The castings were conducted in a controlled laboratory environment to ensure precise maintenance of casting parameters at boundary conditions. Tensile test results were processed and compared with optimization data using general factorial regression in Minitab 20 and neural regression in Mathematica, a novel data processing technique that combines machine learning and regression analysis. Additionally, chemical analysis was performed using OES and XRF methods, microstructure analysis was conducted using optical metal microscopy and SEM, and phase analysis was carried out on selected samples using the XRD method. The findings from these analyses are presented. The results indicate that while the general factorial regression method did not provide a statistically consistent explanation for the optimal composition, the neural regression method successfully revealed the impact of Nb, Ti, and B elements on the tensile test of A356 alloy, achieving an R2 value of 0.999 without data memorization. This preliminary study opens up opportunities for further improvement of the model through the incorporation of feedbacked tensile test data.

## 1. Introduction

Al-Si based casting alloys have been used on automotive foundry industry for decades, based on ease of castability with wide semi-solid range, low density, and recyclability. A356, which is the most used product on non-ferrous wheel production area has the main focused composition on the

grain refinement studies, which ensures increased overall mechanical properties on the cast part itself. Commercially, Ti-B grain refiners have been consumed as grain refiner inoculant, however there are crucial items that affect grain refinement performance such as poisoning (decreases lattice mismatch between Al- matrix and nucleant particle's surface by Ti-Si interaction) and fading (settlement of nucleants on melt within crucible by gravitational force with density difference)[1]–[3].

Contemporary research has unveiled the potential of niobium master alloys functioning as grain refining agents for Al-Si-Mg cast alloys [4], [5]. Nowak undertook an extensive experimental analysis of Nb-B master alloys applied to both pure aluminum and Al-Si eutectic alloys, contrasting their effectiveness with other commercially available grain refiners. Notably, Al<sub>3</sub>Nb and NbB<sub>2</sub> exhibited similar lattice parameters to Al<sub>3</sub>Ti and TiB<sub>2</sub>. Niobium-boron master alloys are seen as promising alternatives to Al<sub>5</sub>TiB due to several factors. These include comparable lattice parameters to titanium boride and titanium aluminide, making them suitable nucleants for  $\alpha$ -Al dendrites, as demonstrated in Figure 1. However, niobium falls short in terms of the growth restriction factor (Q) when contrasted with titanium, recording Q (m(k-1)) values of Ti=220 and Nb=6.6 [6]. To overcome the Q value disadvantage of Nb on Al-Si alloy grain refining, innovative efforts have been made by Li et. al., incorporating Ti into the Al-Nb-B system. They observed a TiB<sub>2</sub> thin layer shell on the NbB<sub>2</sub> nucleant surface that refined Al-7-10Si melts, thereby inhibiting the detrimental effects of Ti, such as poisoning through titanium silicide formation, and leveraging the benefits of Nb. These include low lattice mismatch on the aluminum matrix and reduced natural tendency to form silicides within the melt at Al-Si alloy casting temperatures[7].

In conclusion, an effective Al-Ti-Nb-B grain refining agent featuring a Ti:Nb ratio of 1:4 and an M(Nb+Ti): B ratio of 8:1 has been formulated and employed, successfully diminishing the average grain size of the Al-10Si alloy to a span of 109-125  $\mu$ m upon the addition of 500-1000 ppm M. Contrary to the Al-Si-Ti-B and Al-Si-Nb-B systems, the collaborative role of Ti/Nb in the Al-Si-Ti-Nb-B system fosters the creation of potent MA13 during solidification and gives rise to a TiB<sub>2</sub>-NbB<sub>2</sub> core-shell structure in MB<sub>2</sub>. Both phenomena promote the heterogeneous nucleation of

$\alpha$ -Al during solidification, leading to a notable reduction in grain size.

$$QI = \sigma_{UTS} + k * \log (\%E) \quad (1)$$

Even though the advance of Ti in Al-Si-Nb-B system, there was a gap of statistical mechanical test analysis of thermodynamically determined compositions by mentioned above. On this study, comparative analysis of optimization capability of the effect of Nb%, Ti% and B% to mechanical properties such as yield strength (YS), tensile strength (TS), elongation (E%), and Quality Index (QI), which k constant was fixed as 150 for A356 alloys that was given on Formula 1, was done by using “factorial regression method” on Minitab 20 and a novel approach found by Aydin et. al. that merges machine learning and standard regression analysis which named as “neuro-regression”. In the phase of model construction, Aydin et. al. introduced and fine-tuned a hybrid technique that amalgamates the advantages of both regression analysis and Artificial Neural Network (ANN) to enhance prediction precision [8]. Utilizing this approach, the collected data is bifurcated into two distinct portions, allotting 80% for the first and 20% for the second part. The former segment is primarily employed for training purposes, aiming to minimize the discrepancy between the experimental data and predicted results by optimizing the regression models and their associated coefficients. Subsequently, the testing phase commences, seeking to gather prediction results while concurrently minimizing the inconsistencies in the regression model. This process gives valuable insight into the potential predictive prowess of the developed model. To standardize the data set for optimization, DoE methodology were used on gathering tensile test results.

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Material

In this study, A356 with low Ti content (20-40 ppm; representing 3% of the Ti amount typically found in commercial A356) was utilized, which was sourced in ingot form from Dubal. The decision to employ a base material of low Ti grade was driven by the objective to circumvent the complication of multiple Ti inputs. Control over the ratio of added Ti was exclusively determined by the master alloy that contained Ti.

**Table 1.** Optical Emission Spectroscopy Analysis of A356 Alloy (low graded Ti) from Dubal.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
A356	7.08	0.1665	0.0042	0.0191	0.3640

3 different master alloy was integrated to study to inoculate A356 alloy with different ratios of Niobium (Nb), Titanium

(Ti) and Boron (B) element and its intermetallic compounds with different stoichiometric compositions.

**Table 2.** Master Alloy Compositions taken from ICP-MS.

Master Alloy	Nb (%)	Fe (%)	Si (%)	Cu (%)	Mg (%)	Al
Al-10Nb	10.7	0.24	0.15	0.04	0.001	Rmnd.
Master Alloy	Ti (%)	Fe (%)	V (%)	Si (%)	Oth (%)	Al
Al-10Ti	9.41	0.16	0.315	0.07	<0.03	Rmnd.
Master Alloy	B (%)	Si (%)	Mg (%)	Fe (%)		Al
Al-4B	3.6	0.19	0.11	0.02		Rmnd.
Master Alloy	Sr (%)	Oth (%)				Al
Al-15Sr	14.8	<0.03				Rmnd.

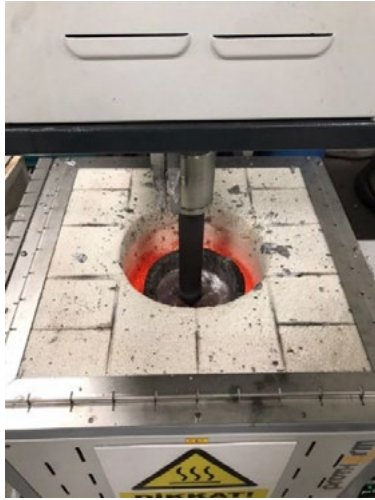
### 2.2. Casting

For each DoE input set, composition was adjusted on desired level. Before that, 4 kg of A356 with less Ti was melted on A15 SiC crucible on Protherm Electrical Resistance Furnace at 850 °C that can be seen on Figure 1.



**Figure 1.** Protherm Electrical Resistance Furnace.

On the inoculation step, desired amount of Al-10Nb, Al-10Ti and Al-4B master alloys were weighed on precision scale in terms of g. All addition calculations were done based on ICP-MS results of each master alloy. After inoculation, the melt was returned to an electrical resistance furnace, heated to 850°C, and held there for 30 minutes to facilitate the homogenization of intermetallic particles within the melt. Subsequently, the homogenized melt was transferred onto the refractory plate of a continuous heating furnace manufactured by Protherm, which minimizes heat loss during the degassing process. This entire degassing system can be seen in Figure 2.

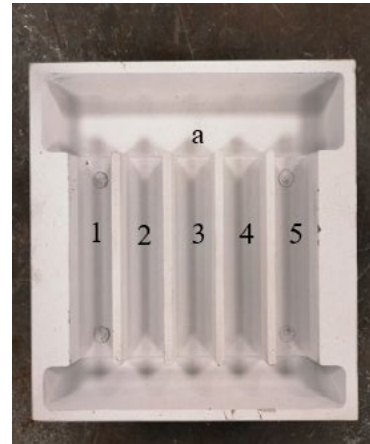


**Figure 2.** Rotary degassing process that proceeds inside continuous heating furnace to sustain temperature stability of melt.

To start the degassing operation, the plate was lowered to allow the graphite rotor to be inserted into the crucible. Immediately following this, a second dross removal was performed to prevent the radial movement of the rotor from trapping bi-film and inclusions in the melt. A specially designed degassing machine by Dogus Metal for an A15-A16 SiC crucible was used for the degassing operation. The parameters for this process were: 60 seconds of mixing at a fixed gas output of 2 lt/min of Argon gas (to stop the melt from entering the rotor's gas outlet duct), followed by a 60-second wash cycle for hydrogen gas and bi-film removal using 7 lt/min of Argon gas. The rotary degassing application can be viewed in Figure 2. Once the degassing operation concluded, the melt temperature was maintained at 750°C within the continuous melting furnace. Concurrently, the mold temperatures were set to 350°C. For each set in the Design of Experiments (DoE), these steps were performed identically, with the only variation being the combinations of master alloy additions. Whenever degassing operation was finished, melt temperature stabilized inside the continuous melting furnace at 750 C°. On the other hand, mold temperatures were set to 350 C°. For every DoE set, these steps were repeated with same parameters but different master alloy addition combinations.

A custom-made 5-spoke mold was utilized to yield casting specimens. The goal was to emulate the cooling rates of low pressure die casted aluminum wheels (specifically the inner flange, spoke, and hub) by positioning the casting inlet at location 'a', as shown in Figure 3. The first and fifth spokes facilitated a cooling rate of 1.5-2°C/s, while the second and fourth spokes provided a rate of 1-1.5°C/s. Finally, the third spoke delivered a cooling rate range of 0.5-1°C/s, from the nucleation point of the dendrite phase to the solidification of the eutectic phase in the A356 alloy.

The mold was made from AISI H13(X40CrMoV51) tool steel. To prevent casting defects such as pinning and mold erosion, the mold surface was treated with Pyrotek Dycote 39 casting coating. The temperature of the mold was meticulously regulated at 350°C ( $\pm 5^\circ\text{C}$ ) to ensure accurate analysis of the tensile test outcomes, as the cooling rate of the melt alloy directly influences these results.



**Figure 3.** Permanent mold which indicated a) as inlet section 1) as spoke 1, 2) as spoke 2, 3) as spoke 3, 4) as spoke 4, and 5) as spoke 5.

Tensile test bars are machined from cast part with DIN EN ISO 6892-1 standard. 5 bars were obtained from 1 heat treated cast part, totally 270 tensile test bars for this study. Tensile test was proceeded on Zwick Roell Z100 Tensile Test Device with the parameters of 5N/mm<sup>2</sup> tensile test speed and 100kN force.

### 2.3. Design of Experiment

The central objective of this study revolves around the optimization of the inoculation process, particularly the addition ratios of Nb, Ti, and B elements to the A356 alloy, employing General Factorial Regression and Neural Regression methodologies. As a precursor to the optimization phase, extensive experiments were required to discern the impacts of the inputs on the output parameters, conducted with precision and care. Consequently, the Design of Experiment (DoE) methodology was utilized for the casting of specimens. The DoE structure was designed with three equi-distanced levels for each of the three inputs, coupled with the production of two replicated specimens. The decision to use a full factorial set was influenced by the need for optimal experimental resolution. The summary of the design and the complete experimental table are presented in Figure 4.

Design Summary

Factors: 3 Replicates: 2  
 Base runs: 27 Total runs: 54  
 Base blocks: 1 Total blocks: 2

Factor	Name	Type	Levels	Level Values		
A	Nb ppm	Numeric	3	200	1100	2000
B	Ti ppm	Numeric	3	200	1100	2000
C	B ppm	Numeric	3	200	1100	2000

Figure 4. Design Summary of Full Factorial DoE set.

3. Results and Discussion

The central aim of this research is to elucidate the impact of alloying element's inoculation performance on A356, as evidenced through tensile test data, using both factorial regression and a novel technique known as neural regression. For each method to be successful, a substantial quantity of data is required, hence tensile test data points such as Yield Strength (YS), Ultimate Tensile Strength (TS), Elongation (%E), and Quality Index (QI) were accumulated with the aid of a full factorial Design of Experiment (DoE) consisting of three inputs and three levels.

3.1. Factorial Regression

A general linear model was established individually for YS, TS, %E, and QI to generate a meaningful representation of the observed phenomena. The mean value of the tensile test results from two cast specimens was employed in model construction, yielding 10 tensile test results for each unique composition across various cooling rates, mirroring what is typically seen in the production range of aluminum wheels. In total, 270 tensile test results were analyzed.

Calculations for the general linear model, inclusive of the Analysis of Variance and R2 values, are presented in Figures 5 to 8. The model was developed taking into account single, double, and triple interactions of input data for Nb, Ti, and B. The backward elimination method was employed to streamline the model, excluding statistically non-significant inputs from the regression equation. An  $\alpha$  value of 0.1 was designated for backward elimination.

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Nb ppm	1	85,80	85,803	3,52	0,067
Ti ppm	1	73,14	73,136	3,00	0,090
B ppm	1	500,34	500,342	20,53	0,000
Nb ppm*Ti ppm	1	145,78	145,780	5,98	0,018
Error	49	1194,48	24,377		
Lack-of-Fit	22	971,10	44,141	5,34	0,000
Pure Error	27	223,38	8,273		
Total	53	1849,73			

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
4,98732	35,42%	30,15%	23,39%

Figure 5. ANOVA and R2 values of YS data.

As it can be seen from Figure 5, R2 adjusted (adj) value was obtained as 30,15%, which is not proper value for

model's consistency. P-value table indicated that B and Nb\*Ti interaction inputs were only significantly affect the YS result with the value lower than 0.05% which is model's confidence interval.

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Ti ppm	1	34,88	34,88	2,19	0,146
B ppm	1	80,68	80,68	5,05	0,029
Ti ppm*B ppm	1	87,36	87,36	5,47	0,023
Error	50	798,06	15,96		
Lack-of-Fit	23	480,94	20,91	1,78	0,076
Pure Error	27	317,12	11,75		
Total	53	901,46			

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
3,99515	11,47%	6,16%	0,00%

Figure 6. ANOVA and R2 values of TS data.

Based on Figure 6, it can be observed that adjusted R2 value of 11,47%, which does not demonstrate adequate consistency for the TS model, just like YS model. The p-value table suggests that the significant impacts on the TS outcome are solely from B and the interaction between Ti and B. Nb was not added to model due to non-significancy.

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Nb ppm	1	2,856	2,8586	1,70	0,198
Ti ppm	1	0,003	0,00293	0,00	0,967
B ppm	1	4,626	4,62582	2,76	0,103
Nb ppm*Ti ppm	1	5,453	5,45307	3,25	0,078
Ti ppm*B ppm	1	5,229	5,22853	3,12	0,084
Error	48	80,555	1,67823		
Lack-of-Fit	21	63,014	3,00065	4,62	0,000
Pure Error	27	17,541	0,64967		
Total	53	144,657			

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
1,29546	44,31%	30,51%	27,55%

Figure 7. ANOVA and R2 values of E% data.

Figure 7 reveals an adjusted R2 value of 44,31%, which, like the TS and YS model, does not provide satisfactory consistency for the %E model although the higher R2 value.

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Ti ppm	1	825,2	825,17	2,63	0,111
B ppm	1	76,7	76,69	0,24	0,623
Ti ppm*B ppm	1	1583,1	1583,08	5,04	0,029
Error	50	15699,0	313,98		
Lack-of-Fit	23	10317,8	448,60	2,25	0,022
Pure Error	27	5381,2	199,30		
Total	53	23017,2			

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
17,7195	31,79%	27,70%	17,84%

Figure 8. ANOVA and R2 values of QI data.

Figure 8 reveals that the QI model, similar to preceding models, shows a suboptimal consistency with an adjusted R2 value of only 31,79%. The p-value table indicates that the interaction between Ti and B substantially influences the QI result. Nb, due to its lack of significance, has been excluded from the model.

Due to low consistency of the factorial regression model, optimization step was not considered, thus data was inspected with neuro regression approach, followingly.

### 3.2. Neuro-Regression

As discussed in the preceding section, the conventional factorial regression was insufficient in explaining certain phenomena related to the grain refinement effect of various Nb-Ti-B ratios, as evidenced in the standard DoE inspection tool on Minitab 20. Due to the low R2 values, the derived optimization equations seemed to be unreliable. Hence, a fresh approach for determining a new optimization function was needed, which was earlier introduced as the neuro-regression. To strengthen the precision, a hybrid methodology combining ANN and multiple nonlinear regression analysis is utilized during the model development stage. At first, the data from the experiment is arbitrarily divided into two subsets: 80% is allocated for training and the remaining 20% for testing purposes. The primary objective during the training stage is to minimize the disparity between experimental and predicted values by adjusting the regression models. Subsequently, the testing phase is carried out with the aim of reducing the impact of variations in regression models to improve accuracy.

Utilizing the same dataset procured from the DoE set, the addition values of Nb, Ti, and B in terms of "ppm" were identified as input parameters. The average of 10 tensile test data for each of the 27 DoE sets was utilized across four sub-groups, namely YS, TS, %E, and QI, referred to as output data. This data was processed using Mathematica. Firstly, an exhaustive analysis was conducted across a variety of nonlinear neuro-regression analyses, incorporating linear, trigonometric, logarithmic, and quadratic forms, as well as their rational equivalents, all related to %Nb, %Ti, and %B content. Secondly, the performance metrics for every potential model were individually assessed to determine their viability for inclusion in the optimization phase. Nonetheless, achieving a practical mathematical function that maintains stability can often be challenging. Hence, to counteract this obstacle, optimization is conducted using functions that generate values strictly within the engineering constraints, thereby ensuring the stability of each potential model. Lastly, the revised versions of four distinct techniques - differential evaluation (DE), Nelder-Mead (NM), random search (RS), and simulated annealing (SA) algorithms were employed to investigate the impact of Nb, Ti, and B on grain refining performance in terms of mechanical test performance and their respective optimal values for given scenarios [8].

Table 3 delineates the first two scenarios which were processed for the purpose of observing the maximum and minimum mechanical potentials of the system. The last scenario corresponds to the necessary mechanical performance thresholds for commercial aluminum alloy wheel production, aimed at showcasing the optimal addition limits of Nb, Ti, and B for high-quality OEM car manufacturers.

**Table 3.** Optimization Scenario List For Neuro-Regression Approach

Sc. No.	YS	TS	%E	QI ( $TS+150*\log(\%E)$ )
1	Maximize	Maximize	Maximize	Maximize
2	Minimize	Minimize	Minimize	Minimize
3	$\geq 180$ MPa	$\geq 240$ MPa	$\geq 4\%$	$\geq 330$ MPa

The aspiration for all models is to secure a coefficient of determination, R2, that surpasses 0.95. These mathematical models are selected based on related parameters revealed in an initial study, wherein these models were identified to yield the highest R2 values, thereby more precisely portraying the correlation between response and actual data relative to other models. In the case of neuro-regression, the reference data is partitioned, with 80% allocated for training and 20% for testing, a division which is performed randomly. Subsequently, the adjusted R2 is determined to conduct a substantial test, and the values for R2 training and R2 testing are computed using Wolfram Mathematica. As illustrated in Table 4, all mathematical models accurately describe the precise grain refining phenomena predicated on the given inputs. The neuro-regression approach has evidently delivered superior results compared to the general factorial regression for the corresponding phenomena.

**Table 4.** R2 Results of mathematical models for each output.

Outputs	R <sup>2</sup> Training	R <sup>2</sup> Testing
YS	0,999	0,999
TS	0,999	0,999
%E	0,999	0,999
QI	0,999	0,999

### Optimization

The optimization results executed on Mathematica, are illustrated in Table 5. This optimization table showcases the influence of Nb, Ti, and B elements on yield strength (YS), tensile strength (TS), elongation (%E), and quality index (QI) of a master alloy, explored across three distinct scenarios. The initial scenario attempted to maximize all properties (YS, TS, %E, and QI). Nb was optimally situated at 1723.08 ppm, Ti at 836.885 ppm, and B at 1061.19 ppm. This resulted in a yield strength of 270.482 MPa, a tensile strength of 369.356 MPa, an elongation of 9.33396%, and a quality index of 436.49 MPa.

The second scenario strived to minimize all properties. The optimal concentration of Nb was discerned to be at 1759.32 ppm, Ti at 989.568 ppm, and B at 788.532 ppm. Significantly diminished properties were observed in this scenario, including a yield strength of 3.31826 MPa, a tensile strength of 0.00111 MPa, an elongation of 5.48945%, and a quality index of 5.34881 MPa. Although these values are unrealistic, the model itself can predict

unseen data from the dataset using randomly selected training data. Additional iteration is required to refine the model's output boundary condition to align with realistic tensile test data of the castings.

The third scenario necessitated output properties to match or surpass specified thresholds (YS  $\geq$ 180 MPa, TS  $\geq$ 240 MPa, %E  $\geq$ 4%, QI  $\geq$  330 MPa). The optimal concentrations identified were Nb at 944 ppm, Ti at 975 ppm, and B at 458 ppm, resulting in a yield strength of 272.642 MPa, tensile strength of 371.665 MPa, elongation of 9.16009%, and a quality index of 427.4 MPa.

In conclusion, for all three optimization scenarios, iterative studies are beneficial to fine-tune the model to accurately represent real-time tensile test results. As this part of the work can be classified as a preliminary study, there are numerous opportunities for enhancing the model with feedback derived from tensile test data.

**Table 5.** Optimization Results of Neural Regression for Given Scenarios.

Sc. No.	Output Targets	Optimum Input Parameters and Output Results	
1	YS= Max TS= Max %E= Max QI=Max	Nb ppm = 1723.08 Ti ppm= 836.885 Bppm= 1061.19	YS= 270.482 Mpa TS= 369.356 Mpa %E= 9.33396 QI= 436.49 Mpa
2	YS=Min, TS= Min, %E= Min, QI= Min	Nb ppm = 1759.32 Ti ppm= 989.568 Bppm=788.532	YS= 3.31826 Mpa TS= 0.00111 Mpa %E= 5.48945 QI= 5.34881 Mpa
3	YS= $\geq$ 180 Mpa, TS= $\geq$ 240 Mpa, %E= $\geq$ 4%, QI= $\geq$ 330 Mpa	Nb ppm = 944 Ti ppm= 975 B ppm= 458	YS= 272.642 Mpa TS= 371.665 Mpa %E= 9.16009 QI= 427.4 Mpa

#### 4. Conclusion

Building on the literature review, the study's input data - Nb, Ti, and B element composition values in parts per million (ppm) - were developed based on an experimental design protocol, ranging between 200 and 2000 ppm.

ICP-MS analysis was performed for each master alloy to obtain chemical composition values post-casting. The post-casting ppm values associated with the additive were scrutinized alongside previous studies. According to the experimental design, the additives corresponding to the target ppm values were incorporated during the experiments. Casting was executed at a constant molten metal and mold temperature (700°C and 350°C, respectively) using a five-arm gravity casting mold. The mold allowed for three different solidification rate categories, mirroring those achieved in the production of aluminum wheels - a common application of A356 alloy. Microstructure and chemical analyses were conducted on the feed zone of the casting. Tensile tests were performed on the casting arms, amounting to a total of 270 tests.

The tensile test results were analyzed using general factorial regression in Minitab 20 and neural regression in Mathematica, an innovative data processing method that merges machine learning with regression analysis. The optimization data were subjected to comparative analysis. As per the comparative analysis, the neural regression achieved an R2 value of 0.99 for all optimization outputs. On the other hand, the general factorial regression resulted in an average R2 value of less than 0.40, proving insufficient in explaining the phenomenon.

According to the optimization data, the elemental inputs required to achieve maximum material properties in the first scenario are 1723.08, 836.885, and 1061.19 ppm for Nb, Ti, and B, respectively. For the worst-case scenario, the second scenario, the corresponding values are 1759.32, 989.568, and 788.532. For the third scenario, where A356 alloy wheel mechanical properties are specified by Original Equipment Manufacturer (OEM) customers as an engineering design output, the required alloy inputs are 944, 975, and 458 ppm for Nb, Ti, and B respectively. The planned future steps of this study are as follows,

- Generating new samples using the data obtained from the optimization as input with an iterative approach and adding the results to the model,

- Inclusion of the solidification rate of A356 alloy and the grain size of the alloy as inputs to the model and increasing model consistency and

- The usage of the outputs of the final optimization model on the production of aluminum alloy wheels and a validation study is designed with the tensile results obtained from the wheel itself.

#### Acknowledgment

This work was supported by CMS Jant ve Makina San. R&D Center.

#### References

- [1] Y. Li *et al.*, "Insight into Si poisoning on grain refinement of Al-Si/Al-5Ti-B system," *Acta Mater*, vol. 187, pp. 51–65, Apr. 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.01.039.
- [2] C. Limmaneevichitr and W. Eiidhed, "Fading mechanism of grain refinement of aluminum–silicon alloy with Al–Ti–B grain refiners," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 349, no. 1–2, pp. 197–206, May 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(02)00751-7.
- [3] J. F. Nie, M. Barnett, S. A. Kori, V. Auradi, B. S. Murty, and M. Chakraborty, "Poisoning and fading mechanism of grain refinement in Al-7Si alloy," *repository.ias.ac.in*, vol. 29, 2005, Accessed: Apr. 17, 2023. [Online]. Available: <http://repository.ias.ac.in/92783/>
- [4] M. Nowak, L. Bolzoni, and N. Hari Babu, "Grain refinement of Al-Si alloys by Nb-B inoculation. Part I: Concept development and effect on binary alloys," *Mater Des*, vol. 66, no. PA, pp. 366–375, Feb. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2014.08.066.
- [5] L. Bolzoni, M. Nowak, and N. Hari Babu, "Grain refinement of Al-Si alloys by Nb-B inoculation. Part II: Application to commercial alloys," *Mater Des*, vol. 66,

- no. PA, pp. 376–383, Feb. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2014.08.067.
- [6] M. Easton and D. St John, “An analysis of the relationship between grain size, solute content, and the potency and number density of nucleant particles,” *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 36, no. 7, pp. 1911–1920, 2005, doi: 10.1007/S11661-005-0054-Y/METRICS.
- [7] D. Wu *et al.*, “Revealing the mechanism of grain refinement and anti Si-poisoning induced by (Nb, Ti)B<sub>2</sub> with a sandwich-like structure,” *Acta Mater*, vol. 219, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.actamat.2021.117265.
- [8] L. Aydin, H. S. Artem, and S. Oterkus, *Designing engineering structures using stochastic optimization methods*.



# Material Properties of EN-AW 1050 Aluminum Alloy Produced with DC and TRC Techniques

DC ve TRC Teknikleriyle Üretilen EN-AW 1050 Alüminyum Alaşımının Malzeme Özellikleri

**Pelin BÖLÜKBAŞI, Mert GÜLVER**

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

## Abstract

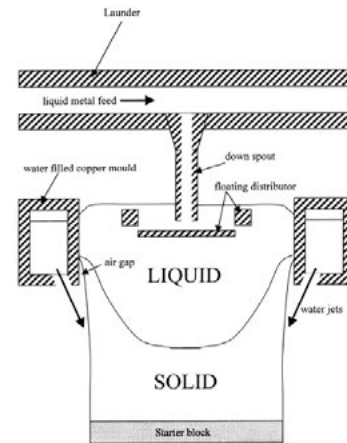
Direct-chill casting (DC) and Twin-roll casting (TRC) are the most well-known and applicable techniques employed in the production of flat rolled aluminum products. Both techniques possess different pros and cons in technical and operational aspects. In this study, EN-AW 1050 aluminum alloys produced via DC and TRC routes were processed with same rolling and annealing practices to reveal the microstructural and mechanical discrepancies arising from the different casting processes. Results show that samples produced out of different casting routes exhibit different material features although they are processed with the same downstream operations.

## 1. Introduction

Aluminum flat-rolled product production technology is an “energy intensive” production method, starting with the conversion of bauxite, the raw material of aluminum, into alumina and then into high purity aluminum metal by electrolysis method. In the process of converting high purity aluminum into flat-rolled products, the raw material known as high purity “primary aluminum” is re-melted into an ingot that can be rolled, and flat products are obtained by a series of rolling processes. At this stage of production, it is an “energy-intensive” production method. This method, which is called conventional production, includes the casting of billets with a weight of 5-12 tons, and converting them into the final flat-rolled product as a result of a series of thermomechanical processes, with a method called DC casting (Direct Chill Casting) in the production of flat products since the mid-1800s, when aluminum began to be used in the industry. However, starting from the 1950s, the continuous casting technique, which has lower investment and operating costs, has become an alternative production method for some aluminum alloys. Aluminum alloys, which are cast as sheets between 4-10 mm, are in coils with a weight of 5-11 tons and rolling starts from this thickness. It requires fewer rolling steps compared to the conventional method [1].

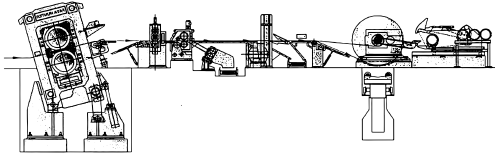
In direct chill casting (DC); the melt is degassed, filtered and grain refined, then direct chill (DC) cast into rectangular or cylindrical water-cooled ring moulds with removable bases. Fig.1 shows a schematic of the DC

casting process. The removable bases are withdrawn at a controlled rate as the metal solidifies, resulting in the semi-continuous casting of rectangular ingots or cylindrical billets. The cast surface is commonly scalped off and the remainder heat treated in the form of a pre-heat in order to effect microstructural homogenization prior to rolling. Homogenization reduces segregation, encourages the transformation of metastable secondary and ternary phases into equilibrium phases, and acts to equilibrate solid solution levels of soluble elements, resulting in certain cases in the precipitation of dispersoids [2].



**Figure 1.** Schematic of the vertical DC casting process.

In twin-roll casting (TRC), solidification of liquid metal is combined with hot deformation and it is very crucial to control various process parameters such as melt temperature, casting speed, setback, and strip thickness. The combination of the effects of these parameters plays an important role on solidification behavior of the liquid metal and dictates the microstructural features of the as-cast materials [3]. High cooling rates encountered in this technique lead to a highly super-saturated matrix and the change in the temperature gradient encountered through thickness of the solidifying metal results in heterogeneities in intermetallic particle sizes and distributions [4].



**Figure 2.** Schematic of the twin roll caster.

The size and distribution of intermetallic particles have fundamental role not only in the recrystallization kinetics of the alloy but also in controlling its microstructure evolution during the downstream process [5].

Due to the high solidification rate achieved in TRC casting, the microstructure of TRC-cast materials differs significantly from that of DC-cast ones. TRC alloys usually exhibit high concentration of alloying elements in solid solution, fine primary intermetallic particles and fine as-cast grain size. All these features affect alloy response to thermomechanical treatment involved in the downstream processing [6].

In the light of this short review, the focus of this study is to compare the microstructural differences between TRC and DC samples under same rolling and annealing process.

## 2. Experimental Studies

The samples used in this study were twin roll cast (TRC) strip and direct chill cast (DC) hot bend of 1050 samples. Chemical compositions are given in the Table 1. The thicknesses of as-received 1050 samples of the DC and TRC was 5mm. Investigations and comparisons will be evaluated in the following three sections.

### 2.1. Microstructural analysis

As-received DC and TRC samples were metallographically prepared and their intermetallic distributions and grain structure were conducted by optical microscope according to standard metallographic methods.

### 2.2. Altering in microstructural evolution

DC and TRC samples were exposed to homogenization at 580°C for 8 h in both as-received thickness and after performing same cold deformation. For comparison; microstructures of the samples were examined by optical microscope.

### 2.3. Softening behavior of the samples

The samples were exposed to homogenization at 580°C for 8 hours and cold-rolled to the same final thickness and performed subsequent final annealing. For comparison; other group of as-received samples were also cold rolled down to same final thickness without homogenization and performed subsequent final annealing. In total; four

different thermo-mechanical processes were compared in final thickness and specified in Table 2.

The softening and precipitation behavior during final annealing were examined by tensile test, electrical conductivity and microstructural investigations. Tensile test was performed at 90° with respect to rolling direction.

**Table.1** Chemical composition of the samples.

Sample	%wt		
	Si	Fe	Al
TRC	0,08	0,282	99,55
DC	0,09	0,269	99,58

**Table 2.** Upstream process flow of the samples.

Process	Sample	Homogenization Annealing	Final Thickness, mm
1	TRC	✓	3
2	TRC	-	
3	DC	✓	
4	DC	-	

## 3. Results and Discussion

### 3.1. Microstructural analysis

As-received microstructures of DC and TRC samples are shown in Fig.3. Considering the intermetallic distribution, the TRC sample has centerline segregation (CLS) in the mid-plane of the cross section, while the DC sample has more homogeneous and large intermetallic particles than that of the TRC. When it comes to the grain structure; the TRC sample has smaller grains which cannot be distinguished easily and shear-like zone on the surface and relatively larger grains in the mid-plane of the sample, while the DC sample has an almost quasi-equiaxed grain structure.

### 3.2. Altering in microstructural evolution

Microstructures homogenized at as-received thickness and after cold-rolled are shown in Fig.4.

Grain growth starting from the surface is observed in TRC sample, while the DC sample preserve grain structure throughout the cross-section after homogenization at as-receive thickness. On the other hand, preforming homogenization annealing after cold rolling, leads to reach quasi-equiaxed grains trough the cross-section.

### 3.3. Softening behavior of the samples

The electrical conductivity (EC) results of DC and TRC samples are 34,64 MS/m and 34.38 MS/m, respectively. The electrical conductivity results after homogenization

are 34.58 MS/m and 34.19 MS/m, respectively. Lower EC of as-received TRC sample indicates supersaturation of alloying elements in solid solution owing to high cooling rate encountered in twin roll casting. At the same time higher EC of as-received DC material indicates large amount of precipitates present and can be attributed to the homogenization heat treatment conducted direct chill casting. However, decreasing in EC indicates the dissolution of alloying elements to solid solution [7].

Tensile test results are shown in Table 3.

**Table 3.** Tensile test results of the samples.

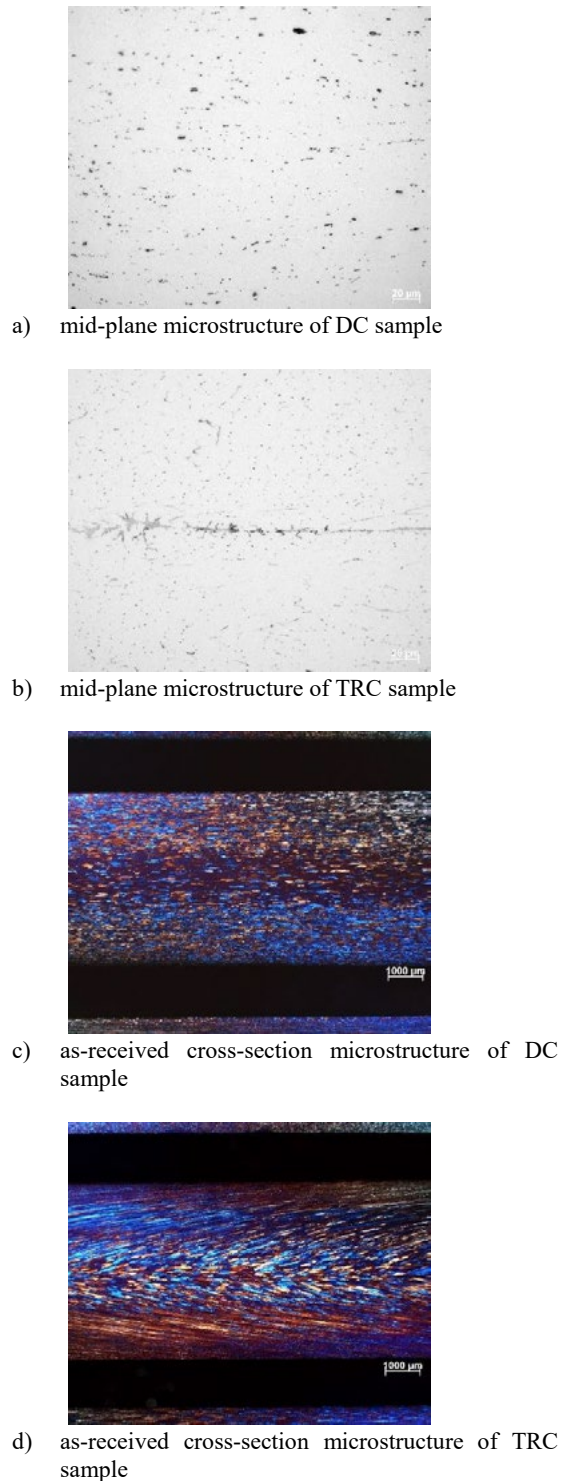
Process	Final Annealing Temperature and Time	Yield Strength, MPa
1	290°C / 4h	96
	350°C / 4h	47
2	290°C / 4h	110
	350°C / 4h	46
3	290°C / 4h	100
	350°C / 4h	53
4	290°C / 4h	52
	350°C / 4h	52

Microstructures of the samples are shown in Fig.5.

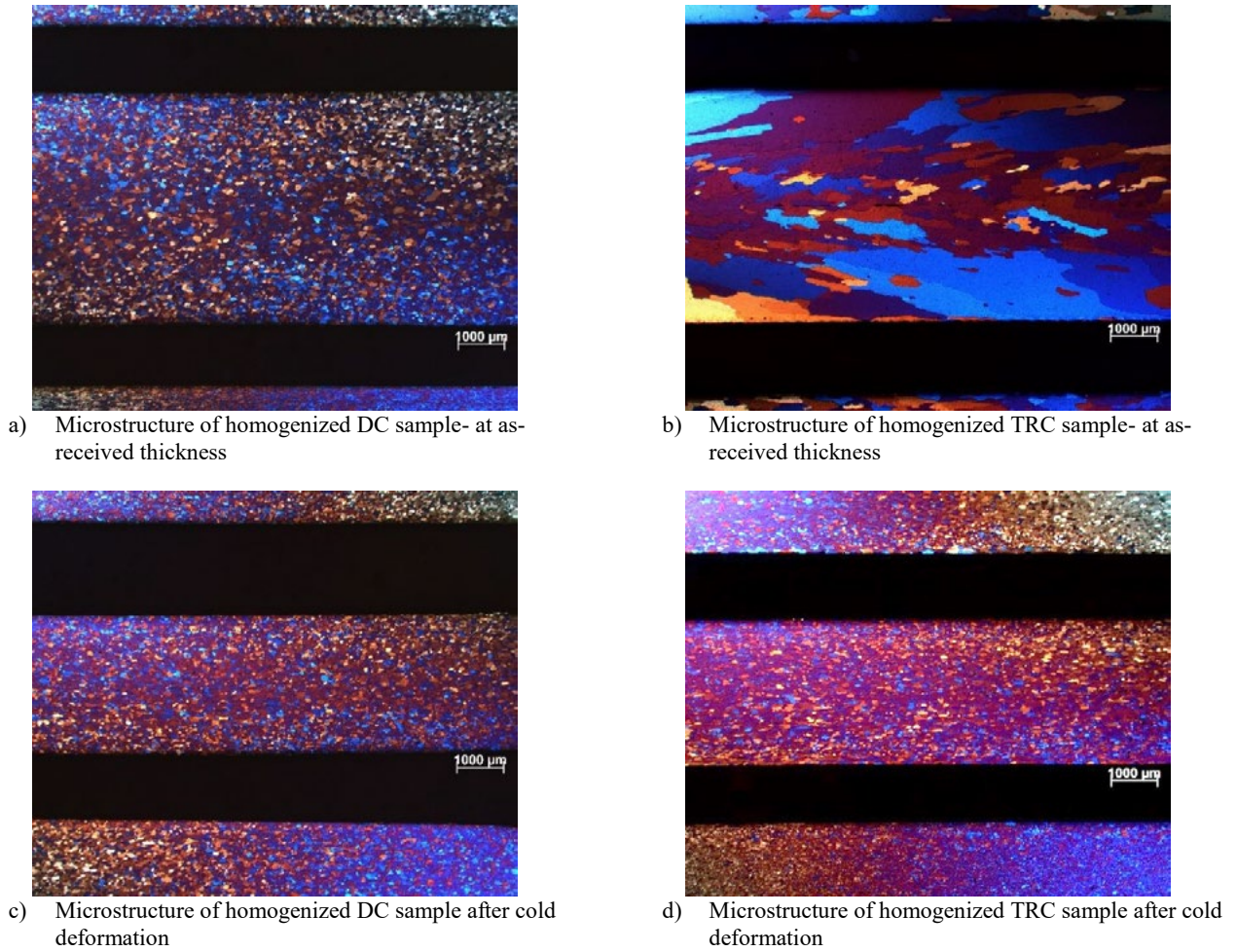
By combining tensile test result and microstructural investigation, it is clearly seen that lowest yield strength were observed in samples performed with final annealed at 350°C. On the other hand, non-homogenized DC samples reach its lowest yield strength in the process with final annealed at 290°C.

At the same time, finer grains were observed in non-homogenized DC sample produced with the final annealing between 290°C-350°C than that of the homogenized DC sample. Increasing in yield strength at lower final annealing temperature in homogenized DC sample could be due to dissolve the alloying element to the solid solution.

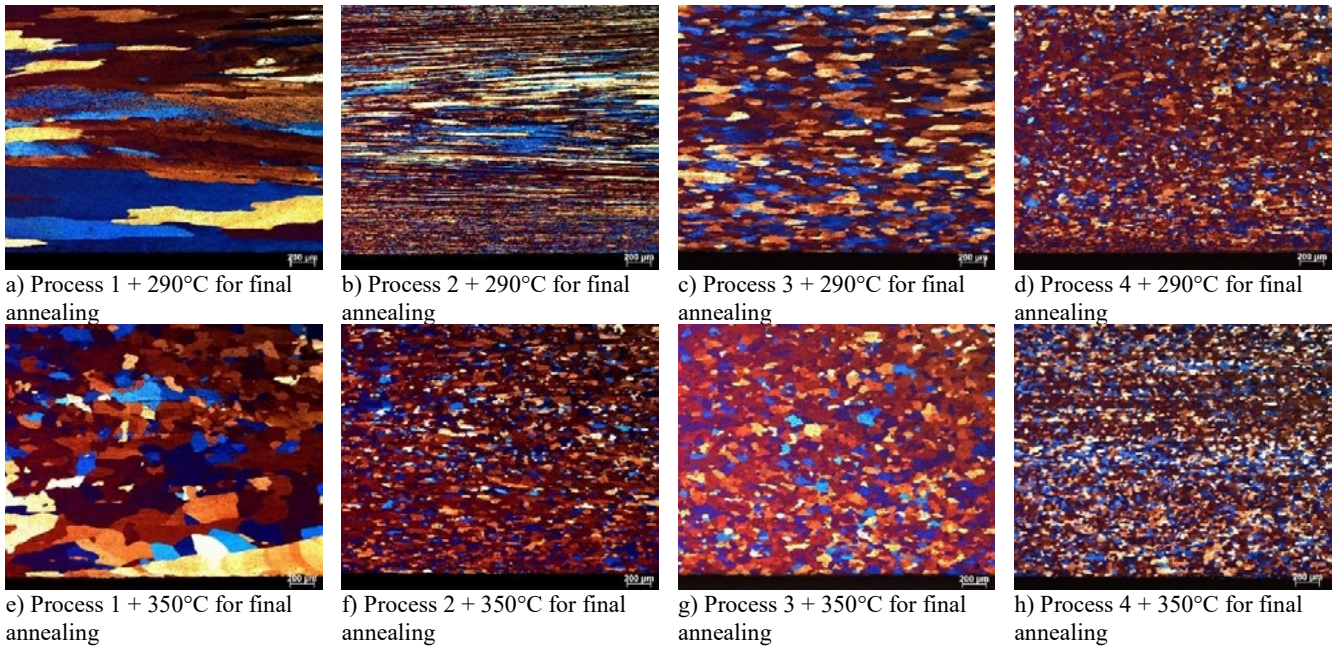
When it comes to the TRC samples, there is a slightly differences in mechanical properties obtained at 290°C. Homogenization leads to decrease yield strength of the sample at lower final annealing temperature although lowest yield strength is obtained at the same temperature in samples produced with and without homogenization. Microstructure of non-homogenized TRC sample has finer grains after than that of the homogenized after 350°C final annealing although it preserves its as-received grain structure after 290°C final annealing.



**Figure 3.** Microstructures of the samples.



**Figure 4.** Optical microscope images of DC and TRC samples.



**Figure 5.** Typical etched cross-sectional optical microscope images of DC and TRC samples.

#### 4. Conclusion

The results of this study can be summarized as follows;

- Grain structure and intermetallic distributions of TRC and DC samples shows differences due to solidification / cooling rate.
- Homogenization annealing after cold deformation leads to generate quasi-equiaxed grain structure in TRC cast 1050 alloy.
- Homogenization annealing at as-received thickness in DC sample results in obtaining higher yield strength and relatively coarser grain structure than that of the non-homogenized DC sample at lower final annealing temperature.
- Softening behavior and grain structure of TRC samples can be modified by exposing homogenization annealing at as-received thickness.
- In general, non-homogenized DC sample has faster softening behavior than that of the other group of the samples.

#### Acknowledgements

Authors wish to thank Mr. Nihat Yılmaz and Mr. Serdar Azaklıoğlu, for their valuable help with metallographic and lab-scale process studies.

#### References

- [1] M. Dündar, Application of Aluminum Alloys Produced with Twin Roll Casting Technology and a New Perspective for the Future, 5th Aluminum Symposium (ALUS'05), 13-14 October 2011, Istanbul, Turkey.
- [2] C.M. Allen, K.A.Q O' Reilly, B. Cantor and P.V. Evans, Progress in Materials Science, 43 (1998) 89- 170.
- [3] C. Işıksaçan, M. Gülver, H. Kayaçetin, O. Meydanoglu and E. Atar, Light Metals, (2023) 1054-1057.
- [4] C. Işıksaçan, O. Meydanoglu, V. U. Akdoğan, G. Alper and B. Beyhan, Light Metals, (2015) 1219-1223.
- [5] O. Meydanoglu, O. Birbaşar, A. Ulus, B. Beyhan and E. Kalay, Light Metals, (2015) 1249-1254.
- [6] M. Slamova, M. Karlik, F.Robaut, P.Slama and M. Veron, Material Characterization, 49 (2003) 231-240.
- [7] M. Gülver, O. Meydanoglu and C. Işıksaçan, Light Metals, (2019) 1143-1147.

# İkiz Merdane Döküm Yöntemiyle Alüminyum Alaşımı Üretiminde Gaz Giderme Prosesinde Klor Gazı Kullanımının İnküzyon Üzerindeki Etkisinin İncelenmesi

Investigation of the Effect of Chlorine Gas Use on Inclusion in the Degassing Process of Aluminum Alloy Production by Twin Roll Casting Method

**Sinem BALTA, Tuba NARLI, Samet SEVİNÇ, Ali ULUS, Umut NAL**

ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Inclusion, etc. components that cause quality defects in sheet and foil products produced by the twin roll casting method are one of the common encountered problems. Liquid metal inclusions may occur due to the contents of the raw material sources used in the melting operation and the melting and charging practices. In order to remove the inclusions in the liquid metal during the casting process, filtration processes such as degassing, CFF (Ceramic Foam Filter) and PDBF (Pascheney Deep Bed Filter) take place after the melting process. Argon and chlorine gas are used together in degassing, however chlorine gas is harmful to both human health and the environment.

In this study, the effect of the use of chlorine gas in AA3xxx series aluminum alloy on the inclusion in the liquid metal was investigated. In the standard casting process, chlorine gas is used together with argon gas in the degassing unit, and gas flow rates are one of the important parameters in the efficiency of the process. In this study, the case where the liquid metal passing through the process only argon gas is used without using chlorine gas and where both are used were analyzed. After both processes, samples were taken from the liquid metal before and after the degassing unit, and inclusion analysis in Optical Emission Spectrometer (OES) and microstructure analyzes of metallographically prepared samples were performed using SEM/EDS.

## Özet

İkiz merdane döküm yöntemi ile üretilen levha ve folyo ürünlerinde kalitesel kusurlara yol açan inklüzyon vb. bileşenler sık karşılaşılan problemlerden biridir. Ergitme operasyonunda kullanılan hammadde kaynaklarının içerikleri ile ergitme ve şarj pratikleri kaynaklı sıvı metal içi inklüzyonlar oluşabilmektedir. Döküm prosesi esnasında sıvı metal içerisinde yer alan inklüzyonların giderilmesi amacıyla ergitme işlemi sonrasında degassing, CFF (Ceramik Foam Filter) ve PDBF (Pascheney Deep Bed Filter) gibi filtrasyon işlemleri yer almaktadır. Gaz gidermede argon ve klor gazı birlikte kullanılmaktadır ancak

klor gazı hem insan sağlığına hem de çevreye zararlı bir gazdır.

Bu çalışmada, AA3xxx serisi alüminyum alaşımında klor gazı kullanımının sıvı metal içinde yer alan inklüzyon üzerindeki etkisi incelenmiştir. Standart döküm prosesinde gaz giderme ünitesinde argon gazı ile birlikte klor gazı kullanılmakta olup prosesin etkinliğinde gaz debileri önemli parametrelerdendir. Bu çalışmada klor gazı kullanılmadan sadece argon gazı kullanıldığı durum ile her ikisinin birlikte kullanıldığı prostesten geçen sıvı metal analiz edilmiştir. Her iki proses sonrasında gaz giderme ünitesi öncesi ve sonrası sıvı metalden numune alınarak Optik Emisyon Spektrometresinde (OES) inklüzyon analizi ve metalografik olarak hazırlanmış numunelerden mikro yapı analizleri SEM/EDS kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

## 1. Giriş

İkiz merdane döküm yöntemi ile üretilen 3XXX serisi alaşımlar reverber tip fırınlarda ergitilerek yolluklar yardımıyla döküm makinesine gelir. İkiz merdane döküm yöntemi, sıvı alüminyumun tandış aracılığıyla yönlendirilerek, seramik tipten geçip su soğutmalı merdaneler yardımıyla hızlı bir şekilde katılaştırıldığı ve levha şeklinde ürün elde edildiği bir döküm prosesidir. [1] İkiz merdane döküm yöntemi ile üretilen 3XXX serisi alüminyum alaşımları 5 ana alaşım elementini optimum düzeyde içermektedir. Bu sebeple dökülebilirliği daha rahattır ve oldukça yaygın bir kullanım alanına sahiptir.

3XXX serisi alüminyum alaşımları ana element olarak Mn içerir. Alüminyum alaşımlarına Mn ilavesi, sünekliği azaltmadan akma ve çekme mukavemetlerini artırır. Mn ilavesi aynı zamanda korozyon ve yorulma direncini geliştirir. [2] Bu özellikler sayesinde 3XXX alaşımları ambalaj, içecek kutuları, bina dış cephe kaplama gibi uygulama alanlarına sahiptir. [3]

Alüminyum alaşımlarında kaliteyi ve mekanik özellikleri etkileyen en önemli faktörlerden biri de sıvı metal içerisindeki inklüzyonlardır. Alüminyumda oluşabilecek

başlıca inklüzyonlar; oksitler ( $Al_2O_3$ ,  $MgO$ ), klorürler ( $MgCl_2$ ,  $NaCl$ ,  $CaCl_2$ ), refrakter malzemeleri ve flaks tuzları olarak sıralanabilir. Inklüzyonlar giderilemez ve katılarak alüminyumun içine hapsolursa, proses sırasında ve nihai üründe birçok hatanın oluşumuna sebep olacaktır. Bu sebeple sıvı metal katılaşmadan önce rafinasyon işlemlerinin etkili bir şekilde uygulanması son derece önemlidir. [4]

Gaz giderme sıvı metal kalitesini iyileştirmek için kullanılan kritik bir rafinasyon adımıdır. Gaz giderme ünitesi fırının çıkışında yer alır. Gaz giderme ünitesi içerisinde rotör ve ısıtıcı olmak üzere iki temel kısım bulunmaktadır. Gaz giderme ünitesinde metale argon ve klor gazları verilerek inklüzyonların ve alkali metallerin ortadan kaldırılması hedeflenir.

### 1.1 Klor Kullanımının İnsan Sağlığı ve Çevre Üzerindeki Etkisi

Normal şartlar altında, oda sıcaklığında ve atmosfer basıncında, yeşilimsi sarı renkte, yoğun ve keskin kokulu bir gaz olan klor gazı birçok endüstriyel uygulamada yaygın bir şekilde kullanılan önemli bir kimyasal maddedir. Klor, doğal olarak oluşan bir element olmasına rağmen, büyük miktarlarda kullanıldığı endüstriyel ortamlardan kaçtığına insan sağlığı ve çevre üzerinde çeşitli olumsuz etkileri olabilir. [5,6]

Klor gazının çevreye etkisi, su kaynaklarına ve ekosistemlere zarar verebilecek kirlilik ve toksisite ile ilişkilidir. Özellikle sızıntılar veya kazalar sonucu su kaynaklarına bulaşan klor gazı, su organizmaları ve bitkileri için tehlikeli olabilir ve su ekosistemlerinin dengesini bozabilir. Aynı zamanda klor gazı, atmosfere salındığında ozon tabakasını zarar verebilecek klor gazı radikallerine dönüşebilir, dolayısıyla küresel ısınmaya katkıda bulunabilir. [7,8]

Klor gazının insan sağlığı üzerindeki etkileri ise maruz kalınan süreye ve doza bağlı olarak ciddi boyutlarda olabilir. Klor gazının solunması, solunum yollarında tahrişe neden olabilir ve nefes almada zorluk, öksürük ve solunum sıkıntısı gibi semptomlara yol açabilir. Göz ve cilt temasında ise tahriş ve yanma hissi gibi belirtiler görülebilir. Yüksek konsantrasyonlarda maruz kalma, akciğer ödemi ve ciddi solunum sorunlarına yol açabilir. Ayrıca, uzun süreli maruz kalma veya yüksek konsantrasyonlarda klor gazı ile temas zehirlenmeye neden olabilir. [9,10]

Bu sebeple tüm gaz giderme ünitelerinden klorun uzaklaştırılması iş sağlığı ve güvenliğini artırırken çevreye olumlu katkı sağlayacaktır.

Bu çalışmada gaz giderme ünitesinde kullanılan klor gazının, 3xxx alüminyum alaşımı özelinde inklüzyonları gidermedeki etkinliği çalışılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Deneysel çalışmaların ilk adımı olarak EN 573-3 Standardına uygun olarak 3105 alaşım kompozisyonu hazırlanmış ve reverber tipi fırında endüstriyel ölçüde ergitilmiştir. Ergitme fırınında flux yapılması ile başlayan rafinasyon işlemi sonrası sıvı metalden numune alınmıştır. Numune üzerinden, Optik Emisyon Spektrometresi (OES) ile gerçekleştirilen kimyasal analiz gerçekleştirilmiştir. Dökülen 3105 alaşım değer aralıkları Çizelge 1'de verilmiştir.

Çizelge 1. Alüminyum 3105 alaşım değer aralıkları.

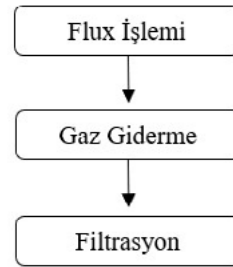
	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Al
3105	0,2-0,3	0,4-0,5	0,35-0,45	0,3-0,4	0,01	Kalan

Ergitme sonrası flux ile başlayan rafinasyon işlemi gaz giderme işlemi ile devam etmiştir. Gaz giderme ünitesinde argon gazı kullanılarak yaklaşık 25 tonluk 7 adet bobin dökülmüştür. Dökülen 7 bobinin 2. ve 6. bobinlerinden gaz giderme öncesi ve sonrası sıvı metal numunesi alınmıştır. Alınan numuneler RPT (Reduced Pressure Tester) cihazı yardımıyla basınç altında katılaştırılmıştır.

Gaz giderme ünitesinden çıkan sıvı metal CFF (Ceramic Foam Filter) ünitesinde filtrelenerek son rafinasyon işlemine uğramıştır. CFF ünitesi çıkışından 2. ve 6. bobinler için sıvı metal numunesi alınmış ve aynı şekilde basınç altında katılaştırılmıştır.

Daha sonra, gaz giderme ünitesindeki klor gazı açılmış ve sıvı metale argon ile birlikte klor gazı da verilerek rafinasyon yapılmıştır. Klor gazı kullanılarak yaklaşık 25 tonluk 8 adet bobin dökülmüştür. Dökülen 8 adet bobinin 2. ve 7. bobinlerinden; gaz giderme öncesi, gaz giderme sonrası ve CFF sonrası sıvı metal numunesi alınmış ve aynı yöntemle katılaştırılmıştır.

Toplamda klor kullanılan ve kullanılmayan sıvı metalden 3 ayrı noktadan olmak üzere 2'şer set numune alınmıştır.



Şekil 1. Sıvı metale uygulanan rafinasyon işlemleri ve uygulama sırası.

Sıvı metalin uğradığı rafinasyon işlemleri sırasıyla Şekil 1'de verilmiştir.

Alınan sıvı metal numuneleri dikey bir şekilde iki parçaya kesilmiştir. Kesilen numunelerin bir yarı parçalarının yüzeyi frezelenmiş ve OES cihazı kullanılarak İnküzyon analizi yapılmıştır.

Kesilen numunelerin diğer yarıları SiC zımpara kâğıdı ve mekanik parlatma işlemleri ile metalografik olarak hazırlanmış ve ZEISS EVO MA 015 model SEM cihazında incelenmiştir.

Döküm hattında klor kullanarak gaz giderme yapılan ve klor kullanmadan gaz giderme yapılan hatlarda kullanılan seramik filtrelerin değişim periyotları takip edilmiştir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### 3.1 OES İnküzyon analizi sonuçları

3105 alaşımı klor kullanılan ve kullanılmayan sıvı metal numuneleri İnküzyon analizi sonuçları Çizelge 2’de verilmiştir.

**Çizelge 2.** Sıvı Metal Numuneleri OES İnküzyon Analizi Sonuçları

A: Kloruz 2. Bobin, B: Kloruz 6. Bobin, C: Klorlu 2. Bobin, D: Klorlu 7. Bobin

İnküzyon (cp)	Gaz Giderme Öncesi				Gaz Giderme Sonrası				CFF Sonrası			
	A	B	C	D	A	B	C	D	A	B	C	D
MgO	15	13	0	0	0	2	0	13	0	0	0	0
NaO	38	61	27	21	0	24	9	11	5	1	6	7
CaCl	1	5	0	0	2	0	0	4	0	1	1	1
MgCl	2	1	0	0	0	0	0	27	0	1	0	0
AlO	3	4	4	2	1	10	2	2	3	0	2	0

A ve B Klor gazı kullanılmadan dökülen bobinlerden alınmış sıvı metal numuneleridir.

A ve B numuneleri incelendiğinde en çok gözlemlenen İnküzyonların MgO ve NaO olduğu görülmüştür. Numune A ve B, MgO ve NaO bazından değerlendirildiğinde gaz giderme sonrasında %80 iyileşme, CFF sonrasında ise %95 iyileşme gözlemlenmiştir.

B numunesinde gaz giderme sonrasında AlO artışı gözlemlenmiştir. CFF sonrasında ise bu İnküzyon ortadan kalkmıştır.

Genel olarak bakıldığında ise numune A ve B İnküzyon bakımından gaz giderme işlemi sonrası %72, CFF sonrası ise toplamda %92 iyileşme göstermiştir.

C ve D numuneleri, klor gazı kullanılarak dökülmüş olan bobinlerden alınmış sıvı metal numuneleridir.

C numunesinde gaz giderme sonrasında ve CFF sonrasında NaO miktarında azalma gözlemlenmiştir.

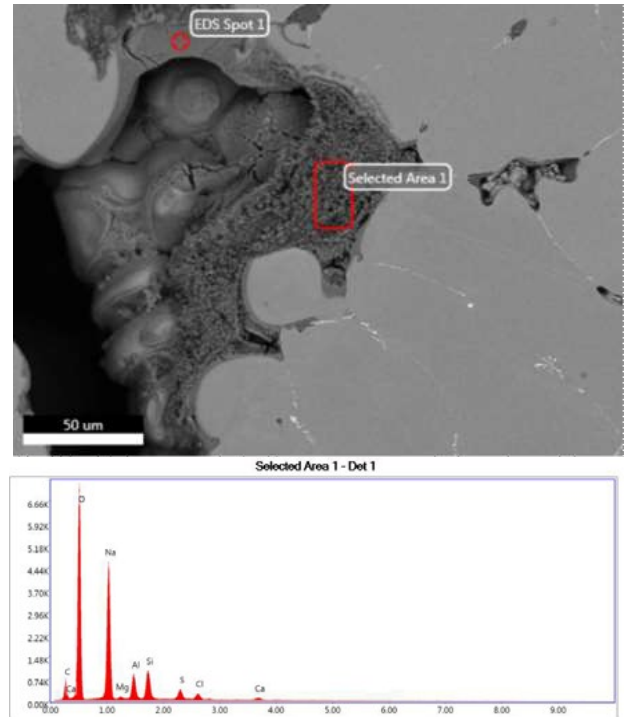
D numunesinde MgO ve MgCl İnküzyonlarında gaz giderme sonrasında artış gözlemlenmiştir. CFF sonrasında bu İnküzyonlar gözlemlenmemiştir.

C ve D numunelerinde gaz giderme sonrası %26 oranında İnküzyon artışı gözlemlenmiştir. CFF sonrasında ise toplamda %69 iyileşme gözlemlenmiştir.

#### 3.2 SEM-EDS analizi sonuçları

3105 alaşımı klor kullanılmayan sıvı metal numuneleri SEM mikroyapı analizi sonuçları Şekil 2, Şekil 3, Şekil 4, Şekil 5, ve Şekil 6’da verilmiştir.

**Şekil 2.** Klor Kullanılmayan Sıvı Metal Numunesi Gaz Giderme Öncesi SEM-EDS Analizi (B)

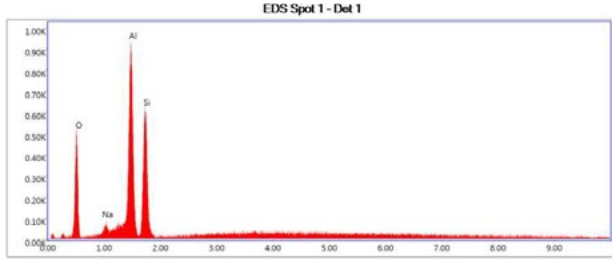


Klor kullanılmayan sıvı metal numunesi gaz giderme öncesi SEM EDS analizi ile incelendiğinde en sık rastlanan İnküzyon Na ve O olarak tespit edilmiştir. Bunun dışında Mg, Ca, Cl gibi OES analizinde rastladığımız diğer İnküzyonlar da SEM-EDS analizinde tespit edilmiştir.





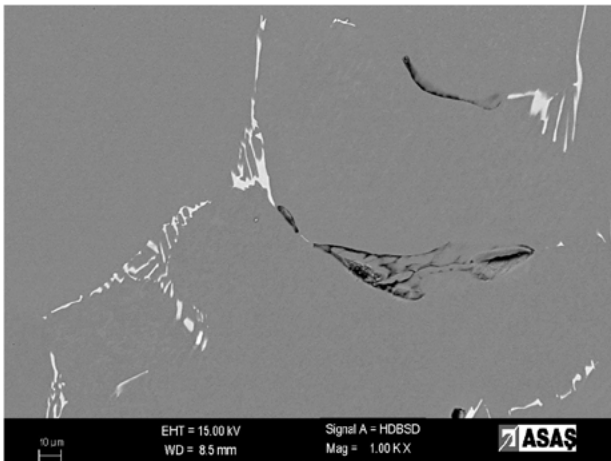
Şekil 3. Klor Kullanılmayan Sıvı Metal Numunesi Gaz Giderme Sonrası SEM Analizi (B)



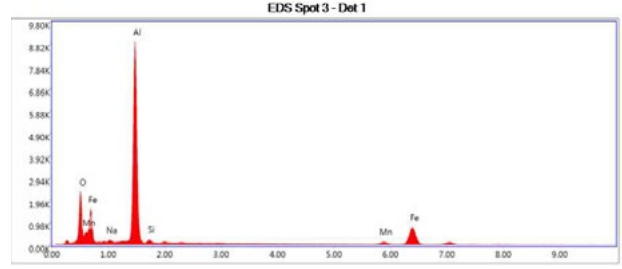
Şekil 4. Klor Kullanılmayan Sıvı Metal Numunesi Gaz Giderme Sonrası EDS Analizi (B)

Gaz giderme sonrasında numune SEM’de incelendiğinde yapıdaki boşlukların gaz giderme öncesine göre büyük ölçüde azaldığı gözlemlenmiştir. Yapılan SEM-EDS analizi Şekil 4’te verilmiştir.

Gaz giderme sonrası EDS analizinde Na tespit edilmeye devam edilmektedir ancak şiddeti çok daha azalmıştır.



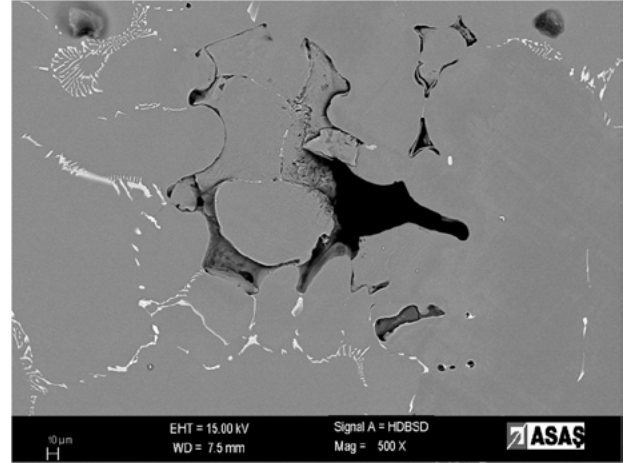
Şekil 5. Klor Kullanılmayan Sıvı Metal Numunesi CFF Sonrası SEM Analizi (B)



Şekil 6. Klor Kullanılmayan Sıvı Metal Numunesi CFF Sonrası EDS Analizi (B)

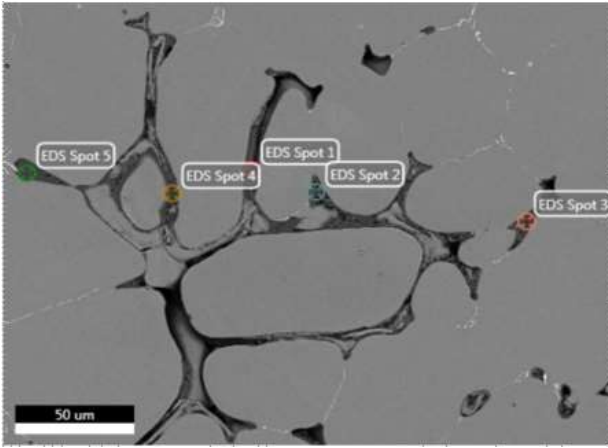
CFF sonrası alınan sıvı metal numunesinde metalin inklüzyonlardan çok büyük oranda temizlendiği görülmüştür. Numune üzerinde gezildiğinde Na gibi inklüzyon elementlerine kalıntı şeklinde rastlanmıştır. Bu değerler üründe probleme sebep olmayacağı sebebiyle kabul edilebilir limitler içerisinde dir.

3105 alaşımı klor kullanılan sıvı metal numuneleri SEM mikroyapı analizi sonuçları Şekil 7, Şekil 8, ve Şekil 9’da verilmiştir

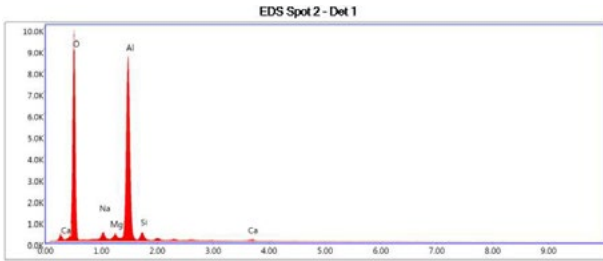


Şekil 7. Klor Kullanılan Sıvı Metal Numunesi Gaz Giderme Öncesi SEM-EDS Analizi (D)

Klor kullanılan sıvı metal numunesi gaz giderme öncesi SEM EDS analizi ile incelendiğinde özellikle boşlukların kenar kısımlarında Na ve O tespit edilmiştir.



**Şekil 8.** Klor Kullanılan Sıvı Metal Numunesi Gaz Giderme Sonrası SEM Analizi (D)



**Şekil 9.** Klor Kullanılan Sıvı Metal Numunesi Gaz Giderme Sonrası EDS Analizi (D)

Gaz giderme sonrası yapılan EDS analizlerinde ise rastlanılan Na miktarı azalırken Mg miktarı arttığı gözlemlenmiştir.

#### 4. Sonuç

3105 alüminyum alaşımında gaz giderme prosesinde klor gazı kullanımının inklüzyon üzerindeki etkisi Optik Emisyon Spektrometresi ve SEM analizleri yardımıyla incelenmiştir. Elde edilen verilerden ulaşılan sonuçlar şu şekildedir;

- Bu çalışmada 3105 alaşımından yapılan Optik Emisyon Spektrometresi analizinde MgO, NaO, CaCl, MgCl, AlO gibi bileşenler tespit edilmiştir. Genel olarak gaz giderme öncesinde alınan analiz sonuçlarında MgO ve NaO'nun yapıda yüksek oranda yer aldığı belirlenmiştir. Gaz giderme sonrasında ise bu bileşenlerin klor kullanımı veya klorsuz kullanımından bağımsız olarak genel olarak azaldığı belirlenmiştir. Köpük filtre sonrasında ise beklenildiği gibi mekanik filtreleme gerçekleştiğinden dolayı tüm bu bileşenlerin sıvı metal içerisinde çok düşük miktarlarda olduğu belirlenmiştir.

- Klor gazı kullanılarak gaz giderme işleminin yapıldığı bir sıvı metal numunesi analizinde gaz giderme öncesi MgO

gözlenmemişken gaz giderme sonrasında yapılan analizde gözlemlenmiştir. Bu durum, klor gazının gaz giderme ünitesinde yarattığı sıvı metal hareketliliği nedeniyle ünite içinde var olan MgO'lerin sıvı metale karışması veya ekstra Mg'un oksitlenmesine neden olmuş olabileceği şeklinde değerlendirilebilir.

- Diğer farklı bir analiz sonucunda ise klor kullanılarak yapılan gaz giderme işleminde ünite sonrasından alınan numunenin analizinde MgCl ile karşılaşmıştır. MgCl<sub>2</sub> bileşeninin ergime noktası 714°C'dir. Dolayısıyla CFF gibi mekanik filtrelerden geçerek levha ve folyo ürünlerinde kalite kusurlarına yol açabilir.

- Gaz gidermede klor kullanıldığı ve kullanılmadığı durumlarda CFF etkinliğinde ve filtre değişim periyodunda bir değişim gözlemlenmemiştir. Buradan da her iki durumda da gaz giderme etkinliğinin benzer olduğu ve sıvı metalin aynı seviyelerde temizlendiği yorumu yapılabilir.

- OES'de gerçekleştirilen inklüzyon analizi sonuçları SEM analizi kullanılarak doğrulanmıştır. Tespit edilen bileşenler SEM'de EDS yardımıyla incelenmiştir. OES sonuçlarında belirlenen oksitler vb. bileşenler SEM'de de gözlemlenmiştir.

Yapılan çalışma sonucunda 3105 alüminyum alaşımında gaz giderme ünitesinde klor ve argonun birlikte kullanılması yerine yalnızca argon gazı kullanılmasının sıvı metaldeki inklüzyonları gidermede etkili olduğu gözlemlenmiştir.

#### Teşekkür

Yapılan bu çalışmada verdiği desteklerden dolayı yöneticimiz Sn. Onur Birbaşar'a ve bütün numune süreçlerinde yoğun emeği geçen laboratuvar teknisyenimiz Sn. Ahmet Bicac'a sonsuz teşekkürlerimizi iletiriz.

#### Referanslar

- [1] K. Dündar, Production of Recycling Friendly Alloy Coil With Twin Roll Casting Method, 10th International Aluminium Symposium, 3-4 March 2022 İstanbul, Türkiye.
- [2] R. S. Rana, R. Purohit, S. Das, International Journal of Scientific and Research Publications, 2 (2012)
- [3] Ç. Doğan, 3XXX Serisi Alüminyum Alaşımında Magnezyum Ve Alternatif Proseslerin Etkisinin İncelenmesi, Y. Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, 2018, İstanbul, Türkiye.
- [4] M. Güler, Alüminyum Alaşımında Inklüzyon Çeşitleri ve Önleyici Faaliyetler, Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği Metalurji Ve Malzeme Mühendisleri Odası, Metalurji Sayı: 184, 2017, Türkiye
- [5] < <http://www.health.ny.gov>> Tarih: 05.08.2004.
- [6] < <https://www.cdc.gov>> Tarih: 07.02.2023.
- [7] < <https://education.seattlepi.com>>
- [8] < <https://www.epa.gov>>
- [9] < <https://www.cdc.gov>>
- [10] C. W. White, J. G. Martin, Proceedings Of The American Thoracic Society, 7 (2010)

# Farklı Alüminyum Master Alaşımları Kullanılarak Hazırlanan A356 Alaşımının Mekanik ve Mikroyapı Özellikleri Üzerinde İntermetalik Etkisi

Intermetallic Effect on Mechanical and Microstructural Properties of A356 Alloy Prepared Using Different Aluminum Master Alloys

**Gizem AK<sup>1</sup>, Semra KURAMA<sup>2</sup>, Uğur AYBARÇ<sup>1</sup>, Batuhan DOĞDU<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>CMS Jant ve Makina Sanayii A.Ş., <sup>2</sup>Eskisehir Technical University  
Türkiye

## Abstract

Master alloys are widely used in the aluminum casting industry to increase the mechanical properties of aluminum alloys and to improve grain refinement. The most commonly used grain refiner master alloys are titanium, boron or master alloys containing both titanium and boron. Traditionally Al-5Ti-1B is used for grain refinement whereas Al-15Sr is used to control modification for the production process in the wheel industry. In recent years, studies have been carried out for the purpose of obtaining alternatively quaternary master alloys containing Al-Ti-Sr-B, allowing for modification and grain refinement in single step. In this study, it is aimed to investigate the efficiency and performance of Al-10Sr-1Ti-0.2B quaternary master alloy in A356 aluminum alloy.

In application part of the study, Al-5Ti-1B and Al-15Sr master alloys, which are conventionally used in the industry, and Al-10Sr-1Ti-0.2B, which is started to be considered as a new alternative to these master alloys, were added to the A356 alloy in different proportions. In order to investigate the effect of intermetallics on the microstructure and mechanical properties of the samples obtained by applying different parameters and detected intermetallics were examined in detail by EDS and SEM analyzes. After experimental studies, intermetallics were detected as the cause of the negative effect on the mechanical properties of the samples obtained with Al-5Ti-1B - Al-15Sr master alloy and intermetallic types were also investigated. It has been shown that when the amount of Al-10Sr-1Ti-0.2B in the melt increases, strength is found to be improved. However, it was found that the grain refinement and modification performance of Al-5Ti-1B and Al-15Sr master alloys, which are widely used in the industry, are superior when compared quaternary master alloy. When the master alloys used were compared and evaluated in terms of all material properties and cost, it was seen that the use of Al-5Ti-1B and Al-15Sr, which are widely used in the industry, is still advantageous for production. However, it has been determined that Al-10Sr-1Ti-0.2B master alloy can also be used as an alternative.

## Özet

Master alaşımlar, alüminyum döküm sektöründe mekanik özelliklerde artış sağlamak ve tane inceltmeye hizmet etmek amaçlı yaygın olarak kullanılmaktadır. En yaygın kullanılan tane inceltici master alaşımlar, titanyum, bor veya titanyum ve bordan oluşan master alaşımlardır. Jant sektöründe üretim sürecine bakıldığında geleneksel olarak Al-5Ti-1B tane inceltme, Al-15Sr ise içyapı modifikasyonunu kontrol etmek amacıyla kullanılmaktadır. Geleneksel yöntemlere alternatif olarak, son yıllarda içeriğinde Al-Ti-Sr-B bulunan dördü master alaşımlar ile modifikasyonun ve tane inceltme işleminin tek basamakta elde edilmesine yönelik çalışmalar yürütülmektedir.

Bu çalışmada, A356 alüminyum alaşımı üzerindeki etkinliği ve performansının incelenmesi amacıyla literatürde ve endüstriyel uygulamalarda yeni bir alternatif olarak değerlendirilmeye başlanılan Al-10Sr-1Ti-0.2B dördü master alaşımı kullanılmıştır. Çalışmanın uygulama kısmında Al-10Sr-1Ti-0.2B dördü master alaşımı ile karşılaştırmak amacıyla, yaygın olarak kullanılmakta olan Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımları A356 alaşımına farklı oranlarda ilave edilerek bu master alaşımların mikroyapı, makroyapı ve mekanik özelliklere olan etkileri incelenmiş ve elde edilen bulgular karşılaştırmalı olarak özetlenmiştir. Farklı parametreler uygulanarak elde edilen numunelerde bulunan intermetaliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi detaylı olarak EDS ve SEM analizleri ile incelenmiştir. Sonuçlar değerlendirildiğinde Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımı ile elde edilen numunelerin mekanik özelliklerinde olumsuz etkinin sebebinin intermetalikler olduğu ortaya konulmuş ve intermetalik türleri incelenmiştir. Ergiyik içerisinde Al-10Sr-1Ti-0.2B miktarı arttıkça dayanımda iyileşme görüldüğü ortaya konulmuştur. Ancak, endüstride yaygın olarak kullanılan Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımlarının tane inceltme ve modifikasyon performansının dördü master alaşıma göre daha üstün olduğu sonucuna varılmıştır. Kullanılan master alaşımlar malzeme özellikleri ve maliyet açısından da karşılaştırılarak değerlendirildiğinde endüstride de yaygın olarak kullanılmakta olan Al-5Ti-1B ve Al-15Sr kullanımının hala daha uygun olduğu görülmüştür. Ancak, Al-10Sr-1Ti-0.2B master alaşımının da alternatif olarak kullanılabileceği ortaya koyulmuştur.

## 1. Giriş

Yeryüzünde kullanılan en yaygın ikinci metalik element olan alüminyum, 19. yüzyılın sonlarında mühendislik uygulamalarında kullanılan metallerden biri olmuştur. Alüminyum, güncel durumda çeşitli endüstri alanlarında geniş bir uygulama alanına sahiptir. Kullanım alanına göre birçok metal ile özellikleri karşılaştırıldığında, düşük yoğunluğu ( $2.7 \text{ g/cm}^3$ ), yüksek özgül (spesifik) mukavemeti ( $7.83 \text{ g/cm}^3$ ), yüksek korozyon direnci, kolay işlenebilirliği, zehirli olmaması ve geri dönüştürülebilirliği gibi sahip olduğu üstün mekanik, kimyasal ve fiziksel özellikler alüminyumun günümüzün en çok kullanılan metali haline getirmiştir [1]. Alüminyum malzeme özelliği gereği endüstride büyük bir kullanım alanı sunmasına rağmen saf haldeyken mukavemetinin oldukça düşük olması nedeniyle yapısal olarak sınırlı kullanım alanına sahiptir. Bu nedenle yüksek mukavemet gerektirecek yapısal alanlarda alüminyum esaslı malzeme alaşımlandırılmalıdır. Saf alüminyum içerisine çeşitli elementler eklenerek alaşımlama yapılabilir [2].

Alüminyum üretim yöntemleri arasında en yaygın olarak döküm teknolojisi kullanılır. Kompleks yapıya sahip ürünlerin tek parça halinde üretilmesi, seri üretime uygun olması, büyük üretim adetlerinde üretilebilir olması, genellikle ısıtılma tabii tutulmaması gibi özellikler döküm imalat sürecini ön plana çıkararak onu çekici kılan avantajlardır. Özellikle Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımları düşük yoğunluk ve yüksek mekanik özellikleri gereği jant endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak bu alaşım kullanılarak gerçekleştirilen jant üretimi sırasında ötektik yapının elde edilmesi ve tane inceltme işleminin sağlanması gibi ürünün mekanik özelliklerini doğrudan etkileyen ve dikkat edilmesi gereken durumlar mevcuttur. Kaba, sıvı yapı silisyum tanecikleri Al-Si-Mg döküm mikroyapısı incelendiğinde mekanik özellikleri olumsuz etkiler. Bu sebeple ötektik yapının modifiye edilerek sıvı silisyum taneleri küresel ve fibröz forma dönüştürülür. Mekanik özellikleri etkileyen bir diğer uygulama ise tane inceltme uygulamasıdır. Bu uygulamada tane inceltici alaşım elementleri ergiyik içerisine eklenir ve heterojen çekirdeklenme ile eş eksenli ve ince taneli bir yapı elde edilir. Endüstriyel uygulamalarda ve literatürde Al-Ti, Al-Ti-B, Al-Sr, Al-B gibi çok çeşitli tane incelticiler ve modifikasyon sağlayan alaşım elementleri kullanılmaktadır.

Bu çalışmanın amacı; alüminyum döküm sektöründe yaygın olarak kullanılmakta olan A356 alüminyum alaşımında tane inceltici olarak bilinen ve endüstride yaygın olarak kullanılan Al-5Ti-1B ve Al-15Sr'un tane inceltme ve mekanik özelliklerinin endüstride çok yaygın olmamakla birlikte kullanılmaya ve geliştirilmeye başlanan Al-10Sr-1Ti-0.2B dörütlü master alaşımının tane inceltme ve mekanik özelliklerinin karşılaştırılmasıdır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

A356 döküm alaşımına farklı master alaşımlar ile katkı maddesi eklenmesi sonucunda tane inceltme, modifikasyon davranışı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. CMS Jant ve Makine Sanayii A.Ş. firmasında A356 alüminyum alaşımında jantların üretim aşamasında tane inceltme ve modifikasyon işlemleri için sıvı metale Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımları çubuk formunda eş zamanlı olarak ekleyerek gerçekleştirilmektedir. Bu süreçte daha az miktarda çubuk formunda master alaşım kullanarak üretim performansını artırmak, sıvı metalde kirliliği azaltarak mekanik özelliklerin geliştirilmesi amaçlanmıştır ve iki ayrı master alaşım

yerine dörütlü master alaşımın firma üretim sürecine katkısı incelenmek üzere yeni bir alternatif master alaşım olarak Al-10Sr-1Ti-0.2B master alaşımı kullanılmıştır. A356 alaşımları mekanik özellikleri olumlu yönde artırma amacı ile ısıtılma uygulanabilen alaşımlardır. Bu çalışmada, master alaşımlarının A356 alaşımına etkisi ısıtılma öncesi olarak incelenmiş olup, numunelere T6 ısıtılma işlemi uygulanmamıştır.

Bu çalışmada endüstride yaygın olarak kullanılmayan, literatür ve endüstride çalışmalarına yeni başlamış olan dörütlü master alaşımı Al-10Sr-1Ti-0.2B (A serisi) ile dökümler gerçekleştirilmiştir. Bu aşamanın devamında mevcut durumda endüstride yaygın olarak kullanılmakta olan ötektik modifikasyon ve tane inceltme davranışı ile döküm kalitesine katkı sağlayan Al-5Ti-1B ve Al-15Sr (B serisi) master alaşımları ile referans üretimler yapılmıştır ve karşılaştırılmıştır.

### 2.1. Malzeme ve metot

Deneysel çalışmalarda kullanılmış olan ve CMS Jant ve Makine Sanayii A.Ş. firması tarafından temin edilen A356 alüminyum alaşımı külçeleri, KBM Master Alloys (Hollanda) firmasından temin edilen çubuk formulu Al-10Sr-1Ti-0.2B master alaşımı ve çubuk formunda Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımları kullanılmıştır.

### 2.2. Metal ergitme ve döküm

Küçük parçalara ayrılan A356 (AlSi7Mg0,3) külçeleri 4 kg ( $\pm 100 \text{ g}$ ) olmak üzere tartılmıştır (Şekil 1) ve SiC potalara yerleştirilmiştir (Şekil 2). Dört adet SiC potada bulunan A356 külçeleri laboratuvar tipi (PROTHERM) fırında  $760^\circ\text{C}$ 'de ergitilmiştir.

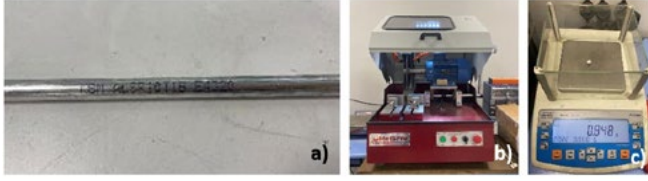


Şekil 1. 4 kg ( $\pm 100 \text{ g}$ )'lık A356 Al alaşım külçeleri



Şekil 2. Ergitme potaları

Alaşım külçeleri ergitildikten sonra Şekil 3 a'da verilen çubuk formundaki master alaşım, küçük parçalara ayrılmış ve hassas terazide tartılarak Çizelge 1'de belirtilen oranlarda ergimiş metale karıştırılmak üzere hazırlanmıştır.



Şekil 3. a) Çubuk formunda master alaşım, b) Kesme cihazı  
c) Hassas terazi ile tartılan master alaşım

### Çizelge. 1. Deneysel tasarım-birinci aşama numuneleri

Numune Kodu	Master Alaşım	Hedef Sr (ppm)	İlave Miktarı (gr)	Bekleme Süresi (dk)
A1	Al-10Sr-1Ti-0.2B	100	0,8	0
A4	Al-10Sr-1Ti-0.2B	1000	36,8	0
B1	Al-5Ti-1B/ Al-15Sr	100	0,16 / 0,53	0
B4	Al-5Ti-1B/ Al-15Sr	1000	7,36 / 24,5	0

Master alaşımlar fırından çıkarılan potaların içerisinde bulunan ergiyik metale eklenmiştir. Pota içerisinde bulunan ergiyik metal, poteyaj kaplı çelik mekanik karıştırıcı yardımıyla iki dakika boyunca karıştırılmıştır. Bu işlemin ardından, 350°C'ye ısıtılan laboratuvar ölçeğinde döküm kalıbına dökümü yapılmıştır.

Şekil 4'te verilmiş olan kalıptan alınan döküm parçasında, çekme testi numunesi hazırlanan bölgeler jantın feder kollarını simüle etmektedir.



Şekil 4. Makroyapı ve mikroyapı numune dökümü

### 2.3. Karakterizasyon Testleri

Mikroyapı incelemeleri Nikon Eclipse MA 100 optik mikroskop ile yapılmıştır. SEM incelemeleri Zeiss Sigma 300 VP cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Brinell sertlik ölçümü, TS EN ISO 6506-1 standardına uygun şekilde Innovatest Nemesis 9000 sertlik cihazı ile tamamlanmıştır. Çekme testi EN ISO 6892-1 standardına uygun şekilde 5 mm/dk çekme hızı ile 100 kN test yükü kapasitesine sahip Zwick Roell Z100 çekme testi test cihazı ile tamamlanmıştır. Çekme test çubukları TS EN ISO 6892-1 standardında verilen normlara uygun şekilde hazırlanmıştır. Kimyasal analiz, optik emisyon metodu ile ARL 3460 Advantage OES Metals Analyzer cihazı ile tamamlanmıştır.



Şekil 5. Çekme testi numuneleri

### 2.4. Metalografik incelemeler

Metalografik numuneler optik mikroskopta mikroyapı ve el mikroskobunda makroyapı incelemeleri öncesinde numune hazırlama yöntemlerine uygun olarak (zımparalama, parlatma ve dağlama) hazırlanmıştır. Numune yüzeyleri başlangıçta SiC aşındırıcı zımparalar ile zımparalanmıştır. Numune hazırlama işlemi İmpro-Propol marka numune hazırlama cihazı ile tamamlanmıştır. Yüzeydeki çizikler elimine edildikten sonra kadife keçe kullanılarak numuneler parlatılmıştır. Kimyasal dağlama işlemi optik mikroskopta tane sınırlarını ve içyapıyı görebilmek amacıyla yapılmıştır. Bu çalışmada A356 alüminyum alaşımı için HF (Hidroflorik asit) çözeltisi ve H<sub>2</sub>O kullanılarak 5-6 saniye yıkanarak dağlanmıştır.

Makroyapı incelemeleri Celestron 44308 Dijital Pro Mini El Mikroskobu ile yapılmıştır ve image J programı ile tane boyutu ASTM E112 standardına uygun olarak ölçülmüştür. Temizlenen yüzeylere dağlama işlemi yapılarak makroyapı numuneleri incelenmeye hazır hale getirilmiştir. Zwick Z100 çekme test cihazında çekme testleri, INNOVATEST Nexus 3000 Brinell sertlik ölçüm cihazı ile 250 kg yük altında 5 mm çapında bilye ile 10 saniye boyunca malzeme üzerine yük uygulanarak sertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Spektral analiz cihazı kullanılarak TS EN 1706 standardına uygun olarak numunelerin kimyasal analizleri yapılmıştır. Sonuçların tekrarlanabilirliğini gözlemlemek amacı ile her numuneden iki defa ölçüm alınarak teyit sağlanmıştır (Çizelge 2).

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Master alaşım katkısı yapılan numunelerin kimyasal analiz, tane boyut ölçümü, mekanik testler (sertlik, çekme) ve mikroyapı analizi (optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu, EDS) sonuçları bu bölümde incelenmiştir.

#### 3.1 Kimyasal analiz sonuçları

Al-10Sr-1Ti-0.2B ve Al-5Ti-1B/Al-15Sr katkılı A356 alaşımı ile üretimi yapılan numunelerin kimyasal analiz ölçüm sonuçları Çizelge 2'de verilmiştir. Her numune yüzeyinden ikişer adet ölçüm alınmıştır.

#### Çizelge. 2. Kimyasal Analiz Sonuçları

Numune No	Hedef Sr (ppm)	Si (%ağ.)	Sr (%ağ.)	Mg (%ağ.)	Ti (%ağ.)	B (%ağ.)	Fe (%ağ.)
A1.1	100	6,7928	0,0096	0,2752	0,0984	0,0001	0,1494
A1.2	100	6,7845	0,0093	0,2863	0,0975	0,0001	0,1255
A4.1	1000	6,8102	0,0986	0,2639	0,1146	0,0001	0,3200
A4.2	1000	6,8288	0,1108	0,2647	0,1146	0,0001	0,3341
B1.1	100	6,8286	0,0097	0,2879	0,0932	0,0001	0,2706
B1.2	100	6,7981	0,0091	0,2583	0,0982	0,0001	0,2629
B4.1	1000	6,8606	0,1053	0,2794	0,1120	0,0003	0,5170
B4.2	1000	6,8458	0,1112	0,2821	0,1143	0,0005	0,5214

Literatürde Lee ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, yeni bir master alaşım olan Al-3B-5Sr sentezlenerek kullanılmıştır [3].

Literatür çalışmasında; master alaşımın, alüminyum alaşımının modifikasyonu ve tane inceltme davranışı incelenmiştir. B ve Si elementleri arasında oluşan reaksiyon mekanizması değerlendirilmiştir. Çalışma çıktısında; AlB<sub>2</sub> ve çözünmüş biçimde bulunan Sr arasında gerçekleşen reaksiyon sonucu kübik morfolojiye sahip SrB<sub>6</sub> fazı elde edildiği tespit edilmiştir. Modifikasyon ve tane inceltme tek basamakta gerçekleşmiştir ve ilave edilen master alaşım ile kaba ve iğnemi haldeki Si ötekliği eş eksenli ve fibröz Si ötekliğe dönüştürerek dendrit uzunluklarını %70 oranında azaltmayı başarmışlardır. Yapmış olduğumuz bu çalışmada da benzer şekilde modifikasyon ve tane inceltmenin tek basamakta gerçekleşmesini sağlayacak elementler döküm mikroyapısında tespit edilmiştir.

Al-15Sr master alaşımının kimyasal kompozisyonu gereği master alaşımdan gelen demir oranı sebebiyle yapıda Fe bazlı intermetalikler oluşmuştur ve bu intermetalikler incelenmiştir.

### 3.2 Makroyapı incelemesi ve tane boyut ölçümü

Alınan numunelerin tane boyutu Image J programı kullanılarak ölçülmüştür. Al-10Sr-1Ti-0.2B (A grubu) master alaşımı katkılı numunenin; B serisi Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımı katkılı numunelerdir. A ve B grupları için tane boyut ölçümleri Çizelge 3'te verilmiştir.

**Çizelge 3.** A ve B grup numuneleri tane boyut ölçümü

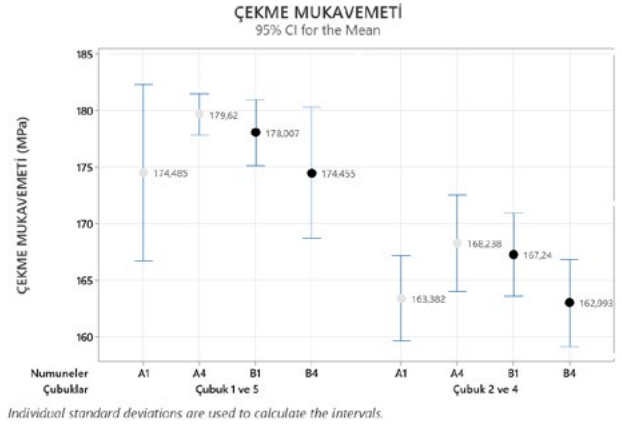
Numune	Tane Boyutu (µm)
A1	1547
A4	951
B1	1135
B4	797

A1 numunesinden A4 numunesine ve B1 numunesinden B4 numunesine doğru, artan ilave miktarının tane boyutuna etkisi görülmektedir. Master alaşım miktarının artmasıyla tane boyutlarında azalma gözlenmektedir.

Alüminyum alaşımlarında tane inceltme işlemi için çekirdeklendiricilere ihtiyaç duyulmaktadır. Bu çekirdeklendiriciler katılaşmayı başlatır. Alüminyum için en iyi çekirdeklendiriciler; TiB<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>Ti, AlB<sub>2</sub>, TiC ve SrB<sub>6</sub>'dür. Dolayısıyla, master alaşım miktarı arttıkça, kullanılan her iki tip master alaşımın reaksiyonları sonucu oluşturduğu çekirdeklendirici miktarı da artmaktadır. Bu sebeple daha fazla miktarda çekirdeklendirici oluşmuştur ve tane sınırı sayısında belirgin artış görülmüştür. Dolayısıyla tane boyutu master alaşım miktarının artması ile düşmektedir.

### 3.4. Çekme testi sonuçları

A ve B serisi numunelerin döküm işlemi tamamlandıktan sonra Şekil 4'te belirtilen döküm parçası üzerinden A ve B deney gruplarındaki her numune için (A1, A4, B1, B4) çekme testi numuneleri DIN EN ISO 6892-1 standardında belirtilen normlarda alınmış ve testi gerçekleştirilmiştir. Şekil 6'da çekme mukavemeti değerleri verilmiştir.



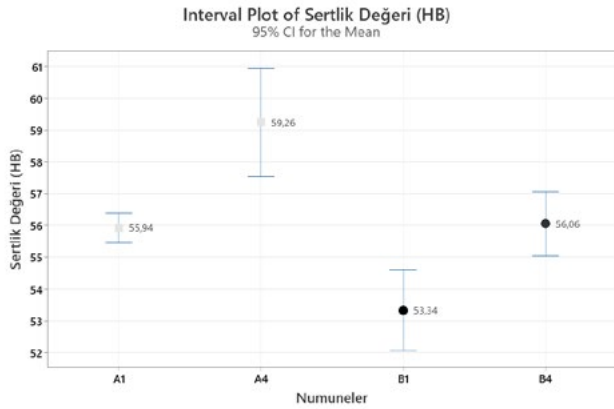
**Şekil 6.** Çekme testi sonuçları

Döküm kalıbı nispeten sıvı metale göre daha soğuk olduğu için katılaşma kalıp kenarlarından başlar bu sebeple çubuklar soğuma hızlarına göre sınıflandırılarak incelenmiştir. Kalıp kenarları daha erken katılaşmaya başladığı için Şekil 4'te isimlendirilen çubuklara göre; çubuk 1 ile çubuk 5 ve çubuk 2 ile çubuk 4'ün katılaşma hızları aynıdır. Bu sebeple çubuk 1'in çubuk 5 ile, çubuk 2'nin çubuk 4 ile ortalama değerleri alınarak değerlendirilmiştir. Çubuk 3 ise tekil olarak bir veri seti oluşturamayacağı için sonuçları kullanılmamıştır.

Çekme mukavemet değeri grafiği incelendiğinde çubuk 1-5 grubu için A1'den A4'e çekme mukavemet değerinin artmış olduğu görülmüştür. Tane boyutu azaldığında tane sınırı sayısı artar ve dislokasyon hareketi kayma düzlemlerinin kilitlenmesiyle azalır dolayısıyla mukavemette artış görülür. Ek olarak, Mg ilavesi ile yapıda Mg<sub>2</sub>Si, π-Al<sub>9</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>5</sub> gibi intermetalikler oluşur. Çekme mukavemetinin artışı, yapıda azalan Mg miktarı ile çekme dayanımına negatif etkisi olan Mg<sub>2</sub>Si bileşiğinin daha az oluşmasıyla ilgilidir [4].

Çekme mukavemet değeri grafiği incelendiğinde çubuk 1-5 grubu için B1'den B4'e çekme mukavemet değerinin azalmış olduğu görülmüştür. Çizelge 3'e göre tane boyutunda görülen azalma sebebiyle çekme mukavemetinin artması beklenirdi, fakat B grubu numunelerinde çekme mukavemetinde düşüş görülmüştür. Bunun sebebi olarak master alaşımdan gelen demir ile sıvı metal içerisinde demir intermetalik bileşiklerin oluştuğu mikroyapı analizi bölümünde, mikroskop ve SEM ile incelenerek hem literatürü zenginleştirilmesi hem de B grubu deneylerinde uzama değerlerinin ve tane boyutunun düşmesine karşılık, mukavemet değerlerinde olan düşüşünün sebebi ortaya koyulmuştur.

### 3.5. Sertlik testi sonuçları



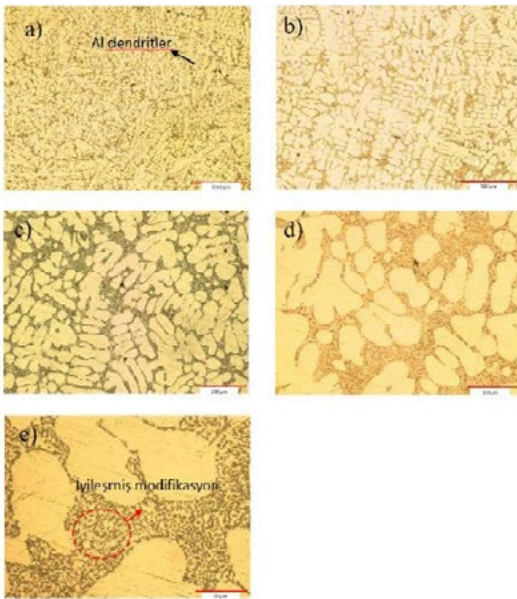
Individual standard deviations are used to calculate the intervals.

Şekil 7. Sertlik sonuçları

A ve B numune gruplarının sertlik değerleri verilmiştir. Grafiğe göre, A ve B grup numunelerinin sertlik değerlerinin artmış olduğu görülmektedir. Özetle, bu çalışmada da ince tane boyutu arttıkça sertlik artmıştır. Sertlik, artan stronsiyum miktarı ile de doğrudan ilişkilidir. Bu sebeple Sr miktarının artışı yapıya sertlik katar. Özetle, A4 ve B4 numuneleri en yüksek sertlik değerine sahiptir.

### 3.6. Mikroyapı analizi

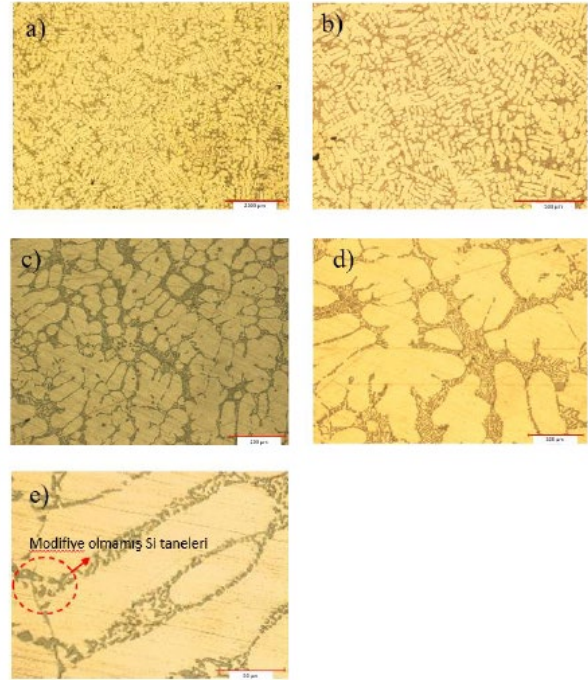
#### Optik mikroskop görüntüleri



Şekil 8. A4 grubu deney numunelerinin farklı büyütme oranlarında mikroyapı incelemeleri; 2,5X (a), 5X (b), 10X (c), 20X(d), 50X(e)

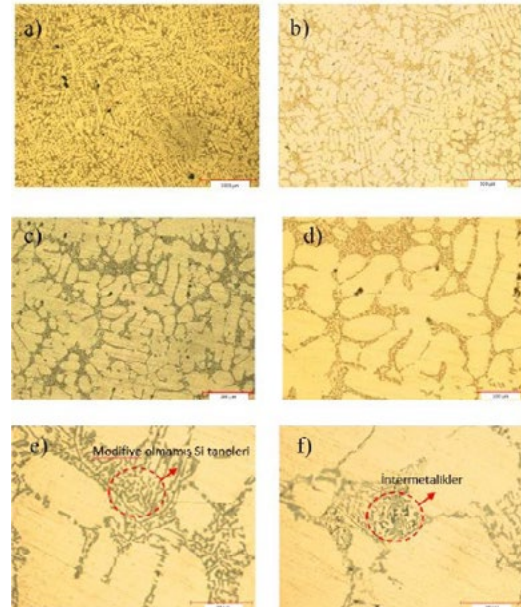
A4 numunesi mikroyapısında dendritlerin boyut dağılımı homojendir ve faz dağılımı A4 numunesinin ötektik modifikasyonu Sr seviyesinin de artmasıyla birlikte iyileşmiştir. Sr modifikasyonu ile A356 alaşımın ötektik sıcaklığı düşer, akışkanlık artar, dökümün

sıvı besleme özelliği artar. A4 numunesi güncel üretimde kullanılan master alaşımı temsil etmektedir.



Şekil 9. B1 grubu deney numunelerinin farklı büyütme oranlarında mikroyapı incelemeleri; 2,5X (a), 5X (b), 10X (c), 20X (d), 50X (e)

B1 numunesi mikroyapısında dendritlerin boyut dağılımı homojendir. Ötektik modifikasyonu sağlayan Sr miktarının yetersiz kalması sonucu modifiye olmamış kaba ve iğnemsiz formda kalan silisyum taneleri görülmektedir (Şekil 10).



Şekil 10. B4 grubu deney numunelerinin farklı büyütme oranlarında mikroyapı incelemeleri; 2,5X (a), 5X (b), 10X (c), 20X (d), 50X (e), 50X (f)

B1 ve B4 numunelerinin mikroyapı incelemesi sırasında, kimyasal analiz sonucunda tespit edildiği üzere, yapıda çok fazla demir elementi bulunması sebebiyle çeşitli zararlı intermetalikler tespit edilmiştir.



**Şekil 11.**  $\pi$ - $Al_8Mg_3FeSi_6$  ve  $Mg_2Si$  intermetaliklerinin 50X büyütmede optik mikroskop görüntüsü

Şekil 11’de, tane sınırlarına yakın yerde görülen intermetalik  $Mg_2Si$ ’dir. Açık renkli görülen intermetalik ise  $\pi$ - $Al_8Mg_3FeSi_6$  intermetalik bileşiğidir.



**Şekil 12.** Çin yazısı formülü  $\alpha$ - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  ve iğnesel  $\beta$ - $Al_5FeSi$  metalleri arasındaki bileşiklerin 50X büyütmede optik mikroskop görüntüsü

Şekil 12’de iğnesel  $\beta$ - $Al_5FeSi$  ve intermetalikleri  $\alpha$ - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  tespit edilmiştir.



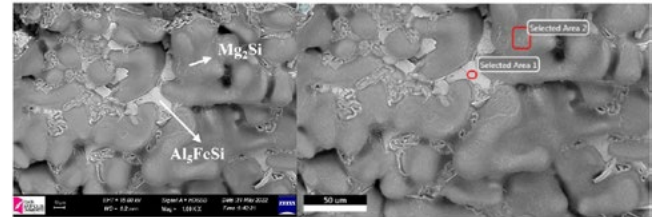
**Şekil 13.** Çin yazısı formülü  $\alpha$ - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ , iğnesel  $\beta$ - $Al_5FeSi$  ve blok formülü  $\pi$ - $Al_2FeMg_2Si_4$  metalleri arasındaki bileşiklerin 50X büyütmede optik mikroskop görüntüsü

Şekil 13’te çin yazısı formülü  $\alpha$ - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ , iğnesel  $\beta$ - $Al_5FeSi$  ve blok formülü  $\pi$ - $Al_2FeMg_2Si_4$  tespit edilmiştir.

Demir intermetalikleri ve fazlar mekanik özellikler üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir. Özellikle demir bazlı intermetalik fazlar çekme ve uzama değerlerini olumsuz anlamda etkiler ve mukavemetin düşmesine sebebiyet verir. B deney grubu numuneleri çekme testi değerlerinde görülen düşüşün sebebi de yapıdaki intermetaliklerin varlığıdır. A356 alaşımının katılaşma süreci boyunca ötektik faz ve dendritler arasında metal kirliliğine bağlı olarak çeşitli intermetalikler oluşabilmektedir. En yaygın görülen intermetalik bileşikler  $\beta$ - $Al_5FeSi$ ,  $Al_8Mg_3FeSi_6$  ve  $Mg_2Si$ ’dir. Düşük soğutma hızlarında ve yüksek miktarda demir fazı içeriği, çekme mukavemetini azaltır. Ma ve arkadaşlarının çalışmasında bu durum açıklanmıştır [5].

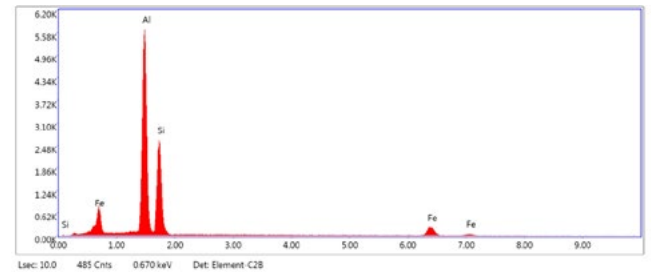
### Taramalı elektron mikroskobu görüntüleri ve EDS analizi-B grubu

Mikroyapı incelemesi sonrası tüm test sonuçları değerlendirildiğinde, B grubu deneylerinden numune B1 ve B4’ün kırılma yüzeyi üzerinden SEM ve EDS analizi yapılarak, intermetalik fazları incelenmiştir.



**Şekil 14.** a) B1 numunesi SEM görüntüsü, b) B1 numunesi EDS analiz lokasyonları

B1 numunesinde çin yazısı formunda  $\alpha$ - $Al_5FeSi$  ve  $Mg_2Si$  tespit edilmiştir. Şekil 15 ve çizelge 4’te B1 deney numunelerine ait EDS grafiği ve analiz sonuçları verilmektedir ve sonuçlar intermetalik varlığını doğrulamaktadır.

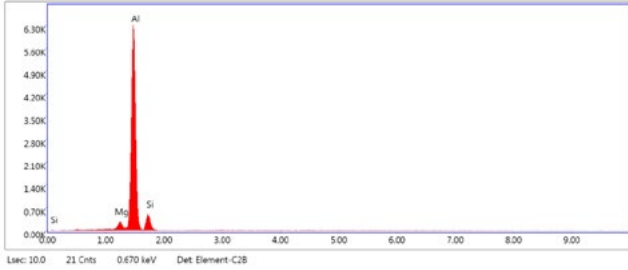


**Şekil 15.** B1 numunesi alan 1 EDS grafiği

**Çizelge 4.** B1 numunesi alan 1 EDS analizi sonucu

Element	% Ağırlık
AlK	49,88
SiK	32,56
FeK	17,56

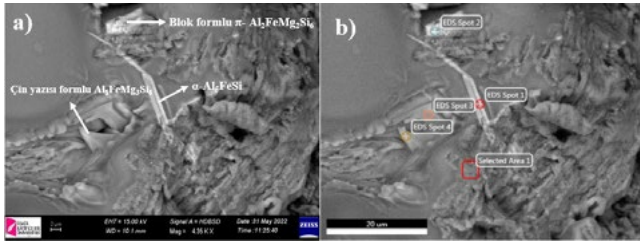




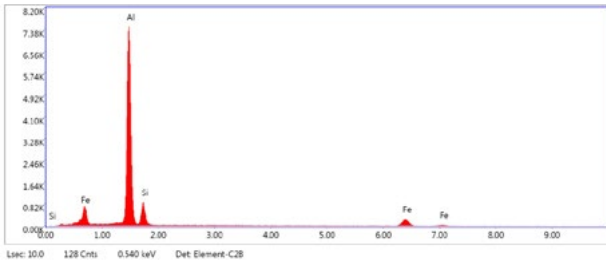
Şekil 16. B1 numunesi alan 2 EDS grafiği

Çizelge 5. B1 numunesi alan 2 EDS analizi sonucu

Element	% Ağırlık
MgK	2,81
AlK	84,74
SiK	12,45

Şekil 16'da B1 numunesi alan 2 EDS grafiği ve çizelge 5 B1 numunesi alan 2 EDS analizi sonucu Mg<sub>2</sub>Si intermetalğine aittir.

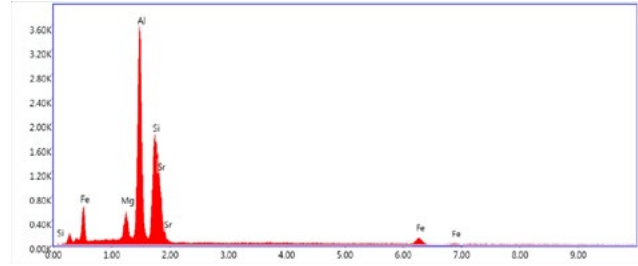
Şekil 17. B4 numunesi SEM görüntüsü 2, b) B4 numunesi EDS analiz lokasyonları 2

Aynı B4 numunesi üzerinden alınan farklı bir SEM görüntüsünde blok formulu  $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>, çin yazısı formulu Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub> ve  $\alpha$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetalikleri görülmüştür.

Şekil 18. B4 numunesi noktasal analiz 1 EDS grafiği 2

Çizelge 6. B4 numunesi noktasal analiz 1-2 EDS analizi sonucu

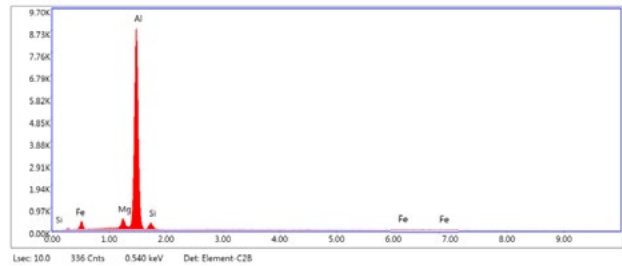
Element	% Ağırlık
AlK	68,37
SiK	12,54
FeK	19,09

Şekil 18 B4 numunesi noktasal analiz 1 EDS grafiği 2 ve çizelge 6 B4 numunesi noktasal analiz 1-2 EDS analizi sonucu  $\alpha$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetalğine aittir.

Şekil 19. B4 deney grubu noktasal analiz 2 EDS grafiği 2

Çizelge 7. B4 deney grubu noktasal analiz 2-2

Element	% Ağırlık
MgK	5,18
AlK	35,05
SiK	19,30
SrL	27,73
FeK	12,73

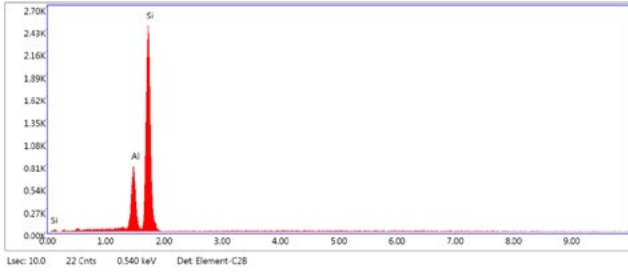
EDS analizleri incelendiğinde, noktasal analiz 2'de taramalı elektron mikroskobu ile  $\pi$ -Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub> intermetalği görülmüş ve aynı bölgeye EDS analizi yapıldığında Al, Si, Mg ve Fe tespit edilmiştir. Analiz yapılan bölgede parlak alanda stronsiyum birikintisi de görülmektedir, EDS sonuçlarında tespit edilen Sr bu alanlardan gelmektedir.

Şekil 20. B4 deney grubu noktasal analiz 4 EDS grafiği

Çizelge 8. B4 deney grubu noktasal analiz 4 EDS analizi

Element	% Ağırlık
MgK	4,38
AlK	85,23
SiK	5,14
FeK	5,25

Şekil 20 B4 numunesi noktasal analiz 4 EDS grafiği 2 ve çizelge 8 B4 numunesi noktasal analiz 4 EDS analizi sonucu çin yazısı formulu Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub> intermetalğine aittir.



**Şekil 21.** B4 deney grubu alan analizi 1-2 EDS grafiği

**Çizelge 9.** B4 deney grubu alan analizi 1-2

Element	% Ağırlık
AlK	26,49
SiK	73,51

Taramalı elektron mikroskobu görüntülerinde yapıya sıkışmış intermetaliklerin dağılımı daha rahat inceleyebilmek adına kırık yüzey incelenmiştir. Numune üzerinde SEM görsellerinde tespit edilen intermetalik bileşiklerin bulunduğu alana EDS yapılmıştır. EDS sonuçları doğrultusunda % ağırlıkça elementler metaller arası bileşik içeriklerini doğrulamaktadır.

B4 numunesinin çekme testlerindeki düşük mukavemet sonucunun sebebi SEM görseli ile ortaya koyulmaktadır. Yapıda bulunan ve kimyasal analiz sonuçları ile de desteklenen demir intermetaliklerinin oluşumu çekme testindeki düşüşün sebebi olarak açıklanmaktadır.

#### 4. Sonuç

Bu çalışmadaki en önemli konu modifikasyon ve tane inceltme etkisini dörtlü master alaşım tek basamakta, Al-5Ti-1B ve Al-15Sr master alaşımları ise çift basamakta sağlayarak benzer mekanik özellikleri gözlemlemektir. Bu çalışmada görüldüğü gibi mekanik özellikler tamamen makroyapıya bağlı değildir. Mikroyapıda tespit edilen intermetalikler mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir. Endüstride kullanımı göz önünde bulundurulduğunda maliyet ve mekanik özelliklerin değerlendirilmesiyle hali hazırda kullanılmakta olan Al-5Ti-1B ve Al-15Sr alaşımının kullanılabilirliğinin daha uygun olduğu ispatlanmıştır.

Üretilen döküm parçaları için genel sonuçlar aşağıdaki gibidir;

1. A ve B serisi numunelerde katkı maddesi olarak kullanılan master alaşım miktarı arttıkça tane boyutu azalmaktadır,
2. A grubu deneylerinde master alaşım miktarının artmasıyla çekme mukavemetinin de arttığı görülmüştür,
3. A grubu deneylerinde master alaşım miktarının artmasıyla uzama değerlerinde düşüş görülmüştür,
4. B grubu deneylerinde master alaşım miktarının artmasıyla çekme değerleri intermetaliklerin etkisi ile düşmektedir,
5. Kimyasal analiz sonuçlarına bakıldığında Fe oranının en yüksek olduğu deney seti B serisi olduğu görülmüştür,
6. Yapıda demir miktarının artmasıyla intermetalik oluşturma eğiliminin arttığı tespit edilmiştir,

Bu çalışma sonucu ümit vaat eden Al-10Sr-1Ti-0.2B dörtlü master alaşımının jant üretiminde alternatif olarak kullanılabileceği

ortaya koyulmuştur. Daha yüksek hacimli jant dökümleriyle gelecekte yapılacak farklı çalışmalara ışık tutulmuş ve referans oluşturulmuştur.

#### Referanslar

- [1] Başer, Alüminyum Alaşımları ve Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı. Mühendis ve Makine, (2012), 51-58.
- [2] Moon, K. K. A study of the microstructure of nanocrystalline Al-Ti alloys synthesized by ball milling in a hydrogen atmosphere and hot extrusion. Journal of Alloys and Compounds, (1999), 291, 312-321.
- [3] Lee, C. Effect of Ti-B addition on the variation of microporosity and tensile properties of A356 aluminium alloys. Materials Science and Engineering, (2016), 152-159.
- [4] Caceres, C. H., On the effect of Macroporosity on the tensile Properties of the Al7%Si- 0.4%Mg Casting Alloy. Scripta Metallurgical et Materialia, (1995).
- [5] Ma, S. S., A study of tensile properties in Al-Si-Cu and Al-Si-Mg alloys: Effect of  $\beta$ -iron intermetallics and porosity. Mater. Sci. and Eng., (2008), 36-51.

# Marketable Products Derived from Aluminium-Containing Industrial Wastes

**Juri BOLOBAJEV<sup>1</sup>, Niina DULOVA<sup>1</sup>, Marina KRICHEVSKAYA<sup>1</sup>,  
Priit TIKKER<sup>1</sup>, Sergei PREIS<sup>1</sup>, Lukaš PĪLAR<sup>2</sup>, Barbora DOUSOVÁ<sup>2</sup>, David KOLOUSEK<sup>2</sup>,  
Monika VITVAROVÁ<sup>2</sup>, Shareq Mohd NAZIR<sup>3</sup>, Frederico Marques PENHA<sup>3</sup>,  
Pedro Henrique CABRAL DE SOUZA<sup>3</sup>, Efthymios KANTARELIS<sup>3</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>4</sup>,  
Ahmet TURAN<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>Tallinn University of Technology, <sup>2</sup>University of Chemical and Technology Prague, <sup>3</sup>KTH Royal Institute of Technology, <sup>4</sup>Istanbul Technical University, <sup>5</sup>Yeditepe University  
Estonia, Czech Republic, Türkiye

## Abstract

Aluminium- and iron-containing wastes accumulate threatening the environment and having little commercial usage. These wastes include red mud, black dross and non-metallic residue (NMR) from aluminium production, as well as lignite combustion ashes. Being treated with acids to sulphates or chlorides, the wastes may provide coagulants applicable in water treatment. The lignite ash shows a potential in synthetic zeolite production.

## 1. Introduction

Industrial process wastes with substantial contents of aluminum and iron are known for their massive accumulation threatening the environment and having little commercial usage seen so far. These wastes include aluminum production wastes known as red mud, black dross, and non-metallic residue (NMR) from metallic aluminum production, as well as lignite combustion ashes withdrawn from power plants. These wastes may contain from 30 to 60% wt. of aluminum oxide and from 10 to 30% wt. of iron oxides surpassing, e.g., nepheline extensively used in coagulant production. Being treated with acids to sulphates or chlorides, the wastes may provide coagulants applicable in water or wastewater treatment. The lignite ashes with high metallic oxide (40% wt.) and about 50% wt. silica contents show a potential in synthetic zeolite production.

The abovementioned waste materials were tested for production of coagulants and zeolites showing certain

coagulation and adsorption properties in water treatment. Testing of the coagulation and adsorption properties was carried out with natural surface waters and the textile dye aqueous solutions. Economic assessment of coagulant and synthetic zeolite production showed attractive character of all the waste materials as potential substitutes for natural resources. Further studies in safety of application of resultant marketable products are foreseen, with annual potential of utilizing more than 170 megatons of industrial waste.

The research group also undertook an experimental research into the characterization of catalytic and photocatalytic properties of powdered lignite ash samples with relatively high contents of Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiO<sub>2</sub>. The experimental trials targeted establishing the catalytic and photocatalytic performance in oxidation reactions, aqueous Fenton reaction and oxidation of volatile organic compounds (VOCs) in air, respectively.

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Waste Materials Under Scope

The choice of reused materials for testing in their catalytic properties characterization was made in co-operation with the lead partner of consortium, University of Chemistry and Technology (VŠChT), Prague, who's interest focused at the lignite combustion ashes produced at Pilsen Power Station (Teplárna Plzeň) collected by electrostatic precipitators (ESP) with relatively high contents of titanium dioxide and iron (III) oxide, potentially providing photocatalytic and catalytic properties, respectively. The ashes also contain substantial amount of alumina thus presenting an interest in aluminum recovery applications as coagulants. The contents of oxides in ashes chosen for testing are given in Table 1.

**Table 1.** Contents of target and ballast oxides and properties of lignite combustion ashes

Ash sample		Contents of target and ballast oxides, % wt.				BET contact surface, m <sup>2</sup> g <sup>-1</sup>
Nomination in experiments	Origin of the samples	TiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	
Sample S1	ESP TP-K1	4.558	7.44	30.41	52.97	12.47
Sample S2	ESP TP-K3	4.768	6.03	30.55	50.66	4.82

The choice of these two samples was dictated by the contents of Al and Ti oxides: the content of Al in the chosen samples surpasses other specimens in average for about 1.5-2 times; the content of Ti in the chosen TP-K1 and TP-K3 samples exceeds the one in other specimens 2-3 times; the contents of iron oxides are distributed more or less evenly in all specimens under consideration. In TP-K1 and TP-K3 samples, ballast silica comprises over a half of contents. The content of CaO in the K1 and K3 samples chosen for catalytic properties tests did not exceed 2% wt. Low content of CaO resulted in minor pH change with the fly ash suspending in ultrapure water: unadjusted pH of fly ash suspensions remained at 6.2±0.1, no alkaline shift was observed indicating neutral character of the tested ash samples.

The composition of red mud specimens is given in Table 2. One can see substantial shares of aluminum and iron oxides providing a potential in red mud application as coagulant raw materials.

**Table 2.** Contents of oxides in red mud specimens

Sample	Contents, %						
	Moisture 105°C	Na <sub>2</sub> O	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>
Red mud	1.86	7.98	6.68	20.65	34.65	4.2	20.7
Red mud with lime	21.32	3.95	24.46	19.67	20.6	1.8	10.57

## 2.2. Straightforward Testing of Catalytic/Photocatalytic Properties

Acid Orange 7 (AO7, C<sub>16</sub>H<sub>11</sub>N<sub>2</sub>NaO<sub>4</sub>S, dye content ≥ 85%), hydrogen peroxide (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, PERDROGEN™, ≥ 30 %), sodium sulphite (Na<sub>2</sub>SO<sub>3</sub>, ≥98%), sodium hydroxide (NaOH, ≥98%), sulphuric acid (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 95-98%) were purchased from Sigma-Aldrich. All chemicals were used

without further purification having solutions prepared in Milli-Q® water (>18.2 MΩ cm).

Adsorption and Fenton-like treatment experiments were performed in batch mode at ambient room temperature (23±1°C). Solutions containing 33 mg L<sup>-1</sup> of AO7 in amount of 0.4 L were treated in 0.6-L cylindrical glass reactors for 2 h along with permanent agitation at 500 rpm sufficient for uniform distribution and full suspension of ash particles. The treatment trials were carried out in unbuffered solutions at unadjusted pH 6.2±0.1 and pH 3.0±0.05 adjusted with the addition of 5-M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> aqueous solutions. In Fenton-like treatment experiments, ash samples were added to the AO7 solution and stirred for about 0.5 to 1.0 min with subsequent addition of hydrogen peroxide initiating oxidation. The adsorption and oxidation trials were conducted at S1 ash concentrations of 0.5, 1.0, 1.5 and 2.0 g L<sup>-1</sup> and S2 ash concentrations of 1.0 and 2.0 g L<sup>-1</sup>. In Fenton-like experiments, the concentration of hydrogen peroxide varied from 0.5 to 4.0 mM. Samples were withdrawn at pre-determined time intervals and filtered through a 0.45 μm pore size filter (CA, Whatman®). Quenching of oxidation reaction was provided by the addition of Na<sub>2</sub>SO<sub>3</sub> at the [H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>]<sub>0</sub>/[SO<sub>3</sub><sup>2-</sup>]<sub>0</sub> molar ratio of 1:10 at the moment of samples withdrawal. All experiments were duplicated; the final data shows the mean results of at least two parallel replicates fitting in 5-% error interval.

Absorbance of AO7 at a wavelength of 485 nm (A<sub>485</sub>) was measured using Helios β spectrophotometer (Thermo Electron Corporation, USA). Total organic carbon (TOC) was calculated as total carbon (TC) with subtracted total inorganic carbon (TIC), which were measured by a TOC analyser Multi N/C® 3100 (Analytik Jena, Germany) in 20-mL samples with injection volume of 500 μL for each replicate. pH was measured using a digital pH/ion meter (Mettler Toledo S220, Switzerland). The initial hydrogen peroxide concentration in the stock solutions was measured spectrophotometrically at λ=254 nm (ε = 19.6 L (mol cm)<sup>-1</sup>).

The air polluted with acetone (C<sub>3</sub>H<sub>6</sub>O, ≥ 99%, Sigma-Aldrich) at its inlet concentration ca 20 ppm was treated in the continuous flow reactor in presence of fly ash. Accurately weighed quantity of fly ash from 2.5 to 4.0 g was positioned onto the glass plate, which was afterwards carefully inserted into the reactor.

The UV-A-emitting fluorescent 15-W lamps (Philips, Actinic T8) were placed 6.0 cm above each section of the reactor. The irradiance of 3.5 mW cm<sup>-2</sup> was measured at a distance corresponding to the level of the surface of the catalyst by a fibre optic spectrometer (USB-2000+UV-VIS-

ES) using cosine corrector (CC-3-UV-S, field of view 180°); the measured irradiance corresponded to  $1.3 \times 10^{-6}$  Einstein  $s^{-1}$  in one section of the reactor. The internal cross-sectional dimensions and length of the reactor section comprise  $0.9 \times 4.9$  cm and 29.5 cm, respectively, resulting in a volume of 130  $cm^3$ . The glass wall thickness of the reactor is 0.2 cm. The schematic illustration of the experimental device is shown in Fig. 1.

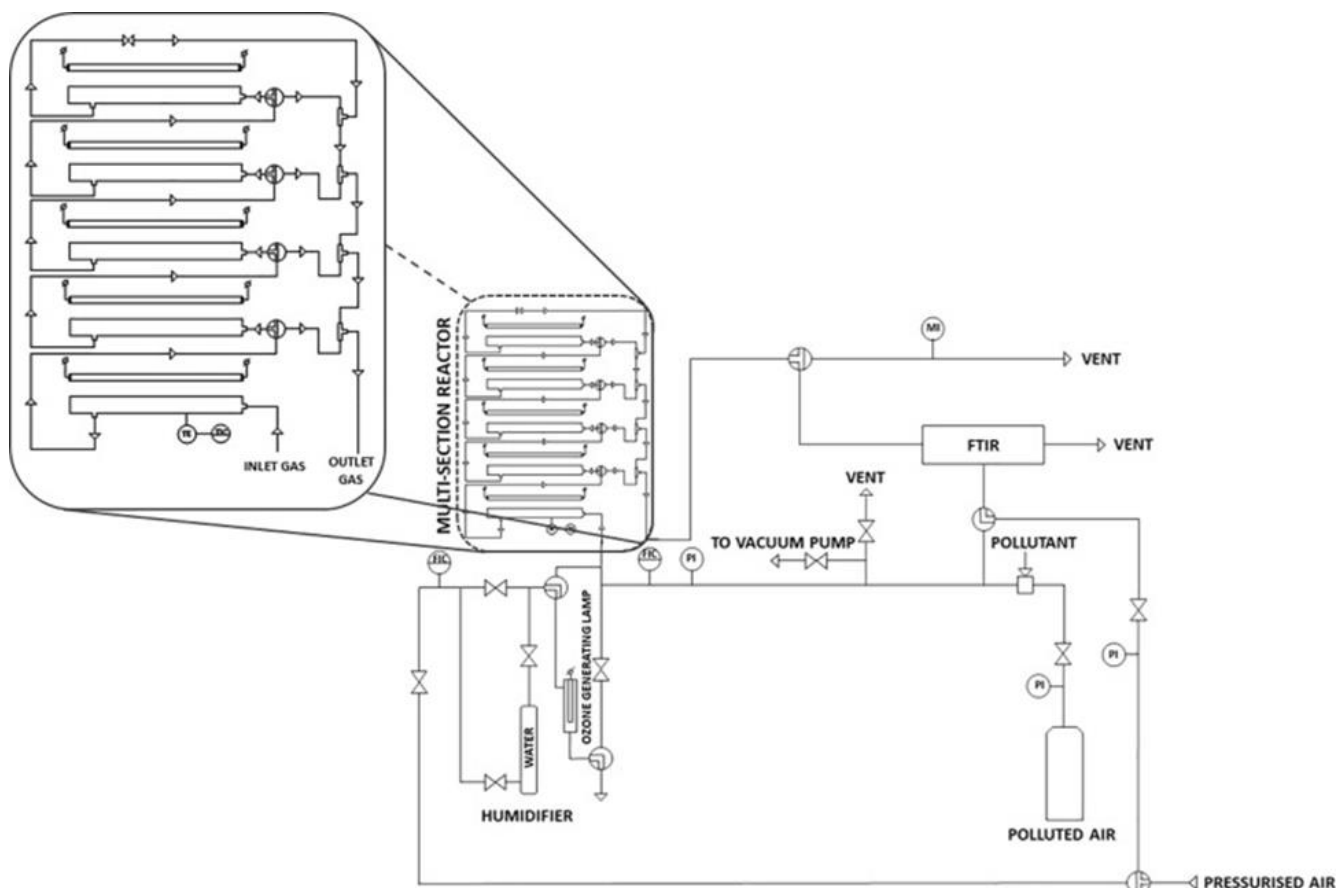
Respective amounts of acetone were injected through the injection port into the feed tank, which had been previously evacuated. Injected acetone was allowed to evaporate for 20 min followed by the tank pressurised with compressed air to 3 bars and left for 90 min for equalization of concentration by volume. The concentration of acetone in the gas flow was measured using FT-IR spectrometer

reactor of 16.0 s. The temperature in the reactor was maintained by the heat of the lamp at  $41 \pm 2^\circ C$ .

Initial acetone concentrations were measured by directing the gaseous mixture straight from the feed tank into the gas cell of FT-IR.

For the adsorption studies, the acetone-air mixture passed through the reactor, having the acetone concentration measured at the reactor outlet in 10, 20 and 30 min flow time. The UV-A lamp was switched on in 30 min after the start of adsorption manifesting the start of photocatalytic oxidation with the acetone concentration measured at the reactor outlet in another 10, 20 and 30 min.

Working with powdered materials in a photocatalytic reactor is associated with certain difficulties: fine particles



**Figure 1.** Photocatalytic reactor

Interspec 200-X (Interspectrum, Estonia) with the Specac Tornado 8-m 1.33-L gas cell in the wavelength range from 500 to 4,000  $cm^{-1}$ .

The gas flow rate was controlled using a flow metering valve (Swagelok, SS-6MG-MM) and measured by a mass flow meter (Kobold, MAS-1009-A). The flow rate of 0.5 L  $min^{-1}$  was applied, providing the air residence time in the

in humid air may cause irreversible dusting of the golden mirrors in the FT-IR gas cell, which may lead to permanent failure of the cell. A hydrophobic PTFE membrane filter, type 11803 with the pore size of 1.2  $\mu m$  (Sartorius, Germany) had to be purchased and installed at the outlet of reactor before the entrance to the FT-IR gas cell.

### 2.3. Zeolite Synthesis and Testing

Lignite combustion ash was hydrothermally treated with sodium hydroxide for production of porous aluminosilicate ion exchangers, i.e., zeolites [1, 2]. The ion exchange capacity was tested in ammonium chloride solutions for ammonium cations adsorption. Natural zeolite Zeolith N produced by Evers Anthrazitveredlung e. K., Germany, was used for comparison in adsorption of ammonium chloride experiments.

Testing of ammonium adsorption was carried out in the solution containing 1 and 10 mg L<sup>-1</sup> of ammonium at the dose of zeolite powders of 10 and 20 g L<sup>-1</sup>. Ammonium solution in amount of 100 mL was mixed with powders for 20 min, filtered, and the filtrate was diluted 10 times for the ammonium concentration measurement using colorimetric method.

#### 2.4. Alumina Sulphate Leaching Experiments

Lignite combustion ashes were tested for leaching in 12-% sulfuric acid solution in proportion of 1.01 g of ash to 1.00 g of concentrated acid [3]. Experiments were carried out with 13.09 g of ash mixed into 100 mL of the acid solution for 30 min to 2 h. The contents of aluminium were determined with chromophore reactions of aluminon test kits using HACH spectrophotometer at the wavelength 526 nm.

### 3. Results and Discussion

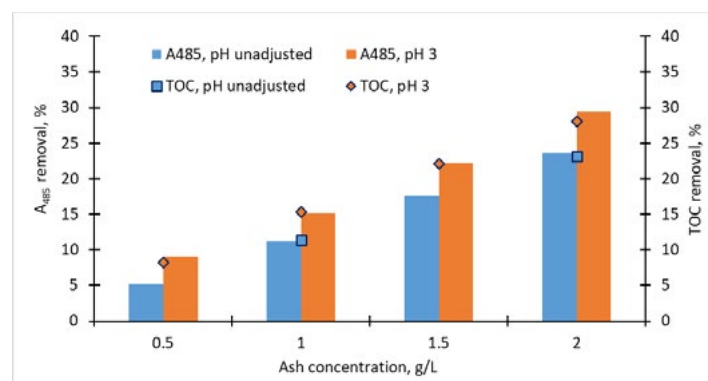
#### 3.1. Fenton-Like Reactions Catalyzed by the Lignite Ash

The results of lignite ash testing in Fenton-like reaction are shown in Figures 2-5. Blank trials of non-activated hydrogen peroxide oxidation of AO7 were conducted at [H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>]<sub>0</sub>=1 mM and unadjusted pH. These samples did not contain ash as a catalyst. The results indicated negligible A485 value reduction after 2 h of treatment.

Fenton-like treatment (S1 ash samples were added to the reaction mixture) was also performed at unadjusted pH 6.2±0.1 at [H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>]<sub>0</sub>=1 mM and [S1]<sub>0</sub>=1 g L<sup>-1</sup>. The results showed a negligible improvement in A485 removal efficiency compared to adsorption under the same treatment conditions.

The adsorption removal results for AO7 and its TOC are shown in Fig. 2. One can see adsorption of AO7 predictably improved with increased amount of ash. Somewhat improved adsorption at pH 3.0 may be explained by partial dissolution of aluminium and iron oxides forming aquometallic ions and hydroxides known as good adsorbents having developed contact surfaces, although constant stirring of the ash suspensions has to interfere with

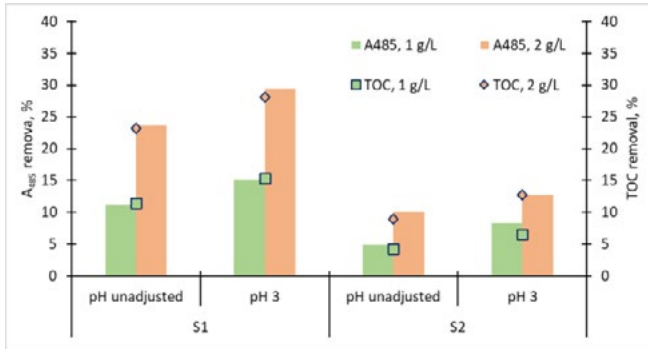
the flocks formation. Non-dissociated in acidic media phenolic and sulfonic moieties in the AO7 molecular structure may also contribute to a better adsorption for the neutral electric charge of the molecules; partially deprotonated molecules in neutral solutions may be repelled by the negatively charged surfaces of the suspension particles.



**Figure 2.** Removal of AO7 (A<sub>485</sub>) and TOC in adsorption at variations in concentrations of S1 and pH: [AO7]<sub>0</sub>=33 mg L<sup>-1</sup>, treatment time 120 min

One can see from Fig. 2 that the removals of both AO7 and its TOC are of identical percentage values confirming the accuracy of measurements (compare columns and dot symbols). The amount of adsorbate removed with relatively high dose of adsorbent remains rather low comprising at its best no more than 6 mg g<sup>-1</sup>, having the average removal of 5 mg g<sup>-1</sup>. The removal grows proportionally with the increased dose of adsorbent indicating complete occupation of the adsorption sites in the powder with rather limited number of those.

Fig. 3 shows the results of AO7 and its TOC adsorption with S1 and S2 ashes. Application of S2 ash sample with the contact surface 2.65 times smaller than the one of S1, also showed modest adsorption capacity not exceeding 2.15 mg g<sup>-1</sup>, i.e., 2.3 times smaller than the one of S1, thus remaining more or less consistent with the adsorption capacity expected in relation with the contact surface.

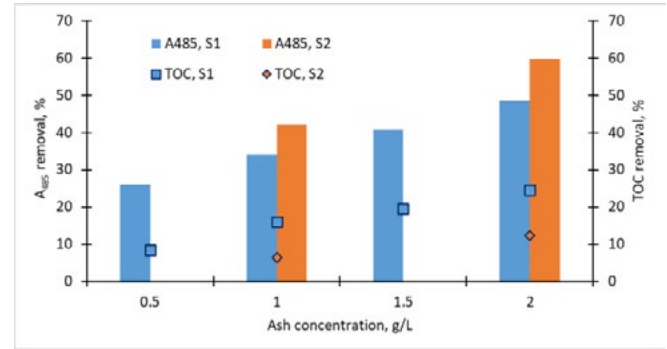


**Figure 3.** The removal of AO7 ( $A_{485}$ ) and TOC in adsorption with S1 and S2 ashes at variations in ash doses and pH:  $[AO7]_0=33$  mg/L, treatment time 120 min, S1 and S2 doses 1.0 and 2.0 g L<sup>-1</sup>

The Fenton-like oxidation experiments were first undertaken in unadjusted circum-neutral media at the hydrogen peroxide dose  $[H_2O_2]_0=1.0$  mM and the ash dose  $[S1]=1.0$  g L<sup>-1</sup>. The results showed a negligible improvement in AO7 removal compared to adsorption under similar treatment conditions.

In acidic conditions, variations in the doses of ashes and hydrogen peroxide were tested showing noticeable improvement of AO7 removal in comparison with adsorption, although the TOC removal appeared to be like the ones observed in adsorption experiments. Fig. 4 illustrates the effect of hydrogen peroxide added in the dose of 1.0 mM at various concentrations of S1 and S2 ashes. The first observation concerns mismatch between the AO7 and TOC removals: AO7 is removed at faster rate than the products of its oxidation indicating AO7 susceptibility towards OH-radical oxidation. Somewhat surprisingly, the ash sample S2 with smaller contact surface at mineral composition similar to S1 provides higher effect of oxidation of AO7, although yields to S1 in TOC removal in a manner of adsorption experiments. The reason for stronger catalytic properties, however, is a complex subject requiring detailed studies in future, if the S2 ash presents an interest in being used as a catalyst. Current knowledge is insufficient to explain the difference in catalytic activity, since both ashes are alike in the combustible fuel origin and, thus, mineral composition.

The trend in TOC removal in the Fenton-like experimental mixture not differing significantly from the results of adsorption experiments points to the adsorption playing the

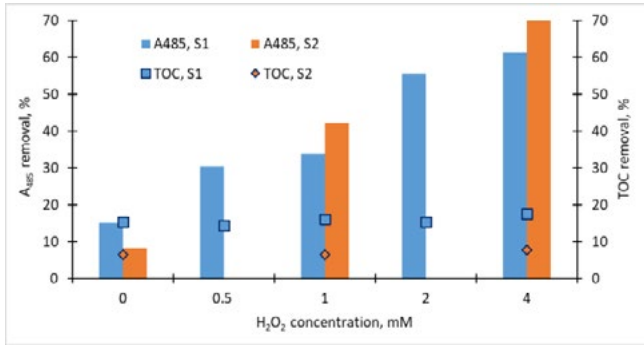


**Figure 4.** The removal of AO7 ( $A_{485}$ ) and TOC in Fenton-like treatment experiments with varied ash catalyst doses:  $[AO7]_0=33$  mg/L,  $[H_2O_2]_0=1$  mM, pH=3.0, treatment time 120 min

major role in AO7 and its oxidation products detention. Oxidation substantially affect the AO7 residual concentrations removing up to 60% of the colour at the S2 dose of 2 g L<sup>-1</sup> (Fig. 4), although adsorption removed no more of AO7 than 13%.

Fig. 5 shows the Fenton-like oxidation effect noticeably enhanced with increased hydrogen peroxide dose at fixed ash catalyst content of 1.0 g L<sup>-1</sup>: the AO7 removal as high as 70% was achieved at the highest H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> dose of 4.0 mM. These experiments also showed the catalytic ability of S2 ash sample surpassing the one of S1 regardless threefold smaller contact surface of the former. The Figure conveniently shows the adsorption result nominated as the one at the zero-hydrogen peroxide dose: one can see the removed TOC at an approximately constant level, although the removal of AO7 colour grows substantially with the hydrogen peroxide dose. The oxidation reaction is thus easily decolorizing the textile dye, although its oxidative mineralization appears to be minor if any.

Figures 4 and 5 show that the lignite ashes exhibit catalytic properties in AO7 Fenton-like oxidation. The conducted experiments also disclose the unfinished trends in the ash catalysts application: both doses, the ash and hydrogen peroxide applied in the study, showed the growing trend in oxidation without expected growth limits. This indicates that the additions of the catalyst and the oxidant may provide faster and deeper cleaning effect at further selection of doses, which may be required once a practical need in the ash application appears.



**Figure 5.** The removal of AO7 ( $A_{485}$ ) and TOC in Fenton-like treatment experiments with varied hydrogen peroxide doses:  $[AO7]_0=33 \text{ mg L}^{-1}$ , ash dose  $1 \text{ g L}^{-1}$ ,  $\text{pH}=3.0$ , treatment time 120 min

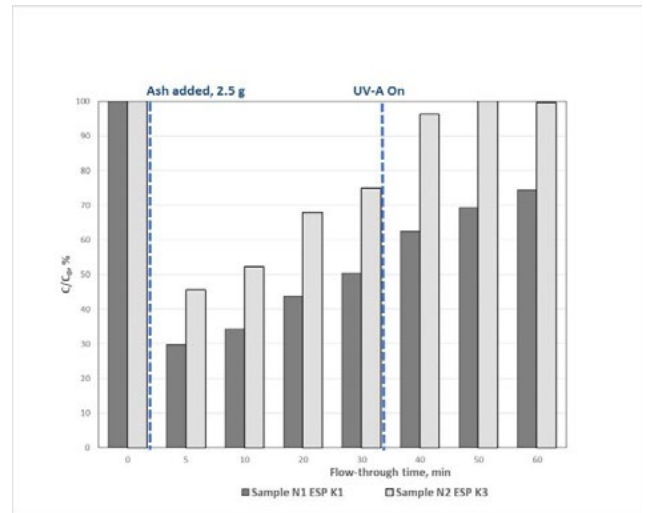
### 3.2 Photocatalytic Oxidation of Acetone in Air

The results of the ashes testing in gas-phase adsorption and photocatalytic oxidation are given in Fig. 6 for S1 and S2 samples loaded in amount of 2.5 g. As described in the experimental section, in 30 min of adsorption, the UV-A-lamp was switched on to see the acetone concentration evolution as a result of the ash photocatalytic activity. Theoretically, the effluent acetone concentration should decrease as a result of UV-application if the ash exhibit photocatalytic activity.

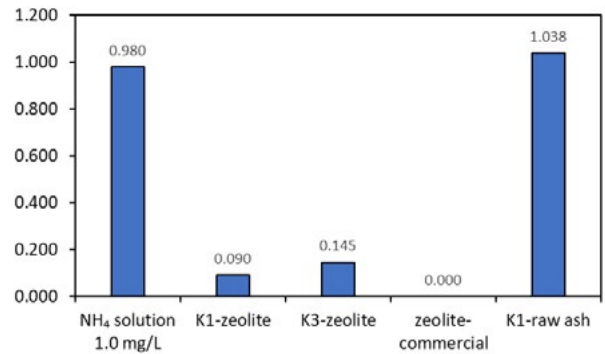
From Fig. 6 one can see the effluent concentration of airborne acetone changing in flow-through time over the S1 and S2 samples: acetone concentration, lower at the beginning, gradually increased for the first 30 min of adsorption reaching 50% and 75% of inlet concentration with S1 and S2 samples, respectively. The difference in adsorption is explained by the almost threefold difference in the contact surfaces of ash samples,  $12.5$  and  $4.8 \text{ m}^2 \text{ g}^{-1}$  for S1 and S2, respectively (Table 1). Further evolution of acetone concentration remained unchanged saving the growing trend with no indication of photocatalytic activity approximating the saturation line at  $C/C_0=100\%$ . No other peaks, except the acetone characteristic one, were observed in the FT-IR spectrograms indicating no reaction proceeding in the reactor.

### 3.3. Zeolite Testing

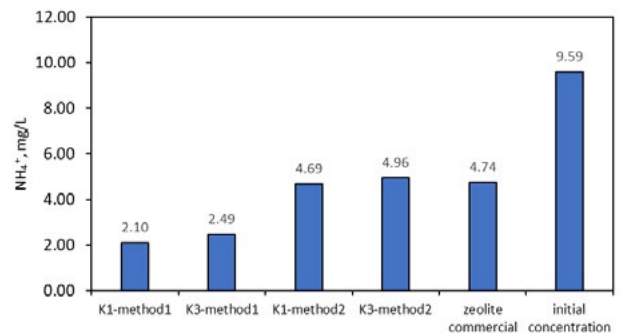
Zeolites synthesized using the lignite combustion ashes showed certain ion-exchange capacities in respect to ammonium as shown in Figures 7 and 8. One can see synthetic zeolites prepared according to [1] showing ion-exchange capacities close to the commercial one (Fig. 7) or even exceeding this (Fig. 8). Another method of the zeolite synthesis described in [2] showed lower performance, although still close to the one of commercial zeolite.



**Figure 6.** Evolution of acetone in adsorption/photocatalytic reactor in time of the air flow over the ash samples: acetone inlet concentration 15 ppm, continuous air flow  $0.5 \text{ L min}^{-1}$ , residence time 16 s, ash sample's weight 2.5 g



**Figure 7.** Adsorption of ammonium cations from 1.0-mg  $\text{NH}_4^+$  solution at the surfaces of ash zeolites, commercial zeolite and the lignite ash: adsorbent dose 2 g, volume of solution 100 mL, neutral medium



**Figure 8.** Adsorption of ammonium cations from 10-mg  $\text{NH}_4^+$  solution at the surfaces of ash zeolites and



commercial zeolite: adsorbent dose 1 g, volume of solution 100 mL, neutral medium

K1- and K3-method1 nominate the zeolites produced from K1 and K3 ashes along with the instructions given in [1], whereas K1- and K3-method2 nominate powders obtained by the Henmi method [2].

Untreated lignite ash showed negligible adsorption towards ammonium (Fig. 7).

#### 3.4. Aluminum Acid Leaching from Lignite Ash

Acid leaching of the aluminum-containing wastes is under its way in experimental studies having only preliminary data to report at the moment. The lignin ash K1 sample was treated with the sulfuric acid solution for 0.5, 1.0 and 2.0 h at ambient temperature showing little improvement of aluminum leaching with the extraction time: aluminum was extracted for about  $14\pm 1\%$  wt. relative to the total  $\text{Al}_2\text{O}_3$  content in the ash. Iron extraction showed, however, certain improvement with time: extraction relative to the total  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  content increased from 21.5% wt. at 30 min treatment to 28.5% and 32.2% at 1 and 2 hours, respectively. Poor extraction of aluminum and rather slow extraction of iron need explanation in studies of the metals' morphology in the ash and their extraction technology parameters, although, considering massive character of the waste, even partial extraction of target metal sulfates may appear economically justified. Studies of other aluminum-containing waste materials in coagulant production present a subject for further studies.

#### 4. Conclusions

The samples of lignite combustion ash containing substantial amounts of metallic oxides including potentially catalytic iron (III) oxide and photocatalytic titanium dioxide were tested for their aqueous Fenton-like catalytic and gas-phase photocatalytic reaction properties. Ashes showed certain adsorption properties in both aqueous and air phases, adsorbing acid orange 7 (AO7) textile dye and acetone, respectively, in minor amounts counted in  $\mu\text{g g}^{-1}$  range. Adsorption properties of the ashes, however, are out of practicability not only for low adsorption capacity, but also for partial dissolution of heavy metals in acidic media (pH 3.0 applied in Fenton-like reactions) and problematic reuse/regeneration or disposal of ashes containing adsorbed potentially toxic organic compounds.

Experiments showed negligible photocatalytic activity of ashes explained by the temperature of combustion, at which the titanium dioxide ash constituent is formed. At

temperatures exceeding  $600^\circ\text{C}$ , the non-catalytic rutile crystal structure of  $\text{TiO}_2$  prevails, which found indirect proof in the reported tests.

Catalytic properties of ashes in aqueous Fenton-like oxidation of AO7 are manifested exclusively in an acidic environment suitable for the dissolution of heavy metal oxides present in the lignite ash. This circumstance complicates application of the ash in wastewater Fenton-like treatment for the threat of secondary pollution of the wastewater. Besides, substantial amounts of the ash used in the catalytic process presents a problem of its further handling. Curiously, the catalytic properties of the ash sample No. 2 with smaller contact surface appeared to be stronger than the ones of No. 1 sample, although both samples are of similar chemical composition.

Zeolites synthesized from the lignite combustion ashes may show attractive adsorption or ion-exchange properties once the synthesis procedure and is optimized and the application field is properly chosen.

Aluminum and iron extraction from the wastes is in its starting stage, although certain amount of the target metals may be definitely reused.

#### Acknowledgment

This work was supported by the ERA-MIN Program 'Raw Materials for Sustainable Development and the Circular Economy', project ETAG22018 'Utilization of Aluminium-Bearing Raw Materials for the Production of Aluminium Metal, Other Metals and Compounds' and the Institutional Development Program of Tallinn University of Technology for 2016–2022, project 2014-2020.4.01.16-0032 from EU Regional Development Fund.

#### References

- [1] F.E. Imbert, C. Moreno, A. Montero, B. Fontal, J. Lujano (1994) Venezuelan natural aluminosilicates as a feedstock in the synthesis of zeolite A, *Zeolites*, 14: 374-378
- [2] T. Henmi (1987) Increase in cation exchange capacity of coal fly ash by alkali treatment, *Clay Science* 6: 277-282
- [3] Y. O. Velyaev, V. I. Zakharov, D. V. Maiorov (2011) Improvement of the technology for the synthesis of an aluminosilicate coagulant-flocculant based on nepheline. *Glass Phys Chem* 37: 568–571

# Acid Leaching of Fly Ash for Aluminium Metal Recovery

**Barbora DOUŠOVÁ, Eva BEDRNOVÁ, Lukáš PILAŘ, David KOLOUŠEK,  
Monika VITVAROVÁ**

University of Chemistry and Technology, Prague  
Czech Republic

## Abstract

Fly ash from different combustion processes differed in the chemical composition, mineralogical composition and combustion conditions was leached with inorganic (hydrochloric-HCl and sulphuric-H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) acids under specific conditions for optimal aluminium (Al) recovery. The leaching of FA with 3M HCl or 1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 40 °C and the solid –liquid ratio of 1:10 proved the best Al yield.

## 1. Introduction

Fly ash (FA) is the major residual product of the combustion of pulverized coal or other fuel in power stations. Currently it is obviously collected by the electrostatic precipitators, but still represents a typical industrial by-product, which ranks among the significant environmental pollutant. Over the last 15 years coal consumption has increased by 50%, actually, about 750 million tons of coal FA has been globally generated each year [1]. Nowadays, a small portion of FA finds the application in developing construction materials, mines and landfills [2,3]. Therefore, the search for new applications of FA in environmental processes or as a secondary raw material has been in growing scientific concern. Whereas the currently known reserves of bauxite are expected to last for the next 20 years, and FA contains on average of 25-35% aluminium (Al) [4], FA can be in fact considered a potential source of Al. Therefore, new leaching methods have been developed with a view to a further application of remaining waste for making economically reasonable and environmentally sustainable materials [5]. The present work is focused on the evaluation of acid leaching parameters for various FA with regard to the perspective use in Al recovery. In this context, a frequent occurrence of Al in mullite form [6] inhibiting acid leaching must be taken into account.

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Materials

Fly ash from different combustion processes were used in this work: (i) samples from electrostatic precipitator using lignite as fuel (TP-K1, TP-K3 – Heating Plant Plzeň, West Bohemia, CR; VR-K1, VR-K2 – Power Plant Vřesová, West Bohemia, CR ) and, (ii) sample from fabric filter after fluid combustion using biomass as fuel (KO-BIO – United Energy Komořany, Prague, CR) The important properties of materials are summarized in Table 1.

**Table 1.** Main properties of FA

Sample	XRF (% wt.)			XRD	S <sub>BET</sub> (m <sup>2</sup> .g <sup>-1</sup> )	Comb.temp erature (°C)
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>			
TP-K1	36.8	1.6	5.2	mullite, quartz, haematite, anatase	17.1	1000-1200
TP-K3	37.1	1.5	5.3	muscovite, mullite, quartz	6.8	1000-1200
KO-BIO	15.7	22.8	4.7	muscovite, anorthite, anhydrite, quartz, calcite	48.4	780-850
VR-K1	35.5	2.8	9.4	mullite, quartz	13.4	980-1200
VR-K2	34.6	2.8	11.1	mullite, quartz, haematite	21.7	21.7

### 2.2. Leaching process

Two inorganic (hydrochloric-HCl, sulphuric-H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) acids were tested as the leaching agents. The suspension of FA acid was agitated in the batch manner according to parameters summarized in Table 2. The residual Al concentration was measured by the Atomic Absorption Spectrometry (AAS).

**Table 2.** Parameters of acid leaching

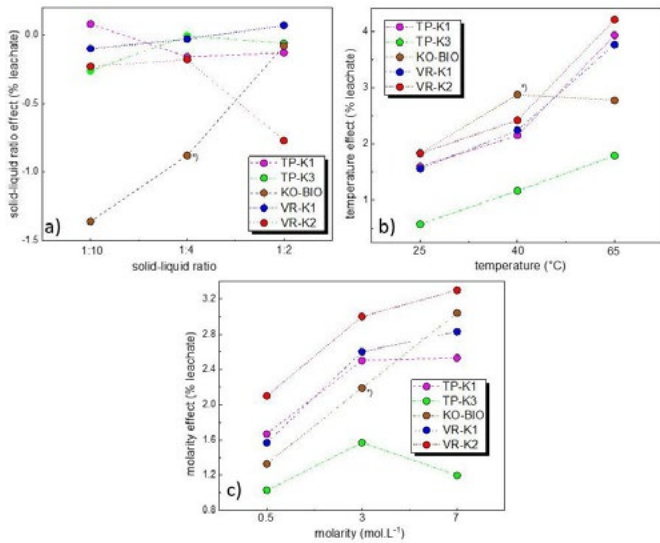
Molarity of acid (M) HCl/H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	Solid-liquid ratio	Temperature (°C)	Time (h)
0.5/0.2	1:10	25	0.5
3/1	1:4	40	3
7/5	1:2	65	5

## 3. Results and Discussion

The leachability of Al from FA depending on the relevant parameters were tested on 3 independent systems and the average values are shown in Figure 1.

An increasing solid-liquid ratio (Figure 1a) illustrated a negligible positive or even negative gradient, mostly in the case of the KO-BIO, where a lower amount of leaching agent caused the gelation of solution due to a strong FA degradation. In the case of temperature (Figure 1b) a higher temperature value promoted the Al leaching intensity by up to 5%, except the KO-BIO, where a higher temperature led to a FA degradation again. A significant positive effect of acid molarity (Figure 3c) was evident only up to 3/1M (medium values), while at a higher acid concentration the yield of Al increased negligibly.

According to above described results, the leaching of FA with 3 (HCl) or 1(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>)M at 40 °C and the solid –liquid ratio of 1:10 can be considered the best procedure for Al recovery so far.



**Figure 1.** Al leachability depending on: a) solid-liquid ratio; b) temperature; c) molarity. \*) indicates 10x higher value for KO-BIO.

#### 4. Conclusion

The leachability of Al from FA depended mostly on the temperature of leaching process and less on the acid strength. An increasing solid:liquid ratio correlated negatively the Al yield and the ratio of 1:10 proved to be optimal for tested FA. In terms of the initial quality of FA, the temperature of fuel combustion and the associated presence of mullite phase significantly affected the leachability of Al. In this context, the KO-BIO indicated orders of magnitude higher leachability (to 30% wt.) than other FA, which assigned it as a promising material for recycling technologies.

#### Acknowledgment

This work was supported by the project No. TH79020001 “ABTOMAT2022 – Utilization of Aluminium Bearing Raw Materials for the Production of Aluminium Metal, Other Metals and Compounds” of the Technology Agency of the Czech Republic.

#### References

- [1] S. V. Vassilev and C. G. Vassileva, *Energy & Fuels*, 19 (2005) 1084.
- [2] M. Ahmaruzzaman, *Prog Energy Combust Sci*, 36(3) (2010) 327–363.
- [3] U. Bhattacharjee and T. C. Kandpal, *Energy*, 27(2002) 151.
- [4] S. Sushil and V. S. Batra, *Fuel*, 85(2006) 2676.
- [5] S. Sangita and Ch. R. Panda, *J. Indian Chem. Soc.*, 93 (2016) 1-7.

- [6] A.K. Tripathy, B. Behera, V. Aishvarya, A.R. Sheik, B. Dash, C.K. Sarangi, B.C. Tripathy, K. Sanjay and I.N. Bhattacharya, *Minerals Engineering*, 131 (2019) 140-145.
- [7] R.H. Matjie, J.R. Bunt and J.H.P. Heerden, *Minerals Engineering*, 18 (2005) 299-310.

# Evaluation of Aluminum Wastes

## Alüminyum Atıklarının Değerlendirilmesi

**Hasan GÜNEY<sup>1</sup>, Selçuk KAN<sup>1</sup>, Kağan BENZEŞİK<sup>1</sup>, Ahmet Turan<sup>2</sup>, Onuralp YÜCEL<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>Yeditepe Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

In this study, white dross was first subjected to separation by mechanical methods. It is aimed to obtain products with techno-economic value with two different processes for the metallic-rich part and the non-metallic part obtained. Fused alumina production conditions were investigated in an electrical arc furnace by evaluating the non-metallic part (rich in alumina), which was disposed of by burial under normal conditions. The metallic part was used to produce metallic aluminum ingots by an induction furnace. The samples were characterized by XRD, AAS, and XRF techniques

### 1. Introduction

With the increasing production, the wastes that arise are also becoming a bigger problem. Evaluation of waste is becoming more and more important every day in order to create a sustainable and circular economic model. Dross is one of the main wastes in the aluminum industry. There are 3 types of dross which are called; white dross (15-70 wt. Al, 23-30 wt. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), black dross (12-20 wt. % Al, 30-50 wt. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), and salt cake (4-10 wt. % Al, 50-70 wt. % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). The obtained white drosses are then separated into two different batches with a ball mill. The metallic part with rich aluminium content is sent to recycling centres. The non-metallic residue with high alumina content is sent for disposal by burial. As a result of reaction with groundwater, toxic and explosive gases are produced.

### 2. Experimental Procedure

In this study, non metallic residue (NMR) of white dross smelting conditions in electric arc furnace were investigated. The effect of these processes on final product after applying a variety of pre-treatment processes to the NMR was investigated also. NMR was fed into the electric arc furnace in two different ways. In the first trials, NMR was fed directly. Then, the raw material was calcined to remove the impurities in the raw material and then fed. Calcination of NMR led alumina to be reached about 86%. After smelting of calcined dross increment of alumina to 90-95% was observed. MgO was moved to the final product which can be present in every industrial waste sample.

As a result of this study, data that are collected thanks to experiments conducted showed that brown fused alumina-

like material in international specifications can be produced by waste material "NMR" with pyrometallurgical methods.

**Table 1** Chemical Analysis of Non-metallic Residue(wt%)

Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	CaO	TiO <sub>2</sub>
63.90	0.18	2.43	11.1	1.49	0.09
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Cl	MgO	F	SO <sub>3</sub>
0.06	0.12	4.81	0.01	1.86	1.53

**Table 2** Chemical Analysis of Calcined Non-metallic(wt%)

Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	CaO	TiO <sub>2</sub>
86.9	1.09	3.25	0.416	1.37	0.177
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Cl	MgO	F	SO <sub>3</sub>
0.042	0.169	-	5.52	-	-

### 3. Results and Discussion

Chemical analysis results are given in Table 3.

**Table 3** Chemical Analysis of Products

Sample	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	CaO	TiO <sub>2</sub>	MgO	Cl
EAF 1	95.71	0.12	1.24	0.4	1.37	0.08	-	-
EAF 2	92.1	2.18	2.09	-	1.83	0.19	1.13	-
EAF 3	92.8	1.17	0.61	-	2.63	0.13	1.08	0.005
EAF 4	90.7	0.6	1.67	-	1.39	0.08	5.31	-

### 4. Conclusion

The designed process follows the methods of crushing, calcinating, smelting in EAF and analyzing the samples. Crushing was applied to transform the non-metallic residue containing 63.9 % in powder form. Calcination was applied to remove impurities as much as it can be low. The rotary furnace is used to conduct calcination in 1150°C. Then, the samples were analyzed prior to smelting. It was seen that after XRD analysis Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> percentage reached to 86.9 % as it was calcinated. The prepared samples are fed into laboratory type of EAF to get smelting done. 4 experiments were carried out and a variety of results obtained. The most proper result of the experiments contains higher than 95 % alumina which satisfies the international specifications confirmed and companies that are using the fused alumina as a result of XRD analyses

### Acknowledgment

This study was carried out within the scope of the project numbered 122N040, "Utilization of Aluminum Bearing Raw Materials for The Production of Aluminum Metal, Other Metals and Compounds" supported by TUBITAK.

# Aluminium Black Dross: A Promising Raw Material to Produce Alumina and Alumina-Containing Compounds

Alüminyum Siyah Drosundan Alümina ve Alümina İçeren Bileşiklerin Üretimi

**İlayda ÖZBAĞ TOĞAÇAR<sup>1</sup>, Umay ÇINARLI<sup>1</sup>, Arif KARACA<sup>2</sup>,  
Ahmet TURAN<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>ETI Aluminium Inc  
Türkiye

## Abstract

Aluminium dross occurs due to the high affinity of aluminium to oxygen. In this study, various experiments were carried out to valorize black dross. Pyrometallurgical and hydrometallurgical methods were applied to obtain alumina-based compounds.

## 1. Introduction

Aluminium dross arises as a result of pyrometallurgical processes and includes metallic Al, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, other metal oxides, metal halides and some other compounds such as AlN. According to the metallic aluminium content, it is divided into two subgroups as white dross and black dross. White dross is a secondary aluminium resource because of its high metallic aluminium content whereas black dross, having low metallic aluminium content, is generally disposed in dumping areas [1-3]. In this study, various experimental studies and analyses were carried out for the production of alumina and alumina-based compounds from black dross.

## 2. Experimental Procedure

The black dross sample had an average particle size of 111.17 µm. SEM, EDS and XRF analyses were performed for the characterization of black dross. Thermodynamical modelling studies were carried out with HSC Chemistry (6.12). Black dross was leached with 10 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, HNO<sub>3</sub> and HCl at a solid to liquid ratio of 1:10 for 1 hour and dried in a muffle furnace for 2 hours. It was roasted at various temperatures (1000 °C, 1100 °C, 1300 °C and 1500 °C) for 1 hour, then leached with 10 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at a solid to liquid ratio of 1:10 for 1 hour and dried in a muffle furnace for 2 hours. After leaching experiments, an alumina-containing phase (as filter cake) was aimed to be obtained.

## 3. Results and Discussion

Chemical analysis showed that the black dross contained metallic Al as 10.14% and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as 64.98%. Weight changes of the leached samples with H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, HCl and HNO<sub>3</sub> were investigated. Remaining product amounts after processing

are 87.3%, 68% and 41.8%, respectively. It was observed that suitable performance was achieved with H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. The samples that were roasted at 4 different temperatures were leached with H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. After roasting, an average of 104% weight gain was observed in the samples due to the conversion of aluminium nitride and metallic aluminium to alumina. XRD analyses of the samples after roasting and leaching were carried out.

## 4. Conclusion

Various experimental studies have been conducted to see the effects of different reagents on product quality and recovery efficiency of alumina-based compounds from black dross. It was aimed to obtain an alumina-containing phase after roasting and leaching experiments. Roasting experiments at 4 different temperatures have shown that the conversion of alumina increases with increasing temperature. It has been observed that the leaching performance of H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> is better than HCl and HNO<sub>3</sub>. As a result of the leaching of the samples roasted at 4 different temperatures with H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, it was determined that there was no remarkable change between the increasing temperature and the weight changes.

## Acknowledgment

This study was carried out within the scope of the project numbered 122N062, "Utilization of Aluminum Bearing Raw Materials for The Production of Aluminum Metal, Other Metals and Compounds" supported by TUBITAK. The authors give thanks to ETI Aluminium for analysis of black dross.

## References

- [1]Tsakiridis PE (2012) Aluminium salt slag characterization and utilization - A review. J Hazard Mater 217-218:1-10. <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2012.03.052>
- [2] Gil A, Korili SA (2016) Management and valorization of aluminum saline slags: Current status and future trends. Chem Eng J 289:74-84. <https://doi.org/10.1016/j.cej.2015.12.069>
- [3]O. Yücel, E. Car, UCTEA Metallurgy Journal, 175 (2015) 35-43.

# Alumina Extraction from Diasporic Bauxite Ores

## Diyasporik Boksit Cevherinden Alümina Üretimi

İlayda ÖZBAĞ TOĞAÇAR<sup>1</sup>, Umay ÇINARLI<sup>1</sup>, Meral BAYGÜL<sup>2</sup>, Ahmet TURAN<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Yeditepe University, <sup>2</sup>ETI Aluminium Inc  
Türkiye

### Abstract

The Bayer process is suitable for low-silica bauxite; however, high-silica ores restrict it, which requires silica reduction for improved product quality. In this study, the effects of roasting additives in different stoichiometric ratios (Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> and CaO), different roasting temperatures, on the efficiency of alumina and silica dissolution were investigated.

### 1. Introduction

The majority of Turkey's bauxite reserves are diasporic, including some bohmite ores. Direct utilization in the Bayer process is not allowed due to their low quality [1]. As a result, the main focus is on silica removal from these ores. The roasting additives Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> and CaO have unique impacts on diasporic bauxite extraction [2, 3]. CaO increases sintering characteristics and reduces energy consumption during roasting, while Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> promotes alumina and aluminate solubility [4].

### 2. Experimental Procedure

The study aimed to examine the extraction efficiency of diasporic bauxite ore (63.26% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 19.10% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 2.19% SiO<sub>2</sub>, 2.84% TiO<sub>2</sub>, 0.10% CaO, 0.12% K<sub>2</sub>O and 0.41% others) obtained from the mining fields of ETI Aluminium, Konya. Thermogravimetric analysis (TGA) was used to investigate the transformation temperatures from diasporic ore to sodium aluminate during roasting with Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> and CaO. U-NR-01/02/03 samples with varying Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> ratios were roasted from 700°C to 1100°C, and U-CR-01/02 samples with different CaO ratios were roasted from 900°C to 1200°C using a 10°C/min. heating rate for 30 minutes.

### 3. Results and Discussion

The TGA results demonstrated weight loss in the TG curve around 550°C, attributed to diasporic's structural water removal and Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> decomposition to CO<sub>2</sub>. The total weight loss from room temperature to 1050°C was 12% in the diasporic ore. U-NR-01 had 14% loss, while U-NR-02 and U-NR-03 had around 30%, likely due to similar Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> content. U-CR samples showed approximately

14% total weight loss. Roasting efficiency increased with higher temperatures, with the finest results at 1000°C. XRD and XRF analysis of ETI Aluminium indicated that higher roasting temperature and Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> led to increased sodium aluminium silicate and sodium aluminate phases. The similar pattern was throughout CaO addition. At all roasting temperatures above 1000°C, sodium carbonate and sodium oxide disappeared and sodium aluminate developed with sodium aluminum silicate. The XRD, TGA, and weight loss data all agreed on 1000°C as the optimum calcination temperature.

### 4. Conclusion

Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> or CaO as roasting additives significantly influence the extraction of diasporic bauxite, affecting the final product's effectiveness and quality. Consideration of bauxite mineralogy and alumina product requirements is crucial. Further research is needed to enhance roasting procedures and aluminum extraction sustainability.

### Acknowledgment

This study was carried out within the scope of the project numbered 122N062, "Utilization of Aluminum Bearing Raw Materials for The Production of Aluminum Metal, Other Metals and Compounds" supported by TUBITAK. The authors give thanks to ETI Aluminium for analysis of diasporic ores.

### References

- [1] Gök, R. (2019). Düşük modüllü metalürjik boksit cevherlerinin zenginleştirme olanaklarının araştırılması, İnönü Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [2] Sun, Y., Pan, A., Ma, Y., Chang, J., Li, K., & Hu, S., Activation mechanism of diasporic bauxite calcined with sodium carbonate. *Minerals Engineering*, (2022), 187, 107782.
- [3] Alp, A., & Goral, M., The influence of soda additive on the thermal properties of red mud. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 73(1), (2003), 201-207.
- [4] Birinci, M., & Gök, R., Ön desilikasyon amaçlı boksit zenginleştirme işlemleri üzerine güncel bir değerlendirme, (2018).

# Effects of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> Addition on Mechanical and Optical Properties of ALON Ceramics Produced by Reactive Spark Plasma Sintering

H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> Katkısının Spark Plazma Sinterleme Yöntemi ile Üretilen ALON Seramiklerinin Mekanik ve Optik Özellikleri Üzerine Etkisi

**Tuğçe DEDEGAÇLI, Filiz ŞAHİN**

Istanbul Technical University  
Türkiye

## Abstract

Transparent aluminum oxynitride (ALON) ceramics are mostly used in a wide range of applications such as armour materials, abrasives, windows and domes owing to their excellent mechanical and optical properties. Transparent ALON ceramics can be produced by several methods including conventional pressureless sintering, hot pressing, hot isostatic pressing and spark plasma sintering methods. These methods have been applied not only to ALON powders, but also to mixtures of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlN in different proportions. In this study, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlN were used as starting materials with a composition of 70 mol% and 30 mol%, respectively and ALON ceramics were produced by reactive spark plasma sintering method. H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> was used in different amounts (0.05 to 0.15 wt.%) as an additive material. The effect of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> addition and spark plasma sintering parameters on the ALON formation, densification, hardness, fracture toughness and optical transparency of ALON ceramics were investigated.

## 1. Introduction

Transparent  $\gamma$ -Aluminum Oxynitride (ALON) ceramics are used in many application areas such as optical ceramic materials, military aircraft and glasses, transparent armors, missile domes and IR glasses due to its low density (3.71 g/cm<sup>3</sup>), high hardness (17 GPa), high strength, high modulus of elasticity (320 MPa) and excellent optical properties [1,2].

ALON ceramics are optically transparent over the region of the electromagnetic spectrum from near-ultraviolet to visible and near-infrared wavelengths. The transparency of ALON ceramics is primarily determined by their microstructural characteristics. The presence of secondary or residual phases, inclusions, or pores within the material can create areas that scatter light, thereby reducing transparency. Furthermore, ALON ceramics with smaller grains, especially due to their high symmetry cubic structure, tend to have more grain boundaries, which also contribute to light scattering. To achieve high transparency, it is important to obtain a dense and single-phase structure with larger grains. This allows for minimal light scattering and optimal transparency in ALON ceramics [3-5].

ALON ceramics can be produced by various methods including pressureless sintering, hot pressing (HP) and hot isostatic pressing (HIP). Among these methods, spark plasma sintering (SPS) offers several advantages for producing ALON ceramics. Firstly, SPS enables rapid consolidation of the material, significantly reducing the sintering time compared to conventional methods. The pulsed electric current applied during SPS promotes densification and decreases porosity in the final product. These advantages make spark plasma sintering an attractive technique for the production of ALON ceramics with excellent transparency and desirable properties for various applications in optics, electronics, and armor systems [6-8].

Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO and La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> are commonly used as sintering additives in producing ALON ceramics to enhance sinterability and promote densification [9].

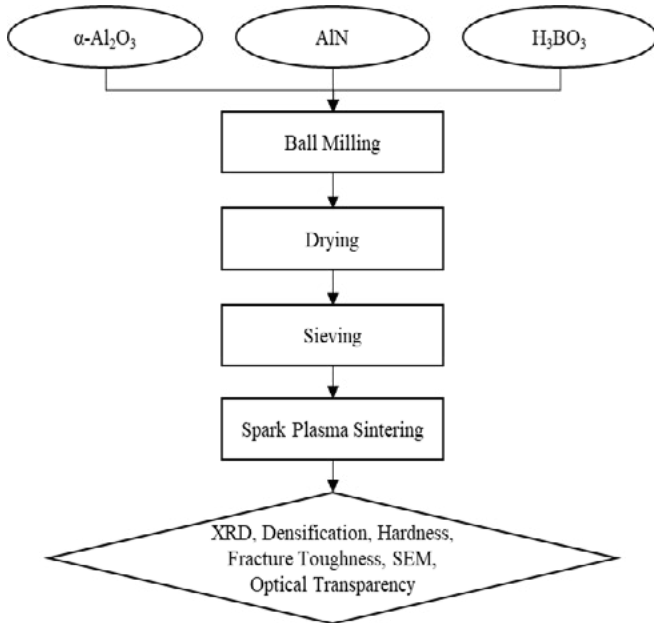
In this study, ALON ceramics were produced by reactive spark plasma sintering method using a mixture of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlN as starting materials. The composition consisted of 70 mol% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and 30 mol% AlN. As an additive material, different amounts (0, 0.05, 0.10 and 0.15 wt.%) of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> were incorporated.

## 2. Experimental Procedure

High purity  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with an average particle size of 100 nm (Baikowski Chemicals, BMA-15, France) and AlN (Tokuyama Soda Ltd, Grade E) with an average particle size of 1  $\mu$ m were used as starting materials. H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> (Merck) was used as sintering additive. The flow chart of experimental studies was shown in Figure 1.

The mol ratio of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:AlN was set at 70:30 mol%. The Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – AlN powder mixtures and a certain amount (0, 0.05, 0.10 and 0.15 wt.%) of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> were ball milled with alumina balls for 24 hours. The powder mixture was dried 90°C for 24 hours to evaporate ethanol from slurry and dried powders were sieved to prevent granulation. The screened powder mixtures were poured into a graphite die with a diameter of 50 mm and to obtain a sample with 2 mm in thickness. The punch surfaces were covered by graphite

foils. The powder mixtures were sintered by spark plasma sintering apparatus (SPS-7.40 MK-VII, SPS Syntex Inc). All of the experiments were conducted under nitrogen atmosphere. The optical pyrometer was used for measure the temperature.



**Figure 1:** Flow chart of experimental procedure.

In this study, the effects of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> amount (0, 0.05, 0.10 and 0.15 wt.%) on densification, transparency and mechanical properties of AlON ceramics were investigated. Based on the optimization experiments, AlON ceramics were spark plasma sintered at 1600 °C with a heating rate of 50 °C/min for 30 mins and under the uniaxial pressure of 40 MPa. The sample codes and SPS parameters of experiments were given Table 1.

**Table 1:** The SPS parameters and codes of produced samples.

Samle Code	NA	B1	B2	B3
H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> (wt.%)	0	0.05	0.10	0.15
Sintering Temperature(°C)	1650	1650	1650	1650
Pressure (MPa)	40	40	40	40
Heating Rate (°C/min)	50	50	50	50
Holding Time (min)	30	30	30	30

The graphite foil was removed from the surface of spark plasma sintered AlON ceramics by sand blasting. The phase analysis of sintered ceramics were performed using X-Ray diffractometer (Bruker D8 Advanced Series XRD) in the range of 2θ=10-90° with CuKα radiation. The density of sintered samples was measured with Archimedes method. Microstructural characterization was performed using scanning electron microscopy (FESEM, JSM 7000 F, JEOL Ltd.). Vickers micro hardness and fracture toughness values

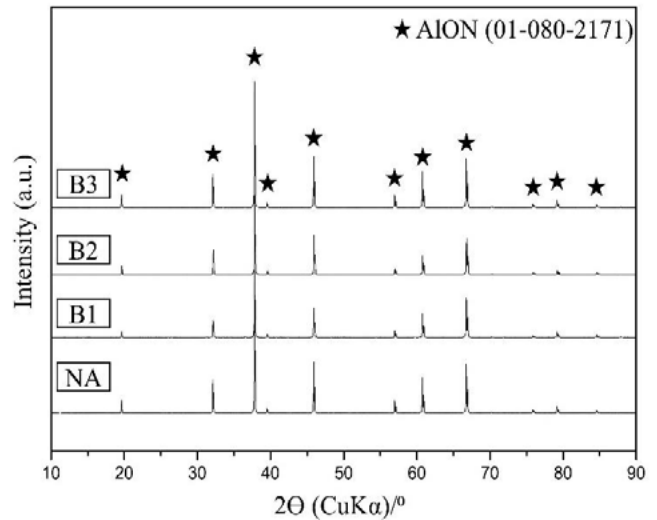
were determined by indentation method using VHMOT, Leica Corporation under 1 kg load for 12 seconds. Fracture toughness values were calculated according to Equation (1) where K<sub>IC</sub> is fracture toughness, E is Young modulus (GPa), H is hardness of the sample (GPa), P is applied load and c is average crack size. The hardness and fracture toughness values were given as avarages of 10 measurements.

$$K_{ic} = 0,016 \left( \frac{E}{H} \right)^{1/2} \left( \frac{P}{c^{3/2}} \right) \quad (1)$$

All the produced samples were reduced to a thickness of 0.5 mm and mirror polished using diamond suspensions of 9 μm, 6 μm and 1 μm in sequence. The light transmittance of the polished samples were measured by UV-Vis-NIR spectrophotometer (UV-3600 Plus, Shimadzu) in wavelength range of 300 – 2500 nm.

### 3. Results and Discussion

XRD analyses of produced samples were given Figure 2. %100 AlON formation was achieved in all sintered samples and no residual phase that could effect the light transmittance was observed.



**Figure 2:** XRD analyses of produced AlON ceramics with H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> additive (B1; B2; B3 coded) and without additive (NA coded).

The relative density of all samples are given in Table 2.

The relative density of the the AlON ceramic with 0.05 wt% H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> additive was 99.4%, with the increasing amount of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>, and there was no significant change in the density of the samples.

It was observed that the grain size of the samples were in the range of 25-40 μm. It was determined that the increase in the

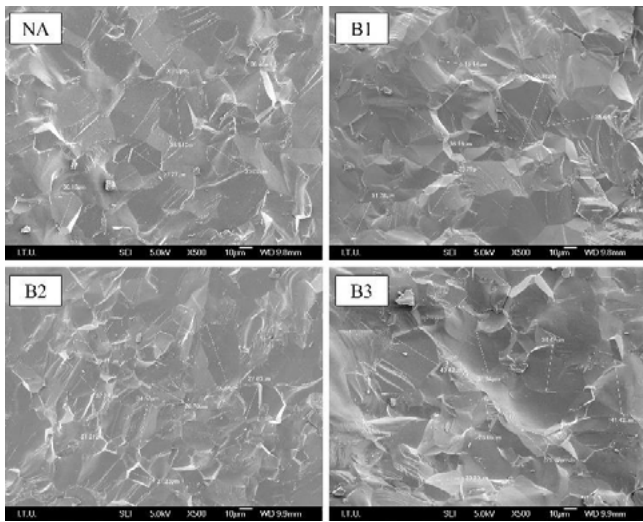


additive amount did not have a significant effect on the grain size.

**Table 2:** The measured density values and calculated relative density values of samples.

Sample Code	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> (wt.%)	Measured Density (g/cm <sup>3</sup> )	Relative Density (%)
NA	0	3.69±0.01	99.4
B1	0.05	3.69±0.01	99.4
B2	0.10	3.68±0.01	99.3
B3	0.15	3.68±0.01	99.3

SEM images of all produced samples were given in Figure 3.



**Figure 3:** Fracture surface SEM images of produced samples (500X).

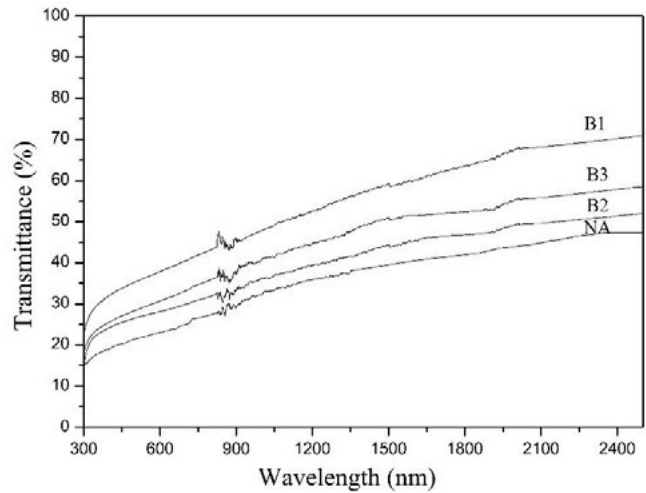
The hardness and fracture toughness values of sintered samples were given in Table 3.

**Table 3:** The hardness values and fracture toughness values of samples.

Sample Code	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> (wt.%)	Hardness (GPa)	Fracture Toughness (MPa.m <sup>1/2</sup> )
NA	0	15.1±0.5	2.4±0.4
B1	0.05	15.5±0.4	2.7±0.5
B2	0.10	15.3±0.5	2.5±0.2
B3	0.15	15.4±0.5	2.3±0.3

There was no significant change in hardness and fracture toughness values of AION ceramics with the increasing amount of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>.

The light transmittance graphics of produced samples were given in Figure 4 and the light transmittance values of samples at 600 nm and 2500 nm were given in Table 4.



**Figure 4:** Light transmittance graph of the produced samples.

**Table 4:** The light transmittance values at 600 nm and 2500 nm of produced samples.

Sample Code	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> (wt.%)	T% (600 nm)	T% (2500 nm)
NA	0	23.0	47.3
B1	0.05	37.9	70.9
B2	0.10	28.1	52.0
B3	0.15	30.7	58.5

At 2500 nm, the light transmittance of %0.05 H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> added sample increased to 70.9% compared to sample without additive which had light transmittance of 47.3%. It is thought that, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> decomposes into B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and H<sub>2</sub>O during sintering process with increasing temperature [10]. Therefore, the formation of H<sub>2</sub>O during the decomposition of H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> contributes to preventing carbon contamination by increasing the system's O<sub>2</sub> partial pressure. The increasing additive ratio may cause a decrease in light transmittance, and this situation may be attributed to the pores that can occur in the structure due to the increasing additive ratio.

The images of the produced samples with H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> additive and without additive were given Figure 5.

#### 4. Conclusion

AION ceramics with and without H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> additive were produced by reactive spark plasma sintering method at 1600°C with a pressure of 40 MPa. The heating rate was 50°C/minute, and the sintering duration was 30 minutes. A complete transformation to AION was achieved in all produced samples. The sample 0.05 wt.% H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> reached a relative density of 99.4%. Furthermore, there is no significant change in density of the samples. It was determined that the

addition of  $H_3BO_3$  contributed to the light transmittance of the samples when compared to sample without additive. The highest light transmittance was achieved with 0.05 wt.%  $H_3BO_3$ , which is 70.9% at 2500 nm.



**Figure 5:** The images of produced samples.

### Acknowledgment

This work was funded by the Scientific and Technological Research Council of Turkey (TÜBİTAK), Bilateral Project No: 217M905.

The authors thank to Res. Assist. Demet Aydogmus and Dr. Leyla Yanmaz for their valuable contributions to the investigation and H. Huseyin Sezer for his contribution in microstructural observations.

### References

- [1] Kong LB, Huang YZ, Que WX, Zhang TS, Li S, Zhang J, et al. Transparent Ceramics [Internet]. Cham: Springer International Publishing; 2015. (Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering).
- [2] Goldstein A, Krell A, Burshtein Z. Transparent Ceramics: Materials, Engineering, and Applications. First. John Wiley & Sons Inc; 2020. 384 p.
- [3] McCauley JW, Corbin ND. Phase Relations and Reaction Sintering of Transparent Cubic Aluminum

Oxynitride Spinel (ALON). *J Am Ceram Soc.* 1979;62(9–10):476–9.

[4] Corbin ND. Aluminum oxynitride spinel: A review. *J Eur Ceram Soc.* 1989;5(3):143–54.

[5] Tropsch WJ, Thomas ME. Aluminum Oxynitride (ALON) Spinel. *Handb Opt Constants Solids.* 1997;777–87.

[6] Sahin FC, Kanbur HE, Apak B. Preparation of AION ceramics via reactive spark plasma sintering. *J Eur Ceram Soc.* 2012;32(4):925–9.

[7] Y. Shan, X. Wei, X. Sun, E. Torresani, E. A. Olevsky, and J. Xu, “Effect of heating rate on properties of transparent aluminium oxynitride sintered by spark plasma sintering,” *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 102, no. 2, pp. 1–12, 2018, doi: 10.1111/jace.16030.

[8] Y. Shan, X. Wei, X. Sun, J. Xu, Q. Qin, and E. A. Olevsky, “Highly infrared transparent spark plasma sintered AION ceramics,” *J. Mater. Res.*, vol. 32, no. 17, pp. 3279–3285, 2017, doi: 10.1557/jmr.2017.96.

[9] X. Li, J. Luo, Z. Feng, S. Zhou, and J. Huang, “In-situ hot pressing sintering behaviors of  $Y_2O_3$ - $La_2O_3$  co-doped AION ceramic,” *Ceram. Int.*, vol. 42, no. 15, pp. 17382–17386, 2016, doi: 10.1016/j.ceramint.2016.08.037.

[10] Yang S, Li J, Guo H, Mao X, Tian R, Zhang J, et al. Reactive sintered highly transparent AION ceramics with  $Y_2O_3$ - $MgAl_2O_4$ - $H_3BO_3$  ternary additive. *J Am Ceram Soc.* 2021;104(9):4304–8.

# Alüminyum Ergitme Fırınlarının Konveyör Sistemi ile Otomatik Olarak Beslenmesi

Automatic Feeding of Aluminum Melting Furnaces with Conveyor System

**Fatih ŞAHİN, Buğrahan YAŞAR, Pınar Sinem ÖZER, Doğukan ÖZ**

EMTA Conductor & Cable  
Türkiye

## Abstract

The casting process plays a crucial role in the production of aluminum conductors used in energy transmission lines. This process involves melting the raw materials, which come in the form of aluminum ingots, in melting furnaces and subjecting them to various treatments to transform them into aluminum billets. In the current system, the ingots are manually fed into the melting furnace using a forklift, one by one. This leads to prolonged opening of the furnace door, causing the furnace to cool down and requiring it to be heated back to the melting temperature. Consequently, this results in heat loss and excessive natural gas consumption.

In this study, an automated conveyor system will be employed to load the ingots into the melting furnace through a window in the furnace door during the feeding process. With an innovative design of the furnace door and the developed conveyor system, the feeding time of the furnace will be minimized, leading to reduced heat loss and natural gas consumption. The furnace door and conveyor system have been designed and simulated using the Solid Works program, considering the actual dimensions and intended materials for construction.

By reducing energy consumption and speeding up the casting process, which is the heart of the aluminum conductor production, the study aims to achieve environmental benefits within the framework of green sustainability action plans. This will be accomplished by utilizing natural resources more efficiently, leading to a reduction in environmental pollution.

## Özet

Enerji nakil hatlarında kullanılmakta olan alüminyum iletkenlerin üretiminde döküm prosesi çok önemli bir yere sahiptir. Döküm prosesi, alüminyum külçe olarak gelen ham maddenin ergitme fırınlarında eritilip çeşitli işlemlerden geçerek alüminyum filmaşın haline getirilme sürecini içermektedir. Mevcut sistemde ergitme fırınına külçe besleme operasyonu, forklift ile külçelerin fırına taşınıp yine fırına forklift ile atılması ile

gerçekleştirilmektedir. Bu esnada fırın kapağının uzun süreli açık kalması hali ile karşılaşılmaktadır. Bu şekilde fırın yüklemesi yapılırken fırın soğumakta ve ergitme sıcaklığına tekrar gelmesi beklenmektedir. Bu durum fırında ısı kaybının yaşanmasına ve doğal gaz tüketiminin fazla olmasına sebep olmaktadır. Çalışmada, ergitme fırınına besleme işlemi esnasında külçelerin fırın kapağında açılacak bir pencereden tam otomasyon bir konveyör sistemi ile yüklenmesi gerçekleştirilecektir. Fırın kapağının yenilikçi tasarımı ve geliştirilecek olan konveyör sistemi ile fırının besleme süresi minimum seviyeye indirilerek ısı kayıpları ve doğal gaz tüketimi azaltılacaktır. Fırın kapağı ve konveyör sistemi Solid Works programı kullanılarak gerçek boyutlarında ve kullanılması planlanan malzemeler ile tasarlanmış ve simüle edilmiştir. Enerji tüketimlerinin azaltılmasının yanı sıra alüminyum iletken üretim sürecinin kalbi olan döküm prosesinin daha hızlı olması sağlanacaktır. Yapılan çalışma ile, yeşil mutabakat eylem planları dahilinde, doğaya ait kaynakların daha ölçülü kullanılarak çevre kirliliğinin azaltılması hedeflenmektedir.

## 1. Giriş

Mevcut sistemde, fırın yükleme işlemi sırasında kapağın uzun süreli açık kalması (**Şekil.1**), fırın kapağının bazı kısımlarının tam oturmaması (**Şekil.2**) fırının ısı kaybına yol açarak doğal gaz tüketimini artırmaktadır. Ayrıca, forkliftle yapılan yükleme işlemi oldukça zaman alıcı bir süreç olup verimsizliğe neden olmaktadır. Proje kapsamında, ergitme fırınına atılan külçelerin ısı kayıplarını minimize ederek zamandan ve ısı kaybından önemli ölçüde tasarruf sağlamayı hedeflenmektedir. Ayrıca konveyör sistemiyle fırının besleme süresini minimum seviyeye indirerek verimliliği artırması planlanmaktadır. Bu yenilikçi tasarım sayesinde fırının kapak yapısında yapılan değişiklikler, ısı kaybını engelleyecek ve 450 ve 550 m3 arasındaki doğal gaz tüketimini azaltacak şekilde optimize edilecektir. Yeni beton yapıya sahip fırın kapağı da darbelere karşı daha dayanıklı olacaktır.



Şekil 1. Ergitme Fırınına Forklift ile Hammade Yükleme

Fırın kapağına ek olarak, yüklemeyi daha verimli hale getirmek için kapağın ortasına küçük bir kapak daha yapılması planlanmaktadır. Bu kapak sayesinde ara yükleme işlemleri yapılacaktır. Fırının beslenmesinin daha hızlı ve kolay bir şekilde gerçekleştirilmesi için ise otomasyon sistemi tasarımı planlanmaktadır. Projenin ana hedefi, üretim sürecini hızlandırmak ve aynı zamanda yeşil mutabakata uygun olacak şekilde tasarlamaktır ve daha az doğal gaz tüketimini sağlayarak çevreye daha duyarlı bir üretim süreci sunmaktır. Solid Works kullanarak gerçek boyutlarda ve uygun malzemelerle tasarlayıp simüle ettiğimiz bu proje, alüminyum ergitme fırınının kapağının ısı kaybını engellemesi, konveyör sistemi ve yeni kapak tasarımı sayesinde yükleme süresinin azaltılması ve yeşil mutabakata uygun doğal gaz emisyonunu azaltan bir proje olacaktır.



Şekil 2. Mevcut sistemdeki fırın kapağı

## 2. Deneysel Çalışmalar

### 2.1. Problem Tespiti ve Veri Toplama

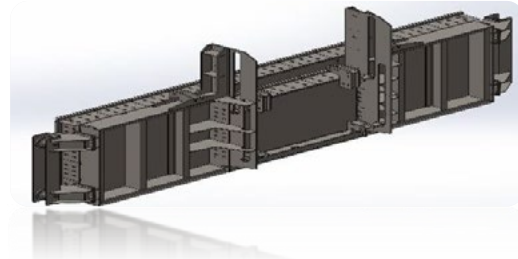
İlk olarak mevcut sistemde kullandığımız 'Ergitme Fırını Kapağı'nın verimliliğe ve doğal gaz tüketim değerlerine etkisi incelenmiştir. Alüminyum külçelerinin forklift ile yükleme süresinin uzunluğundan kaynaklanan ısı kayıplarının olduğu tespit edilmiştir. Fırın, 755 derecede kapağı açılıp ortalama 21 adet külçe 25 dakika içerisinde fırına atılmaktadır. Ancak fırın kapağı komple açıldığı için 25 dakikada fırının sıcaklığı 549 dereceye düşmektedir. Mevcut durumdaki kapağın açılması, fırında 206 derecelik sıcaklık kaybına sebep olmaktadır. Fırının sıcaklığının tekrar ergitme sıcaklığı olan 755 dereceye yükselmesi için 79 dakika gereklidir.

Fırın kapağının incelenmesi yapıp herhangi bir sızıntı olup olmadığı da kontrol edilmiştir. Kontrollerimizin sonucunda fırın kapağının kenarlarında açıklık olduğu ve ısı kayıplarına sebep olduğu tespit edilmiştir. Üretim verimliliğimizi azaltan ve doğal gaz tüketimlerini olumsuz etkileyen bu durumlar için yenilikçi fırın kapağı tasarımı ve fırına bir konveyör sistemi ile yükleme yapılmasının daha iyi olacağı düşünülmektedir.

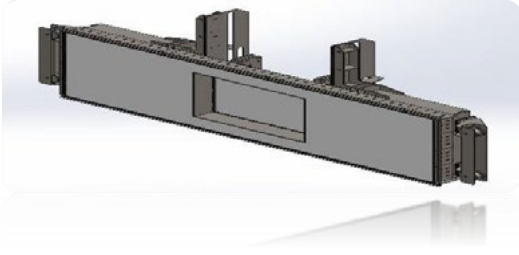
### 2.2. Tasarım ve İmalat

Çalışma kapsamında, SolidWorks gibi simülasyon araçları kullanılarak daha detaylı bir analitik ve sayısal modelleme yapılmakta olup 3D Çizim için daha fazla detay sunulmaktadır. Fırın kapağı tasarımı ve konveyör sisteminin özellikleri, yapısal dayanıklılık analizleri ve ısı transferi simülasyonlarına tabi tutulmaktadır. Bu analizlerle fırın kapağının mekanik gücü, termal yalıtım özellikleri ve tasarımın performansı daha kesin ve bilimsel bir şekilde değerlendirilmektedir.

Bu kapsamda ilk olarak duruş esnasında fırın kapağının etrafı, kapağı kaldıran otomasyon sisteminin ve bir çok parametrelerin ölçümü yapılarak, bunlara göre 3D formatında Solidworks üzerinden çizimler yapılmıştır (Şekil 3 ve Şekil 4).



Şekil 3 Solidworks üzerinden çizim yapılan yeni fırın kapağı-1



Şekil 4 Solidworks üzerinden çizim yapılan yeni fırın kapağı- 2

Çizimlerin ardından, fırın kapağı ve konveyör sistemi için uygun malzeme tespiti ve tedarik işlemi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra imalat sürecine başlanacaktır. Çeşitli proseslerden sonra (fereze, torna, lazer kesim vs.) montaja hazır hale getirilip ergitme fırınına entegre çalışmalarına başlanacaktır. Son olarak test ve kontrol aşamasına geçilerek döküm prosesine uygun hale getirilecektir.

### 2.3. Proje Uygulanabilirliği ve Ölçeklenebilirlik

Projenin uygulanması sırasında fırının kapasitesine uygunluk testleri yapılmıştır. Fırın kapasitesinin üstünde bir yükleme durumunda tasarımın verimliliği ve dayanıklılığı test edilecek ve herhangi bir sıkıntıya karşı önlemler alınacaktır. Fırın kapağının sıcaklık değişimlerine, mekanik gerilmelere ve sürekli kullanım koşullarına uygunluğu test edilmiştir. Ek olarak, projenin uygulanmasından sonra, fırının konveyör sistemi ile otomatik olarak beslenmesinin işletme dönemi boyunca nasıl performans gösterdiği izlenecektir. Projenin gerçek dünya verilerine dayalı performans analizleri ve düzenli izleme raporları hazırlanacak. Bu raporlar, proje sonuçlarının doğrulanmasına ve proje süreçlerinin iyileştirilmesine katkı sağlayacaktır.

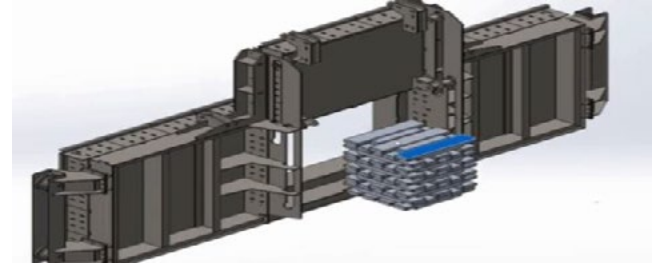
### 3. Tartışma

Alüminyum filmaşın üretimi, sanayi sektöründeki birçok alanda yaygın olarak kullanılan önemli bir süreçtir. Bu projede, alüminyum filmaşın üretiminde kullanılan ergitme fırınındaki önemli bir sorunu çözmek ve üretim sürecini daha verimli ve çevre dostu hale getirmek için yenilikçi bir tasarım geliştirilmektedir.

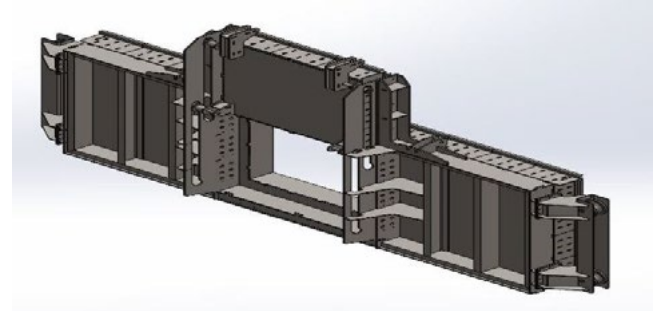
Alüminyum filmaşın üretimindeki önemli sorun, ergitme fırınındaki yükleme işlemi sırasında kapağın uzun süreli açık kalmasıdır. Bu durum, doğal gaz tüketimini artırarak enerji kaybına ve ek maliyetlere neden olmaktadır. Ayrıca, yükleme işlemi forkliftle yapıldığından dolayı zaman alıcı ve verimsiz bir süreçtir. Projenin ana hedefi, üretim sürecini hızlandırmak ve aynı zamanda çevreye duyarlı bir üretim sağlamaktır. Bu hedef doğrultusunda geliştirilen yenilikçi tasarım şunları içermektedir:

**Isı Kaybını Minimize Eden Fırın Kapağı:** Yeniden tasarlanan fırın kapağı, ergitme fırınına atılan külçelerin ısı kayıplarını minimize ederek doğal gaz tüketimini azaltacaktır. Ek olarak fırın kapağının ortasına yapılacak

küçük kapak (Şekil 5 ve Şekil 6) ile fırın kapağı besleme aşamasında tamamen açılmayıp sadece bu küçük kapaktan beslenecek ve ısı kaybı minimum hale getirecektir.



Şekil 5 Yeni fırın kapağının besleme aşamasındaki gösterimi-1



Şekil 6 Yeni fırın kapağının besleme aşamasındaki gösterimi-2

**Konveyör Sistemiyle Verimlilik Artışı:** Proje kapsamında konveyör sistemi kullanılarak fırının besleme süresi minimum seviyeye indirilecektir. Bu sayede yükleme işlemi daha hızlı ve verimli bir şekilde gerçekleştirilecektir. Proje, otomasyon sistemi tasarlayarak hammaddenin fırına yüklenmesini hızlandıracaktır. Bu da enerji ve zaman tasarrufu sağlayarak çevre dostu bir üretim sürecine katkıda bulunacaktır.

Bu projenin önemli bir katkısı da, çevreye duyarlı bir üretim sürecinin desteklenmesidir. Daha az doğal gaz tüketimi sayesinde karbon emisyonları azalacak ve yeşil mutabakata uygun bir üretim sağlanacaktır. Alüminyum filmaşın üretiminde çevre dostu yöntemlerin kullanılması, sadece ekonomik açıdan değil, aynı zamanda çevresel sürdürülebilirlik açısından da büyük bir öneme sahiptir.

Projede geliştirilen tasarımın, mevcut alüminyum filmaşın üretim endüstrisine kolayca entegre edilebilirliği ve diğer fırın türlerine de uygulanabilirliği değerlendirilmektedir. Ölçeklenebilirlik analizi, bu tasarımın büyük ölçekli endüstriyel tesislerde de verimli bir şekilde kullanılabilmesi için incelenmektedir. Böylece proje, farklı ölçekteki işletmelerin de faydalanabileceği bir çözüm olarak değerlendirilebilmektedir.

#### 4. Sonuç

Alüminyum filmaşın üretiminde kullanılan ertitme fırınındaki sorunların çözümlü ve yenilikçi tasarımı uygulanması, önemli avantajlar sağlayacaktır. Alüminyum Ergitme Fırının Konveyör Sistemi sayesinde sıcaklık kaybını %80 oranında azaltmayı hedeflemekteyiz. Enerji verimliliğinin artması, doğal gaz tüketiminin azalması ve çevreye duyarlı bir üretim sürecinin sağlanması, bu projenin önemini ve katkısını vurgulamaktadır. Üretim sürecinde yapılan bu yeniliklerin, sektörde diğer işletmelere de ilham vererek daha sürdürülebilir ve verimli uygulamaların yaygınlaşmasına katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

# Examination of the Usability of Aluminum Slag as a Coating Powder

## Alüminyum Cürufun Kaplama Tozu Olarak Kullanılabilirliğinin İncelenmesi

**Necati OCAK<sup>1</sup>, Harun GÜNEŞ<sup>1</sup>, Garip ERDOĞAN<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Şahinler Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Sakarya Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

Slag is defined as the waste generated when metals are melted. Slag is a by-product consisting of lighter-than-metal oxides and silicates and deposited on the surface due to the density difference. The use of slag in Turkey is behind developed countries. Slags cause environmental problems. Environmental problems such as soil and water pollution affect human health and plant growth. Increasing the use of slag in different sectors is an important way to solve these problems. Metallurgical smelting slag can be considered as a valuable secondary raw material that can be used both in metallurgical processes and in other industrial applications. In addition, the cost of powders used in the coating industry has pushed the coating industry to find less costly powders. In this context, the aim of the study is to investigate the usability of Aluminum Slag Powder in the Coating industry by using Thermal Spray Coating Methods.

### 1. Introduction

Slag is defined as the waste generated when metals are melted. Slag is a by-product consisting of lighter-than-metal oxides and silicates and deposited on the surface due to the density difference.

Slags are produced in large quantities in pyrometallurgical processes and are largely a source of waste when not properly recycled and used. With the increase in industrialization, landfills are needed for metallurgical slags and disposal costs are increasing. Waste materials have become a source of pollution creating air, soil and water pollution. This threatened human health and the plant aura. [2].

The metallurgical industry tries to reprocess and reduce slag to fulfill its environmental responsibility. Various metallurgical slags are formed in metal extraction, refining and alloying processes. The components and mineral structures of slags play an important role in their use. Metallurgical slags obtained from different metallurgical processes are used in different ways depending on different slag properties. This makes the slag an ideal aggregate for asphalt surface materials and road surface materials as they

form deformation resistant, reliable, and durable materials. [2].

It is used in the production of slag, floor tiles and crystal glass materials with very different properties with different microstructure and mineralogical composition. [3].

The World Steel Organization aims to achieve zero waste in the steel industry by reusing and recycling steelmaking by-products such as slag and dust. The goal of slag recycling efforts is both environmental and economic. The reworked slag can be replaced with many other costly materials required. Recycling slag reduces waste, disposal cost, energy use and extends furnace life [4].

One of the important points to be considered in the case of using waste slag in road construction; Organic and inorganic pollutants in the material can be released by rainwater and seep into groundwater and drinking water. If such pollutants mix with rainwater and groundwater, they affect human health and cause serious health problem [5].

There is a slag storage facility licensed by the Ministry of Environment in Kocaeli, and a licensed recycling facility in Izmir that uses slag to produce pipes, paving stones and aggregates. [6].

More than a thousand quarries are operated to supply aggregates to the construction industry in Turkey. It is stated that replacing some or all of the natural aggregates with slag by-products will provide significant environmental and economic benefits by protecting raw materials and reducing waste materials. [7].

The concept of resource efficiency has become increasingly important in the world in recent years, and the recycling of waste use studies by the European Union are very closely related to the metal industry [8].

Metallurgical melting slag can be considered not only as a waste, but also as a valuable secondary raw material that can be used both in metallurgical processes and in other industrial applications. The cost of powders used in the coating industry has pushed the coating industry to find less costly powders. In this study, the usability of aluminum

slags coming out of the aluminum continuous casting unit during the production of 1000 series aluminum wire rod used in the conductor industry in the coating industry was investigated.

**2.Experimental Procedure**

Aluminum ingots with a minimum purity of 99.7% are used as the main raw material. The chemical properties of the aluminum used were determined with a thermoscientific chemical analyzer. (Table 1.).

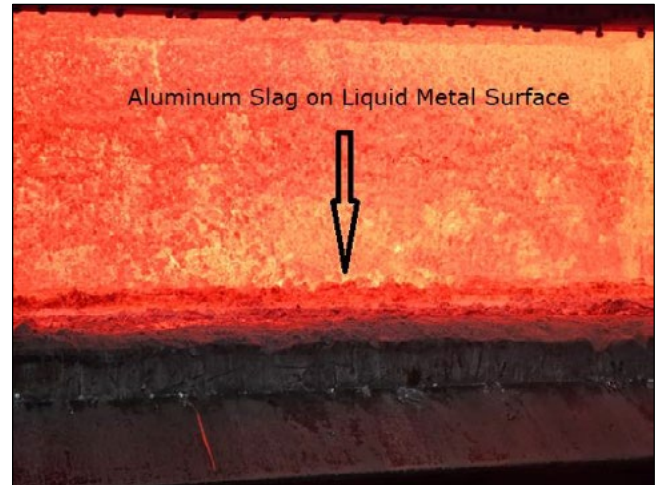
**Table 1.** The Chemical Properties of Aluminum Ingots.

Al%	Si%	Fe%	Cu%	Mn%	Mg%	Cr%
99,7	0,09	0,089	0,0064	0,0023	0,012	0,0016

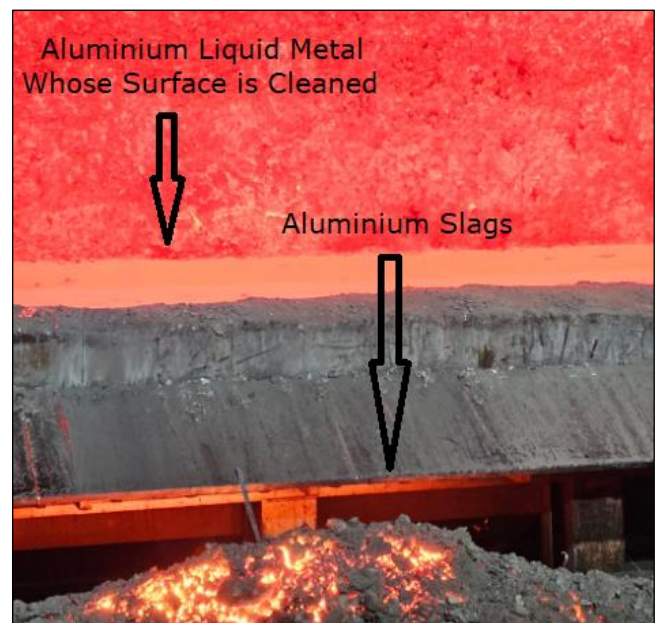
Aluminum ingots are charged to the natural gas-powered melting furnace for melting. The metal, which is melted at about 750°C, is transferred to the tilting furnace at a temperature of 670-730 °C by means of a runner. As a result of the transfer of liquid metal from the tilting furnaces, cooling water is supplied to the copper casting mold(wheel) and an aluminum bar with a section area of approximately 2090 mm<sup>2</sup> is obtained at a temperature of about 450-500 ° C. The aluminum bar is converted to a 9.5 mm diameter aluminum wire rod shape in the rolling mill that works with the casting machine.

During the melting process, aluminum tends to oxidize due to its reaction with atmospheric oxygen. The melt oxidizes at the end of the melting process and contains solid inclusions of different origins. These; Pollutants during solid charging, furnace refractory particles and slag residues are formed. Degassing was used to purify the liquid metal. Degassing was carried out according to the furnace dipping technique with nitrogen-based degassing tablets. The aim is that gases such as O<sup>2</sup> and H in high Al, which tend to oxidize the air in the structure, form compounds with more active N and come to the surface as slag. Also fluxing has been applied to ensure that the slag layer consisting of oxide particles is easily separated from the metal and the liquid metal is cleaned. Fluxing process helps to hold the slag together and allows it to be taken out of the oven easily. Fluxing has a high exothermic effect. It reacts at approximately 680–690 ° C. It absorbs oxides and non-metal contaminants in molten aluminum and creates a cover layer. Metallic aluminum ratio in this cover is low. When used continuously, it significantly reduces the oxidation on the furnace wall [9].

Aluminum slag coming out of the furnace is in Figure 1. The process of removing the slags from the furnace with hand equipment is shown in Figure 2.



**Figure 1.** Aluminum Slag on Liquid Metal Surface



**Figure 2.** Aluminum Slag

The cleaned slags were pulverized by atomization method. Atomization is a method used to produce powder in all melted metals. In this method, while molten metal flows through a hole at the bottom of the pot, it is exposed to pressurized gas or liquid, and the liquid metal is solidified by separating into very fine grains. Gas atomization is the disintegration of liquid metal by high-speed gas effect. After disintegration occurs, liquid metal droplets spherical, cool and solidify. Metal powders with typical grain sizes ranging from 1 µm to 1 mm are created. The purpose of this method is to separate the metal into small droplets by transmitting the kinetic energy of the gas, which expands at high speed, to the molten metal. [10] Outsourcers were used in the atomization method. The gas atomization method is shown in Figure 3.



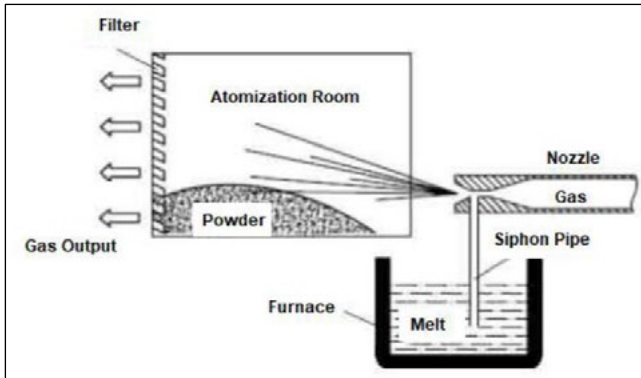


Figure 3. Gas Atomization Method

The SEM analysis image of powdered aluminum slag powder is shown in Figure 4.

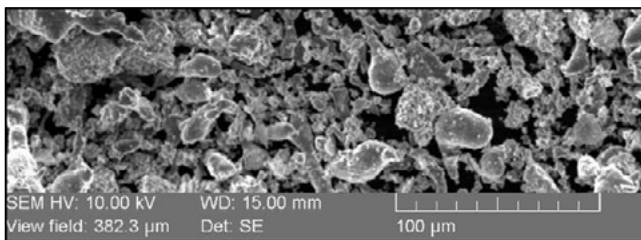


Figure 4. Aluminium Slag SEM Analysis

Elemental amounts in aluminium slag are shown in Figure 5 and Figure 6.

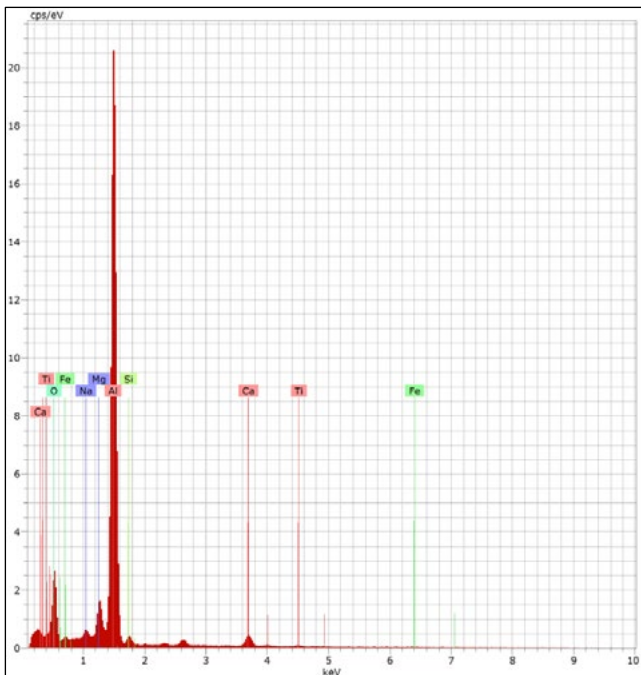


Figure 5. Aluminum Slag Powder Spectrum

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Al	13	K-series	50.80	66.08	61.48	2.31
O	8	K-series	12.89	16.77	26.31	13.44
Ca	20	K-series	4.04	5.25	3.29	0.20
Mg	12	K-series	3.82	4.97	5.14	0.23
Fe	26	K-series	3.24	4.21	1.89	0.31
Ti	22	K-series	1.12	1.46	0.77	0.11
Si	14	K-series	0.89	1.16	1.04	0.08
Na	11	K-series	0.07	0.09	0.10	0.03
Total:			76.87	100.00	100.00	

Figure 6. Amounts of Elements in Aluminum Slag Powder

### 3. Results

The powdered material was sprayed onto ST37 steel substrate using flame spray, one of the thermal spraying methods. Before applying the flame spraying method, sandblasting was performed to ensure that the coating powder adheres well to the material.

Thermal spray is the general name of the coating technology in which metallic or non-metallic coatings can be applied. The coating material (powder / wire) is heated with the help of an energy source and accelerated by the melt / semi-melt jet. The heated and accelerated particles are bumped on the pre-prepared substrate and are connected to each other by taking the form of a splat (flat particle) [11]. The thermal spray flow is shown in Figure 8.

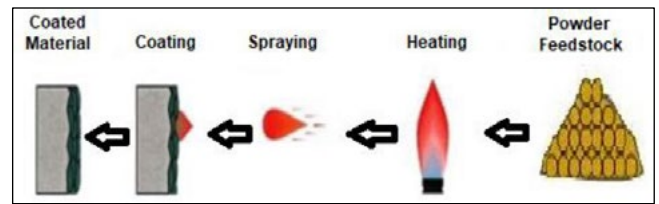


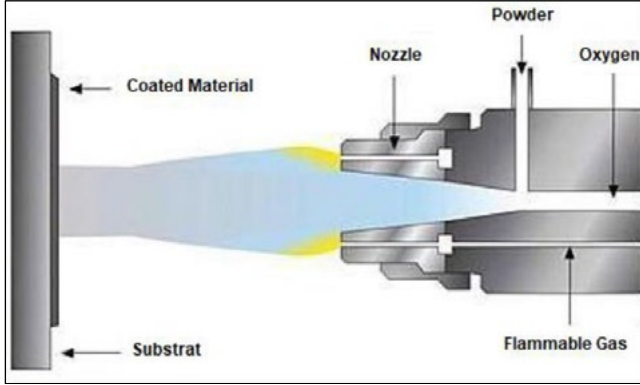
Figure 8. Thermal Spray Method

Thermal spray coatings can be used to prevent corrosion, abrasion, erosion, scraping, oxidation and hot corrosion, thermal insulation, electrical transmission, or insulation. It can also be used for renovation, repair, and decorative purposes. Advantages of thermal spray.

- All materials that can be used for coating can be melted without spoiling the composition.
- Can be applied without heating the substrate too much,
- Without changing the dimensions and properties of the part, worn or damaged coatings can be removed and re-coated [11].

Flame spray method was used in this study. Flame spray is the oldest known thermal spray method patented by Max Ulrich Schoop, powder flame spray and wire flame spray

methods are available. At first, tin and lead wires were coated in flame where acetylene was obtained by burning with oxygen; then started to use powder. Flame is obtained by burning acetylene, propane, or hydrogen together with oxygen in the flame spray method, it is a low-pressure oxy fuel coating system. Powder flame spray method is shown schematically in Figure 8. [12].



**Figure 8.** Flame Spray Method

As can be seen in the Figure 8., the powder has been melted or semi-melted by burning the mixture of oxygen and fuel gas and carrying the powder to the flame with the help of carrier gas. Particles that accelerate with the effect of gas pressures are coated on the substrate [12].

In this study, the aluminum slag remained in a semi-molten state. The oxide in the aluminum slag powder is not completely melted in the gun. Caused the spray gun to clog. When the material surface was examined, stable adhesion and spreading were not observed.

#### 4. Conclusion

It is predicted that higher temperatures are required for the aluminum slag used as coating material to melt completely and adhere well to the material. The desired quality coating product could not be obtained by the flame spray method. Our studies on this topic continue within the scope of the laboratory and literature.

#### References

- [1] ÜNAL S., YÜCEL O., KURT M., GÜL S. Atık'tan Ürün'e Demir-Çelik Cürufu, İleri Teknolojiler Çalıştayı,255-267,2014.
- [2] REUTER M., XIAO Y., BOIN U. Recycling and environmental issues of metalurgical slags and salt fluxes. VII. International Conference on Molten Slags, Fluxes and Salts,349-356 p. 2004.
- [3] KAYA G., TURAN S. Yüksek Fırın Cüruflarının Seramik Sektöründe Katma Değeri Yüksek Ürünlerin

Eldesinde Değerlendirilmesi, Mühendis ve Makine, Cilt 45, Sayı 536: 48-60. 2003

[4] DIETZ S. Zero Waste Initiatives a Boon for the Scrap Metal Industry, Thermo Fisher Scientific, 2014. <https://www.thermofisher.com/blog/metals/zero-waste-initiatives-a-boon-for-the-scrap-metal-industry> (Erişim Tarihi:07.07.2023)

[5] YILMAZ A., YILDIZ AH. Cüruf Atıklarının Yol İnşaatında Kullanılması Durumunda Çevresel Etkileri, Uluslararası Burdur Deprem ve Çevre Sempozyumu, 267-279. 2015

[6] SİVRİ H., 2017., <http://www.hikmetsivri.com/index.asp?id=2&hid=510&sid=h> (Erişim Tarihi:07.07.2023)

[7] GÖKALP İ., UZ V.E., SALTAN M., TUTUMLUER E. Technical and environmental evaluation of metalurgical slags as aggregate for sustainable pavement layer applications,Transportation Geotechnics,14, 61-69, 2018

[8] TTGV. Türkiye Teknoloji Geliştirme Vakfı Raporu Şubat 2012, Demir-Çelik Sektörü Atıklarının Ekonomiye Kazandırılması.

[9] <https://bilginoglu-endustri.com.tr>, (Erişim Tarihi: 07.07.2023)

[10] AKPINAR, İ.Ş. 2011, Atomizasyon Yöntemiyle Toz Metal Üretimi ve Tozların Karakterizasyonu, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, İzmir

[11]<http://teslab.sakarya.edu.tr/tr/icerik/10729/42142/termal-sprey-nedir> (Erişim Tarihi:07.07.2023)

[12] <http://teslab.sakarya.edu.tr/tr/icerik/10715/42048/alev-sprey> (Erişim Tarihi:07.07.2023)

[13] CAR, E. Alüminyum Üretim Süreçlerinde Kullanılan Ergitme ve Tutma Fırınlarına Genel Bir Bakış

[14] <https://sahinler.com.tr> (Erişim Tarihi:07.07.2023)

# 6063 Alüminyum Profillere Ön Isıl İşlem Uygulamasının Yapay ve Doğal Yaşlanma Mekanizmasına Olan Etkisinin İncelenmesi

Investigation of the Effect of Pre-Heat Treatment of 6063 Aluminum Profiles on Artificial and Natural Aging Mechanism

**Emre ÇANKAYA<sup>1,2</sup>, Mehmet Buğra GÜNER<sup>1,2</sup>, Barış AKIN<sup>1</sup>, Anıl Umur ÖZDEMİR<sup>1</sup>, Afife Binnaz HAZAR YORUÇ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş., <sup>2</sup>Yıldız Teknik Üniversitesi  
Türkiye

## Abstract

Aluminium alloys are preferred in various fields, such as automotive, aviation, construction, and rail systems, due to their corrosion resistance, specific strength, ease of shaping, and aesthetic appearance. Aluminium alloys are classified into different series based on the alloying elements they contain. The 6xxx series, produced through the extrusion method, is one of the most popular alloy series. It contains magnesium and silicon elements, which form the Mg<sub>2</sub>Si phase, making it suitable for precipitation hardening. This thermal treatment process, known as aging, is frequently employed in the 2xxx, 6xxx, and 7xxx series alloys.

The aging process can be performed at room temperature for specific durations, known as "natural aging," or at higher temperatures than room temperature, resulting in the material gaining the desired strength in a shorter period, referred to as "artificial aging."

Furthermore, the strength of the material varies depending on several parameters such as chemical composition, microstructure, extrusion parameters, cooling rate, solutionizing, and heat treatment temperatures. Optimizing the heat treatment parameters is one of the most efficient methods to improve the aging mechanism and, therefore, the mechanical properties of the material without significant changes in the existing production route and cost compared to other methods.

This study investigated the effect of pre-heat treatment applied before artificial and natural aging on the 6063 aluminium alloy, as well as its aging mechanism and mechanical properties. The waiting times at T4 condition (solutionized and naturally aged) directly affect the material's T6 strength (solutionized and artificially aged). The aging behaviour and mechanical properties of the material vary at different temperatures and durations. During the experimental setup, the pre-heat treatment

temperatures and durations were considered concerning the waiting times at the T4 condition.

In summary, for 6063 aluminium profiles with the final heat treatment being T6, tensile and bending tests were conducted to determine the optimum heat treatment recipe for achieving the desired strength. Subsequently, fracture surface analyses were performed on the samples to examine their fracture behaviour. The conducted studies not only contribute to the literature but also investigate the relationship between the mechanical properties, impact-damping capability, and plastic-forming ability of the material through the heat treatment applied before artificial and natural aging.

## Özet

Alüminyum alaşımları göstermiş oldukları korozyon dayanımı, spesifik mukavemet, kolay şekil verilebilirlik ve estetik görünümleri amacıyla otomotiv, havacılık, inşaat ve raylı sistemler gibi birçok alanda tercih edilmektedir. Alüminyum alaşımları içermiş olduğu alaşım elementlerine göre serilere ayrılmaktadır. Ekstrüzyon yöntemi ile üretilen en popüler alaşım serisi olan 6xxx serisi alüminyum alaşımları içermiş olduğu magnezyum ve silisyum elementleri sayesinde Mg<sub>2</sub>Si fazı oluşturarak, çökelme sertleşmesine uygun hale gelmektedir. Literatürdeki diğer adı yaşlandırma ısıl işlemi olan bu yöntem özellikle 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi alaşımlarda sıklıkla tercih edilmektedir.

Söz konusu ısıl işlem oda sıcaklığında belirli sürelerde beklemek suretiyle gerçekleştirildiğinde "doğal yaşlandırma", oda sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilmesi durumunda malzeme daha kısa sürede istenen mukavemeti kazanmakta ve "yapay yaşlandırma" olarak adlandırılmaktadır.

Bunun yanında malzemenin mukavemeti; kimyasal bileşim, mikroyapı, ekstrüzyon parametreleri, soğuma hızı, çözeltiye alma ve ısıl işlem sıcaklıkları gibi birçok parametreye bağlı olarak değişmektedir. Isıl işlem parametrelerinin optimize edilmesi, diğer yöntemlere

kıyasla maliyet konusunda mevcut üretim rotasında önemli bir değişiklik yaşanmaksızın, malzemenin yaşlanma mekanizmasını, dolayısıyla mekanik özelliklerini iyileştirmede başvurulabilecek en verimli yöntemlerden birisidir.

Bu çalışmada, 6063 alüminyum alaşımına yapay ve doğal yaşlandırma işlemi öncesinde uygulanan ön ısı işlemi, yaşlanma mekanizması ve mekanik özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Malzemenin T6 (çözeltiye alınmış ve yapay yaşlandırılmış) mukavemetine T4 kondisyonunda (çözeltiye alınmış ve doğal yaşlandırılmış) bekleme süreleri doğrudan etki etmektedir. Farklı sıcaklıklarda ve sürelerde malzemenin yaşlanma davranışı ve buna bağlı olarak mekanik özellikler değişmektedir. Deney seti planlanması sırasında uygulanan ön ısı işlem sıcaklıkları ve süreleri, malzemenin T4 kondisyonunda bekleme süreleri göz önünde bulundurulmuştur.

Özetle, nihai ısı işlemi T6 olan 6063 alüminyum profiller için çekme ve bükme testleri uygulanarak optimum mukavemetin elde edildiği ısı işlem reçetesi belirlenmiştir. Ardından numunelere kırık yüzey analizleri yapılarak kırılma davranışları incelenmiştir. Gerçekleştirilen çalışmalar ile hem literatüre katkı sağlanmış hem de malzemenin yapay ve doğal yaşlandırma öncesinde uygulanan ısı işlem ile mekanik özellikleri, darbe sönümleme kabiliyeti ve plastik şekillendirme kabiliyeti arasındaki ilişki incelenmiştir.

## 1. Giriş

6063 alüminyum alaşımı 6xxx serisine ait bir alaşım olması sebebiyle çökeltme sertleşmesi (yaşlandırma) ile mukavemet kazandırılabilen bir alüminyum alaşımından biridir. Malzemenin nihai mukavemetini kazanmasında, yaşlandırma sıcaklığı öncesinde uygulanan ön ısı işlem sıcaklığı ve süresinin mikro yapıya önemli derecede etkisi bulunmaktadır [1].

Ön ısı işlem literatürde basamaklı yaşlandırma (pre-aging), stabilizasyon ısı işlemi şeklinde de adlandırılabilir. Bin-Lung Ou ve arkadaşları uzun doğal yaşlanma süreleri sonrasında oluşan GP Zone'ların kristalin yapısı bilinmeyen ve küresel clusterlar şeklinde olduğu sonucunu elde etmiştir. Oluşan bu clusterlar nihai T6 ısı işlemi uygulandığı durumda Mg<sub>2</sub>Si fazının çökeltme rotasına etkide bulunarak yaşlanma mekanizmasını değiştirmektedir. Bu durumda oluşan çökeltiler dislokasyon hareketini daha az engelleyerek malzemenin mukavemetinin düşmesine sebep olmaktadır [1]. Optimum sıcaklık ve sürede uygulanan ön ısı işlem ile bu mekanizma iyileştirilerek malzemenin T6 mukavemetini arttırmaktadır. Bunun temel sebebi, uygulanan işlem sonrasında çok sayıda nano cluster oluşması ve bunların yapay yaşlandırma sırasında β fazındaki Mg<sub>2</sub>Si fazını oluşturmada itici güç sağlıyor olmasıdır [1,3].

Yaşlandırma ısı işlem rotası boyunca Mg<sub>2</sub>Si fazının uğramış olduğu faz dönüşümleri şu şekildedir:

SSSS (aşırı doymuş katı çözelti, α) → clusters → GPzones → metastable β'' → metastable β' → stable β

Literatür araştırmaları özellikle 6xxx ve 7xxx serisi alüminyum alaşımında, uygulanan bu ısı işlemle mukavemet ve sertlik gibi mekanik özelliklerini iyileştirirken, T6 ısı işlem sürelerini de kısaltarak enerji tüketiminin de iyileşmesine katkıda bulunmaktadır [4,5].

Bu çalışmada, ekstrüzyon prosesinde halihazırda uygulanmakta olan yaşlandırma ısı işlemlerinde optimizasyona gidilerek yenilikçi ısı işlem reçetelerinin geliştirilmesi ve malzemelerde uzun T4 süreleri sonunda T6 ısı işlemi uygulanması sonrasında yaşanan mukavemet kayıplarının önlenmesi üzerine odaklanılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmada, ASAŞ Alüminyum San. ve Tic. A.Ş. bünyesindeki Wagstaff marka biyet dökümhanesinde direkt soğutmalı döküm metodu ile üretilen ve kimyasal kompozisyonu Çizelge 4'te verilen bileşime sahip ara mamül biyetler, Çizelge 1'deki homojenizasyon parametreleriyle homojenize edilmiştir.

Çizelge 1. Homojenizasyon parametreleri

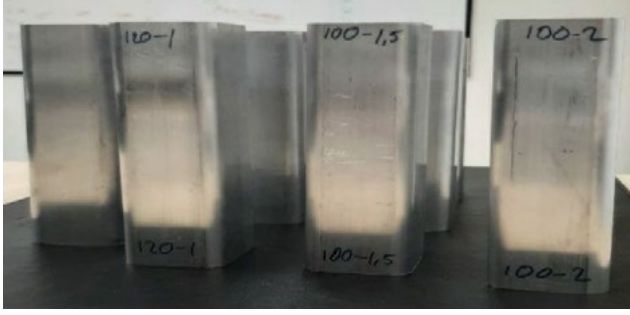
Sıcaklık	565°C
Süre	6 saat

Homojenizasyon ısı işlemi ardından ekstrüzyona uygun hale getirilen biyetler, SMS Meer marka 2900 metrik ton güce sahip ekstrüzyon presi ile Çizelge 2'deki parametrelerle direkt ekstrüzyon işlemine tabi tutulmuştur.

Çizelge 2. Ekstrüzyon parametreleri

Quench Tipi	Su spreyi
Ekstrüzyon Oranı	87
Profil Çıkış Hızı	11 m/dk
Kalıp Sıcaklığı	450 °C
Kovan Sıcaklığı	430 °C
Biyet Ön Isıtma Sıcaklığı	465 °C
Profil Çıkış Sıcaklığı	540 °C

Ekstrüzyon işleminden sonra Şekil 1'deki gibi istenen uzunluklara kesilen profiller ile Çizelge 3'te belirtilen deney planına uygun olarak, T6 kondisyonuna getirilmesi hedeflenmiştir.



Şekil 1. Deney numuneleri

Ekstrüzyon üretimi sonrasında alınan numunelere ön ısıl işlemler uygulanmış ve 3 hafta aralıklarla deney planına uygun olarak T6 ısıl işlemi uygulanarak mekanik özelliklerdeki değişim incelenmiştir.

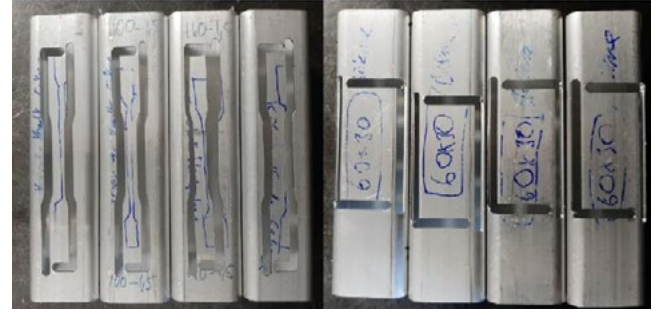
Çizelge 3. Deney planı

Numune Set No	Bekleme Süresi (hafta)	Ön Isıl İşlem Sıcaklığı (°C)	Ön Isıl İşlem Süresi (saat)	T6 Isıl İşlem Sıcaklığı (°C) ve Süresi (saat)
1	3	100,120,140	1-1,5-2	185 °C – 5h
2	6	100,120,140	1-1,5-2	185 °C – 5h
3	9	100,120,140	1-1,5-2	185 °C – 5h
4	12	100,120,140	1-1,5-2	185 °C – 5h

Deney planına ek olarak, üretim sonrasında malzemenin T4 mukavemetine bakılmıştır ve doğal yaşlanmanın etkisini görebilmek adına 3 hafta aralıklarla T4 koşullarını takip edilmiştir. Ön ısıl işlemi olmayan numunelere de 3 haftalık frekanslarda T6 ısıl işlemi uygulanarak mukavemet kayıpları gözlemlenmiştir.

Isıl işlemi tamamlanmış profillerin ekstrüzyon yönüne paralel olan yüzeylerinden çekme numuneleri çıkartılarak ISO EN 6892-1 standardına göre çekme testleri gerçekleştirilerek deney planına ait numunelerin akma ve çekme mukavemetleri belirlenmiştir.

Üretilen alüminyum alaşımlı profillerin deformasyon davranışlarını ve çarpışma performanslarını simüle edebilmek için VDA 238-100 standardına göre bükme testleri gerçekleştirilmiştir. Büküm sonrası, geometrinin açısı ölçülerek test sonuçları saptanmıştır. Şekil 2’de numune yüzeyinden çıkarılan çekme ve bükme numunelerinin bölgesi gösterilmektedir.



Şekil 2. Çekme ve bükme numuneleri alınan bölgeler

Malzemenin sünekliği hakkında ve kırılma davranışı hakkında bilgi edinebilmek amaçlı kırılan çekme çubuklarından Zeiss EVO MA 15 markalı SEM cihazı ile kırık yüzey analizleri gerçekleştirilmiştir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

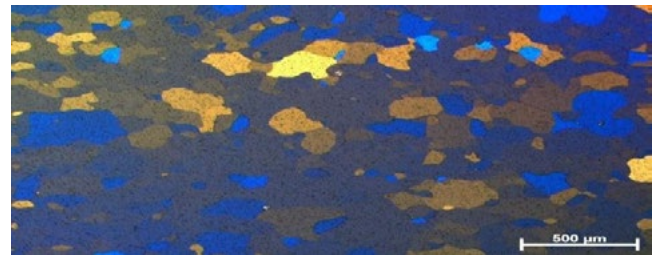
Deney çalışmaları sırasında kullanılan alüminyum profiller thermo scientific markalı optik emisyon spektrometresinde spektral analize tabi tutulmuştur. Elde edilen analiz sonuçları Çizelge 4’te verilmiştir.

Çizelge 4. 6063 alaşımlı biyet kimyasal analizi

Si	Mg	Fe	Cu	Mn
0,59	0,58	0,21	0,02	0,03

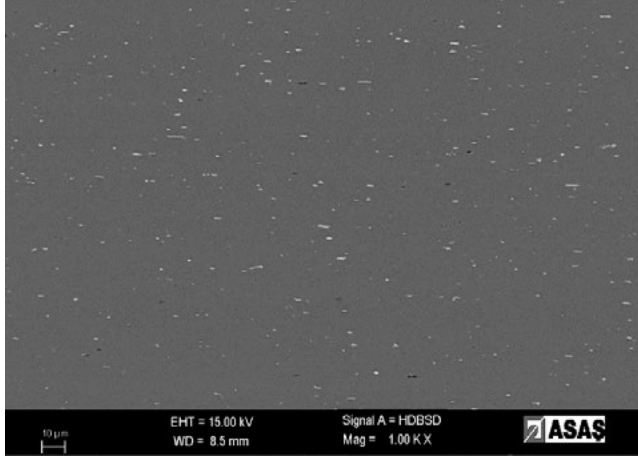
Çizelgede 4’te bulunan kimyasal kompozisyona sahip sıvı metal, direkt soğutmalı döküm yöntemi ile biyet formunda dökülerek, homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Ekstrüzyona hazır hale gelen biyetler ile 2900 metrik ton güce sahip pres aracılığıyla profil üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen profillerin tane boyutunu karakterize etmek amacıyla numune kesilmiş ve sırasıyla 180, 500, 1200, 2400 gritlik zımpara kağıtları ile zımpara işlemine tabi tutulmuştur. Ardından, 3 mikronluk elmas ve 1 mikronluk silika süspansiyonu ile parlatılmıştır.

Parlatma işleminin ardından numuneler konvansiyonel asit ile dağlanarak optik mikroskop aracılığıyla Şekil 3’te görüldüğü üzere polarize ışık altında incelenmiştir.

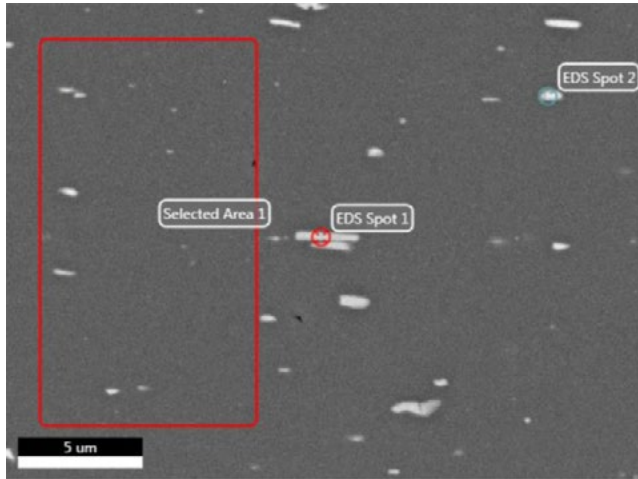


Şekil 3. Polarize dağlanmış 6063 alaşımı mikroyapısı (50x)

Mikroyapı karakterizasyon yöntemlerinden bir diğerini ise benzer prosedür ile hazırlanan numunenin Şekil 4'teki gibi SEM altında incelenmesi ve bunu takiben Çizelge 5'teki EDS analizi oluşturmaktadır. EDS analizlerinde görüleceği üzere yapıda Al-Fe-Si ve Al-Mn-Fe-Si elementlerinin bir araya gelmesi sonucu oluşan intermetalik bileşikler bulunmaktadır.



Şekil 4. SEM analizi (1000x)



Çizelge 5. EDS analizi

Element	Ağırlıkça %	Atomik %	Hata %
O	1,44	2,63	13,07
Mg	0,95	1,14	8,61
Al	75,33	81,77	3,13
Si	5,3	5,53	8,49
Mn	2,6	1,38	14,97
Fe	14,39	7,55	4,97

Mikroyapı analizleri sonrasında, ekstrüzyon üretiminin ardından malzemelerin ön ısıtılmış T4 ve T6 mukavemetleri çekme testleri ile belirlenmiştir, buna ek

olarak deformasyon davranışları ve süneklik hakkında bilgi vermesi ile tanınan bükme testleri ve çekme testi sonuçları Çizelge 6'da verilmiştir.

Çizelge 6. Ön ısıtılmış T4 ve T6 mekanik özellikleri

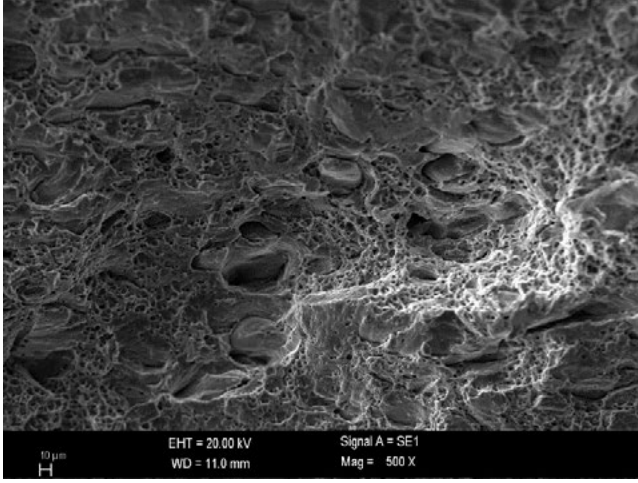
Bekleme Süresi (hafta)	Kondisyon	Akma M. (MPa)	Çekme M. (MPa)	Uzama (%)	Bükme (°)
0	T4	94	170	18,07	135
0	T6	249	261	9,56	98
3	T4	98	172	17,85	131
3	T6	251	265	9,23	86
6	T4	101	173	16,73	126
6	T6	254	268	8,72	82
9	T4	105	176	15,61	120
9	T6	243	252	9,14	84
12	T4	110	181	14,85	111
12	T6	235	244	9,27	85

Çizelge 3'teki deney planına uygun olarak Nabotherm markalı laboratuvar tipi fırın kullanılarak, farklı sıcaklık ve sürelerde ısıtılmış tutulan numuneler çekme, bükme testleri gerçekleştirilmiş olup; minimum akma dayanımı, maksimum akma dayanımı, minimum uzama, maksimum uzama elde edilen sonuçlar yüksek Çizelge 7'de verilmiştir.

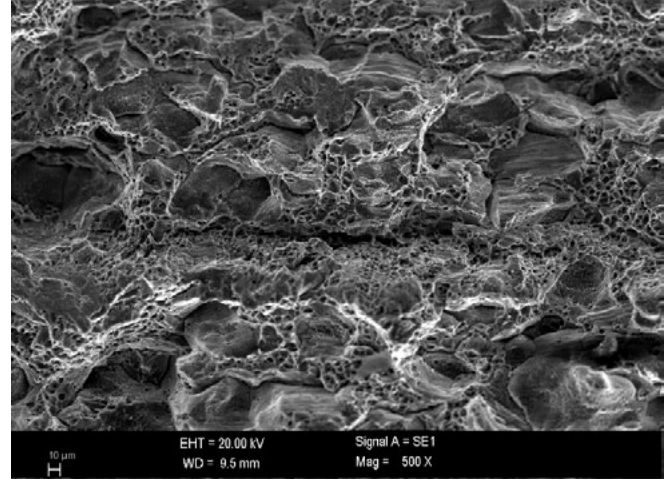
Çizelge 7. Ön ısıtılmış T6 çekme ve bükme test sonuçları

Numune	Min. Akma	Maks. Akma	Min. Uzama	Maks. Uzama
Bekleme (hafta)	6	12	6	9
Ön Isıtılmış Sıcaklığı (°C)	140	100	120	140
Ön Isıtılmış Süresi (saat)	1	2	2	2
Akma-Çekme Dayanımı (MPa)	251-269	265-284	263-274	256-274
Uzama (%)	10,9	10,6	9,4	11,7
Bükme (°)	97	87	81	100

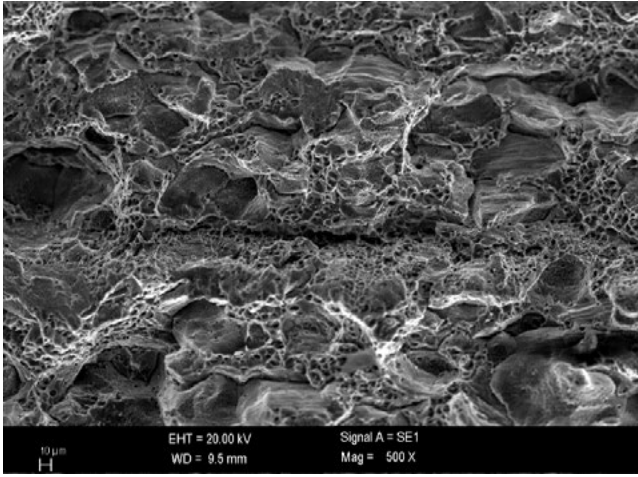
İlgili sonuçların irdelenmesi ve yorumlanması öncesinde çekme testi tamamlanmış numunelere kırık yüzey analizleri gerçekleştirilmiştir. Çizelge 7'de ki numunelere ait kırık yüzey analizleri SEM cihazı ile gerçekleştirilmiş olup Şekil 5, 6, 7 ve 8'de belirtilmiştir. Kırık yüzey analizlerinde alüminyumun doğası gereği sünek kırılma davranışının hakim olduğu görülmektedir. Her ne kadar belirgin fark olmasa da en düşük uzamaya sahip numunenin daha az sünek davranış gösterdiği görülmektedir.



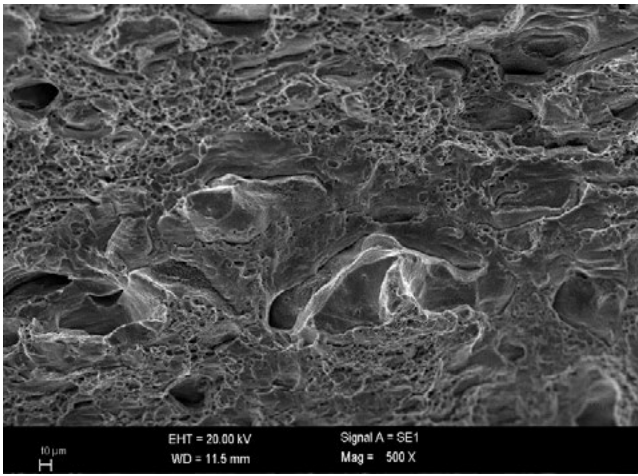
Şekil 5. Minimum akma dayanımına sahip numunenin kırık yüzey görüntüsü (500x)



Şekil 8. Maksimum uzamaya sahip numunenin kırık yüzey görüntüsü (500x)



Şekil 6. Maksimum akma dayanımına sahip numunenin kırık yüzey görüntüsü (500x)



Şekil 7. Minimum uzamaya sahip numunenin kırık yüzey görüntüsü (500x)

#### 4. Sonuç

Sunulan çalışmada, ekstrüzyon yöntemi ile üretilmiş olan 6063 alaşımlı alüminyum profillerde yapay ve doğal yaşlandırma işlemi öncesinde farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan ön ısıl işlemin malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisi incelenmiştir.

Çalışma kapsamında,

- Ön ısıl işlemin optimum sıcaklık ve sürelerde uygulanmasıyla, malzemenin mekanik özelliklerinde ve bükme performanslarında iyileşme sağladığı görülmüştür.
- Çekme testleri ve bükme test sonuçlarına göre 9 doğal yaşlanma sonrası T6 kondisyonuna getirilmesi hedeflenen malzemenin mukavemetinde düşüş yaşanmaktadır.
- Deney planı doğrultusunda uygulanan ön ısıl işlemler sonucu, malzemenin mukavemetine ve bükme performanslarına olumlu etki 9. haftadan itibaren belirgin duruma gelmektedir.
- Deney sonuçlarındaki söz konusu iyileşmenin, literatür araştırmalarının da desteklediği olduğu Mg<sub>2</sub>Si faz dönüşümleri sırasında çok sayıda mikro cluster'ların oluşması ve yaşlanma mekanizmasına olumlu etkide bulunmasından kaynaklı olduğu düşünülmektedir.

#### Referanslar

[1] O. Bin-Lung, S. Chin-Hiu, "Effect of preaging on precipitation behavior in aluminum alloy 6063 during high-temperature aging." Scandinavian Journal of Metallurgy, 33 (2004) 105-112

- [2] D. Shuwei, M. Kenji, Z. Yong and W. Tao, "*Influence of two-stage ageing process and Cu additions on conductive Al alloys based on AA 6063.*" *Materials Research Express*, 6 (2019) 106509
- [3] L. Yong, G. Guanjun, W. Zhaodong, D. Hongshuang, L. Jiadong and X. Guangming, "*Effects of the Mg/Si ratio on microstructure, mechanical properties, and precipitation behavior of Al-Mg-Si-1.0 wt %-Zn Alloys.*" *Materials*, 11 (12) (2018) 2591
- [4] S. G.I.P. De, P. R A D, R. P V S K, "*Study of the Effects of Two Step Age Hardening Process on Mechanical Properties of Aluminum 6063-T5 Alloy.*" *National Engineering Conference*, 2013
- [5] Ö. Johannes A., K. Georg, G. Stephan S.A., M. Ermal, G. Florian, K. Manoj, "*Stabilization of 7xxx Aluminium Alloys.*" *Journal of Alloys and Compounds*, 740 (2018) 167-173
- [6] VDA 238-100, Plate bending test for metallic materials, 12.2010



# Study of Corrosion Behaviour of Aluminium Profiles Applied with Different Surface Treatments

Farklı Yüzey İşlemi Uygulanan Alüminyum Profillerin Korozyon Davranışlarının İncelenmesi

**Anıl Umut ÖZDEMİR, Mehmet Buğra GÜNER, Emre ÇANKAYA, Barış AKIN, Esra KAYMAK AKSU**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Aluminium is a corrosion-resistant metal due to its surface's naturally formed oxide layer. However, this layer might be insufficient to protect against corrosion caused by aggressive atmospheric conditions, such as architectural applications. Therefore, many studies have been in the literature on improving aluminium's resistance to corrosion [1, 2, 3, 4, 5]. This study investigates the corrosion behaviour of aluminium profiles coated with different surface treatments, such as powder coating and anodising. The corrosion tests were conducted according to EN ISO 11846:2008 standard [6]. After corrosion tests, the samples were analysed using optical microscopy, SEM, and EDS. The results showed that two coatings improved the corrosion resistance at different levels compared to as-fabricated aluminium. The study provides valuable insights into the corrosion behaviour of coated aluminium profiles and highlights the importance of protecting aluminium against corrosion. These findings can guide the selection of the appropriate coating method.

## Özet

Alüminyum, yüzeyinde doğal olarak oluşan oksit tabakası nedeniyle korozyona karşı dirençli bir metaldir. Bununla birlikte, bu tabaka agresif atmosferik koşulların neden olduğu korozyona karşı yetersiz olabilir. Bu nedenle, literatürde alüminyumun korozyona karşı direncini artırmaya yönelik birçok çalışma bulunmaktadır [1, 2, 3, 4, 5]. Bu çalışma, toz boya ve anodizasyon gibi farklı yüzey işlemleriyle kaplanmış alüminyum profillerin korozyon davranışını incelemektedir. Kaplanmış ve kaplanmamış alüminyum numuneler çeşitli EN ISO 11846:2008 standardına uygun olarak korozyona testine tabi tutulmuştur [6]. Korozyon testinin etkileri SEM ve optik mikroskop kullanılarak incelenmiştir. Sonuçlar, iki kaplamanın da kaplanmamış alüminyuma kıyasla farklı seviyelerde korozyon direncini artırdığını göstermiştir. Çalışma, kaplanmış alüminyum profillerin korozyon davranışı hakkında değerli bilgiler sunmakta ve alüminyumu korozyona karşı korumanın önemini vurgulamaktadır. Bu bulgular, uygun kaplama yönteminin seçiminde rehberlik edebilir.

## 1. Introduction

Corrosion is a natural process that can significantly influence the performance and longevity of metallic materials. Among these materials, aluminium is widely used in various industries due to its desirable properties, such as lightweight, high strength, and excellent formability. However, aluminium might have insufficient corrosion resistance in aggressive corrosive environments. Different surface treatments are conducted to overcome the challenge of corrosion in aluminium to enhance its resistance against corrosive media. Some typical surface treatments include anodising, powder coating, electroplating, and chemical conversion coating. These surface treatments create protective layers on aluminium as barriers against corrosion agents such as moisture, chemicals, and atmospheric pollutants. Understanding the corrosion behaviour of aluminium profiles with different surface treatments is crucial for optimising their performance and extending their lifespan in real-world applications. These treatments provide a protective layer on the aluminium surface, preventing direct contact with corrosive agents such as moisture, chemicals, and atmospheric pollutants.

This study focuses on the comprehensive study of the corrosion behaviour of aluminium profiles subjected to various surface treatments: powder coating and anodising. Anodising refers to an electrochemical technique used to artificially increase the thickness of the oxide coating on the surface of a metal (Figure 1). This process creates a layer of oxide with a thickness ranging up to several micrometres [1, 4]. Powder coating is a method wherein a dry powder is conducted onto the aluminium surface. Subsequently, the coated aluminium is subjected to heat and curing, forming a protective coating.

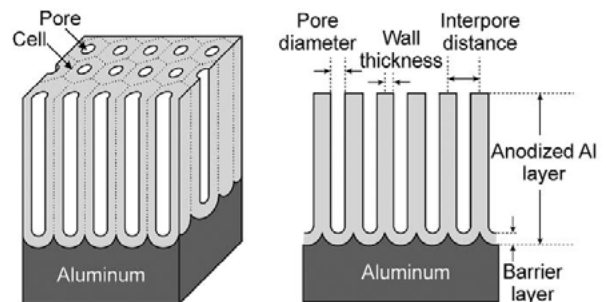


Figure 1. Schematic of the anodising layer of aluminium [4]

**2. Experimental Studies**

**2.1 Materials**

Profiles were manufactured by extrusion using 6060 alloy billets and coated by anodising and powder coating. The samples were cut to 20 x 15 x 15 mm. The chemical composition of the AA6060 was measured using a Thermo Scientific ARL 4460 OES (optical emission spectrometer). The result is given in Table 1.

**Table 1.** Chemical composition of AA6060 (wt. %)

	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Al
6060 alloy	0,45	0,40	0,12	0,08	0,10	0,03	0,12	Rest

**2.2 Method**

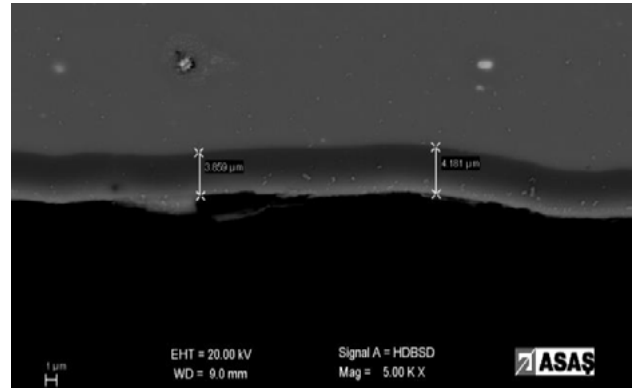
Corrosion tests for powder-coated, anodised and as-fabricated samples were carried out according to EN ISO 11846:2008 standard. The mentioned corrosion standard was chosen to investigate whether the coating methods get corroded. This approach might provide an accelerated corrosion control method. The samples were immersed in a solution containing 30 g/L NaCl and 10 ml ± 1 ml concentrated HCl. As specified in the relevant standard, samples should remain in solution for 24 hours. However, in the study, the samples were left in the solution for extended periods (72, 144, 192 hours) to examine the coated samples' corrosion resistance (Table 2). After the samples were removed from the solution, they were rinsed with water and distilled water and left to dry.

**Table 2.** Corrosion test durations

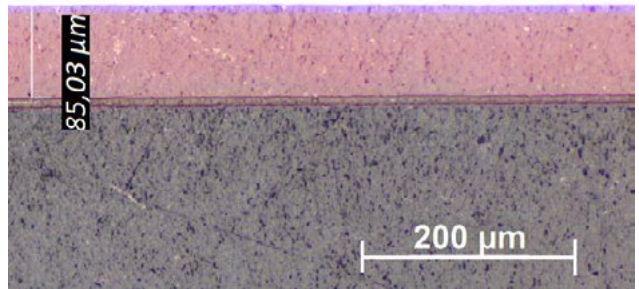
Surface Treatment	Test Duration (Hours)			
	24	72	144	192
Powder Coating	24	72	144	192
Anodised	24	-	-	-
As-Fabricated	24	-	-	-

**3. Results and Discussion**

Before the corrosion test, powder coating and anodising thicknesses were determined as 85,03 and 3.8-4 micrometres, respectively (Figures 2 and 3).

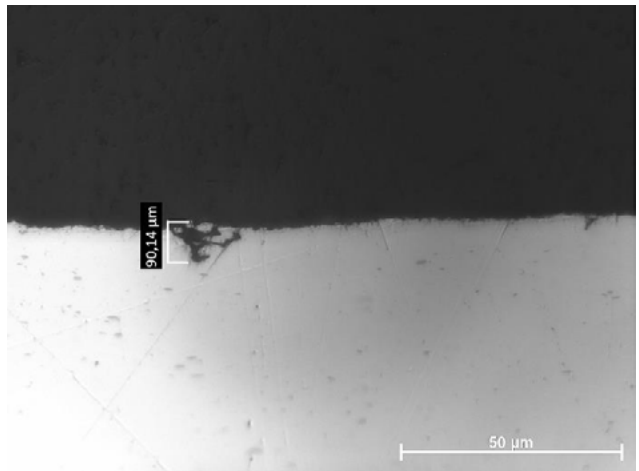


**Figure 2.** Anodising thickness before corrosion test



**Figure 3.** Powder coating thickness before corrosion test

As a result of the first 24-hour corrosion test, corrosion occurred only in the as-fabricated sample. The corrosion thickness is shown in Figure 4.

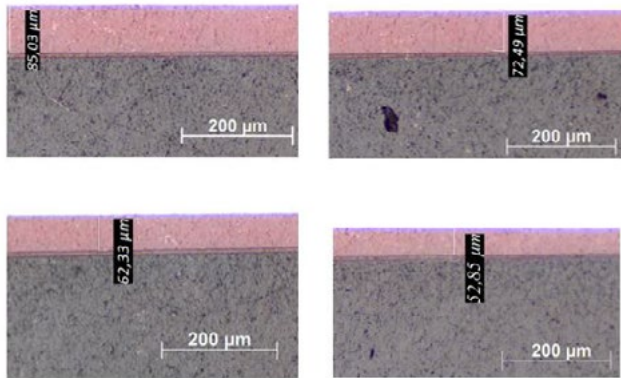


**Figure 4.** Corrosion thickness of as-fabricated sample

Since the coated products were not corroded in the first 24 hours, the tests were continued for extended periods. However, powder-coated were not corroded even after 192 hours. Although the powder coating thickness did not decrease in the first 24 hours, it decreased by approximately 15% in every subsequent test period (Table 3 and Figure 5).

**Table 3.** Change in powder coating thickness

	As-fabricated	24 hours	72 hours	144 hours	192 hours
Powder-Coating thickness	85	85	72,49	62,33	52,85

**Figure 5.** Change in powder coating thickness after 24, 72, 144, and 192 hours (top left, top right, bottom left, bottom right, respectively)

#### 4. Conclusion

This study investigated the corrosion behaviour of different coating methods of extruded 6xxx series aluminium alloys and compared them with the uncoated profiles. As a result, as seen in the results of this study, it has been observed that powder-coating layer thickness decreases over time depending on a particular environment. Confirmation of this effect of powder-coated profiles by salt spray corrosion test is recommended as the following research topic.

#### Acknowledgements

We would like to thank Mr. Samet SEVİNÇ for his support and contributions to SEM investigations and their interpretations. Additional special thanks to Mr. Emre Çankaya, Mrs. Nagehan Kırıkçı and Mrs. İrem Yaren Siyah for their support and comments.

#### References

- [1] Paz Martínez-Viademonte, M.; Abrahimi, S.T.; Hack, T.; Burchardt, M.; Terry, H. A Review on Anodizing of Aerospace Aluminum Alloys for Corrosion Protection. *Coatings* 2020, 10, 1106. <https://doi.org/10.3390/coatings10111106>.
- [2] Zubillaga, O.; Cano, F.J.; Azkarate, I.; Molchan, I.S.; Thompson, G.E.; Skeldon, P. Anodic films containing polyaniline and nanoparticles for corrosion protection of AA2024T3 aluminum alloy. *Surf. Coat. Technol.* 2009, 203, 1494–1501.

[3] Visser, P.; Gonzalez-Garcia, Y.; Mol, J.M.C.; Terry, H. Mechanism of Passive Layer Formation on AA2024-T3 from Alkaline Lithium Carbonate Solutions in the Presence of Sodium Chloride. *J. Electrochem. Soc.* 2018, 165, C60–C70.

[4] Sulka, G.D. Highly Ordered Anodic Porous Alumina Formation by Self-Organized Anodizing. In *Nanostructured Materials in Electrochemistry*; John Wiley & Sons, Ltd.: Hoboken, NJ, USA, 2008; pp. 1–116. ISBN 978-3-527-62150-7.

[5] Rameez Ud Din, Smári Valgarðsson, Morten Stendahl Jellesen, Hans Jørgen Eriksen, Ulrik Praastrup, Per Møller, Rajan Ambat. Corrosion issues of powder coated AA6060 aluminium profiles; *Engineering Failure Analysis, Volume 4, Part A*, 2015; Pages 16-24. ISSN 1350-6307. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2014.10.001>.

[6] ISO 11846, corrosion of metals and alloys — Determination of resistance to intergranular corrosion of solution heat-treatable aluminium alloys

# Alüminyum Profillerde Eloksal Kalınlığı ve Tespit İşleminin Yapışma Mukavemetine Etkisinin İncelenmesi

Investigation of the Effect of Anodizing Layer Thickness and Sealing Process on Lap Shear Strength of Aluminium Profile

**Barış AKIN, Emre ÇANKAYA, Esra KAYMAK AKSU, Görkem ÖZÇELİK, Alptuğ TANSES**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Adhesive technology is used in many industries, especially in automotive and aviation. The prevalence of adhesive technology is increased with the development of this technology, This puts adhesive technology in an advantageous position as compared to traditional welding methods. Adhesion strength varies depending on the surface properties and coating quality of materials.

Anodizing is a widely used surface treatment method to improve corrosion resistance and aesthetic appearance of aluminum profiles. In this study, anodized aluminum profiles were used to test the strength of adhesion. As a result of the experiments, the lap shear strengths of the profiles with and without surface treatment were examined and their effects on the adhesion performance were compared.

## Özet

Yapıştırıcı teknolojisi başta otomotiv ve havacılık olmak üzere birçok sektörde kullanılmaktadır. Gelişen teknoloji ile birlikte yapıştırıcı teknolojisinin yaygınlığı giderek artmaktadır. Bu da yapıştırma teknolojisini geleneksel birleştirme yöntemlerine göre avantajlı bir konuma getirmektedir. Yapışma mukavemeti, malzemelerin yüzey özelliklerine ve kaplama kalitesine göre değişmektedir.

Eloksal, genellikle alüminyumun endüstriyel uygulama alanlarında yüzeyinde oluşturulan oksit tabakası ile özellikle korozyon direnci ve alüminyum profillerin estetik görünümünü geliştirmek amacı ile uzun yıllardan beri yaygın olarak kullanılan bir yüzey işlem yöntemidir.

Bu çalışmada, eloksal uygulaması yapılmış ve eloksallanmamış alüminyum yüzeylerde kimyasal yapıştırma performansını test etmek üzere 6xxx serisi ekstrüzyon plakalar kullanılmıştır. Eloksal kaplama işlemlerinde yapışma yüzey kalitesi, eloksal tabakasının kalınlığı ve tespit işlemleri gibi parametreler önemli ölçüde etkilemektedir. Deneyler sonucunda, yüzey işlemleri ve yüzey işlemsiz plakaların lap shear mukavemetleri incelenmiş ve yapışma performansına olan etkileri kıyaslanmıştır.

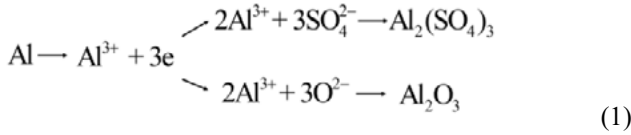
## 1. Giriş

Endüstriyel üretim süreçlerinde alüminyumun ekstrüzyon yöntemi malzemeye plastik deformasyon uygulayarak profil üretilmesini sağlayan yaygın bir yöntemdir. Eloksal işlemi ise alüminyum ve alaşımlı alüminyum yüzeylerin oksidasyonunu arttıran ve yüzeyi koruyan bir elektrokimyasal işlemidir. Bu işlem ile alüminyumun doğal olarak oluşan oksit tabakasını kalınlaştırarak daha dayanıklı bir yüzey oluşturması sağlar. Aynı zamanda farklı renk ve dekoratif uygulamalar için alternatif olarak kullanılır.

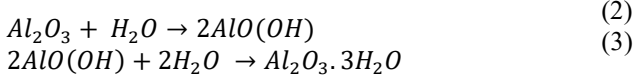
Günümüzde değişen otomotiv sektörünün ihtiyaçları göz önünde bulundurulduğunda araçların hafifletilmesi, çarpışma dayanımlarının karşılanması, korozyon direnci gibi birçok istemi karşılayabilecek özellikle 6xxx serisi alüminyum alaşımlara talebi arttırmaktadır. Özellikle günümüzde hızlı değişen teknoloji ve modernizasyon çalışmaları otomotiv sektörü içinde hızlı bir şekilde karşılık bularak çeliğin yerine geçebilecek ikama alüminyum ürünlerinde birbirlerine birleştirme işlemleri içinde geleneksel yöntem olarak bilinen kaynak uygulamaları yerine alternatif iş sağlığı açısından tehlike yaratmayan uygulama kolaylığı ve fayda ömrü daha uzun olan yapıştırma teknolojilerine geçiş talep artmaktadır [1].

Dayanıklı yapısal yükleri taşıyabilecek yapısal bağlar düşünüldüğünde, alüminyum yüzeyler üzerinde yapıştırma işlemi yapılmadan önce yapıştırıcı uygulanacak yüzeyin uygun bir şekilde hazırlanması ve yapıştırmaya uygun tipte ürün seçilmelidir[2]. Bu ölçüde değerlendirildiğinde uygulama sonrası ürünün zorlu çevre koşullarına ve maruz kalabileceği yüke karşı fayda ömrü boyunca sürdürebilir ve kullanılabilir olması beklenmektedir. Bu amaçla alüminyum alaşımlarda yapısal yapıştırıcılar kullanılmadan önce yüzey hazırlık aşamasının beklenen koşullarda yapılması ve ihtiyacı karşılaması önemlidir. Alüminyum yüzey işlemler uygulamalarında en çok tercih edilen yöntem sülfürik asit yöntemi olup, bu yöntem ile oluşan oksit tabakasının gözenekli yapısı ve yüksek adsorplama enerji gücü yüzey üzerinde kimyasal ve elektriksel inertliği arttırmaktadır. Alüminyumun eloksal prosesi sırasında yüzey kaplaması yapılacak parçalar elektroliz hücresine anot olarak bağlanır

ve 1-1,5 A/dm<sup>2</sup> akım 16 - 20°C banyo sıcaklığı ile sülfürik asit elektroliti varlığında suda ki oksijen atomunun alüminyum yüzeyde biriktirilmesi işlemi ile por olarak adlandırılan düzgün bir tabaka oluşması sağlanır. Oluşan porlar altıgen şeklinde yaklaşık 2-20 nm çapında yapılarıdır. Elokسال tabakasının kalınlığı kullanılan akım ve süre ile doğru orantılı olarak artış gösterir. Elokسال kalınlığı oluşum hızı dakika başına 0,5 mikron olarak hesaplanmaktadır. Anodik oksit filmin oluşum reaksiyonu aşağıda ki gibidir [3].



Bu iki reaksiyon anodik film tabakası ile alüminyum yüzey substrat arasındaki ara yüzeyde meydana gelmektedir. Alüminyum sülfat çözünürken alüminyum oksit filmi oluşarak devam etmektedir. Elokسال yapılmış alüminyum parçalar daha sonrasında sealing olarak tabir edilen por yüzeylerinin yaklaşık 100°C sıcak su banyosunda mühürleme işlemine tabi tutulur. Tespit işlemi sonrası oluşan reaksiyon aşağıda ki gibidir;



Reaksiyon mekanizması incelendiğinde oksit filmi içerisinde yer alan gözenekler hidroksit ile doyurularak yüzey üzerinde çiçek desenli alüminyum oksit hidroksit birleşimi oluşur [3].

Literatür olarak incelendiğinde Lunder ve arkadaşları sıcak sülfürik asit yapılan anodizasyon işleminin basit ve yapıştırma için çevre dostu bir uygulama olduğu bahsedilmektedir [4]. Saeedikhani ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada ise fosforik/borik/sülfürik asit uygulamalarının kromik asit ile yapılan elokسال işlemine göre yapıştırma için daha iyi olduğu ve sıcak tespit işlemi sırasında por yapısının bozulacağını ve yapışma bağ kuvvetinin azalmasına yol açacağından pratikte yapısal birleştirme işlemi için yaygın olarak kabul edilmeyen fakat korozyon direnci için uygulanması gerektiği belirtilmiştir [5].

Sunulan çalışmada, akademik literatürün yukarıda aktarılan noktalarındaki gelişimine katkı sunularak; yapısal yapıştırıcı uygulamalarında sülfürik asit anodizasyonu ile alüminyum yüzeyinde oluşan por yapısı ve korozyon direnci arttırmaya yönelik tespit işlemi uygulaması ile, yüzey işlemleri ve yüzey işlemsiz alüminyumlar da bağlanma enerjileri ve kayma kuvvetlerine olan etkileri incelenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışmada kullanılan 6063 alaşımı, direkt soğutmalı döküm tekniği ile EN 573-3 standardına bulunan kimyasal kompozisyon aralığından üretilmiştir. Alüminyum alaşım OES kimyasal kompozisyon analizi Çizelge 1'de gösterilmiştir.

Çizelge 1. OES Kimyasal Kompozisyon Analizi

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
0,53	0,2	0,01	0,02	0,52	0,01	98,71

Çizelge 1'e göre hazırlanan 125x80x2 mm ekstrüze edilmiş alüminyum kuponlar Şekil 1'de gösterilmiştir.



Şekil 1. Lap-Shear testi öncesi hazırlanmış alüminyum kuponlar

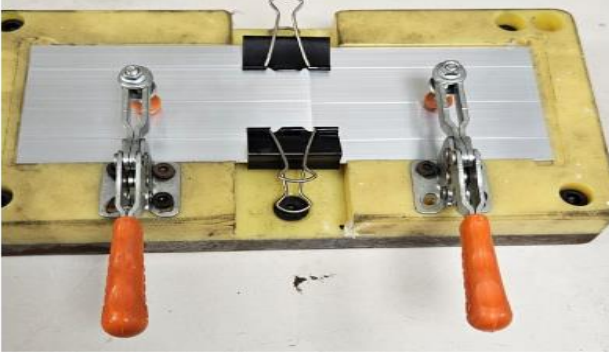
Şekil'1 de hazırlanmış deney kuponları yapıştırma işlemi öncesinde uygun yüzey koşullarının oluşması adına parçalar ilk olarak yağ alma işlemine tabi tutuldu daha sonra 60-70 °C 50-70 g/lit konsantrasyon da alkali çözültide dağlama işlemi sonrası durulama ve 3-5 dakika arası asidik aşındırma havuzlarında nötrale edildikten sonra sert elokسال ve teknik elokسال olarak tabir edilen uygun elokسال kalınlıkları için 160-180 g/lit sülfürik asit konsantrasyonda yaklaşık 1-1,5 A/dm<sup>2</sup> akım ve 17-20°C banyo sıcaklığında elokسالama işlemine tabi tutulmuştur. Elokسال parçalar daha sonrasında yaklaşık 100°C'de kaynar suda tespit işlemine tabi tutuldu.

Kuponlar üzerine Şekil 2'de gösterilen Betamate epoksi bazı yapısal yapıştırıcı uygulaması gösterilmiştir.



Şekil 2. Yapısal yapıştırıcı uygulaması

Şekil 2 de kalın tek çizgi halinde yapıştırıcı uygulandıktan sonra diğer bir kupon 20 mm genişliğinde yapıştırıcı uygulanan kupon üzerine örterek Şekil 3'de ki yapıştırma işlemi ile kuponlar sabitlenmiştir.



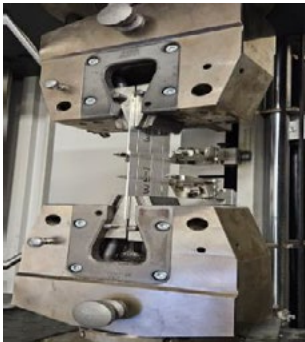
Şekil 3. Yapıştırma işlemi tamamlanmış kupon görseli

Yapıştırma işlemi yapılan kuponlar birbiri üzerinde kaymaması ve sabitlenmesi için klipsler ile sabitlenmiştir. Yapısal yapıştırıcı uygulaması sonrası yapıştırıcı üreticisi tarafından tavsiye edilen kürlenme süresi kullanılmıştır. Kürlenme süresi 0-160°C arası 60 dakika, 160°C'de 20 dakika sabit kalarak 90 dakika olarak gerçekleştirildi. Kürlemeye tabi tutulan kuponların fırın içi görseli Şekil 4'de gösterilmiştir.



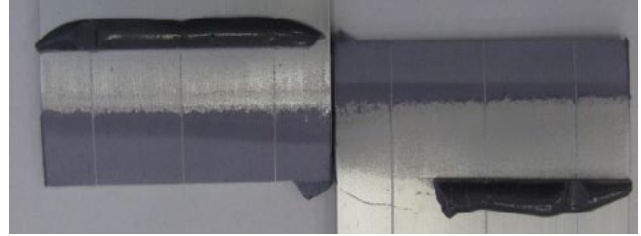
Şekil 4. Kürlenme fırını kupon görseli

Kürlenme sonrası soğumaya bırakılan numuneler daha sonrası lap-shear testi için Şekil 5'de gösterilen Zwick/Roel – Z 250 model test cihazında çekme işlemleri gerçekleştirildi.



Şekil 5. Çekme test cihazı

Çekme testi sonucu kuponlar üzerinde yüzey işlemsiz ve yüzey işlemlili örnekler de kuponlar üzerinde yapıştırıcının yayılımları göz ile kontrol edildi. Şekil 6'da dengeli yayılmış yapıştırıcı gösterilmiştir.



Şekil 6. Yüzeyde uygun yayılmış yapıştırıcı

Kuponlar daha sonrasında yapıştırıcının yayılma performansının yüzey enerjisi ve yüzeyin ıslanabilirlik performansına bağlı karşılaştırma yapılması adına Krüss marka mobil yüzey analiz cihazı ile temas açısı ölçümleri yapıldı.

Eloksal kaplı numunelerin tespitli ve tespitsiz yüzeyleri Zeiss Evo MA 15 taramalı elektron mikroskobu kullanılarak 15 kV altında, 2 kx büyütme altında incelenmiş ve Zeiss Axio Scope A1 mikroskop altında eloksal kalınlıkları ölçülmüştür.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Deneysel çalışmalarda yapıştırma sonrası uygulanan çekme testleri sonucu hazırlanan yüzeye göre 5'li gruplar halinde 10 mm/dakika ile çekilerek test edilmiş kuponların ortalama kuvvet ve enerji değerleri alınmış olup, çekme test sonuçları Çizelge 2'de gösterilmiştir.

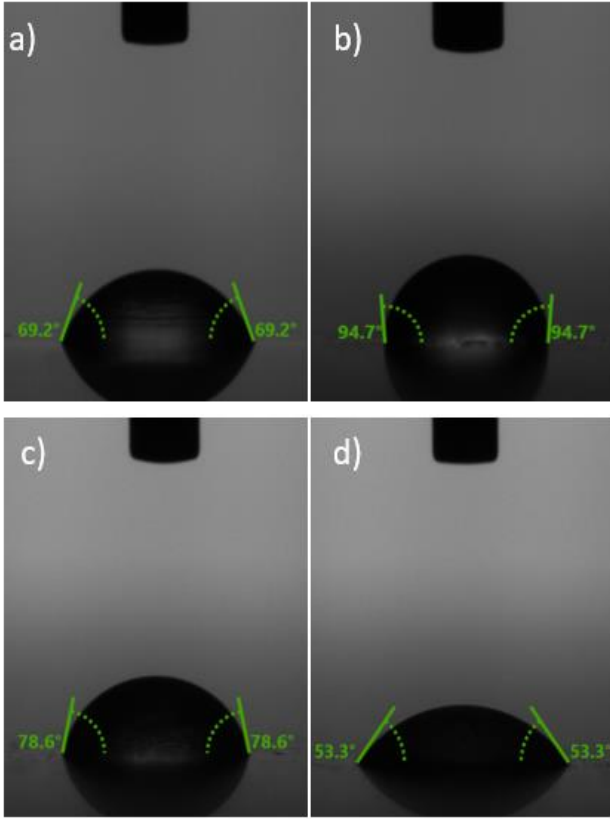
Çizelge 2. Çekme testi sonuçları

Numune Adı	Kuvvet kN	Enerji / Joule
Sert Eloksal - Tespitli	30	115
Sert Eloksal - Tespitsiz	32	130
Teknik Eloksol - Tespitli	29	110
Mill Finish	20,86	45

Test sonuçları incelediğinde 2 kupon arasında uygulanan yapışkanın kopması için uygulanan mukavemet ile parçaların kuvvet yolu boyunca uzama miktarına karşılık gelen iş birimi eloksallı parçalar için beklenen değer aralığında kalırken, yüzey işlem uygulanmamış parça için beklenen değerlerin altında sonuç alındığı gözlenmiştir.

Yapıştırma işlemi için önemli parametrelerden biri olan yüzey enerjisi ve sıvının katı üzerinde yayılma

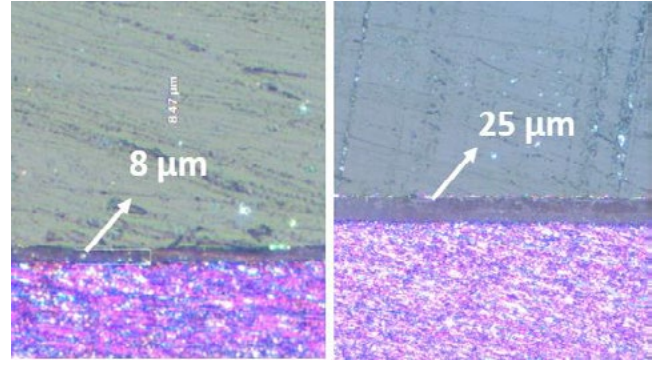
performanslarına bakıldığında kürlenme işlemi görmüş numunelerin yüzey temas açıları Şekil 6'da gösterilmiştir.



**Şekil 6.** a) Mill Finish b) Teknik Eloksal Tespitli  
c) Sert Eloksal Tespitli d) Sert Eloksal Tespitli

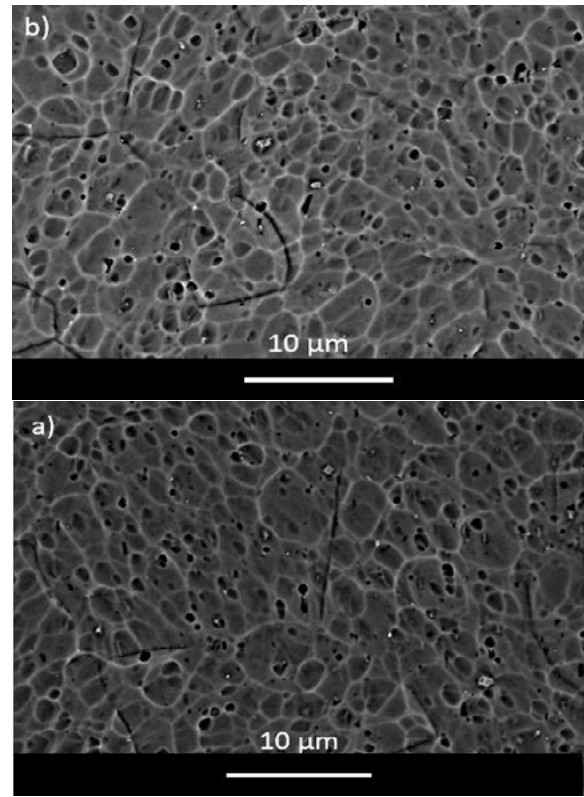
Temas açısı ölçümlerinde alüminyum yüzeylerde eloksal işlemi sonrası oluşan por yapısının tespit (kapama) işlemine maruz bırakılmadığı durumda sıvının alüminyum yüzey üzerinde daha iyi yayılım göstermektedir. Temas açılarına göre sıfır dereceye daha yakın olan d görselinde yüzeyin hidrofobik özelliğinin mill finish yüzeye göre daha iyi olduğu fakat tespit işlemi sonrası yüzeyin hidrofobik özellikte davranabileceği yapılan ölçümlerde gözlemlendi. Bu bağlamda yüzeye daha iyi yayılabilen yapıştırıcının lab-shear testi sırasında göstereceği kopma kuvveti artmaktadır.

Eloksal kaplanmış kuponlardan hazırlanan numuneler bakalite gömüldükten sonra zımpara ve parlatma işlemine tabi tutularak ölçüm öncesi ön hazırlık işlemleri yapılmış ve daha sonrasında optik mikroskopta polarize ışık altında numunelerin kaplama kalınlık ölçümleri Şekil 7'de gösterilmiştir.



**Şekil 7.** Eloksal kaplama kalınlıkları

Alüminyum kuponlarının yüzeyi üzerinde oluşan por yapılarına ait SEM görüntüleri Şekil 8 'de verilmiştir.



**Şekil 8.** a) Tespitli Yüzey b) Tespitsiz Yüzey (2000x)

Alüminyum kuponlara uygulanan eloksal işlemi sonrası yüzeyde oluşan por yapısına ait görüntüler incelendiğinde yapıda oluşan alüminyum oksit porlarının hegzagonal yapıya benzediği gözlemlenmiş olup, bu yapıların tespitli yüzeyde daha düzgün olduğu ayrıca yüksek ısı görmüş eloksal kaplı ürünlerde eloksal tabakasında çatlaklar olduğu gözlemlenmiştir.

#### 4. Sonuç

Çalışma kapsamında, yapısal yapıştırıcı ile alüminyum yüzeylerde yapışma performansı karşılaştırıldığında;

- Mill finish alüminyum parça da yapışma performansı en zayıf, yüzey işlem yapılmış parçalarda yapışma performansının daha iyi olduğu gözlemlenmiştir.
- Eloksallı yüzeylerde tespitsiz numune de yüzey temas açısının düşük olması sıvının por yüzeyinde daha iyi yayılmasına ve yüzeyde daha iyi tutunarak kopma mukavemetini arttırdığı gözlemlenmiştir.
- Eloksal yapılmış alüminyum yüzeylerde tespit işlemi sonrası yapışma dayanımının düşmesi yüzeyde por açıklarının kapanması ile yapıştırıcı ile eloksal arasında ince bir film oluşturması ve doğrudan teması önlemesi daha düşük yapışma gücü sağladı gözlemlenmiştir.
- Tüm sonuçlar incelediğinde yapışma performansı yönünden en iyi sonuç eloksal kaplı tespit yapılmamış parça olmasına rağmen bu tip yapısal yapıştırıcılar da korozyonunda zamanla yapışma bölgesinde göstereceği etki düşünülerek, tespit uygulanmamış yüzeylerde açık kalan por yapısından dolayı yapışma mukavemeti azalacağından tercih edilen alüminyum yüzey işlem sonrası tespit işleminin yapılmasıdır.

#### Referanslar

- [1] Y. Boutar, S. Naïmi, S. Mezlini, M.B.S. Ali, Effect Of Surface Treatment On The Shear Strength Of Aluminium Adhesive Single-Lap Joints For Automotive Applications, International Journal of Adhesion & Adhesives, 67 (2016) 38-43
- [2] C.C. Babington, Effect Of Material, Geometry, Surface Treatment And Environment On The Shear Strength Of Single Lap Joints, International Journal of Adhesion & Adhesives, 29 (2009) 621-632.
- [3] L.Yingdong, Z. Pizhi, F.Yingjuan, C. Hailong, Effects Of Anodizing Pore Structure On The Adhesive Bonding Performance Of AA5754 Automotive Sheets, 16th International Aluminum Alloys Conference, (2018)
- [4] O. Lunder, B. Olsen, K. Nisancioglu, Pre-Treatment Of AA6060 Aluminium Alloy For Adhesive Bonding, International Journal Of Adhesion And Adhesives, 22 (2002) 143-150
- [5] M. Saeedikhani, M. Javidi, A. Yazdani, S. Vafakhah, Anodizing of 2024-T3 Aluminum Alloy in Sulfuric Acid Electrolyte Modified by Boric and Phosphoric Acids and Investigation of the Corrosion Behavior Using Electrochemical Impedance Spectroscopy, in: Eurocorr, 2012



# Sürtünme Karıştırma Kaynağı Denemelerinde Takım Konfigürasyonu için 6082 Alüminyum Alaşımı Analizi

Analysis of 6082 Aluminum Alloy for Tool Configuration in Friction Stir Welding Trials

**Berat BAYRAMOĞLU, Görkem ÖZÇELİK, Bahadır İŞCAN, İbrahim BAT**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

In this study, Friction Stir Welding (FSW) experiments focusing on 6082 Aluminum Alloy (AA6082) were conducted. The effects of different FSW parameters on weld quality, macrostructure, microstructure, intermetallic compound (IMC) formation, mechanical properties, and welding performance were thoroughly investigated. Only AA6082 material was used in the experiments, and attempts to join aluminum alloy plates using the FSW method were made.

The results demonstrate that FSW is an effective welding method for AA6082. Within the scope of this study, the microstructures and mechanical test results of two different tool pins were compared. Considering the results, it was observed that the test results of Tool B were more successful. These findings indicate that FSW is a suitable method for achieving successful joints with AA6082 and enhances welding performance.

This study emphasizes the applicability of FSW in AA6082 welding applications and highlights its potential. The obtained findings suggest that optimization and control of FSW parameters and proper tool design are crucial for improving the alloy's mechanical properties and welding performance.

Future studies can focus on a more detailed analysis of different FSW parameter combinations, developing new strategies to reduce IMC formation, and exploring joints with other materials.

## Özet

Bu çalışmada, 6082 Alüminyum Alaşımı (AA6082) üzerine odaklanan Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK) deneyleri gerçekleştirilmiştir. SKK'nın farklı parametrelerinin kaynak kalitesi, makro yapı, mikro yapı, intermetalik bileşik (IMC) oluşumu, mekanik özellikler ve kaynak performansı üzerindeki etkisi detaylı olarak incelenmiştir. Deneylerde sadece AA6082 malzemesi kullanılmış ve SKK yöntemiyle alüminyum alaşım plakaları birleştirme denemesi sağlanmıştır. Sonuçlar, SKK'nın AA6082 için etkili bir kaynak yöntemi olduğunu göstermektedir. Bu

çalışma kapsamında iki farklı takım ucunun mikro yapıları ve mekanik test sonuçları karşılaştırılmıştır. Sonuçları ele alındığında daha B takımının test sonuçları daha başarılı olduğu gözlenmektedir. Bu sonuçlar, SKK'nın AA6082 ile başarılı birleşimler elde etmek için uygun bir yöntem olduğunu ve kaynak performansını artırdığını göstermektedir. Bu çalışma, AA6082 kaynak uygulamalarında kullanılabilirliğini ve SKK'nın potansiyelini vurgulamaktadır. Elde edilen bulgular, alaşımın mekanik özelliklerini ve kaynak performansını geliştirmek için SKK parametrelerinin optimize edilmesi, kontrol altına alınması ve takım tasarımı doğru yapılması gerektiğini göstermektedir. Gelecekteki çalışmalar, farklı SKK parametre kombinasyonlarının etkisinin daha ayrıntılı olarak incelenmesi, IMC oluşumunu azaltmak için yeni stratejilerin geliştirilmesi ve diğer malzemelerle olan birleşimlerin araştırılması gibi konulara odaklanabilir.

## 1. Giriş

Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK), katı hal birleştirme yöntemi olarak, farklı metalleri ve alaşımları kaynak etmek için umut verici bir teknik olarak ortaya çıkmıştır [1]. SKK, özel olarak tasarlanmış bir pimle dönen bir takımın birleşim arayüzüne yerleştirilmesini içeren bir süreçtir [2]. Takım, sürtünme yoluyla ısınma ve malzemeyi mekanik olarak karıştırma yoluyla, sağlam ve kusursuz bir kaynak oluşumunu kolaylaştırır. SKK'nın katı hal özelliği, katılma hataları ve kırılğan arametalik bileşiklerin (IMC'ler) oluşumu gibi füzyon işlemleriyle ilişkili sorunları ortadan kaldırır [3].

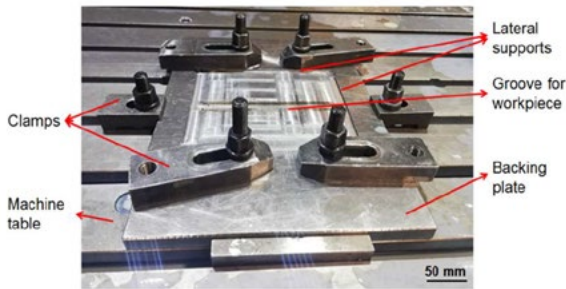
SKK'nın önemli avantajlarından biri, farklı fiziksel ve mekanik özelliklere sahip malzemelerin birleştirilmesindeki kolaylığıdır. Bu avantaj özellikle otomotiv endüstrisinde önemlidir, çünkü hafif metaller (örneğin alüminyum alaşımları) ile çeliğin birleştirilmesi, araçların genel ağırlığını azaltmak için istenir. Ancak, bu malzemelerin farklılığı, sağlam kaynakların ve optimal mekanik özelliklerin elde edilmesinde zorluklar oluşturur [4]. Karıştırma birleştirme işlemlerinde yüksek ısı girişi,

kalın ve kırılğan IMC'lerin oluşmasına neden olur ve bu, birleşimlerin performansını olumsuz etkiler [5]. Buna karşılık, SKK, füzyon kaynak yöntemlerine kıyasla daha düşük ısı girişi üretir, bu da alüminyum-çelik arayüzünde daha ince IMC tabakalarının oluşumuna neden olur. Bu IMC tabakalarının kalınlığı, dönme hızı, ilerleme hızı, takım konumlandırması, pim profili, plaka konumlandırması, ön ısıtma ve kaynaktan sonra soğutma gibi çeşitli kaynak parametrelerine bağlıdır [6]. Önceki çalışmalar, bu parametrelerin optimize edilmesinin IMC oluşumunu azaltmak ve farklı alüminyum-çelik birleşimlerinde üstün kaynak kalitesi ve mekanik özellikler elde etmek için önemli olduğunu göstermiştir.

Bu çalışmada, odak noktası AA6082 malzemesidir. Bu alaşım, otomotiv ve havacılık gibi çeşitli endüstrilerde yaygın olarak kullanılan hafif ve yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımıdır. AA6082 kaynağı, diğer alüminyum alaşımlarına kıyasla farklı mekanik özelliklere sahip olması nedeniyle özellikle ilgi çekicidir. Bu araştırmanın amacı, SKK parametrelerinin AA6082 birleşimlerinin kaynak kalitesi, makro yapı, mikro yapı, IMC oluşumu, çekme davranışı ve sertlik üzerindeki etkisini detaylı bir şekilde incelemektir.

## 2. Deney Tasarımı ve Parametreler

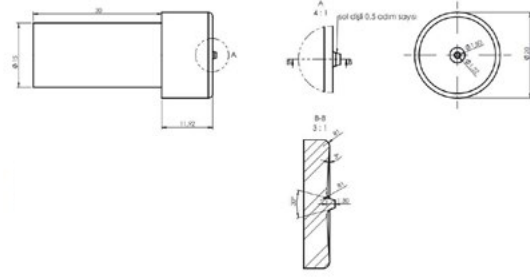
Deneyler, AA6082 plakaların SKK ile birleştirilmesini içermiştir. Plakalar özel olarak tasarlanmış bir fikstür kullanılarak hazırlanmış ve güvenli bir şekilde sıkıştırılmıştır. Şekil 1 'de fikstür gözükmektedir.



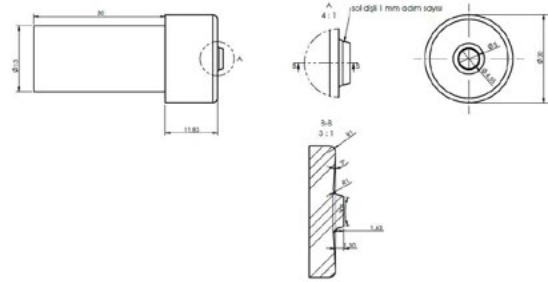
Şekil 1. SKK Fikstür

SKK, özel olarak tasarlanmış bir sürtünme karıştırma kaynağı takımıyla entegre edilmiş VTC800SR 4 eksenli bir CNC tezgahı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Şekil 2 ve 3'te A ve B SKK takımların teknik resmi gözükmektedir.



Şekil 2. A SKK Takımın Teknik Resmi



Şekil 3. B SKK Takımın Teknik Resmi

Denemeler için kullanılacak olan plakalar **150 x 80 x 1,5 mm** boyutlarındadır.

A takım ucu plakanın et kalınlığından 0,2 mm kısa olup çapı et kalınlığıyla aynı olmaktadır. Ayrıca, saat yönünün tersine dış açılmıştır ve omuz çapı 20 mm dir. Tutucuya entegre edilebilmesi için takımın kuyruk kısmına 30 mm bir boyu verilmiştir.

İkinci takım ucu malzemenin et kalınlığından 0,2 mm kısa olup 5 mm çapı bulunmaktadır. Ayrıca, saat yönünün tersine dış açılmıştır ve omuz çapı 20 mm olmaktadır. Tutucuya entegre edilebilmesi için takımın kuyruk kısmına 30 mm bir boyu verilmiştir.. Bu çalışmada dikkate alınan temel parametreler takım açısı, dönme hızı, ilerleme hızı, takım batma derinliği ve bekleme süresidir. Bu parametreler, birleşimlerin kaynak kalitesi ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini değerlendirmek için dikkatlice seçilmiştir. Tablo 1'de belirtilmiş parametreler iki takım için kullanılmıştır.

Tablo 1. Parametreler

Dene me no	Takı m Acıs ı	Dön me Hızı (d/dk )	İlerle me Hızı (mm/ dk)	Batma Derinl iği (mm)	Bekle me Süresi (s)
1	2	1500	50	0,1	20
2	2	1500	60	0,1	20
3	2	1500	75	0,1	20

Denemeler sonrasında yapılmış olan çekme test sonuçları tablo 2 ve 3 'te belirtilmiştir.

Tablo 2. A Takımı Çekme Test Sonuçları

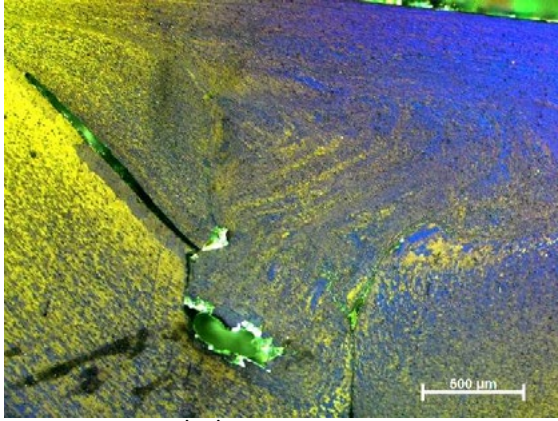
Deneme No	Rp (Mpa)	Rm (Mpa)	A (%)
1	84	135	2,87
2	86	93	2,10
3	85	98	2,63

**Tablo 3.** B Takımı Çekme Test Sonuçları

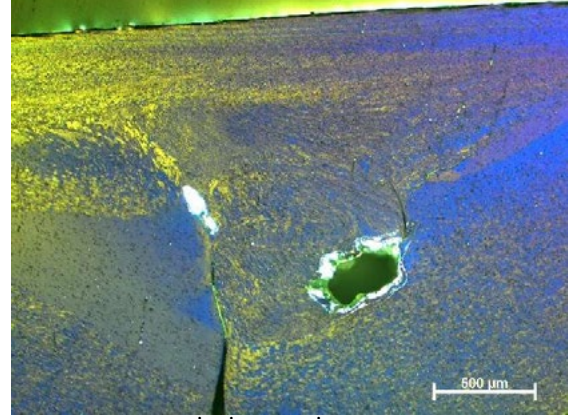
Deneme No	Rp (Mpa)	Rm (Mpa)	A (%)
1	118	214	19,8
2	109	189	13,7
3	101	190	17,1

Burada çekme test sonuçlarını karşılaştırdığımızda, B takımının A takıma göre akma dayanımı en az %20 ve kopma mukavemeti en az %40 daha fazla olduğu gözlenmektedir.

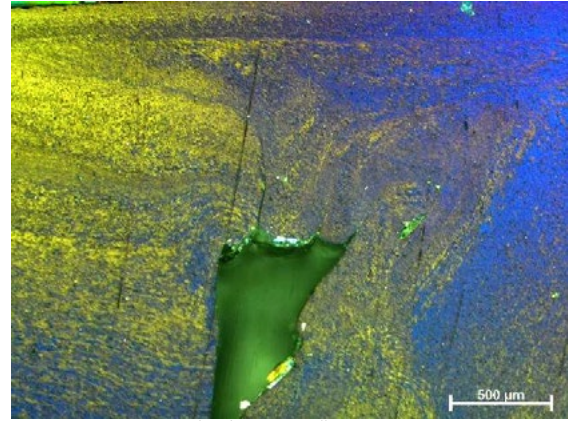
Şekil 4,5 ve 6 'da A takımı ile işlenmiş numunelerin optik mikroskop ile çekilmiş polarize görüntüleri incelendiğinde soğuk yapışma olduğu gözlenmiştir. Ayrıca, takım ucunun temas ettiği bölgeler boyunca ve yapı içerisinde kısmi bölgelerde yeniden kristallenme gözlenmektedir. Takımın karıştırma yaptığı bölgelerde tanelerin düzensiz dağıldığı gözlenmiştir. İlerleme hızının artması ile birleşme bölgesindeki çatlak boyutunun arttığı görülmüştür.



**Şekil 4.** A Takımı İle İşlenmiş Birinci Numuneye Ait Mikro Yapı Görüntüsü

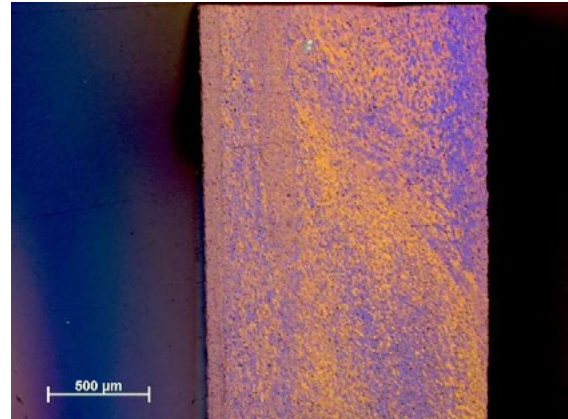


**Şekil 5.** A Takımı İle İşlenmiş İkinci Numuneye Ait Mikro Yapı Görüntüsü

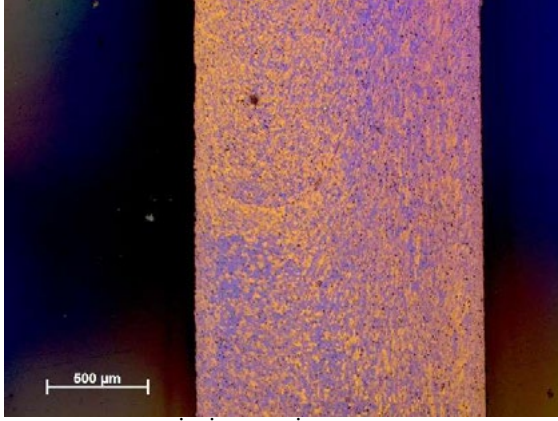


**Şekil 6.** A Takımı İle İşlenmiş Üçüncü Numuneye Ait Mikro Yapı Görüntüsü

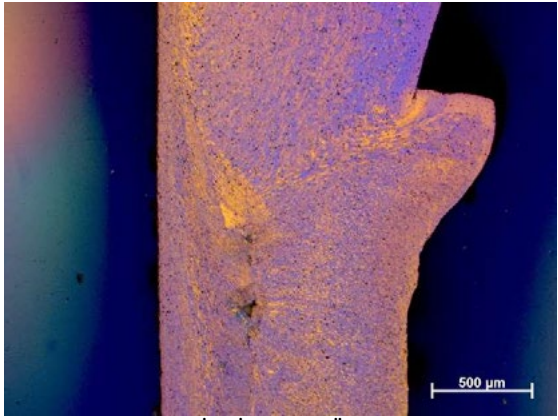
B takımın ile işlenmiş numuneler optik mikroskop ile incelendiğinde birinci numunede soğuk yapışma gözlenmezken diğer iki numunede soğuk yapışma gözlenmiştir. Üçüncü numunedeki soğuk yapışma miktarı ikinci numunede göre oldukça fazladır. İlerleme hızının azalması ve açığa çıkan ısının artmasıyla yapıda görülen yeniden kristallenme artmıştır.



**Şekil 7.** B Takımı İle İşlenmiş Birinci Numuneye Ait Mikro Yapı Görüntüsü



Şekil 8. B Takımı İle İşlenmiş İkinci Numuneye Ait Mikro Yapı Görüntüsü



Şekil 9. B Takımı İle İşlenmiş Üçüncü Numuneye Ait Mikro Yapı Görüntüsü

### 3. Sonuçlar

Bu çalışmada, AA6082 SKK ile birleştirilmesi üzerine yapılan denemeler gerçekleştirilmiştir. Deneylerde, farklı SKK parametreleri ve takımlar kullanılarak kaynaklar oluşturulmuş ve sonuçlar dikkatlice analiz edilmiştir. Burada takım ucunun sonuçları etkilediğini kanıtlanmıştır. Aynı parametreler kullanılmasına rağmen A takımı ile birleştirilen numunelerin akma dayanımı, çekme dayanımı ve uzama miktarı B takımına göre daha düşük olduğu gözlenmiştir.

A takımı ile birleştirilmiş numunelerin her birinde soğuk yapışma, yeniden kristallenme ve düzensiz tane dağılımı gözlenmiştir. İlerleme hızının azalmasıyla soğuk yapışma etkisi ile oluşan çatlak boyutunun azaldığı gözlenmiştir.

B takımı ile birleştirilmiş numunelerde ise yavaşlayan ilerleme hızı ile çatlak görülmemiş ve yeniden kristallenmenin artan sıcaklık ile arttığı gözlenmiştir.

Bu sonuçlar, AA6082 için SKK yönteminin takım tasarımının değiştirilerek iyileştirilebildiğini göstermektedir. Bu sonuçlar bizi araştırmalara devam etmeye teşvik etmektedir. Gelecekte, daha

uygun parametrelerin belirlenmesi ve SKK yönteminin daha iyi anlaşılması için daha fazla çalışma yapılması gerekmektedir.

Bu çalışma, AA6082 birleşiminde SKK'nın potansiyelini açığa çıkarmış ve gelecekte yapılacak araştırmalar için önemli bir temel oluşturmuştur. Yapılan denemelerde elde edilen sonuçlar, bu konudaki çalışmaların devam etmesinin ve daha iyi kaynak sonuçlarının elde edilmesinin önemini vurgulamaktadır.

Bu sonuçlar ışığında, SKK yöntemini optimize ederek ve daha detaylı takım tasarımlarını analizleri yaparak AA6082 alüminyum alaşımının birleştirilmesinin daha başarılı sonuçlar elde etmeyi hedeflemekteyiz.

#### 4. Kaynaklar

- [1] X. Zhang, Y. Chen, C. Wang, L. Liu, X. Zhang, Y. Song – "Effect of Friction Stir Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of AA6082 Aluminum Alloy Joints"
- [2] N. Prado, C. E. Santos, J. M. Pardal - "Influence of Tool Pin Profile on Microstructure and Mechanical Properties of AA6082-T6 Friction Stir Welds"
- [3] L. Ren, F. Jia, Q. Li, J. Wang, S. Ma, Q. Qu - "Characterization of Friction Stir Welding Joints of AA6082 Aluminum Alloy"
- [4] A. Çam, M. Ahlatcı, M. Ekici, M. Cemal Kayahan - "Friction Stir Welding of AA6082-T6 Aluminum Alloy: Effects of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties"
- [5] M. Liu, C. Yan, Q. Li, H. Zhang - "Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6082 Aluminum Alloy Joints"
- [6] Y. Sun, C. Y. Zhang, X. B. Zhang - "Effect of Welding Speed on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6082-T6 Aluminum Alloy"

# Ekstrüzyon Çıkış Sıcaklığının AA6063 Alaşımli Profillerde Eloksal Yüzey Kalitesine ve Korozyon Davranışına Olan Etkisinin İncelenmesi

Investigating the Effect of Exit Temperature on Anodized Surface Quality and Corrosion Behavior of AA6063 Alloy

**İbrahim BAT, Alptuğ TANSES, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Extrusion is a production method used to form complex shapes by passing heated aluminum billet through a shaped mold under high pressure. The extrusion exit temperature is the temperature at which the aluminum profile comes out of the mold during the extrusion process. The exit temperature is a parameter that significantly affects the strength, surface quality, and microstructure of the extruded material. Anodized surface treatment, which is an electrochemical surface treatment, is applied to increase the corrosion resistance and aesthetic appearance of the profiles produced by extrusion. This process deposits a protective oxide layer on the surface by immersing aluminum material in an electrolyte solution and passing an electric current through it. In this study, we investigated the effects of different extrusion exit temperatures on the anodized surface quality and corrosion behavior of Al-Mg0.7-Si (AA6063) alloy profiles. The AA6063 alloy is an aluminum alloy widely used in various industries due to its high strength, good weldability, and high corrosion resistance. The quality of the anodized surface is affected by various parameters, including the extrusion exit temperature. In the study, while all other parameters were kept constant, the induction furnace temperature was changed to achieve 3 different exit temperatures. We examined the corrosion behavior and anodized surface qualities of the profiles produced with different exit temperatures using potentiostat, SEM, optical microscope, gloss meter, and color meter.

## Özet

Ekstrüzyon işlemi, ısıtılmış alüminyum biyeti, şekillendirilmiş bir kalıptan yüksek basınç eşliğinde geçirilmesi sonucu karmaşık şekiller oluşturması için kullanılan bir üretim yöntemidir. Ekstrüzyon çıkış sıcaklığı, ekstrüzyon işlemi sırasında alüminyum profilin kalıptan çıktığı sıcaklıktır. Çıkış sıcaklığı, ekstrüde edilen malzemenin mukavemeti, yüzey kalitesi ve mikro yapısı üzerinde önemli etkiye sahip bir parametredir. Ekstrüzyon ile üretilmiş profillerin korozyon direncini ve estetik

görünümünü arttırmak için elektrokimyasal bir yüzey işlemi olan eloksal yüzey işlemi uygulanmaktadır. Bu işlem, alüminyum malzemeyi bir elektrolit çözeltisine daldırarak ve içinden bir elektrik akımı geçirerek yüzeyde koruyucu bir oksit tabakası biriktirir. Bu çalışmada Al-Mg0,7-Si (AA6063) alaşımli profillerde, farklı ekstrüzyon çıkış sıcaklıklarının eloksal yüzey kalitesine ve korozyon davranışı üzerine etkisi incelenmiştir. AA6063 alaşımı, yüksek mukavemeti, iyi kaynaklanabilir ve yüksek korozyon direnci nedeniyle çeşitli endüstrilerde yaygın olarak kullanılan bir alüminyum alaşımıdır. Eloksal işlemi uygulanmış yüzeyin kalitesi ekstrüzyon çıkış sıcaklığı dahil olmak üzere çeşitli parametrelerden etkilenmektedir. Çalışmada diğer tüm parametreler sabit tutulurken indüksiyon fırın sıcaklığı değiştirilerek 3 farklı çıkış sıcaklığı ile çalışılmıştır. Farklı çıkış sıcaklıkları ile üretilmiş profiller korozyon davranışları ve eloksal yüzey kalitelerinin incelenebilmesi adına Potansiyostat, SEM, Optik mikroskop, Parlaklık ölçer ve Renk ölçer kullanılmıştır.

## 1. Giriş

6xxx serisi olarak bilinen Al-Mg-Si alaşımları genellikle ekstrüzyon ürünlerin üretiminde kullanılmaktadır. Bu alüminyum alaşım grubu sahip olduğu yüksek mukavemet, iyi şekil verilebilirlik, yüksek korozyon direnci, iyi kaynaklanabilirlik ve iyi işlenebilirlik gibi birçok özelliği sayesinde tercih edilmektedir. Bu alaşım grubu içerisinde bulunan AA6063 alaşımı yapı, otomotiv, raylı sistemler gibi birçok sektörde kullanılmaktadır.

Alaşım içerisinde bulunan Mg ve Si elementleri 6xxx serisi alaşımlarının temel çökelti fazı olan  $Mg_2Si$  şeklinde çökelti oluşturmaktadır. Oluşan  $Mg_2Si$  çökeltileri ekstrüzyon esnasında ön ısıtma ve sürtünmenin etkisi ile oluşan ısı ile yapı içerisinde çözünmektedir. Ekstrüzyon çıkışında su verme ile hızlıca soğutulan profiller, ısıtma işlemi fırınlarında yapay yaşlandırma işlemine tabii tutulurlar. Bu sayede çökelti sertleşmesi mekanizması ile mukavemet ve sertlik değerleri artırılabilir. [1]

Alüminyumun hava ile teması esnasında yüzeyinde doğal bir oksit tabakası oluşmaktadır. Bu oksit tabakası 1-2 mikrometre kalınlıklara ulaşabilir ve alüminyum korozyondan korumaya yeterlidir. Darbe ve çiziklere dayanamayacak kadar ince olan bu tabaka çizilse bile tekrardan oluşabilir, fakat deformasyon uygulanan bölgede korozyon, renk ve ton farklılıkları görülebilmektedir. Bu nedenle bu oksit tabakasının kalınlaştırılması gerekir. Kendiliğinden oluşan bu tabaka, elektrokimyasal bir proses olan eloksal işlemi ile kalınlaştırılabilir. Eloksal prosesinde alüminyum profiller hücreye anot olarak bağlı olup, farklı aşındırıcı asitler (sülfirik asit, oksalik asit, kromik asit vb.) kullanılabilir. [2-3]

Aşındırma işlemi esnasında alüminyum yüzeyinde intermetalik parçacıkların boyutları ile doğrudan orantılı olarak farklı boyutlarda çukurlar açığa çıkmaktadır. Bu farklı boyutlardaki çukurlar, Mg<sub>2</sub>Si ve AlFeSi intermetaliklerinin  $\alpha$ -Al matristen farklı reaksiyon hızlarına sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Çukurlar intermetalik parçacıkların boyutlarından daha büyük boyutta oluşmakta olup yüzey görünümünde büyük bir etkiye sahiptir. Mg<sub>2</sub>Si intermetalikleri, Fe bakımından zengin intermetaliklerin oluşturduğu büyük çukurların içerisinde yüksek yoğunlukta ve küçük boyutlarda çukurlar oluşturarak mat bir görünüm elde edilmesine neden olur. [4]

Mg<sub>2</sub>Si ve benzeri intermetaliklerin  $\alpha$ -Al fazından daha farklı elektrokimyasal potansiyel farka sahip olması, taneler arası korozyon oluşumu için kritik bir rol oynamaktadır. Korozyonun oluşumu için Mg<sub>2</sub>Si ve benzeri diğer intermetalikler ana başlangıç noktası olmaktadır. [5]

Bu çalışmada, farklı ekstrüzyon çıkış sıcaklıkları kullanılarak Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerinin yapı içerisinde çözünmesi sağlanmıştır. Buna bağlı olarak, eloksal kaplanan yüzeyin kalitesi ile belirtilen çıkış sıcaklıklarıyla üretilmiş alüminyum profillerin korozyon direnci incelenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışmada kullanılan AA6063 alaşımı, direkt soğutmali döküm tekniği ile EN 573-3 standardında bulunan kimyasal kompozisyon aralığında üretilmiştir. OES cihazı ile tayin edilen kimyasal kompozisyon Çizelge 1. 'de görülmektedir.

**Çizelge 1.** OES analizi ile elde edilmiş AA6063 alaşımı kimyasal kompozisyonu (%wt).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al%
0,53	0,20	0,01	0,02	0,52	0,01	98,71

Yapıda bulunan kalıntı gerilmeleri uzaklaştırmak ve tane boyutlarını birbirine yakınlaştırmak adına üretilen biyetler homojenizasyon ısıl işlemine tabii tutulmuştur. Çalışmada 29 MN baskı kuvvetine sahip ekstrüzyon presi kullanılmıştır. Üretilen profillerde diğer ekstrüzyon

parametreleri (ram hızı, koniklik, ekstrüzyon oranı vb.) sabit kalırken, çıkış sıcaklığını değiştirebilmek adına farklı ön ısıtma sıcaklıkları ile çalışılmıştır.

**Çizelge 2.** Ekstrüzyon üretim parametreleri

Biyet Numarası	Ön Isıtma Sıcaklığı (°C)	Koniklik (°C)	Profil Hızı (m/dk)	Çıkış Sıcaklığı (°C)
A	445	40	13	550
B	455	40	13	560
C	470	40	13	570

Belirtilen parametreler ile üretilen profiller, ekstrüzyon çıkışında su spreyi ile soğutulmuştur. İstenilen uzunluğa kesilen profiller ısıl işlem fırınlarında 200 °C sıcaklıkta 2,5 saat yapay yaşlandırılarak EN 755-2 standardında bulunan T66 kondisyonu mukavemet değerleri elde edilmiştir. Profillerin akma ve çekme mukavemet değerlerini elde edebilmek adına Zwick Roell Z250 model cihaz kullanılarak, ISO 6892-1 standardına uygun bir şekilde çekme testi gerçekleştirilmiştir.

Üretilen profiller 1-1.5A/dm<sup>2</sup> akım ile 5 mikron kalınlığında natürel renk eloksal kaplanmıştır. Eloksal kalınlığını ölçmek adına Zeiss marka EVO MA 015 model SEM cihazı kullanılmıştır. Eloksal kaplı profillerin yüzey kalitesini ölçmek adına renk ölçer ve parlaklık ölçer cihazları kullanılmıştır.

Kaplamalı ve kaplamasız profillerden alınan numuneler EN ISO 11846 standardına uygun şekilde 30 gr sodyum klorür ve 10 mL derişik hidroklorik asit çözeltisi içerisinde 24 saat boyunca bekletilmiştir. Numuneler SEM cihazında 5000x ve optik mikroskop altında 50x büyütme ile incelenmiştir.

Eloksal kaplanmış numunelerin korozyon dirençlerini karşılaştırmak adına içerisinde NaCl ve KCl çözeltisi bulunan potansiyostat cihazı kullanılmıştır. Ayrıca numunelerde iletkenliğin sağlanabilmesi adına yüzeylerine çizik atılmıştır.

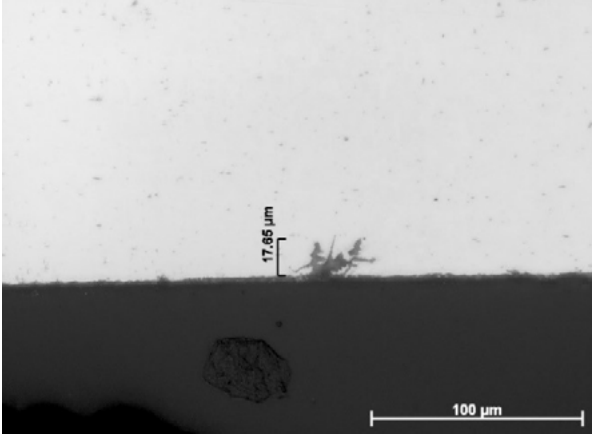
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Üretilen profillerden alınan akma ve çekme mukavemetlerinin, çıkış sıcaklığının yükselmesi ile arttığı gözlemlenmiştir. Kontrol edilebilen tüm üretim parametrelerinin sabit olduğu bu durumda, Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerinin artan çıkış sıcaklığı ile yapı içerisinde daha homojen bir şekilde çözündüğü öngörülmüştür.

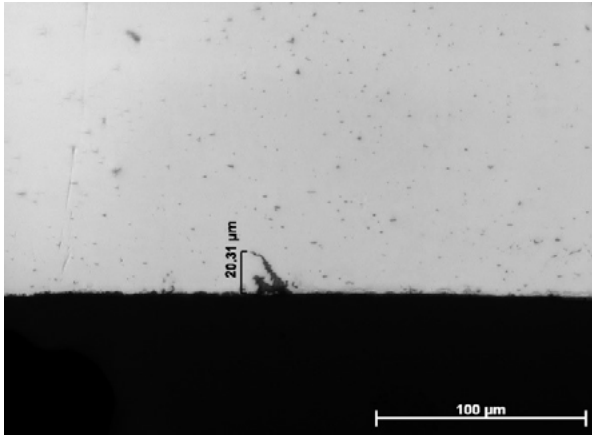
**Çizelge 3.** Numunelerin çekme testi sonuçları

Numune	R <sub>0,2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	% Uzama
A	262	277	6,12
B	265	278	6,08
C	269	282	6,07

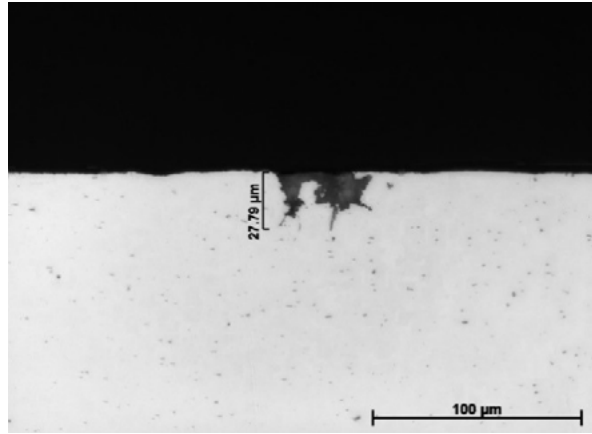
Kaplamasız numunelere yapılan korozyon testi sonucunda optik mikroskop ile alınan görüntüler Şekil 1, 2 ve 3 'de görülmektedir. İncelemeler sonucunda profillerin çıkış sıcaklığının artması ile korozyon derinliğinin arttığı gözlemlenmiştir.



Şekil 1. A numunesi (17.65 µm)

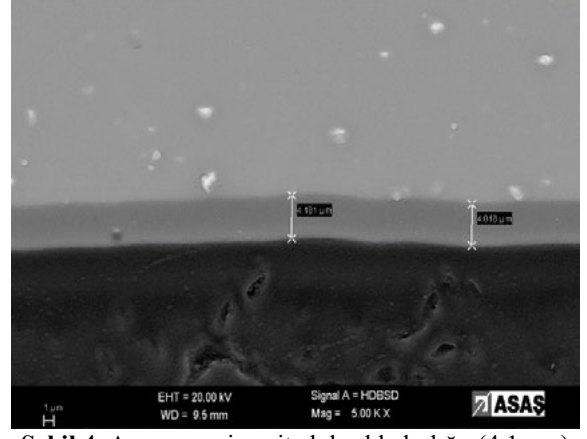


Şekil 2. B numunesi (20.31 µm)

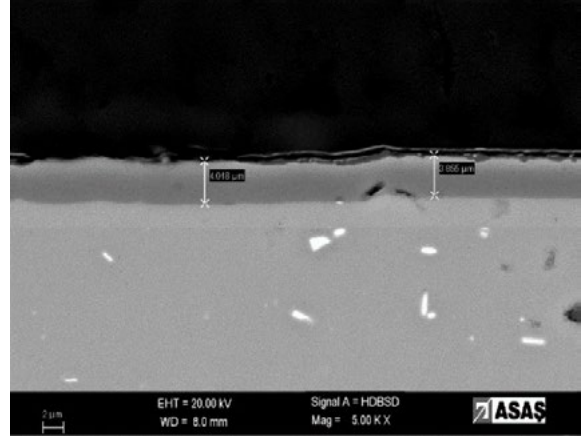


Şekil 3. C numunesi (27.79 µm)

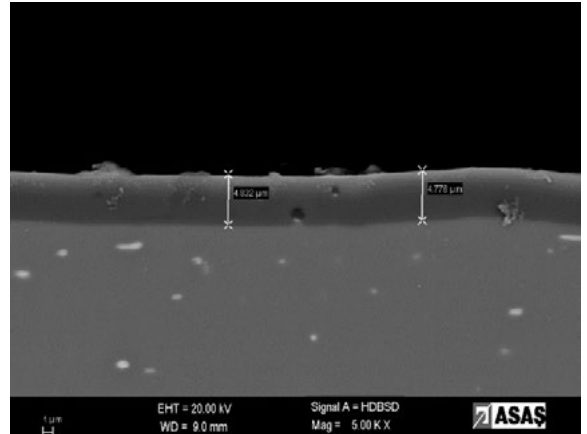
SEM cihazı ile alınan eloksal kaplı numunelerin kesit görüntüleri şekil 4, 5 ve 6 'da görülmektedir. Ekstrüzyon çıkış sıcaklığının belirtilen şekilde değiştirilmesi ile eloksal kalınlıklarında kayda değer bir değişim olmadığı görülmüştür.



Şekil 4. A numunesine ait eloksal kalınlığı. (4.1 µm)



Şekil 5. B numunesine ait eloksal kalınlığı. (4 µm)



Şekil 6. C numunesine ait eloksal kalınlığı. (4.8 µm)

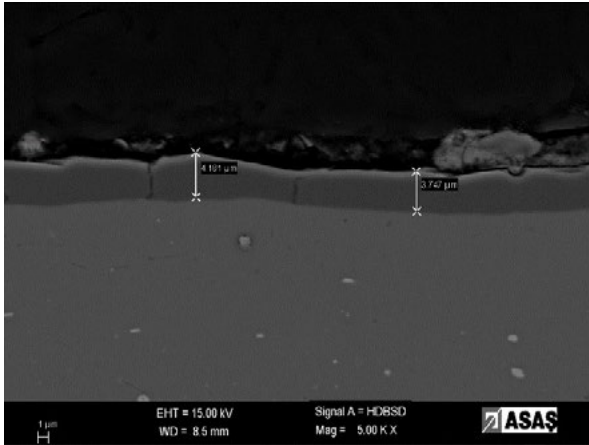


Numunelere eloksal kaplama işlemi gerçekleştirildikten sonra parlaklıkları ve renkleri ölçülmüştür. Ölçülen değerler incelendiğinde, çıkış sıcaklığının üretilen numunelerin renk değerlerinde önemli bir etkisi olmadığı fakat parlaklığa doğrudan etki ettiği görülmektedir.

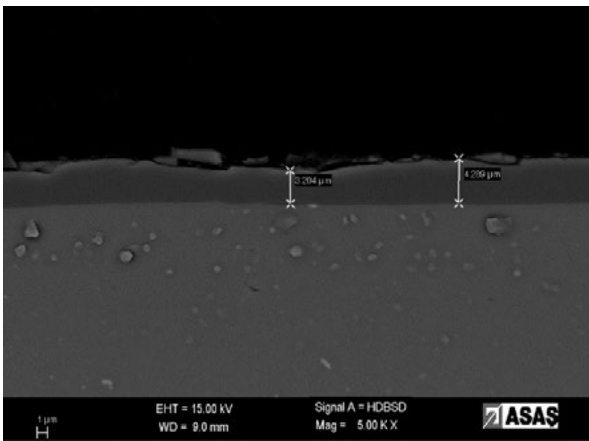
**Çizelge 4.** Numunelerin parlaklık ve renk değerleri

Numune	Parlaklık (GU)	Renk ( $\Delta E$ )
A	64.7	98.27
B	62.2	97.56
C	53.2	98.25

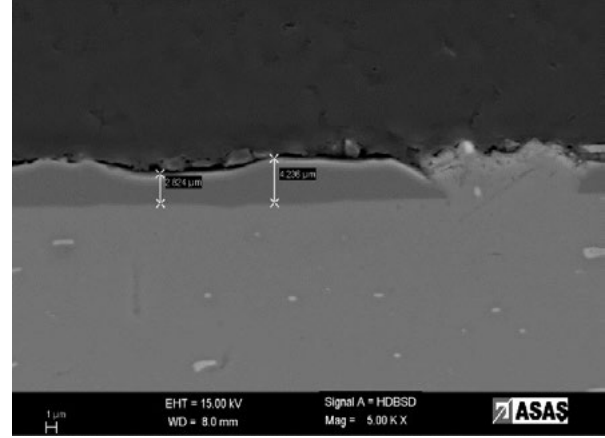
SEM cihazı ile alınan eloksal kaplı ve korozif çözelti içerisine bırakılan numunelerin kesit görüntüleri Şekil 7, 8 ve 9 'da görülmektedir. İncelemeler sonucunda, belirtilen çıkış sıcaklıklarına sahip numunelerde herhangi bir korozyona rastlanmamış olup, eloksal kalınlığında kayda değer bir değişim görülmemiştir.



**Şekil 7.** Korozif ortamda bekletilen eloksal kaplanmış A numunesi. (3.96 µm)



**Şekil 8.** Korozif ortamda bekletilen eloksal kaplanmış B numunesi. (3.74 µm)



**Şekil 9.** Korozif ortamda bekletilen eloksal kaplanmış C numunesi. (3.52 µm)

Eloksal kaplı numuneler, yüzeyleri çizildikten sonra potansiyostat cihazı ile korozyon hızları ölçülmüştür. Belirtilen ekstrüzyon çıkış sıcaklıklarında A ve B numunesinin korozyon hızları birbirine yakınken, C numunesinin korozyon hızı daha az çıkmıştır.

**Çizelge 5.** Numunelere ait potansiyostat sonuçları

Numune	Ecorr (mV)	Icorr (µA)	Korozyon Hızı (mppy)
A	-158,927	4,139	0,043
B	-154,587	3,832	0,039
C	-150,247	3,331	0,035

#### 4. Sonuç

Yapılan çalışmada farklı çıkış sıcaklığı ile üretilmiş 3 adet profilin eloksal yüzey kalitesi ve korozyon direnci incelenmiştir. İncelemeler sonucunda;

- Çıkış sıcaklığının artışı ile eloksal kaplama bulunmayan numunelerin korozyon direncinin azaldığı görülmüştür.
- Çıkış sıcaklığının artışı ile eloksal kaplanmış numunelerin yüzey parlaklığının azaldığı gözlemlenmiştir.
- Belirtilen ekstrüzyon çıkış sıcaklıkları, eloksal kalınlığında kayda değer bir değişim yaratmamıştır.
- Eloksal kaplanmış numunelerin korozif ortam içerisinde buldukları süreç boyunca, kaplama kalınlıklarında bir değişim olmamıştır.
- Çıkış sıcaklığının artışı ile eloksal kaplanmış numunelerin korozyon hızının azaldığı gözlemlenmiştir. Ancak numuneler arasındaki korozyon hız farkları birbirlerine çok yakındır.

İlerleyen çalışmalarda TEM veya FE-SEM gibi görüntüleme özellikleri daha güçlü olan mikroskoplar

kullanılarak, Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerinin yapıya dağılımı incelenerek, eloksal yüzey kalitesine ve korozyona olan etkileri araştırılabilir.

#### **Teşekkür**

Yapılan çalışmaya verdikleri emek ve katkıları için tüm ASAŞ Ar-Ge ekibine, Sayın Samet Sevinç ve Sayın Mustafa Türk 'e teşekkür ederiz.

#### **Referanslar**

- [1] Precipitation Hardening of Aluminum Alloys, Total Materia, 2019
- [2] Gazapo, J. L., and J. Gea. "TALAT Lecture 5203: Anodizing of Aluminium." European Aluminium Association (1994).
- [3] Stevenson Jr, Milton F. "Anodizing." (2013).
- [4]H. Zhu, X. Zhang, M.J. Couper & A. K. Dahle Metallurgical and Materials Transactions A, volume 40, (2009) 3264 – 3275
- [5] F. Eckermann, T. Suter, P. J. Uggowitzer, A. Afseth, P. Schmutz, Electrochimica Acta ,Volume 54, Issue 2, (2008), 844-855

# Yaşam Döngüsü Analizi ve Ekstrüzyon Metoduyla Üretilen Yapı İnşa Profilleri Üzerinde Bir Uygulama Örneği

Life Cycle Assessment and an Application Example For Building Construction Profiles Produced by the Extrusion Method

**Aysel PİLAV**

Yeşilova Holding A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Within the scope of the fight against global climate change, the fact that environmental problems are a problem that affects all societies has been understood and the necessity of international restructuring and cooperation has emerged to solve these problems. The most important reason of global climate change is the increase in greenhouse gas emissions as a result of human activities depending on the economic policies followed. At this point, states are taking joint steps to minimize the destructive effects of global climate change. One of these steps is the Paris Climate Agreement. The main objective of this agreement is to achieve a significant reduction in global temperature increase below 2 degrees Celsius through emission reduction steps included in the national contribution declarations of the parties, to limit it to 1.5 degrees if possible and to reach the carbon-neutral target by 2050 on the whole planet. In the scope of agreement, the parties will conduct and report an inventory of greenhouse gases every two years. At this point, it is important to calculate the energy consumption of products, services or processes and therefore their effects on the environment in parallel with global economic and environmental policies. In order to make this calculation, it is necessary to obtain data based on scientific analysis and measurements. One of the effective methods for obtaining this data is 'Life Cycle Analysis' (LCA). 'Life Cycle Analysis' is a method used to identify, report and manage the environmental impacts of products, services or processes at different life cycle stages. This method allows energy efficiency and environmental impact assessment to be carried out in a healthy way in sectors with high energy needs, such as the aluminum sector. In this study, basic information about the application methodology of 'Life Cycle Analysis' was given by conducting a literature search and the research findings were evaluated by examining a LCA study with the participation of aluminum extrusion profile manufacturers.

## Özet

Küresel iklim değişikliği ile mücadele kapsamında çevre sorunlarının bütün toplulukları etkileyen bir sorun olduğu

gerçeği anlaşılmış ve bu sorunların çözümü için uluslararası çapta yeniden yapılanma ve iş birliği zorunluluğu ortaya çıkmıştır. Küresel iklim değişikliğinin en önemli nedeni ise izlenen ekonomik politikalara bağlı olarak gerçekleşen insan faaliyetlerinin sonucunda ortaya çıkan sera gazı emisyonlarındaki artıştır. Bu noktada devletler küresel iklim değişikliğinin yıkıcı etkilerini en aza indirmek için ortak adımlar atmaktadırlar. Bu adımlardan biri de Paris İklim Anlaşmasıdır. Bu anlaşmada temel hedef, taraf ülkelerin ulusal katkı beyanlarında yer alan emisyon azaltım adımlarıyla küresel sıcaklık artışını 2 derecenin kayda değer şekilde altında tutmayı başarmak, mümkünse 1,5 derecede sınırlamak ve 2050 itibarıyla tüm gezegende karbon-nötr hedefine ulaşmaktır. Anlaşma kapsamında taraflar iki yılda bir sera gazı envanteri çıkaracak ve raporlayacaktır. Bu noktada küresel boyuttaki ekonomi ve çevre politikalarına paralel olarak ürünlerin, hizmetlerin ya da proseslerin enerji tüketiminin ve dolayısıyla çevre üzerindeki etkilerinin hesaplanması önem teşkil etmektedir. Bu hesaplamaların yapılabilmesi için de bilimsel analiz ve ölçümlere dayalı verilerin elde edilmesi gerekmektedir. Bu verilerin elde edilmesi için etkili yöntemlerden biri 'Yaşam Döngüsü Analizi' (YDA) dir. 'Yaşam Döngüsü Analizi' ürün, hizmet ya da proseslerin yaşam döngüsünün farklı aşamalarındaki çevresel etkilerini belirlemek, raporlamak ve yönetmek için kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntem alüminyum sektörü gibi yüksek enerji ihtiyacı olan sektörlerde enerji verimliliği ve çevresel etki değerlendirmesinin sağlıklı bir şekilde yapılmasına olanak sağlar. Bu çalışmada literatür araştırması yapılarak 'Yaşam Döngüsü Analizi'nin uygulama metodolojisi ile ilgili temel bilgiler verilmiş ve alüminyum ekstrüzyon profil üreticilerinin katılımıyla gerçekleşen bir YDA çalışması incelenerek araştırma bulguları değerlendirilmiştir.

## 1. Giriş

Küresel ısınma ve iklim değişikliği ile mücadele kapsamında ülkelerin iklim politikasında önemli değişiklikler yaşanmaktadır. 2015 Paris İklim Anlaşması [1] ile Türkiye dahil 195 ülkenin sera gazı emisyonlarını azaltacağına dair taahhütte bulunması atılan önemli adımlardan biridir.

Türkiye 2021 yılında bu anlayışı meclis onayından geçirerek kendi belirlediği oranlarda sera gazı emisyonu azaltma çalışmalarına başladı. Bu çalışmalar tüm üretim, tüketim ve geri dönüşüm süreçleri çevresel etkilerinin somut bir şekilde hesaplanması ile mümkündür. Bu noktada süreçlerin izlenmesi, doğrulanması ve raporlanmasını sağlayan metodolojilerden biri 'Yaşam Döngüsü Analizi'dir. Yaşam Döngüsü Analizi (YDA) bir ürünün, hizmetin ya da prosesin hammadde elde edilme aşamasından başlayarak üretim, tüketim, bertaraf, geri dönüşüm ve nakliye olmak üzere tüm yaşam döngüsü aşamalarının incelenerek bu ürün, hizmet ya da prosesin ISO 14040/44 standartlarına göre çevresel performansını değerlendirmek, raporlamak ve yönetmek için kullanılan sistemattir. Çevresel performans ürünün, hizmetin ya da prosesin yaşam döngüsü aşamaları süresince ortaya çıkardığı emisyonların yerel veya küresel çevre (insan da dahil olacak şekilde) üzerindeki etkisine bağlıdır. Bu emisyonlar sadece küresel ısınmaya sebep olan sera gazı emisyonları ile sınırlı olmayıp aynı zamanda hava asitlenmesine sebep olan (tehlikeli veya toksik) partikül ve gaz ve su ötrofikasyonuna sebep olan atık su ve katı atık emisyonları gibi emisyonları da içerir.

YDA bir ürünün, hizmetin veya bir prosesin hammaddelerinin elde edilmesinden başlayarak, işleme, üretim, kullanım, yaşam sonu ve bertarafına kadar tüm yaşam döngüsü boyunca çevresel etkilerinin hesaplandığı, ölçülebildiği, raporlanabildiği, kaynak verimliliği ve atık oluşum miktarı dâhil bilgiler veren bir değerlendirme yöntemidir. YDA ayrıca bir ürün sisteminin ilgili girdi ve çıktıların bir envanterini derlemek, bu girdi ve çıktıların ilişkili potansiyel çevresel etkileri değerlendirmek ve envanter analizi ve etki değerlendirme aşamalarının sonuçlarını çalışmanın amaçlarıyla ilişkili olarak yorumlamak olarak açıklanır [2]. "Yaşam döngüsü" terimi, bir ürün, sistem ya da proses için hammadde çıkarımı ve üretimi ile başlayıp, kullanım, bakım, geri dönüşüm ve nihai bertaraf ile sona eren ana faaliyetleri ifade eder. Bu nedenle, YDA çalışmalarının amacı, tüm yaşam döngüsü aşamalarında daha düşük çevresel etkiler ve daha az kaynak kullanımı perspektifinden ürün veya süreçler için potansiyel iyileştirme fırsatlarını belirlemektir. YDA, yaşam döngüsünün bir aşamasındaki etkileri en aza indirmeye çalışırken yaşam döngüsünün başka bir aşamasında başka bir yerde etkinin artmasını önlemeye yardımcı olur. Örneğin, bir ürünün kullanımı aşamasında enerji tasarrufu sağlarken, ürünün üretimi aşamasında da ihtiyaç duyulan enerjinin artmasını önler [3]. Alüminyum ekstrüzyon prosesinin yüksek enerji ihtiyacı ve ekstrüzyon ile üretilmiş profillerin inşaattan otomotive birçok sektörde yoğun kullanımı göz önüne alındığında, bu proses ile üretilen bir ürünün YDA çevresel performans değerlendirmesinin yapılması önem arz etmektedir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmada 'Yaşam Döngüsü Analizi'nin uygulama metodolojisi ve Kuzey Amerika'da (ABD ve Kanada) üretilen dört alüminyum yapı ürününün (ekstrüzyon yöntemi ile üretilmiş) ortalama yaşam döngüsü envanteri ve yaşam döngüsü etki değerlendirmesi (LCIA) sonuçları değerlendirilmektedir.

### 2.1. Yöntem

Yaşam Döngüsü Analizinin uygulama metodolojisi 4 ana aşamadan oluşmaktadır.

1. İlk aşama yapılacak çalışma için kapsam ve hedeflerin tanımlanmasıdır. Böylelikle çalışmanın amacı açık bir şekilde ifade edilir ve sonuçların hangi amaç ile kullanılacağı belirlenir. Çalışma kapsamının sınırları (coğrafi ve zamansal olarak) ve sınır koşulları belirlenir. Bu sınır koşullar çalışmaya nelerin dahil edildiğinin yanı sıra veri eksikliği, ihmal edilebilir girdiler gibi sebeplerden dolayı nelerin dahil edilmediğini de belirler. YDA'nın kapsamı bir ürünün, hizmetin ya da prosesin yaşam döngüsünde kapsadığı aşamalarına göre çeşitlenmektedir. Yaşam döngüsü hammadde eldesinden (beşik) atık bertarafına (mezar) kadar analiz edildiği takdirde beşikten-mezara, hammadde eldesinden (beşik) fabrikaya iletim aşamasına (kapı) kadar analiz edildiği takdirde beşikten-kapıya ve fabrikaya iletim aşamasından (kapı) fabrikadan çıkış dağıtım aşamasına (kapı) kadar analiz edildiği takdirde kapıdan-kapıya olarak adlandırılmaktadır [4].

2. İkinci aşama envanter analizi olarak adlandırılır. YDA'sı yapılan ürün, hizmet ya da prosesin (kapsamda belirlenen sınırlar çerçevesinde) hammadde elde edilmesinden bertaraf edilmesine kadar olan tüm süreçlerinin girdi (enerji, su, hammaddeler vb.) ve çıktıların (yarı mamül, mamül, katı, sıvı ve gaz emisyonlar, proses atıkları vb.) veri olarak toplanmasıdır. Bu sayede belirlenen sistem sınırları içerisinde kullanılan enerji ve hammadde miktarı ile ortaya çıkan emisyon türleri ve miktarları belirlenmiş olur [5].

3. Üçüncü aşama etki analizi olarak adlandırılır. Envanter analizi ile elde edilen verilerin potansiyel çevresel etkilerinin büyüklüğünü ve önemini anlamayı ve değerlendirmeyi amaçlayan yaşam döngüsü değerlendirmesi aşamasıdır [5].

4. Dördüncü ve son aşama yorumlama olarak adlandırılır. 'Yaşam Döngüsü Yorumu', envanter ve etki analizi sonucunda elde edilen verilerin tanımlanan hedef ve kapsam doğrultusunda eksiksiz, kolay anlaşılabilir ve tutarlı bir şekilde bir araya getirildiği aşamadır. Bu veriler, sonuç ve öneriler şeklinde karar vericilere sunulur.

### 2.1. Bulgular

Bu bilgiler ışığında alüminyum ekstrüzyon yöntemi ile üretilen yarı mamul yüzey işleme görmüş yapı inşa alanında kullanılan dört farklı profilin beşikten-kapıya 'Yaşam

Döngüsü Analizi’ sonuçları paylaşılmaktadır [6]. Bu çalışmada ürün tasarımı, yapı-inşa prosesleri, ürün kullanımı ve kullanım ömrü sonu kapsam dışı bırakılmıştır. Tablo 1’de görüleceği üzere sistem sınırları hammadde, katkı maddeleri ve enerji eldesi, hammaddelerin üretim sahasına taşınması ve ekstrüzyon prosesi ile profil üretim süreci olarak belirlenmiştir. Ayrıca kullanım ömrü sonu, geri dönüşüm ve bertaraf süreçleri ekstrüde edilen ürünün %95’inin kullanım ömrünün sonunda geri dönüştürüldüğü ve %5’inin bertaraf edildiği varsayılarak çalışmaya dahil edilmiştir. Çalışmanın fonksiyonel birimi 1 metrik ton Alüminyum olarak belirlenmiştir.

**Tablo 1.** Sistem sınırları.

SİSTEM SINIRLARININ TANIMI (X: YDA'ya dahil edilmiş, BD: Bildirimde bulunulmadı)													
Üretim Evresi			Yapı-inşa Evresi		Kullanım Evresi			Kullanım Ömrü Sonu Evresi			Sistem sınırlarının ötesinde ki faydalar		
Hamme çıkartımı	Nakliye (ekstrüzyon alanına)	Üretim (Ekstrüzyon alanı)	Nakliye (yapı inşa alanına)	Yapı-inşa prosesleri	Kullanım	Bakım	Tamir	Yıkım-sökme prosesleri	Nakliye (Atık imha alanına)	Atık prosesleri	İmha Etme	Yeniden kullanım- Kurtarma- Geri dönüşüm	D
X	X	X	BD	BD	B	B	B	X	X	X	X	X	X

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Etki değerlendirme kategorileri küresel ısınma, ozon tabakası incelme, asidifikasyon, ötrofikasyon, duman oluşum potansiyelleri, kaynak kullanımı, tehlikeli atık, geri dönüştürülen malzeme, yeniden kullanılabilir malzeme miktarları olarak belirlenip ölçülmeye çalışılmıştır. Çalışmanın üretime dayalı birincil verileri Aluminum Assosiation’ın (AA)[7] 2016 verilerine dayanmaktadır. Enerji kaynağı, nakliye gibi ikincil veriler GaBi[8] 10 yazılımının 2016-2021 referans yılları verilerine dayanmaktadır ve YDA bu yazılım ile oluşturulmuştur. Veriler, Amerika Birleşik Devletleri ve Kanada’daki AA üyelerinin yarı mamul alüminyum ekstrüzyon profil üretimine aittir. YDA etki değerlendirmesi sonuçları aşağıdaki tablolarda gösterilmiştir.

**Tablo 2.** Kuzey Amerika YDA sonuçları (1 ton alüminyum ekstrüzyon için)

Etki Kategorisi	Br	A1-A3	C1	C2	C3	C4	D
-----------------	----	-------	----	----	----	----	---

<b>Küresel Isınma Potansiyeli</b>	kg CO2	6.08E+03	x	9.90E+00	x	2.17E+00	3.39E+03
<b>Ozon Tabakası İncelme Potansiyeli</b>	kg CFC-11	3.48E-07	x	1.05E-15	x	7.02E-15	2.55E-13
<b>Asidifikasyon Potansiyeli</b>	kg SO2	2.31E+01	x	2.85E-02	x	9.49E-03	1.60E+01
<b>Ötrofikasyon Potansiyeli</b>	kg N	6.36E-01	x	3.36E-03	x	5.35E-04	-3.56E-01
<b>Duman Oluşum Potansiyeli</b>	kg O3	2.22E+02	x	6.40E-01	x	1.67E-01	1.32E+02
<b>Enerji Kaynağı (Fosil Yakıtlar)</b>	MJ, LHV	6.51E+03	x	1.86E+01	x	4.25E+00	2.28E+03

**Tablo 3.** Her Bir Üretim Prosesinin Etkisi (1 ton alüminyum ekstrüzyon için)

Etki Kategorisi	Birim	Birincil ingot	İkincil ingot	Artık Katkısı	Bilet Dökümü	Ekstrüzyon	Nakliye	Kullanım Ömrü Sonu
<b>Küresel Isınma Potansiyeli</b>	kg CO2	4.60E+03	2.30E+01	9.37E+01	7.45E+02	7.52E+02	4.06E+01	-E+03
<b>Ozon Tabakası İncelme Potansiyeli</b>	kg CFC-11	-1.07E-13	8.44E-15	4.37E-14	4.47E-09	3.44E-07	4.32E-15	2.94E-13
<b>Asidifikasyon Potansiyeli</b>	kg SO2	2.09E+01	6.92E-02	9.51E-02	1.48E+00	1.26E+00	1.17E-01	-E+01
<b>Ötrofikasyon Potansiyeli</b>	kg (PO4)3	4.74E-01	2.04E-03	8.06E-03	6.53E-02	9.22E-02	1.38E-02	-E-01
<b>Duman Oluşum Potansiyeli</b>	kg O3	1.76E+02	7.76E-01	2.06E+00	2.37E+01	2.30E+01	2.62E+00	-E+02
<b>Enerji Kaynağı (Fosil Yakıtlar)</b>	MJ	3.54E+03	3.46E+01	2.01E+02	1.42E+03	1.36E+03	7.64E+01	-E+03

**Tablo 4.** Kaynak Kullanımı (1 ton alüminyum ekstrüzyon için)

Parametre	Birim	A1-A3	C1	C2	C3	C4	D
<b>Yakıt olarak kullanılan birincil enerji kaynakları</b>	MJ, LHV	3.04E+04	-	5.82E+00	-	2.71E+00	-E+04
<b>Yakıt olarak kullanılan yenileneme</b>	MJ, LHV	6.99E+04	-	1.40E+02	-	3.35E+01	-E+04

yen birincil kaynaklar							
Malzeme olarak kullanılan enerji içeriğine sahip yenileneme yen birincil kaynaklar	MJ, LHV	1.20E+02	-	-	-	-	6.33E+01
İkincil Malzemele r	kg	8.79E+02	-	-	-	-	4.26E+02
Net tatlı su kaynaklarının kullanımı	m3	6.95E+03	-	2.55E+01	-	4.43E+00	3.04E+03

[6] EPD, Background Report, (2022) North American Semi-Fabricated Aluminum Products for Building & Construction  
 [7]<[https://www.aluminum.org/sites/default/files/2022-01/2022\\_Semi-Fab\\_LCA\\_Report.pdf](https://www.aluminum.org/sites/default/files/2022-01/2022_Semi-Fab_LCA_Report.pdf)> Tarih: 20.07.2023.  
 [8]<<https://sphaera.com/product-sustainability-software/>> Tarih: 20.07.2023.

#### 4. Sonuç

Yapılan YDA çalışması yaşam döngüsünde üretim evrelerinin (A1-A3) çevresel etki olarak daha büyük bir rol oynadığını göstermektedir. Geri dönüşüm (D) ikincil bir rol oynarken, bertaraf (C4) nispeten daha küçük bir rol oynamaktadır. Üretim tesislerine (A2-A4) ve atık imha alanlarına yapılan nakliye (C2) genel etki analizi sonuçları üzerinde minimum etkiye sahiptir. Her şeyden önce, çevresel etkilerin çoğu birincil alüminyumdan külçe elde edilmesine kadar olan süreçten kaynaklanmaktadır. Bu sebepten ötürü geri dönüşüm sonucu elde edilen ikincil alüminyumun üretim evrelerinde daha fazla kullanılması çevresel etkiyi olumlu anlamda etkileyecektir. Geri dönüşümün etkileri yaşam döngüsünde önemli olduğundan, geri dönüşüm oranındaki pozitif bir değişiklik, bu çalışmanın çevresel etki sonuçlarını da etkileyecektir. Yapılan bu çalışmadan da görülebileceği üzere YDA bir sistemdeki her bir basamağın ayrı ayrı detaylı incelenmesini sağlayarak en çok kirlenici oluşturan basamakların belirlenmesinde ve bu basamaklar için geliştirme ya da iyileştirme çalışmaları yapılmasında karar vericilere yön gösterici olmaktadır.

#### Referanslar

- [1]<<https://web.archive.org/web/20151212194411/https://unfccc.int/resource/docs/2015/cop21/eng/109r01.pdf>> Tarih: 20.07.2023.  
 [2] ISO, 14040:2006. Environmental Management – Life cycle assessment. Principles and framework. International Organisation for Standardisation (ISO).  
 [3] Menoufi, Karim Ali Ibrahim, (2011). Life Cycle Analysis and Life Cycle Impact Assessment methodologies: A state of the art. Treball de final de màster. Universitat de Lleida Escola Politècnica Superior, Lleida: ss.10.  
 [4] ISO, 1997a. Environmental Management- Life Cycle Assessment - Principles and Framework, prEN ISO 14040.  
 [5] ISO, 1997b. Environmental Management- Life Cycle Assessment - Goal and Scope Definition and Life Cycle Inventory Analysis, DIS 14041.

# Farklı Kimyasal Kompozisyona Sahip 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarının Farklı Matris ve Takviye Malzemesine Sahip Kompozit Malzemelere Yapışma Davranışının İncelenmesi

Investigation of the Adhesion Behavior of 6XXX Series Aluminum Alloys with Different Chemical Compositions to Composite Materials with Different Matrix and Reinforcement Materials

**Aysel PİLAV, İrem SAPMAZ, Melih KEKİK**

Yeşilova Holding A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Nowadays increasing environmental pressure and company policies require weight reduction studies in order to reduce fuel consumption and greenhouse gas emissions in the automotive sector. Such pressures directly affect the automotive sector globally, especially bring aluminum or aluminum composite hybrid material applications to the forefront instead of steel. With the use of hybrid materials, a significant weight reduction is achieved in structural parts used in automotive. However, the bonding method, which is one of the joining technologies to be used in the joining of composite and metallic materials, and the performance of the adhesives used in this method have critical importance. In this study, aluminum alloys, composites and the most suitable structural adhesive to use with these materials will be preferred; depending on the chemical composition of 6xxx series aluminum alloys produced by extrusion method; adhesion behavior to composites with different matrix and reinforcement material will be examined. The adhesion performances of hybrid materials will be analyzed according to the chemical composition of the aluminum alloy, the types of matrix and reinforcement elements of the composite used and the choice of adhesive used. Adhesion performance of hybrid material applications; will be characterized by tensile testing.

## Özet

Günden güne artan çevresel baskı ve şirket politikaları otomotiv sektörü özelinde yakıt tüketimi ve sera gazı emisyonlarının düşürülmesi adına yapılan ağırlık azaltma çalışmalarını zorunlu kılmaktadır. Küresel olarak özellikle otomotiv sektörünü doğrudan etkileyen bu tür baskılar, çelik yerine alüminyum ya da alüminyum-kompozit hibrit malzeme uygulamalarını ön plana çıkartmaktadır. Hibrit malzeme kullanımı ile otomotivde kullanılan yapısal parçalarda dikkate değer bir oranda ağırlık azaltma sağlanmaktadır. Ancak kompozit ve metalik malzemelerin bir araya getirilmesinde kullanılacak birleştirme

teknolojilerinden biri olan yapıştırma yöntemi ve bu yöntemde kullanılan yapıştırıcıların performansı kritik bir önem arz etmektedir. Bu çalışmada, otomotiv sektöründe kullanımı yaygın olan alüminyum alaşımları, kompozitler ve bu malzemeler ile kullanımı en uygun yapısal yapıştırıcı tercih edilecek olup; ekstrüzyon yöntemi ile üretilen 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak; farklı matris ve takviye malzemesine sahip kompozitlere yapışma davranışı incelenecektir. Alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonuna, kullanılan kompozitin matris ve takviye elemanlarının türlerine ve kullanılan yapıştırıcı seçimine göre hibrit malzemelerin yapışma performansları analiz edilecektir. Hibrit malzeme uygulamalarının yapışma performansı; çekme testleri ile karakterize edilecektir.

## 1. Giriş

Günümüzde birçok sektörde olduğu gibi otomotiv sektöründe de daha düşük enerji tüketimi ile daha hafif ve daha dayanıklı yapılar sağlayan yeni malzemeler araştırılmakta ve denenmektedir. Otomotiv endüstrisinde en çok kullanılan malzeme olan çeliğin yerini alüminyum ve alüminyum ile kullanılan kompozit malzemeler almaya başlamıştır. Otomotiv sektöründe alüminyumun tercih edilmesinin temel sebebi, mukavemet-ağırlık oranıdır. Yüksek mukavemet ve düşük ağırlığıyla alüminyum özellikle elektrikli araçlar için kritik olan ağırlık azaltma çalışmalarında önemli bir rol oynamaktadır [1]. Alüminyuma ek olarak karbon ya da cam fiber ile güçlendirilmiş kompozit malzemeler ise hafif ve dayanıklı yapılar olmalarından ötürü kapsamlı endüstriyel uygulamalara sahiptir. Bu malzemeler birçok üründe (özellikle otomotiv ve raylı sistemlerde) alüminyum alaşımları ile birleştirilerek kullanılmaktadır. Birleştirme yöntemi olarak perçin, kaynak, lehim gibi geleneksel yöntemleri kullanmak yerine yeni nesil birleştirme teknolojilerinden biri olan yapısal yapıştırıcı kullanımı ise daha az ağırlık, daha düzgün gerilim dağılımı, su yalıtımı gibi avantajlar sağlamaktadır [2]. Bu çalışmada farklı

matris ve takviye malzemesine sahip kompozit malzemeler ile ekstrüzyon yöntemi ile üretilen 6xxx serisi alüminyum alaşımları, aynı yapısal yapıştırıcı ile aynı sıcaklık, çevre koşulları ve kürlenme süresi ile aynı yüzey işlemlerine tabii tutularak birbirleri ile birleştirilmiş ve çekme performansları değerlendirilmiştir [3-4].

## 2. Deneysel Çalışmalar

### 2.1. Kullanılan Malzemeler ve Ekipmanlar

Alüminyum 6063 ve 6082 numune alaşımlarının kimyasal kompozisyonları sırasıyla aşağıda gösterilmektedir. 100x25mm boyutlarında kesilen numuneler ile çalışmalar yapılmıştır. Alüminyum malzeme kalınlıkları 6063 ve 6082 için 5mm'dir. 6063 alüminyum alaşım numunenin çekme dayanımı 200MPa, 6082 alaşım için ise 250 MPa'dır.

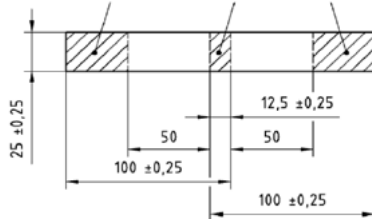
CFR-TP GF60-02 kodlu 5mm kalınlıktaki %49 karbonfiber takviyeli PA66 polimer matrisli kompozit numune 1928 MPa çekme dayanımına sahiptir. Noryl\* SE1GFN2 kodlu 5mm kalınlıktaki %20 cam-fiber takviyeli PP matrisli kompozit numune 80 MPa çekme dayanımına sahiptir.

**Çizelge 1.** 6063 Numunenin kimyasal kompozisyonu.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,2-0,6	0,35	0,1	0,1	0,45-0,9	0,1	0,1	0,1	%rem

**Çizelge 2.** 6082 Numunenin kimyasal kompozisyonu.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,7-1,3	0,5	0,1	0,4-1	0,6-1,2	0,25	0,2	0,1	%rem



**Şekil 1.** Numune Boyutları.

### 2.2. Yapıştırma ve Kürlenme Prosesi

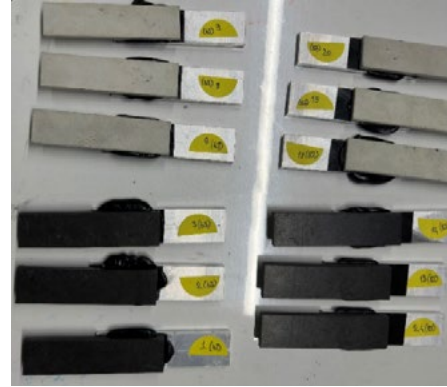
Yapıştırıcının uygulanması esnasında öncelikle yüzey temizliğinde ilk olarak Primer uygulaması Sika Cleaner 206 P kimyasalı ile gerçekleştirilmiştir. Yüzeyler Sika Aktivatör 205 kullanılarak yapıştırılmaya hazır hale getirilmiştir.

Yapısal yapıştırıcı olarak Sikaflex-268 Powercure kullanılmıştır. Yapışma bölgesinin yüksekliği ve sınırlarının belirlenmesi için 3M stoperler yapıştırılmıştır. Kürlenme prosesi yapıştırıcı talimatına uygun olarak

yapılmıştır. 24 saat kürlenme sonrası yüzey tutunması tamamen gerçekleşmiş ve birleşimin kararlı olması sağlanmıştır [5-6].

### 2.3. Çekme Deneyleri

Tüm çekme deneyleri Yeşilova Holding Ar-Ge laboratuvarında bulunan Shimadzu çekme cihazıyla EN 1465 standartına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Her parametre için 3'er adet numune hazırlanmıştır. Numunelere 10mm/dk. hızda çekme testi uygulanmıştır. Hazırlanan numune görselleri aşağıda gösterilmektedir.



**Şekil 2.** Çekme numuneleri.



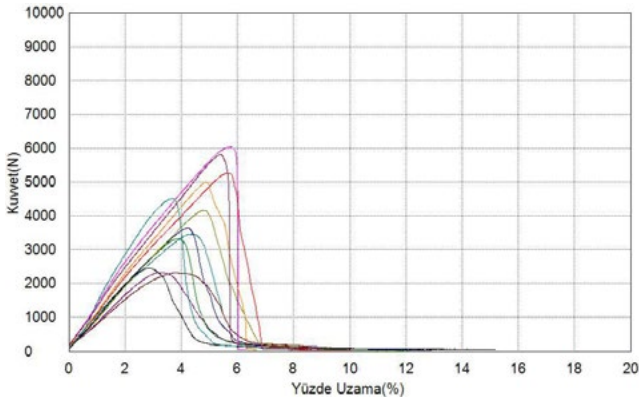
**Şekil 3.** Shimadzu çekme test cihazı.

## 3. Deneysel Sonuçlar ve Tartışma

### 3.1. Çekme Deneyi Tabloları

6063-Camfiber takviyeli PP, 6063-Karbonfiber takviyeli PA66 ve 6082- Camfiber takviyeli PP, 6082-Karbonfiber takviyeli PA66 numunelerin yapıştırma prosesi sonrası çekme deneyi sonuçları aşağıdaki grafikte gösterilmektedir.





En yüksek kopma değerine sahip numune 6082N çekme dayanımı ile Alüminyum 6082- Camfiber takviyeli PP birleştirmesi olmuştur. En düşük değer ise 2321N çekme dayanımı ile Alüminyum 6063-Karbonfiber takviyeli PA66 birleştirmesidir. Tüm birleştirmelerin uzama değerleri toplamda %4-6 aralığında yer almaktadır.

### 3.2. Kopma Modları

6063-Camfiber takviyeli PP, 6063-Karbonfiber takviyeli PA66 ve 6082- Camfiber takviyeli PP, 6082-Karbonfiber takviyeli PA66 numunelerinin çekme testi başarıyla tamamlanmıştır. Kopma modu inceleme çalışmalarında elde edilen 6063 ve 6082 alaşıma ait görseller sırasıyla Şekil 4 ve 5'te gösterilmektedir.



Şekil 4. 6063-Karbonfiber ve 6063-Camfiber.



Şekil 5. 6082-Karbonfiber ve 6082-Camfiber.

Çekme deneyi sonrasında ayrılan tüm numuneler ISO 10365:2022 standartına uygun olarak incelenmiştir. Literatürdeki örneklere uygun olarak yapıştırıcılı tüm bağlantılar geçerli olan kohezyon tipi kopma davranışı göstermiştir. Dört farklı türde gerçekleştirilen birleştirmelerdeki tüm numunelerde kohezif kopma meydana gelmiştir [7].

### 4. Sonuçlar ve Öneriler

6063-Camfiber, 6063-Karbonfiber ve 6082-Camfiber, 6082-Karbonfiber numunelerin Sikaflex-268 Powercure ile yapıştırma prosesi başarıyla tamamlanmıştır. Tüm numunelerin doğru şekilde kürlendiği görülmektedir. Bu birleştirmeler sonrasında çekme testlerinden elde edilen grafikler sonrasında elde edilen sonuçlar;

- Çekme dayanımı en yüksek birleşme olarak Camfiber takviyeli PP – Alüminyum 6082 birleştirmesidir,
- En zayıf birleşme ise Karbonfiber takviyeli PA66 ile Alüminyum 6063 alaşımında meydana gelmiştir.
- Cam-fiber takviyeli PP malzemenin Sikaflex-268 Powercure ile en iyi dayanımı 6082 Alüminyum alaşımında gösterdiği görülmüştür.
- Karbonfiber takviyeli PA66 malzemenin Sikaflex-268 Powercure ile en iyi dayanımı 6082 Alüminyum alaşımında gösterdiği görülmüştür.
- 6082 Alüminyum alaşımının, otomotiv sektöründeki yapısal parça uygulamalarında hybrid malzeme kullanımı yaklaşımı için en iyi performansı verdiği gözlemlenmiştir.

**Öneriler;**

- Farklı takviye malzemelerinin aynı oranda kullanıldığı deneysel tasarım ile yapılan çalışma detaylı incelenebilir.
- Birleştirmelerin çekme-sıyırma dayanımı ve iklimlendirme testleri yapılarak sonuçlar incelenebilir.

**Referanslar**

- [1] <[https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2023/05/23-05-02-European-Aluminium\\_PR\\_Aluminium-Usage-in-Cars-Surges-as-Automotive-Industry-Shifts-Towards-Electrification.pdf](https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2023/05/23-05-02-European-Aluminium_PR_Aluminium-Usage-in-Cars-Surges-as-Automotive-Industry-Shifts-Towards-Electrification.pdf)> Erişim Tarihi: 14.07.2023.
- [2] Abbood, I. S., aldeen Odaa, S., Hasan, K. F., & Jasim, M. A. (2021). Properties evaluation of fiber reinforced polymers and their constituent materials used in structures–A review. *Materials Today: Proceedings*, 43, 1003-1008.
- [3] Butenegro, J. A., Bahrami, M., Swolfs, Y., Ivens, J., Martínez, M. Á., & Abenojar, J. (2022). Novel thermoplastic composites strengthened with carbon fiber-reinforced epoxy composite waste rods: Development and characterization. *Polymers*, 14(19), 3951.
- [4] Argoud, N., Rousseau, J., Piezel, B., Chettah, A., Cadu, T., Fiore, A., & Fontaine, S. (2018). Multi-axial testing of thick adhesive bonded joints of fibre reinforced thermoplastic polymers. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 84, 37-47.
- [5] <[https://www.3m.com.tr/3M/tr\\_TR/bonding-and-assembly-tr/structural-adhesives/faqs/](https://www.3m.com.tr/3M/tr_TR/bonding-and-assembly-tr/structural-adhesives/faqs/)> Erişim Tarihi: 14.07.2023.
- [6] <https://industry.sika.com/en/home/marine/leisure-boats-and-yachts/glass-bonding/sikaflex-268-powercure.html> Erişim Tarihi: 21.07.2023.
- [7] Lauter, C., Frantz, M., Kohler, J. P., & Troester, T. (2012). Crash tests of hybrid structures consisting of sheet metal and local CFRP reinforcements. In 15th European conference on composite materials, Venice.

# Hesaplmalı Malzeme Mühendisliği Teknolojileri ile AA2024 Alüminyum Alaşımlarının Termodinamik ve Termokinetik Özelliklerinin İncelenmesi

Investigation of the Thermodynamic and Thermokinetic Properties of AA2024 Aluminum Alloys by Computational Material Engineering Technologies

**Burak BARUTÇUOĞLU, Berke ERK, Ayça ESKİCİ, Andaç CEYLAN**

Onatus Öngörü Teknolojileri  
Türkiye

## Abstract

Aluminum 2xxx alloys have a good balance of strength, toughness and corrosion resistance. These alloys are age-hardenable alloys. AA2024 is the most important alloy in the 2xxx series and is widely used in the aerospace industry due to its excellent strength-to-weight ratio and corrosion resistance. In this study, using Computational Materials Engineering Technologies, temperature-dependent properties of AA2024 alloy were calculated based on the standard chemical composition. The phases and secondary precipitates formed under equilibrium and non-equilibrium conditions were calculated with the percentage change of the elements.

## Özet

Alüminyum 2xxx alaşımları iyi bir mukavemet, tokluk ve korozyon direnci dengesine sahiptir. Bu alaşımlar, yaşlandırma ile sertleşebilir alaşımlardır. AA2024, mükemmel mukavemet-ağırlık oranı ve korozyon direnci nedeniyle 2xxx serisindeki en önemli alaşımdır ve havacılık sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çalışmada, Hesaplmalı Malzeme Mühendisliği Teknolojileri kullanılarak AA2024 alaşımının standart kimyasal kompozisyonundan yola çıkarak sıcaklığa bağlı özellikleri hesaplanmıştır. Elementlerin yüzde değişimi ile denge ve denge dışı koşullarda oluşan fazlar ve ikincil yapılar hesaplanmıştır.

## 1. Giriş

Otomotiv ve havacılık sektöründe ağırlığın azaltılmasına yönelik güçlü talep, düşük ağırlıklı malzemeler kullanan ürünlerin tasarımının optimizasyonunu zorunlu kılmaktadır [1-3]. Alüminyum 2xxx serisi alaşımları, düşük yoğunluğu ve yüksek mukavemet / ağırlık oranı nedeniyle havacılık ve otomotiv endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır [4-6]. CALPHAD yaklaşımı, sıcaklığın ve bileşimlerin bir fonksiyonu olarak difüzyon katsayılarının elde edilmesini sağlayan ve karşılığında faz dönüşümlerinin ve mikroyapısal

evrimin zamana bağlılığının tahmin edilmesini sağlayan atomik hareketlilikler gibi diğer özelliklerin modellenmesinde de kullanılmaktadır [7, 8].

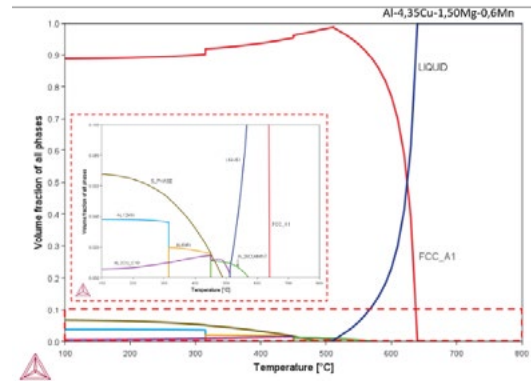
## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışma kapsamında Hesaplmalı Malzeme Mühendisliği aracı olan Thermo-Calc yazılımı kullanılarak AA2024 alaşımının termodinamik ve termokinetik özellikleri incelenmiştir. AA2024 alaşımına ait standart kimyasal kompozisyon Çizelge 1’de verilmiştir.

**Çizelge 1.** AA2024 alaşımının standart kimyasal analizi.

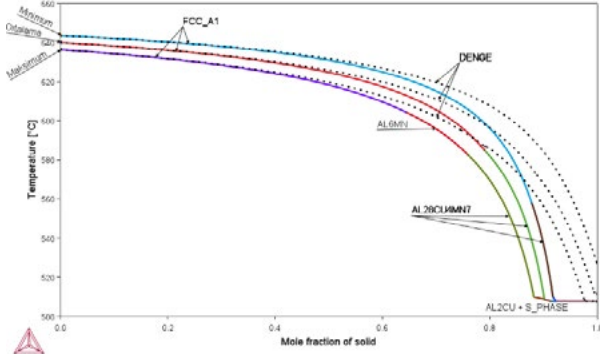
Fe (maks.)	Si (maks.)	Cu	Mn	Al
0,5	0,5	3,80-4,90	0,30-0,90	Kalan
Mg	Cr (maks.)	Zn (maks.)	Ti (maks.)	Diğer (maks.)
1,20-1,80	0,10	0,25	0,15	0,15

AA2024 alaşımı temelde Al-Cu-Mg-Mn alaşımı olup çalışmada ilk olarak bu elementler baz alınmıştır. İlk olarak minimum, ortalama ve maksimum değerlerde denge durumundaki hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Bunlara örnek olarak ortalama kompozisyona ait denge hesaplaması Şekil 1’de verilmiştir.



**Şekil 1.** Ortalama kompozisyonda sıcaklığa bağlı faz hacim miktarları diyagramı

Bir diğer katılaşma yaklaşımı olan Scheil-Gulliver yaklaşımı ile belirlenen kompozisyonların denge dışı durumdaki hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Şekil 2’de denge dışı oluşum diyagramları verilmiştir.



Şekil 2. Scheil-Gulliver hesaplamaları

### 3. Sonuçlar

- Hesaplamalı Malzeme Mühendisliği araçları kullanılarak alüminyum alaşımlarının termodinamik ve termokinetik hesaplamaları gerçekleştirilmektedir.
- AA2024 alaşımı temelinde Al-Cu-Mg-Mn alaşımı olup çalışmada ilk olarak bu elementler baz alınmıştır.
- Denge ve denge dışı koşullarda oluşan yapılar, oluşum sıcaklıkları ve miktarları hesaplanmıştır.
- Bu hesaplamalar sonrasında Fe, Si, Zn, Cr ve Ti elementlerinin eklenerek denge durumundaki hesaplamalar gerçekleştirilmiştir.

### Referanslar

- [1] Y. Chen, Y. Tang, H. Zhang, N. Hu, N. Gao ve M. J. Starink, *Metals*, 9 (2019) 1182.
- [2] M. K. Kenevisi ve F. Lin, *Journal of Alloys and Compounds*, 843 (2020) 155866.
- [3] B. Zahmatkesh, M. H. Enayati ve F. Karimzadeh, *Materials and Design*, 31 (2010) 4891-4896.
- [4] N. M. S. Kumar, Dhruthi, G. K. Pramod, P. Samrat ve M. Sadashiva, *Materials Today: Proceedings*, 58 (2022) 71-79.
- [5] H. Li, W. Xu, Z. Wang, B. Fang, R. Song ve Z. Zheng, *Materials Science & Engineering A*, 650 (2016) 254-263.
- [6] C. K. S. Moy, M. Weiss, J. Xia, G. Sha, S. P. Ringer ve G. Ranzi, *Materials Science & Engineering A*, 552 (2012) 48-60.
- [7] Q. Chen, K. Wu, G. Sterner ve P. Mason, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23 (2014) 4193-4196.
- [8] H. L. Chen, Q. Chen, J. Bratberg ve A. Engström, *Materials Today: Proceedings*, 2 (2015) 4939-4948.

# AA7075 Alüminyum Alaşımının Forge NxT Yazılımı ile Sıcak Dövme Prosesinin Modelleme ve Simülasyon Çalışması

Modeling and Simulation of Hot Forging Process of AA7075 Aluminum Alloy with Forge NxT Software

**Abidin TOKER, Burak BARUTÇUOĞLU, Berke ERK, Ceren UZUN**

Onatus Öngörü Teknolojileri  
Türkiye

## Abstract

7xxx series aluminum alloys (Al-Zn-Mg-Cu alloys) are malleable aluminum alloys with high strength, good corrosion resistance, machinability, and high fatigue strength properties. For this reason, it is widely used in the automotive, aviation and marine industries. The final parts are produced by hot or cold forging of 7xxx series aluminum alloys. AA7075 alloy is the most used alloy in this series. AA7075 alloy provides its final mechanical and microstructural properties by heat treatment (solution + quenching + aging) applied after forging. In this study, modeling and simulation studies of the hot forging process were carried out with the Finite Element Analysis (FEA) software FORGE<sup>®</sup> NxT. As a result of the study; Data such as temperature, stress distribution, strain distribution, hardness and press tonnage were obtained.

## Özet

7xxx serisi alüminyum alaşımları (Al-Zn-Mg-Cu alaşımları), yüksek mukavemet, iyi korozyon direnci, işlenebilirlik ve yüksek yorulma mukavemeti özelliklerine sahip dövülebilir alüminyum alaşımlarıdır. Bu nedenle otomotiv, havacılık ve denizcilik sektörlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. 7xxx serisi alüminyum alaşımları sıcak veya soğuk dövme ile nihai parça üretimi gerçekleştirilmektedir. AA7075 alaşımı bu seride en fazla kullanılan alaşımdır. AA7075 alaşımı, dövme sonrası uygulanan ısı işlem (çözeltiye alma + su verme + yaşlandırma) ile nihai mekanik ve mikroyapısal özelliklerini sağlamaktadır. Bu çalışmada, Sonlu Elemanlar Analiz (SEA) yazılımı FORGE<sup>®</sup> NxT ile sıcak dövme prosesinin modelleme ve simülasyon çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Yapılan çalışma sonucunda; sıcaklık, gerilme dağılımı, gerinim dağılımı, sertlik ve pres tonaj bilgisi gibi veriler elde edilmiştir.

## 1. Giriş

Alüminyum alaşımları, yüksek mukavemet/ağırlık oranı, üstün korozyon direnci, mekanik özellikleri, yüksek termal ve elektrik iletkenliği ve düşük maliyeti nedeniyle

havacılık, otomotiv, denizcilik ve inşaat uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır [1-6]. Çökelti sertleşebilir Al-Zn-Mg-Cu sistemlerine dayalı Al 7xxx serisi alaşımlar bu kapsamda en çok tercih edilen alaşım grubudur. Al7075, istenen özellikleri elde etmek için ısı işlemi tabii tutulabilen yaygın bir yüksek mukavemetli havacılık sınıfı Al alaşımıdır. T6 tavlama ısı işlemi, maksimum nihai çekme mukavemeti ve akma mukavemeti ile sonuçlanır [7, 8].

Çinko ana alaşım elementidir ve 7xxx serisi alüminyum alaşımlarında ağırlıkça %1-8 aralığında bulunur. Alaşımın çinko içeriğinin artırılması, akma dayanımını ve çekme dayanımını artırır, ancak kırılma tokluğunu azaltır. Alaşımın mukavemeti, magnezyum çinko ile MgZn<sub>2</sub> çökeltilerinin oluşumu ile artırılır. 7xxx serisi alüminyum alaşımlarında çinko ve magnezyum elementleri alüminyumda yüksek katı çözünürlüğe sahiptir, bu nedenle bu alaşım elementleri, alaşımın yaşlandırma ile sertleştirme özelliklerini geliştirir. Öte yandan bakır, ısı işlemi sırasında katı çözeltilinin aşırı doygunluğunu artırarak alaşımın yaşlanma davranışını artırır. Bakır içeriği arttıkça su verme hassasiyeti artar ve bu alaşımlarla ilgili önemli bir sorundur. Bakır, 7xxx serisi alaşımların korozyon direnci üzerinde olumlu bir etkiye sahiptir [9-11].

Dövme alaşım grubuna ait bu alaşımlar sıcak veya soğuk dövme ile üretimi gerçekleştirilmektedir. Günümüzde dövme prosesi gerçekleştirilmeden önce sonlu elemanlar analiz yöntemleri ile modelleme ve simülasyon çalışmaları gerçekleştirilmektedir. Bu çalışmalar ile hammadde, insan/saat, zaman ve maliyet kayıpları en aza indirgenmektedir. Bu çalışma kapsamında biyel kolu parçasının AA7075 alaşımı kullanılarak sıcak dövme prosesi ile üretimi Forge<sup>®</sup> NxT 4.0 yazılımında modelleme ve simülasyon çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Farklı sıcaklıklarda dövme yapılmış ve sonuçlar paylaşılmıştır.

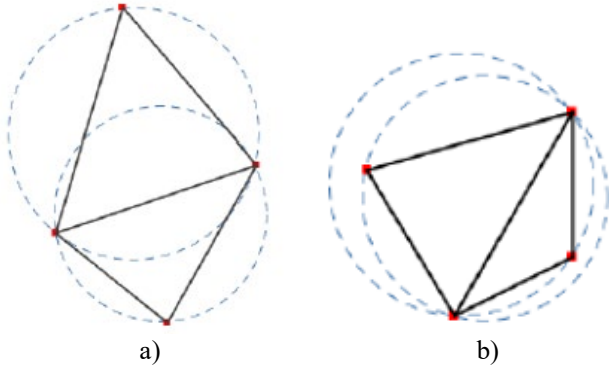
## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışma kapsamında kullanılan EN AA7075 alaşımının kimyasal kompozisyonu Çizelge 1’de verilmiştir. Malzeme kartı olarak FORGE<sup>®</sup> yazılımı içerisinde bulunan AA7075 alaşımı malzeme kartı kullanılmıştır.

Çizelge 1. AA7075 alaşımı kimyasal kompozisyonu

Cu	Zn	Mg	Al
1,2-1,6	5,6-6,1	2,1-2,5	Kalan

FORGE<sup>®</sup> NxT yazılımı, Sonlu Elemanlar Analiz Yöntemine (FEA) dayanmaktadır. Sonlu elemanlar metodu; karmaşık olan problemlerin daha basit alt problemlere ayrılarak her birinin kendi içinde çözülmesiyle tam çözümün bulunduğu bir çözüm şeklidir. Bu metot kısmi diferansiyel denklemlerin sayısal çözümü kullanılan önemli araçlardan biridir. Bu sebeple mesh yapısına ve mesh oluşturulmasına özellikle dikkat edilmelidir. FORGE<sup>®</sup> NxT, iki boyutlu ve üç boyutlu mesh oluşturmada ve iki boyutlu meshlerde triangle (üçgen) eleman, üç boyutlu meshlerde tetrahedron eleman kullanılmaktadır.



Şekil 1. Eleman tipleri a) triangle, b) tetrahedron

### 2.1. Malzeme Davranışları

Forge NxT malzeme davranışını tanımlamak için farklı modeller kullanılmaktadır:

- **Linear Elastik Model:** Malzemeye gelen kuvvetler ortadan kaldırıldığında malzemenin ilk konumuna dönmesi durumudur. Gerilme, kuvvet ile orantılıdır. Gerilme tensörünün küçük deformasyonlara (gerinimler) bağlı olduğu modellerdir.
- **Plastik Model:** Malzeme üzerine gelen kuvvetler ve gerilmeler ortadan kalktıktan sonra malzemenin eski haline dönememesi durumudur. Gerilme, gerinim ilişkisi orantılı değildir.
- **Viskoplastik Model:** Viskoplastisite, gerilme hızının stresi etkilediği malzemenin davranışına karşılık gelir. Gerilme tensörünün gerinim hızına ve iç parametrelere (toplam gerinim gibi) bağlı olduğu modellerdir.

- **Elasto-viskoplastik ve Elasto-plastik Modeller:** Gerilme tensörünün türevinin gerinim hızı tensörünün bir fonksiyonu olduğu modellerdir. Geri yaylanmayı, kalıntı gerilmeyi ve son geometriyi kesin olarak tahmin etmek için soğuk şekillendirme simülasyonlarında kullanılmaktadır.
- **Anizotropik Modeller:** Malzeme şekillendirmede, birçok durumda malzemenin davranışının ilk yaklaşım olarak izotropik olduğunu düşünmek mümkündür. Bununla birlikte, malzemenin geçmişi (deformasyon veya döküm dokusu) veya işlenmesi (yükli malzeme, lif) nedeniyle deforme edilecek kısımda bir başlangıç anizotropinin mevcut olabileceği konfigürasyonlar vardır.
- **"Hansel-Spittel" Modeline Göre Viskoplastik Akış Kanunu:** Hansel-Spittel yasası sıcaklığa bağlıdır ve gerinim sertleştirme veya yumuşatma olaylarını dikkate alır. Ayrıca malzemenin gerilme oranını da dikkate alır.
- **JMatPro Malzeme Modeli:** Oda sıcaklığından istenen sıcaklığa kadar tüm verilerin hesapladığı malzeme modelleri hızlıca oluşturulup sorunsuz bir biçimde FORGE<sup>®</sup> içine çekilebilmektedir

### 2.2. Malzeme Hareketleri

Şekillendirme sırasında malzeme gerçekleşen yer değiştirme davranışları FORGE<sup>®</sup> yazılımında farklı yöntemlerle izlenebilmektedir. Bunlar;

- Dışarıdan bir eleman ağ yapısının içeri çekilerek parçaya bağlanması
- Var olan bir eleman ağ yapısının önceki operasyonlardan kopyalanarak kullanılması
- Doğrusal ızgaraların tanımlanması
- Paralel düzlemlerin tanımlanması
- Farklı çap ve doğrultularda silindirik tüplerin tanımlanması
- Parça yüzeyinin hemen altında bir tabaka elde edilerek hareketin hesaplanması olarak sıralanabilmektedir.

### 2.3. Çözüm

#### LE (Arbitrary Lagrange – Euler) formülasyonu

ALE yöntemi, deformasyon sırasında malzemenin takip edilmesini ve hacimde mesh deformasyonunun minimum tutulmasını mümkün kılar. Bunun için de her bir mesh noktasında, malzemenin konumu, malzeme noktalarının hızını ve mesh hızını hesaba katmamız gerekir.

#### Bubble fonksiyonu

Sonlu elemanlar analizinde, seçilen eleman (enterpolasyon derecesi ve şekli) sonuçlarda belirleyici bir rol oynamaktadır. Bu sebeple, kullanılan elemanın prosese adapte olması çok önemlidir.

FORGE® yazılımı P1+/P1 (mini-eleman olarak da adlandırılır.) üzerine kurulmuştur. Bu eleman, 'bubble' adı verilen bir iç serbestlik derecesi (degree of freedom) ekleyerek hızını arttırabildiğimiz, hız ve basınçta doğrusal olan uyumlu bir elemandır.

Bahsedilen 'bubble' bileşeni esas olarak sıkıştırılmama durumunu kontrol etmek için kullanılmaktadır. Bubble bileşeni, görece zayıf olan formülasyonun ayrıklaştırılma çözümünün ve çözümün tekliliğinin uyumluluk durumunu kontrol eder. Elementin merkezinde 1 ve sınırında 0 değerinde bir 'bubble' fonksiyonu ile enterpole edilir.

#### Newton – Raphson yöntemi

İster malzeme davranışı ister tek taraflı temas nedeniyle olsun, çözüm matris katsayıları bilinmeyenlerin değerine bağlıdır ve dolayısıyla sistem doğrusal değildir. Bu sebeple çözüme ulaşmak için iterasyon yapmaya ihtiyaç duyarız. Newton Raphson yöntemi ile, doğrusal olmayan problemler, bir dizi doğrusal probleme dönüştürülür ve bu doğrusal problemler çözülür. Böylece çözümler orijinal sistemin doğrusal olmayan çözümüne yakınsar.

#### Zaman adımı kontrolü

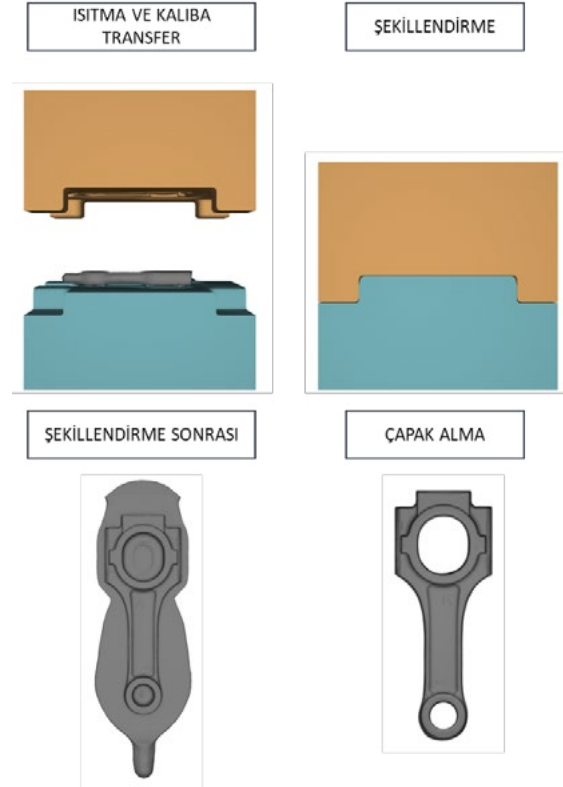
Zaman adımı yönetiminin amacı, iyi kalitede bir sonuç garanti ederken hesaplamaların mümkün olduğunca hızlı yapılmasını sağlamaktır. Simüle edilen sürecin belirli anlarının diğerlerinden daha hassas olduğunu ve bu nedenle daha küçük zaman adımları gerektirmektedir. Kullanıcının bu anları önceden tam olarak bilmesi zor olduğundan, FORGE® otomatik olarak zaman yönetimi sağlamaktadır. Hızları, sıcaklıkları, yakınsamayı sürekli olarak takip eder ve geometri, sıcaklık ve kısıtlamaların hassas bir şekilde entegrasyonunu sağlayacak en uygun zaman adımını belirler. Zor yakınsama durumunda, yazılım zaman adımını azaltmayı da seçebilir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

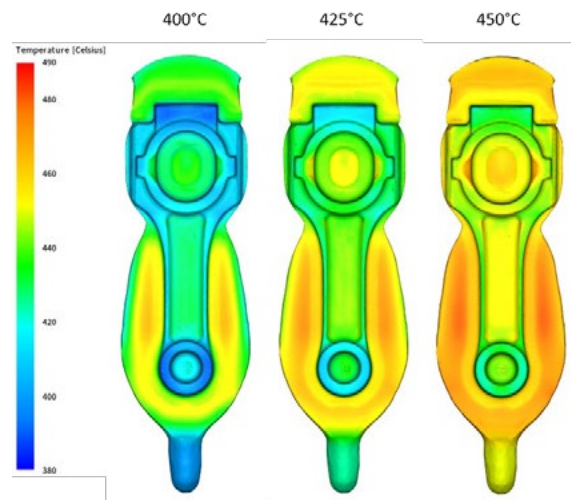
CAD dizaynı yapılmış ve yazılıma aktarılmış biyel kolu parçasının, ısıtma-kalıba transfer-şekillendirme-çapak alma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 2'de proses adımlarına ait görseller verilmiştir. Şekillendirme sıcaklığı olarak 400°C, 425°C ve 450°C olacak şekilde 3 farklı sıcaklık seçilmiştir. Parçaların dövme sonrasında sıcaklık dağılımı Şekil 3'te verilmiştir. Görüldüğü üzere farklı kesitlerde sürtünme ve şekil değişime bağlı olarak sıcaklık değişimleri gerçekleşmiştir. Farklı sıcaklıklarda dövme yapılan parçalara ait gerilme değerleri 0-4 gerilme değerleri aralığında Şekil 4'te verilmiştir. Bölgesel olarak gerilme değerlerinin dövme sıcaklığının artması ile azaldığı görülmektedir. Şekil 5'te farklı sıcaklıklarda yapılan dövme sonrası Von Mises gerilim değerleri 0-160 MPa aralığında verilmiştir. Ortalama gerilim değeri en yüksek 400°C'de görülmüştür. Sıcaklığın artması ile birlikte bölgesel ve ortalama gerilim değerleri düşmektedir. Şekil 6'da verilen kontak basınç değerleri gerilme ve gerilim değerleri gibi

bölgesel olarak ve ortalama olarak sıcaklığın artmasıyla azalmaktadır.

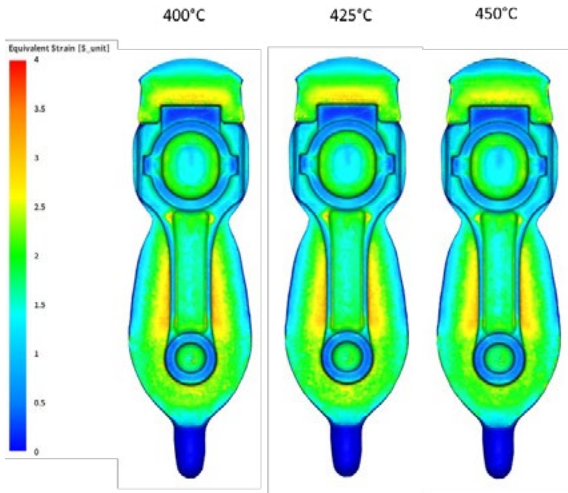
Şekil 8'de 400°C, 425°C ve 450°C'de yapılan dövme prosesi sırasında uygulanan kuvvetin zamana bağlı değişim diyagramları verilmiştir. 400°C'de dövme prosesi sırasında maksimum kuvvet 325 ton iken; 425°C'de 290 ton ve 450°C'de 250 ton olarak görülmektedir.



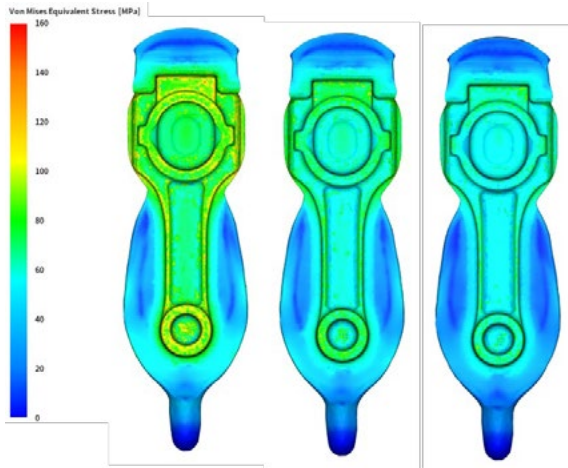
Şekil 2. Sıcak dövme proses adımları



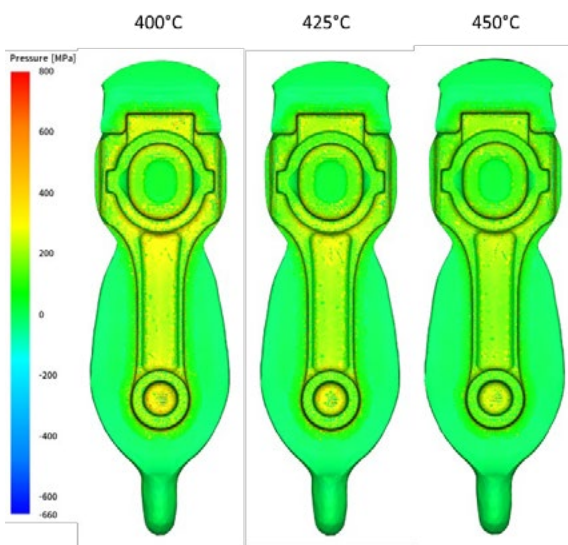
Şekil 3. Parçaların dövme sonrası sıcaklık dağılımı



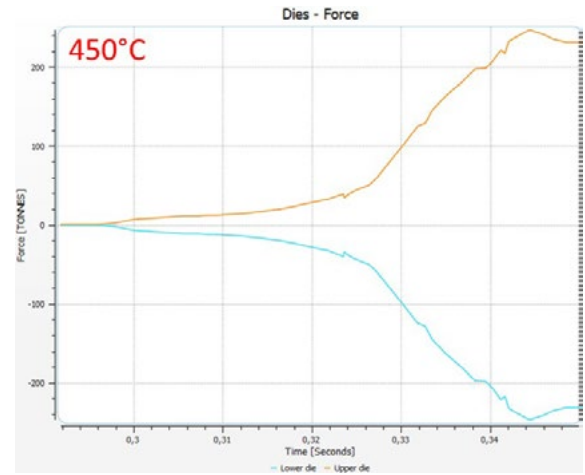
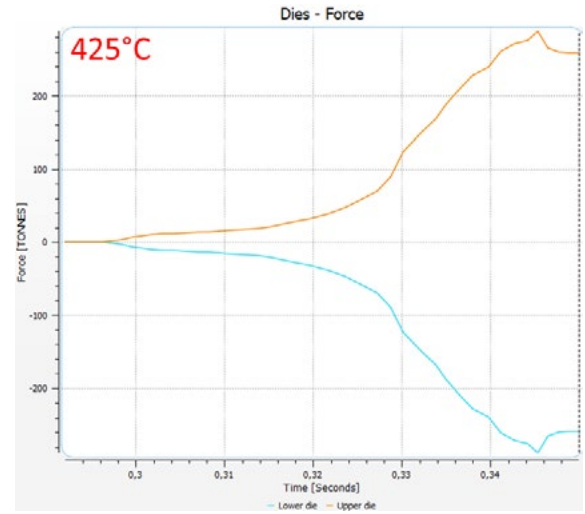
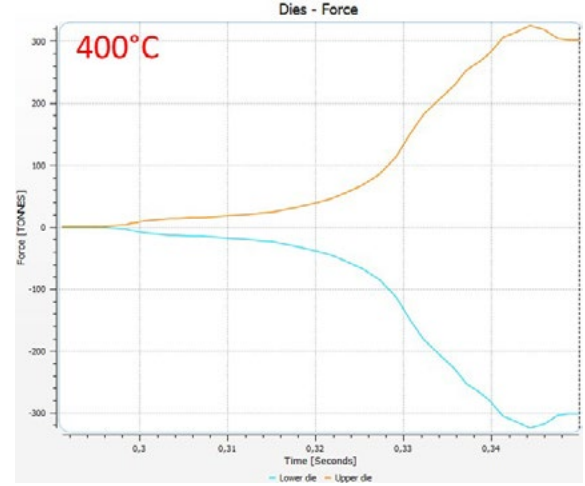
Şekil 4. Farklı sıcaklıklarda dövme yapılan parçalara ait gerinim değerleri



Şekil 5. Farklı sıcaklıklarda dövme yapılan parçalara ait gerilim değerleri



Şekil 6. Farklı sıcaklıklarda dövme yapılan parçalara ait kontak basınç değerleri



Şekil 7. Farklı sıcaklıklarda dövme sırasında presin zamana bağlı uyguladığı yük



#### 4. Sonuç

Yapılan modelleme ve simülasyon sonuçları aşağıdaki verilmiştir:

- Alüminyum alaşımlarının sıcak dövme simülasyonları FORGE® NxT yazılımı ile gerçekleştirilmiştir.
- Dövme prosesi için ısıtma, kalıba transfer, şekillendirme ve çapak alma operasyonları modellenmiştir.
- 400°C, 425°C ve 450°C'de 3 farklı sıcaklıkta dövme prosesi simüle edilmiştir.
- Dövme sonrası sürtünme ve gerilme kaynaklı bölgesel olarak parçada sıcaklık değişimleri gözlenmiştir.
- Dövme sıcaklığının artması ile birlikte oluşan gerilim, gerinim ve kontak basınç değerlerinde azalma görülmüştür.
- Dövme sıcaklığının azalması ile şekillendirme için uygulanan kuvvetin arttığı görülmüştür.
- Alüminyum alaşımlarının farklı parça geometrilerine bağlı olarak dövme prosesinin FORGE® NxT yazılımı ile yapılabildiği gösterilmiştir.

[11] F. G. Koç, M. Çöl ve T. Çeliker, *Materials Testing*, 60 (2018) 989-996.

#### Referanslar

- [1] S. K. Panigrahi ve R. Jayaganthan, *Journal of Alloys and Compounds*, 509 (2011) 9609-9616.
- [2] S. S. Singh, C. Schwartzstein, J. J. Williams, X. Xiao, F. D. Carlo ve N. Vhawla, *Journal of Alloys and Compounds*, 602 (2014) 163-174.
- [3] M. A. Moazam ve M. Honarpisheh, *Materials Research Express*, 6 (2019) 0865j3.
- [4] Y. K. Fuh, J. K. Shih, I. E. Saputro, C. P. Chen, C. F. Huang, H. Y. Ku ve C. W. Chan, *Journal of Manufacturing Processes*, 90 (2023) 14-27.
- [5] M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, M. R. Abutalebi ve J. K. Park, *Materials and Design*, 57 (2014) 250-257.
- [6] J. Zhang, J. Ye, B. Song, R. Li ve Y. Shi, *Journal of Central South University*, 28 (2021) 1058-1067.
- [7] A. Parakh, A. C. Lee, S. Chariton, M. M. Wang, M. T. Kiani, V. B. Prakapenka ve X. W. Gu, *Materials Science & Engineering A*, 852 (2022) 143765.
- [8] S. Hashemian, P. M. Keshtiban ve A. E. Oskui, *Engineering Failure Analysis*, 140 (2022) 106610.
- [9] F. G. Koç, AA7075 Alüminyum Alaşımına Isıl İşlem Parametrelerinin Endüstriyel Koşullarda Optimizasyonu, Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi, 2019, Kocaeli, Türkiye.
- [10] W. X. Shu, L. G. Hou, C. Zhang, F. Zhang, J. C. Liu, J. T. Liu, L. Z. Zhuang ve J. S. Zhang, *Materials Science & Engineering A*, 657 (2016) 269-283.

# 6000 Serisi Alüminyum Alaşımlarından Soğuk Şekillendirme ile Üretilen Burç Parçalarının Simülasyon Çalışmalarıyla Mikroyapısal ve Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması

Comparison of the Microstructural and Mechanical Properties of Bush Parts Produced by Cold Forming from 6000 Series Aluminum Alloys with Simulation Studies

**Gülben KARAARSLAN<sup>1</sup>, Harun USLU<sup>1</sup>, Ceren UZUN<sup>2</sup>, Abidin TOKER<sup>2</sup>, Tanju ÇELİKER<sup>1</sup>, Burak BARUTÇUOĞLU<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Onat Alüminyum San. Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ONATUS Öngörü Teknolojileri  
Türkiye

## Abstract

6xxx series aluminum alloy inner bushing parts are generally used for sound and vibration damping on the vehicle as a final product with a metal outer bushing and the rubber material in between. These bushings can be produced in different shapes and sizes according to the place and purpose of use. It is important to ensure that the optimum properties for production and measurements in accordance with the technical specification are not formed on the material surface after forging. For this reason, it is necessary to determine the flow and forging characteristics specific to aluminum alloys, especially with the analysis and simulations to be made during the design phase. In the study, forging simulations were carried out using FORGE<sup>®</sup> NxT software in order to determine the parameters required to produce the aluminum 6082 alloy under optimum conditions. After the simulation studies, microstructural and mechanical properties were examined in the final part of the forging process.

## Özet

6xxx serisi alüminyum alaşımı iç burç parçaları, genelde metal bir dış burç ve arasında bulunan kauçuk malzeme ile nihai ürün olarak araç üzerinde ses ve titreşim sönümlenmede kullanılmaktadır. Bu burçlar kullanım yeri ve amacına göre farklı şekil ve boyutlarda üretilebilmektedir. Üretim için optimum özelliklerin ve teknik şartnameye uygun ölçülerin sağlanması malzeme yüzeyinde dövme sonrasında kusur oluşmaması için önemlidir. Bu sebeple özellikle tasarım aşamasında yapılacak olan analiz ve simülasyonlarla alüminyum alaşımlarına özgü akış ve dövme karakteristiklerinin belirlenmesi gerekmektedir. Çalışmada mevcut koşullarda üretimi gerçekleştirilen alüminyum 6082 alaşımının optimum koşullarda üretebilmek için gereken parametreleri belirlemek adına FORGE<sup>®</sup> NxT yazılımı kullanılarak dövme simülasyonları gerçekleştirilmiştir. Simülasyon çalışmaları sonrasında gerçekleştirilen dövme

prosesi ile nihai parça üzerinde mikroyapısal ve mekanik özellik incelemeleri yapılmıştır.

## 1. Giriş

Al-Mg-Si alaşımları fiziksel ve kimyasal özellikleri sebebiyle sıklıkla kullanılan 6xxx serisi alaşımlardır. Bu alaşımlar içerisinde EN AW 6082 alaşımı en yüksek mukavemet değerine sahip olan gruptur. Düşük maliyet, yüksek şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik, düşük yoğunluk özellikleri nedeniyle otomotiv, havacılık, denizcilik ve inşaat sektörlerinde kullanıma sahiptir [1,2].

Araç hafifletme çalışmaları kapsamında alüminyumdan üretilen parçalar, yüksek mukavemet özellikleri sebebiyle araç üzerinde yoğun bir kullanım alanı bulmaktadır. Bu parçalardan biri de burç parçalarıdır. [3]. Burç parçaları metal gövde ile farklı malzeme bileşimleri şeklinde özellikle araç üzerinde sönümlenme kabiliyetini geliştirmek, ses ve titreşimi engellemek amacıyla kullanılmaktadır.

Alüminyum burçlar, kauçuk metal burçlar olup, genellikle bağlantı noktalarında titreşim sönümlenme ve sistemdeki kararsız davranışları telafi etmek amacıyla kullanılmaktadır. Kullanım amacı ve görevleri itibarıyla çeşitli kauçuk-metal burçları bulunmaktadır. Bu burçlar genellikle iç burç, dış burç ve arasında dolduran kauçuk malzemeden oluşmaktadır [3].

Alüminyum burç bileşenlerinin üretimi için dövme, ekstrüzyon, döküm gibi farklı üretim yöntemleri mevcuttur [3]. Dövme ile şekillendirme yönteminde malzeme bir kuvvet karşısında şekil değişimine uğramaktadır. Alüminyum dövme ile şekillendirme prosesinde malzemenin özelliklerinin yanında işlem parametreleri de dövme işleminde etkili rol oynamaktadır. Bunlar malzemenin gerinim hızı, kalıp geometrisi, kalıp-malzeme arası yağlama koşulları, işlem sıcaklığı gibi parametreler olmaktadır [4].

Dövme ise şekillendirme parametrelerinin kontrolünün sağlanması ve uygun koşulların elde edilmesi amacıyla proses üzerinde fazla sayıda deneme yapılmaktadır. Ancak günümüz koşullarında proses simülasyon yazılımları ile bu denemeler az sayıya indirilebilmektedir. Hammaddeye ve koşullara uygun dövülebilecek olan en uygun geometrinin belirlenmesi simülasyon çalışmaları yapılacak olan deneme sayılarının azaltılmasına, zaman ve maliyet açısından da kazanç sağlamaktadır. Dövme simülasyon yazılımlarında en verimli şekilde dövme işleminin yapılacağı koşullar belirlenebilmekte ve uygun işlem parametreleri elde edilebilmektedir. Bu amaçla kullanılan simülasyon yazılımlarından biri de Forge NxT yazılımıdır. [5].

Bu çalışmada, EN AW 6082 alaşımına ait dövme burç bileşeninin uygun dövme koşullarının simülasyon ortamında belirlenmesi ve gerçek üretim koşulları ile kıyaslama çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Elde edilen yapılar mikroyapısal ve mekanik özellikler açısından incelenmiş ve karşılaştırmaları yapılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Çalışmada, EN AW 6082 alüminyum alaşımı hammadde olarak kullanılmıştır. Kullanılan hammaddeye ait kompozisyon analizi %ağ. Tablo 1’ de verilmiştir. Numunelerin TS EN 573-3 [6] standardına göre EN AW 6082 alaşımını sağladığı görülmüştür.

**Tablo 1.** Hammaddeye ait kimyasal kompozisyon (% ağı)

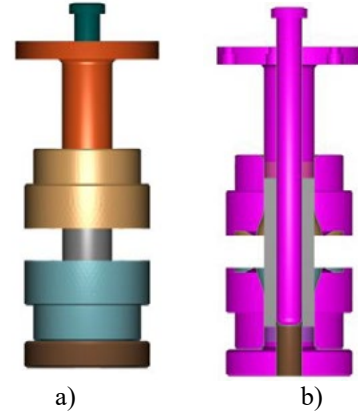
Al	Si	Fe	Cu	Mn
Kalan	0,839	0,137	0,0243	0,563
Mg	Zn	Cr	Ni	Ti
0,633	<0,0050	0,0037	<0,0030	0,0160

Ekstrüzyon ürünü olan alüminyum profil hammadde 80 mm kesim boyuna kesilmiştir. Kesim sonrası parça oda sıcaklığında ~210T kuvvetle mekanik pres ile şekillendirilmiştir. Şekillendirme sonrası parçalar 535 °C’ de çözeltilmeye alınmış ve su ile soğutulmuştur. Ardından yaşlandırma işlemine tabi olan parçalardan her aşamalarda kesit alınmış ve bu parçalarda yüzey hazırlama ve dağlama işlemleri yapılarak hazırlanmıştır. Geleneksel numune hazırlama yöntemi ile hazırlanan parçalardan görüntüler ve sertlik ölçümleri alınmış, nihai üründe basma testleri gerçekleştirilmiştir. Nihai sonuçlar öngörüler ve gerçek değerler açısından yorumlanmış ve kıyaslanmıştır.

Denemelerde laboratuvarda bulunan LINN VMK-135 marka ısıl işlem fırını kullanılmıştır. Yapı incelemeleri Nikon SMZ800 stereo mikroskop, sertlik ölçümlerinde AFFRI-206EX sertlik ölçüm cihazı ile HBW 2,5-62,5 yöntem uygulanarak ölçümler yapılmıştır. Basma testleri ZWICK ROELL Z250 çekme-basma test cihazında gerçekleştirilmiştir.

## 2.1. Forge NxT Simülasyon Verileri

Simülasyon çalışmaları kapsamında FORGE® NxT 4.0 yazılımı kullanılmıştır. Çalışmada EN AW 6082 alaşımının kapalı kalıpta soğuk dövme prosesi analiz edilmiştir. Parça ve kalıp dataları CAD yazılımdan direkt olarak aktarılmıştır. Kalıpların ve parçanın görselleri Şekil 1’de verilmiştir. Simülasyon çalışmasında kullanılan parçanın boyutları; ilk boy 80 mm, parçanın iç çapı 14,4 mm ve parçanın et kalınlığı 6,7 mm olarak tanımlanmıştır. Parçanın mesh boyutu 1 mm ve tetrahedron 64.164 eleman sayısı kullanılmıştır. Başlangıç parça sıcaklığı 20°C, kalıp sıcaklıkları 20°C ve ortam sıcaklığı 20°C olarak, kalıp ve parça arasındaki ısı transfer katsayısı 20.000 W/m<sup>2</sup>K, parça ile hava arasındaki ısı transfer katsayısı 10 W/ m<sup>2</sup>K olarak tanımlanmıştır. Simülasyon modelinde pres tipi Mekanik Pres (Knuckle Joint Press) kullanılmıştır. Malzeme kartı, hammadde kompozisyonuna bağlı olarak JMatPro/Hesaplamalı Malzeme Mühendisliği yazılımı ile oluşturulmuş ve Forge NxT yazılımına aktarılmıştır.



**Şekil 1.** Kalıpların ve parçanın montaj görseli a) dış görünüş, b) kesit görünüşü

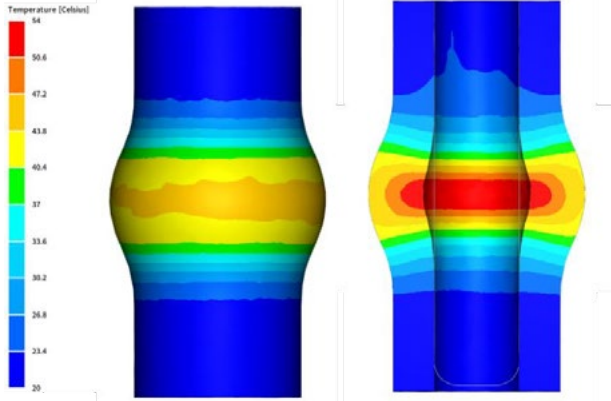
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

### 3.1. Simülasyon Sonuçları

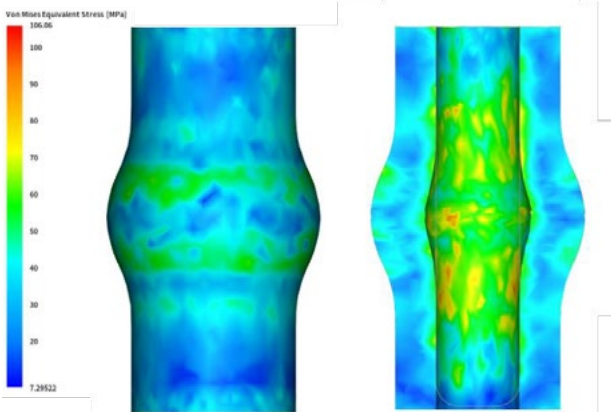
Gerçekleştirilen soğuk dövme simülasyon çalışması sonucunda şekillendirme yapılan parçaya ait sıcaklık, gerilme, gerinim, uygulanan tonaj bilgisi ve malzeme akışı ile ilgili sonuçlar elde edilmiştir.

Soğuk şekillendirme sonrası elde edilen sıcaklık dağılımı ve değerleri Şekil 2’de verilmiştir. Şekillendirme gerçekleşen bölgede oluşan sürtünme ile birlikte sıcaklık değerleri 54°C’ye kadar çıkmaktadır. Soğuk şekillendirme sonucunda oluşan gerilme dağılımı ve değerleri Şekil 3’te verilmiştir. Von Mises değerleri MegaPascal (MPa) cinsinden hesaplanmıştır. Dağılım incelendiğinde şekillendirme ve şekillendirmeye bağlı olarak oluşan sürtünmeden kaynaklı noktasal/bölgesel olarak gerilme değerleri 106 MPa’a çıkmaktadır. Soğuk şekillendirme sonrasında oluşan gerinim

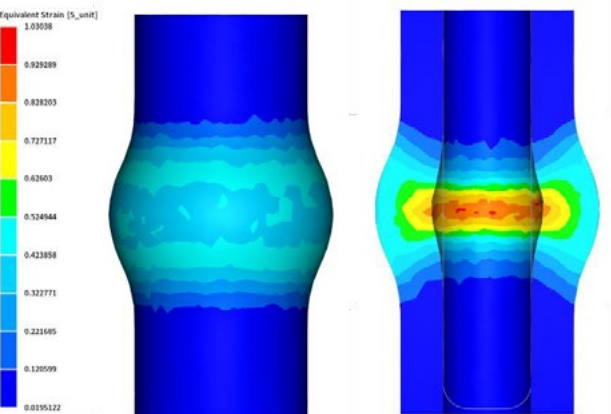
(strain) dağılımı ve değerleri Şekil 4'te verilmiştir. Parçanın merkez bölgesinde (şişme olan bölge) gerilim değerleri görüldüğü üzere diğer bölgelere göre daha yüksektir. Soğuk dövme ile şekillendirme sırasında zamana bağlı olarak pres kuvvet analizi gerçekleştirilmiş olup Şekil 5'te gösterilmiştir. Nihai şekillendirmede 10 ton yüke ulaşılmıştır. Şekil 6'da şekillendirme ile malzeme akışının simülasyon görselleri verilmiştir.



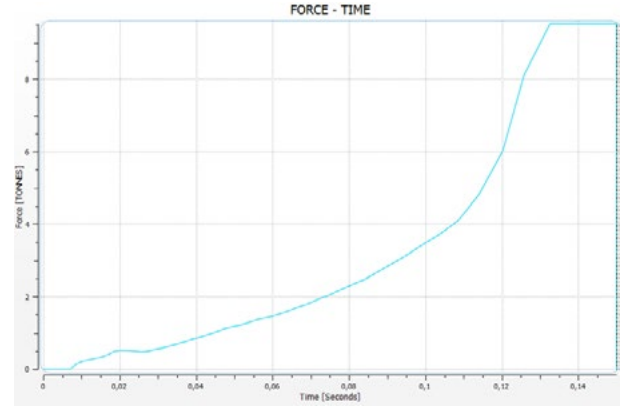
Şekil 2. Soğuk dövme sonrası sıcaklık dağılımı



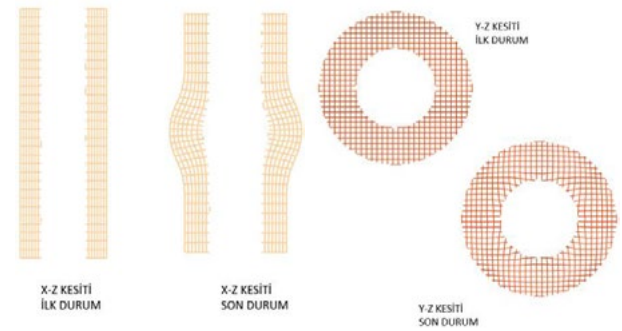
Şekil 3. Soğuk dövme sonrası gerilme dağılımı



Şekil 4. Soğuk dövme sonrası gerinim dağılımı



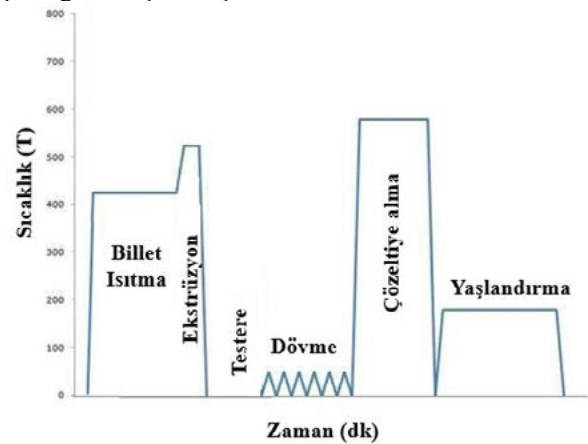
Şekil 5. Şekillendirme sırasında uygulanan zamana bağlı kuvvet diyagramı



Şekil 6. Şekillendirme ile malzeme akışı

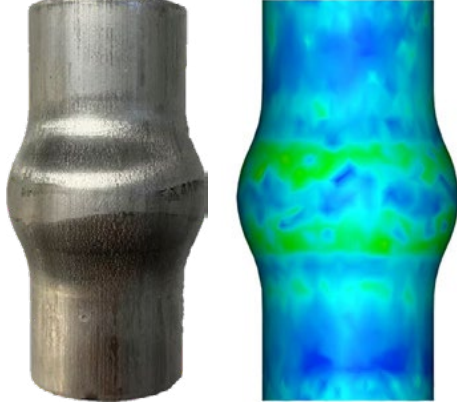
### 3.2. Deneysel Sonuçlar

Alüminyum profil parçaya uygulanan işlemler Şekil 7'deki sıcaklık-zaman grafiğinde gösterilmiştir. Ekstrüzyon sonrası alınan profil parçalar testere ile dövme boyunca kesilmiştir. Kesilen parçalar soğuk dövme ile şekillendirilmiştir. Şekillendirilen parçalar daha sonra çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemine tabii olmuştur. Nihai ürün üzerindeki özellikler kontrol edilmiş ve her aşamadaki yapılar görselleştirilmiştir.

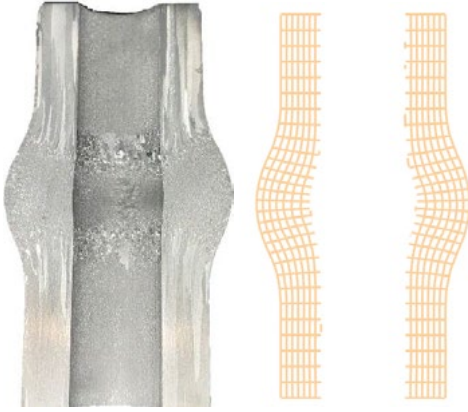


Şekil 7. Parçaya ait işlemler için sıcaklık-zaman grafiği

Dövme ile plastik şekil verme sonrası parça görüntüsü Şekil 8'de ve parçaya ait akış kesit görüntüsü Şekil 9'da verilmiştir. Gerçek ve simülasyon sonuçları karşılaştırıldığında gerçek ve sanal verilerin birbiri ile örtüştüğü görülmüştür.



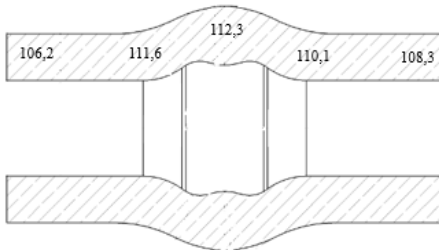
Şekil 8. Dövme sonrası parça görüntüsü ve simülasyon sonucu gerilme dağılımı



Şekil 9. Dövme sonrası parça kesit görüntüsü ve simülasyon sonucu malzeme akışı

Dövme sonrası kesit görüntüsü incelendiğinde simülasyon sonucu olan malzeme akışı ile benzer bir tane akışı ve dağılımının olduğu görülmüştür.

Parçanın suni yaşlandırma sonrasında kesit boyunca sertliği ölçülmüştür. Ölçülen sertlik değerleri Şekil 10 üzerindeki kesitte belirtilmiştir.



Şekil 10. Dövme parça kesitindeki sertlik değişimi (HB)

Dövme parçalara ait basma mukavemet değerleri ölçülmüştür. Basma testi, teknik resim isterlerine göre gerçekleştirilmiştir. Belirtilen yükte ve hızda yapılan test sonrası numunelerde herhangi bir tolerans dışı (maks. 0,2 mm) çökme gerçekleşmemiştir. Basma test sonuçları Tablo 2'de verilmiştir.

Tablo 2. Dövme parçalara ait basma mukavemet ölçümü

Numune	$\Delta L$ mm	F1 mm	F2 mm	Fmax kN
1	0,039	0,671	0,710	106
2	0,038	0,673	0,712	106

#### 4. Sonuç

Yapılan çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Dövme ile şekillendirilen burç parçalar için simülasyon çalışması gerçekleştirilmiştir.
- Simülasyon çıktısı veriler gerçek üretimde kullanılmıştır.
- Simülasyon verileri ile yapılan üretimde yüzeyde herhangi bir dövme kusuru veya çapak oluşumu meydana gelmemiştir. Bu sonuç öngörülerle uyumludur.
- Alınan kesitteki akış ile malzeme öngörüsündeki akışlar birbiri ile örtüşmektedir.
- Malzeme özelliklerinin kontrolü için yapılan sertlik ölçümü ve basma test sonuçları teknik resim isterleri ve kriterlere uygun ölçülmüştür.
- Simülasyon verileri ile yapılan üretim sonucunda alınan sonuçların doğruluğu kanıtlanmıştır.

#### Referanslar

- [1] Kumar, N., Goel, S., Jayaganthan, R., & Brokmeier, H. G. (2015). Effect of solution treatment on mechanical and corrosion behaviors of 6082-T6 Al alloy. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 4, 411-422.
- [2] Khelfa, T., Muñoz-Bolaños, J. A., Li, F., Cabrera-Marrero, J. M., & Khitouni, M. (2020). Microstructure and mechanical properties of AA6082-T6 by ECAP under warm processing. *Metals and Materials International*, 26, 1247-1261.
- [3] Doğan, S. G., & Özkan, D. D. A. (2019) Otomobil Süspansiyon Sistemleri İçin Burç Çıkma Kuvvetlerinin Optimizasyonu, Yüksek Lisans Tezi.
- [4] Öztürk, H. (2008). Analysis and design for aluminum forging process (Master's thesis, Middle East Technical University).
- [5] <https://www.transvalor.com/en/forge>, Ziyaret tarihi:06.06.2023,11:00
- [6] TS EN 573-3 Alüminyum ve alüminyum alaşımları-Kimyasal bileşim ve biçimlendirilebilir ürünlerin şekli-Bölüm 3: Kimyasal bileşim.

# Softening Behavior of Twin-Roll Cast 1050 and 5005 Aluminum Alloys

## İkiz Merdane Döküm Tekniği ile Üretilen 1050 ve 5005 Alüminyum Alaşımlarının Yumuşama Davranışı

**Ahmet KABİL, Hikmet KAYAÇETİN, Nihat YILMAZ, Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Onur MEYDANOĞLU**

Assan Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

### Abstract

In this study, the effect of magnesium content on the recrystallization kinetics of cold rolled twin-roll cast aluminum alloys during subsequent annealing was investigated. For this purpose, strips of EN AW-1050A and EN AW-5005 aluminum alloys produced by an industrial scale twin-roll caster were cold rolled with an equivalent strain of 1.21 and annealed at different temperatures for different durations. Softening behavior of samples were evaluated by tensile tests and microscopic examinations. Results show that increasing Mg content from 0.01 wt. % to 0.60 wt. % leads to notably slower recrystallization kinetics and 8% higher apparent activation energy for recrystallization. However, the effect of Mg content on the recrystallized grain size is very negligible.

### 1. Introduction

Aluminum and its alloys attract much attention in industrial applications due to excellent combinations of their high specific strength and corrosion resistance. Aluminum sheets are produced by direct-chill (DC) or twin-roll casting (TRC) techniques. As compared to DC, since TRC eliminates the energy intense processes encountered in DC and has lower investment cost, TRC is an economical way of producing aluminum sheets [1,2]. In this technique, molten metal is fed between two water-cooled counter-rotating rolls and solidifies as it touches the surface of the rolls. Solidified metal is subsequently exposed to hot deformation until leaving the roll gap [3,4]. The method combines rapid solidification and hot rolling into a single operation resulting in distinctive microstructural features. As-cast strips are winded in the form of coil. After casting, strips are cold rolled to down gauges. However, during cold rolling work hardening occurs and limits the further cold rolling reduction. Therefore, as-rolled coils are exposed to intermediate heat treatment. Required thickness and temper (hardness) are achieved by the combination of cold rolling and annealing [5].

Annealing is an energy-intense process and releases carbon emission. In order to render the aluminum sheet production more sustainable, it is essential to optimize the

annealing parameters by controlling energy-input for low carbon emission and cost management.

In the light of this short review, the motivation of this study is to investigate the recrystallization behavior of aluminum alloy and the effect of magnesium content on the recrystallization kinetics of cold-rolled twin-roll cast aluminum alloy.

### 2. Experimental Procedure

The alloys used in this investigation were commercial grade 1050 and 5005 aluminum alloys cast by twin-roll casting (TRC) with chemical compositions (wt.%) given in Table 1. The major difference in chemical compositions of two alloys is their magnesium contents.

**Table 1.** Chemical compositions of the 1050 and 5005 aluminum alloys.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
1050	0.11	0.26	0.00	0.01	0.01	0.01	0.01
5005	0.10	0.28	0.00	0.01	0.60	0.01	0.01

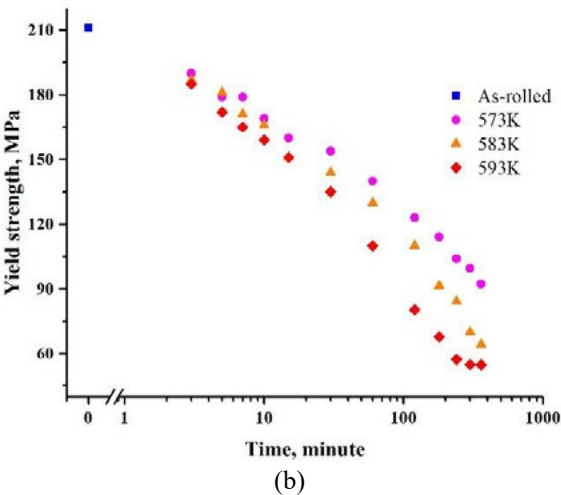
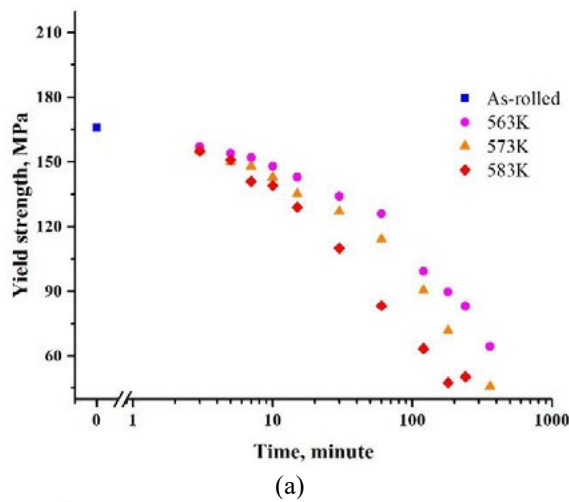
As-cast strips of 1050 and 5005 aluminum alloys were cold rolled with an equivalent strain of 1.21 and subsequently annealed in an air circulating pre-heated furnace at different temperature for different annealing times. Therefore, the effects of magnesium addition and annealing temperature on the softening behavior of aluminum alloys were investigated.

The softening behavior during subsequent annealing were examined by tensile test, electrical conductivity measurements and microstructural investigations. Tensile tests were performed on subsequently annealed dog-bone samples prepared in 90° to the rolling direction at room temperature. The electrical conductivity measurements were conducted at room temperature on as-rolled and subsequently annealed samples at 60 kHz. Results of electrical conductivities were evaluated by averaging the results of 12 successive measurements. Microstructural surveys were conducted by optical microscope on the longitudinal cross-sections of subsequently annealed samples under polarized light after preparing the specimens according to the standard metallographic

methods and etching with Barker’s solution. Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) method, which describes the recrystallized volume fraction as a function of annealing time, was used for kinetic calculations [6,7].

### 3. Results and Discussion

The variation of yield strengths of twin-roll cast cold rolled ( $\epsilon_{eq}=1.21$ ) 1050 and 5005 aluminum alloys with respect to annealing times at different temperatures are shown in Figure 1. As can be seen in Figure 1, in as-rolled state, yield strength of 5005 aluminum alloy is higher than that of 1050 aluminum alloy. The higher yield strength of 5005 aluminum alloy can be attributed to the presence of magnesium in the solid solution. Yield strengths of aluminum alloys decrease as annealing time increases for all annealing temperatures. However, drop in yield strength occurs slightly in the beginning of annealing due to recovery and progresses substantially due to recrystallization.



**Figure 1.** Variation of yield strength as a function of annealing time at different temperatures for (a) 1050 and (b) 5005 aluminum alloy.

Similar to the as-rolled state, in the fully recrystallized state, yield strength of 5005 aluminum alloy is higher than that of 1050 aluminum alloy. Higher yield strength of fully recrystallized 5005 aluminum alloy can also be explained by presence of magnesium in the solid solution.

According to tensile test results given in Figure 1, for 240 min annealing time, 0.60 wt. % magnesium addition leads to 10K higher annealing temperature for soft temper. On the other hand, magnesium addition retards the softening kinetics and requires longer annealing times at a constant temperature. For example, at 583K, while 1050 aluminum alloy reaches fully recrystallized microstructure within 180 min, 5005 aluminum alloy requires 360 min.

The recrystallized volume fractions ( $f$ ) were calculated from the variation of yield strength with respect to annealing time by the Equation 1, where  $\sigma_{rv}$  is the recovered yield strength before the onset of recrystallization,  $\sigma_t$  is the yield strength of any time during annealing and  $\sigma_{rx}$  is the yield strength after fully recrystallization.

$$f = \frac{\sigma_{rv} - \sigma_t}{\sigma_{rv} - \sigma_{rx}} \tag{1}$$

Recovered yield strengths before onset recrystallization and fully recrystallized yield strengths were estimated from the yield strength-time curves given in Figure 1 and listed in Table 2.

Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) equation which describes the recrystallized volume fraction as a function of annealing time, was employed.

$$f = 1 - \exp(-kt^n) \tag{2}$$

The terms of  $k$  and  $n$  are the constant and JMAK exponent, respectively. In order to calculate the  $k$  and  $n$  the experimentally obtained recrystallized volume fractions were plotted in a  $\ln[-\ln(1 - f)]$  format versus  $\ln(t)$ .

**Table 2.** Values of  $k$  and  $n$  for recrystallization kinetics of 1050 and 5005 aluminum alloys with recovered and fully recrystallized yield strengths.

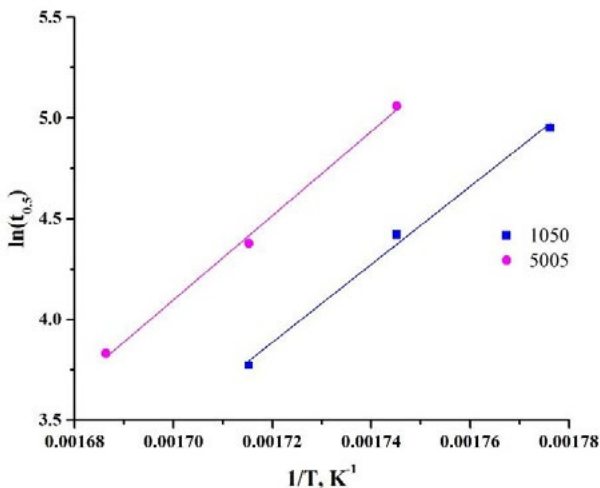
Alloy	Temperature, K	$\sigma_{rv}$ , MPa	$\sigma_{rx}$ , MPa	$k$	$n$
1050	563	152	45	$5.1 \times 10^{-3}$	0.99
	573	148	45	$4.1 \times 10^{-3}$	1.16
	583	151	45	$1.1 \times 10^{-2}$	1.10
5005	573	179	55	$2.1 \times 10^{-2}$	0.69
	583	181	55	$2.2 \times 10^{-2}$	0.79
	593	180	55	$1.8 \times 10^{-2}$	0.96

The time for 50% recrystallization ( $t_{0.5}$ ) obtained by Equation 2 is related to temperature and activation energy and can be expressed as an Arrhenius-type equation given in Equation 3.

$$t_{0.5} = \tau_0 \exp\left(\frac{Q_{rx}}{RT}\right) \quad (3)$$

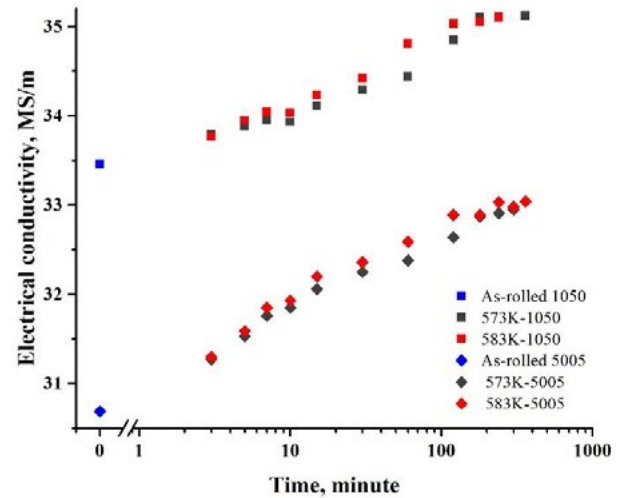
In Equation 3,  $\tau_0$  is a constant,  $Q_{rx}$  is the apparent activation energy,  $R$  is the universal gas constant and  $T$  is the temperature in Kelvin. Taking the logarithms of both sides of Equation 3,  $\ln(t_{0.5})$  can be plotted versus  $1/T$  and apparent activation energy for recrystallization can be estimated by multiplying the slope of the curve with universal gas constant.

The variation  $\ln(t_{0.5})$  with  $1/T$  are shown in Figure 2. Using best fit curve, apparent activation energies for 1050 and 5005 aluminum alloys are estimated as 161 kJ/mole and 174 kJ/mole, respectively. 0.6 wt. % magnesium addition seems to increase the apparent activation energy for recrystallization by 8%.



**Figure 2.**  $\ln(t_{0.5})$  and inverse-temperature plot used for estimating the apparent activation energy for recrystallization of 1050 and 5005 aluminum alloys.

The difference between the apparent activation energies for recrystallization of the alloys can be attributed to the microchemical difference. According to the electrical conductivity measurements given in Figure 3, 5005 aluminum alloy exhibits lower electrical conductivities as compared to those of 1050 aluminum alloy. This observation indicates the presence of magnesium in the solid solution. Therefore, chemical and morphological features of precipitates in both alloys are assumed to be similar. Thus, increase in apparent activation energy upon 0.60 wt. % magnesium addition can be explained by the presence of magnesium in the solid solution.



**Figure 3.** Electrical conductivities of as-rolled and subsequently annealed 1050 and 5005 aluminum alloys.

Grain structures of subsequently annealed 1050 and 5005 aluminum alloys are shown in Figure 4. As can be seen in Figure 4, recrystallization starts on the outer-most regions (surface) and progresses toward the center of the sheets. This observation can be explained by the relatively higher shear stresses of outer-most regions generated during cold rolling.

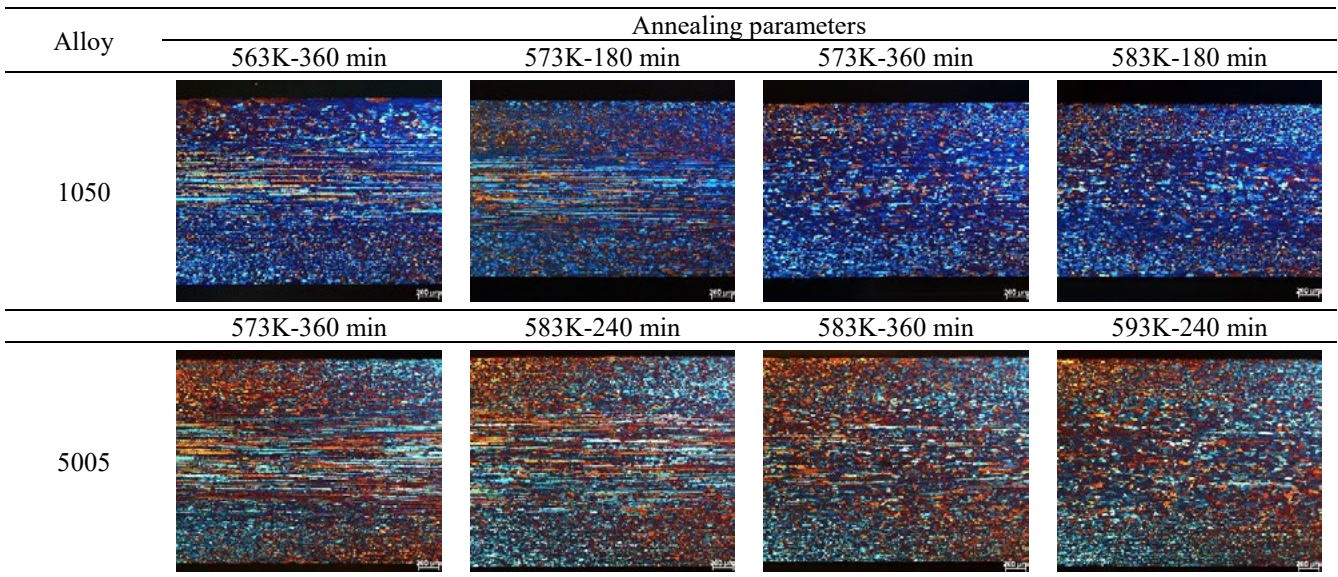
For 1050 aluminum alloy, annealing at 563K for 360 min is not sufficient for fully recrystallization. However, increase in temperature by 10K leads to fully recrystallized grain structure after 360 min. Further increase in annealing temperature to 583K reduces the time for fully recrystallization to 180 min.

On the other hand, for 5005 aluminum alloy, fully recrystallized grain structure cannot be achieved by annealing at 573K for 360 min. Similar to 1050 aluminum alloy, 10K increase in annealing temperature results in fully recrystallized grain structure after 360 min. However, fully recrystallization can occur after 240 min annealing at 593K.

At 583K while 1050 aluminum alloy reaches to fully recrystallized grain structure after 180 min, 5005 aluminum alloy needs 360 min. On the other hand, for 360 min, 1050 aluminum alloy can be recrystallized at 573 K where 5005 aluminum alloy needs higher temperatures (583K).

Both aluminum alloys exhibit similar recrystallized grain size. Therefore, the effect of magnesium content on the recrystallized grain size is very negligible.





**Figure 4.** Grain structures of 1050 and 5005 aluminum alloys after subsequently annealing for different annealing parameters.

**4. Conclusion**

The results of this study can be summarized as follows:

Magnesium addition increases strength of aluminum alloy through solid solution strengthening mechanism.

5005 aluminum alloy exhibits lower electrical conductivities as compared with those of 1050 aluminum alloy. This result supports the presence of magnesium in the solid solution.

Increasing magnesium content from 0.01 wt. % to 0.60 wt. % suppresses recrystallization kinetics and leads to 8% higher apparent activation energy for recrystallization. However, the effect of magnesium content on the recrystallized grain size is very negligible.

8% increase in apparent activation energy for recrystallization results in significant longer annealing time. Considering industrial annealing practices i.e. batch type annealing, annealing time is of highly important concern in terms of energy consumption, carbon release and capacity management.

**References**

[1] C. Zhong-wei, L. Shi-sun and Z. Jing, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 22 (2012) 1280-1285.  
 [2] Y. Lee, H-W Kim and J. Cho, *Journal of Materials Processing Technology*, 218 (2015) 48-56.  
 [3] J. Wang, X. Zhou, G.E. Thompson, J. A. Hunter and Y. Yuan, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46A (2015) 2688-2695.

[4] C. Işıksaçan, O. Meydanoglu, V. U. Akdoğan, G. Alper and B. Beyhan, *Light Metals*, (2015) 1219-1223.  
 [5] J. Hirsch, *Aluminum Sheet Fabrication and Processing*, Ed. by R. Lumley, *Fundamentals of Aluminum Metallurgy*, Woodhead Publishing Limited, 2011, Cambridge, United Kingdom.  
 [6] W. Liu, M. Ma and F. Yang, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44A (2013) 2857-2868.  
 [7] W. C. Liu and J.G. Morris, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36A (2005) 2829-2848.

# Human and Environmental Toxicity of Aluminium Production Evaluated Through LCA

**David NOVACEK, Kamila SIROTNA**

University of Chemistry and Technology, Prague  
Czech Republic

## Abstract

This paper is focused on creating the life-cycle assessment model of primary and secondary aluminium productions and their evaluation using selected characterization methods. The main goal of creating the models is evaluation of impacts of human toxicity and ecotoxicity using environmental footprint (EF 3.0 and 3.1) as a characterization model. One of the goals of this paper is to identify production processes and material flows within aluminium production and calculating their specific impacts on the production.

The life-cycle assessment of aluminium toxicity based on impacts of production is not available in current scientific literature. On the other hand, several studies had been made in last decades focusing on the toxicity of aluminium and aluminium compounds in pharmaceutical or food industry. In primary aluminium production the model is made for production from bauxite with use of prebaked anodes and aluminium ingot as a final product. In secondary aluminium production the model is based on production from aluminium scrap suitable for production of aluminium ingots which are considered as a final product.

In the project both the ecotoxicity and human toxicity are evaluated separately for the primary as well as the secondary production. The results include toxicological profiles of aluminium production describing sources of impacts on a level of production stages. The main added value of the study is mapping of the impact category that is significant for environment and by that adding data needed for data-based decision making in the process of creating more sustainable metallurgical production both within and beyond the EU borders.

## 1. Introduction

In the recent years, usual main criterium in evaluating effectivity of aluminium and aluminium alloys production, from both primary or secondary sources is energy demand. This is easily understandable from economic point of view as energy efficiency has crucial impact on the price of aluminium products. From the environmental perspective studies and reports are mostly focused on carbon (or carbon equivalent) footprint when evaluating aluminium alloys production process. Production of aluminium is currently

producing nearly 2% of all emissions of green-house gases worldwide counting both direct and indirect emissions [1]. The estimated share does not have decreasing trend despite progress in technology of aluminium production. That is caused by increasing demand of aluminium and therefore increasing primary production especially in developing countries. This increase in production of primary aluminium is heavily powered by fossil fuels effectively decreasing the percentage of primary aluminium produced by use of renewable resources and nuclear power.

Both energy demand to produce primary aluminium and most categories of environmental impacts are extremely higher when compared to secondary aluminium [1, 2]. That is caused by diametrically opposed nature of the production processes which makes them difficult to compare. When using simplification that both processes produce nearly pure aluminium, secondary aluminium has about 10 to 20 times lower energy consumption per unit of weight and thus has much lower CO<sub>2</sub> equivalent of production [1-3].

The fact that it is mostly not high purity aluminium but aluminium alloys that are produced [4-6] further complicates the issue. In case of primary aluminium, by-products are also worth mentioning as chemical alumina or alumina-based abrasives and possibly few others are often produced and being sold.

In case of primary aluminium production, the technology can be oversimplified to bauxite mining leading to metallurgical alumina (and minor by-products and tons of waste) being produced by modernized Bayer process. Produced alumina further serves as feed to molten salt-based electrolysis Hall-Héroult process with aluminium as theoretical main product [5, 6].

On the other hand, secondary production is much more diverse even in its simplified version as the high variety of input materials results in use of very different technologies, furnaces, additives need and also different products [5, 7-9]. It is essential to realize that most of the present secondary aluminium production is not recycling but rather downcycling as lower purity and quality [8-10] alloys are often being produced and closed-loop recycling is still rare [7, 11].

Aluminium scrap can be divided into several groups by its origin, composition or quality – for example: internal scrap, new scrap and old scrap or cast aluminium alloys scrap and wrought aluminium alloys scrap or post-consumer scrap

and post-industrial scrap. The European standard on aluminium scrap, EN 139209, covering all types of aluminium scrap can be nowadays considered the norm for scrap classification even for non-EU countries [9].

There are two main types of secondary aluminium producers being recognized – remelters and refiners. Remelters (sometimes being referred also as “smelters”) produce wrought alloys while refiners produce casting alloys and deoxidation aluminium. Although it is not rare to find companies and even facilities that can be recognized as both remelter and refiner. Wrought alloys usually have less than 10% of weight replaced by alloying elements while casting alloys can achieve even 20% of non-aluminium content. Many of both types of aluminium alloys represent tough challenge when it comes to recycling [9]. To lower the content of impurities and alloying elements primary aluminium is frequently used, mainly to dilute amount of Fe, Si and Mn in scrap and to achieve desired composition [1, 8]. Same approach is often applied when there is the need to adjust content of alloying metal to higher percentage. For example, production of cast alloys with higher Si content can be achieved by adding high grade primary or secondary Si rather than trying to specific scrap mixing. In such case product (Al alloy with high Si content) is very different from nearly pure aluminium and such production cannot be easily compared to each other [8].

Despite progressing efforts in waste separation and aluminium waste sorting by use of advanced mechanisms such as optical lasers and machine learning, [12, 13] insufficient separation or missing data on composition of aluminium scrap – both post-industrial and post-consumer are frequently main cause of downcycling aluminium alloys rather than recycling even in cases when close-loop or nearly close-loop approach could be potentially applied [1, 11, 14].

Another common misleading concept that can be easily find especially in public documentation or communication of companies, associations and aluminium discussing websites is infinite recyclability of aluminium. As much as the recycling technology is advanced, best results of aluminium recyclability are about 99% for some closed-loop recycling and specific highly sorted inputs. For example, in cases of closed-loop beverage cans processing in EU efficiency about 98% was documented. Processing losses are always inevitable and that is reason while primary production is inevitable even in long-time horizon [15].

Secondary aluminium production counted for little over 34% of worldwide consumption by 2021 [16] and 36% in EU by 2019 [14] and authors find no reason to believe that there will be significant increase of secondary products unless new substitute for some basic use of aluminium will be introduced. One of the reasons is higher life expectancy in uses such as automotive, infrastructure and construction, which leads to accumulation of in-use aluminium stock [16, 17].

To the best knowledge of research team, the view on toxicity, both human and environmental through use of Life-cycle assessment is not available in current publicly available literature. On the other hand, higher amount of research on toxicity of aluminium and aluminium compounds has been published in the field of pharmaceutical and food related research [18, 19]. Mostly over last two decades. Some papers evaluating toxicity of selected aspects of aluminium production by empirical approach – by sampling and consequent analysis has been published, being relevant to the research topic of this study [20, 21].

## 2. Experimental Procedure

The Life Cycle Assessment (LCA) method is an analytical tool based on the measurement of technological, operational and environmental parameters of individual organisations or industrial enterprises involved in the production, transport, operation or disposal of any material, equipment, fuel or energy carrier entering any stage of the product life cycle. It is a robust and transparent tool for quantifying the potential environmental impacts associated with individual input and output materials and energies. LCA is an internationally used method recommended by UNEP and is currently being discussed in the context of the transition to a circular economy. The LCA method was applied according to ISO 14040 (ISO 14040:2006) and EN ISO 14044 (ISO 14044:2006).

The essence of the LCA method is to determine the material and energy flows into and out of the system under consideration. Their quantity, composition, nature and environmental significance are monitored. The causes and consequences of these flows then determine the resulting changes in the environment. The input data shall be processed by means of an inventory analysis. A predefined part of the life cycle of the system under assessment is divided into unit processes and the flows between them are mapped. This is followed by an impact assessment and a final interpretation.

### 2.1. Goal and scope definition

The goal of the study is to quantify the life-cycle environmental impacts of primary and secondary aluminium production process to evaluate which examined scenarios is preferable from an environmental view, compare their impact in chosen impact categories and evaluate the most contributing product phase for both scenarios.

In this study, two scenarios were evaluated:

Primary aluminium production – production from bauxite using conventional Bayer process for production of metallurgical alumina, followed by Hall-Héroult salt-based electrolysis process using prebaked graphite anode, with

casting of aluminium ingot being the last step of used aluminium production model.

Secondary aluminium production – due to diversity of secondary production, from technological standpoint non-existent production case is used as a result of blended data from several processing technologies starting with mixed scrap and resulting in casted aluminium ingot.

The functional unit chosen was the weight of 1 tone of the final nearly pure aluminium ingot.

## 2.2. System boundary

This study evaluates the production process through the life cycle of the material, from cradle to gate. The inventory phase, the life cycle impact assessment phase, and the interpretation of the results are included. By this, analysis of the environmental impacts associated with the whole manufacturing phase in the life cycle of aluminium, from the extraction of raw materials until the ingot is cast. Auxiliary systems included transporting materials for production, obtaining electric power from a global energy grid mix, and diesel oil for the transportation of the raw materials are included. All data used in the inventory and calculations are global data.

Certain assumptions had to be made when developing the LCA models:

- In the primary model, the transport which is accounted for, is transportation of bauxite to alumina production facility and the distance is set for 10 km. For secondary aluminium production, there is expectation of transporting material 50km for collection, 220 km for sorting and 20km for remelting.
- As mentioned briefly in introduction of this study products of primary and secondary aluminium are not 100% comparable in quality. For the purpose of modelling aluminium impacts in this study authors presume fictional identical nearly pure aluminium ingot as a final product. The attitude does slightly put secondary production in advantage as the higher technological value of primary aluminium is not accounted for. This study does not aim to compare currently deployed methods to produce aluminium but rather serve as base model for discussing the impacts of aluminium production in categories of human and environmental toxicity. Addition of alloying elements can both increase or decrease calculated impacts and alloys with high Al content should correspond better with results included in this paper.

The product system does not include the manufacturing processes of the capital goods or spare parts and/or maintenance. The environmental impact of infrastructure for general management, office, and headquarters operations, investment vehicles, miscellaneous materials

and additives are not included. Product system does not include the consumption of natural gas for sanitary and heating system for the staff's comfort.

All material and energy flows were assigned to one product and one production line. No secondary fuels were used in production.

For aluminium scrap, cut-off allocation principle (also called 100:0) was chosen, thus all impacts from primary aluminium production are attributed to its first life cycle.

## 2.3. Data sources and assumptions

General process data-sets used in the model were chosen from the Sphere database and ecoinvent 3.8. These databases are internationally used with process data-sets validated at European level. This study used the professional LCA software LCA for professionals 10, developed by Sphera. The inventory data are based in the case of primary aluminium on database data. In the case of secondary aluminium, used data are based on study focused on Norwegian, German and Chinese production of secondary aluminium – “A framework to identify environmental-economic trade-offs by combining life cycle assessment and life cycle costing – A case study of aluminium production” by Luthin, Backes and Traverso [22].

## 2.4. Life-cycle impact assessment (LCIA)

To determine the potential environmental impacts Environmental Footprint - EF 3.1 method (currently recommended by the European Commission for life cycle impact assessment) was chosen. Normalisation and weighting factors for EF 3.1 are not yet available, therefore EF 3.0 is used for normalised and weighted results.

For the study, four impact indicators from EF 3.1 were chosen:

- EF 3.1 Climate Change - total [kg CO<sub>2</sub> eq.]  
This carbon footprint indicator is based on GWP 100. The global warming potential (GWP) is a measure of how much heat a greenhouse gas traps in the atmosphere over a certain time frame relative to carbon dioxide. It compares the amount of heat trapped by a given mass of gas with the amount of heat trapped by the same mass of carbon dioxide and is expressed as a factor of carbon dioxide (CO<sub>2</sub> having global warming potential standardised as 1).
- EF 3.1 Ecotoxicity, freshwater - total [CTUe]  
This impact category calculates the toxic effects of chemical on an ecosystem, in this case in the freshwater, causing biodiversity loss and/or species extinction. The characterisation factors

are expressed like ETP in kg 1,4-dichlorobenzene equivalent.

- EF 3.1 Human toxicity, cancer - total [CTUh]
- EF 3.1 Human toxicity, non-cancer - total [CTUh]

Life cycle impact assessment of toxicity takes into account the fate, route of exposure and toxicity impact of toxic substances when released to air, water or land. Categories of chemical substances commonly accounted for are pesticides, heavy metals, hormones and organic chemicals. Human toxicity, cancer measures the potential for toxic releases or exposure to cause cancer in humans.

### 3. Results and Discussion

Primary aluminium has disproportionately higher environmental impacts in all categories calculated. This study is mainly focused on impacts of 3 categories – Ecotoxicity, freshwater – total, Human toxicity, cancer – total and Human toxicity, non-cancer – total. Climate change – total is used as baseline data for comparison, as it is probably most frequently used impact category for quantification of environmental impacts in the field of metal production. Table 1 summarises calculated impacts for above mentioned categories.

Total influence on climate change is calculated to be nearly 16 times higher for primary aluminium, 28 times higher impact in category of freshwater ecotoxicity and about two orders of magnitude higher impacts for both cancer and non-cancer human toxicity impact categories.

**Table 1** Comparison of calculated impacts of selected categories, using EF 3.1

	Primary Al	Secondary Al
Climate Change – total [kg CO2 eq.]	8190	540
Ecotoxicity, freshwater – total [CTUe]	38093	1317
Human toxicity, cancer – total [CTUh]	$1.6 \cdot 10^{-5}$	$9.2 \cdot 10^{-8}$
Human toxicity, non-cancer – total [CTUh]	$2.4 \cdot 10^{-4}$	$4.9 \cdot 10^{-6}$

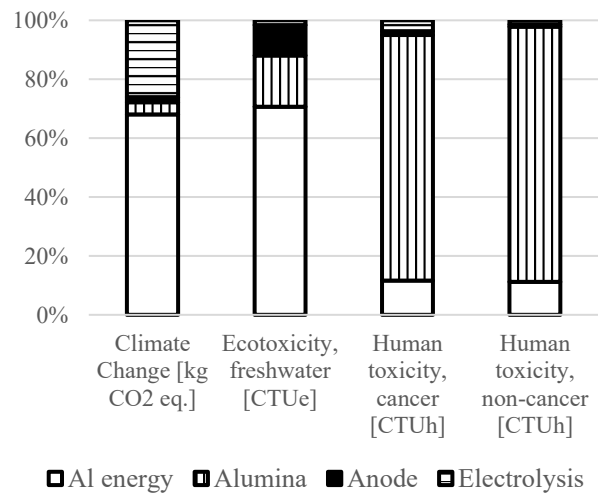
In Figure 1 and Figure 2 primary aluminium production and secondary aluminium production impacts are divided into four most impactful phases of production. In case of primary aluminium (Figure 1) these are:

- Impacts of energy production needed for aluminium reduction from alumina
- Impacts of metallurgical alumina production from bauxite

- Impacts of graphite anode production and treatment
- Impacts of electrolysis process (Hall-Héroult) without counting indirect impacts through energy consumption

For secondary aluminium production (Figure 2) these are:

- Impacts of energy production needed for aluminium production from scrap
- Impacts of scrap processing (washing, sorting, de-coating etc.)
- Impacts of remelting process
- Impacts of transportation



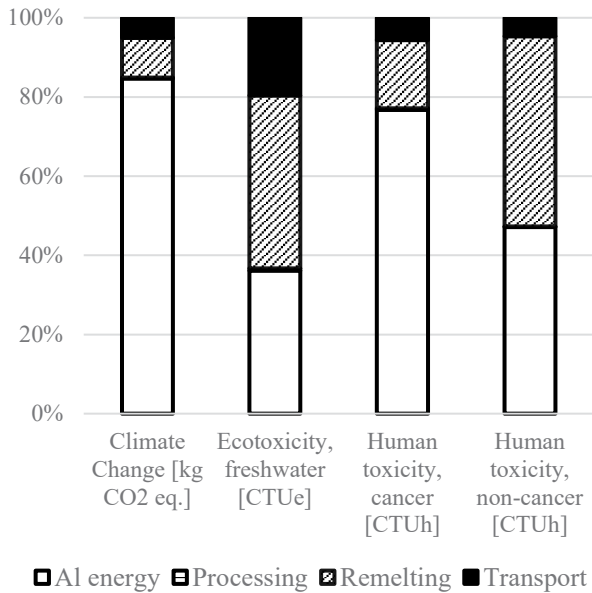
**Figure 1** Overview of contribution in different phases of primary aluminium production for selected impact categories, using EF 3.1, all impact categories are total

As seen in Figure 1 alumina production is main impact factor in connection to human toxicity representing over 80%. In categories of climate change and ecotoxicity situation is quite different – nearly 70% of impacts are traced back to high energy requirements for aluminium production. Electrolysis has more than 20% share in climate change – this can be explained by direct emissions caused by anode consumption and partial evaporation of melting additives.

Impacts of energy need represent even higher percentage in climate change category for secondary aluminium production. In contrast with primary production, climate change and human toxicity, cancer have quite similar profiles with energy impacts being the main factor in both cases, remelting being second and transportation representing very similar proportion for both categories. In category of non-cancer human toxicity energy and remelting represent almost the same percentage of impacts, while together contributing over 90%.

There is similar division in relative contribution to ecotoxicity of secondary production with difference of transportation contributing about 20% in this impact

category. Important note is that as mentioned before, transportation was modelled with rather low certainty on data estimations and also is category in which impacts can be theoretically easily lowered by choosing appropriate location for remelting and refining facilities and by preferring train transportation over use of lorries.



**Figure 2** Overview of contribution in different phases of secondary aluminium production for selected impact categories, using EF 3.1, all impact categories are total

Table 2 shows categories with highest contribution to total environmental impacts using EF 3.0 weighted normalised results for both primary and secondary aluminium production.

**Table 2** 4 impact categories with highest contribution to overall environmental impacts of aluminium production

	Primary Al	Secondary Al
Climate Change - total	29,0%	34,2%
Ecotoxicity, freshwater - total	8,9%	24,3%
Particulate matter	10,8%	2,6%
Resource use, fossils	22,0%	27,9%

Despite fundamental difference in primary and secondary production four most impactful categories are the same. In case of primary production, they together make up for little over 70% of total environmental impact. Impacts of secondary production are from 89% based on these for impact categories.

Table 3 shortly summarizes 3 impact categories this study is focused on: ecotoxicity, cancer human toxicity and non-cancer human toxicity. Ecotoxicity, freshwater – total is main component of these summarized impacts. With about

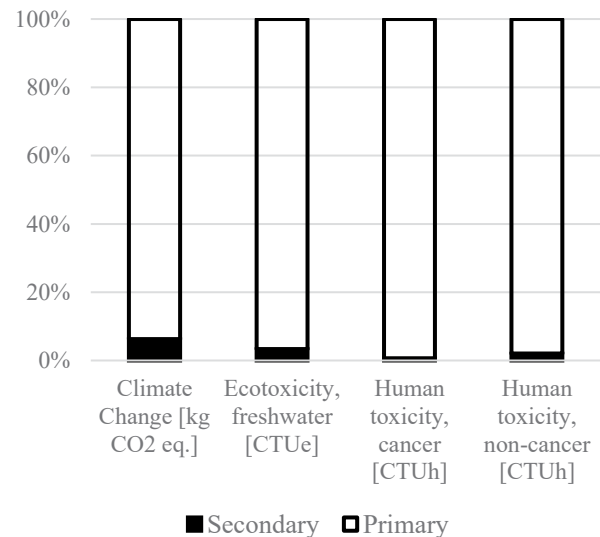
one sixth share of total impacts in primary production and about one fourth in secondary production, ecotoxicity and human toxicity together have significant impact on overall production. Based on these estimated numbers, these categories should not be omitted when evaluating impacts of aluminium production. Climate change – total following emissions to atmosphere remains most impactful category but is very dependant on electricity mix composition and can be heavily influenced by more environmentally friendly energy production. Lowering toxicity of aluminium production can be achieved not only by improvements in waste processing and by-products utilization but also by further decarbonisation of electricity production and lowering impacts of transportation.

**Table 3** Share of sum of 3 impact categories – ecotoxicity, cancer human toxicity and non-cancer human toxicity on overall environmental impacts of aluminium production after weighting and normalisation using EF 3.0

	Primary Al	Secondary Al
Eco and human toxicity	15.4%	25.7%

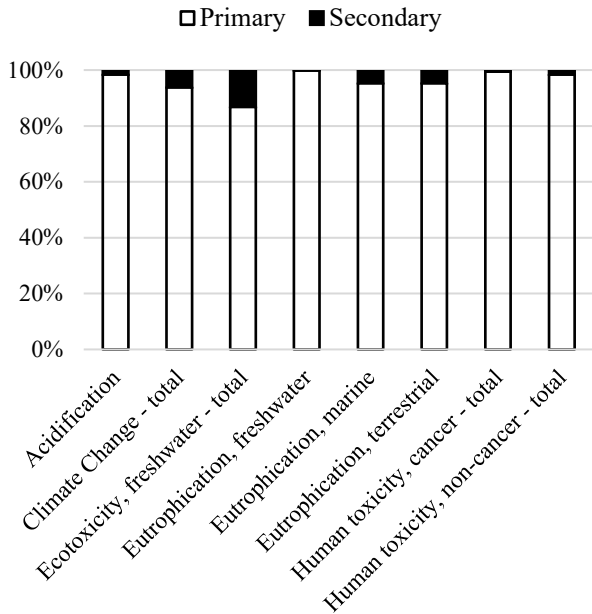
To visually demonstrate difference between primary and secondary aluminium production calculated absolute impacts theoretical mix of primary and secondary aluminium in 1:1 ratio was selected.

Figure 3 shows 4 selected impact categories and contribution of secondary and primary aluminium on total impacts of above-mentioned aluminium mix, making the huge gap in impacts obvious.



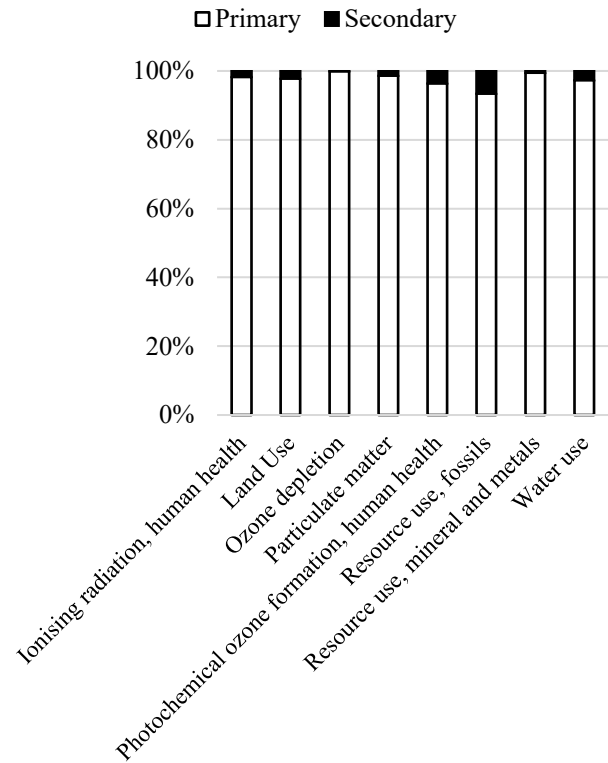
**Figure 3** Illustration of proportion of selected environmental impacts of theoretical mix of secondary and primary aluminium in 1:1 ratio using EF 3.1, all impact categories are total

For illustration of how different in absolute values are calculated impacts for primary and secondary aluminium production graphs – Figure 4 and Figure 5, showing contribution of both types of aluminium for theoretical aluminium ingot mixed in 1:1 ratio as in case of figure 3. Highest impact in secondary production in comparison to primary is in category of total freshwater ecotoxicity – reaching a bit less than one sixth of impacts primary production has. In other cases, secondary aluminium impacts are mere fraction of those of primary aluminium.



**Figure 4** Proportion of environmental impacts after normalisation and weighting for theoretical mix of secondary and primary aluminium in 1:1 ratio using EF 3.0

More public data is needed from aluminium producers, both statistical overall data and specific data for countries, technologies and specific products to achieve more realistic modelling of aluminium productions and their impacts. Especially in case of secondary production the number of deployed technologies and wide variety of both inputs and outputs can result in wide deviations when comparing specific aluminium alloys production sites with models based on statistical data. Also, many publicly available information is based more than over decade ago which can cause inaccuracies as the new technologies and solutions are being deployed and thus making aluminium industry to appear having higher impacts than in reality.



**Figure 5** Proportion of environmental impacts after normalisation and weighting for theoretical mix of secondary and primary aluminium in 1:1 ratio using EF 3.0

#### 4. Conclusion

The environmental profiles using the Life cycle assessment for both primary aluminium and secondary aluminium production were conducted with some simplifications and restrictions for 1 ton of comparable nearly pure aluminium as a product.

Primary aluminium has disproportionately higher impacts in case of both ecotoxicity and human toxicity. Based on input data 28 times higher impacts of primary aluminium in category of freshwater ecotoxicity were estimated, 173 times higher impacts in category of cancer related human toxicity and 48 times higher impacts in category of non-cancer related human toxicity.

In case of primary production human toxicity is caused by over 80% in phase of alumina production, while second biggest contribution is caused by high energy demand for Al production. This explains the above-mentioned extreme difference in calculated toxicity of primary and secondary aluminium production as the production processes are fundamentally different. In case of ecotoxicity energy demand is main contributing factor for primary aluminium with more than 75% estimated.

In case of secondary aluminium production highest estimated impact in category of ecotoxicity is caused by

remelting phase with energy demand being closely second and together constituting of about 80%.

Impacts of energy production needed for the process are the main factor in cancer-related human toxicity with almost 80% contribution. In category of non-cancer related human toxicity contribution is almost fairly divided between remelting process and effects of energy consumption.

For both primary and secondary production total environmental impacts calculated using EF 3.0, 4 same impact categories are main source of overall impacts.

When impacts of ecotoxicity a human toxicity are counted together they contribute significantly to total environmental impacts – about 15% for primary and 25% for secondary, stressing the need for adequate attention to these impact categories when aluminium production is being evaluated.

The results should be considered only as a base approximation in an attempt to examine environmental and human toxicity of aluminium production. Both primary and secondary aluminium will be with high probability produced during next decades and main goal should further develop both processes and maximize their effectivity with considering long-term impact on both environment and health.

### Acknowledgment

This work was supported from the grant of Specific university research – grant No. A2\_FT0P\_2023\_020

### References

- [1] S. Van den Eynde; E. Bracquené; D. Diaz-Romero; I. Zaplana; B. Engelen; J. R. Duflou; J. R. Peeters. Forecasting global aluminium flows to demonstrate the need for improved sorting and recycling methods. *Waste Management*, 137 (2022) 231-240.
- [2] E. Seigné-Itoiz; C. M. Gasol; J. Rieradevall; X. Gabarrell. Environmental consequences of recycling aluminum old scrap in a global market. *Resources, Conservation and Recycling*, 89 (2014) 94-103.
- [3] L. Ciacci; M. J. Eckelman; F. Passarini; W.-Q. Chen; I. Vassura; L. Morselli. Historical evolution of greenhouse gas emissions from aluminum production at a country level. *Journal of Cleaner Production*, 84 (2014) 540-549.
- [4] J. R. Davis. *Aluminum and Aluminum Alloys*. In *Alloying: Understanding the Basics, Light Metals and Alloys*, ASM International, 2008; pp 351-416.
- [5] P. Dvořák; N. Hong Vu; J. Jandová. *Metody výroby neželezných kovů a zpracování odpadů; VŠCHT*, 2018.
- [6] Aluminum. In *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, F. C. Campbell Ed.; ASM International, 2008; pp 487-508.
- [7] G. Gaustad; E. Olivetti; R. Kirchain. Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies. *Resources, Conservation and Recycling*, 58 (2012) 79-87.
- [8] D. Raabe; D. Ponge; P. J. Uggowitzer; M. Roscher; M. Paolantonio; C. Liu; H. Antrekowitsch; E. Kozeschnik; D. Seidmann; B. Gault; et al. Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of “dirty” alloys. *Progress in Materials Science*, (2022).
- [9] U. M. J. Boin; M. Bertram. Melting standardized aluminum scrap: A mass balance model for europe. *JOM*, 57 (8) (2005) 26-33.
- [10] A. Bakedano; A. Niklas; A. I. Fernández-Calvo; G. Plata; J. Lozares; C. Berlanga-Labari. Comparative Study of the Metallurgical Quality of Primary and Secondary AlSi10MnMg Aluminium Alloys. In *Metals*, 2021; Vol. 11.
- [11] D. Paraskevas; K. Kellens; R. Renaldi; W. Dewulf; J. R. Duflou. Closed and Open Loop Recycling of Aluminium: A Life Cycle Assessment perspective. 2013;
- [12] D. J. Diaz-Romero; S. Van den Eynde; W. Sterkens; A. Eckert; I. Zaplana; T. Goedemé; J. Peeters. Real-time classification of aluminum metal scrap with laser-induced breakdown spectroscopy using deep and other machine learning approaches. *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, 196 (2022) 106519.
- [13] B. Engelen; D. D. Marelle; D. J. Diaz-Romero; S. V. den Eynde; I. Zaplana; J. R. Peeters; K. Kellens. Techno-Economic Assessment of Robotic Sorting of Aluminium Scrap. *Procedia CIRP*, 105 (2022) 152-157.
- [14] European Aluminium. *European Aluminium Vision 2050*; European Aluminium, Brussels, 2019.
- [15] H. U. Sverdrup; K. V. Ragnarsdottir; D. Koca. Aluminium for the future: Modelling the global production, market supply, demand, price and long term development of the global reserves. *Resources, Conservation and Recycling*, 103 (2015) 139-154.
- [16] IAI Material Flow Model – 2021 Update; 2021, 2021.
- [17] H. Hatayama; I. Daigo; Y. Matsuno; Y. Adachi. Assessment of the Recycling Potential of Aluminum in Japan, the United States, Europe and China. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 50 (3) (2009) 650-656.
- [18] V. Kisnieriene; I. Lapeikaite. When Chemistry Meets Biology: The Case of Aluminum - A Review. *ChemInform*, 47 (2016).
- [19] R. Rahman; H. Upadhyaya. Aluminium Toxicity and Its Tolerance in Plant: A Review. *Journal of Plant Biology*, 64 (2) (2021) 101-121.
- [20] D. A. Koehler; J. D. Spengler. The toxic release inventory: fact or fiction? A case study of the primary aluminum industry. *J Environ Manage*, 85 (2) (2007) 296-307, From NLM.
- [21] T. A. Aarhaug; A. P. Ratvik. Aluminium Primary Production Off-Gas Composition and Emissions: An Overview. *JOM*, 71 (9) (2019) 2966-2977.
- [22] A. Luthin; J. G. Backes; M. Traverso. A framework to identify environmental-economic trade-offs by combining life cycle assessment and life cycle costing – A case study of aluminium production. *Journal of Cleaner Production*, 321 (2021) 128902.



# Recovery of Valuable Metals from Bauxite Residue “Red Mud”

**Adela SVOBODOVA-SEDLACKOVA<sup>1</sup>, A. Inés Fernández<sup>2</sup>, J. Maria CHIMENOS<sup>2</sup>,  
Rafael RODRIGUEZ<sup>1</sup>, Carlos BERLANGA<sup>1</sup>, Camila BARRENECHE<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Public University of Navarre, <sup>2</sup>University of Barcelona  
Spain

## Abstract

Aluminum obtained from bauxite ore is one of the metals with the highest annual world production. Nowadays, one of the major concerns in the extraction of aluminum is the management of residues. Bauxite residue, also known as red mud, is formed after the extraction of aluminum from bauxite ore and is one of the primary known by-products. Metals recovery is one of the most challenging and promising options for red mud re-valorization.

## 1. Introduction

Over 150 Mtonnes/year of red mud are produced worldwide, necessitating comprehensive bibliographic research on the subject, including circular economy, re-valorization, sustainability, and disposal.

However, a general, strategic, and future vision on this topic remains lacking. Red mud can be viewed as a secondary raw material for the extraction of valuable metals. Therefore, it can become an essential resource for obtaining critical metals, which, in some cases, have a higher concentration than conventional ore grades, thus contributing to the circular economy while guaranteeing supply.

This study performs a detailed physico-chemical characterization of red mud (using techniques such as X-Ray Powder diffraction, X-Ray Fluorescence, Inductively Coupled Plasma, Thermogravimetric analysis, and acidic digestion) from the Turkey region, with a focus on recovering valuable metals.

## 2. Results

The majoritarian elements are Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (33%), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (21%), SiO<sub>2</sub> (14%), Na<sub>2</sub>O (8.6%), CaO (6.6%), and TiO<sub>2</sub> (4.8%), and around 12% of minoritarian elements that include rare earths and other critical metals, according to EU critical material list. Table 1 shows the main trace elements.

**Table 1.** Main trace elements concentration in ppm in Turkish red mud.

Sc	Y	La	Ce	Nd	Sm	Gd
152.0	120.1	207.9	569.2	198.6	39.7	39.9
Mn	Co	Ni	Cu	Ga	As	Rb
168.1	29.2	461.1	30.5	37.1	151.2	24.3
Dy	Er	Yb	Th	V	Cr	W
31.2	18.3	18.2	120.0	473.9	717.8	27.5
Sr	Zr	Nb	Mo	Ba	-	-
53.4	772.4	77.5	28.1	26.3	-	-

Additionally, this study provides a state-of-the-art literature review on different methods for metal extraction and their efficiency to develop a novel approach for extracting metals at low concentrations (trace elements).

Therefore, our samples are evaluated for the recovery of valuable metals with 5-step Tessier sequential extraction, taking into consideration the extraction efficiency, criticality of the metals, and their viability for up-scaling to the industry. Under these considerations, 43 elements was monitored and evaluated for its recovery. Finally, this study analyzes the environmental issues of the residues after metal recovery.

## 4. Conclusion

Our results show that Sm, Gd, La, and Nd present a potentially effective extraction ratio and higher concentration compared to typical extraction ores.

## Acknowledgment

This research was partially funded by the Gobierno de Navarra (contract 0011-3998-2021-000006) corresponding to the ERA-MIN project JTC-2021\_131 “Utilization of aluminum bearing raw materials for the production of aluminium metal, other metals and compounds” (ABTOMAT).

# Farklı Alüminyum Alaşımlarının, Farklı Kalıplama Teknikleri ile Basıncı Kompozit Tank Başlık Malzemesi Olarak Kullanımının Değerlendirilmesi

Evaluation of the Use of Different Type of Aluminum Alloys as a Composite Pressure Vessel Boss Material with Different Molding Techniques

**Özlem PINAR<sup>1</sup>, Asım ZEYBEK<sup>2</sup>, Gaye KANALTI BAŞ<sup>1</sup>, Zafer CANBULAT<sup>1</sup>, Taner USTA<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Floteks Automotive, <sup>2</sup>Yesilova Group, <sup>3</sup>Can Metal  
Türkiye

## Abstract

Aluminum alloys are frequently used in pressure composite wrapped vessels and automotive applications due to their advantages such as lightness, moisture resistance and recyclability compared to other metals. Depending on their elemental content, these aluminum alloys are classified into various groups and exhibit different mechanical properties. One of the biggest advantages of Type IV pressure composite vessels is the use of a much lighter thermoplastic liner instead of metal. However, this liner should have a metal nozzle called "boss" in connection with the thermoplastic part to let the gas inlet and outlet. Considering the lightness, cost-effectiveness and ease of processing, aluminum alloys are preferred for this application. One of the most common methods used in thermoplastic liner production is rotational molding technology. Compared to other liner production methods, rotational molding allows the liner to be produced in one piece without the defects caused by the welding processes used to join the metal boss and liner. Rotational molding shows much better feedback on product performance against welded methods. Regards with the high temperature that occurs during the process, the selection of the aluminum alloy is an important design step that can affect the product's performance. Besides, the mechanical properties of the aluminum part used in the liner must be suitable for the high pressure operating conditions of the Type IV pressure composite vessels. The mechanical properties of aluminum alloys must be able to meet the final product performance requirements after the processing conditions they might be exposed in intermediate process steps such as rotational molding. In this study, the behavior of different aluminum alloys under rotational molding process conditions was investigated. The mechanical properties changes of Aluminium 2024 T3, 6082 T6 and 7075 T6511 alloys were determined, which were exposed to process temperatures up to 300°C for at least 30 minutes. The strength and elongation values of the materials were determined with the Instron 34TM50 model tensile tester. According to the results obtained; The change in the strength

of 2024 alloy, which was kept at 300°C for 30 minutes, is under 10%, while 6082 is 54% and 7075 is 57%. Contrary to this situation, when a special molding technique is used to lower the process temperature; It was determined that all alloy types exposed to 200°C temperature conditions, not observed any change over 10% in both of their yield and tensile strength. The findings provided important data in the selection and evaluation of aluminum materials to be used in products where high strength and durability properties are desired, especially in high pressure composite vessels.

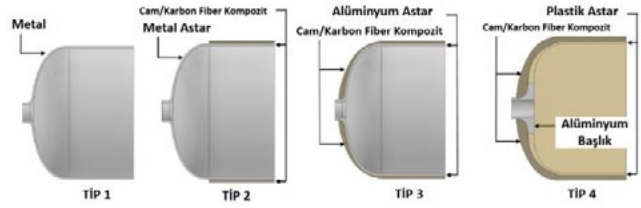
## Özet

Alüminyum alaşımlar, basıncı kompozit sarılmış tanklarda ve otomotiv uygulamalarında diğer metallere kıyasla sahip oldukları hafiflik, rutubet tutmama, geri dönüştürülebilirlik gibi avantajlarından kaynaklı olarak sıklıkla kullanılmaktadır. Elementel içeriklerine bağlı olarak bu alaşımlar çeşitli gruplar altında sınıflandırılır ve birbirinden farklı mekanik özellikler sergilerler. Tip IV basıncı kompozit tankların en büyük avantajlarından biri metal yerine çok daha hafif olan termoplastik astar kullanılmasıdır. Fakat bu astar gaz giriş çıkış bölgelerinde, termoplastik kısım ile bağlantı halinde olan metal bir başlığa sahip olmalıdır. Hafiflik, maliyet ve proses kolaylığı göz önüne alındığında, bu parça malzemesi olarak alüminyum alaşımlar tercih edilmektedir. Astar üretiminde en sık kullanılan yöntemlerden biri rotasyonel kalıplama teknolojisidir. Rotasyonel kalıplama, diğer astar üretim yöntemleri ile karşılaştırıldığında, metal başlık ve astarın birleştirilmesinde kullanılan kaynak işlemi sebebiyle oluşan kusurlar olmadan astarın tek parça halinde üretilmesine olanak sağlar. Bu üretim şekli, ürün performansında, kaynaklı yöntemlere kıyasla çok daha iyi geri bildirim gösterir. Proses sırasında oluşan yüksek sıcaklık dikkate alındığında kullanılacak alüminyum alaşımının seçimi ürünün performansını etkileyebilecek önemli bir adımdır. Astarla kullanılan alüminyum parçanın mukavemet özellikleri Tip IV basıncı kompozit tankın yüksek basınç çalışma koşullarına uygun olmalıdır. Alüminyum

alaşımların mukavemet özellikleri, rotasyonel kalıplama gibi ara proses basamaklarında maruz kalacağı işlem koşullarından sonra, son ürün performans gerekliliklerini karşılayabilmelidir. Bu çalışmada, farklı alüminyum alaşımlarının rotasyonel kalıplama prosesi koşullarındaki davranışları incelenmiştir. 300°C'yi bulan proses sıcaklıklarına en az 30 dakika maruz kalan ekstrüzyon ile üretilmiş 2024 T3, 6082 T6 ve 7075 T6511 alaşım sınıflarının mekanik özellikleri ve değişimleri belirlenmiştir. Malzemelerin mukavemet ve uzama değerleri Instron 34TM50 model çekme test cihazı ile belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre; 300°C sıcaklıkta 30 dk tutulan, 2024 alaşımının mukavemetindeki değişim %10'un altında iken, 6082'nin %54 ve 7075'in %57 seviyesinde olduğu görülmüştür. Bu durumun aksine, proses sıcaklığını düşürmek için özel bir kalıplama tekniği kullanıldığında; 200°C sıcaklık koşullarına maruz bırakılan tüm alaşım çeşitlerinin, mukavemetlerinde %10'un üstünde bir değişiklik olmadı ve kritik bir uzama değişimine uğramadığı tespit edilmiştir. Bulgular, özellikle basınçlı kompozit tank gibi yüksek mukavemet ve dayanım özelliklerinin istendiği ürünlerde kullanılacak olan alüminyum malzemelerinin seçimi ve değerlendirilmesi aşamasında önemli veriler sunmuştur.

## 1. Giriş

Kömür, petrol ve doğal gaz da dahil olmak üzere fosil yakıtlar, şu anda elektrik üretimi, ulaşım ve sanayi sektörlerinde kullanılmak üzere dünyanın birincil enerji kaynağıdır. Yeşil ve yenilenebilir enerjiye geçiş, şu anda çeşitli enerji politikalarının ve yönelimlerinin ön saflarında yer almaktadır. Bu durum, iklim değişikliği ile ilgili sorunlar gibi çevresel endişelerden kaynaklanmaktadır. Ayrıca, yenilenebilir enerji (rüzgar ve güneş enerjisi) ile ilgili sermaye maliyetleri giderek azalmaktadır. Bununla birlikte, yenilenebilir kaynaklar kullanılarak üretilen enerjinin değişken ve kesintili doğası, daha geniş dağıtımını engelleyen önemli bir teknik ve ekonomik zorluk olmuştur [1]. Bu zorluklarla baş etmenin bir yöntemi olarak; güvenlik, verimlilik ve çalışma kabiliyetinden ödün vermeden karbon ayak izini azaltarak ağırlığı ve özellikle otomotiv endüstrisinde yakıt tüketimini azaltmayı amaçlayan teknolojiler üzerine birçok araştırma yürütmektedir. Sıkıştırılmış Doğal Gaz (CNG), Sıvılaştırılmış Petrol Gazı (LPG), Hidrojen, Hidrojen-CNG (HCNG) karışımları ve Sıvılaştırılmış Doğal Gaz (LNG) gibi alternatif yakıtlı araçlar, fosile bağımlılığı en aza indirmek için en iyi çözümlerden bazılarıdır. Alternatif enerji kaynaklarının depolanması, taşınması ve kullanımı için diğer teknolojilere kıyasla kompozit malzemenin doğasından kaynaklanan hafiflik avantajı ve güvenlikten ödün vermeden endüstriyel olarak kullanılabilmesi sebebiyle basınçlı kompozit tanklar öne çıkmaktadır [2]. Endüstriyel olarak kullanılan gaz depolama tankları dört standart tipte sınıflandırılabilir: Tip I, Tip II, Tip III ve Tip IV. Bu dört basınçlı kap tipinin şematik bir gösterimi Şekil 1'de verilmiştir.



Şekil 1. Kompozit basınçlı tank tipleri. [3]

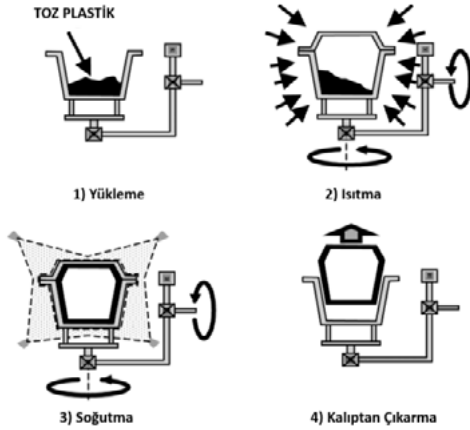
Tip I tamamen metal bir silindirdir (genellikle çelik) ve bu nedenle en ağır olanıdır, tipik olarak endüstride sabit kullanım için kullanılır. Tip II, Tip I silindirden daha hafif olan, metal astarlı çember (hoop) sarılmış kompozit bir silindirdir. Bununla birlikte, hem Tip I hem de II tanklar, ağırlıklarından kaynaklanan düşük gaz depolama yoğunlukları nedeniyle otomotiv uygulamaları için uygun değildir. Tip III tanklar, gaz geçirgenliği bariyeri görevi gören metal astarlı tamamen sarılmış bir kompozit silindir içerir. Metal astar, hidrojen gibi gazlara karşı kırılmalık problemini çözen alüminyumdan (Al) yapılmıştır ve mekanik dirence >%5 katkıda bulunur. Kompozit kaplama (genellikle reçineye gömülü karbon fiber) tamamen yük taşıyan bileşen görevi görür. Tip III tankların da 450 bar basınca kadar güvenilir olduğu gösterilmiştir, ancak 700 bar basınç döngüsü testleriyle ilgili hala zorluklar barındırmaktadır. Tip IV tanklar, yalnızca gaz geçirgenliği bariyeri görevi gören plastik astarlı (tipik olarak yüksek yoğunluklu polietilen) ve tamamen kompozit sarılmış silindirik yapılardır. Kompozit kaplama, yük taşıyan yapı olarak hizmet eder ve tipik olarak bir epoksi matrisinde karbon fiber veya karbon/cam fiber kompozitten oluşur. Tip IV basınçlı kompozit tanklar, basınçlı tankların en hafifidir ve 1000 bar basınca kadar yüksek basınçlara dayanabilir, bu da onları araç uygulamaları için basınçlı tankların arasında en uygun tip haline getirir [1,4]. Şekil 2'de Tip IV kompozit sarılmış basınçlı tanka ait bir görsel yer almaktadır.



Şekil 2. Kompozit sarılmış tip IV yüksek basınçlı tank. [5]

Tip IV yüksek basınçlı bir tankın kullanımı açısından bakıldığında, en kritik unsur astardır. Plastik astar, basınç valflerinin sabitlenmesine ve basınçlı tank ile gaz tesisatı arasındaki bağlantıyı sağlayan, genellikle hafiflik ve korozyon direnci gibi avantajlarından dolayı alüminyum alaşımlarının malzeme olarak tercih edildiği metal başlıkları içerir. Polimer astar ile metal başlık arasındaki arayüz, yüksek basınçlı kapların en zayıf noktasıdır. Bu nedenle bu

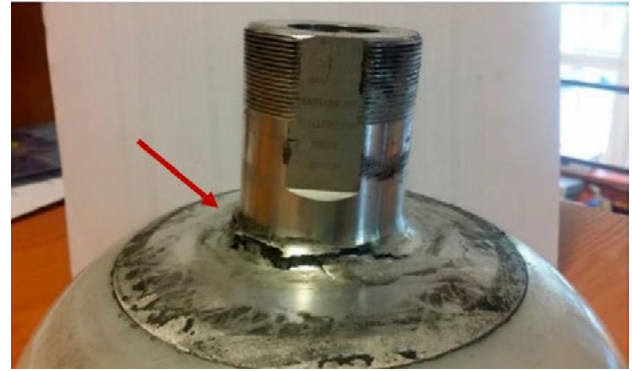
ara yüzeyde polimerlerin metallere yapıştırılması için farklı yöntemler geliştirilmiş ve daha iyi yapışma özelliklerine ulaşmak için birçok araştırma yapılmıştır. Plastik astar üretiminde en yaygın kullanılan teknolojilerden birisi rotasyonel kalıplamadır. Rotasyonel kalıplama işleminde polimer malzeme 300°C'lere varan fırın sıcaklığında, üretilecek parçanın eklentileriyle birlikte atmosferik basınçta ısıtılarak kalıplanır. Daha sonrasında soğutularak nihai şeklini alan ürün, tek seferde ve yekpare bir şekilde elde edilmiş olur. Şekil 3' de rotasyonel kalıplama üretim basamakları şematik olarak gösterilmiştir. Rotasyonel kalıplama teknolojisi, ekstrüzyon veya şişirerek kalıplama gibi astar üretimi için kullanılan diğer teknolojilere kıyasla; kaynaktan ortaya çıkan kusurlar olmadan, astar ve metal başlık parçasını bir araya getirme ve astarı tüm parçalarıyla tek seferde üretme kabiliyeti nedeniyle daha iyi geri bildirim gösterir. Ayrıca üretim esnasında konstrüksiyonda iç gerilim olmaması, çoklu seri üretimde ekonomik ve otomatik bir süreç olması da temel avantajları arasındadır. [6,7]



Şekil 3. Rotasyonel kalıplama teknolojisi temel proses basamakları. [8]

Tip IV kompozit tanklar yüksek basınç ve ekstrem çalışma koşullarına karşı yüksek güvenlik önceliği taşırlar ve ticari olarak kullanılabilmeleri için hem tasarım hem de seri üretim aşamasında bir dizi zorlayıcı fonksiyon testine tabi tutulurlar. Uluslararası standartlar ve regülasyonlar tarafından belirlenmiş test koşulları ve yüksek basınçtaki çalışma koşulları altında ürün gereklilikleri karşılayabilmelidir. [9,10] Kapsamlı yürütülen çalışmalarda ve tasarım deneme testlerinde birbirinden farklı pek çok arıza modu ile karşılaşmıştır. Tip IV tanklar söz konusu olduğunda, en baskın arıza modlarından bazıları doğrudan astar ve metal başlık ile ilgilidir [6]. Alüminyum başlıkta oluşabilen yorulma çatlaklarının sonucunda görülen hata moduna bir örnek Şekil 4'de verilmiştir. Yaygın astar arıza modlarından birisi olan metal başlıktaki yorulma ve stres çatlaklarındaki büyümenin, katastrofik sonuçlar doğurabileceği tespit edilmiştir. Kompozit tank tasarımlarında kullanılan metal başlıkların yüksek basınç altındaki stres koşullarında mukavemeti ve yorulma

çatlaklarına karşı direnci yüksek olmalıdır [5]. Bu kapsamda, metal başlıktan kaynaklı hata modlarının önüne geçilebilmesi için tasarım aşamasında metal başlık malzemesinin ayrıntılı bir şekilde analiz edilmesi kritik önem taşımaktadır. Bu çalışmada, metal başlık malzemesi için alternatif malzemelerden seçilen, ekstrüzyon ile üretilmiş 2024 T3, 6082 T6 ve 7075 T6511 alüminyum alaşımların kimyasal içerikleri incelenmiş ve mekanik özellikleri test edilmiştir. Alüminyum alaşımlarının, rotasyonel kalıplama ile astar üretimi sırasında maruz kalabileceği sıcaklık koşulları numuneler üzerinden simüle edilmiş ve simülasyon sonucuna bağlı olarak mekanik özellikleri kıyaslanmıştır.



Şekil 4. Yorulma testinden sonra hasar görmüş bir alüminyum başlık görünümü. [6]

## 2. Deneysel Çalışmalar

Ekstrüzyon ile üretilmiş 2024 T3, 6082 T6 ve 7075 T6511 olmak üzere üç tip alüminyum alaşım tedarik edilmiştir. Temin edilen alaşımlardan ISO 6892 standardına uygun olarak çekme testi numunesi CNC işleme makinesi kullanılarak elde edilmiştir. Örneklerin tamamı rotasyonel kalıplama ısıtma basamağı koşullarına uygun olarak 200°C ve 300°C sıcaklığa 30 dak maruz bırakılmıştır. Hem ısıtma işlemi maruz bırakılmamış giriş koşulu numuneleri hem de ısıtma işlemi ile yaşlandırılmış numunelerin mekanik özellikleri analiz edilmiştir.

Örneklerin ThermoFisher ARL easySpark Model Optik Spektrometre ile kimyasal içerikleri analiz edilmiştir. Tedarik edilen alaşımlara ait kimyasal kompozisyonlar Çizelge 1'de verilmiştir. INSTRON 34TM50 model çekme test cihazı ile mekanik özellikleri EN 755-2 standardına göre belirlenmiştir. Hazırlanan ve test edilen örneklerin numune adlandırmaları ve özelliklerine Çizelge 2'de yer verilmiştir.

Çizelge 1. Numunelerin kimyasal analizi.

Numune Adı	%Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
Al2024	93,8	0,2	0,4	3,8	0,5	1,1	0,0	0,0
Al6082	97,6	0,9	0,2	0,0	0,5	0,8	0,0	0,0
Al7075	89,9	0,0	0,1	1,6	0,0	2,3	0,2	5,8

**Çizelge 2.** Çalışma kapsamında hazırlanan numunelerin adlandırmaları ve özellikleri.

Numune Adı	Alüminyum Özellikleri		Isıl Maruziyet Koşulları	
	Alaşım Tipi	Temper	Sıcaklık (°C)	Süre (dak)
Al2024-0	2024	T3	-	-
Al2024-200			200	30
Al2024-300			300	
Al6082-0	6082	T6	-	-
Al6082-200			200	30
Al6082-300			300	
Al7075-0	7075	T6511	-	-
Al7075-200			200	30
Al7075-300			300	

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

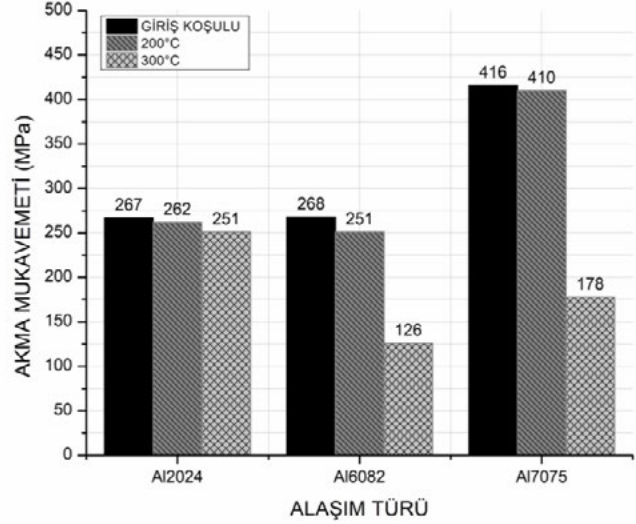
Bu çalışmada, alüminyum alaşımlar için hedeflenen kullanım koşulları göz önüne alındığında mekanik özellikleri oldukça kritik bir öneme sahiptir. Alaşımın yüksek basınçlı kompozit tankın çalışma koşulları altında maruz kalacağı yüksek stres değerlerinde akma mukavemeti değerini muhafaza edebiliyor ve tasarım değerlerini karşılayabiliyor seviyede olması malzemeden beklenen temel performans kriteridir.

Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımları maksimum mukavemet talep edildiği durumlarda genelde 100-200°C sıcaklık aralığında bir süre bekletilerek mukavemet artışı sağlanır. Bu sıcaklık ve süreler genellikle 2xxx serisi için 190°C-12 saat, 6xxx serisi için 177°C-9 saat ve 7xxx serisi için 120°C-5 saat + 177°C-7 saat kademeli olarak düşünülebilir. Alaşımlar maksimum mukavemete ulaştıktan sonra yaşlanmaya devam ederse aşırı yaşlanma fazına geçmekte ve alaşıma bağlı olarak mukavemet düşüşleri ile uzama değerlerinde artışlar gözlemlenmektedir.

Yapılan çekme testleri tedarik edilen parça geometri kısıtları sebebiyle üretim yönüne dik çıkarılan numuneler ile gerçekleştirilmiştir. Bu sebeple tedarik edilen ve kondisyonu belirli numunelerde standart değerlerden saplamalar gözlenmiştir.

Şekil 5' de verilen grafikte, her üç tip alaşım için giriş koşulları ve prosesi simüle eden ısıl yaşlandırma sonrasındaki akma mukavemeti değerleri verilmiştir. Değerler incelendiğinde, herhangi bir işleme maruz bırakılmamış giriş koşulu numunelerine kıyasla 300°C ısıl maruziyet sonrasında tüm alaşımlarda akma mukavemeti kaybı olduğu görülebilir. Fakat, 2024 alaşımı akma mukavemetinde önemli bir düşüş gözlenmezken, özellikle 6082 ve 7075 alaşımlarda %50'den fazla akma mukavemeti

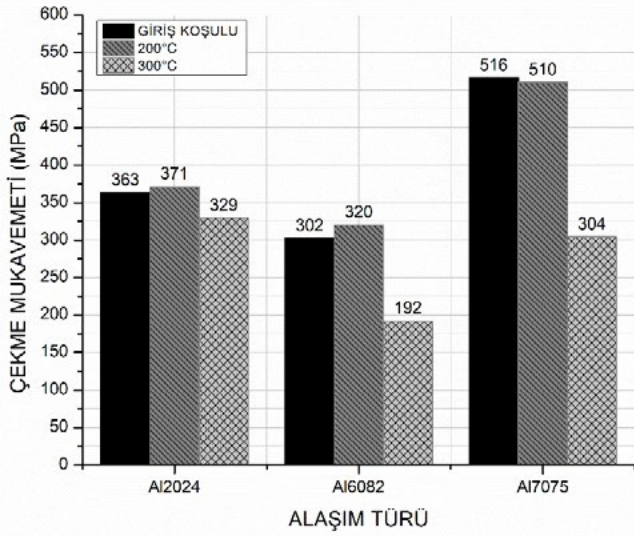
kaybı gözlenmiştir. Bunun durumun aksine, özel bir kalıplama yöntemi ile rotasyonel kalıplama proses sıcaklıkları 200°C'e düşürülmüş ve numuneler üzerinde düşük proses sıcaklığı simüle edildiğinde tüm alaşım çeşitlerinin akma mukavemetlerinde kayda değer bir değişim yaşanmadığı bulunmuştur.



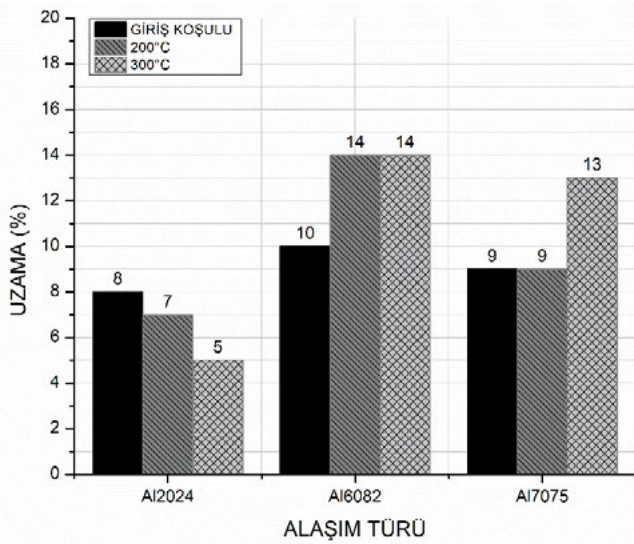
**Şekil 5.** Alüminyum alaşım numunelerinin ısıl maruziyet öncesi ve sonrası akma mukavemeti değerleri.

Şekil 6'da verilen çekme değerlerine ait grafik incelendiğinde, tüm alaşımlar 200°C sıcaklığa maruz kaldığında belirgin bir değişim gözlenmemiştir. Bu sıcaklıkta bekletmenin hali hazırda yaşlanmış durumda tedarik edilen 6082 ve 7075 alaşımlarında aşırı yaşlanma sürecini başlatacağını öngörülebilir, fakat süre olarak 30 dakikanın yeterli olmadığı görülmektedir. 300°C sıcaklık için veriler incelendiğinde aynı süre tutmak mukavemet değerlerini çok düşürmüştür. 300°C sıcaklık tüm alaşım grupları için yüksek kabul edilebilir ve zarar verecek ölçüde yaşlanma yaratabilir. 2024 alaşımının T3 kondisyonunda yaşlandırılmamış durumda olması diğer yaşlanmış alaşımlara kıyasla maruz kalması diğer alaşımlar için aşırı yaşlanmaya geçiş sağlarken, 2024 için başlangıç olarak bir miktar yaşlanma sağlamış T8 kondisyonuna doğru ulaşmasına katkı yapmış olabilir.

Şekil 7'de yer alan uzama değerlerine bakıldığında, 2024 alaşımı için proses sıcaklığı arttıkça uzama değerleri azalmıştır. 6082 için uzama değeri 200°C sıcaklıkta arttıktan sonra 300°C'de bir değişiklik olmamıştır. 7075 alaşımı için uzama artışı 300°C'de gerçekleşmiştir.



Şekil 6. Alüminyum alaşım numunelerin ısı maruziyet öncesi ve sonrası çekme mukavemeti değerleri.



Şekil 7. Alüminyum alaşım numunelerin ısı maruziyet öncesi ve sonrası uzama değerleri.

#### 4. Sonuç

Çalışma kapsamında 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi alüminyum alaşımlardan seçilen 3 tip malzeme özellikleri incelenmiştir. Malzemeler yüksek basınçlı kompozit tank başlık malzemesi performans kriterlerine göre analiz edilmiştir. Literatürde de bildirildiği üzere, 200 bar ve üzerindeki yüksek basınç, dolayısıyla yüksek stres altında çalışacak olan malzemelerin mekanik özellikleri bu uygulama özelinde oldukça önemlidir. Malzeme son ürünlerdeki kullanım şartlarına ulaşmadan önce ürünün doğası gereği bir dizi ara proses basamağından geçebilir. Bu ara proses basamaklarından biri olan rotasyonel kalıplama ile astar üretimi sırasında bir nevi ısı yaşlandırılmaya maruz kalır.

Rotasyonel kalıplamada genellikle malzemenin maruz kalacağı sıcaklıklar 300°C ve üzerinde olduğu için 3 farklı tip alaşım üzerinde bu koşullar simüle edilmiş, sonrasında kimyasal ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, en yüksek giriş koşulu mukavemet değerlerini sergileyen 7075 T6511 alüminyum alaşımında, 300°C ve 30 dak ısı maruziyet, akma mukavemetinde %50'den fazla düşüşe sebep olmuştur. Bu durum 6082 alaşım sınıfında da benzer şekilde seyretmiştir. 2024 T3 alaşımında ise kayda değer bir değişiklik tespit edilmemiştir.

Rotasyonel kalıplama işlemindeki proses sıcaklıkları özel bir kalıplama yöntemi kullanılarak 200°C'e kadar düşürülüp bu sıcaklık değerinde simülasyon tekrar edilmiş ve mekanik özellikler incelenmiştir. 300°C'deki sonuçların aksine, 200°C ısı maruziyet sonrasında 2024, 6082 ve 7075 alaşımlarının mukavemet özelliklerinde önemli oranda bir değişiklik tespit edilmemiştir. Elde edilen veriler incelendiğinde, özellikle yüksek performans ve güvenlik gerekliliklerine sahip ürünlerde, alüminyum malzemelerin karşılaşılabileceği ara proses basamaklarındaki sıcaklıklar dikkatle ele alınmalı ve gerekli mukavemet limitlerine göre malzeme seçiminin de içinde bulunduğu tasarım aşamasında bu durum göz önünde bulundurulmalıdır.

#### Referanslar

- [1] Langmi, Henrietta W., et al. "Hydrogen storage." Electrochemical power sources: Fundamentals, systems, and applications. Elsevier, 2022. 455-486.
- [2] Ravi, M., Muralidharan, A., & Arun, S. (2013). Composite gas cylinders for automotive vehicles-current status of adoption of technology and way forward (No. 2013-26-0074). SAE Technical Paper.
- [3] Park, G., Jang, H., & Kim, C., Design of composite layer and liner for structure safety of hydrogen pressure vessel (type 4). Journal of Mechanical Science and Technology, 35(8) (2021), 3507-3517.
- [4] Barthelemy, H., Weber, M., & Barbier, F., Hydrogen storage: Recent improvements and industrial perspectives. International Journal of Hydrogen Energy, 42(11) (2017), 7254-7262.
- [5] McLaughlan, P. B., Forth, S. C., & Grimes-Ledesma, L. R., Composite overwrapped pressure vessels, a primer (No. S-1046) (2011).
- [6] Motaharnejad, V., Delnaud, L., Fouque, M., Lucas, A., Shirinbayan, M., Fitoussi, J., & Tcharkhtchi, A., Enhancement of adhesion between the polymeric liner and the metallic connector of high-pressure hydrogen storage tank. International Journal of Material Forming, 14 (2021), 249-260.

[7] Gąsior, P., Wachtarczyk, K., Błachut, A., Kaleta, J., Yadav, N., Ozga, M., & Baron, A., Validation of selected optical methods for assessing polyethylene (PE) liners used in high pressure vessels for hydrogen storage. *Applied Sciences*, 11(12) (2021), 5667.

[8] Crawford, R. J., & Throne, J. L., Rotational molding technology. William Andrew, 2001, New York, ABD.

[9] Commission Regulation (EU) No 406/2010 of 26 April 2010 implementing Regulation (EC) No 79/2009 of the European Parliament and of the Council on Type-Approval of Hydrogen-Powered Motor Vehicles; *Official Journal of the European Union*: Brussels, Belçika, 2010.

[10] Regulation No 134 of the Economic Commission for Europe of the United Nations (UN/ECE)-Uniform Provisions Concerning the Approval of Motor Vehicles and Their Components with Regard to the Safety-Related Performance of Hydrogen-Fuelled Vehicles (HFCV); *Official Journal of the European Union*: Brussels, Belçika, 2019.

# Investigation of Color Tone Difference in Natural Color Anodised AA6063 Extruded Aluminum Profiles

AA6063 Alaşımına Sahip Ekstrüzyon ile Üretilmiş Alüminyum Profillerin Anodizasyonda Doğal Renkte Oluşan Renk Tonu Farkının İncelenmesi

**Alptuğ TANSES, İbrahim BAT, Samet SEVİNÇ, Furkan ERTÜRK, Görkem ÖZÇELİK**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

The causation of the color tone difference in the natural color anodized extruded profiles was investigated. Two different alloy compositions of 6063 alloys have been produced with the same extrusion parameters. The produced extrusion profiles were then heat treated in different conditions and different temperatures. These have been done in order to investigate the effect of the different furnace conditions and different heat treatment conditions as well. Heat treated profiles were then anodized in the same baths assuring the same anodization conditions. The samples were then taken from the extruded parts and examined using different methods under both optical microscope and Scanning electron microscope (SEM). Optical emission spectroscopy (OES) has been used in order to determine alloy compositions. Microhardness measurements were used to examine the possible difference of hardness among the parts.

## 1. Introduction

Aluminum has a wide range of uses but one of the largest of its uses is its anodized form. 6063 alloy being one of the most used aluminum alloys with anodized coating, it is the writers' aim to solve the notorious problem of color tone difference. Anodized surface has great scratch resistance, aesthetic appearance, high corrosion resistance and it is cheap compared to many coating technologies. Due to aforementioned reasons anodized aluminum is abundantly used in structural appliances. With the structural appliances comes the aesthetic concern, since these surfaces are usually in sight. This apparent reason makes the color tone difference a serious problem to the industry. There are different approaches to the subject but almost all point to the reflective properties of the surface. Either by starting substrate of the oxidation layer differs or the etching process effects on the extruded profiles differ. With these differences, the reflective properties of the surface may change so we will see different color tones. [1,2] Even though a majority of the articles found investigate the possibly easily seen defects like streaking. This paper's aim is to address the color tone difference of the whole batches of productions. This is problematic due to it being almost impossible to spot from the producer's side, especially if the producer keeps minimal amounts of stock. Causing batches to be sent to the customer and the customer sees the color

tone difference during installment. The problem can be solved by having tighter color tone difference and this paper mainly focus to the fact that what mainly causes this. Effects of the heat treatment and/with alloy compositions have been investigated, due to them might be changing throughout the different batches. Bath composition might have minimal change at different times of production since the chemicals have their lifetimes. In order to prevent this all of the extruded profiles were anodized at the same baths. The effect of furnace inhomogeneity have been investigated and profiles were put in the different locations of the furnaces. Also effect of different heat treatment conditions were investigated as well in order to see the possible effect on the profiles. It is stated that mostly these types of problems occur due to different alloy compositions. Different alloying groups have been investigated namely, 1xxx, 5xxx, 6xxx and P706. It is stated that with the degree of alloying increasing roughness of the surface after etching is increasing.[1]

With the alloying elements intermetallic phases were introduced to the matrix. These intermetallics have different volta potentials resulting in different levels of compatibility to anodization locally.[3] Though this is at the micro level and looks unimportant to the whole process, this indicates that the amounts of different intermetallic phases have different effects on the final product. It can be said that these intermetallic phases may be the point that causes the different color tones since they introduce different volta potential. With different volta potentials, different thicknesses of anodization can be achieved even with the same bath parameters. Also, these intermetallic phases introduce different levels of nobility to etching thus introducing roughness to the matrix as the alloy levels get higher.[4]

An implication can be made about the heat treatment conditions of the extruded profiles that with the increase in hardness darker color can be observed. This implication has been made with the knowledge of higher corrosion susceptibility when the material gets closer to peak hardness.[5] The profiles in the heat treatment condition known to be close to the T66 condition with high hardness and the profiles in the more ductile heat treatment condition known to be T7 condition were also anodized and the differences between the color tones were examined.

## 2. Materials and Methods



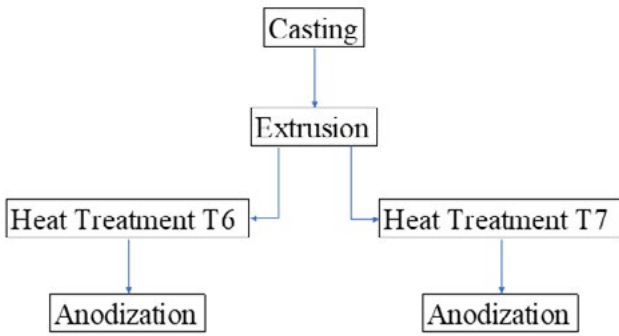


Figure 1. Workflow diagram

First, the two different alloys were cast to desired compositions. Then both of them were extruded using the same extrusion parameters. Both of the alloys were then heat treated to two different conditions and anodized. As seen in Fig.1.

2.1. Materials

Aluminum profiles of 6063 alloy with two different compositions were investigated. The two alloys were selected specifically for their different Mn contents to see the possible effect on the anodization process. The profile geometry used in this study is for a hollow profile with a 2mm thickness. The profile has a rectangular shape.

Table 1. Compositions of the selected alloys

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn
A	0,45	0,16	0,02	0,05
B	0,45	0,17	0,016	0,01
Alloy	Mg	Zn	Ti	Cr
A	0,48	0,006	0,021	0,02
B	0,47	0,004	0,018	0,03

2.2. Controlling Alloy Composition

During casting after the recycled metal has been charged to the furnace, OES has been done to a sample taken from the furnace. This is done to designate how much alloying has to be done. Another OES has been used for defining the chemical composition of the profiles right before the casting. This process has been done right before the casting in order to get properly casted alloy to desired composition.

2.3. Extrusion and Heat Treatment Processes

Profiles with both of the alloys were produced in the same 40MN extrusion line at ASAŞ facilities. Extrusion parameters were the same for both of the alloys as well.

Table 2. Extrusion parameters

Billet Temperature	Taper	Exit Temperature	Extrusion Speed
445°C	30°C	525°C	~16m/min

Cooling for the profiles was the same and they were air cooled at the press exit.

Profiles are then heat treated at both industrial furnaces and laboratory furnaces. All of the profiles were heat treated for 24 hours. T6 profiles of industrial furnaces were heat treated after 4 hours of production. T7 profiles were heat treated after 11 hours of production. Both T6 and T7 profiles that are heat treated at lab furnaces were heat treated 14 hours later.

Table 3. Heat treatment parameters

Condition	Temperature	Time
T6	190	6
T7	205	7

2.4. Anodization Process

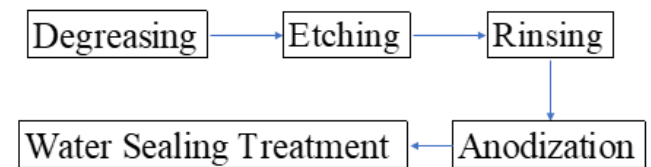


Figure 2. Workflow diagram of anodization process

First, the profiles were degreased this prepares profiles to the etching by cleaning them so they can be etched properly. Then the profiles were etched using NaOH solution. This activates the surface making the anodization possible. Etched profiles were then rinsed in order to not carry residue to the next bath.

Rinsed profiles were then anodized using H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. After that, they were rinsed and sealed with hot water vapor. This process allows us to have more stable anodized coating.

2.5. Testing and Micrographs

Mechanical testing

Mechanically only microhardness test has been done in order to designate if there is a regional and overall hardness difference regarding the profile thickness.

Microhardness tests were done with Future-Tech FM-700 microhardness tester.

Etching

Several different types of etchings were done. First, profiles have been etched with HF solution of %5 concentration. This has been done to see if the two profiles etch with two different speeds.

Barker's Reagent has been also used in order to see the grain size and if the profiles have different microstructures.

### Optical microscope

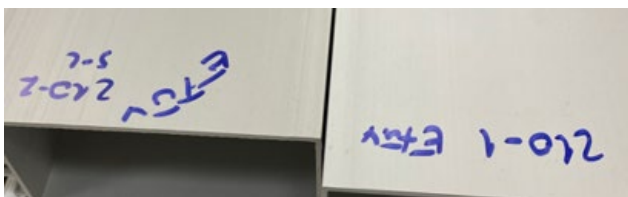
Profiles were observed under optical microscope (Zeiss Scope A1) in order to see if they have any different microstructure and if they have been etched at different rates. Also, the surfaces were examined in order to see if there is any difference in reflective properties.

### SEM

Reflective properties of the surface have been examined and anodized coating thickness has been measured. SEM (Zeiss Evo MA 15) has been used in order to designate if any detail can be caught that could not be caught in optical microscope. With more detail and higher resolution. In order to examine samples, the samples were coated with gold-palladium coating.

## 3. Results and Discussion

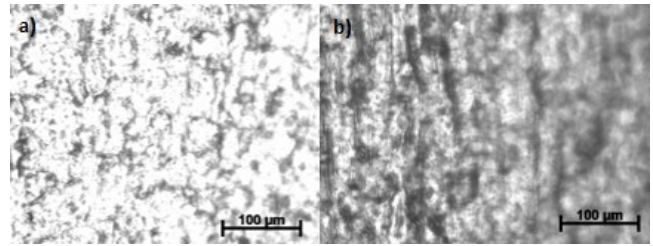
Anodized profiles were examined by eye at first and the difference can be clearly seen in laboratory furnace heat treated T7 profiles of A and B composition. The gloss unit values of the profiles were 11,8 the bright one that has lower alloy content, and 10,7 is the darker one with the higher alloy content. Rest of the tests and observations were done for T7 profiles since these have more prominent color tone difference.



**Figure 3.** Color tone difference between two samples

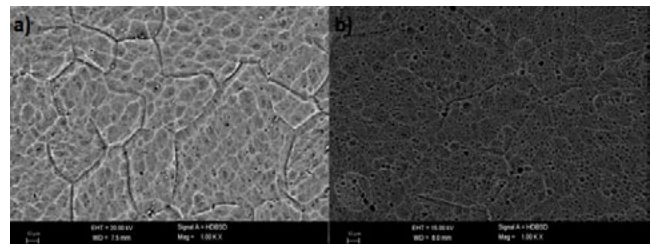
It can be clearly seen with naked eye that the profiles have color tone differences after anodization. The difference between profiles was their chemical composition mainly the alloying element of manganese. These profiles were produced with the same extrusion parameter, heat treated in the same laboratory furnace and anodized in the same anodization bath.

Optical microscope examinations were done both the surface directly and to the cross section as well. The surface micrographs indicate that there is a difference of reflectivity and it can be seen clearly.



**Figure 4.** a) Alloy A's surface micrograph b) Alloy B's surface micrograph both observed under optical microscope

The surfaces were also investigated under SEM in order to see the morphology of the difference more clearly.

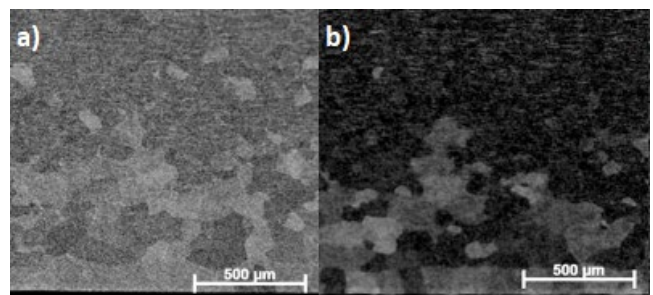


**Figure 5.** a) Alloy A's surface micrograph b) Alloy B's surface micrograph both observed under SEM

The difference in the reflectivity can be spotted easily. The profile with brighter look has the surface of shallower etched spots. On the other hand profile with alloy B has deeper and denser etched spots. That in the end correlates with lesser reflectivity and darker surface look.

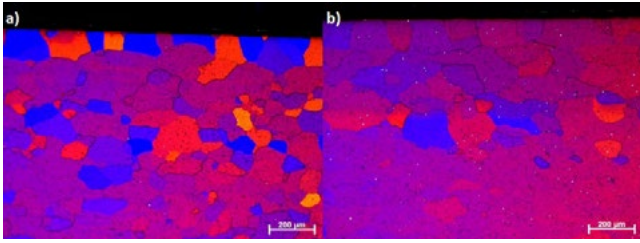
At this point, authors were suspecting that this might be due to the different etching responses of the profiles. In order to further support this thesis the profiles were etched with different methods and observed under optical microscope.

Profiles were etched with HF solution from the cross section and observed under optical microscope.



**Figure 6.** a) Alloy A b) Alloy B both etched with HF solution at for same time with the same solution

It can be seen that alloy B etches faster than alloy A. The alloys were electrolytically etched as well.



**Figure 7.** a) Alloy A b) Alloy B alloys were etched with Barker’s Reagent.

There is not any visible difference regarding the microstructure. And it can be seen that even if the alloys were etched at same solution they also reacted to the Barker’s Reagent differently. These different levels of etching usually indicate the difference between hardness. So the microhardness values were checked.

**Table 4.** Microhardness values (Vickers)

Alloy	A		B	
Place	Border	Middle	Border	Middle
Values	66,9	72,9	74,9	74,4
	74,2	78,7	77,4	72,1
	76,7	78,8	73,2	73,5
Avg.	72,6	76,8	75,166666 7	73,333333 3

Microhardness values that are taken from both profiles show that there is not a considerable difference between microhardness values regarding either border part and middle part of alloy A and alloy B.

#### 4. Summary

In this study, different alloy compositions, different heat treatment conditions and different heat treatment furnaces were used. The main difference were seem to be caused by alloying elements. The main points that can be deducted from this study are,

- Main color difference seems to be caused by difference in Manganese in T7 condition.
- There were minor differences between T6 and T7 conditions when it comes to the color tone difference.
- The color tone differences are caused by the surface reflectivity of the material.
- Alloying elements effect the materials etching response this is the root of the problem.

#### References

[1] M. Aggerbeck, S. Canulescu, K. Dirscherl, V.E. Johansen, Appearance of anodised aluminium: Effect of alloy composition and prior surface finish, *Surface and Coatings Technology* 254 (2014), 28-41.

[2] X Zhou, Y Ma, G E Thompson, J-O Nilsson, M Gustavsson & A Crispin, Origin Of Streaks On Anodised Aluminium Alloy Extrusions, *The International Journal of Surface Engineering and Coatings*, 91 (2013) 11-16.

[3] F. Zhang, J. Nilsson and J. P. Biswas In Situ and Operando AFM and EIS Studies of Anodization of Al 6060: Influence of Intermetallic Particles, *Journal of The Electrochemical Society* 163, (2016), C609-C618.

[4] M. Saenz de Miera, M. Curioni \*, P. Skeldon, G.E. The Behaviour Of Second Phase Particles During Anodizing Of Aluminium Alloys, *Corrosion Science* 52,(2010) 2489-2497.

[5] K. El-Menshawy, A.A. El-Sayed, M. E. El-Bedawy, H. A. Ahmed, S. M. El-Raghy, Effect Of Aging Time At Low Aging Temperatures On The Corrosion Of Aluminum Alloy 6061, *Corrosion Science*, 54, 2012, 167-173.

# EN AW 1050 Alaşımında Sıvı Metal Temizliğine Bağlı Olarak Elektrik İletkenliğinin İyileştirilmesi

## Improvement of Electrical Conductivity Through Liquid Metal Cleaning in EN AW 1050 Alloy

**Özlem KIRMIZI<sup>1</sup>, Çağdaş SERİNTÜRK<sup>1</sup>, Ayberk UZER<sup>2</sup>, Muhammet ULUDAĞ<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Pms Metal Profil Alüminyum San. ve Tic. A.Ş., <sup>2</sup>ULUCON Ar-Ge ve Danışmanlık Hizmetleri A.Ş., <sup>3</sup>Bursa Teknik Üniversitesi Türkiye

### Abstract

In the 1xxx series of aluminum alloys, the high aluminum content near pure aluminum provides excellent deformability, corrosion resistance, high electrical conductivity, and ease of welding. As a result, these alloys are widely used in various sectors such as building decoration, food packaging, energy, and electrical applications. In this study, aiming to improve electrical conductivity, an aluminum alloy with a composition close to pure aluminum, specifically 1050 H0 condition, was preferred. In this regard, the first target for enhancing electrical conductivity in the selected alloy is achieving high-quality liquid metal. Since the presence of voids at the atomic scale affects electrical conductivity by causing electrical leaks, the liquid metal must be free from inclusions and oxides that may occur before casting. Therefore, a gas purging process was applied using nitrogen gas for three different parameters: 10, 15, and 20 minutes. Based on the calculation of the bifilm index and density obtained from the samples produced using reduced pressure test (RPT) molds, the optimum gas purging time was determined.

### Özet

Alüminyum 1xxx serisi alaşımlarda alüminyum miktarlarının saf alüminyuma yakın olması nedeniyle deformasyon kabiliyetinin, korozyon dayanımının, elektrik iletkenliğinin yüksek olması ve kolay kaynak edilebilirlik özellikleri sayesinde bina dekorasyonlarında, gıda ambalaj sektöründe, enerji ve elektrik uygulamaları gibi birçok sektörde kullanılmaktadır. Bu çalışmada, elektrik iletkenliğinin iyileştirilmesi amaçlandığından olabildiğince saf alüminyuma yakın kompozisyonundaki alaşımlardan biri olan 1050 H0 kondisyona sahip alüminyum alaşımı tercih edilmiştir. Bu doğrultuda seçilen alaşımın elektrik iletkenliğinin iyileştirilmesindeki ilk hedef sıvı metal kalitesinden geçmektedir. Elektrik iletkenliğini etkileyen faktörlerden biri olan atomik boyuttaki boşluklu yapı elektrik kaçaklarına sebep olduğundan dolayı sıvı metal,

döküm öncesinde oluşabilecek inklüzyon ve oksitlerden arındırılmış olması gerekmektedir. Bu nedenle azot gazı ile 10, 15 ve 20 dakika olmak üzere üç ayrı parametrelerde gaz giderme prosesi uygulanmıştır. Gaz giderme sonrası azaltılmış basınç testi (RPT) kalıbından elde edilen numunelerin bifilm indeks değeri hesaplaması ve yoğunluk hesaplaması sonuçlarına göre optimum gaz giderme süresi tayin edilmiştir.

### 1. Giriş

Alüminyum yer kabuğunun kütlece % 8'ini oluşturan ve yer kabuğunda en bol bulunan ikinci elementtir.[1] Yüzeyinde doğal bir oksit tabakası oluşturan saf alüminyum korozyona karşı dirençlidir. Sünegliği yüksek ve yumuşak bir metal olmasından kaynaklı şekil verilebilirliği kolaydır. Son yıllarda, hafif metal alaşımlarına duyulan talep hızla artış göstermektedir.[2] Yoğunluğu, demirin yaklaşık üçte biri ağırlığında olan alüminyum, işlenmesi, dökülmesi, dövülmesi kolay bir metaldir.[3] Mukavemet/ağırlık oranının yüksek olmasından kaynaklı alüminyum ve alaşımları hafifliğin ön planda olduğu havacılık ve otomotiv sanayilerinde kullanılmaktadır.[4]

Aynı zamanda alüminyum yüksek elektrik iletkenliğine sahip bir metaldir.[3] Elektrik/ısı iletkenliği bakıma göre daha düşük olduğu bilinen alüminyumun spesifik elektrik iletkenliği (elektrik iletkenliği / yoğunluk) bakırdan daha yüksektir ve maliyet açısından bakıma göre daha avantajlıdır. Bu özelliğinden kaynaklı alüminyum yüksek elektrik iletkenliği beklenen elektrik sektöründe; bara, kablo, trafo üretiminde ve daha birçok alanda tercih edilen bir metaldir.[4]

Alüminyum alaşımlarından 1xxx serisine ait alaşımların temel alaşım elementi silisyum ve demir olup içerdikleri %99,00 ve üzeri alüminyum oranıyla saf alüminyuma en yakın alaşımlardır. Başlıca tercih edildikleri alanlar kimya ve elektrik alanları olan 1xxx serisi alaşımlar mükemmel korozyon direnci, yüksek termal ve elektrik iletkenliği, düşük mekanik özellikler ve mükemmel işlenebilirlik özelliklerine sahip alaşımlardır.[5] Atomik boyuttaki

boşluklu yapının elektrik kaçaklarına sebep olmasından kaynaklı, sıvı metalin döküm öncesinde oluşabilecek inklüzyon ve oksitlerden arındırılmış olması gerekmektedir. Diğer taraftan da nihai ürünlere uygulanacak olan ısıtma işlem parametrelerinin de belirlenmesi gerekmektedir. Nihai ürünlerin kalitesi metalürjik olarak sıvı metalin kalitesine, döküm tekniğine, sıvı metalin katılaşma durumuna ve mikro yapısına göre değişiklik göstermektedir.[6] Ergiyik haldeki alüminyumun katı haldeki alüminyuma göre hidrojen çözünürlüğü çok daha fazladır. Sıvı metal içerisinde çözünen hidrojen, alüminyum alaşımlarının dökümünde kusur oluşumuna neden olmaktadır.[7]

Ergimiş alüminyumun doğası gereği bulunduğu ortamla etkileşim verdiği bilinmektedir[8] ve bu etkileşim sonucu Alüminyum döküm alaşımlarının yüzeyinde oluşan oksit filmler, sıvı metali gaz yayınından ve oksitlenmesinden korur.[8] Fakat oluşan bu yüzeydeki oksit filmler sıvı metalin içine karışmamalıdır. Aksi takdirde sıvı metal içine karışan yüzey oksit filmler nihai ürünlerin kalitesini etkileyen gözeneklerin (por) oluşumuna yol açmaktadır.[8] Dökümde ve sıvı metal temizliği sırasında sıkça karşılaşılan zorluklardan biri olan yüzey oksit filmlerin sıvı metal içine girmesi milisaniyeler içinde gerçekleşmektedir. Bu nedenle nihai ürün elde edilirken döküm işleminde alüminyum metalinin gözeneklerden arındırılmış olması gerekir.

Dışınar ve Campbell, Sıvı metal kalitesini sağlayabilmek adına sıkça başvurulan gaz giderme işlemi sırasında oluşan türbülans hareketinin sıvı metal kalitesine yararı olmasının yanı sıra zararı olduğuna kanaat getirmişlerdir. Gaz giderme işlemi sonucunda, yüzeyde bulunan oksit tabakalarının kırılarak iki kuru yüzeyin buruşuk bir şekilde katlanıp sıvı metal içerisine girmesiyle bifilm adı verilen çift katlı oksit filmler oluşmaktadır. Bifilmelerin içerisine sıkışmış hidrojen, azot, oksijen vb. gazların dışarı çıkmak istemesiyle çatlak oluşumu gözlenmektedir. Campbell ve Dışınar, bifilm oluşumunu denetleyebilmek için bifilm indeks yöntemini geliştirmişlerdir. Geliştirilen bifilm indeks yöntemi, bifilmelerin sayılarını ve büyüklüklerini belirlemede kullanılmaktadır.[8]

Bifilm indeks yöntemi, standart indirgenmiş basınç testi (RPT- Reduced Pressure Test) ile elde edilen numunelere uygulanır. Uzun ve geniş bir yüzeye sahip olan yüzey oksit tabakaları (bifilm) sıvı metalin içine hapsediklerinde karmaşık bir geometriye sahip yuvarlak şekle dönüşürler. Campbell'e göre bu oluşum, katlanmadan / kıvrılmadan / sarmalanmadan önceki halinin yaklaşık on katı kadar küçülebilir ve yuvarlak haldeki oksit tabakaları katılaşma anında yeniden açılabilirler.[9] Buna göre azaltılmış basınç testi (RPT) sonrasında basınç etkisiyle açılan oksit tabakaları küresel kabarcıklar halinde gözükürler. Alman RPT numunelerinin dikine kesiti alınıp yüzey temizlemesi gerçekleştirildikten sonra yardımcı görüntüleme programları ile yüzey taraması gerçekleştirilir ve bifilm indeksi hesaplamasına göre sıvı metal kalitesi belirlenir.

Bu çalışmada, sıvı metal kalitesine bağlı olarak elektrik iletkenliğinin iyileştirilmesi amaçlandığından 1xxx serisine ait 1050 alaşımı tercih edilmiştir. EN AW 1050 alaşımına farklı sürelerde uygulanan gaz giderme süreleriyle elde edilen nihai ürünlerin mekanik ve yapısal özelliklerinin yanında özellikle elektrik iletkenliğini iyileştirmek üzerine çalışmalar yapılmış ve optimum gaz giderme süresi üzerine odaklanılmıştır.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmaya konu olan EN AW 1050 H0 kondisyona sahip alaşımı ikiz merdane sürekli döküm yöntemiyle üretilip soğuk haddeme yöntemiyle nihai kalınlığa getirilmiştir. Trafo sektöründe kullanılmak üzere üretilen levhaların elektrik iletkenlik değerini etkileyen etkenlerden biri olan optimum gaz giderme süresini belirlemek üzere çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışma kapsamında EN AW 1050 alaşımı kullanılmış olup alaşımın kimyasal analizi Tablo 1'de verilmiştir.

**Tablo 1.** EN AW 1050 alaşımı kimyasal analizi (%ağ.)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0,10	0,27	0,0005	0,016	0,0047	99,52

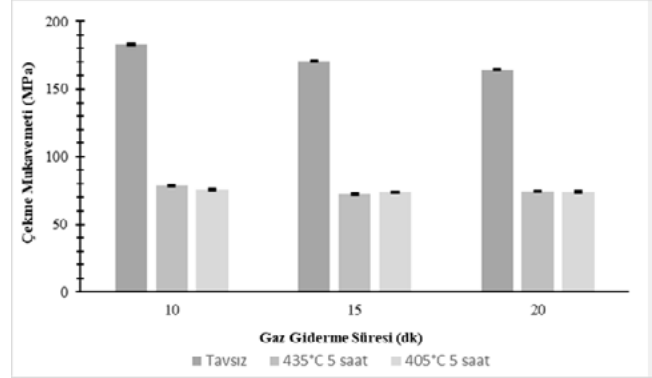
670-680°C sıcaklık aralığında doğalgazlı ergitme fırınında ergitilen alüminyuma, istenilen saflık oranının elde edilmesi için A7 külçe ilaveleri ile alaşımlandırma işlemi yapılmıştır. Ergiyik metali inklüzyon ve kirliliklerden arındırıp istenilen sıvı metal kalitesini elde edebilmek adına ergitme fırınındaki sıvı metale azot gazı atmosferinde 10 dakika gaz giderme işlemi uygulanmıştır ve ergitme fırınından gaz giderme öncesi azaltılmış basınç testi (RPT) numuneleri alınmıştır. Sıvı metalin ergitme fırınından tutma fırınına geçişinde, segregasyon sonucu oluşabilecek oksitlerin sıvı metal kalitesini düşürme riskine karşılık tutma fırınında azot gazı atmosferinde 10-15-20 dk olmak üzere üç farklı sürede gaz giderme işlemi uygulanmıştır. Sıvı metal gaz giderilmiş halde yolluğa geçirildikten sonra yolluktan gaz giderme parametrelerinin sıvı metale olan etkisinin tayin edilmesini sağlayan RPT numuneleri alınmıştır. Sıvı metalden alınan RPT numuneleri 100 mbar vakum altında katılaştırılmıştır. Katılaştırılan her numunenin Arşimet prensibi kullanılarak yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Ardından ortadan ikiye bölünerek zımparalama işlemine tabi tutulan numuneler yüzey tarama cihazı kullanılarak bilgisayar ortamına aktarılmıştır. Taranan görüntüler SigmaScan Pro5 programı kullanılarak vakum altında katılaştırılan numunelerdeki oluşan gözeneklerin bifilm indeks değerleri hesaplanmıştır. Böylece gaz giderme işleminin nerede ve ne kadar etkili olduğunu tespit edilip proses için optimum gaz giderme süresi tayin edilmiştir. 100 cm/dk hızda ilerleyen merdanelerin arasından geçirilen sıvı metal bobin haline getirildikten soğuk haddeme işlemi ile döküm kalınlığından 2 mm nihai kalınlığa getirilmiştir. Nihai kalınlığa gelen levhalardan tavlama öncesi mekanik ve

yapısal testlerin gerçekleştirilmesi için numune alımı gerçekleştirildikten sonra numuneler 405°C ve 435°C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta 5 saat tavlama işlemine tabii tutulmuştur. Elde edilen tavlama öncesi ve tavlama sonrası numunelerin mekanik ve yapısal testleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin mekanik özellikleri Zwick marka çekme test cihazı kullanılarak tespit edilmiştir. İletkenlik ölçümleri Fisher marka SigmaScopesMP350 model cihaz ile, 24°C-24,3°C oda sıcaklığında ve numune sıcaklığı 23,6°C-24°C aralığında olmak üzere her numune için 3'er ölçüm gerçekleştirilmiştir. Kimyasal analiz işlemleri Bruker Quantron marka spektrometre cihazı ile tespit edilmiştir.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

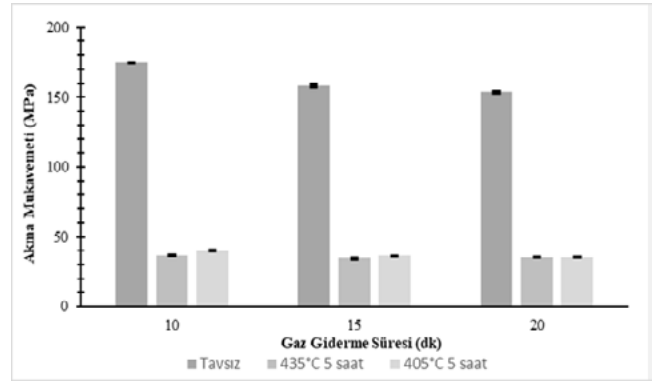
Çalışmanın konusu olan elektrik iletkenliğinin iyileştirmesi adına uygulanan farklı gaz giderme parametrelerine (tutma fırınında 10,15 ve 20 dakika) ve farklı sıcaklık parametrelerine (ısıtıl işlem görmemiş, 405°C ve 435°C'de ısıtıl işlem görmüş) bağlı olarak gerçekleştirilen çekme testi sonuçları Çekme mukavemeti, Akma mukavemeti ve % Uzama olmak üzere sırasıyla Şekil 1, Şekil 2 ve Şekil 3'de verilmiştir. Brinell biriminden ölçülen numunelere ait sertlik testi sonuçları Şekil 4'de verilmiştir.

Şekil 1 incelendiğinde ısıtıl işlem görmemiş numunelerde gaz giderme işleminin süresi arttıkça çekme mukavemetinin düştüğü gözlemlenmiştir. Diğer taraftan 405°C ve 435°C'de ısıtıl işlem görmüş olan numunelerde de gaz giderme süresinin artmasıyla başlangıçta azalması sonrasında ufak bir artışın meydana geldiği gözlemlenmiştir. En yüksek ortalama çekme mukavemeti değerinin 183,23 MPa olan 10 dakika gaz giderilmiş, ısıtıl işlemlenmiş numuneye ait olduğu en düşük ortalama çekme mukavemeti değerinin ise 72,71 MPa olan 15 dakika gaz giderilmiş 435°C'de ısıtıl işlem görmüş numuneye ait olduğu görülmüştür. EN AW 1050 H0 kondisyona sahip alaşıma uygulanan her iki ısıtıl işlem parametresinden elde edilen ortalama çekme mukavemeti değerleri TS-EN 485-2 standardının çekme mukavemeti değerleri arasında yer almaktadır. Diğer taraftan 10 dakika gaz giderilmiş ve 405°C ısıtıl işlem parametrelerine ait çekme mukavemeti değeri ile 15 dakika gaz giderilmiş 405°C ısıtıl işlem parametrelerine ait değerlerin birbirine yakın olduğu fakat 15 dakika gaz giderilmiş 405°C ısıtıl işlem uygulanmış numunenin standart sapmasının ortalamaya daha yakın olduğu gözlemlenmiştir. Buna göre 15 dakika gaz giderilmiş ve 405°C'de ısıtıl işlem uygulanmış numuneye ait çekme dayanımı sonuçlarının EN AW 1050 alaşımı için en güvenilir ısıtıl işlem parametresi olduğu anlaşılmaktadır.



**Şekil.1** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış ısıtıl işlem görmüş ve ısıtıl işlem görmemiş numunelerin çekme mukavemeti değerleri

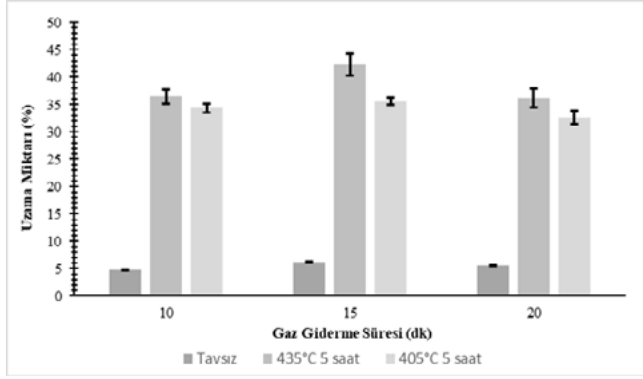
Şekil 2'de görüldüğü gibi en yüksek ortalama akma dayanımı 174,89 MPa olan 10 dakika gaz giderilmiş, ısıtıl işlemlenmiş numuneye ait iken en düşük ortalama akma mukavemeti değerinin 34,55 MPa olan 15 dakika gaz giderilmiş 435°C'de ısıtıl işlem görmüş numuneye aittir. Şekil incelendiğinde ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin içindeki en yüksek akma mukavemeti değerine sahip iki numune göze çarpmaktadır. Bu iki numune arasındaki güvenilir sonucu verecek olan parametrenin belirlenmesinde gaz giderme sürelerine ve ısıtıl işlem parametrelerine göre elde edilen standart sapma değerlerindeki değişkenlik rol oynamıştır. Buna göre 15 dakika gaz giderilmiş 405°C'de ısıtıl işlem uygulanmış 36,46 MPa değere sahip olan numunenin en stabil akma mukavemeti değerine sahip olduğu sonucuna varılmıştır.



**Şekil.2** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış ısıtıl işlem görmüş ve ısıtıl işlem görmemiş numunelerin akma mukavemeti değerleri

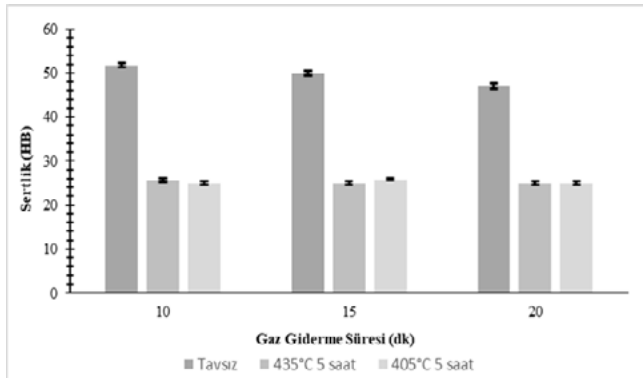
Şekil 3'de verilen % uzama miktarlarına göre ısıtıl işlem uygulanmamış numunelerdeki % uzama miktarlarının artan gaz giderme süresine göre önce artıp sonrasında çok ufak düştüğü gözlemlenirken ısıtıl işlem uygulaması ile numunelerdeki % uzama miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Her iki ısıtıl işlem parametresi için de gaz giderme süresine

göre değişkenlik gösteren % uzama miktarı değerlerinden en güvenilir parametrenin belirlenmesinde yine ısıtma işlem parametresine ve gaz giderme sürelerine göre elde edilen % uzama miktarlarına ait standart sapma değerleri etkin rol oynamıştır. Bu şartlar altında en optimum % uzama değerine sahip olan numunenin 15 dakika gaz giderme parametresine ve 405°C'de ısıtma işlem parametresine ait olduğu anlaşılmaktadır.



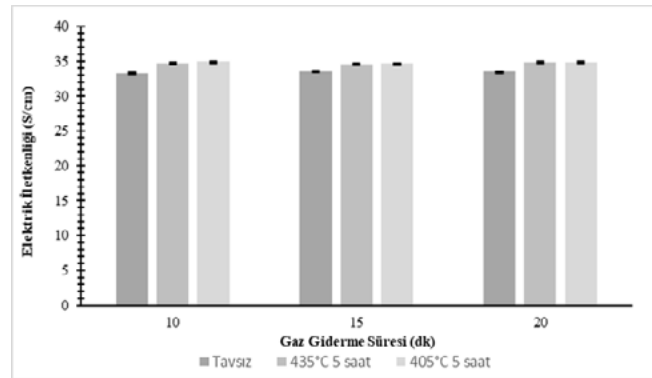
**Şekil.3** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış ısıtma işlem görmüş ve ısıtma işlem görmemiş numunelerin uzama miktarı değerleri

Sertlik testi sonuçları verilen Şekil 4 incelendiğinde ısıtma işlem uygulanmadan önce gaz giderme süresinin artmasıyla düşen sertlik değerleri dikkat çekmektedir. ısıtma işlem uygulanan parametreler arasında ise birbirine çok yakın değerler olduğu görülmektedir. 10 dakika gaz giderme ve 435°C ısıtma işlem parametresine ait 27 HB ortalama sertlik değeri ile 15 dakika gaz giderme ve 405°C ısıtma işlem parametresine ait 26 HB ortalama sertlik değerinin ısıtma işlem uygulaması sonrası en yüksek sertlik sonucu veren parametreler olduğu gözlemlenmektedir. Diğer taraftan ısıtma işlem sonrası en yüksek iki değere sahip olan numunelerden 15 dakika gaz giderme ve 405°C ısıtma işlem parametrelerinin standart sapma değişkenliğinin daha düşük olması güvenilir bir parametre olduğunu kanıtladığı gözlemlenmektedir.



**Şekil.4** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış ısıtma işlem görmüş ve ısıtma işlem görmemiş numunelerin sertlik değerleri

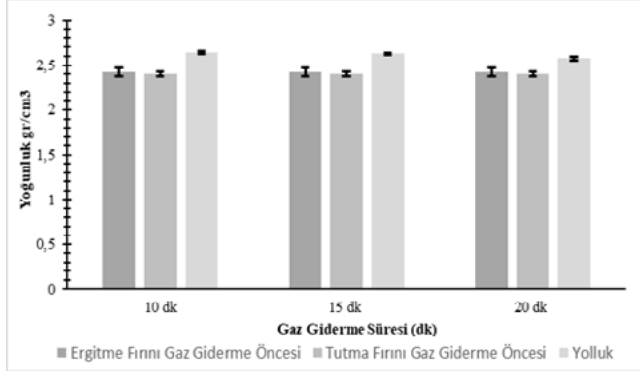
Şekil 5'te verilen elektrik iletkenliği ölçümleri sıvı metalin temizliğine ve sıcaklığına göre ufak değişiklikler gösterdiği gözlemlenmiştir. Şekil incelendiğinde ısıtma işlem uygulanmış ve ısıtma işlem uygulanmamış numunelere uygulanan artan gaz giderme süresi ile elde edilen sonuçlar birbirine yakın olmakla birlikte artış ve azalışların meydana geldiği değerler sergilemektedir. Değerler incelendiğinde 10 dakika gaz giderme ve 405°C ısıtma işlem parametrelerinin standart sapma değişkenliğinin daha düşük olması ve en yüksek elektrik iletkenliği değerini vermesiyle en optimum parametre olduğunu göstermektedir.



**Şekil.5** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış ısıtma işlem görmüş ve ısıtma işlem görmemiş numunelerin elektriksel iletkenlik değerleri

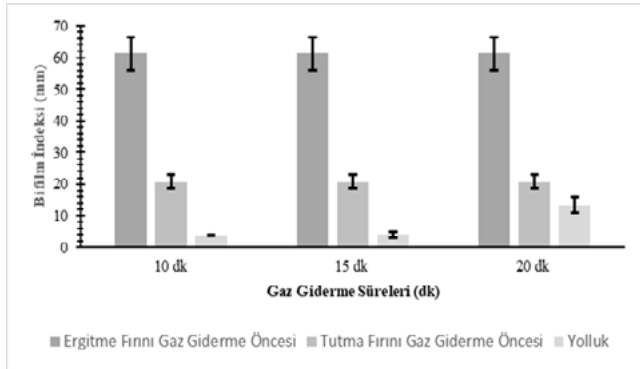
Şekil 6'da farklı lokasyonlarda farklı gaz giderme sürelerine ait yoğunluk değerleri verilmiştir. Şekil incelendiğinde ergitme fırını gaz giderme işleminden tutma fırını gaz giderme öncesine kadar ortak bir gaz giderme işleminden geçen sıvı metalden alınan ergitme fırını gaz giderme öncesi yoğunluk ölçümü değeri 2,45 gr/cm<sup>3</sup> iken tutma fırını gaz giderme öncesi yoğunluk ölçümü değeri 2,4 gr/cm<sup>3</sup>'tür. Tutma fırınında gaz giderme öncesi alınan numunelerin ortalama yoğunluk değerinin ergitme fırınından gaz giderme öncesi alınan numunelerin ortalama yoğunluk değerinden daha düşük olmasının sebebi ergitme fırınından tutma fırınına transfer esnasında türbülans meydana gelmiş olmasını düşündürmektedir. Tutma fırınında 10, 15 ve 20 dakika olmak üzere üç farklı sürede uygulanan gaz giderme işlemi sonucunda sıvı metalin yolluğa girişinde alınan RPT numunelerinden elde edilen yoğunluk ölçümü değerlerine bakılacak olursa gaz giderme süresi arttıkça yoğunluk değerlerinin düştüğü gözlemlenmektedir. Bunun sebebi, sıvı metalin gaz giderme işlemi sırasında sirkülasyona maruz kalması sonrası yüzeyde oluşan oksit tabakasının tekrardan sıvı metalin içerisine dahil olmasına bağlanabilir. Buna göre elde edilen verilerden standart sapma değeri en düşük olan 15 dakika gaz giderme parametresinin EN AW 1050 alaşımı

için en optimum gaz giderme süresi olduğu gözlemlenmektedir.



**Şekil.6** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış numunelerin yoğunluk değerleri

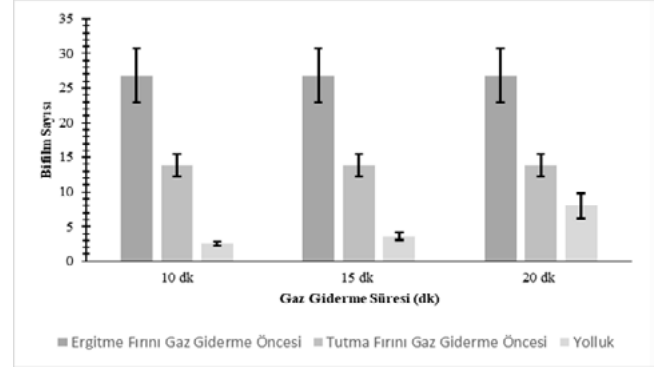
Bifilm indeks değerleri (Şekil 7) incelendiğinde ergitme fırınında gaz giderme öncesi sıvı metalden elde edilen değer 61,29 mm'den tutma gaz giderme öncesinde 20,73 mm'ye düştüğü gözlemlenmektedir. Bifilm indeksi sonuçlarının değerlerinin düşmesi sıvı metalin bir o kadar temizlendiğinin işareti olduğu düşünülmektedir. Yolluktan alınan değerler incelendiğinde ise gaz giderme süresinin artmasıyla bifilm indeksinin arttığını göstermektedir. Buna göre bifilm indeksi değerlerinden yola çıkarak en stabil gözükten gaz giderme parametresinin 10 dakika olduğu sonucuna varılabilmektedir.



**Şekil.7** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış numunelerin bifilm indeks değerleri

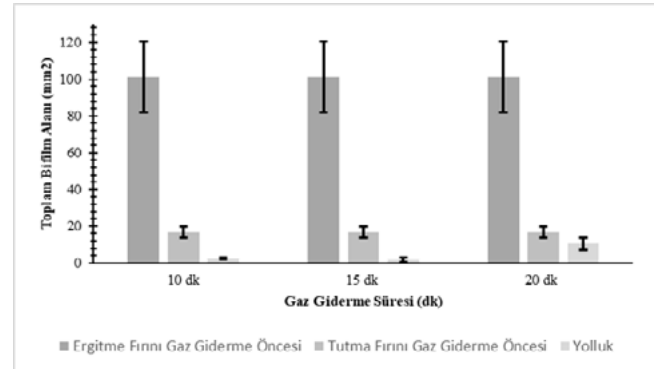
Şekil 8'de görülen ergitme fırınından gaz giderme öncesi alınan numunelerin ortalama bifilm sayısı 26,83 iken tutma fırınından gaz giderme öncesi alınan numunelerin ortalama bifilm sayısı 13,83'e düşmüştür. Farklı gaz giderme sürelerinin uygulandığı tutma fırınındaki gaz giderme işlemi sonrası yolluktan alınan RPT numunelerinin bifilm sayısı incelenecek olursa bifilm indeksi sonuçlarında olduğu gibi gaz giderme süresi arttıkça bifilm sayısının artış gösterdiği gözlemlenmektedir. Bu durumda uygulanan gaz giderme parametrelerine göre yolluktan elde edilen bifilm sayısı

sonuçlarının dağılımı ve standart sapma sonuçları en olası gaz giderme süresinin 10 dakika olduğunu göstermektedir.



**Şekil.8** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış numunelerin bifilm sayısı değerleri

Şekil 9'daki toplam bifilm alanı incelendiğinde ise bifilm indeksi ve bifilm sayısı sonuçlarında olduğu gibi ergitme fırını gaz giderme öncesi elde edilen değerler ile tutma fırını gaz giderme öncesi elde edilen toplam bifilm alanı değerlerinin arasında gaz giderme süresi arttıkça azalmanın olduğu gözle görülür bir fark gözlemlenmiştir. Gaz giderme parametrelerine dair numune alımının gerçekleştirildiği yollukta ise 1,84 mm<sup>2</sup> değerindeki en düşük toplam bifilm alanı sonucunun 15 dakika gaz giderme parametresine aittir. 1,84 mm<sup>2</sup> den sonra gelen en düşük toplam bifilm alanı ise 2,28 mm<sup>2</sup> değerine sahip 10 dakika gaz giderme parametresine aittir. Bu iki değer arasındaki yaklaşık 0,4 MPa'lık fark göz ardı edilebilecek küçüklüktedir ancak 2,28 mm<sup>2</sup> lik değer standart sapması ortalamaya daha yakın bir sonuç sergilemektedir. Buna göre toplam bifilm alanındaki optimum değeri sağlayan parametrenin 10 dakika gaz giderme parametresi olduğu sonucuna varılabilmektedir.



**Şekil.9** Farklı sürelerde gaz giderme işlemi uygulanmış numunelerin toplam bifilm alanı değerleri

#### 4. Sonuç

EN AW 1050 alaşımına üç farklı sürede uygulanan gaz giderme işlemi ile sıvı metalin tam temizlenmemesi



durumunda meydana gelebilen nihai ürünlerdeki istenmeyen gözeneklerin sebep olduğu düşük mekanik özelliklerin engellenmesi için ve bu çalışmaya konu olan safa yakın alüminyum alaşımlarından iyi derecede beklenen elektrik iletkenliğinin iyileştirilmesi için optimum gaz giderme süresi tayin edilmiştir. Aynı zamanda çalışma kapsamında gaz giderme parametrelerinin yanı sıra iki farklı ısıl işlem parametresi ile değişen elektrik iletkenliği değerleri de incelenmiştir. Bu çalışmadan elde edilen sonuç gaz giderme işlemi yani sıvı metal kalitesinden elektrik iletkenliğinin az da etkilendiği ve mekanik özelliklerin de hem sıvı metal kalitesine hem de tavlama sıcaklığına bağlı olduğudur.

## Referanslar

1. Cengiz, N.M., *İkiz merdane yöntemi ile LXXX serisi ve 3XXX serisi alüminyum levha üretimindeki proses parametrelerinin özellikler üzerindeki etkisi*. 2018, Kütahya Dumlupınar Üniversitesi/Fen Bilimleri Enstitüsü.
2. Gürsoy, Ö., et al. *A356 Alüminyum Döküm Alaşımına Al-5Ti-1B Tane İnceltici İlavesinin Süreye Bağlı Etkisi*. in *7th Aluminium Symposium*. 2015.
3. Yapıcı, C., *Alti5b1 Master Alaşımının Alüminyum Basınçlı Döküm Yönteminde Tane İnceltici Olarak Kullanımının İncelenmesi*. 2012, Fen Bilimleri Enstitüsü.
4. AYDIN, H., R. GÖREN, and N.M. CENGİZ, *İKİZ MERDANE YÖNTEMİ İLE LXXX SERİSİ ALÜMİNYUM LEVHA ÜRETİMİNDEKİ PROSES PARAMETRELERİNİN ÖZELLİKLER ÜZERİNDEKİ ETKİSİ*. *Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi*, 2020. **8**(1): p. 146-152.
5. Davis, J.R., *Alloying: understanding the basics*. 2001: ASM international.
6. İlkay Cengiz, M.U., Özen Gürsoy, Derya Dışpınar, *Al-Si Alaşımının Sıvı Metal Kalitesine Gaz Giderme Parametrelerinin Etkisi*. 2019.
7. Sapmaz, İ., *AlSi12 (Fe) yüksek basınçlı döküm alaşımında SR ilavelerinin alaşımın mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerine etkisinin incelenmesi*. 2021, Bursa Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü.
8. Çağlar, Y., *Alüminyum ve alaşımlarının sıvı metal kalitesinin artırılması*. 2016.
9. Akhtar, S., et al., *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): p. 22-25.

# The Effect of Cu and Mn Elements on Recrystallization Behavior in Al-Fe-Si Alloy Produced by Twin Roll Continuous Casting Method

İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen Al-Fe-Si Alaşım Sisteminde Cu ve Mn Elementlerinin Yeniden Kristallenme Davranışına Etkisi

**Serkan BUDAKLI, Mert GÜNYÜZ, Ece HARPOTLU, Cengiz KONYA, Yavuz YILDIZ, Berkay AKSU**

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

## Abstract

Al-Fe-Si aluminum alloy, which have high deep drawing capabilities and high mechanical properties finds a wide usage as heat shield and heat exchanger applications in the automotive industry and household air conditioners and roll-bond applications in the industrial field. Although Al-Fe-Si alloy is of high purity, it contains certain amounts of Si, Fe, Mn and Cu elements. The ratio of alloying elements directly affects the final material properties such as high deep drawing ability, high mechanical properties and stiffness.

In this study, the effects of Fe, Mn and Cu additions at different rates on the recrystallization behavior, deep drawing ability, thermomechanical properties, internal structure of the material and the deformation behavior of the alloy under load were investigated in the Al-Fe-Si aluminum alloy produced by twin roll continuous casting. Also, recrystallization behavior was observed with varying alloy element ratios at different annealing temperatures and times. In this context, the deformation behavior of the materials depending on the applied loads, their grain structure, intermetallic characterization and crystallographic orientation with the x-ray method were examined in detail.

## 1. Introduction

Twin roll continuous casting (TRC) method, in the most basic sense, creates a continuous and efficient casting process as the liquid metal begins to solidify while passing through the water-cooled twin rolls. TRC technology allows us to cast a wide range of alloy series with less energy consumption compared to the traditional casting methods. [1-2]

Each alloy group possesses specific characteristics that make them suitable for diverse applications and usage areas. The design and production of alloys tailored for specific purposes by adding specific alloying elements.

These elements are carefully selected and added to the base metal to achieve the desired mechanical, thermal, electrical, or chemical properties necessary for optimal performance in the intended application. The controlled addition of alloying elements allows for the fine-tuning of the material's microstructure, crystallographic phases, and overall performance, thereby enabling the production of alloys with superior properties that meet the demands of a wide range of industries and technological applications. The systematic study and understanding of the relationships between alloy composition, microstructure, and performance are essential for the advancement of materials engineering and the continuous improvement of alloy design for future applications. [3-4]

One of the most outstanding alloys are the ones with a composition of Al-Fe-Si. These alloys system is also known as 1xxx series and since they have relatively higher thermal conductivity constants, Fe & Si elements allows the alloy to show great capability of deep drawing. [5]

The capability of deep drawing depends on the annealing temperature done as well as grain size, grain structure and distribution of intermetallics in the microstructure. The grain structure and formation of intermetallic in the microstructure is directly affected by the chemical composition. [3-6]

In this study, addition of Mn and Cu to the 1xxx series alloy and its effect to the recrystallization behavior, deep drawing capability, thermomechanical properties, microstructure and its deformation under load was investigated. Recrystallization behavior was observed with the change of alloying element ratio in terms of different annealing temperature. Within this framework, deformation behavior of the material under different loads, microstructure characterization studies done by optical microscope. It is aimed to reach higher capacity in deep drawing and greater thermomechanical and mechanical properties, determining optimum process

parameters and appropriate alloying elements for the specified area of usage.

**Experimental Procedure**

In this investigation a commercially pure alloy 1100 with minimum 99% aluminum and its Cu and Mn modified version which was casted by twin-roll casting were used. Their chemical compositions were given in Table 1.

Table 1. Chemical compositions of 1100 and modified 1100 aluminum alloys.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
1100	0.25	0.70	0.10	0.1	0.005	99.30
Mod 1100	0.25	0.70	0.25	0.02	0.005	99.30

As-cast strips of both alloys cold rolled to a thickness of 150 µm and annealed at different temperatures in an air circulating furnace. The effect of modification alloying elements Cu and Mn were investigated on thermomechanical properties of these two alloys.

Mechanical properties of the materials were examined by tensile test which was performed on annealed dog-bone samples at rolling direction at room temperature. Microstructural investigations were conducted by optical microscope on longitudinal cross section of samples under polarized light. Samples were prepared by standard metallographic methods and etching with Barker’s solution.

Chemical composition analysis was performed with Zeiss scanning electron microscope with EDS attachments. Analysis were taken from cross sections of the samples which were prepared by metallographic methods.

**3. Results and Discussion**

**3.1 Mechanical Properties**

The mechanical properties in the rolling direction obtained as a result of different annealing temperatures of 1100 and Modified 1100 alloy are given in table 2. According to the values given in the table, both alloys show high strength values as a result of the annealing process at 250°C. In 1100 alloy, with increasing temperature, a decrease in strength values is observed, and an increase in elongation is observed. After the 400°C annealing process, although the increase in elongation continued with increasing temperature, but no change had observed in the strength values. The modified 1100 alloy exhibits a similar property, with a decrease in strength with an increase in temperature, but the elongation values decrease after 400°C.

Table 2. Mechanical Properties of 1100 and modified 1100 aluminum alloys.

Alloy	Temperature, °C	$\sigma_{rv}$ , MPa	$\sigma_{rx}$ , MPa	Elongation
1100	250	200	182	2
	300	119	84	8
	350	111	83	9
	400	93	81	7
	450	95	81	11
Modified 1100	250	198	185	2
	300	130	90	13.5
	350	113	83	11
	400	98	81	8
	450	83	80	4

Comparison of two alloys can be described as, the modified 1100 alloy shows both higher strength and higher elongation in the 300°C to 400°C range. When it comes to 450°C, the modified 1100 alloy loses its superiority.

### 3.2 Recrystallization

Rolling directional grain structure of 1100 and modified 1100 alloys at different annealing temperatures are given in Figure 1.

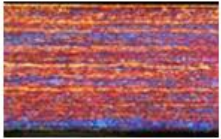
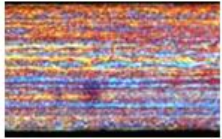
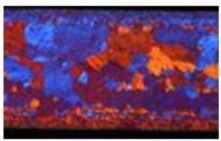
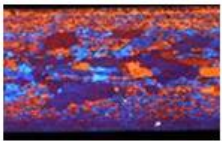
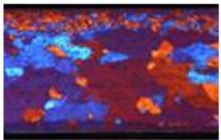
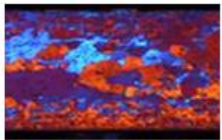
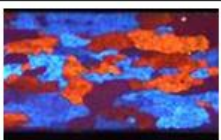
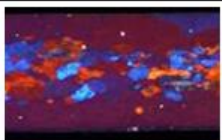
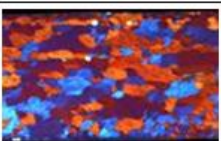
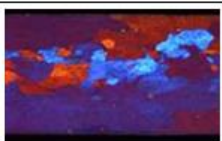
Softening Annealing (°C)	1100	Modified 1100
250		
300		
350		
400		
450		

Figure 1. Rolling directional grain structure of 1100 and modified 1100 alloys at different temperatures.

The microstructure shown that in annealing temperature 250 °C material has post elongated rolling grain formation. With the increasing temperature, both alloys begin to crystallize, while in the 1100 alloy this occurs in a wider area, in the modified 1100 alloy the crystallization is limited in the central region. It is observed that large and homogeneously dispersed grains are seen in the whole structure of 1100 alloy at 400 °C annealing temperature. In the modified 1100 alloy, smaller grains are seen in the central region where the first crystallization begins, while coarse grains are observed near the surface. After annealing at 450 °C, it is observed that the 1100 alloy has smaller grains with recrystallization, while the modified 1100 alloy retains the presence of coarse grains at the

edges and the grains in the center become larger than the 400°C structure.

Considering the structures in Figure 1, the mechanical property changes seen in Figure 1 can be explained as follows. Since both alloys annealed at 300 °C lose their elongated grain structure and crystallization begins, a decrease in strength values and an increase in elongation values are observed. As the recrystallization rate increased in 1100 alloy with increasing temperature, the strengths decreased while the elongations increased. In 1100 alloy, since the grains get smaller at 450 °C, there is no decrease in the strength value, but a significant increase in the elongation value is observed.

The modified 1100 alloy shows a similar behavior in strength values. However, while the strength values continue to decrease due to coarsening of the grains at 400 °C and 450 °C, a critical decrease is observed in the elongation values, especially at 450 °C.

### 3.3 SEM EDS

In order to see the effects of the chemical composition of casting in 1100 and modified 1100 alloys on the intermetallic and alloying element distribution in the matrix, and to observe the compositional changes in these structures due to diffusion with increasing temperature, EDS analyzes were performed under scanning electron microscope. The obtained values are given in Table 3. While there was no significant difference in the intermetallic alloying element ratios in both alloys originating from the casting chemical composition, it was observed that the copper and manganese element in the matrix chemical composition were quite high in the modified 1100 alloy. In addition, it was observed that the heat treatment applied at different temperatures did not cause a diffusion between the intermetallic matrix, therefore, there was no change in the intermetallic and matrix compositions with increasing temperature.

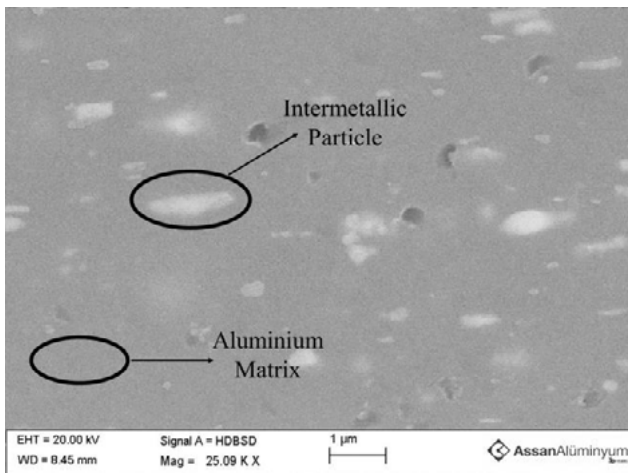


Figure 2. SEM Image of intermetallic particle and aluminum matrix

Table 3. EDS analysis of intermetallic particle and aluminum matrix of 1100 and modified 1100.

1100

Elements	Intermetallic		Matrix	
	450 °C	300 °C	450 °C	300 °C
Al	92,47	90,66	99,67	99,98
Fe	05,63	7,18	0,05	00,25
Cu	00,56	0,88	0,04	00,04
Mn	00,28	0,31	0,03	00,03

Modified 1100

Elements	Intermetallic		Matrix	
	450 °C	300 °C	450 °C	300 °C
Al	93,72	91,02	98,91	98,52
Fe	4,81	5,96	0,34	0,43
Cu	0,45	1,32	0,39	0,57
Mn	0,36	0,33	0,29	0,41

In previous studies, it has been stated that in aluminum alloys, especially manganese (reference) delays the recrystallization temperature and widens the annealing window, while the copper element keeps the material strength high at high temperatures (reference). In the light of this information, it can be interpreted that the microstructure change in the modified 1100 alloy seen in Figure 1 is due to the high manganese ratio in the matrix,

and that the higher strength values compared to the 1100 alloy is due to copper.

4. Conclusion

The results of this study can be summarized as follows, In 1100 alloy, with increasing temperature, a decrease in strength values is observed, and accordingly, an increase in elongation is observed. After the 400°C annealing process, although the increase in elongation continues with increasing temperature, a change in strength values is observed. The modified 1100 alloy exhibits a similar feature, with a decrease in strength with an increase in temperature, but the elongation values decrease after 400°C. After annealing at 450°C, the modified 1100 loses its high strength compared to the 1100 alloy at all temperatures.

At the annealing temperature of 250°C, it is seen that the microstructure of both alloys is elongated grains with post-roll microstructure. With increasing temperature, crystallization begins in both alloys. After annealing at 400 °C and above, the 1100 alloy reaches a homogeneously dispersed microstructure, while it is seen that coarse grains are formed and preserved in the entire structure of the Modified 1100 alloy.

When the results of SEM/EDS analyzes were compared, it was observed that copper and manganese element in the matrix chemical composition, originating from the chemical composition of the casting, was quite high in the modified 1100 alloy. It was observed that there was no change in the intermetallic and matrix chemical compositions with increasing annealing temperature.

It has been observed that Cu and Mn elements added to the modified 1100 alloy trigger grain coarsening near the surface, shift the recrystallization temperature to higher degrees, and keep the strength value higher than the 1100 alloy at high annealing temperatures.

## References

- [1] Sun, N. et al. (2006) 'Microstructural evolution in twin roll cast aa3105 during homogenization', *Materials Science and Engineering: A*, 416(1-2), pp. 232-239. doi:10.1016/j.msea.2005.10.018.
- [2] Birol, Y. (2008) 'Response to annealing treatments of twin-roll cast Thin Al-Fe-Si strips', *Journal of Alloys and Compounds*, 458(1-2), pp. 265-270. doi:10.1016/j.jallcom.2007.04.048.
- [3] Birol, Y. (2009) 'Recrystallization of twin-roll cast Al-Fe-Si foil stock processed without homogenization', *Journal of Alloys and Compounds*, 488(1), pp. 112-116. doi:10.1016/j.jallcom.2009.08.135.
- [4] Birol, Y. (2008b) 'Thermomechanical processing of a twin-roll cast al-1fe-0.2si alloy', *Journal of Materials Processing Technology*, 202(1-3), pp. 564-568. doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.09.047.
- [5] ZHU, Y. et al. (2014) 'Three-dimensional modeling of effect of surface intermetallic phase on surface defects of Al-Fe-Si aluminum foils during twin-roll casting', *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24(2), pp. 477-483. doi:10.1016/s1003-6326(14)63085-5.
- [6] Eizadjou, M., Danesh Manesh, H. and Janghorban, K. (2008) 'Investigation of roll bonding between aluminum alloy strips', *Materials & Design*, 29(4), pp. 909-913. doi:10.1016/j.matdes.2007.03.020.

# Alüminyum Sektöründe Önemli Bir Köşe Taşı: Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması

## An Important Milestone in the Aluminum Industry: Carbon Border Adjustment Mechanism

**Tuba NARLI, Çağla NÜMAN, Semih ÇETİN**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

### Abstract

One of the main tools to be implemented in order to achieve the goals set by the European Union (EU) with the European Green Deal is the Border Carbon Regulation Mechanism (CBAM). With CBAM, a pricing policy will be implemented based on the carbon emissions generated during the production of certain products imported from countries other than EU member states. The aim of this policy is to prevent carbon leakage that occurs when companies move to countries with no or weaker carbon pricing policies, to protect Europe's competitiveness and to increase efforts to combat climate change at the global level.

Since the aluminum industry is an energy-intensive sector, it is an important emitter of greenhouse gases and is one of the 6 priority sectors. The reduction of greenhouse gas emissions has a significant impact on the aluminum industry, given the prospects for sustainability on a global scale in the near future. Since most of the aluminum products shipped to the EU come from countries with no or weak climate policy, the industry also has many areas for improvement in this respect.

Therefore, CBAM will have significant impacts on the aluminum industry both within and outside the EU. In this paper, the scope of CBAM, why such a regulation is needed, its potential effects on Turkey and the aluminum industry, the transformations needed by the industry, and the policies and strategies to be followed are mentioned.

### Özet

Avrupa Birliği'nin (AB) Avrupa Yeşil Mutabakatı ile koyduğu hedeflere ulaşılacak için uygulanacak olan temel araçlardan birisi Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması (SKDM)'dir. SKDM ile AB üye devletleri dışındaki ülkelerden ithal edilen belirli ürünlerin üretimleri sırasında oluşan karbon salınımına dayalı olarak bir fiyatlandırma politikası uygulanacaktır. Bu politikanın amacı, şirketlerin hiç olmayan veya daha zayıf karbon fiyatlandırma politikalarına sahip ülkelere taşınması durumunda ortaya çıkan karbon kaçağını önlemek, Avrupa'nın rekabetçiliğini korumak ve küresel düzeyde iklim değişikliği ile mücadele

çabasının artırmaktır. Alüminyum endüstrisi, enerji yoğun bir sektör olduğundan önemli bir sera gazı yayıcısıdır ve öncelikli olarak belirlenen 6 sektörden biridir. Sera gazı emisyonunun azaltımı, yakın gelecekte küresel ölçekteki sürdürülebilirlik beklentiler dikkate alındığında, alüminyum endüstrisi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. AB'ye sevk edilen alüminyum ürünlerinin birçoğu iklim politikası olmayan veya zayıf olan ülkelerden geldiğinden, sektör aynı zamanda bu açıdan gelişmeye açık çok yön barındırmaktadır. Bu sebeple, SKDM' nin hem AB içinde hem de AB dışında alüminyum endüstrisi üzerinde önemli etkileri olacaktır. Bu bildiriye, SKDM' nin kapsamından, neden bu gibi bir düzenlemeye ihtiyaç duyulduğundan, Türkiye'ye ve alüminyum sektörüne getireceği potansiyel etkilerinden ve sektörün ihtiyaç duyduğu dönüşümlerden, izlenecek politika ve stratejilerden bahsedilmiştir.

### 1. Giriş

Avrupa Birliği'nin (AB) 2019 yılında duyurduğu ve 2050 yılına kadar iklim-nötr ilk kıta olma hedefini içeren kapsamlı bir strateji bütünü olan AB yeşil Mutabakatı ile AB iklim değişikliği ve çevresel sürdürülebilirlikle ilgili politika ve hedeflerini içeren kapsamlı bir plan oluşturmuş ve birçok düzenleme getirilmiştir. Avrupa Yeşil Mutabakatı kapsamında getirilen düzenlemelerden birisi de "Sınırdaki Karbon Düzenlemesi Mekanizması (SKDM) (Carbon Border Adjustment Mechanism (CBAM))"dir.

AB bu mekanizma ile bir yandan yeşil dönüşümün yaratacağı maliyet karşısında Avrupa'nın rekabetçiliğinin korunmasını bir yandan da küresel düzeyde iklim değişikliği ile mücadele çabasının artırılmasını hedeflemektedir. Mekanizma, AB tarafından ithal edilen ürünlerin üretimindeki karbon salınımlarını ve sera gazı emisyonlarını hesaba katarak, bu ürünlerin ithalatında ek bir karbon ücretlendirme düzenlemesi uygulayarak çalışmaktadır. AB içinde 2005 yılından itibaren yürürlükte olan AB Emisyon Ticaret Sistemi'ne (ETS) tabi sektörlerde uygulanan karbon fiyatlandırmasının, SKDM kapsamına giren ürünlerin ithalatı aşamasında da uygulanması öngörülmektedir. SKDM şu anda öncelikli grupta yer alan

demir-çelik, alüminyum, çimento, gübre, elektrik ve hidrojen sektörlerini kapsamaktadır. [1][2]

SKDM Tüzük Metni, L 130/52 AB Resmî Gazetesi'nde yayımlanarak 17 Mayıs 2023 tarihinde resmi olarak yürürlüğe girmiştir. Buna göre SKDM, 1 Ekim 2023 tarihinde raporlama yükümlülüğü ile sınırlı olarak uygulamaya girecek ve 1 Ekim 2023-31 Aralık 2025 tarihleri arasında, mali yükümlülük doğmayacak bir geçiş dönemi söz konusu olacaktır.

Geçiş dönemi süresince uygulama esaslarının oturtulması, veri toplanması ve uygulamanın iyileştirilmesine yönelik aksayan noktaların tespit edilmesi ve bu dönemdeki deneyim çerçevesinde gerekli iyileştirmeler ve ikincil mevzuat düzenlemeleri gerçekleştirilecektir. 2025 yılı sonuna kadar olan bu geçiş döneminde, ithal edilen ürünlere gömülü emisyonlar için herhangi bir ücretlendirme yapılmayacak olup mali yükümlülüklerin devreye girdiği asıl uygulama dönemi 1 Ocak 2026 itibarıyla başlayacaktır. [3][4]

### 1.1 İhtiyaç Gereksinimi

Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması'na duyulan ihtiyaç, küresel iklim değişikliğiyle mücadele ve karbon emisyonlarının azaltılması çabalarıyla ilişkilidir. Ancak farklı ülkelerin ve bölgelerin çevresel düzenlemeleri ve politika farklılığı ve karbon emisyonlarının dağılmasına ve karbon sızıntısına neden olmaktadır.

Daha sıkı çevre düzenlemelerine sahip bir ülkeden daha az düzenlenmiş bir ülkeye veya bölgelere üretimin kaydırılması sonucu, toplam küresel sera gazı emisyonlarının azalmadan yer değiştirmesi sonucunda oluşan karbon sızıntısı ile, bir ülkedeki emisyon azalırken başka bir ülkede veya bölgede artış gözlemlenebilir. Bu nedenle, SKDM, ithal edilen ürünlerin üretim süreçlerindeki karbon salınımlarını dikkate alarak sınırda ek bir karbon düzenlemesi uygulayarak karbon sızıntısını önlemeyi amaçlamaktadır. Bu sayede, düşük çevre düzenlemelerine sahip ülkelere üretilen ürünler, yüksek çevre düzenlemelerine sahip ülkelere ithal edilerek emisyonların kayması engellenmesi amaçlanırken aynı zamanda SKDM'den muaf olmak isteyen ülkelerin kendi karbon rejimlerini oluşturmaları teşvik edilmektedir.

İklim dostu politikalar uygulayan ülkeler, üretim süreçlerinde daha fazla çevresel maliyetle karşı karşıya kalmaktadırlar. SKDM, ithal edilen ürünlere ek bir karbon düzenlemesi getirerek, iç piyasada üretilen ürünlerle adil rekabet koşulları sağlamayı amaçlar. Böylelikle, AB Emisyon Ticaret Sistemi'nde yükselen karbon ücretleri nedeni ile AB'deki üreticilerin rekabet gücünün zarar görmesinin önüne geçilecektir. Bunun ile birlikte Avrupa Birliği'nin iklim değişikliği ile mücadele politikalarına zarar veren ETS' deki ücretsiz tahsisatların SKDM ile

uygulanacak karbon ücretleri ile birlikte kademeli olarak kaldırılması sağlanacaktır.

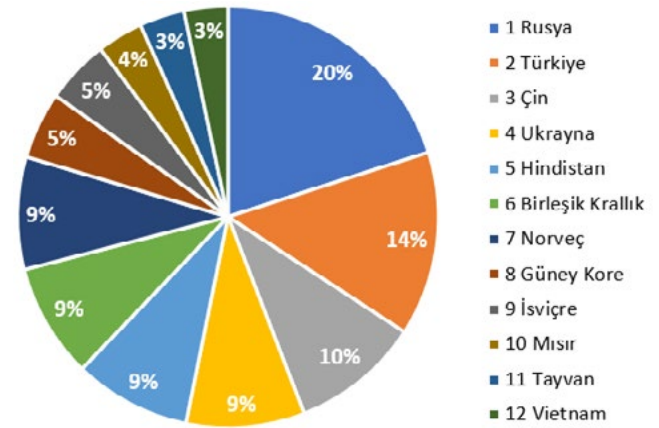
SKDM ile düşük karbonlu üretim yöntemlerine sahip ürünlerin rekabet gücünü artırarak ve düşük karbonlu üretim süreçlerini teşvik ederek sürdürülebilir üretimi teşvik edilmektedir. Böylelikle, daha az çevresel etkiye sahip ürünlerin tercih edilmesine katkı sağlamaktadır.

Bütün bunların gölgesinde ise SKDM, küresel sera gazı emisyonlarının azaltılması ve küresel iklim hedeflerine ulaşmada etkili bir araç olarak düşünüldüğünden böyle bir düzenlemeye ihtiyaç duyulmuştur ve uluslararası iklim müzakerelerinin temsili bir parçası olmaktadır. [1][2][3][4]

### 1.2 Ülkemize Potansiyel Etkisi

Avrupa Birliği'ne ihraç ettiği ürün yelpazesine bakıldığında SKDM'den en fazla etkilenmesi beklenen ülkelerin başında Rusya, Türkiye ve Çin gelmektedir. İhracat odaklı bir ekonomiye sahip olan Türkiye SKDM kapsamına giren ürünlerde ihracatının önemli bir kısmı Avrupa Birliği'ne gerçekleştirilmektedir.

2021 yılı içerisinde Avrupa'ya ihracat yapan ülkeler içerisinde ilk 12 ülkenin SKDM kapsamında giren ürünlerinin toplam değeri 56.94 milyar € olarak ölçülmüştür. Türkiye'nin 2021 yılında SKDM kapsamında giren ürünlerle ilgili AB'ye gerçekleştirdiği ihracat 8.05 milyar €'ya ulaşmıştır. [5]

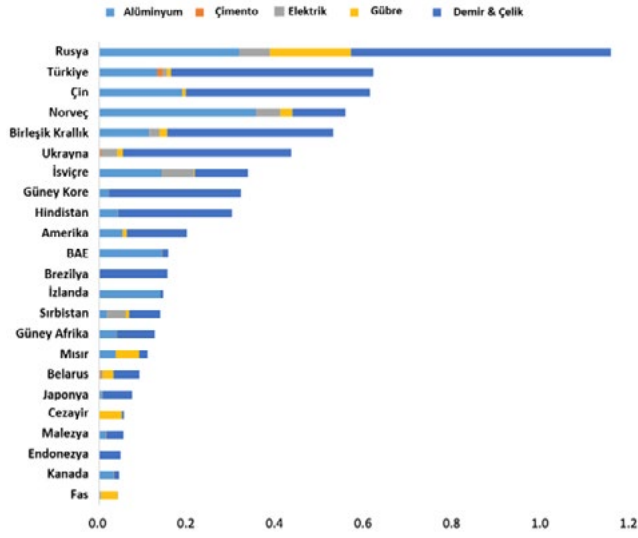


Şekil 1. 2021 Yılında AB'ye Yapılan İhracat Değerleri (Milyar Euro)

Dünya Entegre Ticaret Çözümü (WITS) verilerine göre 2019 yılında AB'ye ihraç edilen SKDM ürün gruplarının başında Türkiye özelinde enerji yoğun sektörlerden olan Demir – Çelik ve Alüminyum sektörü ihraç hacmi olarak önde gelmektedir. Bu noktada ithal eden ülkelere düşük karbon salınımı ile üretilmeyen ürünlere ek düzenlemeler getirirse, Türkiye'nin ihraç ettiği bazı yüksek karbonlu ürünlerin rekabet gücü azalabilir. Bu durum, Türk



ihracatçıları uluslararası pazarda daha zorlu bir rekabet ortamıyla karşı karşıya bırakabilir.



Şekil 2. Toplam İhracat Değeri Açısından SKDM'den En Çok Etkilenecek Olan 23 Ülke (Milyar \$)

Türkiye, SKDM etkilenecek bir ülke olarak, bu mekanizmanın tasarımı ve uygulama şekline bağlı olarak çeşitli etkilerle karşılaşabilir. Öncelikle, SKDM'nin ithal edilen ürünlere ek karbon düzenlemeleri getirerek, Türk ihracatçıları uluslararası pazarda rekabet açısından zorlayacağı düşünülmektedir. Bu durum, Türk ürünlerinin fiyatlarının artması ve dolayısıyla ihracatın zayıflaması anlamına gelebilir. Ayrıca, SKDM'nin yüksek karbon salınımına sahip endüstrileri hedef alması nedeniyle Türkiye'de faaliyet gösteren demir çelik, alüminyum ve enerji üretimi gibi sektörlerin rekabet gücü azalabilir. Bu sektörler, üretim süreçlerinde yüksek miktarda karbon emisyonu oluşturan endüstrilerdir ve SKDM'nin yüksek karbonlu ürünlere ek düzenlemeler getirmesi nedeniyle iç ve dış pazarda daha zorlu bir rekabetle karşı karşıya kalabilirler. [6]

Öte yandan, SKDM'nin düşük karbonlu üretim yöntemlerini teşvik etmesi, Türkiye'deki bazı sektörlerin teknolojik dönüşüm ihtiyacını artırabilir. Türk sanayi sektörü, düşük karbonlu teknolojilere yatırım yapma ve çevre dostu üretim süreçlerini benimseme konusunda önemli bir dönüşüm sürecine girebilir. Ancak bu, sektörlerin ek maliyetlerle karşı karşıya kalmasına ve yatırım ihtiyacının finansmanında zorluklar yaşamasına neden olabilir.

SKDM'nin iç piyasadaki tüketici tercihlerini de etkileme potansiyeli vardır. Eğer ithal edilen ürünlerde ek düzenlemeler nedeniyle fiyatlar artarsa, Türk tüketiciler yerel ürünlere yönelebilir ve iç piyasadaki talep düşebilir. Bu durum, Türk üreticilerin iç pazarda mücadele etmekte

zorlanması ve talep düşüklüğünden etkilenmesi anlamına gelebilir.

SKDM'nin etkileri sadece olumsuz yönlerle sınırlı olmayıp Türkiye'ye bazı fırsatlar da sunabilir. Türkiye, düşük karbonlu teknolojilere yatırım yapma ve çevre dostu üretim süreçlerini benimseme konusunda öncü bir ülke olarak kendini konumlandırabilir. Bu da uluslararası pazarda çevre dostu ürünlere olan talebin artmasıyla Türk üreticilerine yeni ihracat fırsatları yaratabilir.

SKDM'nin Türkiye'yi nasıl etkileyeceği tam olarak belirlenemeyen bir konudur ancak Türkiye, SKDM'nin etkilerini azaltmak veya fırsatlarından yararlanmak için iç ve dış politikalarını uygun bir şekilde şekillendirebilir. Sürdürülebilirlik ve yeşil dönüşüm çabalarını hızlandırmak, düşük karbonlu teknolojilere yatırım yapmak ve çevre dostu üretim süreçlerini benimsemek, Türkiye'nin rekabet gücünü artırabilir ve iklim değişikliğiyle mücadelede küresel çabalara katkı sağlayabilir. [10]

## 2. Alüminyum Sektörüne Potansiyel Etkisi

Küresel ekonomide önemli bir yer tutan alüminyum sektörü aynı zamanda enerji yoğun bir sektördür. Cevherden alüminyum üretimi, elektroliz yöntemiyle yapıldığında yüksek miktarda elektrik enerjisi gerektiren bir işlemdir ve bu da genellikle fosil yakıtlardan elde edilen enerji kaynaklarının kullanılması anlamına gelir. Bu durum, alüminyum üretim sürecinin önemli ölçüde sera gazı emisyonlarına neden olmasına yol açmaktadır.

Sürdürülebilirlik hedefleri ve karbon azaltma çabaları giderek önem kazandıkça, alüminyum sektörü de karbon düzenlemesi ve düşük karbonlu bir gelecek için çalışmalar yapmaktadır. Bu tür çabalar, çevresel etkileri azaltmak, enerji verimliliğini artırmak ve yenilenebilir enerji kaynaklarına geçişi teşvik etmek gibi yöntemleri içerebilir. Alüminyum sektörü, yüksek karbon salınımına katkıda bulunan endüstrilerden biri olarak SKDM'nin odak noktalarından biridir. SKDM'nin uygulanması durumunda, alüminyum sektörüne yönelik olarak ithal edilen alüminyum ürünlere ek karbon düzenlemeleri ve vergi yükü getirilebilir. Bu durum, Türk alüminyum ihracatçılarının uluslararası pazarda rekabet gücünü azaltabilir ve ihracatlarını olumsuz etkileyebilir.

Bloomberg tarafından SKDM Maliyet Senaryo çalışmaları gerçekleştirilerek alüminyum endüstrisinin karşılaşılabileceği karbon vergisini ortaya koymuştur. Senaryo çalışmalarında ton başına 50, 75 ve 100 avro olmak üzere üç karbon fiyatı üzerinden senaryo oluşturulmuştur. Kendi sektörlerinde AB ithalatının %5'inden fazlasını oluşturan ülkelerde piyasa değeri 100 milyon Euro'nun üzerinde olan şirketlerin 2021 ithalat

değerlerini ve ağırlıklı ortalama karbon yoğunluğunu kullanılmıştır.

Aynı zamanda menşei ülkede başka hiçbir karbon vergisinin ödenmediğini ve en erken 2032 yılına kadar aşamalı olarak kaldırılması gereken ücretsiz ödenekler de hariç tutulmuştur. Senaryolara göre alüminyum sektörü 2,5 milyara varan ek vergi yükü ile karşı karşıya kalabilir. [7]

Ürün	SKDM ile kapsanan AB ithalatı (€/milyon)	AB'ye ihracatçıların karbon yoğunluğu (ağırlıklı ortalama)	SKDM Tahmini Maliyetleri (€/yıl)		
			Senaryo 1: AB ETS tahsisat fiyatı 50 €/ton	Senaryo 2: AB ETS tahsisat fiyatı 75 €/ton	Senaryo 3: AB ETS tahsisat fiyatı 100 €/ton
Alüminyum	13.965	1.754	1.224.490.252	1.836.735.378	2.448.980.504

**Çizelge 1.** SKDM Tahmini Maliyetler Senaryoları

SKDM' nin alüminyum sektörünü etkileme şekli, sektörün üretim yöntemlerine ve enerji kaynaklarına bağlı olarak değişebilir. Mekanizmanın düşük karbonlu üretim yöntemlerini teşvik etmesi, alüminyum sektöründe teknolojik dönüşümü hızlandırabilir.

## 2.1 Sektörün İzlemesi Gereken Politika ve Stratejiler

Alüminyum üretim süreci, büyük ölçüde enerji yoğun olduğundan, yenilenebilir enerji kaynaklarından yararlanma çabaları öncelikli olmalıdır. Yenilenebilir enerji potansiyeli yüksek kaynaklara yönelmek ve daha fazla yararlanmak alüminyum sektörünün karbon salınımını azaltmada önemli bir rol oynayabilir.

Aynı zamanda araştırma ve geliştirme çalışmalarına daha fazla ağırlık verilerek, yenilikçi ve çevre dostu üretim süreçleri geliştirme, sektörün sürdürülebilirlik çabalarını güçlendirebilir. Beraberinde gelen düşük karbonlu teknolojilere ve uygulamalara yatırım yapılması, düşük karbonlu enerji kaynaklarını kullanan üretim yöntemleri benimsemek, sektörün karbon ayak izini azaltabilir. Bunun ile birlikte enerji tasarruflu ekipmanların ve teknolojilerin kullanımı, karbon yakalama ve depolama teknolojileri gibi uygulamalar sektörün enerji maliyetlerini düşürürken çevresel etkilerini azaltarak küresel olarak alüminyum endüstrisinde emisyonların azalmasını sağlayacaktır.

Küresel olarak birincil alüminyum üretiminde ton başına sera gazı salımı 17 ton iken geri dönüşümle elde edilen ikincil alüminyumda ton başına alüminyum üretiminde karbon salınımı 0,5 ton' dur. Alüminyum ürünlerin geri dönüşümünü ve yeniden kullanımını teşvik ederek döngüsel ekonomi yaklaşımını benimsenmesi ile artan geri dönüşüm, enerji yoğun birincil alüminyum üretimine olan

ihtiyacı azaltabilir ve toplam emisyonların düşürülmesine katkıda bulunabilir. Bu sebeple geri dönüşüm enerji yoğun üretim süreçlerine olan talebi azaltarak ve enerji tasarrufu sağlayarak iklim değişikliğinin hafifletilmesine katkıda bulunmaktadır.

SKDM' nin etkisini azaltmak ve AB pazarına erişimi sürdürmek için, AB dışındaki alüminyum üreticileri sürdürülebilir tedarik zincirini benimsemelidir. Farklı bölgelerdeki yerel tedarikçilerle ortaklıklar kurarak, üretim tesislerini stratejik olarak konumlandırarak veya daha verimli lojistik süreçleri kullanılarak hammaddelerin ve bitmiş ürünlerin taşınmasıyla ilişkili karbon yoğunluğunu azaltılabilir.

Sektörün dönüşümünde çevre ve enerji alanında faaliyet gösteren diğer paydaşlarla iş birliği içinde olmak ve sürdürülebilirlik konusunda diyalog kurmak kilit bir noktadır. Devlet kurumları, sivil toplum örgütleri ve akademik çevrelerle yapılan iş birliği, benchmark ziyaretleri, sektörün politika geliştirme ve uygulama süreçlerine etkin katılımını sağlayarak daha iyi sonuçlar elde etmesi ve iyi uygulama örneklerinin geliştirilmesini sağlayacaktır.

Firmalar ise SKDM gibi iklim politikalarının getirdiği değişikliklere uyum sağlamak ve dönüşüm sürecini yönetmek için stratejik planlamalara odaklanmalıdır. Uzun vadeli hedefler belirleyerek ve düşük karbonlu üretim için adımlar atarak, sektör gelecekteki iklim politikalarına daha kolay adapte olabilir.

Tüm bu önlemler, alüminyum sektörünün Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması gibi iklim politikalarından kaynaklanan etkileri azaltmak ve sürdürülebilir bir geleceğe doğru ilerlemek için önemlidir. Sektör, sürdürülebilirlik uygulamalarını benimseyerek, paydaşlarla iş birliği yaparak ve düşük karbonlu teknolojilere yatırım yaparak, çevreye daha duyarlı bir ekonomiye doğru küresel geçişte kendisini lider olarak konumlandırabilir. [8][9][11]

## 3. Sonuçlar

AB tarafından Avrupa Yeşil Mutabakatı kapsamında oluşturulan Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması (SKDM) ile AB'ye ithal edilen bazı ürünlerin üretimindeki karbon emisyonlarını azaltmak için sınırda bir karbon fiyatlandırma uygulaması düzenlenmiştir. Bu mekanizma, AB içindeki yüksek karbon fiyatlandırmasına maruz kalan AB üreticilerinin adil rekabet koşulları altında faaliyet göstermelerini sağlamak ve iklim değişikliğiyle mücadele çabalarını küresel düzeyde genişletmek amacıyla oluşturulmuştur. Bu düzenlemeye çeşitli nedenlerden dolayı ihtiyaç duyulmuştur. Başlıca, AB'deki üreticilerin rekabet gücünün zarar görmesini engellemek, bu süreçte üretimin iklim politikası zayıf olan ülkelere kayması ile oluşan karbon sızıntısının önüne geçmek, ülkelerin kendi

karbon rejimlerini oluşturmasını teşvik etmek ve dışarıdan ithal edilen ürünlerin çevresel etkisini azaltarak, iklim değişikliğiyle mücadelede katkıda bulunmasını sağlamaktır.

SKDM kapsamına giren ürünlerde Türkiye'nin ihracatının önemli bir kısmı Avrupa Birliği'ne gerçekleştiriliyor. Türkiye, AB ile güçlü ekonomik bağlantılara sahip bir ülke konumunda olduğu için ve AB'nin önemli ticaret ortaklarından biri olduğundan SKDM, Türk ürünlerinin AB'ye ihracatını etkileyebilir, çünkü ithal edilen ürünler için ilave maliyetler getirebilir ve rekabet avantajlarını azaltabilir. Aynı zamanda Türk ihracatçıları için ek maliyet ve bürokratik yükler anlamına gelebilir.

SKDM' nin uygulanacağı öncelikli sektörlerden olan alüminyum sektörü yüksek enerji tüketimi nedeniyle karbon yoğun bir sektör olmasından dolayı SKDM' den önemli ölçüde etkilenir. Alüminyum ürünlerinin AB'ye ihraç edilmesi durumunda, ürünlerin karbon emisyonları için ek bir karbon fiyatı ödemesi ve vergi yükü üreticilerini rekabet gücü açısından olumsuz etkileyebilir. Sektör, düşük karbonlu teknolojilere yatırım yaparak, geri dönüşüm oranını artırarak, dögüsel ekonomiyi benimseyerek, yenilenebilir enerji kaynaklarına yönelerek ve enerji verimliliğini artırarak, tedarik zincirini optimize ederek ve iş birliklerini güçlendirerek SKDM' ye uyum sağlayabilir.

Sonuç olarak, sınırda karbon düzenleme mekanizması, Türkiye ve alüminyum sektörü için önemli etkilere sahip olabilir. Alüminyum sektörü, hükümetlerin ve sektör paydaşlarının iş birliğiyle, iklim değişikliğiyle mücadelede yönelik politikalar ve stratejiler geliştirerek çevre dostu teknolojilere yatırım yaparak ve karbon ayak izini azaltarak bu mekanizmaya uyum sağlayabilir ve rekabet gücünü sürdürebilir hale getirebilir.

### Teşekkür

Yapılan çalışmaya verdikleri emek ve katkıları için tüm ASAŞ Strateji ve Sistem Geliştirme Müdürlüğü çalışanlarına teşekkür ederiz.

### Referanslar

[1]<<https://taxation-customs.ec.europa.eu>>Tarih: 12.07.2023.

[2] <<https://commission.europa.eu>> Tarih: 12.07.2023.

[3] Regulation (EU) 2023/956 of the European Parliament and of the Council of 10 May 2023 establishing a carbon border adjustment mechanism (Text with EEA relevance), PE/7/2023/REV/1

[4] <<https://ticaret.gov.tr>> Tarih: 11.07.2023.

[5] <<https://www.spglobal.com>>\_Tarih: 10.07.2023.

[6] <<https://www.policycenter.ma>> Tarih: 10.07.2023.

[7] <<https://www.bloomberg.com>> Tarih: 12.07.2023

[8] <<https://international-aluminium.org>>Tarih: 25.07.2023

[9] European Aluminium Association, Assessment of European Carbon Border Adjustment Mechanism Regulation

[10] <<https://yesilbuyume.org>> Tarih: 20.07.2023

[11] Türkiye Cumhuriyeti, Ticaret Bakanlığı, Uluslararası İlişkiler, Yeşil Mutabakat, AB Sınırdaki Karbon Düzenleme Mekanizması, 2022 Yılı Faaliyet Raporu

# Investigation of Ripple Formation in Aluminum Flat Products Produced by Different Types of Twin Roll Casters

İkiz Merdaneli Döküm Hatlarında Üretilen Alüminyum Yassı Ürünlerindeki Ripple Oluşumunun İncelenmesi

**Fatmanur ÖZEL, Altay BAŞARAN, Sergen BELİT, Sadık Kaan İPEK, Bilal DEMİR**

Teknik Alüminyum San. A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Aluminum flat products are currently produced by twin roll casting and direct cooled casting methods. Unlike the direct cooled casting method, the solidification rate is quite high in the twin-roll casting method. Surface defects may occur due to production at high solidification rates and metal feeding at high flow rates.

In this study, the formation mechanism of ripple trace, which is one of the surface defects in the twin-roll casting process, was investigated. The differences of the related defect depending on the process parameters (alloy, casting speed, metal level, temperature, etc.) in 15 ° inclined and horizontal twin roll casting lines were compared and reduced.

## 1. Introduction

The Twin-Roll Continuous Casting (TRCC) method is a highly efficient process used in the production of various metals' thin strips or sheets, including aluminum, copper, and alloys. This innovative technique enables continuous casting of metal while maintaining high production rates. However, like any production process, TRCC is not completely immune to surface defects. One such common defect is the ripple surface defect, which can impact the quality and performance of the final product. In this article, we will examine the causes, characteristics, and potential solutions for waviness surface defects in the twin-roll continuous casting method. [1]

## 2. Causes of Ripple Surface Defect

The ripple surface defect is related to the temperature of the metal in the twin-roll continuous casting method. The temperature of the metal can vary depending on several factors during the casting process. Changes in the temperature of the metal can be attributed to factors such as casting speed, temperature of the rolls, temperature of the casting environment, and other parameters of the casting process. The temperature of the liquid metal can

influence the formation of ripples in the following ways:

**2.1. Viscosity:** The viscosity of the liquid metal is significantly temperature-dependent. Higher temperatures reduce viscosity, making the metal more fluid and facilitating its flow. Lower viscosity helps decrease the likelihood of ripples in the liquid metal, minimizing the formation of defects and irregularities. However, if the temperature is too low, the metal may become less fluid and less plastic, leading to weak flow between the rolls and contributing to the formation of surface ripples.

**2.2. Solidification Behavior:** The temperature of the liquid metal affects solidification behavior. Rapid cooling or solidification leads to thermal gradients and internal stresses, irregularities in the crystal structure and surface ripples, which can cause surface irregularities such as ripples on cast aluminum sheet or strip. Controlling the cooling rate and ensuring a gradual solidification process helps to reduce the formation of ripple.

**2.3. Surface Tension:** Surface tension is influenced by temperature. Higher temperatures generally reduce surface tension, which can improve the wetting and spreading of the liquid metal on the casting cylinders. Better wetting promotes smoother flow and reduces the likelihood of ripple formation.

**2.3. Thermal Stresses:** Significant temperature variations within the liquid metal lead to thermal stresses during the casting process. Non-uniform temperature distribution causes differential solidification and surface waviness. These thermal stresses give rise to surface irregularities, including ripple defects. [2]

## 3. The Relationship Between Ripple Surface Defect and Liquid Metal Temperature

The Ripple surface defect is often more prevalent when the metal is within a specific temperature range. This temperature range includes the point at which the metal can be given a certain degree of plastic deformation while its surface still cannot be smoothed adequately. Therefore, controlling the

temperature range of the metal, along with the casting speed and casting environment, is of critical importance in preventing or minimizing the occurrence of the ripple surface defect. The following measures can be taken during the casting process to prevent the occurrence of the ripple surface defect:

**3.1. Optimum Temperature Control:** It is important to keep the metal within the appropriate temperature range during the casting process. This can be achieved by adjusting the casting speed and casting environment.

**3.2. Smoothness of The Rolls:** Ensuring that the casting rolls have smooth and polished surfaces helps to prevent the occurrence of the ripple surface defect.

**3.3. Cooling Water Control:** Effective control of the cooling water on the casting rolls helps to regulate the surface temperature of the metal and reduce ripple surface defect.

**3.4. Adjusting The Casting Speed:** Keeping the casting speed at an appropriate level contributes to the shaping of the metal during casting and the smoothness of the surface.

**3.4. Roll Pressure:** The roll pressure used during the casting process is critical. Excessive roll pressure deforms the solidified aluminum and causes surface irregularities, including ripples. To avoid this problem, the roll pressure must be properly controlled.

#### 4. The Relationship Between Ripple Surface Defect and Metal Level

In the twin-roll continuous casting process, the headbox metal level influence the formation of the ripple surface defect. The metal level refers to the height or position of the liquid metal within the headbox.

**4.1. High Metal Level:** When the headbox metal level is too high, it is more likely to encounter ripple surface defect. Excessive metal height causes increased pressure between the two rolls during the casting process. This excessive pressure causes the metal surface to deform unevenly as it passes through the rolls, resulting in ripples on the cast metal surface.

**4.2. Low Metal Level:** Too low a headbox metal level leads to insufficient material flow between the rolls. This causes insufficient contact of the metal with the rolls, leading to an irregular deformation

pattern on the metal surface and the formation of ripple defects.

To minimize the occurrence of ripple surface defect, it is very important to maintain the optimum headbox metal level. The optimum metal level ensures a proper balance between the pressure applied by the rollers and the plastic deformation of the metal. This helps to achieve a uniform and homogeneous deformation of the metal surface, reducing the possibility of ripple formation. Advanced monitoring and control systems can be used to maintain the desired metal level and ensure consistent casting conditions throughout the process. [2-3]

#### 5. The Relationship Between Ripple Surface Defect and Line Speed

Casting speed has a significant influence on the occurrence of ripple surface defect in twin-roll continuous casting. The relationship between casting speed and ripple surface defect is as follows:

**5.1. High Casting Speed:** When the casting speed is too high, ripple surface defect is more likely to be encountered. Higher casting speeds lead to increased pressure and stress on the metal as it passes through the rolls. This causes the metal surface to deform unevenly, resulting in incomplete solidification.

**5.2. Low Casting Speed:** Too low a casting speed leads to insufficient metal flow between the rolls. Low casting speeds cause the metal to spend more time in contact with the rolls, and this prolonged contact contributes to the formation of ripple defects.

To minimize the formation of the ripple surface defect, it is very important to find the optimum casting speed. The optimum speed ensures a proper balance between the pressure applied by the rollers and the plastic deformation of the metal. This helps to achieve a uniform and homogeneous deformation of the metal surface, reducing the possibility of ripple. [3]

#### 6. The Relationship Between Ripple Surface Defect and Liquid Metal Flow Rate

In twin-roll continuous casting, the liquid metal flow rate significantly influences the formation of the ripple surface defect. The relationship between the

liquid metal flow rate and the ripple surface defect is as follows:

**6.1. High Flow Rate:** When the liquid metal flow rate is too high, it leads to increased turbulence and turbulence-related problems in the casting process. Excessive turbulence causes irregularities in the metal flow as it passes between the rolls. This uneven flow leads to uneven deformation of the metal surface, resulting in ripple.

**6.2. Low Flow Rate:** If the liquid metal flow rate is too low, it leads to insufficient metal feed to adequately fill the space between the rolls. This insufficient metal feed results in a reduced contact area between the metal and the rolls, leading to an irregular deformation pattern and ripple.

To minimize the formation of ripple surface defect, it is critical to maintain the optimum liquid metal flow rate. The optimum flow rate ensures a constant and uniform flow of metal between the rolls, which promotes smooth and consistent deformation of the metal surface. This reduces the likelihood of ripple formation.[3-4]

**7. The Effect of Ripple Surface Defect on Product Quality**

Wavy surface defects can adversely affect the quality and performance of the final product. Key takeaways include:

**7.1. Aesthetic Concerns:** Ripple surface failure can compromise the visual appearance of the strip or sheet, which is particularly undesirable for applications where aesthetics are important, such as consumer electronics or automotive components.

**7.2. Reduced Mechanical Properties:** The presence of ripple surface defect can cause stress concentrations that lead to reduced mechanical strength, fatigue resistance and ductility of the material.

**7.3. Surface Roughness:** Ripple can contribute to increased surface roughness, affecting the suitability of the material for subsequent processing steps or applications requiring a smooth surface. [4]

**8. Experimental Procedure**

The test roll was cast on a VIG casting line. The cast alloy is 1050 aluminum alloy. Alloy spectro values are given in Table 1.

	EN	DIN	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Al
Standart EN	1050 A	Al 99,5	0,25	0,4	0,05	0,05	0,05	0,05	99,5

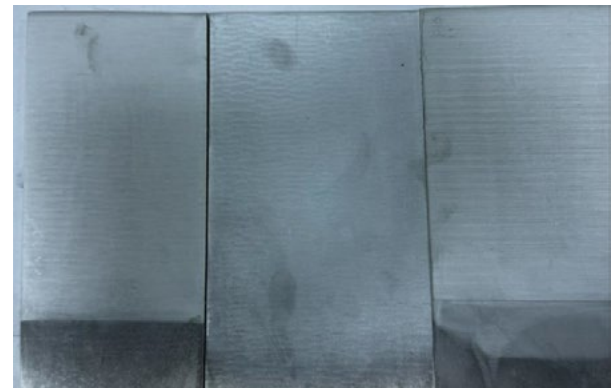
**Table 1**

In order to observe ripple surface defects on the surface of the cast roll, casting parameters were modified. The changes made are given in Table 2. It has been observed that changes in parameters such as metal level, typ axis, metal temperature, and line speed have an impact on the occurrence of the ripple surface defect.

	Metal Level (mm)	Type Axis (mm)	Temperature Of Liquid Metal ( °C )	Line Speed (cm/dk )
Optimum	14	46	685-690	135
Trial	15,2	52	695-700	105

**Table 2**

Profile samples were taken from the produced 1050 aluminum alloy. The samples were immersed in diluted Keller's solution and kept in the solution for 7 minutes and macro etching with acid was performed on the sample surface. After etching, the sample was cleaned with water and air dried. The obtained surface was visually inspected and the surface images are given in Figure 1.



**Figure 1**

**9. The Prevention and Solutions of Ripple Surface Defect**

Various preventive measures and remedial actions can be implemented to minimize or eliminate ripple surface defects in twin-roll continuous casting:

**9.1. Optimizing Process Parameters:** Ensuring proper control of metal level and temperature, casting speed and cooling conditions is essential to

achieve uniform solidification and reduce the formation of ripple defects.

**9.2. Regular Roll Maintenance:** Regular inspection and maintenance of casting rolls helps to prevent defects on the roll surface and ensure consistent product quality.

**9.3. Roper Lubrication:** Applying an adequate and uniform amount of lubricant between the plate and the rollers helps reduce friction and ensures uniform pressure distribution, minimizing the risk of fluctuation defects.

**9.4. Post-Casting Processing:** If ripple defects occur, various post-casting processes such as rolling, annealing or surface treatment can help reduce or eliminate the defects to a certain degree. [5]

## Conclusion

Ripple surface defects pose a challenge in the twin-roll continuous casting process, affecting both the visual appearance and mechanical properties of the cast strips or slabs. By understanding the causes and characteristics of ripple defects, manufacturers can implement preventive measures and take corrective actions to minimize their occurrence. Through continuous process optimization, improved roll maintenance and advanced monitoring techniques, it is possible to produce high-quality, defect-free castings using the twin-roll continuous casting.

## References

- [1] Aydın, Hediye & GÖREN, Remzi & CENGİZ, N.. (2020). İkiz merdane yöntemi ile 1xxx serisi alüminyum levha üretimindeki proses parametrelerinin özellikler üzerindeki etkisi. *Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi*. 8. 146-152. 10.21923/jesd.512656.
- [2] M. Vynnycky, M. Zambrano, J.A. Cuminato, On the avoidance of ripple marks on cast metal surfaces, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Volume 86, 2015, Pages 43-54, ISSN 0017-9310.
- [3] Ahmed, M.I.. (2017). Increasing of aluminum continuous casting line production quality via improvement of the control of technological parameters. 52. 235-241.
- [4] Barekar, N. & Dhindaw, B.. (2014). Twin-Roll Casting of Aluminum Alloys – An Overview. *Materials and Manufacturing Processes*. 29. 10.1080/10426914.2014.912307.
- [5] Jinyu F. , Jiujian X. , Wei Yu, Xingwei M. , Jingyu Z. , Guangming Xu, Yong Li, Zhaodong Wang, Influence of vortex effect on the central

segregation defects of horizontal twin-roll casting Al–Mg–Mn–Zn–Cu–Cr alloy sheet, *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 19, 2022, Pages 1021-1036, ISSN 2238-7854.

# EDT Skinpass İşlemi Uygulanmış AA 3105 Alaşımı Levhaların Boya Sonrası Özelliklerinin İncelenmesi

Investigation of After Paint Properties of AA 3105 Alloy Plates Applied with EDT Skinpass Process

**Yusuf ÖZÇETİN, Ali ULUS, Canan İNEL, Onur BİRBAŞAR, Sümbüle SAĞDIÇ**

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

EDT(Electro Discharge Texturing); It is a rolling roll roughening method that has become popular in recent years. It is widely used in flat steels especially for sheet metal parts where high forming and paint performance is expected in the automotive industry. However, its use in the aluminum industry is not widespread enough for now. In this study, EDT skinpass process was applied to cold rolled AA3105 alloy coils cast by twin roll casting method. After the skinpass, the coil was coated with the continuous coating technique. After painting; The adhesion and corrosion properties of the plate were characterized. The results were compared with standard ground plate rolled and painted plates. It has been observed that the EDT-treated material has superior properties compared to the standard material.

## Özet

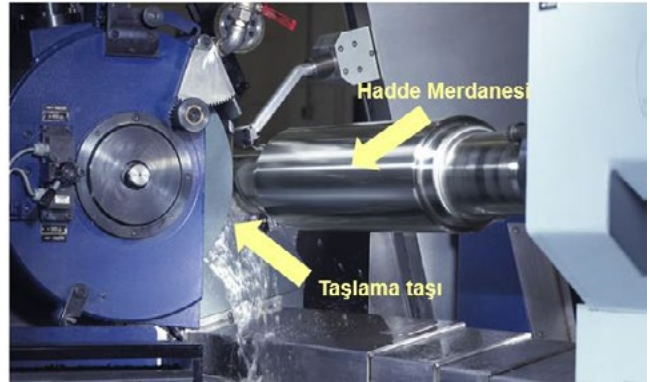
EDT(Electro Discharge Texturing); son yıllarda revaçta olan bir hadde merdanesi pürüzlendirme yöntemidir. Özellikle otomotiv sektöründeki yüksek şekillendirme ve boya performansı beklenen sac parçalar için yassı çeliklerde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Fakat, alüminyum sektöründe kullanımı şu an için yeterli yaygınlıkta değildir. Bu çalışmada EDT skinpass işlemi, ikiz merdaneli döküm yöntemiyle dökülüp soğuk haddelenmiş AA3105 alaşımı bobinlere uygulanmıştır. Skinpass sonrası bobin sürekli boyama tekniğiyle boyanmıştır. Boya sonrasında; levhanın yapışma ve korozyon özellikleri karakterize edilmiştir. Sonuçlar standart taşlanmış merdane ile haddelenmiş ve boyanmış levhalar ile karşılaştırılmıştır. EDT işlemi uygulanmış malzemenin standart malzemeye göre daha üstün özellikler gösterdiği gözlemlenmiştir.

## 1. Giriş

3105 alüminyum alaşımı endüstride geniş bir şekilde boyalı levha ürünleri olarak kullanılmaktadır. Sahip olduğu mekanik, korozyon ve şekillendirilebilme özellikleri bu kullanım alanına uygun bir alaşım haline getirmektedir.[1] Boyanacak alüminyum bobinler üretilirken, döküm ikiz merdaneli döküm yöntemiyle gerçekleştirilir. Ardından istenen nihai kalınlığa optimize şekilde soğuk haddeleme işlemleri gerçekleştirilir. Ürün beklentisine göre yapılacak olan tavlar haddeleme rotaları arasına konumlandırılır.

Ardından nihai kalınlığa haddelenerek indirilmiş bobin, sürekli boyama hattında uygun boya tipi ile boyanır. [2]

Geleneksel olarak, tüm haddeleme işlemleri taşlanmış merdanelerle yapılır. Fakat taşlanmış merdane tekstürü boyanacak alüminyum malzemenin sahip olabileceği en iyi tekstür değildir. Bunun sebebi ise taşlanmış merdane tekstürünün birbirine paralel ve yükselti farkları olan çizgilere sahip olmasıdır. Dolayısıyla boyanın yapışması ile ilgili problemler ortaya çıkabilir. Lakin bu dezavantajlara rağmen işletme maliyeti ve kolaylığı açısından taşlama işlemi endüstrideki en oturmuş merdane pürüzlendirme yöntemidir.[3]



Şekil 1. Merdane taşlama makinesi ve taşlama işlemi.

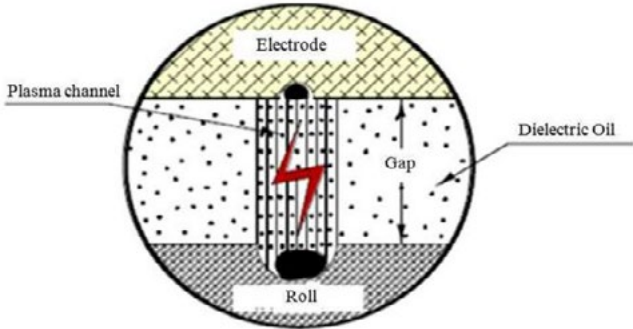
Şekil 1'de gösterildiği gibi merdane taşlama işlemi otomatize taşlama makinelerinde gerçekleştirilir. İstenen yüzey pürüzlülüğüne uygun taşlama taşı sisteme yerleştirilerek merdane boyunca taşlama işlemi uygulanır. Sistem çalışırken hem merdane hem de taş belli hızlarda dönmektedir. Bu durum sonucunda da merdane yüzeyinde birbirine paralel uzanan taşlama izleri oluşmaktadır.

Klasik taşlama işlemindeki tekstür kaynaklı kusurların önüne geçebilmek için EDT işlemine başvurulmuştur. Soğuk hadde merdanelerini pürüzlendirmek için EDT yöntemi, merdaneler üzerinde taşlanmış merdanelerden farklı bir yüzey dokusuna sahip krater benzeri bir yüzey topografyası verir. [6]



EDT işlemi, özellikle otomotiv sektörüne üretim yaparken yassı çelik ürün üreticileri tarafından kullanılan ve son yıllarda trend olan bir haddeme yöntemidir. EDT merdaneleri, sac yüzeyine üstün boyanabilirlik ve derin çekilebilirlik sağlamak için deri geçiş hatlarında kullanılır. Taşlama ve kumlamadan farklı olarak mekanik pürüzlendirme yapılmaz.

Bu yöntemde elektrotlar dönen silindirin yüzeyine yakın yerleştirilir (Şekil ). Elektrotlar arasındaki boşlukta, dielektrikten geçen elektrik deşarj darbesi nedeniyle bir dipol köprüsü oluşur. Bu, elektrik deşarjına neden olur. Silindir yüzeyinin küçük bir bölümü erir ve dielektrikte bir gaz kabarcığı oluşur. Darbe kapatıldığında, kabarcık, erimiş metalin [4,5] sıçramasıyla harici basıncın etkisi altında parçalanır. Şekil 2’de yöntemin çalışma prensibi şematize edilmiştir.



Şekil 2. EDT sisteminin çalışma prensibinin şematik gösterimi.

Bu yöntemin avantajları olarak; geniş ölçekte pürüzlülük tayini, homojen yüzey dokusu, yüksek doğruluk ve proses benzerliği söylenebilir. Dezavantaj olarak ise yüksek yatırım ve işletme maliyetleri belirtilebilir.

Bu çalışmada hem EDT skinpass işlemleri hem de standart taşlanmış merdane ile son kalınlığına haddelenen 3105 alaşım alüminyum levhaların boya sonrası özellikleri irdelenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

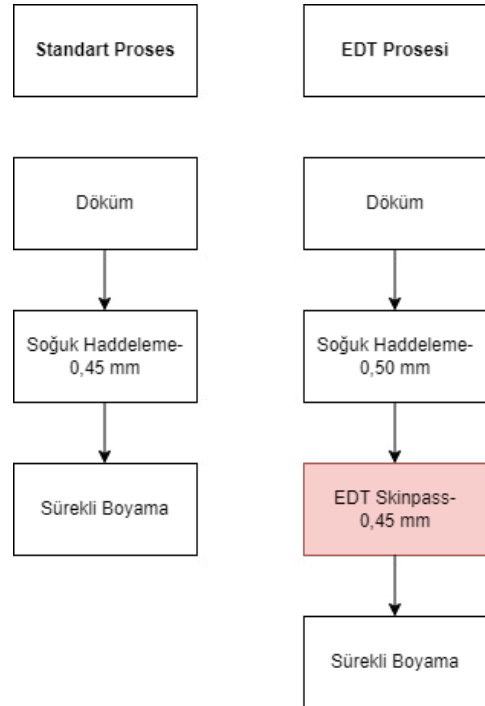
Soğuk hadde merdaneleri hem standart taşlanmış hem de EDT işlemleri olarak hazırlanmıştır. Merdane yüzeyleri DINO marka mobil optik mikroskop kullanılarak fotoğraflanmıştır.

Uygun kimyasal bileşim hazırlanarak ASAŞ Alüminyum’da ikiz merdaneli döküm yöntemiyle 3105 alüminyum alaşımının bobin şeklinde dökümü yapılmıştır. Ardından bobin 0,45 mm kalınlığa hedefli şekilde soğuk haddelenmiştir. Bu şekilde standart boyanacak bobin üretimi sağlanmıştır.

EDT prosesi için ise aynı bobinin bir kısmı 0,50 mm kalınlığa normal taşlanmış merdanelerle haddelenmiştir. 0,50-0,45 mm pası ise EDT tekstürlü merdane ile haddelenmiştir. Böylelikle EDT skinpass işlemi gerçekleştirilmiştir.

Nihai kalınlıktaki malzemeler üzerinden ZEISS marka SEM(Taramalı Elektron Mikroskopi) ile topografya analizi gerçekleştirilmiştir. Aynı zamanda nihai kalınlıktaki malzemelere NC TENSOR marka stylus profilometre ile profil analizi yapılmıştır.

Nihai kalınlıktaki levhalar sürekli döküm yöntemiyle PVDF tip boyaya boyanmıştır. Boya sonrasında Erichsen yapışma testi uygulanmıştır. Son olarak Gamry marka potansiyostat cihazı ile 0,5 M NaCl çözeltisinde Tafel Ekstrapolasyon testi yapılarak malzemelerin korozyon davranışları incelenmiştir. Uygulanan proses rotaları Şekil 3’te gösterilmiştir.

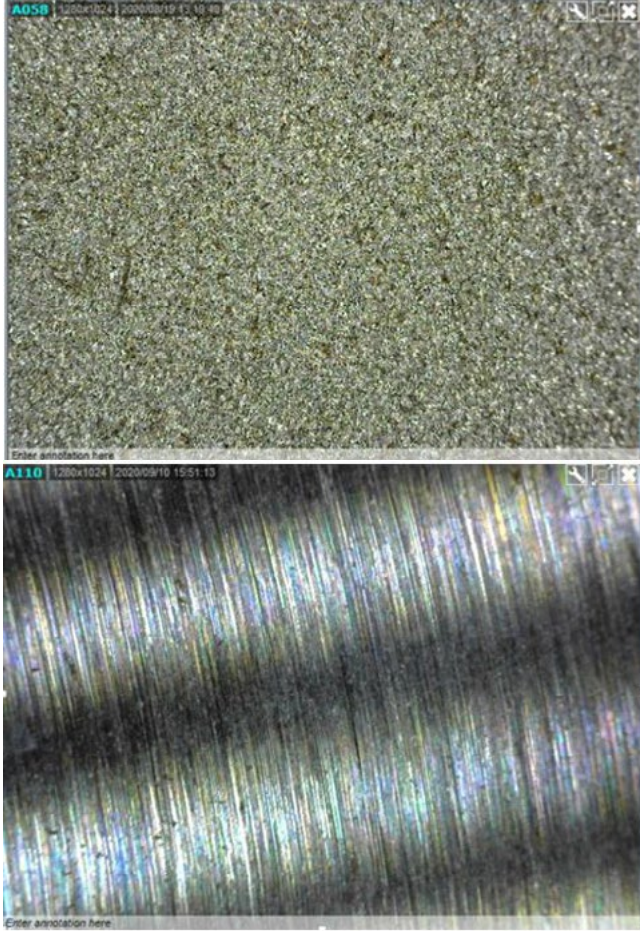


Şekil 3. Proses rotaları.

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### 3.1 Merdane Yüzeyleri

EDT ve standart taşlanmış merdanelerin yüzeylerinden alınan mobil optik mikroskop görüntüleri Şekil 4'te gösterilmiştir.



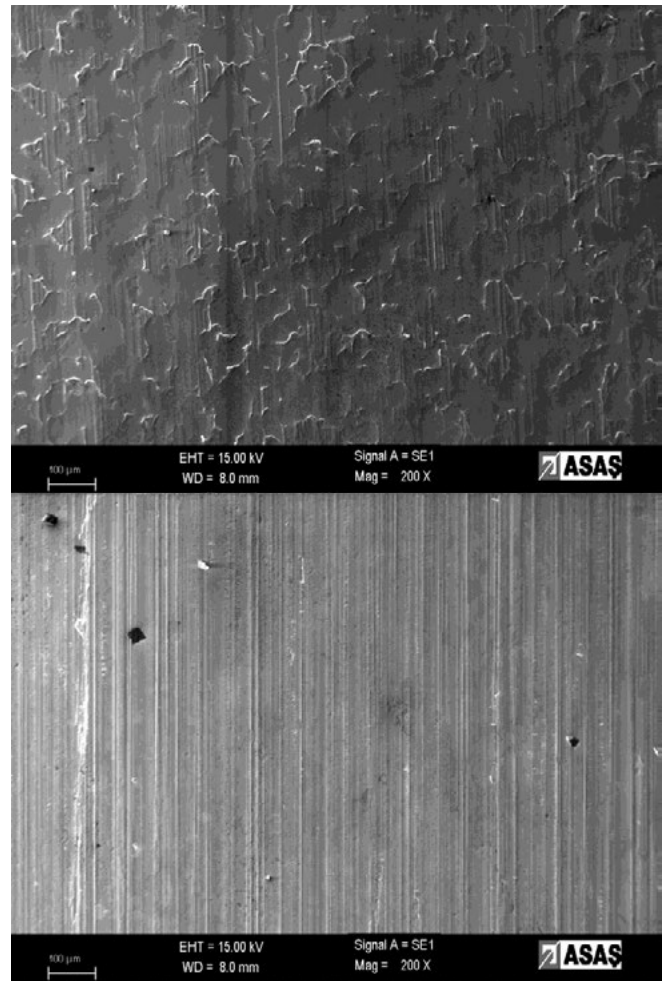
**Şekil 4.** Soğuk hadde merdanelerinin mobil optik mikroskop görüntüleri. Üstte; EDT, altta; standart taşlanmış.

Görüntülerden yola çıkarak EDT'li merdanelerin deşarj etkisinden kaynaklanan krater benzeri bir topoğrafyaya sahip olduğu söylenebilir. Yüzey pürüzlülüğü 2,3-2,5  $\mu\text{m}$  düzeyinde ölçülmüştür. Standart taşlanmış iş merdanesi, taşlama hatlarına ve oluklara sahiptir. Ra 0.80-0.90  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür.

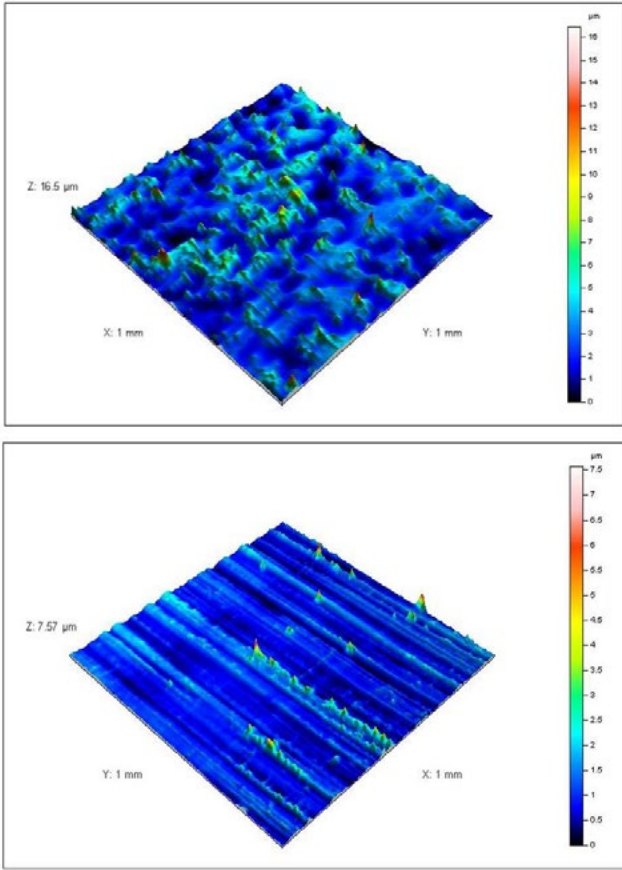
EDT'li merdane yüzeyinde homojen bir şekilde kratersel yapının varlığının ilerleyen boyama işlemlerinde olumlu etki yaratacağı düşünülmektedir. Standart taşlanmış merdane üzerindeki yalnızca paralel homojenlik, boyama sonrası EDT'li yüzey kadar yapışma performansı göstermeyeceği tahmin edilmiştir.

#### 3.2 Nihai Yüzey Analizleri

Nihai kalınlığa haddelenmiş levhaların yüzeyinden SEM yüzey analizi gerçekleştirilmiştir. Görüntüler Şekil 5'te verilmiştir. SE modunda alınan görüntüler incelendiğinde, EDT skinpassli ve standart malzeme arasındaki topografya farkı bariz bir şekilde göze çarpmaktadır. EDT'li merdanelerin karakteristik yüzeyinin malzemeye transfer olduğu açık bir şekilde görülmektedir. Standart malzeme ise beklenen klasik taşlama izlerinin paralel bir şekilde sıralandığı görülmektedir. SEM analizi yüzey topografyasını tam olarak ortaya koymakta yetersiz olduğu için ayrıca temaslı stylus profilometre analizleri de gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 5.** EDT skinpassli(üstte) ve standart haddelenmiş(alta) malzemelerin SEM yüzey görüntüleri.



**Şekil 6.** EDT skinpassli(üstte) ve standart haddelenmiş(alta) malzemelerin stylus profilometre analizleri.

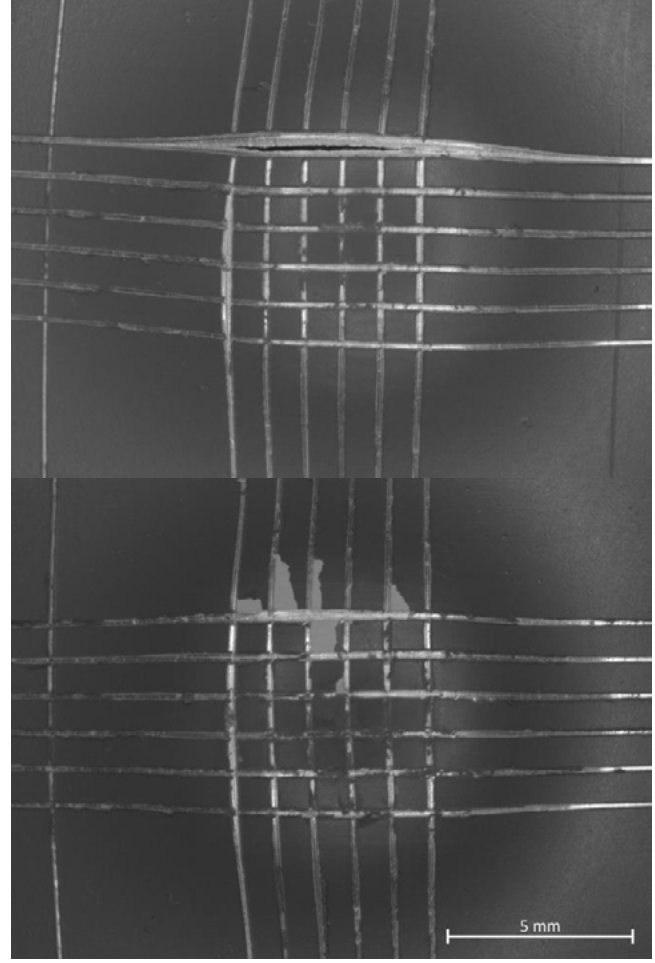
Şekil 6’da, nihai kalınlıktaki levhalara stylus profilometre analizleri yapılmıştır. EDT’li malzemede beklenildiği gibi kraterimsi yapı varlığını sürdürmektedir. Temas alanı boyunca homojen bir şekilde karakteristik EDT tekstürünün hakimiyetini görebilmekteyiz..

Standart malzeme incelendiğinde ise, paralel taşlama çizgilerinin aynı SEM analizinde de görüldüğü gibi malzemeye transfer olduğu görülmektedir. Yalnız taşlama operasyonundaki taş veya parametre bazlı hatalardan dolayı belli hatlarda radikal yükseklik artışları da gözlemlenmiştir. Bu da malzemeyi homojenlikten uzaklaştıran bir etmendir. Boya yapışma kabiliyetinin her yerde aynı performansta beklenmesi güçtür.

### 3.3 Erichsen Yapışma Testleri

Boyanmış EDT skinpassli ve standart malzemenin yapışma kabiliyetlerini ölçmek için şekillenme kombinasyonlu Erichsen yapışma testi kullanılmıştır. Bu testte malzemeler bir punchla derin çekilirken yüzeydeki boyanın kalkıp kalkmadığının, kalktıysa ne oranda kalktığının analizi

yapılmaktadır. Şekil 7’de stereo optik mikroskopta çekilmiş boya yüzeyi görüntüleri verilmiştir.

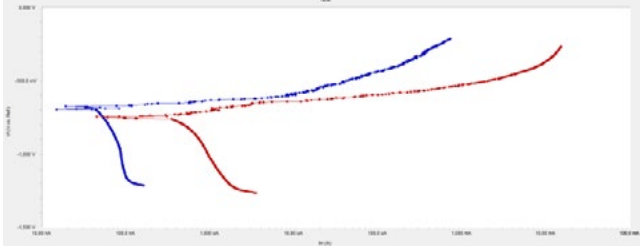


**Şekil 7.** EDT skinpassli(üstte) ve standart haddelenmiş(alta) boyalı malzemelerin Erichsen yapışma testi sonrası yüzey görüntüleri.

Yapışma testi sonrası yüzey görüntüleri incelendiğinde EDT skinpassli boyanmış malzemenin muazzam bir boya tutunma kabiliyetine sahip olduğu söylenebilir. Bunun sebebi olarak EDT’li yüzeyin şekillendirme esnasında çok homojen bir şekilde tüm yönlerde eşit şekilde derin çekilebilmesi gösterilebilir. Standart malzemede ise özellikle çatlama çizgisine yakın yörelerde boyanın bir miktar kalktığı gözlemlenmiştir. EDT’li malzeme sınıflandırma skalasına göre 5/5 oranında değerlendirilirken, standart malzeme 3,5/5 oranında değerlendirilmiştir.

### 3.4 Korozyon Testleri

Son olarak nihai boyalı malzemelere elektrokimyasal korozyon testlerinden olan Tafel Ekstrapolasyon testi uygulanmıştır. Şekil 8’de test sonuçları paylaşılmıştır.



**Şekil 8.** EDT skinpassli(mavi) ve standart haddelenmiş(kırmızı) boyalı malzemelerin Tafel Ekstrapolasyon eğrileri.

Tafel ekstrapolasyon testi sonrası sonuçlar incelendiğinde, EDT skinpassli ve boyalı malzemenin korozyon akımının ciddi seviyede standart malzemeye göre daha düşük olduğu okunmuştur. EDT’li malzemede korozyon akımı 50 nA’lar civarında iken standart malzemede bu değer 180 nA olarak okunmuştur. Yani EDT’li malzemenin korozyon hızı neredeyse standart malzemeye göre 4 kat daha yavaş gözlemlenmiştir. EDT tekstürünün malzemenin korozyon direncine olumlu etki sağladığı görülmüştür.

### 4. Sonuç

- EDT ve standart taşlanmış merdanelerin tekstürleri karşılaştırılmıştır.
- EDT’li tekstürün karakteristik kraterimsi yapıya sahip olduğu görülmüştür. Standart taşlanmış merdanelede birbirine paralel ve uzun taşlama izlerinin varlığı gözlemlenmiştir.
- Profilometre ve SEM analizleri sonrasında bu merdaneler ile haddelenen malzemeler arasında ciddi farklar olduğu görülmüştür. EDT skinpassli malzemenin çok daha homojen bir topografyaya sahip olduğu kanısına varılmıştır.
- Yapışma testleri sonrasında EDT skinpassli malzemenin boyayı muazzam bir şekilde üzerinde tuttuğu gözlemlenmiştir. Standart malzemede bu durum bir nebze daha kötüdür.
- Son olarak korozyon testlerinde EDT skinpassli malzeme yaklaşık 4 kat daha iyi korozyon direnci göstermiştir.

### Teşekkür

Bu çalışmada yürütülen süreçlerde ve yapılmış tüm testlerde yoğun emeği olan Ar-Ge Uzman Yardımcıları Sn. Samet Sevinç ve Sn. Ahmet Akarsu’ya sonsuz teşekkürlerimizi sunarız.

### Referanslar

- [1] Leth-Olsen, H., and K. Nisancioglu. "Filiform Corrosion Morphologies on Painted Aluminum Alloy 3105 Coil Material." *Corrosion* 53 (1997): No Pagination Specified.
- [2] L.D. Rosa T. Monetta, F. Bellucci, D.B. Mitton, A. Atienza, C. Sinagra, *Progress in Organic Coatings*, 44 (2002) 153-160.
- [3] Shriwas, Ankitkumar K. and V. C. Kale. "Impact of Aluminium Alloys and Microstructures on Engineering Properties-Review". (2016).
- [4] Sun Dale, Yao Lisong, Fan Qun, and Zhang Jian, *Research on Service Performances between Different Textured Cold Rolls*, AIS Tech., 2006, vol. 2, pp. 285– 289.
- [5] Salganik, V.M., Pivovarov, A.V., and Pivovarov, F.V., *Improvement in Sheet Quality by Electrode-Discharge Texturing of Rollers*, Stal, 2003, no. 4, pp. 46–47.
- [6] Ronald A. Reich, June M. Epp & David E. Gantzer (1996) A Mechanism for Generating Aluminum Debris in the Roll Bite and Its Partitioning between the Surface of the Work Roll and the Surface of the Sheet as Smudge, *Tribology Transactions*, 39:1, 23-32,

# Effects of Surface Roughness on Oil Retention Capacity and Topographical Features of Aluminum Alloys

Yüzey Pürüzlülüğünün Alüminyum Alaşımlarının Yağ Tutma Kapasitesi ve Topografik Özellikleri Üzerindeki Etkisi

**Aslıhan KARAKANAT, Ahmet Macit AKAYDIN, Ahmet KABİL, Büşra DEMİR GÖKKAYA**

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

## Abstract

The aluminum alloys are notable for their high strength, good formability, low density, and corrosion resistance. Due to these properties, they are widely used in various applications such as aviation, automotive, construction, electronics, packaging and food containers industry. During production process of sheet and foil and their post manufacturing processes, surface roughness of the materials has an important contribution to the oil retention of the surface.

Present study investigates the evolution of topographical features of Al-Si-Fe based aluminum alloy at different gauges of production sequence. The alloy was cast by Twin Roll Casting (TRC) technology and it bears all its typical topographical features such as-cast material. The rolling operations were conducted by employing different roll roughness that gradually change to the final rolling pass. The rolls having three different surface roughness, namely  $R_a$  of 0,16, 0,20 and 0,24 (arithmetic mean deviation) were used in the final foil rolling pass. The surface roughness measurements of the samples were carried out by using non-contact profilometer. In addition to the generally accepted roughness indicators, such as  $R_a$ , other parameters that reveal intricate details of the topography were investigated. SEM studies that support the findings gathered from profilometers were also included. All these results showed that there is direct correlation between the oil retention capacity of a surface with the topographical features of the rolled material. It was concluded that the oil retention capacity changes with some of the topographical parameters such as  $R_a$ , natural volume of the roughness, peak to valley distance- $R_z$ . The volume of the retained oil on the sheet surface influence the physical interaction between the sheet and the other surface that is in contact with, such as rolls or die.

## 1. Introduction

The aluminum alloys become prominent for their low density, high strength, corrosion resistance, good formability and recyclability. In addition to those properties, the

aluminum alloys are the preferred materials for aviation, automotive, construction, electronics, packaging and food containers industry due to their performance attributes, production expenses, design experience and well-recognized manufacturing methods [1]. Moreover, high recycling ability of aluminum alloys makes them attractive for sustainable production [2]. These materials are also preferred in the food and pharmaceutical industries because their excellent barrier properties, in addition to high formability. Examples of these application areas include beverage and food cans, bottle tops, collapsible tubes, flexible packaging and food containers [3]. Intricate geometries could be attained through deep drawing process.

Aluminum products are produced with consecutive cold rolling passes. Various parameters such as friction force, lubrication condition, lubricant film formation, viscosity, rolling speed, and surface roughness of the contacting surfaces have significant influence on productivity and product quality during the cold rolling processes of sheets and foils [4]. The surface roughness is closely related to the lubrication regime and oil retention capacity during production and downstream processes.

The  $R_a$  defined as the arithmetic average of roughness profile is the roughness parameter that is most well-known and frequently used for defining surface topography. The  $R_a$  ensures a good overall definition of height fluctuations, but it offers no information on wavelengths and is not delicate to minor alterations in profile [5]. The root mean square deviation of profile ( $R_q$ ) corresponds to the standard deviation of the height distribution on the surface.  $R_q$  is also known as RMS. This parameter is more delicate to deviations from mean plane than  $R_a$  [6]. However,  $R_z$ ,  $R_{vm}$ ,  $R_{pm}$ , and other common roughness parameters also contribute better surface characterization. The heights of the ten highest peaks on the sampling length are averaged to determine the average maximum peak height ( $R_{pm}$ ), whereas the heights of the ten deepest peaks on the sampling length are averaged to determine the average maximum valley depth ( $R_{vm}$ ). The average maximum height of the surface ( $R_z$ ) is sum of  $R_{pm}$  and  $R_{vm}$  [7].

The oil retention capacity of the aluminum foil surface is directly correlated with the surface roughness. The oil is retained on the surface that is decorated by the valleys and peaks and associated other details defining the roughness. Hence, the definition of "natural volume" refers to the volume formed by these valleys and peaks in accordance with the mean plane. Combination of negative and peak volumes form the natural volume. Peak volume refers to volume of empty space above the mean plane, while negative volume refers to volume to fill from lowest valley to mean plane (Figure 1)[7].

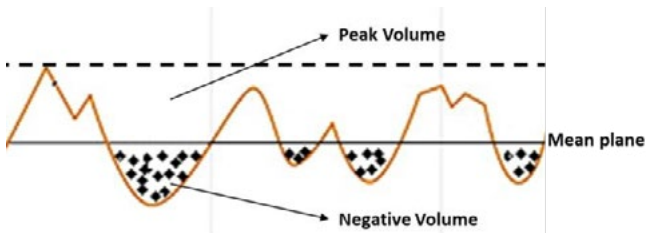


Figure 1. Volume components of the surface.

In present study, three different surface roughnesses were generated in the final rolling pass of the material. The effects of different surface roughnesses on oil retention capacity and topographic properties were investigated.

2. Experimental Studies

In this study, Al-Si-Fe alloy was produced by utilizing an industrial scale twin-roll casting machine. As-cast materials were processed through the prescribed process steps to achieve the final thickness. Rolling pass practices and introduced roughness of the coils were identical until the final pass. In order to reveal the relationship between oil retention capacity and surface roughness, the materials were rolled to the final thickness with the rolls having difference roughness of 0.16, 0.2 and 0.24  $\mu\text{m}$  in the last pass. Bruker Contour GT 3D optical profilometer was employed to investigate the topographical features of the surface.



Figure 2. Bruker 3D profilometer.

With surface texture investigations, the roughness of the materials was confirmed by  $R_a$  and  $R_q$  measurements. Dimensional analyzes of the peaks and valleys on the surface were evaluated with  $R_z$ ,  $R_{pm}$ ,  $R_{vm}$  parameters. The volume that the oil can be retained on the surface was measured with different parameters such as negative volume, peak volume and natural volume. By comparing these measurements with other parameters of the surface texture ( $R_z$ ,  $R_{pm}$ ,  $R_{vm}$ ), it was aimed to reveal in which region the oil is retained on the surface. Additionally, surface images were taken with Thermo Scientific Phenom XL scanning electron microscope to observe the changes in surface topography.

3. Results and Discussion

Material roughness ( $R_a$ ), average maximum height of the surface ( $R_z$ ), average maximum peak height ( $R_{pm}$ ) and average maximum valley depth ( $R_{vm}$ ) values that are measured with 3D optical profilometer were compared in Figure 3. According to these measurements, it is seen that the  $R_z$  value of the material with 0.16  $R_a$  value is 1.84  $\mu\text{m}$ , the  $R_z$  value of the 0.2  $R_a$  material is 2.16  $\mu\text{m}$  and the  $R_z$  value of the 0.24  $R_a$  material is 2.41  $\mu\text{m}$ . As expected, the average maximum height of the surface increases as the roughness increases.

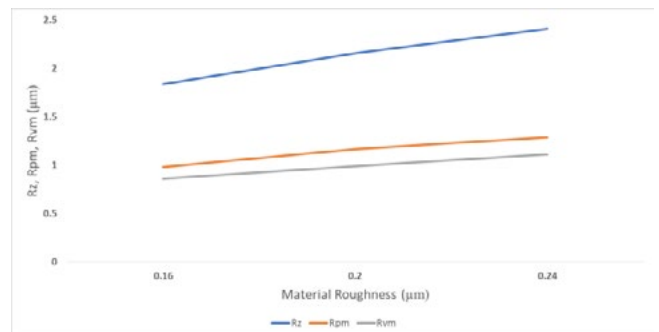
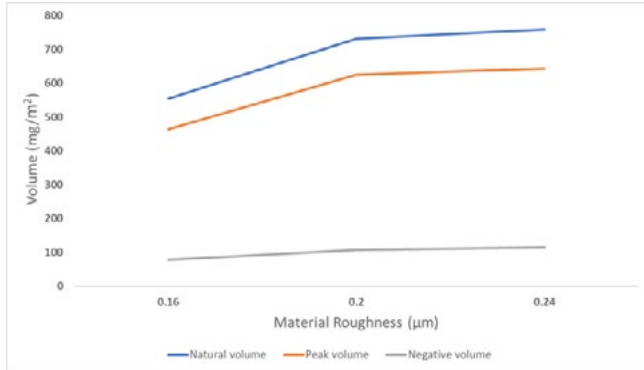


Figure 3. Effect of material roughness on  $R_z$ ,  $R_{pm}$  and  $R_{vm}$  parameters.

A similar trend is observed with the increase in roughness in the  $R_{pm}$  and  $R_{vm}$  values of which their sum represents  $R_z$ . It is seen that the  $R_{pm}$  and  $R_{vm}$  values are quite close to each other. This means that the peak heights on the material and the valley depths are quite close to each other.

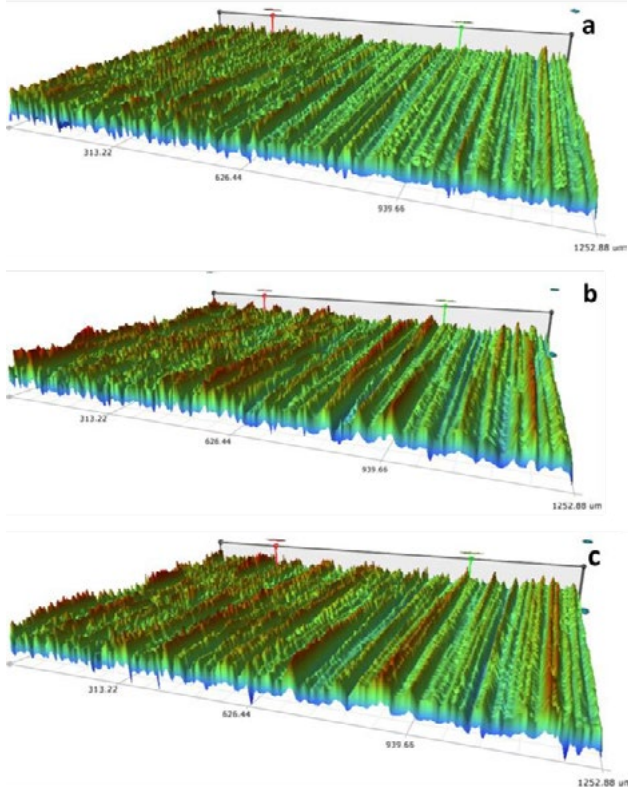
The total volume between the peak heights (Figure 1) and the bottom of the valleys on the surfaces was measured using 3D profilometer and compared with their roughness values. Accordingly, the surface volumes are 554, 731 and 758  $\text{mg}/\text{m}^2$  for 0.16, 0.2 and 0.24  $R_a$  values, respectively (Figure 4). When the negative and peak volume components of the natural volume are examined, it is observed that significant portion of the natural volume above the mean plane is formed by the volume between the peaks. It is seen that the volume generated by the valleys is approximately 100  $\text{mg}/\text{m}^2$  regardless of the material roughness. These results

differ from the  $R_z$  measurements. The reason for this difference is that;  $R_z$  measurements are the measure of the depth in the profile in out of plane direction, so they do not specifically include width of the valleys that are essential component of the volume to be included to the volume calculation.



**Figure 4.** Comparison of the total volume on the material with the roughness and the distribution of the components that make up the total volume.

Considering the surface texture of the rolls, which is the main element that determines the surface profile of the material, the peaks on the roll form the valleys on the material surface. 3D surfaces in Figure 5 show that the valley profiles on the material are tapered as they get deeper.

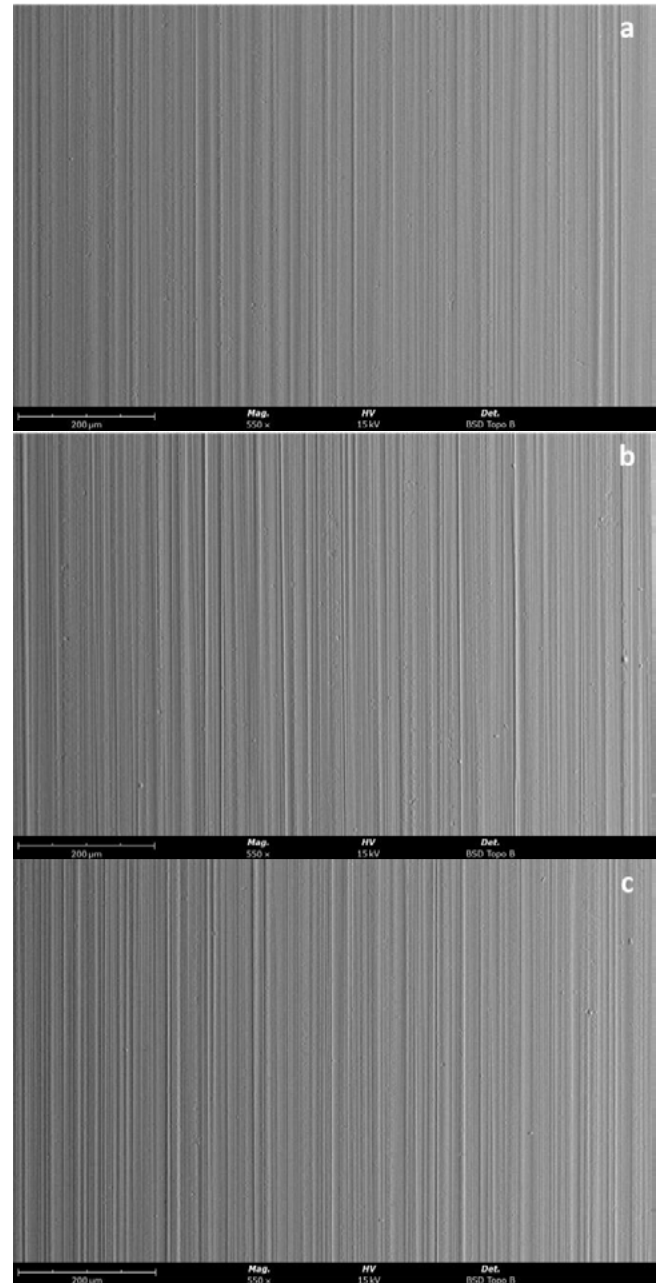


**Figure 5.** 3D optical images of a)  $R_a=0.16$ , b)  $R_a=0.2$  and c)  $R_a=0.24 \mu\text{m}$ .

Difference between  $R_{vm}$  and negative volume can be attributed to above explanation. On the other hand, the

presence of valleys between the two peaks increases the distance between two peaks and contributes to volume increase above the mean plane.

Figure 6 shows SEM images of the surfaces of materials with different roughness. As can be seen from these images, the frequency and depth/height of the rolling lines increase as the roughness increases.



**Figure 6.** SEM images of the different surfaces a)  $R_a=0.16$ , b)  $R_a=0.2$  and c)  $R_a=0.24 \mu\text{m}$ .

Although the roughness values of the surfaces are relatively close to each other, small changes in the roughness value can significantly change the oil retention capacity of the surface.

Surface volume changes may give rise to different material performance to be obtained during rolling process steps and/or the final forming process of the material.

#### 4. Conclusion

Following conclusions can be withdrawn;

- Changes in the surface roughness of the material also affect the surface profile height. Average peak height and valley depths were found to be very close to each other.
- As the total volume on the surface is measured, it was observed that the increase in roughness, represented by Ra, significantly increased the volume. It was concluded that most of the total volume was formed by the peaks.
- When the oil retention capacity of a topographically textured surface is taken into account, the interpretations must be based on the measurements conducted with the help of parameters obtained from 3D measurement technique. Because any evaluation solely use the one dimensional features, that is height and depth of the topography can be misleading.
- Considering factors such as lubrication conditions in rolling, oil film thickness and the amount of forming aid to be used, the surface texture should be designed according to the needs.

#### References

- [1] Yashpal, C.S. Jawalkar, S. Kant (2015) A Review on use of Aluminium Alloys in Aircraft Components. *i-Manager's Journal on Material Science*, Volume 3, Issue 3, Pages 33-38.
- [2] A.H. Musfirah, A.G. Jaharah (2012) Magnesium and Aluminum Alloys in Automotive Industry. *Journal of Applied Sciences Research*, 8(10), Pages 4865-4875.
- [3] J. R. Davis (Joseph R.) (1999) *Corrosion Of Aluminum And Aluminum Alloys*. Materials Park, OH : ASM International.
- [4] E.S. Argandoña, A. Zabala, L. Galdos, J. Mendiguren (2020) The Effect of Material Surface Roughness in Aluminum Forming. *Procedia Manufacturing*, Volume 47, Pages 591–595.
- [5] E.S. Gadelmawla, M.M. Koura, T.M.A. Maksoud, I.M. Elewa, H.H. Soliman (2002) Roughness parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 123, Pages 133–45.
- [6] M. Sedlacek, B. Podgornik, J. Vizintin (2012) Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behaviour of contact surfaces. *Tribology International*, Volume 48, Pages 102–112.
- [7] <<https://michmet.com/glossary-term-category/legacy-parameters/>> Date:14.07.2023.



# Optimising Delacquering and Melting Parameters to Increase Recycling Ratio of AlMgSi DC Casting

AlMgSi Alaşımlarının Direkt Soğutmalı Dökümünde Geri Dönüşüm Oranının Artırılmasına Yönelik Lak Giderme ve Ergitme Proses Parametrelerinin Optimizasyonu

**Zeynep Tutku ÖZEN, Irem Yaren SİYAH, İlyas Artunc SARI, Gorkem OZCELİK**

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

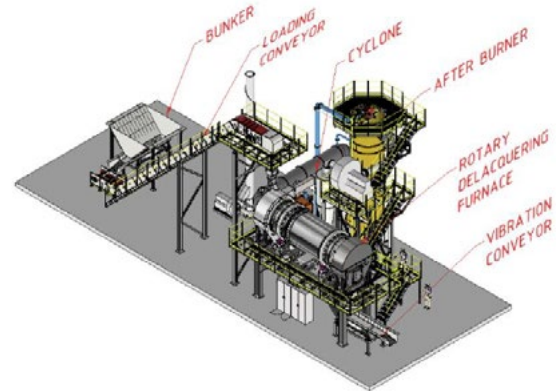
## Abstract

European Green Deal and global sustainability concerns lead novel research areas about recycling end-of-life and post-consumer scraps to become important at recent decades. Aluminium is a metal that can be recycled numerous times, however, the process efficiency of aluminium melting operations decreases mainly because of impurity elements. Surface operations applied to aluminium products like painting and lacquering introduce organic compounds leading to a higher amount of volatile organic compounds (VOC) formation during aluminium recycling operations. Delacquering is a pre-process that can be applied in order to get rid of these organic compounds. However, optimal usage of this pre-process is still studying with respect to delacquering type which can be chemical thermal and mechanical. In this study, effects of thermo-mechanical delacquering process on DC casting operations have been studied.

## 1. Introduction

Aluminium recycling is important for many environmental and economic reasons. First of all, recycling aluminium requires 95% less energy comparing to primary aluminium production since Bayer and Hall-Heroult processes are eliminated during using scrap aluminium while melting operations [1]. Second, processes like painting and lacquering, which are commonly used for functional and aesthetic purposes, introduce organic compounds onto the surface of the aluminum. These organic compounds, in turn, contribute to the formation of volatile organic compounds (VOCs) during aluminum recycling operations, leading to environmental concerns and process inefficiencies [2-3]. In order to use painted and lacquered scraps in aluminium production cycle, a pre-process called delacquering can be applied. There are different types of decoating process; chemical, mechanical and thermal [4]. In this study thermo-mechanical rotary kiln system has been used. Rotary kiln furnaces are an advanced thermal processing apparatus that employ elevated temperatures and a regulated environment to induce either a physical transformation or a chemical response within a substance. During the decoating process, these rotary kiln furnaces effectively eliminate volatile organic compounds from aluminum by transforming them into a gaseous state. Furthermore, any residual carbon-based remnants can be converted into carbon monoxide.

Subsequently, the exhaust gas produced by the kiln is subjected to an exhaust handling system for the purpose of eliminating any impurities or pollutants [5]. Thermo-mechanical processes generally start with separation of the scraps and shredding. After that, a delacquering drum rotates to mechanically decoat the subject with a temperature of 300-600°C [6]. Figure 1 illustrates the system that has been used for this researches trials. According to this system, sorted and shredded scraps (3-10 cm) are loaded to the bunker. With the slope of the bunker and mechanical vibration of its opening, shredded painted scraps are loaded to conveyor which carries scraps to the rotary kiln delacquering furnace. Furnace operates with different rotations and temperatures. After scraps complete their cycle, scraps fall to the vibration conveyor. With the mechanical vibration of the conveyor scraps are collected in a scrap box.



**Figure 1.** Schematic View of Delacquering System [7]

In this study, investigation of the effects of the thermo-mechanical delacquering process on DC casting operations of AlMgSi alloys has been carried out by crucible melting of different scrap types. The DC casting technique is widely used for the production of aluminum ingots with precise dimensions and properties suitable for various applications [8]. In order to understand the influence of thermo-mechanical delacquering on the DC casting process, crucible melting technique has been applied. By this, increasing the recycling ratio of AlMgSi alloys, contributing to the sustainable use of aluminum resources has been aimed. Through a systematic analysis of the recycling process, this study offers insights into how this pre-processing technique can be effectively utilized to improve the overall recycling

efficiency, thus contributing to the global efforts towards a greener and more sustainable future.

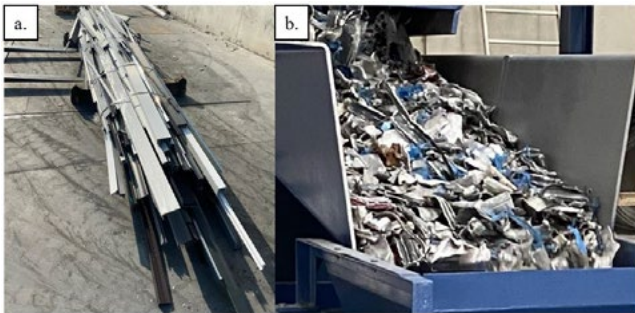
**2. Experimental Procedure**

In this study ASAS internal scraps has been used. First of all, 6063 alloy profiles have been selected to carry out the trials since the production rate of 6063 alloy is high. Table 1 shows the EN norm composition of 6063 alloys and profiles optical emission spectroscopy results.

**Table 1.** EN 573-3 norm and OES results of scrap profiles

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
EN 573-3	0,2-0,6	0,35 max	0,1 max	0,1 max	0,45 - 0,9	0,1 max	Rest
Sample	0,44	0,27	0,08	0,09	0,49	0,07	Rest

After that, painted scraps are sorted with respect to thermoplastic contents existence. After that, painted scrap profiles have been shredded to 3-7 cm in dimension. Figure 2 demonstrates some process scraps and their shredded forms.



**Figure 2.** Process scrap profiles; a) non-shredded, b) shredded

The shredded painted scraps are fed into bunker to start the process. After the furnace has reach its required temperature, process starts. In this study effects of different delacquering parameters have been studied. The selected temperature ranges are 450-470°C and 500-520°C. Also, the rotation rates affecting the quality of the process has been studied. Selected rpm values are 0,75 and 0,94 rpm for rotary kiln furnace.

The experimental set-up has been demonstrated at Table 2.

**Table 2.** Experimental Set-up of Delacquering Trials

Sample No:	Temperature	Rotation
1	450-470°C	0,75 rpm
2	450-470°C	0,94 rpm
3	500-520°C	0,94 rpm

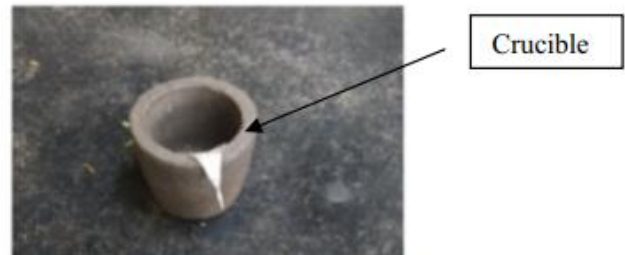
According to above mentioned experimental set-up by comparing sample 1 and 2, one can get idea about the effect of rotation. Besides, the effect of temperature can be evaluated by comparing samples 2 and 3.

Delacquering process completes with scraps taking out from the rotary kiln furnace. Figure 3 demonstrates the process steps and outlet side of the process.



**Figure 3.** Delacquering Process; a) Delacquering Rotary Kiln System of ASAS, b) Outlet Side of the System, c) Delacquered Scraps

After delacquering trials, samples are melted in a crucible to get an idea about slag formation. In order to carry out this study, a lacquered and delacquered scraps have been melted in a crucible. The slag formation and process losses have been measured after this step. Figure 4 demonstrates the trials of slag formation in crucible in order to simulate real trials in the reverberatory melting and DC casting system.



**Figure 4.** Aluminium Melting in a Lab-scale Crucible

In order to validate the results only one DC casting operation has been carried out after melting in a reverberatory melting furnace. The reverberatory melting furnace of the ASAS with a capacity of 30 tones and billet casting system have been illustrated at the Figure 5.



**Figure 5.** DC Casting System of ASAS

The results of above-mentioned experimental set-up has been discussed at the next chapter with respect to lab-scale and industrial measurements.

### 3. Results and Discussion

In order to evaluate all of the results separately this work has been divided into 3 result groups as delacquering system experiments, Lab-Scale crucible melting experiments and industrial melting experiments.

#### 3.1. Results of delacquering system experiments

The results of delacquering system experiments have been illustrated at the Table 3.

**Table 3.** Delacquering Experiments Results

No:	Input (kg)	Output (kg)	Dust (kg-%)	Efficiency (%)
1	3683	3572	62 – %1,68	%98,66
2	5284	5083	88 – %1,66	%97,8
3	2340	2269	40 - %1,71	%98,67

According to Table 3, process efficiency increases by increasing temperature since Sample 3 has higher efficiency than Sample 2. However, increasing the temperature yields in high dust formation percentage. It can be stated that, increased temperature during delacquering process causes less emission to the environment. On the other hand, increasing rpm value yields in decreasing efficiency and dust formation percentage. From that it can be stated that, working in higher temperatures with lower rpms should increase process efficiency more.

#### 3.2. Results of lab-scale crucible melting experiments

In order to evaluate the effect of lacquer on the scrap and simulate the industrial melting and casting processes a crucible melting trial have been set. The results of lab-scale trials have been demonstrated at the Table 4.

**Table 4.** Lab-scale Crucible Melting Results

No:	Input (g)	Output (g)	Slag (g-%)	Efficiency (%)
Lacq	240,47	183,8	50,78 – %21,1	%75,8
Delacq	239,77	190,2	44,12 – %18,4	%79,3

According to lab-scale melting trials it can be seen that slag formation has been decreased after delacquering operations. Also, process efficiency has increased and process losses (potential emissions) have been decreased thanks to delacquering process. From this results, it can be stated that feeding lacquered and painted scraps to the furnace increases the emission rates and slag formations respectively.

#### 3.3. Results of industrial melting experiments

For industrial melting experiment only one casting operation has been followed. As a result of this trial, 13% of total charge was delacquered scraps. Before delacquering operations using lacquered and painted scraps were not allowed. Thanks to this system, usage of internal and end-of-life scraps is possible.

### 4. Conclusion

The results of both delacquering system experiments and melting experiments showed that usage of painted scraps is only favorable by using delacquering technique due to economic and environmental concerns. The delacquered scraps are more process efficient while melting operations with respect to slag formation and environmental emissions. Besides, the delacquering rotary kiln system works more efficient with higher temperature and lower rpm values. The findings of this experiments showed that recycling is vital for metal processing industries. However, there are a lot of things to be studied with respect to process optimization of recycling process itself.

#### Acknowledgment

The integration of this recycling system and the experiments have been done as a part of H2020 project RETROFEED with the grant number of 869939. We would like to express our sincere gratitude to the ASAŞ Aluminium R&D and Cast-house team for their unwavering support throughout the study. We extend our special appreciation to Sistem Teknik Industrial Furnaces, Türkiye company and Institute of Power Engineering, Poland for their invaluable contributions.

#### References

[1] Geueke, B., Groh, K., & Muncke, J. (2018). Food packaging in the circular economy: Overview of chemical safety aspects for commonly used materials. *Journal of Cleaner Production*, 193, 491–505. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.05.005>

[2] Johnson, A. B. (2021). "Recycling Aluminum: Advantages and Challenges." *Materials Recycling Review*, 32(4), 567-582.

[3] Verran, G. O., & Kurzawa, U. (2008). An experimental study of aluminum can recycling using fusion in Induction Furnace. *Resources, Conservation and Recycling*, 52(5), 731–736. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2007.10.001>

[4] Lim, Cha-Yong, ; Kang, Suk-Bong. The present status of recycling technology of aluminum can. Korea, Republic of.

[5] Madki, S. J., Jeurkar, S. A., & Kohir, V. V. (2023). Development of a low cost portable aluminium melting furnace for laboratory use. *Materials Today: Proceedings*, 72, 1537–1542. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.09.383>

- [6] Ebben, A., Carrie, M. A. (2023, May 12). A look at aluminum decoating. FEECO International Inc. <https://feeco.com/a-look-at-aluminum-decoating/>
- [7] Delacquering System. RETROFEED. (2022, June 10). <https://retrofeed.eu/latest-news-13/>
- [8] Duan, W., Yang, Y., Liu, W., Zhang, Z., & Cui, J. (2022). Modelling the fluid flow, solidification and segregation behavior in electromagnetic DC casting of magnesium alloy. *Simulation Modelling Practice and Theory*, 115, 102460. <https://doi.org/10.1016/j.simpat.2021.102460>

# A356 Alüminyum Alaşımına Co İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

## Effect of Co Additional to A356 Aluminum Alloy on Microstructural and Mechanical Properties

**Okan AYDIN<sup>1</sup>, Özkan KESEN<sup>2</sup>, Necip ÜNLÜ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Matil Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları, <sup>2</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

In recent years, studies have been carried out in many sectors in order to reduce the increasing energy costs and environmental impacts. In this context, the use of aluminum is gradually increasing instead of traditional iron and steel products in sectors such as aviation, space, aircraft, automotive and construction. The properties of aluminum such as lightness, high strength and good machinability enable it to provide similar or superior performance compared to iron and steel products. In the casting industry, aluminum-silicon (Al-Si) alloys form the most widely used alloy group. These alloys are preferred in terms of ease in casting processes, feedability and mechanical properties. Silicon content and morphology are directly related to the final product properties of Al-Si alloys. Methods such as alloying element additions and heat treatment are used to improve the properties of the alloy. In the aluminum casting industry, the quality of the final product is not solely based on the choice of master alloy. At the same time, factors such as alloying element additions, heat treatment parameters, casting parameters and liquid metal quality also affect the quality of the final product. In particular, bifilm formation has a significant impact on casting quality and mechanical properties. In this study, casting processes were carried out by adding cobalt (Co) at different rates (0.76% and 1.36%) to A356 aluminum alloy. Cast samples were evaluated by using various characterization methods such as tensile test, hardness test, feedability measurement, microstructure investigations, XRD phase analyzes and SEM examinations before and after T6 heat treatment. As a result of the investigations, it was observed that with the increase of Co addition, the  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetallic changed from needle form to  $\alpha$ -Al(FeCo)Si intermetallic form and the volumetric intermetallic content in the alloy increased. These findings show that the addition of Co may cause differences in the mechanical properties of the final product by affecting the microstructure of the A356 alloy. In the microstructure investigations, it was observed that  $\alpha$ -Al(FeCo)Si intermetallic increased with the addition of Co and this

intermetallic replaced  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetallic in needle form. In addition, the effect of increasing the volumetric intermetallic content on the mechanical properties of the alloy was determined.

### Özet

Son yıllarda, artan enerji maliyetleri ve çevresel etkilerin azaltılması amacıyla birçok sektörde çalışmalar gerçekleştirilmektedir. Bu bağlamda, havacılık, uzay, uçak, otomotiv ve inşaat gibi sektörlerde, geleneksel olarak demir çelik ürünlerinin yerine alüminyumun kullanımı giderek artmaktadır. Alüminyumun hafiflik, yüksek mukavemet ve iyi işlenebilirlik gibi özellikleri, demir çelik ürünlerine kıyasla benzer veya daha üstün performans sağlayabilmesini sağlamaktadır. Döküm sektöründe, alüminyum-silisyum (Al-Si) alaşımları en yaygın kullanılan alaşım grubunu oluşturur. Bu alaşımlar, döküm işlemlerindeki kolaylık, beslenebilirlik ve mekanik özellikler açısından tercih edilirler. Silisyum içeriği ve morfolojisi, Al-Si alaşımlarının nihai ürün özellikleriyle doğrudan ilişkilidir. Alaşımın özelliklerini geliştirmek için alaşım elementi ilaveleri ve ısıtım işlemi gibi yöntemler kullanılmaktadır. Alüminyum döküm sektöründe, nihai ürünün kalitesi yalnızca ana alaşım seçimine dayanmaz. Aynı zamanda, alaşım elementi ilaveleri, ısıtım işlem parametreleri, döküm parametreleri ve sıvı metal kalitesi gibi faktörler de nihai ürünün kalitesini etkiler. Özellikle, bifilm oluşumu, döküm kalitesi ve mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bu çalışmada, A356 alüminyum alaşımına farklı oranlarda kobalt (Co) ilavesi (%0,76 ve %1,36) yapılarak döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Döküm numunelerine T6 ısıtım işlemi öncesinde ve sonrasında olmak üzere çekme testi, sertlik testi, beslenebilirlik ölçümü, mikroyapı incelemeleri, XRD faz analizleri ve SEM incelemeleri gibi çeşitli karakterizasyon yöntemleri kullanılarak değerlendirilmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda, Co ilavesinin artmasıyla birlikte,  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetalikliğinin iğnesel formdan  $\alpha$ -Al(FeCo)Si intermetalikliği şekline dönüştüğü ve alaşım içindeki hacimsel intermetalik miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Bu bulgular, Co ilavesinin A356 alaşımının mikroyapısını etkileyerek nihai ürünün mekanik

özelliklerinde farklılıklar oluşturabileceğini göstermektedir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde, Co ilavesiyle birlikte  $\alpha$ -Al(FeCo)Si intermetalikliğinin arttığı ve bu intermetalikğin iğnesel formdaki  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetalikği yerine geçtiği gözlemlenmiştir. Ayrıca, hacimsel intermetalik miktarının artmasıyla birlikte alaşımın mekanik özelliklerine etkisi tespit edilmiştir.

## 1. Giriş

Alüminyumun ikincil üretimi sırasında düşük miktarda enerji tüketimi ve birim alan başına düşen kütesinin düşük olmasından dolayı ulaşım, inşaat, ambalaj, bilgisayar, vb. birçok sektörde kullanımının artmasında baş etkenlerdir. Ulaşım sektöründe, düşük yoğunluktan dolayı araç ağırlığının azalmasına neden olur ve böylece yakıt tasarrufu sağlar ve CO<sub>2</sub> gaz salınımını düşürür. İnşaat sektöründe, korozyona karşı yüksek dayanımından dış ortam koşullarında kullanım alanı genişir [1,2].

Alüminyumun endüstriyel boyutta kullanımının gün geçtikçe artması ve kullanım alanının çeşitlenmesiyle beraber gereken mekanik ve kimyasal özelliklere göre yeni nesil alaşımlara ve bu alaşımlarının üretimi için farklı üretim yöntemlerine ihtiyaç duyulmaktadır. Özellikle endüstride alüminyumun düşük yoğunluğu, düşük CO<sub>2</sub> salınımı, yüksek mukavemet / ağırlık oranı gibi özelliklerinden dolayı kullanımının yüksek olduğu sektörler başlıca uzay-uçak ve otomotiv sektörleridir. Otomotiv sektöründe motor bloklarında, jantlarda, dişli takımlarında, araç şaselerinde, araç tamponlarında ve birçok parçasında alüminyumun farklı özelliklerinden dolayı demir ve çeliğin yerini alarak kullanılmaya başlanmıştır. Alüminyum alaşımları arasında oda sıcaklığında döküm yöntemi ile üretildiğinde yüksek mukavemet, sertlik, tokluk, kolay şekillendirilebilirliği ve tiksotropik yapısı ile çoğunlukla A356 alaşımı kullanılmaktadır. Alüminyum döküm alaşım sistemlerinde 3xx grubu alaşımlar, Al-Si alaşım türüdür ve Si içeriği ile şekil alabilirlik ve döküm kabiliyeti yükselmektedir. A356 alaşımları, birçok sektörde de var olan karakteristik özellikleri ile beraber özellikle hafifliği ve korozyona karşı dayanımından dolayı yaygın şekilde kullanılmaktadır. [1-5]

Bu çalışmada, özellikle otomotiv sektöründe araçların jantlarında, motor bloklarında, dişli kutularında yaygın olarak kullanılan A356 (Al-Si-Mg) alaşımına Co ilavesi yöntemi ile alaşımın mekanik özelliklerine ve mikroyapısına etkileri incelenmektedir.

Kobalt elementinin alüminyum alaşımlarına etkileri üzerine yapılan literatür çalışmaları incelendiğinde;

Maryam [6], ötektik alüminyum-silisyum (Al<sub>12</sub>Si) alaşımına yapılan Co ilavesi miktarı arttıkça yapı içerisindeki intermetaliklerin arttığı, mikroyapıda bulunan kaba iğnesel tane yapısının dendrit veya çin yazısı yapısına değiştiği görülmüştür.

Shankar ve Sreedev [7], A356 alüminyum alaşımına ağırlıkça artan oranlarda %1, 2 ve 3 Co ilavesinin ısıtma işlem öncesi ve T6 (çözültüye alma) ısıtma işlem sonrası mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Artan Co ilavesi ile beraber sertlik değerlerinde ısıtma işlem öncesi ve sonrası artış miktarı çok az olduğu görülürken, çekme testi için akma ve çekme mukavemeti değerlerinin arttığı ve toplam uzama değerinin azaldığı görülmüştür.

Mahta ve diğ. [8], iğnesel formda bulunan  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi'nin morfolojisini değiştirerek alaşımın mukavemetini arttırmanın en yaygın yöntemini Mn, Cr ve Co gibi alaşım elementlerinin ilavesi olduğu söylemişlerdir. Alaşımla sayesinde iğnesel morfolojideki  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi'nin çin yazısı şeklinde, küresel veya kalın çubuk şekilde  $\alpha$ -formuna dönmesi mümkündür.

Wu ve diğ. [9], ağırlıkça %0,5 Fe içeren Al<sub>7</sub>Si<sub>0,3</sub>Mg alaşımına %0-1 arasında artan oranlarda Co ilavesi yaprak Fe ve Co'nun yaptığı intermetalikleri incelemiştir. Yaptıkları çalışmada ağırlıkça %0-0,28-0,55-0,79 ve 0,88 Co ilavesi yaparak en uygun Co/Fe oranını yapı içerisinde oluşan intermetalikğin morfolojisine göre belirlemeye çalışmışlardır. Çalışmalarında Co ilavesi yapılmadan önce Fe intermetalikliğinin  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi fazında ve iğnesel şekilde morfolojiye sahip olduğu görülürken, Co ilavesi ile beraber Fe intermetalikliğinin fazının ve morfolojisinin değiştiği görülmüştür. Co/Fe oranı 0,27 olduğunda  $\beta$ -Al<sub>3</sub>(Fe,Co)Si fazının çubuk şeklinde, oranın 0,69 olduğunda  $\beta$ -Al<sub>3</sub>(Fe,Co)Si fazının çubuk şeklinde, oranın 1,28 olduğunda  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Co)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> fazının çin yazısı (chinese script) şeklinde, oranın 1,83 olduğunda  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Co)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> fazının iskelet şeklinde, oranın 2,39 olduğunda  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Co)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> fazının kısa çubuk şeklinde ve oranın 3 olduğunda  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Fe,Co)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> fazının uzun çubuk şeklinde morfolojiye sahip olduğu görülmüştür. Yaptıkları çalışmalarda, Co/Fe oranının yapı içerisinde bulunan Fe intermetalikliğinin morfolojisini değiştirdiği ve en uygun oranın 1-2 aralığında morfolojinin çin yazısı veya iskelet halinde olduğu durumlarda olduğunu söylemişlerdir.

Sha ve diğ. [10], içerisinde ağırlıkça %0,7 Fe içeren hiperötektik (Al-20Si) alaşımına ağırlıkça %0-1,05 arasında artan oranlarda Co ilavesinin etkileri üzerine çalışmışlardır. Co içeriğine göre yapı içerisinde var olan  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi'nin morfolojisini incelemiştir. Ağırlıkça Co içeriğinin artışının primer Si ve ötektik Si'nin morfolojisini etkilemezken  $\beta$ -Fe intermetalik morfolojisinin sırasıyla; Co ilavesiz olduğunda "Needle-like" denilen ince iğnesel, 0.7 olduğunda "Chinese script" denilen çin yazısı görünümü, 0.91 olduğunda "Granular" denilen yuvarlak tanecikli ve 1.05 olduğunda "rod-like" olarak isimlendirilen kalın çubuklu formda olduğu görülmüştür. Mekanik test sonuçları incelendiğinde, ağırlıkça Co ilavesinin %0,91 olduğu zaman  $\beta$ -Fe intermetalikliğinin  $\alpha$ -Fe intermetalikğine dönüşüm morfolojisinin de yuvarlak tanecikli hale gelmesinden dolayı mekanik özelliklerinin ilavesize göre oda sıcaklığında

yapılan testlerde çekme dayanımı 243 MPa'dan 275 MPa'a çıkardığı görülmüştür.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Ağırlıkça %0, %0,76 ve %1,36 Co ilavesi olacak şekilde 3 farklı kimyasal kompozisyonda A356 alaşımlarına ait kum kalıba döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Deneysel kullanılan külçe formundaki primer A356 alüminyum alaşımın kimyasal içeriği Çizelge 1'de verilmiştir. A356 alaşımına istenilen miktarlardaki kobalt ilaveleri, ağırlıkça %10 kobalt olan Al-10Co master alaşımı ile yapılmıştır.

Çizelge 1. A356 Alaşımının bileşimi

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Co	Al
6,99	0,21	0,05	0,02	0,31	0,1	0	Kalan

Döküm sıcaklığı, 750 °C olarak belirlenmiş ve seramik gaz giderme çanı ile döküm öncesi her bir alaşım denemesi için 15 dakika boyunca N(azot) gazı kullanılarak gaz giderme işlemi gerçekleştirilmiştir.

Co ilavesinin A356 alaşımı üzerine etkilerinin incelenmesi amacıyla yapılan her ilave oranında sıvı metal kalitesinin belirlenmesi için RPT numuneleri, döküm parçasının kimyasal kompozisyonunun belirlenmesi için Zippo numuneleri, mekanik özelliklerin belirlenmesi için çekme çubuğu numuneleri, farklı numune kalınlıklarında sıvı metalin katılma farklılığına bağlı olarak mikroyapısal değişimin incelenmesi için basamak numunesi ve nihai üretim sürecinde metalin beslenebilirliğe etkilerinin saptanabilmesi için ördek ayağı numunesi dökümleri yapılmıştır.

Çekme çubuğu numunelerinin 10 adedi ile ısıl işlem görmeden mekanik özellikler incelenirken, diğer 10 adedi ile ısıl işlem sonrası mekanik özellikler incelenmiştir. Uygulanan ısıl işlem çevrimi çizelge 2'de verilmektedir.

Çizelge 2. Isıl işlem çevrimi

	Zaman (Saat)	Sıcaklık (°C)
Çözeltiliye Alma	6	540
Su Verme	-	80
Yaşlandırma	4	180

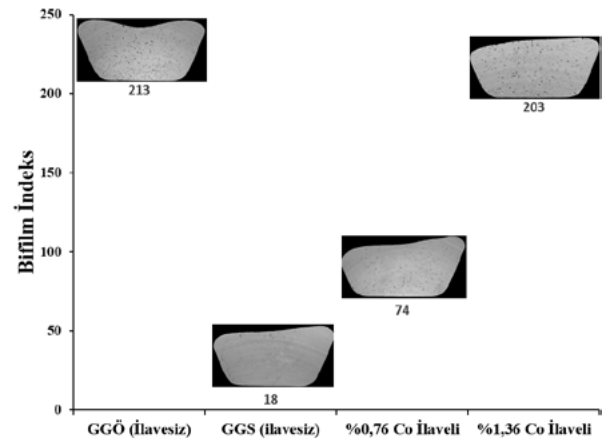
## 3. Sonuçlar ve Tartışma

Deneysel çalışma süresince dökümlerin tamamı iki aşamada tamamlanmıştır. Kimyasal analiz sonuçları Çizelge 3'te görülmektedir.

Çizelge 3. Kimyasal analiz sonuçları

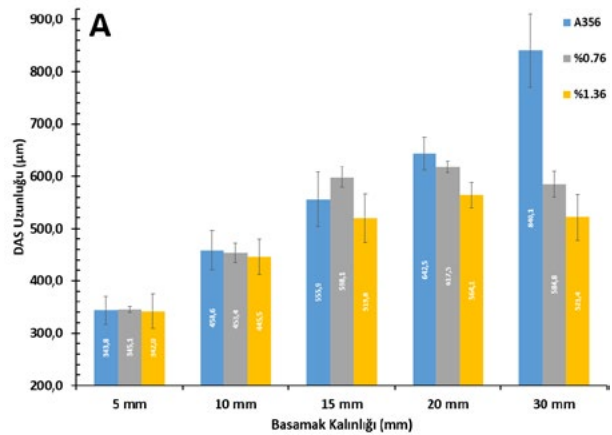
Elementler	A356	%0,76	%1,36
Si	6,94	6,72	6,48
Fe	0,26	0,22	0,21
Cu	0,06	0,07	0,06
Mn	0,02	0,02	0,01
Mg	0,36	0,33	0,28
Ti	0,1	0,1	0,08
Co	0	0,76	1,36
Al	Kalan	Kalan	Kalan

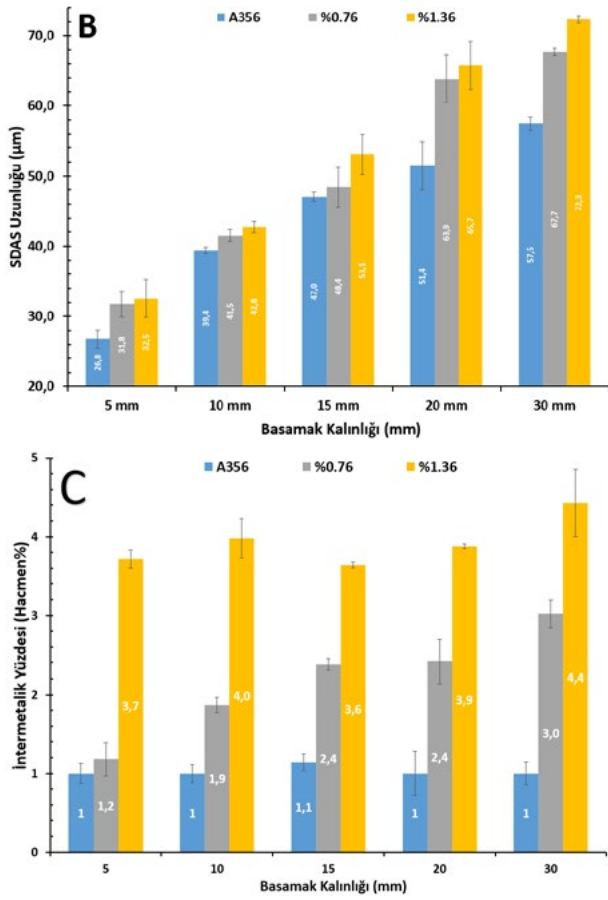
Sıvı metal kalitesinin belirlenmesi için RPT numunelerine bifilm indeks ölçümleri yapılmıştır. Şekil 1'de gaz giderme öncesi (GGÖ), gaz giderme sonrası (GGS) ve Co ilavesi sonrası sıvı metal kaliteleri görülmektedir.



Şekil 1. Bifilm indeks ölçüm sonuçları

Mikroyapı incelemelerinde basamak numuneleri ve çekme çubuğu numuneleri kullanılmıştır. Basamak numunelerine T6 ısıl işlemi öncesi yapılan incelemeler Şekil 2A, B ve C'de görülmektedir. Şekil 2A'da et kalınlıklarına göre ölçümleri yapılan DAS uzunlukları, Şekil 2B'de SDAS uzunlukları, Şekil 2C'de hacmen toplam intermetalik yüzdesi sonuçları verilmektedir.

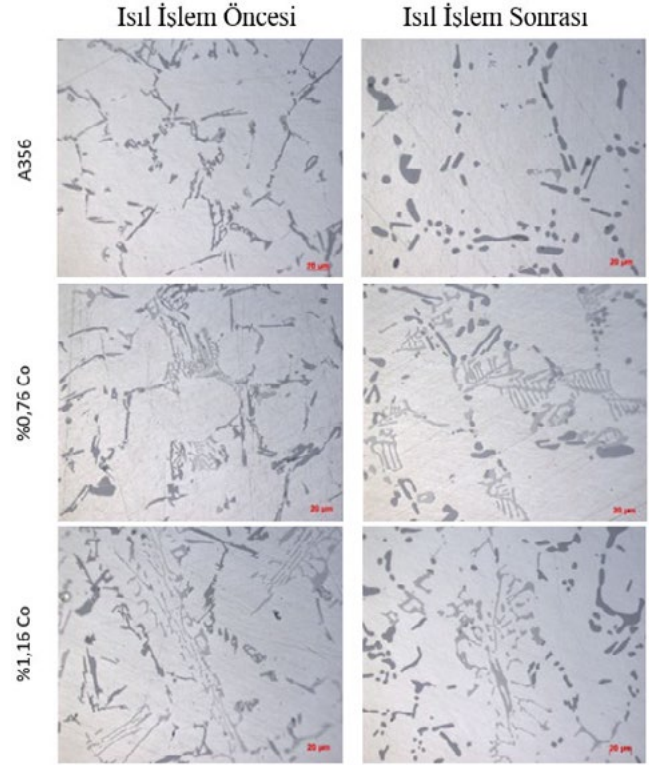




Şekil 2. A) DAS uzunlukları, B) SDAS uzunlukları, C) Hacmen toplam intermetalik yüzdesi

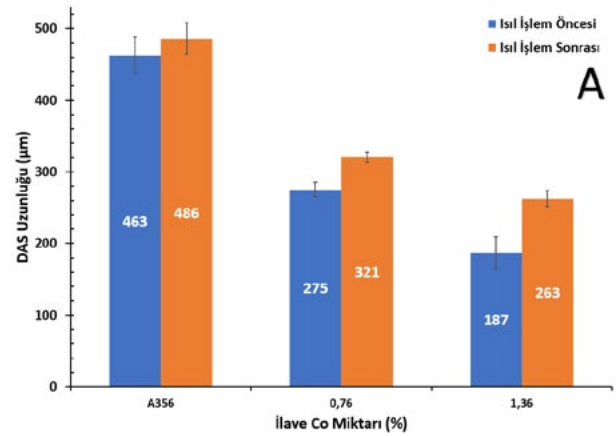
Basamak numunelerine yapılan mikroyapı incelemelerine göre, basamak kalınlıklarından bağımsız olarak artan Co ilavesiyle beraber DAS uzunluklarında azalış olduğu Şekil 2a'daki grafikten görülmektedir. Şekil 2b'deki grafikte basamak numunelerine yapılan SDAS uzunluğu ölçümleri görülmektedir. SDAS uzunluklarında artan Co ilavesiyle beraber artış olduğu görülürken basamak kalınlığındaki artışla beraber de arttığı görülmektedir. Şekil 2c'deki grafikte basamak numunelerinde yapılan toplam intermetalik miktarı ölçümleri görülmektedir. Grafiğe göre basamak kalınlığından bağımsız olarak artan Co ilavesiyle beraber hacmen toplam intermetalik yüzdesinde artış olduğu görülmektedir.

Çekme çubuklarına yapılan mikroyapı incelemelerinde, T6 ısıtım işlem öncesi ve sonrası şeklinde karşılaştırmalı olarak yapılmıştır. Şekil 3'te artan oranda Co ilavesiyle T6 ısıtım işlem öncesi ve sonrası çekme çubuğu numunelerinin mikroyapıları görülmektedir.

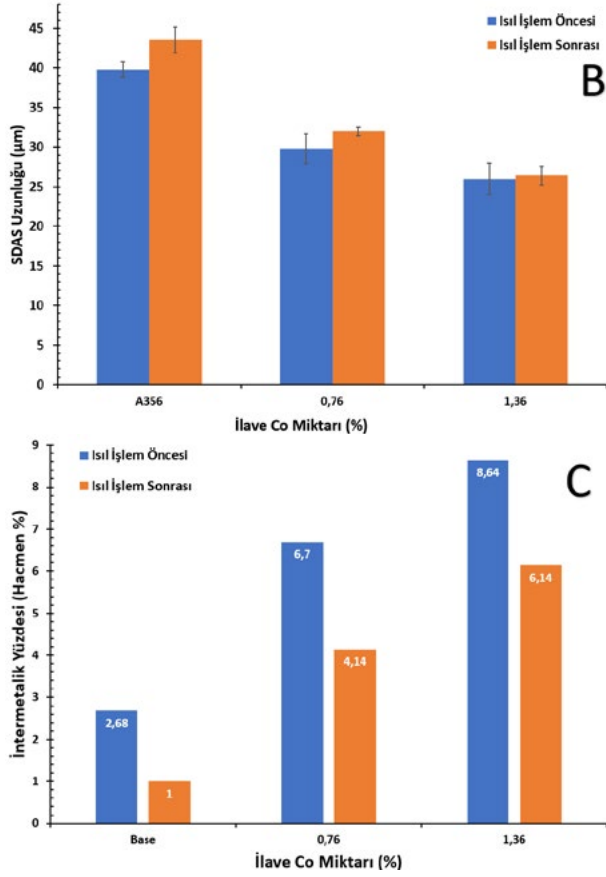


Şekil 3. T6 ısıtım işlemi öncesi ve sonrası çekme çubuğu numunelerinden alınan mikroyapı görüntüleri

Çekme çubuğu numunelerine yapılan mikroyapı incelemelerinde, T6 ısıtım işlemi öncesi ve sonrası artan Co ilavesiyle beraber çekme çubuğu numunelerinin DAS uzunlukları, SDAS uzunlukları ve hacmen intermetalik yüzdesi incelenmiştir. Şekil 4a, b ve c'de sırasıyla analiz sonuçları görülmektedir.

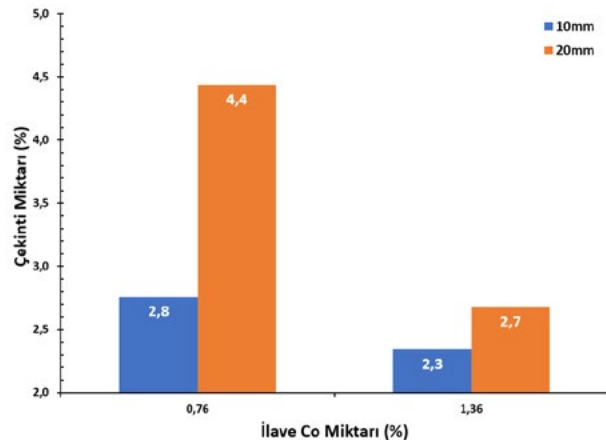






**Şekil 4.** T6 ısıt işlemi öncesi ve sonrası çekme çubuğu numunelerine yapılan DAS, SDAS ve hacmen intermetalik miktarı ölçümleri

Şekil 4c'deki grafiğe göre, artan intermetalik miktarıyla Şekil 4a'daki DAS uzunlukları ve Şekil 4b'deki SDAS uzunluklarında azalış görülmektedir.

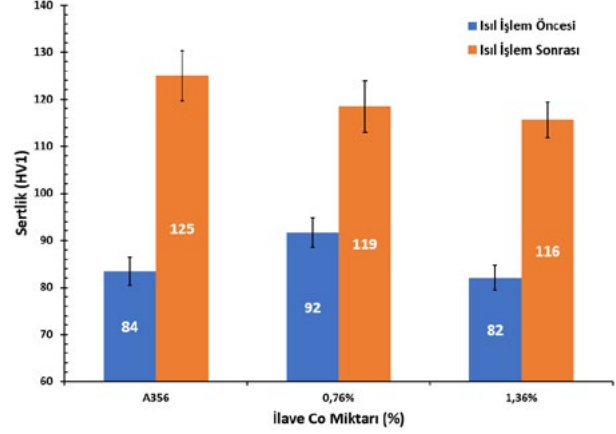


**Şekil 5.** Çekinti miktarının Co ilavesi ile değişimi

Şekil 5'teki grafikte artan Co ilavesiyle beraber A356 alaşımındaki çekinti miktarındaki değişim görülmektedir. Dışpınar ve diğ. [11] yaptıkları çalışmaya göre A356

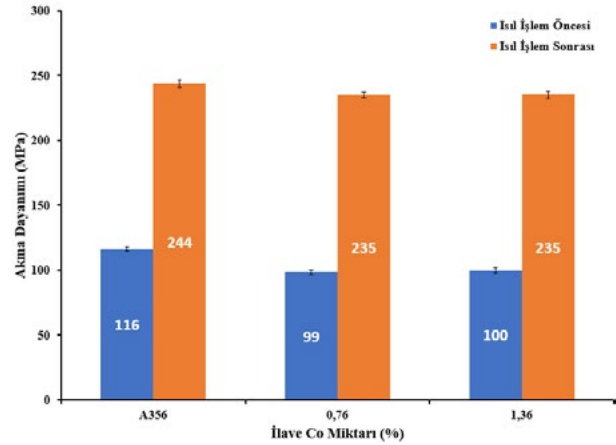
alaşımının çekinti miktarının yaklaşık %6 olduğu görülmüştür. Artan Co ilavesiyle beraber artan intermetalik miktarından dolayı A356 alaşımının çekinti miktarında azalış görülmektedir.

Şekil 6-9 arasındaki grafiklerde çekme çubuğu numunelerine yapılan sertlik ve çekme testi sonuçları görülmektedir.



**Şekil 6.** T6 ısıt işlemi öncesi ve sonrası Co ilavesi ile sertlik değişimi

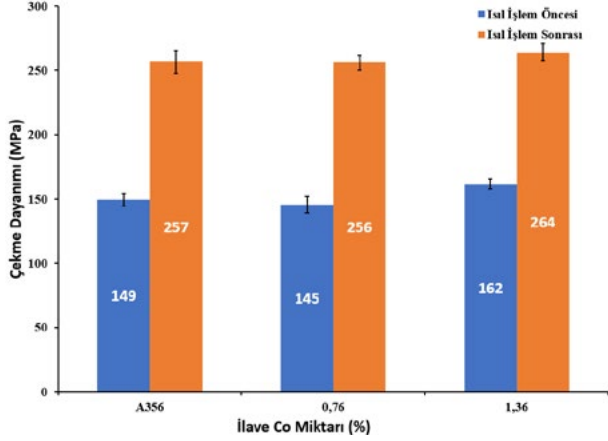
Şekil 6'daki grafiğe göre, A356 alaşımına yapılan artan oranda Co ilaveleriyle beraber %0,76 Co ilavesinde işlem öncesi A356'ya göre artış görülürken, ısıt işlem sonrası değerinde azalış olduğu görülmektedir. %1,36 Co ilavesi yapılan döküme göre sertlik değerlerinde %0,76 Co ilaveli dökümlere göre ısıt işlem öncesi ve sonrasında düştüğü görülmektedir.



**Şekil 7.** Artan oranda Co ilavesinin A356 alaşımın T6 ısıt işlemi öncesi ve sonrası akma mukavemetine etkisi

Şekil 7'deki grafikte T6 ısıt işlemi öncesi ve sonrası yapılan çekme testi sonucunda akma mukavemetindeki değişim görülmektedir. Grafiğe göre, %0,76 Co ilavesiyle beraber akma mukavemetinde A356 alaşımına göre ısıt işlem öncesi ve sonrası az miktarda azalış olduğu görülürken, %1,36 Co

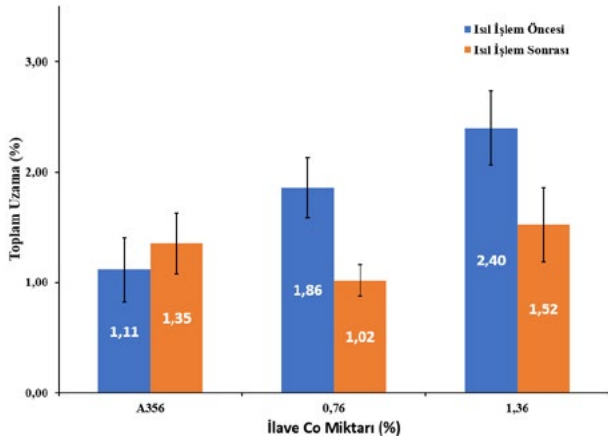
ilavesinde akma mukavemetinde değişim olmadığı görülmektedir. Ancak en yüksek akma mukavemeti değerinin Co ilavesi olmayan A356 alaşımının verdiği görülmektedir.



Şekil 8. Artan oranda Co ilavesinin A356 alaşımın T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası çekme mukavemetine etkisi

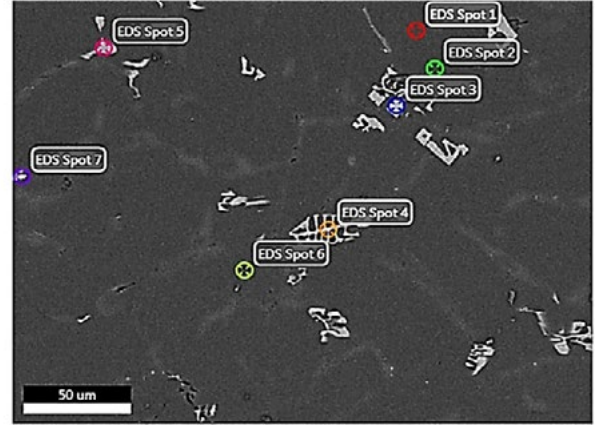
Şekil 8'de çekme testi sonrası artan Co ilavesinin A356 alaşımının çekme mukavemetindeki değişimi görülmektedir. Çekme mukavemetinde %0,76 Co ilavesiyle beraber A356 alaşımına göre mukavemet değerinin değişmediği görülürken %1,36 Co ilavesiyle beraber çekme mukavemetinin A356 alaşımına göre az miktarda artışı görülmektedir.

Şekil 1'e göre, artan Co ilavesi ile sıvı metal kalitesinin 18 Bifilm indeks değerinden 213 bifilm indeks değerine yükseldiği tespit edilmiştir. Ayrıca Şekil 2c ve 4c'ye göre intermetalik yüzdesinin Co ilavesi ile beraber artmasına rağmen, Şekil 2a ve 4a'ya göre, DAS uzunluğu değerinin Co ilavesi ile beraber düştüğü ve Şekil 8'deki çekme mukavemeti değerinin Co ilavesi ile beraber artış gösterdiği görülmektedir.



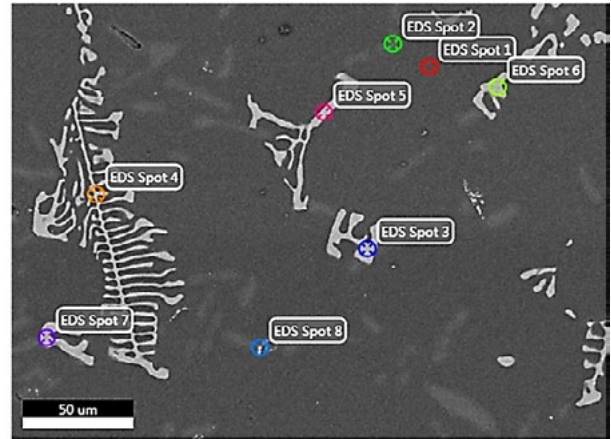
Şekil 9. T6 ısıl işlemi öncesi ve sonrası Co ilavesi ile toplam uzama değişimi

Şekil 9'daki grafikte, T6 ısıl işlem öncesi ve sonrası artan Co ilavesiyle toplam uzama miktarındaki değişim görülmektedir. Grafığe göre, artan Co ilavesiyle beraber A356 alaşımına göre toplam uzama miktarının ısıl işlem öncesi arttığı görülürken, ısıl işlem sonrasında çok fazla değişmediği görülmektedir.



Bölge	Al	Si	O	Fe	Co
EDS Spot 1	97,95	2,05			
EDS Spot 2	52,28	47,72			
EDS Spot 3	64,49	6,32		6,33	22,86
EDS Spot 4	71,13	5,51		5,51	17,85
EDS Spot 5	64,08	6,98		7,78	21,16
EDS Spot 6	85,46	3,10	11,44		
EDS Spot 7	39,28	0,93	13,82	45,97	

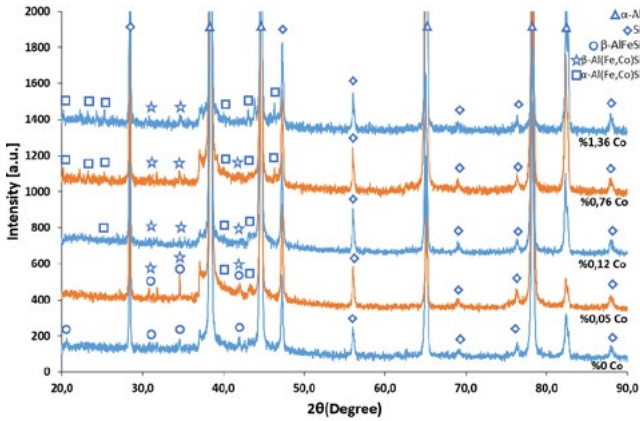
Şekil 10. Isıl işlem öncesi %0,76 Co ilaveli A356 alaşımına yapılan örnek SEM ve EDS analizi



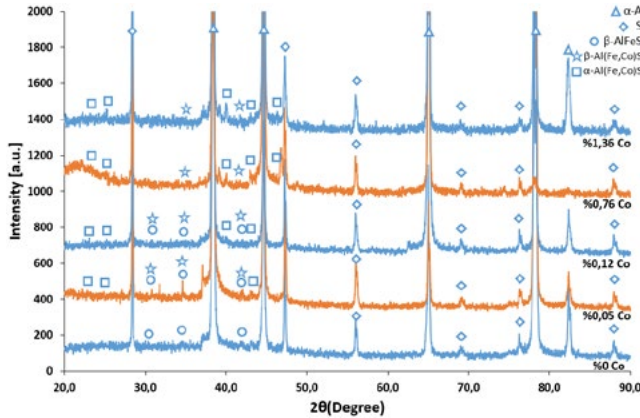
Bölge	Al	Si	Fe	Co
EDS Spot 1	98,06	1,94		
EDS Spot 2	28,29	71,71		
EDS Spot 3	65,52	6,03	6,02	22,43
EDS Spot 4	70,98	5,23	5,51	18,27
EDS Spot 5	65,88	5,85	6,10	22,17
EDS Spot 6	65,63	5,64	6,04	22,69
EDS Spot 7	64,57	6,08	6,61	22,73
EDS Spot 8	83,38	5,40	5,15	6,07

Şekil 11. Isıl işlem sonrası %0,76 Co ilaveli A356 alaşımına yapılan örnek SEM ve EDS analizi

A356 alaşımına yapılan artan oranlarda Co ilavesine bağlı olarak T6 ısıl işlem öncesi ve sonrası çekme çubuğu numunelerine SEM ve EDS analizleri yapılmıştır. Şekil 10 ve 11'de örnek bir SEM ve EDS analizi görülmektedir. Şekil 11'de 3 numaralı spotta plaka şeklinde  $\beta$ -Al(Fe,Co)Si, spot 4 çin yazısı şeklinde  $\alpha$ -Al(Fe,Co)Si ve spot 5,6,7,8'de kalın ve ince çubuk şekillerinde  $\alpha$ -Al(Fe,Co)Si fazları görülmektedir.



Şekil 12. Isıl işlem öncesi Co ilaveli A356 alaşımına yapılan örnek XRD analizleri



Şekil 13. Isıl işlem sonrası Co ilaveli A356 alaşımına yapılan örnek XRD analizleri

Şekil 12 ve 13'de Co ilaveli A356 alaşımının XRD görüntüsü görülmektedir. XRD sonucuna göre, A356 alaşımında  $\alpha$ -Al, Si,  $\beta$ -Al(Fe,Co)Si ve  $\alpha$ -Al(Fe,Co)Si fazlarına rastlanmıştır.

Yapılan SEM, EDS ve XRD incelemelerinde Shankar [7], Mahta [8], Wu [9], Sha [10]'nın yaptıkları çalışmalara benzer olarak ısıl işlem öncesi ve sonrası Co ilavesiz yapı içerisinde iğnesel forma sahip  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi, seyrek miktarlarda çin yazısı veya iskelet şekline sahip  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si ve iğnemsiz  $\beta$ -Al(Fe,Mn)Si fazlarında rastlanırken A356 alaşımına yapılan artan oranlarda Co ilavesi ile beraber Fe intermetaliklerinin morfolojisi iğnesel yapıdan çin yazısı

formunda, çubuk şekline veya iskelet şekline sahip  $\alpha$ -Al(Fe,Co)Si intermetaliklerine dönüştüğü görülmüştür.

#### 4. Sonuç

• Artan oranlarda Al10Co master ilavesiyle A356 alaşımının bifilm indeks değerinin arttığı ve sıvı metal kalitesinin kötüleştiği görülmüştür.

• Basamak ve çekme çubuğu numunelerine yapılan mikroyapı incelemelerine göre, Co ilavesinin artmasıyla demir intermetaliklerinin hacimsel miktarının arttığı görülürken, silisyum morfolojisinin değişmediği görülmektedir.

• T6 ısıl işlemi öncesinde ve sonrasında yapılan mikroyapı incelemelerinden, Fe intermetaliklerinin miktarının DAS ve SDAS uzunluklarını etkilediği görülmektedir.

• Co ilavesinin beslenebilirliğe etkisi incelendiğinde, besleyicilerin yüksekliğinden bağımsız şekilde Co miktarının artışı ile çekinti miktarının azaldığı görülmektedir.

• Co ilavesinin T6 ısıl işlemi öncesinde ve sonrasında sertliğe olan etkisi incelendiğinde, artan oranlarda Co ilavesinin A356 alaşımının sertlik değerini ısıl işlem öncesi ve sonrasında çok fazla değiştirmeyip, ısıl işlem öncesi 80-90 HV1 arasında değişirken ısıl işlem sonrası 110-120 HV1 arasında değiştirdiği görülmektedir.

• Isıl işlem sonrasında yapılan çekme testlerinde, ısıl işlem öncesinde yapılan testlere göre, akma ve çekme mukavemetlerindeki artış yaklaşık olarak sırasıyla %60 ve %40 olduğu görülmektedir. Toplam uzama miktarı incelendiğinde, ısıl işlem öncesi ve sonrası artan Co ilavesiyle beraber A356 alaşımına göre toplam uzama miktarının arttığı görülmektedir.

• Basamak ve çekme çubuğu numunelerine yapılan mikroyapı incelemeleri, XRD analizlerine ve SEM incelemelerine göre, Co ilavesinin A356 alaşımının mekanik özellikleri üzerine doğrudan bir etkisi olmadığı görülürken, yapı içerisinde iğnesel morfolojide bulunan  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetalikliği ile birleşik oluşturduğu görülmektedir. Co ilavesi olmayan dökümlerde;  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi intermetalikliği Mn ile birleşik yapıp çin yazısı morfolojisine sahip  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si intermetalikliği oluştururken, Co ilavesiyle beraber literatür çalışmalarındaki benzer olarak çin yazısı, iskelet veya kalın çubuk şekillerine benzer morfolojilerde  $\alpha$ -Al(Fe,Co)Si intermetalikliği oluşturduğu görülmüştür.

#### Teşekkür

MATİL Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları A.Ş. bünyesindeki çalışma arkadaşlarıma yardımlarından dolayı teşekkür ederim.

## Referanslar

- [1] Car, E. (2011). Alüminyum Üretim Süreçleri, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, (pp.6-52), İstanbul
- [2] TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası. (2010). Alüminyum Raporu. İstanbul: TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası
- [3] Fizibilite Etütleri Daire Başkanlığı. (2018). Dünya ve Türkiye’de Alüminyum. Ankara: Fizibilite Etütleri Daire Başkanlığı
- [4] Çakanyıldırım, Ç., Gürü, M. (2021). Alüminyum Üretim Teknolojilerindeki Gelişmeler, Çevreye Etkisi Ve Uygulama Alanları. Politeknik Dergisi, ss. 1-1, doi:10.2339/politeknik.707885
- [5] Car, E. Sürdürülebilir Kalkınma ve Alüminyum.
- [6] Maryam, A.B. (2014). Effect of Cobalt content on mechanical properties of Al-Si alloy, Wasit Journal of Engineering Sciences, 2(1), pp.46-58.
- [7] Shankar, K.V., Sambhu, R. and Sreedev, E.P. (2020). A Study on the Effect of Co Addition on the Microstructure and Mechanical properties of A356 Alloy Cast in Permanent Mould, Materials Today: Proceedings, 24, pp.167-176.
- [8] Mahta, M., Emamy, M., Daman, A., Keyvani, A. and Campbell, J. (2005). Precipitation of Fe rich intermetallics in Cr-and Co-modified A413 alloy, International Journal of Cast Metals Research, 18(2), pp.73-79.
- [9] Wu, X., Zhang, H., Zhang, F., Ma, Z., Jia, L., Yang, B., Tao, T. and Zhang, H. (2018). Effect of cooling rate and Co content on the formation of Fe-rich intermetallics in hypoeutectic Al7Si0.3Mg alloy with 0.5% Fe, Materials Characterization, 139, pp.116-124.
- [10] Sha, M., Wu, S. and Wan, L. (2012). Combined effects of cobalt addition and ultrasonic vibration on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys with 0.7% Fe, Materials Science and Engineering: A, 554, pp.142-148.
- [11] Dispınar, D., Nordmark, A., Voje, J., & Arnberg, L. (2009, February). Influence of hydrogen content and bi-film index on feeding behaviour of Al-7Si. In 138th TMS Annual Meeting, Shape Casting: 3rd International Symposium, San Francisco, California, USA, pp. 63-70.

## A356 Alaşımına Molibden İlavesinin Etkileri Effect of Mo Addition in A356 Aluminum Alloy

**Merve ATİK<sup>1</sup>, Okan AYDIN<sup>2</sup>, Özkan KESEN<sup>3</sup>, Necip ÜNLÜ<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Elsan Elektrik Gereçleri San. Tic. A.Ş., <sup>2</sup>Matil Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları, <sup>3</sup>İstanbul Teknik Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

Ecological problems which acid rain, greenhouse effect etc. create ecological concerns in human beings. Production sector has sought new production methods due to these concerns. In reducing the energy consumed for production, fuel consumption in the automotive sector and labor in the production sector; aluminum and its alloys come to the fore due to their properties which recyclability, lightness, high strength, easy processing etc. .

Due to the environmental aspect of aluminum, A356 alloy, one of the aluminum alloys, has been studied in the study. In the casting industry, fluidity is very important as it affects the castability and feedability properties. Al-Si alloys are widely used in the aluminum casting industry for their castability and feedability properties. There are many parameters that affect the mechanical properties of the final product obtained as a result of the casting process. The most important parameter for the final product quality is to obtain quality liquid metal. Apart from this parameter, on the way to the final product; additional alloying elements, heat treatment applications, liquid metal cleaning and turbulence during the casting process affect the final product quality. Within the scope of this study, the mechanical properties of the alloys obtained as a result of the addition of molybdenum at different rates (0.5% and 1% by weight) to the A356 alloy were investigated. For the determination of different mechanical properties; tensile test piece, step sample and duck feet molds were prepared with sand. Tensile test, hardness test, feedability measurements, microstructure analysis, SEM examinations and XRD analysis were performed with tensile bar, step and feedability samples.

As a result of the study, it was observed that Al-Si-Mo (star-like) and Al-Fe-Si-Mo (block-like) intermetallics were formed with the addition of molybdenum. With the T6 heat treatment applied in the study, it was observed that the Si phases in the Al-Si alloy changed from needle morphology to spherical morphology, thus increasing the strength.

### Özet

Asit yağmurları, sera etkisi vb. ekolojik problemler insanoğlunda ekolojik kaygılar oluşturmaktadır. Bu kaygılar sebebiyle, üretim sektörü yeni üretim metotları arayışına girmiştir. Üretim için harcanan enerji, otomotiv sektöründeki yakıt tüketimi ve üretim sektöründeki işçiliğin azaltılmasında; geri dönüştürülebilirlik, hafiflik, yüksek dayanım, kolay işlenebilirlik vb. özellikleri sebebi ile alüminyum ve alaşımları ön plana çıkmaktadır.

Alüminyumun çevreci yönü sebebiyle bu çalışmada alüminyum alaşımlarından A356 alaşımıyla çalışılmıştır. Döküm endüstrisinde dökülebilirlik ve beslenebilirlik özelliklerini etkilediği için, akışkanlık özelliği oldukça önemlidir. Al-Si alaşımları, dökülebilirlik ve beslenebilirlik özellikleri açısından alüminyum döküm sektöründe yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Döküm prosesi sonucunda elde edilen nihai ürünün mekanik özelliklerini etkileyen birçok parametre mevcuttur. Nihai ürün kalitesi için en önemli parametre kesinlikle kaliteli sıvı metal elde etmektir. Sıvı metal kalitesini etkileyen en önemli etken ise hammaddedir. Bu parametre dışında nihai ürüne giden yolda; ilave alaşım elementleri, ısıtma işlemleri, sıvı metal temizliği ve döküm işlemi esnasında oluşacak türbülans nihai ürün kalitesini etkilemektedir.

Bu çalışma kapsamında A356 alaşımına farklı oranlarda (ağırlıkça 0,5% ve %1) molibden ilaveleri sonucu elde edilen alaşımların mekanik özellikleri incelenmiştir. Farklı mekanik özelliklerin tayini için; çekme çubuğu, basamak ve beslenebilirlik kalıpları kum ile hazırlanmıştır. Çekme çubuğu, basamak ve beslenebilirlik numuneleri ile çekme testi, sertlik testi, mikroyapı analizleri, SEM incelemeleri ve XRD analizleri gerçekleştirilmiştir.

Çalışma sonucu olarak, molibden ilavesi ile Al-Si-Mo (star-like) ve Al-Fe-Si-Mo (block-like) intermetaliklerinin oluştuğu görülmüştür. Çalışmada uygulanan T6 ısıtma işlemi ile Al-Si alaşımındaki Si fazlarının iğnesel morfolojiden küresel morfolojiye dönüştüğü ve bu sayede dayanımı artırdığı görülmüştür.

## 1. Giriş

Alüminyum ve alaşımları, endüstrinin ve üretim teknolojisinin gelişimi ile birlikte farklı birçok sektörde çeliğe alternatif endüstriyel malzeme haline gelmiştir. Alüminyum, çeliğe oranla daha hafif olması, korozyona karşı dayanımı, iyi ısı ve elektrik iletkenliği vb. özellikleri sebebiyle son zamanlarda adından söz ettiren bir metal haline gelmiştir.

Ekolojik kaygıların artması ile birlikte, üretim sektörünün, mevcut üretim yöntemlerine alternatif çevreci üretim metodları, geri dönüşümü kolay malzemelerin kullanılması ve üretim ve kullanım esnasında harcanan enerjinin düşürülmesi yönündeki çalışmaları artmıştır. Artan bu çalışmalar içerisinde alüminyum ve alaşımları oldukça popüler hale gelmiştir. Alüminyum geri dönüşümü, birincil üretimi için harcanan enerjinin %5'i ile sağlanabilmektedir. Aynı zamanda nispeten daha düşük ergime sıcaklığına sahip olması sebebi ile ergitme işlemleri daha düşük enerji tüketimi ile gerçekleştirilebilmektedir [1].

Son dönemlerde yakıt tüketimini ve CO<sub>2</sub> emisyonunu azaltmaya yönelik çalışmalara yoğunlaşmıştır. Bu sebeple özellikle otomotiv sektöründe daha hafif araçlar yaparak yakıt tüketiminin azalmasına yönelik çalışmalar sürmektedir. Alüminyumun otomotiv sektöründe alternatif metal haline gelmesinin en önemli sebebi de daha hafif ve dayanımı yüksek bir malzeme olmasıdır. Otomotiv sektöründe kullanılan alüminyum alaşımlarının büyük bir kısmını döküm alaşımları oluşturmaktadır. Bu noktada ise ön plana yüksek dayanımı, silisyum içeriği sebebiyle akışkanlık ve dökülebilirlik özelliklerinin yüksek olması sayesinde A356 alüminyum alaşımı ön plana çıkmaktadır. Otomotiv sektöründe motor bloğu, dişli kutusu, piston kafaları, vites kutusu, jant vb. malzemeler alüminyum alaşımları ile üretilmektedir [1-3].

Bu çalışma kapsamında, otomotiv sektöründe yaygın bir şekilde kullanılan A356 (Al-Si-Mg) alüminyum alaşımına molibden ilavesi sonrası mekanik özellikler irdelenmiştir. Literatürde molibden elementinin alüminyum alaşımları üzerindeki etkileri incelendiğinde;

Shaha ve arkadaşları [4], Al-Si-Cu-Mg alaşımına mikro Mn ve Mo ilaveleri ile çalışmışlardır. Çalışmalarının kapsamında, T6 ısıl işlemi uygulanan malzemelere hem oda sıcaklığında hem de 25 , 200, 300 °C sıcaklıklarda çekme testi uygulanmıştır. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testlerinde Mo ve Mn ilavelerinin sünekliği 3,5 kat, çekme mukavemetini de % 4 artırdığı gözlenmiştir.

Zamani ve arkadaşları [5], Al-Si-Cu-Mg alaşımına ağırlıkça % 0,1, % 0,4 ve %0,6 Mo ilaveleri ile çalışmıştır. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testi sonuçlarına göre molibden ilavesinin akma dayanımını ve sertliği etkilemediği, çekme mukavemetini ise artırdığı sonucu elde edilmiştir.

Zaid et al. [6], yaptıkları çalışmada ticari olarak saf olan alüminyuma Ti ve Mo ilavesi ile çalışmışlardır. Çalışma kapsamında alaşım elementlerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Ticari olarak saf alüminyuma molibden ilavesi sonucunda tane boyutunun 139µm'den 76 µm'ye düştüğü görülmüştür. % 0.1 molibden ilavesinin sertliği artırdığı ancak diğer mekanik özellikleri düşürdüğü görülmüştür.

Oghenekowho ve arkadaşı [7], Al-%4Cu alaşımının mekanik özellikleri üzerinde farklı oranlarda (0,5 - 1 - 1,5 ve 2 %) molibden ilavesinin etkilerini incelemiştir. Molibden ilavesi ile çekme dayanımı ve sertlik değeri artarken, % uzama değeri kritik olarak % 6.9'dan sırasıyla % 4.4, %1.2, %1 ve %0.6'ya düşmüştür.

Hajduch ve arkadaşları [8], AlSi10Mg(Cu) alaşımına ağırlıkça 0.10, 0.15 ve 0.20 % Mo ilaveleri ile çalışmışlardır. Yapılan çalışmalar sonucunda molibden ilavesinin ergime sıcaklığını yükselttiği görülmüştür. Aynı zamanda molibden ilave oranı arttıkça intermetaliklerinin çökeltme sıcaklığının da düştüğü görülmüştür. Molibden ilave oranına bağlı mikro sertliğin ise hafif bir şekilde düştüğü görülmüştür.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Deneysel çalışmalar, ağırlıkça %0.5 ve %1 molibden içerikleri ile elde edilen alaşımların kum kalıba dökülmesi ile başlamıştır. A356 alaşımına molibden ilavesi %10 molibden içeriğine sahip Al-10Mo master alaşımı ile gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalar esnasında kullanılan A356 alüminyum alaşımına ait kimyasal içerikler çizelge 1'de görülmektedir.

**Çizelge 1: A356 Alaşımının Kimyasal Kompozisyonu.**

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Al
6.85	0.35	0.03	0.03	0.28	0.12	Kalan

Molibden ilavesi alaşım sıcaklığı 780 C'de iken yapılmıştır ve 15 dakika alaşımlama süresi sonrasında sıvı metal sıcaklığı 750 C'ye düşürülerek döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Alaşımlama öncesinde sıvı metale 15 dakika boyunca seramik çan kullanılarak azot gazı ile gaz giderme işlemi uygulanmıştır.

Deneysel çalışmalar esnasında molibden ilavesinin A356 alaşımının özellikleri üzerine etkisini inceleyebilmek amacıyla döküm esnasında farklı kalıplar kullanılmıştır. Sıvı metal kalitesini belirleyebilmek amacıyla RPT, kimyasal kompozisyonu belirleyebilmek adına zippo, mekanik özelliklerin belirlenebilmesi için çekme çubuğu, farklı kalınlıklardaki mikroyapı değişikliklerinin belirlenebilmesi için basamak ve alaşımın beslenebilirlik özelliğinin belirlenebilmesi adına ördek ayağı kalıpları kullanılmıştır.

Her bir alaşım oranı için 20 tane çekme çubuğu dökülmüştür. Her alaşım oranı için çekme çubuğu numunelerinin yarısına

T6 ısıl işlemi uygulanmıştır. Uygulanan ısıl işlem parametreleri çizelge 2.'de görülmektedir.

**Çizelge 2:** Isıl İşlem Parametreleri

	Time (hour)	Temperature (°C)
Solution	6	540
Quenching	-	80
Aging	4	180

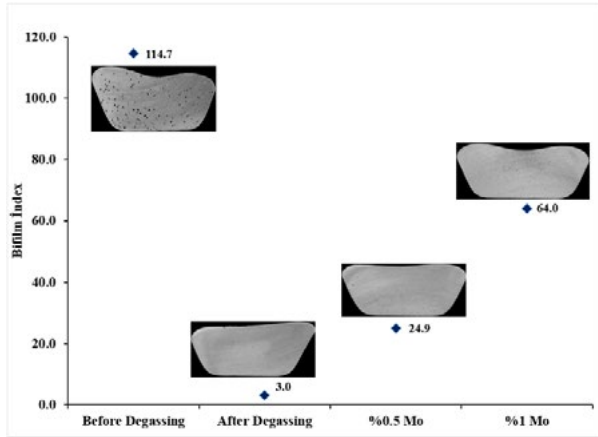
### 3. Sonuçlar ve Tartışma

Yapılan deneysel çalışmalar esnasında elde edilen alaşımların kimyasal kompozisyonu tablo 3'de görülmektedir.

**Çizelge 3.** Alaşımın Kimyasal Kompozisyonu

Comp.	A356	%0,5 Mo	%1 Mo
Si	6.85	6.65	6.38
Fe	0.35	0.37	0.33
Cu	0.03	0.03	0.03
Mn	0.03	0.03	0.02
Mg	0.28	0.29	0.26
Ti	0.12	0.10	0.09
Mo	0.00	0.5	1
Al	Kalan	Kalan	Kalan

Sıvı metal kalitesinin tayini için bifilm indeks ölçümü gerçekleştirilmiştir. Bifilm indeks ölçümleri, RPT numuneleri ile yapılmıştır. Şekil 1'de gaz giderme öncesi, sonrası ve gaz giderme işlemi sonrasında %0.5 ve %1 molibden ilavesi sonucu elde edilen bifilm indeks ölçüm sonuçları görülmektedir.

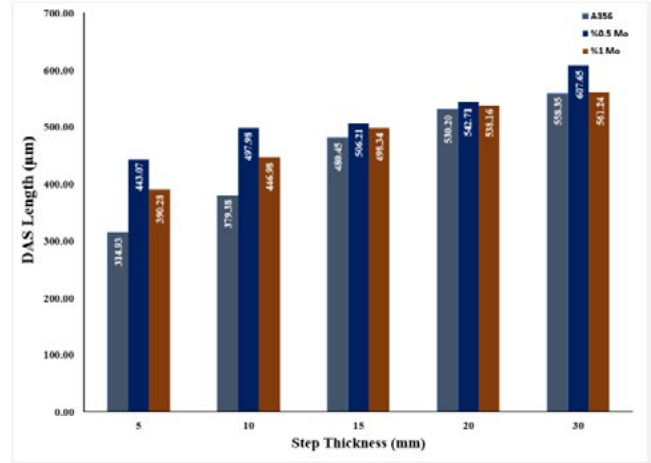


**Şekil 1.** Bifilm İndeks Ölçüm Sonuçları

Bifilm indeks ölçümlerine göre, gaz giderme işlemi ile bifilm indeks değeri düşürülmüş yani sıvı metal temizlenmiştir. Molibden ilave edilmesi ise bifilm indeks değerini artırmış yani sıvı metal kalitesini düşürmüştür.

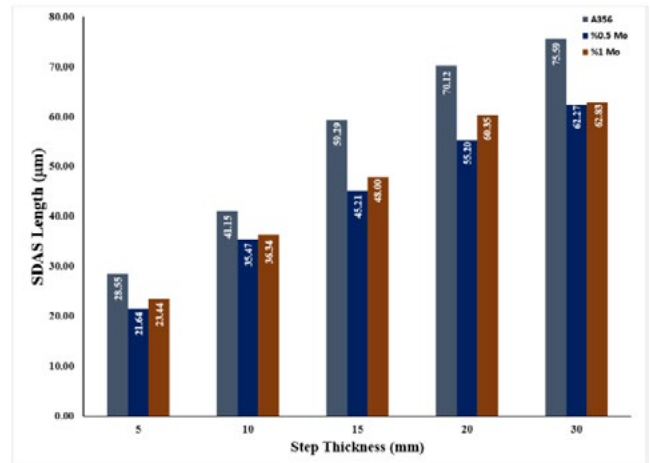
Basamak numuneleri ile hazırlanan alaşımların farklı kalınlıklarda ne şekilde bir katılma gösterdiği DAS ve SDAS ölçümleri ile incelenmiştir. Şekil 2'de elde edilen

alaşımlara ait DAS ölçümleri görülmektedir. Basamak kalınlığı artışı ile katılma hızı düştüğü için katılma süresi artmaktadır. Bu sebeple daha kalın basamaklarda dendritler uzamaya devam edebilecek zamana sahiplerdir. Bu sebeple her alaşım oranı için basamak kalınlığı artışı ile birincil ve ikincil dendrit kolları arasındaki mesafe artmıştır. Şekil 2'de görüldüğü üzere, molibden ilavesi ile DAS uzunluğu önce artış göstermiştir ancak molibden ilave oranı artırıldığında ise DAS uzunluğu azalmıştır.



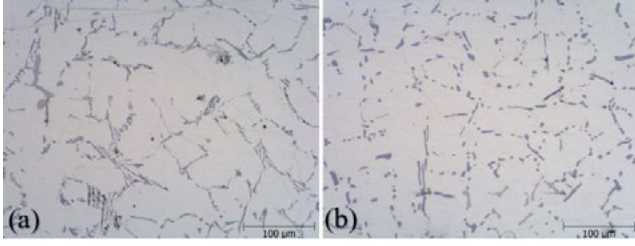
**Şekil 2.** DAS Uzunlukları

Şekil 3'de ise elde edilen alaşımlara ait SDAS ölçüm sonuçları görülmektedir. Katılma esnasında mikroyapı büyüme eğiliminde olacağı için ilave molibden oranının artışı ile birincil dendrit kolları arasındaki mesafenin azalması sonucu, ikincil dendrit kolları arasındaki mesafe artmıştır.



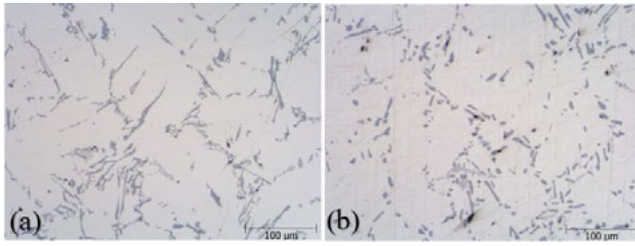
**Şekil 3.** SDAS Uzunlukları

Uygulanan T6 ısıl işleminin etkilerini incelemek amacıyla ısıl işlem uygulanan ve uygulanmayan çekme çubuklarına mikroyapı analizi gerçekleştirilmiştir. Şekil 4'de ağırlıkça 0.5% molibden içeren alaşıma ait ısıl işlem öncesi şekil6(a) ve ısıl işlem sonrası şekil6(b) mikroyapı görselleri görülmektedir.



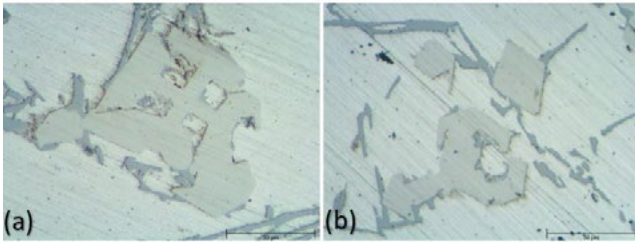
Şekil 4. Ağırlıkça %0,5 Mo içeren Çekme Çubuğu Numunelerin Mikroyapı GörSELLERİ (a) T6 Isıl İşlemi Öncesi, (b) T6 Isıl İşlemi Sonrası

Şekil 5’de ise ağırlıkça 1% molibden içeren alaşıma ait ısıtım işlem öncesi şekil5(a) ve ısıtım işlem sonrası şekil5(b) mikroyapı görSELLERİ görülmektedir.



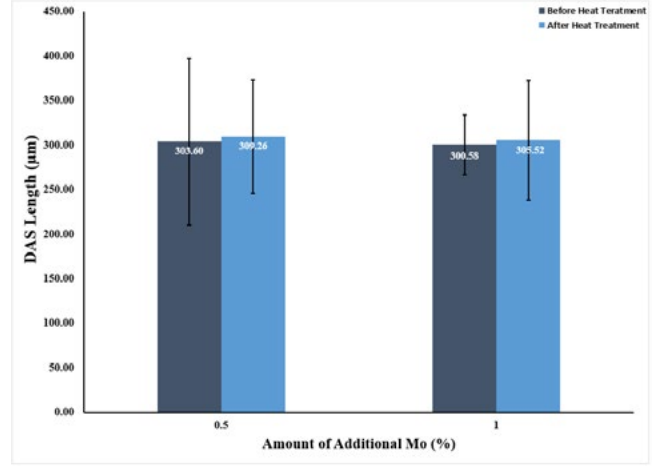
Şekil 5. Ağırlıkça %1 Mo içeren Çekme Çubuğu Numunelerin Mikroyapı GörSELLERİ (a) T6 Isıl İşlemi Öncesi, (b) T6 Isıl İşlemi Sonrası

Şekil 6’da molibden ilavesi sonucu oluşan intermetaliklerin mikroyapı görüntüleri görülmektedir. Şekil 6a’da “Al-Si-Mo” -starlike-, şekil 6b’de ise “Al-Fe-Si-Mo” -blocklike- intermetalikleri görülmektedir.



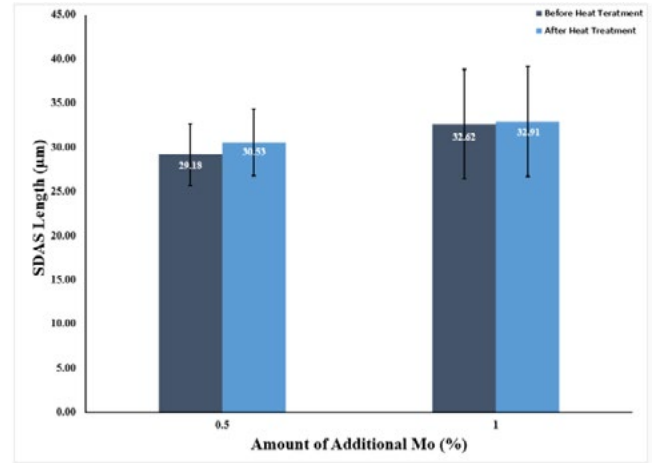
Şekil 6. Molibden İlaveli Alaşımlarda İntermetalik GörSELLERİ

Şekil 7’de ağırlıkça 0.5% ve 1% molibden içeriğine sahip alaşımlara ait çekme çubuğu numunelerine ait ısıtım işlem öncesi ve sonrası birincil dendrit kolları arasındaki mesafe ölçümü sonuçları görülmektedir.



Şekil 6. Isıl İşlem Öncesi ve Sonrası Çekme Çubuğu Numunelerinde DAS Uzunlukları

Şekil 8’de ise ağırlıkça 0.5% ve 1% molibden içeriğine sahip alaşımlara ait çekme çubuğu numunelerine ait ısıtım işlem öncesi ve sonrası ikincil dendrit kolları arasındaki mesafe ölçümü sonuçları görülmektedir.

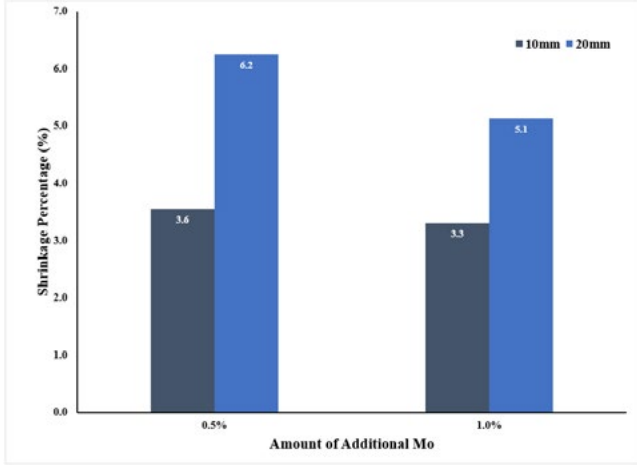


Şekil 7. Isıl İşlem Öncesi ve Sonrası Çekme Çubuğu Numunelerinde SDAS Uzunlukları

Çekme çubuğu numunelerine yapılan mikroyapı incelemeleri sonucunda; molibden ilavesi ile DAS uzunluklarının azaldığı, SDAS uzunluklarının ise arttığı aynı zamanda uygulanan T6 ısıtım işlemi ile A356 alüminyum alaşımı içerisinde bulunan silisyum fazını iğnesel morfolojiden küresel morfolojiye dönüştürdüğü görülmüştür.

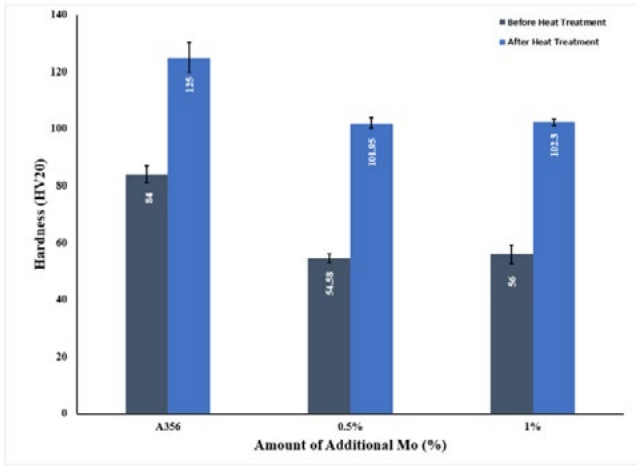
Şekil 9’da % çekinti sonuçları görülmektedir. Derya dışınar ve diğerlerinin[9] yaptığı çalışmada A356 alüminyum alaşımına ait çekinti miktarı %6 olarak elde edilmiştir. Bu veri ışığında molibden ilavesi ile A356 alüminyum alaşımının çekinti miktarı düşmüştür. Çekinti miktarının azalması besleyiciliğin düştüğünü göstermektedir.





Şekil 8. % Çekinti Sonuçları.

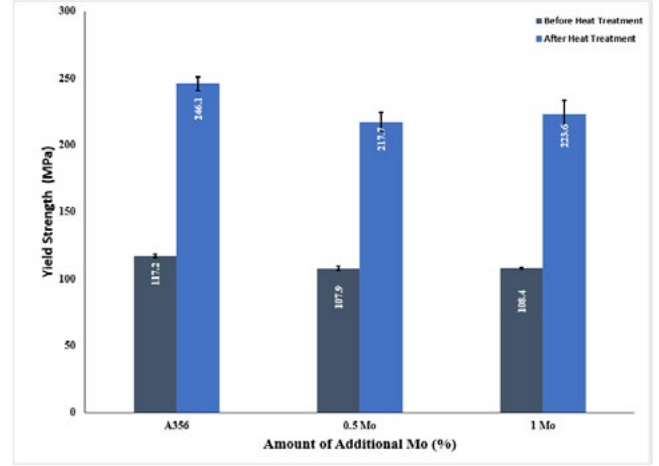
Şekil 10'da sertlik ölçüm sonuçları görülmektedir.



Şekil 9. Isıl İşlem Öncesi ve Sonrası Mo İleveli Numunelerin Sertlik Ölçüm Sonuçları.

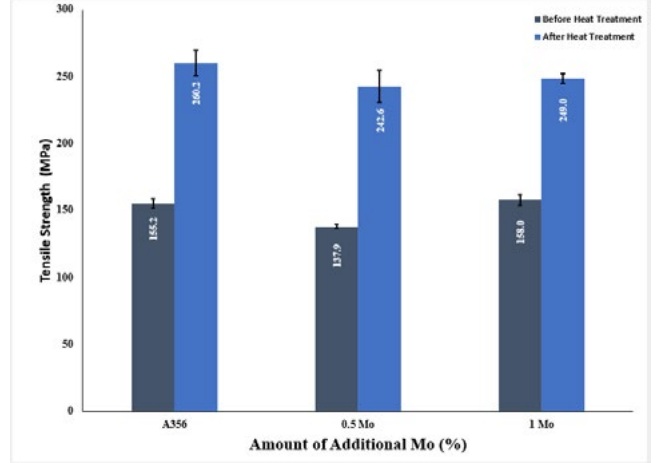
Gerçekleştirilen sertlik ölçümleri sonucunda elde edilen veriler ışığında, molibden ilavesinin A356 alüminyum alaşımının sertlik değerini düşürdüğü görülmektedir. Ancak molibden ilave oranı artışı ile sertlik değeri artış göstermiştir. Uygulanan T6 ısıl işlemi ise sertlik değerini, A356 alaşımında 33%, 0.5% molibden ilavesinde 46% ve 1% molibden ilavesinde ise 45% artırmıştır.

Şekil 11'de çalışma esnasında elde edilen alaşımlara ait akma mukavemeti değerleri görülmektedir. A356 alüminyum alaşımına molibden ilavesi akma mukavemeti değerini düşürmüştür.



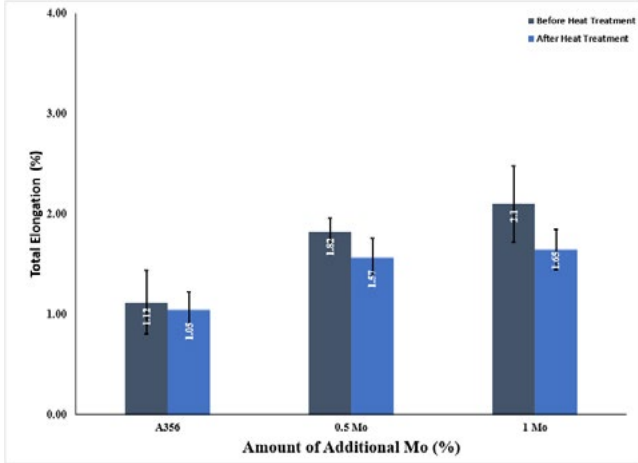
Şekil 10. Mo İlavesinin Akma Mukavemeti Üzerindeki Etkisi.

Şekil 12'de çekme mukavemeti değerleri görülmektedir. Molibden ilavesi A356 alüminyum alaşımının çekme mukavemeti değerini düşürmüştür.



Şekil 11. T6 Isıl İşlemi Öncesi ve Sonrası Mo İlavesinin Çekme Mukavemeti Üzerindeki Etkisi

Şekil 13'de ise, toplam uzama değerleri görülmektedir. Toplam uzama artan molibden ilavesi ile artış göstermiştir.



Şekil 12. Artan Mo İlavesi ve Isıl İşlem Öncesi ve Sonrası Toplam Uzama Sonuçları.

Şekil 11, şekil 12 ve şekil 13 dikkate alındığında T6 ısıl işleminin akma mukavemeti ve çekme mukavemeti değerlerini artırırken toplam uzama değerini düşürdüğü görülmüştür. Molibden ilavesi ile ise, A356 alaşımının akma mukavemeti değeri düşerken, çekme mukavemeti değeri ağırlıkça 0.5% molibden ilavesi ile azalırken molibden ilave oranı artışı ile yükselmiştir. Toplam uzama değeri ise molibden ilavesi ile artış göstermiştir

Tablo 4 ve Tablo 5’de ise çekme testi sonuçları görülmektedir.

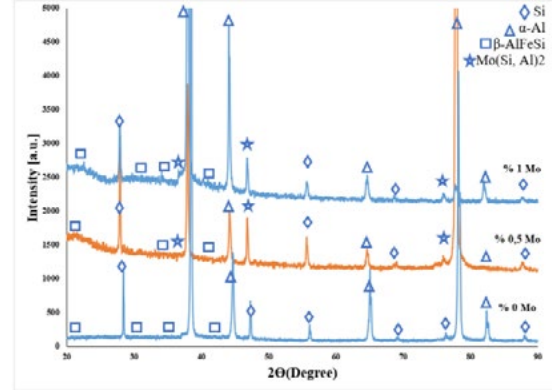
Çizelge 4. T6 Isıl İşlemi Öncesi Çekme Testi Sonuçları.

Alaşım	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Total Elongation (%)
A356	117,2	155,2	1,12
0.5% Mo	107,9	137,9	1,82
1% Mo	108,4	158	2,1

Çizelge 5. T6 Isıl İşlemi Sonrası Çekme Testi Sonuçları.

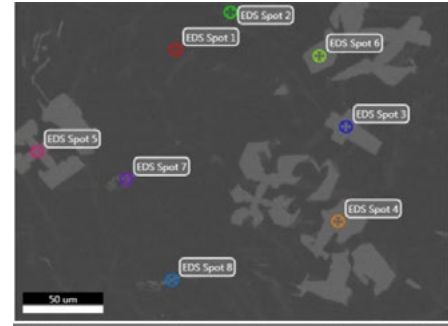
Alaşım	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Total Elongation (%)
A356	246,1	260,2	1,05
0.5% Mo	217,7	242,6	1,57
1% Mo	223,6	249	1,65

Şekil 14’de molibden ilavesi ile elde edilen alaşımlara ait XRD analizi sonuçları görülmektedir.



Şekil 13. XRD Analizi Sonuçları.

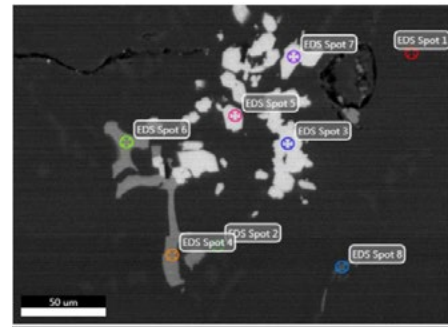
Şekil 15’de ağırlıkça 0.5% molibden içeren alaşıma ait SEM incelemeleri ve EDS analizi görülmektedir.



EDS Spot	Al	Si	Fe	Mo
Spot 1	98.43	1.57	-	-
Spot 2	3.16	96.84	-	-
Spot 3	75.36	7.99	-	16.65
Spot 4	76.15	7.52	-	16.33
Spot 5	85.04	5.64	-	9.33
Spot 6	74.35	9.08	-	16.56
Spot 7	80.60	6.15	13.26	-
Spot 8	97.62	2.38	-	-

Şekil 14. SEM ve EDS Analizi Sonuçları (%0,5 Mo)

Şekil 16’da ise ağırlıkça 1% molibden içeren alaşıma ait SEM incelemeleri ve EDS analizi görülmektedir.



EDS Spot	Al	Si	Fe	Mo
Spot 1	97.83	2.17	-	-
Spot 2	15.55	84.45	-	-
Spot 3	13.61	30.59	-	55.79
Spot 4	58.44	11.44	16.69	16.69
Spot 5	15.21	30.51	-	54.28
Spot 6	57.60	11.93	14.08	16.39
Spot 7	13.39	30.55	-	50.06
Spot 8	73.31	12.69	14.00	-

Şekil 15. SEM ve EDS Analizi Sonuçları (%1 Mo)

Yapılan XRD ve EDS analizleri, SEM ve mikroyapı incelemeleri sonucunda, literatürde Mori ve arkadaşlarının [10], yaptığı çalışmaya benzer sonuçlar elde edilmiştir. Al-Si-Mo “star-like” intermetalikliğinin varlığı yapılan mikroyapı ve SEM incelemelerinde tespit edilmiş, XRD analizi sayesinde de kanıtlanmıştır.

### Conclusion

- Bifilm indeks değerleri, A356 alüminyum alaşımında 3, ağırlıkça %0.5 Mo içeriğine sahip alaşımda 24.9 ve %1 Mo içeriğine sahip alaşımda 64 olarak elde edilmiştir. Bu sonuçlar ışığında A356 alüminyum alaşımına molibden ilavesi ile sıvı metal kalitesinin düştüğü tespit edilmiştir.
- Uygulanan T6 ısıl işlemi sonrasında mikroyapı incelemeleri ile alaşım içerisindeki silisyum fazının, iğnesel morfolojiden küresel morfolojiye döndüğü tespit edilmiştir.
- Yapılan mikroyapı analizleri sonucunda, ısıl işlem öncesinde molibden ilave oranının ağırlıkça %0.5’den %1’e çıkarılması ile DAS uzunluklarının %1 azaldığı ve SDAS uzunluklarının ise %10.5 arttığı görülmüştür. Isıl işlem sonrasında ise molibden oranının artışı ile DAS uzunluklarının %1.3 azaldığı, SDAS uzunluklarının ise %7.2 arttığı görülmüştür.
- A356 alaşımına ilave edilen molibden oranlarının artışı ile, artan intermetalikler ve sıvı metal kalitesinin kirlenmesi sebebiyle; beslenebilirlik, besleyici yüksekliğinden bağımsız bir şekilde düşmüştür.
- Molibden ilavesi yapılmayan A356 alaşımın vickers sertlik değeri 84 HV20 iken, ağırlıkça %0.5 molibden içeren alaşımda vickers sertlik değeri 54.58 HV20, %1 molibden içeren alaşımda ise vickers sertlik değeri 56 HV20 olarak ölçülmüştür. Isıl işlem sonrasında ise sırasıyla, 125, 101.95 ve 102.3 HV20 değerleri elde edilmiştir.
- Deneysel çalışmalar sonucunda molibden ilavesinin A356 alüminyum alaşımının çekme mukavemeti ve akma mukavemetini düşürdüğü ve toplam uzamayı yükselttiği görülmüştür.
- Gerçekleştirilen XRD analizleri, mikroyapı ve SEM incelemeleri ile, molibden ilavesinin yapı içerisinde bulunan Al ve Si fazları ile Mo(Si,Al)<sub>2</sub> “star-like” intermetalikliği ile, Al-Si-Fe-Mo “block-like” intermetalikliğini oluşturduğu tespit edilmiştir.

### Teşekkür

Deneysel çalışmalarda yardımlarından dolayı MATİL Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarı çalışanlarına, Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi ALUTEAM çalışanlarına ve Prof. Dr. Adnan Tekin Malzeme Bilimleri ve Üretim Teknolojileri UYG-AR Merkezi çalışanlarına teşekkür ederim.

### Referanslar

- [1] BAŞER, T. A. (2013). Alüminyum alaşımları ve otomotiv endüstrisinde kullanımı. *Mühendis ve Makina*, 51-58.
- [2] VATANSEVER, F., ERTÜRK, A. T., & KARABAY, S. (2018). Alüminyum-Silisyum Alaşımlarının Mikroyapısal ve Mekanik Özelliklerinin T6 Isıl İşlemi ile İyileştirilmesi. *Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi*, 20(60), 797-803.
- [3] Çakanyıldırım, Ç., Gürü, M. (2021). Alüminyum Üretim Teknolojilerindeki Gelişmeler, Çevreye Etkisi Ve Uygulama Alanları. *Politeknik Dergisi*, ss. 1-1, doi:10.2339/politeknik.707885
- [4] Ageing characteristics and high-temperature tensile properties of Al-Si-Cu-Mg alloys with micro-additions of Mo and Mn
- [5] Effect of Mo Addition on Room and High Temperature Tensile Behavior of Al-Si-Cu-Mg Alloy in As-Cast and Heat-Treated Conditions
- [6] Zaid, A. I. O., & Atieh, A. M. (2014, June). Effect of molybdenum addition on aluminium grain refined by titanium on its metallurgical and mechanical characteristics in the as cast condition and after pressing by the equal angular channel process. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. 60, No. 1, p. 012052). IOP Publishing.
- [7] Oghenekowho, P. A., Odo, J. U., & Nnuka, E. E. (2016). Effect of nickel and molybdenum on the mechanical properties of aluminium-4% copper alloy. *Int J Eng Res Technol*, 5(4), 740-748.
- [8] Hajduch, P., Bolibruchova, D., & Djurdjevic, M. (2018). Influence of Molybdenum on the Thermal, Structural Properties and Micro Hardness of AlSi10Mg (Cu) Alloy. *Archives of foundry engineering*, 18.
- [9] Dispinar, D., Nordmark, A., Voje, J., & Arnberg, L. (2009, February). Influence of hydrogen content and bi-film index on feeding behaviour of Al-7Si. In *138th TMS Annual Meeting, Shape Casting: 3rd International Symposium*, San Francisco, California, USA, pp. 63-70.
- [10] Morri, A., Ceschini, L., Messieri, S., Cerri, E., & Toschi, S. (2018). Mo addition to the a354 (al-si-cu-mg) casting alloy: Effects on microstructure and mechanical properties at room and high temperature. *Metals*, 8(6), 393.]

# Analysis of Post-Ageing Properties of AA 6063 Aluminum Alloys Processed at Batch Type and Continous Homogenization Furnaces

Yığın Tipi ve Sürekli Tip Homojenleştirme Fırınlarında Homojenize edilen AA 6063 Alüminyum Alaşımlarının Yaşlandırma Sonrası Özelliklerinin Analizi

**Murat DOĞAN<sup>1,2</sup>, Deniz KAVRAR URK<sup>1,2</sup>, Gökçen GÖKÇE<sup>1,2</sup>, Akın OBALI<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Sistem Teknik Industrial Furnaces LTD., <sup>2</sup>Sistem Teknik Advanced Research (STAR) Laboratory  
Türkiye

## Abstract

Homogenization heat treatment after casting is typically used to get rid of dendritic segregation and coarse eutectic intermetallic phases as they both reduce the fracture toughness of aluminum alloys. By using homogenizing,  $\beta$ -AlFeSi can be converted to more spherical  $\alpha$ -AlFeSi particles. The  $\beta \rightarrow \alpha$  transition is crucial because the  $\beta$ -AlFeSi particles are frequently blamed for a number of surface defects, limiting extrudability. On the other hand, the rate of cooling in the homogenizing furnace has an impact on the size of the  $Mg_2Si$  particles inside the AA 6063 aluminum alloy. In this study, billets of AA 6063 from the same cast were put through homogenizing heat treatment by using batch type and continuous homogenizing furnaces. Then, solution, quenching and ageing heat treatment were applied to each sample. Microstructural characterization and hardness tests were conducted to obtain the effects of the homogenizing furnace on the mechanical properties of aged AA 6063 aluminum.

## 1. Introduction

The major goal of homogenization heat treatment after casting is to eliminate the effects of dendritic segregation and the dissolution of coarse eutectic intermetallic phases, which reduce the fracture toughness of the aluminum alloys. In this way,  $\beta$ -AlFeSi can be transformed to more workable  $\alpha$ -AlFeSi particles with homogenization process [1, 2].

The cooling rate in homogenization process has significant impact on the ductility of aluminum alloys [3]. Furthermore, homogenization also has beneficial impact. Alloying element micro segregation is decreased, and soluble precipitates are returned to solid solution thanks to homogenization. As  $\alpha$ -AlFeSi has lower Fe:Si ratio, the concentration of Si in solid solution increases as a result of the phase transition. As a result, the Al matrix, which has Mg in solution, will has a greater volume fraction of  $Mg_2Si$  depending on cooling conditions. In this study, AA 6063 billets from same cast were subjected to homogenization process in the batch and continuous homogenization. After homogenization heat treatment, two samples were aged at

same conditions.

The purpose of the present work is to explore the effects of the type of homogenizing furnace on the microstructure of AA 6063 after ageing.

## 2. Experimental Procedure

### 2.1. Casting

The alloys were supplied in billet form from direct chill (DC) casting with 6-inch dimensions. Table 1 shows the chemical composition of the 6063-alloy sample. Thermo Scientific's ARL 3460 optical emission spectrometer was used to determine the chemical composition of alloys.

**Table 1.** Chemical analysis of AA 6063.

Fe	Si	Cu	Mn	Zn	Mg
0.19	0.42	0.01	0.04	0.02	0.50

### 2.2. Homogenizing of billets

After DC casting, continuous and batch-type homogenization furnaces were used to homogenize the billets. This work used batch and continuous homogenizing furnaces for the homogenization of AA 6063 from the same cast. The homogenizing parameters for each homogenizing furnace are listed in Table 2.

**Table 2.** Parameters of homogenizing heat treatments.

Parameters	Batch	Continuous
Heating time (min)	155	105
Soaking time (min)	300	155
Cooling time (min)	240	100
Soaking temperature (°C)	580	580

### 2.3. Age hardening of the AA 6063 homogenized billets at different furnaces

After homogenizing heat treatment, the heat-treatment process is applied, which usually consists of three steps listed below for age-hardening heat treatment [4]:

- **Solution heat treatment:** A solution annealing is a procedure that must be performed at a temperature high enough to dissolve most of the alloy's solute elements into a solid state (about 500 °C). On the other hand, the solidus temperature must not be exceeded in order to prevent the liquification of grain boundary regions and low melting elements. The amount of soaking time must be sufficient for diffusion processes to occur.
- **Quenching:** A quenching phase is carried out to preserve the solid solution obtained during the high-temperature solution treatment and avoid second-phase precipitation, which reduces the supersaturation of the alloying elements and reduces the effectiveness of the age-hardening process that follows.
- **Ageing:** Artificial ageing in the temperature range of 100 to 200 °C is often carried out in a single stage at temperatures selected to reach peak hardness in a suitable amount of time.

Experimental parameters for solution and ageing heat treatment are listed in Table 3.

**Table 3.** Parameters of solution and ageing heat treatments.

	Temperature (°C)	Time (h)
Solution heat treatment	520	2
Ageing	180	8

### 2.4. Microstructural characterizations

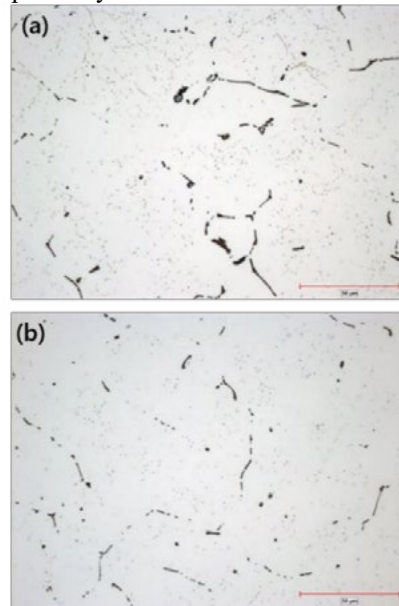
The samples were first prepared according to the ASTM-E3 standard. The samples were ground from 240 to 2000 grade, polished, and finally etched. Metallographic examinations were carried out with an LV150N NIKON optical microscope and SMZ745T NIKON Stereo microscopy. The microstructural characterizations were performed at Zeiss Evo MA 15.

### 3. Results and Discussion

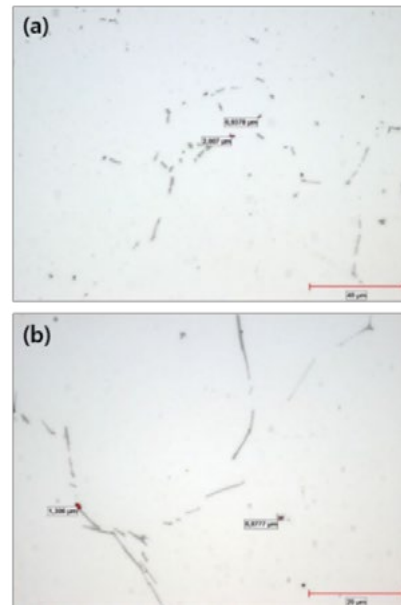
According to optical microscopy results, this rate is revealed as only 81.28% (Figure 1(a)) for batch type homogenization.  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -AlFeSi transition rate observed 92.22% for a 6-inch diameter billet with microstructure analysis after continuous homogenization (Figure 1(b)). The total heating and soaking time of a continuous homogenization furnace are shorter 204 minutes than a batch homogenization furnace. For one cycle, it provides 80Nm<sup>3</sup> energy saving.

The volume % of the Mg<sub>2</sub>Si precipice decreases after homogenization heat treatment. Concerning the especially the eutectic Mg<sub>2</sub>Si precipitates, the homogenization process enables the disaggregation of the eutectic solution and

therefore the Mg<sub>2</sub>Si precipitation [5]. For this reason, the cooling rate during the homogenization heat treatment is critical for the finer formation of Mg<sub>2</sub>Si precipitates. Within the higher cooling rates, the mechanical behavior of AA 6063 enhances due to fine Mg<sub>2</sub>Si particles and decreasing the inter-wiring spacing between particles [3]. As seen in Figure 2, the mean particle size of Mg<sub>2</sub>Si is 1.47µm and 1.09 µm for AA 6063 aluminum alloys homogenized at batch type and continuous homogenizing furnaces respectively.

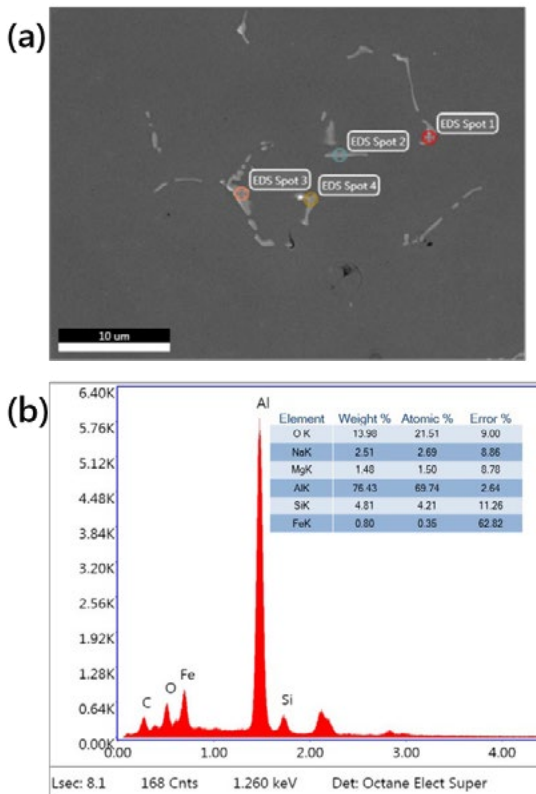


**Figure 1.** Optical microscopy images of homogenized AA 6063 at (a) batch homogenizing furnace and (b) continuous homogenizing furnace.



**Figure 2.** Optical microscopy images of Mg<sub>2</sub>Si particles of AA 6063 homogenized at (a) batch type and (b) continuous homogenizing furnace.

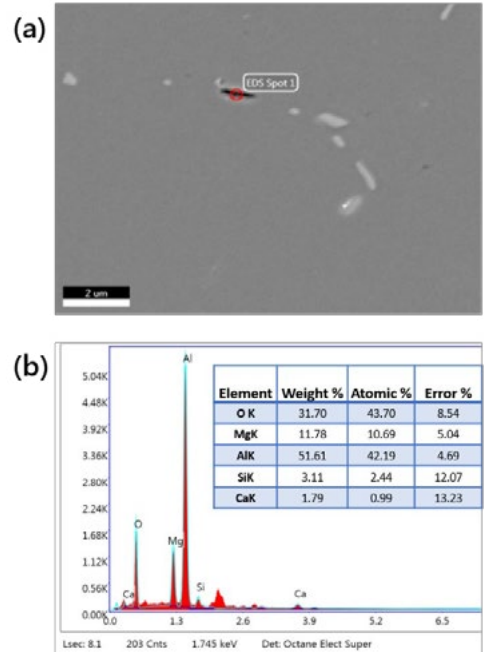
As shown in Figure 3(a), SEM image of aged AA 6063 after homogenization at batch-type furnace showed the Mg<sub>2</sub>Si precipitation in the matrix. In this study, the average size of the precipitated particles was calculated by Image J software and the average particle size of Mg<sub>2</sub>Si precipitation was found as ~1.35 µm. The chemical composition of precipitated particles was characterized within the EDS analysis and showed in Figure 3(b).



**Figure 3.** (a) SEM image and (b) EDS analysis of aged AA 6063 after homogenization at batch-type furnace.

Figure 4 (a) presents the SEM image of the aged AA 6063 after homogenization at continuous homogenization furnace. According to results, the average size of Mg<sub>2</sub>Si precipitation was measured as ~0.87 µm with Image J software. On the other hand, Figure 4 (b) displays the chemical composition of the precipitated particle based on EDS analysis.

Table 4 summarizes the mean hardness of aged AA 6063 aluminum alloys after homogenized batch type and continuous homogenizing furnaces with standard deviations. There was an increasing in hardness for aged AA 6063 aluminum alloys homogenized at continuous homogenizing furnace. Pilloja et al. reported that the hardness value was ~55 HRB for aged AA 6063 at 175°C for 3 h [6].



**Figure 4.** (a) SEM image and (b) EDS analysis of aged AA 6063 after homogenization at continuous homogenization furnace.

**Table 4.** Mean hardness of aged AA 6063 after homogenized batch type and continuous homogenizing furnaces.

	Mean Hardness (HRB)	Standard Deviations
Continuous	58	1.1
Batch	41	1.9

#### 4. Conclusion

This study evaluated the influence of homogenizing furnace type on the properties of aged AA 6063 aluminum alloys for the first time. Before ageing heat treatment, cast AA 6063 aluminum alloys in the same batch were homogenized at batch type and continuous homogenizing furnaces. Then, age-hardening heat treatment was applied two mentioned different sample at the same conditions. SEM/EDS examination demonstrated that the particle size of Mg<sub>2</sub>Si precipitates was related with the type of homogenizing furnaces. As the cooling rate of continuous homogenizing furnace is higher than batch type homogenizing furnace, the precipitated particle size is lower than AA 6063 homogenized at batch type homogenizing furnace. These finer precipitated particles on the grain boundaries provide higher mechanical performance on the final product.

#### Acknowledgment

The authors would like to thank Ali Ulus, Samet Sevinç and Seda Eğri from ASAŞ Alüminyum AŞ. for their

valuable contributions. Also, the authors would like to thank all R&D researchers working for Sistem Teknik Industrial Furnace Ltd. due to their great support and enthusiasms.

## References

- [1] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys, *J. Mater. Process. Technol.* 163 (2005) 367–372.
- [2] K.B.S. Couto, S.R. Claves, W.H. Van Geertruyden, W.Z. Misiolek, M. Goncalves, Short communication effects of homogenisation treatment on microstructure and hot ductility of aluminium alloy 6063, *Mater. Sci. Technol.* 21 (2005) 263–268.
- [3] M.B. Karamiş, I. Halici, The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy, *Mater. Lett.* 61 (2007) 944–948.
- [4] E. Gariboldi, D. Ripamonti, M. Vedani, Heat treatment analysis of large Al-Cu-Mg-Si alloy extrusion, *Defect Diffus. Forum.* 297–301 (2010) 608–617.
- [5] J. Asensio-Lozano, B. Suárez-Peña, G.F.V. Voort, Effect of processing steps on the mechanical properties and surface appearance of 6063 aluminium extruded products, *Materials (Basel)*. 7 (2014) 4224–4242.
- [6] C. Pillajo, A. Melo, F. Neto, J. Casanova, M.M. d. S. Paula, J. Anglada-Rivera, J.H.L. Silva, R.S. Silva, L. Aguilera, Y. Leyet, Shorter and efficient heat treatment parameters for 6061/6063 aluminium alloys, *Can. Metall. Q.* 60 (2021) 359–365.

# Elektro Kıvılcım Biriktirme Tekniğiyle Titanyum Kaplanmış 7075 Alüminyum Alaşımının Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi

Investigation of Surface Properties of Titanium-Coated 7075 Aluminum Alloy Using Electro Spark Deposition Technique

**Berke GÜLTEKİN, Ahmet KAVUKCU, Salim Levent AKTUĞ, Metin USTA**

Gebze Teknik Üniversitesi  
Türkiye

## Özet

7075 alüminyum alaşımı; kalıp, savunma, havacılık ve uzay sanayi gibi sektörlerde yaygın olarak kullanılan yüksek mukavemet, hafiflik ve korozyon direnci gibi özellikleriyle ön plana çıkan alaşım grubudur. Aşındırıcı ortamlarda yüksek gerilmelere maruz kalması mekanik özelliklerde zayıflamaya, malzeme yüzeyinde kusurlara ve servis ömründe düşüslere sebep olabilmektedir. Uygulanan kaplama yöntemleri ile malzemenin yüzeyi modifiye edilerek mekanik özelliklerde iyileşmelerin sağlanabilmesi mümkündür. Yüzey modifikasyon teknikleri arasında yer alan elektro kıvılcım biriktirme tekniği (EKB) düşük işlem maliyeti, kolay uygulanabilirliği açısından metal yüzeylerin mekanik özelliklerini iyileştirme başta olmak üzere çeşitli malzeme özelliklerini geliştirme amacıyla uygulanan bir prosestir.

Bu çalışmada 7075 alüminyum alaşımı yüzey üzerine elektro kıvılcım biriktirme yöntemi kullanılarak titanyum biriktirme işlemi gerçekleştirilmiş ve ısıl işlem uygulanmıştır. Başarılı bir şekilde gerçekleştirilen biriktirme işleminin ardından kaplama tabakası taramalı elektron mikroskobu, enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS veya EDX), X-ışını difraksiyon spektroskopisi (XRD) ile karakterize edilmiştir. Titanyum-alüminat fazlarının varlığı XRD analizi ile doğrulanmış, uygulanan kaplama ve ısıl işlem proseslerinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi aşınma ve mikro sertlik testleriyle analiz edilmiştir. Elde edilen ölçüm sonuçları ile kaplama tabakasının aşınma direncinde iyileşmeler ve sertlik değerlerinde yüksek oranda artışlar meydana getirdiği kaydedilmiştir.

## Abstract

The 7075-aluminum alloy is a prominent group of alloys widely used in industries such as mold, defense and space due to its high strength, lightweight, and corrosion resistance properties. However, exposure to abrasive environments can lead to mechanical weaknesses, surface defects, and

reduced service life. Surface modification techniques, such as electro spark deposition (ESD), can be applied to enhance the material's mechanical properties.

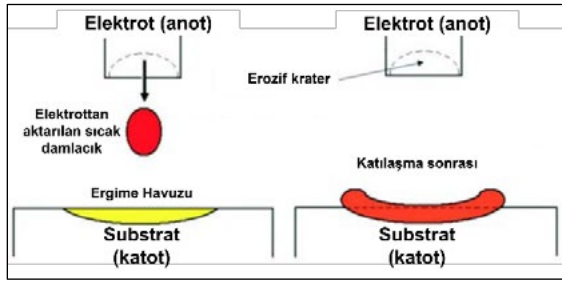
In this study, the electro spark deposition technique was used to apply a titanium coating onto the surface of 7075 aluminum alloy, followed by heat treatment. The successful deposition process was characterized using scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS or EDX), and X-ray diffraction spectroscopy (XRD). The presence of titanium-aluminide phases was confirmed by XRD analysis, and the effects of the coating and heat treatment on mechanical properties were examined by dry sliding wear and microhardness tests. The obtained results showed that the coated layer exhibited higher wear resistance and hardness values than the uncoated surface.

## 1. Giriş

7075 alüminyum alaşımları yüksek gerilmelere ve agresif ortamlara karşı gösterdikleri mukavemet, korozyon direnci gibi özelliklerine ek olarak çeliklere göre hafifliği ile öne çıkmıştır. Havacılık komponentleri, savunma ekipmanları, otomotiv parçaları gibi uygulama alanlarında kullanımı mevcuttur [1,2]. Bu malzemelerin servis koşullarında maruz kaldığı aşındırıcı ortamların zamanla mekanik özelliklerde zayıflamaya yol açtığı bilinmekte, endüstriyel uygulamalarda malzemelerin hasar görmesinin başlıca nedeni olarak kabul edilmektedir [3]. Aşınma dirençlerinin düşük olması, geliştirilmesi gereken bir malzeme özelliğidir. Literatürde 7075 alüminyum alaşımının aşınma direncini geliştirip mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla gerçekleştirilmiş farklı çalışmalar bulunmaktadır [4,5]. Mekanik özelliklerin iyileştirilmesi amacıyla gerçekleştirilen bu çalışmalarda alternatif olarak yüzey modifikasyonu teknikleri kullanılarak yüzey sertliğinde ve dolayısıyla aşınma direncinde artış sağlanabileceği düşünülmüştür [6].



Elektro kıvılcım biriktirme (EKB) tekniği, iki iletken malzeme arasında kapasitörlerle oluşturulan potansiyel farkla, kısa süreli, yüksek akımlı elektrik darbeleri kullanılarak ince bir malzeme tabakasının substrat üzerine erozif olarak transferine dayanan modifikasyon tekniğidir. Elektriksel olarak yüklenmiş elektrot adı verilen anot parçadan kaplanacak katot parçaya malzeme aktarımı sağlanarak çeşitli yüzey modifikasyonları gerçekleştirilebilmektedir. İşlem, altlık malzemenin mekanik, fiziksel veya kimyasal özelliklerini geliştirmek için kullanılır. Şekil 1’de EKB işlemi şematik olarak gösterilmektedir.



**Şekil 1.** EKB işleminde anot ve katot arasında gerçekleşen süreçler [7].

Literatürde alüminyum altlık metali üzerine elektro kıvılcım biriktirme tekniği kullanılarak kaplama yapımı çalışmalarının oldukça az olduğu görülse de Wang ve arkadaşlarının elektro kıvılcım biriktirme yöntemi kullanarak ZL101 alüminyum alaşımı altlık üzerine Al-Si kaplamasının başarılı şekilde gerçekleştirdiği görülmüştür [8].

Bu çalışmada, 7075 alüminyum alaşımı yüzey üzerine elektro kıvılcım biriktirme yöntemi kullanılarak titanyum biriktirme işlemi gerçekleştirilmiş ve ardından ısıtıl işlem uygulanmıştır. Uygulanan işlemlerin malzemenin kaplama yapısına etkileri karakterize edilmiş, mekanik özelliklerindeki değişim sertlik ve aşınma testleriyle analiz edilmiştir.

## 2. Materyal ve Metot

### 2.1 Numune hazırlama

7075 alüminyum alaşım külçesi su soğutmalı abrasif kesici disk kullanılarak 10x10mm genişliğinde 5mm kalınlığında numuneler elde edilecek şekilde kesilmiş, numune yüzeyleri silisyum-karbür zımpara kâğıdı kullanılarak 1000 grit boyutuna kadar zımparalanmıştır. Ultrasonik banyoda etanol içerisinde 5 dakika boyunca temizlenmeye bırakılan numuneler su ile durulanmış ve kurutulmuştur.

### 2.2 Kaplama ve ısıtıl işlem prosesi

7075 alüminyum numunelerin kaplanmasında, Elitron 16 model EKB cihazı kullanılmıştır. 5 mm çapında 30 mm uzunluğunda ticari saflıkta titanyum çubuk elektrot kullanılmıştır. Yüksek saflıkta koruyucu argon gazı atmosferi sisteme entegre

edilmiştir. Kaplama parametreleri olarak 50 Amper, 100  $\mu$ s, 1000mC, 40V seçilerek gerçekleştirilmiştir. Kaplanan numuneler Protherm PLF 120/5 marka fırında 450 °C sıcaklıkta 5 saat ısıtıl işleme maruz bırakılmış ve fırın içerisinde soğutulmuştur.

### 2.3 Karakterizasyon Yöntemleri

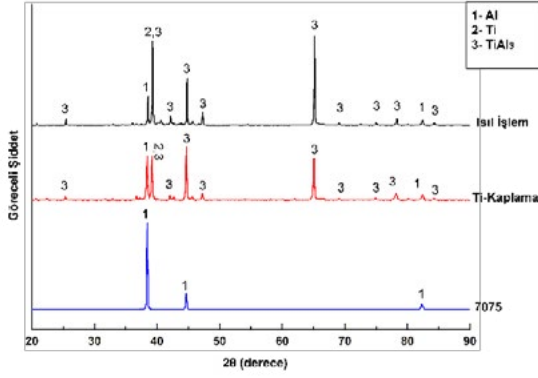
Mikroyapı görüntüleri; “Philips XL30 SFEG” model taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) kullanılarak elde edildi. XRD analizleri, “Rigaku DMAX 2200” model XRD cihazı ile 20-90° tarama aralığı 1,541Å dalga boyuna sahip Cu-K $\alpha$  radyasyon kaynağı kullanılarak gerçekleştirildi. Kuru kaydırma aşınma testi, ball-on-disk “CSM Instrument Tribometer” cihazı ile alümina bilye kullanılarak 5N altında 10 cm/s hızla 100 metre olarak gerçekleştirildi. Aşınma izi analizi için “Veeco Dektak 8” marka mekanik profilometre kullanıldı. Mikro sertlik analizi “Mitutoyo HM200” sertlik cihazı kullanıldı. Elde edilen izlerin incelenmesi ve görüntülenmesi “Zeiss AX10” model mikroskop kullanılarak gerçekleştirildi.

## 3. Bulgular ve Tartışma

### 3.1 Yapısal incelemeler

Kaplama prosesi öncesinde alüminyum altlık malzeme ve sonrasında kaplanan malzemenin ağırlığı hassas terazi ile ölçülmüştür. EKB tekniği alüminyum gibi düşük ergime sıcaklığına sahip metallere uygulandığında, elektrottan düşen yüksek sıcaklıktaki damlacıkların altlık malzemede kısmi buharlaşmaya sebep olarak kütle kaybına yol açabilmektedir. Ölçümler ile optimum kaplama koşullarının 50A, 100 $\mu$ s, 1000mC, 40V parametrelerinde gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Bu parametrelerle Ti-elektrotun alüminyum altlık malzeme üzerine biriktirilebildiği ağırlık artışının gözlemlenmesiyle tespit edilmiştir.

Şekil 2’de 7075 alüminyum alaşım, titanyum kaplanmış ve kaplamanın ardından ısıtıl işleme tabii tutulmuş parçaların XRD paternleri verilmiştir. Ti-kaplama paterninde görülen 2 numaralı piklerin temsil ettiği saf titanyum, titanyum elektrotun kaplama yüzeyine biriktirildiğini göstermektedir. Alüminyumca zengin titanyum-alüminat fazlarından biri olan TiAl<sub>3</sub> pikleri kaplanmış ve ısıtıl işlem görmüş parçalarda gözlemlenmiştir. Kaplama esnasında yüksek sıcaklığa sahip titanyum içerikli damlacıkların, altlık malzeme yüzeyinde oluşturduğu reaksiyonlar sonucu alüminyum ile metalurjik bağ kurarak TiAl<sub>3</sub> fazlarını oluşturduğu görülmüştür. Altlık ve kaplama arasında intermetalik oluşumları EKB tekniğinin doğası gereği meydana gelmektedir. ısıtıl işlemin var olan TiAl<sub>3</sub> piklerinin yoğunluğunun artmasında etkili olduğu gözlemlenmiştir.

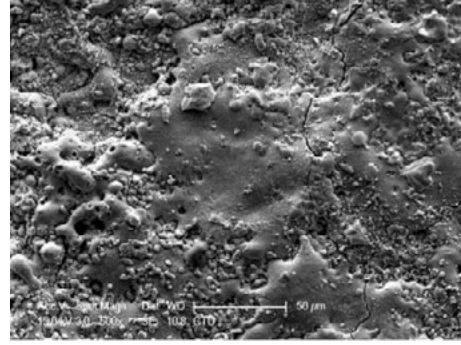


**Şekil 2.** 7075 alüminyum, Ti-kaplama ve ısıtılmış numunelerin XRD paternleri.

Kaplanmış ve ısıtılmış işlem görmüş kaplamalı yüzeylerin taramalı elektron mikroskop görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 3 ve Şekil 4'te verilmiştir.

Kaplanmış numunenin görüntüsünde, malzeme yüzeyine düşürülmüş, çapı yaklaşık 80µm olan damlacığın oluşturduğu yapı görülmektedir. Ti-elektrot ve altlık arasında oluşturulan kıvılcıkların sağladığı yüksek sıcaklık ve elektrot tutucunun belli frekansta titreşmesi sonucu oluşan eroziv malzeme aktarımı yüzeyde pürüzlülüklere sebep olduğu bilinmektedir [9]. Yüzeyde çatlakların varlığı gözlemlenmiş, düzensiz ve dağınık parçacıklar tespit edilmiştir. Altlık malzeme ile düşen damlacıklar arasında oluşan sıcaklık farkı kaplama tabakasında çatlaklar, delaminasyonlar ve poroziteler gibi bazı kusurlara yol açmaktadır [10]. Bu tür kusurların malzemenin yüzeyinde mekanik özelliklerde zayıflamaya yol açtığı literatürde yüzey kaplama çalışmalarında belirtilmektedir [11].

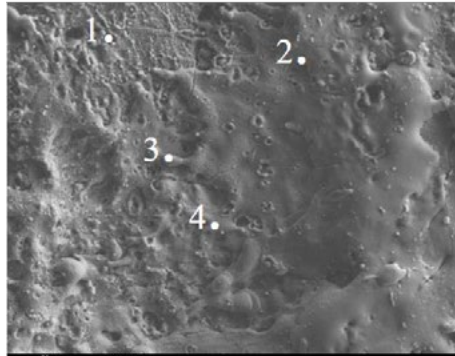
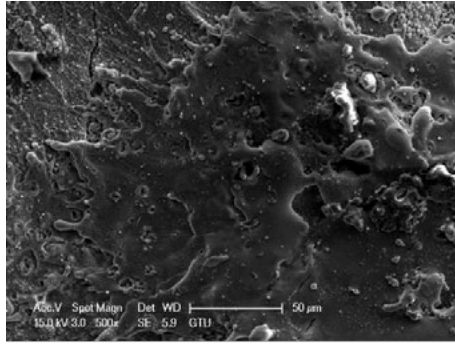
Yüzde atomik EDS verilerine göre kaplama tabakasında titanyumun %6-16 arasında değiştiği saptanmıştır. Her ne kadar bu oran atomik ölçekte düşük de olsa, altlık malzemeden alınan sinyaller bu oranın düşmesinde rol almıştır. XRD analizlerine göre uyumlu olduğu düşünülen EDS verileri, kaplama yüzeyinde alüminyumca zengin titanyum-alüminat fazlarının bulunduğu işaret etmektedir.



% at.	1	2	3	4
Al	86.52	82.54	76.66	77.51
Ti	6.7	10.42	16.53	14.82
Mg	4.55	4.29	4.07	4.44
Cu	0.31	0.41	0.49	0.42
Zn	1.86	2.26	2.06	2.67

**Şekil 3.** EKB ile titanyum kaplanmış 7075 alüminyum alaşımının ikincil elektron modunda çekilmiş yüzey SEM görüntüleri ve yüzde atomik olarak verilmiş EDS sonuçları.

Isıl işlem sonrasında, kaplama yüzeyinde ağırsı bir yapının oluştuğu ve artan sıcaklıkla damlacıkların yayılarak uzadığı ve belirginleştiği gözlemlenmiştir. Öte yandan damlacıkların üst tabakasının merkez kısmında kümelenmiş porozitelerin belirginleştiği ve sayılarında artışların olduğu görülmüştür.



Scanned Area	Field of View	1	2	3	4
% at.					
Al		75.99	73.68	74.3	73.27
Ti		14.41	15.9	17.73	19.82
Mg		6.46	7.53	5.4	4.64
Cu		0.44	0.47	0.47	0.6
Zn		2.71	2.42	2.09	1.68

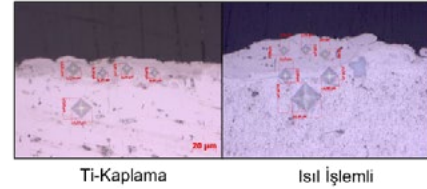
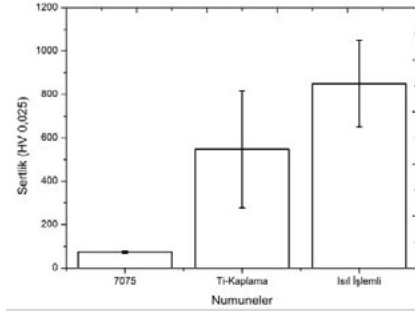
**Şekil 4.** EKB ile titanyum kaplanmış ve ardından ısıtılmış 7075 alüminyum alaşımının ikincil elektron modunda çekilmiş yüzey SEM görüntüleri ve yüzde atomik olarak verilmiş EDS sonuçları.

EDS verilerine göre, ısıtılmanın titanyumun yüzde atomik yoğunluğunun %14 ila %20 aralığına artmasında etkili olduğu görülmüştür. Damlacıkların üst tabakalarında nispeten yoğun miktarda biriken titanyum, ısıtılma ile kaplama yüzeyine yayılarak daha homojen bir kaplama tabakası oluşturmuştur.

### 3.2 Mekanik özelliklerin incelenmesi

#### Sertlik ölçümleri

İşlemsiz, Ti-kaplamalı ve ısıtılmalı numunelere uygulanan Vickers sertlik testlerine ait değerler ve kaplama kesitinden alınan sertlik izlerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5'te verilmiştir. Kaplamalara yüzeyden başlayarak uygulanan kesit mikrosertlik ölçümlerine göre 7075 alüminyum altlık metalinin 5 ölçüm sonucunda elde edilen ortalama Vickers sertlik değerinin 73,49 HV olduğu belirlenmiştir.

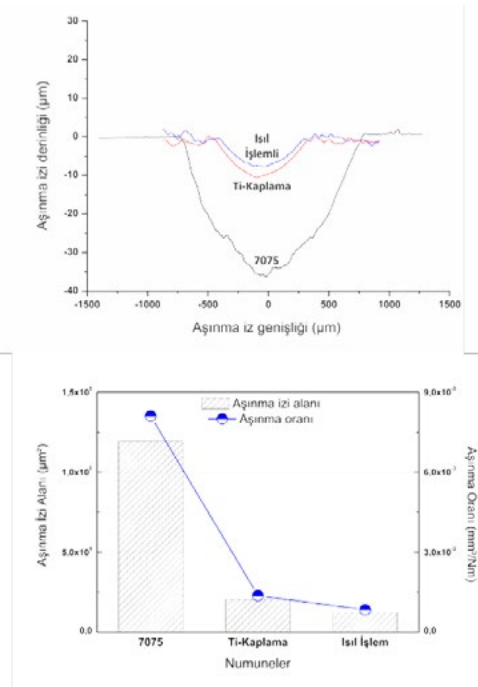


**Şekil 5.** Altlık, Ti-kaplama ve ısıtılmalı numunelerin; sertlik grafiği (üstte), kaplama tabakası kesitinden alınmış sertlik izleri optik mikroskop görüntüleri (altta).

Elektro kıvılcım biriktirme yöntemiyle titanyum kaplanan 7075 alüminyum numuneye uygulanan sertlik ölçümlerine göre yüzeyden 10 µm mesafede 826,4 HV sertlik değeri alınırken kaplama boyunca ortalama 546,92 HV sertlik değeri elde edilmiştir. Isıtılma uygulanmış numunelere uygulanan ölçümlere göre yüzeyden 10 µm mesafede 1013,02 HV sertlik değeri alınırken kaplama boyunca ortalama 848,96 HV sertlik değeri elde edilmiştir. Bu sonuçlara göre 7075 alüminyum alaşımına yapılan titanyum kaplama ile sertlik değeri yaklaşık 7 kat bununla birlikte ısıtılma uygulanarak altlık malzemeye göre 10 kata yakın sert kaplamalar üretilmiştir. EKB ile kaplamada oluşturulan titanyum-alüminat fazları varlığı sertlikte artışa sebep olmuştur [6]. Isıtılma ile var olan titanyum-alüminat fazlarının yoğunluğunun artması, nispeten daha sert bir kaplama elde edilmesinde rol almıştır.

#### Aşınma testi

Aşınma testi sonrası aşınma izinden elde edilen profilometre ölçümlerinin sonuçları, aşınma izi alanı ve hızları Şekil 6'da gösterilmiştir. Uygulanan aşınma testleri sonucunda işlemsiz 7075 alüminyum numunenin 10 ölçüm sonucunda elde edilen ortalama aşınma izi alanı 119317,75 µm<sup>2</sup> ve aşınma hızı 8,111 x 10<sup>-3</sup> mm<sup>3</sup>/Nm iken EKB yöntemiyle titanyum kaplanan 7075 alüminyum numunenin 10 ölçüm sonucunda elde edilen ortalama aşınma izi alanının 20218,83 µm<sup>2</sup> ve aşınma hızı 1,374 x 10<sup>-3</sup> mm<sup>3</sup>/Nm olarak belirlenmiştir. Isıtılma tabii tutulan numunede ise ortalama aşınma izi alanı 12310,33 µm<sup>2</sup> ve ortalama aşınma hızı 8,36 x 10<sup>-4</sup> mm<sup>3</sup>/Nm olarak ölçülmüştür.



**Şekil 6.** Altlık, Ti-kaplama ve ısıl işlem görmüş numunelerinin; aşınma izlerinin ölçüm grafiği (üstte), aşınma izi alanı ve aşınma hızı grafiği (altta).

Benzer çalışmalarda görülen aşınma hızındaki bu düşüşün sebebi titanyum-alüminat fazlarının varlığı ile ilişkilendirilebilir [12,13]. Bu değerler titanyum kaplama işleminin 7075 alüminyum alaşımının aşınma direncini artırıcı etki gösterdiğini kanıtlamaktadır[13]. Bununla birlikte ısıl işlemin var olan titanyum alüminat fazlarının yoğunluğunu artırmasıyla aşınma direncinin iyileşmesinde etkili olduğu görülmüştür.

#### 4. SONUÇLAR

7075 alüminyum alaşımı üzerine elektro-kıvılcım biriktirme (EKB) tekniği ile titanyum biriktirilip işlemi gerçekleştirilmiş ve karakterize edilmiştir. Kaplama sonrası uygulanan ısıl işlemin kaplamanın yapısına ve mekanik özelliklerine etkisi sertlik ve aşınma testleri ile incelenmiştir. Bu bağlamda ulaşılan sonuçlar:

EKB tekniği kullanılarak alüminyum alaşım üzerinde titanyum biriktirme işlemi başarı ile gerçekleştirilmiştir.

EKB tekniği sonrası uygulanan ısıl işlemin, kaplama tabakasında var olan titanyum-alüminat fazlarının yoğunluğunu artırdığı görülmüştür.

Altlık alüminyum alaşım oranla kaplama tabakasının sertlik değerlerindeki artış, sadece kaplama ile yaklaşık 7 kat, kaplamaya sonradan uygulanan ısıl işlem ile 10 kata kadar yükselmiştir.

Altlık malzemeye göre aşınma hızı, EKB tekniği ile %84, ısıl işlem prosesi ile %90 oranında düşürülmüştür.

Mekanik özelliklerdeki iyileşmede, kaplamaya uygulanan ısıl işlemin etkili olduğu sonucuna varılmıştır.

#### Teşekkür

Bu çalışmanın yapısal karakterizasyon aşamalarında emekleri için öğretim görevlileri Ahmet NAZIM ve Adem ŞEN'e teşekkür ederiz.

#### Referanslar

- [1] P. Zhang, L. Zeng, X. Mi, Y. Lu, S. Luo, W. Zhai, *Wear*, 474–475 (2021).
- [2] W. fu Wang, M. cai Wang, F. jiu Sun, Y. gui Zheng, J. min Jiao, *Surface and Coatings Technology*, 202 (2008) 5116–5121.
- [3] P. Blanchard, C. Colombie, V. Pellerin, S. Fayeulle, L. Vincent, *Metallurgical Transactions A*, 22 (1991) 1535–1544.
- [4] J.K. Park, *Materials Science and Engineering: A*, 103 (1988) 223–231.
- [5] A.D. Isadare, B. Aremo, M.O. Adeoye, O.J. Olawale, M.D. Shittu, *Materials Research*, 16 (2013) 190–194.
- [6] B. Guo, J. Zhou, S. Zhang, H. Zhou, Y. Pu, J. Chen, *Surface and Coatings Technology*, 202 (2008) 4121–4129.
- [7] K. Korkmaz, M.S. Yılmaz, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 17 (2017) 704–709.
- [8] W. Wang, M. Wang, F. Sun, Y. Zheng, J. Jiao, *Surface and Coatings Technology*, 202 (2008) 5116–5121.
- [9] K. Korkmaz, A. V Ribalko, O. Sahin, *Kovove Material*, 51 (2013) 283–289.
- [10] D.W. Heard, M. Brochu, *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (2010) 892–898.
- [11] S. Durdu, S.L. Aktuğ, K. Korkmaz, *Surface and Coatings Technology*, 236 (2013) 303–308.
- [12] S. Mridha, H.S. Ong, L.S. Poh, P. Cheang, *Journal of Materials Processing Technology*, 113 (2001) 516–520.
- [13] R. Sitek, J. Kaminski, J. Borysiuk, H. Matysiak, K. Kubiak, K.J. Kurzydowski, *Intermetallics*, 36 (2013) 36–44.

# Alüminyum ve Alaşımlarının Döküm Prosesinde Sıvı Metal Temizleme Yöntemlerinin ve Ergiyik Metal Kalite Kontrol Metotlarının İncelenmesi

Investigation of Liquid Metal Cleaning Methods and Liquid Metal Quality Control Methods in the Casting Process of Aluminum and Its Alloys

**Sena ALTIN**

Coşkunöz Metal Form San. ve Tic. A.Ş.  
Türkiye

## Abstract

Aluminum and aluminum alloys are frequently preferred in the industry due to their superior properties. Aluminum and its alloys are the second-ranked materials in the industry after iron and steel. Aluminum and its alloys can be produced by two different processes, primary and secondary. One of the most important problems in secondary aluminum production is the optimization of liquid metal quality. In order to obtain final casting products with high liquid metal quality, bifilms and inclusions must be purified from aluminum. For this purpose, liquid metal cleaning methods are applied in the industry. Control of the quality of the final casting product begins with the control of melt quality. Controlling the melt quality is important for controlling the properties of the final cast product. In addition, thanks to the liquid metal quality control, poor quality, cost and time losses are improved. Within the scope of the study, one of the liquid metal cleaning methods used in the casting of aluminum and alloys; flux usage, degassing methods and controlled solidification method were investigated. In addition, within the scope of the study; It has been studied in methods such as reduced pressure testing (RPT), K-MOLD, which helps in determining the liquid metal quality.

## Özet

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, sahip olduğu birçok gözde özellikleri sebebiyle endüstride sıklıkla tercih edilen mühendislik malzemeleri arasında yer almaktadır. Alüminyum ve alaşımları; endüstride kullanımı birinci sırada yer alan demir-çelik malzemesinden sonra ikinci sırada yer alan malzeme gruplarıdır. Birincil ve ikincil olmak üzere iki farklı prosesle, alüminyum ve alaşımları üretilebilmektedir. İkincil alüminyum üretiminde karşılaşılan en önemli problemlerden bir tanesi, ergiyik kalitesinin optimizasyonu konusudur. Ergiyik kalitesi yüksek nihai döküm ürünlerinin elde edilmesi için, çözülmüş hidrojenin, bifilmelerin (çift katlı oksit filmleri), inklüzyonların, empürütelerin vb. yapıların alüminyum hammaddesinden arındırılması gerekmektedir. Bu amaç

doğrultusunda, endüstride sıvı metal temizleme yöntemleri uygulanmaktadır. Nihai döküm ürününün kalitesinin kontrolü, ergiyik kalitesinin kontrolü ile başlamaktadır. Ergiyik kalitesinin kontrol edilmesi, nihai döküm ürünün özelliklerinin kontrolü için büyük önem taşımaktadır. Buna ek olarak, ergiyik kalite kontrolünün etkin şekilde gerçekleştirilmesiyle; kalitesizlik, maliyet, zaman kaybı ve ekstra iş gücü gibi yalınlığı tetikleyen önemli unsurlarda katma değerler elde edilmektedir. Gerçekleştirilen çalışmada; alüminyum ve alaşımların dökümünde kullanılan ergiyik metal temizleme yöntemlerinden olan; flaks kullanımı, gaz giderme metotları ve kontrollü katılaştırma yöntemi incelenmiştir. Buna ek olarak çalışma kapsamında; ergiyik kalitesinin tayin edilmesinde yardımcı olan azaltılmış basınç testi (RPT), K-MOLD gibi metotların da ele alınması sağlanmıştır.

## 1. Sıvı Metal Temizleme Yöntemleri

Endüstride kullanılan ikincil alüminyumdan üretilen nihai ürünlerin kaliteli olabilmesi için ergiyik kalitesinin de kaliteli olması gerekmektedir. Alüminyum hurdadan gelebilecek gaz, inklüzyon, kalıntı gibi yapıların kaliteli ergiyik elde edebilmek için yapıdan uzaklaştırılması gerekmektedir. Bu doğrultuda, literatür araştırması yapıldığında; atıl (inert) gaz, tablet kullanımı gibi uygulamalar tayin edilmiştir. Aşağıda belirtilen alt başlıklarda, sıvı metal temizleme yöntemleri detaylı şekilde sunulmuştur.

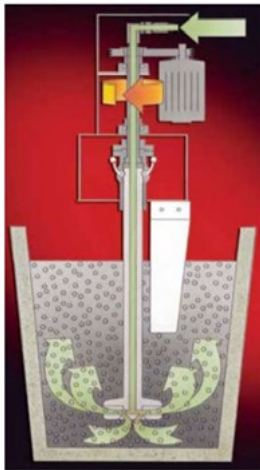
### 1.1. Flakslar

Flakslar, genellikle inorganiktir ve gazdan arındırma, temizleme ve alaşımlandırma gibi çeşitli durumlar için kullanılmaktadırlar [1]. Kullanım amaçlarına göre; örtü, temizleme, rafinasyon, duvar temizliği, cüruf çekme, gaz giderme olmak üzere çeşitlendirilmektedirler. Klor ya da flor içeren flakslar, maliyet ve uygulama kolaylığı açısından tercih edilmektedirler [2]. Belirtilen flaks grubu ergiyiğe doğrudan, gaz giderme cihazları içerisine konularak veya tabletler şeklinde entegre edilmektedirler [3]. Alüminyum

ergiyik temizleme işlemi için azot gazı ve tablet kullanımının kıyaslanmasının yapıldığı çalışmada, her iki yöntemde etkin sonuçlar verdiği fakat tablet kullanımının çevreye verdiği zararlı etkilerden ötürü gaz kullanımının daha avantajlı olduğu sunulmuştur [4].

## 1.2. Rotary (Döner tip) gaz giderme

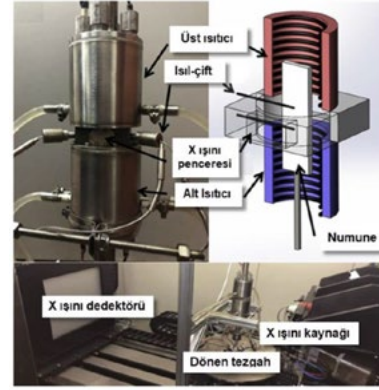
Döner tip gaz giderme işleminde, azot veya argon gazları, rotary sistemine sahip gaz giderme cihazıyla ergiyik içerisine entegre edilerek ergiyik içerisinde yer alan hidrojen gazının uzaklaştırılması sağlanmaktadır. Belirtilen işlemde inert gaz kabarcıklarının yüzey alanı ne kadar büyükse gaz giderme işlemi de o kadar hızlı meydana gelecektir. Şekil 1'de, rotary gaz giderme metodu şematik gösterimi yer almaktadır. Şekilde görülen metotta pervane tekniği etkin kullanılmazsa sıvı metal içerisinde kontrol edilemeyen bir girdap oluşacaktır. Bu sebeple, atmosfer içerisinde yer alan oksijen sıvı metalle reaksiyona girecektir. Sonuç olarak, prosenin optimum parametrelerini belirlemek etkin sonuç elde etmek açısından önemlidir.



Şekil 1. Rotary gaz giderme metodu şematik gösterimi [5]

## 1.3. Yeniden ergitme gaz giderme (Kontrollü katılaştırma)

Kontrollü katılaştırma işleminde, yeniden ergitme esnasında ergiyiğin kontrollü katılaşması ile ergiyik temizliği gerçekleştirilmektedir. Şekil 2'de yeniden ergitme deney düzeneği şeması görülmektedir. Şekil 2 incelendiğinde, fırının altında ve üstünde iki ısıtma bölgesinin varlığı görülmektedir. Alt ısıtıcı üst ısıtıcıya göre daha düşük bir sıcaklığa ayarlanmaktadır. Bundan dolayı, ergiyiğin dikey ekseninde katılaşması sağlanmaktadır.

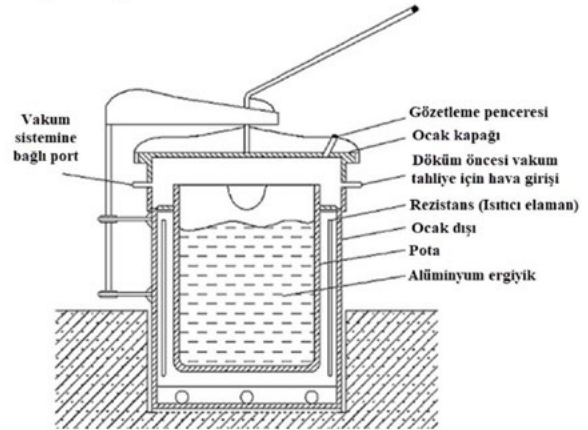


Şekil 2. Yeniden ergitme deney düzeneği şeması [6]

Yeniden ergitme esnasında, hidrojen molekülleri termodinamik olarak kararsız hale gelmektedir. Yeniden ergitme işlemi, sıvı metal içerisindeki inklüzyonların da etkili bir şekilde azalmasına sebebiyet vermektedir. Belirtilen işlemde, yeniden ergitme esnasında sıvı metalin yüzeyi durgun olduğundan ötürü yeni oksitlerin az seviyede oluşmasını mümkün kılmaktadır. Bundan dolayı, bu yöntemin etkili bir gaz giderme işlemi olduğu kolaylıkla ifade edilmektedir [7].

## 1.4. Vakum gaz giderme

Vakum gaz giderme işleminin şematik görüntüsü Şekil 3'te yer almaktadır.

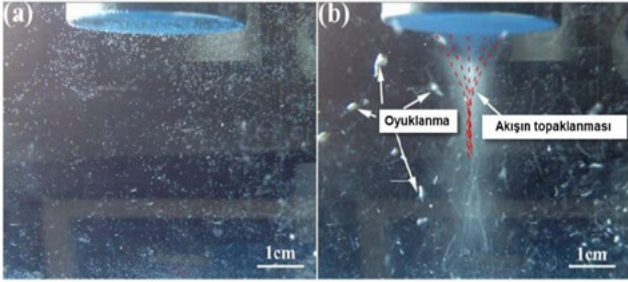


Şekil 3. Vakum gaz gidermenin şematik görüntüsü [8]

Bu işlemde, boşluğu vakumlamak, hidrojenin ergiyik içerisinden uzaklaşmasını sağlamaktadır. Sıvı metalin ortasındaki ve altındaki hidrojenin çıkmasının uzun sürmesinden dolayı bu durumun iyileşmesi için iç vakum emme yöntemi geliştirilmiştir. İç vakum emme yönteminde, emme kafası (gözenekli) sıvı metal içerisine daldırılmaktadır. Sıvı metal ve emme kafası arasında ara yüzeyde hidrojen konsantrasyonu gradyanı oluşmaktadır. Meydana gelen difüzyonla hidrojen, emme kafasına aktarılmaktadır [8].

### 1.5. Ultrasonik gaz giderme

Ultrasonik gaz giderme yöntemine, çevreci olması ve çok yönlülüğü olması sebebiyle son yıllarda ilgi artmaktadır. Literatürde yer alan bir çalışmada, sıvı metalde gaz kabarcığı oluşmasının başlatılması için ultrasonik kavitasyonun gerekli olduğu ifade edilmektedir [9]. Ultrasonik ortamda, bir kabarcık titreşirken, her genişlemede sıvı metalden daha fazla hidrojen çıkaran yapı görevi görmektedir. Kabarcıkların boyutu büyüdüktan sonra, yüzeye çıkarak hidrojeni atmosfere bırakmaktadır. Ultrason uygulamasının su testinde görünüşü Şekil 4' de görülmektedir.

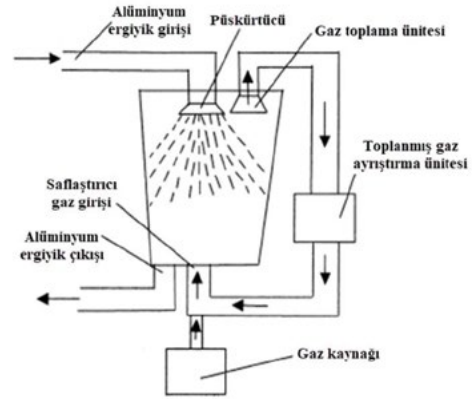


Şekil 4. Ultrasonun su simülasyon testleri, a) Ultrason kapalı, b) Ultrason açık [10]

Bu işlem, alüminyum ve magnezyum alaşımlarının gazdan arındırılmasını, filtrasyonunu etkin şekilde sağlamaktadır. Ergiğin hacmi bu proses için önem arz etmekteydi, bilindiği gibi sıvı metalin boyutu ve tonajı arttıkça işlemin etkinliği azalmaktaydı; fakat son yıllarda çok sayıda ultrasonik kaynak kullanılarak tonajları yüksek ergiğin bu metotla temizlenmesi sağlanmaktadır [11].

### 1.6. Sprey gaz giderme

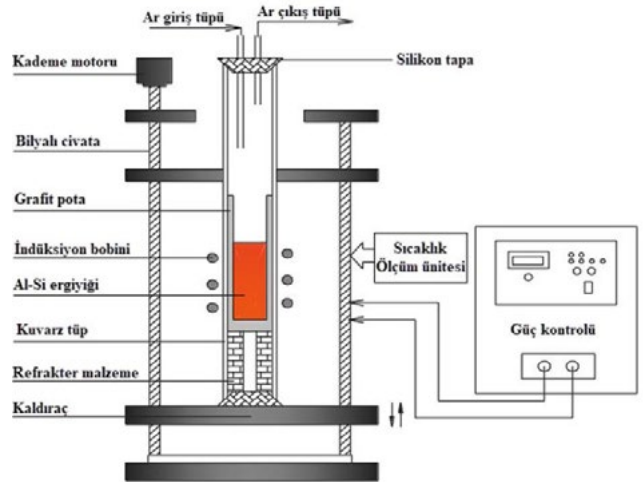
Sprey gaz giderme işleminin şematik olarak gösterimi Şekil 5' de görülmektedir. Sprey gaz giderme işleminde, sıvı metal püskürtücüye getirilmektedir. Püskürtücü vasıtasıyla, sıvı metal atomize edilmektedir, sonrasında işleme tankına püskürtülmektedir. Akabinde temizleme gazı, işleme tankına gönderilmektedir. Kısmi basınç farkı sebebiyle, sıvı metal damlacıklarındaki hidrojen, temizleme gazına yayılmaktadır. Ergiyik damlacıkları gazdan arındırıldıktan sonra, işleme tankının dibine toplanmaktadır. Gazdan arındırma işlemi esnasında, damlacıkların katılaşmasını önlemek için gaz yüksek bir sıcaklıkta tutulmaktadır [12].



Şekil 5. Sprey gaz giderme yönteminin şematik çizimi [12]

### 1.7. Elektromanyetik yönlü gaz giderme

Alüminyum alaşımı indüksiyon içerisinde ergidikten sonra ergiyik aşağıya doğru çekilmektedir. Çekmenin etkisiyle doğal katılaşma sebebiyle aşağıdan yukarıya doğru katılaşma meydana gelmektedir. Ergiğin oksitlenme durumunu önlemek için ortama argon gazı verilmektedir (Şekil 6).



Şekil 6. Elektromanyetik yönlendirilmiş gaz giderme yönteminin şematik gösterimi [13]

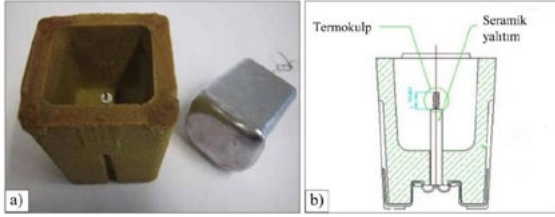
Sıvı metalde çözünen hidrojen atomlarının çoğunun kaynağı, ergiyik yüzeyindeki su buharının ayrışmasıdır. Elektromanyetik karıştırma ile, hidrojen atomları ergiyik içinde salınmaktadır. Daha küçük iç basınca sahip kavitasyon kabarcıkları üretilmektedir. Sıvı metal içerisindeki hidrojen atomu bu kabarcıklara kolaylıkla yayılmaktadır ve aynı zamanda birbirleriyle etkileşime girmektedir. Sıvı akışının etkisi altında olan kabarcık hidrojen taşıyıcıdır.

## 2. Sıvı Metal Temizleme Kontrol Yöntemleri

Sıvı metal kalitesinin değerlendirilmesi için endüstride kullanılan birçok yöntem bulunmaktadır. Örnek vermek gerekirse; termal analiz, X ışını yöntemi, ultrasonik test, vakum altında katılaştırma, K-mold, elektriksel direnç testi, tatur testi, akışkanlık testi, Prefil veya PoDFA cihazı verilmektedir. Bu testlerle birlikte, ergiyik kalitesinin ölçümü yapılabildiği için yalın ve etkin bir prosesin tasarımı sağlanmaktadır. Bu sebeple, alüminyum ergiyik kalitesini tayin etmek için çeşitli teknolojiler geliştirilmiştir. Aşağıda yer alan başlıklarda test yöntemleri sunulmuştur.

### 2.1. Termal analiz yöntemi

Metal ve metal alaşımlarında katılma esnasında, meydana gelen sıcaklık değişimlerinden dolayı çeşitli fazların oluştuğu bilinmektedir. Katılma sona erene kadar tutulan sıcaklık-zaman grafiği termal analiz (TA) metodunda kullanılmaktadır. Bu grafikte elde edilen eğriye soğuma eğrisi denilmektedir. Şekil 7-a' da test kabı ve numunesi görülmektedir. Şekil 7-b de ise, şematik çizim yer almaktadır.



Şekil 7. Termal analiz yöntemi; a) test kabı ve numunesi, b) şematik çizimi

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının, termal analizinde çeşitli cihazlar mevcuttur. Genel olarak ifade etmek gerekirse, numune kabında yer alan sıvı metalin katılma/zaman verilerinin bilgisayar ortamına entegre edilmesiyle sistem çalışmaktadır. TA numunesinin katılma zaman aralığını ölçmek için test kabı içerisinde K-tipi ısı çift yerleştirilmektedir (bir veya iki adet). Isıl çiftlerden gelen veriler, bilgisayara entegre edilir, çeşitli yazılımlarla gelen verilerin anlamlandırılması sağlanmaktadır. Bu test metodolojisi, alüminyum ve alaşımlarına entegre edilen tane inceltici ve modifiye edicilerin ergiyik kalitesine olan verimliliğin kontrol edilmesinde kullanılmaktadır [14].

Yapılan bir çalışmada [14], soğutma eğrisi analizi (CA-CCA) termal analiz yöntemini kullanmışlardır. Çalışma kapsamında, katılma özellikleri soğutma eğrilerinden hesaplanarak sunulmuştur. Tayin edilen durum sonucunda, proseslerin kalite kontrolündeki önemi elde edilmiştir.

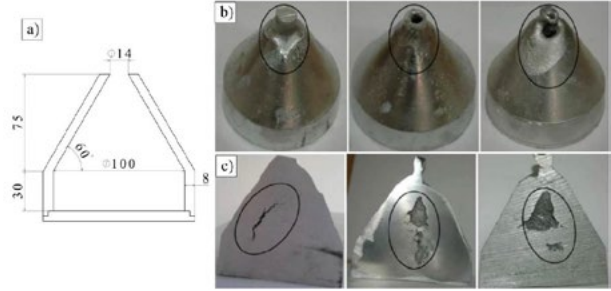
### 2.2. X-ışını yöntemi

X ışını demetleri; X ışını tomografisi ve X ışını radyografisi olmak üzere kullanım yönü ve yoğunluğu açısından iki farklı

ölçme yöntemi olarak ayrılmaktadır. Her iki metot da sıvı metalin döküm kalitesini belirlemede kullanılmaktadır. Her iki uygulama da tahribatsız ölçüm tekniği olarak adlandırılmaktadır. Yöntemlerin çalışma prensipleri malzemenin içerisinde yer alan katı faz yapılarının X ışınlarını farklı şekilde absorbe etmesiyle ilgili olmaktadır. X ışını tomografisi dönme eksenini etrafında çekilmiş görüntüleri analiz ederek 3D görüntülerini oluşturmaktadır. Bu metodun dezavantajı ise maliyetli olmasıdır ve aynı zamanda daha çok laboratuvar ortamında çalışma gereksinimi bulundurmasıdır. Bu test yöntemleri; inklüzyon, gözenek, iç çatlak, sıcak yırtılma gibi döküm kusurlarının tespit edilmesinde kullanılmaktadır [15].

### 2.3. Tatur test

Bu test metodu, alaşımların katılma esnasında makro ve mikro gözenek oluşurma eğilimini tayin etmek için geliştirilmiştir. Tatur testi endüstriyel olarak alüminyum döküm firmalarınca rutin olarak kullanılmamaktadır. Kullanılmama sebebi ise şu şekilde açıklanmaktadır; sıvı metal temizliğinin etkin şekilde değerlendirilmesi için çok sayıda numune alınıp analize sokulmaktadır. Bu durumda, test sonuçlarının temini uzun zaman almaktadır. Tatur kalıbının şematik gösterimi Şekil 8'de yer almaktadır.



Şekil 8. Tatur kalıbının şematik gösterimi ve numune, b) dış gözenekler, c) iç gözenekler [16]

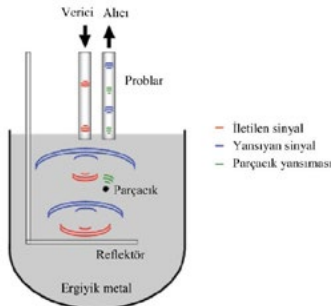
Tatur test kalıbının üst kısmı delikli ve koniktir. Deney esnasında, ergiyik metal ısıtılmış olan kalıba delikten dökülmektedir. Sıvı-katı dönüşümü esnasında büzülme ile mikro ve makro gözenek oluşumu arttırılmaktadır. Uygulanacak yoğunluk ölçümüyle mikro, makro çekintilerin ve porozitelerin hacminin matematiksel olarak tayin edilmesi sağlanmaktadır [16].

### 2.4. Ultrasonik test

Belirtilen test yönteminde; ergiyik metal içerisine prob yardımıyla ses dalgaları iletilmektedir ve ergiyik içerisinde bulunan gazların, inklüzyonların vb. yapıların ses dalgalarının ilerleyişine engel olup proba iletilmesi prensibi kullanılmaktadır. Proba iletilen ses dalgaları elektriksel sinyallere dönüştürülmektedir. Bu durum sonrasında, ergiyik içerisinde var olan kirlilikler ile ilgili matematiksel verilerin tayin edilmesi sağlanmaktadır. Aşağıda yer alan



Şekil 9’ da test metodunun çalışma prensibi şematik olarak verilmiştir [17].

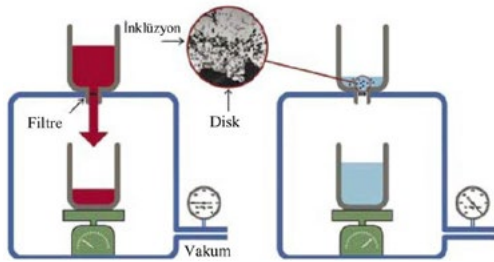


Şekil 9. Ultrasonik algılama prensibi [17]

Guo ve arkadaşları, Al-Si alüminyum alaşımına ait ergiyik içerisindeki inklüzyonların ölçülmesinde bu test metodunu kullanmışlardır [18]. Test sonucunda, ortalama parçacık boyutu, parçacık sayısı gibi önemli verilere ait grafikler elde edilmiştir. Testin sonucunda; ultrasonik test cihazından elde edilen grafiklerin, sıvı metal sıcaklığı ve karıştırma koşullarının etkin şekilde ayarlanması için kullanılabilir veri olduğu tespit edilmiştir.

## 2.5. PoDFA (Gözenekli disk filtrasyon aparatı)

Şekil 10’ da test yönteminin şematik olarak gösterimi yer almaktadır. Gözenekli disk filtrasyon aparatı yönteminde, 1.5 kg sıvı metal, test filtresine sahip ısıtılmış potaya dökülmektedir. Vakumlu ortam sayesinde, sıvı metalin filtreden akması gerçekleştirilmektedir. Sıvı metal içerisindeki inklüzyonlar, ergiyiğin geçtiği filtrede toplanmaktadır. PoDFA yönteminde, sıvı metalin kalitesi, filtrede toplanan kalıntıların metalografik olarak analiz edilmesiyle tayin edilmektedir.



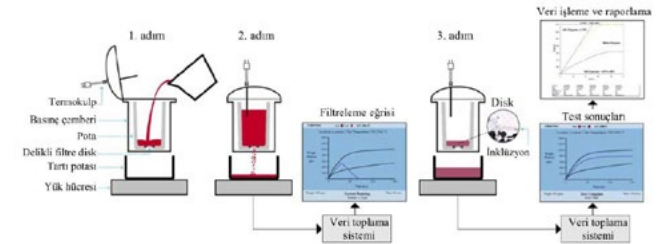
Şekil 10. PoDFA test yöntemi [19]

Liu ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada, A356 alüminyum alaşımlarında inklüzyon oluşumunu bu test metoduyla incelemişlerdir [20]. Çalışma kapsamında, metalik olmayan inklüzyon tipleri ve konsantrasyonları da tayin edilmiştir.

## 2.6. Prefil footprinter

Bu test yönteminde, filtre kullanılmaktadır. İlk olarak, sıvı metal, deney kabına dökülmektedir. Deney kalıbına

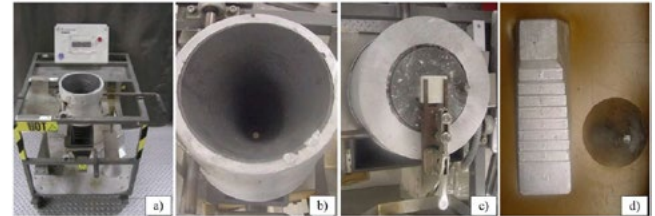
yerleştirilmiş filtreden ergiyik metal, sabit sıcaklık ve basınç altında geçmektedir. Ergiyik içerisinde var olan inklüzyonlar filtrede toplanarak ergiyik akışında azalma meydana getirmektedir. Ergiyik akış hızında meydana gelen değişimlerden ötürü akış hızı grafiği oluşturulmaktadır. Akış hızındaki eğrilerin eğimi, ergiyik kalitesi ile doğru orantılı olarak değişmektedir. Şekil 11’de belirtilen test metoduna dair şematik gösterim yer almaktadır.



Şekil 11. Prefil Footprinter test yöntemi [21]

## 2.7. Qualiflash test yöntemi

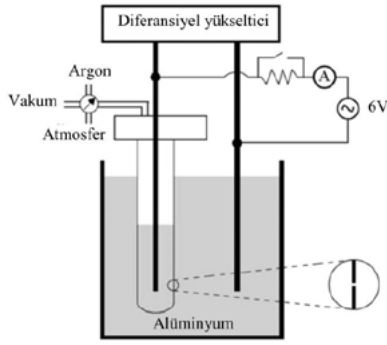
Qualiflash test yöntemi düzeneği Şekil 12’de görülmektedir. Sıvı metal, sıcaklığı, 430°C’ ye sabitlenmiş potanın içerisine dökülmektedir. Kabın altında bulunan filtreden ergiyik metal geçirilmektedir ve altta bulunan on basamaklı külçe kalıba ergiyik dökülmektedir. Ergiyiğin temizlik kalitesiyle doğru orantılı olarak basamaklı kalıpta ergiyik metal ilerlemektedir. Kalıptaki doluluk oranı ergiyik metalin kalitesiyle ilgili bilgi vermektedir.



Şekil 12. a) Qualiflash test düzeneği, b) pota, c) filtre ve düzeneği, d) numune [22]

## 2.8. Elektriksel direnç test

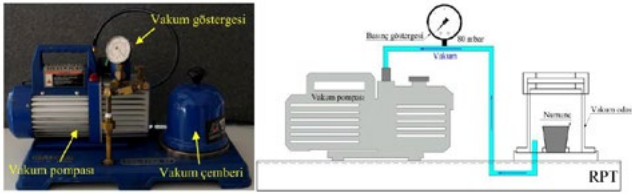
Bu test tekniği, dirençli darbe yöntemiyle gerçekleştirilmektedir (Şekil 13). Yalıtıcı olan delik kaptan ergiyiğin geçişi gerçekleşmektedir. Inklüzyonlar iletken yapılar olmadığı için, bu yapılar geçerken delikteki direnç seviyesi artış göstermektedir. Test sonucunda elde edilen inklüzyonların boyutu ve voltaj ölçümleri orantılı olmaktadır. Buna ek olarak, kaba alınan ergiyik miktarı bilindiğinden, yapıdaki inklüzyonların hacimsel dağılımları ölçülebilmektedir [23].



Şekil 13. Elektriksel Direnç test şematik görünümü [23]

## 2.9. Vakum altında test

Azaltılmış vakum altında katılaştırma metodunda, sıvı metalin vakum altında soğuyarak katılaşması sağlanarak mevcut gaz porozitelerinin belirgin şekilde ortaya çıkması gerçekleştirilmektedir. Şekil 14'te vakum altında katılaştırma test cihazının görseli yer almaktadır, aynı zamanda cihazın çalışma prensibine ait görsel de Şekil 14'te görülmektedir.

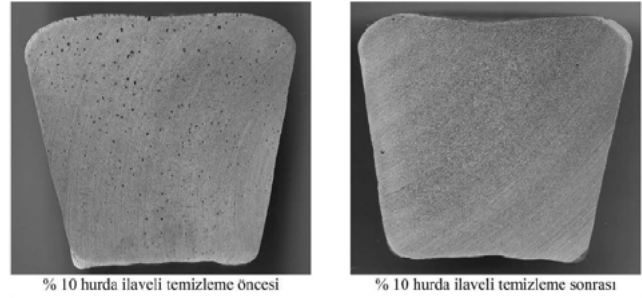


Şekil 14. Vakum altında test cihazı görüntüsü ve çalışma prensibi [5, 24]

Vakum altında katılaştırma yönteminde, vakum yaklaşık olarak 80 mbar' a düşürülmektedir. 200 g yaklaşık olarak ergiyik potaya dökülmektedir. Sonrasında vakum altında katılaştırma işlemi gerçekleştirilmektedir. Uygulamanın sonuçlarının daha etkin kıyaslanabilmesi için ergiyik aynı zamanda, atmosfer ortamında da katılaştırılarak vakum altında katılaştırılmış numune ile kıyaslanmaktadır. Alınan numunelerin yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmektedir, buna ek olarak alınan numunelerin ortadan ikiye kesilmesi sağlanarak gözle porozite kontrolü, metalografik analiz gibi çeşitli test ve analizlerin uygulanması sağlanmaktadır. Bu metotta gözenek sayısı düşük olduğunda, daha kaliteli ergiyik ile çalışıldığı yorumu çıkarılmaktadır. Belirtmek gerekmektedir ki bu test metodunda, döküm işlemi sırasındaki türbülans, ergiyiğin konulduğu haznenin titreşimi, katılma oranı gibi değişkenler test sonuçlarını etkilemektedir.

Tokatlı ve arkadaşları gerçekleştirmiş oldukları çalışmada, A356 alüminyum alaşımına ait farklı hurda kullanım oranlarının ergiyik kalitesine olan etkisini vakum altında katılaştırma ve K-mold test metodlarını kullanarak incelemişlerdir. Şekil 15 incelendiğinde, %10 hurda

kullanımına dair temizleme öncesinde ve sonrasında alınan ergiyik örneklerine dair görseller görülmektedir.

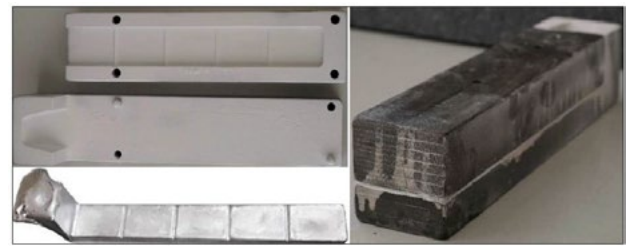


Şekil 15. A356 alüminyum alaşımının sıvı metal temizleme öncesi ve sonrası [5, 24]

Şekil 15'ye ait görseller incelendiğinde, temizleme işlemi öncesinde numunelerin içerisinde yer alan gaz boşluklarının gözle görülebilir olduğu temizleme işlemi sonrasında ise gözeneklerin oluşmadığı durumu tayin edilmektedir. Bu yorum sonrasında, temizleme işleminin başarılı bir proses olduğu kanısına kolaylıkla varılabilmektedir.

## 2.10. K-mold test

K-mold test metodunun kullanım amacı şu şekilde ifade edilmektedir: alüminyum ve alüminyum alaşımlarının döküm işlemi öncesinde makro temizliğini değerlendirmek. Bu test yöntemi, kolay kullanımı, hızlı sonuç vermesi (yaklaşık olarak 10 dk), numune alınmasının kolay olması, maliyetinin düşük olması gibi birçok avantajı barındırmaktadır [25]. Şekil 16 içerisinde, K-mold test kalıbı ve numunesi görülmektedir.



Şekil 16. K-mold kalıbı ve numunesi [5, 24].

Bu test metodunda, sıvı metal kokil kalıba (240x36x6mm) dökülmektedir. Kokil kalıp yaklaşık olarak 200 °C' ye ısıtılmaktadır. Katılma işleminden sonra numune, kalıp üzerinde var olan çentikler vasıtasıyla kolaylıkla basit bir darbe ile parçalara ayrılmaktadır. Numunelerin kırılma yüzeyleri gözle kontrol, mikroskop yardımıyla veya görüntü tarama yöntemiyle kontrol edilerek yapıda var olan gözenek ve inklüzyon benzeri yapıların tayin edilmesi sağlanmaktadır.

Sıvı metal kalitesi, Denklem 1' de verilen eşitlikteki K değeri ile ifade edilmektedir;

$$K=s/n \quad (1)$$

K: Kırık yüzeyde bulunan inklüzyonların sayısı  
s: Toplam kapanım sayısını (incelenecek örnek sayısında bulunan)  
n: İncelenecek örnek sayısı

Denklem 1' e göre, K değeri < 0.5 olduğunda sıvı metalin temiz olduğu; 0.5 < K-değeri < 1.0 aralığında ise sıvı metalin temizliğinin kabul edilebilir olduğu fakat sıvı metalin uygun bir proses ile temizlenmesi gerektiği kabul edilmektedir; K-değeri > 1.0 olduğunda ergiyiğin mutlaka temizlenmesi gerektiği yorumu yapılmaktadır [5, 24].

### 2.11. Akışkanlık testi

Akışkanlık testi için kokil kalıplar veya kum kalıplar kullanılmaktadır. Bu test metodu, endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Akışkanlık testine; alüminyum alaşımının bileşimi, ergiyik sıcaklığı, sürtünme katsayısı, sıvı metalin yüzey gerilimi, ergiyik yüzeyinde oluşan oksit tabakası, ergiyik yüzeyinde tutulan gaz tabakası, ergiyik metalin içerisinde bulunan inklüzyonlar ve cüruf parçacıkları vb. gibi değişkenler etki etmektedir. Belirtilen test metodunda numunelerdeki değerlendirme; ergiyik metalin çeşitli kalınlık ve uzunluktaki döküm kalıbı içerisinde katılma prensibine dayanmaktadır. Kalitesi iyi olan ergiyik, metal akışkanlık test kalıbında daha uzun mesafede ilerlemektedir. Bu test metodunda genellikle, temizleme prosesi öncesi ve sonrası şeklinde numunelerin alınmasıyla değerlendirme yapılmaktadır [5, 24].

### 3. Sonuçlar

Sıvı metal temizleme yöntemleri ile ilgili sonuçlar aşağıda maddeler halinde paylaşılmıştır:

- Döner tip gaz giderme metodunda düşük yatırım maliyeti bulunmaktadır ve dökümhanelerde yaygın olarak bu metod tercih edilmektedir. Bu metotta, gaz tatbiki, rotor devri gibi parametrelerin optimum şekilde ayarlanmış olması gerekmektedir.
- Yeniden ergitme tekniğinde sistem kurulumu maliyetli olmaktadır. Buna ek olarak, ilave maliyetler de ortaya çıkmaktadır.
- Elektromanyetik yönlendirilmiş gaz giderme tekniği yüksek kurulum maliyeti gerektirmektedir. Buna ek olarak, temiz ve çevreye duyarlı olan bir metottur.
- Ultrasonik gaz giderme uygulamasında, ultrasonun sıvı metalde salınım enerjisini ve ses yoğunluğunu kaybetmesi durumunda, yoğunluk hızla kaviteasyon eşiğine düşmektedir. Bu durumda kaviteasyon durarak gaz gidermenin etkinliği azalmaktadır.
- Vakumlu gaz giderme işleminde; düşük verimlilik ve vakumlama esnasında meydana gelecek sıcaklık

kaybı nedeniyle endüstriyel olarak dökümhane koşullarında nadir olarak kullanılmaktadır.

Sıvı metal kalitesini belirlemede kullanılan test metodlarının kullanım alanlarına göre farklılık gösterdiği belirtilmiştir. Buna ek olarak, endüstride kolay ve ucuz maliyetli test metodlarının tercih edildiğini belirtmek mümkündür. Aşağıda maddeler halinde kalite kontrol metodları ilgili sonuçlar verilmiştir:

- Termal analiz yönteminde, yatırım maliyetinin fazlalığı ve her test ölçümünde kullanılan kabın maliyeti gibi dezavantajlar bulunmaktadır.
- Tatur testi metodunda sağlıklı sonuçların alınabilmesi için numune sayısının fazla olması gerektiği yorumu kolaylıkla yapılmaktadır.
- Ultrasonik test yönteminde, maliyet yüksek olmaktadır. Buna ek olarak, hızlı sonuç almak için endüstride sık olmasa da kullanılmaktadır.
- PoDFA, profil footprinter ve qualiflash metodlarında filtre kullanılmaktadır. Filtrede biriken ekstra yapıların değerlendirilmesi için metalografik analiz gerçekleştirilmektedir. Bu diğer test metodlarına göre dezavantajlı olan bir özelliktir.
- Elektriksel direnç testinin yatırım maliyeti yüksektir. Buna karşın, hızlı ve sağlıklı sonuçlar temin edilebildiği için büyük işletmelerde kullanımı mevcuttur.
- Vakum altında katılaştırma testi ise ucuz yatırım maliyetini barındırmaktadır. Buna ek olarak, test kolaylıkla tekrarlanabilir, testin uygulanması da oldukça basit ve hızlıdır. Bu özelliklerinden dolayı dökümhanelerde yaygın olarak kullanılmaktadır.
- K-mold metodu da uygulanması ve sonuçlarının değerlendirilmesi oldukça basit olan bir metottur. Hızlı şekilde sonuçların alınması mümkündür.
- Akışkanlık testinde sağlıklı sonuç elde etmek zordur. Çünkü, teste etki eden birçok parametre bulunmaktadır (numune döküm hızı, sıcaklığı vb.). Bundan dolayı testin tekrar edilmesi durumunda bile sabit bir sonucun elde edilmesi zordur.

### Referanslar

- [1] UTIGARD, T. A. The properties and uses of fluxes in molten aluminum processing. Jom, 1998, 50: 38-43.
- [2] YÜKSEL, Ç. Alüminyum Alaşımının Sıvı Metal Kalitesinin Arttırılması. 2016. PhD Thesis. Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2016, İstanbul, TÜRKİYE.
- [3] MEIDANI, AR Naji; HASAN, M. A study of hydrogen bubble growth during ultrasonic degassing of Al-Cu alloy melts. Journal of materials processing technology, 2004, 147.3: 311-320.

- [4] ÇOLAK, Murat; KAYIKCI, Ramazan; DISPINAR, Derya. Melt cleanliness comparison of chlorine fluxing and Ar degassing of secondary Al-4Cu. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47: 2705-2709.
- [5] TOKATLI, Mehmet, et al. Alüminyum Alaşımlarının Dökümünde Yaygınca Kullanılan Sıvı Metal Temizleme Yöntemlerinin İncelenmesi. *Journal of the Institute of Science and Technology*, 2022, 12.1: 423-434.
- [6] DONG, Yuanhao, et al. In-situ observation of solid-liquid interface transition during directional solidification of Al-Zn alloy via X-ray imaging. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 39: 113-123.
- [7] CAMPBELL, John. *Castings practice: the ten rules of castings*. Elsevier, 2004.
- [8] ZENG, Jianmin; GU, Ping; WANG, Youbing. Investigation of Inner Vacuum Sucking method for degassing of molten aluminum. *Materials Science and Engineering: B*, 2012, 177.19: 1717-1720.
- [9] ESKIN, Georgy I.; ESKIN, Dmitry G. *Ultrasonic treatment of light alloy melts*. CRC press, 2014.
- [10] LIU, Xuan, et al. The role of ultrasound in hydrogen removal and microstructure refinement by ultrasonic argon degassing process. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2017, 38: 455-462.
- [11] ESKIN, D. G., et al. Fundamental studies of ultrasonic melt processing. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2019, 52: 455-467.
- [12] WU, Ruizhi, et al. Theoretical analysis and experimental study of spray degassing method. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 408.1-2: 19-25.
- [13] REN, Yongsheng, et al. Degassing of aluminum alloys via the electromagnetic directional solidification. *Vacuum*, 2014, 109: 82-85.
- [14] EMADI, D., et al. Applications of thermal analysis in quality control of solidification processes. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, 2005, 81: 235-242.
- [15] NELLESEN, Jens, et al. In situ analysis of damage evolution in an Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> MMC under tensile load by synchrotron X-ray refraction imaging. *Journal of materials science*, 2018, 53: 6021-6032.
- [16] EL HAJ, B.; BOUAYAD, A.; ALAMI, M. Quantitative evaluation of shrinkage porosity in als9 cast alloy as function of titanium addition and casting parameters. *International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development (IJMPERD)*, 2018, 8.6: 365-372.
- [17] GÖKELMA, Mertol, et al. A Review on Prerequisites of a Set-Up for Particle Detection by Ultrasonic Waves in Aluminium Melts. *Open Journal of Metal*, 2016, 6.01: 13.
- [18] GUO, Jun Feng. Use of the ultrasonic technique in measuring inclusions in Al-Si alloy melts. *Université du Québec à Chicoutimi*, 2007.
- [19] WANNASIN, J.; SCHWAM, D.; WALLACE, J. F. Evaluation of methods for metal cleanliness assessment in die casting. *Journal of materials processing technology*, 2007, 191.1-3: 242-246.
- [20] LIU, L.; SAMUEL, F. H. Assessment of melt cleanliness in A356. 2 aluminium casting alloy using the porous disc filtration apparatus technique: Part I Inclusion measurements. *Journal of materials science*, 1997, 32: 5901-5925.
- [21] ENRIGHT, P. G., et al. *Characterisation of Molten Metal Quality Using the Pressure Filtration*. 2003.
- [22] SAMUEL, A. M., et al. Inclusion measurements in Al-Si foundry alloys using qualiflash and prefil filtration techniques. *International Journal of Metalcasting*, 2018, 12: 625-642.
- [23] HUDSON, Shaymus W.; APELIAN, Diran. Inclusion detection in molten aluminum: current art and new avenues for in situ analysis. *International Journal of Metalcasting*, 2016, 10: 289-305.
- [24] TOKATLI, Mehmet, et al. Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Sıvı Metal Temizliği Kontrol Yöntemlerinin İncelenmesi. *Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 2022, 5.2: 235-247.
- [25] DJURDJEVIĆ, Mile B.; ODANOVIĆ, Zoran; PAVLOVIĆ-KRSTIĆ, Jelena. Melt quality control at aluminum casting plants. *Metallurgical & Materials Engineering*, 2010, 16.1: 63-76.

# Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmesinde Alaşım Elementlerinin ve Kaynak Parametrelerinin Etkisi

The Effect of Alloy Elements and Welding Parameters on the Welding of Aluminum Alloys by Tig Welding Method

**Elif AYBİRDİ<sup>1,2</sup>, Metin USTA<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Gebze Teknik Üniversitesi, <sup>2</sup>İstanbul Tersanesi Komutanlığı  
Türkiye

## Abstract

The effects of welding process parameters and alloying elements on the welding in TIG welding method, which is widely used in joining aluminum alloys, were investigated experimentally. Aluminum-based alloys belonging to 4 different series (2024,5754,6060 and 7075) were used. A certain number of samples from each series were combined with TIG welding method by changing the welding process parameters. After the welding process was completed, the samples were checked superficially and volumetrically using non-destructive testing methods, Liquid Radiographic Examination and Liquid Penetrant Examination. In this study, the effects of welding process parameters and alloying elements on the welding were observed by using non-destructive testing methods, which are widely used in the industry but not widely used in the literature.

## Özet

Alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde yaygın olarak kullanılan TIG kaynak yöntemindeki kaynak proses parametrelerinin ve alaşım elementlerinin kaynağa etkisinin deneysel olarak incelenmiştir. Alüminyum esaslı 4 farklı seriye ait alaşım (2024,5754,6060 ve 7075) kullanılmıştır. Her seriden belirli sayıda numune kaynak proses parametreleri değiştirilerek TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra numuneler tahribatsız muayene yöntemlerinden Sıvı Radyografik Muayene ve Sıvı Penetrant ile Muayene kullanılarak yüzeysel ve hacimsel olarak kontrol edilmiştir. Bu çalışmada, Endüstride yaygın olarak kullanılmasına rağmen literatürde yaygın olarak kullanılmayan tahribatsız muayene yöntemleri kullanılarak kaynak proses parametrelerinin ve alaşım elementlerinin kaynağa etkisi gözlemlenmiştir.

## 1. Giriş

Alüminyum ve alaşımları günümüzde yaşamımıza girmiş ve yaşamın ayrılmaz bir malzemesi haline gelmiştir. Hafifliği iyi ısı ve elektrik iletkenliği ve korozyona karşı dayanıklılığı nedeniyle; gıda endüstrisi, kimya endüstrisi, otomotiv ve gemi endüstrisi, makine ve cihaz yapımı ile mimari ve inşaat yapımında geniş çapta bir kullanma alanına sahiptir. Çeşitli endüstri dallarında kullanılan başlıca alüminyum ve alaşımları Şekil 1'de verilmiştir. Bu alaşımların günümüzde birleştirilmesi %50 nispetinde kaynakla yapılmaktadır. Alüminyum ve alaşımların cıvata ve perçinleme yoluyla birleştirme dışında kullanılan birleştirme yöntemleri; kaynak, lehimleme ve yapıştırma. Bugün bu yöntemler çeşitli endüstri kollarında geniş çapta kullanılmakta, bazen de lehimleme, yapıştırma ve nokta kaynağı birlikte kombine edilmektedir.[1]

**Çizelge 1. Çeşitli Endüstri Dallarında Kullanılan Başlıca Alüminyum ve Alaşımları**

MALZEME	ENDÜSTRİDEKİ KULLANMA ALANLARI			
	OTOMOTİV	MAKİNA YAPIMI	CİHAZ YAPIMI	İNŞAAT VE MİMARİ
Al 99,9...Al 99,5	-	-	xx	-
Al Mn	-	-	xx	xxx
Al Mg Mn	xx	x	xx	xx
AL Mg 3	xx	-	xx	xx
Al Mg 4,5 Mn,	xxx	xx	xxx	-
AL Mg Si 0,5	x	x	-	xx
Al Mg Si 1	xx	xx	-	xx
Al Zn Mg 1	xxx	xxx	-	x

Alüminyum ve alaşımlarının birleştirilmesinde TIG kaynak yöntemi ekonomik olması, kolay uygulanabilirliği, kaliteli kaynak bölgesi elde edilmesi nedeniyle genellikle tercih edilmektedir. Tungsten inert gaz (TIG) kaynağı, koruyucu gaz ortamında, tüketilemeyen bir tungsten elektrotu ile ana metal malzeme arasında oluşan bir ark ile metallerin ısınarak birleşmesini sağlayan bir ark kaynağı işlemidir. TIG kaynak yöntemi; ısı girdisi yerel olduğu için ısı iletim katsayısı

yüksek olan alüminyum ve alaşımlarının kaynağında oluşan çarpımları en aza indirdiğinden çok tercih edilen bir gaz altı kaynak yöntemidir. TIG kaynağında, iki çeşit akım; doğru ya da alternatif akım kullanılabilir. Ancak alüminyum alaşımlarının kaynağında alternatif akım kullanılması gerekmektedir. [2]

Günümüzde teknolojik öneme sahip endüstriyel uygulamalarda kullanılan materyallerin üretim ve/veya kullanım aşamasında yapılarında oluşabilen çatlak, korozyon, gözenek büyüklüğü vb. kusur ve bozulmalar büyük maddi kayba sebep olabilmektedir. Bu kaybı önlemek için belli zaman aralıklarında Tahribatsız Test Yöntemleri (Non-Destructive Testing Methods) ve/veya Tahribatlı Test Yöntemleri (Destructive Testing Methods) kullanılarak kusurlu materyal bölgeleri önceden tespit edilmektedir. Mikroskobik inceleme için numune alma ve numuneyi bakalite(kalıba) yerleştirme yöntemi gibi deneyler tahribatlı test yöntemi deneyele arasında yer almaktadır. Tahribatlı Test Yöntemleri ile test edilecek materyal çekme, bükme gibi kuvvetler uygulanarak muayene edilir. Bu fiziksel müdahaleler, materyale zarar vererek sonradan kullanılamayacak hale getirebilir. Tahribatsız testlerde ise amaç parçanın fiziksel bütünlüğünü ve kullanımını bozmadan onun kalitesini belirlemektir. Tahribatsız test yöntemiyle gerçekleştirilen işlemlerde, test edilen materyal hiçbir şekilde deforme olmamaktadır. [3]

Alüminyum esaslı 4 farklı seriye ait alaşım (2024,5754,6060 ve 7075) kullanılmıştır. Her seriden belirli sayıda numune kaynak proses parametreleri değiştirilerek TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra numuneler tahribatsız muayene yöntemlerinden Sıvı Penetrant ile Muayene yöntemi kullanılarak yüzeye açık ve yüzeye açık olduğu halde hacmi olmayan kusurları tespiti açısından incelenmiştir. Ayrıca Radyografik Muayene kullanılarak hacimsel olarak kontrol edilmiştir.

Bu çalışmada, Endüstride yaygın olarak kullanılmasına rağmen literatürde yaygın olarak kullanılmayan tahribatsız muayene yöntemleri kullanılarak kaynak proses parametrelerinin ve alaşım elementlerinin kaynağa etkisi gözlemlenmiştir.

## 2. Deneysel Çalışmalar

Deneyler esnasında endüstride yaygın olarak kullanılan AA2024, AA5754, AA6060 ve AA7075 alüminyum alaşımları kullanılmıştır. Deneysel çalışmalardan önce alüminyum alaşımlarının kimyasal analizleri yapılmış ve sertlik değerleri ölçülerek literatür ile karşılaştırılmıştır. Böylece numunelerin doğrulaması yapılmıştır.

Numunelerin kaynak proses parametreleri değiştirilerek ve farklı dolgu malzemeleri kullanılarak TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Deney materyallerinin kalınlıkları ve TIG kaynağında kullanılan dolgu telleri Çizelge 2 de gösterilmiştir. Deney materyallerini kaynak parametreleri Çizelge 3 de gösterilmektedir

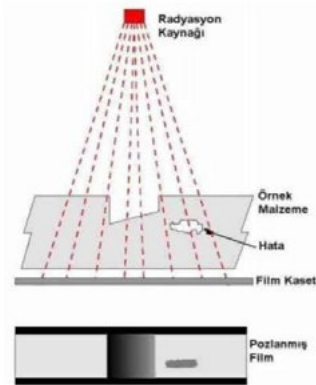
**Çizelge 2.** Deney materyallerinin kalınlık ve dolgu malzemeleri.

Deney Materyali	Kalınlık (mm)	Dolgu Malzemesi	Koruyucu Gaz
AA2024 (AlCu4Mg)	3	AA 2024	Argon
		Al 5123	
		Al 4043	
AA5754 (AlMg3)	3	AA 5754	Argon
		Al 5123	
AA6060 (AlMgSi)	3	AA 6060	Argon
		Al 5123	
AA7075 (AlZn5.5MgCu)	3	AA 7075	Argon
		Al 5123	

**Çizelge3.** Deney materyallerinin TIG kaynak parametreleri.

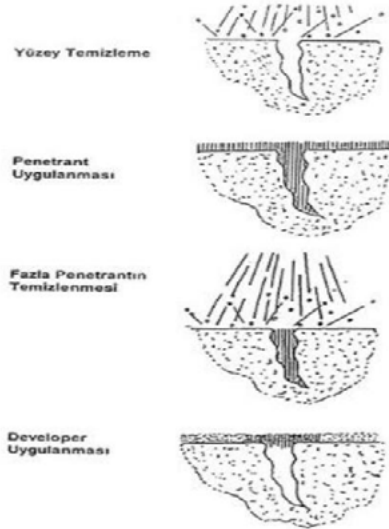
Deney Materyali	Akım Türü	Akım (A)	Gaz Debisi (L/Dk)	Frekans (Hz)
AA2024 (AlCu4Mg)	AC	75	15	110
		80		
		85		
AA5754 (AlMg3)	AC	75	15	110
		80		
		85		
AA6060 (AlMgSi)	AC	75	15	110
		80		
		85		
AA7075 (AlZn5.5MgCu)	AC	75	15	110
		80		
		85		

Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra numunelerdeki hacimsel kusurların tespiti için Radyografik Muayene yöntemi kullanılmıştır. Radyografik Muayene için radyasyon kaynağı olarak X-Işını kullanılmıştır. Uygulama şematik olarak Şekil-2 de gösterilmiştir. 50 kV voltaj ve 4.5 mA akım ile üretilen X-Işınları kullanılarak 92 cm mesafeden 0.8 dk pozlayarak numunelerin radyografları elde edilmiştir.



**Şekil 2.** Radyografik Muayene [4]

Hacmi olmayan yüzeysel veya yüzeye açık kusurları tespit etmek için Sıvı Penetrant ile Muayene yöntemi kullanılmıştır. Sıvı Penetrant ile Muayene yöntemlerinden Tip 2, Metot C ve Form-e Susuz Yaş kullanılmıştır. Uygulama şematik olarak Şekil-3 de gösterilmiştir. Sıvı Penetrant deney materyallerinin üzerinden uygulandıktan sonra 20 dk bekletilerek kusur varsa nüfuz etmesi sağlanmıştır. Daha sonra fazla penetrant giderilerek geliştirici uygulanır. Geliştirici yüzeyde kuruyunca kusurlar ortaya çıkar.



Şekil 3. Sıvı Penetrant ile Muayene [5]

### 3. Sonuçlar ve Tartışma

#### 3.1. Deney öncesi yapılan testlerin sonuçları

##### Sertlik testi

Deney numunelerinin kalınlıklarından dolayı ince malzemelerin sertliklerinin ölçümünde kullanılan Webster Sertlik Ölçüm cihazı kullanılarak Brinell (HB) cinsinden ölçüm yapılmıştır. Ölçüm sonuçları Çizelge 4 de gösterilmektedir.

Çizelge 4. Deney materyallerinin sertlik değerleri.

Deney Materyali	Ölçülen Sertlik Değeri (HB)
AA2024 (AlCu4Mg)	118-120
AA5754 (AlMg3)	72-74
AA6060 (AlMgSi)	45-47
AA7075 (AlZn5.5MgCu)	91-97

##### Elementel analiz

Deney numunelerinin elementel analizi PMI Master Optik Emisyon Spektrometre kullanılarak yapılmıştır. Analiz sonuçları Çizelge 5-6-7-8 de gösterilmektedir.

Çizelge 5. AA2024 Elementel Analizi

Al	Mg	Si	Mn
93.3	1.42	0.102	0.559
Be	Ca	Sn	Sr
0.0003	0.003	<0.005	<0.001
Ni	V	Fe	Cr
<0.005	0.008	0.107	0.018
Zr	B	Ga	Cd
<0.002	0.012	<0.001	<0.003
Ti	Cu	Zn	Pb
0.052	4.39	<0.005	<0.005
Co	Ag	In	Ce
<0.003	<0.001	<0.005	<0.005

Çizelge 6. AA5754 Elementel Analizi

Al	Mg	Si	Mn
96.6	2.63	0.107	0.184
Be	Ca	Sn	Sr
<0.0001	0.0012	0.0116	<0.001
Ni	V	Fe	Cr
<0.005	0.011	0.375	0.077
Zr	B	Ga	Cd
<0.002	<0.001	0.0124	<0.003
Ti	Cu	Zn	Pb
0.021	<0.002	<0.005	<0.005
Co	Ag	In	Ce
0.0036	<0.001	<0.005	<0.005

**Çizelge 7. AA6060 Elementel Analizi**

Al	Mg	Si	Mn
98.8	0.471	0.418	0.023
Be	Ca	Sn	Sr
<0.0001	<0.001	0.078	<0.001
Ni	V	Fe	Cr
0.001	0.007	0.195	0.003
Zr	B	Ga	Cd
<0.002	<0.001	0.0131	<0.003
Ti	Cu	Zn	Pb
0.013	0.002	0.005	0.005
Co	Ag	In	Ce
<0.002	<0.001	<0.005	<0.005

**Çizelge8. AA7075 Elementel Analizi**

Al	Mg	Si	Mn
89.0	2.34	0.069	0.157
Be	Ca	Sn	Sr
0.0001	0.0027	<0.005	<0.001
Ni	V	Fe	Cr
<0.005	0.009	0.264	0.208
Zr	B	Ga	Cd
0.043	0.008	0.003	<0.003
Ti	Cu	Zn	Pb
0.045	1.84	5.97	<0.005
Co	Ag	In	Ce
<0.002	<0.001	<0.005	<0.005

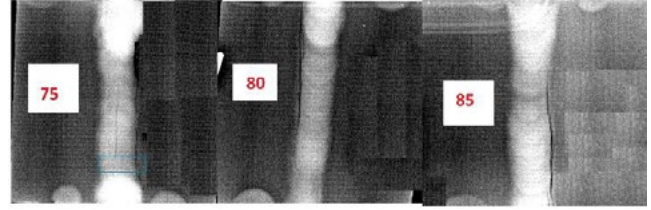
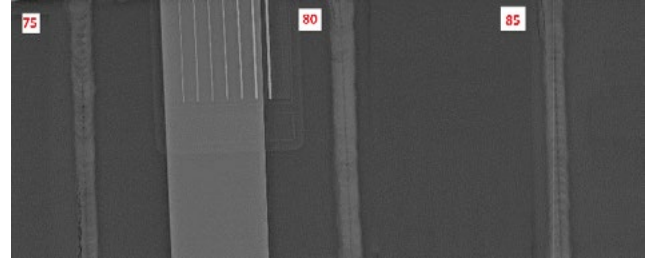
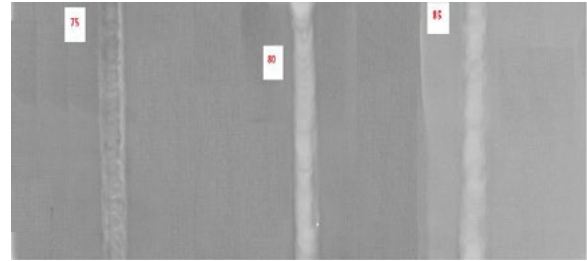
AA2024, AA5754, AA6060 ve AA7075 alüminyum alaşımlarının sertlik değerleri ve elementel analiz referans değerleri literatürde bulunmaktadır. [6-7-8-9] Deney öncesi yapılan sertlik testi ve literatürde yer alan sertlik testi değerleri uyumludur. Ayrıca elementel analiz sonuçları ile literatürdeki elementel dağılım uyumludur.

### 3.2. Deney sonrası yapılan testlerin sonuçları

#### Radyografik Muayene

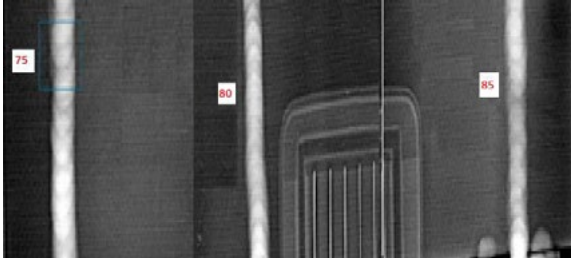
Radyografik Muayene yöntemi ile radyograflar elde edilmiştir. AA2024 e ait radyograflar Şekil 4-5-6 da, AA5754 e ait radyograflar Şekil 7-8 de, AA6060 a ait

radyograflar Şekil 9-10 da, AA7075 e ait radyograflar Şekil 11-12 de gösterilmektedir.

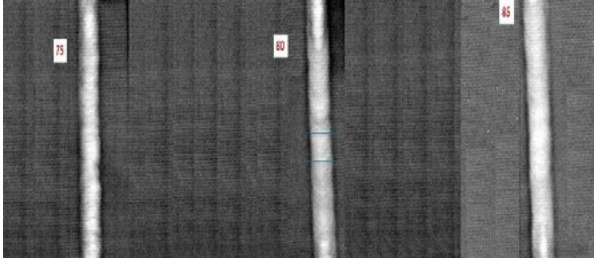
**Şekil 4. AA2024 Radyografı dolgu AA2024****Şekil 5. AA2024 Radyografı dolgu AA5123****Şekil 6 AA2024 Radyografı dolgu Al4043**

AA2024 serisinden olan deney numunelerinin radyografları incelendiğinde dolgu malzemesi olarak ana malzeme ile aynı malzeme kullanıldığında kaynaklı bölgede gerilme çatlak gözlemlenmiştir. 75 amper akım ile kaynatılan numunenin çatlak merkezinde iken akım arttıkça çatlak kaynak ile ana malzemenin birleştiği noktaya yaklaşmaktadır. Dolgu malzemesi olarak Al5123 kullanıldığında ise başlama bitiş çatlakları ve nüfuziyet eksikliği kusurları görülmektedir. Ayrıca Al5123 kullanıldığında akım arttıkça nüfuziyet eksikliğin arttığı da gözlemlenmiştir. Al4043 kullanılarak birleştirildiğinde ise radyografda kusur tespit edilmemiştir. Fakat akım arttıkça radyografa düşen görüntü daha homojenleşmiştir. 75 amper akım kullanılarak hazırlanan numunede kaynak geçişleri görünürken 85 amper kullanıldığında gözükmemektedir.



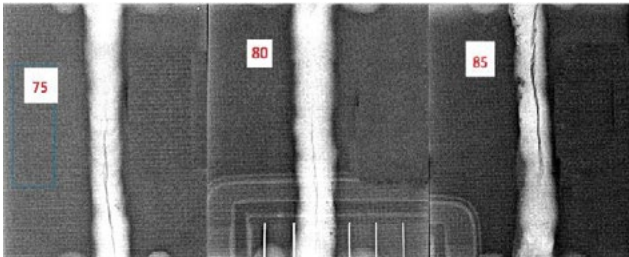


Şekil 7. AA5754 Radyografi dolgu AA5754

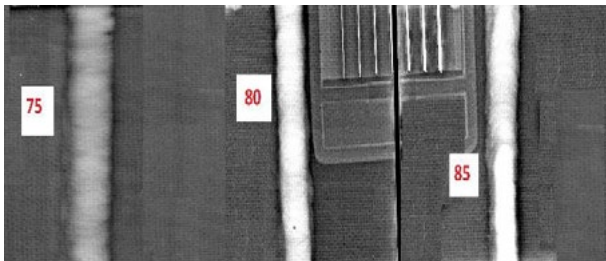


Şekil 8. AA5754 Radyografi dolgu AA5123

AA5754 serisinden olan deney numunelerinin radyografları incelendiğinde dolgu malzemesi olarak ana malzemede kullanılsa A15123 telde kullanılsa kusur tespit edilmemiştir. Dolgu malzemesi olarak ana malzeme kullanıldığında kaynak geçişleri daha belirgin görünürken A15123 tel kullanıldığında daha homojen bir görüntü oluştuğu için kaynak geçişleri belirgin olarak görülmektedir. Ayrıca akımının artması kaynak homojenliğini artırarak geçişlerin belirgin olarak gözükmesini engellemiştir.



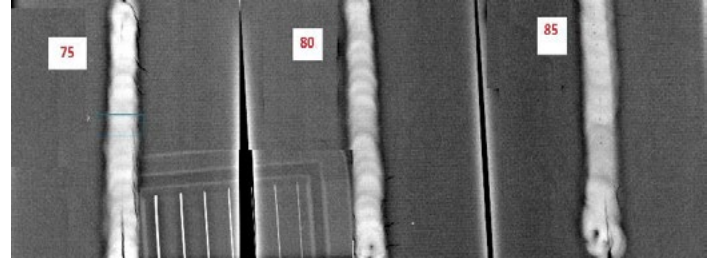
Şekil 9. AA6060 Radyografi dolgu AA6060



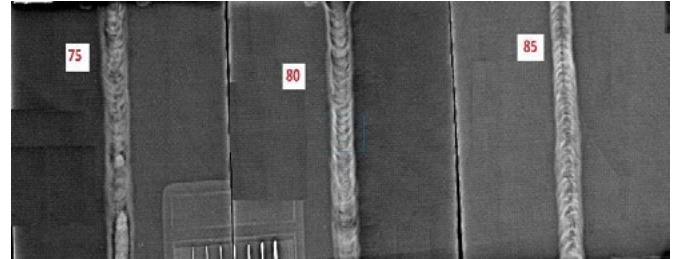
Şekil 10. AA6060 Radyografi dolgu AA5123

AA6060 serisinden olan deney numunelerinin radyografları incelendiğinde dolgu malzemesi olarak ana malzeme ile aynı malzeme kullanıldığında kaynaklı bölgede gerilme çatlakları gözlemlenmiştir. A15123 kullanılarak birleştirildiğinde ise

radyografda kusur tespit edilmemiştir. 75 amper akım kullanılarak hazırlanan numunede kaynak geçişleri görünürken 85 amper kullanıldığında gözükmemektedir.



Şekil 11. AA7075 Radyografi dolgu AA7075



Şekil 12. AA7075 Radyografi dolgu AA5123

AA7075 serisinden olan deney numunelerinin radyografları incelendiğinde dolgu malzemesi olarak ana malzeme ile aynı malzeme kullanıldığında kaynaklı bölgede ve ısı tesiri altında kalan bölgede gerilme çatlakları gözlemlenmiştir. A15123 kullanılarak birleştirildiğinde ise radyografda kusur tespit edilmemiştir. Fakat kaynak geçişleri belirgin olarak gözükmemektedir. 75 amper akım kullanılarak hazırlanan numunede kaynak geçişleri düzensizken amper arttıkça kaynak geçişlerinin düzenli hale geçtiği görülmektedir.

#### Sıvı Penetrant ile Muayene

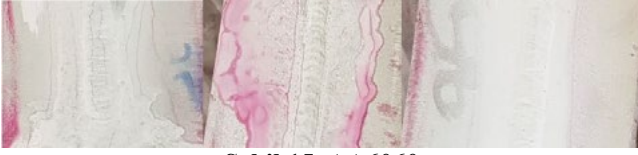
AA2024 e ait Sıvı Penetrant ile Muayene sonuçları Şekil 13 de, AA5754 e ait Sıvı Penetrant ile Muayene sonuçları Şekil 14 de, AA6060 a ait Sıvı Penetrant ile Muayene sonuçları Şekil 15 de, AA7075 e ait Sıvı Penetrant ile Muayene sonuçları Şekil 16 da gösterilmektedir.



Şekil 13. AA2024



Şekil 14. AA5754



Şekil 15. AA6060



Şekil 15. AA7075

Sıvı Penetrant ile Muayene test sonuçları incelendiğin hiçbir numunede yüzeye açık kusur bulunmadığı gözlemlenmiştir.

#### 4. Sonuç

AA2024, AA5754, AA6060 ve AA7075 alüminyum alaşımlarından hazırlanan deney numunelerine kaynak öncesi ve sonrası bazı testler uygulanmıştır.

Kaynak öncesi yapılan elementel analiz ile deney numunelerinin bahse konu alaşımlar olduğu literatür ile karşılaştırılarak doğrulanmıştır.

Kaynak sonrası yapılan radyografik muayenede AA5754 dışındaki alaşımların ana malzeme ile aynı malzemedan hazırlanan kaynak teli kullanıldığında çatlamlar oluştuğu gözlemlenmiştir. AA2024 deney numuneleri hariç numunelerde Al 5123 kaynak teli kullanıldığında kusur tespit edilmediği görülmüştür. AA 2024 deney numuneleri sadece Al 4043 teli ile kusur tespit edilmeyen numuneler elde edilmiştir.

Kaynak yapılırken ana malzeme ile dolgu malzemesi olarak aynı madde kullanılmasının AA5754 gibi Al-Mg alaşımları dışında kusurlara sebep olduğu bu nedenle kullanılamayacağı değerlendirilmektedir. AA5754, AA6060 ve AA7075 serilerinin ana alaşım elementlerinde Al-Mg bulunması sebebiyle Al 5123 Al-Mg alaşımı kaynak teli kullanıldığında kusur tespit edilmeyen kaynak elde edilmesi bu sebeple kullanımının uygun olduğu değerlendirilmektedir. AA2024 alaşımının ana alaşım elementleri Al-Cu-Mg olmasına rağmen içerisinde yüksek miktarda Cu bulunması sebebiyle Al 5123 ile kaynak yapıldığında olumlu sonuç alınamamıştır. Fakat Al 4043 Al-Si alaşımı ile kaynak yapıldığında kusur tespit edilmemesi nedeniyle kullanımının uygun olduğu değerlendirilmektedir. Kaynakta amperin artırılmasının kaynak geçişlerini yumuşatarak daha homojen bir görüntü elde edilmesini sağladığı görülmüştür.

En son yapılan Sıvı Penetrant ile muayene sonucunda deney numunelerinde yüzeye açılan veya yüzeysel bir hata olmadığı gözlemlenmiştir.

#### Referanslar

- [1] Prof. Dr. ANIK, S.,: “ 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi ” İstanbul, Türkiye, Cilt 1-Cilt-2
- [2] A.K. Demirbaş, S. Çevik. TIG Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmiş Alüminyum 1050 Alaşımının Mekanik ve Mikroyapı Özellikleri Academic Platform Journal of Engineering and Science 8-3, 471-477, 2020
- [3] O. Kara, H. Erdal, H. H. Çelik Bazı Tahribatsız Test Yöntemleri: Karşılaştırmalı Bir Derleme Çalışması Some Non-Destructive Testing Methods: A Comparative Complitation Work Marmara Fen Bilimleri Dergisi, 3: 82-93, 2017
- [4] < <http://ekcmetallurgy.org/Haber/1021/TAHRIBATSIZ-MALZEME-MUAYENESI---RADYOGRAFI-.html> > Tarih: 18.07.2023
- [5] < <http://www.ndtteknik.com/ndt-kutuphane/sivi-penetrant-testi-nedir-61.html> > Tarih: 18.07.2023
- [6] M.A Sutton, B Yang, A.P Reynolds, R Taylor Microstructural Studies of Friction Stir Welds in 2024-T3 Aluminum Materials Science and Engineering: A 323:160-166, 2002
- [7] C. Köse Robotik MIG ile Birleştirilen Aa 5754 Alüminyum Alaşımının Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri, Y. Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, 2011, Sakarya, Türkiye.
- [8] M. S. Silva, C. Barbosa, O. Acselrad & L. C. Pereira Effect of Chemical Composition Variation on Microstructure and Mechanical Properties of a 6060 Aluminum Alloy, Journal of Materials Engineering and Performance 13:129-134, 2004
- [9] M. Temmar, M. Hadji, T. Sahraoui Effect of Post-Weld Aging Treatment on Mechanical Properties of Tungsten Inert Gas Welded Low Thickness 7075 Aluminum Alloy Joints, Materials & Design 32: 3532-3536, 2011

# Alüminyum Ergitilmesinde Hidrojenin Yakıt Olarak Kullanılması

## Using Hydrogen as Fuel in Melting Aluminum

**Gökhan ÖZER**

Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi  
Türkiye

### Abstract

Our world is getting warmer. In order to limit global warming to as close to 1.5°C as possible, the most pressing challenge today is decarbonizing the global economy, and the key to meeting this challenge is to decarbonize as many activities as possible. For this, the use of renewable energy sources will be mandatory. The use of hydrogen as a fuel is promising because it only produces water vapor. Although the use of hydrogen as a fuel in the aluminum industry is important for decarburization, it is still a very new technology and is full of uncertainties. In this article, the use of hydrogen as an alternative in aluminum melting systems is discussed in all its aspects.

### Özet

Dünyamız gittikçe ısınmaktadır. Küresel ısınmayı 1,5°C'ye olabildiğince yakın bir seviyede sınırlamak için, günümüzün en önemli sorunu küresel ekonominin karbondan arındırılmasıdır ve bu zorluğun üstesinden gelmenin anahtarı da mümkün olduğu kadar çok sayıda faaliyeti karbonsuzlaştırmaktan geçmektedir. Bunun için yenilenebilir enerji kaynaklarının kullanımı zorunlu olacaktır. Hidrojenin yakıt olarak kullanılması sadece su buharı ürettiği için gelecek vaat etmektedir. Alüminyum endüstrisinde hidrojenin yakıt olarak kullanılması karbonsuzlaştırma açısından önemli olmakla birlikte henüz çok yeni bir teknolojidir ve belirsizliklerle doludur. Bu makalede alüminyum ergitme sistemlerinde alternatif olarak hidrojen kullanılması konusu tüm yönleriyle ele alınmıştır.

### 1. Giriş

Günümüzde, iklim değişikliği insanlığın karşı karşıya olduğu kritik bir küresel sorundur. Atmosferdeki karbondioksit (CO<sub>2</sub>) konsantrasyonu, endüstriyel çağın başlangıcı olan 1750'de milyonda yaklaşık 277 iken (ppm) 2020'de 412,0±0,1 ppm seviyelerine yükselmiştir. Şu anda, küresel ortalama sıcaklığın endüstri öncesi seviyelerin 1 °C üzerinde olduğu tahmin edilmektedir. Paris Anlaşması, bu yüzyılda küresel sıcaklık artışının 1,5 °C ile sınırlandırılmasını önermektedir. Bu anlaşma, hukuken

bağlayıcılığı olan uluslararası bir antlaşmadır ve 196 ülke tarafından kabul edilmiştir.

2020'de 8,5 Gt/CO<sub>2</sub> olan endüstriyel karbon emisyonları, toplam küresel karbondioksit (CO<sub>2</sub>) emisyonlarının yaklaşık %24'ünü oluşturmaktadır. Sürdürülebilir Kalkınma Hedeflerini karşılamak için endüstrilerin emisyonları 2030 yılına kadar yıllık %1,2 oranında 7,4 Gt/CO<sub>2</sub>'ye düşürmesi gerekmektedir. Bu hedef, yenilenebilir enerji ve enerji verimliliğinin genişletilmiş kullanımının yanı sıra yenilikçi teknolojiler kullanan endüstrilerin karbondan arındırılmasını gerektirir. Kümülatif (giderek artan) CO<sub>2</sub> emisyonlarını 3650 Gt CO<sub>2</sub>'nin altına sınırlamak, ortalama küresel sıcaklık artışını 2 °C'nin altında tutmak için %66 şans sağlayacaktır. Dünyamızda 2011 itibarıyla, yaklaşık 1900 Gt CO<sub>2</sub> salınmış olup geriye 1000 Gt CO<sub>2</sub> emisyon bütçesi kalmıştır. O zamandan beri, küresel emisyonların yılda 36 Gt CO<sub>2</sub> olduğu tahmin edilmektedir, bu da mevcut trendlerin devam etmesi halinde CO<sub>2</sub> bütçesinin 2038 yılına kadar tükeneceğini göstermektedir. CO<sub>2</sub>'nin atmosferden önemli ölçüde uzaklaştırılmadığını varsayarsak, CO<sub>2</sub> emisyonları ile ilişkili sıcaklıktaki artışın, önümüzdeki birkaç yüzyılın zaman ölçeğinde etkili bir şekilde geri döndürülemeyeceği açıktır. Fosil yakıt rezervlerinin atmosfere 3670-7100 Gt CO<sub>2</sub> daha ekleme potansiyeline sahip olduğu tahmin edilmektedir, bu değer sıcaklık artışının 2 °C ile sınırlandırılması hedefiyle uyusmamaktadır.

Alüminyum, hafifliği, dayanımı, korozyon direnci, yüksek geri dönüştürülebilirliği gibi üstün özelliklerinden dolayı kritik bir malzemedir. Kütle olarak demirden sonra en çok üretilen ikinci metaldir ve buna olan talep son on yılda küresel olarak ortalama %5,3 oranında artmaktadır.

Küresel sera gazı (GHG) emisyonlarının yaklaşık %21'i sanayi sektöründen kaynaklanmaktadır. Alüminyum endüstrisi enerji yoğun bir sektör olup, küresel endüstriyel enerji talebinin %3'ünü ve toplam küresel endüstriyel CO<sub>2</sub> emisyonlarının %4'ünü oluşturur. Üretim süreci açısından, elektroliz ve alümina üretimi, birincil alüminyum üretim sürecinden kaynaklanan sera gazı emisyonlarının ana kaynaklarıdır. Enerji kullanımı açısından, elektrik ve kömür tüketimi sera gazı emisyonlarına en çok katkıda bulunan unsurlardır.

CO<sub>2</sub> emisyonlarının %94'ünden fazlasını gaz, petrol ve kömür üretimi ve tüketimi oluşturur. Dolayısıyla

dünyamızın yeni enerji kaynaklarına ihtiyaç duyduğu açıktır. Dünya, bir yakıt olarak hidrojenin çevre açısından temiz olduğu genel algısıyla hidrojen ekonomisine doğru ilerlemektedir, çünkü hidrojenin yanması sonucunda sadece su oluşur.

Alüminyum endüstrisi için sıfır karbon emisyonuna giden gerçekçi bir yol için üç aşamalı bir yaklaşım bulunmaktadır:

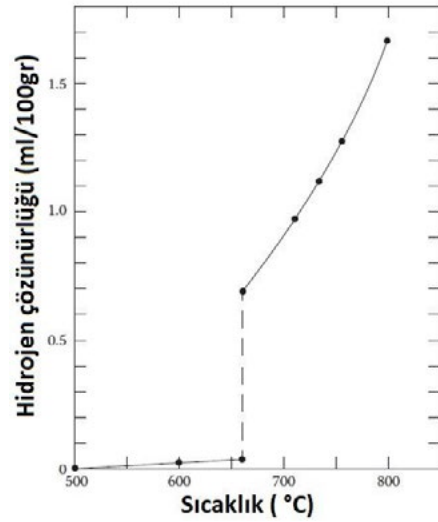
- Enerji yoğunluğunu azaltılması,
- Birincil alüminyum üretiminde alternatif teknolojilere geçmek ve
- %100 yenilenebilir enerji kullanımına geçiş.

Karbondan arındırılmış alüminyum üretimi, yenilenebilir enerjiye geçilerek ve enerji yoğunluğu azaltılarak hızlandırılabilir. Yenilenebilir elektrik kullanılarak suyun elektrolizi yoluyla üretilen yeşil hidrojen, karbon emisyonlarını önemli ölçüde azaltırken alüminyum üretimi için güvenilir bir enerji kaynağı sağlayabilir. Yeşil hidrojen gibi alternatif düşük karbonlu bir yakıt kullanmanın ve fırın performansını en son brülör teknolojisiyle optimize etmenin en büyük ve en önemli faydalarından birinin, alüminyum endüstrisinin karbon ayak izini önemli ölçüde azaltma fırsatı olması beklenmektedir.

Sonuç olarak, 2050 yılına kadar karbon emisyonlarını %50'ye kadar azaltma hedefi sadece politikalar ve düzenlemeler yaparak gerçekleştirilemez, ancak nihai mallara olan talebin azaltılması ve karbon emisyonlarını azaltmak için mevcut ve gelişmekte olan diğer stratejilerle gerçekleştirilebilecektir [1-10].

## 2. Alüminyumda Hidrojenin Etkileri

Hidrojenin çözünürlüğünün benzersiz bir doğası olduğundan, hidrojen problemi oldukça karmaşıktır; katı halde çözünürlük düşüktür veya neredeyse hiç yoktur. Bununla birlikte, çözünürlüğün büyük ölçüde arttığı ve sıvı haldeki sıcaklığa büyük ölçüde bağımlı hale geldiği erime noktasında büyük bir değişiklik fark edilir, yani aşırı ısıdaki herhangi bir artış, ergiyikte daha yüksek bir hidrojen konsantrasyonuna yol açacaktır (Şekil 1).



Şekil 1. Alüminyumda hidrojen çözünürlüğü [12].

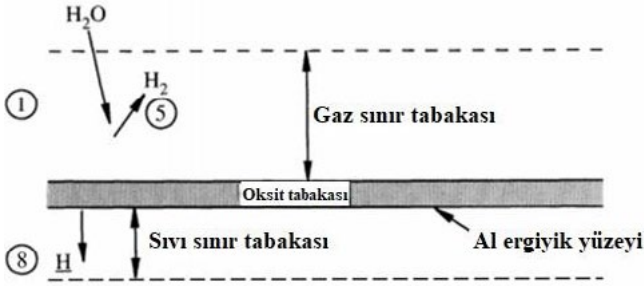
Ergimiş alüminyumun yüzeyindeki su buharının ayrışması, aşağıdaki reaksiyonlara göre çözünmüş hidrojenin ana kaynağıdır [11-12]:



Ergimiş alüminyumun bulunduğu ortamda, bu su buharı hızlı bir şekilde erimiş alüminyum ile tepkimeye girer ve ortama, katılma esnasında gözenekliliğe sebep olacak hidrojen gazı ile döküm alüminyum homojenliliğini etkileyecek alüminyum oksit bileşikleri salar. Örnek olarak 1m<sup>3</sup> havada bulunabilen 10 gram kadar su buharının, erimiş alüminyum ile tepkimeye girdiğini düşünürsek, tepkime sonucunda yaklaşık 1 gram hidrojen gazı açığa çıkar ve bu miktarda bir gazın bulunması 1 ton kadar bir alüminyumun reddine neden olabilir. Benzer şekilde bir ingot dökümün gaz boşluklarının kabul edilebilir olabilmesi için erimiş metaldeki gaz boşluğu 0,15 cm<sup>3</sup>/100gr değerinin altında olmalıdır [13].

Hidrojenin alüminyumda çözünmesi aşağıdaki mekanizma ile meydana gelmektedir (Şekil 2);

- Su buharı, gaz sınır tabakasından geçerek metal yüzeye yayılır.
- Su molekülleri yüzeyde adsorbe edilir.
- Adsorbe edilen moleküller, reaksiyon 4' göre alüminyum ile reaksiyona girer.
- Hidrojen molekülleri yüzeyden atmosfere tahliye olur.
- Hidrojen molekülleri, gaz sınır tabakasından geri yayılır.
- Hidrojen oksit tabakasından geçer.
- Hidrojen molekülleri ayrışır ve yüzeyde atomik hidrojen oluşturur.
- Hidrojen atomları metal sınır tabakasından yayılır [14].

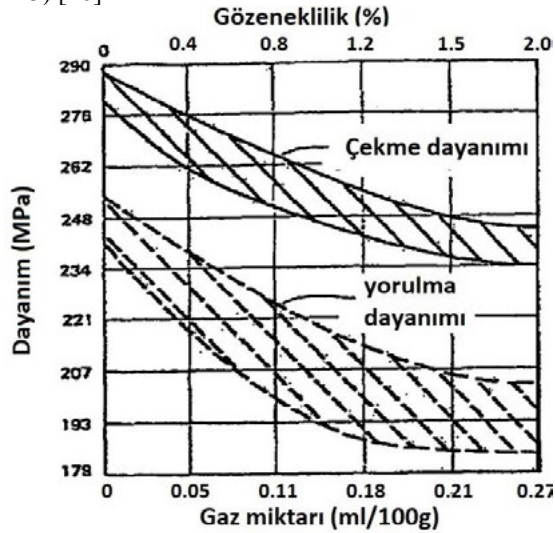


Şekil 2. Atmosferdeki nemden erimiş alüminyuma hidrojen çözünmesi için mekanizmalar [14].

Hidrojenin alüminyum temelli alaşımlarda bulunabilmesi havadaki nem ile reaksiyonu sonucu olmakla birlikte, uygulamalardaki temel kaynakları aşağıdaki şekilde özetlenebilir;

- Havada doğal olarak bulunan nem.
- **Yakıtların yanması ile oluşan su buharı.**
- Şarj edilen malzemenin yüzeyindeki nem.
- Hurda yüzeyine bulaşmış yağlayıcılar.
- Şarj, karıştırma veya sıyırma işleminde kullanılan araçların yüzeyindeki nem.
- Flakslardaki veya flaksların kimyasal olarak oluşturduğu nemli yapılar.
- Tam olarak kurutulmamış refrakterler [15].

Hidrojenin alüminyum içerisinde çözünmesinin en büyük problemi gözenek oluşumudur. Gözenek oluşumu ise malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir (Şekil 3) [16].

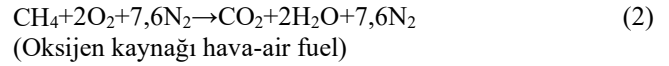


Şekil 3. Gaz miktarı-gözeneklilik-dayanım ilişkisi [16].

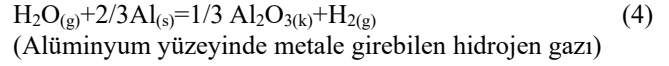
### 3. Yanma

Hidrojenin yakıt olarak kullanılmasının doğasını anlamak için geleneksel yanma sistemlerini anlamak gereklidir.

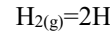
Geleneksel yakıtların yanma reaksiyonları:



Su molekülleri daha sonra alüminyum ile aşağıdaki eşitliğe göre reaksiyona girebilir:



Hidrojen çözünmesi:



Daha sonra alüminyum yüzeyinde metale girebilen hidrojen gazı bulunmuş olur [14, 17].

Hidrojenin yanma reaksiyonu ise;



### 4. Alüminyum ergitilmesinde hidrojenin yakıt olarak kullanılması: avantajlar-dezavantajlar

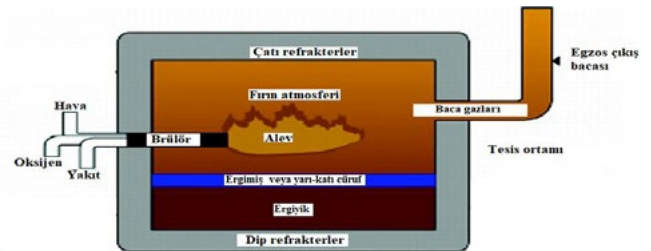
Çizelge 1 tipik bir CH<sub>4</sub> ve hidrojen yandığı zaman oluşan ürünleri göstermektedir.

Çizelge 1. Yakıtlara bağlı atmosferler [17].

CH <sub>4</sub>	CO <sub>2</sub> (%)	H <sub>2</sub> O (%)	O <sub>2</sub> (%)	N <sub>2</sub> (%)
Air fuel	9	17	2	72
Oxy-fuel	31	62	2	5
%100 H <sub>2</sub>				
Air fuel	0	31	2	67
Oxy-fuel	0	92	2	6

Reaksiyon 5 ve Çizelge 1'den görüldüğü gibi hidrojen yakıtının yanması sonucu oluşan ürün sadece su buharıdır ve CO<sub>2</sub> salınımı hiç yoktur. Çizelge 1'den görüldüğü gibi Hidrokarbon yakıtların, kısmen veya tamamen H<sub>2</sub> ile ikame edilmesi temelde kg CO<sub>2</sub>/kWh emisyonunu azaltmanın tek yoludur.

Alüminyum ergitilmesinden kullanılan tipik bir fırının şematik resmi Şekil 4'te verilmiştir.



Şekil 4. Reverber fırını (şematik) [14].

Bu tip bir fırında ısı, brülörler, alevden gelen radyasyon ve dolaylı olarak duvarlar ve tavan yoluyla sağlanır ve yanma ürünleri baca vasıtasıyla dışarı atılır [14]. Hidrojenin yanması oluşan su buharının sıvı metale karışma olasılığı bulunmaktadır. Bununla birlikte yoğun su buharı özel bir baca sistemi gerektirecektir.

Hidrojenin yakıt olarak kullanılmasının alüminyum ergitilmesinde etkileri olacaktır. En bariz olanı fırın atmosferindeki değişikliktir. Özellikle, fosil yakıt yerine hidrojen kullanılması, fırın atmosferindeki su buharı konsantrasyonunu artıracak ve muhtemelen erimiş alüminyum alaşımlarının oksidasyon davranışını değiştirecektir [17].

#### 4.1. Hidrojenin bir yakıt olarak benimsenmesi için ele alınması gereken konular

**Yakıt Teknolojisi:** Hidrojenin alev hızı metandan yaklaşık dört kat daha yüksektir ve alev sıcaklığı da yaklaşık 200°C daha yüksektir. Hidrojenin geleneksel yakma teknikleri ile yakılması, bu iki özellikten dolayı önemli ölçüde daha yüksek gerçek alev sıcaklığına yol açacaktır. Bu değişiklikler fırın sıcak noktalarına ve daha yüksek NOx emisyonlarına neden olabilir.

**Alüminyumun Oksidasyonu:** Bir dökümhane için bir sonraki en önemli husus, oksidasyon yoluyla alüminyum kayıplarının en aza indirilmesi ve metal birimlerin korunmasıdır. Erime sırasında metal oksidasyonunun sıcaklık, şarj malzemesi ve alaşım bileşiminden büyük ölçüde etkilendiğini bilinmektedir. Hidrojenin tek başına yakıt olduğunda, daha yüksek magnezyum konsantrasyonlarına sahip alüminyum alaşımlarının daha fazla oksidasyon sergilediğini görülmüştür.

**Çözünmüş Hidrojen:** Alüminyum, kesinlikle hidrojenin yakıt olarak kullanılmasından etkilenecektir. Daha önce belirtildiği gibi, hidrojenin yanması su buharı (H<sub>2</sub>O) üretir. Daha yüksek su buharı kısmi basıncı, daha fazla çözünmüş hidrojen ile sonuçlanacaktır. Erimiş metalde daha yüksek çözünmüş hidrojen konsantrasyonu bunu temizlemek için daha fazla çaba gerektirecektir.

**Yanma Gazları:** Hidrojen stokiyometrik oranda oksijenle yakıldığında, sadece su buharı üretilir ve aşırı ısıtılmış buhar fırın yanma odasından çıkar. Su buharının yüksek kısmi basıncı, fırın çalışmasında bazı değişiklikleri gerektirebilir. İlk olarak, bir baca yoluyla doğrudan atmosfere açılan fırınlar çok daha yüksek hacimde su buharı ve daha büyük bir duman göreceklere. Deliğin etrafındaki veya diğer alanlardakiler gibi basınçlı fırın sızıntıları, yeni bir güvenlik tehlikesi oluşturabilecek buhar jetleri üretecektir. Ek olarak, buhar daha soğuk yüzeylerde yoğunlaşabilir ve nemli veya ıslak noktalar oluşturabilir. Bu fazla su, buhar patlamaları üretme şansı oluşturabilir. Yeni güvenlik sistemleri ve prosedürlerinin büyük olasılıkla geliştirilmesi gerekecektir.

**Yanma Yakıt Yolu:** Mevcut yakıt yolları, doğal gaz yanması ve hava veya oksijen için tasarlanmıştır. Hidrojen için kontrol ve ölçüm ekipmanı, doğal gaz için kullanılan

benzer olsa da hidrojen için yeni bir özel hattın kurulması büyük olasılıkla gerekli olacaktır.

**Maliyet:** Şu anda ABD verilerine göre 4 \$/kg H<sub>2</sub> olan hidrojenin eritme maliyeti, doğal gazın 6 \$/DT' sinden 5 kat daha fazladır. Günümüzde hidrojenin ticari maliyetinin piyasa koşullarına çok bağlı olduğu ve ABD Enerji Bakanlığı'nın kg/H<sub>2</sub> başına 1 \$ uzun vadeli hedefinin orta aralığında bir yerde olduğu belirtilmelidir. Bu, gelecekteki bir hedef olarak önerilmektedir. Bu varsayımlar ile doğal gazdan hidrojene geçildiğinde eritme maliyetinin önemli ölçüde artacağı görülmektedir [17].

Operasyonel masraflara bakıldığında günümüzde en pahalı teknoloji hidrojen yakan brülör sistemleridir (Çizelge 2) [18].

Çizelge 2. Brülörlerin operasyonel masrafları (\$/t) [18].

Doğal gazlı brülör	Elektrikli brülör	H <sub>2</sub> brülör
63 <sup>a</sup>	85 <sup>b</sup>	270 <sup>c</sup>
Yakıt tüketimi	Elektrik tüketimi	

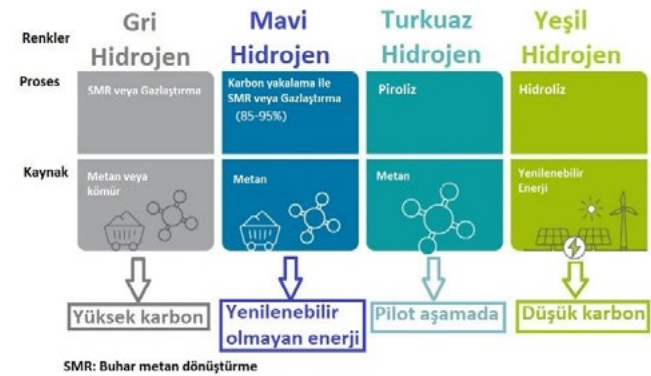
<sup>a</sup>2020 ABD doğal gaz fiyatı (\$6,68/GJ) baz alınmıştır.

<sup>b</sup>2020 ABD elektrik fiyatı (\$37/MWh) baz alınmıştır ve 3,6 GJ/MWh göz önünde tutulmuştur.

<sup>c</sup>2020 yeşil hidrojen fiyatı (\$4,93/kg) baz alınmıştır.

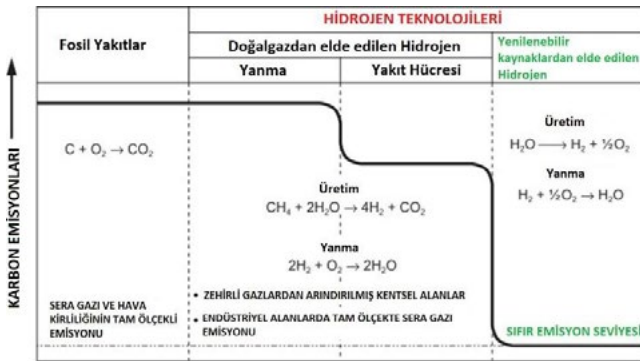
Hidrojen, geleceğin enerji çözümü olarak öngörülmüştür. Bir enerji kaynağı olarak, enerji gereksinimlerini karşılama ve CO<sub>2</sub> emisyonlarını düşürme potansiyeline sahiptir. Fosil yakıtlar havada yandığında sera gazı yayar, hidrojen ise yan ürün olarak su ile temiz bir enerji üretir. Yenilenebilir enerji kaynakları kullanılarak hidrojen üretilerek karbon emisyonunda önemli bir azalma, yani sıfır emisyon seviyesi elde edilebilir. Eğer, onunla ilişkili teknolojiler temizse, hidrojen temiz bir enerji taşıyıcısı olabilir. Hidrojen üretimi ve diğer yönlerle ilgili mevcut teknolojiler geleneksel teknolojilerdir ve bu nedenle hidrojenin tamamen temiz bir yakıt olduğu iddia edilemez [19].

Hidrojen, birden çok işlem ve enerji kaynağı ile üretilebilir ve bu konuda bir renk kodu terminolojisi yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil 5'te bu renk kodu terminolojisi gösterilmektedir (Şekil 5) [20].



Şekil 5. Hidrojen renk kodları [20].

Bununla birlikte, hidrojenin yakıt olarak kullanılması, yalnızca hidrojenin yenilenebilir enerji kullanılarak üretilmesi durumunda çevre üzerinde faydalı bir etkiye sahip olacaktır. Şu anda piyasada bulunan hidrojen yakıtı, esas olarak doğal gazın buhar dönüştürme yöntemi (SMR) kullanılarak üretilmektedir. Bu üretim yöntemi, fosil yakıtların yanmasıyla aynı seviyede sera gazı emisyonuna yol açmaktadır. Öte yandan, yenilenebilir enerjiden elde edilen hidrojen, üretimi ve yanması karbon emisyonuna yol açmadığı için çevre dostudur. Hidrojen üretimi ve kullanımının karbon emisyonu üzerindeki etkisi, fosil yakıtların emisyon düzeyi ile karşılaştırılmalı olarak, Şekil 6'da gösterilmiştir [9].



Şekil 6. Hidrojen üretimi ve yanmanın karbon emisyonu üzerindeki etkisi [9].

## 5. Sonuç

Fosil yakıtların yerini alacak bir seçenek olarak hidrojeni önde gelen bir rakip haline getirmenin birkaç nedeni vardır. Bunun en önemli nedeni, çevre dostu olmasıdır; bu, havada yandığında bir ürün olarak yalnızca su ürettiği için hidrojenin kullanılmasının herhangi bir çevresel etkiye sahip olmadığı anlamına gelir. Kolayca taşınabilir. Boru hatları ile uzun mesafelere taşınabileceği gibi, elektrik enerjisi şeklinde iletim hatları ile de taşınabilir. Ayrıca temiz bir şekilde üretilir: doğada bol miktarda bulunan sudan üretilir. Çeşitli endüstrilerde kimyasal yakıt olarak kullanılması bir başka avantajdır. Sonuç olarak, fosil yakıtlarla karşılaştırıldığında, hidrojenin çeşitli avantajları vardır ve bu nedenle gelecekte bir enerji yakıtı olarak görülebilir. Uluslararası Enerji Ajansı (IEA), yeşil hidrojenin karbon emisyonlarını azaltabileceğini, ancak bunun ancak üretim yöntemlerinin maliyeti, altyapı ve güvenlik gibi en önemli zorlukların üstesinden gelinmesi halinde mümkün olduğunu belirtmiştir [19].

Hidrojen, endüstri için karbonsuzlaştırmanın temel direğidir, ancak önemli ölçüde katkıda bulunabilecek teknolojilerin çoğu hala gelişme aşamasındadır. Bununla birlikte önemli adımlar atılmaktadır. Düşük karbonlu hidrojen kullanarak karbonsuz çelik üretmeye yönelik dünyanın ilk pilot projesi 2021 yılında İsveç'te faaliyete geçmiştir. Onlarca kiloton hidrojen ölçeğinde birkaç projenin önümüzdeki iki ila üç yıl içinde faaliyete geçmesi beklenmektedir. Norveç firması

olan Norsk Hydro "dünyanın hidrojen yakıtı kullanılarak üretilen ilk geri dönüştürülmüş alüminyumunu"nu 2023 yılında duyurmuştur. Çimento, seramik veya cam üretimi gibi endüstriyel uygulamalarda hidrojen kullanımına yönelik demonstrasyon projeleri de geliştirilme aşamasındadır. Düşük karbonlu hidrojen için önemli bir engel, azaltılmamış fosil yakıtlardan elde edilen hidrojen ile olan maliyet farkıdır. Şu anda, fosil yakıtlardan hidrojen üretmek dünyanın çoğu yerinde en ucuz seçenektir. Bölgesel gaz fiyatlarına bağlı olarak, doğal gazdan hidrojen üretiminin seviyelendirilmiş maliyeti kilogram (kg) başına 0,5 ABD doları ile 1,7 ABD doları arasında değişmektedir. Hidrojen üretiminden kaynaklanan CO<sub>2</sub> emisyonlarını azaltmak için karbon yakalama teknolojilerinin kullanılması, seviyelendirilmiş üretim maliyetini kg başına yaklaşık 1 ila 2 ABD dolarına yükseltmektedir. Hidrojen üretmek için yenilenebilir elektrik kullanmanın maliyeti ise kg başına 3 ila 8 ABD dolarıdır. Hidrojenin temiz bir yakıt olarak benimsenmesi hızlanırken, 2050'ye kadar net sıfır emisyon ulaşmak için gerekli hedefin gerisinde kalmaktadır. 2050 yılına kadar dünyayı sürdürülebilir bir enerji sistemi yolunda ilerletmek için düşük karbonlu hidrojenin çok daha hızlı benimsenmesi gerekmektedir. Küresel bir hidrojen pazarının geliştirilmesi, yerel tedarik potansiyeli sınırlı olan ülkelere yardımcı olurken, büyük yenilenebilir veya CO<sub>2</sub> depolama potansiyeli olan ülkeler için ihracat fırsatları sağlayabilir. Ayrıca teknolojik yenilik çabalarının hızlandırılmasına ihtiyaç vardır. Günümüzde birçok kritik hidrojen teknolojisi, geliştirilmenin erken aşamalarında [21, 22].

Hidrojenin yakıt olarak kullanılmasının alüminyum için ne gibi etkileri olacağı henüz belirsizdir. Bunun için daha fazla Ar-Ge ve yatırım çalışmalarına ihtiyaç vardır.

## Referanslar

- [1] M. Gautam, B. Pandey, M. Agrawal, Carbon Footprint of Aluminum Production: Emissions and Mitigation, Ed. S. S. Muthu, Environmental Carbon Footprints, Elsevier, 2018, Oxford, İngiltere.
- [2] <<https://essd.copernicus.org/articles/14/1917/2022/>> Tarih: 18.07.2023.
- [3] S. Mathur, G. Gosnell, B. K. Sovacool, D. D. F. Del Rio, S. Griffiths, M. Bazilian ve J. Kim, Energy Research & Social Science, 90 (2022) 102638.
- [4] S. Sgouridis, M. Ali, A. Sleptchenko ve A. Bouabid, Renewable Energy, 180 (2021) 937-953.
- [5] M. Li, F. Gao, B. Sun, Y. Liu, X. Gong ve Z. Nie, Journal of Cleaner Production, 370 (2022) 133535.
- [6] G. Gaustad, E. Olivetti ve R. Kirchain, Resources, Conservation and Recycling, 58 (2012) 79-87.
- [7] M. Etmnanbakhsh ve S. R. Allahkaram, Fuel, (2023) 126011.
- [8] K.A. Trowell, S. Goroshin, D.L. Frost ve J.M. Bergthorson, Applied Energy, (2020) 275 115112.
- [9] J. Nowotny ve T. N. Veziroglu, International of Hydrogen Energy, (2011) 36 13218-13224.

- [10]<https://www.airproducts.com/-/media/files/external/aluminium-international-today/greener-alu-air-products.pdf> > Tarih: 18.07.2023.
- [11] B. Radwan, Treatment of a Liquid Al-Si Alloy, Y. Lisans Tezi, Jönköping University, 2020, Smaland, İsveç.
- [12]<https://aluminium-guide.com/en/vodorod-v-alyumini/> > Tarih: 18.07.2023.
- [13] Ç. Ediz, Alüminyumun Geri Dönüşüm Süreci ve Süreçte Kullanılan Malzemelerin Alüminyum Bileşenlerine Etkileri, Y. Lisans Tezi, Bilecik üniversitesi, 2011, Bilecik, Türkiye.
- [14] M. Syvertsen, A. Kvithyld, E. Gundersen, I. Johansen, T.A. Engh, (2019). Furnace Atmosphere and Dissolved Hydrogen in Aluminium, Ed. C. Chesonis, Light Metals, Springer, 2019, Oxford, İngiltere.
- [15] E. Türker, Alüminyumun Alaşımlarının Dökümünde Rafinasyon Yöntemlerinin Karşılaştırılması, Y. Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, 2005, İstanbul, Türkiye.
- [16] P. Demircioğlu, Alüminyumun Alaşımlarının Dökümünde Gaz Oluşumu ve Gaz Giderme Tekniklerinin İncelenmesi, Y. Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2002, İstanbul, Türkiye.
- [17] R. D. Peterson, R. Alloy, J. Lodin ve M. Syvertsen, Light Metal Age, February 2023, (2023) 22-29.
- [18]<https://missionpossiblepartnership.org/wp-content/uploads/2023/04/Aluminum-decarbonization-at-a-cost-that-makes-sense.pdf> > Tarih: 18.07.2023.
- [19] S. Sharma, S. Agarwal ve A. Jain, Energies, 14, (2021) 7389.
- [20] Dünya Enerji Konseyi, Yeşil Hidrojen Raporu, Kasım 2020.
- [21]<https://www.iea.org/reports/global-hydrogen-review-2021/executive-summary> > Tarih: 19.07.2023.
- [22]<https://www.gasworld.com/story/worlds-first-recycled-aluminium-produced-from-hydrogen/> > Tarih: 19.07.2023.





## 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





# FROM 35 YEARS OF TRUST TO A SUSTAINABLE FUTURE

We continue to innovate and add value to the future,  
just as we have done in the past 35 years.  
We proudly celebrate our 35<sup>th</sup> anniversary.



[www.elval.com](http://www.elval.com)

## Technologically advanced, flat rolled aluminium products and solutions, enabling the transition to a circular economy and a sustainable world.

Elval is a leading flat rolled aluminium manufacturer and recycler, with 50 years rolling expertise in designing and producing innovative aluminium solutions and shaping trusted partnerships across the globe. The extensive custom-made product portfolio reaches more than 80 countries serving the packaging, transportation, automotive, HVAC&R, building and construction, energy and industrial markets.

Through continuous investments in R&D and the in-house Technology Centre, Elval emphasizes on highly specialized human talent, advanced metallurgy and rolling excellence to respond to customers' needs with sustainable breakthroughs of long-term value.

Elval will continue to seize the opportunities created in rapidly developing markets fueled by global sustainability megatrends, such as the transition to a circular, climate-neutral economy, the growth of renewable energy, e-mobility and technological advancements. With the long experience and expertise of our people, we are shaping a sustainable tomorrow for the planet and future generations.





# GNS ALÜMİNYUM

**100.000 Tonluk  
Üretim Kapasitesi**

**Farklı Çaplarda  
(4.5", 5", 5.5", 6", 7", 8", 9", 10" inç)  
Alüminyum Bilet Üretimi**

**Yaklaşık 30  
Ülkeye İhracat**

**13.000 m<sup>2</sup>'lik  
Üretim Tesisi**

**ISO İKİNCİ 500 ve IDDMİB 64  
sıralamaları ile ihracatımızı  
artırmaya devam ediyoruz.**



**Sürdürülebilirlik hedeflerimize ulaşmak için kurumsal  
karbon ayak izi (ISO 14064) ve ürün karbon ayak izi (ISO 14067)  
ölçümlerimiz TÜV Austria tarafından onaylandı.**

[gnsaluminum.com](http://gnsaluminum.com)

# HÜNER

## GÜVENİLİR SIFATINI GURURLA TAŞIYORUZ!



**31 yıllık** tecrübemiz ve lojistik sektörü deneyimimizle **denizde** ve **karada** yükünüzü taşımaya hazırız.



**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

# MOVING ALUMINIUM AND STEEL SMOOTHLY FROM TURKEY TO EUROPE WITH NUN OVERLAND

YOUR TRUSTED ONE-STOP PARTNER FOR STORAGE, CUSTOMS CLEARANCE AND DISTRIBUTION OF ALUMINIUM AND STEEL GOODS

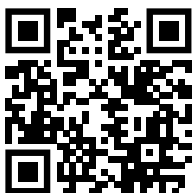
NUN Overland welcomes you to the 11th International Aluminium Symposium. As the experts in aluminium and steel logistics, we offer end-to-end solutions for your transportation, storage and customs clearance needs.

We bring over 30 years of expertise in transporting aluminium and steel goods from Turkey. Our hubs, located in Leibnitz and Gersdorf, Austria ensure seamless connections for all your transportation needs.



**CONTACT US TO DISCUSS  
YOUR LOGISTIC NEEDS  
TO AND FROM TURKEY.**

Contact Us:



office@nun-overland.com  
www.nun-overland.com

**nun** *strong 2gether*  
**overland**



ALLOW

# LOW-CARBON ALUMINIUM INSPIRED BY NATURE



## LOW-CARBON ALUMINIUM

ALLOW has a carbon footprint 4-5x lower than the industry's average scope 1 & 2 emissions.



## HARNESSING HYDROPOWER

RUSAL captures hydropower from EN+ assets – the largest privately owned hydropower supplier.



## DELIVERING TRANSPARENCY

ALLOW drives supply chain transparency through carbon footprint certificates & sustainability passports.

3M+

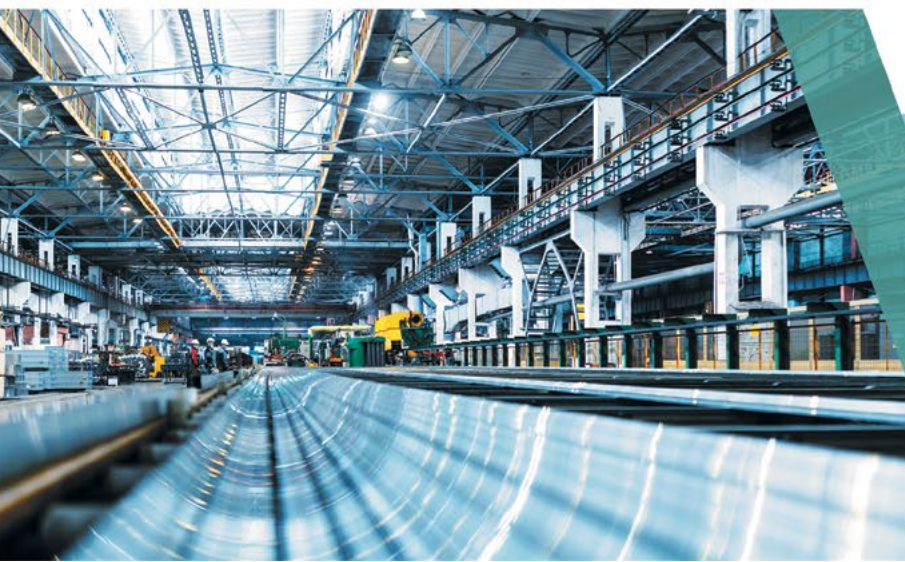
## LEADING LCA PRODUCER

With more than 3 million tonnes of ALLOW capacity, RUSAL is a leading low-carbon aluminium producer.

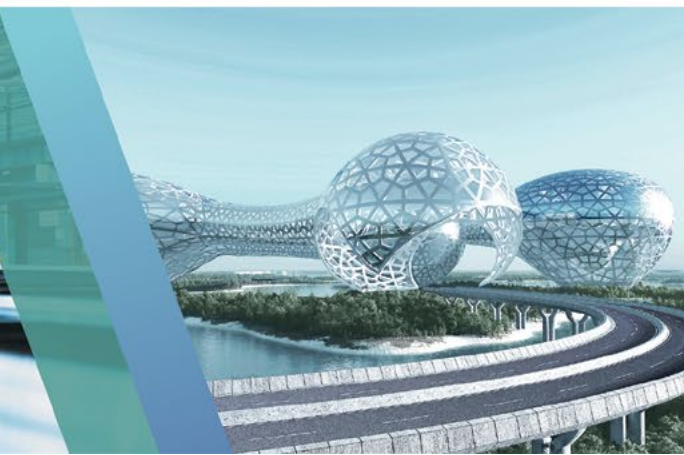


## INNOVATIVE TECHNOLOGIES

RUSAL is developing breakthrough inert anode technologies and is striving to increase circularity.



[www.rusal.com](http://www.rusal.com)







SAHINLER  
GRUP

İSTİKRARLI BÜYÜMENİN  
**DEĞİŞMEYEN GÜCÜ!**  
**ŞAHİNLER METAL**

Hep Daha Yüksek...



Our Greatest  
Investment;  
“Earth”

 VIGMETAL

    /vigmetal

[www.vigmetal.com.tr](http://www.vigmetal.com.tr)





120 centuries old human civilization met aluminum just over a century ago...

**Imagine the potential!**





# CONNECTING **WORLDS,** DRIVING **EMOTIONS.**





# 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 biyet 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



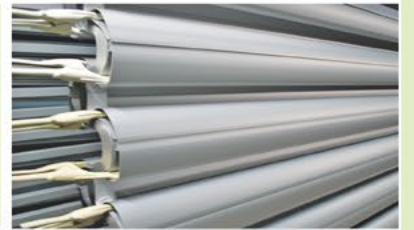
## MEKANİK İŞLEM MECHANICAL TREATMENT

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@arslanaluminyum.com



www.arslanaluminyum.com



**ASTAŞ**



# Geleceđinizi Geri Kazanın

**ÇUHADAROĞLU**



interal

interax

interwall

interdigi

intersecure



YOU KEEP ON  
WORKING,  
WE'LL KEEP THE  
FIRE BURNING

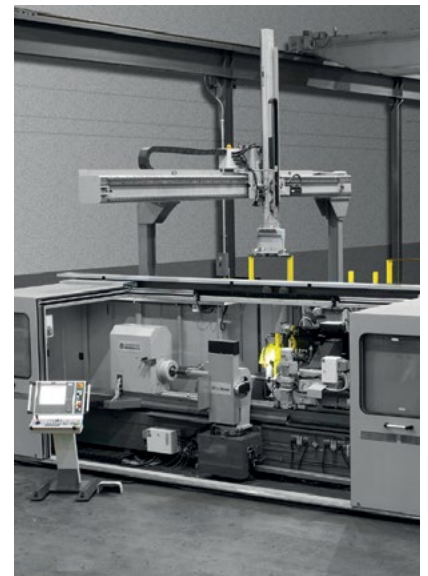
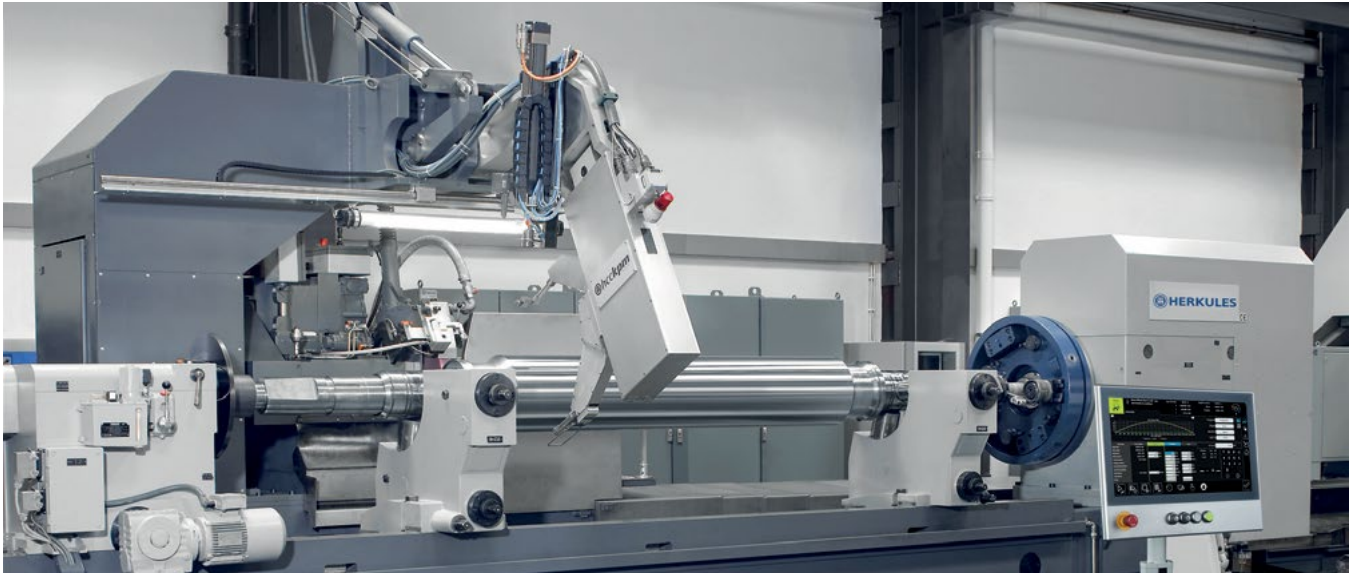
 **calderys**<sup>®</sup>  
a member of Imerys

**HAZNEDAR DURER**  
REFRACTORIES  

---

a member of Calderys





Expert solutions for  
high-end products.

[herkules-machinetools.com](http://herkules-machinetools.com)

# Turkish Aluminium 365

## ALUMİNYUM ÜRÜNLERİ BİR TIK UZAĞINIZDA!

Dünya kalitesinde alüminyum ürünlerimizin ve prestijli Türk alüminyum üreticilerimizin bir arada olacağı; 365 gün açık alüminyum ürünlerini keşfedebileceğiniz platformumuza siz de katılın!

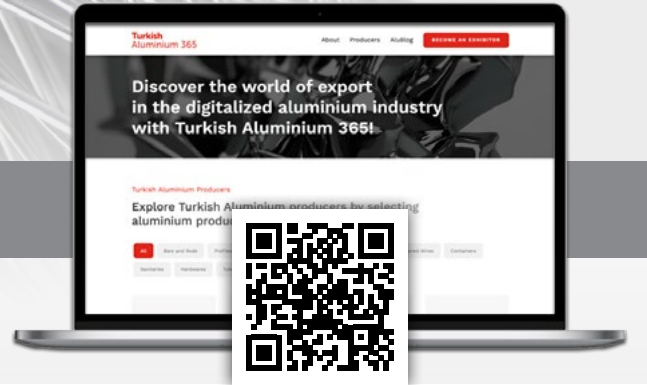
## ALUMINIUM PRODUCTS IS JUST A CLICK AWAY!

*Where our world-class aluminium products and prestigious Turkish aluminium manufacturers will come together; join us on our platform where aluminium products available 365 days a year can be discovered!*



[turkishaluminium365.com](http://turkishaluminium365.com)

Siteyi ziyaret etmek için QR kodu okutunuz.  
Scan the QR code to visit the website.



Türkiye



TİM TÜRKİYE  
İHRACATÇILAR  
MECLİSİ

immib  
İstanbul Maden ve Metaller  
İhracatçı Birlikleri

TURKISH  
METAL  
EXPORTERS  
İSTANBUL DEMİR VE DEMİR DİŞİ  
METALLER İHRACATÇILARI BİRLİĞİ

Kullandığımız elektriğin **2,7 katını**  
tekrardan dünyamıza kazandırmanın  
**gururu ile...**

**Proud of** supplying **2,7 times** more  
electricity then our consumption...



pandaaluminum.com.tr

 **panda**  
alüminyum

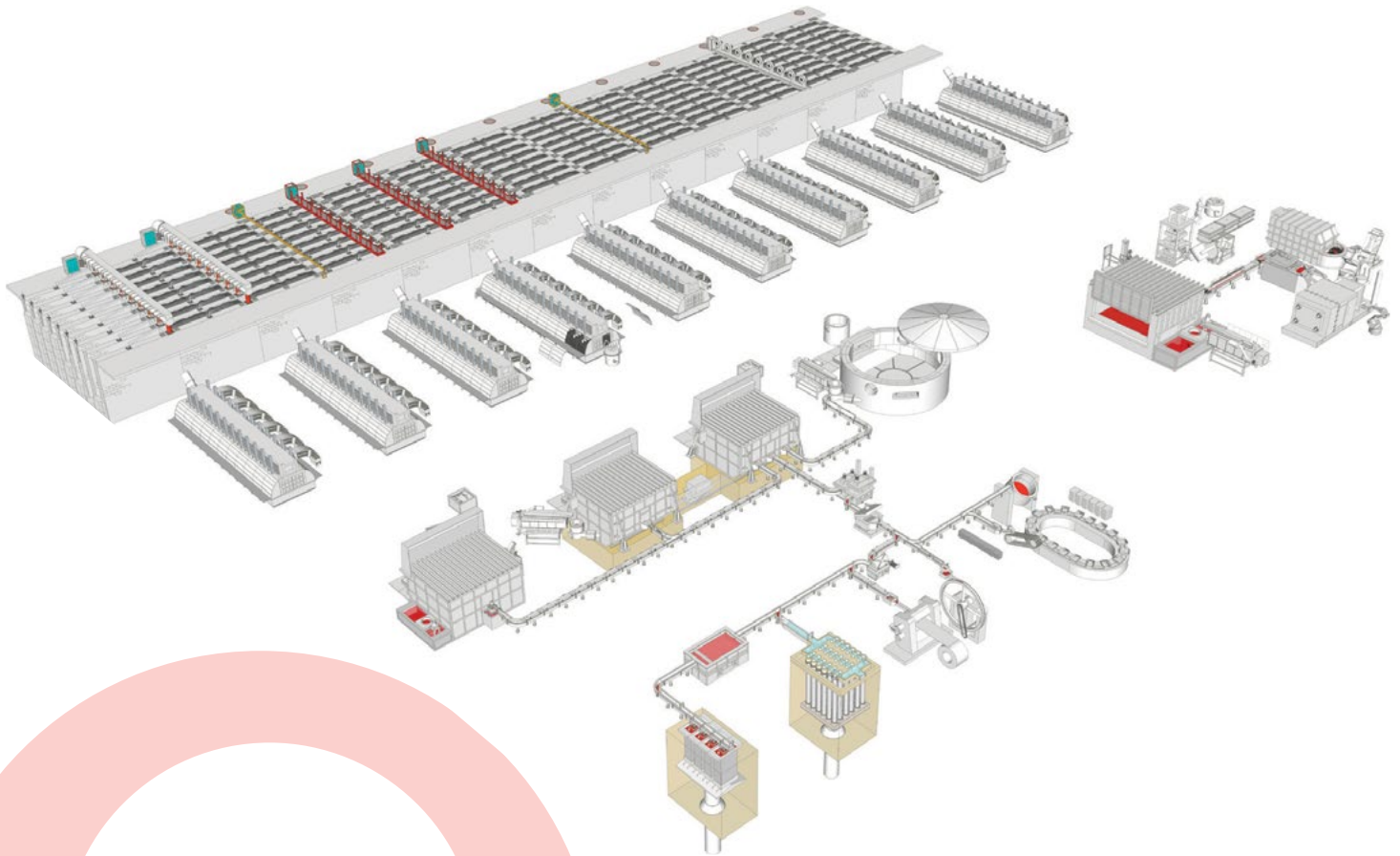
Smile of partners  
is our priority.

Member of  panda group

# Pyrotek®

pyrotek.com

## From the Smelter to the Foundry



Stand H2-D110



Geleceğin  
araçları

**alüminyum** ile  
daha hafif ve daha çevreci

**YEŞİLOVA**

# Tüm süreçleri mobilden yönetin



CRM - Müşteri İlişkileri Yönetimi



LME- Hedge Risk Yönetimi



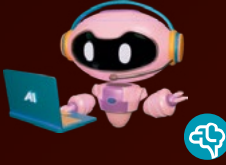
SCM- Tedarik Zinciri Yönetimi



Üretim Yönetimi Sistemi



Kalite Yönetim Sistemi



RPA Robotik Süreç Otomasyonu



Web Siteleri Dinamik - Entegre



Mobil Uygulama Geliştirme



corporate sense

We think, We solve,



Download on the App Store

GET IT ON Google Play

**ALUS'11**  
Teknoloji Sponsoru

(+90) - 212 - 934 0736  
corporate-sense.com

Corporate Sense  
bir YTÜ Teknopark şirkettir.





**12-14 Ekim / October 2023**  
Istanbul Expo Center

**alus<sup>11</sup>**

**11. Uluslararası  
Alüminyum Sempozyumu**

11<sup>th</sup> International  
Aluminium Symposium

**BİLDİRİLER  
KİTABI**

**PROCEEDINGS  
BOOK**

**2023**

**TALSAD** 50 YIL  
TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ

TÜBİTAK  
MAM

**METEM**  
TÜRKİYE METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLERİ ODASI EĞİTİM MERKEZİ

[in](#) [@](#) [f](#) [t](#) / talsadulus  
[www.alusist.com](http://www.alusist.com)