

15-16 Ekim 2009

ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

Sempozyum Bildiriler Kitabı / Proceedings

TALSAD
1971
TÜRKİYE
ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ
DERNEĞİ


TÜBİTAK
MAM



TMMOB METALURJİ
MÜHENDİSLERİ ODASI

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

TALSAD
1971
TÜRKİYE
ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ
DERNEĞİ



**TMMOB METALURJİ
MÜHENDİSLERİ ODASI**

Sempozyum Bildiriler Kitabı / Proceedings

15 - 16 Ekim / October 2009 • İSTANBUL / TÜRKİYE
İstanbul Fuar Merkezi Yeşilköy / İstanbul Expo Center

@2009

TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ

•

TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ

•

TMMOB METALURJİ MÜHENDİSLERİ ODASI

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 Mühendisleri Odası sorumlu tutulamaz.

@2009 by

TURKISH ALUMINIUM INDUSTRIALISTS' ASSOCIATION

•

TÜBİTAK MARMARA RESEARCH CENTER

•

UCTEA CHAMBER OF METALLURGICAL ENGINEERS

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 Engineers may held responsible for those.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

Sponsorlar / Sponsors

Sempozyum Sponsorları - Platin / Sponsor - Platinum

Sempozyum Sponsorları - Gümüş / Sponsor - Silver

Sempozyum Yürütme Kurulu • Organization Committee

Yürütme Kurulu Başkanı / Chairman

Atamer GİYİCİ

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Üyeler / Members

Yücel BİROL

TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi

Murat DÜNDAR

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Ayşe Gül ESMER

Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği

Hüseyin SAVAŞ

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Gürkan SOLMAZ

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Timur ULUCAK

Saray Döküm A.Ş.

Sempozyum Danışma Kurulu • Advisory Board

Ali ATA

Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü

Aynur AYHAN

Türkiye Döküm Sanayicileri Derneği

Tarık BAYKARA

TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi

Yücel BİROL

TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi

Murat CİN

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Mustafa ÇİĞDEM

Yıldız Teknik Üniversitesi

İsmail DUMAN

İstanbul Teknik Üniversitesi

Murat DÜNDAR

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Serdar Ali EROL

Aveks İç ve Dış Ticaret A.Ş.

Niyazi ERUSLU

Yalova Üniversitesi

Ayşe Gül ESMER

Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği

Atamer GİYİCİ

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Hüseyin HIZLI

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Ali KALKANLI

Orta Doğu Teknik Üniversitesi

Erdoğan KALUÇ

Kocaeli Üniversitesi

Eyüp Sabri KAYALI

İstanbul Teknik Üniversitesi

Ahmet KİBAR

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Cemalettin KÜÇÜK

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Ali Saim ÖZDEMİR

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Erol ÖZDEN

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Bahadır ÖZER

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş.

Kaya ÖZEREN

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Hüseyin SAVAŞ

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Ekrem SELÇUK

Orta Doğu Teknik Üniversitesi

Murat SEZER

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Gürkan SOLMAZ

TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası

Yılmaz TAPTIK

İstanbul Teknik Üniversitesi

Timur ULUCAK

Saray Döküm A.Ş.

Metin USTA

Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü

Mustafa ÜRGEN

İstanbul Teknik Üniversitesi

Fevzi YILMAZ

Sakarya Üniversitesi

Metin YILMAZ

Çuhadaroğlu Metal Sanayi A.Ş.



TÜRKİYE ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ DERNEĞİ

TALSAD, genç alüminyum sanayi sektörümüzün örgütlü olarak daha başarılı olacağını gören öncü sanayicilerimiz tarafından 1971 yılında kurulmuştur. Kurulduğu günden itibaren firmalar üstü bir anlayışlı faaliyetlerini sürdüren TALSAD, yurt çapında örgütlenerek üstlendiği Alüminyum Sanayini temsil görevini başarı ile yürütmektedir.

TALSAD, Bakanlar Kurulu'nun 1989 yılında adında "TÜRKİYE" sözcüğünün kullanma hakkı vermesi ile Türkiye Alüminyum Sanayini yurt dışında da temsil etme sorumluluğu yüklenmiştir. Bu bilinç ile 1992 yılında "EAA" (European Aluminium Association), "Avrupa Alüminyum Birliği" ne üye kabul edilerek Avrupa'ya adım atan sektör temsilcisi sivil toplum kuruluşu olarak diğer sektörlerle de örnek olmuştur. TALSAD, ülkemizin hemen her bölgesinden 91 üyesi ile Türk Alüminyum Sektörü pazarının %75 ini temsil etmektedir.

MİSYONUMUZ

Geleceğin metali" olarak adlandırılan alüminyumun, Türkiye'de tanınırlığını, kullanımını ve üretimini arttırmak; alüminyum ürünleri ve üretiminde kalite yükseltme ve yenilikçi ürün geliştirme faaliyetlerine katkıda bulunmak, desteklemek ve teşvik etmek; alüminyum ile ilgili her türlü doğru ve tam bilgiyi derleyerek amaçları doğrultusunda isteyenlere sunmak; Türk alüminyum sektörü mensuplarında birliktelikten doğan gücü ve inanç bilincini pekiştirmek ve bu güç ile yukarıda belirtilen faaliyetleri gerçekleştirmek; Türk alüminyum sektörü ve Türkiye'de üretilen alüminyum ürünlerinin iç ve dış pazarlarda hak ettiği konuma ulaşmasını sağlamak TALSAD'ın misyonudur.

VİZYONUMUZ

TALSAD, misyonunu gerçekleştirme sürecinde teknoloji ve bilgiyi izleyen; edindiği tüm bilgi, birikim ve deneyimi misyonuna uygun biçimde kullanıma sunan; sivil toplum kuruluşu niteliklerini en üst düzeye yükseltmiş ve kendi bünyesinde bir hizmet üreticisi kuruluş olarak toplam kalite anlayışını benimseyen; Türk alüminyum sektörünün en büyük ve eksiksiz temsilcisi haline gelmiş ve yalnız üyelerinin değil tüm toplumun güvenini kazanmış olan ve bu güvene dayanarak uluslararası boyutta da kurumsal katkısını ortaya koyabilen; eğitime, çağdaşlığa, kurum içi demokrasiye, takım çalışmasına, üretim ve ticarete etik değerlere, meslek ilkelerine, tüketici haklarına, çevreye ve insan sağlığına ve gelecek nesillere önem veren bir kurum olmayı vizyon olarak benimsemiş bulunmaktadır.

TURKISH ALUMINIUM INDUSTRIALISTS' ASSOCIATION

OUR MISSION

The mission of TALSAD is to increase awareness and popularity, usage and production of aluminium called as "future's metal" in Turkey; to contribute, support and encourage activities targeting to increase quality and develop innovative products in production side; to compile correct and complete information about aluminium industry and provide it the industry; to improve the power and belief created by Turkish aluminium industrialists acting in cooperation and realize all activities described above; to help Turkish aluminium sector and aluminium products gets deserved position in domestic and foreign markets.

OUR VISION

TALSAD's vision is to become an organization that monitors technology and information during realization process of its mission; that offers its knowledge and experience to the use of others; that adopts total quality approach being service producing enterprise with its competent qualifications and resources; that has become biggest and perfect representative of Turkish aluminium industry that has gained trust of the whole society which has been proven in international aspects; that values education, contemporariness, corporate democracy, team work, ethical values in production and trade, professional values, occupational principles, consumer rights, environment, human health and next generations.



TÜBİTAK MARMARA ARAŞTIRMA MERKEZİ

TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi (MAM) ülkemizin en büyük ve köklü uygulamalı araştırma kuruluşudur. TÜBİTAK MAM'ın 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. 130'dan fazla laboratuvarında 1030 personel ile çalışmalarını yürütmektedir. Bünyesinde, Bilişim Teknolojileri Enstitüsü, Çevre Enstitüsü, Enerji Enstitüsü, Gen Mühendisliği ve Biyoteknoloji Enstitüsü, Gıda Enstitüsü, Kimya Enstitüsü, Malzeme Enstitüsü, Yer ve Deniz Bilimleri Enstitüsü bulunmaktadır.

Değerli bilim adamlarının oluşturduğu insan gücü, yüksek teknolojisi ve geniş kapsamlı hizmet veren, son sistem donanıma sahip laboratuvarlarıyla ileri teknoloji dünyasının öncü kuruluşlarından olan TÜBİTAK MAM, endüstriyel kuruluşların, savunma kuruluşlarının, üniversitelerin ve kamu kuruluşlarının (yerel yönetimler, valilikler, bakanlıklar vb.) daima hizmetindedir. Bu hizmetler Endüstriyel Projeler (ürün/ proses geliştirme, maliyet düşürme, verimliliği artırma vb.) veya Endüstriyel Hizmetler (test, analiz, ölçüm, eğitim, danışmanlık) şeklinde yürütülmektedir. TÜBİTAK MAM hakkında detaylı bilgiye www.mam.gov.tr adresinden de ulaşılabilir.

TÜBİTAK MARMARA RESEARCH CENTER

The Scientific and Technological Research Council of Turkey (TÜBİTAK) Marmara Research Center (MRC), one of the research and development units of TÜBİTAK, was established in 1972. TÜBİTAK MRC carries out its activities with 1030 trained and experienced personnel on a pretty piece of land of 8 sq km (2000 acres) area in Gebze-KOCAELİ/TURKEY.

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

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

TÜBİTAK MRC has 8 Institutes and related supporting Administrative Departments:

- Information Technologies Institute (ITI)
- Energy Institute (EI)
- Environment Institute (EI)
- Food Institute (FI)
- Genetic Engineering and Biotechnology Institute (GEBI)
- Chemistry Institute (CI)
- Materials Institute (MI)
- Earth and Marine Sciences Institute (EMSI)

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



TMMOB METALURJİ MÜHENDİSLERİ ODASI

Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği'ne bağlı olarak ilgili yasa hükümlerine uygun şekilde 1970 yılında kurulan Metalurji Mühendisleri Odası, kamu kurumu niteliğinde bir meslek kuruluşudur. Halen 4000 olan Metalurji Mühendisleri Odası üye sayısı, her yıl metalurji dalında mühendislik eğitimi veren yurtiçi ve yurtdışı üniversitelerinden mezun olanlarla artmaktadır.

Ülke ve Oda üyelerinin yararları gözetilerek metal ve metaldışı malzemelerin üretimi, biçimlendirilmesi, özellikleri, hasarlı-hasarsız kontrolü alanlarında gerek görülen etkinliklerin organizasyonu ve çalışmaların yapılması araştırma-geliştirme, tasarım, proje ve konstrüksiyon konularında danışmanlık hizmetlerinin sunulması, üyelerin durumlarının iyileştirilmesi Oda amaçlarının temelini oluşturmaktadır. Bu amaçlar doğrultusunda Metalurji Mühendisleri Odası iki ayda bir "METALURJİ" dergisini ve Oda faaliyetlerinin, sektörel haberlerin güncel şekilde aktarıldığı "BÜLTEN"i yayınlamakta ve seminer, sempozyum, panel, forum, kongre, fuar gibi etkinlikler organize etmektedir.

İki yılda bir yapılan ve Odaya kayıtlı üyelerin katılımıyla gerçekleştirilen Genel Kurullarda oluşan Oda Yönetim Kurulu yukarıda bahsedilen çalışmaların yürütülmesinden sorumludur. Ayrıca, Oda Yönetim Kurulunca oluşturulan ve üniversite, araştırma kuruluşları ve sanayiden uzmanların yer aldığı çalışma gruplarınınca belli konularda ayrıntılı çalışmalar yapılmaktadır.

UCTEA CHAMBER OF METALLURGICAL ENGINEERS

The Chamber of Metallurgical Engineers (CME) is a non-profit public organization founded in 1970 and is one of twenty-two Chambers, which constitute the Union of Chambers of Turkish Engineers and Architects. The CME membership at currently 4000 is increasing each year with new graduates from national and foreign universities.

The main functions of CME are to organize activities and conduct studies in broad fields of production, shaping, properties, destructive and nondestructive testing of metallic and non-metallic materials and to provide consultancy on research and development, design, project and construction studies for the use and benefits of the members of CME and the country. Within this context CME publishes a bimonthly journal entitled "METALURJİ" and a bulletin called "BULTEN" in which news related to metallurgy and materials science appear. CME also organizes seminars, symposiums, panels, forums, congresses and fairs.

The supreme governing body of CME is the General Assembly which consists of the Chamber members and is done biannually. Board of Directors elected at the General Assembly is responsible from the execution of the functions mentioned above. Additionally, detailed studies on certain specific subjects are made by "work groups" that consist of specialists from universities, research institutions and the industry and established by the board of Directors.

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

15 Ekim - 15 October 2009

YÜZEY İŞLEMLERİ / SURFACE TREATMENT

Oturum Başkanı / Session Chairman

Eyüp Sabri KAYALI

Salon/Hall Pamukkale

- 13.30-14.00 **Yüzey Mikroyapısının Alüminyum Korozyonuna Etkisi**
Effect Surface Microstructure on Corrosion of Aluminium Alloys
Kemal Nişancıoğlu // Norwegian University of Science and Technology // Norway
(**Davetli Konuşmacı / Invited Lecturer**)
- 14.00-14.30 **Aluminium Surface Treatment - A Finish in its Own Class**
Alüminyum Yüzey İşlemi - Kendi Sınıfında Bir Yüzey
Frank Munk // Aluminum Anodizers Council & MUNK GmbH // Germany
(**Davetli Konuşmacı / Invited Lecturer**)
- 14.30-15.00 **Alüminyumun Nanoteknolojik Uygulamalardaki Yeri**
Place of Aluminum in Nanotechnological Applications
Mustafa Ürgen // İstanbul Teknik Üniversitesi // Türkiye

YÜZEY İŞLEMLERİ / SURFACE TREATMENT

Oturum Başkanı / Session Chairman

Mustafa ÜRGEN

Salon/Hall Pamukkale

- 15.20-15.40 **Alüminyumun Korozyon Özelliklerine Galyum İz Elementinin Etkisi**
Effect of Trace Element Gallium on Corrosion Properties of Aluminium
Esmâ Seneel, Kemal Nişancıoğlu // Norwegian University of Science and Technology // Norway
- 15.40-16.00 **Ticari Alüminyum Levha Malzemelerde Yüzey Aktivasyonu**
Anodic Activation of Commercial Aluminium Alloys
Köksal Kurt, Kemal Nişancıoğlu // Norwegian University of Science and Technology // Norway
- 16.00-16.20 **Sert Eloksal Kaplanmış 2014 Alüminyum Alaşımının Fretting Yorulma Karakterizasyonu**
The Fretting Fatigue of Commercial Hard Anodized 2014 Aluminium Alloy
Selçuk Atasoy, Recep Sadeler, Mehmet Gavgalı // Atatürk Üniversitesi // Türkiye
- 16.20-16.40 **Eloksallı Alüminyum Profillerde Korozyon Hasar Analizi**
Corrosion Failure Analysis in Architectural Aluminium Profiles
Feriha Birol¹, Yücel Birol² // ¹Arçelik A.Ş., ²TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi //Türkiye

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

15 Ekim - 15 October 2009

YÜZEY İŞLEMLERİ ve GERİ KAZANIM / SURFACE TREATMENT & RECYCLING

Oturum Başkanı / Session Chairman

İsmail DUMAN

Salon/Hall Pamukkale

- 17.00-17.20 **Mikroark Oksidasyon Yöntemiyle 2017A Alüminyum Alaşımı Üzerine Yapılan Kaplamaların Yapısal ve Tribolojik Özelliklerine Sodyum Silikat Miktarının Etkisi**
The Influence of Sodyum Silicate Concentration on the Structural and Tribological Properties of Microark Oxidation Coatings on 2017A Aluminium Alloy Substrate
Aytekin Polat¹, Metin Usta¹, Murat Makaracı², Salih Durdu¹ // ¹Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, ²Kocaeli Üniversitesi //Türkiye
- 17.20-17.40 **İkiz Merdane Döküm Teknolojisi (İMD) ile Üretilen 7072AA'ların Korozyon Davranışı**
Electrochemical Characterization of TRC AA7072
Aziz Dursun, Beril Çorlu, Murat Dündar, Canan İnel, R. Erdoğan // Assan Alüminyum Sanayi A.Ş. //Türkiye
- 17.40-18.00 **Alüminyum Talaşının Geri Kazanımı ve Uçucu Kül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi**
Recycling of Aluminum Machining Chips and Production of Fly Ash Reinforced Aluminum Matrix Composite
Harun Mindivan¹, Hüseyin Çimenoglu², E.Sabri Kayalı² // ¹Atatürk Üniversitesi, ²İstanbul Teknik Üniversitesi //Türkiye
- 18.00-18.20 **Hurda Araçlarda Alüminyum Geri Kazanımı ve Çevresel Etkileri**
Aluminium Recovery and Environmental Effects in Scrap Cars
Mert Zorağa, Melek Cumbul Altay, Nüket Sivri, Burcu Onat, Cem Kahraman // İstanbul Üniversitesi // Türkiye

ALÜMİNYUM SEKTÖRÜNDE AR-GE VE TOPLAM KALİTE RESEARCH AND DEVELOPMENT AND TOTAL QUALITY IN ALUMINIUM SECTOR

Oturum Başkanı / Session Chairman

Ekrem SELÇUK

Salon/Hall Kapadokya

- 15.20-15.40 **İş Sağlığı ve Güvenliğinde TPM Yaklaşımı**
TPM Approach on Health and Safety
Hakan Özer // Assan Alüminyum Sanayi A.Ş // Türkiye
- 15.40-16.00 **ASAŞ Alüminyumda TPM Uygulamaları ve Etkileri**
TPM Applications in ASAŞ Alüminyum and its Effects
Sadık Mutlu Ayan // ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş. // Türkiye
- 16.00-16.20 **Kapalı Hücreli AlSiMg Köpüğü Üretimine Deney Tasarımı ile İncelenmesi**
Design of Experiment on the Investigation of Closed-Cell AlSiMg Foam
Sedat İhvan, Feyza Denizli, Özgül Keleş, Yılmaz Tapık // İstanbul Teknik Üniversitesi // Türkiye
- 16.20-16.40 **Alüminyum Silindirik Kafasında Kalıntı Gerilme Ölçümü**
Residual Stress Measurement on Aluminum Cylinder Head Casting
Onur Baran¹, Osman Çakır¹, Bülent Ünüvar², A.Aslan Ebrinç², Yücel Birol¹ // ¹TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi, ²Ford Otosan // Türkiye

SEMPZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

15 Ekim - 15 October 2009

EKSTRÜZYON / EXTRUSION

Oturum Başkanı / Session Chairman

Metin YILMAZ

Salon/Hall Kapadokya

- 17.00-17.20 **Ekstrüzyon Teknolojisindeki Son Yenilikler**
The Latest Development in Extrusion Technology
Tayfun Çetinkaya, Sadık Mutlu Ayan, Emrah Fahri Özudođru, Fahri Baz // ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş. Türkiye
- 17.20-17.40 **Design and Steel Selection Criteria of Modern Heating-Cooling System Integrated Containers**
Isıtma Soğutma Sistemli Modern Ekstrüzyon Kovanlarında Dizayn ve Çelik Seçim Kriterleri
Candan Ayhan // Kind Çelik Endüstri Malzemeleri A.Ş. // Türkiye
- 17.40-18.00 **Diagnostics and Experiences on Extrusion Press Tooling**
Ekstrüzyon Pres Ekipmanlarında Tanılar ve Tecrübeler
Werner Haehnel, Klaus Gillmeister // Kind&Co Edelstahlwerk // Germany

16 Ekim - 16 October 2009

ALÜMİNYUM KULLANIM ALANLARI / AREAS OF ALUMINIUM USING

Oturum Başkanı / Session Chairman

Murat SEZER

Salon/Hall Pamukkale

- 10.00-10.20 **Sert Lehim Uygulamaları için Sürekli Döküm Tekniği ile Üretilmiş Folyo Üretimi**
Foil Production with the Continuous Casting Technique for Brazing Applications
Cengiz Konya, Aziz Dursun, Beril Çorlu, Murat Dündar // Assan Alüminyum Sanayi A.Ş // Türkiye
- 10.20-10.40 **Kullanılan ve Geliştirilen Havai Hat İletkenlerine Genel Bakış**
A General Survey on Used and Improved Overhead Line Conductors
Hicran Tecer¹, Mehmet Gündüz² // ¹Coreal Alüminyum Kablo, ²Erciyes Üniversitesi // Türkiye
- 10.40-11.00 **Otomotiv Sanayinde Alüminyum Profil Uygulamaları**
Automotive Applications of Aluminium Extrusions
Yücel Birol // TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi // Türkiye

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

16 Ekim - 16 October 2009

ALÜMİNYUM PAZARI VE TİCARETİ / ALUMINIUM MARKET AND TRADE

Oturum Başkanı / Session Chairman

Bahadır ÖZER

Salon/Hall Pamukkale

- 11.30-11.50 **Alüminyum Döküm Şirketlerinde Yeniden Yapılanma Zorunluluğu**
The Necessity to Restructure the Aluminium Foundries in Turkey
Şener Muter // CMS Jant ve Makine Sanayi A.Ş. // Türkiye
- 11.50-12.10 **Sürdürülebilir Bir Alüminyum Endüstrisi İçin Gelecek Stratejileri ve Tahminler**
Future Strategies and Conjectures for a Sustainable Aluminium Industry
Metin Yılmaz // Çuhadaroğlu Metal Sanayi ve Pazarlama A.Ş. // Türkiye
- 12.10-12.30 **Sürdürülebilir Kalkınma ve Alüminyum**
Sustainable Development and Aluminium
Erman Car // Det.Al Alüminyum Ltd. // Azerbaycan
- ## ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ KAYNAĞI WELDING OF ALUMINIUM AND ALUMINIUM ALLOYS
- Oturum Başkanı / Session Chairman
- Murat DÜNDAR**
- Salon/Hall Pamukkale
- 13.30-14.00 **Trends in Laser Beam Welded Damage Tolerant Al-Alloys For Future Aircrafts**
Uçak Sanayinde Lazer Işın Kaynaklı Alüminyum Alaşım ve Tasarımlarında Yeni Gelişmeler
Mustafa Koçak¹, M.Volkan UZ², Dirk SCHNUBEL² // ¹Gedik Holding, Welding Technology, ²GKSS Research Center, Institute of Materials Research // Türkiye, Germany (Davetli Konuşmacı / Invited Lecturer)
- 14.00-14.20 **AW- 5754 Alüminyum Alaşımının Direnç Nokta Kaynak (RSW) ve Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynak (FSSW) Yöntemleri İle Birleştirilmesi ve Bağlantı Özelliklerinin İncelenmesi**
Welding of AW-5754 Aluminium Alloy by Using Resistance Spot Welding (RSW) Process and Friction Stir Spot Welding (FSSW) Process and Investigation on Weld Joint Properties
Erdinç Kaluç¹, Barbaros Kahraman¹, Mehmet Halil Coşkun² // ¹Kocaeli Üniversitesi, ²7.Bakım Merkezi Komutanlığı Türkiye
- 14.20-14.40 **Farklı Metallerin Birleştirilmesi: Alüminyumun Çeliğe Kaynağı, Kullanılan Yöntemler ve Kaynaklı Bağlantı Özellikleri**
Dissimilar Metal Joining: Welding of Aluminium to Steel, Welding Processes and Properties of the Welded Joints
Emel Taban¹, John C. Lippold² // ¹Kocaeli Üniversitesi, ²The Ohio State University // Türkiye, USA

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

16 Ekim - 16 October 2009

PLASTİK ŞEKİLLENDİRME PROSELERİ / PLASTIC FORMING PROSESES

Oturum Başkanı / Session Chairman

Timur ULUCAK

Salon/Hall Pamukkale

- 15.00-15.20 **Orta ve Yüksek Mukavemetli Alüminyum İşlem Aşamalarında Homojenizasyon Prosesinin Şekil Değiştirme Gerilimi ve Sertleşebilme Kabiliyetine Etkisi**
The Influence of Homogenisation Process on the Flow Stress and Age-Hardenability of Medium and High Strength Aluminium Wrought Alloys
Sefer Asa¹, Zeki Akbulut¹, Emre Şahin¹, Tuna Yıldız¹, Yaşar Akça¹, Yaman Eraslan², Mustafa Çiğdem²
¹Burak Alüminyum Sanayi, Yıldız Teknik Üniversitesi² // Türkiye
- 15.20-15.40 **6061 Alüminyum Alaşımı İnce Plakaların Mukavemetinin Aşırı Plastik Deformasyonla İyileştirilmesi**
Improving the Strength of 6061 Aluminium Alloy Thin Sheets by Severe Plastic Deformation
Alp Aykut Kibar¹, Gökürk E. Uzunçakmak², Evren Tan³, C.Hakan Gür³
¹TÜBİTAK, ²Borçelik A.Ş., ³Orta Doğu Teknik Üniversitesi //Türkiye
- 15.40-16.00 **Ticari Safılıkta Alüminyum Mikron Altı Boyutta EKAP Yöntemiyle Üretiminin Optimum Koşulları**
Optimization Parameters on Production of Submicron Commercial Purity Aluminium by Ecap Process
Nilüfer Evcimen¹, Yahya Bayrak¹, Selda Üçüncüoğlu², Ahmet Ekerim¹
¹Yıldız Teknik Üniversitesi, ²TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi // Türkiye
- 16.00-16.20 **5083-H111 Alaşımında Ön Gerilmenin Geri Esnemeye Etkilerinin İncelenmesi**
The Effect of Pre-Straining on Springback for 5083-H111 Alloy
Fahrettin Öztürk, Serkan Toros, Remzi Ecmel Ece, Emre Esener // Niğde Üniversitesi // Türkiye

ISIL İŞLEM / HEAT TREATMENT

Oturum Başkanı / Session Chairman

Erdinç KALUÇ

Salon/Hall Pamukkale

- 16.40-17.00 **Çift Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile AA5049 Alaşımlı Levhaların Üretimi**
The Production of AA5049 Alloys' Sheets by Twin Roll Casting
Mithat Marmara // Teknik Alüminyum Sanayi A.Ş. // Türkiye
- 17.00-17.20 **Al-Mg-Si Alaşımında Homojenizasyon Derecesi Endeksi Oluşturulmasına Yönelik Bir Model**
A Model for Indexing of Homogenization State for Al-Mg-Si Alloys
Ergün Keleşoğlu // Yıldız Teknik Üniversitesi // Türkiye
- 17.20-17.40 **6061-O Alaşımında Ara Verilerek Yapılan Yaşlandırmanın (Interrupted Aging) Malzeme Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi**
Investigation of the Effect of Interrupted Aging on Mechanical Properties For 6061 Alloy
Hasan Demirtaş, Fahrettin Öztürk, Mahmut Aklan // Niğde Üniversitesi // Türkiye
- 17.40-18.00 **Yarı-Katı Halde Şekillendirilmiş AlSiCuFe Alaşımının Aşınma Davranışları**
Sliding Wear Behaviour of AlSiCuFe Alloys Formed in the Semi-Solid State
Yücel Birol¹, Feriha Birol² // ¹TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi, ²Arçelik A.Ş. // Türkiye

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

16 Ekim - 16 October 2009

ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ TECHNOLOGIES OF ALUMINIUM CASTING

Oturum Başkanı / Session Chairman

Niyazi ERUSLU

Salon/Hall Kapadokya

- 10.00-10.20 **Alüminyum Dökümünde Bekletme Fırınının Döküm Kalitesi Üzerine Etkisi**
The Use of Holding Furnace and Its Importance Over Casting Quality of Aluminium and Its Alloys
*Derya Dışpınar¹, Freddy Syvertsen¹, John Campbell² // ¹SINTEF Materials and Chemistry,
²University of Birmingham // Norway, UK*
- 10.20-10.40 **Alüminyum Üretim Süreçlerinde Kullanılan Ergitme ve Tutma Fırınlarına Genel Bir Bakış**
General Overview of Melting and Holding Furnaces in Aluminium Production
Erman Car // Det.AI Alüminyum Ltd. // Azerbaycan
- 10.40-11.00 **Improving Efficiency, Production and Safety in Aluminium Casthouse Through Automated and Dedicated Handling and Transport Equipment**
Otomatik, Özel Taşıma ve İşleme Ekipmanları Sayesinde Alüminyum Dökümhanelerinde Güvenliğin Geliştirilmesi ve Verimliliğin Arttırılması
Giovanni Magarotto // Tomorrow Technology Systems and Equipment for the Metal Industry // Italy

ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ TECHNOLOGIES OF ALUMINIUM CASTING

Oturum Başkanı / Session Chairman

Yücel BİROL

Salon/Hall Kapadokya

- 11.30-11.50 **Al-Si Alaşımlarında Kalıp Dizaynı ile Mekanik Özellikler Arası İlişki**
On The Design Of Tensile Test Pattern for Aluminium-Silicon Alloys
*Derya Dışpınar¹, Mustafa Ekelik², John Campbell³ // ¹SINTEF Materials and Chemistry, ²MagmaSoft Türkiye,
³University of Birmingham // Türkiye, UK*
- 11.50-12.10 **AA 5083 Alüminyum Alaşımının Gaz Giderme İşlemi İle Metal Kalitesinin Kıyaslanması**
Metal Quality Benchmarking of AA 5083 Aluminium Alloy With Degassing Process
Koray Turbalıoğlu // Eti Alüminyum A.Ş. // Türkiye
- 12.10-12.30 **Ergimiş Alüminyumun BORTEK 11 Üzerindeki İslatma Davranışı**
The Wetting Behavior of Molten Aluminium on BORTEK 11
Yapıncak Göncü^{1,2}, Nuran Ay² // ¹BORTEK Bor Teknolojileri Ltd.Şti., ²Anadolu Üniversitesi // Türkiye

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

16 Ekim - 16 October 2009

ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ TECHNOLOGIES OF ALUMINIUM CASTING

Oturum Başkanı / Session Chairman

Mustafa ÇİĞDEM

Salon/Hall Kapadokya

- 15.00-15.20 **Alüminyum Alaşımının Yarı-Katı Halde Dökümü İçin Kontrollü Soğutma**
Controlled Cooling of the Melt For Rheocasting of Aluminium Casting Alloys
Yücel Birol // TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi // Türkiye
- 15.20-15.40 **Alüminyum ve Alaşımlarının Döküm Kalitesinin Belirlenmesi**
Determination of Aluminium Casting Quality
Derya Dışpınar¹, John Campbell² // ¹SINTEF Materials and Chemistry, ²University of Birmingham // Norway, UK
- 15.40-16.00 **Alüminyum ve Alaşımlarının Dökümü Sırasında Gaz Giderme İşlemi ve Döküm Kalitesi Üzerine Etkileri**
The Effect of Degassing Over the Metal Quality in Aluminium Alloys
Derya Dışpınar¹, Arne Nordmark¹, Marisa Di Sabatino¹, Lars Arnberg² // ¹SINTEF Materials and Chemistry, ²NTNU Department of Materials Science // Norway
- 16.00-16.20 **Al-Si Alaşımlarında Çiftfilm (Bifilm) ve Modifikasyon Teorilerine Eleştirel Bakış**
Criticisim of Bifilm and Modification Theories in Al-Si Alloys
Fevzi Yılmaz // İstanbul Arel Üniversitesi // Türkiye

ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ TECHNOLOGIES OF ALUMINIUM CASTING

Oturum Başkanı / Session Chairman

Fevzi YILMAZ

Salon/Hall Kapadokya

- 16.40-17.00 **Alüminyum Döküm Alaşımlarında TiB İlavesi ile Tane İnceltmede Bekletme Zamanının Tane Boyutuna Etkisinin İncelenmesi**
Investigation of the Effect of the Holding Time on the Grain Size of Aluminium Casting Alloys
Grain Refined by TiB Addition
Ramazan Kayıkcı, Murat Çolak // Sakarya Üniversitesi // Türkiye
- 17.00-17.20 **İkiz Merdane Döküm Yöntemi İle Üretilen AA5XXX ve AA6XXX Serisi Alüminyum Alaşımlarında Görülen Segregasyonların İncelenmesi ve Elektrik İletkenliğine Olan Etkileri**
Investigation of Segregations in AA5XXX and AA6XXX Series Aluminium Alloys Produced by Twin Roll Casting Method and the Effects of Segregations on Electrical Conductivity
Zeynep Sirel¹, Metin Usta² // ¹Sarkuysan Elektrolitik Bakır Sanayi A.Ş., ²Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü // Türkiye

SEMPOZYUM PROGRAMI // PROGRAMME

16 Ekim - 16 October 2009

ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ TECHNOLOGIES OF ALUMINIUM CASTING

Oturum Başkanı / Session Chairman

Fevzi YILMAZ

Salon/Hall Kapadokya

- 17.20-17.40 **Alüminyum Dökümlerinde Tane İnceltmenin Maşı Bölgesi Geçirgenliği Üzerine Etkisinin İncelenmesi**
Investigation of Grain Refining on the Mushy Zone Permeability in Aluminium Castings
Ramazan Kayıkcı, Yalçın Yurtseven, Aykan Karayazı // Sakarya Üniversitesi // Türkiye
- 17.40-18.00 **Yüksek Basıncılı Kalıp Dökümde Kovan Ömrünü Sınırlandıran Faktörler ve Yeni Nesil Çözümler**
The Mechanisms That Shorten Shot Sleeve Life and New Generation Solutions
Nazım Özkan Asan¹, Ahmet Karaarslan², Zafer Özmen³
¹Tamçelik Isıl İşlem ve San.Tic.A.Ş., ²Yıldız Teknik Üniversitesi, ³UKD Makine // Türkiye
- 18.00-18.20 **AlSi7Mg Alaşımından İmal Edilen Jantların Mekanik Özelliklerinin Bölgesel Olarak İyileştirilmesi**
Local Improvement of Mechanical Properties of Rims made from AlSi7Mg Alloys
Önem Denizeri // Hayes Lemmerz Alüminyum Jant // Türkiye

TEKNİK GEZİ / TECHNICAL TRIP

17 EKİM CUMARTESİ – 17 OCTOBER SATURDAY 2009

- 09.30 Kalkış : İstanbul Fuar Merkezi
Departure : İstanbul Expo Center
- 11.00 Teknik Alüminyum Sanayi A.Ş. Fabrikası Gezisi
Technical Trip to Teknik Alüminyum Sanayi A.Ş. Factory
- 12.00 Öğle Yemeği / Lunch
- 13.00 Kurtoğlu Bakır Kurşun Sanayi A.Ş. Fabrikası Gezisi
Technical Trip to Kurtoğlu Bakır Kurşun Sanayi A.Ş. Factory
- 14.00 Geri Dönüş / Return

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

TALSAD
1971
TÜRKİYE
ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ
DERNEĞİ



**TMMOB METALURJİ
MÜHENDİSLERİ ODASI**

BİLDİRİLER // PROCEEDINGS

15 - 16 Ekim / October 2009 • İSTANBUL / TÜRKİYE
İstanbul Fuar Merkezi Yeşilköy / İstanbul Expo Center

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU
4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

YÜZEY İŞLEMLERİ
SURFACE TREATMENT

YÜZEY MİKROYAPISININ ALÜMİNYUM KOROZYONUNA ETKİSİ

Kemal NİŞANCIOĞLU

Department of Materials Science and Engineering
Norwegian University of Science and Technology
N-7491 Trondheim, Norway

ÖZET

Bu çalışmada, geçtiğimiz 30 yıl içinde alüminyum alaşımlarının yüzey bilimi ve teknolojisinde yaşanan gelişmeler, korozyona olan etkileri dikkate alınarak özetlenmiş, teknolojinin son durumu ortaya konulmuş ve geleceğe dair imkanlar tartışılmıştır. Çok bileşenli, çok fazlı alüminyum alaşımlarında gözlenen lokal korozyon, öncelikle bünyesel mikroyapı bilgisine ve bu bilginin korozyona dirençli malzemeler geliştirilmesine sağladığı katkılar üzerine temellendirilmiştir. Alüminyum alaşımlarında yüzeye yakın bölgelerin mikroyapısı araştırılmaya başlanmış, bu alanda yaşanan gelişmeler, mikroyapı, elektrokimya, oksitlenme, korozyon davranışı ve yüzey kalitesi arasındaki ilişkilerin açıklanabilmesi sayesinde anlaşılabilmiştir. Özellikle, haddelenmiş ürünlerin deformasyonu sonucu yüzeylerinde meydana gelen tabakanın, bünye özelliklerinden oldukça farklı olduğu görülmüştür. Yüzey tabakası, dövme ürünlerin termomekanik işlemleri sırasında, bilhassa yüksek kesme gerilimi ve yüksek sıcaklıklara maruz kalması sonucu oluşmaktadır. Bu tabakanın, bünye tanelerinden boyutça bir-iki kat daha ince tane yapısına sahip olduğu, yapılan karakterizasyon sonucu görülmüştür. Bu tür tabakaların lokal korozyonunun, özellikle de filiform korozyonunun önemi, adeziv bağlanma, optik kalite gibi diğer önemli yüzey özellikleri çerçevesinde de ele alınmıştır. Bunun ardından, düşük ergime noktasına sahip ve genelde kitlede ppm mertebelerinde bulunan iz elementlerinin, alüminyum alaşımlarının yüzey özelliklerini nasıl belirlediği vurgulanmıştır. Isıl işlem sonucu, bu elementler nano-mertebelerde segregasyon olup yüzeyi aktifleştirmektedir. Empirilerin ve iz elementlerin segregasyonu sonucu yüzeyde ve tane sınırlarında oluşan nanofilmin önemi, mevcut ileri teknoloji elektron-optik ve elektron-spektroskopik olanakların geleneksel elektrokimyasal yöntemlerle birlikte kullanılması sayesinde anlaşılabilir. Bu nedenle, alüminyum üzerine yapılan yüzey çalışmaları artık nano-bilim kapsamında gelişirken mevcut analitik karakterizasyon cihazlarını kendi duyarlılık sınırlarına zorlamaktadır.

Anahtar kelimeler: Korozyon, elektrokimya, oksitlenme, yüzey bilimi, mikroyapı.

EFFECT OF SURFACE MICROSTRUCTURE ON CORROSION OF ALUMINUM ALLOYS

ABSTRACT

This paper gives a review of the development of the surface science and technology of aluminum alloys during the past few decades, presents recent state-of-the-art, and discusses future opportunities. Fundamentals of localized corrosion on multicomponent, multiphase aluminum alloys are first reviewed based on knowledge of the bulk microstructure and the significance of such knowledge in developing materials with improved corrosion resistance. Recent advances in investigating the near surface microstructure of aluminum alloys are next discussed along with the developing understanding of the relationship between the microstructure, electrochemistry, corrosion behavior, and surface quality in general. In particular, the nature of deformed surface layer formed on rolled products, with properties very different from the bulk, is discussed. The surface layer is a result of thermomechanical processing of the wrought product, especially exposure to high shear and elevated temperatures, and it is characterized by a refined grain structure with grain sizes one to two orders of magnitude smaller than the bulk grains. The significance of such layers to localized corrosion, specifically fili-

form corrosion, is discussed along with possible significance also to other type of surface properties, such as in relation to adhesive bonding and optical quality. Next, the role of low melting point trace elements, which are normally present at the ppm level in the bulk, in determining the surface properties of aluminum alloys is highlighted. Nanoscale segregation of such elements activates the surface as a result of heat treatment. These examples demonstrate the significance of nanolayer film segregations of impurity and trace elements at the surface and along the grain boundaries as a result of recent availability of advanced electronoptical and electrospectroscopic equipment along with the use of conventional electrochemistry. It is thus demonstrated that the surface studies of aluminum alloys have become a nanoscience, in which the available analytical characterization instruments are already being used at their normal limits of sensitivity.

Keywords: Corrosion, electrochemistry, oxidation, surface science, microstructure

1. INTRODUCTION

Stimulated by increasing importance of structural aluminum alloys during the past few decades in architectural and automotive applications, significant advances have been made in understanding the role of the substrate microstructure in corrosion by use of advanced surface-analytical and electrochemical techniques alongside conventional corrosion testing. Bulk and near surface structures have been correlated with pitting, intercrystalline corrosion, and filiform corrosion mechanisms, in particular for rolled and extruded products. Although the bulk structure may differ from the surface, the information which became available for the bulk-environment interactions became useful in modifying conventional rolled products, specifically alloys in the 3000 series, for increased pitting resistance. Added attention had to be directed to the near-surface structures to solve a major problem of the past decade, *viz.*, filiform corrosion of painted aluminum materials in architectural applications. The same problem was a possible threat to increased use of aluminum in the automotive industry. The effects of thermomechanical processing during fabrication and subsequent surface processing were elucidated. The use of powerful, modern electronoptical characterization instruments revealed, furthermore, segregation of impurity and trace elements, such as Pb, In and Sn at the surface and copper along the grain boundaries of certain extruded alloys, with significant consequences in affecting the corrosion properties. The purpose of this work is to give a summary of these developments.

It is well known that the main corrosion problem for aluminum in practice is galvanic corrosion. Only developing appropriate design and joining techniques and use of coatings can solve this. The issue of design against galvanic corrosion is outside the scope of this review, which is limited to the role of microstructure in localized corrosion of the material without consideration of external effects. In addition to an external electrochemical driving force, the effect of mechanical factors, and therefore, stress corrosion cracking and corrosion fatigue are also left outside the present scope. Furthermore, the paper is restricted to conventionally-cast and processed materials and the possibility of their minor modification for improved corrosion resistance. Rapidly solidified and thin-film deposited materials are not discussed. In restricting ourselves to substrate related issues in this review, we have also excluded a discussion of significant amount of work published recently in the development of conversion coatings and inhibitors for aluminum, specifically for the high-strength alloys in the 2000 and 7000 series relevant for the aircraft industry. In short, this review is concerned about the corrosion and electrochemical properties of the commercially fabricated and processed workhorse materials of the aluminum industry, which are employed in large tonnage in the building and automotive industries and therefore readily exposed to corrosive environments, in particular rolled aluminum alloys in 1000 (commercially pure), 3000 (AlMn), 5000 (AlMg) series and extruded alloys in 6000 (AlMgSi) series. After a brief summary of some important

the particle as a result of destabilization of the amphoteric aluminum oxide. At the same time, this local alkalinization alters the chemistry and structure of the intermetallics on aluminum. The particles with more noble components become essentially enriched at the surface as a result of the selective dissolution of the aluminum component. It has also been shown for aluminum that the Fe^{2+} produced in the pit by the corrosion of iron-rich intermetallics re-deposit in or at the immediate vicinity of the pit, thereby increasing the cathodic area fuelling the corrosion process [4]. The significance of the structure and composition of as-fabricated surface will be discussed in detail later. Selective dissolution of the aluminum from the matrix alloy and the resulting enrichment of a more active, passive or noble component may also have beneficial or deleterious effect on the corrosion process. For example, while enrichment of the surface with manganese may be beneficial against pitting of aluminum [5],[6], enrichment of copper is known to have the opposite effect.

The microgalvanic coupling between the intermetallic phases and the solid solution aluminum matrix has long been recognized. Vosskühler and Zeiger proposed a correlation between the corrosion potentials of the different phases in chloride media and the corrosion resistance of various aluminum alloy groups as early as in 1961 [7]. Attempts have been made to explain the corrosion behavior of a number of alloy systems by a similar approach as reviewed in reference [8]. This approach has led to the development of AlMn alloys with improved corrosion resistance as will be discussed below. However, corrosion potentials do not give any information about corrosion rates. Moreover, the selective dissolution processes described above render corroding aluminum surface highly unstable and dynamic. Time dependent changes continuously alter the overall electrochemical behavior, such that meaningful electrochemical investigation of the alloy surface is not possible by conventional techniques. Most of the information about the mechanistic phenomena summarized above were obtained by electrochemical studies of synthetically prepared model single-phase alloys and compounds representing the different phases identified on the commercial alloy. These studies were conducted in solutions simulating the local environments, which are expected to exist adjacent to the phases during the actual corrosion process, as reviewed in earlier work [3].

Most of the electrochemical data for the synthetic intermetallic phases were obtained in alkaline solutions since the solution adjacent to these phases are expected to become alkaline as a result of the reduction process on these compounds as explained earlier. Among the phases investigated were [3],[6],[8] Al_3Fe , Al_3Fe with small additions of Mn, αAlFeSi , βAlFeSi , δAlFeSi , Al_6Mn , $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ with varying Mn and Fe content, and $\alpha\text{Al}(\text{Fe,Mn})\text{Si}$. The solid solution binary alloy AlMn [6] was also investigated with varying Mn composition. The data from these studies were correlated with the available corrosion data for a more comprehensive mechanistic explanation of the corrosion of multiphase commercial alloys.

3. APPLICATIONS TO ALUMINUM ALLOYS

It is to a certain extent possible to engineer the alloying and thermomechanical processing of aluminum alloys such that the microgalvanic coupling between the intermetallic phases and the matrix alloy can be minimized for the purpose of optimizing the corrosion resistance. The three factors which are important in this respect are the galvanic potential difference between the phases, the rates of oxidation and reduction reactions separately on the matrix alloy and the intermetallics, respectively, and the cathode-anode ratio on the exposed surface.

The role of elements Mn, Fe, and Si on the corrosion resistance of aluminum alloys has been discussed extensively, as reviewed in references [3] and [9]. Traditionally, Fe and Si are considered to be equally deleterious for the corrosion resistance of 1000-series alloys, partly based on the information that the corrosion potentials of these elements are significantly more noble than that of aluminum [10]. However, electrochemical data suggested that the presence

of Si in Fe-rich intermetallic phases significantly reduced the rate of the reduction process as a result of passivation of the surface by formation of a silica film [8]. Recent measurements on solid solution AlSi alloys further indicated that small Si present in solid solution with aluminum caused a significant increase in the pitting potential [11]. This would lead to a reduction in the galvanic driving force between the matrix alloy and the intermetallics. Reanalysis [9] of early corrosion data by Aziz and Godard [10] on the effect of Fe and Si on 1000-series alloys indicated, in fact, that addition of Si up to 0.3% to an alloy containing 0.7% Fe was beneficial, as shown in table 1. Higher levels of Si content caused increased rates of pitting corrosion, probably due to an increase in the cathode area such that the beneficial effect of Si in reducing the reduction reaction was counterbalanced. It should be emphasized that these conclusions are applicable only to 1000-series alloys; the added presence of another impurity or alloying element, *e.g.*, Mn, can give very different results.

Table 1. Effect of Si addition on the pitting corrosion of aluminum containing 0.7% Fe, as a result of immersion in Kingston tap water [10]. The maximum pit depth (in μm) is the deepest pit among 10 replicate specimens of size 2 x 5 inch. No. pits is the average for replicate specimens.

Percent Si	1 week		4 weeks		8 weeks		16 weeks	
	No. pits	Max. depth	No. pits	Max. depth	No. pits	Max. depth	No. pits	Max. depth
0	29	396	1	406	15	< 800	14	> 800
0.1	0	0	0	0	0	0	0	0
0.3	1	184	0	0	0	0	1	440
0.5	3	400	7	410	11	680	7	780
0.7	14	465	16	640	9	750	9	> 775

The beneficial effect of Mn on the corrosion behavior of 3000-series is well documented. Zamin [12] demonstrated that the corrosion resistance of hot-rolled AlMn alloys can be improved significantly by increasing the Mn/Fe ratio in the material. This was explained as a result of reducing the potential difference between the Fe-rich intermetallics and the matrix by increasing the Mn concentration in both. However, it has been argued whether incorporating most of the manganese in the matrix and thereby reducing the area of the intermetallics particles is a more effective way of improving the corrosion resistance [9]. This was based on the fact that a significant amount of manganese is required to obtain an appreciable decrease in the corrosion potential of the AlMnFe phases. It was shown further that the presence of even small amounts of Fe in these phases had a significant catalytic effect on the cathodic reaction rate since Fe became enriched at the surface. The added presence of Si may lead to extensive precipitation of the $\alpha\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$ phase and thereby an increased cathodic area [13], although the rate of the cathodic reaction per exposed particle area may become reduced [8].

The strip casting process is an effective way of fabricating 3000-series aluminum sheet with high Mn supersaturated in the solid solution matrix alloy. A strip-cast and cold rolled 3103-H28 alloy had most of its manganese (about 1%) incorporated in the matrix [14]. The corresponding 3103-H14 alloy, whether produced by conventional strip-casting or hot-rolling process, had most of the manganese precipitated in the form of AlMnFe and $\alpha\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$ phases. The H28 temper had a small area of intermetallic particles with low Mn/Fe ratio. The H14 temper had a much higher area of intermetallic particles although their Mn/Fe ratio was much higher. Nevertheless, the H28 temper exhibited a superior resistance against pitting.

4. SIGNIFICANCE OF NEAR-SURFACE MICROSTRUCTURE

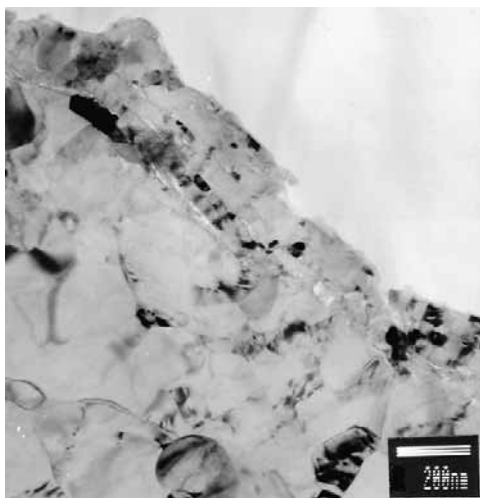


Figure 2. TEM micrograph of ultramicrotomed cross section of nanocrystalline surface layer on hot-rolled alloy 8006 [13].

Increased occurrence of filiform corrosion (FFC) toward the end of 1980's on architectural alloys shifted attention from the bulk to the role of the near surface composition and microstructure. If materials are to be characterized and tested for practical use, they have to be treated in the as-received condition after degreasing, *e.g.*, with the deformed surface of a rolled sheet intact. Fabrication route may require further mechanical and chemical processing. A new surface is thus formed, which is different in microstructure and/or composition depending on the processing. The chemical and microstructural changes resulting from caustic etching are summarized above. The near surface microstructure of rolled aluminum has been characterized in detail [15]-[19]. As shown in figure 2 for alloy AA8006 (nominal composition 1.5% Fe, 0.4% Mn, 0.15% Si, 0.02% Mg) and illustrated schematically in fig-

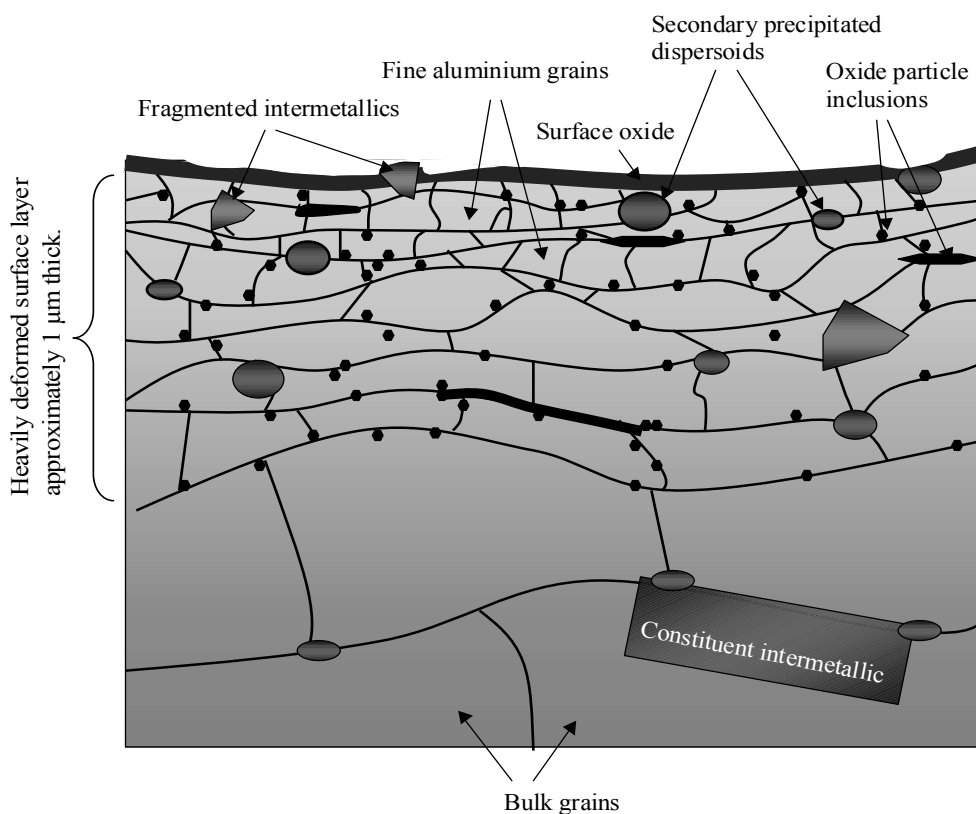


Figure 3. Schematic illustration of the near surface microstructure of a rolled Al-Mn alloy in a highly filiform corrosion susceptible condition. The surface contains a layer of metal which has been more heavily deformed than the underlying bulk. Preferential intermetallic precipitation in the surface layer during heat treatment results in a high density of fine intermetallic particles and a lower solid solution content of manganese in the Al matrix grains. The fine grain size in the surface layer is stabilised by a high density of incorporated oxide particles [20].

ure 3, high shear during rolling results in the formation of a surface layer with very small grains. For the case shown in figure 2, in which the metal is rolled to a final gauge thickness of 0.8 mm, some of the grains in the layer are as small as 20 nm in size, and thereby about 25 times smaller than the bulk grains. The composition and structure of the nanograins are identical to those of the bulk grains. The layer thickness is nonuniform, and it varies between nearly zero to about 1 μm . Oxide particles, which are incorporated into the surface during hot rolling, lie along the grain boundaries, and these particles stabilize the nanograins against growth at high temperature by Zener pinning.

If subjected to heat treatment after rolling, a fine density of intermetallics also precipitate in the deformed surface layer [21], in which a large number of new nucleation sites are created by the fine grain boundary network. The Al matrix adjacent to the precipitated particles in turn becomes depleted of the heavy metal solute. The microstructure thus generated renders the surface especially susceptible to FFC. The corrosion filaments can readily propagate by microgalvanic action between the particles and the depleted matrix. Nanocrystalline layers which do not contain finely dispersed intermetallics, *e.g.*, layers formed by cold rolling alone, are not as susceptible to FFC [22]. However, surfaces which do not support a nanocrystalline layer, *e.g.*, an etched surface, can also be made susceptible by heat treatment. The cause of this will be discussed later in the paper. The effect of thermomechanical and chemical processing on the filiform susceptibility of alloy AA3005 (nominal composition 0.4% Fe, 1% Mn, 0.1% Si, 0.6% Mg) is summarized in figure 4.

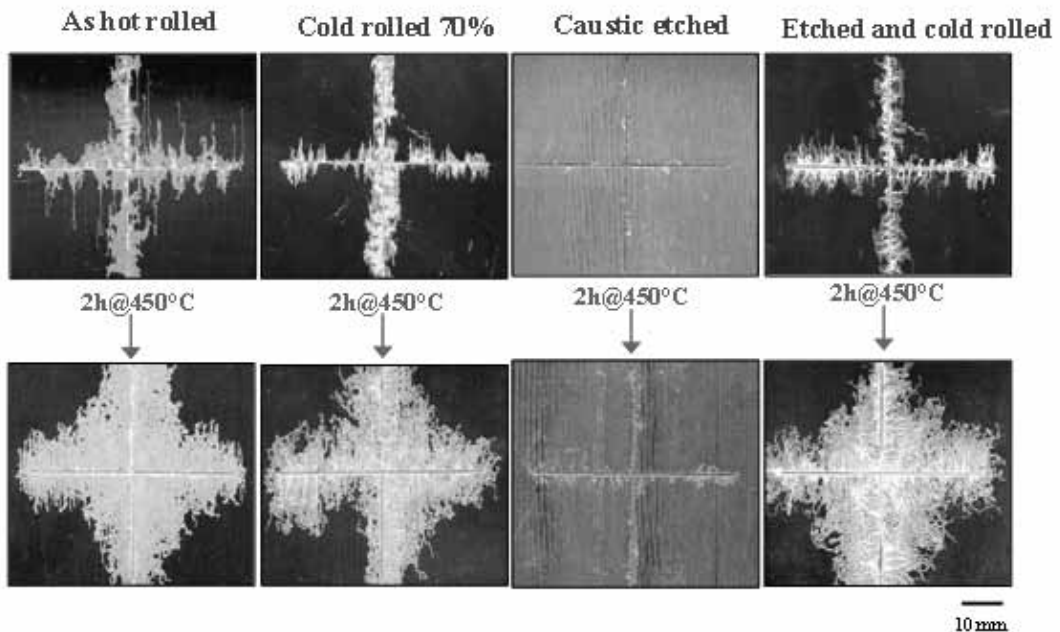


Figure 4. Accelerated FFC test results on alloy 3005 [22]. Heat treatment causes a significant increase in the FFC susceptibility. The etched surface is resistant. Heat treatment of the etched surface causes a slight increase in the tendency for filament growth. FFC susceptibility is significantly increased by cold rolling and then heat treating the etched surface.

5. SURFACE ACTIVATION BY LOW MELTING POINT TRACE ELEMENTS

Another effect of heat treatment is a significant electrochemical activation of the surface of several commercial alloys investigated [13],[15],[17]-[24]. This is revealed by a deep transient observed in the corrosion potential when the heat-treated sample is exposed to a slightly

acidified chloride solution, as shown in figure 5. The corrosion potential approaches the well-known pitting potential of aluminum as the active layer is slowly etched away in the acidified solution. The potential observed soon after exposing the heat treated specimen to the solution is thus much more negative than the steady-state potential by several hundred mV. Polarization curves obtained in a neutral chloride solution exhibit anodic oxidation peaks in addition to the negative shift in E_{corr} as shown in figure 6. The peak potentials appear to correspond to the potential arrests (the wavy trend) on the E_{corr} transients of figure 5. Deep caustic etching and mechanical polishing removes the activation effect. Activation is restored by subsequent heat treatment of the surface [15],[25] as demonstrated by the data in figures 5 and 6. The activation is specific to the presence of chloride in the solution [25]. It is not observed in, e.g., SO_4^- or NO_3^- solutions. The anodic peaks become increasingly distinct with decreasing potential sweep rates.

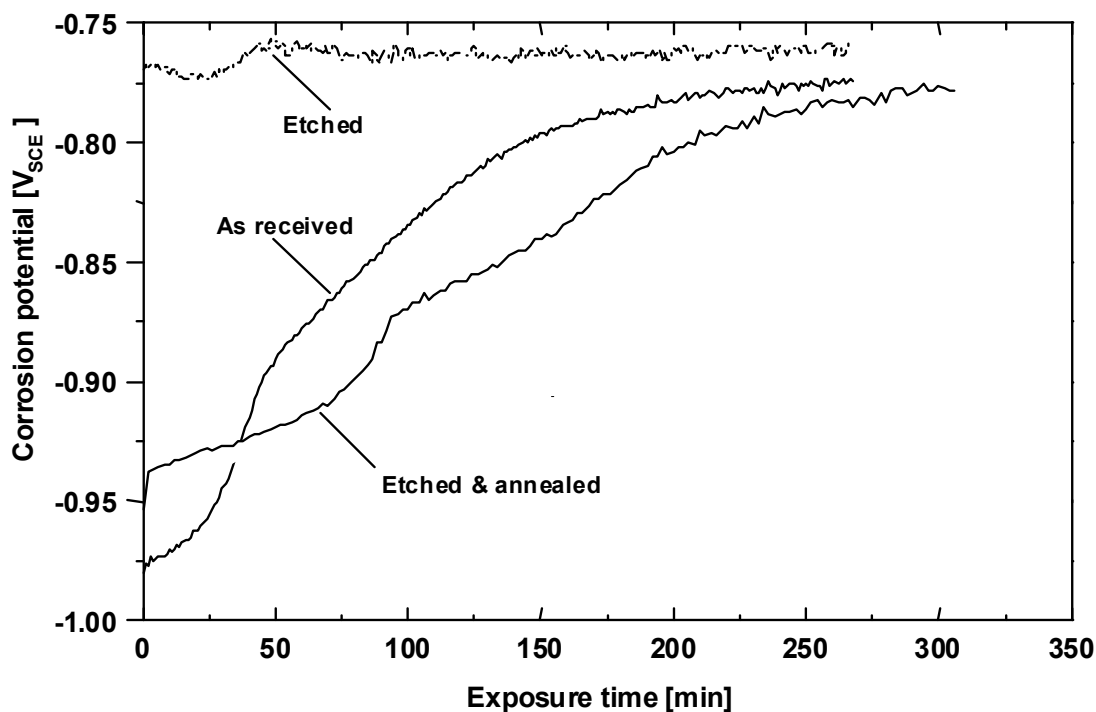


Figure 5. Corrosion potential transients obtained by exposing alloy 8006 specimens to acidified (pH 3.2) 5% NaCl solution at ambient conditions [15].

Work on rolled, model binary alloys AlFe, AlMg and AlMn [23] indicated that Fe has to be present to provide the conditions, *i.e.*, precipitation of cathodic particles, necessary for FFC. In the absence of a noble impurity such as Fe, the cathodic intermetallics do not form. Iron in solid solution does not seem to cause FFC; it has to precipitate in the form of intermetallics particles. Additional presence of Mn and Si is detrimental for FFC by increasing the precipitated particle density and, thereby, the cathode area. Particles of type $\alpha\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ are more detrimental than of type $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$.

Electrochemical activation was in all cases associated with Pb enrichment of the surface although Pb was present as a trace element in the material at a concentration as low as a few ppm [25]-[27]. Depth profiling by glow discharge optical emission spectroscopy (GD-OES) has so far proved to be the fastest and the most effective analytical method for characterizing

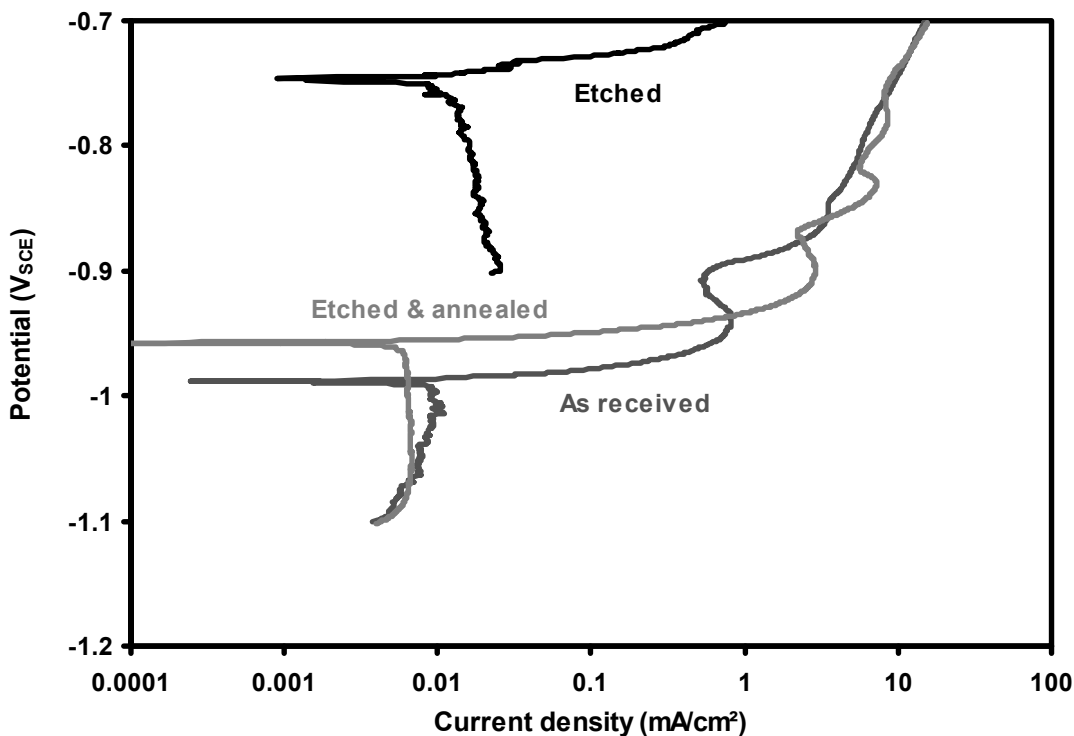


Figure 6. Polarization curves of alloy 8006 substrates in 5% NaCl solution [25].

Pb enrichment at the surface. The GD-OES data for alloy 8006, shown in figure 7, indicates that Pb becomes enriched in the nanocrystalline layer of the as-received (hot-rolled) and annealed samples [26]. This is assessed by comparing the Pb profiles with those of oxygen and Mg, since magnesium oxide is also present along the nanograin boundaries. Quantitative analysis of the profiles indicated that the peak Pb concentrations in the enriched layer are in the order of 1 wt%, even though the bulk concentration of Pb in the 8006 alloy was at the ppm level. The fact that Pb is removed by deep caustic etching and restored by subsequent heat treatment agrees well with the corresponding electrochemical data. Presence of nanoscale Pb-rich particles, segregated at the metal-oxide interface of the active alloy 8006 surfaces, was recently confirmed by high resolution TEM studies [28], as shown in figure 8.

Studies with binary model AlPb alloys gave similar results and confirmed the conclusions reached for the commercial alloys [29],[30]. The mechanism by which Pb activates aluminum appears to be identical to that ascribed to Group IIIA-VA elements in chloride solutions, as reviewed in reference [29]. Thus, in addition to Pb, the elements Bi, In, Sn are also shown to activate aluminum. The degree of activation by these elements increases in the order they are listed above.

Although these mechanisms are not clearly understood, the activation phenomenon is attributed to the destruction of passivity locally by the enrichment of one of these elements in metallic form at the surface. The mechanism by which Pb segregates at the aluminum surface by heat treatment is well known [31]. Lead has virtually no solubility in aluminum. If aluminum is heated above the melting point of Pb, Pb droplets rapidly segregate first at the grain boundaries and then diffuse to the metal surface, which is characterized by a lower chemical potential in relation to that of the grain boundaries. The concentration of Pb at the surface is

determined more by the adsorption sites available for Pb rather than the concentration of Pb in the alloy.

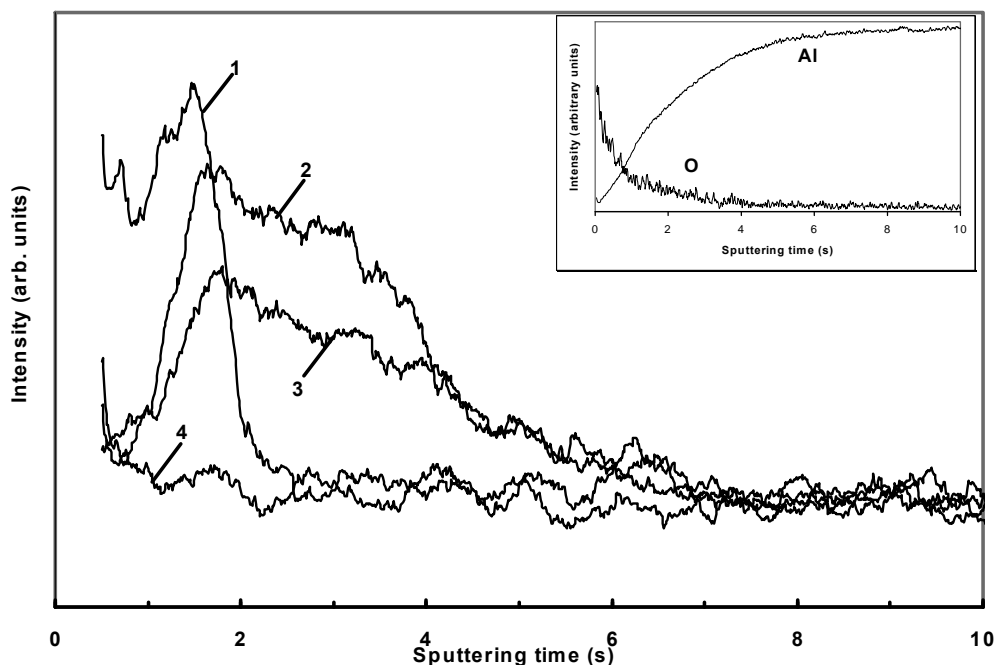


Figure 7. Depth profiles for Pb on various surface conditions of alloy 8006. 1) Etched and annealed; 2) annealed; 3) as received; 4) etched. The inset shows the profiles for aluminum and oxygen for the as-received sample on a much larger intensity scale [26].

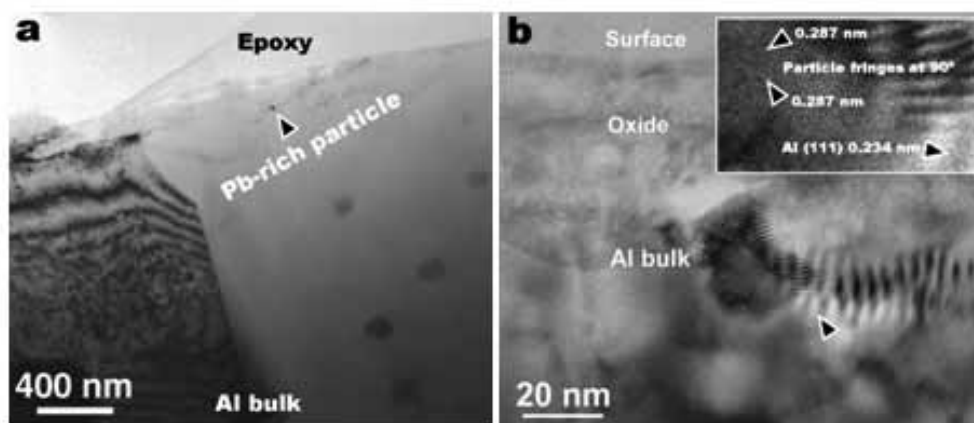


Figure 8. a) TEM cross-sectional micrograph of alloy 8006 sample annealed for 2 h at 450°C, showing a Pb-rich particle (arrow), and b) HRTEM image of the Pb-rich particle [28].

6. PRACTICAL SIGNIFICANCE

Whatever the exact mechanism, the FFC susceptibility can simply be eliminated or reduced by removal of the active surface layer by (electro)chemical means, such as caustic etching. A conversion layer, such as anodizing, may be required for improved adhesion of paint, but not for increased corrosion resistance. Surface cleaning and etching have to be performed care-

fully to prevent FFC, in view of the fact that other type of structural and chemical changes may occur as discussed earlier in the paper. Machining and grinding are not recommended since active layers may again form by surface deformation [16],[32]. The use of annealing temperatures lower than 350°C, if feasible, may also prevent the precipitation of the secondary phases which were identified as a prime cause of FFC. If copper is present, surface cleaning and etching help, but they may not be sufficient. FFC may still occur by enrichment of copper in the filaments as a result of dealloying or a dissolution-redeposition process [23]. Prevention of FFC on copper containing materials may be a difficult problem and requires further investigation.

While these active layers promote FFC on painted aluminum, they will act as a sacrificial coating on the bare surface against other forms of localized corrosion, in particular pitting, as sketched in figure 9. This is confirmed by salt spray tests on drawn 3003 tube material. The presence of an active layer can thus be utilized also in a positive manner, *e.g.*, in storage, transportation, and applications in bare form. The fact that certain wrought products, especially in the 3000 and 5000 series, are particularly resistant to pitting corrosion can be attributed to the presence of such electrochemically-active layers on their surfaces.

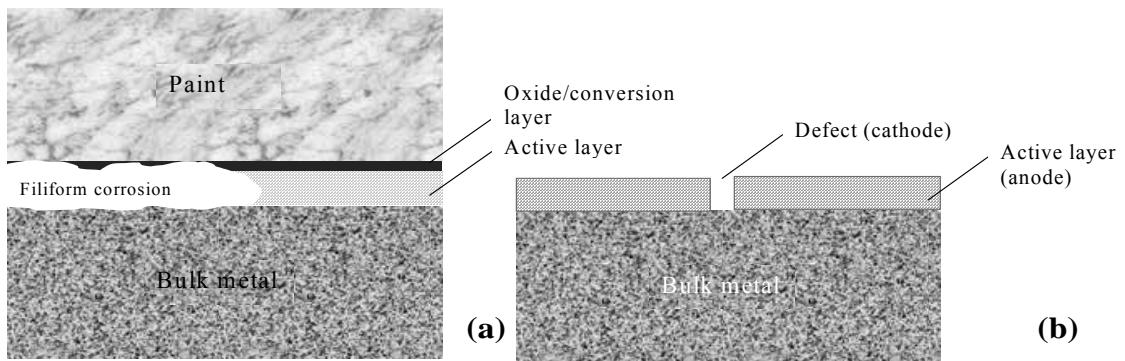


Figure 9. Schematic illustration of the role of active layers in a) promoting filiform corrosion on painted surface and b) protecting the bare surface sacrificially against pitting.

In addition, nanocrystalline surface layers have significance in determining the optical properties of the surface, since the precipitated secondary intermetallics and the incorporated oxide particles absorb incident light and reduce total reflectivity of the surface [33]. Such layers, if not treated properly, are expected to have a detrimental effect on other types of fabrication, *e.g.*, adhesive bonding. In addition to an expected reduction in the mechanical bonding strength, these layers will promote rapid deterioration of the bond in the presence of an aqueous environment. It is likely that the deterioration will happen rapidly by a FFC type of mechanism as shown in figure 10.

It should be mentioned, in passing, that altered surface layers, whose structure differ from the bulk structure, are generated also on other metals by high shear deformation processes. These layers, previously believed to have an amorphous structure and referred to as Beilby layers, due to the inadequate resolution of the microscopic techniques used, are also characterized by a mechanical mixture of nanocrystalline phases. These layers form on pure metals as well as multicomponent, multiphase alloys. By subsequent polishing of the surface to a fine finish, it was possible to remove the micrograined layer and expose the bulk structure [34].

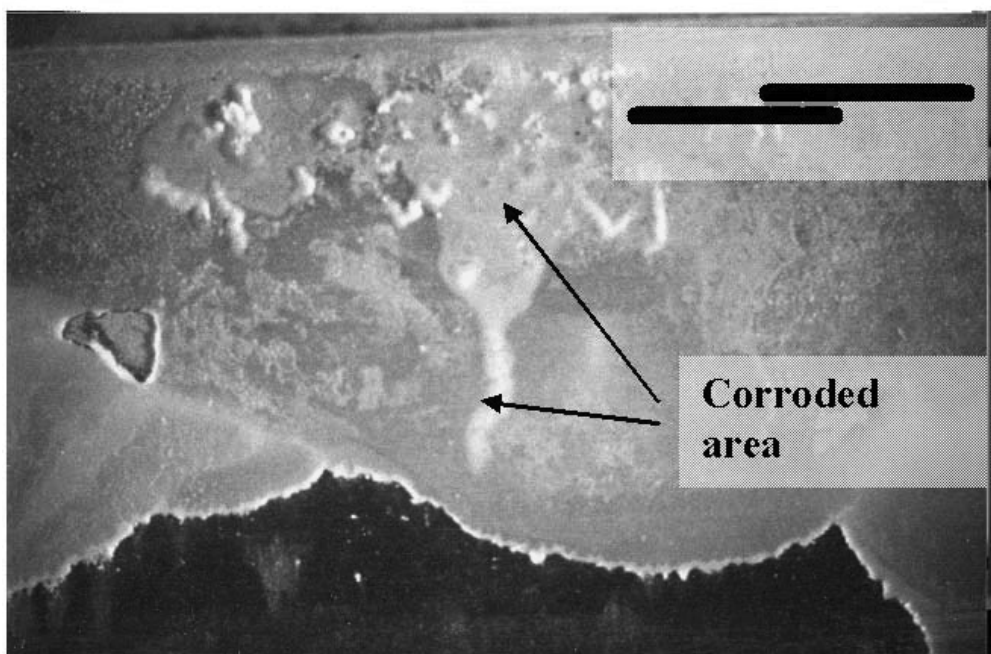


Figure 10. Corrosion under adhesive layer on a lap-shear bonded (see inset) plate of alloy 6060. Plan view macrograph after removal of the top aluminum piece. The top edge of the figure corresponds to the metal edge which was exposed to chloride environment. The boundary between the light and dark areas at the bottom marks the opposite boundary of the adhesive in the lap joint.

7. CONCLUDING REMARKS

Filiform corrosion (FFC) was identified as the challenge of the decade for aluminum alloys in the building industry and a likely concern in the next decade in the automotive industry. The cause of FFC has been related to the presence of an active metallic layer at the surface of susceptible substrates. A simple solution to the FFC problem of alloys without appreciable copper content is the removal of this layer, which is of the order of 1 μm thick on rolled products, by (electro)chemical means, such as caustic etching and anodizing. Conversion coatings applied without prior etching has to be able to remove the necessary amount of metal to guarantee that FFC does not occur. Thus, proper cleaning and sufficient metal removal from the surface during pretreatment is essential for adequate corrosion resistance of the painted product. Conversion coatings improve adhesion of paint, not necessarily corrosion resistance. For substrates used without any surface treatment, on the other hand, this surface layer, which is electrochemically more active than the bulk substrate, can provide sacrificial protection against pitting corrosion.

The structure of the surface layer has been identified in detail on various types of aluminum alloys, and it has been shown that the type, size and distribution of intermetallic particles in the surface layer play a major role in determining the properties of this layer. It has been verified once again that the galvanic coupling between the intermetallics and the solid solution matrix alloy is the prime cause of localized corrosion on aluminum alloys. An understanding of this interaction and study of the electrochemical properties of the relevant compounds and phases is essential in understanding the localized corrosion of aluminum alloys.

8. FUTURE PROSPECTS

It is expected that the study of active surface layers on wrought aluminum alloys will be a major research subject in the next decade in view of their possible importance in adhesive bonding, tribology, optical properties, machining and repair, as well as surface treatment and corrosion. Increasing recycling of aluminum, which is desirable for environmental considerations, may unfortunately lead to an increase in the amount and type of activating trace elements. The effect of elements, such as indium, tin, and gallium, which are much more effective than lead in activating aluminum, are not yet fully documented. Results from research in progress are showing simple means of avoiding the deleterious effects of such elements and exploiting useful properties obtainable by surface engineering. As characterization of segregated nanolayers is gaining importance, surface science of aluminum alloys is becoming incorporated into nanotechnology research programs, while the practical significance of such research is still directly applicable to conventional large-scale produced wrought materials.

REFERENCES

- [1] A. P. Bond, G. F. Bolling, and H. A. Domian, *J. Electrochem. Soc.*, 113 (1966) 773.
- [2] G. C. Wood, W. H. Sutton, J. A. Richardson, T. N. K. Riley, and A. G. Malherbe, *Proceedings of the U. R. Evans Conference on Localized Corrosion*, National Association of Corrosion Engineers, Houston (1971) 526.
- [3] K. Nisancioglu, *Proceedings of The 3rd International Conference on Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties*, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, 3 (1992) 239.
- [4] O. Seri and M. Imaizumi, *Corr. Sci.* 30 (1990) 112.
- [5] W. A. Anderson and H. C. Stumpf, *Corrosion*, 36 (1980) 212.
- [6] O. Lunder and K. Nisancioglu, 8. *Internationale Leichtmetalltagung*, Leoben-Vienna, 1987, Aluminium-Verlag, Düsseldorf (1988) 706.
- [7] H. Vossküler and H. Zeiger, *Aluminium*, 37 (1961) 424.
- [8] K. Nisancioglu, *J. Electrochem. Soc.*, 137 (1990) 69.
- [9] K. Nisancioglu and O. Lunder, *Proceedings of 1st International Conference on Aluminum Alloys Their Physical and Mechanical Properties*, University of Virginia, Charlottesville, Virginia, 2 (1986) 1125.
- [10] P. M. Aziz and H. P. Godard, *Corrosion*, 10 (1954) 269.
- [11] S. Kuroda, T. Itagaki and K. Tohma, *J. Japan Inst. Light Metals*, 46 (1996) 113.
- [12] M. Zamin, *Corrosion*, 37 (1981) 627.
- [13] A. Afseth, J. H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corr. Sci.*, **44**, 2543 (2002).
- [14] K. Nisancioglu and R. Tusvik, *Aluminium*, 64 (1988) 407.
- [15] H. Leth-Olsen, J. H. Nordlien, and K. Nisancioglu, *J. Electrochem. Soc.*, 144 (1997) L197.
- [16] M. Fishkis and J. C. Lin, *Wear*, 206 (1997) 156.
- [17] H. Leth-Olsen and K. Nisancioglu, *Corr. Sci.*, 40 (1998) 1179.
- [18] H. Leth-Olsen, A. Afseth, and K. Nisancioglu, *Corr. Sci.*, 40 (1998) 1195.
- [19] H. Leth-Olsen, J. H. Nordlien, and K. Nisancioglu, *Corr. Sci.*, 40 (1998) 2051.
- [20] A. Afseth, PH.D. Thesis, Department of Materials Technology, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway (1999).
- [21] A. Afseth, J. H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corros. Sci.*, **43**, 2093 (2001).
- [22] A. Afseth, J. H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corros. Sci.*, **44**, 2491 (2002).
- [23] A. Afseth, J. H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corros. Sci.*, **44**, 2529 (2002).
- [24] A. Afseth, J. H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corros. Sci.*, **44**, 145 (2002).
- [25] Y. W. Keuon, J. H. Nordlien, and K. Nisancioglu, *J. Electrochem. Soc.*, **148**, B497 (2001).
- [26] Y. W. Keuon, J. H. Nordlien, S. Ono and K. Nisancioglu, *J. Electrochem. Soc.*, **150**, B547 (2003).
- [27] J.T.B. Gundersen, A. Aytac, S. Ono, J.H. Nordlien and K. Nisancioglu, *Corr. Sci.*, **46**, 265 (2004).
- [28] Y. Yu, Ø. Sævik, J. H. Nordlien and K. Nisancioglu, *J. Electrochem. Soc.*, **152**, B327 (2005).
- [29] J.T.B. Gundersen, A. Aytac, S. Ono, J.H. Nordlien and K. Nisancioglu, *Corr. Sci.*, **46**, 697 (2004).
- [30] Ø. Sævik, Y. Yu, J. H. Nordlien and K. Nisancioglu, *J. Electrochem. Soc.*, **153**, B334 (2005).
- [31] H. Gabrich, U. Dahmen, and E. Johnson, *Microsc. Microanal.*, **4**, 286 (1998).
- [32] J. E. Forsyth, *Mat. Sci. Tech.*, 14 (1998) 151.
- [33] I. Lindseth, Ph.D. Thesis, Department of Physics, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway (1999).
- [34] D. M. Turley and L. E. Samuels, *Materials Characterisation*, 39 (1997) 399.

ALUMINIUM SURFACE TREATMENT - A FINISH IN ITS OWN CLASS

Frank MUNK

Director of Aluminum Anodizers Council
& Board Member of MUNK Gmbh.

1. Introduction

Aluminium is a "noble" metal, maybe today not by its value but by its outstanding advantages.

It is certainly light in weight, offers by nature a good corrosion resistance and it is machinable.

Yes, it is also a green product because it reduces fuel consumption, CO₂ emission, is recyclable, and saves 95 % of the initial energy requirement and reduces the CO₂ emission to only 0,5 t/t metal when produced out of recycled material.

Metallurgists at foundries worldwide are improving the aluminium capabilities by alloying aluminium with other metals which makes aluminium even more resistant to the different applied stress it has to withstand in different applications (Construction, Aviation, Transportation, Power Generation, Packaging) for which it is used.

Last but not least the aluminium part at its outer surface still needs to provide the capabilities needed to use it in multimetals or composite environment.

By nature aluminium provides an outer protection layer, called aluminium oxide. Using an electrochemical process called *Anodising* you can improve the capabilities given by the metallurgist of the aluminium part even more given by the metallurgist.

The focus of the presentation is to provide you with an inside look of why and how to adapt also the outer surface of an aluminium part to the needs of the market.

Aluminium Surface Treatment - A finish of its own class

2. Surface Treatment

A part does not only need to provide the mechanical strength required for the application. We are also expecting the following:

- a. Good look
- b. Gentle feel
- c. Lasting appearance
- d. Capability to be joined to other parts

This list can be extended or summarized by just one sentence.

The surface of the part must comply to the needs as well.

The surface properties are therefore important to make it a valuable product.

The method used to improve the decorative appearance, chemical or physical properties of the surface of the part is called "*Surface treatment*".

The aluminium surface can be mechanically or chemically treated as any other metal. A top coat can be also applied to the surface to add the missing function.

The nature of the top coat is that it has to make a chemical bonding to the aluminium part or aluminium substrate. The bonding ensures that the top coat does not separate from the aluminium substrate.

Typical top coats are paints and powders which are applied by spraying or dipping. A powder will provide a colour to the aluminium part.

These methods are also applied to other materials for example steel. The top coat provides the additional function required for the part to enhance the decorative or technical performance.

For example steel needs to be plated to avoid immediate corrosion preventing iron oxide!

In this regard aluminium is unique!

Aluminium by nature can provide a protective layer which is not just chemically bonded to the substrate. The protective layer is growing in and out of the substrate. The aluminium reacts with the oxygen from the atmosphere to build up the protective layer called aluminium oxide.

In opposition to competing metals like iron, aluminium oxide can be transparent and provides even a nice appearance.

Iron oxide	→	Rust	→	Deteriorates substrate	→	Negative
Aluminium oxide	→	Transparent	→	Protects substrate	→	Positive

In a competing world, not only between companies but also between materials the strong points and the advantages need to be emphasized and not neglected.

Aluminium and its alloys do not only offer a number of physical advantages like light weight by nature - aluminium also provides a protective surface layer which meets almost all decorative and technical expectations.

This protective surface layer (aluminium oxide) given by nature can be improved even more by the process of anodizing. An environmental friendly process which reinforces the existing strength of the aluminium oxide to get a colour or to increase the corrosion resistance.

3. Aluminium oxide - The protection layer by nature

The opportunity to make use of a material in an application is also determined by the surface characteristic of the material.

The surface layer must ensure:

- a. A good look and feel
- b. Sufficient protection of the substrate

or act as:

- c. Lubricant to allow movement
- d. Bonding agent between two parts

Right from the beginning of the use of aluminium scientists developed processes to improve the surface. They introduced chemical and electrochemical processes to make the natural oxide layer even stronger against wear, corrosion, electrical breakdown and even more colourful.

The process known in the industry to reinforce the performance of the already produced oxide layer is called *anodising* or *Eloxal*.

Anodising makes use of an inherent capability of aluminium.

The formation of a protective surface layer by creating a transparent oxide layer is a unique and outstanding advantage of aluminium compared to other metals especially iron.

Depending on the application various anodising processes are available to create the correct oxide layer. The oxide layer can be modified in thickness and pore structure respectively pore/cell ratio.

National as well as international standards are available in which the anodising parameters are specified in addition to unique customer specifications, for example in the construction or automotive industry.

A few standards in which anodising is defined are:

- a. DIN 176 11 - 07/11
- b. FSO 7599
- c. MIL-A 8625 F
- d. BAC 5022 & BAC 5894
- e. AAMA 611-98

This overview has provided an idea how versatile the natural protection of aluminium is to suit the application.

By changing

- a. Oxidation agent
- b. Process temperature
- c. Process voltage
- d. Current waveform
- d. Process time

it is possible to change the oxide characteristic.

In general the produced oxide is either suitable to serve a predominant decorative or technical purpose.

Decorative application	Technical application
MIL-A-8625 Type II BS 3987 (74)	MIL-A-8625 Type I MIL-A-8625 Type III

The produced aluminium oxide still meets the corrosion requirement in case of decorative application or still offers a decorative advantage in case of a technical application.

Aluminium part can be therefore engineered according to the physical needs by alloying it with other metals. At the same time you can also engineer or adapt the surface of the aluminium part to your specific needs. The aluminium does not necessarily need a top coat in comparison with steel to get a surface which serves your needs in regards to:

- a. Colour
- b. Corrosion resistance
- c. Wear resistance
- d. Hardness
- e. Bonding capability

All these parameters can be fine-tuned by applying one of the available anodising processes which reinforce the natural features of aluminium oxide.

4. Anodising - Eloxal

Over the last century various anodising processes have been developed to achieve the surface which serves the industry best. The best known in the market is the Eloxal process.

Eloxal is the process to produce an oxide layer which can satisfy the demand in the construction, furniture and automotive industries (decorative) best. The Eloxal process is using sulphuric acid based electrolyte producing a dense, transparent even oxide film.

In contrast to a top coat like paint or powder, the oxide layer grows in and out of the aluminium substrate. Therefore just a thin layer $\leq 25 \mu\text{m}$ (0,000025 m) is sufficient to get a corrosion resistant and colourful surface.

The look and feel of the metal remains in the case of anodizing, with a top coat of powder or paint takes this unique elegant character away. Post treatment processes like electrolytic colouring or sealing further improve the oxide quality without changing the metal's look and feel.

This well matured technology has not changed much in recent years because it serves the application so well.

Due to the enhanced use of aluminium for other applications for example in vehicles, aircrafts, boats etc. new technical anodising processes, were developed and introduced in order to meet the demand.

Technical anodising also called *hard anodising* is a specific electrochemical oxidation process to produce an oxide layer which is focused on the technical performance.

The oxide layer offers specific technical features such as:

- a. Hardness
- b. Wear resistance
- c. Corrosion resistance
- d. Bonding properties

Technical anodising is also applied to aluminium alloys which are not able to provide a transparent oxide layer. In addition to wrought alloy range also casted aluminium is then anodised like gear boxes, hydraulic tubes for power steering etc.

Researchers developed processes in which a highly ordered oxide layer is used to produce nano wires and nano dots for future electronics.

In order to achieve the requested feature the anodising parameters are modified to produce a different structured aluminium oxide layer.

The Eloxal process is using sulphuric acid as an oxidation agent, technical anodising processes are using the following:

- a. Sulphuric acid + organic additives
- b. Sulphuric acid + polymer additive
- c. Phosphoric acid
- d. Chromic acid
- e. Boric acid
- f. Tartaric acid

The different compositions create an oxide layer if a DC voltage is applied at the same time.

Changing the process voltage and solution temperature the oxide thickness can be increased if the application for example requires that the oxide layer acts as a lubricant.

Another variable is the applied current waveform consisting of DC, pulsed DC, slow pulse DC and AC. The current waveform also influences the oxide structure.

As for the aluminium alloy the anodising parameters can also be tailored to meet the needs of the application.

Research studies worked out by Ms. Dr. Birgit Storm, Aalborg University, Denmark focusing on the Adhesive bonding as a replacement for welding or other joining methods, show that aluminium parts can also be "glued" together if the correct bonding agents are used.

Research studies which led to the development of the CompCote process, invented by Dr. Jude M. Runge showed that the corrosion resistant as well as the sliding wear can be improved. A better understanding of the oxide formation process enabled Dr. Runge to find a suitable additive which builds into the aluminium oxide to provide a very corrosion resistance or very smooth surface layer.

The use of the tartaric acid anodising process by Airbus as a method to reduce the chromic acid consumption.

These three case studies show that aluminium surface can be tailored to your needs, by modifying the naturally produced aluminium oxide accordingly showing that the matured anodising process is reinvented almost every day.

Anodising of aluminium is not just a green alternative to top coat systems like painting. *Anodising* is using a natural mechanism to provide a protection given by nature.

5. Summary

Aluminium by nature is a "noble" or better to say a green product.

The use of aluminium reduced the CO₂ emission by

- a. Offering light weight car construction
- b. Reducing the weight of aircrafts
- c. Providing in conjunction with thermal barriers on excellent insulation and as light weight shade
- d. Reducing the energy consumption to cool a building.

In contrast to steel requiring a top coat to improve the surface characteristic aluminium creates by nature a resistant surface layer.

The surface layer is an aluminium oxide which is perfectly bonded to the substrate and can be technically modified to become even stronger or better looking.

Competing against steel and magnesium in the automotive industry and against composites in the aviation industry. The aluminium industry has many battles to fight.

Creating new alloys like AA 5024 to ease production of aircraft bodies or AA7081 to reduce weight by further 15 % is one answer.

Anodising with its various processes improves the outer surface of the part to meet top notch decorative or technical requirements.

Particularly in the technical anodising market new processes were developed like CompCote or other processes to improve the aluminium part even more to serve our industry.

In the material battle aluminium offers the versatility to adapt itself to the needs of the customer.

- a. New alloys
- b. New casting processes
- c. New extrusion methods
- d. New surface finishes

Aluminium can be engineered to the needs not only the part also the surface!

Aluminium has so many favourable advantages over steel that researchers are anxious about plating aluminium onto steel to provide a better protection. The use of ionic liquids will probably guide us into a new era of the use of aluminium coated metals.

Aluminium oxide - A versatile finish of its own class

ALÜMİNYUMUN NANOTEKNOLOJİK UYGULAMALARDAKİ YERİ

Mustafa ÜRGEN

İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü,
34469, Maslak, İstanbul

ÖZET

Alüminyum nanoteknolojik uygulamalarda en çok kullanılan metallerin başında gelmektedir. Alüminyum bu niteliğini anodizasyonu sırasında yüzeyinde oluşan sıradışı yapıya borçludur. Bilindiği üzere alüminyumun anodik oksidasyonu sırasında yüzeyinde boyutları ve kalınlığı işlem parametrelerine göre değişebilen nano gözenekli –düzenli ve bir yapı oluşur. Teknolojik olarak, alüminyumun korozyondan, aşınmadan korunması ve renklendirilmesi amacı ile bu yapıdan uzun yıllardır yararlanılmaktadır. Anodize edilmiş alüminyumun elektrolitik renklenmesi, bu nano yapının içerisinde biriktirilen metallerin nano yapı dolayısı ile yarattığı girişim sonucudur. Dolayısı ile nanoteknolojik ilkelerin işlevsellik adına kullanıldığı en eski ve en büyük miktarda üretilen ürün belki de anodize edilmiş alüminyumdur. Bu yaygın uygulama dışında alüminyumun yüzeyinde oluşan bu nano gözenekli yapı, nano boyutlu diğer malzemelerin üretimi için de çok uygun bir şablon niteliğindedir ve diğer şablon üretme tekniklerine (litografi gibi) göre önemli avantajlara sahiptir. Gözenekli alüminyum oksidin bir diğer kullanım alanı ise nano gözenekli filtrelerdir. Bu bildiri kapsamında alüminyumun anodizasyonu sonucu oluşan gözenekli yapıların uygulama alanlarındaki son gelişmeler özetlenecek ve çalışma grubumuzda bu konuda yapılan güncel çalışmalar anlatılacaktır.

THE PLACE OF ALUMINUM IN NANOTECHNOLOGICAL APPLICATIONS

ABSTRACT

Aluminum is one of the most widely used metals in nanotechnological applications. The main reason for this usage is due to the unusual nonporous structure of its oxides that is formed during anodization treatments. It is well known that a regular array of porous oxide structure can be formed during anodic oxidation of aluminum. Pore size, thickness, regularity and chemistry of this anodic oxide can be tuned by suitably adjusting the chemistry of the anodization electrolyte and process parameters. Anodization of aluminum has a long technological application history; it is been used for improving the corrosion and wear resistance and also for integral coloring of aluminum and its alloys. Integral coloring of aluminum, which is based on electrodeposition of metals or their salts in the pores of anodic oxide, totally relies on the interference effects created through this nanostructure. Hence it is not wrong to say that integral colored aluminum is the oldest and most widely used functional nanotechnological product. Other than this application, adjustable nano porous structure of the anodic oxides also make them very suitable material for templates for the production of other nano materials such as nanowires and nanodots. This technique has significant advantages when compared to other template production methods. Another application of these porous anodic oxides is production of nano porous filters. In this presentation, developments on the usage of these structures in nanotechnology field will be summarized and the studies conducted on this topic in our research group will be given.

ALÜMİNYUMUN KOROZYON ÖZELLİKLERİNE GALYUM İZ ELEMENTİNİN ETKİSİ

Esmâ ŞENEL, Kemal NİŞANCIOĞLU

NTNU, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği
N-7491 Trondheim, Norveç
esma.senel@material.ntnu.no
kemaln@ material.ntnu.no

ÖZET

Bu çalışmada, ticari saflıktaki alüminyumun içinde ppm mertebelerinde bulunan galyumun, alüminyumun korozyon davranışına ve yüzey özelliklerine etkisi incelenmiştir. Galyum genelde boksit cevherinden kaynaklanmakta ve alüminyum üretimi sırasında maksimum % 0,04 civarında bünyede kalabilmektedir. Ayrıca galyum, sulu klorürlü ortamda alüminyumun korozyon potansiyelini düşürmekte ve anodik çözünme hızını artırmaktadır. Bununla birlikte, galyumun sıvı halde tane sınırlarına çok hızlı bir şekilde yayıldığı ve bu bölgelerde alüminyumun kırılma hızına neden olduğu bilinmektedir. Ancak, Al-Ga ikili faz diyagramı, galyumun alüminyum içinde katı hal çözünürlüğünün oldukça yüksek olduğunu göstermektedir (Oda sıcaklığında yaklaşık ağırlıkça % 20). Dolayısıyla ppm mertebelerindeki galyumun, alüminyum içinde tamamen çözülmüş olması beklenmektedir. Bu bilgiler ve beklentiler çerçevesinde, 50 ppm ve 1000 ppm Ga içeren ikili model alüminyum alaşımları, farklı koşullarda ısıtılma işlemlerine tabi tutulmuş ve tane sınırlarında muhtemel galyum segregasyonu araştırılmıştır. Malzemelerin elektrokimyasal davranışı anodik polarizasyon; yüzey özellikleri GD-OES ve FEG-SEM yardımıyla karakterize edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Anodik aktivasyon, galyum, ısıtılma işlemi.

EFFECT OF TRACE ELEMENT GALLIUM ON CORROSION PROPERTIES OF ALUMINIUM

ABSTRACT

Gallium, which is present in the bauxite ore, is usually incorporated in the bulk as a trace element during production of commercial purity aluminium alloys at a maximum concentration of about 0.04 wt%. In this form, gallium causes a decrease in the corrosion potential and increase in the anodic dissolution rate of aluminium in aqueous chloride media. Since the solid solubility of gallium in aluminium is very high (20 wt% at room temperature), gallium present at the ppm-level is expected to be completely dissolved in the aluminium matrix. Nevertheless, liquid gallium has been claimed to penetrate rapidly into the grain boundaries and cause liquid metal embrittlement. In order to investigate the validity of this information, binary model aluminium alloys, containing 50 ppm and 1000 ppm Ga, were prepared. Samples were heat treated under different conditions in order to examine probable gallium segregation along grain boundaries. Electrochemical behaviour was characterised by potentiodynamic polarization experiments, and the surface properties were analysed by using GD-OES and FEG-SEM.

Keywords: Anodic activation, gallium, heat treatment.

1. GİRİŞ

Ticari saflıktaki alüminyum alaşımlar, 350 °C üzerindeki termomekanik işlemleri sırasında içerdikleri IIIA-IVA grubu empüritelere yüzeyde segregasyon olmaları nedeniyle farklı yüzey özellikleri ve korozyon davranışı göstermektedirler [1-3]. Düşük ergime noktasına sahip, alüminyum içerisinde çözünürlüğü oldukça sınırlı ve intermetalik oluşumu göstermeyen Sn, In, Pb, Bi gibi elementlerin segregasyonu, özellikle sulu klorür ortamlarda filiform ve galvanik korozyon gibi istenmeyen ve beklenmeyen etkilere neden olabilmektedir [4]. Yüzeyde zenginleşen bu empüriteler, alüminyum yüzeyindeki mevcut koruyucu pasif filmi etkisiz hale getirmekte, alüminyumun korozyon potansiyelinin değerini düşürerek anodik çözünme hızını artırmaktadır [5]. Bu konu üzerine çalışmalar daha çok alüminyum kurban anotları ve pil tasarımları üzerine yoğunlaşmakta, aktivasyonu ve verimi artıran alaşım içerikleriyle ilgili çeşitli patentler yayınlanmaktadır [6-8].

IIIA grubuna mensup düşük ergime noktalı galyum, boksit cevherinden kaynaklandığından alüminyum içerisinde %0,04'e kadar, fakat genelde 50-150 ppm civarında bulunmaktadır [9]. Anot malzemelerine eklenen diğer düşük ergimeli empüritelere farklı olarak, galyumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğü ağırlık % 20'ye kadar çıkmaktadır [10]. Despic ve arkadaşları [11], 340 °C'de 10-14 saat süren ısıtma işleminin ardından 250-1200 ppm arasında galyum içeren Al alaşımlarının sulu klorür ortamlarında anodik aktivasyon özelliklerini incelemiştir. Buna göre, belirgin bir aktivasyon davranışı 500 ppm ve üzeri galyum içeriklerinde gözlenmiştir. Ayrıca galyum katyonları eklenen sodyum klorür çözeltilerinde de, galyumun alüminyumun üzerine birikmesi sonucu yüzeyi aktifleştirdiği gözlemlenmiştir [12, 13]. Nitekim 1300 ppm Ga içeren alaşımlarda, 550 °C'de yaklaşık 5,5 saat boyunca yapılan homojenizasyon tavlama sonucu yüzeyde galyum segregasyonuna rastlanmamıştır [14]. Galyum ve kalayın birlikte olduğu alüminyum alaşımlarında ise 2M NaCl çözeltilerinde yüksek anodik aktivasyona neden olarak kalay segregasyonu gösterilebilmesine rağmen galyumun ne şekilde yüzeyde bulunduğu belirlenememiştir [15]. Galyum segregasyonu alkali ortamda dağlama, anodizasyon gibi anodik yüzey işlemleri sırasında, aktif alüminyum bileşeninin tercihli olarak çözündürülmesi veya oksidasyonu sırasında RBS (Rutherford Geri Saçılım Spektroskopisi) [9, 14] ve SIMS (İkincil İyon Kütle Spektroskopisi) gibi cihazlar yardımıyla gözlenebilmiştir [16]. Diğer bir deyişle, galyum termal segregasyondan ziyade anodik segregasyon sonucu zenginleşmektedir.

Galyumun alüminyum üzerine önemli diğer bir etkisi ise sıvı metal gevrekleşmesine neden olmasıdır. Galyum, alüminyumla etkileşim halindeyken oda sıcaklığında tane sınırlarına hızlı bir şekilde penetre olmakta ve tane sınırlarında mukavemet düşmesine neden olmaktadır [17]. Alüminyumun galyumla doplanmasıyla ise 10 ppm galyumun dahi tane sınırlarının özelliklerini değiştirmeye yeterli olduğu belirtilmiştir [18]. Ancak, galyumun metal gevrekliği etkisiyle ilgili deneysel çalışmalar, galyumun alüminyumun yüzeyine dışarıdan takviye edilmesi, alüminyumun doğrudan sıvı metalle teması ve galyumun tane sınırlarına difüzyonu sağlanması ile yapılmıştır [19-21]. Diğer birçok çalışma da teorik hesaplamalara dayalıdır [21-25]. Alaşım elementi olarak galyumun termal segregasyonu üzerine literatürde rastlanan tek çalışmada [19] ise galyumun alüminyum içinde çözünürlük sınırlarına yaklaşan miktarlar kullanılmıştır. Schmidt ve arkadaşlarının [26] bu çalışmada, 110-380 °C arasında farklı sürelerde ısıtma işlemi gören 4000 ppm galyumlu numunelerin tane sınırlarında HAADF (yüksek açılı halkasal karanlık alan) detektörü ile STEM (taramalı geçirmeli elektron mikroskobu) yardımıyla segregasyon gözlenememiş, ancak 300 °C'de 30 saat boyunca ısıtma işlemi gören ağırlık % 5,2 galyum içeren alüminyum alaşımında segregasyon dedekte edilebilmiştir.

Bu çalışmada, alüminyum alaşımlarında ppm mertebelerinde yaygın olarak bulunan galyumun, alüminyumun yüzey özelliklerine ve korozyon davranışına etkisi incelenmiştir. Galyumun etkisi yüzeyde termal segregasyon ve anodik segregasyon sağlayabilecek prosesler sonrasında, elektrokimyasal davranışın değişimi üzerinden araştırılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

50 ppm ve 1000 ppm galyum içeren ikili model alüminyum alaşımları (Al-Ga50 ve Al-Ga1000), yüksek saflıkta malzemeler kullanılarak hazırlanmıştır. Öncelikle % 2'lik master alaşımlar hazırlanmış, daha sonra ppm seviyesine inilmiştir. 750 °C'de ergitilen alaşım, yaklaşık 18 mm'lik levha halinde bakır çile dökülmüştür. 600 °C'de 8 saat boyunca homojenizasyon tavlama yapılan levhalar, 2 mm kalınlığına kadar soğuk haddelenmiştir. Numuneler, 2x2 mm boyutlarında kesilmiş, yüzeyleri SiC zımpara ile zımparalanıp son olarak 1 µm'lük elmas pasta ile mekanik parlatmaya tabi tutulduktan sonra ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur. Hava dolaşımli fırında 100-600 °C arasında 1 saat ve 4 saat boyunca ısıtılma işlemi gören numuneler hızla suda soğutulmuştur. Isıtılma işlemi sonrasında yüzey profili elementel analizi akkor boşalımlı optik emisyon spektrometresi (GD-OES) ile kalitatif olarak yapılmıştır.

Isıtılma işlemi öncesi veya sonrasında, anodik segregasyon gözlemek amacıyla alaşımlar alkali ortamda dağlanmıştır. Ağ.%10 konsantrasyonlu NaOH çözeltisinde, 60 °C'de yapılan dağlama 10 s sürdürülmüştür. Daha sonra ısıtılma işlemi ve dağlama işlemlerinin ayrı ve art arda uygulanmasının ardından alaşımların elektrokimyasal davranışları incelenmiştir.

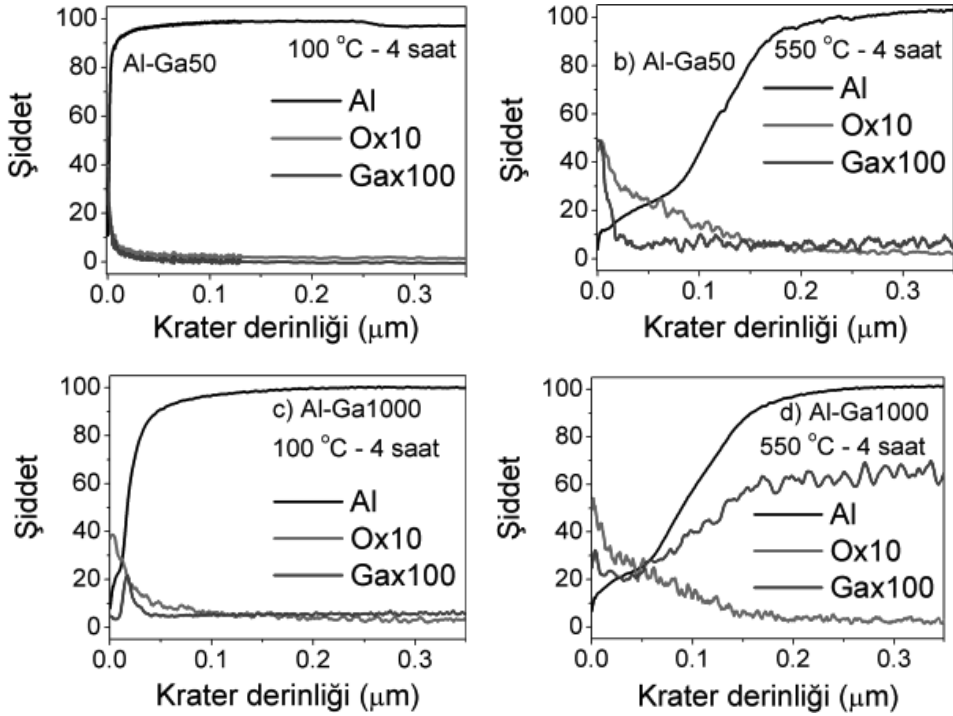
Numuneler elektrokimyasal testlerin öncesinde aseton ve alkolle temizlenmiştir. Tüm deneylerde, yaklaşık 0,5 cm² yüzey alanı sağlayan ve PEEK olarak bilinen poli(aril-eter-eterketon) numune tutucular kullanılmıştır. Polarizasyon deneyleri açık atmosferde mekanik bir karıştırıcıyla sürekli karıştırılan nötr ve ağ.%5 NaCl çözeltisinde 25 ± 1 °C'de gerçekleştirilmiştir. Polarizasyon ölçümleri, açık-devre potansiyeli değerinin 100 mV altında başlatılmış, 0,1 mV/s sabit tarama hızı ile kalomel referans elektroduna göre 0,4 V değerine kadar sürdürülmüştür. Korozyon yüzey morfolojisi ve mikroyapı, alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobu (FESEM) ve yardımıyla incelenmiştir.

3. BULGULAR

Yüzey Özellikleri

100 °C'de ve 550 °C'de 4 saat boyunca ısıtılma işlemi gören numunelerin Al, Ga ve O için alınan yüzey profili kalitatif elementel analizi Şekil 1'de görülmektedir. Ga elementinin kalibrasyon problemi nedeniyle konsantrasyon eksenini için şiddete bağlı keyfi değerler alınmıştır. Analiz sırasında sıçratılan kraterin derinliği ölçülmüş ve sıçratma hızı bulunmuş, buradan yola çıkılarak zamana bağlı elementel datanın krater derinliğine göre değişimi hesaplanmıştır.

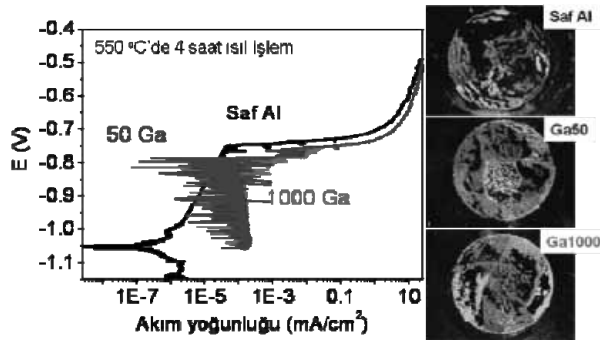
Isıtılma işlemi gören Al-Ga50 alaşımlarının yüzey profili datası galyumun yüzeye segregasyonu olmadığını göstermektedir (Şekil 1a, 1b). Isıtılma işlemi sıcaklığının düşük veya yüksek olması galyumun yüzey konsantrasyonunda önemli bir farka neden olmamıştır. 550 °C'de yüzeyde yaklaşık 100 nm kalınlığında oksit oluşmuş, bu oluşumun galyum segregasyonuna herhangi bir katkısı görülmemiştir. Şekil 1c ve 1d'de görülen Al-Ga1000 alaşımının yüzey profili analizinde ise, 100 °C'de ısıtılma işlemi sonucu oksit tabakası ile metal matris arayüzeyinde galyum piki gözlenmiştir. 550 °C'de ısıtılma işlemi sonucu yüzeyde galyum konsantrasyonunda azalma, yaklaşık 150 nm sonrasında ise kütle konsantrasyonuna yükselecek şekilde bir artış olmuştur. Burada galyum, alüminyum profilinin seyrini takip etmektedir.



Şekil 1. Açık atmosferde 4 saat süresince yapılan ısıl işlem sonucu GD-OES yöntemiyle alınan elementel yüzey profili: a) AlGa50, 100 °C; b) 550 °C; c) AlGa1000, 100 °C; d) 550 °C.

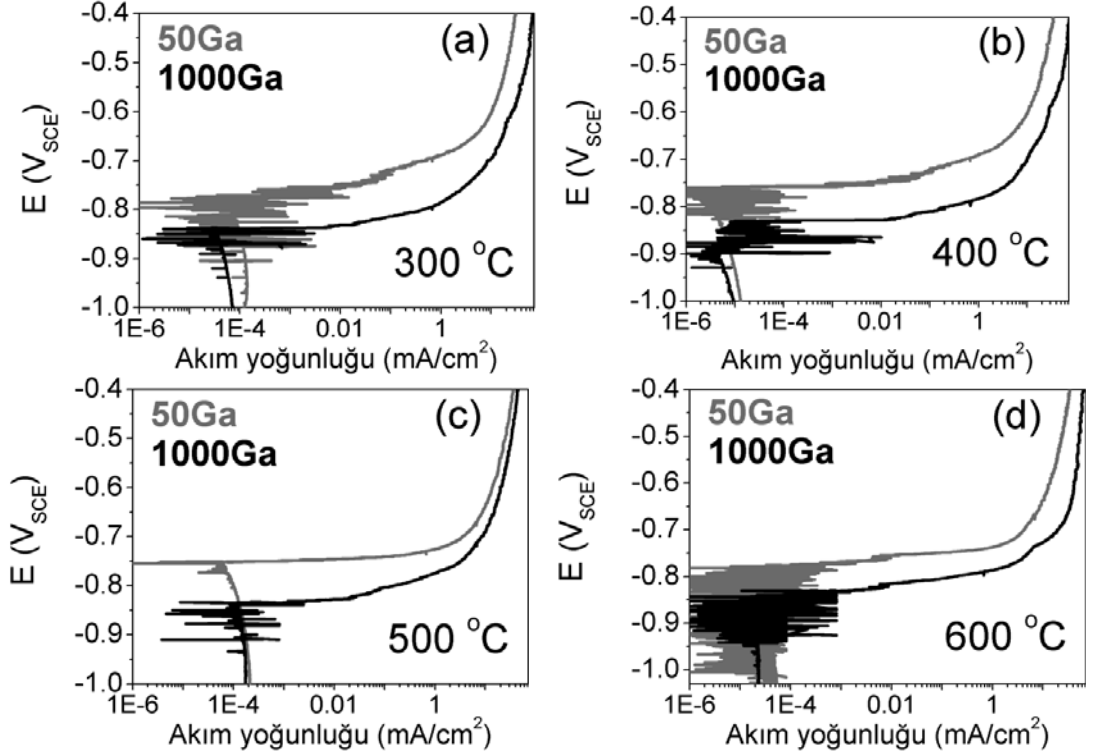
Elektrokimyasal Karakterizasyon

550 °C'de 4 saat ısıl işlem gören saf alüminyum ve ikili Al-Ga alaşımlarının potansiyodinamik test sonuçları ve deney sonrasında her numuneye ait genel yüzey görünümü Şekil 2'de verilmiştir. Al-Ga ikili alaşımları için polarizasyon sırasında, saf alüminyuma göre daha yüksek akımlar ölçülmüştür. Ancak malzemelerin polarizasyon davranışı, galyum miktarıyla değişmemekte, 50 ppm ve 1000 ppm galyum benzer polarizasyon davranışına neden olmaktadır. GD-OES sonuçlarında 550 °C'de ısıl işlem ardından her iki alaşımda segregasyon gözlenemediğinden bu davranış beklenmektedir. Bu sıcaklıkta galyum alüminyum içerisinde hızla yayınarak homojenize olmuştur.



Şekil 2. 550 °C'de 4 saat ısıl işlemin ardından saf alüminyum, Al-Ga50 ve Al-Ga1000 alaşımlarına ait ağırlık %5 NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik davranış ve test sonrası yüzey görünümü.

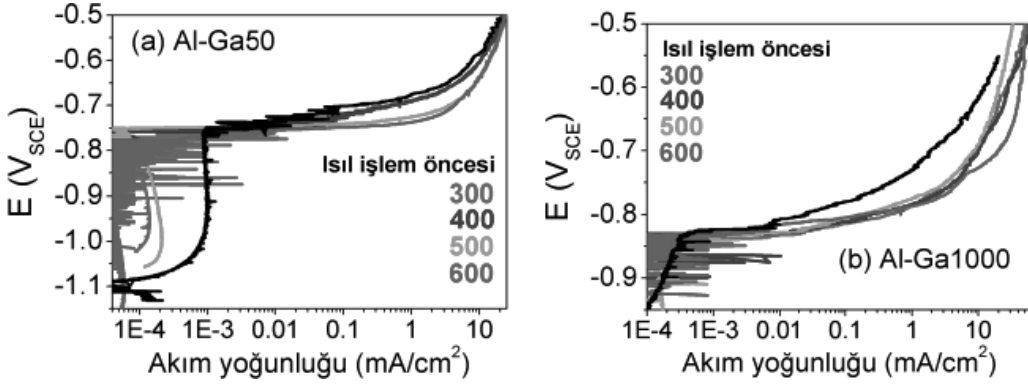
4 saat boyunca yüksek sıcaklıkta yapılan ısıl işlem homojenizasyon sağlamış, 1 saat boyunca yapılan ısıl işlem sonucu galyum varlığının miktara bağlılığı gözlenmiştir. Bu nedenle ısıl işlem 300-600 °C arasındaki sıcaklıklarda 1 saat sürdürülmüştür (Şekil 4a-e; Şekil 5a-b). Şekil 4a-e’de görüldüğü üzere, her ısıl işlem sıcaklığı için 1000 ppm galyum, 50 ppm galyumdan daha fazla anodik aktivasyon davranışına neden olmaktadır. 300 °C’de ve 400 °C’de yapılan ısıl işlemler, her iki numunenin polarizasyon davranışını etkileyecek bir farklılık teşkil etmemektedir (Şekil 4a, 4b). Ancak 500 °C’ye çıkıldığında, Al-Ga50 yüzeyinde çukurlanma korozyonu oluşumundan sonra -0.75 V_{SCE} civarında daha yüksek akım değeri vermekte, Al-Ga1000 alaşımının akım değerlerinde ise önemli bir değişim gözlenmemektedir (Şekil 4c). 600 °C’deki ısıl işlemin ardından akım her iki numune için biraz daha artmaktadır (Şekil 4d).



Şekil 4. Al-Ga50 ve Al-Ga1000 alaşımlarının ısıl işlem sıcaklığının ağırlık % 5 NaCl içeren nötral çözeltide polarizasyon davranışına etkisi, a) 300 °C, b) 400 °C, c) 500 °C, d) 600 °C.

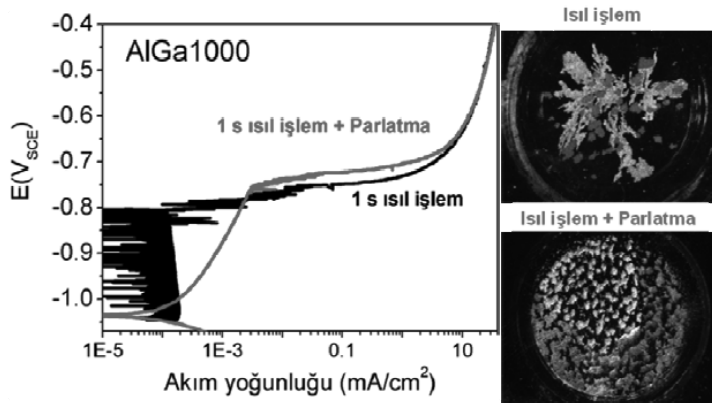
Al-Ga50 alaşımının polarizasyon davranışının ısıl işlem öncesi ve ısıl işlem sıcaklıklarıyla değişimi Şekil 5a’da takip edilebilmektedir. Isıl işlem öncesinde yüzeyde tahmin edilemeyen birtakım değişiklikler nedeniyle korozyon potansiyeli daha negatif görünse de çukurlanma potansiyeli ısıl işlem gören numunelerle aynı değerdedir. Çukurlanma korozyonundan sonra elde edilen akımlar incelendiğinde, Al-Ga50 400 °C’den yüksek sıcaklıklarda ısıl işlem ardından çok az daha anodik davranış gözlenmektedir. Ancak verdiği korozyon potansiyeli değeri, saf alüminyumun benzer ortamda polarizasyonu sırasında elde edilen korozyon potansiyeli değerine gittikçe yaklaşmaktadır [3]. Şekil 5b’de Al-Ga1000 alaşımının ısıl işlem sıcaklığına bağlı polarizasyon davranış grafiğinde ise sıcaklıkla değişen bir davranış belirgin değildir. Ancak ısıl işlem öncesindeki polarizasyon davranışıyla karşılaştırıldığında, 300 °C’de ısıl işlemten itibaren anodik akımlarda önemli bir fark görülmüştür. Ayrıca 600 °C’de akımlar diğer ısıl işlem sıcaklıklarına göre biraz daha yüksektir.

Isıl işlem sırasında galyumun alüminyum matrisinde çözünmesi ve homojenize olması nedeniyle, polarizasyon deneylerinin öncesinde aktif bir yüzey meydana gelmemektedir. Bu nedenle, ısıtım sonrası galyumun alüminyumun anodik aktivasyonunu artırıcı önemli bir etkisi gözlenmemiştir.



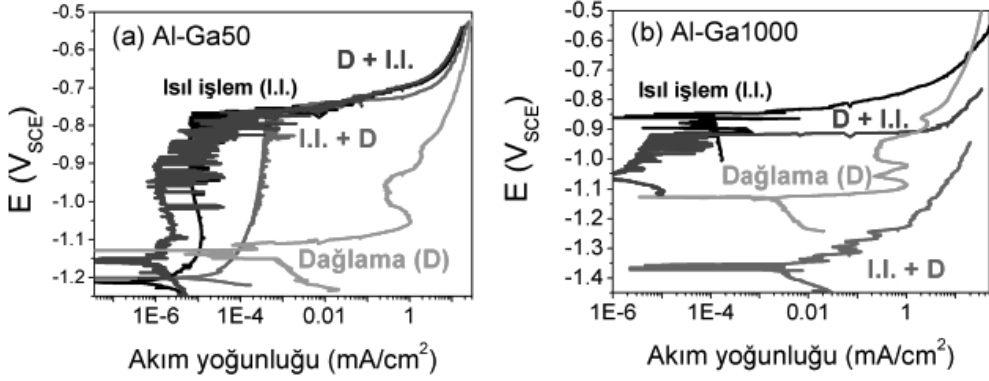
Şekil 5. Isıl işlem öncesi ve 300-600 °C'de 1 saat süresince yapılan ısıtım işlemlerinden sonra ağırlık % 5 NaCl içeren nötral çözeltide polarizasyon davranışına etkisi, a) Al-Ga50, b) Al-Ga1000.

Galyumun yüzeyde olası segregasyonu ile galyumun alüminyumla oluşturduğu homojen katı çözeltiyi ayrı ayrı incelemek amacıyla 550 °C'de 1 saat ısıtım gören Al-Ga1000 alaşımının yüzeyinden birkaç µm kalınlığında malzeme kaldıracak şekilde metalografik parlatma yapılmış ve tekrar polarize edilmiştir. Şekil 6'da görüldüğü gibi 1 saat ısıtım ardından parlatılan numunenin polarizasyon eğrisi, diğerinden biraz daha pasif davranış gösterse de elde edilen akımlar açısından önemli bir farklılık göstermemektedir. Ancak Şekil 6'da 1 saat ısıtım görmüş Al-Ga1000 alaşımının korozyon morfolojisi, Şekil 2'de bahsedilen, 4 saat ısıtım sonrası korozyon morfolojisinden farklılık göstermektedir. 1 saat ısıtım sonunda çukurlanma korozyonunun numune yüzeyinin orta bölgesinde yoğunlaşmaktadır. Ayrıca 1 saat ısıtım ardından yüzeyi parlatılan Al-Ga1000 alaşımının korozyonu tüm yüzeyde daha homojen bir şekilde yayılmıştır.



Şekil 6. Al-Ga1000 alaşımına ait, 550 °C'de 1 saat ısıtım sonrası ile ısıtım gören yüzeyin mekanik olarak parlatılmasının ardından ağırlık %5 NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik davranış ve test sonrası yüzey görünümü.

Galyumun yüzeyde zenginleşmesi durumunda, alüminyumun anodik davranışında nasıl bir değişikliğe yol açacağını gözlemlemek amacıyla, numuneler alkali ortamda dağlanmış ve polarize edilmiştir. Şekil 7'de alaşımların elektrokimyasal davranışı üzerine, 600 °C'de 1 saat ısıtma işlemi, alkali dağlama, önce ısıtma işlemi ve ardından dağlama ile önce dağlama ve ardından ısıtma işlemi prosedürlerinin %5 NaCl nötr ortamında nasıl etki ettiği görülmektedir. Şekil 7a'da Al-Ga50 alaşımında dağlamanın anodik aktivasyona kayda değer artış sağladığı gözlenmiştir. Ancak ısıtma işlemi, dağlama sonrasında galyumun zenginleştiği yüzeyi dahi homojenize etmektedir. ısıtma işlemi sonrasında homojenize olan ve ardından alkali çözeltide dağlanan yüzey ise, ısıtma işlemi yapılmadan önce dağlanan yüzeyden daha az aktiftir. 50 ppm galyum, bu çalışmada yapılan alkali dağlama sonucu yeterince zenginleşse de, dağlamanın ardından 600 °C'deki ısıtma işlemi sırasında alüminyum matrise geri dönme eğilimi daha baskındır. Şekil 7b'de Al-Ga1000 alaşımı için verilen potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinde görüldüğü üzere, ısıtma işlemi sonrasında dağlama prosesi en aktif davranışa neden olmakta, korozyon potansiyeli oldukça negatif değerlere düşmekte ve yüksek akımlar elde edilmektedir. Sadece dağlama işleminin ardından da galyum yüzeyde yeterince zenginleşmiş, ısıtma işleminden sonra dağlanan yüzeyde gözlenen akım değerlerine yakın anodik akımlar elde edilmiştir. Ancak dağlama sonucu ısıtma işlemi yapıldığında, galyum tekrar alüminyumun içinde homojenize olmaya başlamakta ve numune daha pasif davranmaktadır.



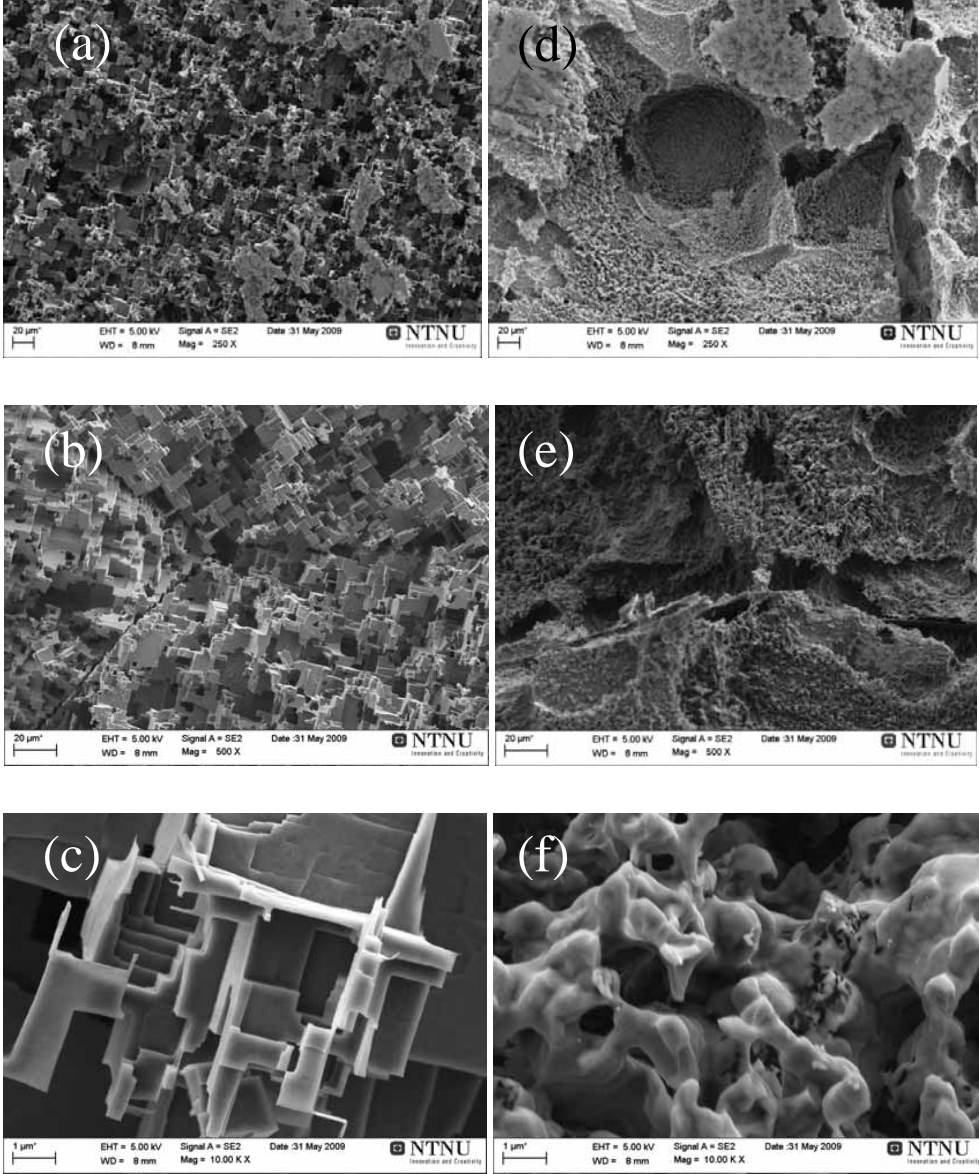
Şekil 7. 1 saat boyunca 600 °C'de ısıtma işlemi ve ağırlık %10 NaOH içeren çözeltide 60 °C'de 10 s süresince yapılan alkali dağlama işleminin ardından ağırlık % 5 NaCl içeren nötr ortamda polarizasyon davranışları a) Al-Ga50, b) Al-Ga1000.

Korozyon Morfolojisi

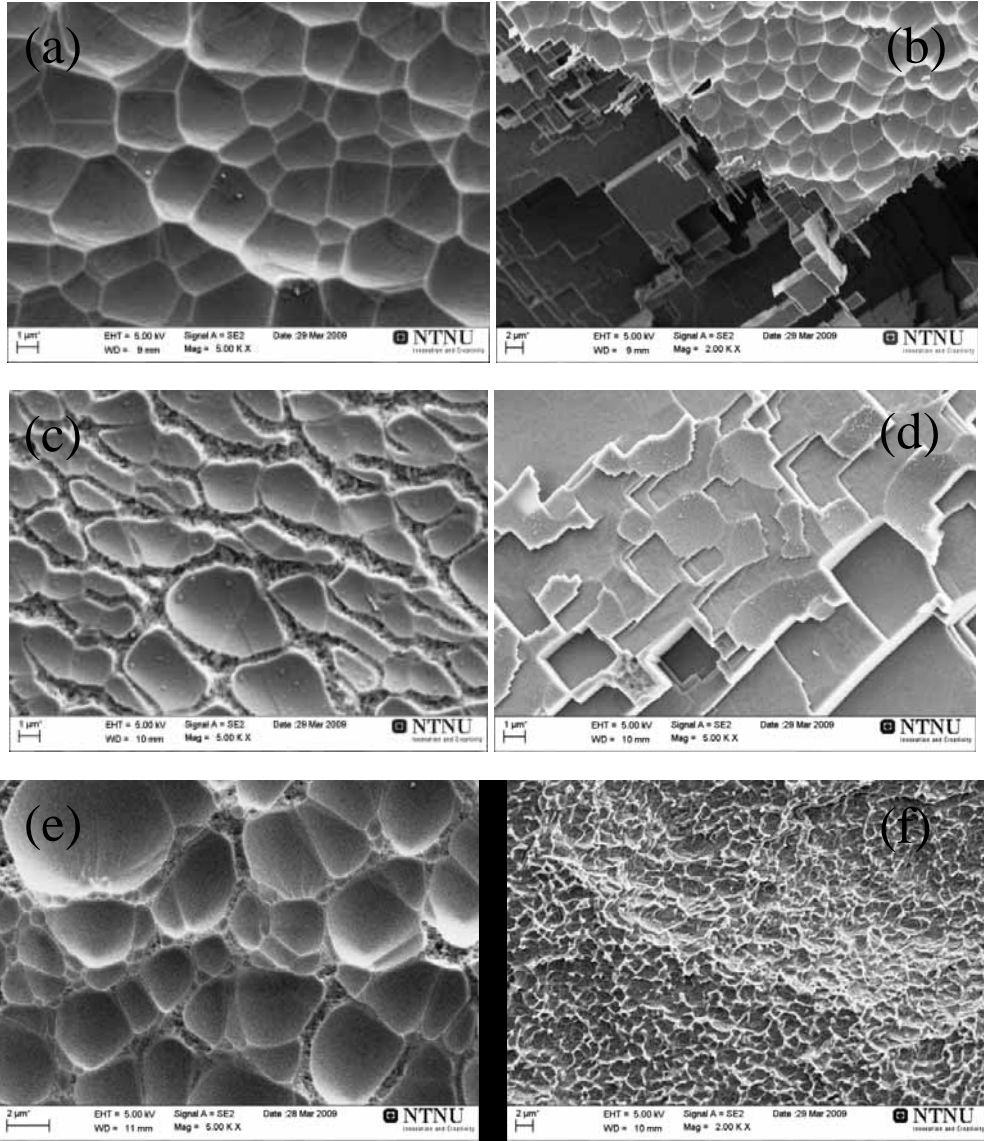
Galyum segregasyonu ısıtma işleminden önce ve korozyon testinden sonra tespit edilememiştir. Ancak 600 °C'de 1 saat boyunca ısıtma işlemi gören Al-Ga50 ve Al-Ga1000 alaşımlarının potansiyodinamik testlerinin ardından yüzey korozyon morfolojisi FEG-SEM yardımıyla incelendiğinde, galyum varlığının etkisi görülmektedir. Şekil 8'de Al-Ga50 ve Al-Ga1000 alaşımlarında çukurlanma oluşumunun gerçekleştiği alanlar incelenmiştir. Şekil 8a'da Al-Ga50 alaşımına ait, saf alüminyumun çukurlanma morfolojisine çok benzer kristalografik çukurlanma morfolojisi görülmektedir. Şekil 8b'de, üçlü noktadan alınan görüntüde, taneler tercihli olarak çözünme görülmemiş, taneler homojen olarak korozyona uğramıştır. Şekil 8c'de ise kristalografik düzlemler boyunca gerçekleşen çukurlanma korozyonu net bir şekilde belirlemektedir.

Al-Ga1000 alaşımına ait genel çukurlanma morfolojisi Şekil 8d'de görülmektedir. Bu yapı Al-Ga50'den oldukça farklıdır. Al-Ga50'deki ince kristalografik düzlemler boyunca ilerleyen morfoloji, daha kaba hale gelmiş, büyük çukurcuk oluşumları gözlenmiştir. Şekil 8e'de üçlü

noktadan alınan görüntüde olduğu gibi, taneler arası yükselti farklılıkları görülmüş, bazı taneler tercihli olarak daha fazla korozyona uğramıştır. Ancak bunun galyumdan kaynaklandığını söyleyecek bir bulgu bulunamamıştır. Şekil 8f'de ise Al-Ga50'de kristalografik düzlemlen kaynaklanan keskin kenarlı yapı körelmiş, kıvrımlı bir yapı gözlenmiştir.



Şekil 8. 600 °C'de 1 saat boyunca ısıl işlem ve potansiyodinamik testlerinin ardından yüzey korozyon morfolojisi a) Al-Ga50, 250X; b) 500X; c) 10.000X ve d) Al-Ga1000, 250X; b) 500X; c) 10.000X büyütme.



Şekil 9. Ağ.%10 NaOH içeren çözeltide 60 °C’de 10 s süresince yapılan alkali dağlama işleminin ardından %5 NaCl çözeltisinde yapılan polarizasyon deneyi sonrası yüzey görüntüleri: a) Saf Al, dağlama sonrası; b) Saf Al, polarizasyon sonrası; c) Al-Ga50, dağlama sonrası; d) Al-Ga50, polarizasyon sonrası; e) Al-Ga1000, dağlama sonrası; f) Al-Ga1000, polarizasyon sonrası.

Ağ.%10 NaOH içeren çözeltide 60 °C’de 10 s süresince yapılan alkali dağlama işleminin ardından saf alüminyum ile Al-Ga50 alaşımının yüzey morfolojileri Şekil 9’de görülmektedir. Şekil 9a, saf alüminyumun dağlama sonrası, Şekil 9b ise dağlanan saf alüminyumun %5 NaCl çözeltisinde yapılan polarizasyon deneyi sonrası yüzey görünümüdür. Burada (Şekil 9b), dağlama sırasında oluşan amorf film yapısı ve test sırasında oluşan kristalografik düzlem boyunca oluşan çukurlanma yapısını görmek mümkündür. Şekil 9c’de ise, Al-Ga50 alaşımının dağlanmış yüzeyi, saf alüminyumdan oldukça farklılık göstermektedir. Ancak korozyon testi sonrası kristalografik düzlemler boyunca oluşan çukurlanma korozyonu yapısı tekrar ortaya çıkmaktadır. Şekil 9e’de Al-Ga1000, dağlama sonrası ve polarizasyon öncesi Al-

Ga50'ye benzer bir yapı sergilemektedir. Al-Ga1000 yüzeyinde tabakaların aralarında kalan bölgelerde EDS ile yaklaşık ortalama ağırlık %2 civarında galyum dedekte edilebilmiştir. Al-Ga1000 polarizasyon sonrası yüzey görüntüsünde ise, kristalografik düzlemler de gözlenmekle birlikte Şekil 9f'de olduğu gibi kristalografik düzlemleri takip etmeyen farklı yapılar da gözlenmiştir.

4. TARTIŞMA

Galyum alüminyumun içinde yüksek çözünürlük özelliği gösterdiğinden, ısı işlem sırasında galyum segregasyonuna dair bir bulgu gözlenmemiştir. Isıl işlem sırasında yüzeyde veya tane sınırlarında galyum segregasyonu olmamakta, bilakis homojenize olmaktadır. Isıl işlem sıcaklıklarının değişimiyle görülen ancak belirgin olmayan farklılıkların nedeni, ısıl işlem sırasında galyumun daha homojen yayılmasından dolayı alüminyumun daha homojen bir şekilde çözünmesi olabilir. Al-Ga50 alaşımı için ısıl işlemde hemen sonra aktif bir yüzey meydana gelmemekte, polarizasyon deneyleri sırasında tercihli olarak çözünen aktif alüminyum bileşeni galyumun anodik segregasyonuna neden olmaktadır. Ancak Al-Ga1000 için 300 °C'deki ısıl işlemde itibaren bir aktivasyon gözlenmiştir. Isıl işlemin ardında yüzeyde galyum konsantrasyon artışı veya segregasyonu olmuş galyum dedekte edilemediğinden, bunun yüksek galyum içeriği dolayısıyla aktive olan matristen kaynaklandığı düşünülmektedir.

Yüzeyde zenginleşen galyumun etkisi, NaOH ile dağlamanın ardından ortaya çıkmaktadır. Dağlama sonrasında her iki numune için önemli derecede aktivasyon gözlenmiştir. Ancak dağlanan numuneler ısıl işlem gördükten sonra tekrar homojenize olmaktadır. Dağlama ardından homojenizasyon, Al-Ga50'de daha net olmakla birlikte, Al-Ga1000 için 1 saat ısıl işlem tamamen homojenize olmasına yeterli olmamıştır. Dolayısıyla 1000 ppm galyum, termal ve yüzey işlemler sırasında alüminyumun yüzey özelliklerinde değişikliklere neden olmaktadır.

Yüksek galyum içeriğinin ısıl işlem sonrasında termal segregasyon gerçekleşme olasılığı veya polarizasyon testleri sırasındaki anodik segregasyon üzerine galyum miktarının nasıl bir etkisi olduğu tam olarak anlaşılabilmiştir. Galyumun yüzeyde karakterizasyonu üzerine daha detaylı araştırma yapılması gerekmektedir.

5. SONUÇLAR

Bu çalışmada, alüminyumun içinde genel olarak bulunan bir iz elementi olarak galyumun yüzeyde ne gibi değişimlere neden olduğunun karakterizasyonu hedeflenmiştir. Galyum, alüminyumun yüzey özelliklerini ve korozyon davranışını, uygulanan ısıl işleme veya yüzey işlemlerine göre değiştirebilmektedir. Alüminyumun içerisinde çözünürlüğü oldukça yüksek olan galyum ısıl işlem sırasında homojenize olmaktadır. Dolayısıyla galyumun termal segregasyonu mevcut imkanlarla gözlenmemiştir. Ancak polarizasyon deneyleri sırasında veya dağlama gibi anodik segregasyonu sağlayan bir yüzey işlemi uygulandığında, galyum alüminyum yüzeyini aktifleştirmektedir. Galyumun anodik segregasyonu veya ısıl işlem sırasında olası tane sınırı termal segregasyonu ve alüminyumun korozyon mekanizmasına etkisi üzerine çalışmalar devam etmektedir.

KAYNAKLAR

1. Y. Keuon, J. H. Nordlien, S. Ono and K. Nisancioglu, J. Electrochem. Soc. 150 (2003) B547.
2. J. T. B. Gundersen, A. Aytac, S. Ono, J. H. Nordlien, K. Nisancioglu, Corr. Sci. 46 (2004) 265.

3. Ø. Sævik, J. H. Nordlien, Y. Yu and K. Nisancioglu, *J Electrochem. Soc.* 152 (2005) B334.
4. B.K.F.Graver, Doktora Tezi, Trondheim March 2009, Norwegian University of Science and Technology.
5. J.T. Reding, J.J. Newport, *Mater. Protect.* 5 (1966) 15.
6. US Patent, US4150204.
7. US Patent, US5547560
8. US Patent 4885045
9. N. Margadant, P. Skeldona, M. Textor, G.E. Thompson, J. Wana, H. Habazaki, K. Shimizu, N.D. Spencer, G.C. Wood, *Corrosion Science* 42 (2000) 405–419.
10. J.L. Murray, 1983 (*ASM International 2007*)
11. A. R. Despic, D. M. Drazic, M. M. Purenovic, N. Cikovic, *Journal Of Applied Electrochemistry* 6 (1976) 527-542.
12. W. M. Carroll And C. B. Breslin, *Corrosion Science*, Vol. 33, No. 7, Pp. 1161-1177, 1992.
13. H.A. El Shayeb, F.M. Abd El Wahab, S. Zein El Abedin, *Corrosion Science* 43 (2001) 643-654.
14. Z. Ashitaka, P. Skeldon, G.E. Thompson, K. Shimizu, H. Habazaki, *Corrosion Science* 44 (2002) 2725–2735.
15. M. Nestoridi, D. Pletcher, R. J.K. Wood, S. Wang, R.L. Jones, K.R. Stokes, I. Wilcock, *Journal of Power Sources* 178 (2008) 445–455
16. M. Textor, M. Amstutz, *Analytica Chimica Acta* 297, 15-26 (1994).
17. W. Ludwig, D. Bellet : *Materials Science and Engineering A281* (2000) 198–203
18. W. Hu, D.A. Molodov And B. Schonfelder, *Interface Science* 8, 335–349, 2000.
19. W. Ludwig, D. Bellet, *Materials Science and Engineering A281* (2000) 198–203.
20. J. Hagstrom, O.V. Mishin, B. Hutchinson, *Scripta Materialia* 49 (2003) 1035–1040.
21. R. C. Hugo and R. G. Hoagland, *Acta mater.* 48 (2000) 1949-1957.
22. Y.Zhang, Guang-Hong Lu, TianminWang, Shenghua Deng, Xiaolin Shu, Masanori Kohyama and Ryoichi Yamamoto, *J. Phys.: Condens. Matter* 18 (2006) 5121–5128
23. D. I.Thomson, V. Heine, M. W. Finnis, and N.Marazi, *PHILOSOPHICAL MAGAZINE LETTERS*, 1997, VOL. 76, NO. 4, 281-287
24. D. I. THOMSON, V. HEINE, M. C. PAYNE, N. MARZARI and M. W. FINNIS, *Acta mater.* 48 (2000) 3623–3632
25. R. Stumpf and P.J. Feibelman, *PHYSICAL REVIEW B VOLUME 54, NUMBER 7, 1996-I*
26. S.Schmidt, W. Sigle, W. Ghust, M. Ruhle. *Z.Metalkunde*, 93, 2002 5 pp.428.

TİCARİ ALÜMİNYUM MALZEMELERDE YÜZEY AKTİVASYONU

Köksal KURT, Kemal NİŞANCIOĞLU

Department of Materials Science and Engineering
Norwegian University of Science and Technology
N-7491 Trondheim, Norway
koksal@material.ntnu.no

ÖZET

Belirli alüminyum alaşımları ısıtılma işlemi sonrası klorürlü ortamda elektrokimyasal aktivasyon göstermektedir. Bu aktivasyon kendini, malzeme yüzeyi korozyon potansiyelinin daha negatif potansiyellere kayması ve yüzeyin pasif olması beklenen potansiyel aralığında yüzeyin yüksek anodik akım vermesi şeklinde gösterir. Bu durumdaki malzemenin servis sırasında normal şartlar altında sorunsuz çalışması gerekirken korozyona uğraması mümkündür. Aktivasyonun, düşük ısıtılma sıcaklıklarında dahi alüminyum yüzeyine segregasyon olan, IIIA-VA grubuna bağlı ergime sıcaklığı düşük eser elementlerden oluştuğu gelişen karakterizasyon teknikleri sayesinde açığa kavuşmuştur. Sıcak haddelenmiş alüminyum alaşımı AA8006'da 450°C ısıtılma işlemi sonrası elektrokimyasal aktivasyon gözlenmiş ve TEM analizi de 600°C tavlama sonrasında metal-oksit ara yüzeyinde nano boyutta film formunda zenginleşmiş kurşunu göstermiştir. Ticari alaşımlarda eser elementlerin yanı sıra var olan Mg gibi alaşım elementleri alüminyumun aktivasyonuna katkı sağlamaktadır. Ayrıca haddelenmiş alüminyum ürünlerde yüzeyde termomekanik işlemler sonucu yüksek deformasyon nedeniyle oluşan ince taneli tabaka da korozyon hassasiyeti taşır. Bu çalışmada sıcak haddelenmiş AA8006 alüminyum alaşımı 3000 ve 8000 serisi alüminyum alaşımlarının elektrokimyasal aktivasyonu, farklı karakterizasyon yöntemleri ile analiz edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Aktivasyon, eser elementler, alüminyum.

ANODIC ACTIVATION OF COMMERCIAL ALUMINIUM ALLOYS

ABSTRACT

Most aluminium alloys show electrochemical activation in chloride media following high temperature exposure. Activation is defined as a negative shift of the pitting potential and a high anodic current density output in the potential range where the alloy is expected to be passive. The material may undergo corrosion under service conditions in which the material should function satisfactorily. Activation occurs as a result of segregation of low melting point group IIIA-VA trace elements to the surface, even at low heat treatment temperatures. Hot rolled aluminium alloy AA8006 showed electrochemical activation following annealing at 450 °C and it was seen that with TEM analysis lead segregated in nano size film formation at metal-oxide interface following annealing at 600 °C. Alloying elements such as Mg may also contribute to activation. In addition, rolled aluminium products, which form a highly deformed nanocrystalline surface layer during thermomechanical processing, contribute to surface activation. Anodic activation on hot rolled commercial strips in the 3000 and 8000 series of aluminium alloys is investigated as a function of annealing temperature by conventional electrochemical polarization and advanced surface-analytical techniques.

Keywords: Activation, trace elements, aluminium.

1. GİRİŞ

Gelişen sanayi ile artan alüminyum ihtiyacı geri dönüşüm üretimiyle karşılanmaktadır. Bununla birlikte geri dönüşüm sayısı arttıkça son ürün içerisindeki IIIA-VA grubunda yer alan, Pb, Sn, Bi, In ve Ga gibi eser elementlerin miktarında da artış görülmektedir. Bu gibi eser elementler termomekanik işlemler sonrası elektrokimyasal özelliklerde değişime neden olurlar. Elektrokimyasal özelliklerdeki değişim, bu eser elementlerin yüzeye segregasyonu sonucu yüzeyin anodik aktivasyonu şeklinde gösterir. Aktivasyon kendini, klörür ortamında alüminyum alaşımlarının bilinen oyuklanma korozyonu potansiyeli olan $-750\text{mV}_{\text{SCE}}$ 'den negatif yönde kayma ve daha yüksek akım yoğunluğu olarak gösterir[1-4].

Bununla birlikte sıcak hadde gibi termomekanik işlem görmüş alüminyumun yüzeyi, kalınlığı $1\ \mu\text{m}$ 'e ulaşan ve üniform olmayan, nano boyutta tanelerden ve oksit parçacıklarından oluşan bir tabaka ihtiva eder[5-7]. Bu ana bünyeden farklı özellikleri olan tabaka da aktifleşmede büyük rol oynar, zira artan tane sınırları ve parçacık miktarı segregasyon için çok sayıda alan yaratır. Walmsley ve arkadaşları [3] kurşunun, metal-oksit arayüzeyinde zenginleşerek ince bir film oluşturduğunu göstermişlerdir, bu durum yapılan diğer çalışmalarda da belirtilmiştir [8,9].

Konu ticari alüminyum alaşımları olduğunda yapıda bulunan diğer alaşım elementleri de yüzey elektrokimyası üzerinde etkilidir. Örneğin alaşımda bulunan Fe ve Si elementleri farklı intermetaliklerin oluşmasını sağlayarak, alaşımın korozyon davranışını ve morfolojisini değiştiren lokal korozyona sebebiyet verdiği belirtilmiştir[6,7,10]. Özellikle ikili ve üçlü alaşımlar üzerine yapılan çalışmalarda Mg'un ısıtılma sonrası anodik aktivasyon ve oksit yapısında değişimlere neden olduğu görülmektedir[9,11]. Yine bu grupta yapılan çalışmada, ekstrüzyon ile üretilen AA3102 alaşımının da ısıtılma işlemi ($600\ \text{°C}$) sonucu anodik olarak aktifleşmesine yüzeyde zenginleşen Pb'nin sebebiyet verdiği rapor edilmiştir[12]. Ayrıca AA3005 (H14 kondisyon) ve AA5754(H19 kondisyon) alaşımları üzerinde yapılan deneylerde yüksek sıcaklık ısıtılma işlemi sonrası ilk alaşımın aşırı derecede filiform korozyona uğradığı, ikincinin ise korozyon özelliklerinin pek etkilenmediği görülmüştür[6,7]. Bunlara ek olarak ticari alaşım AA8006'nın düşük sıcaklıklarda ısıtılma sonucu aktivasyon gösterdiği rapor edilmiştir[9,13].

Bu çalışmada AA8006 alüminyum alaşımından elde edilen ve yukarıda bahsedilen AA3005, AA5754 ve ekstrüzyon ile üretilmiş AA3102 ticari alaşımlarına ait sonuçlar birlikte değerlendirilmektedir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneylerde AA8006 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Alaşımın spektral analiz yöntemiyle belirlenmiş kimyasal kompozisyonu Tablo 1'de verilmiştir. Numuneler $0.8\ \text{mm}$ kalınlığındaki levhadan $20 \times 20\ \text{mm}$ boyutlarında hazırlanmıştır. Malzeme O temper haliyle (homojenizasyon ısıtılma işlemi uygulanmış) temin edilmiştir. Bu durumda alındığı haliyle malzeme yüzeyinde eser element segregasyonu olduğu tespit edilmiş ve elektrokimyasal aktivasyon gözlenmiştir.

Tablo 1. AA 8006 alaşımının kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)

Fe	Si	Mn	Cu	Mg
1.4	0.16	0.42	0.018	0.020

Zn	Pb	Ga	Cr	Sn
0.009	0.001	0.012	0.003	0.001

Numuneler yüzeylerinde var olan eser element segregasyonunu ve hadde sonucu oluşan ince taneli tabakayı kaldırmak için kostik dağlama (NaOH ağı. %10, 60 °C, 10 sn ve konsantre nitrik asit ile çamur gidermesi) uygulanmıştır.

Isıl işlem hava sirkülasyonlu fırında 300 °C, 450 °C, 600 °C'lerde bir saat boyunca yapılmıştır. Bu sıcaklıklar eser elementlerin ergime sıcaklığına ve daha önceki çalışmalarda elde edilen sonuçlara göre belirlenmiştir. Numuneler hemen ısıl işlemi mütakiben saf suda soğutulmuşlardır.

Elektrokimyasal deneyler AC Gill ve Gamry potansiyostatları ile yürütülmüştür. Anodik polarizasyon deneyleri, ağırlıkça %5'lik NaCl çözeltisinde, platin karşıt ve referans olarak da doymuş kalomel elektrodu kullanılarak, her deneyde karıştırıcı ve elektrotların yeri sabit olacak şekilde 25 °C sıcaklıkta uygulanmışlardır. Deneylere başlamadan önce numuneler aseton ve alkol ile temizlenmiştir. Parlatma 1000 zımparadan sonra 3 ve 1 mikron elmas sprej ile gerçekleştirilmiştir.

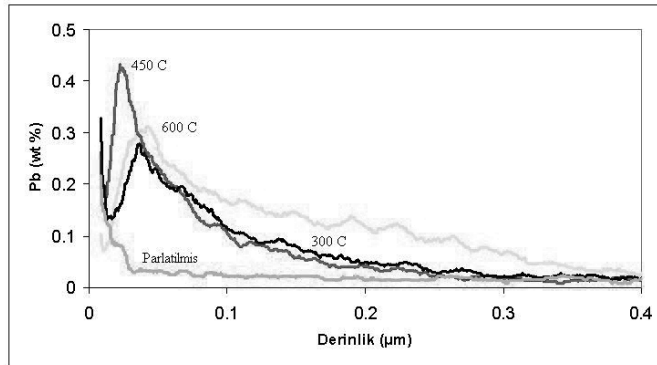
Elektrokimyasal deneylerin yanında, malzeme yüzeyindeki ve deforme edilmiş tabakadaki eser element segregasyonunu derinlik profilini belirlemek için glow discharge optical emission spectroscopy (GDOES) uygulanmıştır.

Eser element segregasyonunun ve nano boyuttaki aşırı deforme olmuş tabakanın karakterizasyonu için JEOL 2010F FEG-TEM (Field emission gun TEM) kullanılmıştır.

3. BULGULAR

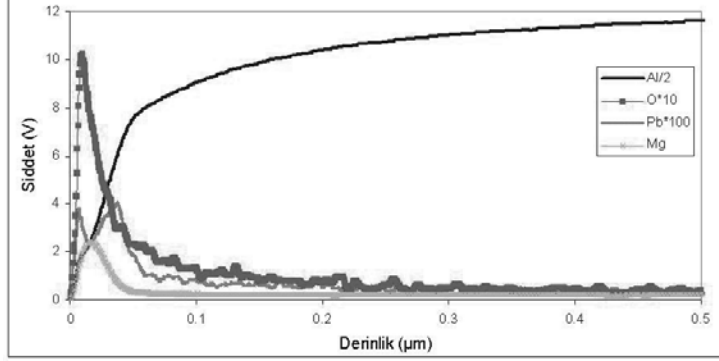
3.1. GDOES ve TEM Sonuçları

Alüminyum alaşımı AA 8006'nın elementel derinlik analizi sonucu en yüksek Pb segregasyonunun 450 °C ısıl işlemi sonrası olduğu Şekil 1'de görülmektedir. En yüksek segregasyon seviyesinin, Şekil 1'den de anlaşılacağı üzere, metal-oksit ara yüzeyinde % 0.45'e çıktığı anlaşılmaktadır. Metal bünyesinin Pb kompozisyonunun 10 ppm olduğu düşünülürse, ciddi oranda segregasyon gerçekleşmektedir. Ayrıca yükselen ısıl işlem sıcaklığının Pb pikinin yüzeyden bünyeye doğru daha da genişlemesine neden olduğu gözlenmektedir. Kurşun dışında diğer eser elementlerin segregasyonuna dair bir bilgi elde edilememiştir.



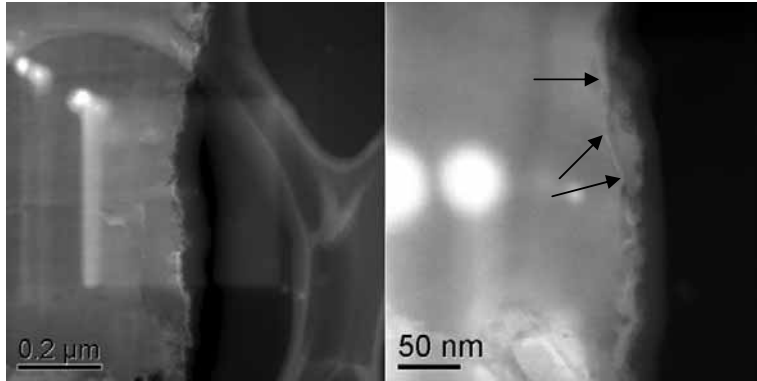
Şekil 1. İşlem gördüğü gibi alındıktan sonra tekrar 300, 450 ve 600 °C sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanmış ve parlatılmış AA8006 numunelerin GDOES analiziyle Pb zenginleşmesinin derinliğe göre değişimi.

Dağlandıktan sonra 450 °C’de ısıl işleme tabii tutulmuş AA8006 alaşımına ait Mg ve Pb derinlik profili konsatrasyon dataları elde edilemediği için sinyal şiddeti-derinlik halinde Şekil 2’de verilmiştir. Buna göre Mg yüksek oranda yüzeyde zenginleştiği gözlenirken, Pb’nun daha önceki çalışmalarda da rapor edildiği gibi metal-oksit ara yüzeyine zenginleştiği tespit edilmiştir.



Şekil 2. Dağlanmış ve 450 °C’de ısıl işlem uygulanmış AA8006 alaşımına ait GDOES analizi.

Kurşun segregasyonu STEM modunda incelenen numunede metal oksit ara yüzeyinde ince, parlak bir film halinde gözlenmiştir, Şekil 3’de oklarla gösterilmiştir.



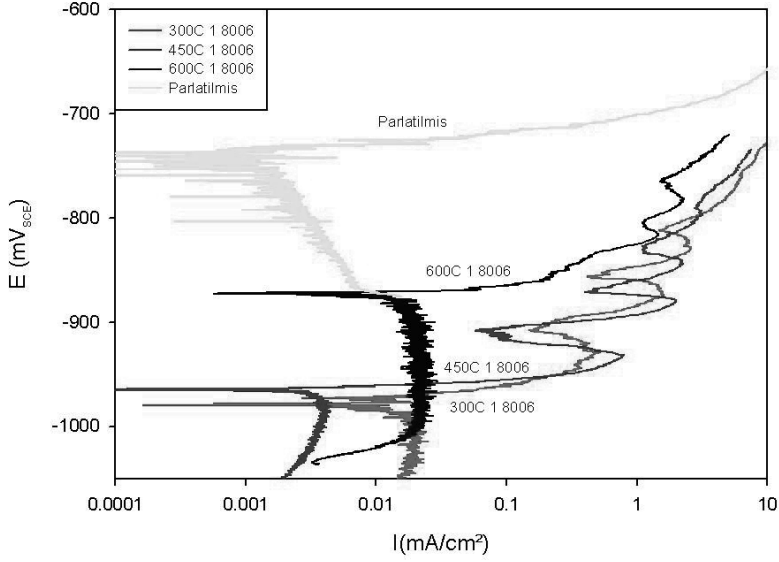
Şekil 3. AA8006 600 °C ısıl işlem uygulanmış numunenin STEM görüntüleri.

3.2. Elektrokimyasal Bulgular

İşlem gördüğü gibi alındıktan sonra tekrar ısıl işleme tabii tutulan numunelere ait anodik polarizasyon deneyi sonuçları Şekil 4’de verilmiştir. Buna göre en aktif numunelerinin 300 ve 450 °C’de işlem görmüş olanlar olduğu gözlenmiştir. Yine 600 °C ısıl işlemi sonrası aktivasyonun azalması tespit edilirken, Parlatılmış numune saf alüminyuma benzer şekilde oyuklanma potansiyeli davranışı göstermiştir.

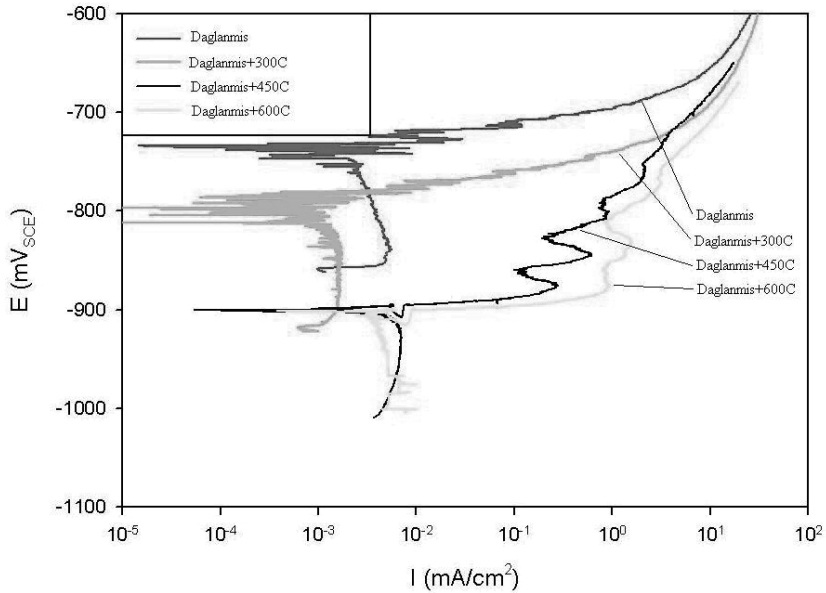
Bunlarla beraber, korozyon potansiyelinin aşılmasının ardından 3-4 adet oksidasyon piki adı verilen akım yoğunluğunda ani artış ve azalışlar gözlenmiştir. Bu pikler kamera çekimli

anodik polarizasyon deneyleri ile gözlemlenmiştir. Ayrıca tek tek piklere ulaşana kadar polarize edilen numuneler FEG-SEM cihazında da incelenmiştir.



Şekil 4. Ağırlıkça %5'lik NaCl çözeltisinde üretildiği gibi alınıp 1 saat hava sirkülasyonunda ısıtılma işlemi uygulanmış AA8006 alaşımının potansiyodinamik deneyi.

Yukarıda bahsedilenlere ek olarak, üretimdeki termomekanik işlem sonrası zaten yüzeyde var olan ince taneli deforme tabaka ve beraberindeki eser element segregasyonu dağlanarak ortadan kaldırılmıştır. Ardından değişik ısıtılma sıcaklığı uygulamanın malzeme elektrokimyasal özellikleri üzerine farklı etkileri Şekil 5'de verilmiştir. Buna göre dağlanmış numune parlatılmış haline benzer olarak, saf alüminyumun oyuklanma potansiyelinde korozyona uğramıştır. Aktivasyon kendini 450 °C ve üzeri tavlama sıcaklıklarında göstermektedir. Bununla beraber oksidasyon pikleri de gözlenmektedir.

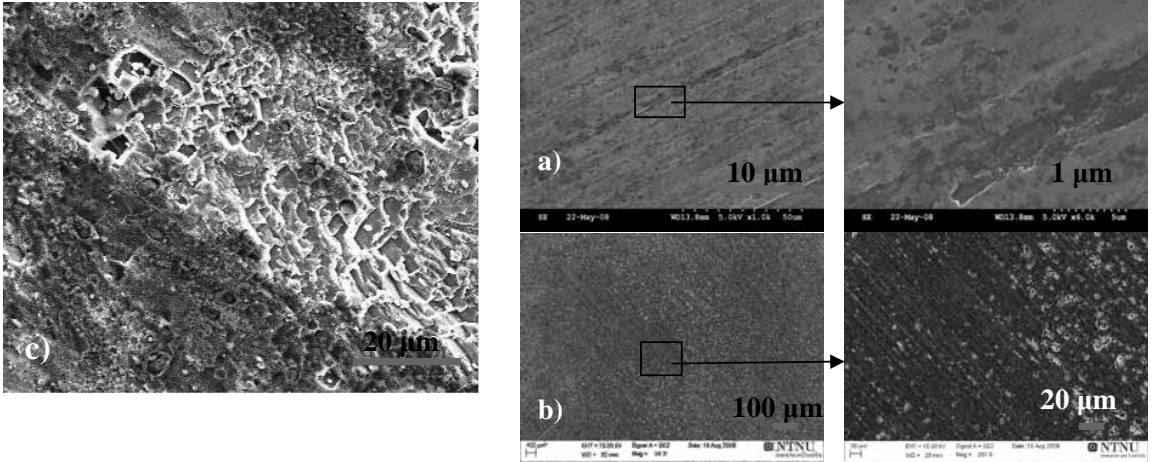


Şekil 5. Ağırlıkça %5'lik NaCl çözeltisinde potansiyodinamik deneyine tabii tutulan dağlanıp ısıtılmış AA8006 alaşımı.

Dağlanmış numunelerde, alındığı gibi kullanılan numunelere göre genel olarak hafif bir anodik aktivasyon azalması gözlenmiştir. Ayrıca dağlanıp 300 °C'de tavlama yapılmış numunelerde kostik dağlama öncesine göre önemli bir aktivasyon düşüşü belirlenmiştir ve oksidasyon pikleri de görülmemektedir. Bunun aktivasyon farkının nedeni, alındığı gibi kullanılan malzemelerin üretimde sıcak hadde ve takiben homojenizasyon ısıtılmış işlemi proseslerinden geçmiş olmasıdır. Bu durumda fabrikasyon sonrası yüzeyde eser element segregasyonu ve aktivasyon tespit edilmiştir.

3.3. SEM Karakterizasyonu

Potansiyodinamik test sırasında oksidasyon piklerinin korozyon morfolojisini anlamak için numuneler birinci ve ikinci oksidasyon piklerine kadar polarize edildiler. Birinci oksidasyon piki, yüzeyde ince kurşun filminden dolayı yüzeyde yüzeysel bir asit dağlama yapısına benzer korozyon morfolojisine sebep olurken, ikinci pikle beraber dağlama görüntüsü derinleşip küçük oyukların başladığı görülmektedir, Şekil 6.a ve 6.b. Bununla birlikte Şekil 6.c'de tabaka tabaka derinleşen bir korozyon yapısı görülmektedir. Bunun GDOES grafiklerinde gösterilen yüzeyden metal içine doğru kurşunca zenginleşmiş tabakanın katman katman korozyona uğraması sonucu olduğu düşünülebilir.



Şekil 6. AA8006 alüminyum alaşımının a) 1. oksidasyon pikine b) 2. oksidasyon pikine kadar (200x) c) 500x, polarize edilmiş 600 °C'de ısıtılmış işlem uygulanmış numunenin SEM analizi.

4. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Kostik dağlama sonrası AA8006 alaşımında işlendiği gibi kullanılan numunelere göre hafif bir aktivasyon azalması saptanmıştır. Bunun nedeni olarak on saniyelik kostik dağlama sonrası alüminyum yüzeyinden yaklaşık 1 µm kaldırılmıştır[12]. Tespit edilen aktivasyon düşüşü, termomekanik proses sonucu yüzeyde oluşan ince taneli tabakanın dağlama sonucu kaldırılmasından kaynaklanmaktadır.

Ticari alaşım AA8006'nın 600 °C ısıtılmış işlemi sonrası AlPb ikili alaşımındaki gibi nano boyutta metal oksit ara yüzeyinde kurşun film oluşturduğu görülmüştür [2,3,8]. Ancak AlPb ikili alaşımının aksine anodik aktivasyon için AA8006'nın 600 °C gibi yüksek tavlama

sıcaklığına gerek duymadan 450 °C’de dahi aktivasyon göstermesi, bu ticari alaşımın anodik aktivasyonunun sadece Pb’a dayalı olmadığını işaret etmektedir. Bununla beraber bu çalışmada ne GDOES ne de TEM analizleri sonucunda Pb dışında diğer eser elementlerin segregasyonuna dair bir emareye rastlanmamıştır.

İşlendiği gibi kullanılan numelerde 600 °C ısıtılma işlemi sonrası aktivasyonda azalma görülmektedir. Yapılan TEM analizinde tane boyutuna dair bir yorum yapılamamaktadır, zira ultramikrotom numune hazırlama yöntemi yüksek deformasyona sebep olmuştur. Yu ve arkadaşları[12] aynı ısıtılma işlem koşullarında, AA8006 alaşımı yüzeyindeki ince tanelerin çok büyük oranda tane büyümesine maruz kaldığını göstermişlerdir. Bu durumda 600 °C sıcaklıkta aktivasyon kaybına, yüzeydeki ince taneli tabakanın tane büyümesi sonucu ortadan kalkmasının neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca kalınlaşan ve daha kararlı hale gelen oksit yapısının da etkin olduğu düşünülebilir.

Dağlama sonrası 450 °C gibi düşük sıcaklıkta alaşımın yüksek aktivasyon göstermesinin nedeni; daha önceki çalışmalarda da belirtildiği gibi olan verilere dayanarak ticari alaşım bünyesindeki Mg ile Pb’nun birbirleri ile katı eriyik ve intermetalik bileşiği oluşturma eğilimi ve sonucu olarak da ergime sıcaklığında düşüş ile Pb segregasyonunda artma olarak görülebilir, yine de bu tür oluşabilecek Mg₂Pb bileşiği HRTEM (high resolution TEM) yöntemiyle dahi saptanamamıştır[12]. Buna ek olarak düşük Mg içerikli AA3005 alaşımı hemen hemen aynı Mg içeriğine sahip AA8006 alaşımına benzer aktivasyon davranışına sahip olup düşük tavlama sıcaklığında aktifleşebildiği belirlenmişken, Mg ihtiva etmeyen AA3102 alaşımı aktivasyon için, AlPb ikili alaşımı ile benzer şekilde, 600 °C tavlama sıcaklığı gerektirdiği rapor edilmiştir[1,2,6,7]. Ancak daha yüksek Mg içerikli AA5754’ün ise daha pasif korozyon davranışı sergilediği gözlenmiştir[6,7].

Bu çalışmada yapılan analizlerde, önceki çalışmalarla paralel şekilde, AA8006 alaşımının aktivasyonu üzerinde kurşun dışındaki diğer eser elementlerin herhangi bir etkisi belirlenemedi. Özellikle düşük sıcaklık aktivasyonuna katkısına dair elde edilmiş herhangi bir kanıt bulunamamasına rağmen, düşük sıcaklıkta segregasyon yaparak etkin bir aktivasyona neden olan kalayın [4] rolü soğuk ortam TEM (cold stage TEM) yöntemiyle halen araştırılmaktadır.

KAYNAKLAR

1. J. T. B. Gundersen, A. Aytac, S. Ono, J. H. Nordlien and K. Nisancioglu, *Corros. Sci.* **46**, 265. 2004.
2. Ø. Sævik, J. H. Nordlien, Y. Yu and K. Nisancioglu, *J Electrochem. Soc.* **152**. B334. 2005
3. John Charles Walmsley, Øystein Sævik, Brit Graver, Ragnvald Mathiesen, Yingda Yu, and Kemal Nisancioglu, *Journal of The Electrochemical Society.* **154**. C28-35. 2007.
4. B. Graver, “Effect of Trace Elements In, Sn and Pb on Anodic Activation of aluminium”, Ph.D. Thesis, NTNU, 2009
5. H. Leth-Olsen, J. H. Nordlien, K. Nisancioglu, *Corrosion Science.* **40**. 2051. 1998.
6. A. Afseth, J.H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corrosion Science.* **43**. 2093. 2001.
7. A. Afseth, J.H. Nordlien, G. M. Scamans and K. Nisancioglu, *Corrosion Science.* **44**. 145. 2002
8. Y. W. Keuon, J. H. Nordlien, S. Ono and K. Nisancioglu, *J Electrochem. Soc.* **150**. B547. 2003,
9. Y. Yu, Ø. Sævik, J. H. Nordlien and K. Nisancioglu, *J Electrochem. Soc.* **152**. B327. 2005.
10. L.F. Modolfo, *Aluminium Alloys: Structure and Properties*, p. 835, Butterworths, London, UK. 1976
11. Jia Zhihong, et all. *Journal of The Electrochemical Society.* **155**. C1-C. 2008
12. J. T. B. Gundersen, “Effect of Trace Elements on Electrochemical Behaviour and Pitting Corrosion of Aluminium”, Ph.D. Thesis, NTNU, 2002
13. Y. W. Keuon, J. H. Nordlien, S. Ono and K. Nisancioglu, *J Electrochem. Soc.* **148** (12). B497-B503. 2001

SERT ELOKSAL KAPLANMIŞ 2014 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ FRETİNG YORULMA KAREKTERİZASYONU

Selçuk ATASOY, Recep SADELER, Mehmet GAVGALI

Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü,
Erzurum-Türkiye
atasoy_selcuk@hotmail.com

ÖZET

Bu çalışmada, T6 ısıl işlemi görmüş 2014 alüminyum taban malzemesi yaklaşık olarak 20-25 µm kalınlıkta sert eloksal (SE) kaplandıktan sonra fretting yorulma davranışı araştırılmıştır. T6 ısıl işlemi sonrası taban malzemesinin ortalama sertliği 170 HV iken, sert eloksal kaplamadan sonra ortalama sertlik değeri yaklaşık 380 HV olarak ölçülmüştür. Fretting yorulma testleri döner eğilmeli yorulma yüklemesi altında yapılmıştır. Her iki malzeme durumu için, frettingin malzemenin yorulma ömrünü azalttığı belirlenmiştir. T6 ısıl işlemi görmüş taban malzeme ile karşılaştırıldığında, sert eloksal kaplamanın (SE) düşük yorulma gerilmeleri için yorulma ömrünü artırdığı, büyük yorulma gerilme değerlerinde fretting yorulma ömrü üzerinde bir etkisinin olmadığı anlaşılmıştır. Bu durum, büyük gerilme genliklerinin temas bölgesinde oluşturduğu yüksek gerilme konsantrasyonlarından dolayı sert eloksal filmde çatlağın erken başlamasının bir sonucu olabilir. Diğer taraftan, düşük gerilme genliklerinde sert eloksal kaplamanın sebep olduğu yorulma ömründeki artış metal metal temasını önleyen düşük sürtünme katsayısının bir sonucu olarak düşünülebilir. Bu durum taban malzemesi ile karşılaştırıldığında, daha düşük gerilme konsantrasyonunun sonucu olarak çatlak oluşumunu geçiktirdiğinden fretting yorulma ömrünün artmasına neden olmuş olabilir.

Anahtar kelimeler: 2014 alüminyum alaşım, fretting yorulması, sert eloksal.

THE FRETTING FATIGUE OF COMMERCIAL HARD ANODIZED 2014 ALUMINUM ALLOY

ABSTRACT

An investigation has been carried out in order to study the fretting fatigue behavior of a 2014-T6 aluminum alloy, which has been coated with a commercial hard anodizing of approximately 20-25 µm in thickness. The hardness (HV) was significantly improve up to about 380 after hard anodizing coating while the hardness value of original 2014-T6 was 175. Fretting reduced drastically the ftigue life of samples in both condition, substrate and coated condition. The application of such a coating to the substrate may increase the fretting fatigue life in comparison with the uncoated samples in low stress region for rotating bending fatigue loading while at higher stresses the effect of anodizing is reversed. This may be result from early iniation of cracking of hard anodizing film due to high-stress concentration resulting from bulk stresses. On the other hand, the increase in fretting fatigue life in low stres region may be probably attributed to low coefficient of friction that prevents metal-to-metal contact which may result in higher fretting fatigue life because of retardation of crack initiation resulting from lower stress concentration compared to the substrate.

Keywords: 2014 aluminum alloy, fretting fatigue, hard anodizing.

1.GİRİŞ

Fretting, temasta olan iki elemandan biri dinamik yükleme veya titreşime maruz kaldığında meydana gelen önemli bir mühendislik problemidir [1]. Temas eden iki cisim arasındaki küçük genlikli bağıl hareketin sonucu olan fretting, dinamik bir yüklemenin varlığında yorulma çatlaklarının oluşup yayıldığı yüzey veya yüzey altı hasarına neden olur.

Fretting, temas eden yüzeylerde kayma ve normal gerilmeleri artırır ve erken oluşan çatlakların yol açtığı hasarları meydana getirir. Bu durum malzemelerin yorulma direncinin düşmesi yüzünden ömürlerinin azalması ile sonuçlanır. Azalan parça ömürleri yüzünden fretting yorulması hasara yol açar. Parçaların ömrünü uzatmak için birkaç araştırmacı fretting yorulma ömrü üzerine çalışmıştır.

2000 gurubu alüminyum alaşımları yüksek dayanım / yoğunluk oranından dolayı değişik parça ve elemanların imalatı için birçok endüstri kolunda yaygın olarak kullanılır [2]. Diğer taraftan, alüminyum alaşımları, düşük sertlik ve yetersiz aşınma dayanımlarından dolayı mühendislik ve yapısal uygulamalarda fretting yorulması hasarına maruz kalabilirler. Bu nedenle yüzey özelliklerinin geliştirilmesi pratik uygulamalar için gereklidir. Sert eloksal kaplama bu amaç için kullanılabilir. Fretting yorulması potansiyel bir hasar biçimi olduğundan, mühendislik ve yapısal uygulamalar bu yüzden zarar görebilir. Sert eloksal kaplamalı alüminyum alaşımının yorulması üzerine bazı araştırmalar yapılmış olmasına rağmen, döner eğilmeli yorulma yüklemeleri için, fretting yorulma çalışması yok denecek kadar azdır [3–6].

Bu çalışmada döner eğilmeli yorulma yüklemesi altında, 2014-T6 alüminyum alaşımının fretting yorulma davranışı üzerinde sert eloksal kaplamanın etkisi incelenmiştir. Kırılma ve temas yüzeyindeki fretting izleri (scar), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir.

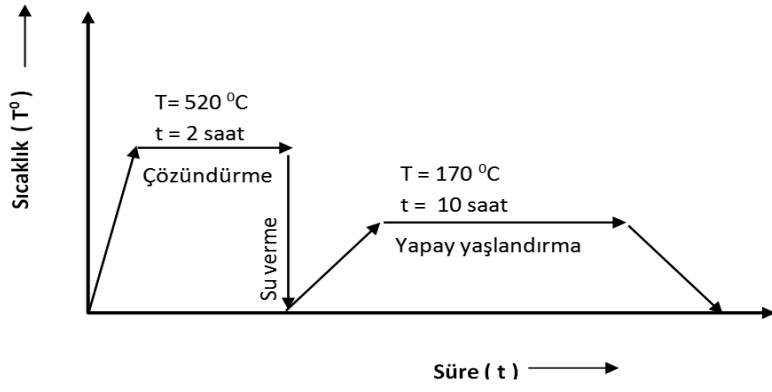
2. DENEYSEL YÖNTEMLER

Bu çalışmada 2014 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Yapılan spektrometre analizine göre, malzemenin kimyasal bileşimi Tablo-1’de gösterilmiştir.

Tablo-1 2014 Alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi(% Ağırl.)

	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Al
(% Ağırl.)	4.51	0.39	0.60	0.68	0.33	0.05	0.09	denge

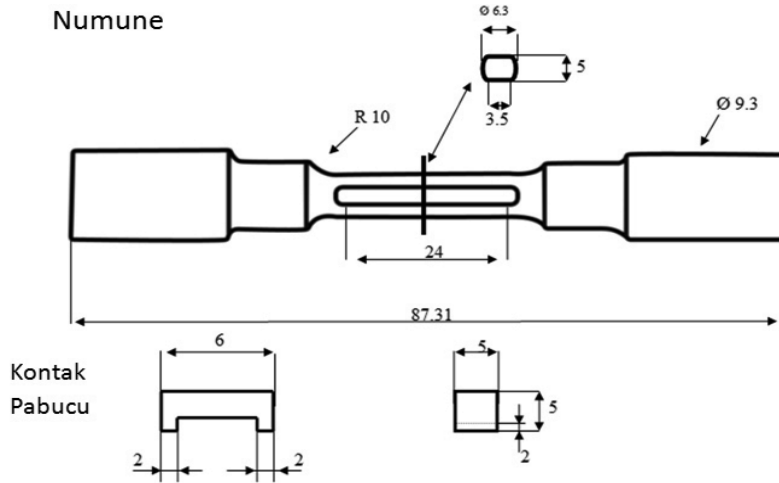
Şekil-1, taban malzemeye uygulanan T6 ısıl işleminin şematik diyagramını göstermektedir. Üç kademede yapılan bu işlemde, 2014 alüminyum malzeme, 520 °C sıcaklıkta 2 saat tutularak çözeltiye alındı. Yani, alüminyum içerisindeki bakır çözünürlüğü artırıldı. İkinci kademede malzeme hızlı bir şekilde soğutuldu. Böylece oda sıcaklığında, aşırı doymuş bir katı çözelti içerisinde bakır ihtiva eden alüminyumca zengin bir faz elde edildi. Son kademede malzemeye 170 °C sıcaklıkta 10 saat süreyle yapay yaşlandırma işlemi uygulandı.



Şekil.1. Taban malzemeye uygulanan T6 ısıl işleminin şematik diyagramı

Fretting yorulma davranışı üzerinde temas yüzeylerinin durumunun önemli bir etken olduğu bilinmektedir. Bu yüzden, fretting yorulma numuneleri ve köprü tipi temas pabuçlarının temas yüzeyleri mekanik olarak parlatıldı. Bu işlem 800–1200 arasındaki kumlu su zımparası ile gerçekleştirildikten sonra, söz konusu yüzeyler aseton ile temizlendi. Bu işlem, fretting testi boyunca gerilme yığılmalarına yol açan çevresel çentiklerin giderilmesini sağladı. Arta kalan parlak izleri, numune boyu doğrultusunda yönlendirildi.

Şekil-2, bu çalışmada kullanılan fretting numune ve fretting temas pabucunun şekil ve boyutlarını göstermektedir. Tüm boyutlar mm olarak verilmiştir. Köprü tipi fretting yorulma pabuçları AISI 4140 çeliğinden üretilmiştir ve 339 HV sertlik değerine sahiptirler. Temas pabuçları taban malzemeden daha sert (175 HV), fakat sert eloksal kaplanmış (380 HV) numunelerden daha yumuşaktı. Düz yorulma ömür verileri, çap ve ölçü uzunluğu sırasıyla 5 ve 24 mm olan silindirik yorulma numuneleri kullanılarak elde edilmiştir. Köprü tipi temas pabuçları, tarafımızdan üretilen özel bir aparat ile numune üzerine tutturulmuştur.



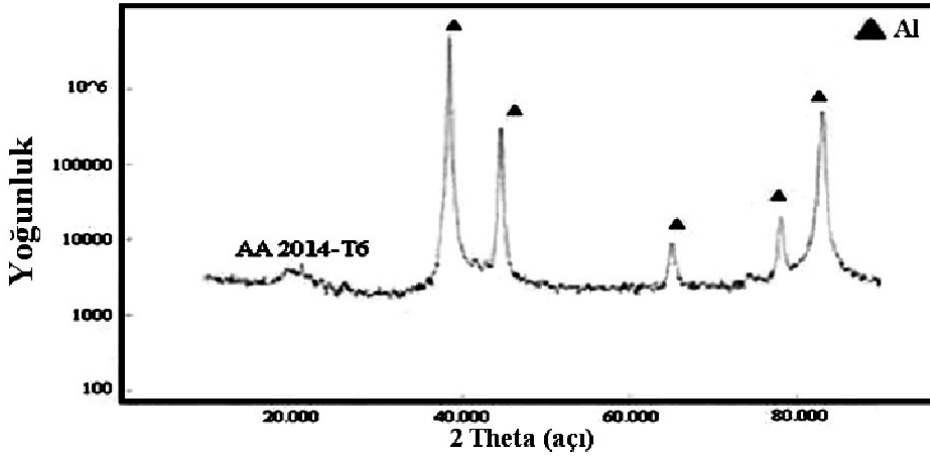
Şekil.2. Fretting yorulma numunesi ve köprü tipi temas pabucunun şekil ve boyutları.
(Bütün boyutlar mm'dir)

Sert eloksal kaplama endüstriyel olarak yapıldı ve eloksal kaplama için özel bir elektrolit banyosu kullanıldı. Sert eloksal kaplama için, işlem şartları Tablo-2’de verilmiştir. Kaplama kalınlığı elektron mikroskobu ile ölçülmüş ve 20–25 µm olduğu saptanmıştır.

Tablo-2. Sert eloksal kaplama uygulaması için seçilmiş işlem şartları

Elektrolit Banyosu	Sıcaklık, °C	Güç	Akım, A/dm ²	Zaman, h
Sülfürik asit 50 %	0-5	DC	2	1

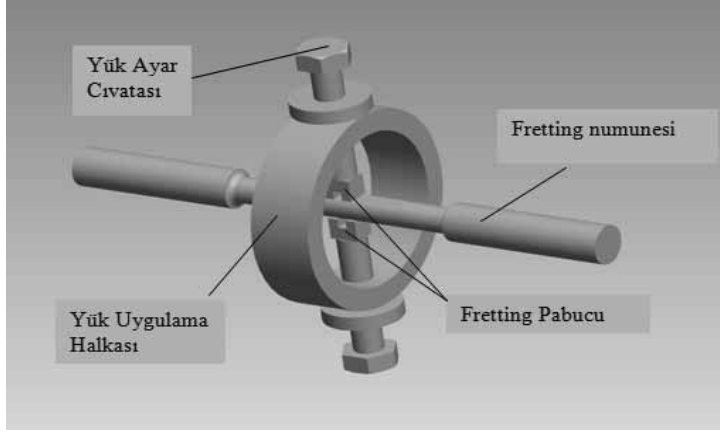
Diğer taraftan, temas yüzeyindeki fretting izlerine ek olarak hem kaplama kalınlığı hem de çatlak yüzeylerinin durumu SEM ile değerlendirildi. Sert eloksal kaplama amorf yapıda olduğu için, X-ray difraksiyonda kristal pik gözlenmedi. Bu yüzden sadece T6 ısıl işlemi görmüş taban malzeme için, X-ray difraksiyon pikleri elde edilmiştir (Şekil-3).



Şekil.3. Taban malzeme için elde edilen X-Ray difraksiyon sonucu

Mikro sertlik ölçümleri bilgisayar kontrollü Buehler-Omniomet test cihazı kullanılarak, T6 ısıl işlemi uygulanmış taban malzeme, T6+sert eloksal kaplanmış numune ve köprü tipi temas pabucunun Vickers sertlik değerleri ölçülmüştür. Vickers sertlik değerleri her bir numune üzerinde sekiz ölçümün ortalaması alınarak elde edilmiştir.

Laboratuar ortamında fretting şartlarını oluşturmak için gerekli olan “fretting test ünitesi” tarafımızdan tasarlanarak imal ettirilmiştir. Söz konusu ünite Şekil-4’de gösterilmektedir. Bu ünite, döner eğilmeli test makinesine bağlandıktan sonra, periyodik olarak yüklenerek fretting yorulma deneyleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil.4. Fretting test ünitesinin şematik gösterimi.

Numune ve kontak pabuçları arasındaki normal temas yükü, tork anahtarı kullanılarak yük uygulama halkası üzerindeki yük ayar cıvatası ile sağlandı. Fretting yorulma testleri ortalama 100 MPa'lık temas basıncı için gerçekleştirildi. Ortalama temas basıncı, temas alanının fretting temas pabucunun her bir ayağındaki temas yüküne bölünmesi ile bulundu. (temas pabucu ayak ölçüsü x numune kalınlığı = 2 x 3,5 = 7,0 mm²). Yorulma numunesi tekrarlı yüklemeye maruz kaldığında temas pabucu ve numune arasında fretting meydana gelir. Düz ve fretting yorulma deneyleri oda sıcaklığında, 5000 dev/dak çevrimsel hızda ve R=-1 için dört noktadan yüklemeli döner eğilmeli (R.R.Moore) yorulma test makinesinde yapıldı. S-N eğrisindeki her bir veri noktası eşit şartlar altında test edilen iki numunenin ortalamasını temsil etmektedir.

R.R. Moore Yorulma test makinesi döner kiriş tipine sahip olup, her biri döner pensleri tutan iki yatak ihtiva etmektedir. Numune, iki ucundan simetrik olarak yüklenmiş basit bir kiriş gibi çalışır. Numune yarım devir döndüğünde tarafsız eksenin üzerindeki liflerdeki gerilmeler, basıdan eşit yoğunlukta çekiye çevrilir. Çevrim tamamlandığında gerilmeler tekrar ters döner. Böylece bir tam çevrim süresince, test numunesi tam bir dalgali gerilme çevriminden geçmiş olur. Çevrim sayısının (N_f) artması ile gerilme (S) sürekli olarak düşer. Çok küçük gerilme seviyelerinde, gerilmenin sınırlayıcı değeri yorulmanın gerçekleşmeyeceği değere ulaşır [7–8]. Demir esaslı malzemelerin aksine, alüminyum alaşımları için S-N eğrisinin yatay asimptot değeri yoktur. Genel olarak alüminyum alaşımı malzemeler için, yorulma dayanımı belirli bir çevrim değeri için ($N_f=10^7$) elde edilen gerilme genliği olarak belirlenebilir [9].

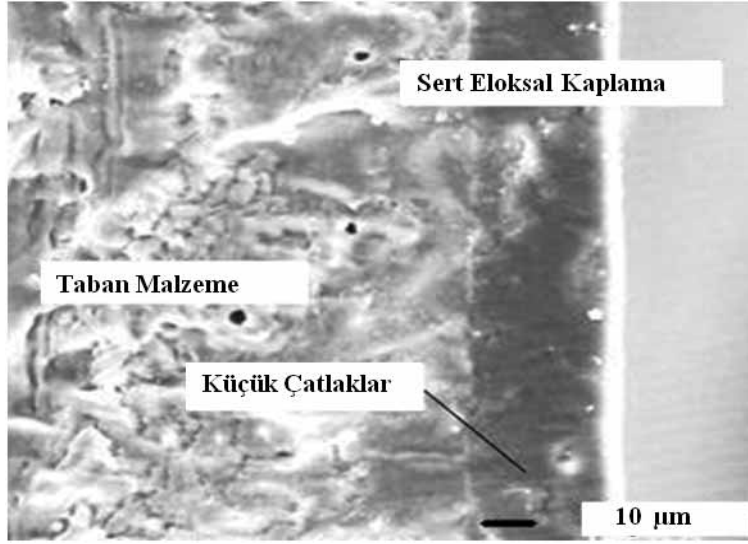
Analizi yapılan tüm deney şartları için gerilme genliği ile çevrim sayısı arasındaki ilişki bu şekilde aşağıdaki denklem ile tanımlanır [10] :

$$S=AN_f^b$$

Burada, S; gerilme genliği, A; yorulma dayanımı katsayısı, b; yorulma dayanımı üssü, N_f ; çevrim sayısını göstermektedir.

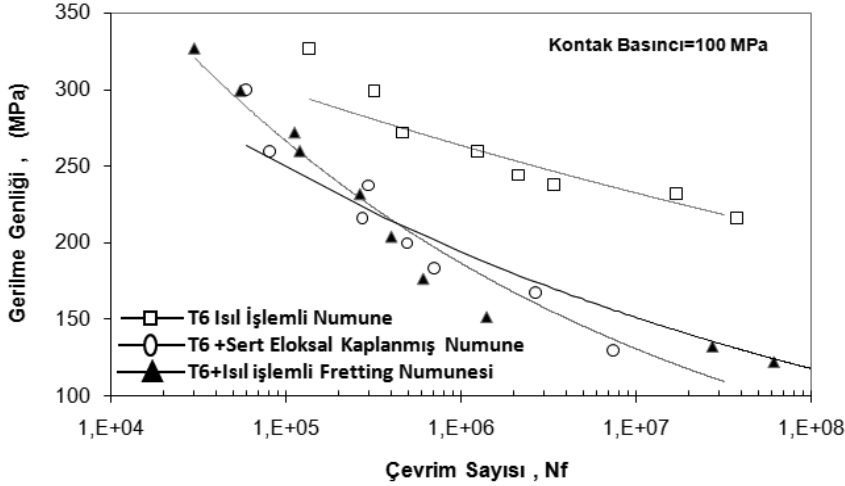
SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Şekil-5 sert eloksal kaplanmış numunenin enine kesitini göstermektedir. SEM analizinden, kaplama kalınlığı 20–25 µm olarak bulunmuştur. Kaplama yüzeyleri üzerinde yapılan gözlemler sert eloksal kaplı film'de yapısal ince çatlakların var olduğunu göstermektedir.



Şekil.5. Sert eloksallı kaplanmış numunenin kesit yüzeyinin SEM görünümü

Çelik pabuçlar 339 HV değerinde bir sertliğe sahiptirler. Sertlik ölçümleri pabuçların kullanılan malzemeden (175 HV) daha sert, fakat sert eloksallı kaplı numuneden (380 HV) daha yumuşak olduğunu göstermiştir. 100 MPa temas basıncında elde edilen fretting yorulma S-N eğrisi, Şekil- 6'da gösterilmiştir. $N_f = 10^7$ çevrim sayısı için elde edilen fretting yorulma dayanımları Tablo- 3'de verilmiştir.



Şekil.6. Düz yorulma (fretting siz) ve 100 MPa'lık temas basıncı için fretting yorulma S-N eğrileri

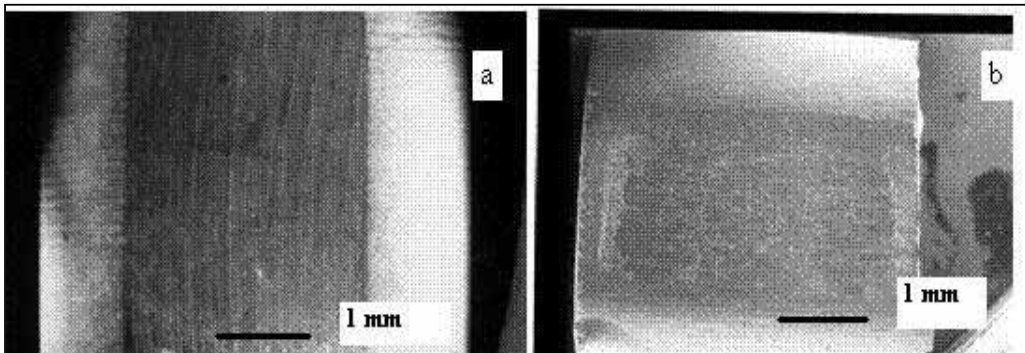
Tablo-3. Deney şartları için düz ve fretting yorulma dayanımları

Yüzey işlemleri	Yorulma Dayanımı, MPa
T6 ısıtılmış işlem uygulanmış (Düz yorulma)	237
T6 ısıtılmış işlem uygulanmış (Fretting)	132
T6 + Sert eloksallı kaplanmış (Fretting)	162

Frettingin, tüm deney şartları için yorulma ömrü üzerinde zararlı bir etkiye sahip olduğu açıktır. Düz yorulma dayanımı (fretting siz) ile yapılan ilk karşılaştırmada kaplanmamış taban malzeme için yorulma dayanımındaki azalmanın oldukça büyük olduğu anlaşılmaktadır. Diğer taraftan, sert eloksal kaplanmış numunelerde yorulma dayanımındaki azalma, sert eloksal kaplamada fretting yüklemesine karşı numuneyi tamamıyla koruduğu için kaplama yapılmamış numuneninkinden daha azdır. Diğer taraftan bu çalışmanın ilginç bir sonucu da sert eloksal kaplamanın etkisinin gerilme genliğinin büyüklüğüne göre değişmesi olmuştur. Sert eloksal kaplama yaklaşık olarak 220 MPa'dan itibaren yorulma ömrünü artırmaya başlamaktadır. Ancak yüksek gerilme genliklerinde hiçbir etkisi yoktur. Sert eloksal kaplamanın, düşük gerilmelerde daha etkili olduğu açıktır. Büyük gerilme genliklerinde sert eloksal kaplamanın etkisizliği, sert eloksal filmin sahip olduğu kılcal çatlaklar ve çeki artık gerilmelerinden dolayı meydana gelen yüksek yerel gerilme yığılmasından kaynaklanabilir. Düşük gerilme genliklerinde tespit edilen ömür artışlarının, bu çalışma için seçilen parametrelerin (taban malzeme sertliği, pabuç malzemesi, kaplama kalınlığı ve yükleme türü) metal-metal bağlantısını önleyen düşük sürtünme kuvvetine neden olması ile belki açıklanabilir. Sonuç olarak, düşük sürtünme kuvveti daha düşük gerilme yığılmasına neden olarak çatlak oluşumunu geciktirdiği için daha büyük fretting yorulma ömürlerine neden olmuş olabilir. Diğer taraftan, söz konusu parametrelerin seçiminde yapılacak değişikliklerin fretting yorulma ömrü üzerinde farklı etkiler oluşturabileceği, bu yüzden seçilen parametrelerin çok iyi optimize edilmesi gerekliliği açıktır.

Fretting yorulma çatlaklarının, sürtünme kayma gerilmesinin temas yüzeyinde yerel olarak yığıldığı bölgede oluştuğu iddia edilmiştir[11]. Bunun için, fretting hasarının yol açtığı yorulma ömründeki azalma, fretting in sebep olduğu yerel gerilme yığılmasının sebep olduğu çatlak oluşma ömrünün azalması ve ilk çatlak yayılmasının hızlanmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Fretting'in sebep olduğu çatlağın büyümesini sağlayan ana mekanizmalardan birinin, aşınma parçacıklarının (debris) küçük yorulma çatlağına girmesinin sebep olduğu sıkıştırma etkisi olduğu düşünülmektedir. Ancak çatlak tamamıyla aşınma parçacıkları ile dolarsa, etkinin aşınma parçacıklarının çatlak içerisine daha fazla gidememesinden kaynaklandığı düşünülmektedir [12].

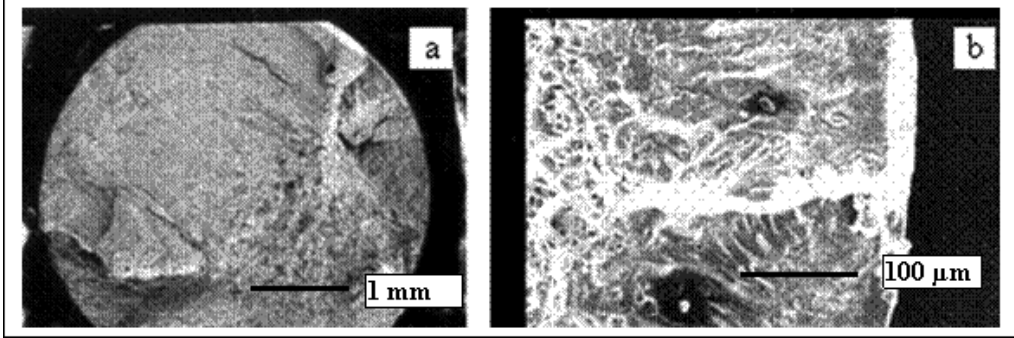
Fretting, numune yüzeyinde dikkate değer hasara yol açar. Şekil-7, fretting izlerinin taban malzeme ve sert eloksal kaplanmış numunelerdeki görüntüsünü vermektedir.



Şekil.7. Fretting izlerinin (scar) görünümü (a) Taban malzeme (b) Sert eloksal kaplanmış

Fretting hasarının sert eloksal kaplanmış malzemede daha küçük olduğu gözlenebilir (fretting iz sınırları daha az belirgin) . Bunun, sert eloksal kaplamanın sebep olduğu sertlik artışından kaynaklandığı söylenebilir.

Düz (fretting siz) yorulma yüklemesinde, çatlakların numune çevresinde bir ya da birkaç noktada gelişigüzel olduğu açıktır. Diğer taraftan, fretting yorulma yüklemesinde çatlak, eğilme gerilmesinin ve oluşan kayma gerilmesinin en yüksek olduğu fretting temas alanının kenar kısımlarında oluşmuştur. Çatlak iki taraftan yayılarak, Şekil-8’de gösterilen nihaiyi kırılma alanı meydana getirir.



Şekil.8. Numune yüzeylerinde çatlakların yayılmasını gösteren SEM görüntüleri
(a) Düz (fretting siz) yorulma (b) fretting yorulması

4. SONUÇLAR

T6 ısıl işlemi görmüş dairesel kesitli 2014 Alüminyum taban malzemeye uygulanmış sert eloksal kaplamanın, $R = -1$ gerilme oranı için fretting yorulma deneyleri yapılarak, fretting yorulma hasarı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

- a) Fretting, yorulma ömrünü önemli ölçüde azaltır. Yorulma ömrünün azalması, taban malzeme ve pabuç arasında oluşan temas yüzey üzerinde meydana gelen kayma gerilmesinin sonucudur.
- b) Sert eloksal kaplama fretting yorulma ömrünü düşük gerilme genliklerinde olumlu yönde geliştirebilir. Ancak yüksek gerilme genliklerinde, yorulma ömrünün artması yavaşlar ve yaklaşık olarak 220MPa eğilme gerilmesinde sert eloksal kaplamanın hiçbir etkiye sahip olmadığı söylenebilir.
- c) Sert eloksal kaplama düşük yüklerde fretting yorulma ömrünü artırıcı bir metot olarak düşünülebilir.

Teşekkür

Bu çalışma TÜBİTAK tarafından desteklenen 106M070 Nolu proje kapsamında gerçekleştirilmiştir.

KAYNAKLAR

1. M.Hirata, M.Maejima, K.Saruvatari, H.Shigeno, and M.Takaya, Rotational Bending Fatigue of Anodized Coating of Aluminium, *J.Surf. Finish. Soc. Jpn.* 1996, 47(4), p 376-377
2. A.M. Cree, G.W. Weidmann, and R. Hermann, Film-assisted Fatigue Crack Propagation in Anodised Aluminium Alloys, *J. Mater. Sci. Lett.*, 1995, 14, p 1505-1507
3. P.R. Degat, Z.R. Zhou, and L. Vincent, Effect of Chromic Acid Anodizing Treatment of Fretting Behaviour During Fretting Tests on Pre-stressed Specimens, *Thin Solid Films*, 1997, 298, p 170-176
4. I.R. McColl, S.J. Harris, Q. Hu, G.J. Spurr, and P.A. Wood, Influence of Surface and Heat Treatment on the Fretting Wear of an Aluminium Alloy Reinforced with SiC Particle, *Wear*, 1997, 203-204, p 507-515
5. B. Rajasekaran, S.G.S. Raman, L.R. Krishna, and G. Sundararajan, Influence of Microarc Oxidation and Hard Anodizing on Plain Fatigue and Fretting Fatigue of Al-Mg-Si Alloy, *Surf. Coat. Technol.*, 2008, 202, p 1462-1468
6. G.C. Tu, I.T. Chen, and R.Y. Hwang, Effect of Anodizing on the Corrosion Fatigue Behaviour of 2024-T3 Aluminium Alloy, *JSME Int.J., Ser. 1: Solid Mech. Strength Mater.*, 1990, 33, p 527-534
7. S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, 1991
8. B. Lonyuk, I. Apachitei, and J. Duszczyk, The Effect of Oxide Coatings on Fatigue Properties of 7475-T6 Aluminium Alloy, *Surf. Coat. Technol.* 2001, 201, p 8688-8694
9. S.K. Lin, Y.L. Lee, and M.W. Lu, Evaluation of the Staircase and the Accelerated Test Methods for Fatigue Limit Distributions, *Int. J. Fatigue*, 2001, 23, p 75-83
10. L.O. H. Basquin, The Exponential Law of Endurance Tests, *Proc. ASTM*, 1910, 10(2), p 625
11. H. Sumita, K. Nakazawa, R. Hamano, and N. Maruyama, Research on Improvement of Fretting Fatigue Characteristics of High-Strength Structural Material, *Rep. Nat. Res. Inst. Met.*, 1993, 14, p 207-218
12. R.A. Antoniou and T.C. Radtke, Mechanisms of Fretting-Fatigue of Titanium Alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 1997, A237, p 229-240

ELOKSALLI ALUMİNYUM PROFİLLERDE KOROZYON HASAR ANALİZİ

Feriha BİROL* ve Yücel BİROL**

* Ar-Ge Merkezi, ARÇELİK, Tuzla, İstanbul
feriha.biol@gmail.com

** Malzeme Enstitüsü, Marmara Araştırma Merkezi, TÜBİTAK, Gebze, Kocaeli
yucel.biol@mam.gov.tr

ÖZET

Bu çalışmada mimari amaçlarla kullanılan eloksallı alüminyum profil örneklerinde dekoratif plastik toka kullanılan bölgede meydana gelen korozyon hasarının nedenleri incelenmiştir. Bu amaçla profil örneklerinin kimyasal analizi, mikroyapı incelemeleri, yüzeydeki eloksallı tabakasının kalınlığı, korozyon ürünlerinin karakteri, dekoratif plastik tokanın ve yüzeyindeki kaplamanın özellikleri, kullanılan temizlik ürünlerinin karakteristikleri incelenmiştir. Bu incelemelerde metalografik hazırlama yöntemleri, optik mikroskop, elektron mikrokobu (SEM-EDS), optik emisyon spektroskopisi (OES), pH ölçümleri kullanılmıştır. Yapılan incelemelerde, alüminyum profillerdeki korozyon ürünlerinde Cu ve Ni elementleri ve profil ile doğrudan teması olan dekoratif plastik toka üzerinde Cu ve Ni kaplama olduğu belirlenmiştir. Ayrıca profil yüzeyindeki eloksallı kaplamanın yeterli kalınlıkta olmadığı saptanmıştır. Korozyon hasarının plastik toka üzerindeki daha asil Cu-Ni kaplama ile daha aktif ince eloksallı Al alaşımı arasında oluşan galvanik çift sonucu meydana geldiği sonucuna varılmıştır. Kullanılan bazik karakterli temizlik ürünlerinin kalıntıları ise bu galvanik oluşumun etkisini hızlandırmıştır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum profil, galvanik korozyon, aralık korozyonu.

CORROSION FAILURE ANALYSIS IN ARCHITECTURAL ALUMINIUM PROFILES

ABSTRACT

The potential causes of corrosion damage in anodically oxidised aluminium profiles used for architectural applications, in regions where decorative plastic fittings are in contact with the profiles were investigated. Aluminium profiles and plastic connectors were analyzed with respect to their chemical compositions, microstructures, anodic oxide layer thickness, nature of corrosion products, the composition of decorative coatings on plastic fittings and the chemicals used for cleaning these profiles. Samples were prepared with standard metallographic practices. Light microscopy, scanning electron microscopy, energy dispersive x-ray analysis, optical emission spectroscopy and pH measurements were employed. Cu and Ni were found in the corrosion products as well as in the coatings of plastic connection fittings which were in direct contact with the profiles. Besides anodic oxide layer thickness on the profiles was found to be insufficient. Corrosion was found to occur due to a galvanic couple between the relatively more noble Cu-Ni based coating on plastic fittings and the more active aluminium profiles with a relatively thin anodic oxide layer. The chemicals used for cleaning these profiles with are of basic character are believed to have aggravated the galvanic corrosion reaction.

Keywords: Aluminium profiles, galvanic corrosion, crevice corrosion.

1. GİRİŞ

Korozyon hasarları ve kayıpları endüstride önemli bir yer tutar. Korozyon sözcüğü bir malzemenin bulunduğu ortamla etkileşime girerek özelliklerini ve fonksiyonunu kaybetmesi olarak tanımlanmakla birlikte büyük ekonomik kayıp sözcükleriyle de sık sık yan yana gelir. Diğer bir deyişle korozyonun yol açtığı hasarlar her yıl önemli ekonomik kayıplara mal olur. Bu hasarların önlenmesi için bazı durumlarda kaplama, korozyona çok daha dayanıklı malzeme kullanımı gibi pahalı olabilecek çözümler getirilebilirken bazen de oldukça basit ve maliyeti çok düşük olabilecek tasarım kurallarının uygulanması ile de korozyonun önüne geçilmesi mümkündür. Galvanik korozyon da bu tip korozyon türlerinden biridir. Galvanik korozyon sulu veya nemli ortamlarda aralarındaki potansiyel farkı yüksek (300 mV'dan fazla) olan iki metalik malzemenin doğrudan temas halinde kullanılması halinde daha asil olan metal daha aktif olan metalin hızla korozyona uğramasına sebep olur [1]. Bu nedenle birden fazla metalin bir arada kullanıldığı tasarımlarda mutlaka kullanılan metaller arasındaki potansiyel farkının gözönünde tutulması gerekir. Mümkünse potansiyel farkı 300 mV'dan oldukça az olan metallerin birarada kullanılmasına dikkat edilmeli, bu yapılamıyorsa iki metal birbirinden yalıtılmalıdır. Bu basit önlemlerle önüne geçilebilecek bir korozyon türü olmasına rağmen galvanik korozyon yapı ve makina endüstrisinde sık sık karşımıza çıkan bir hasar türü olarak dikkati çekmektedir.

Aralık (crevice) korozyonu yüzeyinde pasif film oluşturabilen metallerde ortaya çıkan bölgesel korozyon türüdür. Birbirine bağlanan iki metal veya bir metal ile metalik olmayan bir malzeme yüzeyleri arasındaki dar aralık veya boşluklarda oluşur. Aralık korozyonunun itici gücü oksijence zengin dış yüzey ile oksijenin tükendiği aralık arasında meydana gelen konsantrasyon hücrelidir. Aralığın içi çözünmeye neden olan anodik karakter gösterirken dış yüzey ise katodik karakterdedir. Aralık korozyonu da iyi bir tasarımla önenebilecek bölgesel korozyon türlerindedir [1].

Bu çalışmada bir mimarlık firmasının ürettiği dekoratif alüminyum profillerde karşılaşılan bir aralık korozyonu ile etkisi artan galvanik korozyon hasarı incelemesi verilmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Firmanın getirdiği toka bölgelerinde yoğun korozyon hasarı bulunun dekoratif alüminyum profiller önce görsel olarak değerlendirilmiştir. Daha sonra hasarlı bölgelerden örnekler çıkartılarak metalografik yöntemlerle hazırlanmış, korozyona uğramış ve uğramamış bölgelerde optik mikroskop, elektron mikrokobu (SEM-EDS) ile mikroyapı, yüzeydeki eloksal tabakası, korozyon ürünleri incelenmiştir. Aynı şekilde altında ve çevresinde korozyon hasarı meydana gelen toka yüzeyindeki metalik kaplama SEM-EDS ile analiz edilmiştir. Optik emisyon spektroskopisi (OES) ile profillerin kimyasal bileşimleri belirlenmiş, kullanım sırasında dekoratif profillerin temizlenilmesinde kullanılan su ve temizleyicilerin pH ölçümleri yapılmıştır.

3. SONUÇLAR

Hasarlı profil örnekleri ve toka görsel olarak incelenmiş, meydana gelen korozyonun olası türü hakkında gözlemler yapılmıştır. Profil yüzeyinde meydana gelen korozyon hasarının daha çok toka bölgesinde ve altında meydana geldiği, diğer bölgelerin ise parlak görünümünü koruduğu görülmüştür (Şekil 1). Korozyon ürünleri, alüminyum alaşımlarında oluşan tipik beyaz ve koyu gri oksit karışımlarından oluşmuştur. Oluşan bölgesel korozyonun,

nemli banyo şartlarında kullanılan plastik toka ile profil arasında aralık (crevice) korozyonu olduğu izlenimi edinilmiştir. Ancak korozyonun bazı eloksal (anodik oksidasyon) kaplı profillerde meydana gelirken pek çok profilde meydana gelmediği bilgisi üzerine özel olarak bu profillerde meydana gelen korozyonun nedenlerinin daha ayrıntılı incelemesine gidilmiştir. Bu amaçla; profilin OES ile yapılan kimyasal analizi yapılmıştır. Profil malzemesinin 6060-6063 alaşım bileşimi aralığına uygun olduğu ve Cu gibi alaşımın korozyon direncini azaltacak sıradışı bir element fazlalığı ya da farklılığı olmadığı belirlenmiştir (Tablo 1).

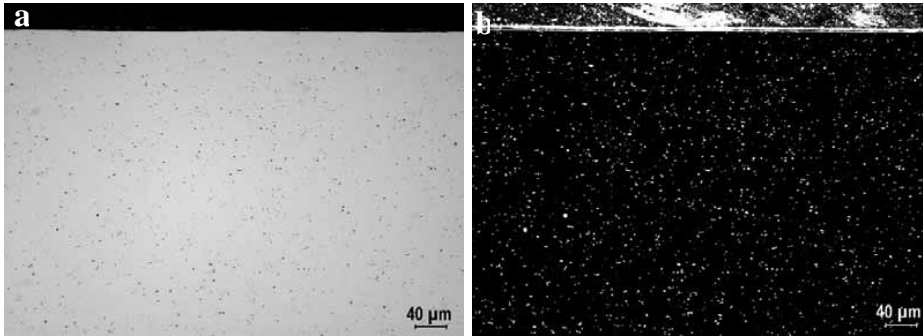
Tablo 1. İncelenen profillerin kimyasal bileşimi

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
0.3706	0.1448	0.0107	0.0268	0.3585	0.0077	0.0063	99.06



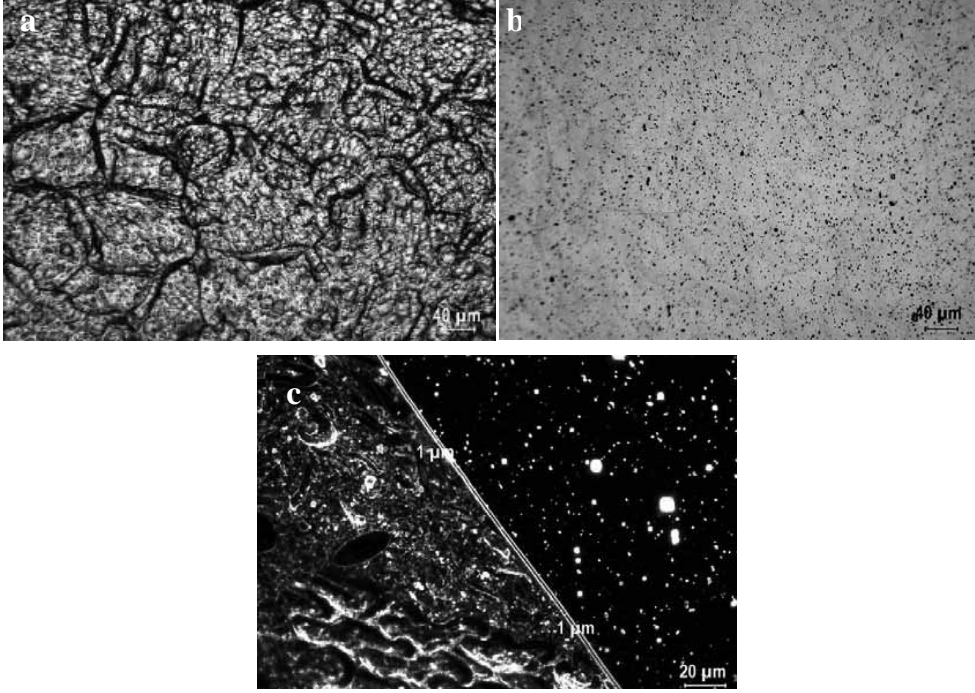
Şekil 1. Korozyon hasarlı profil örneğinin genel görünümü

Profilin mikroyapısı incelenmiş, yapıda korozyona yol açacak inklüzyon ya da partiküllere rastlanmamıştır. Yüzeğe yakın mikroyapı düzgün dağılmış ve boyutsal olarak değişken olmayan partiküllerden oluşmuş, genel olarak 6063 alaşıma mikroyapısına uygun özellikler göstermiştir. (Şekil 2).

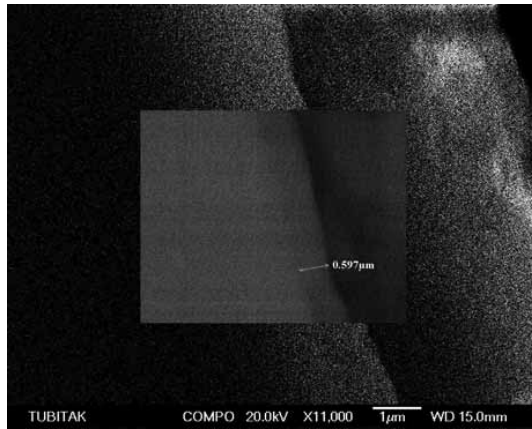


Şekil 2. Profil örneğinin yüzeğe yakın mikroyapısının a) aydınlık, b) karanlık alan görünümü

Profil örnekleri, ayrıca yüzeydeki eloksal tabakası kalınlıkları açısından değerlendirilmiştir. Korozyona uğrayan profillerin yüzeylerinde, bu ve benzeri uygulamalarda kullanılan profillerden farklı olarak, oldukça ince eloksal tabakası bulunduğu belirlenmiştir (Şekil 3). Gerek optik mikroskopla aydınlık (Şekil 3b) ve karanlık alan (Şekil 3c), gerek taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde (Şekil 4), profil yüzeyinde varlığı EDS analizi ile de teyit edilen (Şekil 7), 0.5-1 mikron kalınlığında bir oksit tabakası bulunduğu anlaşılmıştır. Bu tabaka eloksal işlemi uygulanan profillerde görülen oksit tabakasından (Şekil 3a) çok daha ince ve koruyuculuk vasfı çok daha sınırlıdır.

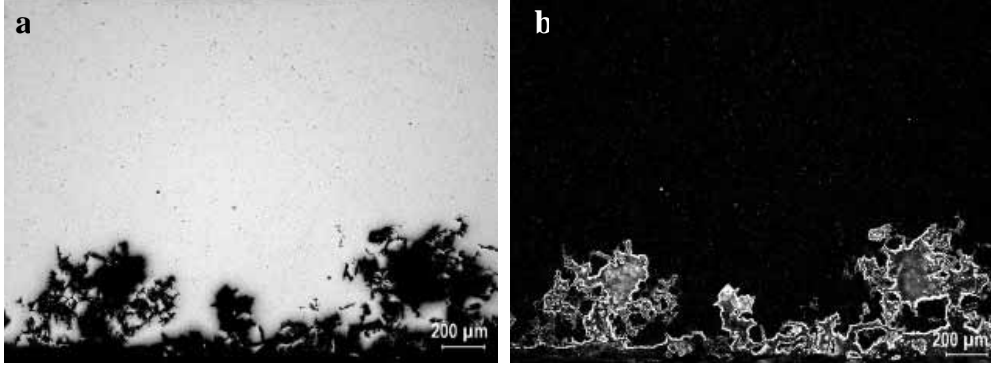


Şekil 3. (a) Eloksal işlemi başarıyla uygulanmış bir alüminyum profilin yüzeyindeki eloksalın görüntüsü, (b) mevcut profilin yüzeyindeki eloksalın yüzeyden ve (c) kesit görüntüleri.

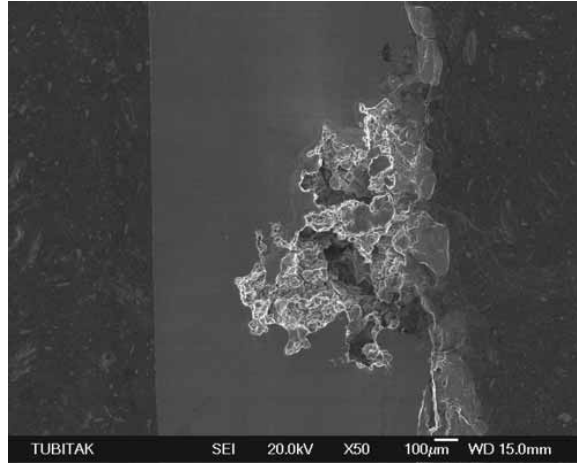


Şekil 4. Profil yüzeyindeki eloksal tabakasının taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.

Korozyon hasarının olduğu bölgelerde gerçekleştirilen optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde, bu bölgelerde homojen korozyon oluşumu ile birlikte derin şekilsiz oyukların olduğu (Şekil 5 ve 6) ve oyukların profilin içine doğru derinleştiği görülmüştür. Özellikle optik mikroskopta karanlık alan tekniği ile çekilen mikroyapı resimlerinde oyukların içinin büyük ölçüde korozyon ürünleri ile dolu olduğu farkedilmektedir. Taramalı elektron mikroskobu EDS analizleriyle bu korozyon ürünlerinin büyük ölçüde oksit (alüminyum oksitleri) karakterli olduğu doğrulanmıştır (Şekil 6). Çok az miktarda, eloksal tabakasının kalıntısını işaret eden S elementine rastlanmıştır.

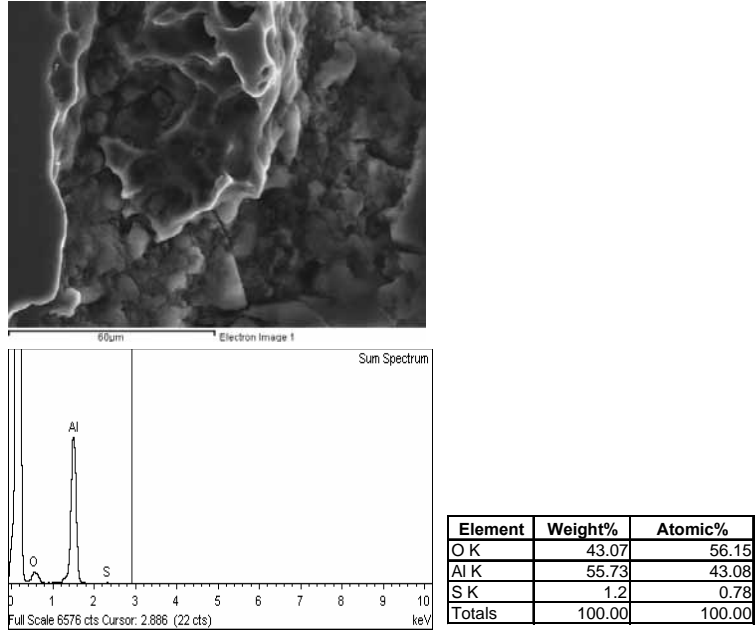


Şekil 5. Profilin yüzeyinde korozyon hasarlı bölgelerde oyuklanmanın (a) aydınlık ve (b) karanlık alan görüntüleri.

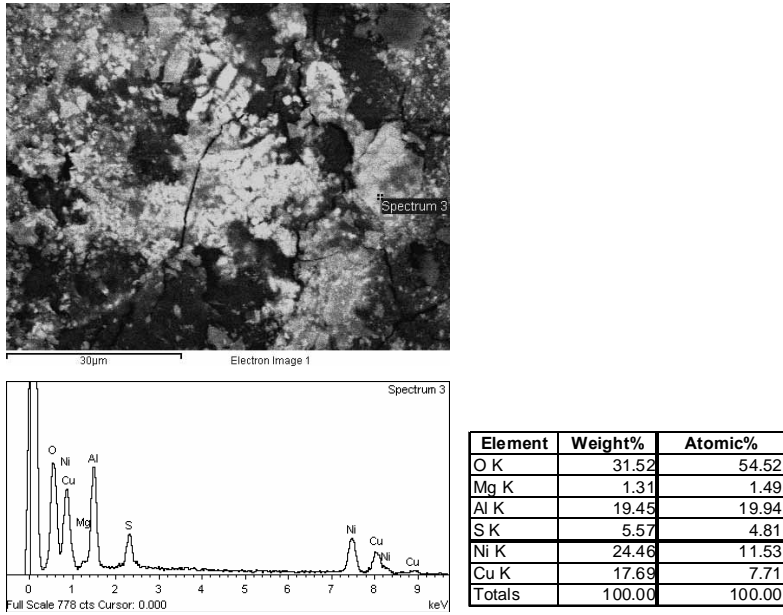


Şekil 6. Profilin yüzeyinde korozyon hasarlı bölgelerde oyuklanmanın Taramalı Elektron Mikroskobu görüntüleri ve korozyon ürünlerinin EDS analizleri.

Profillerin korozyon hasarlı bölgelerinin yüzeyi gevşek oksitli ürünlerle kaplıdır (Şekil 7). Bu oksitli ürünlerden alınan nokta analizlerde yer yer Cu ve Cu ile birlikte Ni (Şekil 7) çok yüksek çıkmıştır. Bu elementlerin kaynağının belirlenmesi için plastik tokenin metalize film kaplaması analiz edilmiştir. Plastik tokenin yüzeyindeki kaplamadan alınan EDS analizleri (Şekil 8) toka yüzeyinde Cr, Ni ve Cu elementlerini içeren metalik bir kaplama olduğunu göstermiştir.



Şekil 7. Korozyon hasarlı bölgelerde plastik toka altına gelen bölgelerdeki korozyon ürünlerinin taramalı elektron mikroskobu görüntüsü ve SEM-EDS analizi



Şekil 8. Plastik toka yüzeyindeki metalik görünümlü kaplamanın a) taramalı elektron mikroskobu görüntüsü ve kaplamanın SEM-EDS analizi

Profil ve dekoratif metalize kaplamalı plastik toka incelemelerine ilave olarak profillerin temizliğinde kullanılan temizlik deterjanlarının pH değeri ölçülmüş ve 11 olarak saptanmıştır. Bu da dekoratif profillerin kullanım koşullarında oldukça bazik ortamlara maruz kalmış olabileceğini göstermiştir. Alüminyum 4-8 pH aralıklarının dışında kalan asidik ve bazik ortamlarda kararlı olamayan, hızla çözünebilen bir metaldir.

4. İRDELEME

Alüminyum, yüzeyinde doğal olarak korozyona dirençli bir oksit filmi (pasif film) oluşabilen metallere dendir. Aynı şekilde uygun bir çözelti içinde elektrik akımı uygulaması ile anodik oksidasyon (eloksal) tabası oluşturularak alüminyum alaşımları korozyona daha da dirençli hale getirilebilir. Eloksal tabakasının kalınlığı arttıkça bu tabakanın korozyon direnci de artar ya da tabakanın kalınlığı azaldıkça koruma etkisi de azalır.

Yüzeyinde koruyucu oksit tabakasıyla kendi başına kullanıldığında korozyona karşı oldukça dirençli olabilen alüminyum kendinden daha pozitif potansiyellere sahip Cr, Cu veya Ni gibi metallerle (veya kaplamalarla) temas halinde iken çözünmesini (korozyona uğramasını) teşvik eden galvanik pil oluşur. Ayrıca yüzeylerinde pasif film oluşturulabilen metaller plastik vs. benzeri malzemelerle temasta olduğunda iki malzemenin temas ara yüzeylerindeki aralıklarda aralık korozyonu (crevice corrosion) olarak adlandırılan ve oksijen konsantrasyon hücresi oluşumuyla alüminyumun çözünmesine yol açan bir korozyon hadisesi meydana gelebilir.

İncelenen profil örneklerinde korozyon hasarının oluşumunda iki korozyon mekanizmasının birlikte işlediği sonucuna varılmıştır. Kaplamalı plastik tokalarla profil arasında aralık korozyonu oldukça ince eloksal tabakasına sahip alüminyumun kolaylıkla çözünmesine sebep olmuştur. Toka yüzeyindeki asil metalik kaplamalarla alüminyum profil arasında oluşan galvanik eşleşme nedeniyle ortaya galvanik korozyonun da korozyon hasarının etkisinin artmasına neden olmuştur. Kullanım koşullarında bu bölgeye girmiş olan su, nem veya alkali deterjan artıkları aralık ve galvanik korozyon oluşumunu ve ilerlemesini hızlandıran etkenlerdir. Bu korozyon olayında, profillerin yüzeyindeki eloksal tabakasının çok ince oluşu ve kullanılan deterjanlardan oldukça bazik olması (pH= 4-8 aralığı dışında olan bazik ve asidik çözeltilere karşı alüminyumun dayanıklılığı oldukça sınırlıdır) korozyon hasarını ağırlaştırmış ve profil ömrünü kısaltmıştır.

KAYNAKLAR

1. M.G. Fontana, Corrosion Engineering, McGraw-Hill Company yayını, syf. 41-59, 1987

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

YÜZEY İŞLEMLERİ ve GERİ KAZANIM
SURFACE TREATMENT & RECYCLING

MİKROARK OKSİDASYON YÖNTEMİYLE 2017A ALÜMİNYUM ALAŞIMI ÜZERİNE YAPILAN KAPLAMALARIN YAPISAL VE TRIBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE SODYUM SİLİKAT MİKTARININ ETKİSİ

Aytekin POLAT*, Metin USTA*, Murat MAKARACI**, Salih DURDU*

*Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Gebze, Kocaeli

** Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli

aytekinpola@gmail.com, ustam@gyte.edu.tr, sdurdu@gyte.edu.tr

mmakaraci@kou.edu.tr

ÖZET

Bu çalışmada farklı konsantrasyonlarda sodyum silikat içeren üç alkali çözelti içerisinde 2017A-T6 alüminyum alaşımı üzerine mikroark oksidasyon (MAO) yöntemi ile aşınmaya dirençli kalın ve sert seramik (alüminyum oksit) kaplamalar yapılmıştır. Sodyum silikat konsantrasyonunun kaplamanın mikro yapısına, faz yapısına, sertliğine ve tribolojik özelliklerine olan etkisi incelenmiştir. Yapılan kaplamaların mikro yapısı, faz yapısı, sertlik, yüzey pürüzlülüğü, yapışma ve aşınma karakteristikleri sıra ile taramalı elektron mikroskobu (SEM), x-ışınları difraksiyonu (XRD), mikro sertlik, yüzey profilometresi, çizik ve aşınma testleri ile incelenmiştir. Elektrolit kompozisyonundaki sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması, yapılan kaplamalarda eş zamanlı olarak hem kaplama kalınlığını hem de kaplama yüzey pürüzlülüğünü artırmıştır. Aynı zamanda silikat iyonlarının reaksiyona girerek kaplamaya dâhil olması kaplama faz yapısını değiştirmiştir. Bununla birlikte düşük silikat konsantrasyonlu çözeltide yapılan kaplama yüksek konsantrasyonlu çözeltide yapılan kaplamaya göre daha yüksek kaplama sertliğine ve daha iyi aşınma direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Her üç çözeltide hazırlanan bu kaplamalar kaplamasız alüminyum alaşımı ile kıyaslandığında mükemmel aşınma direnci ve yük taşıma kapasitesi sağlar.

Anahtar Kelimeler: Alümina kaplama, mikroark oksidasyon, yüzey pürüzlülüğü, yapışma, aşınma.

THE INFLUENCE OF SODIUM SILICATE CONCENTRATION ON THE STRUCTURAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF MICROARK OXIDATION COATINGS ON 2017A ALUMINUM ALLOY SUBSTRATE

ABSTRACT

In this study, thick and hard alumina coatings resistant to wear were produced on 2017A-T6 Al alloy substrates by using of microarc oxidation (MAO) technique in three alkali electrolytic solution consisting different sodium silicate concentrations. The influence of sodium silicate concentration on the microstructure, phase structure, composition, hardness, surface roughness, adhesion and wear properties of the oxide coatings were investigated. The microstructure, phase structure, hardness, surface roughness, adhesion and wear properties of the oxide coatings were analyzed by scanning electron microscope (SEM), x-ray diffraction (XRD), micro hardness, surface profilometer, scratch test and reciprocation sliding wear test, respectively. In response to the increase in sodium silicate concentration, both the coating thickness and surface roughness of the MAO coating were increased simultaneously. At the same time, the phase structure of the coatings also varied by the participation of silicate ions in the reactions and their incorporation into to coating structure. Moreover, it was observed that the coating formed in the low sodium silicate concentration had higher surface hardness and better wear resistance than the one formed in the high sodium silicate concentration. The coatings produced in three electrolytic solutions provide an excellent wear resistance and load support compared with the uncoated aluminum alloy.

Keywords: Alumina coating, microarc oxidation, surface roughness, adhesion, wear.

1.GİRİŞ

Aşınmaya neden olan mekanik sürtünme, korozyon ve erozyon mekanizma elemanlarını kullanılamaz hale getirerek, pahalı ve özel malzemelerin büyük miktarda kaybına yol açmaktadır. Mekanik olarak meydana gelen aşınma ve bununla beraber korozyon kayıpları hem endüstriyel hem de ekonomik zararların oluşumuna sebep olmaktadır. Ülkelerin aşınma ve korozyon nedeniyle kayıpları gayri safi milli hâsıllarının % 3,5-5'i arasında değişmektedir [1]. Bu kadar yüksek kayıpların oluşu, buna paralel endüstrinin gelişimi, dayanıklı ve kararlı malzemelere olan ihtiyacı artırmıştır. Bu amaçla son yıllarda özellikle seramik esaslı malzemeler büyük ilgi görmektedir, fakat bunlar da tüm mekanik özelliklere, konvansiyonel malzemeler gibi cevap vermemekte, hammadde üretimi ve şekillendirilmelerindeki zorluklar maliyetin yüksek oluşuna sebep olmaktadır. Bu sebeple mümkün olduğu kadar ucuz, hafif ve gerekli yapısal özellikleri gelişmiş malzemelerin üretilmesi ağırlık kazanmıştır. Hafif malzemelerin bugünün endüstrisinde özellikle otomotiv, deniz, hava ve uzay sanayinde her geçen gün önemli hale gelmesi tasarım mühendislerini alüminyum gibi hafif malzemelerin kullanımını daha da artırmak istemelerine neden olmuştur. Hafif malzemelerden biri olan alüminyum, yeryüzünde en çok bulunan ikinci metal olması, yüksek mukavemet/ağırlık oranı, korozyona karşı dayanımı, alaşımlarının sağlamlık ve yumuşaklık açısından son derece çeşitli olması, kolay işlenebilme ve biçimlendirilebilmesi nedeni ile konvansiyonel malzemelere kıyasla alüminyum alaşımları eşdeğer, kimi zamanda daha üstün performans sergilemektedir. Fakat alüminyum alaşımlarının düşük sertliğe, kötü tribolojik özelliklere sahip olması, akma dayanımlarının çeliklere ve dökme demirlere göre düşük olması bu malzemeleri özellikle kayma ve yuvarlanma temaslı aşınmalarda eleştiriye maruz bırakarak endüstrideki uygulamalarını kısıtlamaktadır. Gerek yüksek mukavemetli malzemelerde gerekse de düşük alaşımlı ve düşük mukavemetli metallere meydana gelen aşınmayı önlemenin yolu metalin yüzeyini aşınmaya karşı dirençli olacak şekilde değiştirmektir. Bu birçok bilinen yöntemle yapılır. Örneğin yüzeyin modifikasyonunu değiştirerek, yüzeye çeşitli oksit yapıcı elementleri yüzeye deposit etmeyle (seramik kaplama), yüzeyi ısıl işlemle değiştirmek suretiyle ve alaşım geliştirmekle yapılır [2]. Bunlardan ilki daha yaygındır. Seramik kaplamalar malzemelerin, korozyona, yüksek sıcaklığa ve aşınmaya karşı direncini arttırmak için uygulanmaktadır. Metallerde göre sertliği daha yüksek olan bu ince seramik kaplamalar sayesinde istenen özellikler sağlanabilirken, tokluk ve kolay şekillendirilebilme gibi diğer özellikler de korunabilmektedir. Böylece seramik kaplamalar; metal ve seramik malzemelerin üstün özelliklerinin bir arada toplanmasına ve kullanılmasına imkân sağlamaktadır.

Literatür taramasında ve endüstride uygulanan yöntemlerin araştırılmasında çeşitli seramik kaplama teknikleri çalışılmıştır [2]. Bunlardan sert eloksal, alüminyum alaşım parçaların yük taşıma kabiliyetlerini ve korozyon direncini geliştirmek için kullanılan geleneksel bir metottur. Fakat oksit kaplamalarının sertlik ve kalınlığı genelde hafif sürtünme aşınmalarından daha fazla dayanması için yeterli değildir. Plazma sprey kaplamalarda kaplama işlemi esnasında kaplamanın çatlamasına ve ana malzemesinden ayrılmasına yol açan basma ve çekme iç gerilmeleri meydana gelmektedir [2]. Bununla birlikte çeşitli fiziksel buhar çökertme (PVD) metotları kullanılarak TiN, CrN ya da elmas benzeri karbon(DLC) kaplı alüminyum alaşımları yüksek yüzey sertliğine ulaşabilmelerine rağmen pratikte mekaniksel yüklemeler altında altlık malzemeyi sürtünme şartlarından koruyacak kaplama genellikle çok ince olması nedeniyle çoğu kez kötü performans gösterirler [3]. Ayrıca alüminyum parçaların üzerine daha kalın seramik kaplamalar oluşturacak gaz-alev sprey, vakum uygulayarak çökertme metotları ve yüksek sıcaklık cam giydirme tekniklerini de içine alan birçok teknik çalışılmıştır [4]. Bu teknikler yüksek temaslı yükler de yeterli kaplama yapışması elde edebilmek için yüksek altlık sıcaklıkları gerektirmektedir. Bu sıcaklıklar

kaplama ve/veya ana malzemeye zarar verip mekaniksel özelliklerini olumsuz yönde değiştirebilmektedir.

Bu çalışmada kullanılan, plazma elektrolit oksidasyon olarak da adlandırılan mikroark oksidasyon yöntemi (MAO); Al, Ti, Mg ve alaşımları gibi metaller üzerine sert seramik kaplamalar oluşturan modern bir tekniktir [5-8]. MAO yöntemi sıvı elektrolit banyoları içerisinde elektrokimyasal oksidasyon ile yüksek voltajlı kıvılcım işleminin birleşimidir [9,10]. Bu yöntemle oluşturulan kaplamalar sert anodik oksit kaplamalarına göre daha üstün mekaniksel özelliklere, plazma sprey seramik kaplamalarına göre mükemmel yapışma kabiliyetine sahiptir [11]. Bu kaplamaların aşınma, sürtünme, korozyon, altlık malzemeye yapışma elektriksel ve termal özelliklerinin mükemmel olması, daha kalın olması (400 mikrona kadar) mühendislik cihaz elemanları, otomotiv parçaları, uçak parçaları ve biomedikal aletlerin kaplanmasında kullanılmaktadır [12]. Ayrıca mikroark oksidasyon metoduyla uygulanan kaplamada kaplanacak malzeme yüzeyi bölgesel olarak yüksek sıcaklıklara maruz kalırken iç tarafın sıcaklığı 100 °C den daha düşük sıcaklıkta kalmaktadır [13]. Geleneksel anodik oksidasyonun aksine Mg, Titanyum ve bu metallerin alaşımları mikroark oksidasyon yöntemiyle başarılı bir şekilde kaplanabilmektedir [14–19]. Fiziksel Buhar çökertme (PVD), Geliştirilmiş Plazma Fiziksel Buhar Depolama, püskürtme (sputtering) ve termal plazma gibi yöntemler birçok uzun parçaların iç yüzeylerinin kaplanması için uygun değildir. Fakat bu metotla kolay bir şekilde kaplanabilmektedir.

MAO kaplama kalitesi elektrolit kompozisyonu, elektrolit sıcaklığı, alaşım kompozisyonu, akım şiddeti ve oksidasyon zamanı gibi tekniksel parametrelerle kontrol edilir [13]. Bu açıdan bakıldığında mikroark oksidasyon kaplama özellikleri, kaplamanın yapıldığı elektrolit kompozisyonu ve konsantrasyonu, kaplanacak malzemenin kompozisyonu [14], elektrolit sıcaklığı, kaplama süresi ve voltaj [15] akım yoğunluğu vb.[16-18] gibi proses parametrelerinden etkilenir. Yüksek kaliteli MAO kaplamaları bu proses parametrelerinin uygun bir şekilde seçilmesi ile elde edilir. Bu açıdan bakıldığında elektrolit kompozisyonu ve konsantrasyonu istenilen özellikte kaplama faz yapısı ve mikro yapının elde edilmesinde önemli bir rol oynar.

Literatürde çeşitli özellikte seçilmiş elektrolit ve bu elektrolitlerin değişik kombinasyonunda alüminyum ve alaşımları üzerine korozyon korumalı, aşınma dirençli ve Farklı amaçlı MAO kaplamaların hazırlanmasında önemli ilerlemeler kaydedilmiştir. Bu elektrolitler içerisinde, geniş potansiyel ve sıcaklık aralığında alüminyum yüzeyini pasif hale getirebilen silikatların sulu çözeltileri bu metot için en uygun elektrolitlerden bazılarıdır [19-22]. Daha önceki çalışmalar [28–34] daha çok belirli bir faz kompozisyonlu kaplamalar elde etmek için kullanılan elektrolitlerin kompozisyonu ve konsantrasyonu üzerine yoğunlaşmıştır. Fakat bu kaplamaların mikro yapı ve tribolojik özelliklerinde sodyum silikat konsantrasyonunun etkisi sistematik olarak tam belirgin değildir. Bu çalışmanın amacı 2017A alaşımı üzerine yapılan kaplamalarda sodyum silikat konsantrasyonunun kaplama mikro yapısına, faz yapısına, sertliğine, yüzey pürüzlülüğüne, kaplamanın taban malzemesine yapışma ve aşınma özelliklerine olan etkisini sistematik bir şekilde incelemektir.

2.DENEYSEL KISIM

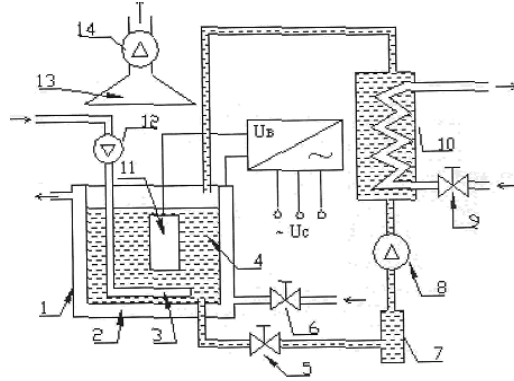
2.1 Mikroark Oksidasyon Kaplamalarının Üretimi

Bu çalışmada taban malzemesi olarak 2017A T6 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Çalışmada kullanılan taban malzemesinin kimyasal kompozisyonu Tablo 1' de verilmiştir.

Tablo 1. 2017A alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonu (% ağırlıkça)

Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
2017A	0,53	0,25	4,34	0,60	0,76	86 ppm	0,17	0,02	0,02	kalan

Kaplamalar Şekil 1’de gösterilen MDO-100WS su soğutmalı mikroark oksidasyon cihazında yapılmıştır



Şekil 1. Mikroark oksidasyon kaplama sisteminin şematik görünüşü: 1.Elektrolit banyosu, 2.Soğutma suyu geçiş haznesi, 3.Hava üfleme borusu(elektroliti karıştırmak için), 4. Elektrolit, 5, 6 vana, 7.Filtre, 8.Pompa, 9.Vana, 10.Eşanjörlü tank, 11.İş parçası; 12.Kompresör; 13.Gaz çıkış bacası, 14.Aspiratör fanı.

Alternatif akımla çalışan cihazın gücü 100 kW olup en fazla 300 ampere kadar akım çekeabilmekte ve anotla katot arasında 0-1000 V aralığında potansiyel uygulayabilmektedir. Taban malzemeler kaplama yapılmadan önce uygun ölçülerde (45 mm x 25 mm x 4 mm) kesilmiş, kesilen bu numunelerin kaplama ünitesi numune tutucusuna bağlanabilmesi için ortalarından 4 mm çapında delikler açılmıştır. Numune yüzeyleri 180, 600 ve 1200’lük zımparalar ile parlatılmıştır. Bu işlemden sonra numuneler saf su ve aseton ile temizlenerek kaplama işlemi için hazır hale getirilmiştir. MAO kaplamaları için hazırlanan bu numuneler uygun aparata bağlanarak kaplama ünitesine bağlanmıştır. Al numuneler anot, paslanmaz çelikten yapılmış elektrolit banyosu katot olarak kullanılmıştır. Alüminyum alaşımlarının kaplanmasında sodyum silikat, potasyum hidroksit ve saf su karışımından oluşan farklı sodyum silikat konsantrasyonlu alkali elektrolit çözeltisi kullanılmıştır. Kullanılan çözeltilerin kompozisyonu Tablo 2’de verilmiştir. Tüm kaplamalar 0.150 A/cm² akım yoğunluğunda 2,5 saat süre ile yapılmıştır.

Tablo 2. Kaplama çözelti kompozisyonu

Çözelti kodu	Çözelti kompozisyonu
1	2 gr/lt KOH, saf su
2	4 gr/lt Na ₂ SiO ₃ .5H ₂ O, 2 gr/lt KOH, saf su
3	8 gr/lt Na ₂ SiO ₃ .5H ₂ O, 2 gr/lt KOH, saf su

Elektrolit çözeltisi içerisindeki Na₂SiO₃.5H₂O iletkenlik için, KOH ise çözelti pH’ını ayarlamak ve iletkenlik için kullanılmıştır. Kaplama boyunca elektrolit sıcaklığı 35 °C’yi geçmeyecek şekilde soğutma yapılmıştır. Kaplama işleminden sonra kaplamalar akan su altında iyice yıkanıp 70 °C yi aşmayacak şekilde sıcak havayla kurutulmuştur.

2.2 Mikroark Oksidasyon Kaplamalarının Karakterizasyonu

Kaplama kalınlıkları 20 farklı noktadan Fischer marka girdap akım (Eddy current) yöntemiyle çalışan kalınlık ölçüm cihazıyla ölçülerek aritmetik ortalamaları alınmıştır. Kaplama yüzey pürüzlükleri “Veeco Dektak⁸ yüzey profilometresi ile ölçülerek ortalama yüzey pürüzlülüğü hesaplanmıştır. Kaplama sertlik ölçümleri “Zeiss” optik mikroskop üzerine takılı Vickers sertlik ölçüm cihazı ile yapılmıştır. Kaplama kesiti boyunca kaplama/altlık ara yüzeyinden yüzeye doğru 70 gramlık yük kullanılarak sertlik ölçümleri yapılmıştır. Kaplama yüzey morfolojisi ve mikro yapısı “Philips XL serisi” taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Kaplamaların faz tayini için Bruker D8 Advance marka XRD faz analiz cihazı kullanılmıştır. X-ışınları detektörü ile 15° den 90° kadar 2°/dk hızla tarama yapılarak kırınımına uğramış X-ışınları demeti toplanarak faz tayini yapılmıştır. Kaplamaların altlık malzemesine yapışmalarının değerlendirilmesinde standart Rockwell C elmas uçlu Nanovea markalı çizik test cihazı kullanılmıştır. Deney yapılacak numune üzerinde boydan boya kaplama kalkana kadar çizikler oluşturulmuştur. Çizik testleri esnasında, her bir kaplama numunesine 10 mm/dk çizme hızı ve 100 N/dk yükleme hızı kullanılmıştır. Çizik testleri sonucu elde edilen çizik izleri optik mikroskop yardımıyla incelenmiş, sürtünme kuvvetindeki ani değişimler dikkate alınarak üretilen her bir kaplama için kritik yükler (L_c) belirlenmiştir. Aşınma deneyleri, disk üzerinde bilye yöntemine göre çalışan salınım hareketli (reciprocating), “CSM tribometer” aşınma test cihazında kuru ortam sürtünme koşullarında gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri esnasında karşı aşındırıcı malzeme olarak 6 mm çapında tungsten karbür (WC) bilye kullanılmıştır. Aşınma deneyleri 20 ±2 °C sıcaklıkta ve % 50 ±2 nem seviyelerinde 5N yük kullanılarak yapılmıştır. Kuru ortam aşınma deneylerinde kayma hızı 0,30 m/s, kayma mesafesi genliği (motor 1 devir yaptığında bilyanın temasta bulunduğu mesafe) 17 mm, 5000 m’lik kayma mesafesini yaklaşık 8 saatte tamamlamıştır. Aşınma deney süresince sürtünme katsayı ve kayma mesafesi arasındaki değişim bilgisayar yardımı ile sürekli olarak kaydedilmiştir. Her bir aşınma deneyinden sonra kaplamalardaki aşınma iz derinliği, kaplamaların yüzeyinde oluşan aşınma iz profilinin Veeco Dektak⁸ marka yüzey profilometresi ile, karşı malzeme olarak kullanılan bilyelerdeki aşınma iz çapı optik mikroskop yardımı ile ölçülmüştür.

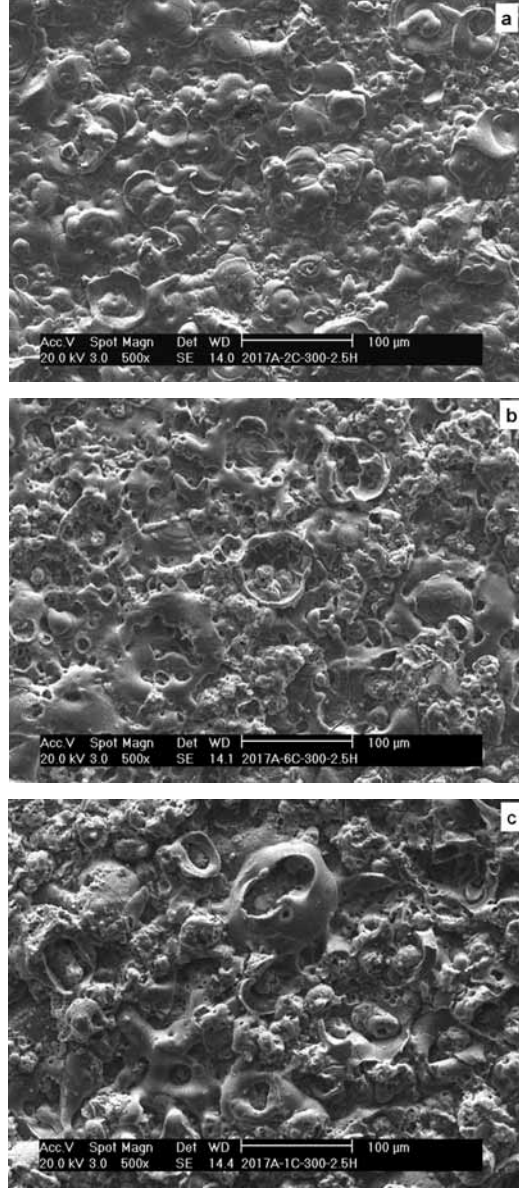
3.SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

3.1 Sodyum Silikat Konsantrasyonunun MAO Kaplama Mikro Yapısına Etkisi.

Şekil 2 a,b,c, Al 2017A alaşımına farklı çözeltilerde yapılan kaplamaların yüzey morfolojisine ait SEM fotoğraflarını gösterir. Resimlerden görüldüğü gibi kaplama yüzeyinde geliş güzel şekilde yüzeye dağılmış, merkezi siyah renkli daire şeklinde irili ufaklı çok sayıda gözenek bulunmaktadır. Bu gözeneklerin her biri deşarj kanalı olarak görev yapar. Küçük çaplı gözenekler kaplama yüzeyinde küçük şiddetli kıvılcımların meydana geldiğini belirtir. Gözeneklerin etrafı, deşarj kanallarındaki erimiş oksidin basınç etkisiyle dışarı çıkması, elektrolitle temas ederek hızlı bir şekilde soğuması ile oluşan oksit havuzu ile çevrilmiştir. Isınmış deşarj kanallarının soğuması deşarjın merkezi bölgesinde çekme meydana getirir. Deşarjların kaplama yüzeyinde aynı pozisyonda birkaç defa meydana gelmesi merkezinde daha büyük boşluk bırakan krater görünümlü yapıyı oluşturur.

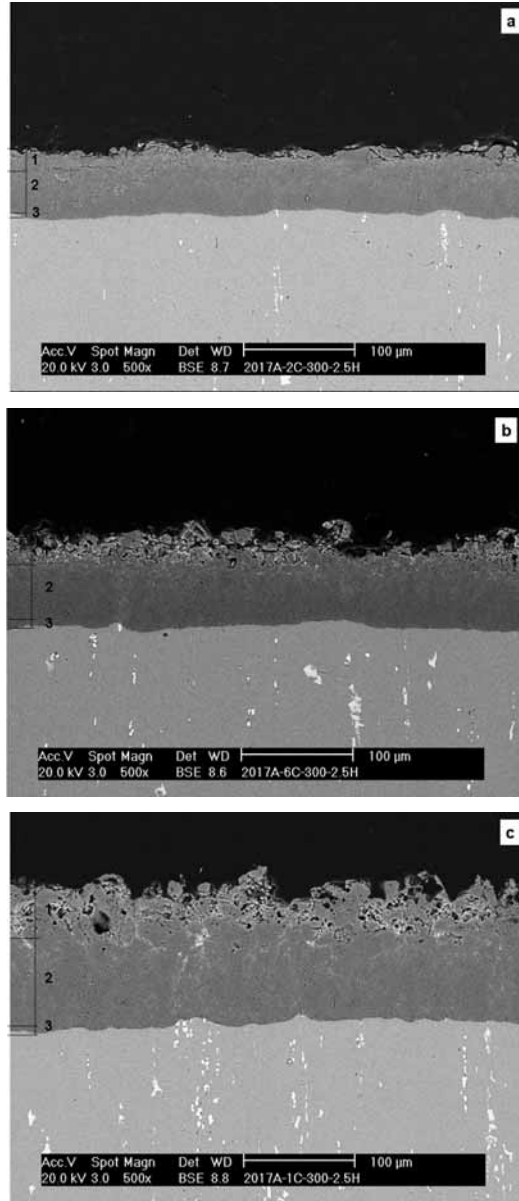
Farklı sodyum silikat konsantrasyonunda yapılan kaplamaların incelenmesi, kaplama yüzey morfolojisinde belirgin bir şekilde gözlenebilir farklılıkların olduğunu ortaya koymuştur. Sodyum silikatsız “1” nolu çözeltide yapılan kaplamalarda kaplama yüzeyi “2” ve “3” nolu çözeltilerde yapılan kaplamalara göre nispeten düz ve daha yoğun gözükmetedir. Kaplama yüzeyindeki deşarj kanal sayısı daha fazla olup çapları daha küçüktür. Sodyum silikat miktarının artırılmış olduğu çözeltilerde yapılan kaplamalarda kaplama yüzeyindeki deşarj

kanallarının sayısı azalırken çapları ise artar. Sonuç olarak kaplama yüzey pürüzlülüğü artarak yüzey daha kaba görümlü hale gelir. Bu, sodyum silikat miktarı ile kaplama kalınlığının artması artan kaplama kalınlığı ile güçlü deşarjların oluşması ve bu güçlü deşarjlar altında kaplama ürünlerinin deşarj kanallarından dışarıya çıkmasına (hatta püskürmesine) sebep olan daha fazla enerjini açığa çıkmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 2. Al 2017A alaşımına farklı çözeltilerde yapılan kaplamaların yüzeyine ait SEM fotoğrafları: a) çözelti 1; b) çözelti 2; c) çözelti 3

Ayrıca farklı çözeltiler içerisinde, 2017A alüminyum alaşımı üzerine yapılan seramik kaplamaların kesit alanına ait SEM fotoğrafları da Şekil 3’de verilmiştir.



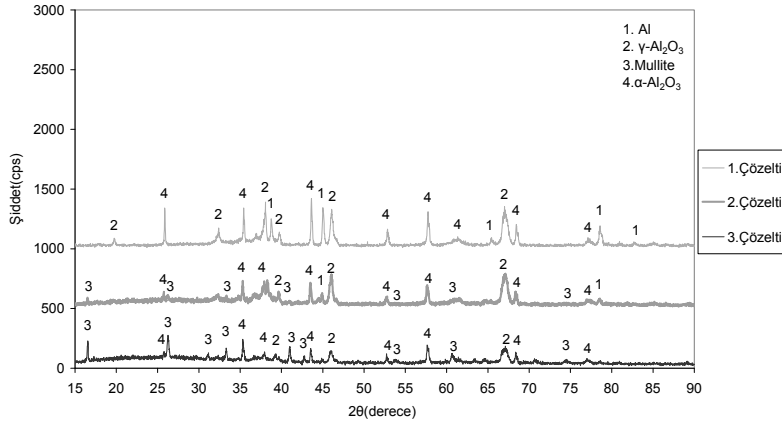
Şekil 3. Al 2017A alaşımına farklı çözeltilerde yapılan kaplamaların kesit alanına ait SEM fotoğrafları: a) çözelti 1; b) çözelti 2; c) çözelti 3

SEM fotoğrafları farklı çözeltilerde yapılan tüm kaplamalarda gözenekli dış bölge (1), yoğun iç bölge (2) ve sık tabakanın altında üçüncü bir tabaka olarak beliren yaklaşık 4-6 µm kalınlığında ince ara yüzey bölgesi olarak adlandırılan üç farklı bölgenin oluştuğunu gösterir. Gözenekli dış bölge ekseriyetle düşük sıcaklık (γ -Al₂O₃), mullit ve amorf fazları içerir. Daha sık, yoğun iç bölge (α -Al₂O₃) yüksek sıcaklık modifikasyonlarıyla oluşur. İnce ara yüzey bölgesi ise sık tabakanın altında olup altlık alaşım elementlerinin karmaşık fazlarını içerir. Bu bölgelerin birbirine göre ölçüleri, yapıları çözelti içerisindeki sodyum silikat miktarı ile değişmektedir. “1” nolu çözeltilerde yapılan kaplamalarda gözenekli dış bölgenin kalınlığı “2” ve “3” nolu çözeltilerde yapılan kaplamalara göre daha azdır. Çözelti içerisindeki sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması eş zamanlı olarak hem kaplama kalınlığında hem de gözenekli dış bölge kalınlığında artışa neden olmuştur. Ayrıca kaplamalardaki yoğun sık

bölgenin kalınlığı da artmıştır. Fakat “3” nolu çözeltide yapılan kaplamadaki sık bölgenin kalınlığı “2” nolu çözeltide yapılan kaplamalara göre daha fazla olmasına rağmen diğer kaplamalara göre daha gevşek bir yapıda olduğu gözükmemektedir. Buradan “2” nolu çözeltide yapılan kaplamaların diğer çözeltilerde yapılan kaplamalara göre daha yoğun olduğu sonucuna varılır. Bu sodyum silikat konsantrasyonunun artması ile silikat iyonlarının kaplamaya dahil olarak kaplama kalınlığını artırması ve belirli bir kaplama kalınlığından sonra yüksek enerji darbelerinin sebep olduğu kıvılcım deşarj yoğunluğunun artışı ile kaplamada meydana gelen yapısal kusurlardan kaynaklanır.

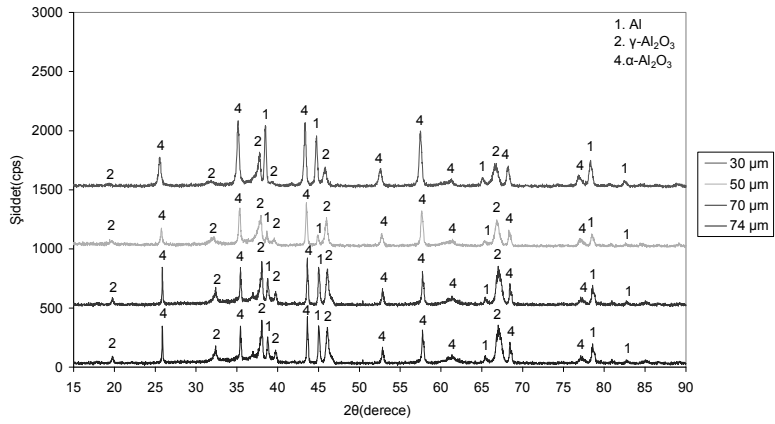
3.2 Sodyum Silikat Konsantrasyonunun MAO Kaplama Faz Yapısına Etkisi

Şekil 4 farklı çözeltiler içerisinde 2017A alüminyum alaşımı üzerine yapılan seramik kaplamaların kaplandıktan sonraki yüzeye ait x-ışınları kırınım paternini gösterir. X-ışınları kırınım paternlerinden görüldüğü gibi “1” nolu çözeltide yapılan seramik kaplamalar γ - Al_2O_3 ve α - Al_2O_3 fazlarından oluşurken “2” ve “3” nolu çözeltilerde yapılan kaplamalar Al_2O_3 , α - Al_2O_3 ve mullit fazlarından oluşur. Farklı çözeltilerde üretilen bu kaplamalardaki Al_2O_3 , α - Al_2O_3 ve mullit fazlarının kırınım patern karakteristikleri de farklıdır. Çözeltideki sodyum silikat miktarının artırılması kaplamadaki mullit faza ait piklerin şiddetini artırırken γ - Al_2O_3 ve α - Al_2O_3 fazlarına ait piklerin şiddetini azalır. Bu azalış daha çok kaplamaların dış tabakasında oluşan ve X-ışınlarının alt tabakalara nüfuziyetini engelleyen mullit faz oluşumundan kaynaklanır. Elektrolit kompozisyonunda sodyum silikat miktarının artırılması kaplamada mullit faz oluşumunu artırmıştır.

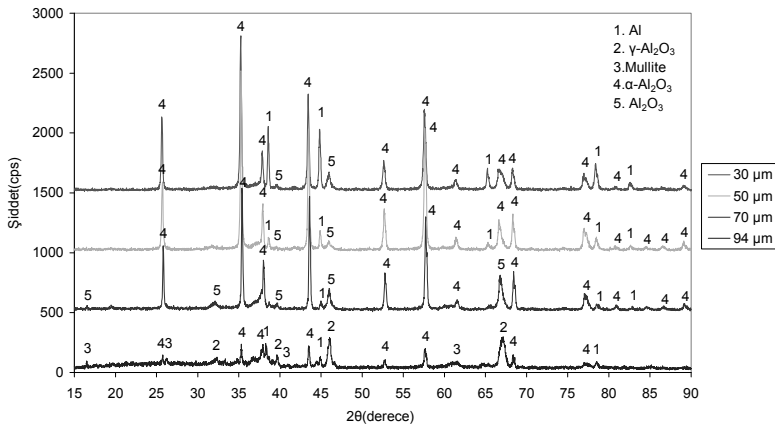


Şekil 4. 2017A alüminyum alaşımına farklı çözeltilerde yapılan seramik kaplamaların kaplandıktan sonraki yüzeye ait XRD paternleri.

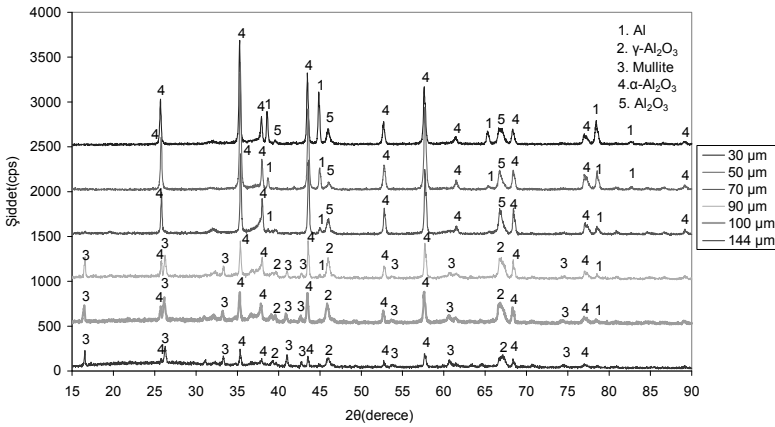
MAO kaplamalarında kaplama faz yapısı kaplama parametrelerine ve kaplama kalınlığına bağlı olarak kaplama yüzeyinden kaplama/altlık ara yüzeyine doğru değişmektedir. Farklı çözeltilerde yapılan kaplamalardaki bu değişimi görmek için kaplamalar kaplama yüzeyinden (“1” nolu çözeltide 74 μm “2” nolu çözeltide 94 ve “3” nolu çözeltide 144 μm kaplama kalınlığında elde edilen yüzey) başlayarak altlık malzemeye doğru farklı kalınlıkta kaplama kalacak şekilde kademeli olarak zımparalanmıştır. Şekil 5 farklı çözeltilerde yapılan kaplamaların kaplandıktan sonraki yüzeyi ve bu yüzeylerin altlık malzemeye doğru kademeli olarak (kaplama ara yüzeyinden itibaren farklı kalınlıkta kaplama kalacak şekilde) zımparalanmış yüzeylerinin XRD analizlerini gösterir. Kaplamanın altlık malzemeye doğru zımparalanması ile görünümü ve rengi değişmektedir. Görünümü cam gibi parlak olup mermer benzemiştir. Rengi ise kahverengiden siyaha dönüşmüştür.



(a)



(b)



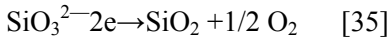
(c)

Şekil 5. 2017A alüminyum alaşımına farklı çözeltilerde yapılan seramik kaplamaların kaplandıktan sonraki yüzeyi ve bu yüzeylerin altlık malzemeye doğru kademeli olarak zımparalanmış yüzeylerinin XRD analizi: a) 1.çözelti; b) 2.çözelti; c) 3. çözelti.

“1”, “2” ve “3” nolu çözeltilerde yapılan kaplamalarda α -Al₂O₃ fazına ait en büyük pik ($2\theta=35,231$) kaplama/altlık ara yüzeyinden sırayla 30, 50 ve 50 μm uzakta olup şiddetleri sırayla 583, 1518 ve 1441dir. Açık bir şekilde her üç çözeltide yapılan kaplamalar için α -Al₂O₃ içeriği yüzeyden kaplama/altlık ara yüzeyine doğru artar. Bu artış “2” ve “3” nolu çözeltide yapılan kaplamalarda daha belirgin iken “1” nolu çözeltide yapılan kaplamada çok daha azdır. “2” nolu çözeltide yapılan kaplamada ara yüzeyden 30, 50 ve 70 μm uzaklıklarda elde edilen α -Al₂O₃ pikleri de benzer şekilde daha şiddetlidir. Yapılan bu tabaka analizleri kararlı olan α -Al₂O₃ fazının “2” nolu, mullit fazının “3” nolu çözeltide yapılan kaplamalarda daha ağırlıklı olarak oluştuğunu belirtir.

Tabaka büyümesiyle elde edilen fazların yapısında elektrolit çözeltisinin kompozisyonuna bağlı olarak farklılıklar oluşmaktadır. Sodyum silikat miktarının artması ile kaplama kalınlığı artar. Kaplama kalınlığı arttıkça kaplamanın dış tabakasından içeri doğru nispi α -Al₂O₃ yüzdesi artar fakat γ -Al₂O₃ ve mullit alümina yüzdesi azalır. Bu sonuçlar seramik kaplamalardaki derinlik ve soğuma hızı farklılığından kaynaklanmaktadır. Mikroark oksidasyon işleminde kıvılcımlar söndüğü zaman elektrolit çözeltisi gözeneklere dolar. Elektrolitle temas eden mikroark bölgesindeki erimiş alümina daha fazla soğuma hızına sahiptir, fakat düşük termal iletkenliğe sahip alumina kaplamanın alt tabakalarının daha sıcak kalmasına sebep olur. Çünkü kanalda açığa çıkan ısı kolaylıkla uzaklaştırılmaz. Kanal içerisindeki sıcaklık γ -Al₂O₃ \rightarrow α -Al₂O₃ faz dönüşümünü gerçekleştirmek için yeteri kadar yüksektir. Bundan dolayı kalın seramik kaplamanın α -Al₂O₃ miktarı aşamalı olarak kaplama yüzeyinden kaplama ve altlık arasındaki ara yüzeye doğru artar. 2050 °C erime noktasına sahip α -Al₂O₃ fazı kararlı bir faz olup miktarı kaplamanın kalitesini belirler. Gevşek yüzey tabakası esasen γ -Al₂O₃ ve mullit fazından oluşur. Çünkü yüzey tabakasındaki çözeltiliye temas eden mikroark oksidasyon bölgesinin erimiş alüminası katılaşma esnasında daima daha yüksek soğuma hızına sahiptir.

Kaplama mullit, γ -Al₂O₃, α -Al₂O₃ dağılımı, alüminanın deşarj kanallarında meydana gelen plazma termokimyasal reaksiyonlarında direk olarak üretilebileceğini ve termodinamik olarak kararlı olan α -Al₂O₃'in yalnızca deşarj kanalları içerisinde oluşabileceğini belirtir. Çünkü buradaki sıcaklık kaplama/elektrolit sınırındaki sıcaklıktan daha yüksektir. Yarı kararlı γ -Al₂O₃ fazı kolayca deşarj kanalları içerisinde ve yüzeyde oluşturulur. Fakat, mullit sadece kaplama yüzeyinde oluşturulabilir. Mullit içerisindeki silikon elementi Na₂SiO₃ içeren elektrolitten gelir. Numune/elektrolit sınırında, SiO₃²⁻ anyonları anodizasyon işleminde yer alır.

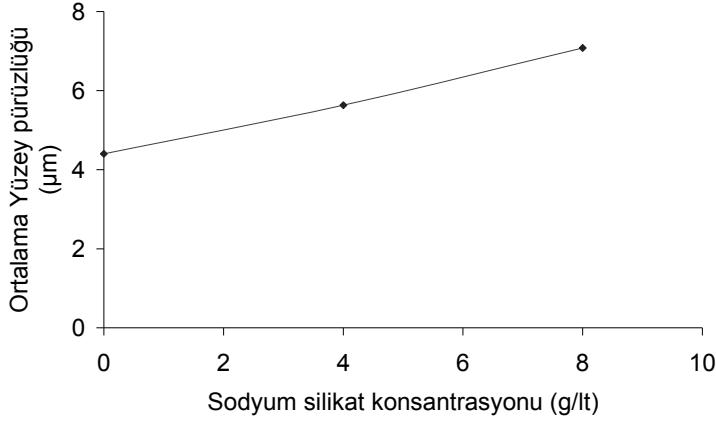


Mullit'in kaplamanın dış tabakasından baskın bir şekilde dağılımı SiO₃²⁻ anyonlarının deşarj kanalları içerisine giremediğini belirtir. Mullit oluşumu doğal olarak oldukça komplekstir. Çünkü deşarj işleminde plazma kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonlar oluşur. Elektrokimyasal reaksiyon boyunca silikat iyonları metal yüzeyine doğru hareket eder ve böylece amorf silikon oksit oluşur ve yüzeye toplanır [35]. Daha sonra plazma deşarjı tarafından meydana getirilen yüksek sıcaklık erime şartları altında amorf silikon oksit yarı kararlı γ -Al₂O₃ fazının difüzyonuna sebep olarak mullit fazının oluşumu ile sonuçlanır.

3.3 Sodyum Silikat Konsantrasyonunun MAO Yüzey Pürüzlüğüne Etkisi

Şekil 6 sodyum silikat konsantrasyonunun kaplama yüzey pürüzlülüğüne olan etkisini gösterir. “1” nolu çözeltide elde edilen kaplama yüzey pürüzlülüğü diğer çözeltilerde elde edilen kaplamalara kıyasla daha azdır. Elektrolit kompozisyonundaki sodyum silikat

konsantrasyonunun artırılması 2017A alaşımına yapılan kaplamalarda eş zamanlı olarak hem kaplama kalınlığında hem de yüzey pürüzlülüğünde artışa neden olmuştur. İnce kaplamalarda deşarj kanallarının iyi dağılım göstermesinden dolayı daha ince kaplama daha düşük yüzey pürüzlülüğü gösterir.

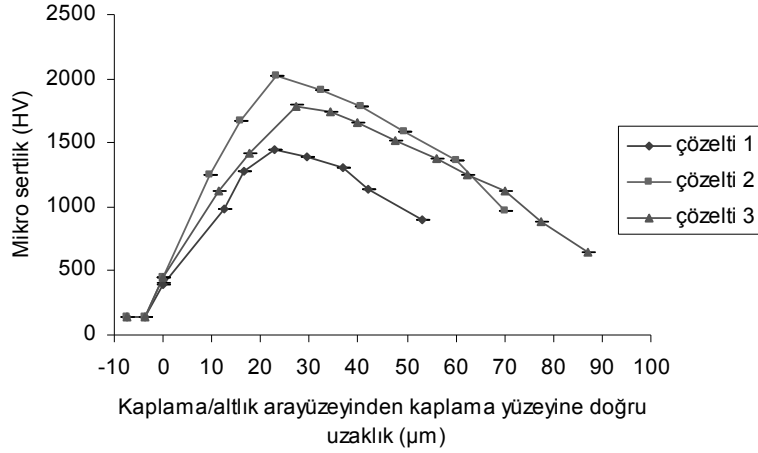


Şekil 6. 2017A taban malzemesi üzerine yapılan kaplamaların ortalama yüzey pürüzlülüğünün sodyum silikat konsantrasyonu ile değişimi.

Kalınlık artarken yüzeydeki deşarj kanal sayısının azalması ve şiddetinin artması kaplamaların homojen olmamasına neden olarak yüzey pürüzlülüğünde kademeli olarak artışa sebep olur. Ayrıca sodyum silikat miktarının artırılması yüzeydeki kıvılcımların deşarj karakteristiğini etkiler. Yüksek sodyum silikat miktarı deşarj şiddetini artırır; kaplama ürünlerinin birikimine katkıda bulunarak kaba taneli yapı oluşturur ve kaplama pürüzlülüğünü artırır. Yüksek sodyum silikat miktarının aksine, düşük sodyum silikat miktarı daha ince taneli yapı oluşturarak düşük yüzey pürüzlülüğü oluşturur. Kaplamanın oldukça zayıf bölgesinde çok sayıda deşarj oluşması veya birçok deşarj kanalının birleşerek daha büyük tek bir kanal oluşturması da yüzey pürüzlülüğünün ve gözenek ölçüsünün değişme nedenlerinden biri sayılabilir.

3.4 Sodyum Silikat Konsantrasyonunun MAO Kaplama Sertliğine Etkisi

Farklı çözeltide kaplanan numunelerin kaplama sertliklerinin kaplama ara yüzeyinden kaplama yüzeyine olan uzaklık ile değişimini gösteren eğriler de Şekil 7’de verilmiştir. Kaplamaların sertliği kaplama kesiti boyunca homojen olmayan bir dağılım göstermektedir. Kaplama/altlık ara yüzeyinden kaplamanın dış yüzeyine doğru sertlik önce ara yüzeyden uzaklıkla birlikte artarak maksimum değere ulaşır. Maksimum değere ulaştıktan sonra uzaklıkla birlikte düşmeye başlar. Bu muhtemelen hem faz kompozisyonundaki değişiklikten hem de kaplama gözenekliliğindeki benzer artıştan kaynaklanabilir. MAO kaplamaları esasen α - Al_2O_3 , γ - Al_2O_3 ve mullit fazlarından oluşmaktadır. Kaplamadaki bu fazların dağılımı kaplamanın sertlik profilini belirler. Şekil 7’deki sertlik eğrilerden de görüldüğü gibi “1” nolu çözeltide elde edilen kaplama sertlik değerleri değişik oranlarda sodyum silikatın eklendiği 2 ve “3” nolu çözeltilerde yapılan kaplamalara göre daha azdır. Çünkü bu çözeltide üretilen kaplamalar ağırlıklı olarak daha çok düşük sertlikli γ - Al_2O_3 fazından oluşur. Sodyum silikatın eklenmesi kaplama sertliklerinde önemli artış meydana getirmiştir. Yüksek sodyum silikat konsantrasyonlu “3” nolu çözeltide üretilen kaplamaların mikro sertlikleri nispeten sodyum silikat konsantrasyonunun düşük olduğu “2” nolu çözeltiye göre daha azdır.

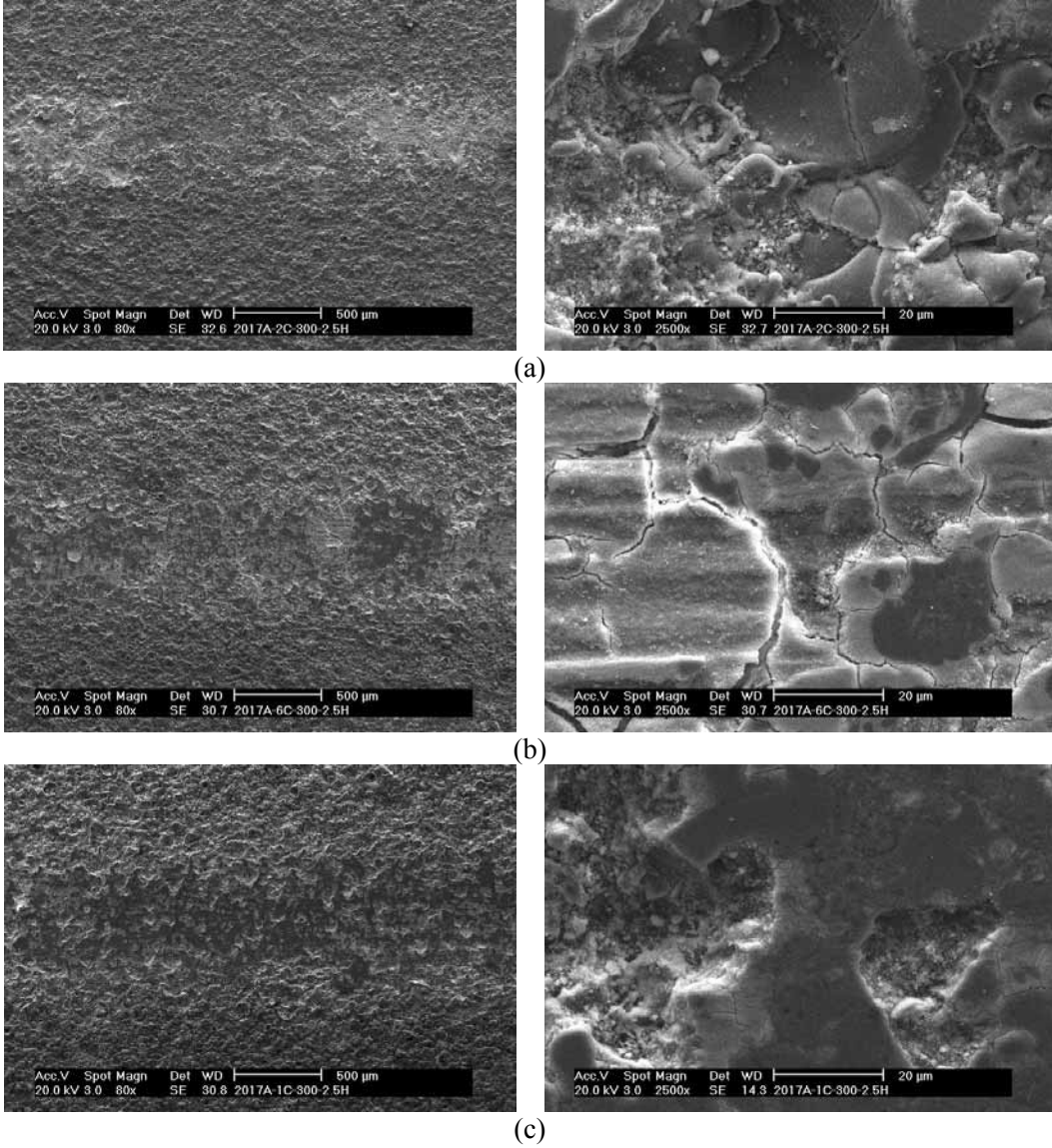


Şekil 7. Sodyum silikat konsantrasyonunun kaplama kesiti sertlik profili üzerindeki etkisi

Bu farklılık özellikle dış yüzeyde daha fazladır. Bunun sebebi elektrolit kompozisyonundaki silikat miktarının artırılması kaplama büyüme hızını artırırken kaplama sertliğini düşüren gözeneklilik ile daha yumuşak alümina-silikat (Al-Si-O) fazlarının oluşumunu hızlandırmasıdır. Gözeneklilik sertliği düşürürken, ince tane Hall-Petch denklemi [36,37] tarafından belirtildiği gibi sertliği önemli bir şekilde artırır. “2” nolu çözeltilde üretilen kaplamalardaki artırılmış sertlik, kaplama gözenekliliğinin azaltılması ve kaplamadaki kristal yapı malzeme oranının özellikle α -Al₂O₃ oranının artırılmasının bir sonucu olarak düşünülebilir. 2017A, alüminyum alaşımının oldukça düşük olan yüzey mikro sertliği (140 HV) kaplama sonrası önemli bir şekilde artırılmıştır. “1”, “2” ve “3” nolu çözeltilde yapılan kaplamalar sonrası 2017A alaşımının en büyük yüzey sertliği sırayla 1478 HV, 2020 HV ve 1800 HV olmuştur.

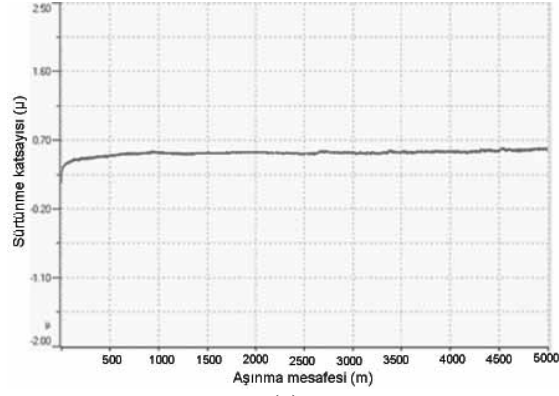
3.5 Sodyum Silikat Konsantrasyonunun MAO Kaplamalarının Tribolojik Özelliklerine Etkisi

Şekil 8’de farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların kuru sürtünme koşullarında 5N’luk yük altında aşınma sonrası yüzey morfolojisini gösteren, 80x (sol) ve 2500x (sağ) büyütme SEM fotoğrafları verilmiştir. Aşınmaya maruz kalan kaplamaların yüzey morfolojilerinin incelenmesinde aşınma türünün abrasif olduğu tespit edilmiştir. Kaplamaların nispeten düşük sertlik, gevşek ve gözenekli dış tabakasının aşınması ile aşağıda camsı bir parlaklığa sahip daha sert ve yoğun tabaka ortaya çıkar. SEM görüntülerden görüldüğü gibi farklı çözeltilerde yapılan kaplamaların aşınma yüzey morfolojilerinde farklılıklar vardır. Sodyum silikatsız “1” nolu çözeltilde yapılan kaplama aşınma yüzeyi homojen bir şekilde düzleşmeyip bilye kaplama yüzeyinde sadece yüksek kalan tepeliklerle temas halinde olduğundan bu kısımlar düzleşirken çukurda kalan kısımlar aşınmaya mağruz kalmamıştır. Sodyum silikatın eklendiği “2” ve “3” nolu çözeltilerde yapılan kaplamaların aşınmaya maruz kalan yüzeyleri homojen bir şekilde düzleşmiştir. Fakat aşınma iz yüzeyinde çatlaklar bulunmaktadır. “2” nolu çözeltilde yapılan kaplama yüzeyinde bu çatlakların birleşerek kapalı bölgeler oluşturduğu yerlerde kaplama hasarı oluşmaz iken “3” nolu çözeltilde yapılan kaplama yüzeyinde ise kaplama kazınması diye bileceğimiz kaplama hasarı oluşur.

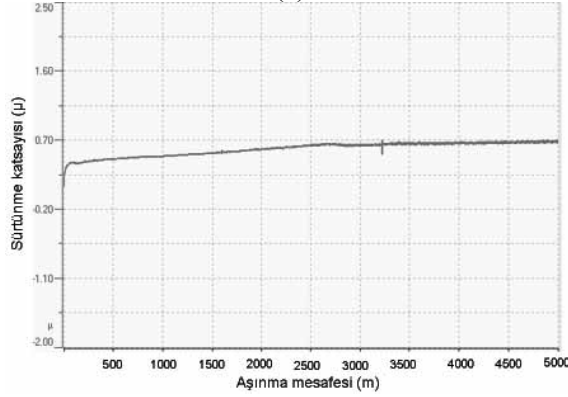


Şekil 8. Farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların kuru sürtünme koşullarında 5N'luk yük altında aşınma sonrası yüzey morfolojisi: (a) 1.çözelti; (b) 2.çözelti; (c) 3.çözelti.

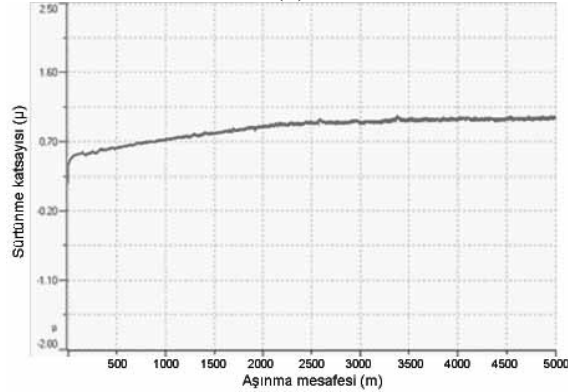
Farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların kuru sürtünme koşullarında 5N'luk yük altında aşınma deneyleri sırasında yapılan kaplamaların sürtünme katsayısı ile aşınma mesafesi arasındaki ilişki Şekil 9'da verilmiştir. Tüm çözeltiler içerisinde yapılan kaplamaların aşınmasında sürtünme katsayısı başlangıçta düşüktür. Daha sonra aşınma süresi ile artar ve sabit kalır. Aşınma testinin ilk kademesinde mikro gözeneklerin çıkıntılı kısımları WC bilye ile temas ederek aşınır. Yüzeydeki çıkıntıların kaymaya karşı çok fazla direnç göstermeden bilye tarafından süpürülmesi nedeni ile sürtünme katsayısı düşüktür. Çünkü MAO kaplamalarının dış yüzey tabakası nispeten düşük sertlik, gevşek, gözenekli ve pürüzlü bir yapıya sahiptir. Sürtünme katsayısı kararlı hale geldikten sonra test boyunca sabit kalmıştır.



(a)



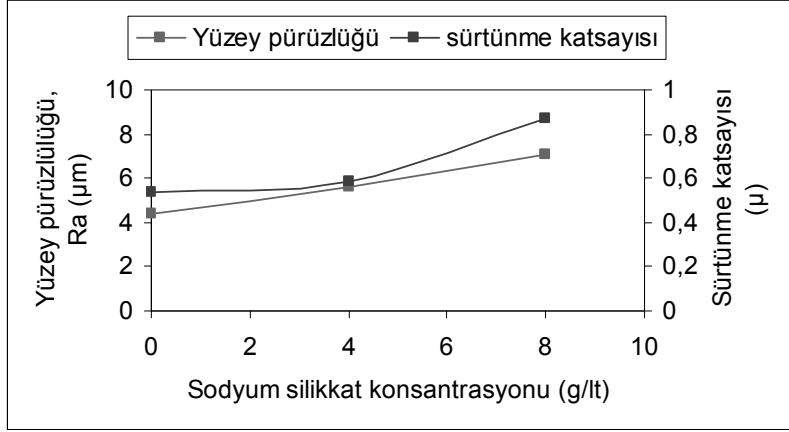
(b)



(c)

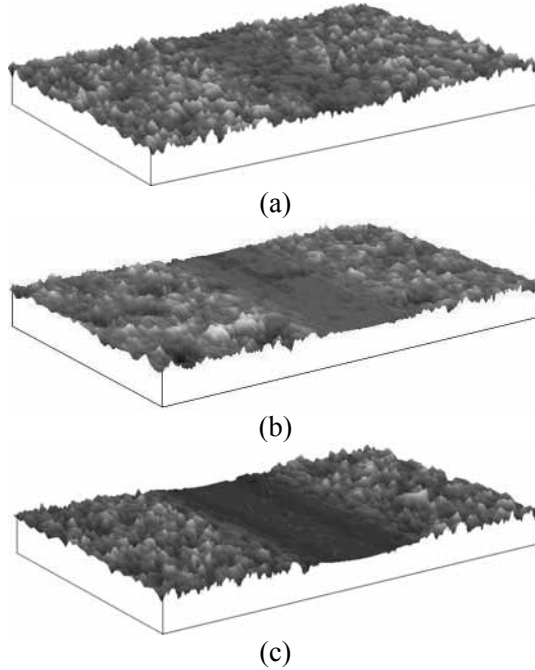
Şekil 9. Farklı çözeltiler içerisinde yapılan kaplamaların yapılan aşınma deneylerinde sürtünme katsayısının mesafe ile değişimi: (a) 1.çözelti; (b) 2.çözelti; (c) 3.çözelti

Farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların sürtünme katsayısının çözelti içerisindeki sodyumsilikat konsantrasyonu ile değişimi Şekil 10'da verilmiştir. Şekil 10'da görüldüğü gibi çözelti kompozisyonundaki sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması kaplama sürtünme katsayısını artırmıştır. Elektrolit çözeltisindeki sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması ile sürtünme katsayısındaki artış artan kaplama kalınlığı ile birlikte kaplama yüzey pürüzlülüğünün ve yüzey sertliğinin artışından kaynaklanabilir. Bunun nedeni, kaplama üzerinde bulunan pürüzlülük ve çıkıntılar, kaymaya karşı bir direnç oluşturarak sürtünme katsayısını yükseltmesidir.



Şekil 10. Çözelti kompozisyonundaki sodyum silikat konsantrasyonunun kaplama sürtünme katsayısına etkisi.

Şekil 11’de farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların kaplama işleminden sonra herhangi bir zımparalama işlemine tabi tutmadan aşınma testi yapıldıktan sonraki üç boyutlu aşınma iz profili verilmiştir.



Şekil 11. Farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların kaplama işleminden sonra herhangi bir zımparalama işlemine tabi tutmadan aşınma sonrası iz profili: (a) 1.çözelti; (b) 2.çözelti; (c) 3.çözelti.

İz profillerinden görüldüğü gibi çözelti içerisindeki sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması aşınma iz derinliğini artırmıştır. “1” nolu çözültide üretilen kaplamada kaplama dış yüzeyi γ - Al_2O_3 fazından oluşurken “2” ve “3” nolu çözültide üretilen kaplamalarda ise mullit ve γ - Al_2O_3 fazlarından oluşmaktadır. γ - Al_2O_3 fazından oluşan kaplama sertliği mullit fazından

oluşan kaplama sertliğinden daha yüksektir. Sodyum silikat miktarının artırılması kaplamanın dış bölgesindeki gevşek tabakanın (mullit faz tabakasının) kalınlığını ve gözenekliliğini artırarak sertliğini azaltır. Bu nedenle “3” nolu çözeltide üretilen kaplamaların aşınma iz derinliği diğer kaplamalara göre daha fazladır. Farklı çözeltide yapılan kaplamalara ve bu kaplamaların aşınmasında kullanılan WC bilye ait aşınma sonuçları Tablo 3’de verilmiştir.

Tablo 3: Farklı çözelti içerisinde yapılan kaplamaların ve bu kaplamaların aşınmasında kullanılan WC bilyeye ait aşınma sonuçları.

Çözelti	Zımparalanmamış			Zımparalanmış		
	Sürtünme katsayısı	Kaplama iz derinliği	Bilye aşınma iz çapı	Sürtünme katsayısı	Kaplama iz derinliği	Bilye aşınma iz çapı
1	0,535	9,7	571,04	0,388	0,6	427,6
2	0,588	12,4	644,81	0,459	0,3	461,7
3	0,872	17,3	689,89	0,405	0,4	450,3

Kaplamaların kaplama işleminden sonra herhangi bir zımparalama işlemine tabi tutmadan aşınma deneyi sonrası alınan aşınma iz derinliklerine bakıldığında aşınmanın sadece kaplamaların gözenekli dış bölgesinde olduğu, kaplamaların yoğun iç bölgesine inemediği anlaşılmaktadır. Bu sebeple de aşınma sonuçlarının daha çok kaplamaların özellikle de kalın kaplamaların dış yüzeyinin aşınmasını temsil ettiği belirlenir. Kaplama iç kısmı daha yoğun ve sert bir tabakaya sahip olduğundan bu bölgelerin aşınmaya daha dirençli olacağı elde edilen aşınma hızlarının daha düşük olacağı beklenilmektedir. Bunu doğrulamak için kaplamalar, kaplama/altlık ara yüzeyinden 30 µm kalana kadar zımparalandıktan sonra aynı aşınma parametrelerinde aşınma testine tabi tutulmuşlardır. Bu aşınma testi ile ilgili sonuçlarda Tablo 3’te verilmiştir. Kaplama /altlık ara yüzeyinden 30 µm kalacak şekilde aşınma testine tutulan numunelerde sürtünme katsayısı ve kaplama aşınma iz derinlikleri zımparalanmamış kaplamalara göre daha düşüktür. Zımparalanmış numunelerdeki sürtünme katsayısının düşük olması iki farklı nedenden kaynaklanabilir birincisi zımparalama işleminin yüzeydeki düzgünsüzlükleri ve pürüzlülüğü gidermeye yardımcı olarak sürtünme işleminde kayma gerilmesini düşürmesi diğeri ise aşınma ürünlerinin kaplamada mevcut olan gözeneklere girerek katı yağlayıcı olarak davranmasıdır. Aşınma iz derinliğinin düşük olması ise kaplamada iç tabakanın dış tabakadan daha yoğun, yüksek sertlikli fazları içermesi ve gözenek yoğunluğunun dış yüzeyden iç tabakaya doğru azalmasındandır. Kaplama ara yüzeyinden 30 µm uzaklıktaki aşınma iz derinliğine baktığımızda “2” nolu çözeltide yapılan kaplamanın aşınma iz derinliği minimum iken “1” nolu çözeltide yapılan kaplamada maksimumdur. Bu sonucun bu şekilde olmasının nedeni “2” nolu çözeltide elde edilen kaplamalarda kaplama/altlık ara yüzeyinden 30 µm uzaklıktaki yüzeyde daha yoğun sert α - Al_2O_3 fazı olurken “1” nolu çözeltide daha düşük şiddetli α - Al_2O_3 fazı ile birlikte daha düşük yoğunlukta ve sertlikte γ - Al_2O_3 fazını içermesinden kaynaklanabilir.

3.6 Sodyum Silikat Konsantrasyonunun MAO Kaplamalarının Altlık Malzemeye Yapışmasına Etkisi

Tablo 4 farklı elektrolit çözeltisi içerisinde 2017A alaşımına yapılmış kaplamaların yapışma değerlendirilmesinde kullanılan çizme testi sonuçları verilmiştir. Kaplamaların Rockwel C elmas uç ile çizildikten sonra optik mikroskop altında ilgili bölgeler incelenerek kaplamanın taban malzemesinden ayrıldığı yük, L_c kritik yükü olarak tanımlanmıştır. F_n , kritik yükün belirlendiği andaki normal yük ve F_t ise sürtünme kuvvetidir. Ölçülen bu kritik yükler her bir kaplamaya ait karakteristik değerlerdir. Kritik yük değerlerinin artması ile çatlak oluşumu ve kaplamanın yüzeyden ayrılması için gerekli yük değeri artar. Bu nedenle, daha yüksek kritik yük kaplamanın yapışma özelliklerinin iyileşmesi anlamına gelmektedir.

En büyük L_c kritik yükü “3” nolu elektrolit çözeltisinde üretilen kaplamalarda görülmüştür. Diğer çözeltilerde yapılan kaplamaların kritik yük değerini fazlasıyla geçmiştir. Bu, yüksek sertlik, yüksek kalınlık ve yük taşıma ve iyi yapışma sağlayan ara yüzeyin birleşimi tarafından açıklanabilir. Kaplama kalınlıkları ve içerdikleri faz yapılarından dolayı sertlikleri de farklı olan her bir kaplama ayrı yük taşıma kapasitesine sahip olup uygulanan aynı yükte altlık malzemede farklı derecede plastik deformasyon meydana getirir.

Tablo 4: Farklı çözeltide kaplanmış 2017A numunelerine ait çizik testi sonuçları

Çözelti	Kaplama Kalınlığı (µm)	Kritik Yük L_c (N)	
		F_n	F_t
1	74	127,763	83
2	94	188,643	106
3	144	198,546	126

Kaplama kalınlığı ile kaplamaların yapışma mukavemetinin artışı alüminyum üzerine MAO kaplama tekniği ile yapılan kaplamaların oluşum mekanizması ile açıklanabilir. Kaplama kalınlığının artması ile daha büyük hacimli metalin oksidasyon işlemine girmesi yapışma mukavemetini daha da artırır. MAO yöntemi ile yapılan kaplama diğer birçok kaplama yönteminin aksine derinlemesine altlık malzemeye doğru büyür. MAO işlemi tarafından meydana getirilen metalürjik olarak karışım ve interdiffusional bağlanma kaplama ve altlık arasında yüksek derecede ara yüzey yapışmasına sebep olur. Bununla birlikte kaplama/alaşım ara yüzeyindeki yapışmanın iyi olması ara yüzey ve yakınında kaplamayı zayıflatacak gözenekler olmayıp kaplama ve altlık arasında metalürjik bir bağ olmasına atfedilebilir.

BULGULAR

- 1) Elektrolit kompozisyonundaki sodyum silikat miktarının artırılması kaplama büyüme hızını artırırken kaplama sertliğini düşüren daha yumuşak alümina-silikat (Al-Si-O) fazlarının oluşumunu hızlandırmıştır.
- 2) Sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması aynı sürede üretilen kaplamalarda, toplam kaplama kalınlığıyla birlikte daha sık yoğun bölgenin ve gözenekli dış bölgenin toplam kaplama kalınlığındaki oranını artırmıştır. Gözenekli dış bölgenin kalınlığındaki artış sık yoğun iç bölgeye göre daha fazladır.
- 3) Düşük sodyum silikat konsantrasyonlu çözeltide yapılan kaplama yüksek sodyum silikat konsantrasyonlu çözeltide ve KOH çözeltisinde yapılan kaplamalara göre daha yüksek kaplama sertliğine ve daha iyi aşınma direncine sahiptir. Artırılmış bu sertliğin ve aşınma direncinin, kaplama gözenekliliğinin azaltılması ve kaplamadaki kristal yapı malzeme oranının özellikle α -Al₂O₃ oranının artırılmasının bir sonucudur.
- 4) Sodyum silikat miktarının artırılması yüzeydeki kıvılcımların deşarj karakteristiğini etkiler. Yüksek sodyum silikat miktarı deşarj şiddetini artırıp; kaplama ürünlerinin birikimine katkıda bulunarak kaba taneli yapı oluşturur ve kaplama pürüzlülüğünü artırır. Yüksek sodyum silikat miktarının aksine, düşük sodyum silikat miktarı daha ince taneli yapı oluşturarak düşük yüzey pürüzlülüğü oluşturur.
- 5) Sodyum silikat konsantrasyonunun artırılması yapılan kaplamalarda eş zamanlı olarak hem kaplama kalınlığını hem de kaplama yapışma mukavemetini artırır. Artan kaplama kalınlığı ile kaplamanın altlık malzemeye yapışma mukavemeti artar.
- 6) Her üç çözeltide hazırlanan kaplamalar kaplamasız alüminyum alaşımı ile kıyaslandığında mükemmel aşınma direnci ve yük taşıma kapasitesi sağlar.

KAYNAKLAR

1. K.Holmberg, A. Matthews, "Coating Tribology-Properties", *Techniques and Applications in surface Engineering*, Elsevier, 28, pp3-13,33-121,125,257-307, (1994)
2. X. Nie, E.I. Meletis, J.C. Jiannig, A. Leyland, A.L. Yerohkin, S.J., A. Matthews, "Abrasive wear/ corrosion properties and TEM analysis of Al₂O₃ coatings fabricated using plasma electrolysis", *Surface and Coatings Technology*, 149 (2002), pp. 245-251.
3. O Fuchs, C Friedrich, G Berg, E Broszeit, A Leyland & A Matthews, "Hard coatings on light-metal components under mechanical surface loading", *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 1998, 29, 141-152.
4. H.Samir Awad, H.C. Qian, "Deposition of duplex Al₂O₃/TiN coatings on aluminum alloys for tribological applications using a combined microplasma oxidation (MPO) and arc ion plating (AIP)", *Wear*, 260, issues 1-2, (2006), pp.215-222.
5. O.Wanstrand, M. Larsson, A. Kassman-Rudolph, "An experimental method for evaluation of the load-carrying capacity of coated aluminum: the influence of coating stiffness, harness and thickness", *Surface and Coatings Technology*, 127 (2000), pp. 107-113.
6. X. Nie, A. Leyland, H.W. Song, A.L. Yerohkin, S.J. Dowey and A. Matthews, "Thickness effects on the mechanical properties of microarc discharge oxide coatings on aluminum alloys", *Surface and Coatings Technology* 116-119 (1999), pp. 1055-1060.
7. W. Xue, Z. Deng, R. Chen and T. Zhang, "Growth regularity of ceramic coatings formed by microarc oxidation on Al-Cu-Mg alloy", *Thin Solid Films* 372 2 (2000), pp. 114-117.
8. A.L. Yerokhin, V.V. Lyubimov and R.V. Ashitkov, "Phase Formation in Ceramic Coatings during Plasma Electrolytic Oxidation of Aluminum Alloys," *Ceram. Int.*, 24 (1998), 1-6.
9. G.L. Yang, X.Y. Lu, Y.Zh. Bai, H.F. Cui, Z.S. Jin, "The Effects of Current Density on the Phase Composition and Micro Structure Properties of Micro-arc Oxidation Coating," *J. Alloys Comp*, 345 (2002), 196-200.
10. A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews, S.J. Dowey, "Plasma electrolysis for surface engineering", *Surface and Coatings Technology*, 122 (1999) 73-93.
11. A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews., "Characterisation of Oxide Films Produced by Plasma Electrolytic Oxidation of a Ti-6Al-4V Alloy," *Surf. Coat. Technol*, 130 (2000), 195-206.
12. X. Nie, A. Leyland, A.L. Yerokhin, H.W. Song, A. Matthews, *Surf. Coat. Technol.* 119 (1999) 1055-1060
13. G. Sandararajan, L., Rama Krishna, "Mechanisms underlying the formation of thick alumina coatings through the MAO coating technology", *Surface and Coatings Technology*, 167 (2003) 269-277.
14. B.Y. Long, H.H. Wu, B.H. Long, et al. *J. Jilin Univ. (Science Edition)* 43 (1) (2005) 68 (in Chinese).
15. H.H. Wu, X.Y. Lu, B.H. Long, X.Q. Wang, et al. *Mater. Lett.* 59 (2005) 370.
16. H.H. Wu, Z.S. Jin, B.Y. Long, F.R. Yu, X.Y. Lu, *Chin. Phys.Lett.* 20 (10) (2003) 1815
17. W. Krysmann, P. Kurze, H.G. Ditttrich, *Crystal. Res. Technol.* 19.
18. A. Polat, M.Usta, M. Makaracı, A.Ata, Z.Tas, "Properties of Alumina Coating formed By Microarc Oxidation Technique on 6061 Aluminum Alloy", *Practical Metallography*, Volume XLV,594-609 (2008).
19. V.V. Bakovets, O.V. Polyakov, I.P. Dolgovsova, "Plazmenno-elektroliticheskaya Anodnaya Obrabotka Metallov", *Nauka, Novosibirsk*, 1992 (in Russian).
20. V.N.Malyshev, G.A. Markov, V.A. Fyodorov, A.A. Petrosyants, O.P. Terleeva, *Khimicheskoye i Neftyanoye Mashinostroeniye* 1 (1984) 26 (in Russian)
21. V.I. Tchernenko, L.A. Snezhko, S.B. Tchernova, *Zashchita Met-allov* 18 (3) (1982) 454 (in Russian)
22. G.A. Markov, B.S. Gizatullin, I.B. Rychazhkova, *USSR Patent* 926 083, 1982.
23. S.V. Gnedenkov, P.S. Gordienko, S.L. Sinebryukhov, A.N.Kovryanov, O.A. Khrisanfova, A.I. Cherednichenko, S.V.Korkosh, K.D. Khromushkin, *Russ. J. Appl. Chem.* 73 (2000)6.
24. G.A. Lavrushin, S.V. Gnedenkov, P.S. Gordienko, S.L. Sinebryukhov, *Russ. Prot. Met.* 38 (2002) 363.
25. A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews, *Surf. Coat. Technol.* 130 (2000) 195.
26. A.L. Yerokhin, A. Leyland, A. Matthews, *Appl. Surf. Sci.* 200 (2002) 172.
27. W.B. Xue, C. Wang, R.Y. Chen, T.H. Zhang, *Mater. Lett.* 52 (2002) 435.
28. W.B. Xue, Z.W. Deng, H. Ma, R.Y. Chen, *Surf. Eng.* 17 (2001) 323.
29. V.S. Rudnev, L.M. Tyrina, V.M. Nikitin, N.V. Speshneva, P.S. Gordienko, *Russ. Prot. Met.* 39 (2003) 334.
30. V.S. Rudnev, I.V. Lukiyanchuk, D.L. Boguta, V.V. Kon'shin, A.S. Rudnev, P.S. Gordienko, *Russ. Prot. Met.* 38 (2003) 191.
31. Y. Han, S.H. Hong, K.W. Xu, *Surf. Coat. Technol.* 154 (2002) 314.
32. J.P. Schreckenbach, G. Marx, F. Schlottig, M. Textor, N.D. Spencer, *J. Mater. Sci. Mater. M* 10 (1999) 453.
33. S.V. Gnedenkov, P.S. Gordienko, O.A. Khrisanfova, T.M. Scorobogatova, S.L. Sinebrukhov, *J. Mater. Sci.* 37 (2002) 2263.

34. P.S. Gordienko, S.V. Gnedenkov, S.L. Sinebryukhov, O.A. Khisanfova, T.M. Skorobogatova, Russ. Electrochem. 29 (1993) 1232.
35. Xin, S., Song, L., Zhao, R., Hu, X., "Composition and thermal properties of the coating containing mullite and alumina", *Materials Chemistry and Physics*, (2005).
36. MacKenzie, J.K., "The Elastic Constants of a Solid Containing Spherical Holes". *Proceedings of the Physical Society*, B63: 2-11.(1950).
37. McColm, I.J., "Ceramic Hardness", *Plenum Press*, New York, (1990).
38. Malyshev, V.N., Markov, G.A., Fedorov, V.A, Petrosyants and Tereeva, O.P., "Features of the structure and properties of coatings applied by the method of microarc oxidation", 26-27, (1984).

İKİZ MERDANE DÖKÜM TEKNOLOJİSİ (İMD) İLE ÜRETİLEN 7072AA'LARIN KOROZYON DAVRANIŞI

Aziz DURSUN, Beril ÇORLU, Murat DÜNDAR, Canan İNEL, Rasim ERDOĞAN

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş., Tuzla, İstanbul
Aziz.Dursun@kibarholding.com

ÖZET

Bu çalışmada, ikiz merdane döküm teknoloji kullanılarak iki farklı döküm kalınlığında ve farklı kimyasal içerikte üretilen 7072 alaşımların korozyon davranışları, sıcak hadde üretim ile karşılaştırılmalı olarak incelenmiştir. Elektrokimyasal test sonuçları optik ve elektron mikroskobu kullanılarak, alaşımların mikroyapıları ile ilişkilendirilmeye çalışılmıştır. Yapılan tüm döküm denemelerinde İMD ile üretilen 7072 alaşımların sıcak hadde(DC) üretime kıyasla daha negatif korozyon potansiyeline sahip olduğu görülmüştür. Çalışma sonuçları, çok daha hızlı katılaşma koşullarının(İMD ve ince döküm), malzemenin korozyon potansiyelini negatif yönde artırdığını göstermiştir. Ayrıca Zn ve Ti elementlerinin aksine Fe ve Si elementlerindeki artışın malzemelerin korozyon davranışları üzerinde herhangi bir değişikliğe neden olmadığı tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: İkiz merdane döküm, 7072AA.

ELECTROCHEMICAL CHARACTERIZATION OF TRC AA7072

ABSTRACT

The electrochemical behavior of a series of 7072 aluminium alloys cast by twin roll casting technology at two different gauges with different chemical compositions has been studied and compared with that of a DC counterpart. The corrosion potential of all the TRC cast samples have been found to be more negative than DC cast sample. It is also found that higher solidification rates developed during twin roll casting at much thinner gauges resulted in lower corrosion potentials. Unlike Zn and Ti, higher concentrations of Fe and Si with the purpose of retaining adequate strength at much thinner thicknesses do not have an adverse effect on the corrosion potentials.

Keywords: Twin roll casting, 7072AA.

1. GİRİŞ

Yüksek ısı iletkenliklerine ve düşük korozyon potansiyellerine sahip olmaları nedeniyle özellikle 7072 serisi alüminyum alaşımları mekanik ısı değiştirici uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadırlar[1]. Isı değiştiriciler, genellikle ekstrüzyon yöntemiyle üretilen bakır ya da alüminyum borular ile bunlarla fiziksel olarak temas halinde olan geniş yüzey alanlarına sahip kanatçıklardan oluşurlar. Hem iç hem de dış kullanım alanlarında zaman zaman sert kullanım koşullarına maruz kalan ısı değiştiricilerin performanslarını belirleyen en önemli iki özellik, kullanılan alüminyum kanatçıların korozyon dirençleri ve ısı iletkenlikleridir. Yüksek ısı iletkenliğine sahip kanatçılar, dönüştürülen ısı değişim performansını artırırken, kendisini çevreleyen boruya oranla çok daha negatif korozyon potansiyeline sahip kanatçıklar(galvanik koruma) ısı dönüştürücülerin kullanım ömürlerini artırır[2-3]. Isı dönüştürücülerde kanatçık olarak kullanılan 7072AA'nın korozyon potansiyeli genellikle malzemenin Zn içeriği ile değişir. Yüksek oranlara kullanılan Zn miktarı malzemenin korozyon potansiyelini negatif yönde değiştirirken, malzemenin ısı iletkenliğini olumsuz yönde etkilemektedir. Bu nedenle kanatçık malzemelerinde kullanılan Zn'un optimizasyonu bir gereklilik oluşturmaktadır. Bununla beraber, otomotiv sektöründe ortaya çıkan çok daha hafif araç üretim kaygısı, kullanılan alüminyum alaşımlarının kalınlıklarının azaltılmasını da bir zorunluluk haline getirmiştir. Ancak kalınlığın düşürülmesi beraberinde düşük mukavemet ve düşük ısı iletkenliğine neden olacaktır. Sert lehim(brazing) ile üretilen ve kanatçıların 3000 serisi alüminyum alaşımlarından kullanıldığı ısı dönüştürücülerde, mukavemetin artırılması Ni elementinin eklenmesi ile sağlanmaya çalışılmıştır[4]. Ancak korozyon davranışlarında bir değişiklikten bahsedilmemiştir.

Yukarıda bahsedilen tüm bu gereksinimlerin ışığında, bu çalışmamızda ikiz merdane döküm teknolojisinin getirdiği yüksek katılaşma avantajlarını da kullanarak daha ince kalınlıklarda düşük korozyon potansiyeli ve yüksek ısı iletkenliğine sahip 7072AA alaşımların üretilebilirliğini gösterdik. Bu amaçla, tamamen gerçek döküm şartlarında, farklı döküm kalınlıklarında dolayısıyla farklı katılaşma hızlarında ve farklı miktarlarda Zn,Ti,Fe ve Si içeren 7072AA numuneler üretildi ve bunların korozyon davranışları incelendi. Üretilen malzemelerin ısı iletkenlikleri son ürünlerde tespit edilmek üzere imalatçı firmalara gönderildi.

2. DENEYSSEL ÇALIŞMA

İkiz merdane dökümlerin tümü Assan Alüminyum tesislerinde gerçek üretim koşullarında gerçekleştirilmiştir. Sıcak hadde 7072 alaşım Valeo,Fransa'dan tedarik edilmiştir. Tüm alaşımların kimyasal kompozisyonları Tablo 1 de verilmiştir. Son ürün kalınlıkları 50 ile 60 mikron arasında değişmektedir.

Elektrokimyasal deneylerden önce tüm yüzeyler, önce hekzan ardından aseton ve deiyonize su ile temizlenmiştir. Deneylerde sadece 3.46 cm² lik bir alan açıkta kalacak şekilde "home-made" PEEK (Polyaryl-ether-ether-ketone) bir numune tutacağı kullanılmıştır. Tüm potansiyeller doymuş kalomel referans elektrod kullanılarak ölçülmüş ve raporlanmıştır (SCE,0.242 V vs. NHE). Korozyon potansiyel ölçümleri ASTM G69 standardına uygun olarak oda sıcaklığında 2-4 saat süresince 1M NaCl çözeltisi kullanılarak yapılmıştır. Elektrokimyasal testler için kullanılan cihaz PAR(Princeton Applied Research) 'ın VersaSTAT 3 modelidir. Tüm deneyler en az üç kez tekrarlanmıştır. Detay kesit mikroyapı incelemelerinde JEOL 5600 elektron mikroskobu kullanılmıştır.

3. BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

Bu bildiriye sunulan sonuçlar Tubitak destekli devam etmekte olan projenin çıkan ilk sonuçları olup, mikroyapı-malzeme özellik ilişkilerinin inceleneceği detaylı çalışma sonuçları gelecek aylarda makale şeklinde paylaşılacaktır. Çeşitli amaçlar ile yapılan deneme dökümlerin korozyon ve mikroyapı incelemeleri burada kısa özet şeklinde paylaşılmıştır. Gerçek işletme koşullarında dökülen 7072 alaşım bobinlerin kimyasal analiz sonuçları Tablo 1 de gösterilmiştir.

Tablo 1. Dökülen 7072 alaşım bobinlerin kimyasal analizi

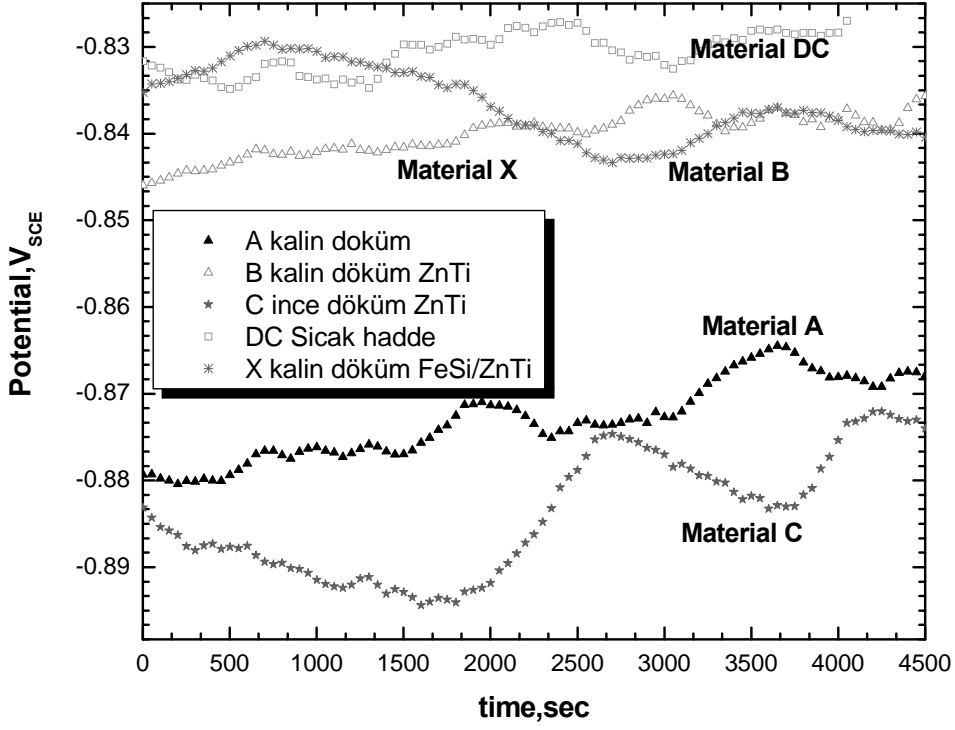
	Fe wt%	Si wt%	Zn wt%	Ti wt%	Mn wt%	Cu wt%	%Al wt%
A-kalın döküm 204	0.281	0.087	0.978	0.009	0.005	0.001	98.61
B-kalın döküm 206 ZnTi*	0.289	0.066	0.690	0.004	0.005	0.001	98.92
C-ince döküm 253 ZnTi	0.286	0.092	0.665	0.004	0.004	0.000	98.93
X-kalın döküm 209 FeSi**/ZnTi	0.445	0.152	0.677	0.004	0.003	0.001	98.69
DC 7072							

*ZnTi içeriğinin A ya oranla düşük olduğunu ifade ediyor.

**FeSi içeriğinin A ya oranla yüksek olduğunu ifade ediyor.

Şekil 1, yukarıdaki tabloda kimyasal içerikleri verilen alaşımların korozyon potansiyellerinin zamanla değişimini göstermektedir. Şekil 1 den, ikiz merdane döküm teknolojisi ile üretilen tüm 7072 alaşım dökümlerin (A,B,C,ve X) korozyon potansiyellerinin, sıcak hadde 7072(DC) alaşım döküme oranla daha negatif olduğu bulunmuştur. Negatif yönde en yüksek ve en düşük korozyon potansiyeline sahip dökümler sırasıyla C ve DC olarak görülmektedir. Özellikle ısı dönüştürücü uygulamalarında “feda edilen-sacrificial” malzeme olarak kullanılan 7072 alaşımların, korozyon potansiyellerinin içerdikleri Zn miktarları ile değiştiği bilinmektedir. Yüksek Zn miktarları korozyon potansiyelini negatif yönde artırmaktadır. Bu fark A ile B nin korozyon potansiyelleri incelendiğinde açıkça görülmektedir. Zn miktarındaki yaklaşık wt%0.3 lük azalma, aynı döküm kalınlığından üretilen B nin korozyon potansiyelini yaklaşık olarak 30 mV_{SCE} yükseltmiştir. Buna göre Zn miktarındaki her yüzde 1 lik değişim korozyon potansiyelini 10 mV_{SCE} değiştirmektedir. Ancak sebep olduğu bu düşük korozyon potansiyeline karşılık, Zn gibi alüminyum içerisinde çözünürlükleri yüksek olan elementlerin, yüksek oranlarda kullanılması, ürünlerin ısı iletkenliklerini negatif yönde etkilemektedirler.

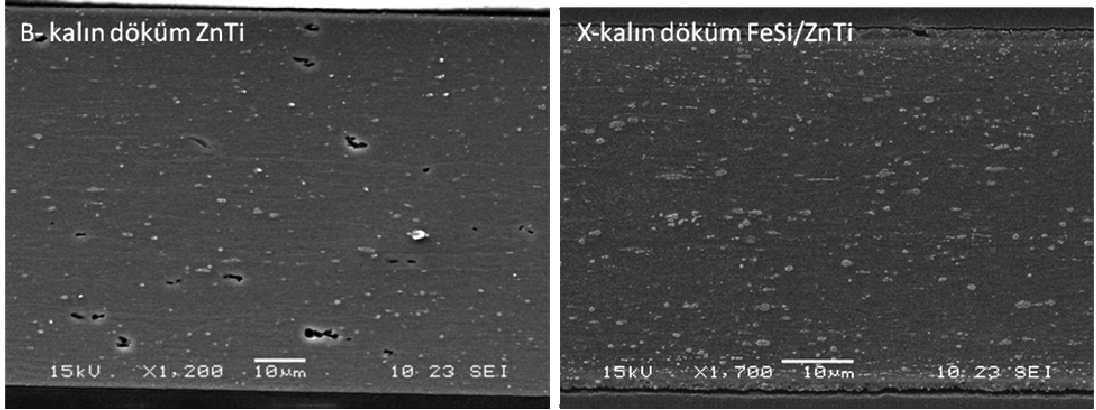
Burada sunulan bu ön çalışmada korozyon potansiyelini etkilemeden yada daha negatif yaparak ürünlerin ısı iletkenliğini artırmanın ikiz merdane döküm teknolojisi ile mümkün olabileceği gösterilmiştir. Şekil 1 de, A ile karşılaştırıldığında, daha ince döküm kalınlığında dolayısıyla çok daha hızlı katılma koşullarında üretilen ve ZnTi içeriği B ile aynı olan olan C nin korozyon potansiyeli referans üretim A ile aynı hatta ~5 mV daha negatif olduğu görülmektedir. Dolayısıyla, A ile aynı korozyon potansiyeline sahip C nin, daha düşük Zn ve Ti içeriğinden dolayı ısı iletkenliğinin çok daha iyi olmasını bekleyebiliriz. Üretilen tüm bu malzemelerin ısı iletkenlikleri müşterilerde son ürün olarak test edilecektir.



Şekil 1. Farklı döküm kalınlıkları ve kimyasal alaşımlarda dökülen 7072 alaşımların korozyon potansiyellerinin zamanla değişimi.

Çok daha düşük son ürün kalınlıklarında, yeterli mukavemeti sağlamak amacıyla artırılan Fe ve Si elementlerinin, ürünlerin korozyon davranışları üzerinde herhangi bir değişikliğe neden olmadığı B ve X in korozyon davranışları incelendiğinde görülmektedir.

Fe'in alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün oldukça düşük olması (max. 0.05 wt%) ve yüksek Fe miktarının hızlı katılma ve sonraki haddeleme operasyonları sırasında aşırı doymuş matrisin çözünmesini artırdığından dolayı, ürünlerin ısı iletkenliğini de etkilememesi beklenmektedir. Şekil 2 de B ve X' in elektron mikroskobu ile görüntülenmiş kesit mikroyapıları verilmiştir. Çok daha yüksek Fe ve Si miktarına sahip X in kesitinde intermetaliklerin sayıca fazla ve daha büyük olduğu görülmektedir. B den farklı olarak X in her iki yüzeyinde de yaklaşık 10 mikron kalınlığında aşırı doymuş bölge görülmektedir. Aşırı doymuş bölgedeki intermetaliklerin boyutları 1 mikronun altındadır.



Şekil 2. B ve X' in kesit mikroyapısı

4. SONUÇLAR

Bu çalışma sonrasında, ikiz merdane döküm teknolojisinin getirdiği yüksek katılaşma avantajları kullanılarak Zn ve Ti oranı azaltılmış ancak aynı yada daha düşük korozyon potansiyeline sahip 7072 alaşım ürünlerin üretilebilirliklerinin mümkün olabildiği gösterilmiştir. İMD ile üretilen tüm deneme 7072 dökümlerde, korozyon potansiyelleri sıcak döküm(DC) ye oranla daha negatif bulunmuştur. Çok daha hızlı katılaşma koşullarının(İMD + ince döküm), malzemenin korozyon potansiyelini negatif yönde artırdığı görülmüştür. Ayrıca Zn ve Ti elementlerinin aksine Fe ve Si elementlerindeki artışın malzemelerin korozyon davranışları üzerinde herhangi bir değişikliğe neden olmadığı tespit edilmiştir.

5. KAYNAKLAR

1. William D. Vernam, Ralph W.Rogers,Jr. *Aluminium alloy sheet product suitable for heat exchanger fins and method.* 1983, US Patent 4,409,036
2. J.B.Borton,Corrosion control coatings, H.L.Heish,Jr. ed 1979., p.59-73
3. Philip A.Schweitzer, P.E., *Corrosion and Corrosion Protection Handbook*,2nd ed., pp.153
4. A. Kawahara, A. Niikura, T. Doko, *Furukawa Review*, 2003.(24): p. 81-

ALÜMİNYUM TALAŞININ GERİ KAZANIMI VE UÇUCU KÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT ÜRETİMİ

Harun MİNDİVAN*, Hüseyin ÇİMENOĞLU**, E.Sabri KAYALI**

*Atatürk Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü, Erzurum, hmindivan@hotmail.com

** İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İstanbul, cimenoglu@itu.edu.tr, kayali@itu.edu.tr

ÖZET

Bu çalışmada, sanayide bol miktarda bulunan 2024 ve 6082 alüminyum talaşlarının ve de uçucu kül-alüminyum talaşı karışımı ile uçucu kül ve alüminyum talaşının sıcak presleme ile doğrudan geri kazanımı incelenmiştir. Çalışma iki kademedен oluşmaktadır. İlk etapta; geleneksel geri kazanım yöntemine alternatif olarak, ergitme yapılmaksızın 2024 ve 6082 alüminyum talaşlarının önce çeneli kırıcı ve ardından sıfır altı sıcaklıklarda çalışabilen mekanik öğütme cihazı ile farklı boyutlara inceltildikten sonra belirli bir basınç altında sıcak preslenerek doğrudan geri kazanımı incelenmiştir. Çalışmanın 2. etabında ise; sıfır altı sıcaklıklarda mekanik öğütme prosesi ile 200 µm boyutuna inceltilmiş 2024 ve 6082 alüminyum talaşlarına termik santral atığı olan uçucu kül (ağırlıkça % 5 uçucu kül; boyutu: -100 µm) ilave ederek kompozit malzeme yapılmıştır. Üretilen tüm malzemelerin çeşitli karakterizasyon testleri ile belirlenen özellikleri kıyaslanmıştır. Sıcak presleme tekniği ile üretilen 2024 ve 6082 alüminyum alaşımlarının talaş boyutu incelidikçe sertlik ve aşınma direnci artarken, sıcak pres ile farklı boyutlardaki 2024 alüminyum alaşım talaşından üretilen malzemelerin sertliği ve aşınma direnci, 6082 alüminyum alaşım talaşından üretilen malzemelere nazaran daha yüksek olmuştur. 200 µm altı boyutdaki 2024 ve 6082 alüminyum alaşımları talaşlarına uçucu kül ilavesi, üretilen kompozitlerin sertliğini önemli miktarda artırmasına karşın aşınma direnci düşmüştür.

Anahtar kelimeler: Alüminyum, alüminyum talaşı, geri kazanım, mekanik özellik, kompozit, sıfırlı sıcaklıklarda mekanik öğütme.

RECYCLING OF ALUMINUM MACHINING CHIPS AND PRODUCTION OF FLY ASH REINFORCED ALUMINUM MATRIX COMPOSITE

ABSTRACT

This paper introduces the direct conversion by hot pressing method of fly ash with 2024 and 6082 aluminum chips which are widely used in the industry. This study consists of two parts. During the first part, as an alternative route to the conventional method, without melting, 2024 and 6082 aluminum chips were firstly comminuted and aluminum chips refined in different sizes by mechanical milling at cryogenic temperature were hot pressed. In the second part of this work, the feasibility of synthesis of the composite from 200 µm grained 2024 and 6082 aluminum chips reinforced with fly ash particles (5 wt.%; size: -100 µm) through direct conversion was investigated and the properties of the materials produced both the first and the second parts of this work were compared with those of commercially available 2024 and 6082 aluminum alloys. The hardness and wear resistance of the monolithic 2024 and 6082 Al alloy produced by hot pressing increased with decreasing chip size. When the properties of these two Al alloy chips were compared, the materials produced by hot pressing of 2024 aluminum chips in each sizes presented higher hardness and better wear resistance than 6082 aluminum chips. Reinforcing of 200 µm grained 2024 and 6082 Al alloys with fly ash reduced the wear resistance, while enhancing the hardness.

Keywords: Aluminum, aluminum chips, recycling, mechanical properties, composites, cryomilling.

1. GİRİŞ

Boksit ($Al_2O_3 \cdot nH_2O$) cevherinden alümina ve alüminanın elektroliz yöntemiyle indirgenmesi ile üretilen alüminyum, yeryüzünde silisten sonra en bol bulunan metallere birisidir [1]. Alüminyum yüksek mukavemet/ağırlık oranına, şekillendirilebilirliğe, dövülebilirliğe, işlenebilirliğe ve korozyona dayanıklı bir metal olması sebebiyle paketlemede, ulaşımda, inşaatda, elektrik ve mekanik malzeme ekipmanları gibi çok çeşitli alanlarda kullanılmaktadır [1, 2]. Sıvı metalden tüm bu alanlarda kullanılan alüminyum üretimi sırasında talaşlı imalattan dolayı hurda oluşmaktadır. Hurda toplanması, tasnifi ve hazırlanması, ergitme, rafinasyon, alaşımlama gibi süreçleri içeren geleneksel geri kazanım yönteminde metal yanması ve oksidasyonla metal kaybı yaklaşık %20 civarındadır. Ergitmenin indüksiyon fırın yerine fosil esaslı fırınlarda gerçekleşmesi durumunda bu kayıplar yaklaşık %38'e varmaktadır. Enerji tüketimi (6000kcal/kg) dikkate alındığında örneğin alüminyum talaşının geleneksel olarak geri kazanılmasında tüketilen enerji ton başına 16-19 GJ iken, kompaktlama ile alüminyum talaşının doğrudan geri kazanımı için 5-6 GJ gereklidir [3-7]. Geleneksel geri kazanım yöntemine göre en ekonomik, çevreyi en az kirletecek ve daha az enerji tüketecek doğrudan geri kazanımı sayesinde % 40 kadar malzemenin, % 26-31 enerji ve iş gücünden % 16-60 arasında tasarruf sağlanmış olacaktır [6]. Son yıllarda yapılan bilimsel araştırmalar, doğrudan geri kazanım ile alüminyum oksit [8], tungsten [9], demir-krom, karbon, silisyum karbür [10] ve bor karbür [11] takviyeli alüminyum matrisli kompozitler üretilebileceğini göstermiştir.

Bu çalışmada, farklı boyutlardaki 2024 ve 6082 alüminyum talaşlarının sıcak presleme ile doğrudan geri kazanımı ve sanayide bol miktarda bulunan alüminyum talaşının ve uçucu külün geri kazanımı incelenmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışma iki kademedeki oluşmaktadır. İlk etapta; geleneksel geri kazanım yöntemine alternatif olarak ergitme yapılmaksızın sanayiden temin edilen 2024 ve 6082 alüminyum talaşları çeneli kırıcıda öğütülerek ortalama 2-3 mm boyutuna indirilmiştir. Talaşların üzerlerinde bulunan oksit ve yağlı temizlemek için sırasıyla sıcak su, NaOH çözeltisi (60°C) ve nitrik asite daldırma sonrası ultrasonik banyoda etil alkol içinde yıkanmıştır. Temizlenen talaşlar PM 400 bilyalı değirmende sıvı azot ortamında 10 mm çapında Al_2O_3 top ile 6 saat süre ve 300 d/d ile öğütme işlemine tabi tutulmuştur. Talaşların elenmesi sonucunda 200 µm altı, 200-400 µm ve 400-600 µm olarak sınıflandırılan talaşların her biri 625 MPa basınç altında 350°C'de 30 dakika süreyle sıcak preslenmiştir. Talaş boyutunun yüzey alanının azalması ile birlikte yüzeyde oksit çökmesi de azaldığından [12], çalışmanın 2. etabında sıfır altı sıcaklıklarda mekanik öğütme prosesi ile 200 µm boyutundaki 2024 ve 6082 alüminyum talaşlarına termik santral atığı olan uçucu kül (ağırlıkça % 5 uçucu kül; boyutu: -100 µm) ilave ederek sıcak presleme ile kompozit üretilmiştir. Bu işlemler sonucunda 20 mm çapında 12 mm yüksekliğinde disk şekline sahip numuneler üretilmiştir. Elde edilen numuneler sıcak presleme işleminden sonra 300°C'de iki kez çok eksenli preslenmiştir. Her çok eksenli presleme işleminden önce numuneler 90° döndürülmüştür. Üretimin başarısını kıyaslamak amacıyla çeşitli karakterizasyon testleri ile gerek 1. etap halindeki alüminyum alaşımları ve gerekse 2.etap sonucu üretilen kompozitler ticari olarak temin edilen geleneksel 2024 ve 6082 alüminyum alaşımları ile aynı koşullarında test edilmiştir.

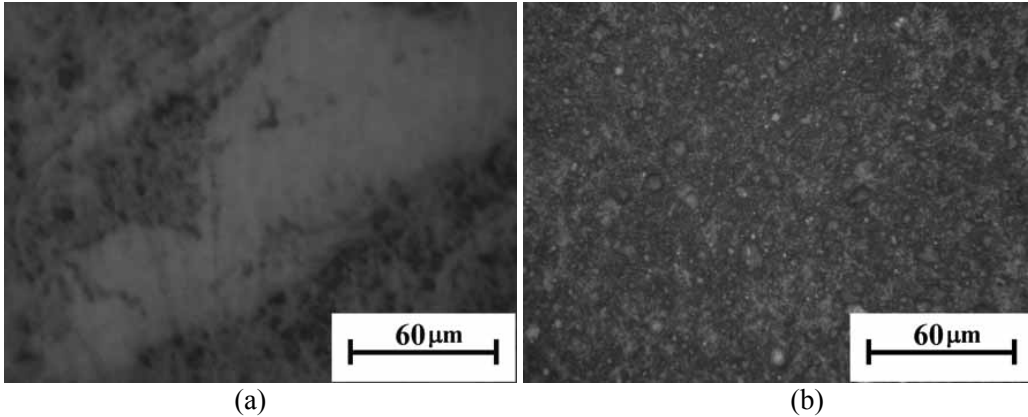
İncelenen numunelerin mikroyapı karakterizasyonu, mikroskobik inceleme ve X-ışınları difraksiyon (XRD) analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Mikroskobik incelemeler, standart metalografik yöntemlerle zımparalanan ve parlatılan disk şeklindeki numunelerin kesiti üzerinde bilgisayar donanımına bağlantılı optik ışık mikroskobu kullanılarak yapılmıştır.

XRD çalışmaları, Cu-K α radyasyonu kullanan Rigaku model XRD cihazı ile gerçekleştirilmiştir.

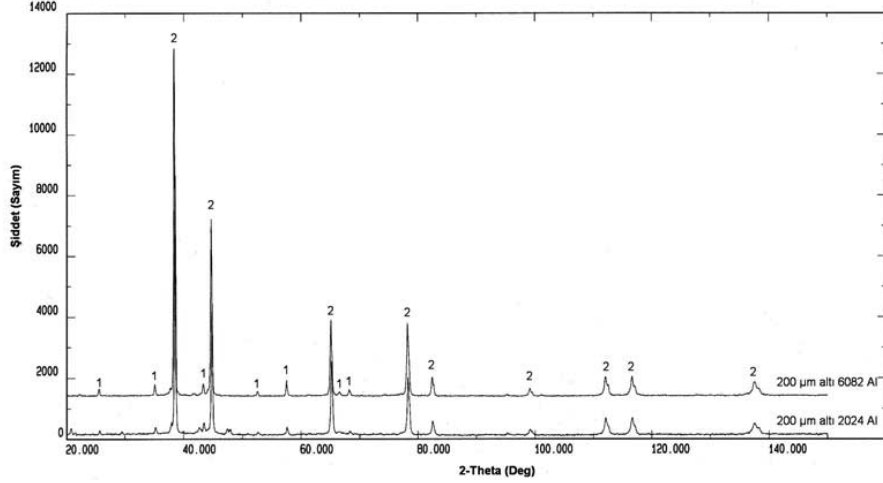
Mekanik özellik karakterizasyonu, sertlik ve aşınma deneyleriyle yapılmıştır. Sertlik ölçümleri metalografik olarak hazırlanmış numuneler üzerinde hafif metal alaşımlar için tercih edilen Brinell sertlik cihazında 306 N yük ile HB_{2,5/31,25} cinsinden belirlenmiştir. Aşınma deneyleri ASTM G133 [13] standardında tanımlanan, ileri geri aşınma deney cihazında normal atmosferik şartlarda (oda sıcaklığında ve %65 nem) gerçekleştirilmiştir. Aşındırıcı olarak Al₂O₃ bilye kullanılmıştır. Deneyler 2,0 N yük altında, 0,02 m/s kayma hızında yapılmış olup, toplam kayma mesafesi 48 m'dir. Aşınma deneyi sonrasında numune yüzeylerinde oluşan aşınma izleri profilometre (Veeko) ve optik mikroskop ile analiz edilmiştir.

3. SONUÇLAR VE İRDELEME

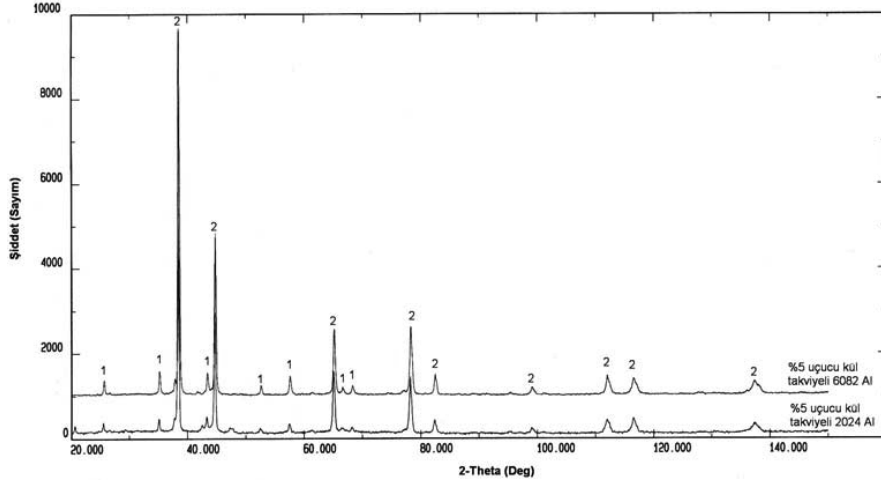
Bu çalışma kapsamında, sıcak presleme tekniği ile 200 μ m altı talaş ve ağırlıkça %5 uçucu kül kullanılarak üretilen malzemelerin temsili mikroyapıları ve bu mikroyapılara ait X-ışınları difraksiyon paternleri sırasıyla Şekil 1 ve Şekil 2'de verilmiştir. Mikroskobik incelemeler, alüminyum matriste uçucu kül partiküllerinin dağılımının uniform olduğunu, mikroyapının herhangi bir bölgesinde porozite ve partikül segragasyonun olmadığını ortaya çıkarmıştır. İki kez çok eksenli preslenme sonucunda alüminyum talaşların birbirlerine çok iyi bağlanmış olduğu, talaşların temas bölgelerinde belirgin bir oksit filmi bulunmadığı ve mikroyapıda porozite oluşmadığı gözlenmiştir. Gerek 1. etap halindeki takviyesiz alüminyum alaşımları ve gerekse 2.etap sonucu üretilen uçucu kül takviyeli kompozitlerin XRD paternlerinde (Şekil 2) sadece Al ve Al₂O₃ pikleri mevcut olup, bunun dışında herhangi bir mikroyapı bileşenine ait pik tespit edilmemiştir. Ancak sıcak presle 200 μ m altı talaştan üretilen takviyesiz 2024 ve 6082 alüminyum alaşımları kendi aralarında karşılaştırıldığında takviyesiz 2024 alüminyum alaşımında Al pik şiddeti daha az iken, uçucu kül ilavesi durumunda hem 2024 hem de 6082 alüminyum matrisli kompozitte Al pik şiddeti daha da azalırken, Al₂O₃ pik şiddeti nispeten artmaktadır. Bu durum, öğütme sırasında 2024 alüminyum talaşının 6082 alüminyum talaşına göre daha fazla oksitlendiğini göstermektedir.



Şekil 1.Sıcak presleme ile (a) 200 μ m altı 6082 alüminyum alaşımı ve (b) ağırlıkça %5 uçucu kül takviyeli 6082 alüminyum matrisli kompozitlerin mikroyapıları.



(a)

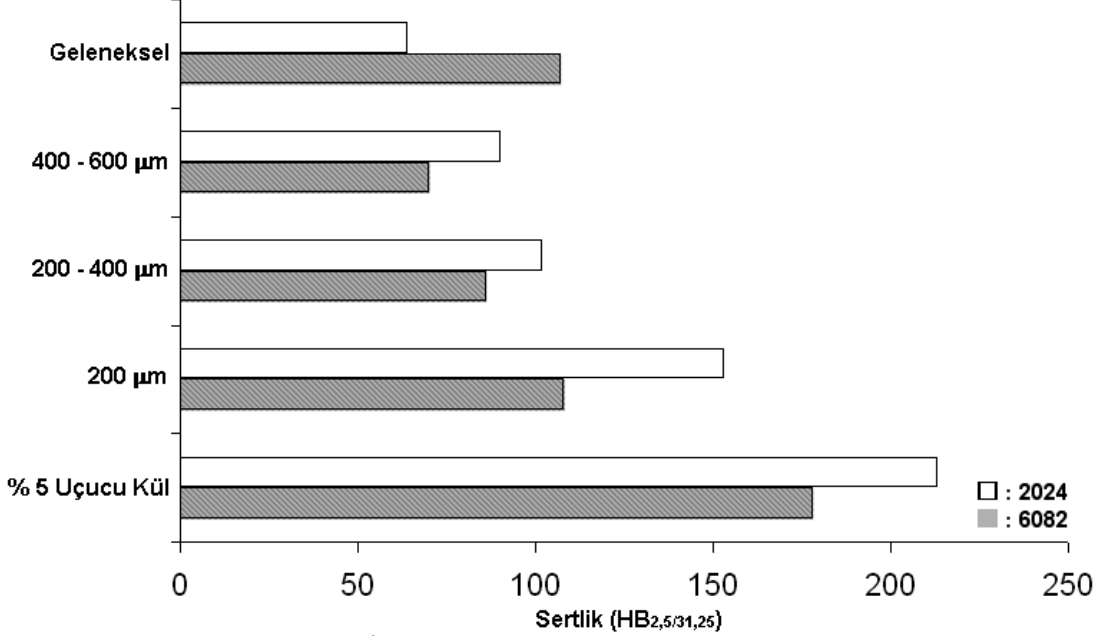


(b)

Şekil 2. Sıcak presleme ile (a) 200 µm altı 2024 ve 6082 alüminyum alaşımı ve (b) ağırlıkça %5 uçucu kül takviyeli 2024 ve 6082 alüminyum matrisli kompozitlerin XRD paternleri. (1: Al₂O₃, 2:Al)

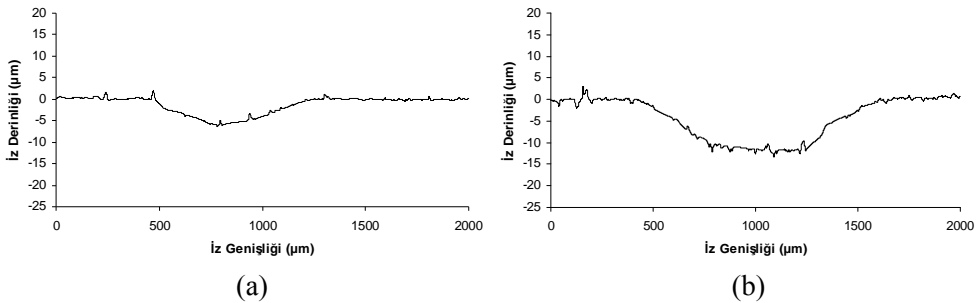
Geleneksel 2024 ve 6082 alüminyum alaşımı ile gerek 1. etap halindeki sıcak preslenerek farklı boyutlardaki talaşlardan üretilen takviyesiz alüminyum alaşımları ve gerekse 2.etap sonucu 200 µm altı talaştan üretilen uçucu kül takviyeli kompozitlerin sertlik değerleri Şekil 3'de verilmiştir. 200 µm altı talaştan üretilen 6082 alüminyum alaşımının sertlik değerlerinde kayda değer bir fark görülmezken, 200 µm altı talaştan üretilen 2024 alüminyum alaşımının sertliği geleneksel 2024 alüminyum alaşımına göre yaklaşık iki kat artmıştır. Bununla birlikte sıcak pres ile üretilen 2024 ve 6082 alüminyum alaşımının talaş boyutu arttıkça sertlik değeri önemli derecede azalırken, sıcak pres ile her bir 2024 alüminyum talaş boyutundan üretilen malzemelerin sertlik değerleri 6082 alüminyum alaşım talaşından üretilen malzemelere nazaran daha yüksektir. Sıcak pres ile üretilen takviyesiz 2024 alüminyum alaşımları ve 200 µm altı talaştan üretilen uçucu kül takviyeli 2024 alüminyum matrisli kompozit ile sıcak presle üretilen takviyesiz 6082 alüminyum alaşımları ve 200 µm altı talaştan üretilen uçucu kül takviyeli 6082 alüminyum matrisli kompozitin sertlik değerleri arasında önemli bir farkın oluşması bu çalışmada

kullanılan 2024 alüminyum talaşının öğütme sırasında daha fazla oranda oksitlendiğini işaret etmektedir (Şekil 2).

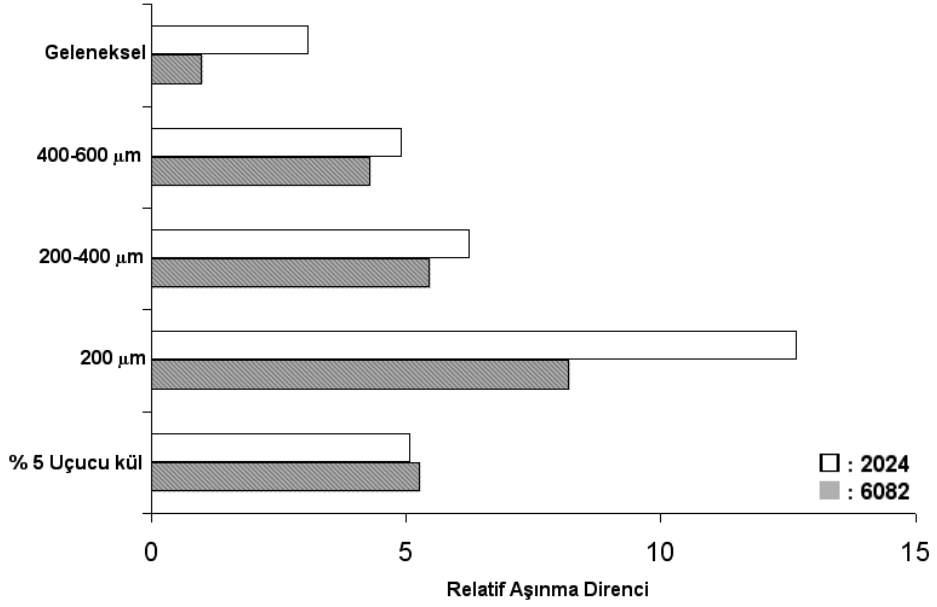


Şekil 3. İncelenen numunelerin sertlik değerleri.

İki boyutlu profilometre görüntülerinden (Şekil 4) hesaplanan aşınma iz genişliği ve derinliği bilgilerinden yararlanılarak aşınma iz alanları belirlenmiştir. En çok aşınan malzemenin (geleneksel 6082 alüminyum alaşımı) aşınma direnci 1,0 kabul edilerek diğer malzemelerin aşınma dirençleri relatif olarak hesaplanmıştır. Bu çalışmada incelenen malzemelerin relatif aşınma dirençlerinin değişimi Şekil 5’de verilmiştir. Orijinal durumdaki geleneksel 6082 alüminyum alaşımı en çok ve sıcak pres ile 200 µm altı talaştan üretilen 2024 alüminyum alaşımı en az aşınmıştır. Sıcak pres ile üretilen 2024 ve 6082 alüminyum alaşımları kendi aralarında karşılaştırıldığında talaş boyutunun artması ile hem sertlik (Şekil 3) hem de aşınma direnci (Şekil 5) azalmaktadır. Hemen hemen benzer aşınma direnci sergileyen 200 µm altı talaştan üretilen uçucu kül takviyeli 2024 ve 6082 alüminyum matrisli kompozitlerin sertliği çok yüksek olmasına rağmen (Şekil 3), takviyesiz 200 µm altı talaştan üretilen 2024 ve 6082 alüminyum alaşımlarının aşınma direnci daha yüksektir (Şekil 5). Bu sonuç, uçucu kül takviyeli kompozitlerin kuru kayma aşınma direncini inceleyen Malhotra ve arkadaşlarının [14] gözlemleriyle uyum içindedir.

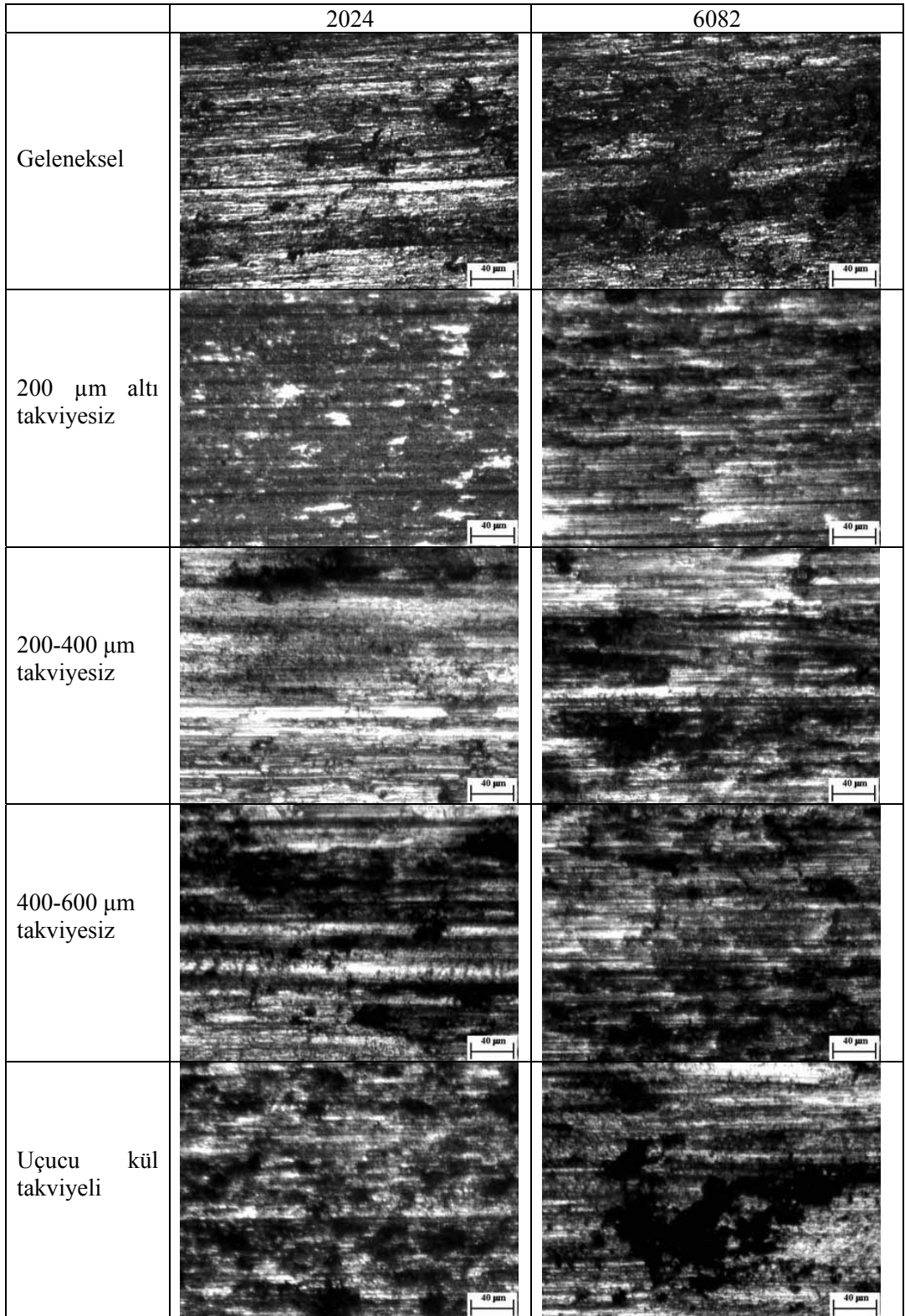


Şekil 4. Sıcak pres ile 200 µm altı talaştan üretilen (a) takviyesiz 2024 alüminyum alaşımı ve (b) uçucu kül (ağırlıkça % 5) takviyeli 2024 alüminyum matrisli kompozitin aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



Şekil 5. İncelenen numunelerin relatif aşınma direnci değişimi.

Şekil 6'da geleneksel ve sıcak pres ile üretilen malzemelerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Geleneksel 2024 ve 6082 alüminyum alaşımlarının aşınma yüzeyinde, şiddeti alaşımdan alaşıma değişen kayma yönünde çizgiler ve yüzeyden malzeme kaybını işaret eden aşınmış hasar bölgeleri mevcuttur. Sıcak presleme tekniği ile üretilen 2024 ve 6082 alüminyum alaşımlarının talaş boyutu inceldikçe aşınma yüzeyi nispeten küçük boyutlu ve homojen hasar bölgeleri içerirken, uçucu kül takviyeli 2024 ve 6082 alüminyum matrisli kompozitlerde ise aşınma yüzeyinin hasar bölgelerinin boyutu daha büyük ve uçucu kül partiküllerinin matristen kopup ayrılması sonucu daha pürüzlüdür. Bu gözlem, uçucu kül takviyeli kompozitlerde uçucu kül ile matris arasındaki zayıf bağlanmadan dolayı uçucu kül partiküllerinin aşınma yüzeyinden kolay ayrılarak [15], aşınma sırasında ilave aşındırıcı olarak davranıp aşınma direncinin düşmesine sebep olduğunu göstermektedir.



Şekil 6. Aşınma deneyi sonrası aşınma izlerinin yüksek büyütme optik mikroskop görüntüleri.

4. SONUÇLAR

Bu çalışmada 2024 ve 6082 alüminyum talaşları önce çeneli kırıcı ve ardından sıfır altı sıcaklıklarda çalışabilen mekanik öğütme cihazı ile 200 µm, 200-400 µm ve 400-600 µm boyutlarına inceltildikten sonra hem takviyesiz hem de 200 µm boyutundaki 2024 ve 6082 alüminyum talaşlarına termik santral atığı olan uçucu kül (ağırlıkça % 5) ilave ederek 625 MPa basınç altında 350°C’de 30 dakika süreyle sıcak preslenerek disk formuna getirilmiştir. Diskler daha sonra 300°C’de iki defa çok eksenli preslemeye tabi tutulmuştur. Üretilen malzemelerin belirlenen özellikleri aşağıda özetlenmiştir.

1. Mikroyapı çalışmaları sonucunda talaşların sıcak preslenmesi ile üretilen malzemelerin mikroyapısında belirgin bir porozite oluşumu görülmemiştir. XRD sonuçlarına göre her iki alaşım talaşından üretilmiş malzemelerde Al dışında Al₂O₃ fazının varlığı da tespit edilmiştir. Ayrıca talaş olarak 2024 alüminyum alaşımı ve uçucu kül kullanılması durumunda Al pik şiddeti azalırken, Al₂O₃ fazına ait pik şiddeti kısmen artmaktadır.
2. Sıcak presleme tekniği ile üretilen 2024 ve 6082 alüminyum alaşımlarının talaş boyutu incelidikçe sertlik ve aşınma direnci artarken, sıcak pres ile farklı boyutlardaki 2024 alüminyum alaşım talaşından üretilen malzemelerin sertliği ve aşınma direnci, 6082 alüminyum alaşım talaşından üretilen malzemelere nazaran daha yüksektir.
3. 200 µm altı boyutundaki 2024 ve 6082 alüminyum alaşımları talaşlarına uçucu kül ilavesi, sertliği önemli miktarda artırmasına rağmen aşınma direnci düşmüştür.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma, finansal olarak Yrd.Doç.Dr. Harun MİNDİVAN yürütücülüğündeki “Sıfıraltı Sıcaklıklarda Mekanik Öğütme Prosesi ile Alüminyum Talaşının Geri Kazanımı ve Uçucu Kül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi” isimli TUBİTAK projesinden (Proje No: 108M574) desteklenmiş olup maddi destekten dolayı TUBİTAK’a, üretim ve karakterizasyon sırasındaki katkıları nedeniyle İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümüne teşekkür ederiz.

KAYNAKLAR

1. E.L.Roy, “Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys”, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 1983.
2. L. F. Mondolfo, “Aluminum alloys: structure and properties”, Boston, Butterworths, 1976.
3. J. Gronostajski, A. Matuszak, J. Mater. Process. Tech., 92-93, 35, 1999.
4. J.Z. Gronostajski, J.W. Kaczmar, H. Marciniak, A. Matuszak, J. Mater. Process. Tech., 64 149, 1997.
5. J. Gronostajski, H. Marciniak, A. Matuszak, J. Mater. Process. Tech., 106, 34, 2000.
6. J. Gronostajski, W. Chmura, Z. Gronostajski, J. Mater. Process. Tech., 125-126, 483, 2002.
7. M. Samuel, J. Mater. Process. Tech., 135, 117, 2003.
8. J.B. Fogagnolo, E.M. Ruiz-Navas, M.A. Simón, M.A. Martinez, J. Mater. Process. Tech., 143-144, 792, 2003.
9. J. Gronostajski, J. Kaczmar, H. Marciniak, A. Matuszak, J. Mater. Process. Tech., 1-3, 37, 1998.
10. W. Chmura, Z. Gronostajski, J. Mater. Process. Tech., 178, 188, 2006.
11. O. Meydanoglu, H. Mindivan, , H. Çimenoglu, E.S. Kayalı, TMS Letters, Light Metals 1167, 2007.
12. M. Hu, Z. Ji, X. Chen, Z. Zhang, Mater Charact., 59, 385, 2008.
13. ASTM G133-05, Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-On-Flat Sliding Wear, ASTM International, 2005.
14. V.M.Malhotra, P.S.Valibe, M.A.Wright, Fuel, 81, 235, 2002.
15. H. Mindivan, H. Çimenoglu, E.S. Kayalı, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Supplemental Proceedings: Volume 3: General Paper Selections, 71-75, 2009.

HURDA ARAÇLARDA ALÜMİNYUM GERİ KAZANIMI VE ÇEVRESEL ETKİLERİ

Mert ZORAĞA*, **Melek CUMBUL ALTAY***, **Nüket SİVRİ****, **Burcu ONAT****,
Cem KAHRUMAN*

* İstanbul Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü,
34320, Avcılar, İstanbul

mzoraga@istanbul.edu.tr, mcumbul@istanbul.edu.tr, cemcemce@istanbul.edu.tr

** İstanbul Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Çevre Mühendisliği Bölümü, 34320, Avcılar,
İstanbul

nuket@istanbul.edu.tr, bonat@istanbul.edu.tr

ÖZET

Dünya'nın sahip olduğu enerji kaynaklarının giderek azaldığı günümüzde, ulaşım sektöründen kaynaklanan emisyonların sınırlandırılması ve/veya azaltılması için akla ilk gelen tasarruf yöntemi yakıt tasarrufudur. En çarpıcı ve akılcı yöntem, taşıt araçlarının hafifletilmesi ve dolayısıyla o kadar az enerjiye gerek duyulmasıdır. Yapılan araştırmalarda, alüminyum kullanılan bir otomobilin, ekonomik ömrü boyunca 1.500 litre daha az yakıt harcadığı ve en az 50 kg alüminyum kullanılması ile de yaklaşık 100 kg demir, çelik ve bakır malzeme tasarrufu yapıldığı belirlenmiştir.

Türkiye'de son dönemlerde otomotiv sektörü Hurda Araç Kanunu ile hız kazanmaya çalışmaktadır. TUIK 2008 araç sayıları verilerinden hareketle, alüminyumun birincil üretimi için tüketilen enerji ile hurdadan üretimde tüketilen enerjideki kazanç, 16 yaş üstü araçlarda ki alüminyumun tamamının geri kazanılması durumunda yaklaşık 1,7 GWh olacaktır. Alüminyum geri kazanımı ile ilk üretime göre %97'lik CO₂ emisyonu azalımı olduğunu ortaya koymaktadır. Hesaplamalar, hurda araç kanununun 16 yaşın üstündeki araçları da kapsayacak şekilde kabulü ile kazandıracığı net karları açıkça ortaya koymaktadır. Bu şartlarla, henüz imzalamadığımız protokolde hem emisyonların azaltılması, hem % 98' lik enerji kazanımı ve hem de otomotiv sektörünün canlandırılması hedeflerine aynı anda ulaşılmış olacaktır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum gerikazanımı, CO₂ emisyonu, hurda araç, Kyoto Protokolü.

ALUMINIUM RECOVERY AND ENVIROMENTAL EFFECTS IN SCRAP CARS

ABSTRACT

Has the world's energy resources to decrease today, the first coming to mind method for limitation and/or reduction of emissions from the transportation sector is fuel saving. The most effective and rational way is reducing weight of vehicles and therefore the vehicles require less energy. Researches showed that an aluminium used car consumes at least 1500 liters less fuel during the economic life and approximately 100 kg of iron, steel and copper materials are saved when 50 kg of aluminum is used.

Recently, automotive sector in Turkey, is trying to gain speed with scrap car law. According to TUIK 2008 number of vehicles data, consumed energy earnings for primary and secondary aluminum production will be

approximately 1.7 GWh in case of recovery of aluminum from all of the 16 years or older cars. Instead of primary production, aluminum recycling provides 97% reduction in CO₂ emission. Calculations predict the net profit if the scrap car law is expanded to include the 16 years or older cars into. Under these circumstances as came with the protocol yet we signed, the targets of reviving the automotive sector, 98% the energy saving and the reduction of emissions will be achieved at the same time.

Keywords: Recovery of aluminum, CO₂ emissions, scrap car, Kyoto Protocol.

1. GİRİŞ

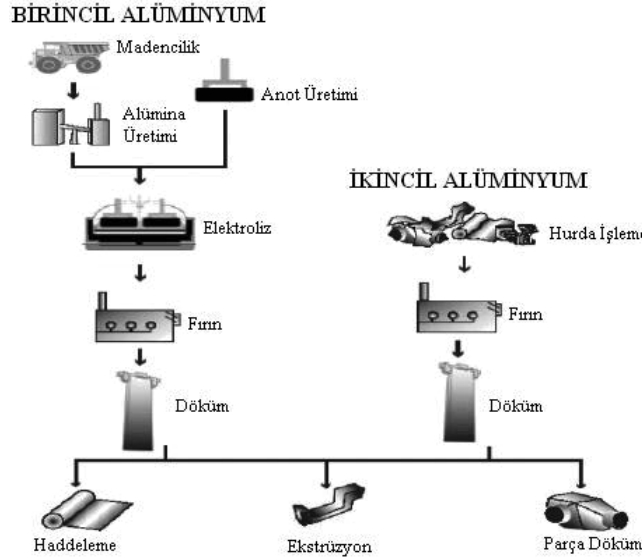
Dünyada hala genç bir metal olarak kabul edilen Alüminyum, uzun ömürlü oluşu ve hafifliği ile otomotiv sektörünün vazgeçilmez materyalidir. Demirden üç kat daha hafif olan alüminyum alaşımlandırılmak suretiyle demire yakın mukavemette bir malzemeye dönüşebilmekte ve özellikle otomotiv sanayinde, aracın ağırlığını azaltarak yakıt tüketimini düşürmekte, yük kapasitesini ise arttırmaktadır [1]. Yakıt tasarrufunun ve dolayısıyla CO₂ emisyonlarının düşürülmesinin gittikçe önem kazanması, daha hafif otomobillerin imalatını gündeme getirmiş, bu açıdan mükemmel dayanım/ağırlık oranına sahip alüminyum rakipsiz bir malzeme olarak yerini sağlamlaştırmıştır. Alüminyum bu özellikleri ile kullanım alanlarının gelişmesinde ve tüketiminin artmasında stratejik metaller içinde her zaman ilk sıralarda yer alması sonucunu doğurmuştur [2].

Diğer metallere göre neredeyse %100 geri dönüşümlü olan alüminyumun geleceğin metali olmasını sağlayacak en önemli ana unsurlardan birisi de ekolojik özelliğidir. Dünyada, özellikle gelişmiş ülkelerde, kamuoyunun 1980'lerde doruğa ulaşan çevre korumacılığı baskısıyla ve 1973 ile 1979 yıllarındaki petrol krizleriyle hızlanan sınırlı kaynakların en ekonomik, çevreyi en az kirletecek ve daha az enerji tüketecek şekilde kullanımı gibi kriterler, alüminyumu alternatif malzemelere göre avantajlı hale getirmektedir. Çünkü sahip olduğu birçok özellik nedeniyle sanayide bu gelişmelere uygun bir ortam sağlamaktadır. [1]

Alüminyumun dünya kabuğunda bileşik (oksit) halinde ve neredeyse sınırsız miktarda bulunduğu gerçeği, bu metalin sahip olduğu diğer üstünlüktür. Ancak alüminyumun birincil üretiminde kullanılan enerji miktarı oldukça yüksektir (Şekil 1). Dört ton boksitten bir ton alüminyum elde edilmekte ve dünyada birincil alüminyum üretiminde ortalama 15268 kWh/ton elektrik enerjisi kullanılmaktadır. Bölgesel bazda kullanılan enerji açısından bu değer, Afrika'da 14377 kWh/ton iken, Kuzey Amerika'da 15613 kWh/ton'dur. [3]

Avrupa'da ve Asya'da ise sırasıyla 15100 ve 15400 kWh/ton'dur [4]. Basit bir hesaplama, bir ton alüminyum üretimi için kullanılan enerji bakır ve polietilenin iki katı, çeliğin ise 5 katı kadardır. Yapılan araştırmalar, enerji dengesi açısından, kullanım ömrü dolan alüminyumun birincil üretimin sadece %5'i kadar enerji kullanılarak yeniden kullanıma sunulması, uzun vadede alüminyumun ikame malzemelerden tasarruf yanında çevre atıklarının azalması yönüyle de daha ekonomik ve çevre dostu olduğunu göstermektedir.

İkincil alüminyum ise hurdadan elde edilmektedir. Alüminyumun yeniden değerlendirilmesi sonucu elde edilen ikincil alüminyuma olan talep, yüksek enerji maliyetleri ve çevreci yaklaşımlara paralel olarak artmaktadır. 25 yıl öncesinde otomotiv sektöründe kazanım sadece %50' lerde iken, şu anda neredeyse %100' e ulaşmaktadır. Kaldı ki, 1 ton hurda ergitmek için kullanılan enerji sadece 319 kWh 'dir.



Şekil 1. Alüminyum Akış Şeması [1]

Alüminyum, Türkiye’de demir-çelikten sonra en çok tüketilen metaldir. Türkiye'nin dünyanın boksit rezervinin %1'ini barındırdığı bilinmektedir. Cevherlerin %95'i (422 milyon ton) Toroslar kuşağında yer almaktadır [5]. Halen ağırlıklı olarak birincil alüminyum tüketimi söz konusudur ve bu değer 2007 yılında 539 bin tona ulaşmıştır. Ülkemizde birincil alüminyum üreten tek kuruluş, şu anda özelleştirilmek üzere Özelleştirme İdaresi Başkanlığına bağlanan ve üretimini sürdürmeye çalışan “Eti Alüminyum A.Ş. Genel Müdürlüğü”dür. Özel sektör kuruluşları ağırlıklı olarak ikincil alüminyum ve buna dayalı sadece yarı ürün ve/veya uç ürün üretimi alanında faaliyet göstermekte olup, bir anlamda alüminyum işleyen kuruluşlardır. [1]

Seydişehir Alüminyum Tesisleri, alüminyum cevherini işleyerek metalik alüminyum haline dönüştüren, bunu da döküm, haddeleme ve ekstrüzyon yöntemleri ile şekillendiren ülkemizdeki tek entegre birincil alüminyum üretim tesisidir. Türkiye’de yıllara göre ikincil alüminyum üretimindeki değişim %7-9 arasında değişmektedir. 2006 yılında 70000 ton iken, 2007 yılında bu değer 75000 tona ulaşmıştır [5].

Türkiye’de birincil alüminyum (öteki alt sektörlerin hammaddesi) üretim miktarının 60.000 ton (Seydişehir yıllık üretimi) ile sınırlı olması nedeniyle sektörün hammadde ihtiyacının yaklaşık %85’i ithal edilmek durumundadır. Son iki yıllık verilere bakıldığında, 2006 yılında hammadde bazında toplam 460 bin ton birincil ve ikincil alüminyum, yaklaşık 12 bin ton hurda alüminyum ithal edildiği görülmektedir. 2007 yılı sonu itibarıyla toplam birincil ve ikincil alüminyumda yaklaşık 570 bin ton, hurdada ise 22 bin ton ithalata ulaştığı tahmin edilmektedir. 2007 yılı ithalatından en büyük payı %68,8 ile birincil alüminyum almıştır. Öteki önemli ürün grubu ise yassı ürünler olmuştur. [5]

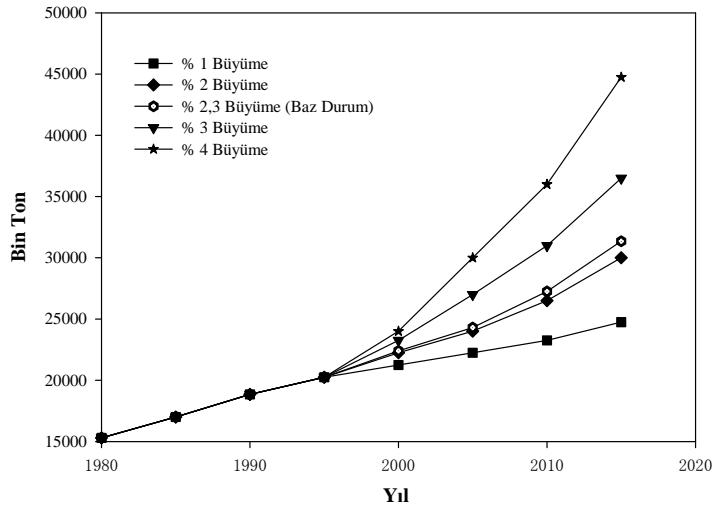
TÜİK’ten alınan verilere göre 2007 yılının Ocak-Mayıs döneminde 226.477 ton hammadde ithalatı gerçekleşmişken, 2008 yılının aynı döneminde %17’lik artışla rakam 265.803 ton değerine ulaşmıştır. Hammadde ithalatının 2008 yılı sonunda 600.000 tona ulaşması beklenmektedir. Hammaddedeki ithalatın artışı ise Türkiye’deki üretim rakamlarının da artacağına bir göstergesidir. 2008 yılı sonu itibarıyla üretimde %10-12’lik bir artış

öngörülmektedir. Alüminyum ihracatı, son 5 yıllık dönemde artışta olmasına karşın, ithalatta herhangi bir düşüş kaydedilmemiştir. [5]

Alüminyumun otomotiv sanayindeki kullanımına ilişkin olarak Jaguar, Audi, Lotus, Porsche ve Toyota gibi önde gelen otomobil üreticileri yoğun araştırmalara devam etmektedirler. Audi kaportası tamamen alüminyumdan oluşan A8 modelini piyasaya çıkarmıştır. Tamamen alüminyumdan üretilmiş bir araba ağırlığı %30-40 kadar azaltmakta, araç ağırlığına bağlı olarak bu da 70 ile 140 kg arasında değişmektedir [6]. Şu an 15 yaşındaki Avrupa otomobillerinde bir araçta 70 kg, Japon ve Amerikan otomobillerinde ise 90 kg dolaylarında alüminyum kullanılmakta ve bu sayede, yaklaşık 100-130 kg demir çelik ve bakır malzeme tasarrufu yapılmakta iken, 2005 ve sonrasında bu rakam 132 kg 'a ulaşmıştır. 2010 yılından sonra ise 25 kg artış olacağı belirtilmiştir [6]. Basit bir hesapla, birincil ve ikincil alüminyumun %24'lük kısmının ulaşım sektöründe kullanıldığı varsayıldığında, 2007 yılı Türkiye alüminyum üretim verileri esas alınarak, yaklaşık 490 MWh lik enerji tüketimi olduğu hesaplanmıştır. Otomotiv sanayinde alüminyum kullanım oranının kademeli olarak arttığı ve bu sektörde alüminyum döküm ürünlerinin %75'inin kullanıldığı dikkate alındığında ikincil alüminyuma talebin artan bir ivme göstereceği açıktır [7]. Analistler gelecekte de otomobillerde kullanılacak alüminyum miktarının lineer olarak artacağını belirtmektedirler [1].

2. BULGULAR

Sektör uzmanları tarafından uzun vadede dünya birincil alüminyum talebinin yılda %2-4 arası büyüme gösterebileceği yönünde tahminler yapılmakta, tüketim eğilimleri ile ilgili senaryolar hazırlanmaktadır. TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası tarafından hazırlanan örnek bir senaryo Şekil 2'de verilmiştir. Görüleceği gibi, %4 oranındaki bir büyüme ile 1995 yılında yılda 20 milyon ton (5,0 kg/kişi) seviyelerinde olan dünya ortalama alüminyum tüketiminin 2015 yılında 45 milyon ton (6,3 kg/kişi) seviyelerine yükseleceği tahmin edilmektedir. [1]



Şekil 2. Küresel birincil alüminyum tüketim senaryoları

Kıt olan doğal kaynakları gelecek kuşakların da kullanabilmeleri için, sürdürülebilir kalkınma anlayışı çerçevesinde, tüketimlerinin azaltılması, enerji tüketiminin düşürülmesi ve çevrenin korunması açılarından hurda, alüminyumun toplatılarak yeniden değerlendirilen ikincil

alüminyum sektörü büyük önem taşımakta, hurdadan üretilen alüminyumun toplam alüminyum üretimi içindeki payı sürekli olarak artmaktadır. Bu payda en önemli rolü de otomotiv sektörü üstlenmektedir.

Sayıları giderek artan ve çevresel sorun haline gelen ömrünü tamamlamış araçların (ÖTA) çevreye en az zarar veren atık haline gelmesini sağlamak amacıyla Avrupa Birliği tarafından Eylül 2000'de, 2000/53/EC sayılı direktif kabul edilmiştir. Araç üretici ve ithalatçıları, otomotiv yan sanayini, merkezi ve yerel yönetimleri, sigorta firmalarını, atık sektörünü ve kullanıcıları etkileyen bir süreç başlamış bulunmaktadır. Bu direktif kapsamında hurda araçların geri kazanımı zorunlu hale gelmektedir [8]. Direktiften bağımsız olmak üzere otomotiv sektörünü canlandırmak amacı ile de, ülkemizde Özel Tüketim Vergisi ve Hurda Kanunu ile 16 yaşından büyük araçların hurdaya çıkarılması hedeflenmektedir.

Türkiye, Birleşmiş Milletler İklim Değişikliği Çerçeve Sözleşmesi'ne Mayıs 2004'de, bu Sözleşme çerçevesinde belirlenen sera gazı emisyonlarının kontrol altına alınmasını hedefleyen Kyoto Protokolü'ne ise 5 Şubat 2009'da taraf olmuştur. Kyoto Protokolü kapsamında verilen taahhütlere göre, Ek-1 ülkelerinden sera etkisi yaratan gaz salınımlarını 2008-2012 aralığında 1990 yılı seviyesinden ortalama %5 aşağı çekmeleri istenmektedir. Türkiye gelişmiş ülkeler seviyesindeki yaptırımlara tabi tutulduğu için bugüne kadar anlaşmaya taraf olmaktan kaçınmıştır. Türkiye'nin kişi başına düşen sera gazı ortalaması OECD ve AB ülkelerinin çok gerisindedir. Ama bu ortalama 70 milyonluk nüfusuyla çarpıldığında, Türkiye'yi en çok sera gazı üreten ülkeler sıralamasında 13'üncü sıraya yükseltmektedir. Bu nedenle Türkiye, İklim Değişikliği ile mücadelede önemli adımlar atmak zorundadır.

176 ülkenin taraf olduğu Kyoto Protokolünde, BM Çerçeve Sözleşmesi kapsamında ülkeler tarihi süreç göz önüne alınarak Ek-1, Ek-2 ve Ek-1 dışı olarak 3 temel grupta tanımlanmaktadır. Türkiye, OECD üyesi olması nedeniyle Ek-1'de yer almaktadır. Pazar ekonomisine geçmiş Doğu Avrupa ve Eski Sovyet ülkeleri ile OECD üyesi ülkelerin bulunduğu Ek-1 listesindediler sera gazı salınımını azaltmayı kabul etmektedir. Ek-2 ülkeleri ise, Ek-1'de belirtilmiş olan yükümlülükler ilaveten, Ek-1 dışındaki gelişmekte olan ülkelere, iklim değişikliğinin önlenmesi konusunda finansal ve teknolojik destek sağlamakla yükümlü kılınmışlardır. Kyoto protokolünün ilk 5 yıllık uygulama süresi bitmek üzeredir ve asıl önemli süreci 2009 yılında başlayacaktır. Bu nedenle Türkiye, Kyoto'ya taraf olmakla 2009 yılında başlayacak süreçte aktif rol alabilecek, yeni dönemde taahhütler ve koyacağı çekinceler konusunda pazarlık yapma hakkına sahip olacaktır [9].

Kyoto protokolü' ne taraf olan Türkiye, iklim değişimini engellemeye yönelik politikaları geliştirip uygulamak, enerji verimini ve tasarrufunu artırıcı önlemler almak, ulaşım sektöründen kaynaklanan emisyonları sınırlandırmak ve azaltmak gibi koşulları kabul etmiştir. Bu nedenle CO₂ emisyon salınımı yüksek olan 16 yaş üstü araçların trafikten çekilmesi gibi yapılacak yasal düzenlemeler, hurda araçların teknolojisi yeni araçlar ile değişimini sağlayacaktır. Sonuç olarak hem CO₂ kazanımı elde edilecek, hem hurda araçlar içindeki alüminyum gibi değerli metallerin geri kazanımını sağlanacak, ayrıca hammadde geri kazanımı ile enerji sektöründe kazanç elde edilecektir. Böylece Türkiye Kyoto protokolünde kabul ettiği koşulları yerine getirmiş olacaktır.

Bu çalışmada, TUIK 2008 verileri dikkate alınarak, 16 yaş üzeri yaklaşık 2 170 000 adet aracın hurdaya çıkarılacağı kabul edilmiştir. Bu kabulle, 16 yaş üstü araçların verdiği emisyon miktarları hesaplanmıştır (Tablo 2). Türkiye'nin de imzası olan Kyoto protokolü gereği, 2011

yılında EURO 5 emisyon standartları dikkate alınacağından, en az aynı sayıda aracın trafiğe katılacağı kabul edilmiş ve bu standartlara göre Tablo 2'deki emisyon miktarları öngörülmüştür.

Tablo 2. Hurdaya ayrılacak 16 yaş üstü araçların ve eşdeğeri yeni araçların (EURO5) verdiği emisyon miktarları (1.6-2.0 otomotiv segmenti için)

	Emisyon faktörleri (g/km)*	Emisyon miktarları (kg)*	Emisyon faktörleri (g/km)**	Emisyon miktarları (kg)**
CO ₂	270	585900	140	303800
NO _x	2,5	5425	0,04	86,8
CH ₄	0,131	284,27	0,002	4,34
HC	7	15190	0,05	108,5
CO	46	99820	0,25	542,5
N ₂ O	0,022	47,74	0,002	4,34

* EURO öncesi standardı

**EURO5 (2011 yılından itibaren geçerli olacaktır) standardı dikkate alınmıştır.

Bu araçların her birinde, 16 yaşından büyük oldukları için o dönemde kullanılan alüminyum miktarı olarak ortalama 50 kg alüminyum bulunduğu kabulü ile, 108 500 ton alüminyumun geri kazanımının mümkün olabileceği söylenebilir. 2005 yılından itibaren araçlarda 132 kg ve 2010 yılı sonrasında 157 kg alüminyum kullanılacağı öngörüsü ile, bir araç için kullanılacak alüminyumun geri kazanımında ve birincil üretiminde, elektrik enerjisi ve CO₂ emisyonunun karşılaştırılması Tablo 3'te sunulmuştur.

Eğer 16 yaş üstü hurda araçların alımı ile ilgili yasal düzenlemeler tamamlanır ve belirtilen sayıda araç trafikten çekilirse, hurda araçlardan temin edilecek alüminyumun geri kazanımı sayesinde yaklaşık 1,7 GWh enerji tasarrufu ve 1310 ton CO₂ emisyonu azalımı sağlanabilecektir. Yapılan hesaplamalar, alüminyum geri kazanımı ile ilk üretime göre %97'lik CO₂ emisyonu azalımı olduğunu ortaya koymaktadır. Hesaplamalar, hurda araç kanununun 16 yaşın üstündeki araçları da kapsayacak şekilde kabulü ile kazandıracağı net karları açıkça ortaya koymaktadır. Bu şartlarla, 5 Şubat 2009'da taraf olduğumuz protokolde hem emisyonların azaltılması, hem % 98' lik enerji kazanımı ve hem de otomotiv sektörünün canlandırılması hedeflerine aynı anda ulaşılmış olacaktır.

Tablo 3. Bir araçta alüminyum geri kazanımında ve birincil üretiminde elektrik enerjisi tüketimi ve CO₂ emisyonunun karşılaştırılması

Araçta bulunan Al miktarı	İkincil üretim		Birincil üretim	
	Enerji (kWh)	CO ₂ emis. (kg)	Enerji (kWh)	CO ₂ emis. (kg)
50 kg	15,95	18,10	784	621,95
132 kg	42,11	47,79	501,76	1641,95
157 kg	50,08	56,85	2461,76	1952,92

3. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Dünyada ve ülkemizde birincil alüminyum tesisi gündeme geldiğinde, ağırlıklı olarak tükettiği enerji tartışılmakta, özellikle ülkemizde alüminyum üretiminin uzun vadede ekonomiye yaptığı katkıların boyutu göz ardı edilmektedir. Öte yandan, özellikle kullanım ömrü dolan uç ürünlerin defalarca ekonomiye yeniden kazandırılabilmesi dikkate alındığında sadece çevre yönüyle değil enerji dengesi yönüyle de alüminyumun üretim ve kullanım avantajları açıkça ortaya çıkmaktadır. Yeniden kullanımda birincil üretiminin sadece %5'i kadar enerji tüketilen hurda alüminyumunu, her seferinde yeniden değerlendirildiğinde bu oranda bir enerji tüketilen tam şarjlı bir akümülatör şeklinde hatta doğrudan enerjisi kendisinde depo etmesi nedeniyle alüminyumunu bir "enerji bankası" hatta salt "enerji" olarak tanımlayan yaklaşımların hepsi gerçekçidir. Dolayısıyla, çok enerji tüketmesi nedeniyle hammadde kaynaklarımızı değerlendirmeye yönelik yeni bir alüminyum tesisi yatırımının ekonomik olmadığı hatta mevcudun bile kapatılması gerektiği şeklinde görüşlerin var olduğu ülkemizde, bu savların geçerli olmadığı açıktır [1]. Çalışmada yapılan hesaplamalarla, hurda araçlarda bulunan alüminyumdan kazancın 1,7 GWh olduğu gerçeği yanında, elde edilecek gelirle de Türkiye ekonomisindeki önemini ortaya koyacaktır.

2011 sonrasında yeni araçların daha hafif tasarlanması ve daha fazla alüminyum kullanımı hurda alüminyumun önemini artırmaktadır. Taşıtlarda ortalama 100 kg ağırlık azaltıldığında, her 100 km başına 0.35 lt yakıt tasarrufu ve buna bağlı olarak da her km başına 9 gram CO₂ emisyonu kazanımı olacaktır. [6]

Dünyadaki gelişmelere paralel olarak, sadece hurda araçlarda değil, alışveriş merkezlerinde ve yerleşim alanlarında alüminyum kutu toplama merkezleri kurulması ve halkın alüminyum geri dönüşümü konusunda bilinçlendirilmesi faydalı olacaktır. Ayrıca bilinçlendirme faaliyetlerinin daha ilköğretimden başlatılarak çevre sorunlarına duyarlı bir nesil yetiştirilmesi amaçlanmalıdır. [1]

Türkiye, Kyoto protokolüne taraf olan bir ülke olarak kabul ettiği şartları gerçekleştirebilmek için devlet politikalarında yeni düzenlemeler yapmak durumundadır. Bu kapsamda öncelikli olarak yapılması gereken düzenlemeler; hurda araçlar ve hammadde geri kazanımı ile ilgili sera gazı miktarını azaltmaya yönelik mevzuatların yeniden düzenlenmesi, daha az enerji tüketen sistemlerin endüstriye yerleştirmenin sağlanması olarak sıralanabilir.

KAYNAKLAR

1. http://www.metalurji.org.tr/dergi/dergi137/d137_1445.pdf [Ziyaret Tarihi: 23.02.2009]
2. Y.Birol, "Otomotiv Sanayinde Alüminyum Profil Uygulamaları", 13.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, Türkiye, 1574-1581, 2006.
3. International Energy Agency, "Tracking Industrial Energy Efficiency and CO₂ Emission", OECD Publishing, 2007
4. D. Hayashi, M.Krey, "CO₂ Emission Reduction Potential of Large-Scale Energy Efficiency Measures in Heavy Industry in China, India, Brazil, Indonesia and South Africa", Hamburg Institute of International Economics, 2005
5. <http://www.ovva.com.tr/dosyalar/store/aluminyum.pdf> [Ziyaret Tarihi: 05.02.2009]
6. European Aluminium Association, "Sustainability of the European Aluminium Industry", 2006
7. <http://www.iso.org.tr/tr/Documents/MKRaporlar/aluminyum.pdf> [Ziyaret Tarihi: 23.02.2009]
8. Otomotiv Sanayicileri Derneği, "2000/53/EC Ömrünü Tamamlamış Araçlar Direktifi Kapsamında Türkiye' de Mevcut Durumun Değerlendirilmesi ve Sektör Yapısı Üzerine İnceleme Raporu", 2004
9. Ulueren M., "Küresel Isınma BM İklim Değişikliği Çerçeve Sözleşmesi ve KYOTO Protokolü", 2001, <http://www.mfa.gov.tr/turkce/grupe/ues-3/KureselIsınmaBMİklimveKYOTO.htm> [Ziyaret Tarihi: 26.03.2009]

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

ALÜMİNYUM SEKTÖRÜNDE AR-GE VE
TOPLAM KALİTE

*RESEARCH AND DEVELOPMENT AND TOTAL QUALITY IN
ALUMINIUM SECTOR*

İŞ SAĞLIĞI VE GÜVENLİĞİNDE TPM YAKLAŞIMI

Hakan ÖZER

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş., Tuzla, İstanbul
hakan.ozer@kibarholding.com

ÖZET

Günümüzün modern İş Sağlığı ve Güvenliği yaklaşımı, zorlayıcı ve hukuksal önlemlerin ötesinde çalışan odaklı ve katılımcı bir anlayışı taraflara sunmaktadır. Sağlıklı, motivasyonu yüksek ve üretken iş gücü bir ülkenin sosyal ve ekonomik geleceği açısından temel unsurdur. Çalışanların mevcut sağlık durumlarının iyileştirilmesi için gerekli adımların atılması sağlık ve güvenliği öne çıkaran bir anlayış ve bilincin oluşturulması ile mümkündür. Güvenlik bilgiye dayanmaktadır. İç sindirilmiş ve yaşam biçimi haline getirilmiş bilgiye ise kültür denilmektedir. Güvenlik kültürü kurumun sağlık ve güvenlik programlarının yeterliliğine, tarzına ve uygulamadaki ısrarına karar veren birey ve grupların, değer, tutum, yetkinlik davranışlarının bir ürünüdür. Bilginin yaygınlaşması sonucunda güvenlik kültürüne sahip olan topluluk bir süre sonra güvenilir sistemi ve sistemin gereksinmelerini talep eden, talebin karşılanması için baskı unsuru olan ve izleyen topluluk haline gelir.

Sürekli iyileşmeyi hedefleyen TPM yaklaşımının İş Güvenliği açısından bilinç ve duyarlılığın geliştirilmesine, yönetimin ve çalışanların kendi işyerlerindeki iş kazası ve meslek hastalıklarının önlenmesinde aktif rol almasında önemli katkıları olmuştur. İş güvenliği TPM gruplarında çalışanlar şirket bünyesindeki iş güvenliği kültürünün oluşturulmasında yaptıkları iyileşme çalışmalarının katkılarını net olarak görmekte ve daha güvenli çalışma ortamının yaratılması için daha fazla iyileştirme grubunda yer almaya çaba göstermektedirler.

TPM APPROACH ON HEALTH AND SAFETY

ABSTRACT

Today's modern safety approach is revealing on workforce oriented and contributive concept which beyond compulsive and legal precautions. Healthy, highly motivated and productive workforce is the key element for the social and economical future of the country. The only possibility to do the right step to improve the present health status of the workforce is creating conception and conscious which is promoting health and safety. Safety depends on knowledge. Culture is defined as a well digested knowledge. Safety culture is the product of a company which depends on sufficiency and style of safety and health program, persistence, values and competence of managers deciding on applications. As a result of becoming widespread of the knowledge the workforce becomes population which compels and monitors the fulfillment of its demand and a demanding for safety system and its necessities.

TPM approach on health and safety has great contribution for improving conscious and sensibility of managers and workers to take active role play to prevent accident and occupational diseases. Workers in TPM working groups can clearly see their contribution on company's safety culture created by their betterment studies and make effort to be a member of more betterment group to create safer working place.

GİRİŞ

Günümüzün modern İş Sağlığı ve Güvenliği yaklaşımı, zorlayıcı ve hukuksal önlemlerin ötesinde çalışan odaklı ve katılımcı bir anlayışı taraflara sunmaktadır. Sağlıklı, motivasyonu yüksek ve üretken iş gücü bir ülkenin sosyal ve ekonomik geleceği açısından temel unsurdur. Çalışanların mevcut sağlık durumlarının iyileştirilmesi için gerekli adımların atılması sağlık ve güvenliği öne çıkaran bir anlayış ve bilincin oluşturulması ile mümkündür. Güvenlik bilgiye dayanmaktadır. İçe sindirilmiş ve yaşam biçimi haline getirilmiş bilgiye ise kültür denilmektedir. Güvenlik kültürü kurumun sağlık ve güvenlik programlarının yeterliliğine, tarzına ve uygulamadaki ısrarına karar veren birey ve grupların, değer, tutum, yetkinlik davranışlarının bir ürünüdür. Bilginin yaygınlaşması sonucunda güvenlik kültürüne sahip olan topluluk bir süre sonra güvenilir sistemi ve sistemin gereksinmelerini talep eden, talebin karşılanması için baskı unsuru olan ve izleyen topluluk haline gelir. İş güvenliği yönetim sisteminin TPM in ışığında geliştirilmesi ve kurum içinde yaygınlaştırılarak kurum kültürünün bir parçası hale getirilmesi ile İş güvenliğinde kalıcı başarı yakalanmış olur.

TPM ve İŞ GÜVENLİĞİ ve ÇEVRE YÖNETİMİ

Ekipmanların güvenilirliği, insan hatasının önlenmesi, kaza ve kirliliğin engellenmesi TPM' in temel prensiplerindedir. Tam olarak TPM uygulanması iş güvenliğinin gelişimine pek çok yönden katkıda bulunur, örneğin;

- “Hatalı ekipman tehlike kaynağıdır”, “Sıfır arıza ve sıfır hata” gibi kampanyalar iş güvenliğini geliştirir.
- 5S’ in (otonom bakımın parçası olarak) tam anlamıyla uygulanması sızıntı ve dökülmeleri önler, iş yerini temiz, düzenli ve iyi organize olmuş tutar
- Otonom bakım ve Odaklanmış iyileşmeler güvensiz bölgeleri yok eder.
- TPM eğitimi almış operatörler ekipmanlarını daha fazla sahiplenirler, anormalliklerin erken tespit edilmesinde ve anlık müdahale edilmesinde çok iyidirler.
- Ekipman ve proseslerin yeterli yetkinliği olmayan kişiler tarafından kullanılması önlenir.
- Operatörler kendi iş güvenlikleri konusunda sorumluluk sahibidirler.
- TPM uygulanırken geliştirilen standart ve talimatlar daha kapsamlı olur.

Sıfır Kaza ve Sıfır Kirlilik

Mükemmel iş güvenliği ve çevre temizliği temel üretim gereklerindedir. Pratikte tüm çalışma ortamlarında iş kazası ve kirlilik oluşma olasılığı vardır. Mükemmel iş güvenliği kayıtlarına sahip işletmelerde bile bir felaketin ortaya çıkma potansiyeli her zaman vardır. Meydana gelen büyük kazalar ve felaketler zamanla azaldığında sıfır kazaya doğru olan ivme kolaylıkla düşer. Kör noktalara karşın alarmlarda olunmalı ve aşağıda belirtilen iki nokta daima hatırdta tutulmalı:

- Küçük hata veya problem ciddi kaza veya kirlilik olayına dönüşebilir, bu sebeple sıfır kaza ve sıfır kirliliği hedefleyen günlük sıfır hata aktivitelerine odaklanın.
- Şirketler bazen rekabetçiliğini arttırmak ve maliyetlerinde azaltma sağlamak amacıyla iş güvenliği ve çevresel gerekleri ihmal edebilir. Bu ihmal sonucunda iş kazası meydana gelir ve iş güvenliği şirket için tekrar birinci öncelik haline gelir. Hiçbir şirket böyle bir uyarı ile karşılaşmak istemez.

İşe başlarken herkesin daima gelişen bir iş güvenliği ve çevre sistemi kurulmasının ve yaygınlaşmasının önemini anladığından emin olun. Birlikte yürütülecek iki strateji vardır: Sürekli saldırı – kaza ve kirlilik olasılığını minimize eden adımları atarak. Aynı zamanda da savunma - kaza ve kirlilik meydana geldiğinde hasarı sınırlandıracak güvenilir bir prosedür oluşturarak.

KAZA ve KİRLİLİĞİN ÖNLENMESİNDE ANAHTAR STRATEJİLER

Üretim sahaları makine ve insandan oluşmuş komplekslerdir. Kaza ve kirlilikleri azaltmak için makine ve insanların organizasyon ve yönetimini kuvvetlendirici adımlar atılmalı. Sıfır kaza ve sıfır kirliliği başarmada akılda tutulması gereken iki faktör vardır. Birincisi güçlü ve bir şirket çapında görülür destek ile çalışma ortamı ve malzeme yönetiminin sahada uygulamasını yapmaktır. İkinci olarak da kazaların ve kirliliğin önlenmesinde sadece saha personeli sorumlu tutulursa yakalanan başarılar sınırlı seviyede kalır. Ofis personeli ve saha personeli birbirini anlamalı ve verimli bir ortaklık kurmalıdır. Şekil 1. de kaza ve kirliliği önleyecek bir sistem örneği tanımlanmıştır.

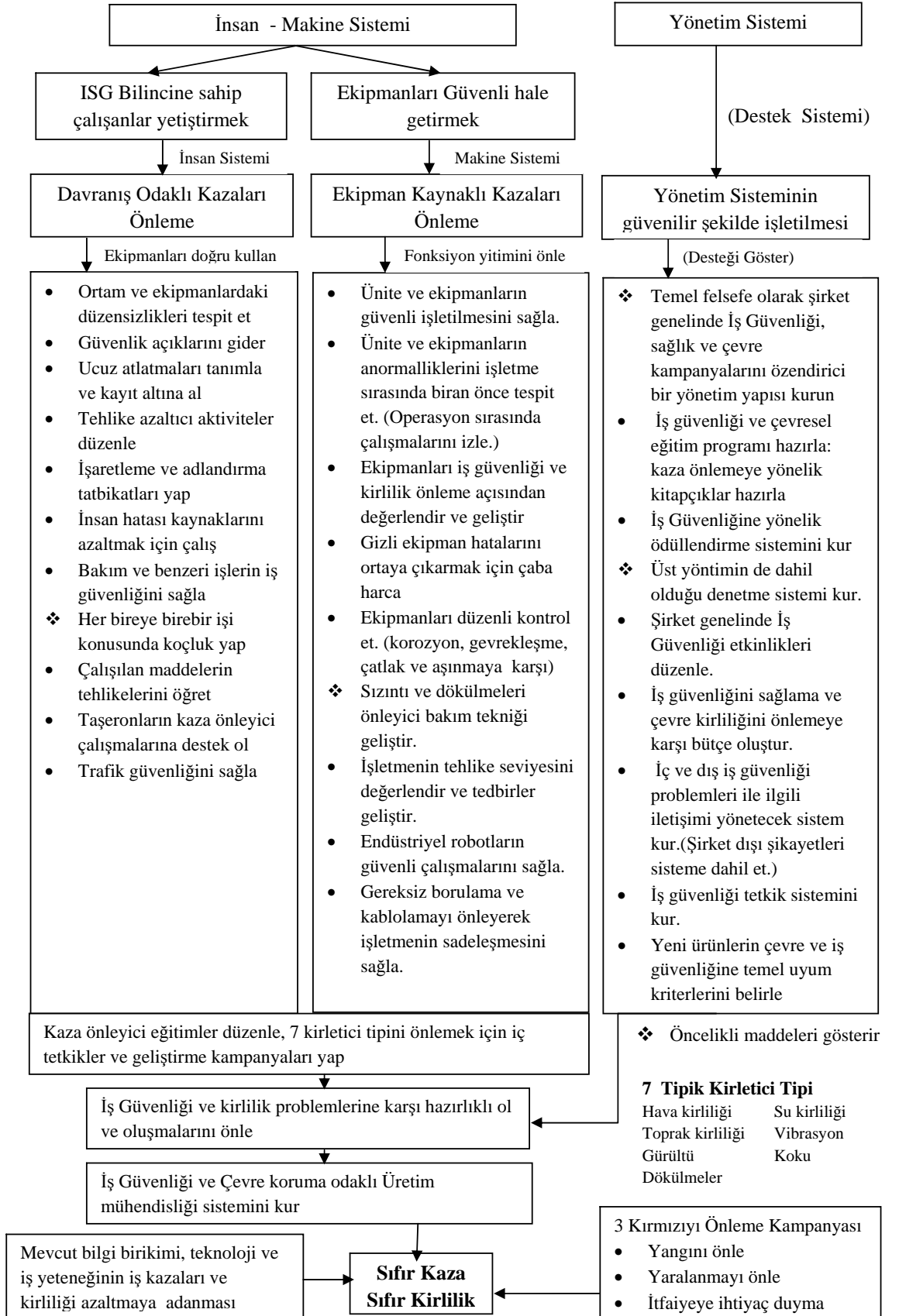
Otonom Bakım İle Beraber Güvenli Çalışmanın Yerleştirilmesi

Otonom bakımın ilk adımı olarak operatörler çalışma ekipmanlarını ve sabit ekipmanları temizlerler. Bu iş büyük olasılıkla daha önce kendilerince yapılmadıysa bazı yaralanma risklerini de beraberinde getirir. Eğer aşağıda belirtilen adımlara dikkat edilirse bu riskler önlenebilir;

- İşe sıfır kaza felsefesini anlatmakla başlanmalı. İş güvenliğinin önemini çalışanların anlaması sağlanmalı.
- Operatörlerin tehlikeleri tanınması sağlanmalı.
- Operatörlerin dönen parçaları ve 2,5 metreden yukarıdaki yerleri temizlemekten kaçınmaları sağlanmalı.

Güvenli bir iş yeri için 5 temel aktiviteyi sıralayacak olursak;

1. **5S uygulayın.** İlk üç S' i kullanırsak: *Sort*, gereksiz olanların uzaklaştırılması, *Stabilize*, gerekli olan her şeyin yerinin belirlenmesi, *Shine*, temiz kalmalarının sağlanması. Bu üç şart damlama ve dökülmeleri önleyecek ve her şeyin yerinde temiz olarak durmasını sağlayacaktır.
2. **İş Güvenliği kontrolleri yapın.** Bu kontrollere günlük temizlik ve ekipman kontrollerinin denetlenmesini de ekleyin.
3. **Görsel kontroller.** Renk kodlaması gibi sistemler anormalliklerin erken fark edilmesini sağlar ve iş güvenliğini geliştirir.
4. **Hasar Sınırlama.** Hasar sınırlama sistemini kurun. İş güvenliği ekipmanlarını düzenli kontrol edin ve periyodik kontrol tatbikatları yapın.
5. **Trafik Güvenliği.** Sıfır Trafik kazası kampanyaları düzenleyin trafiği iş güvenliğinin bir parçası olarak görmek, kurallara uymayı ve sürekli değişen ortamda tüm tehlike kaynaklarına karşı tetikte olmayı kolaylaştırır. Bu da çalışanların iş güvenliği algılarını güçlendirir.



Şekil 1. Kaza ve kirliliği önleme sistemi örneği

Planlı Bakımın İş Güvenliğine Faydası

Genellikle büyük kazalar ve çevre kirlenmeleri ekipman odaklıdır. Arıza ve problemler yarattıkları tehlike ve çevre kirliliği açısından sıralanmalı. Ekipmanların önem sırasına göre arıza frekansı ve yıpranma oranlarını azaltan güvenli bir program yürütülmelidir.

Üretim sahaları birçok tehlike ile doludur. Ekipman ve prosesin güvenli çalışması açısından zor mühendislik problemleri ile karşılaşıldığında şirketin bilgi birikimine ve ekipman üreticisine başvurulmalıdır. Ofis personeli hiçbir potansiyel problem kaynağını gözden kaçırmayacak şekilde kapsamlı iş güvenliği kontrol listeleri hazırlamalıdır. Bu olay risk yönetiminin en önemli noktasıdır. Örneğin deprem, fırtına veya sel sonucu elektrik, buhar veya basınçlı hava sisteminden biri veya bir kaç aniden kesildiğinde tesisinizin mevcut güvenli durumunu devam ettirip ettiremeyeceğini sınavın.

TPM felsefesinin karakteristik özelliklerinden biri de iç denetimler ve üst yönetimin her ilerleme adımının sonunda yaptığı denetimlerdir.

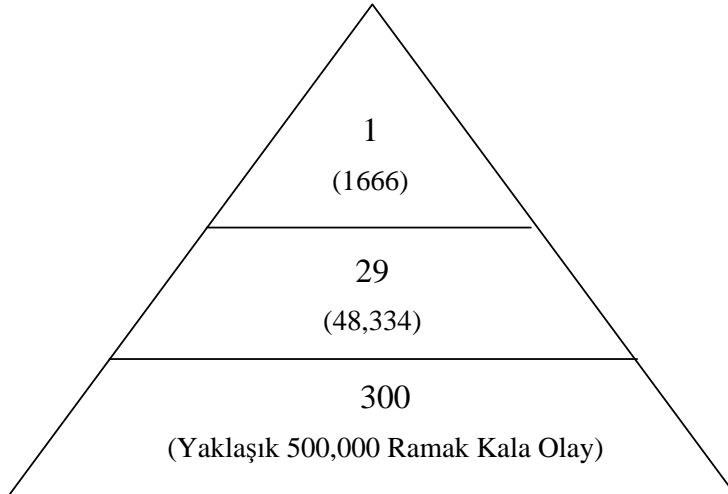
Çalışanlara Güvenlik Bilincinin Oluşturulması (Davranış Kaynaklı İş Kazalarının Önlenmesi)

Otonom bakımın ilk adımında operatörler çalışma ortamındaki düzensizlik ve anormallikleri tespit ederler ve tanırlar. Bu aşamada bulunan hataların çoğunluğu iş güvenliği kaynaklıdır. Bu nedenle otonom bakım gruplarına çalışanın iş güvenliğini için neyin tehlike yarattığı iyi bir şekilde öğretilmelidir.

Potansiyel iş güvenliği tehditlerine ek olarak yüksek vibrasyon, gürültü, koku ve toz gibi kirlilik kaynaklarının da belirlenmesi önemlidir. Kendi çalışma alanlarının güvenlik seviyesinin yükselmesi operatörlerin iş güvenliği bilincini keskinleştirir. Operatörlerin davranışlarında gözlenebilir değişiklikler olur. Kayma, tökezlenme ve makineye yakalanma sayısında hızla azalma olur.

Ramak Kala Analizi

Sanayideki yarım milyon kazanın incelemesi ile oluşturulan Heinrich prensibi Şekil 2.' de gösterilmiştir. Yapılan çalışmalar yaklaşık olarak meydana gelen her 300 Ramak Kala olayın ciddi bir yaralanma veya ölüm ile sonuçlanacak bir iş kazasına denk geldiğini göstermiştir. İşletmenizde meydana gelen ramak kala olayları ciddiye alın. Bu olayların kök sebeplerini araştırın ve deneme yanılma yoluyla öğrenme davranış biçimini önlemeye çalışın.



Şekil 2. Heinrich Prensibi

TEHLİKE DUYARLILIĞI

Davranış odaklı kazaları önlemenin en etkili yolu çalışanlara kaza önleme eğitimi vermek ve iş yerindeki potansiyel tehlike kaynaklarını açıkça görülebilecek hale getirmektir. İşyerinde çalışanların morali ve durumu sürekli değişmektedir. Hiç durmadan tehlikeli bir işin nasıl güvenli yapılacağını sorgulayan çalışanlar ile tehlikelere karşı bireysel duyarlılığı artırıcı bir sistem kurulmalıdır.

Dikkatsizlik sonucu yapılan hatalar her zaman kazaya sebep olmaz, kaza olabilmesi için hatanın tehlikeye yol açması gereklidir. Eğitim ile çalışanların hiç hata yapmamalarını sağlamak imkansız olsa da onlara iş güvenliği bilinci öğretilir. Bu sebeptir ki aynı işi yapan şirketlerin (hata sonucu yanlış yapma potansiyeli aynı olan) her birinin iş güvenliği oranları birbirinden farklıdır. Herkesin iş güvenliği konusunda görevlendirilmesi aşamasında müdür ve yöneticilere önemli bir görev düşmektedir. Çalışanların güvenli çalışma alışkanlıklarını geliştirmede faydalanılacak aşağıda bazı yöntemler aşağıda önerilmiştir:

- **Kumanda Odalarını Geliştirin**

Operatör aynı anda kendisine ulaşan pek çok bilgiden sınırlı sayıdakini anlayıp doğru olarak yorumlayabilir. Kumanda panosundan çalışana gelen bilgilerin sayısını azaltırken, kalitesini artırın. Buna örnek olarak manometrelerin, skalaların kolay okunabilir olması ve sınır değerler aşıldığında kontrol cihazlarının sinyal vermesinin sağlanması gibi.

- **Simülasyon Gibi Eğitim Ekipmanları Kullanın**

İş tecrübesi artan bireyin hata yapma oranı düşer, ama güvenli bir çalışma ortamında operatörün gerçek problemlerden tecrübe kazanma imkanı azdır. TPM eğitim odalarında hata bulma amacıyla hazırlanan simülasyon pratiklerinin yapılması çok önemlidir.

- **Fiziksel ve Duygusal Açından Yönetim Uygulayın**

Yorgun, sabırsız, sıkılgan veya sinirli çalışanlar iş kazası yapmaya daha yatkındır. İş güvenliği için mantıklı, tutarlı ve stressiz davranışlar gerekir. Yönetim çalışanlar için uygun çalışma ortamını yaratmalı ve sürdürmelidir.

YAPIM VE ONARIM İŞLERİNDE GÜVENLİĞİN SAĞLANMASI

Dışarıdan alınan işçilik hizmetleri, acil onarımlar ve bakımlar rutin olmayan pek çok operasyonu bünyesinde barındırır. Bakım personelinin taşeron şirket personel ile birlikte çalıştığı bazı durumlarda çok iyi bir iletişime ihtiyaç duyulur. Sıfır kaza hedefini gerçekleştirmek için alt işverenlerin yeterliliklerinin ve iş güvenliği farkındalığının iyi değerlendirilmesi, gerekli eğitimlerin verilmesi ve çalışma alanlarında ortak denetimlerin yürütülmesi gerekir.

EKİPMAN KAYNAKLI KAZALARIN ÖNLENMESİ

Her işletme kaza potansiyeline sahiptir, eğer operatörler anormalliklere doğru şekilde müdahale edemezlerse kaza meydana gelir. Ekipman kaynaklı kazaların önlemek için iyi planlanmış iş güvenliği stratejileri gereklidir.

Hatadan Kazaya Giden Yol

İşletmeler normal operasyondan kazaya hatta felakete giderken çeşitli fazlardan geçerler. Bunlar sırasıyla aşağıda verilmiştir.

Faz 1: Normal operasyon Stabil durum

Faz 2: Anormallik sinyali, sistem düzensiz duruma geçiyor.

Faz 3: Normale dönmesi zor olan, değişken durum

Faz 4: Anormallik ve arıza sonucu açık tehlikenin ortaya çıkması. Bazı hasarlar, sızıntılar, taşmalar ve yangınlar meydana gelebilir.

Faz 5: Duruma yanlış müdahale eden personelin yaralanması, yangın, patlama ve çevre sağlığını tehdit eden oluşumlar. Şirket ve lokal afet önleme birimleri afetin ikincil etkisini önlemek için tedbir alırlar.

Faz 6: Durumun kontrol altına alınmasından sonra temizlik ve onarım faaliyetlerinin yapılması

İş Güvenliği önlemleri genel olarak aşağıdakileri kapsar:

1. Prosesin izlenmesi ve anormalliklerin kontrolü
2. İş Güvenliği kontrol ekipmanlarının kurulması ve kontrolü
3. Gizli kalmış ekipman hataları ve anormalliklerin ortaya çıkarılması için çalışmalar yapılması

Kaza ve felaketleri önlemek için uyarı sinyalleri erken fark edilmeli ve uygun aksiyonda bulunulmalıdır.

KAZASIZLIK İÇİN ÜÇ TEMEL KURAL

Küçük Gruplar Tarafından Yapılan Günlük İş Güvenliği Aktiviteleri

İş güvenliğinde başarıya ulaşmak için en garantili yol ekipmanını ve prosesi iyi bilen yüksek yetenekli operatörlerden oluşturulmuş küçük gruplardır. Kazasız ve kirlilik olmayan bir sistem kurma için operatörlerin günlük kendi başlarına gerçekleştirecekleri bir programları olmalıdır. Güvenli bir çevre zorlama ile değil ancak çalışanların kendi iradeleri ile oluşturulur. Bunu gerçekleştirmek için iş güvenliği ve çevre koruma TPM ile entegre edilmeli ve TPM yapmak herkesin görevi haline getirilmelidir.

Mühendislik Birimlerinin İş Güvenliği Aktiviteleri

Tesis yeni veya eski olsun iş güvenliği mühendisliğine gerekli önemin verilmemesi eksikliklerin giderilmemesine ve buda kazaların önlenmesini zorlaştıracaktır. Daha az çalışan ile yapılan işlerin artması, daha fazla bilgisayar kontrollü sistemlerin kullanılabilir olması sistem güvenilirliğinin sağlanması açısından mühendislere önemli bir görev düşmektedir. İş güvenliği programınızın en önemli ikinci unsuru teknik personelinizdir.

Yönetimin Yaptığı Periyodik Denetimler

İş güvenliği aktiviteleri de dahil olmak üzere denetimin özellikle de üst yönetimin gerçekleştirdiği tetkiklerin TPM çalışmaları açısından büyük önemi vardır. Düzenli yapılan denetimler tüm çalışanları ve organizasyonun tetikte olmasını ve teknik standartların yükselmesini sağlar. İş güvenliği, sağlık ve çevre kirliliği konusunda denetlenecek maddeleri listeleyin, değerlendirmenin bakış açısını ve seviyesini tanımlayın ve iş sahanızın yılda en az bir kez üst yönetim tarafından denetlemesini sağlayın. Bu kazaların önlenmesinde vazgeçilmez bir yöntemdir.

SONUÇLAR

TPM felsefesinin şirket yönetimi tarafından bir yönetim biçimi olarak uygulanması ve çalışanlarca da bir iş yapış biçimi olarak benimsenmesi güvenli bir iş ortamına ulaşmada izlenecek en karlı yol olacaktır.

KAYNAKÇA

1. Tokutaro Suzuki. "TPM in Process Industries" No:323-349
2. Yüji Iiyama. "The Utility and Application of Pointing and Naming" Safety Vol.31 No.12:28-33, 1980
3. Mitsuo Nagamachi. "Behavioral Science for Safety" 1984
4. Erhan Batur. "Güvenlik Kültürü" İş Sağlığı ve Güvenliği Dergisi Sayı:24 Nisan 2005 No:2-4

ASAŞ ALÜMİNYUMDA TPM UYGULAMALARI VE ETKİLERİ

Sadık Mutlu AYAN*

TPM Koordinatörü -Proses Geliştirme Müdürü

*Asaş Alüminyum Sanayi Tic. A.Ş.

ÖZET

TPM (Total Productive Maintenance-Toplam Üretken Bakım) dünya çapında değişik endüstrilerde başarıyla uygulanmış, Japonya orijinli ve Totoya kökenli bir yönetim sistemidir. Asaş Alüminyum 2005 yılı sonunda yönetimin kararıyla Alüminyum profil üretim fabrikasında TPM uygulama kararı almıştır ve 3 yıllık bir periyotta, tüm çalışanların katılımıyla yapılan yoğun faaliyetler neticesinde, JIPM (Japan Institute of Plant Maintenance) tarafından verilen “TPM Excellence Awards- Category A” ödülünü almaya hak kazanmıştır. Asaş, dünya çapında bir prestij ödülü olan “TPM Mükemmellik Ödülünü” alüminyum ekstrüzyon sektöründe almayı hak kazanan ilk firmadır.

TPM faaliyetleri Asaş’ın tüm iş süreçlerini etkilemiş ve geliştirmiştir. TPM faaliyetlerinin katkısıyla sağlanan gelişme çok belirgin bir şekilde hissedilmektedir. Bu makalede TPM in Asaş’taki kültürel değişime, iş neticelerine ve daha görsel bir fabrikanın nasıl oluşturulduğuna olan ölçülebilir ve ölçülemeyen etkileri anlatılacaktır.

Anahtar kelimeler: Görsel fabrika, JIPM, kaizen, sürekli iyileşme, toplam üretken bakım, TPM.

TPM APPLICATIONS in ASAŞ ALUMINYUM and ITS EFFECTS

ABSTRACT

TPM (Total Productive Maintenance) is well known management system which born in Japan and applied successfully for different industries in the world. Asaş management decided to start TPM activities at the end of 2005 in the Aluminum plant,Akyazi. After 3 years applications with full participation of the all employers, Asaş has gained the “TPM Excellence Awards- Category A” from JIPM (Japan Institute of Plant Maintenance). Asaş is the first aluminum ekstrusion company which gained this “TPM Excellence Awards” which is the worldwide prestige award. TPM activities affected and improved all processes and we can see its effects for all steps very strongly. In this article, it will be explained how TPM effected to the Asaş cultural evolution, targets and visual factory as tangible and intangible results.

Keywords: Continuous improvement, JIPM, kaizen, total productive maintenance, TPM, visual factory.

1. GİRİŞ

1992 yılında kurulup Gebze’de üretime başlayan ASAŞ Alüminyum Sanayi Ticaret A.Ş., 1998 yılında şu anki yerleşim alanı olan Akyazı/Sakarya tesislerini kurmuş ve tüm üretim hatlarını yeni yerleşimine taşımıştır. Genç bir firma olmasına rağmen alüminyum ekstrüzyon sektöründe kısa sürede sektörün köklü firmalarını geride bırakarak sektör lideri konumuna ulaşmıştır. Asaş Alüminyum; külçeden nihai ürüne kadar alüminyum profil üretimini gerçekleştirebilecek şekilde entegre bir alüminyum ekstrüzyon tesisidir. Külçe halinde aldığı alüminyum hammaddesini 6xxx serisi alaşımlar şeklinde billete dönüştüren, modern dikey döküm ve yatay döküm tesisleri mevcuttur. 2008 ve 2009 yıllarında devreye giren 2700 ve 5500 tonluk pres hatlarıyla, ekstrüzyon pres sayısı 5’e, profil üretim kapasitesi de yıllık 60.000 ton ulaştırmıştır. 5500 tonluk pres ile 600 mm genişliğinde veya 70kg/m ağırlığında profil üretebilme kapasitesiyle Türkiye’nin en büyük, Avrupa’nın da sayılı ekstrüzyon

hatlarından birisidir. 2009 yılı sonunda tamamlayacağı 200.000Amperlik yatay Eloksal tesisıyla de Avrupa'nın en büyük "Eloksal tesisine" sahip olmuştur.

Asaş yaptığı tüm yatırımlarda sektörün ihtiyacının ötesindeki kaliteyi sağlayacak ve devamlılığını garanti edecek yeterlilikte, son teknolojik ekipmanları sektörünün lideri üreticilerinden satın almayı her zaman tercih etmiştir. İlk yatırım maliyetlerinin Uzakdoğu menşeli ekipmanlara göre kat kat fazla olmasına rağmen Asaş "kalite üretilir" anlayışının bir gereği olarak bu tercihi yapmıştır. Rekabetçi ortam Asaş'ın yaptığı yatırımların çok daha dikkatli ve sektörün geleceğine hitap edecek şekilde yapılmasını hem de sektöre yön verecek şekilde olmasını gerektirmektedir.

2005 yılında Asaş, gelişen sektöre hem kapasite hem de kalite olarak hitap edebilmek veyön verebilmek için mevcut iş yapma tarzlarından daha farklı bir sistematige ihtiyacı olduğunu belirleyerek bunun için sistem arayışına başlamıştır. Kayıpların analizi, katma değer oluşturmeyen işlerin ortadan kaldırılması, ekipmanların etkinliğinin artırılması, sıfır arıza, sıfır kaza, sıfır kusur, sürekli gelişme anlayışının benimsenmesi, vb konularda sistematik çözümler ortaya koyan ve tüm iş süreçlerimizi kapsayan, strateji ve hedeflerimize ulaşmada en uygun sistem olduğuna üst yönetimce karar verilen Japonya kökenli "Toplam Üretken Bakım-*Total Productive Maintenance* veya kısaca *TPM* " 2005 yılı sonu itibariyle Alüminyum profil üretim fabrikasında uygulanmaya başlanmıştır.

2. TPM 'İN TANIMI

TPM; günlük üretim faaliyetleri içinde, çalışanların tamamının katılımını gerektiren, operatöre üzerinde çalıştığı tezgah veya ekipmanın otonom (kendi kendine yeten) bakım sorumluluğunu yükleyen, arızaları önleyen, ekipman etkinliğini en üst düzeye çıkaran, yeni bir işletmecilik yaklaşımıdır.

TPM, özgün bir Japon yönetim sistemidir. 1950 ve 1960 yılları arasında ABD'de çok popüler olan Koruyucu Bakım (PM) prensiplerinin, JIPM Başkanı Seichi Nakajima tarafından, sistemli bir biçimde geliştirilmesi ile 1971 yılında ortaya çıkmıştır.

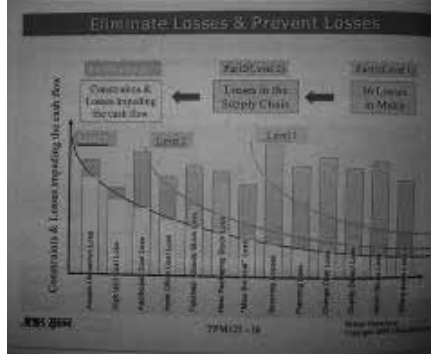
Mevcut ekipman ve üretim alanı ile ilgili her türlü kaybı (arıza, iş kazası, kalite hatası... vb.) önleyecek kusursuz bir sistem kurarak, üretim sisteminin verimliliğini en üst düzeye çıkaracak bir şirket kültürü oluşturur. Yalnızca üretimle ilgili departmanlarda değil tüm birimlerde uygulanır ve en üst düzey yetkiliden en kıdemsiz işçiye kadar herkesi kapsar. Otonom bakım ve küçük grup faaliyetleri ile "sıfır kaybı" ön görür. [1]

Gelişen şartlara bağlı olarak TPM sistematiginin kurucuları TPM içeriğini de sürekli geliştirmişler ve 8 pillarlı konvansiyonel TPM-Total Productive Maintenance yaklaşımından The-State-of The-Art TPM-Total Productive Management yaklaşımını benimsemişlerdir. [2]

3. ASAŞ'TA TPM UYGULAMALARI

Firmamızda TPM uygulaması bir dizi ön eğitim ve seminer ile 2005 yılı sonunda başlamıştır. TPM faaliyetlerine başlamadan önce fabrika organizasyonu ile paralel bir TPM organizasyonu oluşturuldu. Asaş'ta TPM faaliyetleri 9 komite altında yürütülmektedir. TPM organizasyonu 9 ayrı komite, komite liderlerinden oluşan Yönlendirme komitesi ve TPM Ofis'ten oluşmaktadır. Komite üyeleri, tüm bölümleri içine alacak şekilde seçilerek alınacak kararlara ve faaliyetlere her bölümün katılımı sağlanmıştır.

TPM faaliyetlerini etkin bir şekilde başlatabilmek için hem organizasyonel olarak hem de fiili bir ofis olarak “TPM Ofis” oluşturulmuştur. TPM Ofis başlangıçta yarı zamanlı bir TPM ofis lideri (mühendis) ve tam zamanlı iki ofis teknisyenden oluşturulmuştur. TPM ofis tüm faaliyetlerin izlendiği, koordine edildiği, fiili olarak desteklendiği ve yönlendirildiği aktif ve etkin bir ofistir ve fabrika içindeki yerleşim yeri de önemlidir. TPM ofis tüm bölümlere, iş süreçlerine ve çalışanlara yakın olacak bir yerleşimde olması faaliyetlerin etkin bir şekilde yönetilmesi, koordine edilmesi ve takip edilmesi açısından önemli ve gereklidir.



Şekil 1, TPM sayesinde kayıpların yok edilmesi

TPM faaliyetleri Kobetsu Kaizen, Otonom bakım, Planlı bakım, Kalite bakım, Erken Ürün, Erken Ekipman, Eğitim, Ofis TPM ve ISIG (İşçi sağlığı ve İş güvenliği) komite yapılanmasıyla organize edilmektedir. TPM faaliyetleri yerel danışmanın ayda en az iki seferlik düzenli eğitim ve desteğiyle yürütülmüştür. Yılda 4 sefer JIPM-S (Japon Institute of Plant Maintenance) tan gelen Japon danışmana yapılan sunumlar ile tüm faaliyetler gözden geçirilerek değerlendirilmiş ve gerekli aksiyonlar bir sonraki gözden geçirmeye kadar planlanmış ve uygulanmıştır.

Başlangıçta yönlendirme komitesi ve dokuz komiteye ilişkin vizyon, misyon, politika ve hedefler tespit edilmiş ve 3 yıllık “master planlar” oluşturularak tüm faaliyetler bu master planlar çerçevesinde koordine edilmiştir. Komitelere ilişkin vizyon, misyon ve politikaların belirlenmesinde firmanın ana vizyon, misyon ve politikaları esas alınmış ve tüm komite vizyon, misyon ve politikaları ana hedefleri destekleyecek ve bunlara ulaşmayı sağlayacak şekilde seçilmiştir.

Firma için TPM organizasyonu, vizyon, misyon, politika ve hedefler belirlenirken firma içinde yetki, sorumluluk, ve anlam kargaşasına sebep olmayacak açıklık, netlik ve görev dağılımını sağlayacak şekilde bir yapının oluşturulması projenin sıhhati ve başarısı açısından çok önemlidir. Aksi durum faydadan çok zarar verebilir.

Komiteler 5 ile 10 kişilik ekiplerden oluşturulmuştur ve komite faaliyetleri aşağıdaki şekilde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2, Asaş strateji evi

3.1. 5S Faaliyetleri

Tüm gelişme ve iyileşmelerin temelinde 5S faaliyetleri yatar. 5S kavramı Japonca “S” ile başlayan Seiri-ayıklama, Seiton-Düzenleme, Seiso-Temizleme, Seiketsu-Süreklilik, Shitsuke-

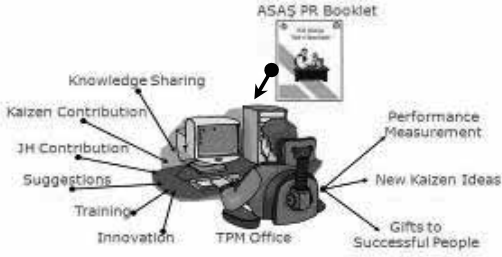
Disiplin kemimelerinden oluşturulmuş bir kavramdır ve çalışma alanının genel tertip ve düzenini sağlar ve yönetir.

Japonca	İngilizce	Türkçe
Seiri	Clearing-up	Ayıklama
Seiton	Organizing	Düzenleme
Seiso	Cleaning	Temizleme
Seiketsu	Standardizing	Süreklilik
Shitsuke	Discipline	Disiplin

Firma bünyesinde komite yapılanmalarıyla başlanan faaliyetlerin yanında tüm fabrikada bir 5S seferberliği de düzenlenmiş, bunun için tüm fabrikayı kapsayacak eğitim ve afiş çalışmaları yapılmıştır. Periyodik 5S denetlemeleri gerçekleştirilmiş, ve bölümler arası bir rekabet oluşturularak alınan puanlara göre 5S birincisi bölümler her ay ilan edilerek takdir edilmiştir. 5S birincilerine her ay öğle yemeği yerine mangal-barbekü partisi düzenlenmiştir. Bu şekilde bölümler arası rekabet ve yarış fabrikanın 5S faaliyetlerine uyumunu ileri seviyelere yükseltmiş ve komite faaliyetleri kapsamında yapılacak faaliyetlerin üzerine bina edilebileceği bir ortam hazırlanmıştır.

3.2. Asaş Öneri Değerlendirme - Takdir ve Tanıma Sistemi

Çalışanların tüm TPM faaliyetlerine katılımını sağlamak, takip etmek ve katılımı takdir ve teşvik etmek amacıyla “Asaş Taktir-Tanıma Sistematiği” oluşturuldu. Bu sistematik ile çalışanların yapacakları tüm faaliyetler kayıt altına alındı ve faaliyet puanı karşılığında puan ile puanlandırıldı. Bu şekilde tüm çalışanlar hazırlanmış program ile kendilerinin ve tüm diğer çalışanların katılım oranı performansı ve puanını görme imkanına kavuşmuşlardır. Bu şekilde çalışanların performansları da daha objektif



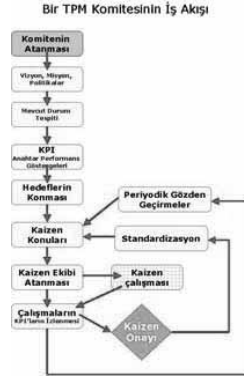
Şekil 3, Takdir ve tanıma sistematiği



Şekil 4, TPM ödül dağıtımı

3.3. Kobetsu Kaizen Komitesi

Komiteye Fabrikadaki kayıp yapısı analiz edilmiş kayıp maliyet ilişkisi kurulmuş, kaizen konuları bu kayıplardan türetilerek, 16 büyük kaybın teker teker azaltılmasına ilişkin çalışmalar yapılmış gerçekleştirilmiştir. Komite kaizen yaklaşımını tüm çalışanlara yerleştirmek için gerekli sistematığı oluşturmuş ve tüm çalışanların katılımını sağlamıştır. "Sürekli gelişme" anlayışı komite faaliyetleriyle de hakim kılınmıştır. Kayıpların azaltılması ve üretkenliğin artırılması bu komite sorumluluğunda gerçekleştirilmiştir. Ekipmanların etkinliğinin artırılması Otonom bakım komitesiyle birlikte koordine edilmiştir.



Şekil 5, TPM kom

3.4. Otonom Bakım Komitesi

Tüm gelişme ve iyileşmelerin temelinde yer alan 5S faaliyetleri koordine edilmiştir. Asaş'ta "benim makinem" anlayışı yerleştirilerek tüm ekipmanlarda otonom bakımın yedi adımı uygulanmaya başlanmıştır. Operatörlerin eğitim ve beceri seviyeleri 4. adım eğitimleriyle artırılmış, operatörlerin üretim sorumluluğuna ilave olarak bakım sorumluluğunu da üstlenmesi sağlanmıştır. Beceri seviyesi yükseltilmiş operatörlerin kullandıkları ekipmanların arıza ve hurda oranları azalmış ve OEE (Overall Equipment Effectiveness-Toplam ekipman etkinliği) seviyeleri hedeflenen seviyelere yükselmiştir.

3.5. Planlı Bakım Komitesi

"Sıfır arıza" hedeflenmiş ve tüm aktiviteler buna ulaşmak üzere programlanmıştır. Bu kapsamda makinelerin arıza verileri toplama sistemi oluşturulmuş ve arızalar analiz edilerek sıfır arıza kaizenleriyle arızalar büyük oranda azaltılmıştır. Planlı bakım faaliyetleri organize edilmiş, otonom bakım eğitim ve uygulama faaliyetleriyle desteklenmiştir. Planlı bakım komitesi bakım maliyetini azaltmaya çalışmakla birlikte kesintisiz üretimi sağlamayı öncelikli hedef belirlemiştir. Problem çözme-arıza giderme yerine "önleme" anlayışı faaliyetlerinin temel mantığını oluşturmuştur. Yedek parça yönetim sistemi oluşturulmuştur. Fabrika genelinde Zaman bazlı ve koşul bazlı bakım noktaları tespit edilmiş ve gerekli kontroller planlanıp uygulanmıştır.

3.6. Kalite Bakım Komitesi

"Kalite üretilir" anlayışıyla birlikte "sıfır kusur" yaklaşımı benimsenmiş ve faaliyetler buna uygun programlanmıştır. Asaş'ta tüm çalışanlara, kalite üzerindeki sorumluluğunun bilincine varmaları için eğitimler verilmiştir. Fabrikada Poka-Yoke anlayışı yerleştirilmiş, komite faaliyetleri neticesinde müşteri şikayetleri, hurda ve iade oranları azalmış ve bu yönde çalışmalar devam etmektedir.

3.7. Yeni Ürün Komitesi

Sektörde rakiplerin hiçbirinin yapamadığı ürünleri üretebilme vizyonuyla hareket edilmiş ve katma değeri yüksek ürünleri, müşterinin beklentilerinin ötesinde maliyet ve kalite şartlarıyla, hızlı bir şekilde pazara veya müşteriye sunarak firmanın rekabet gücünü arttıracak faaliyetler planlanmış ve başarıyla uygulanmıştır. Bunun için erken ürün geliştirme sistematığı oluşturulmuş ve hedefler proje bazlı olarak verimlilik, kalite, maliyet ve teslimat cinsinden konularak gerçekleştirilmesi sağlanmıştır.

3.8. Erken Ekipman Komitesi

Ekipman tedarik sistematığı oluşturulmuş ve bu sistematik kullanılarak “Ömür Boyu Düşük maliyetli ekipmanların” satın alınması sağlanmıştır (LCC- machines). Erken ürün komitesiyle birlikte Asaş bilgi bankası oluşturulmuş ve firma içinde oluşmuş veya var olan entelektüel sermaye ve bilgi birikiminin toplanıp tüm firma çalışanlarının kolayca erişebileceği bir bilgi bankası halinde getirilerek firmanın faydasına sunulmuştur. Bu bilgi bankasının yeni ekipman ve ürün projelerinde kullanılması sağlanmıştır.

3.9. Eğitim Komitesi

Asaş'ın eğitim ihtiyacı matrisi oluşturulmuş, eğitim planı hazırlanmış ve plan çerçevesinde tüm eğitimler gerçekleştirilmiştir. Eğitim faaliyetleri için otonom bakım destekleme eğitimlerinin verileceği, eğitim setlerinden oluşan eğitim odası-Asaş Akademi kurulmuş ve zincirleme eğitim anlayışıyla operatörlerin eğitimleri gerçekleştirilmiştir. Asaşta verilen her eğitimin eğitim manueli-kitabı ve eğitim sunumu hazırlanmıştır. İç eğitimcilerin seçimi ve yetiştirilme sistematığı oluşturulmuş , bu sertifikalı iç eğitimciler operatöre gerekli eğitimlerini eğitim planı çerçevesinde vermişlerdir. Çalışanlar eğitilerek beceri seviyeleri artırılmış ve “zincirleme eğitim” yaklaşımıyla diğer çalışanları eğitmeleri sağlanmıştır. “Öğrenen organizasyon” vizyonuyla eğitim faaliyetleri yönetilmiştir. Kişi başına öneri sayısı, kaizene katılım oranı, tek nokta dersi sayısı, Operatörlerin kaldırdığı hata kartı oranı vb gibi parametrelerle eğitimin etkinliği izlenmiş ve sürekli yükseltilmiştir.

3.10. Ofis TPM Komitesi

Ofislerde otonom bakım faaliyetleri planlanmış, kaizen çalışmalarıyla da “para kazanan ofisler” vizyonu uygun faaliyetler gerçekleştirilmiştir. Ofislerde otonom bakım aktiviteleri beş aşamada gerçekleştirilerek rahat, ergonomik, ferah ve az çabayla çok işin yapılabilirdiği ofisler oluşturulmuş, her ofisin iş süreçleri analiz edilip sürekli iyileştirilmiştir. Ofis TPM faaliyetleriyle satın alırken kazanma, tedarikçi ve müşterilerle sürekli kazan-kazan prensibiyle çalışma hedeflenmiştir.

3.11. İşçi Sağlığı ve İş Güvenliği-ISIG (HSE) Komitesi

“Sıfır kaza”, “sıfır meslek hastalığı” ve “sıfır çevre kirliliği” vizyonuna uygun faaliyetler organize edilmiş, çalışan memnuniyeti sistematığı oluşturulmuş ve çalışan memnuniyeti endeksinin yükseltilmesine ilişkin faaliyetler gerçekleştirilmektedir. Asaş'ta “iş güvenliği” her zaman önceliklidir anlayışıyla üretim faaliyetleri gerçekleştirilmiştir. Enerji tüketiminin azaltılmasına yönelik faaliyetler ISIG komitesi organizasyonu ile yönlendirilmektedir.

4. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

TPM, köklü ve başarısı kanıtlanmış bir tecrübeden oluşturulmuş bir sistemdir ve firmamıza da katkısı büyük olmuştur. 3 yıldır uygulamakta olduğumuz TPM in ölçülebilir neticelerinde belirgin bir iyileşme olduğu gibi ölçülemeyen neticeleriyle de firmanın kültürel değişimine destek vermiştir.

4.1. TPM'in Ölçülebilir Etkileri

Üretkenlik olarak Kg/adam-saat değeri yükselmiş, arızaların azalmasıyla ve kaizenlerle tüm ekipmanların etkinliği (OEE :Toplam Ekipman Etkinliği Overall Equipment Effectiveness) hedefler doğrultusunda artmıştır. Kaliteye yönelik iç hurda, iade, müşteri şikayetlerinde belirgin bir azalma olmuş ve bu yönde çalışmalar devam etmektedir. Kayıpların azaltılması ve iyileştirme çalışmalarıyla Çevrim maliyetleri azaltılmıştır. Enerji tüketimine yönelik çalışmalar ile ton başına enerji tüketim değeri azaltılmış ve bu alanda da geliştirme çalışmaları devam etmektedir. Zamanında teslimata oranı iyileşmiş, kapasite desteği ile de %95 in üzerine çıkartılacaktır. WIP-ara stokların analizi yapılmış ve azaltılmasına yönelik faaliyetler yürütülmektedir. İş güvenliği anlamında kazalar büyük oranda azaltılmış, sıfır kaza, sıfır meslek hastalığı ve sıfır çevre kirliliği üretimde her zaman önceliğimiz olmuştur. Sıfır çevre kirliliğine yönelik çalışmalarımız büyük bir hızla devam etmektedir.

Çalışanların öneri sayısında büyük bir artma olmuş çalışanlar ayda en az iki öneri verir duruma gelmişlerdir. Kaizene katılım oranı %90 lar seviyesindedir. 4S in tatmini (çalışan, müşteri, hissedarlar ve toplum) üst seviyede tutulmuş ve buna yönelik sistematik çalışmalar gerçekleştirilmiştir.

TPM çalışmalarıyla tüm fabrikada “Ölçülemeyen şeyler geliştirilemez” prensibiyle mevcut durum analizleri yapılarak sayısal hedefler konmuş, hedeflere yönelik faaliyetler planlanmış ve büyük oranda da tutturulmuştur. TPM faaliyetleriyle elde edilen iyileşmelerin kalıcılığının sağlanabilmesi ve bir yaşam tarzı ve iş yapma şekli haline dönüşebilmesi için standartlaşmaya çok önem verilmiştir Taichi Ohno'nun “Standartın olmadığı yerde gelişme olmaz” prensibi doğrultusunda sürekli gelişmenin temeline “standartlaşma” yerleştirilmiştir.

4.2. TPM'in Ölçülemeyen Etkileri

TPM uygulamasıyla çalışanların iş süreçlerine ve iyileştirme çalışmalarına katılımı sağlanmış, çalışanların beceri seviyeleri yükselmiş, kendine güvenleri artmıştır. Çalışanlarımız daha özgüvenli ve katılımcı olmuştur. TPM çalışanların firma içindeki iş yapma tarzını değiştirdiği gibi iş hayatı harici yaşantılarına da yön vermeye başlamıştır.

Firmada “benim makinem” anlayışı yerleşmiş, daha temiz, düzenli ve ergonomik bir iş ortamı oluşturulmuştur. Firma kazandıkça çalışanların da kazanacağı bilinci yerleşmiştir. Bu şekilde çalışanlarımız hem kullandıkları ekipmanlara ve çalıştıkları ortama daha fazla hakim olmuşlar ve yön vermişlerdir. Tüm faaliyetlerimizde sistematik yaklaşım tarzı benimsenmiştir.

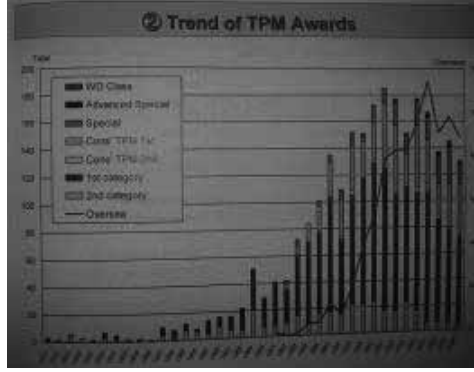
TPM faaliyetleri Asaş'ın değişim ve dönüşümüne ve kurumsallaşma çalışmalarına çok büyük katkı sağlayarak dünya çapında bilinen ve güvenilen, sektörün lideri ve pazar yaratan bir firma olma vizyonuna destek vermiştir. TPM Firma çalışanlarının tarım kültüründen sanayi kültürüne geçişinde yön veren, yol gösteren ve çalışanların, müşterilerin, hissedarların ve toplumun (4S) mutluluğu ve tatmininin sağlanmasında etkin rol oynayan bir yönetim modelidir. Asaş bu 3 yıllık uygulamayla edindiği kazanımların sürekliliğini ve artarak devamını sağlayacak şekilde bundan sonraki faaliyetlerini “devamlılığa” yönelik organize etmiştir.

4.3. TPM MÜKEMMELLİK ÖDÜLÜ

Asaş Alüminyum, 2005 yılı sonundan başlayarak uyguladığı 3 yıllık TPM faaliyetleri neticesinde üçüncü yılın ikinci yarısında JIPM den gelen Professor lerin yaptığı “pre-assesment” ve üçüncü yıl sonunda “final-assesment” denetlemelerini başarıyla geçerek JIPM (Japon Institute of Plant Maintenance) tarafından verilen “TPM Excellence Award-2008, Category A” ödülünü almayı hak kazanmıştır. Dünya çapında prestij ödülü olan bu ödül her

yıl Japonya'nın KYOTO kentinde yapılan tören ile kazananlara takdim edilmektedir. 12 mart 2008 de yapılan tören ile Asaş Alüminyum Sanayi Ticaret A.Ş. "TPM Excellence Award-Category A" ödülünü almıştır.

Alüminyum ekstrüzyon sektöründe "TPM Excellence Award" ödülünü başarılı uygulamalarıyla almayı hak kazanan ilk ekstrüzyon firması olan ASAŞ Alüminyum San Tic. A.Ş. sürekli iyileşme yolculuğuna kararlılıkla devam etmektedir.



Şekil 6, Yıllara göre TPM ödüllerinin verildiği şirket sayısı

KAYNAKLAR

- 1- Güngördü L, "TPM, Total Productive Maintenance-Toplam Üretken Bakım Seminer notları ", Yalın Enstitü Derneği, 2005
- 2- Takutaro S, "Top Attitude Required in Advanced TPM- Workshop Session", Bon Voyage -TPM World Conference- 2009,10th march, 2009.
- 3- Takutaro S, "TPM in process industries." Productivity Press, 1994.
- 4- Takutaro S, "TPM Gallops Across The Globe." TPM Clup India, 2008.
- 5- Nakajima, Seichi. Assessor, TPM Awards, JIPM Adviser, JMA ,"Review of TPM level II&III Activities in Japan", Bon Voyage -TPM World Conference- 2009,9th-11th march, 2009.
- 6- Yalın Enstitü Derneği, "Seminer ve çalıştay el kitabı : kaizen, iş yerinde herkesin katılımı ile gelişim.", Yalın Enstitü Derneği, 2007
- 7- Rother M. and Shook J, "Learning to see." The Enterprise Institute, Inc., 1999.
- 8- Productivity Press Development Team, "Pull Production for the shopfloor.", Productivity, Inc, 2002.
- 9- Productivity Press Development Team, "Standard work for the shopfloor.", Productivity, Inc, 2002
- 10- JIPM, "How to advance "Jishu-Hozen".
- 11- Nakamura, Shingo. "TPM in Supply Chain ", JIPM-S, Bon Voyage -TPM World Conference- 2009, 11th march, 2009
- 12- "Asaş Alüminyum, TPM Activity Report-2008", 2008

KAPALI HÜCRELİ AISiMg KÖPÜĞÜ ÜRETİMİNİN DENEY TASARIMI İLE İNCELENMESİ

Sedat İHVAN, Feyza DENİZLİ, Özgül KELEŞ, Yılmaz TAPTİK

İ.T.Ü-Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ayazağa-İSTANBUL
ihvan@itu.edu.tr

ÖZET

Gözenekli malzemeler günümüzde giderek artan bir ilgiyle araştırılmakta ve teknolojik gelişmelerle birlikte endüstriyel ürün anlamında da kendine yer bulmaktadır. Bu anlamda kapalı hücreli alüminyum köpüğü düşük yoğunluğu ve yüksek spesifik mukavemetinin yanısıra oldukça iyi sönümleme özellikleriyle öne çıkan bir fonksiyonel malzemedir. Çalışmanın amacı, Si ve Mg alaşım elementleri ile TiH₂ köpükleştirici tozunun yapılan deneysel tasarım planına göre değişen oranlarının alüminyumun köpükleşme davranışı üstündeki etkilerini incelemektir. Buna göre hazırlanan tozlar karıştırılıp 450°C'deki sıcak preste kompaktlanmış ve ardından köpükleştirilmiştir. Elde edilen köpük numunelerinin kesitinden alınan SEM ve optik mikroskop görüntüleri incelenmiş ve sonuçlar irdelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum köpüğü, toz metalurjisi, deney tasarımı.

DESIGN OF EXPERIMENT ON THE INVESTIGATION OF CLOSED-CELL AISiMg FOAM

ABSTRACT

The interest on porous materials are growing gradually and particular applications are emerging with new technological developments. In this manner, closed cell aluminum alloy foams are functional materials taking the attention over by its low density, high specific strength besides its excellent absorption characteristics. The aim of this work is to determine the effects of the alloying elements (Si and Mg) and foaming agent (TiH₂) on foaming behaviour via Design of Experiment. Accordingly, powders of mentioned components are mixed and compressed uniaxially in 450°C and then foamed. The results are evaluated by utilizing SEM (Scanning Electron Microscopy) and optical microscope.

Keywords: Aluminum foam, powder metallurgy, design of experiment.

1. GİRİŞ

Köpük yapılar, özellikle otomotiv endüstrisinde gerek yapı elemanı, gerekse ses ve darbe enerjisini absorblayıcı bileşen olarak kullanılmaktadır [1]. Alüminyum köpüğü ise diğer köpük yapıları arasında daha düşük yoğunluğu ve özellikle 6000 serisi ısıl işleme elverişli alaşımları, korozyon direnci ve kaynaklanabilirliği nedeniyle ön plana çıkmaktadır [2]. Kapalı hücreli alüminyum köpüğü üretmenin iki ana yöntemi mevcuttur. Bu yöntemlerden ilki viskozitesi alaşım elementleri veya ergimeyen partiküllerle artırılmış eriğik içine Ar gibi inert bir gaz üflenerek veya köpükleştirici toz ekleyerek eriyiğin üzerinde köpük toplanması ve bu köpüğün bantla taşınarak aynı zamanda katılaştırılması şeklindedir [3-6]. Son yıllarda ön plana çıkan ikinci üretim yöntemi ise, toz metalurjisi yöntemidir. Bu yöntemde ise birkaç dakika içinde köpükleşme sağlayıp daha karmaşık geometri yapılar üretmek mümkündür [7-9]. Proseste önce yapıyı oluşturacak metal toz ve köpükleştirici ajan karıştırılıp teorik yoğunluğa yakın olacak şekilde kompaktlanır. Kompaktlanmış tabletler metalin ergime

sıcaklığının üzerinde bir sıcaklıktaki [10-11] köpükleşme ortamında deneylerle belirlenen bir süre zarfında bekletilip yine belirlenmiş bir ortamda katılaştırılır [12]. Köpükleşmede porlar, genellikle TiH₂ gibi metal hidrürlerin kullanıldığı köpükleştirici ajanların sıcaklık etkisiyle kompaktın bozunma sıcaklığına ulaşılmasıyla H₂ gazı çıkışına bağlı olarak artan basınçla oluşur. Burada köpükleşmeyi en çok etkileyen noktalardan biri, köpükleştiricinin bozunma sıcaklığı ile alüminyumun ergime sıcaklığı arasındaki farktır. Bu fark küçüldükçe daha hızlı ve dolayısıyla yüksek oranda köpükleşmiş yapılara rastlanmaktadır [13]. Çünkü köpükleştirici metalin ergime sıcaklığının altında başlayan bozunma kompaktta çatlaklar oluşacak, dahası köpükleştiriciden istenen oranda faydalanılamayacaktır. Literatürde kapalı hücreli alüminyum köpüklerin köpükleşmesinde alaşım elementlerinin ve köpükleştirici oranlarının etkilerine ilişkin çalışmalar mevcuttur ve çoğu çalışmada alaşımli tozlar kullanılmıştır [14-16]. Bu çalışmada ise ısıl işlem yapılabilen alüminyum alaşımlarında alaşım elementlerinin ve köpükleştiricilerin ortaya çıkardığı etkileri ortaya çıkarmak amacıyla deneylere elementel tozlardan başlanmış, bileşenler ağırlıkça ve birbiriyle olan etkileşimler açısından incelenmiştir. Bu incelemeyi yapabilmek için deney tasarımı yapılmış ve çeşitli istatistik araçları yardımıyla sonuçlar değerlendirilmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada deney tasarımı yöntemi kullanılmıştır. Tablo 1’de görüldüğü üzere, tasarlanan deneyde TiH₂, Mg ve Si faktörleri 3 değişik % ağırlık seviyesinde seçilmiştir. 2³ tam faktöriyel deney tasarımına iki adet merkez noktasının da eklenmesiyle toplam 10 adet deney tasarlanmıştır.

Tablo 1. İkinci aşama deneylerde kullanılan deney parametreleri ve seviyeleri.

Parametreler	Seviyeler		
	-1	0	1
TiH ₂ miktarı (% ağı.)	0,4	0,6	0,8
Mg (% ağı.)	0,5	1	1,5
Si (% ağı.)	0,5	1	1,5

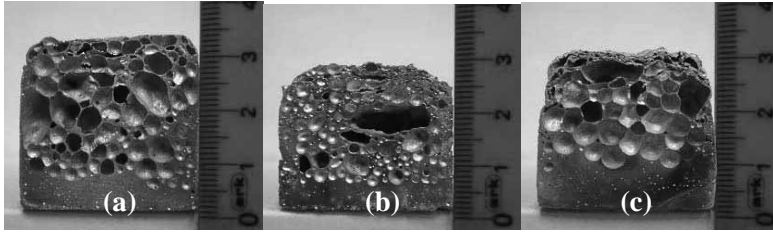
Deneylerde % 99 saflığında Al (Gürel Makina A.Ş), Mg , %99,9 saflığındaki S (-100 mesh) tozlarıyla birlikte 16,62 µm ortalama partikül boyutuna sahip ve %99 saflığındaki TiH₂ (Alfa Aesar) köpükleştirici tozu kullanılmıştır. Tozlar (Precisa marka XB 220A model) hassas terazide % ağırlık oranlarına göre tartılmıştır. Tartılan bu tozlar turbula tipi toz karıştırıcısında 30 dakika süreyle karıştırılmış ve her presleme numunesi için 30 g’lık toz numunesi ayrılmıştır. Presleme aşamasında hidrolik çift etkili soğuk pres ve özel tasarlanmış ısıtıcı kalıp kullanılmıştır. Her numune kalıp ısındıktan sonra preslenmiş ve 33mm çapa ve 12mm boy uzunluğuna sahip silindirik köpükleşme tabletleri üretilmiştir. Köpükleşme aşamasında bu tabletler Nabertherm marka iki kademeli fırında 33mm yüksekliğinde ve 35mm çapında kapaklı bir köpükleşme kalıbında köpükleştirilmiştir. Numune köpükleşme kalıbıyla birlikte fırından çıkarılınca derhal su soğutmalı bakır plakada soğutulmuş ve katılaştırılmıştır. Köpükleşen numuneler (ATM-Brillant 221 model) hassas kesme cihazında boydan kesilmiştir. Zımparalanıp parlatılan numuneler elmas parlatıcılarla parlatılmıştır. Daha sonra optik mikroskopta polarize mikroyapı görüntüsü almak üzere numuneler (ATM Kristall 620 marka) elektrolitik olarak Barker çözeltisi ile dağlamıştır. Son olarak numunelerden Leica marka optik mikroskopta polarize mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir. Numunelerin sertlikleri boyuna kesilmiş ve parlatılıp, dağlanmış yüzeylerden Leica marka mikrosertlik ölçüm cihazı ile 200gf yükü ve 12s süre ile yapılmıştır. Ölçümler köpükleşmenin oluştuğu bölgelerde hücre duvarlarından ve köpükleşmenin gözlenmediği bölgelerden alınarak

yapılmıştır. Sertlik değerleri istatistiki olarak Değişimlerin Analizi (Analysis of Variance, ANOVA) ile değerlendirilmiştir.

Kullanılan köpük kesitine ait SEM incelemeleri JEOL JSM 7000F ile yapılmış ve yapıda görülen ikincil fazlardan EDS analizleri alınmıştır.

SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Yapılan deney planına göre birbirinden farklı 10 adet değişik toz karışımı hazırlanmıştır. Tozlar her bir deneyden yaklaşık 30g ve 2 adet numune çıkacak şekilde 110 tonluk hidrolik çift etkili prese monte edilmiş 33 mm çaplı dairesel kesitli ısıtıcı kalıpta her bir numune için 30 dk boyunca 450°C kalıp sıcaklığında ve 10MPa basınçta preslenmiştir. Preslenen tozların kompakt yoğunlukları Arşimet prensibine göre ölçülmüş ve kompaktların teorik yoğunluğa oldukça yakın oldukları tespit edilmiştir (%99,5). Hazırlanan toz kompaktlarının köpükleşme deneyleri 715°C'de ve 12 dk fırında bekletilerek yapılmış ve süre bitiminde köpük kalıbı fırından çıkarılarak soğutmalı bakır plaka üstünde soğutulmuştur. Kesitinden incelenmek üzere köpükler hassas kesme cihazı ile kesilmiş (Şekil 1) ve sertlikleri alınmıştır.



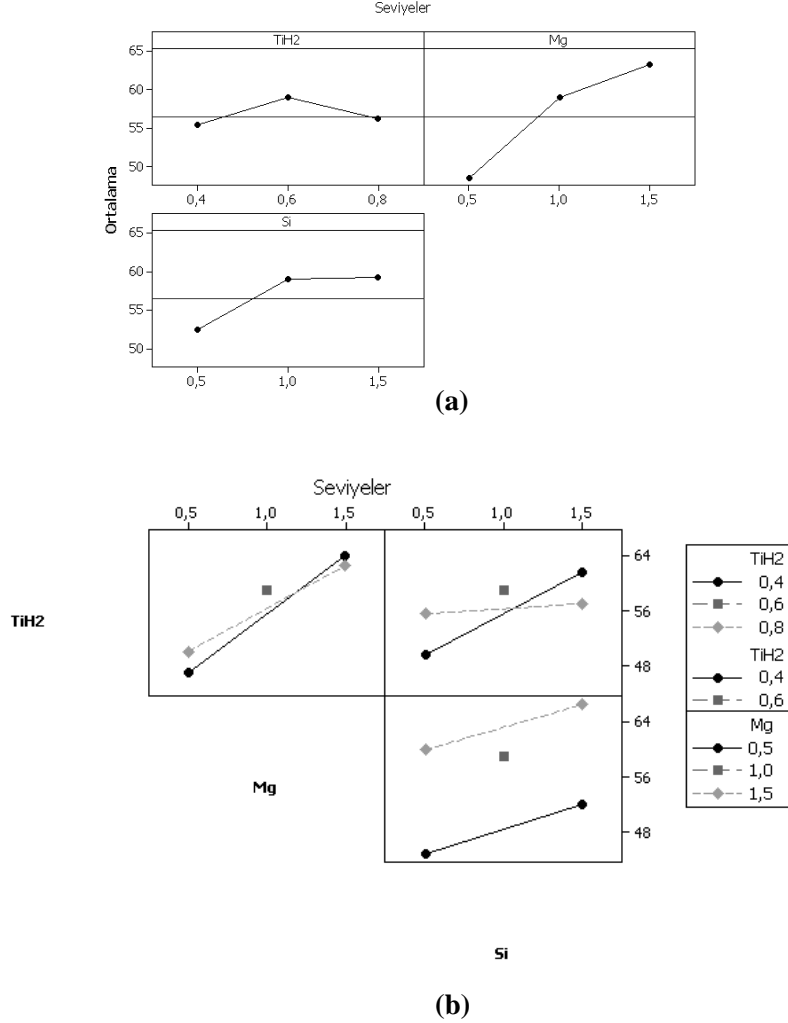
Şekil 1. Deney 1 (a), Deney 2 (b) ve Deney 4'e (c) ait köpük numunelerinin kesit görüntüleri.

Sertlikler köpükleşmeyen taban kısmı ile köpük yapısının hücre duvarı bölgelerinden alınmıştır. Sonuçlar Tablo 2'de görülmektedir.

Tablo 2. Deney matrisi ve sertlik sonuçları.

Deney No.	TiH ₂	Mg	Si	Sertlik (Hv) Alt Kısım	Sertlik (Hv) Köpükleşen Kısım	Sertlik (Hv) Ortalama
Deney 1	0,4	0,5	1,5	65,3	39,8	53
Deney 2	0,4	0,5	0,5	43,3	37,8	41
Deney 3	0,6	1	1	51,6	66,6	59
Deney 4	0,4	1,5	0,5	59,3	54,3	58
Deney 5	0,8	0,5	0,5	48,6	50,1	49
Deney 6	0,8	1,5	0,5	61,9	62,7	62
Deney 7	0,4	1,5	1,5	75,5	63,6	70
Deney 8	0,6	1	1	51,6	66,6	59
Deney 9	0,8	0,5	1,5	50,6	52,3	51
Deney 10	0,8	1,5	1,5	64,9	53,3	63

Yapılan ANOVA analizine göre köpükleştiricinin (TiH_2) sertlik üzerine etkisinin zayıf olduğu görülmüştür (Tablo 3). Dolayısıyla modelden TiH_2 değeri çıkarılmıştır. Mg ve Si ağırlık oranlarının oluşturduğu bu iki parametreden ise magnezyumun daha etkili olduğu tespit edilmiştir. Şekil 2’de parametreler arası etki ve etkileşim diyagramları verilmiştir.



Şekil 2. Parametrelerin sertlik değerleri üzerine etkisi (a) ve parametreler arası etkileşimler (b).

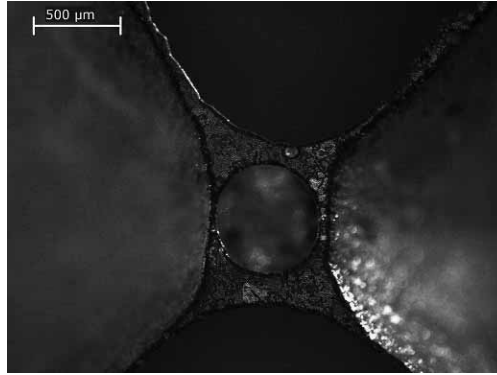
Etki grafiklerinden görüldüğü üzere titanyum hidrürün sertlik üzerine etkisinin zayıf olduğu, magnezyumun etkisinin ise en fazla olduğu görülmektedir. Silisyum da sertliğe magnezyum gibi pozitif bir etki yapmaktadır. Sonuç olarak magnezyum ve silisyum sertlik üzerine etkili olduğundan modelde tutulmuştur. Etkileşim grafiklerinde ise magnezyum ve silisyumun birlikte sertlik üzerine bir etki göstermediği, dolayısıyla aralarında etkileşimin olmadığı çıkarılabilir. Titanyum hidrür ise görünüme göre silisyum ile bir etkileşim içindedir. Fakat titanyum hidrürün az miktarını göz önüne alırsak bu etkileşimin çok güvenilir olmadığı ve gerekli durumlarda ilave deneylerle incelenmesi gerektiği düşünülmektedir.

Regresyon analizinde R^2 ve $R^2_{\text{ayarlanmış}}$ değerleri sırasıyla %89,07 ve %95,3 olarak hesaplanmıştır. Bu değerler istatistiksel olarak yapılan deney sonuçlarının güvenilirliğinin oldukça yüksek olduğunu göstermektedir.

Tablo 3. Ortalama sertlik değerinin ANOVA.

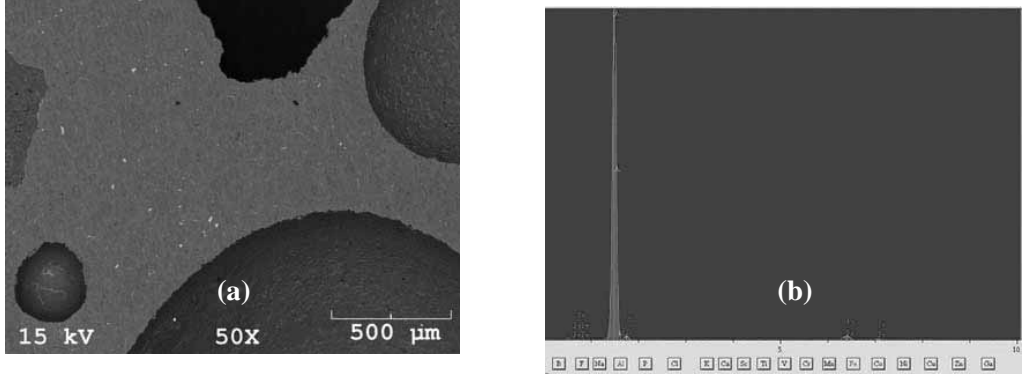
	DF	SS	MS	F	p
Mg	2	450,75	225,375	10	0,009
Si	2	91,25	45,625	0,74	0,509
Hata	5	66,5	13,3		
Toplam	9	608,5			

Şekil 3’de $TiH_2:0,4(\%ağ.)$ - $Mg:1,5(\%ağ.)$ - $Si:1,5(\%ağ.)$ (Deney 7) parametreleriyle yapılan deneye ait optik mikroskop görüntülerinde değişik çaplarda küresel morfolojili por yapıları görülmektedir. Köpük oluşumunda kullanılan toz metalurjisi prosesinin sonucu olarak sinterlenen değişik boyutlardaki taneler ise hücre duvarları ve porların birleştiği bölgelerinde açıkça görülmektedir [17-18].



Şekil 3. Deney 7’ye ait köpüğün por ve mikroyapı görüntüsü.

Taramalı elektron mikroskobuyla yapılan analizlerde ana yapının içindeki açık renkli (Şekil 4) noktaların AlSiFe intermetalikleri olduğu EDS analizi sonucu görülmüştür. Literatürdeki diğer çalışmalarda demirin varlığının alüminyumdan kaynaklandığı örnekler mevcuttur [19]. Bu konu ilerleyen çalışmalarda daha ayrıntılı olarak incelenecektir.



Şekil 4. Deney 2'ye ait köpüğün hücre duvarı ve porların görüntüsü (a) ve beyaz partiküllerin EDS analizi (b).

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada toz metalurjisi yöntemiyle ısıl işlem yapılabilen 6000 serisi alüminyum alaşımlarına yönelik kapalı hücreli köpükler alaşımlanmış tozlarla üretilmiştir. İncelemede deney tasarımı tekniği kullanılmış ve sertlik ve mikroyapı üzerinden değerlendirmeler yapılmıştır. Sertlik üzerine yapılan analizde en etkili faktörün magnezyum olduğu, ikinci derecede etkili faktörün ise silisyum katkısı olduğu görülmüştür. Sertlik üzerine TiH₂ etkisinin olmadığı anlaşılmıştır. SEM incelemelerinde AlFeSi intermetaliklerine rastlanmıştır. İlerleyen çalışmalarda yapıdaki intermetalik fazlar daha ayrıntılı olarak incelenecektir.

KAYNAKLAR

1. W.P.Ma, S.C. Tzeng, "Heat Transfer in Multi-Channels of Closed Cell Aluminum Foams", Energy Conversion and Management, 48, 1021–1028, 2007.
2. D.Lehmhus, J.Banhart, "Properties of Heat-treated Aluminium Foams", Materials Science and Engineering, A349, 98-110, 2003.
3. W.Deqing, M.Xiangjun, X.Weiwei, S.Ziyuan, "Effect of Processing Parameters on Cell Structure of an Aluminum Foam" Materials Science and Engineering, A 420, 235–239, 2006.
4. O.B.Olurin, N.A.Fleck, M.F.Ashby, "Deformation and Fracture of Aluminium Foams", Materials Science and Engineering, A291, 136–146, 2000.
5. F.Simancik, H.P.Degischer, H.Wörz, "Foamed Aluminum- Light Structural and Insulation Material", Euromat '95, Venice/Padua, Italy, 25-28 September, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, 1995.
6. W.Deqing, S.Ziyuan, "Effect of Ceramic Particles on Cell Size and Wall Thickness of Aluminum Foam", Materials Science and Engineering, A361, 45–49, 2003.
7. A.R.Kennedy, S.Asavavisithchai, "Effects of TiB₂ Particle Addition on the Expansion, Structure and Mechanical Properties of PM Al Foams", Scripta Materialia, 50, 115–119, 2004.
8. J.Banhart, "Industrialisation of Aluminium Foam Technology", Materials Forum, 28, 764-770, 2004.
9. N.Babcsan, J.Banhart, D.Leitmeier, "Metal Foams– Manufacture and Physics of Foaming", International Conference "Advanced Metallic Materials", 5–7 November, Smolenice, Slovakia, 2003.
10. E.Koza, M.Leonowicz, S.Wojciechowski, F.Simancik, "Compressive Strength of Aluminium Foams", Materials Letters, 58, 132– 135, 2003.
11. H.Stanzick, M.Wichmann, J.Weise, L.Helfen, T.Baumbach, J.Banhart, "Process Control in Aluminum Foam Production Using Real Time X-Ray Radioscopy", Advanced Engineering Materials, 4, No.10, 2002.
12. S.Asavavisithchai, A.R.Kennedy, "Effect of Powder Oxide Content on the Expansion and Stability of PM-route Al Foams", Journal of Colloid and Interface Science, 297, 715–723, 2006.
13. H.M.Helwig, F.Garcia-Moreno, J.Banhart, "Foaming kinetics of Al-Si-Cu alloys"
14. C.C.Yang, H.Nakae, "Foaming Characteristics Control During Production of Aluminum Alloy Foam", Journal of Alloys and Compounds, 313,188–191, 2000.
15. D.Lehmhus, M.Buse, "Potential New Matrix Alloys for Production of PM Aluminum Foams",

Advanced Engineering Materials, 6, No.6, 2004.

16. G.B.Schaffer, "Powder Processed Aluminium Alloys", Materials Forum, 28, 65-74, 2004.
17. E.Amsterdam, J.Th.M. De Hosson, P.R.Onck, "Failure Mechanisms of Closed-Cell Aluminum Foam Under Monotonic and Cyclic Loading, Acta Materialia, 54, 4465-4472, 2006.
18. P.Zhang, M.Haag, O.Kraft, A.Wanner, E.Arzt, "Microstructural changes in the cell walls of a closed-cell Aluminium Foam During Creep", Philosophical Magazine A, Vol.82, No.16, 2895-2907, 2002.
19. E.Amsterdam, P.R.Onck, J.Th.M.De Hosson, "Fracture and Microstructure of Open-Cell Aluminium Foam", Journal of Materials Science 40, 5813, 2005.

ALÜMİNYUM SİLİNDİR KAFASINDA KALINTI GERİLME ÖLÇÜMÜ

Onur BARAN*, **Osman ÇAKIR***, **Bülent ÜNÜVAR****,
A.Aslan EBRİNÇ**, **Yücel BİROL***

* Malzeme Enstitüsü, Marmara Araştırma Merkezi, TÜBİTAK, Gebze, Kocaeli

**Motor Tasarımı ve Geliştirme, Gebze Mühendislik Merkezi, FORD OTOSAN, Gebze, Kocaeli

ÖZET

Alüminyum silindir kafası dökümü esnasında gerek döküm parametrelerinin değişkenliği gerekse kafanın tasarımı nedeniyle değişken duvar kalınlığına sahip bölgelerde sıcak metalin kalıbı doldurma, katılaşma ve soğuma davranışlarının farklı olması, silindir kafasında değişken, aşırı ön gerilmelere neden olmaktadır. Silindir kafasında giderilemeyen/azaltılamayan gerilmeler, motorun çalışması esnasında özellikle yanma odasından kaynaklanan ısınma/soğuma çevrimlerine ve yüksek gaz basıncına maruz kalmakta, gerilmelerin malzemenin karşı koyabileceği yorulma direncini aşması durumunda yüksek gaz basıncının da etkisiyle yüksek çevrimli yorulma nedeniyle çatlaklara neden olabilmektedir. Bu çalışmada dökümden çıkmış, maça kumundan temizlenmiş, çapakları kesilmiş ve T6 ısıl işlemleri yapılmış standart AlSi10Mg alaşımlı silindir kafa örnekleri üzerinde kalıntı gerilme ölçüm pratiği tarif edilecek ve ölçüm sonuçları irdelenecektir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum alaşımları, ısıl işlem, kalıntı gerilme, silindir kafası.

RESIDUAL STRESS MEASUREMENT ON ALUMINUM CYLINDER HEAD CASTING

ABSTRACT

Excessive pre-stressed areas shall occur at the aluminum cylinder head castings due to complex parameters of casting and the demanding cylinder head design with variable wall thickness, both of which affect hot metal filling, solidification and cooling behavior considerably. The residual stress may increase to substantial levels when combined with the stresses arising especially due to high gas pressure exposure of the combustion chamber during the engine operation. High cycle fatigue cracks may be observed in the cylinder head when the total stress exceeds the fatigue stress limits of the material. In this study, the measurement practices of residual stress by strain-gage are described for an AlSi10Mg alloy cylinder head casting and the results are analyzed. The mass-produced cylinder heads are cleaned, their sand cores are removed, flashes are cut off and are finally heat treated to the T6 temper.


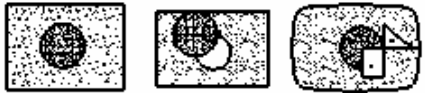

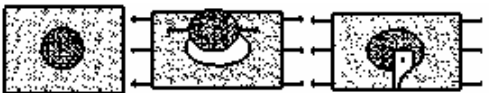




Keywords: Aluminum alloy, cylinder head, heat treatment, residual stress.

1. GİRİŞ

Kalıntı gerilmeler üründe sıcaklık farkları kalmadığı ve dışardan kuvvet uygulanmadığı halde ürünün üretimi sırasında birikmiş olan gerilmelerdir [1]. Kalıntı gerilmenin sebebi ısıl, mekanik veya kimyasal olabilir. Bazı durumlarda kasıtlı olarak uygulanır: Örneğin bilye püskürtme işlemiyle mekanik olarak metal yüzeylerde veya yüksek sıcaklığa ısıtıp hızlı soğutma işlemiyle ısıl olarak camlarda ürün özelliklerine eklenir. Ancak birçok durumda

üründe çarpılmalar, yorulma çatlakları gibi istenmeyen olaylara sebebiyet verdiği için mekanik olarak veya ısıl işlem sırasında giderilmeye çalışılır.

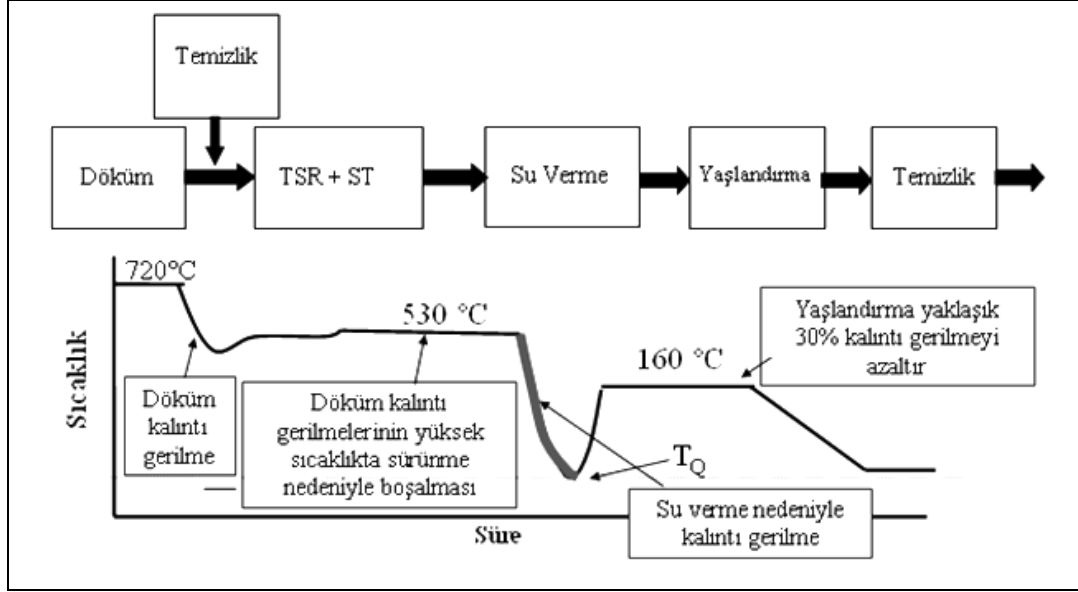
Kalıntı gerilmelerin ürün içindeki dağılımlarını boyutlarına göre sınıflayan Withers ve Bhadesia [2] kalıntı gerilmeleri makro ve mikro olarak iki ana bölümde sınıflandırmaktadırlar (Şekil 1). Makro kalıntı gerilmeler Tip I olup parça boyunca dağılım göstermektedir. Diğer taraftan mikro gerilmeler birkaç tane boyutunda dengeye gelen Tip II ve atom boyutlarında olup tek tane içinde dengelenen Tip III gerilmeler olarak sınıflanmıştır. Tip II kalıntı gerilmesine örnek olarak metal matris kompozitte fazlar arası ısıl gerilmeler verilmiştir. Tip III mikro kalıntı gerilmeler dislokasyonlar ve noktasal hata kaynaklı gerilmelerdir.

Makro Gerilmeler	Mikro Gerilmeler
 <p>Bilye püskürtme</p>	 <p>Isıl Gerilmeler</p>
 <p>Soğuk delik büyütme</p>	 <p>Yükleme gerilmeleri</p>
 <p>Eğilme</p>	 <p>Transformasyon gerilmeleri</p>
 <p>Kaynak işlemi</p>	 <p>Taneler arası gerilmeler</p>

Şekil 1. Değişik bölgelerin veya malzeme içindeki değişik fazların uyumsuzluğundan ortaya çıkan makro ve mikro kalıntı gerilmeler [2]

Bu çalışmada incelenen otomobil motoru silindir kafası AlSi10Mg alaşımından üretilmiştir. Dökümden sonra maça kumundan temizlenmiş, çapakları kesilmiş ve T6 ısıl işlemleri yapılmış silindir kafası yaklaşık 500 °C de solüsyona alınıp daha sonra polimer katkılı su içinde oda sıcaklığına soğutulmuş ve suni yaşlandırma tavı ile sertlik kazandırılmıştır [3]. Yeterli sertleşme için döküm parçalar çözeltiye alma tavından soğutulurken 450-200 °C sıcaklık aralığı mümkün olduğu kadar hızlı geçmelidir. Ancak bu durum kafanın iç bölgeleriyle soğutucu akışkanın kolayca aktığı yüzey bölgeleri arasında sıcaklık farklarına yol açmakta ve bu da kalıntı gerilmelere sebep olmaktadır. Benzer bir alüminyum döküm silindir kafası çalışmasında yapılan incelemeler sonucu kalıntı gerilmelerin silindir kafasında esas olarak makro dağılım gösterdiği belirtilmiştir[1]. Ebrinç ve Birol [3] MagmaSoft simülasyon

programıyla deneysel çalışmaların sonuçlarını kullanarak optimum ısıl işlem çevriminin Şekil 2’de verildiği gibi olduğunu göstermişlerdir. Kalıntı gerilmeler simülasyonda ve ölçümlerde özellikle soğutma suyunun dolaştığı kanallarda avdel tapa deliklerinin dibinde önemli seviyelere çıkmaktadır[3].



Şekil 2. Kalıntı gerilmelerin üretim sürecindeki değişimi [2]

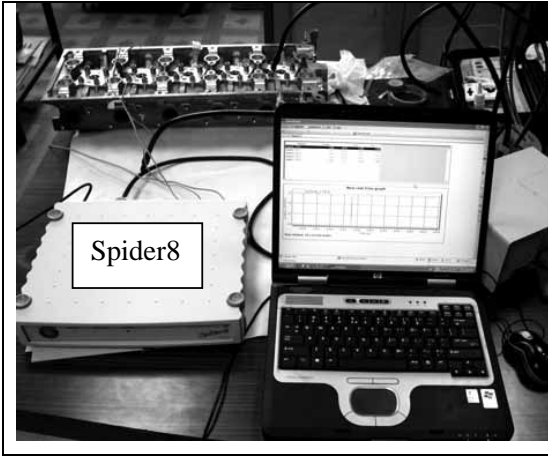
2. TEST ÇALIŞMALARI

2.1 Kalıntı Gerilme Ölçümü

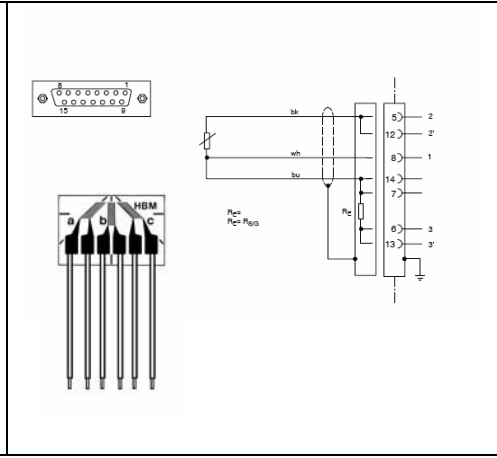
Kalıntı gerilmeleri tespit etmek için x ve nötron ışını, ultrasonik, manyetik, raman yöntemleriyle gerilme ölçer yapıştırma yöntemleri kullanılır [2]. x veya nötron ışını, manyetik, raman yöntemleri tahribatsız yöntemlerdir. Ancak kalıcı gerilmenin ölçüldüğü yer ile ışın gönderme/ölçme yolu üzerinde engeller bulunmamalı ve ölçülecek cisim x ışını cihazına sığacak boyutta olmalıdır. Bu ise silindir kafasının kesilmesini gerektirip bir kısım kalıntı gerilmelerin kaybolmasına yol açacaktır. Gerilme ölçer yapıştırarak yüksek hızda delme ile boşalan gerilmenin tespiti yöntemi az tahribatlı diğer bir kalıcı gerilme ölçme yöntemidir. Ancak, bu yöntem de yüzeyden uzak avdel tapa delikleri gibi karmaşık yerlerde yapılacak delme işlemi için uzun bir shaft gerektirir ve ilave gerilmeler üretebilir. Bu sebeplerden ve daha önce güvenilir sonuçlar verdiği için bu çalışmada gerilme ölçer yapıştırarak değer okuma ve sonra silindir bloğunu keserek aynı gerilme ölçerlerden tekrar değer alma yöntemi uygulanmıştır. Aradaki fark kalıntı gerilme olarak değerlendirilmiştir.

Gerilme ölçerler çok küçük yer değiştirmeleri ölçebilmek için özel olarak yapılmış metalik dirençlerdir. Wheatstone köprüsü üzerinde tek olarak çeyrek köprü şeklinde veya iki adet olarak yarım köprü şeklinde veya dört adet tam köprü şeklinde takılabilirler[4]. Bu çalışmada kullanılan ölçme sistemi S55 modüllü takılı olarak HBM Spider 8'dir (Şekil 3). 350 Ohm gerilme ölçerler 0/45/90 derece açılarında 3lü rozet halindedir; böylece 2 boyutta asal gerilme hesaplanabilmektedir. Kullanılan S55 modülü yarım köprü bağlanmasını gerektirdiğinden rozetteki her gerilme ölçer Şekil 4'deki şemaya göre 350 Ohm ek bir dirençle beraber

kullanılmıştır. Spider 8 bir bilgisayara bağlanarak CATMAN yazılımıyla yönetilmektedir. Ölçüm yapılan yerler MagmaSoft yazılımının verdiği sonuçlara göre seçilmiştir[3] .



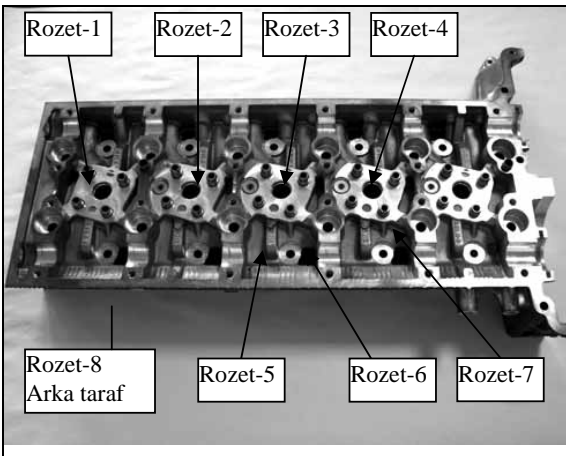
Şekil 3. Gerilme ölçer sistemi



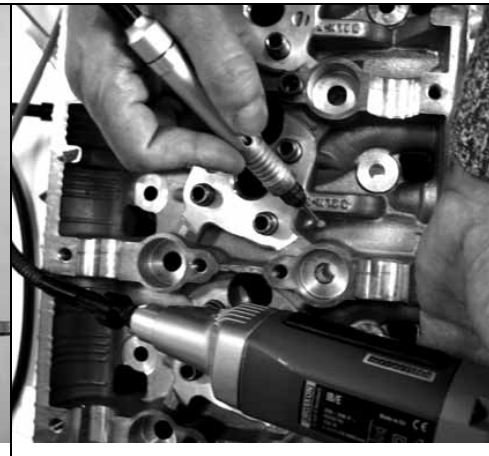
Şekil 4. Gerilme ölçer bağlanma şeması ve 3 adet gerilme ölçerli rozet.

2.2 Gerilme Ölçerlerin Silindir Bloğuna Uygulanışı

Silindir bloğunda gerilme ölçer yapıştırılacak yerler (Şekil 5) önce el motoruyla dökümden gelen pürüzler giderilecek şekilde zımparalanmıştır (Şekil 6). Gerilme ölçerlerin yapıştırılacağı yerlerde tümsek kalmamalıdır; ancak düzleştirmek için çok derine taşlamak da kabul edilemez. Daha sonra yapıştırma alanı sırasıyla 300 grade ve 600 grade zımpara kağıdıyla zımparalanmıştır (Şekil 7). Yüzey asetonla ıslatılmış bir kağıt peçete ile silinmiştir. Bu işlem her defasında yeni bir kağıt peçete ile yüzeyde hiç kir ve yağ kalmayınca kadar tekrarlanmıştır. (Şekil 8-9). Şekil 10'da pürüzleri giderilmiş bir delik içi görülmektedir.



Şekil 5. Ölçüm yapılan yerler



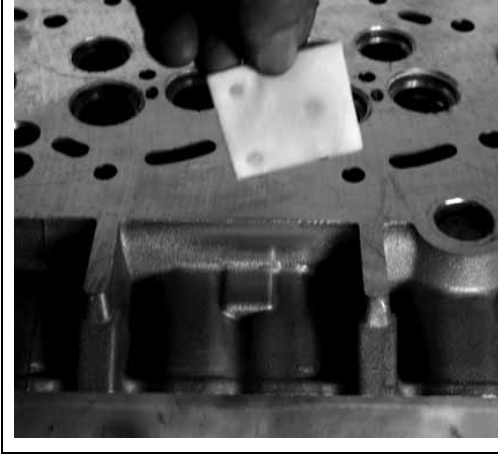
Şekil 6. El motoruyla zımparalama



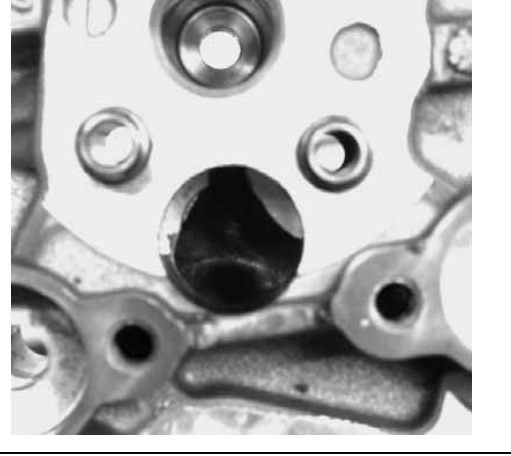
Şekil 7. Elle zımparalama



Şekil 8. Silme-1



Şekil 9. Silme-2



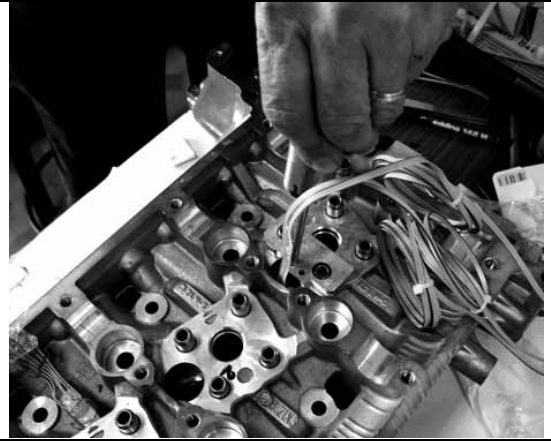
Şekil 10. Pürüzleri giderilmiş delik içi.

2.3 Gerilme Ölçerin Yapıştırılması ve Ölçüm Sonuçlarının Elde Edilişi

Gerilme ölçerlerin metal direnç tarafına elle temastan kaçınılmalıdır. Bu sebeple ilk olarak gerilme ölçerın üst kısmı bir seloteyp üzerine yapıştırılmıştır. Temizlenmiş düzlemsel yüzeye az bir miktar özel yapıştırıcıdan damlatılmış ve teflon uçla yayılmıştır. Yerine yerleştirilen gerilme ölçerın üzerine parmakla bastırılarak yapışması sağlanmıştır. Ancak bu çalışmada avdel tapa deliklerine ulaşmak zor olduğu için bu işe uygun bir aparat tasarlanmış ve imal edilmiştir (Şekil 11). Gerilme ölçer çift taraflı bantla bu aparata tutturulmuş ve gerilme ölçerın ölçme tarafına yapıştırıcı damlatılıp bir teflonla yayılmıştır. Bekletmeden aparatla avdel tapa deliğine yerleştirilen gerilme ölçerın yapışması için aparata birkaç dakika baskı uygulanmıştır (Şekil 12).



Şekil 11. İmal edilen aparat



Şekil 12. Aparatla gerilme ölçeri deliğe iterken

Özel yapıştırıcı olarak Cyanoacrylate kullanılmış olup etkili olabilmesi için havanın nemli olmasına dikkat edilmiştir. Laboratuvardaki nem miktarı %50 olarak ölçülmüş olup yeterli bulunmuştur. Yine de normal sürenin üzerinde beklenip daha sonra Spider 8'e bağlantısı yapılmış ve gerilme ölçere hafif dokunularak sinyalde bir değişim gözlenip gözlenmediği kontrol edilmiştir. Müsaade edilen değişim 0.01 mV/V seviyesindedir. Eğer daha fazla bir değişim varsa gerilme ölçer iptal edilip tüm süreç tekrarlanmıştır. Şekil 13 ve 14'de yapıştırılmış gerilme ölçerler görülmektedir. Gerilme ölçerlerin hazırlanmasından sonra üzerleri özel silikonla kaplanarak ölçülecek olan silindir kafası klimalı bir odada beklemeye alınmıştır. Daha sonra her bir gerilme ölçerin milivolt değeri ölçülerek kayıt edilmiştir.



Şekil 13. Eğik düzleme yapıştırılmış gerilme ölçer



Şekil 14. Delik içinde gerilme ölçer

İlk ölçümden sonra şerit testere ile silindir kafası kabloları dikkat edilerek her gerilme ölçerinin mümkün olduğunca yakınına kadar kesilmiş ve kesilen gerilme ölçerli parçalar tekrar klimalı odaya alınarak bekletilmiştir. Yapılan ikinci ölçümler de kayıt edilmiştir.

Kesme esnasında ilave kalıntı gerilme yüklenip yüklenmediği benzer bir deneyde Lasecki, J.V v.ç.a.[1] tarafından incelenmiş ve testereyle kesme işlemi sırasında gerilme değerinin

önemsiz miktarda değiştiği dolayısıyla ihmal edilebileceği rapor edilmiştir. Dolayısıyla testere yüzünden gelen gerilmeler bu çalışmada ihmal edilmiştir.

Yapılan birinci ve ikinci milivolt ölçüm değerleri, gerilme ölçer üreticisinin verdiği kalibrasyon değerleri ve alüminyum silindir kafasının elastik modülü değeri 0/45/90 derece yerleştirmeli rozet için asal gerilmeleri hesaplayan Excel tablosuna girilmiş ve kalıntı gerilme değerleri elde edilmiştir. Bu çalışmadaki 1 ve 6 numaralı gerilme ölçerlerin değerleri tartışmalı çıktığı için iptal edilmiştir. Bu iki noktadaki tartışmalı sonuçların yapışturmanın yeterli olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Diğer ölçüm sonuçları incelendiğinde MagmaSoft ve önceki çalışmalardan öngörüldüğü üzere avdel tapa deliklerine yerleştirilen gerilim ölçerlerden alınan sonuçların silindir kafasındaki diğer yerlerdeki kalıntı gerilmelerden yüksek olduğu görülmüştür. Ancak, bu değerler uygulanan ısıl işlemde beklenen seviyelerdedir (Şekil 2).

3. SONUÇ

Motor silindir kafası gibi kompleks şekilli iç boşluklu döküm parçalardaki kalıntı gerilmelerin ölçülmesinde yapıştırılan gerilme ölçerlerin bloğun kesilmesinden önce ve sonra verdikleri gerilim değerleri okunarak kalıntı gerilme değeri bulunabilir.

Ölçülen değerlerin MagmaSoft gibi kalıntı gerilme değerini hesaplayan simülasyon programlarıyla benzer sonuçlar verdiği görülmüştür. Bu sonuçlardan döküm simülasyon programları ile öngörü çalışmalarında doğrulama amaçlı olarak ve üretim sürecinde değişiklikler planlandığında ortaya çıkabilecek sonuçları öngörü yeteneği için gereken deney sayısının azaltılmasında gerilim ölçer yapıştırarak kalıntı gerilmelerin ölçülmesi yöntemine güvenilebileceği anlaşılmaktadır.

KAYNAKLAR

1. J. V. Lasecki, Xuming Su, John E. Allison Development of Experimental Methods to Validate Residual Stress Models for Cast Aluminum Components Ford Motor Company Paper Offer No. 06M-346 Copyright © 2005 SAE International
2. Withers P.J. ve Bhadeshia H. K., Residual Stress Part 1-2, Materials Science and Technology, pp.355-375, vol. 17, April 2001.
3. Ali Aslan EBRİNÇ, Yücel BİROL Alüminyum Silindir Kafasında Su Verme Proseslerine Göre Kalıntı Gerilme Ölçümü ve Simülasyonu, 3. Alüminyum Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 2007.
4. Spider 8 El kitabı. 2008, HBM GmbH, Almanya.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

EKSTRÜZYON
EXTRUSION

EKSTRÜZYON TEKNOLOJİSİNDEKİ SON YENİLİKLER

Tayfun ÇETİNKAYA, Sadık Mutlu AYAN, Emrah Fahri ÖZDOĞRU, Fahri BAZ

*Asaş Alüminyum Sanayi Tic. A.Ş.

ÖZET

Ekstrüzyonda hedef kg/h başına olan üretimi maksimum seviye çıkarmak, hatasız profil üretmek ve dolayısıyla Ekstrüzyon verimliliğini arttırmaktır. Son yıllarda Ekstrüzyon sektöründe yukarıda belirtilen hedefleri sağlamak amacıyla pek çok teknolojik yenilikler ortaya çıkmıştır. Bu teknolojik yeniliklerinden bazıları; Önden yüklemeli pres, bilet ön ısıtmada gaz-indüksiyon fırın kombinasyonları, şok soğutma pratikleri, azotla kalıp soğutma ve otomatik profil manipülasyon sistemleridir. Bu çalışmada ekstrüzyon teknolojisindeki son yeniliklerden bahsedilerek sektöre sağlayacağı avantajlar anlatılacaktır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum ekstrüzyon, ekstrüzyonda verimlilik, ekstrüzyon yenilikler.

THE LATEST DEVELOPMENT IN EXTRUSION TECHNOLOGY

ABSTRACT

Aim in extrusion means, maximizing production per kg/h, producing extrudates flawlessly and correspondingly increasing the extrusion efficiency. In recent years, in the virtue of providing above mentioned targets many technological innovations emerged. Some of these technical improvements front-load presses, gas-induction furnace combinations in billet pre-heating, quench practices, die cooling with nitrogen and automated profile handling systems. In present research, recent innovations in extrusion technology and advantages that they can add to the sector will be mentioned

Keywords: alüminyum ekstrüzyon, bilet ısıtma, profil manipülasyon, şok soğutma, ERP sistemleri.

1. GİRİŞ

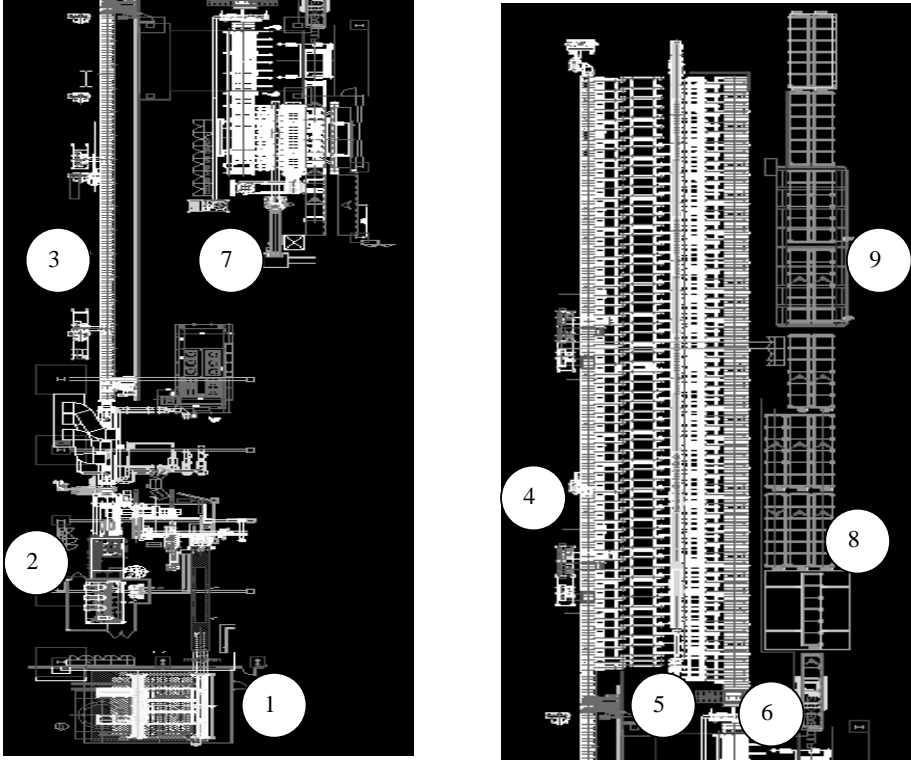
Dünyada alüminyum profil üretimi ve buna paralel olarak üretim teknolojisini bakıldığında çok hızlı bir gelişmenin meydana geldiği görülmektedir. piyasalarda yaşanan global krizin etkisinde olan profil üreticileri yeni ürünler geliştirmeye devam etmek ihtiyacını duyarken aynı zamanda maliyetlerini ve giderlerini minimize etmek için çözümler bulmaya çalışmaktadırlar [1]. Bununla birlikte, müşterilerin artan kalite istekleri ve profillerden beklenen yüksek performans özellikleri, ekstrüzyon profil üreticilerini ve ekstrüzyon prosesi ekipman tedarikçilerini araştırma-geliştirme faaliyetlerini arttırmaya inovatif çözümler bulmaya teşvik etmektedir [2].

Ekstrüzyon profil üreticilerinin temel hedefi saatlik üretim miktarını arttırmak ve aynı zamanda düşük iç hurda ve müşteri şikayeti ve buna bağlı olarak düşük profil iadesi ile çalışmaktır. Bu kapsamda işletmeler siparişten-sevkiyata kadar geçen proses aşamalarında farklı önlemler almaya itmiştir. Bu yazıda ise özellikle ekstrüzyon pres ve pres ekipmanları, profil manipülasyon ve ERP sistemlerinin üretim ile olan entegrasyonu hakkında yeniliklerden bahsedilecektir.

Bu çalışmada ekstrüzyon teknolojisindeki son yenilikler ve bunların prosese sağladığı avantajları açıklayarak ve ASAŞ Alüminyum San ve Tic. A.Ş.'nin 2008-2009 dönemindeki yatırımları kapsamında gerçekleştirdiği teknolojik yenilikleri ve uygulamaları açıklamak amaçlanmıştır.

2. EKSTRÜZYON PROSELERİNDE SON TEKNOLOJİLER VE UYGULAMALARI

Geleneksel bir ekstrüzyon prosesi farklı ekipmanların (farklı ekstrüzyon tedarikçilerinin) bir araya getirilmesiyle oluşturulan ve içerisinde bir çok parametreyi barındıran karmaşık bir işlemdir. Genel bir ekstrüzyon hattının şeması Şekil 1'de gösterilmektedir.



Şekil 1. Geleneksel bir ekstrüzyon pres hattı şematik görüntüsü. 1.) Billet Stok, 2.)Ekstrüzyon presi, 3.) Profil çıkış masası, 4.) Aktarma masaları, 5.) Germe, 6.) Testere, 7.)Profil istifleme (Robot), 8.)Isıl işlem Konveyör hattı, 9.)Isıl işlem Fırını.

Proses optimizasyonu ve verimliliğini ve profil kalitesinde artışını sağlayabilmek amacıyla pres hattında iyileştirme çalışmaları yapmak gerekmektedir. Bu kapsamda her bir tedarikçi profil üreticilerine farklı teknolojilerini sunmaktadır. Yazının bu bölümünde pres üzerindeki yeniliklerden ve son teknolojik geliştirme çalışmalarından bahsedilecektir.

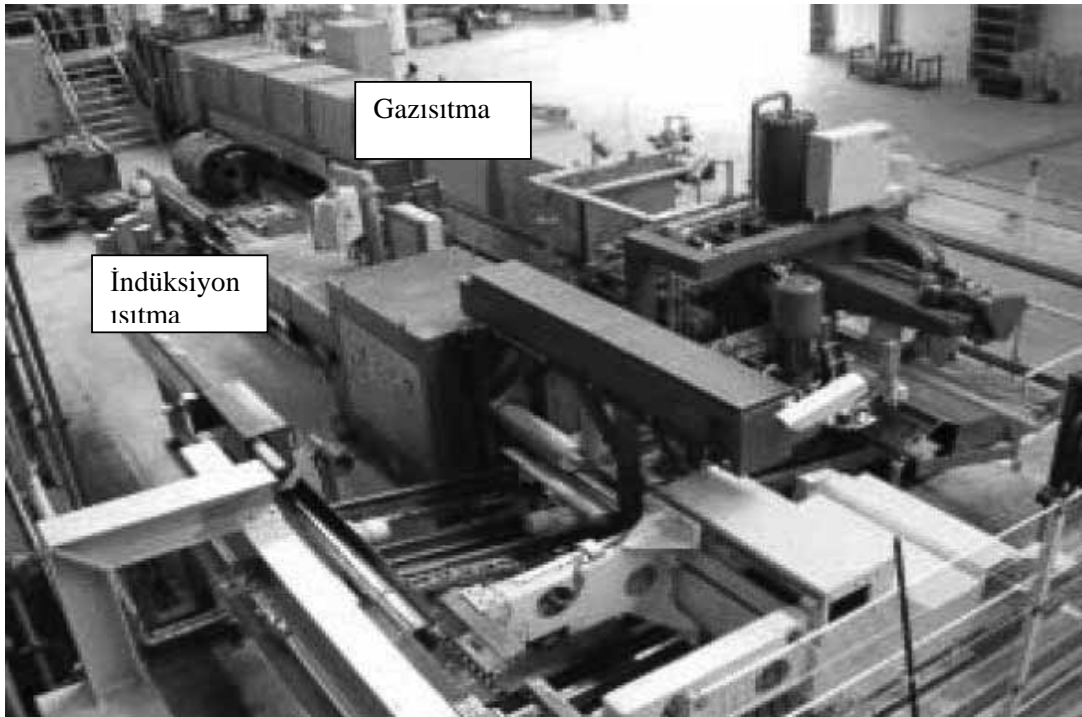
2.1. Ekstrüzyon Pres ve Ekipmanları Üzerine Geliştirilen Son Teknolojiler.

2.1.1. Billet Isıtma Ekipmanları

Ekstrüzyon presinde kullanılan biletler işleme başlamadan önce ısıtılması gerekmektedir. Bu amaçla geliştirilen gaz ısıtma fırınlarına bir çok ekstrüzyon profil imalatçısında rastlamak

mümkündür. Bu tip sistemlerde biletler preste işleme girmeden önce alaşıma bağlı olarak belli sıcaklık ve sürelerde ısıtılırlar. Bu ısıtma sonrasında taşıyıcı kollar vasıtasıyla pres tipine bağlı olarak kovanla kalıp yada kovan ile zimba arasında yerleştirilir ve sonrasında zimba yardımıyla kalıp içerisinden geçirilerek profil üretimi yapılmış olur. son yıllarda gaz ısıtma fırınlarına ek olarak indüksiyon ısıtma sistemleri geliştirilmiştir. İki fırının birlikte kullanımı pek çok avantajı beraberinde getirilmiştir. Her iki fırın birbirinden bağımsız olarak çalışabilmektedir. Ve birbirini yedekleyebilmektedir. İki ısıtma sistemlerinde bilet ilk olarak gaz ısıtma fırınında ısıtılır. Yaklaşık 350-400°C arasında ısıtılan bilet daha sonra indüksiyon ısıtma fırını ile bilet boyunca bölgesel bazlı olarak ısıtılır. Buna konik ısıtma denir. Bu işlemin amacı, profilin çıkış sıcaklığının bütün pres işlemi esnasında sabit tutulmasıdır. Ekstrüzyon işleminde istenen izotermal ekstrüzyon şartlarının oluşmasıdır. Bu sayede profil boyunca profilin fiziksel ve mekaniksel özellikleri aynı kalabilir. Ayrıca ekstrüzyon esnasında oluşacak yırtık, pickup gibi problemlerin de önüne geçilmiş olur.

İndüksiyon ısıtma fırınında konik ısıtma değerine göre bilet başı ile sonu arasında sıcaklık farkı oluşturulur. Normalde kovan içerisinde bilet basılırken kovanın biletli kesmesi ve kovan ile bilet arasında meydana gelen sürtünmeden dolayı bilet sonunda sıcaklık artışı olur. Konik ısıtma sayesinde bilet başı ile sonu arasında belli bir sıcaklık farkı verilerek izotermal ekstrüzyon şartları sağlanmış olur. Şekil 2. de gaz ve indüksiyon ısıtmanın beraber kullanıldığı bir ekstrüzyon hattı görülmektedir.



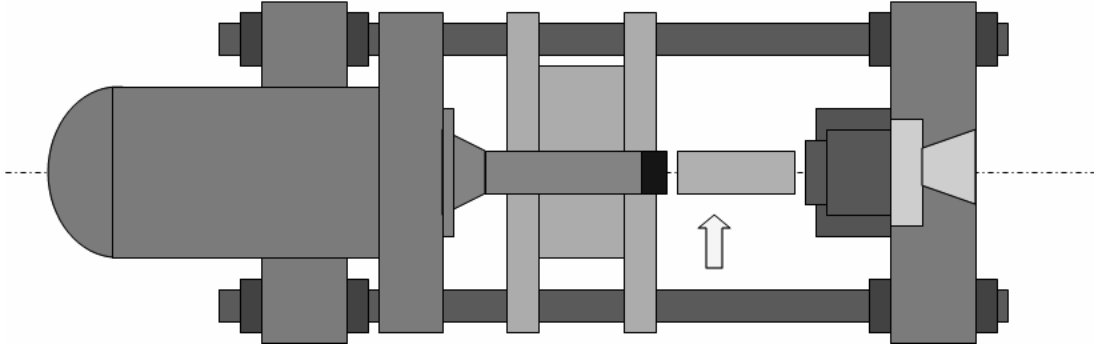
Şekil 2. Gaz ve indüksiyon ısıtma kombinasyonu

2.1.2. Önden Yüklemeli Ekstrüzyon Presi

Ekstrüzyon teknolojisindeki yeniliklerden biriside biletlin prese yükleme şeklinde yola çıkılarak oluşturulan önden yüklemeli prestir (Şekil 3). Bu sistemde bilet zimba ile kalıp

arasına sıkıştırılır ve daha sonra kovanın yanaşması ile billet kalıba doğru itilmeye başlanır. Bu sistemin avantajlarını şöyle sıralayabiliriz;

- billet yükleme kovanın tam merkezinden olduğundan dolayı billet şişirme, kovan içindeki dengesiz sürtünme ya da sürtünmeden meydana gelebilecek dengesiz ısı oluşumları engellenir.
- Önden yüklemeli presin diğer bir avantajı da diğer presler ile karşılaştırıldığında daha kısa mesafede baskı başladığı için ölü zamanın daha düşüktür.
- Mesafe daha kısa olduğu için daha az yağ hacmi ve pompa ile daha düşük enerji tüketimi sağlanmaktadır.

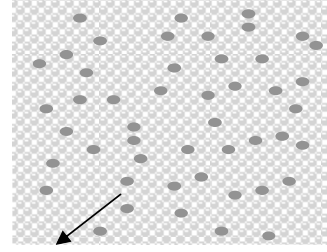
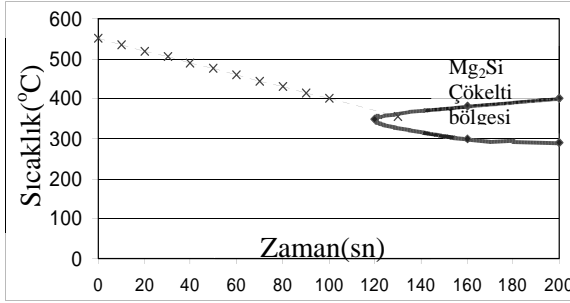


Şekil 3. Önden yüklemeli ekstrüzyon pres

2.1.3. Ekstrüzyon Profil Soğutma Ekipmanları

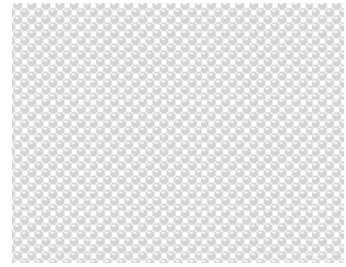
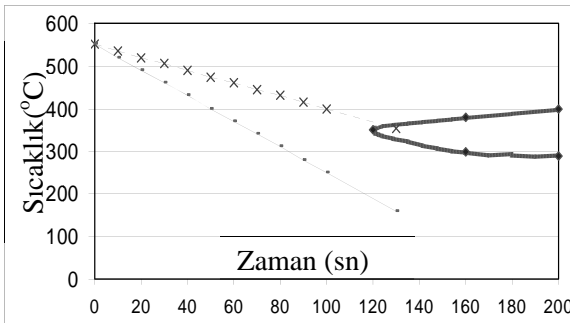
Ekstrüzyon presinden çıkan profillerin, istenen mekanik özellikleri kazanması için belirli hızlarda oda sıcaklığına soğutulması gerekmektedir. Ekstrüzyon işleminde profilin mekanik özelliklerini belirleye noktalardan birisi profilin çıkış sıcaklığı ve oda sıcaklığına düşme zamanıdır. 6XXX grubu Alüminyum alaşımları ekstrüzyon prosesinde en çok kullanılan alaşım grubudur. AlMgSi alaşımı olarak bilinen bu alaşıma ayrıca Mn, Cu, Cr gibi element ilaveleri ile mekanik özelliklerinde artış sağlanmaktadır. Bu alaşım ile üretilen profillerden yüksek mekanik ve mükemmel yüzey özelliklerini karşılaması istenmektedir. Ekstrüzyon proseslerinde bahsedilen gereksinimlerin karşılanmasında rol oynayan bir çok parametre vardır. Özellikle yüksek mekanik özelliklerin sağlanması için ekstrüzyon prosesinde gerekli koşulların sağlanması gereklidir. Bu koşullardan en önemlisi ekstrüzyon pres çıkışında (yada kalıp çıkışında) profilin soğutma şartlarının geliştirilmesidir. 6XXX grubu alüminyum alaşımları ısı ile sertleştirilen alaşım grubudur. Bu ısı ile işlem sırasında çözeltiye alma ısı işlemi, su verme (Quench) ve yaşlandırma işleminden oluşmaktadır. Çözeltiye alma ısı işlemi sırasında bulunan Mg ve Si atomları alüminyum katı çözelti fazı içerisinde çözündürülürler. Alaşıma bağlı olarak yaklaşık 530-570°C arasında 5-7 saat arasında yapılan bu işlemin devamında malzeme yüksek soğutma hızlarında oda sıcaklığına soğutulmaktadır. Bunun amacı yapıda faz dönüşümünün oluşmasını engelleyerek Mg ve Si atomlarını çözelti içerisinde serbest olarak muhafaza etmektir. Aksi takdirde kontrolümüz dışında Mg₂Si çökeltileri oluşmakta ve sonrasında yapılacak yaşlandırma işlemlerinde istenilen mekanik özelliklere ulaşmamızı engellemektedir (Şekil 4). Ekstrüzyon prosesinde kalıptan çıkan profilin sıcaklığı yüksektir (Homojen tav çıkışında olduğu gibi). Çökeltili oluşumunu

engellemek için yüksek sıcaklığa sahip profilin hızlı bir şekilde soğutulması gerekmektedir. Bu nedenle ekstrüzyon preslerinin çıkışında soğutma üniteleri geliştirilmiştir.



Kaba Mg₂Si çökeltileri

(a)



(b)

Şekil 4. AlMgSi alaşımında farklı soğutma hızlarından oluşacak çökeltiler. a) yavaş soğutma, b) hızlı soğutma

Özellikle AA 6082 gibi doğal yaşlanma hızları yüksek olan alaşımlarda bu soğutmanın hızlı bir şekilde gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Pres çıkış masalarındaki mevcut soğutma fanları ile bu soğutma işlemini gerçekleştirmek mümkün değildir. Bu sebeple yeni soğutma sistemleri geliştirilmiştir. Pres çıkışına yerleştirilen bu sistemlerde kuvvetli hava, spray su ve su havuzu gibi seçeneklerle profili istenilen hızlarda soğutma yapabilmek mümkündür. Bu tip sistemlerdeki diğer avantaj soğutma sisteminde kullanılan jet nozüller PLC kontrollü inverter ile kontrol edilmekte ve profil kesidine göre ve et kalınlığına göre istenilen oranlarda soğutulabilmektedir. Bu sayede hem profil de çarpılma engellenmekte hem de istenilen mekanik özelliklere ulaşılması sağlanmaktadır. Ayrıca soğutma öncesi ve sonrasında yer alan sıcaklık ölçer sistemlerle proses kayıt altına alınabilmektedir.

2.1.4. Azot ile Kalıp Geçişini Soğutma

Ekstrüzyon üreticilerinin en çok üzerinde durdukları nokta, profil üretim hızlarını artırarak saatlik üretim miktarlarını en üst seviyeye çıkarmaktır. Profil üretim hızını artırabilmek amacıyla farklı çalışmalar yürütülmektedir. Alaşım geliştirme, billet sıcaklıkları, kalıp tasarımları üzerinde en çok araştırma yapılan konulardan bazılarıdır. Billet kalıpta profil şeklini alırken oluşan sürtünmelerden dolayı açığa bir ısı çıkmaktadır. Bu ısı zamanla artmakta ve zaman zaman yüksek seviyelere çıkarak ekstrüzyon hatalarına yol açmaktadır.

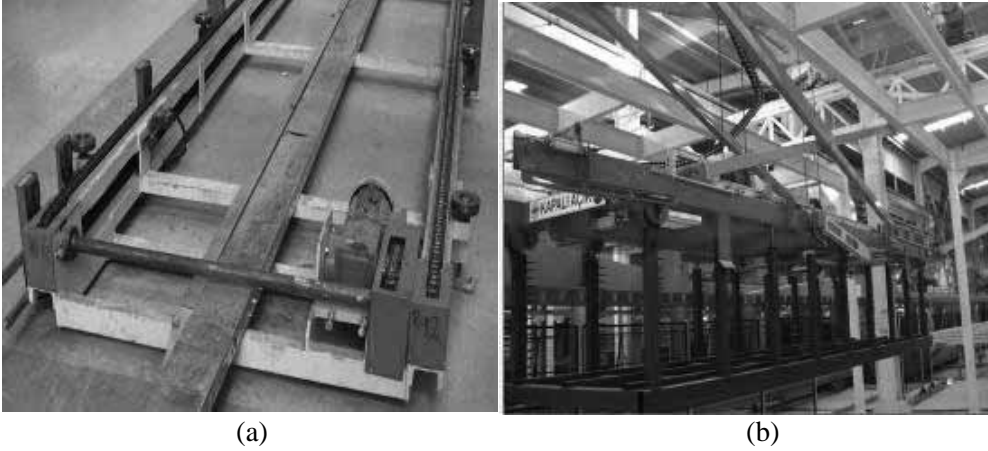
Amaç üretim esnasında biletlin kalıp geçişlerinden akması esnasında sıcaklık artışını engellemek ve profil sıcaklığını sabit seviyede tutmaktır. Sıcaklığın kalıp çıkışında sabit tutabilmek amacıyla kalıp soğutma sistemleri geliştirilmiştir. Bu sayede profil çıkış sıcaklığı sabit tutularak daha yüksek hızlarda profil üretimine imkan sağlanmıştır.

2.1.5. Profil Manipülasyon Sistemleri

Ekstrüzyon presinden çıkan profillerin sevkiyata kadar geçen uzun ve meşakkatli bir yolu bulunmaktadır. Germe ve testere işlemlerinden sonra istifleme makinesi yardımıyla sepetlerin içine yerleştirilen profiller bir sonraki istasyon için beklemeye alınır.

Alüminyum yumuşak bir malzeme olduğu için kolayca çizik, ezik gibi yüzey hasarına uğrayabilmektedir. Ayrıca profillerin ekstrüzyon pres sonrasında Eloksal, toz boya yada sevkiyat gibi farklı istasyonlara aktarılması zaman ve iş gücü kaybına yol açmaktadır. Bu sebeplerden dolayı Alüminyum profil üreticileri profil kalitelerini geliştirmek ve iş gücü kayıplarını azaltmak amacıyla profil manipülasyon hatlarında yatırım yapma yoluna gitmişlerdir.

Profillerin üretim tesisi içindeki hareketleri konveyör denilen aktarma ekipmanları ve vinçler yardımıyla gerçekleştirilir. ASAŞ alüminyumda profil manipülasyonu için kapsamlı bir araştırma geliştirme çalışmaları yapılmış ve fabrika içerisinde manipülasyonu kolaylaştıracak konveyör ve vinç sistemleri yapılmıştır (Şekil 5).



Şekil 5. Profil manipülasyonunda kullanılan a) Konveyör, b) otomatik tavan vinci

ASAŞ manipülasyon sistemi PLC kontrolü olan ve sepet üzerinde yer alan barkod ile profilin sistem içerisindeki yerini takip edebilmeye dayanmaktadır. Konveyör üzerinde hareket eden sepetler sensörler vasıtasıyla otomatik tavan vinçlerinin çalışma sahasına gelir ve bu noktada vinçe giden sinyal ile sepeti alması emri gider. Preslerden çıkan sepetler bu robot ve konveyör yardımıyla ısıtma fırınına, toz boyaya, Eloksal hattına, paketleme hattına ya da stok sahasına gitmesi sağlanacaktır. Bu sayede hem manipülasyon kaynaklı kalite hataları minimize edilecek hem de profil manipülasyonuna harcanan zaman azaltılmış olacaktır.

2.1.6. Ekstrüzyon Pres Hatları Otomasyonu ve ERP Sistemleri

Yazılım sektöründeki mevcut standart ERP yazılımları, alüminyum ekstrüzyon sektörünün ihtiyaçlarıyla tam örtüşmemektedir. Mevcut yazılımların endüstriye uyarlanmasına

harcanacak kaynak miktarı aynı yazılımı, sektörün ihtiyaçlarına uygun yeni bir yazılım hazırlamaktan daha az olmayacaktır. Standart yazılım kullanılması durumunda firma ihtiyaçların karşılanabilmesi için yoğun ilave yazılım ihtiyacı bulunmaktadır.

Bu sebeple Asaş'ın ihtiyaçları analiz edilmiş, teklif aşamasından başlayıp müşteriye profilin sevki ve faturalanması faaliyetlerini de kapsayacak süreçleri içeren bir yazılım Asaş bünyesinde geliştirilmiştir. Bu yazılım sayesinde ihtiyaçlarla tam örtüşen, kullanım ergonomisi daha yüksek olan, ara yüzü kullanıcıların beklentilerine cevap veren ve analizler kullanıcılar ile birlikte yapıldığı için benimsenme oranı ve kullanım etkinliği yüksek kullanıcı dostu bir yazılım ortaya çıkmıştır.

Yazılım geliştirmeye harcanan kaynak miktarı standart paket bedellerine oranla daha azdır. Yazılım Asaş'taki iş süreçlerinin oluşturulup standartlaştırılmasına da çok büyük katkı sağlamıştır. Hazırlanan yazılım tüm sektörel ihtiyaçları kapsayan, özgün bir yazılım olmuştur. Yapılan bu yazılım sayesinde üretim proseslerinde kullanılan ekipmanların yazılımları arasında kurulan arayüzler sayesinde siparişler otomatik olarak pres otomasyon sistemine aktarılabilir. Preste üretimi gerçekleştirilen profiller ise ASAŞ ERP sistemine geri bildirim yapılarak sistemin devamlılığı sağlanmıştır. Presten çıkan profillerin bilgileri yine manipülasyon sistemine otomatik olarak bildirilmektedir. Bu bildirim testere operasyonu sonrasında profillerin konulduğu sepetler üzerindeki barkodlar sayesinde yapılmaktadır. Barkodlar sayesinde otomatik vinçler ve konveyörler sepetin hangi istasyona gideceklerini daha önceden belirlenmiş rotalar sayesinde bilmektedir.

3. SONUÇLAR

Alüminyum ekstrüzyon teknolojisi günümüz rekabetçi piyasalardaki üretim maliyetlerine ayak uydurabilmek için hızlı bir gelişim göstermektedir. Bu kapsamda geliştirilen yeni teknolojilerin ekstrüzyon üreticilerine sağladığı avantajlar açıklanmıştır.

KAYNAKLAR

1. Saha K, P., 2005, Alüminyum Ekstrüzyon Teknolojisi, ASM International
2. Das, K, S., 2004 Technical solutions for Extrusion industry, ET04, 593-597

DESIGN AND STEEL SELECTION CRITERIA OF MODERN HEATING-COOLING SYSTEM INTEGRATED CONTAINERS

Candan AYHAN

Kind Çelik A.Ş., İstanbul

ABSTRACT

According to the requirements of today's competition in extrusion products continuous increase of quality expectations, minimizing production losses, efficient production requirements brings the need in continuous improvement of process equipments and its materials. Therefore various R&D studies are carried out on design, production technics and improvement of materials of containers which runs under increasing thermal and mechanical loads.

This study defines the effect of working temperatures on material life time and product quality, as well design and material selection criterias which are developed by Kind&Co for having longer life time and higher product quality as a result. Besides it includes an introduction of Heating-Cooling system integrated containers developed by modern design technics for having constant outlet temperature.

Keywords: Aluminium extrusion, modern extrusion container, loading in extrusion, hot work tool steels.

1. INTRODUCTION

In general 80% of the extrusion process direct extrusion without lubrication and shell involves aluminium alloys. The actual extrusion process starts with the upsetting of the heated billet by stem in the container and stops when the discard length reached the defined value. The billet in hot extrusion is heated to a temperature above recrystallization temperature of the billet material. The container, die and pressure pad are also heated approximately the same temperature providing the thermal properties of the tooling permit this.

The aim for an economic extrusion process is to use maximum stem speed possible. For high productivity in extrusion, the stem speed over the stem displacement should be as high as possible. However there is a limitation for obtaining defect free extrusion products. The exit temperature should be as constant as possible over the product length to ensure a defect free product. In addition to achieve a stable quality extrusion product the bore of the container has to keep a constant diameter as long as possible. So having constant exit temperature, higher product quality and longer life time; zone heating and zone cooling system container design and steel selection are getting more important due to improving of the efficiency of the extrusion process.

2. THERMAL CHANGES IN DIRECT HOT EXTRUSION OF ALUMINUM

The exit temperature of the aluminium product is very important manner. The main effects of the exit temperature are performance of tool steels and product quality. In terms of product quality, heat treatment process, grain size and surface properties of the extruded product are affected by exit temperature. Thus increasing efficiency of extrusion process is satisfied by obtaining isothermal extrusion condition which cause having homogenous microstructure, higher surface quality and mechanical properties of the extrusion products.

So many factors such as billet material, friction between billet-container inner wall, friction between billet-die, stem displacement and extrusion ratio determine the temperature distribution of the extrusion.

The friction between the billet and the container plays an important role in the thermal behaviour of the direct extrusion. The friction is characterized by shearing of the billet from the material adhering to the container wall. This friction mechanism causes increasing of the temperature. During this heat transfer process the temperature differences between billet and container is also very important. The temperature of the billet which enters the deformation zone is calculated according to the equation below, where v_B initial billet temperature, Δv_B temperature increase.

$$v_E = v_B + \Delta v_B \tag{Eq. 1}$$

Another heat source of the extrusion is the deformation work. The material being deformed undergoes a temperature increase corresponding to the transformed work of deformation. As a result the temperature of the deformed material increases. According to the equation below the exit temperature is calculated sum of the the temperature of the material being extruded as it enters the deformation zone and the temperature increase caused by deformation work.

$$v_A = v_E + \Delta T_U \tag{Eq. 2}$$

The entry temperature v_E is not constant during the process and increases with the stem displacement because of the friction between billet and the container wall. Moreover, v_E influences the flow stress of the material being extruded in the deformation zone. As the temperature increases, the flow stress decreases. However the influence of the entry temperature as a result of shear friction dominates so that exit temperature increases with stem displacement.

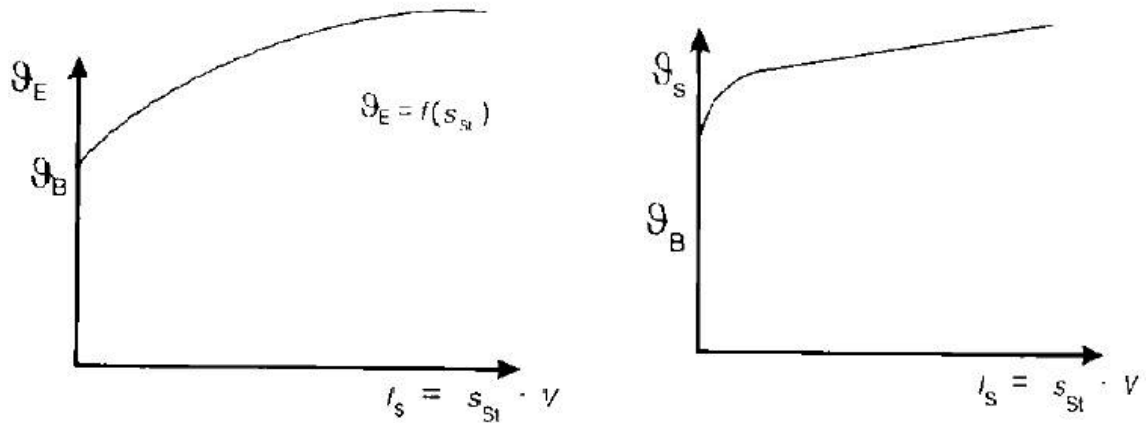


Figure 1. Influence of the friction between the billet and container on the increase in temperature in the deformation zone and on the exit temperature in direct extrusion.

Because the mechanical and surface properties of extrusion product are affected by the exit temperature, the temperature of the material as it enters the deformation zone should be as constant as possible over the product length. If the material being extruded enters the deformation zone with a constant exit temperature, then the exit temperature will be higher than the entry temperature but constant over the stem displacement (Figure 2.).

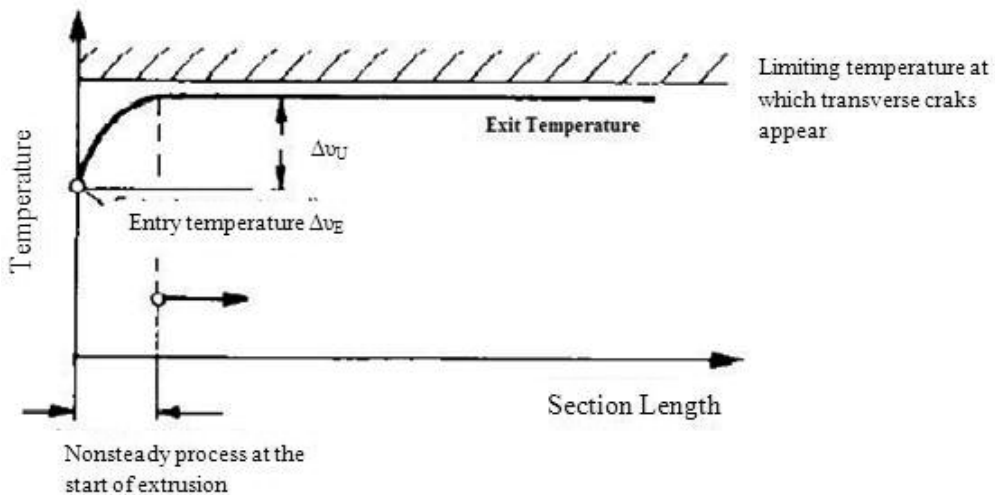


Figure 2. Desired exit temperature variation over the length of the extrusion.

To obtain an exit temperature as constant as possible, optimization of the difference between the initial billet temperature and the container temperature, optimization of stem speed as a function of stem displacement, having zone heating and zone cooling container should be achieved.

3. MODERN EXTRUSION CONTAINERS

The requirements for containers can be defined as long life time, low maintenance as well as high productivity. Depending on the billet material, extrusion tooling are stressed both thermally and mechanically. The highest thermomechanical stressing is found in the tooling areas that come into direct contact with the billet material heated deformation temperature.

The magnitude of the thermal and mechanical stresses in the container is often upper limit of conventional hot working steels. Specific pressure during extrusion, friction and shearing between billet and the liner wall, interference forces on the container components, local overheating, high billet temperature, too rapid heating and cooling are the main source of the thermomechanical stresses of the container. These thermomechanical stresses directly affect the dimensional stability and the life time of the container. So having long life time and high product quality, additional technological functions of the extrusion container are becoming increasingly important such as development of new tool steels and heating cooling system integrated containers.

The selection of tool steel during manufacturing of the container has very important role for life time. In Table 1 and Table 2, it is defined general hot work tool steel and special steel grades design by Kind&Co for extrusion containers.

1.2343 hot work tool steel is a standard grade for container mantle with higher tempering resistance and toughness value comparing with 1.2714. If liner holders are used generally the same quality of steel uses with container mantle. However 1.2344 and 1.2367 steel grades is preferred needing better heat resistance. For inner liner of the container H11, H13 and for having better heat resistance properties RPU are generally used. Moreover with lowest trace element level, higher toughness value and good heat resistance properties Q10, designed by Kind &Co, is preferred to obtain higher performance and life time of the inner liners.

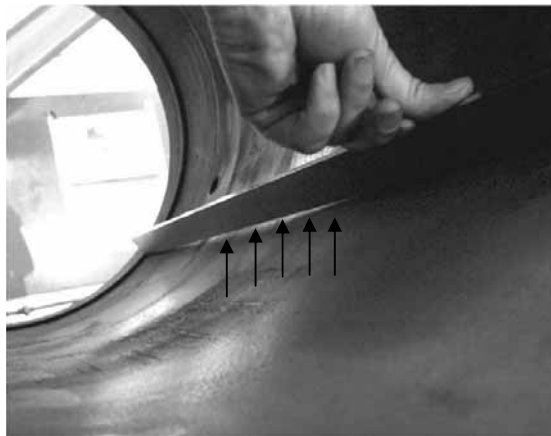
Table 1. Chemical composition of general steel grades produced by Kind&Co

Brand Name	DIN	Chemical Composition in %				
		C	Cr	Mo	Ni	V
USN	1.2343	0,38	5,20	1,30	–	0,40
USD	1.2344	0,40	5,20	1,30	–	1,00
RPU	1.2367	0,38	5,20	2,80	–	0,60
Q10	–	0,36	5,20	1,90	–	0,55
PWM	1.2714	0,55	1,10	0,50	1,70	0,10

Table 2. Comparison of metalurgical properties

Brand Name	DIN	Toughness	Thermal Fatigue Resistance
USN	1.2343	↑ ↑ ↑	↑ ↑ ↑
USD	1.2344	↑ ↑	↑ ↑ ↑ ↑
RPU	1.2367	↑ ↑ ↑	↑ ↑ ↑ ↑ ↑
Q10	–	↑ ↑ ↑ ↑ ↑	↑ ↑ ↑ ↑ ↑
PWM	1.2714	↑	↑ ↑

Thermal distribution of the container because of thermal stresses are also have a big importance for having containers with long life time and stable quality of extruded product as well as the steel selection. Especially thermal stress causes hardness reduction of the container components and this phenomena results plastic deformation. As a result it can not be said dimensional stability because of thermal expansion of the liner and unpredictable resting billet remains and penetrates the extruded product.

**Figure 3.** Radial expansion of the container bore (Source: Kind&Co Edelstahlwerk).

Due to thermal expansion and dimensional stability are a function of the temperature stability and these directly affect the life time of the containers and product quality; it can be reduced by constraction and temperature variation.

All these data obtained by experiences is the origin of the development of temperature controlled containers with multi zone heating and cooling concepts. This multi zone heating and cooling sytems are controlled by intelligent PLC systems in each zone.

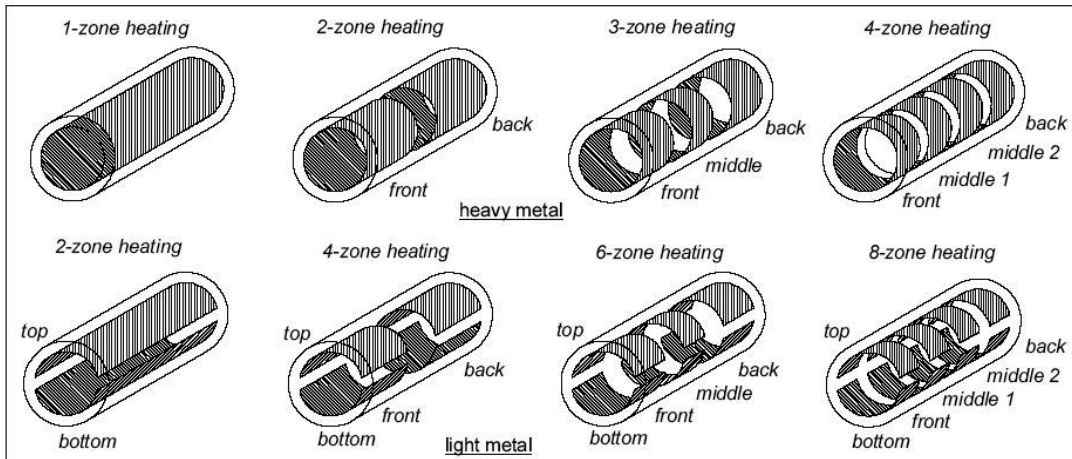


Figure 4. Multi zone resistance heating (Source: Marx).

During extrusion overheated areas are occurred in the die zone. For having temperature balance through the container length cooling air can be used. So container stress conditions resulting from temperature peaks were reduced. The advantage of using cooling air is transferring energy from over heated zones to the colder zones.

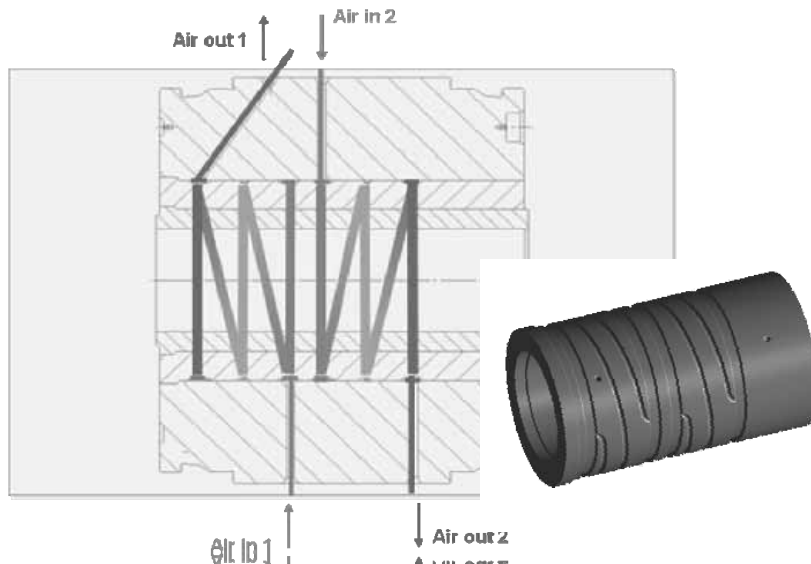


Figure 5. Cooling of overheated areas by air (Source: Kind&Co Edelsthalwerk).

Avoiding thermal shock cracks caused by direct contact cooling air with the container Kind&Co designed a special air protection system.

Having regulated temperature in the container, temperature measurements in each zone are very important. For this reason double thermocouples are preferred which allow measure the temperature both on container mantle and on the liner at the same time. By using this system it can be achieved radial and axial temperature and differential of these values at the various measuring points.

Because of managing system to obtain temperature balance over the length of container during extrusion, automatic process control equipment is needed. Consequently, multi zone heating and cooling system integrated containers with process control system regulate the temperature of the container over the length, as a result supply longer life time and isothermal extrusion condition.

4. RESULT

Having high quality products in terms of homogenous mechanical properties and microstructure, the exit temperature should be as constant as possible over the product length. Furthermore to achieve a stable quality extrusion products, dimensional stability of the container obtained with selection of specially developed hot work tool steels and design criteria has a big importance.

Multi zone heating and cooling integrated modern containers developed by modern design techniques and selection of special hot work tool steels especially to have higher temperature resistance and higher toughness, and its capability to regulate the temperature over the length of container enable isothermal extrusion of all kind of products and high production efficiency.

5. REFERENCES

1. Extrusion, M.Bauser, G.Sauer, K.Siegert
2. Thermodynamics and Tribology in Aluminium Extrusion, Pradip K. Saha, Wear, Vol.218, Issue 2, July 1998
3. Werkzeugstaehle und Design Für Das Strangpressen Von Leicht un Schwermetallen, Klaus Gillmeaister, Kind&Co Edelstahlwerk.
- 4.Effect of Extrusion Parameters and Die Geometry on The Produced Billet Quality Using FEM, A.E.Londos, F.A. Soukatzidis, D.A.Demonsthenous, 3th ICMEN, October 2008.
4. Proces Controlled Containers, Wolfgang Eckenbach, Marx GmbH&Co.KG

DIAGNOSTICS AND EXPERIENCES ON EXTRUSION PRESS TOOLING

Werner HAHNEL, Klaus GILLMEISTER

Kind & Co Edelstahlwerk KG, Wiehl, Germany

1. INTRODUCTION / ABSTRACT

The principal range of activities of Kind & Co. Edelstahlwerk is the development and manufacture of forged tool steels. Operation of machinery and equipment divisions required for these purposes, such as the steel works with the ESR remelting plant, forging presses, ring rolling mill, annealing plant, vacuum hardening plant, finished product stocks and mechanical workshop including a service centre for the extrusion press industry.

Apart from metallurgical examinations and defect analyses, this Service Centre particular focus is placed on relining and repairing used containers. A specially established database enables lifelong diagnostic attendance to the container and to implement a variety of requisite measures to extend its service life.

In close consultation with extrusion press experts, the know how in developing new tool steels along with experience compiled in our Service Centre forms the basis for designing new tools. This continuous process of improvement leads to increased service life of the tools, a safe and reliable production process at the extrusion press, enhanced product quality and, as a result, cost saving for the customer.

The following report includes a number of examples shown on the basis of actual tools of the extrusion press and also illustrates improvement potentials in the future.

Keywords: Forged tool steels, containers, life time of containers, product quality.

2. MATERIALS TECHNOLOGY

2.1 Performance Specification

Particularly in recent years, the performance requirements for extrusion presses have become more stringent. The market for these extrusion press plants requires high productivity, tooling flexibility for product diversity and nearly 100% availability. From this continuously increasing performance requirements, the range of materials used for these purpose, has also undergone increased development. To accommodate these demanding needs, a variety of discussions on material characteristics are held on a continuous bases.

Depending on a tools' field of application, focus on different and very important aspects of the material were considered. The material structure, analysis and strength as well as toughness, high temperature strength properties and abrasive wear resistance. In general, the declared objective is to make the material properties generally accepted for process engineering also apply to characteristics required for the tools primary and specific function.

To ensure and prove these tool characteristics are obtained during manufacturing, samples are taken at representative sections of forged and heat treated components. These results, along with the process data, are subjected to a continuous improvement procedures.

2.2 Research And Development Of Steel Grades

When we speak of hot working steels, means the classical martensite Cr-Mo-V alloys that, above all, stand out for the following characteristics:

- High tempering resistance
- High temperature strength
- High hot wear resistance
- High thermal fatigue resistance

In addition, special tooling applications call for austenite and Ni-based alloy steels in the extrusion press industry.

The underlying objective of material development is to exploit the maximum material potential along with optimum ductility at high application hardness. Again, this is keeping a focus on the tools primary and specific function in mind.

Without doubt, the so-called super clean hot working tool steels, for example, TQ1 from the top quality range, constitute a milestone in material development in the past 10 years. With material H-11 (1.2343) and RPU (1.2367), a success was made in combining the toughness of one material with the high temperature strength properties of the others. In addition, a modified manufacturing process along with the ESU re-melting procedure, ensures a quality ranging in the top range.

An integral part of the improvement process is material development that, culminating in the so-called super clean qualities, enables a decisive enhancement of the material properties itself.

Table 1. Hot working tool steels for the extrusion press industry

Dominial	W.-Nr. Mat.-No.	Kurzname Name	AISI	AFNOR	Richtanalyse / Reference Analysis in Mass-%							Stahltyp Steel type
					C	Cr	Mo	Ni	V	W	Co	
KTW	1.2311	40CrMnMo7	~ P 20	40CMD8	0,42	2,00	0,20	-	-	-	Mn 1,50	M
CM 167	1.2323	48CrMoV6-7	-	45CDV6	0,45	1,50	0,75	-	0,30	-	-	M
USN	1.2343	X37CrMoV5-1	H 11	Z38CDV5	0,38	5,20	1,30	-	0,40	-	-	M
USD	1.2344	X40CrMoV5-1	H 13	Z40CDV5	0,40	5,20	1,30	-	1,00	-	-	M
RP	1.2365	32CrMoV12-28	H 10	32DCV12-28	0,32	3,00	2,80	-	0,60	-	-	M
RPU	1.2367	X38CrMoV5-3	-	Z38VDV5-3	0,38	5,00	2,80	-	0,60	-	-	M
TQ1 *)	-	-	-	-	0,36	5,20	1,90	-	0,55	-	-	M
Q 10	-	-	-	-	0,36	5,20	1,90	-	0,55	-	-	M
HP1	-	-	-	-	0,35	5,20	1,40	-	0,55	-	Nb+	M
HWD	1.2678	X45CoCrWV5-5-5	H 19	Z40KCWV05-0	0,40	4,50	0,50	-	2,10	4,50	4,50	M
PW 15	1.2713	55NiCrMoV6	L 6	55NCDV7	0,55	0,70	0,30	1,70	0,10	-	-	M
PWM	1.2714	55NiCrMoV7	~ L 6	~ 55NCDV7	0,55	1,10	0,45	1,70	0,10	-	-	M
MA-Rekord	1.2758	X50WNiCrVCo12-12	-	-	0,55	4,00	0,60	11,5	1,10	12,00	1,50	M
RPCo	1.2885	X32CrMoCoV3-3-3	H 10A	-	0,32	3,00	2,80	-	0,60	-	3,00	M
RM 10 Co	1.2888	X20CoCrWMo10-9	-	-	0,20	9,50	2,00	-	-	5,50	10,00	M
HMoD	1.2889	X45CoCrMoV5-5-3	H 19A	-	0,45	4,50	3,00	-	2,00	-	4,50	M
HWF	1.2779	X6NiCrTi26-15	A286	Z6NCTDV25 1	≤ 0,08	15,00	1,50	26,0	-	Ti 2,30	-	A
SA 718	2.4668	NiCr19Fe19Nb5Mo3	UNS No 7718	NC19FeNb	0,05	19,00	3,00	53,0	-	Nb 5,0 Ti 0,9 Al 0,5	-	Ni
SA 50 Ni	2.4973	NiCr19CoMo	R41	-	≤ 0,12	19,00	9,50	Rest Balance	-	Ti 3,0 Al 1,6	11,00	Ni

*) erzeugt nach dem Elektro-Schlacke-Umschmelzverfahren (ESU)
produced by Electro-Slag-Remelting technology (ESR)

M = martensitisch / martensitic
A = austenitisch / austenitic
Ni = Nickel-Basis-Legierung / Nickel base super alloy

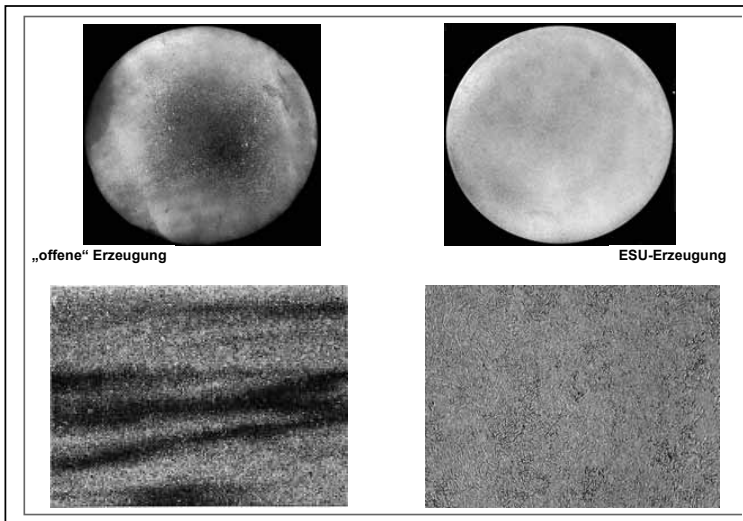


Figure 1. Segregation behaviour in the different manufacturing processes

To select only one aspect, i.e. the toughness of materials in the premium range comparing to the TQ1 top alloy, this modified and high purity manufacturing process enables an increase in toughness of up to 30%.

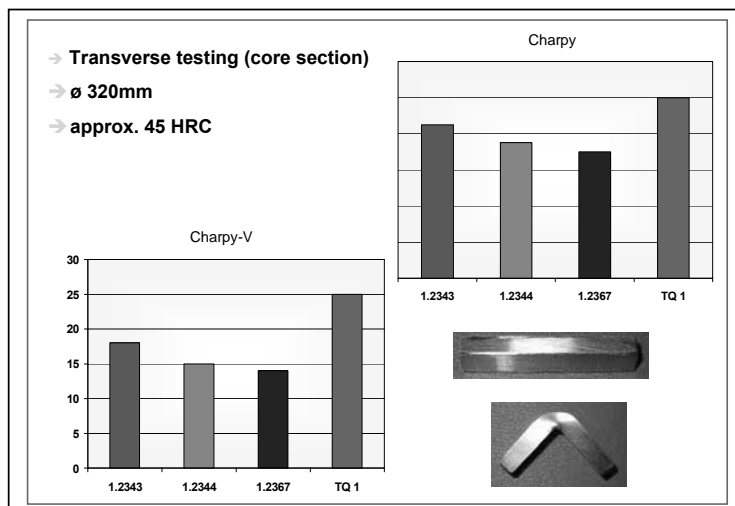


Figure 2. Comparison of toughness on hot working steels

This increase in toughness enables a reduced cracking tendency and, consequently, prolonged service life at identical tool hardness.

As a result, the tools show an identical toughness level at increased hardness. Particularly with indirect press stem, the high surface pressing at the stem shaft also requires a material strength increased by about 600 N/mm². So far, this increased material strength of 1,750 to 1,850 N/mm²

could only be obtained at the expense of the toughness of the traditional materials such as, for example, H-11 (1.2343). Today, these high premium steels and top qualities enable us to maintain this high strength level on press stems without any loss in toughness.

Other fields of application for these top steels are inner liners which are produced with an increased hardness comparing to traditional hot working steels. This method predominantly serves to prolong the durability of the sealing face, and to counteract abrasive wear of the boring surface and plastic dimensional changes. As a matter of consequence, this also ensures enhanced product quality. The illustrations below show a number of successful TQ1 applications (stems, liners, pilger roll and dies).

We are currently working with newly developed high premium steel called HP1. HP1 will be distinguished by specific trace elements and feature a toughness and operational efficiency similar to the TQ-1 but different.

3. MANUFACTURING PROCESS OF FORGINGS

Apart from steel production and alloy composition, the manufacturing process applied has a substantial influence on the material properties.

Further to standard steel bar forging, our company favours close to finish dimension forging (stem, liner) and three-dimensional forging (dies) of the tool steels. Both forging methods significantly influence the characteristics of the tool.

This has a positive influence on the microstructure and fibrous structure of the steel. The illustration below shows a simple flat section made from 2.4379 (SA 50 Ni) from which samples were taken at different areas to determine the material properties.

The changed fibre direction in press extrusion dies alone has a significant influence on toughness. In the case of press stems, it is an advantage to forge the rough contour as close as possible to the finished contour. This entails a more favourable fibre course in the press stem which has a positive effect on its maximum working stress. This is especially the transition zones between the base and shaft. This specific stem area is considered a critical danger spot which are considerably improved by means of this open-die forging technique.

All-round forging of 3d-discs in dies for heavy metal or light metal dies is the technique of choice thanks to its practically isotropic material quality. In particular, extrusion dies with asymmetrical break-outs and the resulting tensile, compression or torsion stresses, require almost identical technological material properties in all 3 dimensions.

The specific liners required for containers are individually forged in an open-die forging press. After pre-forging and upsetting, the block is punched and finish-forged on a mandrel rotating in axial direction. Comparing to traditional bar forging, this forging technique enables an enhanced forming gradient which has a positive effect on grain structure and ductility.

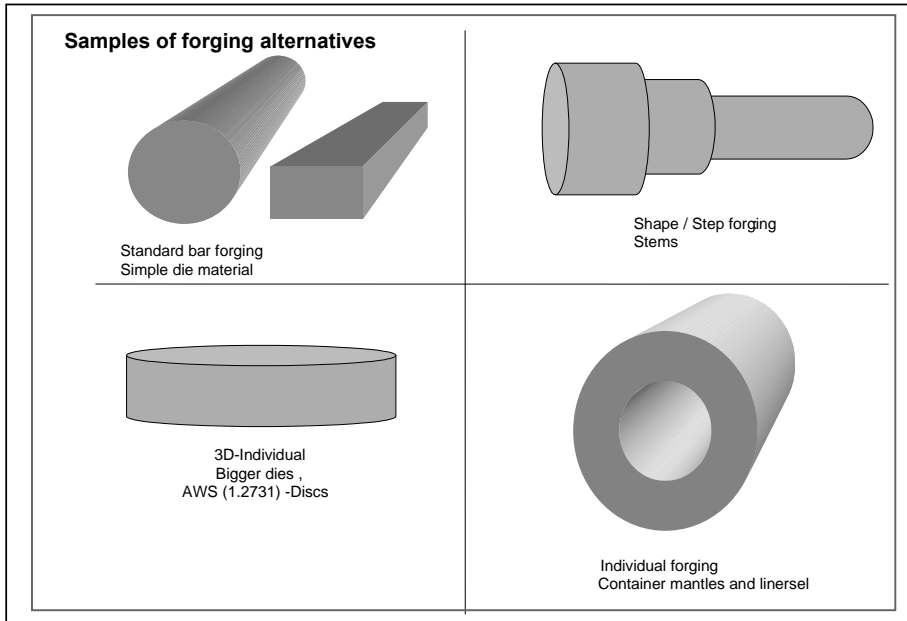


Figure 3. Individual forgings

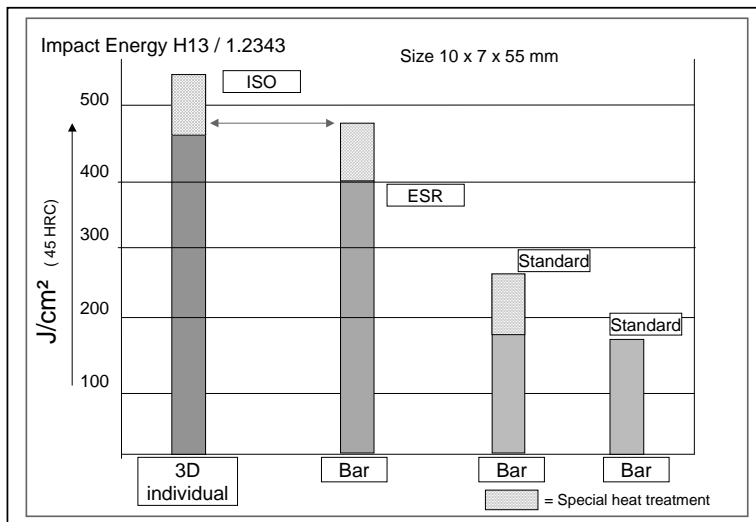


Figure 4. Material properties are very dependent on the manufacturing technique

4. HEAT TREATMENT

A further influence on the material properties that is not to be underestimated is heat treatment of the tool materials. The following parameters are of significant importance:

4.1 Initial Structure

The initial structure should be qualified in accordance with the DGM or ASM standards, depending on end users location.

4.2 Heat Treatment Parameters

The austenitizing temperature and holding time are decisive factors for martensitic steels. For hot working steels, this temperature ranges between 1,000 and 1,130°C. Of crucial importance is thorough heating of the component concerned along with a holding time tailored to the cross sectional geometry. Depending on the requirement, these parameters are adjusted to fit the individual circumstances. Whilst overheating or excessive holding of the extrusion press tool may increase its tempering resistance, a side effect thereof may be undesirable grain growth.

4.3 Quenching Rate

Basically, martensitic steels require fast quenching rates to reach the prescribed material properties. Insufficient cooling rates result in unacceptable transformation structures which have a negative influence on the material characteristics.

4.4 Tempering

Repeated tempering process does not only serve to adjust the required tensile strength but also entirely converts residual austenite to martensite. If this procedure is not pursued, the toughness potential of the material is not fully utilised. Tempering the material 3 times is, therefore, recommended.

In order to achieve the optimum material potential the parameters indicated must be observed. More often than not, this best possible heat treatment technique is disregarded for reasons of cost and pressing time schedules and, as a result, the maximum steel properties are not fully taken advantage of.

5. SURFACE TREATMENT TECHNIQUES

Surface treatment techniques are used to reduce frictional resistance and adhesive tendency or to generate a non-metallic insulating layer on extrusion press tools. The following is more detailed information on nitriding surface treatment technique.

5.1 Nitriding

Nitriding describes the concentration with atomic nitrogen on the skin layer of a work piece. This concentration serves to produce a non-metallic surface and an increase in surface hardness to approximately 1,200HV.

The nitriding process is used on dies for aluminium sections and enables a reduced adhesive tendency and enhanced wear resistance of the die. The following composition of a nitrided layer is recommended:

White layer zone (white layer): 6 to 10 µm, Diffusion zone: 0.10 to 0.15 mm

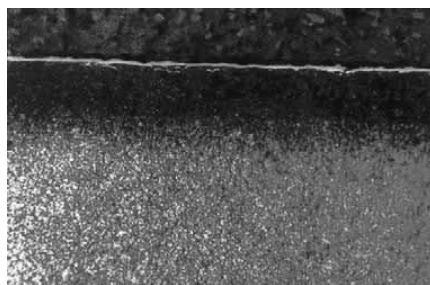


Figure 5. Composition of a nitrided layer

This technique have become well established and ensure extended holding times of the tools and an enhanced quality of extrusion press products.

6. INSPECTION AND SHRINKING TECHNIQUE

The individual components of each container, such as mantle, intermediate liner and internal liner are subjected to a particular stress situation which, makes replacement of the liner inevitable.

In the course of these activities, the container undergoes comprehensive inspection in order to draw conclusions regarding further use or additional measures to be implemented.

General testing, such as dimensional checks and visual inspections for cracks are all very important to the service life of the container. Precise examination of the delicate openings for temperature sensors and air inlets are vital as well.

Boroscopes provide the means to inspect these crucial and hard to get to areas and provide critical details of these areas.

6.1 Database Inspection

At the service centre, all inspection results and measurements implemented are set up on a special database to enable a comprehensive history of the container and to develop a continuous enhancement process jointly with the customer. Along with the customer production information, the database becomes an invaluable resource for the container history, for future considerations and for design modifications.

New developments such as the A-P system, WT cooling and modified heating connection which will be described in more detail later are a result of this continuous enhancement process.

All the important information is documented on the database and is available for future evaluation for each customer.

6.2 Shrinking Technique

During practical operation, the container is subjected to continuously changing mechanical-thermal stress conditions. Aside from the specific stress created by the billet and container temperatures, shrinkage stress, is an important factor for consideration in application-related stress calculations.

It is of major importance to account for the different expansion coefficients of the materials used for container assembly.

7. ENGINEERING AND DESIGN

Besides from the optimal materials characteristics, in respect of their composition, hardness, structure, microstructure, toughness, high temperature strength and wear resistance, the container design and supportive engineering also bears a considerable development potential for the improvement of extrusion tools. The following examples illustrate these developments.

7.1 Air Protection System (AP system, registered design 203 18 917.5)

On air-cooled container recipients, an AP system serves to ensure safe and smooth operation. After comprehensive examinations on a number of surface-cracks on air supply bores, a new design was developed a protective tube.

Without the AP system, the container bore, at the air supply bores, showed axial cracks which required meticulous milling and welding. The new AP system has now been in operation for several years and all recipients equipped with this system are found to be without cracks at the critical locations. Checkups are digitally documented by means of a boroscope.



Figure 6. Container mantle before and after installing AP-system

7.2 Preheating Of Container

Prior to start-up, the container should be preheated to at least 710 to 750°F (380 to 400°C) throughout. Preferably, this preheating process should be conducted outside the press at an external preheating station.

7.3 Press Stem

As already mentioned, press stems are subjected to increasing specific compression stresses. Accordingly, premium hot working tool steels with increased hardness factors are used.

Apart from the steel, however, the design is being optimised as well. Particularly the transition areas between a square base and the round shaft are frequently susceptible to cracks as shown in the picture. Design changes along with the use of the extremely tough material TQ1 ensure operational safety.



Figure 7. Damage on press stem

8. SUMMARY

Continually changing specification requirements in the extrusion press industry equally requires a continuous research and development process in respect of materials, production and design. This continuous process is supported by an intelligent database system.

Information compiled on the basis of diagnosed cases of damage along with experience gained at the extrusion press facilities, are fed into this database system so that we are able to pursue targeted product enhancement jointly with users.

Based on practical examples, this report represents a survey on the development steps reached so far. A wide-spread production range along with know how enables continuous developments on extrusion press tools which are then implemented in a safe manufacturing process.

Our experience has shown that it is impossible to completely transfer individual developments and improvements to comparable users on a global basis. The true individual benefits to the customers are when there is a direct and open exchange of information between supplier and user. The exchange clarifies and defines the design and the real benefits.

9. LITERATURE

1. Books

Laue / Stenger, Strangpressen

M. Bauser / G. Sauer / K. Siegert, Strangpressen

2. Patents

Kind & Co. Edelstahlwerk, Registered German Patent 203 18 917.5, A-P System

Kind & Co. Edelstahlwerk, Registered Austrian Patent GM 874/2003, A-P System

Kind & Co. Edelstahlwerk, Registered German Patent 201 17 589.4, WT Kühlung

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU
4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

ALÜMİNYUM KULLANIM ALANLARI
AREAS OF ALUMINIUM USING

SERT LEHİM UYGULAMALARI İÇİN SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLMİŞ FOLYO ÜRETİMİ

Cengiz KONYA, Aziz DURSUN, Beril ÇORLU, Murat DÜNDAR

Assan Alüminyum Sanayi A.Ş., Tuzla, İstanbul

Cengiz.konya@kibarholding.com

Aziz.Dursun@kibarholding.com

Beril.corlu@kibarholding.com

Murat.dundar@kibarholding.com

ÖZET

Otomotiv sektöründe araçların ağırlığının hafifletilmesi son yılların en büyük önceliğidir. Araçların artan performansı ve konfor beklentileri kullanılmakta olan ısı değiştiricilerinde daha yüksek performansta olmasını gerektirir. Alüminyum alaşımları bu ekipmanlarda kullanılan en temel malzemedir. Isı transferi, alüminyum finler ve soğutma/ısıtma medyasını taşıyan kanal/boruların mekanik veya sert lehim (brazing) ile biraraya getirmesiyle sağlanır. Sert lehim ısı transferi için en etkin metoddur. 3003 alaşımına eklenen Zn bu malzemenin aynı zamanda kolay korozyona uğrayarak ısı değiştiricinin termal performans kaybı olmaksızın uzun süre fonksiyonunu devam ettirmesine olanak tanır. Bu çalışmada ısı transferini sağlayan alüminyum fin malzemesinin ikiz merdane döküm tekniği ile üretimi ve proses çalışmaları yer almaktadır. Mekanik test sonuçları mikroyapı çalışmaları ile desteklenmiştir. Fin üretimi sonrası malzeme nin sert lehim imalat ortamlarında uğradığı değişimler içinde yine mekanik ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları yürütülmüştür. Korozyon çalışmaları 3003 alaşımlı malzeme ile karşılaştırmalı olarak yürütülmüştür.

Anahtar kelimeler: Sert Lehim, 3003, sürekli döküm, otomotiv.

ABSTRACT

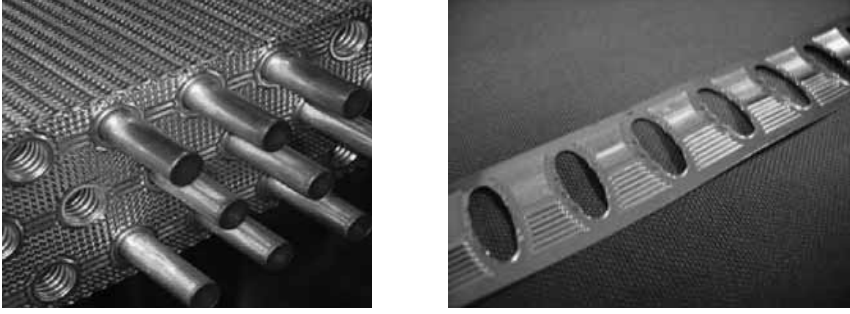
The first priority in automotive sector has been to reduce weight of the vehicles in the last two decades. Increase in performance of the cars and expectation in the comfort requirement of the vehicles necessitates high performance in heat exchanging units, such as turbo charger coolers, radiators and A/C. Aluminum alloys are the primary material employed for this application. There are two basic manufacturing methods for joining aluminum fins with those tubes and pipes carrying cooling/heating fluids; they are mechanical joining and brazing. Brazing is the most effective method for transferring heat from tubes/pipes to fins due to perfect bonding between these two components. 3003 aluminum alloy with Zn addition (1,3-1,6%) is the typical fin material used for this application. Due to its Zn content, it corrodes at much faster rate than that of tubes/pipes without resulting in any damage in the pipes during its service life. The equipment can run without any decrease in its performance. This study

comprise production of fin Zn bearing 3003 alloys used in heat changers with twin roll casting technology. Mechanical and microstructural features have been elucidated with proper techniques. They were also supported with corrosion studies revealing corrosion studies of bothe material, namely, 3003 and 3003-Zn.

GİRİŞ

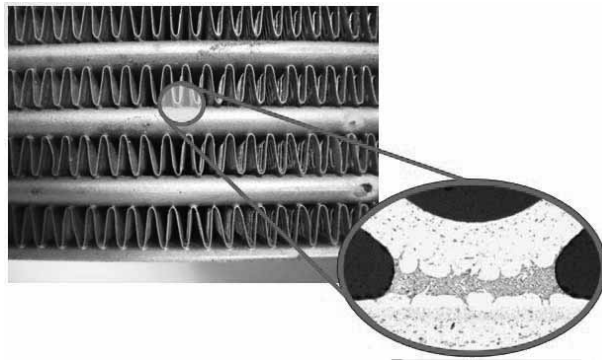
Küresel sorunların başlıca sebeplerinden bir tanesi olmaya devam ediyor olsada otomotiv sektörü gelişimini, çeşitliliğini ve ürün perfromansını sürekli bir artışla devam ettirmektedir. Küresel ısınma bilinci ve önlemleri alınması yolundaki çabanın öncülüğünü sebebiyet verdiği zararlarla eşit oranda devam ettirmektedir. Bu anlamda, üretilen araçlarının ağırlıklarının azaltılarak daha fazla yakıtla daha uzun mesafeler kat edilmesi sadece araçların ana aksamalarını (kaporta, şase, motor) içermemekte, herhangi bir parçanın ağırlığındaki azalma genel azalışa da katkıda bulunmaktadır. Diğer taraftan ise araç konfor ve performansının artırılmasına yönelikte çabalar bunu aksi yönde araç ağırlığını artmasına katkıda bulunaktadır. İki farklı ve birbiriyle zıt yönde syereden bu iki çabanın orta yerindeki kararlardan bir tanesi malzeme seçimi ve performansıdır. Yeni gelişen yüksek performanslı araçların motorda oluşturduğu yüksek ısının bertaraf edilmesi önemli bir sorundur. Bunun yanısıra araç içi konforun temin için klima uygulamalarının çok daha verimli hale getirilme çabası ise bir başka beklentidir. Tüm bu mühendislik faaliyetinin sınırlı hacimde bir mekanda gerçekleştirilmesi ise bir başka aşılması gerekli sorunu gündeme getirmektedir. Radyatörler, turbo chargerlar ve klimaların bu ısı alışverişini en verimli şekilde meydana getirebilmeleri yüksek ısı iletimine sahip bir malzeme sayesinde mümkündür. Konvansiyonel olarak alüminyum en basit tasarımlarından başlayarak bu ekipmanlarda kullanılmıştır. Temel prensip, üzerindeki ısının transfer edilmesi gerekli akışkan medya kapalı hacimlerde akarken bu hacimlerle fiziksel temas halinde olan geniş yüzey alanlarına sahip ve fin olarak isimlendirilen metal parçalar arasında ısı alışverişi gerçekleşir. Finler ise tabi ve/veya cebri olarak üzerinden geçirilen hava ile soğutulur.

Finlerle akışkan medyayı taşıyan kanallar arasındaki temasın ne şekilde tesis edildiği bu iki parça arasındaki ısı transferinin verimliliğini etkiler. Konvansiyonel yöntem, finlerle mekanik olarak temas eden borular ve kanallardır (Resim 1). Fin-kanal teması etkinliği ve ilgili ısı transferi fiziksel olarak bu iki parçanın ne kadar iyi birbiri ile temas ettiği ile ilgilidir. Kolaylıkla anlaşılacağı gibi bu çok da etkin bir ısı transfer yöntemi değildir. Bu metodla imal edilen ısı değiştiricilerde kullanılan alüminyum malzemeye mekanik finstok adı verilir.



Şekil 1. Finlerle taşıyıcı borular arasında sadece temasla ısının iletildiği mekanik finstock örnekleri.

Son yıllarda geliştirilen diğer metod da ise kanalları oluşturan malzeme iki kat ve ergime sıcaklıkları birbirinden farklı iki metalden oluşur. Dışta bulunan ve ergime sıcaklığı daha düşük olan metal, imalat metodu çok daha kolay olan bir yöntemle koruge şekil verilmiş bir alüminyum şeride özel bir işlem sonrası kaynak olur. Bu işlem kanal ve koruge alüminyumun yaklaşık 600°C de, çoğunlukla gaz içeriği kontrol altında tutulan bir fırında 10 dakika sürede gerçekleşir. Kanalın dış tarafındaki ergime sıcaklığı düşük metal sadece temas noktalarında ergiyerek koruge yapıya kaynak olur. Aslında bu işlem bir tür sert lehimdir. Bu metodla üretilen finstoğa ise sert lehim kaynaklı finstock adı verilir. Çok doğaldır ki ısı transferi bu tür bir birleştirme metodunda sınırlı temasın gerçekleştiği mekanik finstocka kıyasla daha etkindir. Kanal malzemesinin finlere ergiyerek bağlanmasını sağlayan kanal/tüp malzemesinin dışını oluşturan çok ince yüksek Si içeriğine (%6-11) sahip bir tabakadır. Sert lehim işleminin yapıldığı fırın atmosferinin koşullarına bağlı olarak Si içeriği değişir. Finlerle temasında ergiyen ve yeniden katılaştıran bu bölgenin mikroyapısal özelliklerinin (ötektiklerin, primer Si partiküllerinin) ısı transferi üzerinde etkisi vardır. Ancak bu detaylar mevcut çalışmanın konusunu içermemektedir.



Şekil 2. Kanallarla teması sert lehimle gerçekleşmiş bir radyatör örneği.

Ancak hangi metotla üretilirse üretilsin ekipmanın araç üzerinde kullanım ömrü sırasında önemli bir komplikasyonla karşılaşılır; korozyon. Mekanik veya sert lehim kaynağının temas noktaları korozyona maruz kalırlar ve her iki malzemenin yalnız başlarına aynı ortamlarda bulunmuş olmaları durumundaki genel korozyon davranışından çok daha yüksek bir hızla korozyon iki yapıda etkiler. Bu etkilenme finlerin temas noktalarının korozyon sebebiyle teması kaybetmesiyle kalmayıp, taransfer edilen ısıyı taşıyan medyanın bulunduğu kanallarda daha büyük tahribat yaratır ve delinmelere sebebiyet verir. Finlerin korozyon sebebiyle kanallarla sınırlı sayıda noktada temasını kaybetmesi ısı değıştirici ekipmanın performansında kayda değer bir düşüş meydana getirmezken kanalların delinmesi bu ekipmanın tamamen kullanılmaz hale gelmesine sebebiyet verir.

Sorunun çözümü temas halindeki olan bu iki komponentten birinin daha hızlı korozyona uğramasıdır. Doğaldırki tercih edilmesi gereken veya “feda edilmesi” gereken finlerdir. Bu sebeple finlerin kimyasal kompozisyonu daha çabuk korozyona uğramasını sağlayacak bir elementle değışikliğe uğratılır. Genellikle bu element Zn dur. Mekanik veya sert lehim kaynağı ile üretilen ısı değıştiricilerinde Zn içeren ve temel alaşım elementi Mn olan 3003 alaşımı kullanılır. Literatürde sunulan veriler, Zn ilavesi ile 3003 alaşımının korozyon potansiyelinin ne denli değıştirilebildiğini göstermektedir. Sonuçlar sert lehim öncesine aittir.

Tablo 1. 3003 alaşımının ve aynı alaşımın Zn ilavesi sonrası korozyon potansiyelleri [1].

Alaşım	Korozyon potansiyeli (mV)
3003	710-740
3003-Zn	880

DENEYSEL ÇALIŞMA

Dünyada alüminyum levha-folyo ürünlerinin üretimi temelde iki metotla yürütülür. Bunlardan bir tanesi alüminyum ingotların sıcak ve ardından gelen soğuk haddeleme ile üretilmesi, diğeri ise sürekli döküm tekniğı ile alüminyumun önce levha olarak dökümü ardından soğuk haddeleme ile levha ve folyo ürünlerine dönüştürülmesidir. Bu çalışmada, sürekli döküm tekniğı ile üretilen 3003 ve 3003-Zn içerikli iki alaşımın sert lehim kaynağı amaçlı üretim sonuçları ve ilgili, mekanik özellikler, korozyon ve mikroyapısal özellikler araştırılmıştır.

Malzemelerin dökümü ve alt prosesleri endüstriyel ölçekteki haddelerde ve tavlama fırınlarında Assan alüminyum tesislerinde gerçekleştirilmiştir. 6 mm kalınlığında dökülen her iki alaşıma homojenizasyon tavı uygulanarak son kalınlık olan 0,120 mm ye bir dizi haddeleme işlemi ile ulaşılmıştır. Bu kalınlıkta uygulanan bir tav işlemi ile de H24 kondüsyonunda tariflenen mekanik özellikler elde edilmiştir.

Malzemelerin mekanik testleri MTS 200/M marka-model 1kN yük hücresine sahip çekme cihazında yürütülmüştür. Yük kontrollü yapılan testlerde uzama miktarları çeneler arasındaki deplasmandan hesaplanmıştır

Electrokimyasal potansiyelleri, VersaSTAT-3 marka-model bir potansiyostat kullanılarak ölçülmüştür. Deney öncesi numuneler hegzan ve saf su ile temizlenmiştir. Maruz kaldığı toplam yüzey alanı 3,46 mm² olan PEEK (Polyaryl-ether-ether-ketone) numune tutucu kullanılarak 1M NaCl solüsyonunda oda sıcaklığında kalomel elektrod (SCE, 0,242 / NHE) la ASTM G69 standardında belirtildiği üzere 2-4 saat arasında testler yürütülmüştür.

H24 nihai kondüsyonuna sahip malzemenin mikroyapısal özellikleri, özellikle tane yapısı, incelenmiştir. Aynı malzeme sert lehim işleminin sıcaklık ve sürelerine (600⁰C-10 dk) maruz bırakılarak yeniden kristallenmiş yapı tane boyutları açısından tekrardan incenmiştir.

Metalografi çalışmaları Zeiss marka optik mikroskopla yürütülmüştür. Malzemeler kesitlerinde hazırlanmış ve tane yapısı Struers-LectroPol5 marka-model elektro parlatma düzeneğinde gerçekleştirilmiştir.

SONUÇ VE DEĞERLENDİRME

Çalışılan her iki alaşıma ait kimyasal özellikler aralıklar olarak Tablo 2 de verilmiştir. 3003-Zn olarak tanımlanan alaşımın diğerinden tek farkı 3003 e göre sahip olduğu yüksek Zn miktarıdır.

Tablo 2. Her iki malzemeye ait kimyasal içerik.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Diğerleri	Al
3003-Zn	0.60 max	0.70 max	0.05-0.20	1.0-1.5	0,05 max	1,3-1,6	0.05 max	Kalan
3003	0.60 max	0.70 max	0.05-0.20	1.0-1.5	0,05 max	0,10 max	0.05 max	Kalan

Mekanik testler Zn içeren ve içermeyen her iki alaşımda da yürütülmüştür. Tablo 3 mekanik test sonuçlarını sert lehim öncesinde göstermektedir.

Tablo 3. Her iki malzemeye ait mekanik özellikler.

	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)
3003-Zn	145	157	17
3003	130	142	23

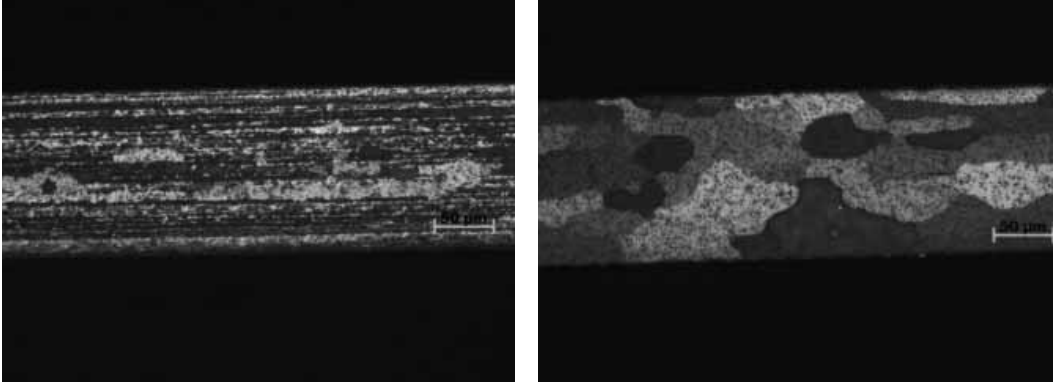
3003 alaşımına eklenen Zn miktarı düşünüldüğünde akma ve çekme mukavemetindeki artış olağandır. Alüminyumda katı çözümlerde kalan alaşım elementi mukavemet artışına sebep olur. Ancak bu mukavemet artışının miktarı alüminyum atomu ile çözünen atomun atom çapları arasındaki farkla ilintilidir. Atom boyutları arasındaki farkın küçük olduğu Zn ve Ag elementlerinin akma ve çekme mukavemetlerine olan katkısı, bu farkın çok daha büyük olduğu Mg ve Mn atomlarına kıyasla çok daha azdır [2,3]. Dislokasyon hareketleri matris içinde geliştiği güzel dağılmış çözümleri tarafından engellenmez. Çözünen elementin atomları tercihi olarak dislokasyonlarda bir araya gelirler çünkü bu noktalar çözünen atomların etraflarında oluşturdukları gerilimi azalttıkları alanlardır. Çözünen ve matris atomları arasındaki boyutsal uyumsuzluk ne kadar fazla olursa, çözünen atomların dislokasyon hatları boyunca birikmesi ve bunların hareketini engelleyerek mukavemet artışına sebep olması o denli yüksek bir eğilimdir [4]. Bu çalışmada görüleceği üzere %1,3 ün üzerinde eklenen Zn miktarı son kalınlık ve kondüsyondafazla oranda mukavemet artışına sebep olmamıştır. Malzemenin mukavemeti sert lehim simülasyonu işleminden sonrada ölçülmüştür. Malzemenin tamamen yumuşadığı hem mukavemet hem de optik mikroskop görüntülerinden kolaylıkla anlaşılmaktadır (Tablo 4).

Tablo 4. Sert lehim sonrası malzeme mukavemeti.

Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)
48	110	12

Sadece Zn içeren 3003 alaşımı laboratuvarında hazırlanan bir düzeneğe sert lehim kaynağında maruz kaldığı 600⁰C ye 10 dk süre ile tabi tutulmuştur. Beklendiği üzere sıcaklığın yeterli miktarda yüksek olması bu malzemenin yeniden kristallenmesine sebebiyet vermiştir. Bu işlem öncesi haddelemenin sebebiyet verdiği tipik uzamış hadde görüntüsü, işlem sonrasında

eş eksenli yeniden kristallenmiş tanelere dönüşmüştür. Tane boyutları yaklaşık 55 μm mertebesindedir. Tane boyut dağılımı olabildiğince fazla sayıda incelenen kesitlerde düzenlidir. Bu uygulamada sert lehim sonrası istenen önemli özelliklerden bir tanesi düzenli bir tane yapısı ve tüm kalınlığın birden fazla sayıda tane tarafından işgal ediliyor olmasıdır. Şekil 2 sert lehim operasyonunu simüle eden işlem öncesi (a) ve sonrası (b) 3003-Zn



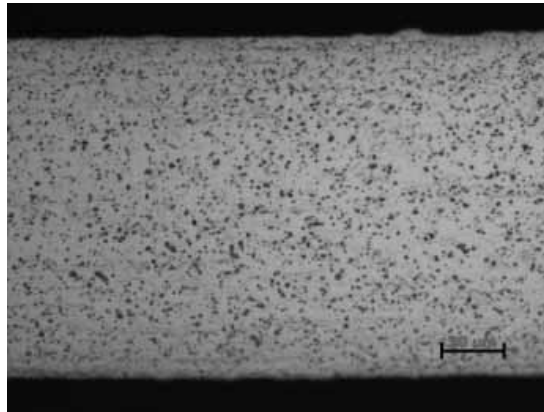
alaşımının kesitte tane yapısını göstermektedir.

(a)

(b)

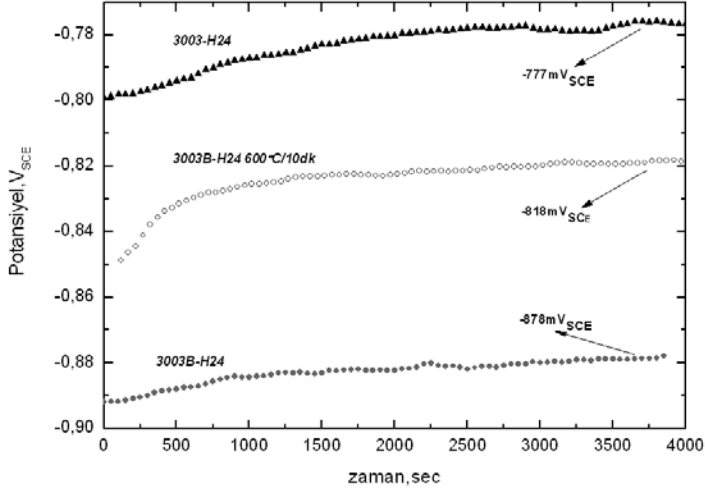
Şekil 3. Malzemenin sert lehim öncesi (a) ve sonrası tane yapısı (b).

3003-Zn alaşımlı malzemenin H24 kondüsyonunda optik mikroskopla yürütülen mikroyapı çalışmalarında düzenli bir intermetalik dağılımı gözlenmiştir. İntermetalik partikül boyutları görmüş olduğu homojen tavin tipik özelliklerini yansıtmaktadır. Sürekli döküm işleminde rastlanan merkez hattı segregasyonuna rastlanmamıştır. Ancak bu döküm halindeki malzemede merkez hattı olduğu anlamına gelmemelidir. Haddelme ve homojenizasyon işleminin ve metalografik numune hazırlamada kesitin tesadüfi olarak bu oluşumu yakalama olasılıklarından dolayı son kalınlıkta merke hattı segregasyonu görülmemiştir (Şekil 4). Ancak daha alt mikroyapısal detaylarda ve tekniklerle (TEM) Zn elementinin atomik boyutta etkisinin araştırılmasına ihtiyaç vardır.



Şekil 4. Kesit boyunca 3003-Zn alaşımında mikroyapısal bileşenler.

3003-Zn malzemenin kullanım ömrü boyunca maruz kalacağı zorlu fizksel koşullardaki davranışları için elektrokimyasal davranışları belirlenmiştir. Şekil 5 3003 ve 3003-Zn malzemenin korozyon potansiyellerini göstermektedir. Zn'nun korozyon davranışına etkisinden dolayı 3003 malzeme daha yüksek korozyon potansiyeli sergilemiştir. Buna karşın Zn içeriğine sahip 3003-Zn ise daha düşük korozyon potansiyeline sahiptir. Sert lehimleme simülasyonu sonrası test edilen 3003-Zn, H24 kondüsyonuna kıyasla daha yüksek korozyon potansiyeline sahiptir.



Şekil 5. 3003 ve 3003-Zn malzemeye ait korozyon potansiyelleri.

Söz konusu malzemeler üretimin ardından gerçek imalatlarda kullanılmıştır. İmalat aşamasında herhangi bir sorun olmaksızın başarı ile kullanılmış ve malzeme orijinli bir hataya rastlanmamıştır. Kullanım şartlarının simüle edildiği hızlandırılmış korozyon testlerinden de başarı ile geçmiştir.

Tüm bu veriler ışığında:

1. Sürekli döküm tekniği ile üretilen Zn katkılı 3003 alaşımı sert lehim öncesi ve sonrası istenen mekanik özelliklere sahiptir. Zn aynı prosesi görmüş olmasına rağmen mukavemette önemli artışlar meydana getirmemiştir.
2. Malzeme sert lehim işlemi sonrası kesitinde düzenli ve eş eksenli tanelere sahiptir. Dc döküm-sıcak hadde üretim metodunu izleyerek üretilen benzer malzemelerde sıklıkla karşılaşılan ve normal tane dağılımından çok daha büyük boyutlu tanelere sahip taneler oluşmamıştır.

3. Zn nun korozyon potansiyeline etkisi beklendiği gibidir. Sürekli döküm tekniğinde yüksek katılma hızlarının korozyon potansiyeline etkisi bundan sonraki çalışmalarda incelenecek ve gerekli alayım geliştirme çalışmaları ile desteklenecektir.
4. Zn elementinin sürekli döküm tekniğinin yüksek katılma hızında ve izleyen tavlama işlemlerinde davranışının daha detaylı mikroyapısal karakterizasyon metodları ile ortaya konmasına ve bunun korozyon davranışı ile iliştilendirilemesine ihtiyaç vardır.

KAYNAKLAR

1. http://www.aleriskoblenz.com/mediacenter/pdf/eng/Aleris_Aluminium_heat_exchanger_materials_05_2007_english.pdf.
2. G.E. Totten ve D.S. MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Decker, New York, 90, 2003.
3. J.D. Embury, D.J. Lloyd ve T.R. Ramachandran, Strengthening Mechanism in Aluminum alloys", in Treatise on Materials Science and Technology, Academic Press, 1989, 31, sayfa 579-601.
4. J. K. Lee, "Dynamic Interaction Between a Coherent Precipitate and an Edge Dislocations" Metall. Mater. Tran. A. 1998, 29A, sayfa, 77-92.

KULLANILAN ve GELİŞTİRİLEN HAVAI HAT İLETKENLERİNE GENEL BAKIŞ

Hicran TECER^{*}, Mehmet GÜNDÜZ^{**}

*Coreal Alüminyum Kablo, Kayseri
htecer@coreal.com.tr

** Erciyes Üniversitesi, Kayseri
gunduz@erciyes.edu.tr

ÖZET

İstenilen özelliklerde amaca uygun malzeme üretimi çalışmaları, malzemeleri kontrollü olarak katılaştırmayla başlar, yapılan çalışmalar göstermiştir ki farklı şartlar altında yapılan katılaştırmalar, farklı mikroyapı parametrelerine sahip malzeme üretilmesini sağlar. Malzemelerin (alaşımların) mikroyapılarının değiştirilmesi ile fiziksel ve mekaniksel özelliklerinin de değiştiği çok iyi bilinmektedir. Teknolojinin ve dolayısıyla sanayinin hızla gelişmesi enerji tüketim hızını artırmış bu artış ise yüksek enerji ve enerji iletim talebini beraberinde getirmiştir. Bu bağlamda iletken tasarımcıları Joule-effect kayıplarını en aza indirmeyi, iletkenlerin çalışma sıcaklıklarını ve servis ömürlerini yükseltmeyi amaçlayarak yeni iletken tipi arayışı içerisine girmişlerdir. Bu bildiride şimdiye dek kullanımı süregelen iletkenlerin karşılaştırması ve yapılabilecek iyileştirmeler verilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Alaşım, iletken, non-specular

A GENERAL SURVEY ON USED AND IMPROVED OVERHEAD LINE CONDUCTORS

ABSTRACT

The endeavours to produce effectual and Express material begins with the controlled solidification of materials. The operations carried out show that the solidifications which are made under different conditions cause to produce material that have different micro structure parameters. It is well known that the physical and mechanical properties of the materials can be changed by changing the micro structures of them. Rapid improvements of technology and circumstantial industry raised the consumption of energy, and this coop caused high energy and transmitting of energy demand. In this context conductor designers started to search new kinds of conductors intending to raise of conductors' service life and operating temperatures by reducing Joule-effect losses. In this paper the comparison of conductors used till now and some bonifications about these conductors will be told.

2. Ülkemizde Üretilen İletkenler

Teknolojinin ve dolayısıyla sanayinin hızla gelişmesi enerji tüketim hızını artırmış bu artış ise yüksek enerji ve enerji iletim talebini beraberinde getirmiştir. Bu bağlamda iletken tasarımcıları Joule-effect kayıplarını en aza indirmeyi, iletkenlerin çalışma sıcaklıklarını ve servis ömürlerini yükseltmeyi

amaçlayarak yeni iletken tipi arayışı içerisine girmişlerdir. Geçmişten bu güne kullanılan havai hat iletkenlerini şu şekilde sıralayabiliriz.[1]

Üretimi en yaygın olan AAC denilen Tam Alüminyum İletkenler vardır. Bu tip iletkenler som Alüminyum tellerin istenilen standarda uygun olarak eğrilmesiyle elde edilirler. Bunlar düşük çekme dayanımı ve dış kuvvetlere karşı gösterebildiği direncin diğer iletken tiplerinden daha az olması nedeniyle ancak alçak gerilim dağıtım hatlarında kullanılabilir. Geçmişten günümüze enerji nakil hatlarında kompozit (fazları gözle ayırt edilen) yapıda olan Al-Çelik (ACSR) tipi iletkenler kullanılmaktadır. ACSR tipi iletkenler zorlu doğa şartlarına merkezlerinde bulunan çelik öz sayesinde kuvvetle dayanabilmiştir. Ancak çeliğin yoğunluğundan kaynaklı ağırlığı direklerle binen yükü de artırmıştır. Bununla birlikte Al'nin ısı iletim katsayısı çeliğinkinden yaklaşık iki kat büyüktür bu ise sözü edilen kompozit yapının belirli bir ısıya kadar dayanabileceği anlamına gelmektedir. Bu tip iletkenlerin operasyon sıcaklığı ancak 70 °C ye kadar çıkabilmekte ve bu limit sıcaklık değeri aşıldığı zaman dış yükler olduğu gibi çelik öze aktarılmaktadır bu ise doğal olarak istenen bir sonuç değildir. Bu yetersizlik yeni bir ihtiyaç doğurmuştur, öyle ki son 20-25 yıldır bu kompozit yapı yerini tek malzemeli homojen yapıda olan Al-Mg-Si alaşımli Alüminyum iletkenlere bırakmaya başlamıştır. Bu tip iletkenlerin ise anılma adı AAAC olup Tam Alüminyum Alaşım İletken anlamına gelmektedir. Bu malzemenin iletkenlik değeri saf Alüminyuma göre biraz düşer ancak kopma mukavemetinde ciddi artışlar olur, bu sebeple 6xxx alaşımından üretilmiş iletkenler merkezlerinde çelik öz kullanılmadan orta ve yüksek gerilim hatlarının döşenmesinde uygundur. Çelik öz olmadığı yani kompozit yapıda bulunmadığı için de korozyona uğrama riski yoktur. İletken tipini belirlerken o bölgenin coğrafi özelliklerinin baz alındığı göz önünde bulundurulursa bu tip alaşımlandırılmış iletkenler nemli iklimte sahip bölgeler için daha uygundur. Tavlama ve temperleme suretiyle ısıl işleminden geçirilmiş tellerden bükülen iletkenler ACSR ile aynı kesitli olmasına rağmen Al'nin düşük yoğunluğu nedeniyle daha hafif, daha yüksek mukavemetli ve daha çok akım taşıma kapasitesine sahiptirler. Ülkemizde sadece Coreal'de bu tip iletkenler üretilmekte olup 6101 ve 6201 serisi diye ayrılmışlardır. Yine Kayseri'de 8176 serisi dediğimiz Fe alaşımli iletkenler de üretilmektedir. Bu iletkenlerin tercih edilebilirliği tıpkı ACSR iletkenleri gibi dış yüklere karşı olan dayanımına paralel olarak artmıştır.

3. Ülkemizde Üretim Çalışmaları Başlatılan İletkenler

Yaklaşık 50 sene önce Al-Zr alaşımli tellerin yüksek operasyon sıcaklıklarında tavlama karşı dirençli olduğu keşfedilmiştir. Bu tip alaşımli iletkenler dayanabildikleri eşik sıcaklık değerine göre TAl, XTAI, UTAI gibi çeşitli isimler alırlar. TAl; yüksek ısıya dayanımı,

XTAl; ekstra yüksek ısıya dayanımı, UTAl ise Zr alaşımlı iletkenin dayanabileceği maksimum ısıyı ifade eder[2]. Alüminyum teller zamanla sıcaklığa bağlı olarak yavaş bir şekilde tavlanylup yumuşama eğiliminde olurlar, bu durum ise çekme mukavemetlerinde bir azalma ile sonuçlanır. Mukavemeti düşmüş bulunan telde doğal olarak kopmalar meydana gelir. Bu gibi olumsuzluklar yukarıda sözü geçen Al-Zr alaşımı ihtiyacını doğurmuştur. Al-Zr alaşımının tercih edilmesinin diğer bir önemli nedeni ise daha düşük iletken kesitinden daha fazla akım taşıyabilme yeteneğidir. Normalde Zr'nin hammaddede bile bulunmasını pek istemeyiz çünkü safsızlık elementi olarak Zr, direnci artırır dolayısıyla iletkenliği düşürür, şimdi şu soru akla gelebilir “nasıl oluyor da iletkenliği düşüren Zr sayesinde akım taşıma kapasitesi artırılabilir?” Bu sorunun cevabı tellerin sürünme davranışlarına bakılarak verilebilir. Deney sonuçları göstermiştir ki TAl tellerin sürünmesi (yani zamana bağlı olarak yüzde uzamalarındaki değişim) Al-1350'ye göre % 50 daha azdır. Bunun anlamı; TAl tellerinden geçirilen akımın Al-1350 tellerinin sürünme değerlerine kadar artırılabilme şansıdır. Olaya tersten bakarsak (uyguladığımız gerilme en büyük çekme direnç değerinin %25'i iken) Al-Zr alaşımlı teller ile Al-1350 tellerin aynı sürünme davranışını göstermeleri için gerekli operasyon sıcaklığı TAl alaşımında 150 °C iken Al-1350'de ancak 90°C'dir. [3]

Bütün bunların yanı sıra Al-Zr'nin bize getirdiği önemli bir diğer avantaj ise direk maliyetleri ve dolayısıyla direk istimlak bedelleriyle ilgilidir. Bu tip alaşımın diğerlerine göre daha düşük kesitten yaklaşık aynı akımı geçirebildiğimize göre direklerin binen yük ve dolayısıyla direk maliyetleri hatta kaplayacakları daha küçük alandan dolayı istimlak bedelleri de düşecektir. Yine aynı yaklaşımla mevcut direkleri hiç değiştirmeden döşenecek Al-Zr alaşımlı hava hattı iletkenleri sayesinde eskiden kullanılan kesite eşdeğer bir kesitte artan enerji ihtiyacının tam olarak karşılanabilmesi için daha fazla akım taşınabilecektir. Ülkemizde Has Çelik Grubu'na bağlı Coreal Alüminyum Kablo fabrikasında Al-Zr alaşımı dökme çalışmaları başlatılmıştır.

4. Akım Taşıma Kapasitesinde Yapılabilecek İyileştirmeler

Gelişen sanayileşme ve hızla artan nüfusa paralel olarak enerji gereksiniminde duyulan artış iletkenlerin akım taşıma kapasitesindeki iyileşmelerin ne denli elzem olduğunu göstermektedir.

Akım Taşıma Kapasitesi

İletkenlerden taşınan akım değerini belirleyen faktör iletkenin akıma karşı gösterdiği tepki yani dirençtir, direnci artıran ve ne yazık ki iletkenliği düşüren en büyük etki iletkenin ısınmasından kaynaklanır. Aşağıda detaylarıyla verilmiş olan formülasyonlardan da görüleceği üzere iletkenin ısısı ile elektriksel iletkenliği ters orantılı olarak değişmektedir.

Metallerin sıcaklıkla birlikte ısı iletkenliği artar, elektrik iletkenliği ise azalır. Çünkü katı metallerde elektrik iletimi tümüyle, ısı iletimi ise ağırlıklı olarak, kristal yapı içerisinde serbestçe dolaşan valans elektronları tarafından sağlanır. Sıcaklıkla birlikte elektron gaz bulutunun ortalama kinetik enerjisi arttığından ve ortalama kinetik enerji artışı da elektronların sıcaklık gradyentinin tersi doğrultudaki uzak noktalara daha hızlı enerji taşıyabilmeleri anlamına geldiğinden ısı iletkenlik artar. Halbuki elektriksel iletkenlik açısından ortalama kinetik enerjisi artan elektronların birbirleriyle veya atomlarla daha sık çarpışmalara uğrayıp doğrultularından saptırıldıklarından dolayı belli bir yöndeki yük taşıma kapasiteleri azalır. Elektronlar her iki taşınım sürecinde de rol oynadığından metallerin belli bir sıcaklıkta ısı ve elektriksel iletkenliği birbirleriyle ters orantılıdır. Kısaca sıcaklıkla birlikte ısı iletkenlik artarken, elektrik iletkenliği azalır. (Wiedemann-Franz Kanunu)

Metallerin İletkenliği

Bir malzemede serbest elektronlar ne kadar çoksa malzeme o kadar iyi iletken, metalin son yörüngesindeki elektron sayısı bize valans elektronlarını verir. Bu serbest elektronlar metal içinde elektron denizi oluştururlar, direnç ile iletkenlik ters orantılıdır. ($\sigma=1/\rho$). Serbest elektronlarla ilgili ilk modeli Drude geliştirdi. Drude'nin başarılı olduğu en önemli konu metallerin ohm kanununa uydıklarını ispat etmek oldu. [4]

$J = \sigma E$; σ : elektriksel iletkenlik, E : elektrik alan, J : akım yoğunluğu (1)

$$J = nqV = -neV$$

$$F = m \left(\frac{dV}{dt} \right) = qE = -eE \rightarrow -eE = m \left(\frac{dV}{dt} \right) \rightarrow V = -eEt/m$$

$$J = -ne(eEt/m) = (ne^2t/m)E \quad \checkmark$$

$$E = \Delta V/l \rightarrow i/A = \sigma(\Delta V/l) \rightarrow \Delta V = (l/A \sigma) i = \underbrace{\rho}_{R} \frac{l}{A} i \rightarrow V = R \cdot i \text{ (Ohm Kanunu)} \quad (2)$$

Drude elektriksel iletkenlik ile ısıl iletkenlik arasındaki bağıntıyı da açıkladı;

$$\frac{K}{\sigma} = L \cdot T \quad \text{(Wiedemann–Franz Kanunu)} \quad (3)$$

K : ısıl iletkenlik, σ : elektriksel iletkenlik, L : Lorentz sabiti

Görüldüğü gibi sıcaklıkla ısı iletkenlik doğru, elektriksel iletkenlik ters orantılıdır. Akım taşıma kapasitesi genelde iletkenin direnci ve iletken yüzeyinden yayılan ısı ile belirlenir. İletkende üretilen ısı (Joule effect) iletken yüzeyinden konveksiyon ve radyasyon ile yayılır,

$$I^2R = S(W_c + W_r) \quad (4)$$

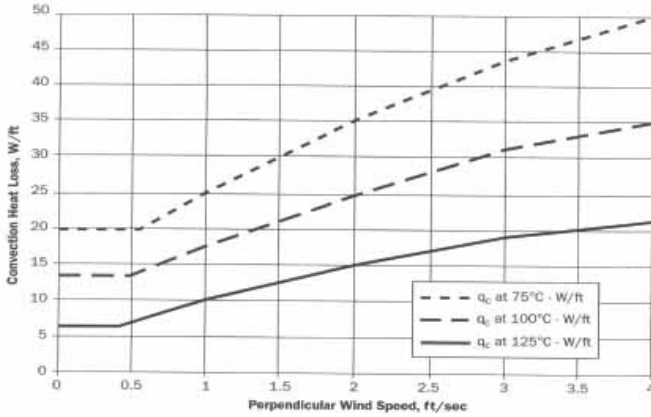
R: iletkenin direnci (Ω), I: iletkenin akım taşıma kapasitesi (A), S: iletkenin yüzey alanı (mm^2), W_c : konveksiyonla olan ısı kaybı (W/mm^2), W_r : radyasyonla olan ısı kaybı (W/mm^2)

Konveksiyon (Taşınım)

Taşınım katı yüzey ile akışkan arasında gerçekleşen ısı transferinin bir çeşididir. Akışkan içindeki akımlar vasıtasıyla ısı transfer edilir. Akışkan içindeki veya akışkanla sınır yüzey arasındaki sıcaklık farklarından ve bu farkın yoğunluk üzerinde oluşturduğu etkiden doğabilmektedir.

Doğal Taşınım; iletken içinde var olan sıcaklık farkları sebebiyle yüklü parçacıkların hareket etmesi ile ortaya çıkan taşınımdır. Doğal taşınım hava durgunken meydana gelir.

Zorlanmış Taşınım; Isıl hareket dıştan gelen bir etki ile olduğunda oluşur. Rüzgar etkisiyle hava hareketi gibi. Eğer ölçülen rüzgar hızı 0 ise orada zorlanmış konveksiyondan söz edemeyiz.



Şekil1. Rüzgar Hızına Bağlı Olarak Konveksiyonla Isı Taşınımı [5]

Radyasyon (Işınım)

Işınım veya radyasyon, bir kaynaktan çevreye enerji taşınımıdır. Parçacık salınımı yolu ile veya dalgalar ile iletilir. Elektromanyetik dalgalar yoluyla enerji salınımına elektromanyetik ışınım, ses dalgalarıyla salınan enerjiye akustik ışınım, atom altı ya da atom çekirdekleri

yoluyla salınan enerjiye de parçacıklı ışınım denir. Elektromanyetik ışınım, bir foton yayılımıdır. Elektromanyetik ışın atomlardan çeşitli şekillerde ortaya çıkan enerji türleri ve bunların yayılma şekilleri elektromanyetik radyasyon olarak adlandırılır. İçinde X ve γ ışınlarının ve görülebilir ışığında bulunduğu radyasyonlar, dalga boyları ve frekanslarına göre bir elektromanyetik radyasyon spektrumu oluştururlar.

Bir elementin en küçük birimi nasıl atomsa, elektromanyetik radyasyonların da en küçük birimi fotondur. Fotonların kütleleri yoktur ve boşlukta ışık hızında enerji paketleri şeklinde yayılırlar.

Görülebilir ışığın madde ile etkileşimi; görülebilir ışık fotonu maddeye çarptığında madde uyarılır ve foton, maddenin moleküler yapısına göre değişen diğer bir ışık fotonu şeklinde yansıtılır.

Bu kısa açıklamalardan sonra tekrar konveksiyon ve radyasyona dönelim.

Konveksiyonun neden olduğu ısı yayılımını şöyle tanımlanabilir;

$$W_c = \frac{0,0128\sqrt{p.v}}{T_{hava}^{0,123} \sqrt{d_{iletken}}} \Delta t \quad (\text{birimi; W}) \quad (5)$$

p: atmosferik basınç (atm), v: rüzgarın hızı (m/s), $d_{iletken}$: iletkenin çapı (mm), T_{hava} : hava sıcaklığı (Kelvin)

$\Delta t = T_c - T_{hava}$: iletkendeki sıcaklık artışı ($^{\circ}\text{C}$)

Radyasyonla (ışınım yoluyla) ısı yayılımını; Stefan Boltman kanunundan bulunur ve şu şekilde tanımlanır;

$$W_r = 36,8E \left[\left(\frac{T_c}{1000} \right)^4 - \left(\frac{T_{hava}}{1000} \right)^4 \right] \quad (\text{birimi; W/mm}^2) \quad (6)$$

W_r : radyasyon yoluyla ısı kaybı (W/mm^2)

E: emissivite sabiti

T_c : iletken sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)

T_{hava} : ortam sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)

Denklem (5) ve (6), (4) de yerine konursa verilen bir sıcaklık için iletkenin akım taşıma kapasitesi bulunabilir. [5]

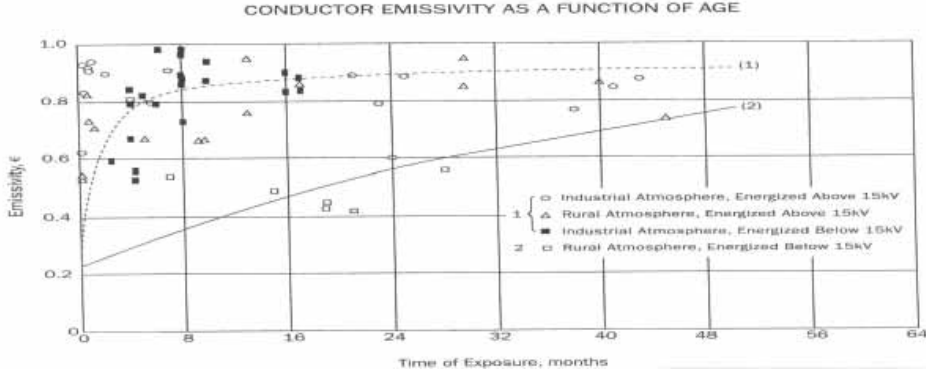
$$I = \sqrt{\frac{S(W_c + W_r)}{R}} \quad (\text{birimi; A}) \quad (6)$$

$$I = \sqrt{\frac{S}{R} \left(\frac{\Delta t (0,0128 \sqrt{p.v})}{T_{hava}^{0,123} \sqrt{d_{iletken}}} + 36,8E \left(\frac{T_c^4 - T_{hava}^4}{1000^4} \right) \right)} \quad (\text{birimi; A}) \quad (7)$$

Burada E ile sembolize edilen emissiviteden kısaca bahsedelim,

E: emissivite, iletkenin havaya yaydığı ısının, ideal bir siyah cismin havaya yaydığı ısıya oranına denir. Yani emicilik; iletkenin çevresinden ısıyı emme kabiliyetidir ve iletken yüzeyine bağlı olarak değişir. Emissivite değeri iletkenin yaşı ile değişim gösterir.

Burada T: sıcaklık (K), σ : Stefan Boltzman sabiti; değeri $5,67 \times 10^{-8}$ (W/m²K⁴)



Şekil 2. İletkenin Yaşının Bir Fonksiyonu Olarak Emissivite Değerleri [5]

Yeni iletkenler için emissivite değeri; 0,2 , eskiler için;0,9, kara cisim için 1'dir.

Non Specular iletkenlerde temel konu “emissivite” dediğimiz katsayıyı yükseltmek olarak geçer. Emissivite ise yayılım, dış ortama salınım anlamına gelir. Bu parametrenin günlük hayattaki kullanımından biraz söz edelim, izolasyon sektöründe özellikle binalarda kullanılan camlarda dış ortam ısı taşınmasını minimuma indirmek için bu değeri düşürme çalışmaları yapılıyor, 0 ile 1 arasında değişen yayılımın (emissivitenin) değeri ne kadar düşük ise yalıtım o kadar iyi demektir. Camın yayılım değerinin azaltılması ve dolayısıyla da ısı transferinin yavaşlatılması cam üzerine yapılan düşük E değerli kaplamalar ile sağlanır. Yani bu sektörde dış ortama minimum ısı transferi için emissivite değerini düşürmek gerekiyor. Bizim iletkenlerde yapmamız gereken ise yüksek akımda ya da çevresel etkenler neticesinde artan dirençle beraber ısınmayı ortadan kaldırmak için dış ortama olan ısı transferini maksimuma çıkarmak, yani izolasyon amaçlı cam üreticilerinin yaptığının tam tersini yapmak, dolayısıyla

yüzeyin emissivite katsayısını yükseltmek gerekiyor. Alışlagelmiş parlak iletkenlerdeki E değeri 0,23 iken non specular iletkenlerde bu değer 0,42'ye kadar çıkabiliyor, bu yolla dış ortama daha çok ışınım (veya salınım) yaparak iletkenin kendi kendini soğutması sağlanabiliyor.

Non specular iletken elde etmek için iletkeni çok ince taneli kum püskürtme kumlama makinasından geçirmek gerekir. Böyle bir iletkenin ANSI C 7.69 standardına uyması beklenir. Kum püskürtme işlemi esnasında iletkenin mekanik özellikleri hiçbir şekilde etkilenmediği gibi elektriksel özelliklerinde ise iyileşme gözlenir. Şöyle ki; yukarıda da belirtildiği gibi parlak iletkenlerde 0,23 olan emissivite değeri bu yolla 0,42'ye yükseltmekle beraber akım taşıma kapasitesinde de yaklaşık % 5'lik bir artış gözlenir. Çevresel faktörlere, ortam sıcaklığına, ısınmaya, iletkenin yaşına bağlı olarak zamanla iletkenin direnç değerinin arttığını bildiğimize göre bu tip iletkenleri kullanmakla uzun vadede kar edileceği açıktır. Yukarıdaki bilgiler ışığında kısaca özetlersek, yüzey parlaklıktan ne kadar uzaklaşırsa emissivite değeri o kadar artar yani dış ortama daha fazla ışınım yapar, E katsayısı yüksek cisimlerin yüksek ısılarıdaki yaptıkları enerji salınımı da daha fazla oluyor, yani kendini daha fazla soğutabiliyor. Bu sayede yaklaşık %5 daha fazla akım taşıyabiliyor ya da aynı akımda non specular iletken daha soğuk olduğu için direnci daha düşük oluyor.

Güneş Isısının Etkisi

Güneş ısı normalde iletkenin ısınımasını hava sıcaklığından yaklaşık 5-10 °C fazla artırır. Güneş kaynaklı ısınma aşağıdaki şekilde formülize edilebilir.

$$q_s = \alpha Q_s \sin(\theta) A' \quad (8)$$

q_s ; Güneş kaynaklı ısınma (W/m), α ; Güneş emiciliği, Q_s ; Güneşten ışınan toplam ısı akışı (W/m²), θ ; gelen Güneş ışınının etkin açısı değeri (derece), A' ; ışına maruz kalan alan

Emicilik; iletkenin çevresinden güneş ışıklarını emme kabiliyetidir ve iletkenin yaşına bağlı olarak 0,2'den 0,9'a kadar değişebilir. Güneş ışınlarının iletken tarafından emiciliği esas olarak hattın çalışma sıcaklığına ve atmosferik kirliliğe bağlıdır. Yeni iletkenler için emicilik 0.2 eskiler içinse 0.9 kadardır. [5]

Temiz hava için Q_s değeri;

$$Q_s = -3,9241 + 5,9276 \cdot H_c - 0,17856 H_c^2 + 3,223 \times 10^{-3} H_c^3 - 3,3549 \times 10^{-5} H_c^4 + 1,8053 \times 10^{-7} H_c^5 - 3,7868 \times 10^{-10} H_c^6 \quad (9)$$

Sanayi ortamında (hava kirliliğinin yoğun olduğu yerlerde) ise;

$$Q_s = 4,9408 + 1,3202 H_c + 6,1444 \times 10^{-2} H_c^2 - 2,9411 \times 10^{-3} H_c^3 + 5,07752 \times 10^{-5} H_c^4 - 4,03627 \times 10^{-7} H_c^5 + 1,22967 \times 10^{-9} H_c^6 \quad (10)$$

Burada H_c ; iletkenin rakımı

Eğer iletken deniz seviyesindeyse $q_s = K_{\text{solar}} \cdot Q_s$ şeklinde bir formül esastır, burada K_{solar} bir düzeltme faktörüdür. Görüldüğü gibi Q_s ve α gibi parametreler ne kadar yüksek değerde olursa ya da deniz seviyesine ne kadar yakınsa hatta hava kirliliği yüksek olan yerlerde iletkenin ne kadarlık bir kısmı bulunuyorsa ısıyı o kadar çok emiyor ve ısınan iletkenin direnci doğal olarak yükseliyor.

İşte tüm bu etkiler göz önünde bulundurulduğunda bizim yapmamız gereken bu yıkıcı etkileri mümkün olduğunca minimize etmektir, bu bağlamda yukarıdaki formüllere ait parametrelerden de anlaşılacağı üzere diğer hiç bir parametreyi değiştiremeyeceğimize göre yapılacak en akıllıca şey iletkeni “non-specular” hale getirerek direnci düşürmektir. Bu uygulama Coreal bünyesinde bulunan Non-specular cihazıyla icra edilmiş olup TS EN 50182 standardına göre 20 °C de ki DC direnci 0,1195 Ω /km olan Hawk numunesi 7m/dak hızla non-specular makinastan geçirilmiş ve direnci 0,1156'ya düşürülmüştür, yani direncinin %3,26'sını Hawk numunesi kaybetmiştir.

5. SONUÇ

Ülkemizdeki enerji iletim hatları ömürlerini çoktan doldurmuş bulunmaktadır. İlgili birimlerin duyurdukları enerji kaybı ise % 30 oranındadır. Buna göre ülkemiz hatlarında acil yenilenmeye ihtiyaç vardır. Hatlarda yenileştirme yapılırken iletkenlerin ömürleri ve bunların o bölgenin coğrafyasına uygun olup olmamasına dikkat edilmelidir. Bu bağlamda yeni Tam Alüminyum Alaşımli İletkenler, TAl ya da iletkenlerin non-specular formları tercih edilmelidir. Aksi takdirde enerji kaybı ve ne yazık ki yüksek maliyetin sürekliliğini koruyacaktır.

6. KAYNAKLAR

1. H. Tecer, Kablosan, 1, 38-39, 2008
2. G. Civili, M. Handel, Bulk Power System Dynamics and Control, Italy 2004.
3. S. Karabay, Y. Tayşı, M. Yılmaz, Mühendis ve Makine, cilt 46, sayı 540, Türkiye 2005.
4. C. Kittel, Introduction to Solid State Physics, University of Cambridge, England 1953.
5. Southwire, Overhead Conductor Manual , 2nd Ed, p. 3,1-3.18, Georgia 2007.

OTOMOTİV SANAYİNDE ALÜMİNYUM PROFİL UYGULAMALARI

Yücel BİROL

Malzeme Enstitüsü, Marmara Araştırma Merkezi, TÜBİTAK, Gebze, Kocaeli
yucel.birrol@mam.gov.tr

ÖZET

Daha az yakıt tüketecek, çevre-dostu bir otomobil daha hafif olmalıdır. Tasarım değişiklikleri dışında bunu sağlayabilecek tek yöntem otomobil imalatında daha hafif malzemeler kullanmaktır. Taşıt ağırlığındaki her %10'luk azalma %5-10 oranında yakıt tasarrufu sağlar. Ekolojik dengenin korunması kaygısıyla izlenecek yöntemlerin maliyet yükü de karşılanabilir ve makul seviyelerde olmalıdır. Alüminyum güvenlikten ödün vermeden, konfordan vazgeçmeden, daha az yakıt tüketen çevre dostu bir otomobilin tasarımında kullanılacak en cazip konstrüksiyon malzemesidir. Demirden 3 kat daha hafif olup özellikle Mg'la alaşımlandığında mukavemeti önemli ölçüde artmakta, birim ağırlık için mukavemet değeri, çeliğinkini bile geçmektedir. Bunun yanı sıra birçok üretim ve imalat tekniğine uygunluğu, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, kolay işlenebilirlik, korozyona dayanıklılık, soğuk ve sıcak şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik ve "geri-kazanılabilirlik" gibi özellikleri nedeniyle otomotiv sanayinde birçok uygulama için son derece caziptir. Önümüzdeki 10 yılda, ekonomik ve ekolojik önceliklerle şekillenen yasal düzenlemelerle her boy ve sınıftaki taşıtta alüminyum uygulamalarının artması beklenmektedir. Otomotiv uygulamalarında kullanımı en çok artan, özellikle gövde uygulamalarından aldığı pat y ile alüminyum profiller olmaktadır.

Anahtar sözcükler: Otomobil, alüminyum, profil.

AUTOMOTIVE APPLICATIONS OF ALUMINIUM EXTRUSIONS

ABSTRACT

Cars must be lighter to save fuel and to reduce emissions. Apart from design considerations, the use of lighter materials in the manufacture of a car is the only method to achieve this goal. Every 10% reduction in weight provides %5-10 fuel savings. The measures taken with a consideration of environmental concerns must also be cost-effective. Aluminium is the most attractive material that can be used in the manufacture of a car which can provide cost-effective weight reduction without risking safety, impairing comfort. Aluminium is three times lighter than steel and its specific strength can exceed that of steel when alloyed with Mg. Besides, a variety of applicable production methods, high heat and electrical conductivity, high corrosion resistance, cold and hot formability, weldability and recyclability of aluminium have made it the material of choice for a variety of automotive applications. Aluminium applications are expected to expand regardless of size and class of vehicles. Aluminium extrusions will particularly be in demand.

Keywords: Automotive, aluminium, extrusions.

1. GİRİŞ

Doğal enerji rezervlerinin kıtlığı ve ekolojik dengenin bozulması konusundaki kaygılarla şekillenen yasal düzenlemeler tüm endüstriyel yakıt tüketicilerine yakıt tasarrufunu şart koşturmaktadır [1]. Bu konunun en yakından ilgilendirdiği sanayi kollarından biri de otomotiv

sektörüdür [2-5]. Son 30 yılda trafikteki araç sayısının 3 kat arttığı Avrupa Birliği'nde CO₂ emisyonlarının yaklaşık dörtte birinden dış kaynaklı petrole bağımlı kara taşımacılığı sorumludur. Bu nedenle kara taşımacılığı ve ekonominin rekabet gücüne zarar vermeden çevreyi korumak Avrupa Birliği'nin önceliklerinden biri olmuştur. Kyoto Protokolüne göre otomobillerde CO₂ emisyonlarının bugünkü 186g/km seviyelerinden 2008 yılına kadar %25 oranında, 140g/km seviyelerine düşürülmesi gerekmektedir [6].

Daha az yakıt tüketecek, çevre-dostu bir otomobil daha hafif olmalıdır. Tasarım değişiklikleri dışında bunu sağlayabilecek tek yöntem otomobil imalatında daha hafif malzeme kullanmaktır [7]. Alüminyum güvenlikten ödün vermeden, konfordan vazgeçmeden, daha az yakıt tüketen çevre dostu bir otomobilin tasarımında kullanılabilir en cazip konstrüksiyon malzemesidir [8-14].

2. ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ

Alüminyum hafiftir; Alüminyumdan bir parça 2.7kg ise, aynı hacimde çelikten imal edildiğinde 7.8kg gelmektedir. Hafif olmasına karşın yüksek mukavemete sahiptir. Özellikle Mg'la alaşımlandığında mukavemeti önemli ölçüde artmakta, birim ağırlıktaki mukavemeti, çeliğinkini 2 kat geçmektedir. Otomotiv uygulamaları için üretilen bazı alüminyum alaşımlarının mukavemeti 430 MPa, uçak gövdelerinde kullanılan özel alüminyum alaşımlarının mukavemeti ise 700 MPa seviyelerindedir [9]. Diğer yandan Alüminyum alaşımları düşük sıcaklıklarda gevrekleşmez; Sıfırın altındaki sıcaklıklarda bile tok ve dayanıklıdır.

Alüminyum şekillendirilmesi en kolay metallerden biridir [9,15]. Alüminyum alaşımları çeşitli plastik şekil verme ve talaşlı imalat tekniklerine son derece uygundur. Yüksek silisli alüminyum alaşımlarının çeşitli tekniklerle dökülebilirliği mükemmeldir. Ekstrüzyonla çok karmaşık şekilli profiller, haddeleme ile çok ince levhalar üretilir. Alüminyum levhalar derin çekilebilir, kesilebilir, delinebilir, dövme tekniği ile şekillendirilebilir. Kaynak, lehim, yapıştırma, perçinleme gibi yaygın tekniklerin tümü ile birleştirilebilir. Esnek bir mukavemete ve şekil tutma kabiliyetine sahiptirler. Enerji soğurma kapasitelerinin plastik malzemeler ve çelikten daha yüksek olması, yapısal gövde uygulamalarında ve güvenlik modülleri için büyük avantaj sağlar.

Alüminyum elektriği iyi iletir [15]. Bakır alüminyumdan daha yüksek bir iletkenliğe sahip olmakla birlikte iki metal arasındaki yoğunluk farkının alüminyum lehine olması sebebiyle, 1kg bakır yerine 0.5kg alüminyum ile aynı iletkenlik kapasitesinin elde edilebilmesi mümkündür. Elektriği iyi iletmediği için statik elektrik taşımaz ve kıvılcımlanmaz. Alüminyum alaşımları yüksek ısı iletkenliğine de sahiptir. Yoğunluk farkı hesaba katıldığında ısıyı bakırdan yaklaşık 2 kat, çelikten 3 kat daha iyi iletir. Bu sayede radyatör, klima sistemleri gibi ısı değişimi için tasarlanan uygulamalarda eşsizdir. Yanma ısısının süratle transfer edilebilmesi özellikle otomobillerde motor uygulamaları için çok caziptir.

Alüminyum ve alaşımları estetik bir görünüme sahiptir; Eloksal, boyama ve parlatma gibi yüzey işlemlerine mükemmel yanıt verir. Alüminyum ve alaşımları agrasif atmosferik koşullara karşı dayanıklı ve paslanmazdır. İnce bir oksit filmi tarafından gerek atmosferik koşullardan gerek korozyon ajanlarının bir çoğundan korunur. Alüminyum yüzeyine ulaşan ışığın %80'ini, ısının ise %90'ını yansıtır. Işığı yansıtma özelliği dekoratif uygulamalar, ısı yansıtma özelliği ise ısı radyasyona karşı ısı kalkanı uygulamaları için idealdir.

Alüminyum cazip kılan özelliklerinin başında özelliklerinden bir şey kaybetmeden tekrar tekrar ve yüksek verimlilikle geri kazanılabilmesi gelmektedir [7,16]. Bu, hem ekonomik hem de ekolojik yönden önemlidir. Bir otomobilde kullanılan alüminyum parçaların hemen hemen tamamı “geri-kazanılabilir” dir. Bir binek otomobilde kullanılan alüminyum miktarı toplam taşıt ağırlığının sadece %5-10’u kadarken, taşıtın hurda değerinin yaklaşık %50’lik kısmı alüminyum parçalara aittir [7]. Alüminyumun hurda değerinin yüksek olması, geri kazanım çabalarını özendirici olup, bu konuda yaptırımlar uygulanmasını gereksiz kılmaktadır.

3. OTOMOTİV UYGULAMALARINDA ALÜMİNYUMUN CAZİBESİ

Otomotiv uygulamalarında tercih edilmesinin başlıca gerekçesi hafiflik olmakla birlikte alüminyumun göz ardı edilemeyecek diğer artıları vardır [9]. Alüminyum motor kapasitesini arttırmadan daha iyi performans, mükemmel yol tutuş ve sürüş konforu sağlarken, titreşim ve gürültüleri de en aza indirir. Uygun alaşım ve üretim tekniği seçimi ve tasarımlarla alüminyum-yoğun taşıtların dayanıklılık ve çarpışma-güvenlik performansı çelikten imal edilenlerden çoğu kez üstündür. Bunlara ilave olarak, alüminyumun eşsiz korozyon direnci, estetik yönden olduğu kadar güvenlik yönünden de çok önemli bir avantajdır. Özetle, alüminyum günümüzde ayrıcalıklı özellikleri ile çevre dostu, güvenli ve sürüş keyfi veren otomobillerin üretimi için en cazip malzeme seçeneğidir.

3.1. Çevre performansı

Orta büyüklükteki bir otomobil gövdesinde çelik sac yerine alüminyum kullanılması ile gövde ağırlığının, performansta bir eksilme meydana gelmeden %50 seviyelerinde, 140 kg kadar azaltılması mümkündür. Taşıt ağırlığındaki her %10’luk azalma, % 6-8 seviyelerinde bir yakıt tasarrufu sağlamaktadır. Bu da taşıtın servis ömrü sonunda 2000 litrenin üstünde benzin tasarrufu anlamına gelir. 2 kg çeliğin yerine kullanılan her 1 kg alüminyum, tipik bir otomobilin trafik ömrü boyunca toplam eksoz emisyonunu yaklaşık 10 kg kadar azaltır. Alüminyumun çevreye dostluğu bunlarla da sınırlı değildir. Günümüzde otomotiv uygulamalarında kullanılan alüminyumun yaklaşık %90’ı geri kazanılmakta ve kalite özelliklerinden hiç bir şey kaybetmeden aynı uygulamalarda tekrar değerlendirilmektedir. Geri kazanım için tüketilen enerji, külçe alüminyum üretiminde ihtiyaç duyulan enerji stoğunun sadece %5’i kadardır ve bu şekilde ortaya çıkan zararlı gaz atıklar da %95 kadar azalmış olmaktadır. Bugün otomobil üretiminde kullanılan alüminyumun %70 kadarı alüminyum huradalarından geri kazanılmış alüminyumdur.

3.2. Güvenlik Performansı

Yoğunluk farkı hesaba katıldığında alüminyum çeliğe kıyasla 2.5 kat daha dayanıklı olup, çarpışma anında çarpışma enerjisini çeliğe kıyasla 2 kat daha fazla soğurmaktadır. Alüminyumdan imal edilen güvenlik donanımları çarpışmalarda akordion gibi katlanarak çarpışma kuvvetlerini emer ve taşıt içindeki sürücü ve yolcuları korur. Alüminyum çelikten daha hafif olduğundan taşıt ağırlığını arttırmadan, çarpışma güvenliğini iyileştirecek ön ve arka buruşma bölgelerinin derinliğini ve direncini artırma imkanı tanır. Tamamen alüminyumdan imal edilmiş olan Audi A8 modeli sürücü ve ön yolcu için ABD’de en yüksek güvenlik notunu almıştır [9].

3.3. Sürüş Performansı

Alüminyumun yoğun olarak kullanıldığı hafif otomobillerde ağırlık merkezi yola yaklaştığından yol tutuşu artar; alüminyumlu otomobiller daha kısa sürede süratlenir ve daha kısa fren mesafelerinde durma noktasına gelir. %50 kadar daha hafif gövde (taşıt toplam

ağırlığının %15-20 kadarı!) kullanımı ile 100 km/saat süratten duruşa geçme mesafesi 1 taşıt boyu kadar kısalmaktadır. Yapısal rijidlik ile birlikte düşük taşıt ağırlığı sayesinde alüminyum çeliğe kıyasla daha iyi kararlılık ve manevra, daha düşük gürültü, titreşim sağlar. Bu durum yol tutuşunu ve virajlarda güvenliği artırır. Alüminyumla hafifletilen taşıtlarda lastiklerle yol arasındaki kayma açısı azalır ve bu sayede taşıt direksiyon manevralarına doğrudan, güvenle ve süratle uyum sağlar. Alüminyum modüllerin yoğun kullanıldığı gövdelerin rijidliği sürücünün yolu hissetmesini kolaylaştırır ve daha seri ve hassas kontrole imkan tanıyarak sürüş güvenliğini artırır.

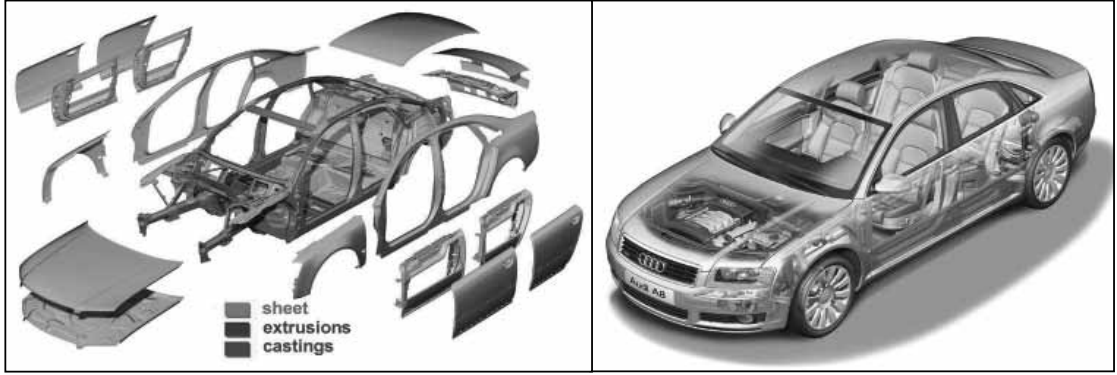
Çizelge 1. ABD’de üretilen tipik bir otomobilde yıllara göre değişen malzeme dağılımı [17].

Malzeme	1978		1985		1990		2002	
	Kg	%	Kg	%	Kg	%	Kg	%
çelik sac, bant, çubuk	868,5	53,6	672	46,5	637	44,7	613	40,3
orta ve yüksek mukavemetli çelik	60,3	3,7	98,63	6,8	108	7,6	172	11,3
paslanmaz çelik	11,7	0,7	13,1	0,9	15,5	1,1	25,6	1,7
diğer çelikler	24,9	1,5	24,7	1,7	18	1,3	12	0,8
demir	232	14,3	212,2	14,7	205,8	14,5	149	9,8
plastik ve plastik kompozitler	81,5	5,0	96	6,6	103,8	7,3	115,5	7,6
alüminyum (işlem alaşımları)	9,1	0,7	11,2	0,7	14,3	1	17,9	1,1
alüminyum (döküm alaşımları)	41,8	2,8	51,3	3,5	57,5	3,9	108,8	7,1
bakır/pirinç	16,7	1	19,9	1,4	21,9	1,5	22,6	1,5
toz metal parçalar	7,02	0,4	8,6	0,6	10,8	0,8	18,3	1,2
çinko basınçlı döküm	14,05	0,9	8,1	0,6	8,3	0,6	3,85	0,3
magnezyum döküm	0,45	0	1,1	0,1	1,3	0,1	4,3	0,3
sıvı ve yağlar	89,7	5,5	83,4	5,8	82,5	5,8	89,8	5,9
lastik	66,4	4,1	61,6	4,3	61,9	4,3	67,5	4,4
cam	39,2	2,4	38,5	2,7	39,2	2,8	44,4	2,9
diğer malzemeler	54,6	3,4	44,8	3,1	37,8	2,7	57,8	3,8
Toplam	1618,82	100	1445,5	100	1424,2	100	1522,6	100

4. OTOMOTİVDE ALÜMİNYUM PROFİL UYGULAMALARI

Son 10 yıl içinde Avrupa’da üretilen otomobillerde alüminyum kullanımı, benzer şekilde, yaklaşık 2 kat artmıştır. Küçük ve orta büyüklükteki otomobillerde 50-200 kg kadar olan alüminyum kullanımı A8 gibi lüks modellerde 300-550 kg seviyelerine çıkmaktadır. Avrupa’da yerleşen eğilim sonucunda, yeni çelik türleri, magnezyum ve fiber takviyeli plastiklerden ciddi bir rekabet gördüğü halde, değişik formlarda ve rahatlıkla bulunabilir olması, geri kazanılabilirliği ve seri-ekonomik üretime uygunluğu sayesinde otomotiv sanayindeki alüminyum tüketiminin önümüzdeki 10 yıl içinde 2 kat artması beklenmektedir.

Taşıt gövdelerinde sac ağırlıklı monokok tasarımdan daha hafif olan profil ağırlıklı kafes tasarımına doğru bir geçiş olmaktadır (Şekil 1). Kafes tasarımında doğrudan ya da döküm bağlantı parçaları ile birbirine bağlanan alüminyum profillerden imal edilen bir kafese gövde panelleri yerleştirilmektedir. Bu seçenek hafifliğin yanısıra tasarım esnekliği ile birlikte işlevsel ve estetik gereksinimlerin tümüne cevap verebilmektedir. Alüminyum profiller taşıt gövdelerinde rijid bir tasarım ve buna karşın hafiflik ve dayanıklılık, paslanmazlık, tasarımda esneklik, estetik-dekoratif görünüm, çeşitli ve cazip yüzey kalitesi, boyut hassasiyeti, düşük toleranslar, istikrarlı kalite gibi önemli avantajlar sunmaktadır. Boru uygulamalarında ise statik elektriklenme ve kıvılcımlanmayı önleyecek şekilde yüksek elektrik iletkenliği,



Şekil 1. Audi A8 model bir otomobildeki alüminyum levha, profil ve döküm parçaların yapısal gövde uygulamalarındaki dağılımı [18].

mükemmel ısı yönetimine olanak sağlayan yüksek ısı iletkenliği alüminyumun artıları arasında sayılabilir. Enerji soğurma kapasitesi sayesinde yüksek güvenlik ve çarpışma enerjisi yönetimi kabiliyeti de alüminyum profilleri tampon ve tampon kutusu uygulamalarında rakipsiz kılmıştır.

4.1. Alüminyum profil alaşımları

Otomobil gövdesinde kullanılan ve ısıl işlemlerle sertleştirilebilen başlıca ekstrüzyon alaşımları Al-Mg-Si ve Al-Zn-Mg gruplarına aittir (Çizelge 2). Al-Mg-Si (6XXX) serisi alaşımlar arasında en yaygın olanlar 6005, 6005A, 6061 ve 6063 Al-Mg-Si alaşımlarıdır. Bu alaşımlar mükemmel korozyon direncine, kaynaklanabilirliğe sahip olup, yüksek mukavemet sağlarlar ve maliyetleri de makuldür. Bu alaşımlar daha karmaşık ve ince profillere Al-Zn-Mg alaşımlarına kıyasla daha kolay şekilde ekstrüde edilebilirler. 6063 alaşımı şekil alma kabiliyeti en

Çizelge 2. Profil uygulamalarında kullanılan alüminyum alaşımları (oklar artış yönünde!).

alaşım		σ^*	ε^*	θ^*	λ^*	uygulama				
1050, 1100, 1200	>99%Al	↓	↑	↑	↑	borular	hidrolik yağ boruları			
3003, 3103, 3105	Al-Mn-/Mg						yakıt ikmal boruları			
6060, 6063, 6463	Al-Mg-Si					↑	↑	↑	yapısal profiller	su boruları
6005, 6008, 6009										eşanjör boruları
6010, 6061, 6082	Al-Zn-Mg	↓	↑	↑	↑	yapısal profiller	uzay-çatı modülleri			
6014, 6101, 6106							pencere, kapı, açılır			
6262, 6351							tavan çerçeveleri			
7003, 7004, 7005							tampon, tampon ve			
7046, 7021, 7075	kapı içi kırımları	↑	↑	↑	↑	yapısal profiller	çarpışma kutuları			
7108, 7116, 7029	koltuk çerçeveleri ve									
7129	koltuk kızıağı									

* σ , mukavemet seviyesini; ε , deformasyon kapasitesini; θ , korozyon direncini ve λ ısı iletkenliğini temsil etmektedir.

yüksek olup çok karmaşık kesitler için özellikle tercih edilir. Çarpışma enerjisinin yönetiminde en yaygın kullanılan alaşımlar 6063, 6005, 6005A ve 6061'dir. Al-Zn-Mg (7XXX) serisi alaşımlar arasında otomotiv sektöründe en popüler olanlar 7004, 7005, 7029, 7116 ve 7129 Al-Zn-Mg alaşımlarıdır. 7029 ve 7129 yüksek mukavemet sahip iken 7004,

7005 ve 7116 daha yüksek şekil alma kabiliyetine sahiptirler. Korozyona 6XXX alaşımları kadar dayanıklı değildirler. Karmaşık şekilli kesitlere 6XXX alaşımları kadar kolay ekstrüde edilemezler.

4.2. Profil uygulamaları için kondisyon seçimi

Dayanıklılık gerektiren, yük taşıyan yapısal uygulamalar için

T6 / *yüksek mukavemet* (presten soğutma hassasiyeti düşük alaşımlarda T5)

karmaşık şekilli kesitlerin üretimi için

T4 / *yüksek şekillendirilebilirlik*

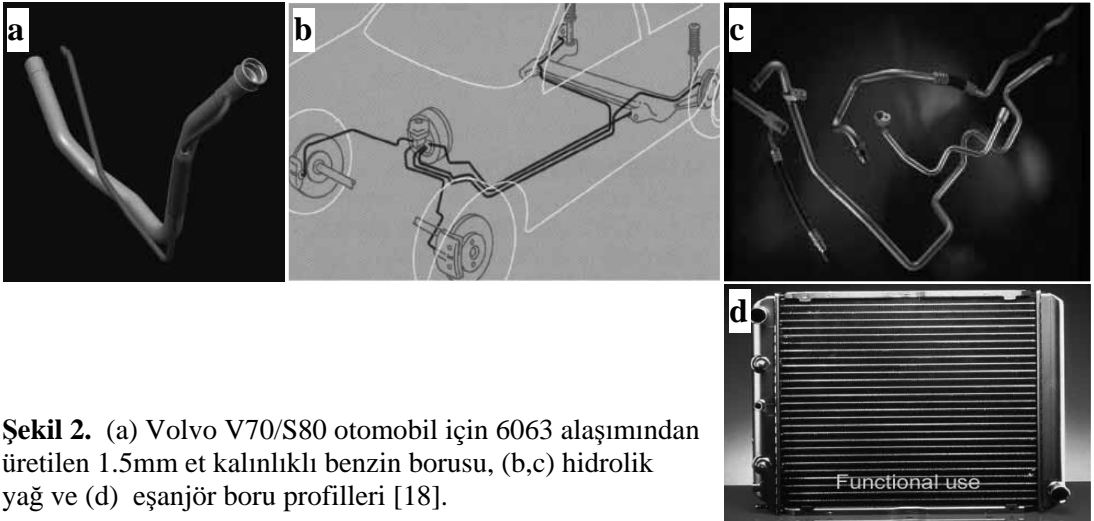
yüksek çarpışma güvenlik performansı için

T7 / \uparrow *mukavemet* \uparrow *süneklik* (aşırı yaşlandırma ile!)

kondisyonları tercih edilir.

4.3. Uygulama örnekleri

Alüminyum profiller çarpışmalarda çatlamadan, kırılmadan deforme olabilen, eğilip, bükülebilen sünek malzemeler olduğu için yakıt borularında özellikle tercih edilirler (Şekil 2). Bu özellikleri sayesinde bütünlüklerini koruyarak yakıt sızmalarını önlerler. Ayrıca alüminyum, yüksek elektrik iletkenliği sayesinde statik elektrik taşımaz, kıvılcımlanmaz. Hidrokarbonlara karşı geçirimsizdir. Yüksek korozyon direnci, yüksek basınçlara dayanabilecek mukavemeti, küçük eğme açılarında şekillendirilmeye müsait oluşu, yüksek boyut hassasiyeti ve düşük tolerans sınırları ile hidrolik yağ borularında da en cazip malzeme seçeneği alüminyum borulardır. Isı değiştirici-eşanjör borularında alüminyumun yüksek mukavemet, yüksek şekillendirilebilirlik, yüksek ısı iletkenliği, yüksek yorulma dayanımı, sıcaklık ve basınç çevrimlerine dayanıklılık, hava ve su ile temasta yüksek korozyon direnci gibi özelliklerinden yararlanılır. Farklı tasarım seçenekleri için değişik özelliklerde alaşımların bulunması da alüminyumun cazibesini arttırmaktadır.



Şekil 2. (a) Volvo V70/S80 otomobil için 6063 alaşımından üretilen 1.5mm et kalınlıklı benzin borusu, (b,c) hidrolik yağ ve (d) eşanjör boru profilleri [18].

Alüminyum profillerin yapısal uygulamaları arasında ilk akla gelenler kapı çerçeve ve kapı içi güvenlik profilleridir. Şekil 3'de SMART model otomobilde alüminyumdan i çerçevesi 6060

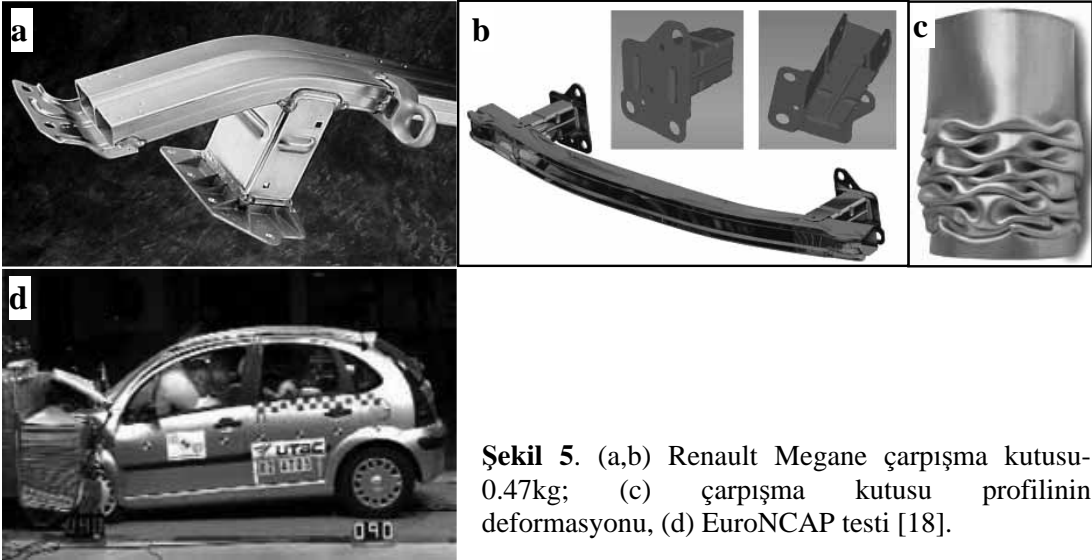
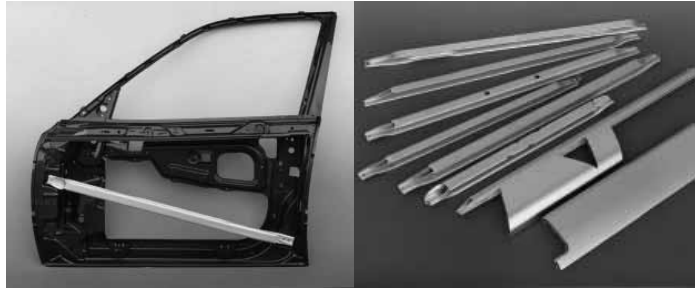
alaşımından üretilen ve ark kaynağı ile birleştirilmiş profillerden imal edilen çerçeve görülmektedir. Toplam ağırlığı 3.5 kg olan bu çerçeveye plastik dış paneller geçirilmektedir.



Şekil 3. Alüminyum profillerden imal edilmiş kapı çerçevesi [18].

Şekil 4’de ise kapı içi güvenlik profilleri görülmektedir. Bu profillerde arzu edilen mukavemet/deformasyon özellikleri kombinasyonu güvenlik kirişlerine özel kesit geometrisi, tasarım ve ısıl işlemlerle kazandırılmaktadır.

Şekil 4. BMW model otomobillerde kullanılan alüminyum kapı içi güvenlik profilleri [18].

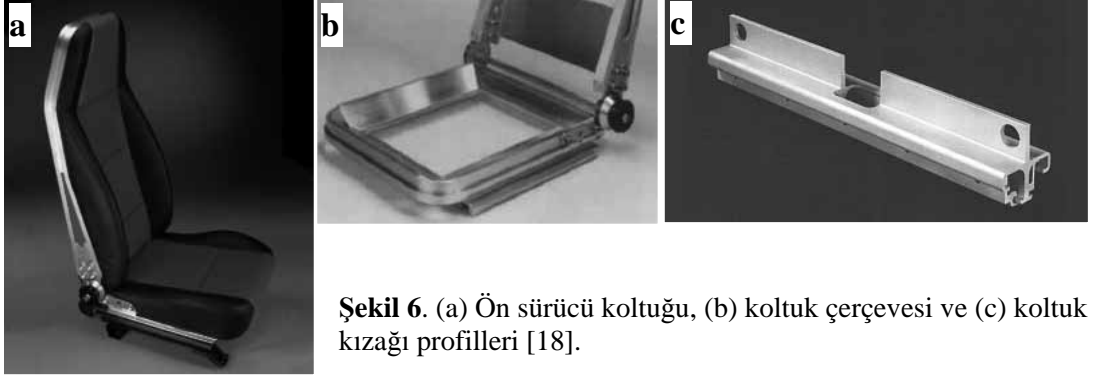


Şekil 5. (a,b) Renault Megane çarpışma kutusu-0.47kg; (c) çarpışma kutusu profilinin deformasyonu, (d) EuroNCAP testi [18].

Özellikle tampon ve çarpışma kutusu uygulamalarında 6XXX alaşımlı profiller ön plana çıkmaktadır (Şekil 5). Bu alaşımlar T4 kondisyonda şekillendirilip mukavemetlerinin artırılması için T6 kondisyona yaşlandırılırlar. Çarpışma kutularında tercih edilen kondisyon ise çoğunlukla T7 dir. Alüminyum profiller çarpışma anında kinetik enerjiyi büyük ölçüde

soğurur (Şekil 5c), çarpışma kuvvetlerini taşıt gövdesine uygun şekilde dağıtır, deforme olarak taşıtın duruşa geçmesini yönetir. Düşük hızlarda gerçekleşen çarpışmalarda hedef minimum hasar minimum sigorta masrafı; yüksek hızlarda ise üstün can güvenliği EuroNCAP testi performansdır (Şekil 5d). Sadece Hydro Alüminyum tarafından üretilen alüminyum tampon ve çarpışma kutularının adedi yılda 6 milyonu bulmaktadır [19].

Koltuk çerçeveleri için ön koltuk sırt kısımlarındaki profiller (Şekil 6a) kuvvet ve momentleri karşılamak için “konik” biçimli üretilirler. Ekstrüzyonla sadece sabit kesit şekilli profiller üretilbildiğinden, pres işleminden sonra ayrı şekillendirme ya da 2 farklı profil kullanılır.



Alüminyum profil uygulamaları üretildikleri bütünlükte olabildiği gibi parçalara kesildikten sonra da olabilmektedir. İkincisine en güzel örnek gaz ve fren pedal uygulamasıdır. Bu uygulama için uygun geometrik kesitte üretilen profiller daha sonra kesilerek ekonomik bir üretim gerçekleştirilmektedir.



KAYNAKLAR

1. “Environmental Management-Life Cycle Assessment: Goal and Scope Definition and Inventory Analysis”, ISO 14041, October 1, 1998.
2. J.L.Sullivan, Proc. Conf. Total Life Cycle, paper no: 982160, Society of Automotive Engineers, Graz, December 1998.
3. M.Ross, Annual Review Energy Environment, 19, 75-112, 1994.
4. J.Sullivan and J.Hu, Proc. SAE Life Cycle Conference, Vienna, Austria, October 1995.
5. H.Franze, N.Metz, U.Neuman, Proc. SAE Life Cycle Conference, Vienna, Austria, October 1995.
6. F.Stodosky et.al., Proc. Conf. The Second World Car, Riverside, CA., March 1995.

7. L.Ridge, Proc. Conf. Total Life Cycle, paper no: 982185, Society of Automotive Engineers, Graz, December 1998.
8. J.Benedyk, Light Metal Age, December, 73, 2000.
9. Aluminum Association web sitesi: www.aluminum.org
10. N.Langerak, International Body Engineering Conference'97, Stuttgart, Germany 1997.
11. A.Morita, Proc. Int. Conf. Aluminum Alloys, 1, 25, 1998.
12. G.L.McVay, E.L.Courtright, R.H.Jones, M.T.Smith, Light Metal Age, 6, 1998.
13. A.S.Warren, Aluminium, 67, 1078, 1991.
14. J.Hirsch, Materials Science Forum, 242, 33, 1997.
15. C.Garzia, E.Mollona, "Aluminium for the Transportation Industry in Europe", Egea, 2002.
16. P.Jonason, "Lightweighing with Aluminium-Trends and Advantages in the Automotive Sector", Aluminium 2000, Essen, Germany, September 2000.
17. C:R.D.Naranjo, E.P. Hu, M.Gwyn, Modern Casting, 9, 20, 2004.
18. European Aluminum Association web sitesi-Automotive Aluminium Manual: www.eaa.net/aam
19. S.Koss ve P.Millet, International Body Engineering Conference'97, Stuttgart, Germany 1997.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU
4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

ALÜMİNYUM PAZARI VE TİCARETİ
ALUMINIUM MARKET AND TRADE

ALÜMİNYUM DÖKÜM ŞİRKETLERİNDE YENİDEN YAPILANMA ZORUNLULUĞU

Şener MUTER

CMS Jant ve Makine Sanayi A.Ş., İzmir
smuter@cms.com.tr

ÖZET

Alüminyum döküm sektöründe küresel rekabetle ve ekonomik krizle baş edebilmek için teknolojiye ve pazar koşullarında yeni gelişmeleri sürekli izleme zorunluluğu ön plana çıkıyor. Ayrıca gelecekle ilgili riskleri ve fırsatları değerlendirerek yeni kurumsal stratejilerin oluşturulması gerekiyor.

Yeni teknolojilere ve büyük üretim kapasitelerine sahip olan uluslararası döküm şirketleri daha rekabetçi üretim modelleri oluşturmak için gelişmekte olan ülkelerdeki daha düşük maliyetli üretim fırsatlarını değerlendirme eğiliminde bulunuyor. Küresel ekonomik kriz nedeniyle ülkemizdeki alüminyum döküm şirketlerinin yeniden yapılanmaları ve rekabetçi iş modelleri oluşturmaları büyük bir önem taşıyor.

Alüminyum döküm parça üretim firmalarının yeni bir ürün ve üretim sistemi tasarımı, bir başka deyişle daha projenin başlangıcında, ana otomotiv firmalarıyla iş birliği içinde olmaları büyük yararlar sağlıyor. Alüminyum döküm firmalarının yeni döküm parça projelerinde enerji tasarrufuna, verimliliğe ve maliyet düşürme hedeflerine yönelik olarak ana müşteri firmalarının tasarım ortağı olmaları artık bir zorunluluk haline gelmiş bulunuyor.

Bu koşullar altında alüminyum döküm firmalarının, eskiden olduğu gibi, sadece döküm parça üreterek rekabetçi olabilmeleri artık söz konusu değil. Bu bildiride alüminyum döküm sektöründe güncel sorunların ötesinde gelecek öngörülerini ve alınması gereken yeni önlemler inceleniyor.

Anahtar kelimeler: Alüminyum döküm sektöründe iş birlikleri, kriz yönetimi, küresel rekabet koşulları, yeniden yapılanma.

THE NECESSITY TO RESTRUCTURE THE ALUMINIUM FOUNDRIES IN TURKEY

ABSTRACT

In order to cope with the global competition and the economic crisis it is necessary for the aluminium foundries to follow the new technological developments and to observe the market conditions continuously. Moreover, it is necessary to evaluate the risks and opportunities with regard to the future and to establish the new corporate strategies.

Global aluminium foundries that utilize the new technologies and have large production capacities are now in favour of collaborating with the foundries from the developing countries with low production cost. This collaboration creates a new competitive business models for the future. Aluminium foundries in Turkey have to restructure themselves and create more competitive business models due to the global economic crisis.

In the design of a new product and its production system, in other words in the beginning of a new project, collaboration of the automotive companies with the aluminium casting suppliers gives quite positive results. In

the new casting projects aluminium foundries have to pay much attention to the energy conservation, productivity increase and cost reduction. Therefore, collaboration of the aluminium foundries with the main customers is a must.

Under these circumstances, aluminium foundries can not become competitive, as they have been in the past, simply by producing castings. In this paper, beyond the current problems of the Turkish aluminium foundries, the future foresight of this sector and the new precautions to be taken have been investigated.

Keywords: Collaborations in the aluminium sector, crisis management, global competition, restructuring the aluminium foundry.

1. GİRİŞ

Türkiye’de alüminyum döküm parça sektörü 60 yıllık bir geçmişe sahip. Özellikle otomotiv sanayi üretiminin sürekli artması ve döküm parça ihracatında taleplerin çoğalmasından dolayı alüminyum döküm sektörü ülkemizde geçtiğimiz yıllarda sürekli bir gelişme gösterdi.

Küresel rekabet ve ekonomik kriz nedeniyle Türkiye’de alüminyum döküm sektöründe küçük kuruluşlar artık varlıklarını sürdürme çabası içinde bulunuyor. Orta ve büyük ölçekli kuruluşlarda yeni teknoloji ve kapasite artırma yatırımları ekonomik kriz nedeniyle yavaş ilerliyor.

Türkiye’de alüminyum döküm sektöründe büyük kapasiteleri hedef alan yeni yatırım eğilimleri de bu koşullarda gerçekleştirilemiyor. Türkiye’deki büyük ölçekli alüminyum döküm şirketlerinin uluslararası pazarlara döküm parça ihracatı da küresel ekonomik kriz nedeniyle olumsuz yönde etkileniyor.

Türkiye’de yıllık alüminyum döküm parça üretim kapasitesi 180.000 tona ulaşıyor. Alüminyum döküm sektöründe ekonomik kriz nedeniyle yaklaşık yüzde 40 oranında bir boş kapasite olduğu tahmin ediliyor. [1]

2. ALÜMİNYUM DÖKÜM SEKTÖRÜNDE KÜRESEL REKABET KOŞULLARI

Küresel rekabetle baş etmek isteyen alüminyum döküm şirketlerinin yeni bir alüminyum döküm parça ya da bir ünite talebi olduğunda müşteri konumundaki ana sanayi şirketleriyle projenin başlangıcında işbirliği yapmaları gerekiyor. Böylece talep edilen döküm parçaların tasarımı aşamasında, bir başka deyişle işin başlangıcında, döküm şirketlerinin teknik elemanlarıyla müşteri şirketlerin teknik elemanlarının birlikte çalışma zorunluluğu var.

Yeni bir alüminyum döküm parçanın tasarımı ve bu parçanın monte edileceği üniteye işlevsel ayrıntıların incelenmesi bir yıla yakın zaman alabiliyor. Bu kapsamda yapılan ekip çalışmaları alüminyum döküm şirketlerinin yeni siparişler almaları açısından daha güvenilir bir ortam yaratıyor. Bu çalışmalar üretilecek döküm parçaların üretim sisteminin daha rasyonel verilere dayanmasını ve maliyetlerin azaltılmasını da sağlıyor.

Alüminyum döküm şirketleri döküm, işleme ve testlerle ilgili makine ve donanımlarını kendi proje ve tasarımlarına göre özel olarak imal ettirebiliyor ya da bir takım verimlilik ve kalite artırıcı önerilerde bulunabiliyor. Böylece sektörde öncü alüminyum döküm kuruluşları üretim süreçlerini oluştururken kendi deneyimlerini de yeni projelerine katabiliyor ve rekabet güçlerini artırabiliyor. [2]

Alüminyum döküm sektöründe uygulanan otomasyon sistemlerine karşılık yine de insan faktörü önemli bir rol oynuyor. Bu nedenle Amerika Birleşik Devletleri'nde ve Avrupa Birliği Ülkeleri'nde alüminyum döküm işleri yapan şirketler giderek rekabet güçlerini kaybediyor ve küresel rekabette zorlanıyor.

Ayrıca küresel pazarlara üretim yapan alüminyum döküm şirketleri daha rekabetçi olabilmek için kalıp ve model üretimlerini denizaşırı ülkelerde yaptırıyor. Bu amaçla Çin'de kalıp üreten şirketlerle ortaklıklar kuruyor. [3]

Küresel pazarlarda alüminyum döküm sektöründe yaşanan değişime bir örnek de Amerika Birleşik Devletleri'nden (ABD) verilebilir. Şirket satışları ve birleşmeler nedeniyle ABD'nde alüminyum döküm şirketlerinin sayısı giderek azalıyor. Küçük şirketler ya kapanıyor ya da birleşme nedeniyle büyük kapasiteli döküm şirketleri kuruyor.

ABD'nde yapılan çeşitli araştırmalara göre önümüzdeki 10 yıl içinde bu sektörde yüzde 40 oranında bir küçülme olacağı tahmin ediliyor. [4] Buna neden olarak özellikle Çin'den ithal edilen alüminyum döküm parçaların ve ünitelerin ithalatının hızlı bir şekilde artması gösteriliyor.

Ayrıca sektördeki konsolidasyon nedeniyle ortaya çıkan büyük ve güçlü rakipler karşısında yeni döküm tesisi yatırımlarının çok bilinçli yapılması gerekiyor. Batı ülkelerinde alüminyum döküm sektöründe yapılan ileri teknoloji yatırımları giderek üretim maliyetlerinin daha düşük olduğu ülkelere yöneliyor. Bu gelişmeler Türkiye'de alüminyum döküm sektörü için yeni riskler ve yeni fırsatlar yaratıyor. [1]

3. ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ

Alüminyum döküm sektöründe, artan küresel rekabet nedeniyle, şirketlerin karlılıkları giderek azalıyor. Bu sektörde rekabet gücünü artırmak için yüksek verimlilikle üretim yapan yeni teknolojilerin uygulanmasına gereksinim duyuluyor. Alüminyum döküm yönteminin seçiminde ise dökülecek parçanın tasarımı, döküm kalitesi, boyutları, üretim adedi, üretim verimliliği ve üretim maliyeti göz önünde bulunduruluyor.

Alüminyum döküm sektöründe rekabetçi bir şirket olabilmenin bir önkoşulu da talep edilen parçalarda istenen teknik özellikleri sağlayacak en ekonomik üretim teknolojilerini uygulamak. Alüminyum döküm sektöründe yeni yatırımlar yapılırken rekabet gücü kazanma açısından da teknoloji seçimi büyük bir önem taşıyor.

Uluslararası pazarlarda uygulanan çeşitli alüminyum döküm parça üretim teknolojileri şöyle sıralanabilir:

- Kum döküm, (sand casting)
- Kokil döküm, gravite döküm, (gravity casting, permanent mould casting)
- Yüksek basınçlı döküm, pres döküm, enjeksiyon döküm (high pressure die casting)
- Vakumda döküm, (vacuum die casting)
- Alçak basınçlı döküm, (low pressure die casting)
- Alçak basınçlı ya da kokil döküm parçalara sıvama yöntemiyle son şeklinin verilmesi, (flow forming)
- Karşı basınçlı döküm, (counter pressure die casting)
- Santrifüj döküm, (centrifugal die casting)

- Hassas döküm, kaybolan mum döküm, (lost wax casting, lost foam process, investment casting)
- Kabuk maça döküm, (shell moulding)
- Yarı katı döküm, ezme döküm, (Semi solid die casting, Squeeze casting)
- Kaybolan mum döküm, (Lost Foam casting, evaporative pattern casting))
- Thixocasting
- Rheocasting

Türkiye’de uygulanan alüminyum döküm yöntemlerinin yüzde 90’nını kum döküm, gravite döküm, alçak basınçlı döküm ve yüksek basınçlı döküm oluşturuyor. Öteki alüminyum döküm teknolojilerinin ticari açıdan kullanımı ülkemizde henüz yaygınlaşmış değil. Ürün kalitesi ve maliyet avantajları göz önünde bulundurularak yeni döküm teknolojilerinin deneme ve üretim çalışmalarının yapılması gerekiyor.

4. ALÜMİNYUM DÖKÜM SEKTÖRÜNDE YENİ STRATEJİLER

Günümüzdeki yoğun rekabet ortamında alüminyum döküm sektöründe döküm parçaların kalitesini yükseltmek, üretim verimliliğini artırmak ve maliyetleri düşürmek büyük bir önem taşıyor. Alüminyum dökümhane yönetimindeki temel ilkeler müşteri odaklı olma, verilerle yönetim, süreç yönetimi, sürekli iyileştirme, tedarikçilerle işbirliği olarak sıralanıyor.

4.1. Müşteri Odaklı Üretim

Güncel ve gelecekteki müşteri beklentilerinin önceden saptanması ve bunlarla ilgili alternatifli iş planlarının tasarlanması gerekiyor. Burada önemli olan nokta müşteri beklentilerinin de ötesine geçebilmek ve sürekli iyileştirme projeleriyle gelecek senaryolarını bugünden oluşturabilmek. Bu kapsamda SWOT analizlerinin (güçlü ve zayıf yönler, riskler ve imkanlar) ve kıyaslama (benchmarking) çalışmalarının yapılmasında yarar var. [4] Amaç koşulsuz müşteri memnuniyetini sağlamak.

4.2. Verilerle Yönetim

Alüminyum dökümhane yönetim sisteminin başarılı olabilmesi tüm çalışanların bilgilendirilmesi, katılımı ve desteğiyle sağlanabiliyor. Bu amaçla alüminyum dökümhanelerinde öncelikle iş süreçlerinin sadeleştirilmesi, süreçlerin çalışanlar tarafından iyi anlaşılması ve kritik performans göstergelerinin belirlenmesi gerekiyor. Ayrıca yalın üretim prensiplerinden yararlanarak kalite yönetim sisteminin etkinliğini artırmak ve ekip çalışmalarını gerçekleştirmek söz konusu olabiliyor.

Katılımcı yönetim, bir başka deyişle işi yapanların işi geliştirmeye ilgili görüş ve önerilerinin dikkate alınması, kritik performans göstergelerinin belirlenmesinde çok yararlı katkılar sağlıyor. Bu şekilde belirlenen kritik performans göstergeleri iş süreçlerinin etkinliğinin ve çalışanların performansının ölçümü için de güvenilir veriler oluşturuyor.

4.3. Süreç Yönetimi

Alüminyum dökümhanelerinde ürün kalitesinden sadece belirli bireyler ya da bölümler değil, çalışanların tümü sorumlu. Oysa işyerlerinde çalışan elemanlar üretim sorunlarının daha çok kendileri dışındaki bireylerden ya da bölümlerden kaynaklandığını sanıyor. Bu nedenle alüminyum dökümhanelerinde görevlerin ve sorumlulukların açık bir şekilde tanımlanması ve bireylerin yönetim sistemini daha bütünsel bir bakış açısıyla değerlendirmeleri gerekiyor. [5]

Küresel rekabetle baş edebilmek için alüminyum dökümhaneleri sorunlarını, görev ve yetkileri belirlenmiş klasik müdürlükler ya da bölümler aracılığıyla değil, işlere bütünsel bakabilen yenilikçi proje gruplarıyla ve süreç yaklaşımıyla çözüyor. Her şirket kendi süreç yapılarını kendisi belirliyor. Bu süreçlere ekleniyor. Ayrıca alüminyum döküm şirketlerinin yönetim sisteminde süreç yaklaşımının tüm çalışanlarca doğru algılanması ve süreçler arası koordinasyonun sağlanması büyük bir önem taşıyor.

4.4. Sürekli Gelişme

Bütünsel kalite yönetimi müşterileri koşullarına uyum sağlama, kaliteli ve rekabetçi fiyatlarla üretim yapma konusunda etkili oluyor. Sürekli iyileştirme ise iyi olanın daha iyiye götürülmesi olarak tanımlanıyor. Alüminyum dökümhaneleri iş geliştirme, planlama, üretim girdilerini tam zamanında tedarik, üretim ve kalite yönetim sistemi konularında sürekli iyileştirme sağlamak zorunda.

Sürekli gelişme çalışmaları küçük ve sürekli adımlarla (Kaizen) ya da aralıklı ancak sıçramalı çabalarla sağlanıyor. Kıyaslama (Benchmarking), öneri sistemi ve kalite çemberleri de sürekli gelişme çalışmalarında etkili olan araçlar arasında yer alıyor.

4.5. Tedarikçilerle İşbirliği

Alüminyum dökümhanelerinin tedarikçileriyle birlikte sürekli iyileştirme projeleri yapmaları ve sağlıklı bilgi akışı sağlamaları önem kazanıyor. Tedarikçilerle iletişim ve bilgi akışı düzenli bir şekilde sürdürülmezse bütünsel kalite yönetimi uygulanamıyor. Ayrıca alüminyum dökümhanelerinin kendi tedarikçilerinin kalite yönetim sistemlerini de geliştirmelerini, ISO 9001:2000 ya da ISO/TS16949:2002 standartlarına uyum sağlamalarını şart koşmaları gerekiyor.

Ana otomotiv sanayi ya da ana imalat sanayi kuruluşlarının tedarikçisi konumunda olan alüminyum döküm şirketlerinin de bağımsız (akredite) bir sertifikasyon kuruluşundan kalite belgesi almaları ve bu kalite sistem belgesi kurallarına uygun çalışmaları gerekiyor. Tedarikçilerin ISO 9001:2000 standartına uyumu bu süreçte ilk adım olarak kabul ediliyor.

5. ALÜMİNYUM DÖKÜM SEKTÖRÜNDE GELECEK ÖNGÖRÜLERİ

Alüminyum döküm şirketlerinin verimli ve rekabet edebilir olabilmeleri için ekonomik üretim kapasitesine ulaşmaları büyük bir önem taşıyor. Döküm yöntemiyle üretilen parçalar teknik şartnamelerde istenen niteliklere uygun olarak ısıl işlem, talaş kaldırma, boya ve yüzey işlemleri tamamlanarak müşterilerin montaj bandına hazır hale getiriliyor. Alüminyum döküm parçaların malzeme analizleri ve mekanik testleri de iş akışı sırasında gerçekleştiriliyor.

Bu hizmetlerin çoğu dikey entegrasyon yoluyla şirket bünyesinde yapılıyor. Ancak daha rekabetçi bir küresel şirket olabilmek için bir takım iş süreçlerinin ve uzmanlık isteyen teknoloji desteğinin dış kaynaklardan sağlanması (outsourcing) zorunluluğu da giderek artıyor. Verimliliği ve karlılığı artırmaya yönelik dış kaynak kullanımı şirketlerin rekabet gücüne olumlu katkılar sağlıyor.

5.1. Türkiye'nin Avantajları

Alüminyum döküm sektörünün geleceği ile ilgili ülkemizde olumlu göstergeler bulunuyor. Önümüzdeki yıllarda en uygun alüminyum döküm şirketi yatırımı yapılabilecek ülkeler arasında Türkiye de yer alıyor. Yabancı kaynaklı bir araştırmaya göre Avrupa Birliği üyeleri

dışındaki ülkeler arasında Türkiye, Rusya, Ukrayna, Moldova, Hırvatistan, Belarus, Sırbistan ve Bosna bu açıdan avantajlı olan ülkeler. [6]

Türkiye'nin alüminyum döküm sektöründe yapılacak yatırımlar açısında cazip bir ülke olmasını desteklemek amacıyla daha alınması gereken çeşitli önlemler bulunuyor:

- Alüminyum döküm sektörü için nitelikli ve deneyimli elemanların yetiştirilmesi,
- Üretim maliyetlerinin sürekli rekabet edebilir düzeyde tutulması,
- Enerji ve hammadde temininin rekabet edebilir olması,
- Bürokratik işlemlerin azaltılması,
- Yatırım teşviklerinin etkinliğinin artırılması,
- Ekonomik ve mali dengelerin sürekliliği,
- Üniversite – sanayi işbirliğinin geliştirilmesi,
- Vergi sisteminin yatırımları ve istihdamı destekleyici niteliklerinin artırılması,
- ARGE teşvikleri ve yeni teknoloji için sağlanan teşviklerin yayılması,
- Lojistik destekler,

Yukarıda belirtilen konularda olumlu gelişmelerin sağlanması Türkiye'de uluslararası nitelikte alüminyum döküm sektörünün gelişmesi açısından büyük bir önem taşıyor.

5.2. Yeni Pazarlara Açılma

Avrupa ve Kuzey Amerika'da otomotiv sektörün üretimi giderek azalıyor. Uluslararası alüminyum döküm pazarı otomotiv sektörünün üretiminin artacağı ülkelere yöneliyor. Bu nedenle Türkiye'deki alüminyum döküm şirketleri Asya ve Doğu Avrupa pazarlarına üretim yapan rakipleriyle yarışmak zorunda bulunuyor. Bu nedenle yabancı şirketlerle iş birliği yapmaya yönelik projelere öncelik vermek gerekiyor.

Türkiye'deki alüminyum döküm firmalarının uluslararası pazarlara açılabilmesi için yeni teknoloji yatırımları ve verimlilik artırma projeleriyle iş gücü maliyetlerinin toplam maliyet içindeki oranını aşağı çekmeleri gerekiyor. Artık bu sektörde başarılı olabilmek için yeni rekabet gücü kaynaklarından yararlanmak gerekiyor.

Küresel rekabet ortamında alüminyum döküm şirketleri çalışacak elemanları seçerken düşük ücret ilk kriter olmamalı. Alüminyum döküm sektöründe verimliliği, karlılığı ve müşteri memnuniyetini artırabilecek nitelikteki elemanların seçimine öncelik verilmesi gerekiyor. Bu tutum işgücüne ödenecek parayı artırıyor. Ancak bu koşullarda iş yerlerinin performansı daha çok artması nedeniyle maliyetlerdeki işçilik payı giderek düşüyor. Alüminyum döküm sektörünün yeni pazarlara açılması açısından çalışan elemanların eğitimleri ve deneyim sahibi olmaları büyük bir önem taşıyor.

5.3. Sürekli Gelişme ve Kıyaslamalar

Geleceğe hazırlanmanın en güvenceli yollarından bir tanesini uluslararası rakiplerle kıyaslama yapmak ve sürekli gelişme hedeflerini bu kıyaslama verilerine göre belirlemek oluşturuyor. Uluslararası satın alma ve satış zincirinde yer alabilmek için alüminyum döküm şirketlerinin kalite yönetim sistemlerini uygulamaları da zorunlu oluyor.

Küçük ve orta büyüklükteki alüminyum döküm şirketlerinin yerel pazarlarda gelişebilmeleri için desteğe ihtiyaç duyuluyor. Ayrıca Türkiye'deki alüminyum döküm şirketlerinin yabancı ürünlerle haksız rekabet içinde olmaması için de önlemlerin alınması gerekiyor.

5.4. Alüminyumun Yeniden Değerlendirilmesi

Alüminyum üretmek için gereken enerjinin sadece yüzde 5'i kadar enerji tüketerek alüminyum hurda ve geri dönüşler eritilip iyileştiriliyor ve yeniden kullanılabilir. Alüminyum hurda ve geri dönüşlerin yeniden kullanımının sağladığı ekonomik avantajlar nedeniyle gelecekte alüminyum daha çok tercih edilecek metaller arasında yer alacak.

Büyük ölçekli alüminyum döküm şirketleri alüminyum hurda ve geri dönüşlerin yeniden değerlendirilmesi konusuna giderek daha çok önem veriyor. Alüminyum döküm şirketlerinin kendi bünyelerinde alüminyum hurda ve geri dönüşleri değerlendirmeleri gerekiyor. Bu konu alüminyum döküm şirketlerinin geleceğe yönelik rekabet gücü kazanma stratejisinde önemli bir yer tutuyor.

Amerika Birleşik Devletleri'nde basınçlı dökümde kullanılan alüminyum döküm alaşımlarının yüzde 95'inin hurda ve geri dönüşten elde edilen alüminyum alaşımları oluşturuyor. [5] Alüminyum hurda ve geri dönüşlerin yeniden değerlendirilmesi çevre koruma kurallarına ve müşteri kuruluşların zorunlu teknik koşullarına uygun olarak yapılması gerekiyor.

5.5. Enerji Tasarrufu ve Doğayı Koruma

Alüminyum pik, çelik ve sfero döküm parçalara göre hafif bir metal olduğu için alüminyum döküm parçaların motorlu taşıtlarda kullanımı enerji tasarrufu sağlıyor. Alüminyum genel olarak çevre dostu bir nitelik taşıyor.

Doğayı koruma ve enerji tasarrufuna yönelik çalışmalar bütün dünyada alüminyum döküm parça kullanımına olan talebi artırıyor. ABD'de yapılan bir araştırmaya göre 2005 yılında araç başına ortalama 220 lb olan alüminyum döküm parça kullanımı günümüzde 300 lb'u aşmış bulunuyor. Bu nedenle alüminyum geleceğin metali olarak kabul ediliyor. [5]

Motorlu taşıtların ağırlığı azaldıkça CO₂ salınımı da azalıyor. Yapılan bir araştırmaya göre 150 bin km yol giden 1.400 kg ağırlığında bir otomobil 100 km yolda 7 l benzin tüketiyor ve CO₂ salınımı da 210 g/km'ye ulaşıyor. Aynı araştırmada 1.100 kg ağırlığında bir otomobil 100 km yolda 5.2 l benzin tüketiyor ve CO₂ salınımı 156 g/km'ye düşüyor. [6]

Alüminyum döküm şirketleri motorlu taşıtlarda yakıt tasarrufu sağlamak amacıyla ana otomotiv firmalarının alüminyum döküm parça kullanımını artırmaya yönelik araştırmalarına katkıda bulunmak zorunda. Enerji tasarrufuna katkı sağlayamayan ve doğayı koruma önlemlerine çaba harcamayan alüminyum döküm şirketleri yakın bir gelecekte döküm parça ihracatında zorluklarla karşılaşacak.

6. SONUÇLAR

Türkiye'de alüminyum döküm sektöründeki boş kapasiteleri değerlendirebilmek ve döküm şirketlerinin küresel rekabet gücünü artırabilmek için yeni teknoloji yatırımları, yeni tasarımlar, iş süreçlerinde verimlilik artırıcı önlemler ve uluslararası işbirlikleri gerekiyor.

Türkiye'de alüminyum döküm sektöründe boş kalan kurulu kapasitelerin çoğunluğunu eski döküm teknolojileri ile üretim yapan küçük ve orta ölçekli kuruluşlar oluşturuyor. Bu kuruluşlar kalite güvence sistemi uygulamalarıyla ve yeni teknoloji yatırımlarıyla rekabet güçlerini artırmak zorunda bulunuyor.

Alüminyum döküm şirketlerinde bilgi paylaşımı, yenilik ve yaratıcılık olmadan hiçbir etkinlik ileriye dönük bir güvence sağlayamıyor. Şirket yönetiminde bölümler arasındaki duvarların, bir başka deyişle iletişim engellerinin, kaldırılması gerekiyor. Şirket içinde sağlıklı bilgi akışı ancak böyle sağlanabiliyor. Yetkilendirilmiş ekipler nedeniyle çok sayıda unvana ve yönetim kademelerine de gerek kalmıyor. Bu yaklaşımlar iş akışının hızlanmasına ve verimliliğin artmasına neden oluyor. [7]

Türkiye'deki alüminyum döküm şirketleri yoğun iş gücü gerektiren karmaşık parçaların üretiminde batı ülkelerine göre daha çok rekabet avantajına sahip bulunuyor. Ancak Çin, Hindistan, Kore, Tayvan ve Doğu Avrupa ülkelerinde düşük enerji maliyetleri, ucuz iş gücü potansiyeli ve yöresel yatırım teşvikleri gibi nedenlerle Türkiye'de alüminyum döküm şirketleri bu ülkelerle rekabette zorluk çekiyor.

Ekonomik kriz ve küresel rekabet ortamında alüminyum dökümhanelerinde merkezi yönetim anlayışı çeşitli zorluklarla karşılaşılıyor. Geçmişini tekrar ederek gelecekte başarılı olmak söz konusu değil. Her şeyi bildiğini öne süren ve her işe karışan yöneticiler ana görevlerini yapmaya yeterli zaman bulamıyor. Oysa yerinden yönetim ve ekip çalışmaları bireyleri daha enerjik, daha katılımcı ve daha yaratıcı yapıyor.

Alüminyum dökümhanelerinde bütünsel kalite yönetiminin ve kalite güvence sisteminin başarılı bir şekilde uygulanması öncelikle üst yönetimin sorumluluğunda bulunuyor. Yöneticiler sadece emir vererek ve denetleyerek değil, kurumsal hedefleri her düzeyde çalışanlarla paylaşarak başarıya ulaşabiliyor. Ayrıca şirket yönetim kültürünün yeni teknolojiler ve yeni uygulamalarla sürekli güncelleştirilmesi gerekiyor. [8]

Alüminyum döküm sektörü ülkemizde imalat sanayinin gelişmesi için zorunlu olan sektörler arasında yer alıyor. Alüminyum döküm şirketleri günümüzde sürekli olarak küresel rekabetle baş etmek zorunda bulunuyor. Kalite güvence sistemlerinin niteliklerini müşteriler ve rekabet koşulları belirliyor. Ülkemizde alüminyum döküm sektöründe küresel rekabete açık olma ve geleceği bugünden planlama zorunluluğu var.

KAYNAKLAR

1. "9. Kalkınma Planı (2007-2013), Demirdışı Metaller Özel İhtisas Komisyonu Raporu", DPT, Ankara, 2006, s.6-16, 45-48, 60-66
2. Ş.Muter, "Total Quality Management in Aluminium Foundries", 66th World Foundry Congress, İstanbul, 2004
3. Business Services Industry, "Die Casting Industry Holds Steady for 2005; Urges Innovations to Meet Competitive Challenges", Business Wire, Jan.11, 2006, p.6
4. R. Struk, "Quality Control Systems in the Foundry", American Foundry Society, s.27, 46, 98, 110
5. North American Die Casting Association, "Die Casting Shaping America's Future", www.diecasting.org, July 4th, 2008
6. "Managing a company in a global market – case study HONSEL AG", International Foundry Forum, Vienna, Sep.19, 2008
7. Y. Kondo, "İşletmelerde Bütünsel Kalite", MESS, Türkiye Metal Sanayicileri Sendikası, İstanbul, 1999
8. Ş. Muter, "Alüminyum Dökümhanelerinde Kalite Yönetim Sistemleri", Türkcast Türk Döküm, Türkiye Döküm Sanayicileri Derneği, Ocak-Mart 2008, s.40-43

SÜRDÜRÜLEBİLİR BİR ALÜMİNYUM ENDÜSTRİSİ İÇİN GELECEK STRATEJİLERİ VE TAHMİNLERİ

Metin YILMAZ

ÇUHADAROĞLU Metal Sanayi ve Pazarlama A.Ş.
metin_yilmaz@cuhadaroglu.com

ÖZET

Hızla değişen dünyamızda son zamanlarda gündemde olan karbon emisyonu, küresel ısınma, yeni çevre kanunları, globalleşme, hızla artan rekabet gibi konular çerçevesinde Türkiye de ve dünyada yaşanan gelişmeler ele alınmış ve muhtemel değişimler göz önünde bulundurularak alüminyumun diğer alternatif malzemeler karşısında avantaj ve dezavantajları değerlendirilmiş ve değişen ihtiyaçlar ve yaptırımlar karşısında farklı gelecek senaryoları çizilmiştir. Alüminyum için günümüzde var olan ve potansiyel yeni kullanım alanları incelenmiş, gelecekte yaşanacak olası değişimler karşısında alüminyum sektörünün yerinin nasıl olacağı değerlendirilmiştir. Dünyada sınırlı kaynaklara sahip olmamız, ve çevre kirliliğinin hızla artması ve artan dünya nüfusu karşısında kaynaklarımızın kullanılmasında yeni yaptırımlar sınırlamalar zorunlu görünmektedir. Kullanılan hammadde kaynaklarının geri dönüşümü, geri dönüşüm oranı ve kolaylığı, çevreye olan etkisi, ürün hayat döngüsü ve yeni doğacak ihtiyaçlara cevap verebilme gibi konular gelecekte hangi malzemelerin daha etkili kullanılacağını belirlemektedir. Kuruluş ve kurumların doğru vizyon, strateji ve yatırım yapabilmeleri ancak doğru gelecek tahminlerinin yapılmasına ve değişimin ne yönde olacağını tahmin etmekle mümkündür. Bu nedenle bu çalışmada Türkiye alüminyum sektörünün sürdürülebilirliğinin sağlanması için alınması gereken önlemler ve stratejiler incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum sektörü, alüminyum geri dönüşümü, sürdürülebilirlik.

FUTURE STRATEGIES AND CONJECTURES FOR A SUSTAINABLE ALUMINIUM INDUSTRY

ABSTRACT

In rapidly changing world, regarding to the recent hot subjects such as; carbon emission rate, global warming, new environmental rules and legislations, globalisation, severe competition etc. recent developments and possible future changes are evaluated by comparing the advantages and disadvantages of aluminium with respect to the alternative materials. The present and potential future areas of use of aluminium are evaluated and the position of aluminium sector was discussed in the view of possible future developments. It seems that the applications of new regulations and legislations are going to be unavoidable due to the rapidly increasing world population, rapid consumption of world resources, environmental pollution. The factors such as ability of recycling of resources and materials, efficiency of recycling, environmental effect, life cycle assessment, are going to be very important for the determination of the future candidate materials in use. Thus, right strategy and vision for companies and associations can only be succeeded if right conjectures for future developments are assessed. In this study for a sustainable Turkish aluminium sector the necessary precautions and strategies are discussed.

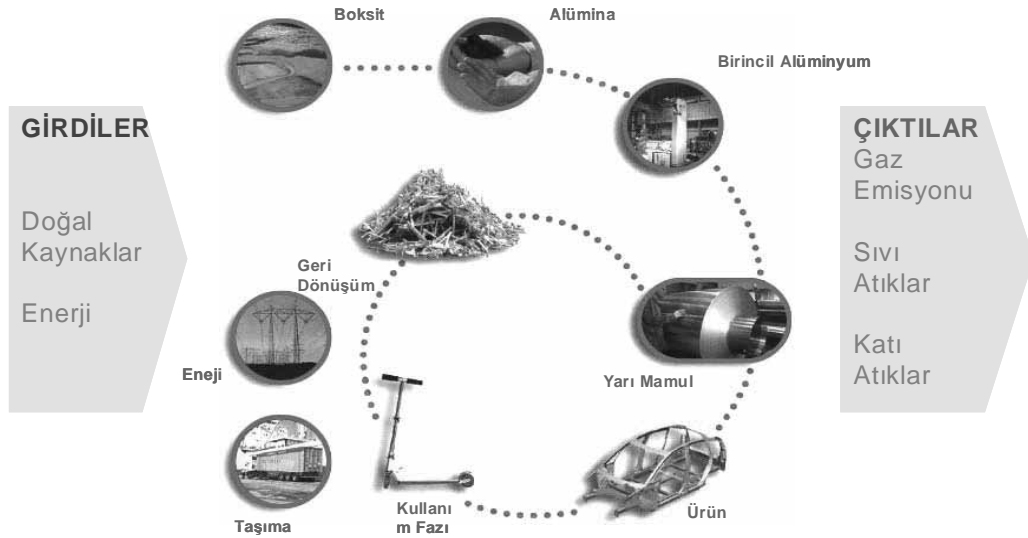
Keywords: Aluminium sector, aluminium recycling, sustainability.

1. GİRİŞ

Küreselleşme ile birlikte hızla değişen dünyada, pazarda hammadde kullanımında ve üretimde rekabet daha belirgin hale gelmiştir. Bununla birlikte son zamanlarda düşük karbon toplumu ve düşük kaynak kullanımı sözcükleri daha sık duyulur olmuştur. Artan çevre kirliliği, var olan kısıtlı kaynakların hızla tükenmesi artık sürdürülebilir bir gelecek için sürdürülebilir üretim ve sürdürülebilir tüketim kavramlarını gündeme getirmiştir. Dolayısıyla geri dönüşüm ve sıfır israf, insan sağlığı ve gelecek riskleri açısından artık kontrol edilmesi zorunlu öğelerdendir. Günümüzde hangi malzemelerin daha çevre dostu, hangi proseslerin daha az karbon emisivitesi oluşturduğu tartışılmaya ve ölçülmeye başlanmıştır. Bütün bunlar dünyanın hızla değiştiğini ve değişeceğini göstermektedir. Metal ve maden gibi bir çok sektörün gelecekteki durumları bütün bu yukarıda bahsedilen konuları değerlendirerek gelecek stratejilerine ne kadar entegre olabileceklerine bağlıdır.

2.ALÜMİNYUMUN DÜNYADAKİ YERİ

Dünyada hammadde kaynakları incelendiğinde temel olarak metaller, seramikler, polimerler, cam ve ahşap gibi doğal malzemeler görülmektedir. İnsan hayatına teknolojinin girmesinde belki de en önemli rolü metaller oynamıştır. Metallerin elde edilme ve üretilme çevrimleri incelendiğinde diğer malzemelere göre farklılık göstermektedir. Şekil 1 incelendiğinde aslında hemen hemen bütün metallerin elde edilme ve doğal çevrimleri görülmektedir. Doğadan çıkarılması rafinasyonu, birincil metal elde edilmesi, dönüşümü, yarı mamul ve son ürün olarak elde edildikten sonra kullanım aşaması ve geri dönüşüm aşaması yer almaktadır. Bütün bu hayat döngüsünün çevresel, ekonomik ve sosyal etkileri bir bütün olarak değerlendirilmeye başlanmış ve bunun için yeni yaptırımlar, kanunlar ve düzenlemeler getirilmektedir.



Şekil 1:Alüminyumun hayat döngüsündeki girdi ve çıktılar.[1]

Günümüzde üretim aşaması ile ilgili olarak Reach tüzüğü, Tehlikeli atıklar, deşarz kalite, gürültü gibi bir çok düzenleme ya tasarı halinde ya da yasalaşarak uygulamaya geçmiş durumdadır. Öte yandan sadece üretim prosesi değil aynı zamanda kullanılan hammaddenin kullanımını da sınırlayan yada gelecekte sınırlayacak pil kullanım yönetmeliği, toksik ve tehlikeli malzemeler, ambalaj malzemeleri yönetmelikleri gibi bir çok düzenlemeler, standartlar ve sınırlamalar getirilmektedir.

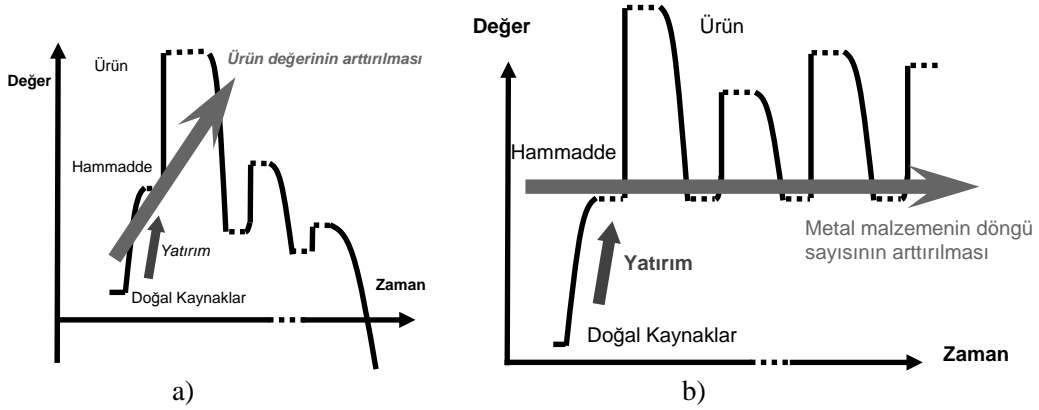


Şekil 2: Alüminyumun gelecekte kullanımı ile ilgili olarak Güçlü, Zayıf yönleri, Fırsatlar ve Tehditler olarak değerlendirilmesi.

Şekil 2’de görüldüğü gibi alüminyum metalinin tedarik zincirinde güçlü, zayıf, fırsat ve tehlikeler belirli bir proses için çıkarılabilir. Alüminyum için yapılan “GZFT” (Güçlü, Zayıf yönler, Fırsatlar ve Tehditler) analizinde güçlü yanlar arasında yer kabuğunda en çok bulunan metal olması ve yüksek oranda ve düşük maliyetle geri dönüştürülebilmesi yatarken, zayıf yönler arasında da alüminyumun elde edilmesinde yüksek enerji kullanılması yatmaktadır. Günümüzde teknolojik yaşamının vazgeçilmez taşıt aracı olan uçakların üretiminde hemen hemen alternatifi olmayan alüminyum ileri teknoloji ürünleri için vazgeçilmez bir malzemedir. Bir yandan alüminyum için gelecekte fırsatlar artarken, tehditler arasında bulunan atıklar, yeni düzenlemeler ve yaptırımlar üzerinde çalışılması ve çözülmesi gereken konular arasında yer alır.

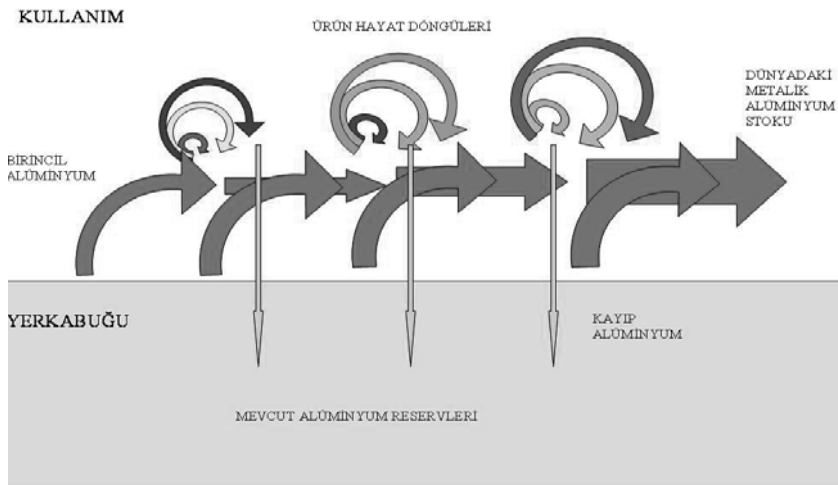
Alüminyumun GZFT analizinde fırsatlar içinde yer alan eko-verimlilik oldukça önemli bir unsurdur. Bir malzeme için eko-verimlilik basit olarak yarar bölü maliyet olarak tanımlanabilir. Ancak daha geniş kapsamlı düşünüldüğünde ekonomik yarar bölü doğal kaynak tüketimi ve çevresel etkileri olarak değerlendirilebilir. Bir malzeme için eko-verimli tedarik zinciri kapsamında temelde aşağıdaki maddeler sayılabilir.

- Daha az malzeme kullanımı ile ihtiyacı karşılama
- Daha düşük enerji yoğunluklu çalışma
- Toksik ve tehlikeli malzeme kullanılmaması
- Geri dönüşümün yüksek oranlarda yapılabilmesi
- Kaynakların verimli kullanımı ve yenilenebilir kaynakların tercih edilmesi
- Ürün kullanım ömrünü arttırmak
- Ürün hizmet ve kullanım yoğunluğunu arttırmak



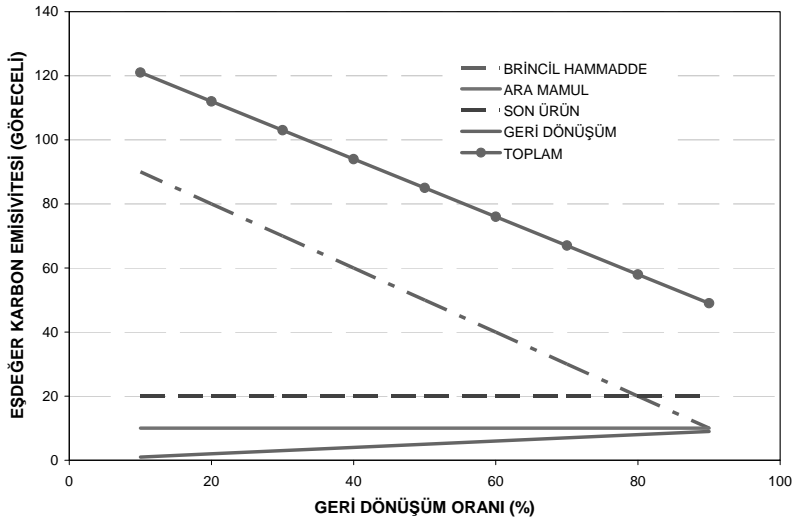
Şekil 3: a) Polimerlerin hayat döngüleri içinde değerlerinin zamanla değişimi, b) Metallerin hayat döngüleri içinde değerlerinin zaman ile değişimi.[2]

Örneğin Şekil 3a'da görüldüğü gibi polimerik bir ürünün değeri polimer hammaddesinin işlenerek ürün haline gelmesi ile oluşmakta ve kullanım süresinde değerini belli limitler aralığında korumaktadır. Ürün hayatı sona erdiğinde geri dönüştürülebilse dahi değeri hammadde değerinin çok altına inmektedir[3]. Hatta çoğu zaman geri dönüşüm işlemi malzeme özellikleri azaltması nedeniyle hammaddenin bertaraf edilmesi tercih sebebi olabilir. Bu durumda değer düşmesi negatif değerlere ulaşmakta ve bertaraf etme maliyeti yansımaktadır. Bir çok durumda bertaraf etme maliyetinin ilk ürünün maliyetine yansıtılmakta ve bu spesifik malzeme ile üretilen ürünün rekabet gücünü azaltan bir faktör olmaktadır. Bir metal ürün için hayat döngüsü incelendiğinde ise durum oldukça farklıdır. Şekil 3b'de görüldüğü gibi hammadde değerinin üzerinde ürüne dönüşme değeri binmekte ve ürün hayatı boyunca değerini belli sınırlar içinde korumaktadır. Ürün hayatı sonunda geri dönüştürme maliyeti nedeniyle ilk hammadde değerinin altında bir değere düşmekte. Ancak bu değer kaybı genellikle diğer malzemelerle karşılaştırıldığında oldukça düşüktür. Genellikle bu çevrim çok düşük kayıplar dışında sonsuza kadar devam edebilmektedir. Bu durumda, metal hammaddenin ilk yatırımı (doğadan eldesi) dışında bir değer kaybı olmadan ve çevreye etkisi olmadan ve doğal kaynak tüketmeden maksimum verimlilikle hayat döngüsüne devam edebilmektedir. Bazı metallerin kirlenmesi ve rafinasyonun pahalı olması nedeniyle daha alt değerlerde kullanımları söz konusu olabilir.



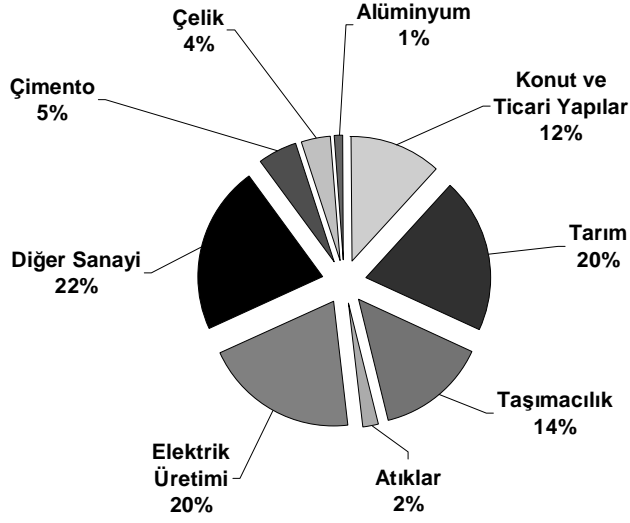
Şekil 4: Yeryüzünde alüminyum hareketinin şematik gösterilişi.

Geri dönüşümü olan alüminyum kendi değerini korurken enerji ve doğal kaynakları da korumaktadır. Şekil 4’de alüminyumun yerkabuğundan çıkartılıp bir metal olarak kullanıma girmesi ve geri dönüştürülüp tekrar tekrar kullanılmasıyla oluşan hayat döngüsü gösterilmiştir. Her bir sektörde ve ürün grubunda alüminyumun ürün olarak kullanım süresi değişmekte ve geri dönüştürülüp yeniden kullanıma girme döngüleri farklılık göstermektedir. Örneğin inşaat sektöründe kullanılan alüminyumun kullanım süresi yaklaşık 30 sene iken ambalaj sektöründe kullanılan alüminyumun kullanım süresi 1 sene gibi kısa bir zaman dilimidir. İlerleyen zaman ile birlikte bir yandan kullanımdaki metalik alüminyum miktarı artarken bir yandan da geri dönüştürülen alüminyum miktarı da artmaktadır. Kullanımla birlikte, çok az da olsa bir miktar alüminyum yerkabuğuna geri dönmektedir. Alüminyum sonsuza kadar kalitesinden ödün vermeden çok yüksek oranlarda geri dönüştürülebilir bir metaldir. Dolayısıyla geri dönüştürüldüğü sürece çevre kirliliği bir soruna neden olmaz. 1888 yılından bu yana üretilen metalik alüminyumun yaklaşık %73’nün hala aktif kullanımda olduğu tahmin edilmektedir. Aslında metalik alüminyumun fiziki geri dönüşüm oranı tamamen insanoğlunun alüminyumu geri toplayabilme yeteneğine bağlıdır.



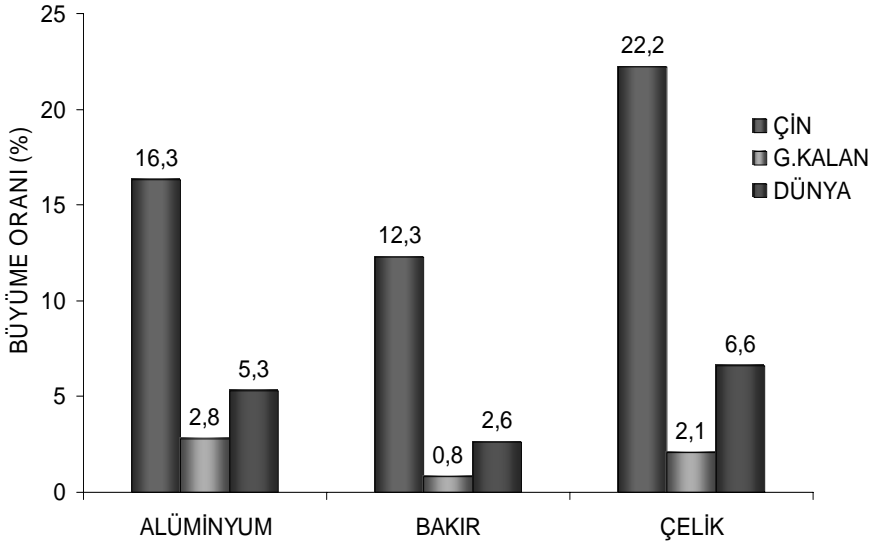
Şekil 5: Alüminyumun geri dönüşüm oranı ile ömrü boyunca neden olduğu karbon emisivitesinin değişimi.

Geri toplama oranlarının artması aslında kayıp olan alüminyum hammaddenin yerine yeni birincil alüminyum üretimini azaltacak ve dolayısıyla daha az doğal kaynak ve enerji tüketimi ve daha sürdürülebilir bir gelecek sağlayacaktır. Şekil 5’den görüleceği gibi alüminyumun geri toplanma ve geri kazanma oranı arttıkça daha az sera gazı salınımı oluşmaktadır. Alüminyum hammadde girdisi dolayısıyla sera gazı salınımı geri kazanma oranının artışı ile azalmaktadır. Ara ürün ve ürün oluşturma girdileri geri kazanma oranından bağımsızdırlar. Ancak geri kazanma girdisi geri kazanım oranı ile doğru orantılı artarken toplamda geri kazanma oranının artması ile sera gazı salınımı yani toplam girdi azalmaktadır. Bu da alüminyum hayat döngüsünün eko verimliliği sadece yüzde yüz geri dönüşebilir olmasına bağlı olmadığını ve alüminyumun geri toplanmasının ve tekrar geri kazanılmasına da bağlı olduğu bir gerçektir. Göreceli olarak alüminyumun pahalı olması aslında geri kazanılma oranını arttırmaktadır. Diğer yandan yeni çevre kanunları ve düzenlemeler bu oranların artırılması yönünde pozitif yarar sağlamaktadır. Örneğin günümüzde alüminyum kutuların geri kazanma oranlarının % 50-60 aralığında, otomotiv sektöründe alüminyumun geri kazanma oranının %90 civarında olduğu tahmin edilmektedir.



Şekil 6: Dünyada sera gazı salınımına neden olan sektörlerin oransal dağılımı. [3]

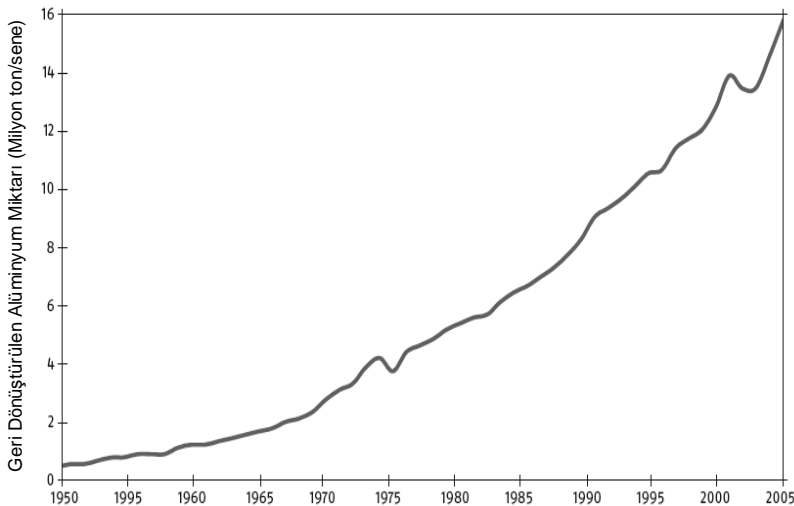
Dünyada iklim değişikliğine yol açan sera gazı salınımlarına neden olan sektörlerin dağılımı 1990 yılı itibarı ile Şekil 6'da gösterilmiştir. En yoğun enerjiyi içeren hatta enerji bankası olarak da adlandırılan alüminyum doğal kaynaklardan ilk eldesi düşünüldüğünde gerçekten de enerji yoğun bir malzemedir. Ancak diğer sektörlerle karşılaştırıldığında %1 gibi düşük bir orana sahiptir. Alüminyumun elde edilmesinde Şekil 6'daki %1'lik değerın %0,4'lük kısmını kullanılan karbon tüketimi, %0,6'lık kısmında kullanılan elektrik enerjisi oluşturmaktadır. Kaldı ki alüminyumun hafifliğini kullanarak özellikle taşımacılık sektöründen sağlanacak fayda hesaba katıldığında bu değer aslında çok daha düşük olarak değerlendirilebilir. Dolayısıyla alüminyum çevre dostu bir malzeme sınıfına rahatlıkla koyulabilecek özelliklere sahiptir.



Şekil 7: 2000-2006 yılları arasında dünya genelinde, Çin'de ve geri kalanında alüminyum, çelik ve bakırın kullanım oranlarında büyüme oranları. [4]

Şekil 7’de Alüminyum, bakır ve çelik olmak üzere en çok kullanılan metallerin 2000 – 2006 yılları arasında talep artışları gösterilmektedir. Dünyada genel talep artışı oranı uzun vadede alüminyumda en yüksek oranlara sahip iken 2000 2006 yılları arasında Çin de meydana gelen çelik talep artışı dünya dengelerini bozmuştur. Çin de çelik talebinin artışının sebebi bir kısım imalatın Çin e kaymasından kaynaklanması yanı sıra en büyük etki bu bölgede oluşan ek talepten meydana gelmiştir. Örneğin bu dönemde Çin de kullanılan çeliğin %60 inşaat sektöründe kullanılmıştır. Dolayısıyla çeliğe olan bu talebin uzun vadede devam etmeyeceği beklenmektedir.

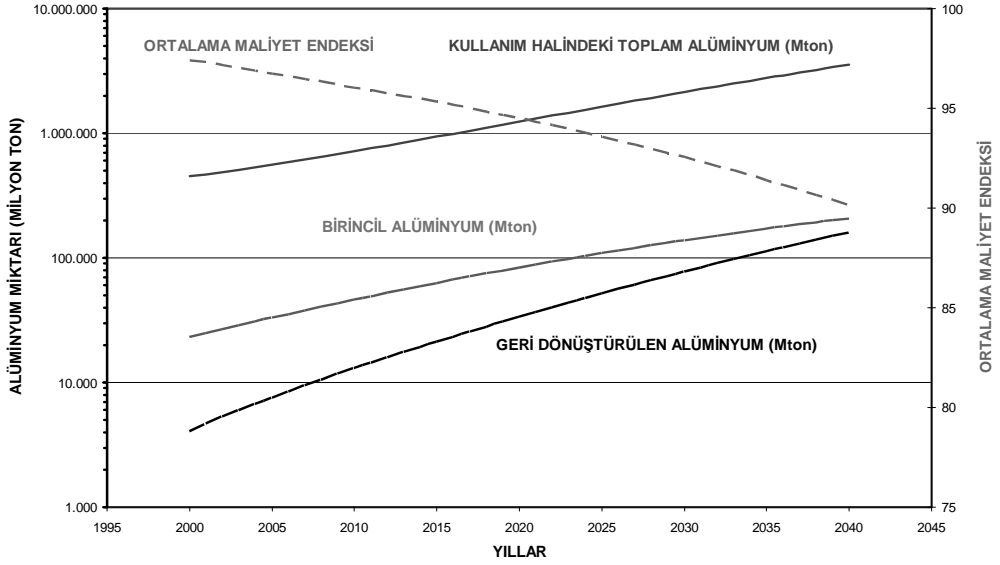
Bir malzemenin kullanım miktarını ve kullanım sahalarını belirleyen en önemli unsurlardan bir tanesi de maliyettir. Her ne kadar da fiziksel, mekanik, işlenebilirlik gibi özellikler kullanım yerlerini miktarlarını belirleyen çok önemli faktörler olsalar da her zaman belirli bir kullanım sahası için alternatif malzemeler mevcut olmuştur. Bu durumda en önemli tercih sebebi malzemenin maliyeti olmaktadır. Örneğin bir otomobilin gövdesinde alternatif olarak çelik, alüminyum, magnezyum alaşımları veya polimer esaslı kompozit malzemeler kullanılabilir. En uygun malzemenin seçilmesi için malzeme seçim grafikleri oluşturulmakta ve seçim kriterleri önem derecesine göre sıralanıp seçim yapılmaktadır. Bu durumda alüminyumun maliyeti, gelecekte kullanımı ve tercihi açısından oldukça önemli bir faktördür. Alüminyumun maliyet kalemleri içerisinde en önemli öge de tabii ki enerjidir. Gelecek tahminleri enerji ile ilgili dünyada bir dar boğaz öngörmektedir. Hem artan dünya nüfusu hem de kişi başı artan enerji talebi karşısında hızla tükenen enerji rezervleri gelecek için enerji sorununu kaçınılmaz hale getirmektedir. “Enerji bankası” olarak da adlandırılan alüminyum doğadan çıkartılıp metalik alüminyum olarak kullanıma alındığında bünyesinde oldukça yüksek bir enerji yoğunluğu taşımaktadır. Bir yandan alüminyumun tekrar tekrar kullanılabilirliği ve geri dönüşüm maliyetinin elde edilme maliyetinin sadece %5 inin olması dünyada biriken metalik alüminyum miktarının artması ve mevcut alüminyumun hayat döngüsü sayısının artması maliyetini aşağıya doğru çekmektedir. Dünya nüfusunun önümüzdeki 50 yıl içinde artmaya devam etmesi ve dünyanın taşıyabileceği maksimum nüfusa ulaşması halinde dünya nüfusunun artışının durması ve daha sonra da azalması beklenmektedir. Bu durumda enerji ve doğal kaynaklarda oluşan darboğaz göreceli olarak daha kolay aşılabılır.



Şekil 8: Dünya genelinde her yıl geri dönüştürülen alüminyum miktarının zaman ile artışı.[5]

Şekil 8’de 1950 ile 2005 yılları arasında dünyada geri dönüştürülen alüminyum miktarının yıllara göre dağılımı gösterilmiştir. Burada geri dönüştürülen alüminyum miktarının yaklaşık yarısı kullanım ömrü biten alüminyum, diğer yarısı da üretim aşamalarında oluşan geri dönüşümlerden kaynaklanmaktadır. Görüldüğü gibi her yıl geri dönüştürülen alüminyum miktarı hızla artmaktadır. Alüminyum sektöründeki geri dönüşüm diğer metallerle göre daha gelişmiş ve daha yüksek oranlarda olmaktadır. Alüminyum geri dönüşümünde bir yandan malzeme ve enerji tasarrufu elde edilirken öte yandan da çevre kirliliği azalmaktadır. [5]

Petrol kaynaklarının her yıl kullanım oranı %2 artmaktadır. 2010-2020 yılları arasında artışın maksimum olacağı ve daha sonra düşüşün olacağı beklenmektedir. Günümüzdeki artış oranı ile petrol rezervlerinin 25 yıl veya günümüzdeki kullanım oranı ile tahmini 40 yıllık bir rezerv olduğu tahmin edilmektedir. Gelecekte beklenen enerji darboğazı yüksek yoğunlukta enerji gerektiren birincil alüminyum üretimi için bir tehdit oluşturmaktadır. Dolayısıyla artan enerji fiyatları birincil alüminyum maliyetinin artmasına ve maliyeti çok daha düşük olan geri dönüştürülmüş alüminyum miktarının artmasına neden olacaktır.



Şekil 9: Zaman ile kullanım halindeki alüminyumun yeniden geri dönüştürülmesi ile alüminyumun ortalama fiyat endeksinin değişimi.

Dünyada mevcut metalik alüminyum miktarı sürekli artmakta ve alüminyumun geri dönüştürülerek tekrar kullanımı ile ortalama fiyatı düşmektedir. Bu günkü veriler dikkate alınarak alüminyum maliyetinin düşüşü aşağıdaki basit formüller ile modellenilebilir. Burada birincil alüminyum üretim artış hızında enerji darboğazı düşünülerek her yıl %0,1’lik düşüş olduğu varsayılmıştır. Ortalama hayat döngü süresinin sürekli kısalması nedeniyle geri dönüşüm hızının da her yıl % 0,5 arttığı varsayılmıştır. Alüminyum hurda maliyeti ortalama alüminyum maliyetinin % 80’i olarak alınmış ve her yıl kayıp oranının kullarımdaki alüminyum miktarının %1’i olarak alınmıştır.

- F = Ortalama alüminyum maliyet endeksi
- Y = Her yıl üretilen birincil alüminyum miktarı
- T = Yeryüzündeki toplam metalik alüminyum miktarı
- K = Ortalama alüminyum hayat döngü süresi

m_b = Birincil alüminyum elde etme maliyeti (100 birim)

m_g = Alüminyumun geri dönüşüm maliyeti (5 birim)

H = Alüminyum hurda maliyeti

G = Her yıl geri kazanılan alüminyum miktarı (kullanım ömrü sonrası)

L = Her yıl kayıp olan alüminyum miktarı

x = yıl

$$G_x = (T_{x-1}) / K_x$$

$$T_x = T_{x-1} + Y_x - L_x$$

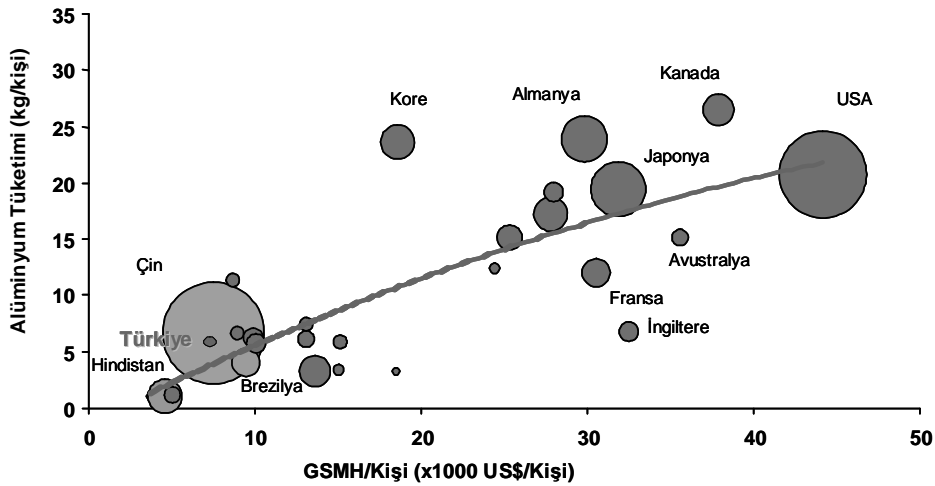
$$H_x = 0,88F_{x-1}$$

$$L_x = 0,01T_{x-1}$$

$$F_x = [m_b Y_x + (m_g + H_x)G_x] / (Y_x + G_x) \quad (1)$$

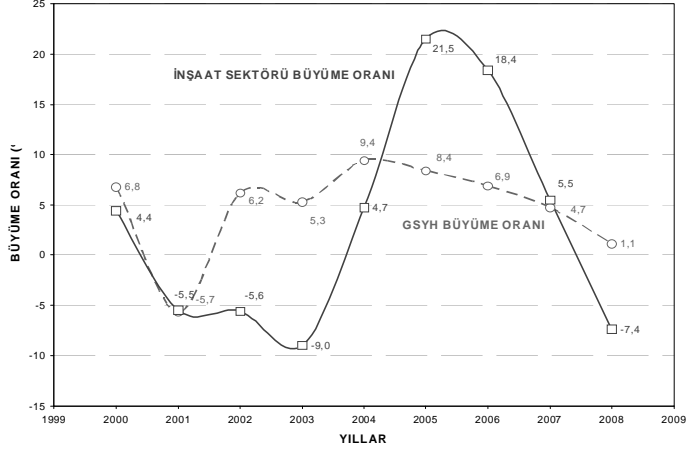
Şekil 9'da görüldüğü gibi zaman ile dünyadaki mevcut alüminyumun tekrar tekrar geri dönüştürülüp kullanılması ile doğadan ilk elde edilmesindeki yüksek maliyet her döngüsünde kullanım sayılarına bölünerek kullanım başına maliyeti azalmakta ve her yıl üretime giren birincil ve her dönüşen alüminyum maliyeti ortalaması sürekli azalmaktadır. Bu da gelecekte alüminyumun vazgeçilmez malzemelerinden biri olacağının göstergesidir.

3.ALÜMİNYUMUN TÜRKİYE'DEKİ YERİ



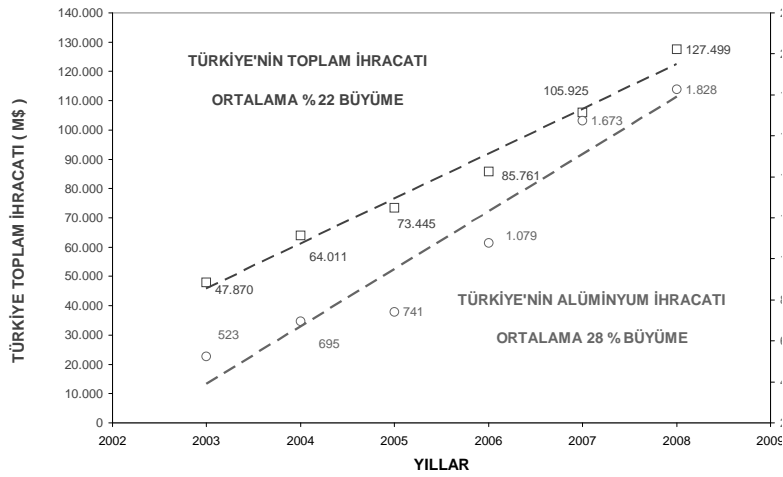
Şekil 10: 2006 yılı itibarı ile kişi başına alüminyum tüketiminin ve toplam tüketimlerin ülke bazında gayri safi milli hasıla değerine göre değişimi. [6]

Son 25 yıl içinde birincil alüminyum üretimi incelendiğinde en büyük artışın Çin, Arap ülkeleri, Güney Afrika ve Brezilya gibi OECD dışındaki ülkelerde olduğu görülmüştür. Şekil 10'da dünyada kişi başına alüminyum tüketiminin gayri safi milli hasıla ile orantılı bir şekilde arttığı görülmektedir. Daha önceleri gelişmişlik ve uygarlık seviyeleri ülkelerde kağıt tüketimi ile ölçülürken artık alüminyum tüketimi de uygarlığın ve gelişmişliğin önemli bir göstergesi haline gelmiştir. Aynı zamanda bu grafikte ülkelerdeki tüketim miktarları da ölçeklendirilmiştir. Buradan da anlaşılacağı gibi dünya pazarında kişi başına tüketim değerinin değişimi, önemli olduğu kadar bu ülkedeki miktarsal büyüklükte oldukça önemlidir. Türkiye'nin 2006 yılı itibarı ile buradaki konumu da şekilde görüldüğü gibi kişi başına 6,5 kg seviyelerinde ve mevcut pazar büyüklüğü de 500,000 ton/yıl seviyelerindedir. Avrupa ülkeleri ortalamasına ulaşabilmek için bu miktarın üç katı artarak 1,500,000 ton/yıl seviyelerine ulaşması gerekmektedir.

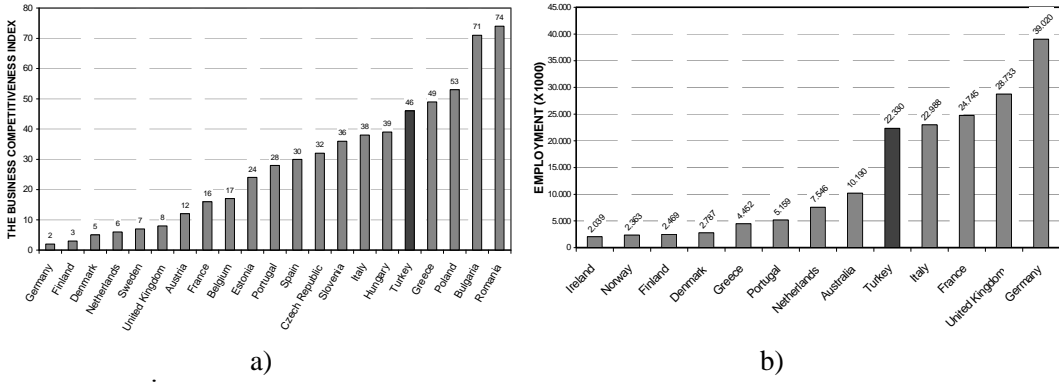


Şekil 11: Türkiye'nin gayri safi milli hasılası ve inşaat sektörünün büyüme hızlarının 2000 – 2008 yılları arasında değişimi. [7,8]

Türkiye'deki alüminyum kullanımının en büyük lokomotifi olan inşaat sektörünün yıllara göre büyüme oranları Şekil 11'de gayri safi milli hasıla büyüme oranıyla birlikte gösterilmiştir. İnşaat sektörünün büyümesinin GSMH büyümesi ile orantılı olduğu ancak inşaat sektörünün büyümesinin çok düzensiz ve istikrarsız olduğu görülmektedir. Türkiye alüminyum üretiminde yerli inşaat sektörünün yanı sıra, sektörün üretiminin önemli payını da yapılan ihracatlar oluşturmaktadır. Türkiye'nin toplam ihracatı ile alüminyum ihracatının yıllara göre değişimi Şekil 12'de gösterilmiştir. Türkiye toplam ihracatı 5 yıl içinde ortalama yıllık %22 büyürken alüminyum ihracatı yıllık %28 büyüme göstermiştir. Alüminyum ihracatının büyüme oranı Türkiye toplam ihracatının büyümesinin üstünde olması aslında alüminyum sektörünün kabileyitinin çok hızla geliştiğinin bir göstergesidir. Türkiye hem çalışan sayısı olarak hem de rekabetçi iş yapabilme kabileyeti olarak Şekil 13a'da gösterildiği gibi avantajlı bir ülkedir. Dolayısıyla alüminyum işlenmesinde gerek yassı ürün gerek ekstrüzyon gerekse de döküm sahalarında gelecekte potansiyeli yüksek bir bölgedir. Türkiye'nin en büyük dezavantajı da ülke içinde sadece bir tane yıllık 65,000 ton kapasiteli alüminyum üreticisinin olması ve talebin ancak on birini karşılayabilecek durumda olmasıdır.



Şekil 12: Türkiye'nin toplam ihracatı ile alüminyum ihracatının yıllara göre karşılaştırmalı değişimi. [9]



Şekil 13: a) İş hayatında rekabet endeksinin ülkelere göre değişimi,[10] b)Avrupa ülkeleri arasında Türkiye'nin iş gücü olarak yeri.[11]

4. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Hızla değişen dünyada ve artan rekabet koşullarında alüminyum sektöründeki bir sanayicinin yapması ve bilmesi gerekenler şu şekilde özetlenebilir;

- Alüminyum gelecekte de önemli bir malzeme olarak kullanılmaya devam edecek. Kullanım sahaları ve yetenekleri artarken maliyet olarak daha rekabetçi bir malzeme olacaktır.
- Sürdürülebilirlik konusundaki gelişmelere ve yaptırımlara hızla ayak uydurmak ya da önlem almak.
- Eskiden sadece üretim içinde ürün maliyeti, teknolojsi, üretim performansı önemli kriterler iken artık üretilen ürünün hayat süreci, performansı, çevreye etkisi, ömrü ve geri dönüştürülmesi gibi konular bir üretici için değerlendirilmesi gereken faktörler olmaktadır.
- Büyüme değil gelişme ve ilerleme önemlidir.
- Verimli kaynak ve enerji kullanımı.
- Metal, enerji arz talep ve fiyatlarında hızlı bir değişime ayak uydurma ve gerekli stratejileri belirlemek.
- Bütün bu değişimleri fırsata çevirebilecek politika gelişme ve buluşlar yapabilecek ortamları sağlamak.

KAYNAKLAR

1. C.V.Houtte, "The futures shines with aluminum", AAC, 2006.
2. G.Thiran, "Mining and the downstream market perspective", WMMF 2008, Toronto, March 2008.
3. R.Chase, "The Aluminium Industry's Sustainability Programme", Implementing the OECD Environmental Strategy Meeting, IAI, March 2006.
4. B.Clayton, "Rio-Tinto Copper", August 2007.
5. The Global Aluminium Recycling Committee, "Global Aluminium Recycling:A Cornerstone of Sustainable Development", 2006.
6. CRU, "Population and GDP data Global Insight", 2006 consumption data.
7. M.Yılmaz, "The Growth of the Turkish Extrusion Industry", Aluminum Times, April/May 2008, pp.28-30.
8. M.Yılmaz, "The Growth of Turkish Aluminium Market", ALEX2007, Eindhoven Nov. 2007.
9. The General Secretariat of Istanbul Minerals and Metals Exporters Assosiation Reports (İMMİB)
10. World Economic Forum, Global Competitiveness Report 2006
11. IMF-IFS, Turkey's data is from TURKSTAT

SÜRDÜRÜLEBİLİR KALKINMA VE ALÜMİNYUM

Erman CAR

Erman.Car@detal-az.com

Det.Al Alüminyum LTD. Bakü - AZERBAYCAN

ÖZET

İnsanlığın ulaştığı yüksek teknolojik düzey ve bunun yarattığı çevresel sorunlar, hammadde kaynaklarının sınırlı olması gerçeği ve enerji üretimi ve ekonomisinin getirdiği baskılar sonucu “sürdürülebilir kalkınma” kavramı, günümüz dünyasında hem mühendislerin hem ekonomistlerin hemde sosyologların gündemine girmiştir. Sürdürülebilir kalkınma “ insanlara iyi bir yaşam kalitesi sağlamak ve bunu sağlarken de gelecek kuşakların ihtiyaçlarını giderecek kaynakları tehlikeye atmadan, bugünün ihtiyaçlarını karşılamak” olarak tanımlanabilir. Alüminyum metalinin “yeniden üretilebilirlik (recycling)” özelliği ve ilk üretim sürecinde harcanan enerjiyi sanki bir banka gibi depolayarak, daha sonraki yeniden eğitime süreçlerinde çok daha düşük enerji harcanarak ve hiç bir özelliğini kaybetmeden yeniden ekonomik döngüye katılabilmesi, “sürdürülebilir kalkınma” kavramı içinde önemli bir yer tutmasına neden olmuştur. Sürdürülebilir kalkınma, ekonomik, çevresel ve sosyal olmak üzere üç bileşeni olan bir sacayağı olarak düşünülebilir.

Bu çalışma da alüminyum-enerji ve yeniden üretilebilirlik-sürdürülebilir kalkınma ilişkisi irdelenmektedir.

Anahtar kelimeler : Sürdürülebilir kalkınma, alüminyumun yeniden üretilmesi (recycling),enerji

1. GİRİŞ

“Yeryüzü denilen gemide hiç yolcu yok, hepimiz mürettebatız”. Marchall Mc Luhan.

Yaşadığımız yüzyılda, binlerce yıllık uygarlığımızın geldiği nokta hiç de iç açıcı bir manzara göstermemektedir. Özellikle kuzey-güney dengesizliği yaşamın her alanında kendini göstermektedir.

Ortalama olarak dünya nüfusu yılda % 1.4 oranında artmaktadır. Dünya nüfusunun 2040 yılında 9 milyarın üzerinde olması beklenmektedir. Bu sürecin getirdiği toplumsal sorunlar aşağıda ana başlıkları ile özetlenmiştir :

- 1 milyardan fazla insan temiz su bulamamaktadır,
- Gelişmekte olan ülkelerde yaşayan nüfusun yaklaşık % 70'inin evlerinde, okullarında ya da hastanelerinde elektrik yoktur,
- Dünya nüfusunun yarısı günlük 2\$'in altında kazanarak, yaşamaya çalışmaktadır. Daha da acısı her 6 kişiden biri, yani yaklaşık 1.1 milyar insan günlük 1\$'in altında kazanç ile yaşamak zorundadır.
- Yaklaşık 885 milyon insan okuma-yazma bilmemektedir. Bunun üçte ikisi kadındır.

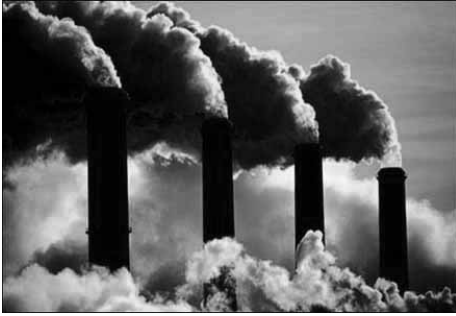
Buna ek olarak, dünya enerji tüketimi her yıl ortalama %1.7 oranında artmaktadır (nüfus artışından daha fazla). Bugün dünya enerji tüketimi yaklaşık 15 TeraWatts (1TW=10¹²Watt) civarındadır. Bu enerjinin yaklaşık % 80'i fosil yakıtlardan (% 34'ü petrol, % 25'i kömür, % 21'i doğal gaz), % 8'i bioenerji, % 6.5'i nükleer, % 2'si su kaynakları ve kalanı diğer kaynaklarda (jeotermal, güneş, rüzgar vs.'den sağlanmaktadır. Bu tüketimin 2050 yılında 30 TW civarında

olacağı tahmin edilmektedir. Tüketilen bu enerjinin çok büyük bir bölümü ise fosil yakıtlardan sağlanmaktadır. Örneğin Amerika’da yenilenebilir enerjinin, toplam enerji üretimi içindeki payı yalnızca % 7 dir. İnsanoğlu hem enerji üretebilmek için fosil yakıtları kullanarak doğrudan, hem de ölçsüz tüketim ile dolaylı olarak CO₂ üretimini körtüklemektedir. Yani karbon ayak izleri ile her yeri kirletmektedir.

Tablo 1: 1973 ve 2006 yıllarında, kaynaklarına göre dünya enerji üretiminin dağılımı:

Enerji kaynağı	% (1973)	% (2006)
Yenilenebilir ya da atıklardan elde edilen enerji	10.6	10.1
Jeothermal, rüzgar, güneş vs.	0.1	0.6
Petrol	46.1	34.4
Kömür	24.5	26
Doğal gaz	16	20.5
Nükleer	0.9	6.2
Su kaynaklı	1.8	2.2

2. SÜRDÜRÜLEBİLİR KALKINMA



Hızla artan dünya nüfusu ve doğal dengenin bozulması, doğal kaynakların kendini yenileyebilme gücünün de ötesinde tüketilmesi, çevrenin kalıcı olarak kirletilmesi, daha doğrusu yok edilmesi, ülkeleri, uluslararası çözüm yolunda örgütlenme zorunluluğuna yöneltmiş ve 20. yüzyılın ikinci yarısından itibaren “sürdürülebilir kalkınma kavramı” gündeme gelmiştir. Ters durumda, gelişmenin durması ve giderek binlerce yılda yaratılan uygarlığın yok olması söz konusu olabilecektir.

Başka bir deyişle “sürdürülebilir kalkınma projesi”nin temelinde ekonomi ile çevre arasında bir dengenin kurulması gereksinimi yatmaktadır. Ortada bilimsel, teknolojik, endüstriyel ve ekonomik gelişimin bir bedeli olarak doğanın zarar gördüğü gerçeği vardır. Sürdürülebilir kalkınma projesi, bugünkü kuşakların gereksinimlerini, gelecek kuşakların kendi gereksinimlerini karşılayabilmelerini tehlikeye sokmadan karşılayabilen bir kalkınma modelidir. Sürdürülebilir kalkınmanın birbirine bağlı 3 boyutu vardır:

- **Sosyal boyut;** sürekli eğitim ile insanlara “yaşam kalitesinin artırılmasının” kendileri ve sonraki kuşaklara sağlayacağı yararlar ve kalkınırken çevresel değerlere de sahip çıkmanın bir külfet değil zorunluluk olduğu anlaşılmalıdır.
- **Ekonomik boyut;** yeryüzündeki her kaynak sınırlıdır ve dolayısı ile elimizdeki her kaynağı yaşam kalitemizi arttıracak şekilde ve bütün insanlık için en adil olarak nasıl dağıtılabileceğinin yolu bulunmalıdır.
- **Çevresel boyut;** yeniden üretme-değerlendirme (recycling) süreci geliştirilerek işletilmeli ve ek olarak malzeme üretim ve tasarım süreçlerinde yeniden üretme- değerlendirme kriteri olarak alınmalıdır. Tüketim çılgınlığı dizginlenmeli ve enerji ve hammadde kaynaklarının ölçülü kullanımı, buna bağlı olarak daha az atık üretme teşvik edilmelidir.

3. ALÜMİNYUM METALİNE GENEL BİR BAKIŞ

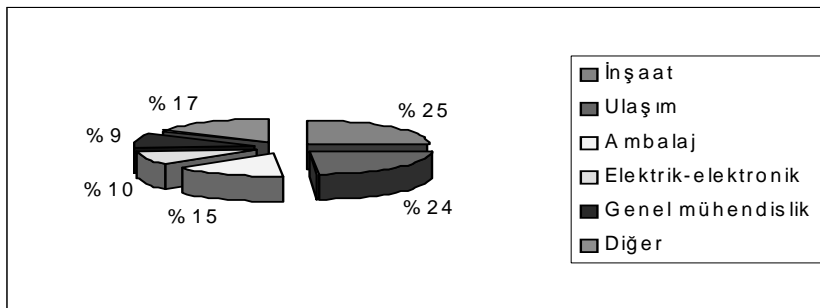
3.1. Alüminyum Metalinin Özellikleri

Mükemmel özellikleri nedeni ile alüminyum metali, çok genç bir metal olmasına karşın, günlük hayatımızın her yanına girmiştir. *Hafiftir*, demirin özgül ağırlığı 7.87 gr./cm³, bakırın özgül ağırlığı 8.93 gr./cm³ ve çinkonun özgül ağırlığı 7.14 gr./cm³ iken alüminyumun özgül ağırlığı 2.69 gr./cm³'dür. Alaşımlandırılarak ve ısıtma işlemiyle *yüksek mekanik dayanım* değerlerine ulaşmak olanaklıdır. Yüksek mekanik dayanımına karşın hafif olması, motorlu taşıt, uzay, uçak, gemicilik ve inşaat endüstrilerinde yaygın kullanılabilmesini sağlar. Yüzeyinde oluşan doğal oksit filmi nedeni ile *yüksek korozyon dayanımına* sahiptir. Maliyet ve ağırlık değerleri ile birlikte ele alındığında diğer metallerden daha *yüksek ısı iletkenlik* değerine sahiptir. *Yüksek yansıtıcılık*, özelliği sayesinde ışık, radyo dalgaları ve kızılötesi ışınımına karşın koruyucu olarak kullanılabilir. Elektriksel iletkenlik değeri aynı miktardaki bakırın % 63'ü kadardır. *Yüksek elektrik iletim* yeteneği nedeni ile elektrik mühendisliği uygulamalarında alüminyum malzemeler geniş yer tutar. *Kıvılcım oluşturmadağı için* yakıcı atmosfer ve patlayıcı maddelerle güven içinde kullanılabilir. *Eстетik ve dekoratif* bir malzemedir. Doğal rengi ve parlaklığının yanı sıra çeşitli yüzey işlemleri uygulanarak değişik renk ve görünümde malzemeler elde edilebilir. *Kolay şekil alabilen* bir metaldir. Çeşitli döküm ve plastik şekil verme yöntemleri ile karmaşık parçalar bile kolaylıkla üretilebilir. Bu özelliği tasarımcılara sonsuz sayıda ve farklı şekillerde parça tasarlama avantajını verir. Bütün kaynak ve birleştirme teknikleri, alüminyumdan üretilmiş ürünlere uygulanabilir. Isı ve ışık dahil olmak üzere *elektro-manyetik ışınlar* karşı *yansıtıcılığı* sayesinde bu ışınları düşük oranlarda absorbe eder. Alüminyumdan üretilmiş parçaların kesilmesi ve çok kısa süreli proseslerle işlenebilmesi olanaklıdır. Alüminyum *paramanyetik* bir malzemedir ve *yarılanma ömrü çok düşük* bir malzemedir. *Antitoksik olması* nedeni ile gıda sektöründen ilaç sektörüne kadar bir çok sektörde ambalaj malzemesi olarak kullanılabilir.



Birincil üretimdeki yüksek enerji girdisinden ötürü pahalı bir metaldir. *Fiyatı*, LME (Londra Metal Borsası) tarafından saptanır. Belki de en önemli özelliklerinden birisi de *Yeniden üretilebilir (recyclable)* oluşudur. Ekonomik ömrünü doldurmuş ve proses sürecinde hurdaya çıkmış malzemeler başlangıçtaki metalurjik özelliklerini büyük ölçüde yitirmeden, birincil üretimin % 5'i kadar bir maliyetle yeniden üretilerek kullanılabilir.

Şekil 1: Alüminyum kullanımının sektör bazında dağılımı:



Tablo 2: Alüminyumun özelliklerine ve malzeme şekline bağlı olarak ana sektörlerde kullanımı:

Ana Sektörler	İlgili Temel Özellikler					Malzeme şekli					
	Özgül ağırlık	Elektriksel ve ısı iletkenlik	Korozyon dayanımı	Görünüm	Mekanik dayanım	Döküm	Levha	İnce folyo	Ekstrüzyon	Tel	Döyme
Ulaşım	** *		**	**	**	• •	••			••	••
İnşaat	**		***	** *	*		•		•• •		
Ambalaj	**	*	***	** *			••	•• •	••		
Elektrik mühendisliği	*	***	**		*	•		•	•	•• •	•
Mekanik mühendisliği	**		**		**	• •	••		••	•	•
Tüketim malzemeleri	**	**	**	**	*	•	•• •	•	•	•	•
Kimyasallar	*	*	***		*		•• •		••		

*** Zorunlu

** Önemli

* Yararlı

••• Yaygın

•• Genel

• Kullanılabilir

Tablo 3: Yıllara göre dünya birincil alüminyum üretim ve tüketimleri:

	2003	2004	2005	2006	2007	2008	2009	2010
Üretim, milyon ton	28.0	30.0	31.9	33.4	35.1	37.7	39.6	41.2
Tüketim, milyon ton	27.9	30.2	31.8	33.8	35.2	37.6	39.4	41.3
Büyüme, %	7.8	7.0	6.2	4.7	5.1	7.4	5.2	4.0
Fark, milyon ton	0.2	-0.2	0.1	-0.4	-0.1	0.1	0.2	-0.1

3.2. Birincil Alüminyum Üretimi

Birincil alüminyum üretimi, birbirinden bağımsız 4 süreçten oluşur : **Şekil 2 : Alcoa Fjardaal**

1. Boksit madenciliği
2. Boksit cevherlerinden Bayer Prosesi ile alümina üretimi,
3. Alümina'dan Ergimiş Tuz Elektrolizi (Hall-Herault Prosesi) ile metalik alüminyum üretimi,
4. Enerji üretimi ya da temini.



Çok kabaca;



4 kg. boksitten,



2 kg. alümina ve 2 kg. alüminadan.



1 kg. metalik alüminyum elde edilebilir.

Günümüz dünyasında, ticari boyutta birincil alüminyum üretiminin tamamı alüminyum elektroliz hücrelerinde gerçekleştirilmektedir. Hall-Heroult yöntemi olarak bilinen elektroliz yoluyla alüminyum üretim prosesi yerine, alternatif yöntemler üzerinde uzun süreden beri çalışılıyorsa da ve hatta bazı pilot tesisler kurulmuş olsa da, bu yöntemlerin endüstriyel uygulama alanı bulacaklarına dair tüm ümitler kaybolmuş gibidir. 100 yılı aşkın süredir geçerli olan klasik yöntemin daha uzun yıllar bizimle birlikte olacağı artık kesinleşmiş ve araştırmalar bu yöntemin performansını artırma yönünde yoğunlaştırılmıştır. Dünyada yapım halinde olan ve planlanan tüm birincil alüminyum tesisleri Hall- Heroult yöntemine dayalıdır.

Yaklaşık 150 yıl önce ticari anlamda üretimine başlanan alüminyum hala çok genç bir metal olmasına karşın, insanoğlunun binlerce yıl boyunca kullandığı bakır, kalay ve kurşunun bugünkü toplam üretimlerinden çok daha fazla bir miktarda üretilmektedir.

Günümüzde yeniden değerlendirilmiş (ikincil) alüminyumla birlikte toplam yıllık alüminyum arzı 44-45 milyon tona ulaşmıştır. Demir-çelik üretiminin yanında bu miktar küçük görülebilir. Ancak, ürettiği katma değer açısından bakıldığında yıllık 45 milyon ton alüminyumun katma değer karşılığı 2 milyar 500 milyon ton demir-çeliğe eşdeğerdir.



Birincil alüminyum üretim sürecinde, 3 temel maliyet faktörü endüstri için yaşamsal önem taşır ve bütün araştırmalar, elektroliz aşamasında bu 3 noktaya odaklanmıştır:

1. Elektrik enerjisi maliyetleri ve enerji tüketiminin düşürülmesi,
2. Üretilecek ton alüminyum başına yatırım maliyetlerinin düşürülmesi (bu hem yatırım süreci için hem de proses sürecinde büyük onarım için önemlidir),
3. Çevresel kaygıların karşılanması (hem enerji üretimi hem de alüminyum üretimi sürecinde başta CO₂ ve PFC olmak üzere salınımların azaltılması).

Bütün bu çalışmalar sonucunda, bugün % 96 ve üzeri akım verimi ve % 50 ve üzeri enerji verimine erişildi. Anot tüketim değerleri düşürüldü. Dip ve yan katot blok malzemelerinde iyileştirmeler yapıldı.

1940'lı yıllarda uygulanan amperaj sadece 50 kA iken bugün 320-350 kA'lık hücreler endüstride başarı ile uygulanmakta ve 400 kA ve 500 kA'lık hücreler sırasını beklemektedir. Önpişirilmiş (Prebaked) anotlarda toplam anot yüzey alanı 5 m² den 38 m²'ye ulaşmıştır. Bu tip hücrelerde akım verimi % 93-95 değerlerine ulaşırken, ton alüminyum başına elektrik tüketimi 13 000 kWh değerinin altına düşmüştür.

4. SÜRDÜRÜLEBİLİR KALKINMA VE ALÜMİNYUM

Yukarıda sıralanmış özellikleri ve buna bağlı yaygın kullanımı ile alüminyum endüstrisi, sürdürülebilir kalkınma kavramı içinde önemli bir yere sahiptir. Alüminyum endüstrisi açısından, sürdürülebilir kalkınma kavramı içinde 4 temel nokta üzerinde çalışmalar odaklanmıştır :

- 1- Birincil alüminyum üretimi sürecinde oluşan sera gazı salınımlarının azaltılması,
- 2- Enerji yoğun bir üretim olan birincil alüminyum üretiminde enerji verimliliğinin artırılması,
- 3- Enerji tüketimi ve salınım açısından birincil üretime göre çok ciddi avantajlar sağlayan “yeniden üretim = ikincil üretim (recycling)” in toplam alüminyum üretimi içindeki payının artırılması,
- 4- Taşıma araçlarında çok önemli yakıt tasarrufu sağlayan ve sera gazı salınımını azaltan alüminyum kullanımının artırılması.

4.1. Birincil Üretim Süreçlerinde Oluşan Sera Gazı Salınımlarının Azaltılması

Öncelikle bilinmesi gereken en önemli nokta şudur ki: dünyada üretilen toplam sera gazlarının yalnızca % 1’i birincil alüminyum endüstrisi kaynaklıdır. Bu salınımın % 40’ı doğrudan elektroliz sırasındaki salınım, % 60’i ise elektroliz için gerekli elektrik enerjisinin üretilirken ortaya çıkan salınımdır.

Alüminyum elektrolizi sırasında oluşan CO₂ salınımlarını doğrudan ve dolaylı olarak iki kategoride inceleyebiliriz: Doğrudan salınım, elektroliz işlemi sırasında oluşan salınımdır ve hücre tipine bağlı olarak farklılıklar gösterir. Dolaylı salınım ise, elektroliz için gerekli olan enerjinin üretilmesi sırasında ortaya çıkan CO₂ salınımdır:

Tablo 4-5: Doğrudan ve dolaylı CO₂ salınım miktarları:

Hücre tipi	CO ₂ salınımı (ton/ton Al)	Enerji kaynağı	CO ₂ salınımı (ton/ton Al)
SWPB	9.2	Kömür	11.9
HSS	7.2	Petrol	10.5
VSS	4.4	Doğal gaz	6.3
CWPB	2.4	Nükleer	0.0
PFPB	2.2	Su kaynaklı	0.0

Birincil alüminyum üretimi sırasında oluşan temel gazlar CO₂, CO, gaz ya da partikül floridler: Perflorokarbon (PFC) gazları (CF₄, C₂F₆) ve HF ve SiF₄’dür.

Elektroliz işleminde, hücrenin normal çalışması sırasında oluşan anot gazlarının % 80-90’ı CO₂, % 10-20’si CO ve çok küçük bir bölümü anot karbonunun içerdiği silisyuma bağlı olarak SiF₄ olmaktadır. Üretilen CO₂ ve CO miktarları arasındaki oran, hücrenin akım verimi ile doğrudan ilişkilidir.

Ancak anot etkisi sırasında oluşan anot gazının bileşimi % 10-15 CO₂, % 60-70 CO, % 15-20 CF₄ (tetrafloretan) ve çok az miktarda (% 0.5-1) C₂F₆ (hekzafloretan) olmaktadır.

Anot etkisi, elektroliz prosesi sürecinde, hücre voltajının ani artışı ile (4,2-4,5 V’dan 30-60 V’a) kendini gösterir. Elektrolit içindeki alümina konsantrasyonu % 2’nin altına düştüğünde, CF₄ gazının anot tabanına bir film şeklinde yapışması ile rezistansın yükselmesi sonucu meydana gelir ve elektrik akımı anot tabanında büyük ölçüde düşerken, anot kenarlarında artar.

Birincil alüminyum üretiminde PFC gazları sadece anot etkisi sırasında oluşur. Pratik olarak alümina nokta beslemeli ve bilgisayar kontrollü, modern hücrelerde düşük sayıda anot etkisine rastlanılırken, yandan çalışılan prebaked ve yatay ya da düşey pimli eski Soderberg hücrelerde bu sayı dolayısı ile PFC salınımı daha fazladır.

Alüminyum üreticileri üzerinde bu gazların yayınımlarını önlemeleri konusunda büyük baskı vardır. Elektroliz prosesinde salınan ana gaz CO₂ gazıdır. PFC gazlarının oranı yaklaşık % 20'dir. Ancak PFC gazlarının CO₂ eşdeğerlik katsayıları ve küresel ısınma potansiyelleri oldukça yüksektir. 1 kg CF₄, 100 yıllık bir periyot içinde 1 kg CO₂ gazından 6900 kat daha fazla kızılotesi enerji tutar. CF₄'ün atmosferde kalma süresi ise 50.000 yıldır. Benzer şekilde C₂F₆ gazının da Küresel Isınma Potansiyeli CO₂ gazının 9200 katıdır. Yüksek anodik potansiyel etkisi altında anod yüzeyinde oluşan perflorokarbon (PFC) gazlarının tümü CO₂'den çok daha tehlikeli sera gazlarıdır ve bunların atmosferde barınma ömürleri 10⁴-10⁶ yıl arasında değişir.

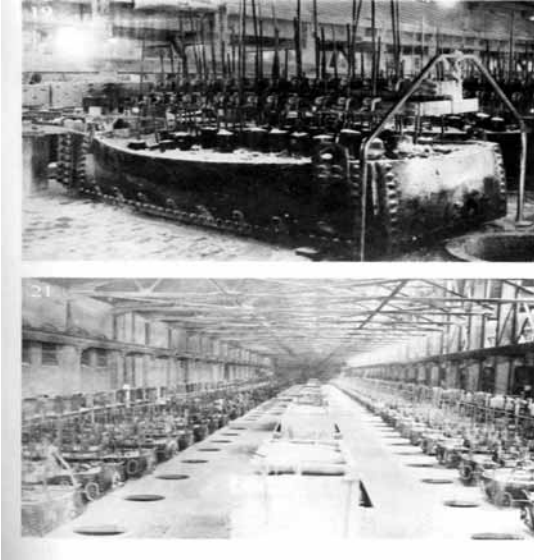
Şekil 3 : Nokta besleyici



Birincil alüminyum teknolojisinde yaşanan teknolojik gelişmeler ile, özellikle Soderberg teknolojinin hızla terk edilmesi, bilgisayar kontrollü prebaked hücrelere geçiş ve alümina nokta besleme teknolojileri, daha yüksek amperajlı yani daha yüksek akım verimine sahip hücre tasarımları, elektrolit bileşiminin değiştirilmesi ile elektrolit sıcaklığına düşürmeye yönelik çalışmalar ve anot etkisinin önceden tahmin edilebilirliğinde yaşanan büyük gelişmeler ile anot etkisinden tamamen

kurtulmanın yolları aranmaktadır.

Şekil 4: 1901 yılında Alcan Shawinigan'da çalışan orjinal hücre ve elektrolizhane ve günümüzden modern Alcoa Prebaked hücresi ve özel amaçlı vinci.

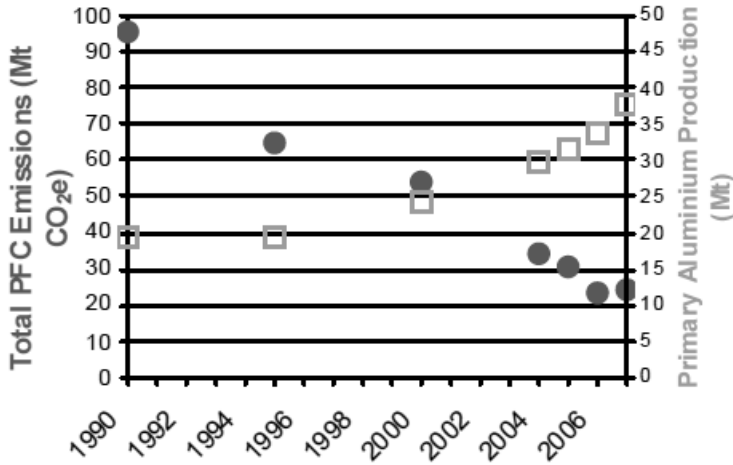


Uluslararası Alüminyum Enstitüsü (IAI) 2007 verilerine göre, ton alüminyum başına PFC salınımı 1990-2006 yılları arasında % 86 oranında azalmıştır. 2020 yılına kadar ise ilave % 50'lik azalma daha beklenmektedir. Böylece 2020 yılında, 1990 yılına göre ton alüminyum başına PFC salınımındaki azalma % 93'ü bulmuş olacaktır.

4.2. Birincil Alüminyum Üretim Sürecinde Enerji Tüketiminin Azaltılması

Teorik olarak, elektroliz reaksiyonunun başlayabilmesi, sistemi sabit basınç ve sıcaklık altında tutabilmek ve reaktanların sıcaklıklarını proses sıcaklığına ulaştırabilmek için gerekli enerji

ton alüminyum başına 9300 kWh'dir. Ancak Prebaked teknolojide görülen en yüksek akım verimi % 95 ve ton alüminyum başına elektrik tüketimi 13 000 kWh iken, bu rakam Söderberg teknolojide %90,5 ve 13 400 kWh/ton Al, ortalama olarak ise %90 ve 15 000 kWh/ton Al'dur.

Şekil 5 : Yıllara göre PFC salınımları

Birincil alüminyum üretim metalurjisinde, alüminyum elektrolizi sırasında en çok önemsenen parametreler akım verimi ve enerji verimidir.

Akım verimi, hücreye uygulanan akımın, Faraday Yasası'na göre ne kadarının, elektroliz için kullanıldığının ölçüsüdür ve aşağıdaki bağıntı ile hesaplanabilir.:

$$\% \text{ akım verimi} = \frac{\text{gerçek üretilen metal miktarı}}{\text{Faraday Yasası'na göre üretilmesi gereken metal miktarı}} \times 100$$

Faraday Yasası'na göre üretilmesi gereken metal miktarı $\text{kg Al} = \text{akım şiddeti} \times \text{saat} \times 0.0003353862$ olarak verilir.

Tipik akım verimi değerleri teknolojiye bağlı olarak % 85-96 arasındadır.

Enerji verimi ise, hücreye verilen enerjinin ne kadarının elektroliz için kullanıldığının ölçüsüdür.

Tipik olarak % 45-%50 arasındadır. Kalan enerji çevreye yayılarak, kaybolmaktadır.

Elektroliz prosesi, bugün için bile tam olarak çözülememiş, karmaşık bir prosesdir. Bu nedenle elektrik tüketiminin azaltılması birçok etmene ve hatta birçok etmenin kombinasyonuna bağlıdır. Ancak en temel ayırım anot tipine göre yapılabilir. Prebaked hücrelerin performans, her zaman için Söderberg hücrelerden çok daha yüksektir.

Tablo 6: Prebaked-Söderberg performansların karşılaştırılması:

Parametre	Prebaked	Söderberg
Amperaj (kA)	350	160
Hücre ömrü (gün)	>2 000	1 500
Enerji tüketimi (kWh/ton Al)	13 500	16 000
Akım verimi (%)	95	88
Alümina tüketimi (ton/ton Al)	1.92	1.97
Anot tüketimi (ton/ton Al)	420	550
Alüminyum florür tüketimi (kg/ton Al)	20	35

Söderberg hücrelerde elektrik tüketiminin % 20 daha fazla olduğu görülmektedir.

Öncelikle hücre üretimi ve verimliliği uygulanan akım şiddeti ile doğrudan ilişkilidir. Eski Söderberg ve düşük akım yoğunluğu ile çalışan Prebaked hücrelerin verimsizliklerinin temel nedenlerinden birisi de, düşük akım yoğunluğu ile çalışmalarıdır. İkinci temel etmen ise hücrenin stabil koşullarda çalıştırılabilmesidir.

Elektrik enerjisi tüketimini doğrudan etkileyen asal parametrelerden önemli iki tanesi ise elektrolit sıcaklığı ve elektrolit bileşimidir. Düşük sıcaklık, düşük enerji tüketimi anlamına gelmektedir. Akım veriminin optimum olduğu elektrolit sıcaklığı 950°C'dir.

- Elektrolit sıcaklığı 960 °C'ye doğru arttığında her 1 °C artış akım veriminin % 0.02,
- 960-980 °C arasında her 1°C artış ise, akım veriminin % 0.17,
- 980-1000 °C arasında her 1 °C artış, akım veriminin % 0.5 azalmasına, ve
- Elektrolit sıcaklığı 950 °C 'den 920°C'ye düşerken ise her 1°C'lik düşüş, akım veriminin % 0.01 azalmasına neden olur.

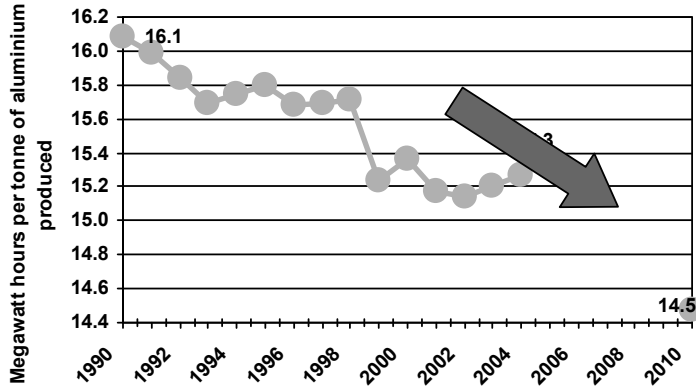
Benzer bir ilişki elektrolit oranı (elektrolitteki ağırlıkça NaF/AlF₃ oranı=bath ratio) içinde kurulabilir. Optimum elektrolit oranı 1.07'dir.

- Elektrolit oranı 1.25'den 1.10'a doğru azaldığında, her % 0.01'lik azalma akım veriminin % 0.55,
- Elektrolit oranı 1.10'dan 1.07'ye doğru azaldığında, her % 0.01'lik azalma akım veriminin % 0.13 artmasına neden olurken,
- Elektrolit oranı 1.07'den 0.95'e doğru azaldığında ise her % 0.01'lik azalma için akım veriminin de % 0.8 azaldığı görülür.

Ancak yeniden vurgulamakta yarar var ki, alüminyum elektrolizi çok karmaşık bir prosestir ve bir çok parametreyi ve bunların kombinasyonlarını dikkate almak gerekir.

Uluslararası Alüminyum Enstitüsü'nün 2008 yılı verilerine göre, 1990 yılından bugüne kadar, ton alüminyum başına ortalama enerji tüketimi (büyük ölçüde Söderberg teknolojili tesislerin kapatılması ya da modernizasyonu nedeni ile) 16 100 kWh 'den 14 500 kWh ortalamasına kadar düşmüştür.

Şekil 6 : Yıllara göre ton alüminyum başına harcanan enerji



4.3. Alüminyum Yeniden Üretiminin (Recycling) Yaygınlaştırılması



Alüminyum, diğer metallerle karşılaştırıldığında en yüksek yeniden üretim oranına sahip metaldir. Alüminyumun bu özelliği sürdürülebilir kalkınma kavramının tüm gereklilikleri ile birebir örtüşmektedir.

Alüminyum metali ile ilk tanıştığımız 1888 yılından bugüne yaklaşık 800 milyon ton alüminyum üretilmiştir. Bunun yaklaşık % 73'ü, yani 580 milyon tonu halen kullanımdadır ve bu alüminyum malzemeler ömrünü doldurduğunda, yani hurdaya çıktığında, dünyanın gelecek 15 yıllık birincil alüminyum gereksinimi ile aynı miktara karşı gelmektedir.

Çok basit bir hesap ile 1 ton birincil alüminyum üretebilmek için yaklaşık 4.8 ton boksit cevherine, 450 kg. kostik sodaya, 90 kg. kireçtaşına, 20 kg. alüminyum florüre ve 430 kg. karbon anota ihtiyaç duyulur. Enerji yoğun bir proses olan elektroliz sürecinde ortalama 15 000 kWh elektrik enerjisi harcanır. Sürecin diğer aşamalarında ise (boksit madenciliği, alümina üretimi, anot ve elektrolit tuzlarının üretimi) yaklaşık 32 000 MJ ısı enerjisi tüketilir. Alümina üretimi

sırasında ise aşağı yukarı 3 000 kg. kırmızı çamur atık olarak üretilir. Elektroliz sırasında ise anot etkisi ve proses stabilitesinin bozulması nedeni ile CO₂ ve PFC gazları salınır.

Sonuç olarak birincil üretim, yüksek enerji tüketimi ve yarattığı atıklar nedeni ile zorlu bir süreçtir. Ancak kullanım ömrünü dolduran ya da prosesler sırasında ıskartaya çıkan alüminyum hurdalar, birincil üretimin % 5'i kadar bir enerji tüketimi ile ve birincil üretimin sadece % 5'i kadar tehlikeli gaz salınımı ile, kalitelerinden ödün vermeden yeniden üretilebilirler.

Yeniden üretim olgusu ile:

- Rasyonel hammadde kullanımı ve buna bağlı olarak hammadde tasarrufu,
- Rasyonel enerji kullanımı ve buna bağlı olarak enerji tasarrufu ve enerji üretim süreçlerindeki kirli gaz salınımının azaltılması,
- Hem birincil üretim sürecindeki atıkların olmayışı hem de hurdaya çıkmış malzemelerin yeniden kullanımı ile çevre kirliliği ile mücadele,
- Ekonomik kazanç sağlama isteği, birlikte hareket ederler.

Alüminyum, enerji bankasıdır. Birincil üretim sürecinde harcanan enerji, sanki alüminyum içinde depolanır. Bu enerjinin % 5'i kadarı ile defalarca yeniden ergitilerek, son ürüne dönüştürülebilir.

1 ton birincil alüminyum üretimi için alümina rafinasyonundan, döküm aşamasına kadar yaklaşık 168 000 MJ enerji harcanırken (% 80 i elektrolizde), bu rakam, ikincil alüminyum üretimi için hurda hazırlama ve curuf işleme dahil, sadece 11 200 MJ'dur. Yani birincil üretimin % 5-6'sı kadardır.

Tablo 7: Birincil ve ikincil üretim endüstrilerinin karşılaştırılması

Birincil üretim	İkincil üretim
Yüksek yatırım maliyeti	Düşük yatırım maliyeti
Uzun yatırım süreci	Hızlı yatırım süreci
Enerji yoğun	Yüksek enerji verimliliği
Boksit cevherlerine muhtaç	Boksit cevherlerine ihtiyacı yok
Salınım kontrolü ve prosesi gerekli	Çevreyi çok daha az kirleten
Proses maliyeti yüksek	Proses maliyeti daha ucuz

Yeniden üretimi en yaygın olan alüminyum malzemelerin başında içecek kutuları gelir.



Alüminyum içecek kutularının yeniden üretimi ile sağlanan enerji tasarrufuna ilişkin bir kaç çarpıcı örnek aşağıda sıralanmıştır:

Haftada 1 kutu yani yılda 52 kutu alüminyum içecek tüketildiğinde, bu kutuların yeniden üretilmesi ile sağlanan enerji tasarrufu televizyonun 156 saat (6.5 gün), gece lambasının 298 saat (8.7 gün) ya da 100 km'de 9,5 litre benzin tüketen standart bir binek otomobilinin 130 km seyahatte tüketeceği enerjiye eşittir.

Günde 1 kutu yani yılda 364 kutu alüminyum içecek tüketildiğinde, bu kutuların yeniden üretilmesi ile sağlanan enerji tasarrufu ise televizyonun 1092 saat (45.5 gün), gece lambasının 1456 saat (60,7 gün) ya da 100 km'de 9,5 litre benzin tüketen standart bir binek otomobilinin 915 km seyahatte tüketeceği enerjiye eşittir.



27 ton ağırlığındaki bu slab, 1.5 milyon adet alüminyum içecek kutusunun yeniden ergitilmesi ile elde edilmiştir.

Alüminyum hurdaların daha fazla toplanması ve döngüye dahil olarak daha fazla yeniden üretilmiş alüminyum ürün kullanılması, hem alüminyum endüstrisi hem de sürdürülebilir kalkınma kaygısı taşıyan herkes için oldukça önemlidir.

Alüminyum sürdürülebilir kalkınma projesi için çok önemli bir metaldir. Çünkü:

- Birincil üretim için zengin cevher kaynakları mevcuttur (yaklaşık yerkabuğunun % 8'i boksit ve alüminyum içeren diğer cevherlerden oluşur),
- Bugün alümina üretiminde kullanılan Bayer teknolojisi ile, bu cevher, 200 yıl daha yeterli olacaktır,
- Çok yüksek yeniden üretilebilme potansiyeline sahiptir, özelliklerini yitirmeden defalarca yeniden üretilebilir,
- Yeniden üretimi sürecindeki metal kayıpları düşüktür,
- Diğer malzemeler ile karşılaştırıldığında uzun ömürlüdür ve sürekli yeni kullanım alanları bulmaktadır. Kullanım alanlarının dolayısı ile kullanım oranlarının artması, aynı oranda ikincil kaynakların da artması anlamına gelir.
- Daha az çevreyi kirletir.1 ton alüminyumun, yeniden üretilmesi ile birincil üretim sürecine göre yaklaşık olarak 9100 kg daha az CO₂ eşdeğeri kirli gaz üretilir.

Yeniden üretim üç farklı döngü şeklinde karşımıza çıkar:

Açık döngü, kapalı döngü ve bunların kombinasyonu.

Kapalı döngü, aynı tip hurdanın yeniden üretilerek, aynı amaçla kullanımıdır. Örneğin kullanılmış alüminyum içecek kutusundan tekrar içecek kutusu üretmek ya da jant hurdalarından yeniden jant üretmek gibi. Ancak hurda bulunabilirliği ve hurda hazırlama prosesinin



kompleksliği nedeni ile tercih edilen bir yöntem olsa da pratikte, kutu, ambalaj, inşaat ve proses hurdaları dışında uygulanması zordur.

Açık döngüde ise, hurda karışımından, karışımın kompozisyonuna uygun (ya da tam tersi ürün kompozisyonuna uygun hurda kompozisyonu hazırlayarak) yeni ürün eldesidir. Örneğin kutu hurdalarından piston üretimi gibi. Hurda bulunabilirliği açısından daha esnek, ama hurda hazırlama süreci daha karmaşıktır.

Doğal olarak, her ikisinin kombinasyonu daha esnek.

Kapalı döngü ile genellikle hadde ve ekstrüzyon alaşımları üretilirken, açık ya da kombine döngü döküm alaşımlar üretiminde daha çok tercih edilir.

Çevre odaklı politikaların yürürlüğe girmesi ve ikincil üretim teknolojilerindeki gelişmeler sonucunda, ikincil üretimin toplam üretim içindeki payı 1990 yılında % 25 iken, bugün % 30'lara kadar çıkmış ve üretim miktarı kendi içinde iki kat artmıştır.

4.4. Taşıtlarda Alüminyum Kullanımının Yaygınlaştırılması

Gerek işlem gerek ise döküm alaşımları taşımacılık endüstrisinde geniş kullanım alanı bulan alüminyum malzemelerdir. Alüminyumun özgül ağırlığı çeliğin yarısı kadardır. Alüminyum metali, çok kolay işlenebilen metallere bir tanesidir ve işlenebilirliği ya da alüminyumdan üretilebilecek parçaların şekil limiti yoktur. Korozyon direnci yüksektir ve diğer metaller ile alaşımlandırılarak yüksek mekanik ve termomekanik özelliklere ulaşılabilir. Bütün bu olumlu özelliklerine karşın alüminyum pahalı bir metaldir ve taşıt araçlarında kullanımı sınırlıdır (ortalama toplam kütle için % 5'i). Bunlara ek olarak alüminyumun yüksek yeniden değerlendirilebilme özelliği, ikincil alüminyumun en büyük kullanıcılarından olan otomotiv üreticileri için önemli bir avantajdır. Bunlarla beraber alüminyumun teknik özelliklerini kaybetmeden yeniden üretilebilir olması, önemli üstünlüklerinden birisidir ve otomotiv endüstrisi ikincil alüminyumun en önemli kullanıcılarından.

Alüminyumun taşıt endüstrisinde kullanılma ihtiyacı ve bu endüstriyi yeni teknoloji ve malzeme arayışlarına iten etmenler ise aşağıda sıralanmıştır :

- Aşırı rekabetçi pazar koşulları,
- Daha yüksek performansla sahip araç üretebilme kaygısı,
- Daha güvenilir, daha güvenli ve daha kaliteli üretim,

- Maliyetlerin azaltılması,
- Çevresel zorunluluklar,
- Daha az yakıt tüketimi ve dolayısı ile daha az sera gazı salınımı,
- İkincil alüminyumdan üretilmiş parçaların, üreticiler için cazip olması,
- Alüminyumun elektrik ya da yenilenebilir enerji ile çalışacak yeni kuşak taşıt tasarımına uygun bir malzeme oluşu,
- Kolay hammadde bulunabilirliği,

Öte yanda ticari araç üretiminde alüminyum kullanımının getireceği yararlar ise:

- Daha fazla yük/yolcu taşıma yeteneği,
- Düşük bakım maliyeti,
- Daha az yakıt tüketimi,
- Daha az sera gazı salınımı,
- Daha yüksek dayanım,
- Taşıt ikinci el değerinin daha yüksek oluşu,
- Sınırsız defa ilk özelliklerini yitirmeden yeniden üretilebilir olmasıdır.,

Taşıtlarda alüminyum kullanımının getireceği yararları 4 ana başlık altında toplamak mümkündür:

1. Yakıt verimliliğinin yükseltilmesi ile daha az enerji tüketimi,
2. CO₂ salınımlarının azaltılması,
3. Performans avantajları,
4. Daha güvenilir taşıt üretimi.

4.4.1. Yakıt verimliliğinin yükseltilmesi

Ticari taşıtlarda her yüzde 10'luk ağırlık azalması, %6-8 arasında yakıt tasarrufu sağlar.

Alüminyum içeriği yüksek olan taşıtlar daha az yakıt tüketir, daha uzun ömürlüdürler ve daha az bakım gerektirirler. Taşıtların ağırlıklarının azalması, yakıt tüketimi ile beraber, CO₂ salınımını da azaltır.

Ağır yük taşıyan kara taşıtlarında, alüminyum kullanımı ile taşıtların kendi ağırlığı düşerken, taşıyabileceği yük miktarı artar. Taşıtların ağırlığındaki 1 ton azalma taşıta 100 000 km'de, geleneksel taşıtlara göre 1500 litre az mazot tüketme şansını verir.

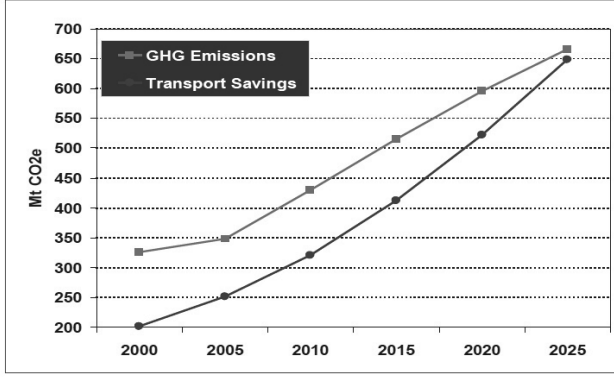
Hafif yük taşıyan kara taşıtlarında ise, taşıtların ağırlığının azalması kilometre başına yakıt tüketimini azaltırken, taşıtlarda 1 tonluk bir azalma, 100 000 km'de, geleneksel taşıtlara göre 600 litre daha az mazot kullanması anlamına gelir.

4.4.2. CO₂ salınımının azaltılması

Dünya atmosferine sera gazı salınımının % 19'u taşımacılık endüstrisi kaynaklıdır.

Taşıtlara eklenen her bir ton alüminyum, taşıtların kullanım ömrü boyunca ortalama 18 ton daha az CO₂ salmasına neden olur.

Şekil 7 : Tahmin edilen sera gazı salınımı ve taşıtlardan yapılabilecek sera gazı salınım azalması:



Uluslararası Alüminyum Enstitüsü'nün verilerine göre, günümüzde taşıtlarda alüminyum kullanımı ile (birincil alüminyum üretimi dahil), yılda 300 milyon ton CO₂ salınımı azalmaktadır. Taşıtlarda alüminyum kullanımının artmasının teşviki ile hedef, 2025 yılında, taşıt araçlarının yaydığı sera gazı miktarına eşdeğer miktarda, sera gazı salınımında azalma öngörülmektedir.

4.4.3. Performans avantajları

Alüminyumdan üretilen taşıtların “daha iyi” olduğu olgusu büyük üreticiler tarafından kabul görmüş bir gerçektir. Bu nedenle örneğin Ferrari, Jaguar ve Audi taşıtlarda alüminyum kullanımı konusunda başı çeken üreticilerdir. Alüminyum araçlar, geleneksel yani daha ağır olan araçlara göre daha çabuk hız arttırabilirler ve fren mesafeleri daha kısadır. Bunlarla birlikte alüminyum araçlar daha stabildir, daha yüksek manevra yeteneğine sahiptir ve daha az ses ve vibrasyon yayarlar, sürüşleri daha yumuşaktır, yolu daha iyi kavrarlar.

Alüminyum çelikten iki kez daha hafif olmasına karşın aynı mekanik dayanım değerlerine sahiptir ve mükemmel korozyon direncine sahiptir. Bu nedenle alüminyum araçlar daha uzun ömürlüdür ve daha az bakım gerektirirler.

4.4.4. Daha Güvenilir Taşıt Üretimi

Alüminyum tasarımlar, kaza sırasında oluşan çarpma enerjisini, geleneksel taşıtlara göre çok daha büyük oranda absorbe edebilirler. Pratik olarak ağırlık azalmasının getireceği absorpsiyon potansiyeli % 40'dan fazladır. Bu nedenle ön, arka ve yan tamponlarda güvenlik açısından, alüminyum ideal bir malzemedir.

Alüminyum tasarımlar, taşımacılık endüstrisinde en büyük rakibi olan çelik malzemelerle aynı (hatta bazı alışımlar daha yüksek) mekanik dayanım, eşdeğer rijitlik ve daha uzun kullanım ömrüne sahip olmasına karşın % 40-60 daha hafiftir.

Yukarıda sıralanan benzer avantajlar, alüminyumun uzay, uçak ve gemicilik endüstrilerinde de geniş kullanım alanı bulmasına neden olmuştur. Ancak bu ayrı bir çalışma da ele alınmalıdır.

5. SONUÇ

Günlük hayatımızın her yerinde kullandığımız alüminyum metali, genç bir metal olmasına karşın, çağdaş bir metaldir. Taşıdığı mükemmel özellikler ile de “sürdürülebilir kalkınma” olgusu içinde çok önemli bir yere sahiptir. Yapılması gereken modern teknolojiler sayesinde, minimum hammadde ve enerji tüketimi ile üretimi sürdürmek/dönüştürmek, maksimum hurda toplama ve yeniden üretme ile ikincil üretimin payını arttırmak ve yaşamın her alanında daha makul tüketerek ve dolayısıyla daha az sera gazı üreterek çocuklarımıza yaşanabilir bir dünya bırakmaktır.

6. KAYNAKLAR

1. Aluminium Recycling and Europe Status and Prospects / Gunter Kirchner / Organisation of Aluminium Refiners and Remelters / www.eaa.net
2. The Aluminium Industry Sustainable Program – Implementing the OECD Environmental Strategy Meeting / Robert Chase / International Aluminium Institute / March 2006
3. Recycling Works – State and Local Solutions to Solid Waste Management / U.S. Environmental Protection Agency / April 1999 / www.epa.org
4. Global Aluminum Recycling, the Global Energy Cycle and the Role of the Society Regarding Collection / IEA-IAI Workshop / Jurg Gerber / Alcan / May 2007
5. Recycling Aluminium and Effect on Sustainable Development / Hoberg H. – Wolf S. / Chair for Mineral Processing, Beneficiation and Waste Treatment / RWTH / Aachen
6. Aluminium Recycling : The Commercial Benefits, the Technical Issues and The Sustainability Imperative / Pal Vigeland / Hydro / Metal Bulletin 9th International Secondary Aluminium Conference / Prag / 2001
7. Creating Innovative and Sustainable Solutions for Today’s Challenges and Tomorrow’s Opportunities / Jon Herald Nielsen / Hydro / Metal Bulletin 19th International Aluminium Conference / Oslo / 2004
8. Aluminium in Automotive – an Ongoing Success? / Karl Leinz von Zengen / The Aluminium Automotive Manual / EAA / www.aluminium.org
9. Moving up to Aluminium – Light, Strong and Profitable / EAA / www.aluminium.org
10. U.S. Energy Requirements for Aluminium: Historical Perspective, Theoretical Limits and New Opportunities / William T.Choate – John A.S. Green / U.S. Department of Energy, Energy Efficiency and Renewable Energy Industrial Program / www.doe.gov
11. Hall Herault Centennial, First Century of Aluminum Process Technology (1886-1986) / The anniversary volume sponsored by the Light Metals Committee of The Metallurgical Society and presented at the 115th TMS Annual Meeting in New Orleans, Louisiana, March 1986 / Edited by Warren S. Peterson (Metallurgical Chemical Processes) and Ronald E. Miller (Alcoa Technical Center).
12. Industrial Hall-Herault Process / Halvor Kvande / TMS Dubai 2008 Electrolysis Short Course / 2008
13. The Aluminium Value Chain / Unlocking Aluminium’s value and building a sustainable future / Bernt Reitan / ALCOA / CRU’s World Aluminium Conference / Bahrain / May 2007
14. Birincil ve İkincil Alüminyum Üretim Süreçleri / Erman Car / TMMOB MMO Yayın No:2
15. Türkiye’de Çevre Politikaları ve Sürdürülebilir Kalkınma İlişkisi / Elif Haykır Habikoğlu / İ.Ü. Sosyal Bilimler Meslek Yüksek Okulu / Sosyal Bilimler Dergisi / Sayı:2 / 2007
16. Aluminium for FutureGenerations / Sustainability updated 2007 / IAI / www.world-aluminium.org
17. Aluminum Builds a Better Car / The Aluminum Association Auto&Light Truck Group Webinar / December 2008 / www.autoaluminum.org
18. www.alcoa.com
19. www.hydro.com
20. Going Green: The Aluminum Perspective / Michael Bull / American Metal Market 3rd Annual Automotive Metals Conference / www.autoaluminum.org. / Davy Richman /
21. Aluminum: Part of the Solution: Meeting and Challenges of Today and Tomorrow / The Aluminum Association Auto&Light Truck Group / www.autoaluminum.org
22. Key World Energy Statistics / International Energy Agency / 2008 / www.iea.org
23. Current Efficiency Theory and Practices for Continuous Improvement / G.P. Tarcy / Dubai 2008 Electrolysis Short Course / 2008
24. Sustainable Development for the 21st Century MSE Opportunities / Diran Apelian / JOM / December 2008.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ KAYNAĞI
WELDING OF ALUMINIUM AND ALUMINIUM ALLOYS

TRENDS IN LASER BEAM WELDED DAMAGE TOLERANT AL-ALLOYS FOR FUTURE AIRCRAFTS

Mustafa KOÇAK¹, M.Volkan UZ², Dirk SCHNUBEL²

¹Gedik Holding, Welding Technology, Pendik, İstanbul
mkocak@gedik.com.tr

²GKSS Research Center, Institute of Materials Research, D-21502 Geesthacht Germany

ABSTRACT

Aluminium alloys remain a very probable choice for the next generation of airplanes. Even if some parts are now designed in composite materials, metals are still extensively used for commercial aircrafts. However, new alloys and component designs must further be developed to make the airplanes lighter, because the fuel consumption is directly related to the weight, and consequently it leads to an environmental effect.

Laser Beam Welding (LBW) is one of the cost-effective fabrication processes intensely investigated together with new developments in Al-alloy design and its damage tolerance properties. Therefore, this presentation will focus on the recent trends of Al-alloy development (including Al-Li alloys), new design approaches (crenellations, selective reinforcement etc.) and damage tolerance analysis methods.

LBW offers a number of benefits compared to riveting; allowing a simpler stringer design, the use of high-strength aluminium alloys rather than rivet alloys, and a reduction in the amount of sealing material required. This reduces weight significantly and improves the part's corrosion behaviour. The increased automation rate, the improvement in working speed by a factor of ten, and the reduction in material and logistic needs all result in a significant lowering of manufacturing costs. Currently some stringers are welded in A318, A340 and A380 aircrafts and welded panels are only used for the lower part of the fuselages due to damage tolerance concern. This paper will also address on the development of new design principles together with new Al-alloys (incl- Al-Li 2198) which may allow using LBW panels for the areas of the fuselage which require damage tolerance design. Furthermore, it will report on the development of novel method of "Mechanical Tensioning" for distortion and residual stress control on welded panels which eventually provide improved fatigue life.

AW- 5754 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ DİRENÇ NOKTA KAYNAK (RSW) VE SÜRTÜNME KARIŞTIRMA NOKTA KAYNAK (FSSW) YÖNTEMLERİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ VE BAĞLANTI ÖZELİKLERİNİN İNCELENMESİ

Erdinç KALUÇ^{*}, Barbaros KAHRAMAN^{}, M. Halil ÇOŞKUN^{***}**

^{*} Kocaeli Üniversitesi, Kaynak Tekn. Araş., Eğitim Uyg. Merkezi (KATAEM)- Kocaeli
ekaluc@kocaeli.edu.tr

^{**} Tabosan A. Ş.- Kocaeli

barbaroskahraman@yahoo.com

^{***} 7. Bakım Merkezi Komutanlığı- Tuzla/ İstanbul
mhalilcoskun@yahoo.com

ÖZET

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının otomotiv endüstrisindeki kullanımı son yıllarda sürekli artmaktadır. Şimdiye kadar çeşitli tür alüminyum ve alüminyum alaşımları otomobil bagaj kapağı, motor kapağı, orta konsol gibi elemanların üretiminde kullanılmıştır. Hatta tüm gövdenin alüminyum ve alüminyum alaşımlarından üretildiği otomobil modelleri de bulunmaktadır. Bu sayede, otomobil gövde ağırlığı düşürülmekte ve her azalan ağırlık başına yakıt tüketiminde de düşme olmaktadır. Bu çalışmada, otomobil gövde elemanlarının yapımında kullanılan 1 mm kalınlığında alüminyum alaşımı EN AW- 5754-O saclar endüstriyel koşullarda önce direnç nokta kaynağı (RSW) daha sonra sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) yöntemleri ile birleştirilmişlerdir. Elde edilen bağlantıların kaynak bölgelerinin metalurjik ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Sonuç olarak, sürtünme karıştırma nokta kaynağı yapılan AW-5754-O alaşımı kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin direnç nokta kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinden daha iyi oldukları saptanmıştır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum ve alüminyum alaşımları, direnç nokta kaynağı (RSW), sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW), mekanik özellikler, metalurjik incelemeler.

WELDING OF AW- 5754 ALUMINIUM ALLOY BY USING RESISTANCE SPOT WELDING (RSW) PROCESS AND FRICTION STIR SPOT WELDING (FSSW) PROCESS AND INVESTIGATION ON WELD JOINT PROPERTIES

ABSTRACT

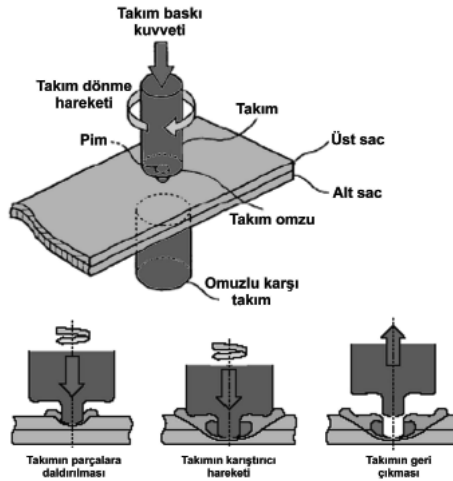
In recent years, the use of aluminum and aluminum alloys in the automotive industry has been consistently increased. Various aluminum and aluminum alloys have been used in manufacturing of automobile parts such as hoods, front and rear doors and decklids so far. Besides, there are some automobile models whose whole body was produced of aluminum and aluminum alloys. In this way, automobile body weight and vehicle fuel economy could be reduced. In this study, 1 mm thick EN AW- 5754-O aluminum alloy sheets widely used for manufacturing of automobile body parts were first welded by means of resistance spot welding (RSW) process in industrial conditions and then by friction stir spot welding (FSSW) process. Mechanical and metallurgical

properties of welded joints were investigated. As a result, it was determined and reported that friction stir spot welded AW- 5754-O alloy joints have superior mechanical properties than those welded by resistance spot welding.

Keywords: Aluminum and aluminum alloys, resistance spot welding (RSW), friction stir spot welding (FSSW), mechanical properties, metallurgical investigations.

1. GİRİŞ

Son yıllarda yakıt tasarrufunun çok önemli hale gelmesi sonucu araç toplam kütesini azaltmaya yönelik girişimlerde bulunulmaktadır. Bu girişimlerde çeşitli otomobil yapım kuruluşları bazı modellerin gövdelerinde tamamen alüminyum alaşımları kullanmakta bazıları ise çelik ve alüminyum sacları beraber ancak farklı yerlerde kullanarak ağırlığı azaltmaya çalışmaktadırlar. Sünük, kolay biçimlendirilebilen ve korozyona dirençli bir malzeme olan alüminyum alaşımlarının otomobil gövde üretiminde kullanılan elektrik direnç nokta kaynağı ile kaynak edilmesinde malzemenin fiziksel özelliklerinden ve metalurjik özelliklerinden dolayı yaşanan güçlükler, otomotiv endüstrisinde tüm gövdenin alüminyum alaşımlarından oluşturulmasını geciktirmektedir [1,2]. Ancak son yıllarda elektrik direnç nokta kaynağına alternatif olarak geliştirilmiş olan ve alışılmış sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) yönteminden yola çıkılarak geliştirilen sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) yöntemi (Şekil 1), kaynak teknolojisi konusundaki son ilerlemelerden biri olarak karşımıza gelmektedir. Yöntem, nokta sürtünme kaynağı (Spot Friction Welding- SFW) veya sürtünme nokta birleştirmesi (Friction Spot Joining- FSJ) olarak da adlandırılmaktadır [1,2,3,4].



Şekil 1.- Sürtünme karıştırma nokta kaynak (FSSW) yönteminin prensibi [4].

Sürtünme karıştırma nokta kaynağı yöntemi, ilk olarak literatüre 2000 yılında girmiş ve 2001 yılında temel prensibi hakkındaki ilk rapor yayımlanmıştır. Bu yöntem 1999 yılında bir Japon otomobil kuruluşu olan Mazda tarafından geliştirilmiş ve daha sonra patenti

alınarak ve literatürde yayımlanarak dünyaya tanıtılmıştır. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı ilk defa 2003 yılında Mazda RX- 8'in kapı, ön kaput ve bagaj kapaklarının nokta kaynağında kullanılmıştır [5,6,7].

Sürtünme karıştırma nokta kaynağının (FSSW), direnç nokta kaynağı (RSW) uygulamasına göre birçok üstünlükleri bulunmaktadır. Bunlardan başlıcaları, yöntem mekanik olarak uygulanan bir basınç kaynak yöntemi olduğundan dolayı elektrik direnç kaynağında olduğu gibi yüksek akım şiddetlerinde bir kaynak akımına gereksinim yoktur ve dolayısı ile elektrik enerjisinden tasarruf edilmektedir. Bağlantılarda daha yüksek mekanik özellikler elde edilmekte, metal buharı oluşmamakta, kaynak yapılan noktalar arası daha yakın olabilmekte, saclar arası ısı girdisinin çok düşük olmasından dolayı çarpılmalar da yok denecek kadar düşük seviyede oluşmaktadır [2].

Dolayısı ile yukarıda belirtilen nedenlerden ötürü, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının son yıllarda otomobil gövde üretimi ve otomobil parçalarının seri üretiminde kullanılmakta olması bu çalışmanın bu malzemelerde kullanılan kaynak yöntemleri ile birleştirilmelerinin araştırılmasına ve bağlantı performanslarının incelenmesine dönük planlanmasına öncü olmuştur. Bu çalışmada, otomobillerde kullanılan AW 5754-O (AlMg3) alüminyum alaşımı parçalar öncelikle elektrik direnç nokta kaynak (RSW) yöntemiyle ve daha sonra da elektrik direnç nokta kaynağına alternatif bir yöntem olarak geliştirilen sürtünme karıştırma nokta (FSSW) kaynağı yöntemiyle kaynak edilmiştir. Kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerini incelemek üzere çekme deneyine tabi tutulması, kaynak bölgelerinin metalurjik dönüşümlerinin görülmesi için metalografik olarak incelenmesi ve incelemelerde makro ve mikro yapı incelemeleri yapılması amaçlanmış ve gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaynak bölgelerinin Vickers sertlik taraması yapılmıştır. Böylece elektrik direnç nokta kaynağı (RSW) ve sürtünme karıştırma nokta kaynağıyla (FSSW) oluşturulan bağlantıların mekanik özelliklerinin karşılaştırılması, metalurjik dönüşümleri ve sertlik taraması sonucunda ortaya çıkan bulguların ülke endüstrisine ve bilim camiasına aktarılması amaçlanmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, deney malzemesi olarak dövme alüminyum alaşımı 1 mm kalınlığında AW5754-O (EN AW- AlMg3) saclar kullanılmıştır (Tablo 1). 5754 alüminyum alaşımı saclar birbirlerine direnç nokta kaynağı (RSW) ve sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) kaynak yöntemleriyle literatürden [3, 5, 8-12] alınan parametreler esas alınarak yapılan ön deneylerden saptanan uygun parametreler kullanılarak kaynak edilmişlerdir. Farklı çiftler halinde elektrik direnç nokta kaynağı ve sürtünme karıştırma nokta kaynağı yapılan bağlantıların mekanik özelliklerini saptamak amacıyla numunelere çekme deneyi uygulanmış ve bağlantıların kaynak bölgeleri metalografik incelemeye ve sertlik taramasına tabi tutulmuştur.

Deney malzemelerinin standarda uygun şekilde kesilmesinin ardından kenarlarından çapakları alınmıştır. Elektrik direnç nokta kaynağı uygulaması için hiçbir işlem görmemiş aynen piyasadan temin edilmiş halde olan alüminyum alaşımı numuneler ile yüzeyi özel olarak zımparalanarak pürüzlendirilmiş numuneler hazırlanmıştır.

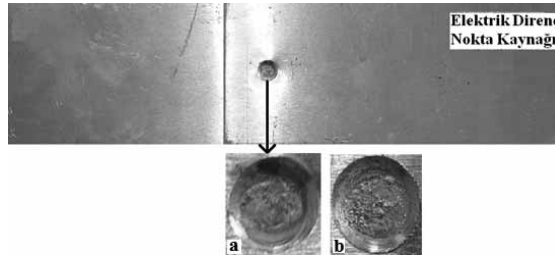
Tablo 1.- Deneysel malzemesinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri.

Alaşım		Kimyasal Bileşimi (%)				
Numerik	Kimyasal Sembol	Si	Fe	Mn	Mg	Al
EN AW 5754-O	EN AW - AlMg3	0,4	0,4	0,5	2,6- 3,2	Kalanı
Akma Mukavemeti (MPa)			Çekme Mukavemeti (MPa)			
120			215			

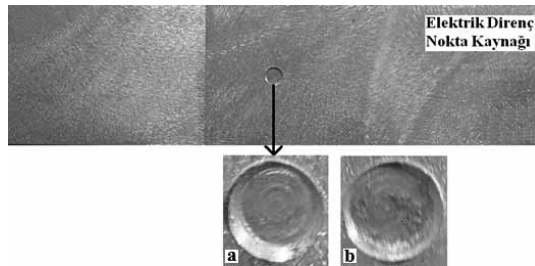
Sürtünme karıştırma nokta kaynağı ile kaynak edilecek alüminyum alaşımı numuneler mirlon kullanılarak temizlenmiştir. Daha sonra standarda uygun olarak bindirme mesafesi ve kaynak noktası işaretlenmiştir.

2.1. Elektrik Direnç Nokta Kaynağının Uygulanması

ISO/DIS 14273 standardında belirtilen esaslara göre hazırlanan alüminyum alaşımı numunelere elektrik direnç nokta kaynak yöntemi uygulanmıştır. Elektrik direnç nokta kaynağı uygulaması için hiçbir işlem görmemiş aynen piyasadan temin edilmiş halde olan 5754-O alüminyum alaşımı parçalar Şekil 2' de ve yüzeyi zımparalanarak pürüzlendirildikten sonra kaynak edilmiş parçalar Şekil 3'de görülmektedir.



Şekil 2.- Hiçbir işlem görmemiş piyasa durumunda AW- 5754-O alüminyum alaşımının direnç nokta kaynağı görüntüsü (a) Üst görünüş (b) Alt görünüş



Şekil 3.- Yüzeyi zımparalanarak pürüzlendirilmiş durumda AW 5754-O alüminyum alaşımının direnç nokta kaynağı görüntüsü (a) Üst görünüş (b) Alt görünüş

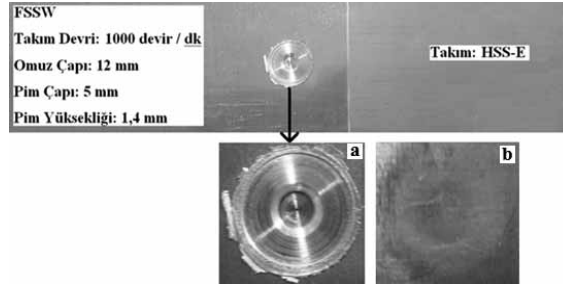
AW 5754-O alüminyum alaşımı numunelerin elektrik direnç nokta kaynağının yapılmasında temas yüzey çapı 5 mm olan saf bakır elektrodlar kullanılmıştır. Deneysel parçalarına, 2,5 kN

elektrod kuvveti, kaynak makinasının maksimum akımının %68'i değerinde 30 kA kaynak akımı, 7 periyod'luk kaynak süresi, 10 periyod'luk sıkıştırma ve tutma süreleri uygulanmıştır.

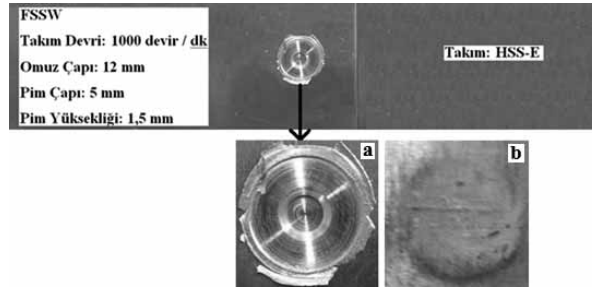
2.2. Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağının Uygulanması

Standarta uygun olarak hazırlanan alüminyum alaşımı numuneler üniversal freze tezgahında literatürden izlenen kaynak parametrelerine [3, 5, 6, 10-12] göre yapılan ön deneyler sonucunda saptanan kaynak parametreleri kullanılarak sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) yöntemi ile kaynak yapılmıştır. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı ile alüminyum alaşımı numunelerin kaynağının yapılmasında HSS-E Co8 malzemesinden imal edilen takım kullanılmıştır. Takım omuz çapı 12 mm, pim çapı 5 mm, pim yüksekliği 1,4 mm ve 1,5 mm olarak değiştirilmiştir. Sürtünme karıştırma nokta kaynağında AW5754-O alüminyum alaşımı numunelere literatür taramaları ve ön deneyler sonucunda saptanan takım dönme devri kullanılarak kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Takım devri 1000 d/d olarak uygulanmıştır. Kaynak süresi 1,5 s ile 2 s arasında değişim göstermiştir. Takım devrinin artırılmasıyla birlikte kaynak süresinin düşeceği öngörülse de takımın aşınması ve ekonomik ömrünün azalması bu düşüncüyü bertaraf etmektedir.

Alüminyum alaşımı numunelere 1,4 mm pim yüksekliğine sahip takımla yapılan sürtünme karıştırma nokta kaynağı görüntüsü Şekil 4'de 1,5 mm pim yüksekliğine sahip takımla yapılan sürtünme karıştırma nokta kaynağı Şekil 5'de görülmektedir.



Şekil 4.- 1,4 mm pim yüksekliğine sahip takımla yapılan sürtünme karıştırma nokta kaynağı görüntüsü (a) Üst görünüş (b) Alt görünüş



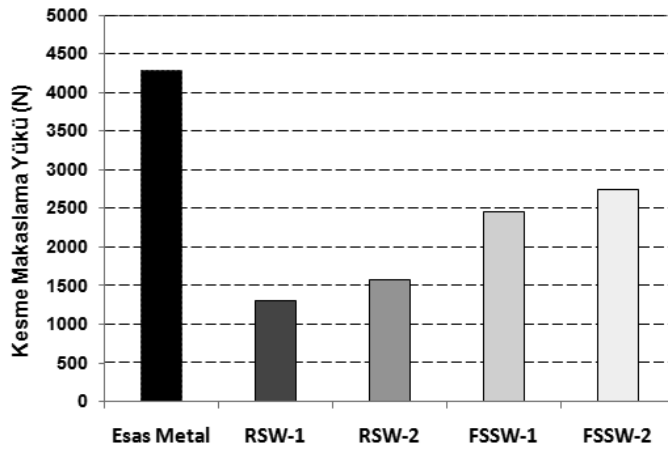
Şekil 5.- 1,5 mm pim yüksekliğine sahip takımla yapılan sürtünme karıştırma nokta kaynağı görüntüsü (a) Üst görünüş (b) Alt görünüş

Her iki yöntemle hazırlanan standard numunelere yapılan çekme deneyleri için maks. 5000 N kapasiteli DVT-C model DEVOTRANS marka universal çekme cihazı kullanılmıştır. Tüm deneyler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Tüm kaynaklı bağlantılardan en gerçekçi sonuçları almak için metalografik deney numuneleri genel yapıyı temsil edecek şekilde seçilmiştir. Deney numuneleri, kaynak yapılmış noktalardan (kaynak metali merkezinden) boyuna kesilmiş ve bakalite gömülmüş ve kaynak bölgeleri makroskobik ve mikroskobik olarak incelenmiştir. Daha sonra numunelere Vickers sertlik taraması uygulanarak kaynak bölgesi boyunca sertlik taraması yapılmıştır.

3. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

3.1. Çekme Deneyi Sonuçları ve İrdelenmesi

Elektrik direnç nokta kaynağı uygulamasında hiçbir işlem görmemiş aynen piyasadan temin edilmiş (RSW-1) ve yüzeyleri zımparalanarak pürüzlendirilmiş halde (RSW-2) olan alüminyum alaşımı numunelere ait kesme makaslama yükü değerleri ile sürtünme karıştırma nokta kaynağı uygulanmış pim yüksekliği 1,4 mm (FSSW-1) ve pim yüksekliği 1,5 mm olan kaynaklı numunelere ait çekme makaslama yükü değerlerindeki değişimler esas metalin değerleri ile karşılaştırmalı olarak Şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6.- Esas metal, RSW-1, RSW-2, FSSW-1 ve FSSW-2 kodlu kaynaklı bağlantıların kesme makaslama yükü değişimleri.

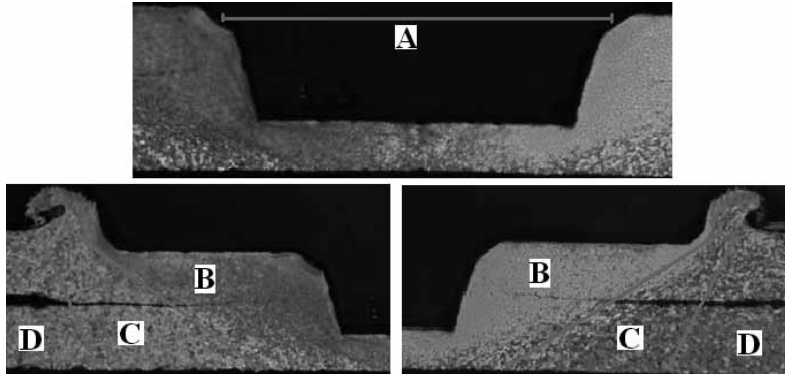
Tüm bağlantılara ait çekme deneyi sonuçları incelendiğinde direnç kaynaklı bağlantıların çekme değerlerinde yüzeyi zımparalanarak pürüzlendirilmiş numunelere ait kesme makaslama yükü değerlerinin (RSW-2) hiçbir işlem görmemiş (piyasa durumunda) alüminyum alaşımı numunelere ait kesme makaslama yükü değerlerine (RSW-1) göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Artan pürüzlülük ile ara yüzeyler arasındaki temas direnci ve buna bağlı olarak ısı üretimi arttığından artan ısı üretimi kaynak noktasının daha hızlı ve daha kaliteli oluşmasına neden olmakta ve kaynak bağlantısının mekanik değeri yükselmektedir. Bu durum direnç nokta kaynağı konusunda daha önce yapılmış çalışmalar ile uyumlu bir sonuçtur [8].

Sürtünme karıştırma nokta kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonuçları incelendiğinde ise kaynaklı bağlantıların mukavemet değerlerinden, 1,5 mm pim yüksekliğine sahip takımla yapılan numunelere ait kesme makaslama yükü değerleri 1,4 mm pim yüksekliğine sahip takımla yapılan alüminyum alaşımı numunelere ait kesme makaslama yükü değerlerine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı uygulaması için elde edilen kesme makaslama yükü sonuçlarına bakıldığında devir sayısı sabitken (1000 devir/dk) takım pim yüksekliğinin artması dalma derinliğinin artmasını sağlamış ve böylece kaynakta yük taşıyan kesitin büyümesi ile birlikte bağlantı performansının artmasına neden olmuştur. Bu durum, bu tür kaynaklı bağlantılarda genel mukavemet kuralları açısından değerlendirmede normal bir sonuçtur ve sürtünme karıştırma nokta kaynağı konusunda daha önce yapılmış çalışmaların sonuçları ile uyumludur [3,6,10,11].

Sürtünme karıştırma nokta kaynaklı alüminyum alaşımı numunelerin mekanik değerleri elektrik direnç nokta kaynaklı bağlantılarla karşılaştırıldığında başarılı sonuçların ortaya çıktığı ve sürtünme karıştırma nokta kaynaklı numunelerin kesme makaslama yükü değerlerinin, elektrik direnç nokta kaynaklı numunelerin kesme makaslama yükü değerlerine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Sürtünme karıştırma nokta kaynağıyla kaynak edilen numunelerin kesme makaslama yükü değeri esas metalin %65'i kadardır.

3. 2. Metalografik İncelemeler, Sertlik Taraması Sonuçları ve İrdelenmesi

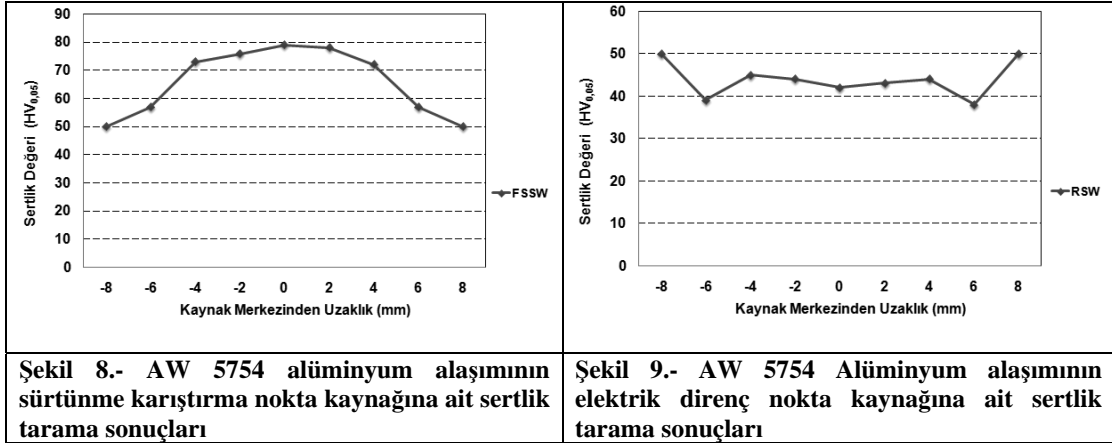
Her iki kaynak yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen bağlantılardan alınan numuneler üzerinde kaynak bölgeleri metalografik olarak detaylı bir biçimde incelenmiştir. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı ile elde edilmiş bağlantının kesiti ve kaynak bölgesinin metalografik görüntüsü Şekil 7'de verilmiştir. Bu şekilde D harfi ile gösterilen bölge esas metal bölgesidir. Bu bölge ne ısıdan ne de mekanik deformasyondan etkilenmemiş olup ana metalin kendisidir. C harfiyle gösterilen bölge ısıdan etkilenmiş bölgedir. Bu bölgede mekanik deformasyon yoktur ancak kaynak sırasında ortaya çıkan ısı malzeme özelliklerini etkilemiştir. B harfi ile gösterilen bölge termomekanik etkilenmiş bölgedir. Bu bölge takımın etkisiyle plastik deformasyona uğramış ve kaynak ısısından etkilenmiştir. A harfiyle gösterilen bölge kaynak metali bölgesidir. Bu bölge kaynak metalinin kendisidir.



Şekil 7.- Sürtünme karıştırma nokta kaynağı kesiti ve kaynak bölgesi (A) Kaynak metali, (B) Termomekanik etkilenmiş bölge, (C) Isıdan etkilenmiş bölge, (D) Esas metal.

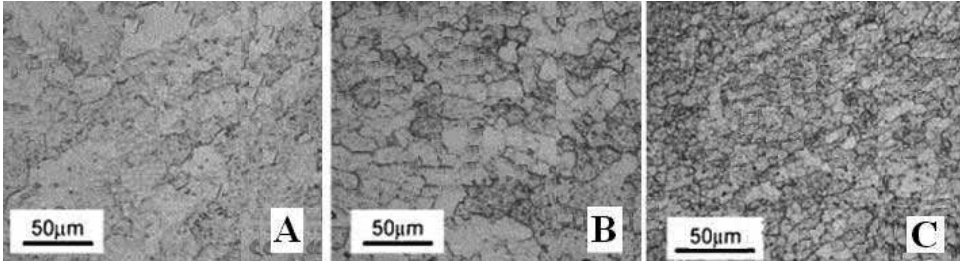
Sürtünme karıştırma nokta kaynağında oluşan kaynak metali kullanılan takım piminin yapısına benzemektedir. Takımın omuzu dalma sırasında üst yüzeydeki malzemeyi kenarlara doğru fıskırtarak çapak oluşmasına neden olmaktadır. Bu durum şimdiye kadar yapılan tüm çalışmalarda da bu şekilde olduğundan ve üst malzeme yüzeyinde bir miktar çökmeye müsade edildiğinden literatürdeki çalışmalarla uyumludur [3,6,10,11]

Vickers sertlik taramasında 50 g ($HV_{0,05}$) deney yükü uygulanarak esas metal, TMEB sürtünme karıştırma nokta kaynaklı numunelerde) IEB ve kaynak metali esas alınarak hat biçiminde 2 mm aralıklarla kaynak merkezinden sağa ve sola doğru gerçekleştirilmiştir.



FSSW kaynaklı bağlantıların Vickers sertlik taraması sonuçlarında esas metalin sertliğinin 50 HV olduğu görülmektedir. Kaynak metaline yaklaştıkça sertlik değeri yükselmekte ve yaklaşık olarak 78 HV'ye çıkmaktadır. Direnç nokta kaynağında ise FSSW kaynağına göre tersine bir durum oluşmuştur, esas metalin sertlik değeri 50 HV iken kaynak bölgesine doğru sertlik değeri 44 HV'ye düşmektedir. Her iki tür bağlantının sertlik deney sonuçları incelendiğinde FSSW bağlantılarında kesme makaslama kuvvetinin daha iyi sonuçlar verdiği bir kez daha ortaya çıkmaktadır.

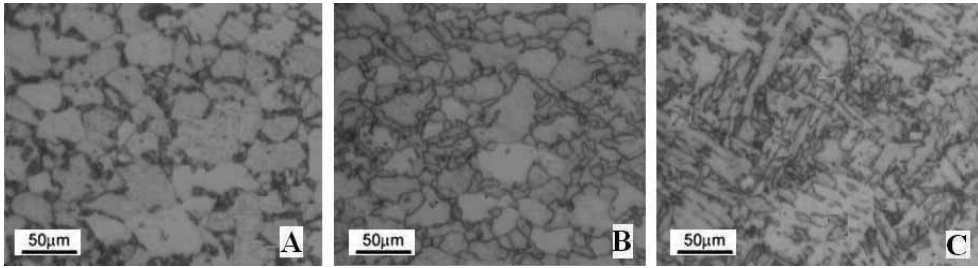
Sürtünme karıştırma nokta kaynağı ve direnç nokta kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin kaynak kesitlerine optik mikroskop kullanılarak 200 büyütme yapılmış ve kaynak bölgelerinin esas metal, IEB (sürtünme karıştırma nokta kaynağı için TMEB) ve kaynak noktası görüntüleri elde edilmiştir. AW 5754-O alüminyum alaşımı numunelere sürtünme karıştırma nokta kaynağı uygulamasında esas metalin, termomekanik etkilenmiş bölgenin ve kaynak metalinin mikroyapı görüntüsü Şekil 10' da verilmiştir.



Şekil 10.- FSSW uygulanmış numunenin mikro yapı görüntüsü

A-) Esas metal, B-) Termomekanik etkilenmiş bölge, C-) Kaynak metali etkilenmiş bölge

AW 5754 alüminyum alaşımı numunelere direnç nokta kaynağı uygulamasında esas metalin, ısıdan etkilenmiş bölgenin ve kaynak metalinin mikroyapı görüntüsü Şekil 11’de verilmiştir.



Şekil 11.-: RSW uygulanmış numunenin mikro yapı görüntüsü

A-) Esas metal, B-) Isıdan etkilenmiş bölge C-) Kaynak metali

Sürtünme karıştırma nokta kaynağı uygulamasında esas metalin mikroyapısının ince taneli homojen çökelti dağılımlı olduğu, termomekanik etkilenmiş bölgede ise mekanik kuvvetin etkisiyle tanelerin daha ufak oluştukları ve bölgenin kaynak metaline göre daha açık renkte olduğu saptanmıştır. Bu durum sürtünme karıştırma nokta kaynağı konusunda daha önce yapılmış çalışmaların sonuçları ile uyumludur [3,6,10]. FSSW uygulanmış bağlantılarda esas metalden kaynak metaline doğru gidildikçe kaynak bölgesi basınç ve sıcaklık etkisiyle daha ufak ve sıkı dokulu bir tane yapısında oluşmakta ve bu tür alaşımlarda mekanik olarak artırılan mukavemet özelliklerine bağlı olarak bağlantının mekanik performansı direnç nokta kaynaklı (RSW) bağlantılara göre yükselmektedir. Diğer bir deyişle, bu durum dönen ve bastıran takım ile takım omzunun ısıtma etkisinin yanında malzemenin plastik şekil değişiminin ortaya çıkardığı bir sonuçtur [13].

4. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) alüminyum ve alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde düşük enerji tüketimi, donanım ve ekipmanlarının maliyetinin düşük olması ve kaynak performans özelliklerinin daha iyi olmasından dolayı elektrik direnç nokta kaynağına göre bir dizi üstünlük sağlamaktadır. FSSW yöntemi bu üstün özellikleri nedeniyle otomotiv endüstrisinde alüminyum ve alüminyum alaşımlarından üretilen kapı yan panelleri, motor kapağı, bagaj kapağı gibi birçok uygulama alanına sahiptir.

Sonuçlardan anlaşılacağı üzere, sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) uygulaması, alüminyum alaşımın için elektrik direnç nokta kaynağı yöntemine göre daha iyi kesme makaslama yükü değerleri vermiştir. Uygulamaya en çok etki eden parametrelerden bir diğeri olan takım malzemesinin kullanım ömrü açısından geliştirilmesidir. Böylece aynı takım ile daha çok nokta bağlantısı gerçekleştirilebilir. Birim kaynak başına düşen takım gider maliyetleri minimuma indirilebilir. Yaklaşık son on yıldır sürtünme karıştırma nokta kaynağı birçok uygulamada potansiyel birleştirme tekniği olarak kullanılmasına karşın maalesef çok yaygın endüstriyel bir uygulama olamamıştır ve bu olayı uzun süre kullanıma uygun ucuz takım geliştirilmesi arayışı sürekli olarak geciktirmektedir. Dolayısı ile, sürtünme karıştırma nokta kaynağıyla ilgili endüstriyel ve akademik çalışmalara devam edilmeli ve bulgular ülkemiz ve dünya bilimine ve endüstriyel çevrelere aktarılmalıdır.

TEŞEKKÜR

Yazarlar, bu çalışmanın malzeme temininde ve deneylerinin gerçekleştirilmesinde katkı sağlayan 7. Bakım Merkezi Komutanlığı yetkilileri ve personeline, Otokar A. Ş yetkililerine ve personeline, Assan A.Ş yetkililerine ve personeline, çalışma sırasında yardımlarıyla katkı sağlayan Dr. Emel TABAN'a ve tüm maddi ve manevi olarak emeği geçen kişi ve kuruluşlara en derin teşekkürlerini sunarlar.

KAYNAKLAR

1. Kaluç, E., Taban, E., "Otomotiv Endüstrisinde Direnç Nokta Kaynağına Alternatif Bir Yöntem: Sürtünen Elemanla Nokta Kaynağı (FSSW)", Kaynak Teknolojisi VI. Ulusal Kongresi ve Sergis Bildiriler Kitabı, TMMOB Makine Mühendisleri Odası, 449, 51-59 Ankara, 9-10 Kasım, (2007).
2. Çam, G., "Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamalarında Son Gelişmeler", TMMOB Makine Mühendisleri Odası, Kaynak Teknolojisi VI.Kongre ve Sergisi Bildiriler Kitabı, E/2007/449, 42, (2007).
3. Badarinarayan, H, Hunt, F, Okamoto,K., "Friction Stir Welding and Processing", R.S. Mishra, M.W. Mahoney, Friction Stir Spot Welding, American Society for Metals, 235-250, (2007), Amerika.
4. Feng, Z. J. et al., "Friction Stir Welding and Processing of Advanced Materials", FY 2005 Progress Report, High Strength Weight Reduction Materials", Oak Ridge National Laboratory, pp. 122- 134, (2005).
5. Mitlin, D., et al., "Structure- properties Relations in Spot Friction Welded (also known as friction stir spot welded) 6111 Aluminum", Materials and Engineering A 441 (2006) 79- 96.
6. Pan, T-Y., "Friction Stir Spot Welding (FSSW)- A Literature Review", SAE Technical Paper Series, 2007-01-1702, 10 sayfa (2007).
7. Hancock, R., "Friction Welding of Aluminum Cuts Energy Costs by 99%", Welding Journal, Vol. 83, No. 2, p. 40. (2004).
8. Kurşungöz, N., "Alüminyum Esaslı Malzemenin Elektrik Direnç Nokta Kaynağında Temas Direncinin İncelenmesi", Doktora Tezi, Anadolu Üniversitesi, Eskişehir, 19-30, (1986)
9. Metals Handbook, "Resistance Welding of Aluminum Alloys", Vol:6, American Society for Metals, pp. 535-544, (1983).
10. Gerlich, A., Yamamoto, M., North, T. H., "Local Melting and Cracking in Al 7075-T6 and Al 2024-T3 Friction Stir Spot Welds", Science and Technology of Welding and Joining, 12, 6, 474-475, (2007)
11. Sederstrom, J. H., "Spot Friction Welding of Ultra High-Strength Automotive Sheet Steel", MS Thesis, School of Technology Brigham Young University, April (2007).
12. Kaluç, E., Taban, E., "Sürtünen Eleman İle Kaynak (FSW) Yöntemi", TMMOB Makina Mühendisleri Odası, Yayın No. 460, s. 60-77, (2007).
13. Kahraman, B., "Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan 5754 Alüminyum Alaşımı Sacların Direnç Nokta (RSW) Kaynağı ve Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (FSSW) Yöntemleriyle Birleştirilmesi", Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, (2009).

FARKLI METALLERİN BİRLEŞTİRİLMESİ: ALUMİNYUMUN ÇELİĞE KAYNAĞI, KULLANILAN YÖNTEMLER VE KAYNAKLI BAĞLANTI ÖZELLİKLERİ

Emel TABAN^{*,}, John C LIPPOLD^{*}**

* Ohio State Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Kaynak Mühendisliği Bölümü,
Columbus, OH, ABD

taban.1@osu.edu; emel.taban@yahoo.com

** Kocaeli Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makina Mühendisliği Bölümü, Kocaeli
lippold.1@osu.edu

ÖZET

Aluminyum ve çelik, genleşme katsayısı, iletkenlik özellikleri, özgül ısı gibi fiziksel özelliklerinin yanı sıra mekanik ve metalurjik özellikleri açısından birbirinden çok farklı özelliklere sahiptir, ancak bu malzemelerin birçok endüstriyel uygulamada, özellikle otomotiv ve gemi yapım endüstrilerinde ağırlık ve yakıt tasarrufu sağlamak amacıyla kaynaklı bağlantılar oluşturularak hibrid yapılar biçiminde kullanılması kaçınılmazdır. Bu iki farklı metalin özellikle ergitme esaslı kaynak yöntemleriyle kaynak edilmeleri durumunda kalıntı gerilmeler, çarpılma, malzeme ara yüzeylerinde kaynak sırasında oluşan intermetalik tabaka ve dolayısıyla kaynak sonrası mekanik özelliklerde ciddi azalmalar ile karşılaşmaktadır. Aluminyum-çelik kaynaklı bağlantılarının oluşturulmasında ergitme esaslı ve basınç esaslı kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Bu yöntemler alışılmış kaynak yöntemlerini ve yeni geliştirilen kaynak yöntemlerini kapsamaktadır. Birçok durumda amaç, kaynak sırasında oluşan intermetalik tabaka miktarının azaltılması veya en aza indirgenmesidir. Bu çalışmada, aluminyumun çeliğe birleştirilmesinde kullanılan çeşitli kaynak yöntemleri, oluşturulan kaynaklı bağlantıların özellikleri ve yöntem özellik ilişkisi incelenmektedir.

Anahtar kelimeler: Farklı metal kaynağı, aluminyum, çelik, intermetalik tabaka, otomotiv endüstrisi, gemi yapım endüstrisi.

DISSIMILAR METAL JOINING: WELDING OF ALUMINIUM TO STEEL, WELDING PROCESSES AND PROPERTIES OF THE WELDED JOINTS

ABSTRACT

Aluminium and steel have significant differences in their physical properties such as expansion coefficient, conductivity, and specific heat but also metallurgical and mechanical properties. However the need to use these materials as welded and as hybrid structures is inevitable to provide weight reduction and to reduce fuel consumption in the automotive and shipbuilding industries. In case these dissimilar metals are welded by fusion welding processes, residual stresses, distortion and intermetallic layer at the interfaces of the joints and so significant mechanical deficiencies, including a loss in tensile strength, ductility, and toughness after welding are encountered. Fusion and solid state processes including conventional and novel processes are used to produce aluminium and steel welded joints. In most cases, the aim is to reduce the intermetallic layer thickness or to reach to a minimum

degree. In this study, joining processes used to join aluminium to steel, the properties of the joints and structure-property relation have been discussed.

Key Words: Dissimilar metal joining, aluminium, steel, intermetallic compound layer, automotive industry, shipbuilding industry.

1. GİRİŞ

Farklı metallerin kaynağı, farklı malzemelerin üstünlüklerinin kullanılarak endüstriyel uygulamalarda verim ve kalitenin artırılması, servis koşullarında kaynaklı bağlantılardan istenen mekanik özelliklerin karşılanması amacıyla özellikle otomotiv ve gemi yapım endüstrilerinde son yıllarda artan bir talep ve öneme sahiptir. Herhangi bir farklı metal birleştirilmesinde kaynak bağlantısından istenen özellikler, farklı malzeme seçimini etkileyen en önemli faktörlerdir. Hafif malzemelerin kullanımının artmasıyla alüminyum alaşımları yapısal malzemeler olarak yapısal uygulamalarda yer almakta, ancak alüminyumun çeliğe göre pahalı olması nedeniyle, alüminyum ve çelik malzemelerin birlikte hibrid olarak kullanımı daha ekonomik olmaktadır. Alüminyum ve çeliğin birleştirilmesinde yapıştırma veya diğer bazı mekanik yöntemler kullanılabilir, ancak bindirme yoluyla oluşturulan bu bağlantılarda istenen mekanik özellikler sağlansa da ağırlık artışı önemli bir sınırlama olarak karşımıza çıkmakta, bu nedenle alüminyum ve çeliğin kaynaklı birleştirmeleri önem kazanmaktadır. Çelikten sonra günümüz endüstrisinde en fazla kullanılan metale malzeme olan alüminyum ve alüminyum alaşımları, endüstriyel malzemeler içinde son keşfedilen metallerden biridir ve bu alaşımların kullanım alanının yaygınlaşmasında savunma, otomotiv ve havacılık endüstrisinin büyük bir katkısı olmuştur. Alüminyum ve alüminyum alaşımları, artırılabilen mukavemet özellikleri ve korozyon dirençleri, özgül ağırlığının düşük olması, elektriği ve ısıyı çok iyi bir şekilde iletmesi ve kolay biçimlendirilebilirlik gibi özelliklerinden dolayı son yıllarda artan bir kullanım alanına sahip metale malzemeler konumuna gelmişlerdir. Bu tür malzemelerin kullanım alanları; ev eşyalarından uzay teknolojisine kadar geniş bir alana yayılmıştır. Alüminyum ve çeliğin kaynak yöntemleriyle birleştirilmesindeki zorluklar esasında bilinmektedir. Bu iki farklı malzemenin, ergitme esaslı kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi durumunda özellikle kaynak arayüzeyinde oluşan intermetalik bileşenler nedeniyle bağlantıların mekanik özelliklerinde ciddi azalmalarla karşılaşmaktadır. Her ne kadar, bu tür metalurjik etkiler bağlantı kalitesini ve özelliklerini etkilemekte olsa da bu tür malzemelerin birleştirilmesine duyulan gereksinimi azaltmamaktadır. Dolayısıyla, yapılan çalışmalar, bu tür malzemelerin birleştirilmesinde birçok farklı kaynak yönteminin kullanılması üzerine yoğunlaşmaktadır. Bu kaynak yöntemleri, ergitme esaslı yöntemler ve basınç esaslı yöntemleri içermektedir. Bu yöntemler içinde de birçok yöntem bulunmakta ve araştırmalara konu olmaktadır [1-7].

Bu çalışmada, alüminyum ve çelik metalurjisi, bu malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri ve kaynaklı bağlantıların özellikleri açıklanmaktadır.

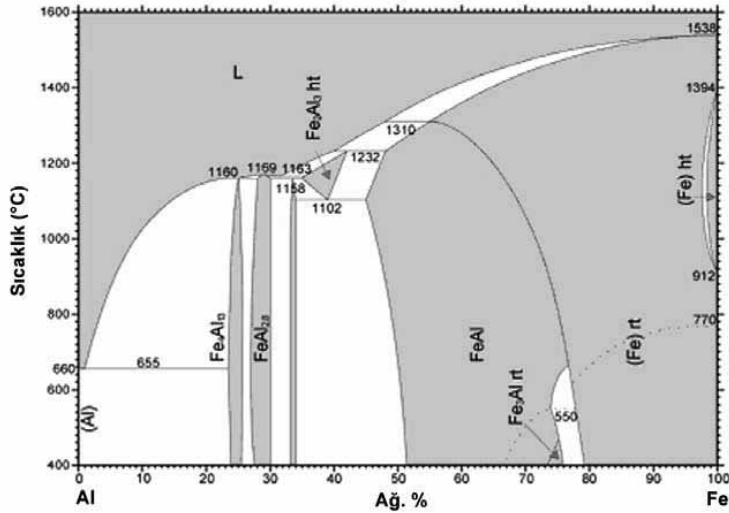
1.1. Alüminyum/ Çelik Metalurjisi

Günümüzde, endüstriyel uygulamalarda birbirinden farklı özelliklere sahip alüminyum ve çelik malzemelerin birbirleri ile birleştirilmesi gereksinimi doğmaktadır. Bunun için de birbirleri ile kaynak yöntemleriyle birleştirilecek bu malzemelerin fiziksel, mekanik ve metalurjik özelliklerinin çok iyi bilinmesi gerekmektedir. Tablo 1, bu iki farklı metalin özelliklerini göstermektedir.

Tablo 1.- Al ve çeliğin fiziksel ve mekanik özellikleri [7].

	Al	Fe
Atom numarası	13	26
Atomik ağırlık	26.98	55.85
Yogunluk (g/cm ³)	2.7	7.87
Ergime sıcaklığı (°C)	660	1.539
Isı iletim katsayısı (W/cm K)	2.30	0.92
Özgül isisi (J/g K)	0.91	0.46
Lineer genleşme katsayısı (1/K)	23.5 x 10 ⁶	13.02 x 10 ⁶
20°C'de kristal yapı türü	Yüzey merkezli kübik (YMK)	Hacim merkezli kübik (HMK)
Kristal kafes parametresi (Å)	a=4.04	a=2.86
Sertlik HB (N/mm ²)	150	800
Çekme mukavemeti (N/mm ²)	60-100	250-300
Akma mukavemeti (N/mm ²)	50	-
Uzama (%)	20-40	40-50
Elastiklik modülü (N/mm ²)	70000	210000

Aluminyum ve çelik farklı metal kaynaklı bağlantılarının metalurjik özelliklerini incelemeye başlamadan önce Al-Fe ikili diyagramının iyi derecede anlaşılması gerekmektedir. Al-Fe ikili diyagramı Şekil 1'de verilmektedir. Aluminyum, düşük sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik kristal yapısında iken Fe hacim merkezli kübik yapı sergilemektedir. Bu iki malzemenin de ergime sıcaklıkları birbirinden çok farklı olup Al yaklaşık 660°C'de, Fe ise yaklaşık 1536°C'de ergimektedir.

**Şekil 1.- Aluminyum-çelik ikili faz diyagramı [8].**

Şekil 1'de gösterilen bu ikili denge diyagramının en belirgin özelliği, çeşitli sıcaklık ve kimyasal bileşim aralıklarında birçok sayıda intermetalik bileşen oluştuğudur. İkili diyagramda denge durumunda oluşan intermetalikler arasında FeAl, Fe₄Al₁₃, Fe₂Al₅, Fe₃Al, Fe₂Al₃ht, bulunmaktadır. Bu intermetalik bileşenlerin bazıları aynı kristal yapıda, örneğin kübik durumda bulunurken, bazıları da farklı kristal özellikleri göstermektedir. Ancak burada dikkat edilmesi gereken bir başka durum denge diyagramında görülmeyen, ancak oluşan FeAl₄, FeAl₆ gibi kararsız durumda da bileşenler olduğudur. Ayrıca üçlü denge diyagramlarında da üç elementten oluşan çeşitli intermetaliklerin oluştuğu göz önüne

alınmalıdır. Oluşan bu intermetaliklerin bilinmesi ve iyi anlaşılması gerekmektedir, zira kaynaklı bağlantıların oluşturulmasında ergitme veya basınç esaslı kaynak yöntemlerinin kullanılması sırasında oluşan bileşenlerin belirlenmesi ve çeşitli miktarlarda oluşan bu intermetaliklerin ve intermetalik bileşen tabakasının kaynaklı bağlantıların mikroyapısal ve mekanik özelliklere etkisi özellikle son yıllarda artan bir öneme sahip olmuştur. Genel kanı, iyi bir kaynaklı bağlantı için arayüzeyde oluşan intermetalik tabaka kalınlığının 10µm'den düşük olmasıdır. Bu değeri aşan kalınlıklarda intermetalik tabaka içeren bağlantıların mukavemet, süneklik ve tokluk gibi mekanik özelliklerinde ciddi kayıplar görülmekte, bu durum da bağlantı kalitesini yakından ilgilendirmektedir. Dolayısıyla, özellikle son yıllarda yapılan çalışmalar, en az düzeyde intermetalik oluşumuna neden olan kaynak yöntemlerinin araştırılması üzerine yoğunlaşmaktadır [9].

2. ALUMİNYUM VE ÇELİĞİN KAYNAĞI

2.1. Ergitme Esaslı Kaynak Yöntemleri ile Al ve Çeliğin Farklı Metal Kaynağı

Farklı iki malzemenin ergitme kaynak yöntemlerinden biri ile birleştirilmesi ve bunun için en uygun ek kaynak metalinin seçilmesi oldukça zor bir problemdir. Aynı iki cins malzemenin birleştirilmesi ile elde edilen kaynak dikişi yalnız ek kaynak metalinden oluşmaz. Bağlantı bir geçiş bölgesini içerdiği gibi, iki esas malzemeden de önemli miktarda alaşım elementleri bulundurur. Her kaynak işleminde, ek kaynak metali ile farklı esas metalin karışımından oluşan bir kaynak banyosu ortaya çıkar.

Farklı malzemelerin ergitme esaslı yöntemler ile kaynağında dikkat edilmesi gereken faktörler şöyle sıralanabilir:

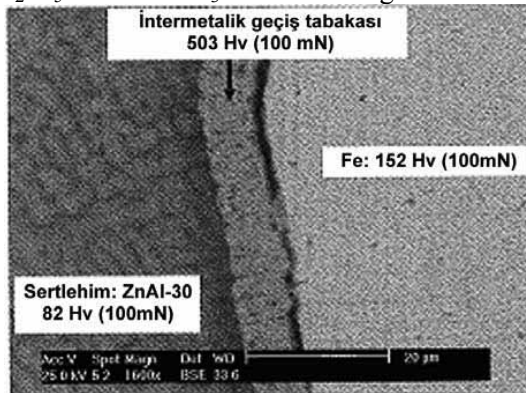
- Kaynak metalinde ergimenin kontrolü
Kaynak metalinin çatlamaya duyarlı olmaması istenir. Aynı zamanda kaynak metali, çeşitli hatalara neden olmayacak şekilde, iki metalin ergimesine uygun olmalıdır.
- Kaynak bağlantısının yapısal kararlılığı
Kaynak bölgesi, kaynak işlemi sırasında ve tüm sıcaklık aralıklarında yapısal olarak kararlı kalmalıdır.
- Fiziksel özellikler
Kaynak metali fiziksel özellikleri bakımından, kaynakla birleştirilen esas malzemelere yakın olmalıdır. Özellikle ısı genleşme katsayısı çok önemlidir ve uygulamada gerilme yığılmalarını en aza indirmek için, kaynak metalinin genleşme katsayısı esas malzemelerin genleşme katsayılarının arasında bir değerde olmalıdır.
- Mekanik özellikleri
Kaynak dikişinde kaynaktan hemen sonra bir hasar oluşmaması için, kaynak metali kaynak işlemi esnasındaki tüm sıcaklık aralıklarında en az esas metallerden biri kadar, mekanik özellikler bakımından mukavemetli olmalıdır.
- Korozyon direnci
Kaynak metalindeki korozyonun önlenmesi için, kaynak metalinin korozyon direnci, esas metallerden birinin korozyon direncinden daha iyi olmalıdır. Bu durum hem normal ortam koşulları hem de yüksek sıcaklık uygulamaları için önemlidir. Birçok durumda bu faktörlerden tümü birden karşılanmayabilir. Dolayısı ile de bazı faktörlerden vazgeçilmesi durumu ile karşılaşılır. Bu gibi durumlarda, eğer bağlantıyı oluşturmak için kesinlikle ergitme kaynağı kullanılması gerekiyorsa farklı metaller ile uyumlu ek kaynak metallerinden yararlanılabilir veya farklı metal kaynağına uygun kaynak yöntemi seçilebilir. Ancak, bağlantıyı oluşturmada ergitme kaynağı dışında bir seçenek olarak basınç esaslı katı faz kaynak yöntemleri kullanılabilir örn. sürtünme kaynağı, difüzyon kaynağı, elektrik direnç kaynak yöntemleri, patlamalı kaynak vb. ve de birleştirmelerde yeterli uyum ve mukavemet sağlanıyorsa birleştirmeler bu yöntemlerden biri seçilerek olanaklar ölçüsünde gerçekleştirilebilir. Alüminyum ve alaşımlarının ergitme esaslı kaynak yöntemleri ile kaynak

edilmesi durumunda, mekanik ve metalurjik özellikleri etkileyen birçok problemle karşılaşmaktadır. Bunlar arasında, kaynak sonrasında özellikle kaynak metalinde gözenek oluşumu, sıcak çatlak oluşumu, kaynak sonrası mekanik özelliklerde belirgin azalma örnek gösterilebilir. Alüminyum ve çeliğin birleştirilmesinde kullanılan ergitme ve basınç esaslı yöntemlere örnekler, ergitme esaslı yöntemlerde kullanılan ek metaller ve bağlantı geometrisi Tablo 2’de verilmektedir.

Tablo 2.- Al ve çeliğin termal birleştirmelerine örnekler [1].

Birleştirme yöntemi	Ek metal	Bağlantı geometrisi
Sert lehimleme	Si-esaslı	Bindirme
Yumuşak lehimleme	AlSi12, ZNAl4	Bindirme/ alın
Difüzyon kaynağı	-	Alın
Gazlatı kaynağı	AlSi12	Bindirme/ alın
Soğuk metal transfer (CMT)	-	Bindirme
Plazma lehimleme	AlSi12	Bindirme
Elektron ışın kaynağı	AlSi12	Bindirme/ alın
Lazer destekli basınç kaynağı	-	Bindirme
Lazer lehimleme	AlSi12, ZnAl2, ZnAl4	Bindirme/ alın
Direnç kaynağı	-	Bindirme
Sürtünme kaynağı	-	Alın
Sürtünen eleman ile kaynak (FSW)	-	Bindirme/ alın
Patlamalı kaynak	-	Bindirme
-: bilgi verilmemiş		

Özlü tel ile MIG ark lehimleme alüminyum ve çeliğin birleştirilmesinde son yıllarda üzerinde araştırmaların yoğunlaştığı yöntemlerden biri olarak karşımıza çıkmaktadır. Murakami ve diğ. tarafından yapılan çalışmada [10], oluşan intermetalik tabaka kalınlığının 2.5µm’den düşük ve iki bileşenli intermetaliklerin yanısıra Al_{7,4}Fe₂Si üçlü intermetalik bileşenin de oluştuğu saptanmıştır. Soğuk metal transfer yöntemiyle Al-çelik kaynaklı bağlantılarının oluşturulması durumunda, özellikle 6xxx serisi ısıl işlem uygulanabilir türler söz konusu olduğunda çökeltme yöntemine bağlı olarak ısıdan etkilenmiş bölgede çekme mukavemet özelliklerinde yaklaşık olarak %30-40 oranında azalma görülmektedir [9]. 6061 alüminyum alaşımı ve sıcak daldırma yöntemiyle galvanize AISI 1020 çeliğinin kullanıldığı ve ZnAl15 ek metalinin kullanılarak lazer lehimleme yöntemiyle oluşturulan kaynaklı bağlantının özelliklerinin incelendiği bir çalışmada, Şekil 2, oluşan intermetalik tabaka kalınlığının 10µm’den az olduğu ve oluşan intermetalik türlerinin Fe₂Al₅+Zn ve FeAl₃+Zn olabileceği belirtilmektedir.

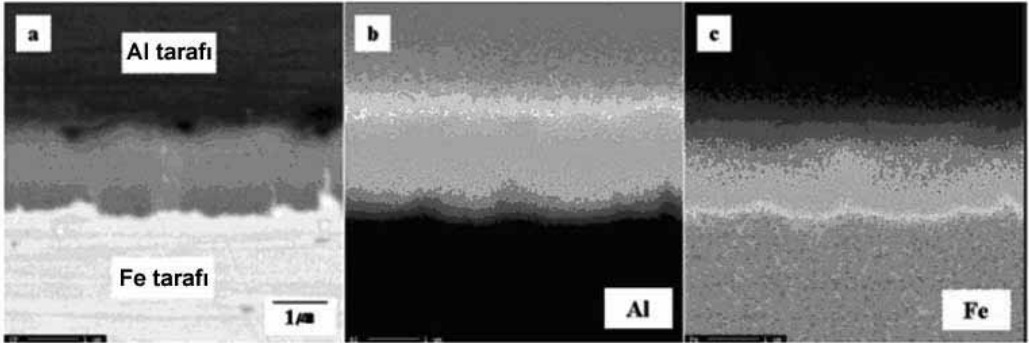


Şekil 2.- 6061 ve AISI 1020 çeliğinin kullanıldığı lazer lehimleme ile birleştirilen bağlantı arayüzeyi SEM görüntüsü [11].

6111-T4 ve düşük karbonlu çeliğin lazer kaynak yöntemiyle bindirme biçiminde birleştirildiği bir diğer çalışmada ise yapılan XRD ve TEM analizleri sonucunda, ısı girdisi miktarına bağlı olarak, farklı intermetalik türleri (FeAl , FeAl_2 , $\text{Fe}_3\text{Al}_{14}$, FeAl_3 , Fe_2Al_5) oluştuğu ve tabaka kalınlığı $1\mu\text{m}$ ile $6\mu\text{m}$ arasında değiştiği rapor edilmiştir [12].

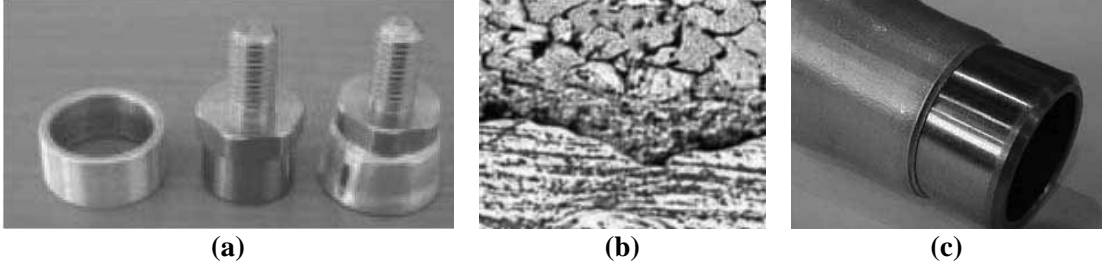
2.2. Basınç Esaslı Kaynak Yöntemleri ile Al ve Çeliğin Farklı Metal Kaynağı

Endüstriyel uygulamalarda ve çeşitli araştırmalarda, alüminyum ve çeliğin sürtünme kaynağı kullanılarak birleştirilmesi yaygınlıkla karşılaşılan durumlardan biridir. 6061 alaşımının NiCrMo'li çeliğe [13], 6061 alaşımı 304 türü paslanmaz çeliğe [14], Al ve IF çeliği ile Al ve paslanmaz çeliğe [15], saf alüminyumun düşük karbonlu çeliğe [16] sürtünme kaynağının yapıldığı çalışmalar bulunmaktadır. Chen ve Kovacevic tarafından yapılan çalışmada, 6 mm kalınlığında 6061-T6 alüminyum alaşımı ve AISI 1018 çeliği sürtünen eleman ile kaynak (FSW) yöntemiyle kaynak edilmiştir. İlgili mikroyapısal incelemeler sonucunda kaynak metalinde Fe_2Al_5 ve $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ tür intermetalik bileşenlere rastlanmıştır [17]. Son geliştirilen yöntemlerden biri olan sürtünme karıştırma nokta kaynağı (FSSW) yönteminin Al ve çelik farklı metal kaynağında kullanılması yönünde çalışmalar hız kazanmıştır. Bunlara verilecek en yeni örnek, AlMg alaşımı ve düşük karbonlu çeliğin sürtünme karıştırma nokta kaynaklı bağlantılarının oluşturulduğu çalışmadır. Bu çalışmada, kaynaklı bağlantıların mikroyapısal özellikleri optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve EDS analizleri ile elektron prob mikro analiz (EPMA) yöntemleri kullanılarak belirlenmiştir. Al- çelik FSSW kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde oluşan tabakanın oldukça düşük miktarda olması nedeniyle yapılan analizlerde, Şekil 3, yeterli verim alınamamıştır, zira Al-Fe denge diyagramı 13 farklı çeşit intermetalik türünün oluşabileceğini öngörmektedir. Kırılma yüzeyinde Fe_3Al ve $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ tespit edilmiştir [18].



Şekil 3.- Arayüzey mikroyapısı, a)SEM görüntüsü, b) Al; c) Fe element taraması [18].

Direnç nokta kaynağı özellikle otomotiv endüstrisinde kullanılmakta olan bir yöntem olup alüminyum ve çelik sacların farklı metal kaynağının yapılmasında tercih edilen ve kaynaklı bağlantıların özelliklerinin geliştirilmesi yönünde çalışmalar yapılan bir yöntemdir. Bu konudaki gelişmelerden bir tanesi ara tabaka olarak bir başka malzeme kullanılarak kaynak işleminin gerçekleştirilmesidir [19]. Magnetik Pulse Kaynak yöntemi (MPW), alüminyum malzemelerin eş metal kaynaklı bağlantılarının oluşturulmasında kullanılmasının yanısıra özellikle tübüler malzemelerin kaynağında tercih edilmekte ve son yıllarda alüminyum ve çeliğin birleştirilmesinde de kullanılmaktadır. Şekil 4'de bu yöntemle kaynak edilmiş Al-çelik farklı metal kaynaklı bağlantıların ve kaynak sonrası oluşan arayüzeyin mikroyapı görüntüleri verilmektedir.



Şekil 4.-, a) MP kaynak yöntemiyle kaynak edilmiş Al-paslanmaz çelik farklı metal bağlantısı, b) ara yüzey mikroyapısı, c) MP yöntemiyle kaynak edilmiş Al-düşük karbonlu çelik kaynaklı bağlantısı [20-21].

Patlamalı kaynak farklı metal kaynağında kullanılan ve alüminyum ve çeliğin de kaynağında tercih edilen yöntemlerden bir tanesidir [22]. Difüzyon kaynağı da alüminyum ve çelik kaynaklı bağlantıların oluşturulmasında kullanılan bir diğer katı faz kaynak yöntemidir. Bu konu ile ilgili yapılan çalışmalardan bir tanesinde 2219 alaşımı 321 tür ostenitik paslanmaz çelikte difüzyon kaynak yöntemiyle kaynak edilmiş, bağlantılara basınç ve korozyon testleri yapılmış ve tübüler farklı metal kaynağında difüzyon kaynağının seçilebilecek en başarılı yöntemlerden birisi olduğu belirtilmiştir [23].

3. SONUÇLAR

Alüminyum ve çelik malzemeler, taşıma endüstrisindeki uygulamalarda hibrid yapıda kullanıma gereksinimi gittikçe artan iki farklı metal olup ergitme ve basınç esaslı kaynak yöntemleriyle birleştirilebilmektedir. Ergitme esaslı kaynak yöntemleri kullanılması durumunda basınç esaslı yöntemlere göre kaynak sonrasında mekanik ve mikroyapı özellikleri bakımından daha büyük zorluklarla karşılaşabilmektedir. Kaynak sonrasında arayüzeyde oluşan intermetalik tabakanın kalınlığı ve oluşan bileşenlerin türü mikroyapıyı ve bağlantıların mekanik özelliklerini dolayısıyla verimini etkilemektedir. Yapılan araştırma ve çalışmalarda, mümkün olan en düşük intermetalik tabaka kalınlığına sahip bağlantıların çeşitli kaynak yöntemleri ile oluşturulması ve oluşan intermetalik türlerinin belirlenmesi önemli amaçlar olarak karşımıza çıkmaktadır.

KAYNAKLAR

1. Thomy, C., Wirth, A., Kreimeyer, M., Wagner, F., Vollertsen, F., "Joining of dissimilar materials-New perspectives for lightweight design in the transportation industries", Proc. of the IIW International Conference on Welding and Materials-Technical, Economic and Ecological Aspects, 311-326 Dubrovnik&Cavtat, Croatia, 01-08 July, (2007).
2. Kaluç, E., Taban, E., "Farklı Malzemelerin (Metallerin) Kaynağı", IIW Kaynak Mühendisliği Kurs Notları, Gedik Eğitim Vakfı, 2009.
3. Taban, E., Kaluç, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımaları- Endüstriyel Uygulama Alanları", Metal Dünyası, Sayı 141, 107- 114, Şubat (2005).
4. Kaluç, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımalarının Kaynak Kabiliyeti", Metal Dünyası, Sayı 143, 154- 162, Nisan (2005).
5. Kaluç, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımalarının Ark Kaynak Yöntemleri ile Birleştirilmesi", Metal Dünyası, Sayı 185, 130-162, Kasım (2007).
6. Taban, E., "5xxx serisi Alüminyum Alaşımalarının TIG, MIG ve Sürtünen Eleman İle Birleştirme Kaynaklı Bağlantılarının Mekanik ve Mikroyapısal Özelliklerinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, KOÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Haziran (2004).

7. Pasic, O., Hajro, I., Hodzic, D., **“Welding of Dissimilar Metals-Status, Requirements and Trends of Development”**, Proc. of the IIW International Conference on Welding and Materials-Technical, Economic and Ecological Aspects, 377-384 Dubrovnik&Cavtat, Croatia, 01-08 July, (2007).
8. Villars, P., Okamoto, H., Cenzual, K., **ASM Alloy Phase Diagrams Center**, <http://www.asminternational.org/AsmEnterprise/APD>, ASM International, Materials Park, OH, USA, (2007).
9. Bruckner, J., **“Cold Metal Transfer Has a Future Joining Steel to Aluminum”**, Welding Journal, May (2005), <http://www.aws.org/w/a/wj/2005/06/038/index.html>
10. Murakami, T., Nakata, K., Tong, K., Ushio, M., **“Dissimilar Metal Joining of Aluminum to Steel by MIG Arc Brazing Using Flux Cored Wire”**, ISIJ International, (2003), 43, 10, 1596-1602.
11. Rodrigues, T., Mathieu, A., Langlade, C., Vannes, A., **“Controlling Phase Formation During Al/Steel Nd:Yag Laser Brazing”**, Revista de Metalurgia, (2006), 42, 6, 463-468.
12. Lee, K.J., Kumai, S., Kawamura, N., Ishikawa, N., Furuya, F., **“Growth Manner of Intermetallic Compounds at the Weld Interface of Steel/aluminium Alloy Lap Joint Fabricated by a Defocused Laser Beam”**, Materials Transactions, (2007), 48, 6, 1396-1405.
13. Fuji, A., **“Friction Welding of Al-Mg-Si Alloy to Ni-Cr-Mo Low Alloy Steel”**, Science and Techn. of Welding and Joining, (2004), 9,1, 83-89.
14. Yokoyama, T., **“Impact Performance of Friction Welded Butt Joints between 6061-T6 Aluminium Alloy and Type 304 Stainless Steel”**, Materials Science and Technology, (2003), 19, 1418-1426.
15. Yilmaz, M., Col, M., Acet, M., **“Interface Properties of Aluminum/steel Friction-Welded Components”**, Materials Characterization, (2003), 49, 421- 429.
16. Kimura, M., Ishii, H., Kusaka, M., Kaizu, K., Fuji, A., **“Joining Phenomena and Joint Strength of Friction Welded Joint between Pure Aluminium and Low Carbon Steel”**, Science and Technology of Welding and Joining, (2009), 14, 5, 688-695.
17. Chen, C.M., Kovacevic, R., **“Joining of Al 6061 Alloy to AISI 1018 Steel by Combined Effects of Fusion and Solid State Welding”**, International Journal of Machine Tools and Manufacture, (2004), 44, 1205-1214.
18. Lee, C.-Y., Choi, D.-H., Yeon, Y.-M., Jung, S.B., **“Dissimilar Friction Stir Spot Welding of Low Carbon Steel and Al-Mg Alloy by Formation of IMCs”**, Science and Technology of Welding and Joining, (2009), 14, 3, 216-220.
19. Oikawa, H., Ohmiya, S., Yoshimura, T., Saitoh, T., **“Resistance Spot Welding of Steel and Aluminium Sheet Using Insert Metal Sheet”**, Science and Technology of Welding and Joining, (1999), 4, 2, 80-88.
20. Shribman, V., Blakely, M., **“Benefits of the Magnetic Pulse Process for Welding Dissimilar Metals”**, Welding Journal, (2008), September, 56-59.
21. Kimchi, M., **“Magnetic Pulse Welding”**, Guest lecture for OSU WE 601 class, Spring 2009.
22. Acarer, M., Demir, B., **“An Investigation of Mechanical and Metallurgical Properties of Explosive Welded Aluminum-Dual Phase Steel”**, Materials Letters (2008), 62, 4158-4160.
23. Crane, C.H., Ovell, D.T., Baginski, W.A., Olsen, M.G., **“Diffusion Welding of Dissimilar Metals”**, Welding Journal, (1967), January, 23-31s.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

PLASTİK ŞEKİLLENDİRME PROSESLERİ
PLASTIC FORMING PROSESES

ORTA ve YÜKSEK MUKAVEMETLİ ALÜMİNYUM İŞLEM ALAŞIMLARINDA HOMOJENİZASYON PROSESİNİN ŞEKİL DEĞİŞTİRME GERİLİMİ VE SERTLEŞEBİLME KABİLİYETİNE ETKİSİ

Sefer ASA*, Zeki AKBULUT*, Emre ŞAHİN*, Tuna YILDIZ*, Yaşar AKÇA*, Yaman ERASLAN** ve Mustafa ÇİĞDEM**

*Burak Alüminyum Sanayi ve Tic. Ltd. Şti. Hadımköy-İSTANBUL.
zakbulut@burakaluminium.com.tr

**Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme
Mühendisliği Bölümü, Esenler-İSTANBUL. cigdem@yildiz.edu.tr

ÖZET

Bu çalışmada AA-6061, AA-6082 ve AA-7075 alüminyum alaşımlarında homojenizasyon soğutma hızının sıcak şekil değiştirme gerilimine etkileri araştırılmıştır. Ayrıca soğutma koşullarının şekillendirme sonrası yaşlanma sertleşmesi kabiliyetine etkileri incelenmiştir. Bu amaçla her üç alaşıma ait sürekli döküm biletlerden (homojenizasyon) alınan numuneler farklı şekillerde homojenize edilerek sıcak basma testine tabi tutulmuş ve % 50 oranında şekil değişimini sağlayan gerilme değerleri tesbit edilmiştir. Basma testini takiben su verilen numunelerde yapay yaşlandırma işlemine tabi tutularak homojenizasyon soğutma hızının sertleşme kabiliyetine olan etkileri ortaya çıkarılmıştır. Deneysel bulgular homojenizasyon soğutma hızı ile şekil değiştirme gerilimi ve sertleşme kabiliyeti arasında sıkı bir ilişkinin olduğunu ortaya çıkarmıştır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum alaşımları, homojenizasyon, sertleşme kabiliyeti, şekil değiştirme gerilmesi.

THE INFLUENCE OF HOMOGENISATION PROCESS ON THE FLOW STRESS AND AGE-HARDENABILITY OF MEDIUM AND HIGH STRENGTH ALUMINIUM WROUGHT ALLOYS

ABSTRACT

In this study, an attempt has been made to investigate the effect of homogenisation cooling rate on the flow stress and age hardenability of AA-6061, AA-6082 and AA-7075 aluminium alloys. Samples taken from as-cast billets of these alloys were homogenised at a predetermined temperature for the same period and cooled at various cooling rates and subjected to compression test at elevated temperatures to determine the flow stress values achieving 50% plastic deformation. Hot compressed specimens were water quenched, artificially aged and subjected to hardness test to reveal the influence of homogenisation cooling rate on the age hardenability of these alloys. Experimental results show that homogenisation cooling rate effect both the hot deformation flow stress and the age hardenability of AA-6061, AA-6082 and AA-7075 alloys significantly.

Keywords : Age-hardenability, aluminium alloys, flow stress, homogenisation.

1.GİRİŞ

Alüminyum günümüzde insanoğlu tarafından demir-çelik'ten sonra en çok kullanılan ve tüketim oranı en hızlı artış gösteren metal konumundadır. 2007 yılı dünya alüminyum üretimi 50 milyon ton'a yaklaşmıştır. Alüminyuma olan aşırı talebin temel nedenleri şu başlıklar altında toplanabilir;

- Cazip özellikler (mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikler),
- Enerji balansı eşitliğinin alüminyumun lehine dönüşmesi (enerji tasarruf potansiyeli)
- Düşük fiyat ve diğer metallere göre fiyat stabilitesi
- Fabrikasyon kolaylığı.
- Küresel ısınma nedeniyle çevre duyarlılığının aşırı artması
- Petrol fiyatlarındaki aşırı yükselişler
- Beklenen alternatif malzemelerin geliştirilememesi

Yukarıda sıralanan nedenlerden dolayı çeşitli uluslararası kuruluşlar ve uzmanlar tarafından 2015 yılı için tahmin edilen alüminyum talebine dünya 2007 yılında ulaşmıştır.

Bilindiği gibi yüksek alaşımlı, ısıl işlem veya deformasyonla sertleştirilebilen alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri orta mukavemetli konvansiyonel çelikler ile boy ölçüşebilecek değerlerde olup yoğunluğu çeliğin üçte biridir. Spesifik mukavemetinin yüksek oluşu nedeniyle büyük bir enerji tasarrufu potansiyeline sahiptir. Enerji balansı eşitliği alüminyumun lehine dönmüştür. Ayrıca alüminyum alaşımları fabrikasyon edilebilme kolaylığı açısından şu anda metalik malzemeler içinde başı çekmektedir. Uluslararası borsalarda son beş yılda artan talep nedeniyle metal fiyatlarında büyük bir artış olmuştur. Alüminyum kütleli olarak kullanılanlar içinde en stabil fiyat avantajına da sahiptir.

Ülkemiz alüminyum sektörü 2002-2007 yılları arasında yıllık bazda %10-15 civarında büyüme göstermiş, DİE, DTM ve TALSAD verilerine göre yıllık alüminyum yarı mamül üretim miktarı 800 bin ton'u aşmıştır. Alüminyum ihracatında alaşımsız yassı ürünler, düşük alaşımlı ekstrüzyon ürünler ve alüminyum döküm ürünlerin öne çıktığı bilinmektedir. İthalat kalemleri arasında ise primer alüminyumun başı çektiği ve onu yüksek alaşımlı ürünlerin takip ettiği görülmektedir.

2007 yılı sonu itibarıyla ülke sanayinin en önemli sektörlerinden birisi haline gelen Türkiye alüminyum sektörü iş hacmi bakımından 3 milyar doları aşmış bulunmaktadır. Sektörümüz, gerek üretim ve gerekse ihracat hacminde, ekonominin istikrarlı gidişatına da bağlı olarak, otomotiv, ambalaj, beyaz ve kahverengi eşya vb. sektörlerinin gelişimiyle de büyük ilerleme sağlamıştır. Özellikle otomotiv sektöründe yakın bir gelecekte Türkiye, her türlü aksamın alüminyumdan üretildiği, Avrupa'nın üretim merkezi ülke konumuna gelmesi beklenmektedir.

Günümüzde kişi başına kullanılan alüminyum miktarı gelişmişliğin bir göstergesi olarak kullanılmaktadır. Ancak ülkemizde her yıl artış göstermesine rağmen hala kişi başına alüminyum kullanımı yılda 6,5 kg. civarındadır. Bu miktar gelişmiş ülkelerin ortalamasına

göre 5-6 kat daha düşüktür ve bu bizlere sektörün önünde büyük bir gelişme alanı olduğunu da göstermektedir.

Türkiye’de alüminyum sektörü çok önemli ilerlemeler kaydetmesine karşılık, yüksek mukavemetli ve savunma sanayinde kullanılan stratejik alüminyum alaşımı ihtiyacının tamamının ithalat yoluyla karşılandığı bilinmektedir. Ayrıca başta kalıpcılık sektörü olmak üzere, otomotiv, ulaştırma, makina imalat sanayi ve daha bir çok sektörde ekstrüzyon ve hadde yöntemleri ile üretilen Al-6061, Al-6082, Al-7075 ve Al-5083 gibi orta ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları kullanılmaktadır. Bu alaşımlara olan ülke içi talep ise halen % 95 oranında sayıları otuzu aşan firma tarafından ithalat yoluyla karşılanmaktadır. Ülkemizde sadece birkaç kuruluş bu alaşımların sınırlı üretimini gerçekleştirebilmektedir. Bu alaşımların yurtiçinde üretilmemesinin arkasındaki ana neden ilgili alaşımların fabrikasyon prosesleri konusunda yeterli bilginin üretilmemiş olması yatmaktadır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1 Malzemeler

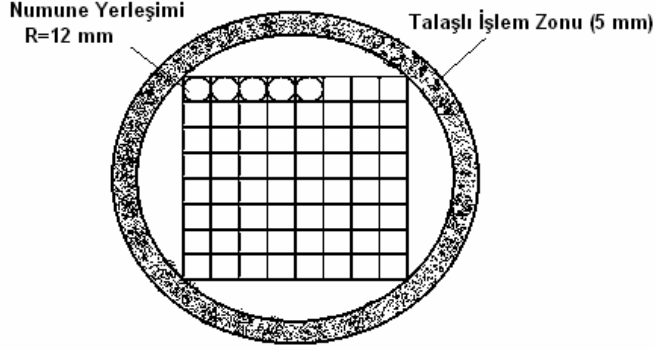
Bu çalışmada sıcak başlıklı sürekli döküm yöntemi ile üretilen 152 mm çaplı Al-6061, Al-6082 ve Al-7075 alaşımı dökme (as-cast) biletler kullanılmıştır. Biletlerin kimyasal bileşimleri Tablo 1’de sunulmuştur.

Tablo1: Al-6061,Al-6082 ve Al-7075 Alaşımı Biletlerin Kimyasal Bileşimleri (% ağı.)

Alaşım Tipi	Alaşım Elementleri (% ağı.)									
	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	Cr	Pb	Al
Al-6061	0.640	0.871	0.209	0.303	0.006	0.002	0.012	0.086	0.001	97.8
Al-6082	0.901	0.882	0.262	0.026	0.041	0.584	0.051	0.004	0.003	97.2
Al-7075	0.247	2.217	0.268	2.352	5.828	0.106	0.033	0.243	0.006	88.6

2.2 Sıcak Basma Numuneleri

Homojensiz 152 mm çaplı Al-6061, Al-6082 ve Al-7075 biletlerin Şekil 1’de gösterilen bölgesinden alınan malzemelerden 12 mm çap ve 20 mm yükseklikte basma test numuneleri CNC tezgahında üst ve alt yüzeyler birbirine paralel olacak şekilde işlenmiştir. Orijinal ve basılmış numunelerin makro görüntüsü Şekil 2’de gösterilmiştir.



Şekil 1: 152 mm çaplı biletlerde basma numunelerinin alınış şekli.



Şekil 2: Basılmış ve orjinal numunelerin makro görüntüsü.

2.3 Homojenizasyon İşlemi

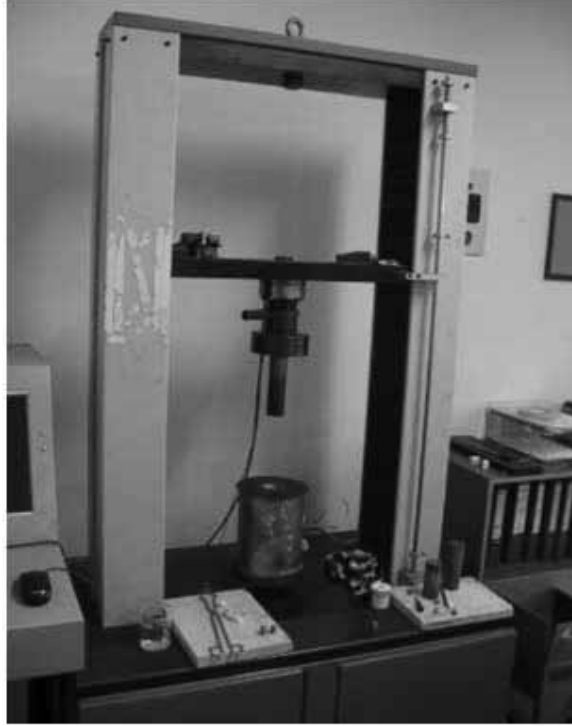
Al-6061 ve Al-6082 alaşımı sıcak basma numuneleri kontrollü bir fırınında homojenizasyon işlemine tabi tutulmuşlardır. Oda sıcaklığında fırına yüklenen numuneler 560°C'a iki saat içinde çıkarılmış ve bu sıcaklıkta sekiz saat bekletilmiştir. Daha sonra her bir grup numune (üç adet), seçilen hızlarda (dört farklı hızda) kontrollü olarak 200°C'a kadar soğutulmuştur. Kullanılan soğutma hızları sırasıyla 0.4, 2, 1000, 10⁶°C / dk 'dır.

Al-7075 dökme numuneler ise benzer şekilde fırına yerleştirilmiş ve fırın sıcaklığı iki saat içinde 470°C'a çıkarılmıştır bu sıcaklıkta 12 saat bekletme işlemi takiben numuneler dört farklı hızda 150°C'a soğutulmuştur.

2.4 Sıcak Basma Testleri

Homojenizasyon işlemleri yukarıda belirtilen şekilde yürütülen Al-6061 ve Al-6082 alaşımı numuneleri özel olarak tasarlanmış ve Şekil 3'de gösterilen basma aparatı ve yüksek sıcaklık fırınında sıcak basma testine tabi tutulmuştur. Oda sıcaklığında fırın içindeki özel seramik platforma yerleştirilen Al-6061 ve Al-6082 numuneler sekiz dakika içinde 500°C'a ısıtılmış ve dengeleme için iki dakika bekleme sürecinden sonra 5 mm /dk hızla, yükseklik orijinal

değerin yarısına gelene dek basma işlemine tabi tutulmuştur (% 50 oranında deformasyon sağlanana kadar). Daha sonra numuneler hızla fırından alınarak su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Al-7075 alaşımı ise 450°C'da benzer şekilde sıcak basma testine tabi tutulmuştur. Basma testini takiben numuneler suda soğutulmuştur. Ayrıca Al-6061, Al-6082 ve Al-7075 alaşımlarına ait dökme numuneler (homojensiz) herbir alaşım için yukarıda belirtilen sıcaklıklarda basma testine tabi tutulmuştur.



Şekil 3: Basma test cihazı ve yüksek sıcaklık fırını.

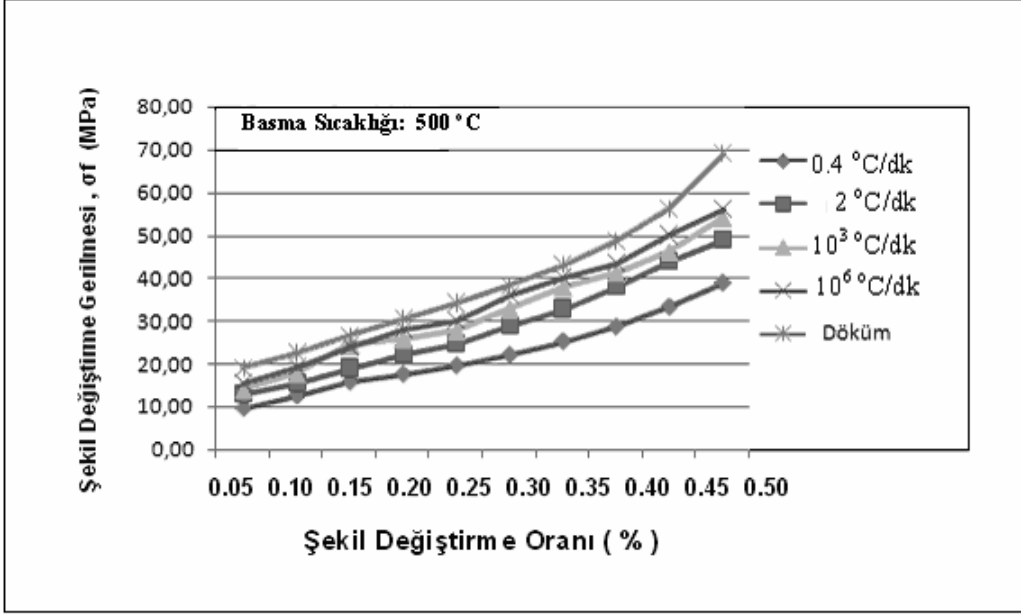
2.5 Yapay Yaşlandırma ve Sertlik Ölçümleri

Sıcak basma işlemini takiben su verilen Al-6061 ve Al-6082 alaşımı numuneler 175°C'da 8 saat süreyle yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş ve takiben Brinell yöntemiyle sertlik ölçümü yapılmıştır. Al-7075 alaşımı numuneler ise basma testi ve su verme işlemini takiben 135 °C' da 12 saat süreyle yapay yaşlandırma görmüşler ve bu numuneler üzerinde sertlik ölçümü yapılmıştır.

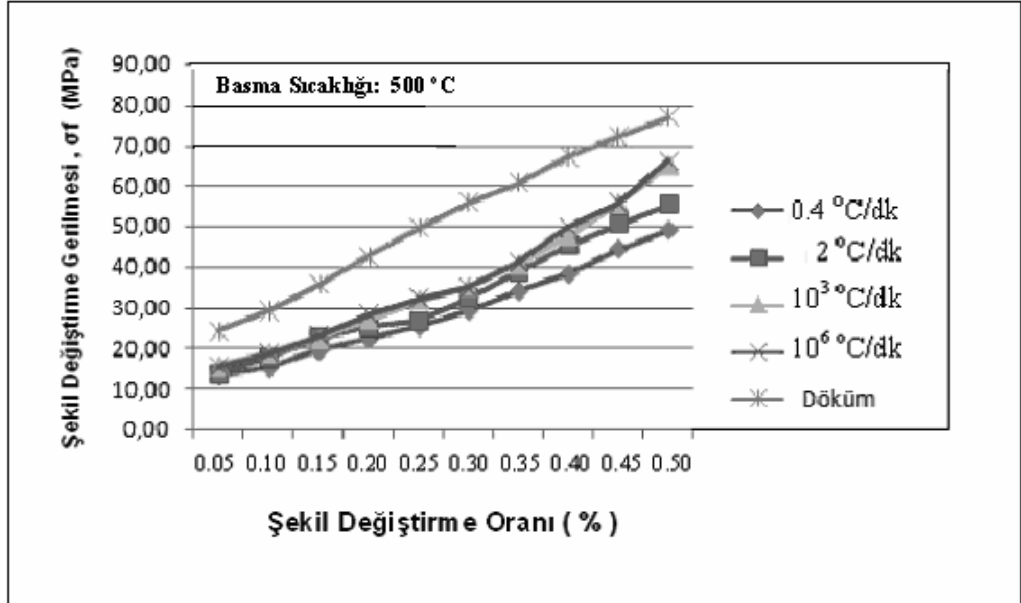
3. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

3.1 Homojenizasyon Soğuma Hızı- Sıcak Şekil Değiştirme Gerilimi İlişkisi

Homojenizasyon tutma sıcaklığından 200°C'a farklı hızlarda soğutulan Al-6061 ve Al-6082 alaşımı numunelerde 500°C'da gerçekleştirilen sıcak basma testlerinde şekil değiştirme geriliminin homojenizasyon soğuma hızı ve % deformasyon oranı $\left(\frac{h_0-h}{h_0}\right) \times 100$ ile değişimi sırasıyla Şekil 4 ve 5' te sunulmuştur (h_0 : orijinal yükseklik, mm ve h : basma testi sürecinde anlık yükseklik, mm).

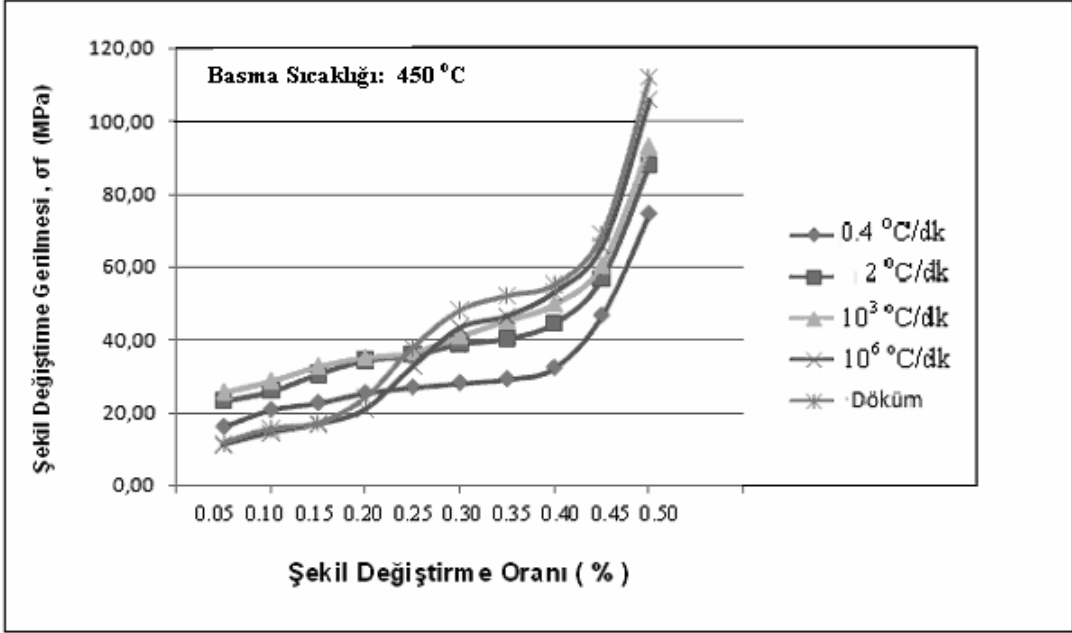


Şekil 4: Homojenizasyon soğuma hızı ve deformasyon oranının (%) Al-6061 alaşımında şekil değiştirme gerilimine etkisi (Basma test sıcaklığı : 500°C).



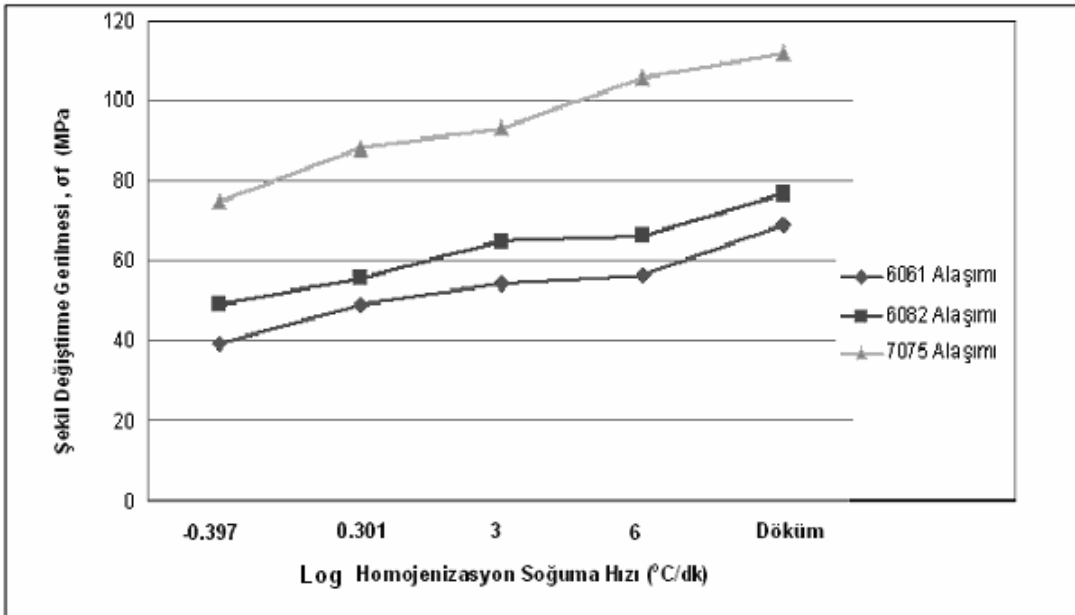
Şekil 5: Al-6082 alaşımında şekil değiştirme gerilimi σ_f 'in homojenizasyon soğuma hızı ve şekil değiştirme oranı (%) ile değişimi (Basma test sıcaklığı : 500°C).

Şekil 6'da Al-7075 alaşımında 450 °C'da gerçekleştirilen sıcak basma testinde şekil değiştirme geriliminin homojenizasyon soğuma hızı ve % deformasyon oranına bağlı olarak değişimi gösterilmiştir.



Şekil 6: Homojenizasyon soğuma hızı ve şekil değiştirme oranının (%) Al-7075 alaşımında şekil değiştirme gerilimine etkisi (Basma test sıcaklığı : 450°C)

Şekil 7'de ise Al-6061 ve Al-6082 alaşımlarında 500°C'da ve Al-7075 alaşımında 450°C'da %50 şekil değişimini sağlayan gerilme değerinin homojenizasyon soğutma hızı (log skala kullanılmıştır) ile değişimi sergilenmiştir.



Şekil 7: Homojenizasyon soğuma hızının Al-6061, Al-6082 ve Al-7075 alaşımlarında %50 sıcak şekil değişimini sağlayan gerilme değerlerine etkisi (Al-6061 ve Al-6082 alaşımları için basma test sıcaklığı : 500°C ve Al-7075 alaşımı için basma test sıcaklığı : 450°C)

Şekil 4 ve 5' de sunulan grafikler homojenizasyon soğuma hızının Al-6061 ve Al-6082 alaşımlarının sıcak şekil değiştirme gerilmesine büyük etkisinin olduğunu göstermektedir. 500 °C'daki şekil değiştirme gerilmesi homojenizasyon prosesinin 3. aşaması olan soğutma sürecindeki soğutma hızındaki artışla birlikte sürekli yükseldiği görülmektedir. 500 °C'daki sıcak basma testinde, homojenizasyon prosesinde 0.4 °C/dk hızda soğutulmuş Al-6061 alaşımında % 5 'lik şekil değişimi 10 MPa 'lık bir gerilme ile sağlanırken, döküm malzemede aynı orandaki şekil değişimi için 20 MPa'lık bir gerilme gerekmektedir. Aynı alaşımına ait homojensiz ve 0.4°C/dk hızda soğutulmuş numunelerde % 50 oranında şekil değişimini sağlayan gerilme değerleri sırasıyla 69 ve 39 MPa olarak ölçülmüştür. Al- 6061 alaşımına göre daha yüksek alaşım elementi ihtiva eden Al-6082 alaşımında da benzer sonuçların elde edildiği görülmektedir. 0.4 °C/dk hızla soğutulmuş ve homojensiz numunede % 5 oranında şekil değişimi elde edebilmek için sırasıyla 12 ve 24 MPa'lık basma gerilmelerine ihtiyaç duyulmuştur. Aynı malzemelerde % 50 oranında şekil değişimi elde edebilmek için uygulanan gerilme değerleri 49 ve 77 MPa olarak ölçülmüştür.

Daha yüksek alaşım elementi ve su verme duyarlılığına sahip olan Al-7075 alaşımında ise daha farklı sonuçlar elde edilmiştir. Homojensiz (as-cast) ve fırında (0.4°C/dk) soğutulmuş numunelerde 450 °C'daki basma işleminde % 5 'lik şekil değişimi elde edebilmek için gereken gerilme değerleri sırasıyla 15 ve 10 MPa iken, aynı numunelerde % 50 oranında şekil değişimini elde etmek amacıyla gerekli stres değerleri 112 ve 75 MPa'dır.

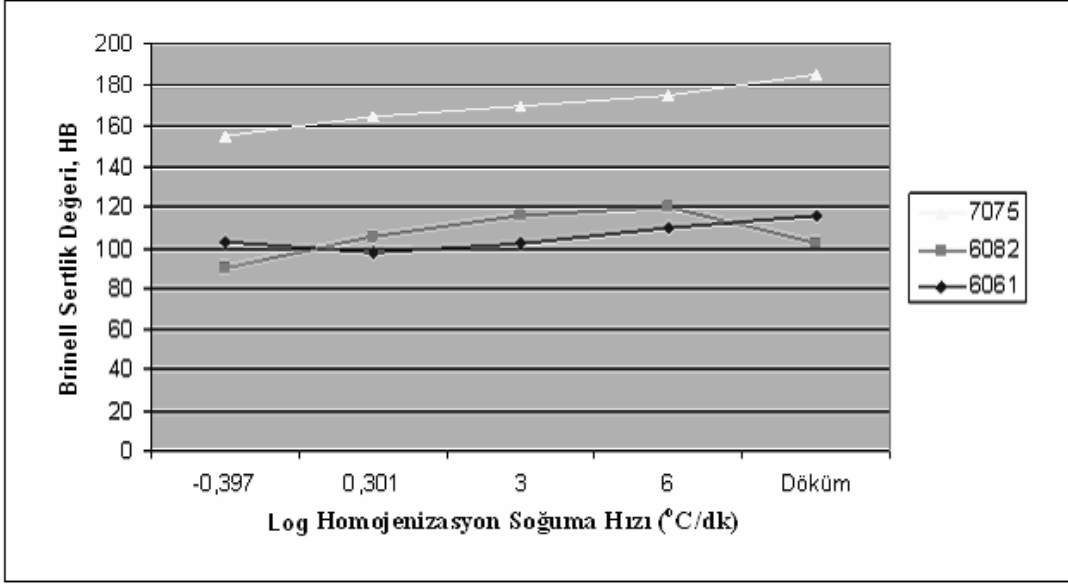
Homojenizasyon soğutma hızındaki artışın şekil değiştirme gerilmesini yükseltmesinin nedeni şu şekilde izah edilebilmektedir. Homojenizasyon tutma sürecinde mikrosegregasyon kabul edilebilir seviyeye indirilmekte, faz dönüşümleri tamamlanarak kararsız intermetaliklerin kararlı fazlara dönüşümü sağlanmaktadır. Homojenizasyon tutma süresi sonunda çözünebilir elementler katı eriyik doymuşluk sınırında çözeltide bulunmaktadır. Homojenizasyon soğutma sürecinde 450 °C ile 200 °C arasındaki bölgeden geçiş hızına bağlı olarak bu elementler değişik boyutlarda çökelebilmektedir. Soğutma hızının azalması ile birlikte Mg₂Si, Cu₂Al, Zn₂Mg gibi çökelen fazların boyutları artmakta ve çözeltide kalan alaşım elementi miktarı azalmaktadır.

Sıcak basma testinde numunelerin 500 °C olan test sıcaklığına ulaşma ve bu sıcaklıkta kalma süresi toplam 10 dakikadır. 10 dakika süre içerisinde ısıtılan yavaş soğutulmuş numunelerde daha düşük oranda çözünme gerçekleşmekte ve matriste Mg, Si, Zn ve Cu elementlerinin ulaştığı doymuşluk oranı değerleri düşüktür. Oysa hızlı soğutulmuş malzemede fazlar ince olduğu için çözünme daha hızlı gerçekleşmekte ve zaten Mg, Si, Zn ve Cu açısından yavaş soğutulana göre var olan ya da homojenizasyon safhasında kalan daha yüksek orandaki çözeltide kalma değeri daha da yükselmektedir.

Bilindiği üzere sıcak şekillendirmede şekil değiştirme gerilmesi (σ_f) $\sigma_f = C \cdot \dot{\epsilon}^m$ formülü gereği, gerinim hızı duyarlılık üssü katsayısı m değerine bağlıdır. Katı çözelti alaşımlarında m değerleri çok yüksektir. Bu değerlerinin yüksek olması şekil değiştirme gerilimini artırır ve birim zamanda çalışabilirlik hızını düşürür. Yukarıda kısaca belirtilen unsurlar homojenizasyon soğutma sürecindeki hızın şekil değiştirme gerilmesi üzerindeki etkisini açıklamaktadır.

3.2 Homojenizasyon Soğuma Hızı- Yaşlanma (sertleşme) Kabiliyeti İlişkisi

Sıcak basma ve su verme işlemi takiben Al-6061 ve Al-6082 alaşımlarında 175°C' da 8 saat ve Al-7075 alaşımında 135°C' da 12 saat süreyle yürütülen yapay yaşlandırma işlemi sonrası ölçülen sertlik değerlerinin homojenizasyon soğutma hızı ile değişimi Şekil 8'de sunulan grafikte gösterilmiştir.



Şekil 8: Al-6061, Al-6082 ve Al-7075 alaşımlarının yaşlanma kabiliyetine homojenizasyon soğuma hızının etkisi (log skala kullanılmıştır) (Al-6061 ve Al-6082 alaşımlarının yaşlandırma sıcaklık ve süresi : 175 °C-8 saat, Al-7075: 135 °C-12 saat).

İlgili grafikten görüleceği üzere homojenizasyon sıcaklığından 200 °C'a 0.4 °C/dk hızla soğutulan Al-6061 alaşımı numunesinde yaşlandırma işlemi ile 97 HB ulaşılabilirken, suda soğutulan (10⁶ °C/dk) numunenin sertliği 109 HB olmuştur. Aynı hızlarda soğutulan Al-6082 alaşımı numunelerde yaşlandırma sonrası ölçülen sertlik değerleri sırasıyla 85 ve 114 HB'dir.

Al-7075 alaşımı için ise 0.4 °C/dk hızla soğutulan numunede ölçülen sertlik değeri 155 HB iken, suda soğutulan (10⁶ °C/dk) numunenin sertliği 175 HB olarak belirlenmiştir.

Homojenizasyon soğutma hızının yaşlanma sertleşmesi üzerindeki etkisini şekil değiştirme gerilmesindeki farklılıkların izahına benzer şekilde açıklamak mümkündür. Homojenizasyon sıcaklığından çökelmelerin ihmal edilebileceği sıcaklığa daha yüksek hızlarda soğutulan ve ısıl işlemle sertleştirilebilen alüminyum işlem alaşımlarında homojenizasyon prosesi soğutma hızındaki artış daha ince fazların çökmesini sağlamakta ve matriste daha yüksek oranda alaşım elementinin çözeltide kalmasına yol açmaktadır. Sıcak basma testi öncesi ön ısıtma sürecinde ince fazların çözünme hızı, yavaş soğutulan numunelerde çökelen iri fazlara göre daha yüksek olduğundan matriste daha fazla alaşım elementi geçmektedir. Daha açık bir ifadeyle hızlı soğutulan numunelerde daha yüksek çözünme oranları elde edilmektedir. Takibi yapay yaşlandırma işlemi süresince bu elementler yapı içinde daha ince ve üniform şekilde çökelerek daha yüksek sertlik değerlerinin eldesine olanak tanımaktadır. Halen yürütülen

mikroyapısal etüdler ve özellik karakterizasyonları(örneğin elektiksel iletkenlik değerlerinin ölçümü) sonucunda elde edilecek bulgular bu sonuçların daha net bir şekilde açıklanabilmesini sağlayacaktır.

4. GENEL SONUÇLAR

Deneyisel bulgulardan aşağıdaki genel sonuç çıkarılmıştır. Orta ve yüksek mukavemetli ısıl işlemle sertleştirilebilen alüminyum alaşımlarının fabrikasyon proses zincirinde önemli bir adım olan homojenizasyon işlemi soğutma hızındaki düşüş, şekil değiştirme gerilimini (σ_f) ve sertleşme kabiliyetini düşürmektedir. Bu alaşımlar için standartlarda öngörülen sertlik değerlerini elde edebilmek için homojenizasyon soğutma hızının alaşıma bağlı olarak kritik bir değerin altına düşürülmemesi gerekmektedir.

KAYNAKLAR

1. Türkiye Alüminyum Sanaicileri Derneği(TALSAD) Faaliyet Raporu, 2008.
2. E. Keleşoğlu ve Y. Eraslan, (Çeviri), Alüminyum Ekstrüzyon Teknolojisi, İstanbul 2005.
3. Kaiser Aluminum and Chemicals Inc., Aluminium Extrusion Alloys, Oakland, California, 1964.
4. C. E. Person and R. N. Parkins., The Extrusion of Metals, London, 1960.
5. R. Bozdoğan and M. Çiğdem, Z. Metallkunde, 91 1, 79-87, 2000 .
6. R. Bozdoğan, M. Çiğdem, Metal Dünyası, 9 2, 24-32. 1994.
7. S.C. Bergsma, M.E. Kassner, X. Li and R.S. Rosen, 3rd International Conference on Processing and Manufacturing Advanced Materials, Las Vegas, NV, December 4-8, 211-218. 2000.
8. R. Bozdoğan, and M. Çiğdem, "The effect of superheating temperature, solidification rate and soaking temperature on the precipitation characteristics of phases in Al-7175 aerospace alloy" Z. Metallkunde, January, 91, 10, 79-87. 2000.
9. R. Bozdoğan and M. Çiğdem, "Rapid solidification of Al-7175 aerospace alloy" Practical Metallography, January , 32, 1, 2-17, 1995.
10. M. Çiğdem and Y. Eraslan, " The dependence of hot deformation-recrystallisation properties of Al-6063 (Etial-60) alloy on homogenisation practice" Z. Metallkunde, January , 93, 1, 28-32, 2002.
11. M. Çiğdem and A. Akdoğan, "The responses of structure and mechanical properties of high strength aluminium alloys (2014, 2024 and 7075) to solution treatment" Alüminyum, 13, 17-24, 1992.
12. W.E. Jominy and A.L. Boegehold, Transactions of the American Society for Metals, 574-578,1938.
13. R.A. Siddiqui, H.A. Abdullah and K. R. Al-Belushi, Journal of Materials Processing Technology, 102, 234-240, 2000.
14. S.T. Lim, S.J. Yun, and S.W. Nam, Materials Science and Engineering A, 371, 82-90, 2004.
15. W.F. Smith and N.J. Grant, Metallurgical Transactions, 1 ,6, 1735-1740, 1970.
16. M. Conserva, E. Di Russo and O. Caloni, Metallurgical Transactions, 2 ,4, 1227-1232, 1971.
17. D.S Thompson,B.S. Subramanya and S.A. Levy, Metallurgical Transactions, 2,4, 1149-1160.,1971.
18. P.A. Rometsch, S.C. Wang, A. Harriss, P.J. Gregson and M.J. Starink, Materials Science Forum, vol. 396, 655-660,2002.
19. M.P. Thomas and J.E. King, Scripta Metallurgica, 31 2, 209-214,1994.

20. M. Conserva and P. Fiorini, Metallurgical Transactions, 4 ,3, 857-862,1973.
21. M.F. Komarova, N.N. Buynov and L.I. Kaganovich, Met. Metallogr., 36,3, 72-79,1973.
22. C. Öksüz, Y. Lisans Tezi, İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, 1996.
23. M.J. Couper and I.J. Polmear, Journal of Materials Science Letters, 6,8, 922-924,1987.
24. H. Zoller and A. Reid, Z. Metallkunde, 62 ,5, 354-358,1971.
25. M. Kanno,B.L. Ou, and I. Araki, Journal of The Japan Institute of Metals, 55,4, 360-365,1991.
26. G.W. Lorimer and R.B. Nicholson, Acta Met., 14,8, 1009-1013,1966.

6061 ALUMİNYUM ALAŞIMI İNCE PLAKALARIN MUKAVEMETİNİN AŞIRI PLASTİK DEFORMASYONLA İYİLEŞTİRİLMESİ

Alp Aykut KİBAR, Göktürk E. UZUNÇAKMAK, Evren TAN, C. Hakan GÜR

Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Böl., Ankara, Türkiye
aykut.kibar@tubitak.gov.tr, gokturkemre@yahoo.com, etan@metu.edu.tr, chgur@metu.edu.tr

ÖZET

Çok ince taneli içyapı oluşturularak malzemelerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla, herhangi bir boyutsal değişime neden olmayan çeşitli aşırı plastik deformasyon teknikleri geliştirilmektedir. Değişik Kanallı Açısal Presleme (DKAP) yöntemi, ince malzemelere yüksek plastik gerinme uygulanarak üstün mekanik özelliklerin elde edilmesine yöneliktir. Bu çalışmada, DKAP ile aşırı plastik deformasyon sonrasında alüminyum plakaların içyapı ve mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Aşırı plastik deformasyon, değişik kanallı açısal presleme, 6061 Al-alaşımı.

IMPROVING THE STRENGTH OF 6061 ALUMINUM ALLOY THIN SHEETS BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

ABSTRACT

Various severe plastic deformation techniques have been developed by producing ultra fine grained microstructure without changing the dimensions to improve the mechanical properties of the materials. Dissimilar Channel Angular Pressing (DCAP) method is used for obtaining superior mechanical properties by applying high plastic strains on thin materials. In this study, changes in mechanical properties and microstructure of Aluminum sheets after severe plastic deformation by DCAP method are investigated.

Keywords: Severe plastic deformation, dissimilar channel angular pressing, 6061 Al-alloy.

1. GİRİŞ

10 nm – 1µm aralığında tane boyutuna sahip malzemeler çok ince taneli (ultra fine grain) olarak sınıflandırılmaktadır [1]. Yüksek miktarda plastik gerinme sonucunda içyapıda yüksek açılı tane sınırlarının oluşması ve hücre dizileri veya tane bantlarının eş-eksenli çok ince tanelere dönüşümü sayesinde yüksek sertlik, yüksek mukavemet, yüksek kırılma tokluğu, uzun yorulma ömrü gibi üstün mekanik özellikler elde edilebilmektedir [2]. Son yıllarda, çeşitli aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin seri üretime yönelik sanayi uygulamalarında kullanımı için araştırmalar artmıştır. Eş Kanallı Açısal Presleme (Equal Channel Angular Pressing), Değişik Kanallı Açısal Presleme (Dissimilar Channel Angular Pressing), Hidrostatik Basıncılı Burma (High Pressure Torsion), Çok Pasolu Dövme (Multi Pass Coin Forging), Tekrarlı Buruşturma-Düzleştirme (Repetitive Corrugation and Straightening), Biriktirici Hadde (Accumulative Roll Bonding) bu amaçla geliştirilen yöntemlerden bazılarıdır [1,3]. Eş Kanallı Açısal Presleme yöntemi, malzeme boyutlarını değiştirmeksizin çok pasolu deformasyon ile hacimli malzemelere çok ince taneli yapı kazandırmaktadır. Bu yöneme ilişkin ticari uygulamalar başlamıştır. Ancak bu yöntemin ince plaka ve saclara uygulanması mümkün olmadığından Değişik Kanallı Açısal Presleme (DKAP) yöntemi

geliştirilmiştir [4]. Özellikle sürekli döküm ile son kalınlığında elde edilmiş ince plakaların mekanik özelliklerini iyileştiren sanayi uygulamalarına imkan veren bir yöntem olarak değerlendirilmektedir [5].

Düşük sıcaklıklarda soğuk haddeleme, derin çekme gibi ağır deformasyonların tane boyutlarında önemli derecede azalmaya sebep olduğu bilinmektedir. Ancak, genelde hücreler içerisinde oluşan yapılar düşük açılı sınırlara sahip hücre yapılarıdır. Aşırı plastik deformasyon sonucunda ise yüksek açılı tane sınırına sahip çok ince taneli içyapıların olduğu birçok çalışmada gözlemlenmiştir. DKAP ve benzeri yöntemler ile 200 ± 300 nm ortalama tane boyutuna sahip içyapılar elde edilebilmektedir [6-8].

Nümerik analizler ve deneysel çalışmalar sonucunda DKAP yöntemindeki ana etkenin kayma deformasyonu olduğu saptanmıştır [5]. Aşırı plastik deformasyon sonucu oluşan kayma deformasyonunun tane şekillerine etkisi; uzamış hücre dizilerinin eş-eksenli yapıya dönüşümü şeklinde olmaktadır [2,8]. Artan gerinim miktarıyla tane boyutlarının küçülmesi hücre içi dislokasyon hareketleri ile ilişkilendirilmektedir [5,7,8]. Artan gerinimle birlikte dislokasyon süpürülmesi nedeniyle hücre içlerindeki dislokasyon yoğunluğu azalırken hücre duvarlarının dislokasyon yoğunluğunda artış olmaktadır ve bu artıştan kaynaklanan yeni hücre duvarı tiplerinin olduğu öne sürülmektedir. Çok ince taneli yapının meydana gelişi ilk olarak küçük açılı hizalanmış dislokasyon duvarı oluşumu, ardından daha yüksek hizalanma açısına sahip kısmen dönüşmüş tane sınırı oluşumu ve daha yüksek gerinim değerlerinde ise daha yüksek hizalanma açısına sahip tane sınırı oluşumu ile açıklanmaktadır. Bu sürekli dönüşümlere bağlı olarak, yüksek açılı tane sınırı miktarının artan kayma deformasyonu ile kritik bir gerinim değerine kadar arttığı düşünülmektedir [8].

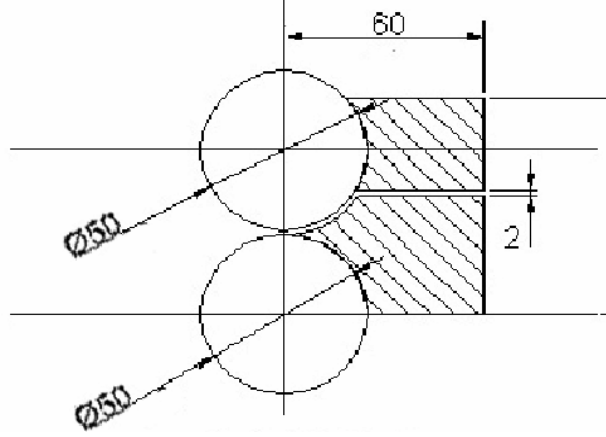
Bu bildiride, DKAP sonrasında 6061 alüminyum alaşım 2 mm kalınlığındaki plakaların mekanik özelliklerinde gözlemlenen değişimler ele alınmakta ve başlangıç deneylerinden elde edilen sonuçlar aktarılmaktadır.

2. DENEYSEL YÖNTEM

Çok pasolu deformasyonun sağlanması amacıyla ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde geliştirilen DKAP sistemi kullanılmıştır (Şekil 1). Sistem, merdane mekanizması ve şekillendirme kalıbından oluşmaktadır. Numuneler, 50 mm çaplı merdanelerin yardımıyla şekillendirme kalıbına girmektedir. Yeterli sürtünme kuvvetini oluşturabilmek için merdane yüzeylerinin sağ ve sol kısmında 15 mm'lik ve orta kısmında 10 mm'lik pürüzlü bölgeler yer almaktadır. Şekillendirme kalıbı, kanal boşlukları birbirinden farklı iki kanaldan oluşmaktadır. 2 mm kalınlığındaki plakaların deformasyonu için tasarlanan kalıpta giriş kanalının kalınlığı 1.9 mm, çıkış kanalının kalınlığı ise 2.0 mm'dir.

300mmx120mmx2mm boyutlarında kesilen 6061-T6 numuneler, 415°C'de 2 saat tavlansmıştır. Bunlardan dört tanesi DKAP sisteminden oda sıcaklığında 20 cm/dakika hızla sırasıyla 1, 2, 3 ve 4 paso geçirilmiş, bir numune ise referans numunesi olarak bırakılmıştır.

Uygulanan deformasyonun etkilerini görmek amacıyla, numunelere sertlik ve çekme deneyleri uygulanmıştır. Struers sertlik cihazı ile 15.6 kg yük altında 2.5 mm bilye ile Brinell sertlik değerleri elde edilmiştir. Schimadzu dijital çekme cihazı sistemiyle ASTM B557M-02a standardına göre hazırlanan çekme numunelerine çekme deneyi uygulanmıştır.



Şekil 1. DKAP sisteminin şematik görünümü [1]

3. BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

Mekanik özelliklerdeki değişimler, etkin gerinme değerine bağlı olarak analiz edilebilir [1]. DKAP ile elde edilecek etkin gerinim, modifiye edilmiş Segal modelinde paso sayısı (N), kalınlık oranı (K) ve oblik açısı (Φ) ile ilişkilendirilmektedir [1,5,10].

$$\varepsilon = \frac{2N}{\sqrt{3}} K^2 \cot\left(\frac{\Phi}{2}\right) \quad (1)$$

Geliştirilen düzenekte (120° kalıp açısı; 0.950 kalınlık oranı) farklı sayıda DKAP pasosu için hesaplanan etkin gerinim değerleri Tablo 1’de verilmiştir.

Tablo 1. DKAP pasolarına karşılık gelen etkin gerinme değerleri

N	1	2	3	4
ε	0.602	1.203	1.805	2.407

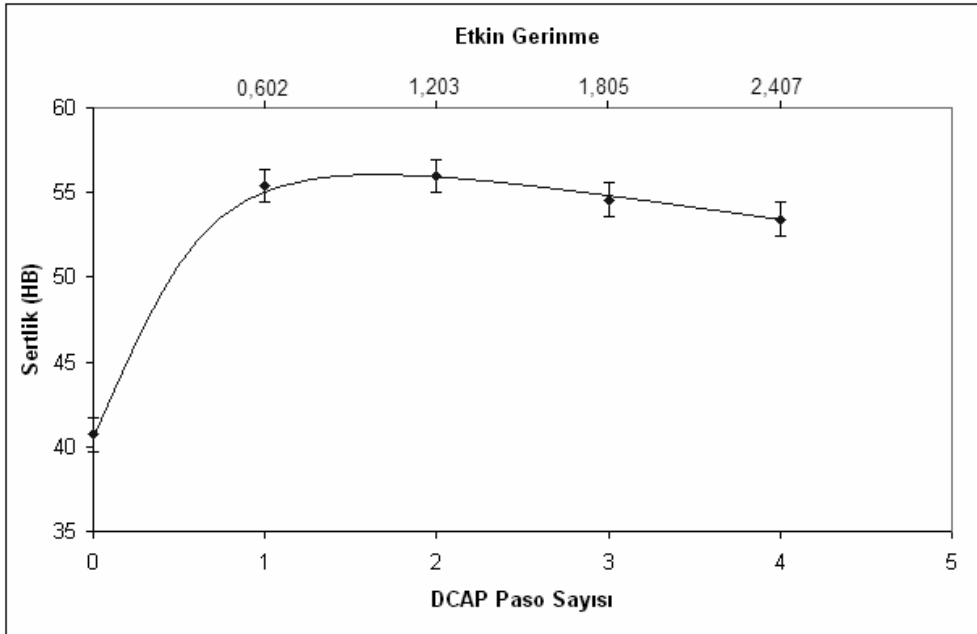
Şekil 2, DKAP paso sayısına bağlı olarak sertlik değerlerindeki değişimi göstermektedir. Deforme edilmemiş numunenin sertliği 40 HB iken 1 paso geçirilmiş numunenin sertliği yaklaşık %38 artışla 55 HB’e yükselmiştir. 2 paso geçirilmiş numunede gözle görünür herhangi bir artış gözlenmezken, yaklaşık 1.8 etkin gerinme değerine karşılık gelen 3. DKAP pasosundan itibaren sertlikte düşme eğilimi başlamıştır.

Benzer eğilim, çekme deneylerinde elde edilen akma mukavemeti değerlerinde de gözlemlenmiştir. Şekil 3, DKAP sonrası paso sayısına bağlı olarak numunelerin akma mukavemetindeki değişimini göstermektedir. Numunelerin akma mukavemeti ilk iki pasoda artış gösterirken sonraki pasolarda herhangi bir artış gözlemlenmemiştir. İki paso sonucunda malzemenin akma mukavemeti 113 MPa’dan 196 MPa’a yükselerek %73’lük bir artış göstermiştir. Bu artış, Hall-Petch yasasına göre, tane boyutundaki düşüşün bir göstergesidir.

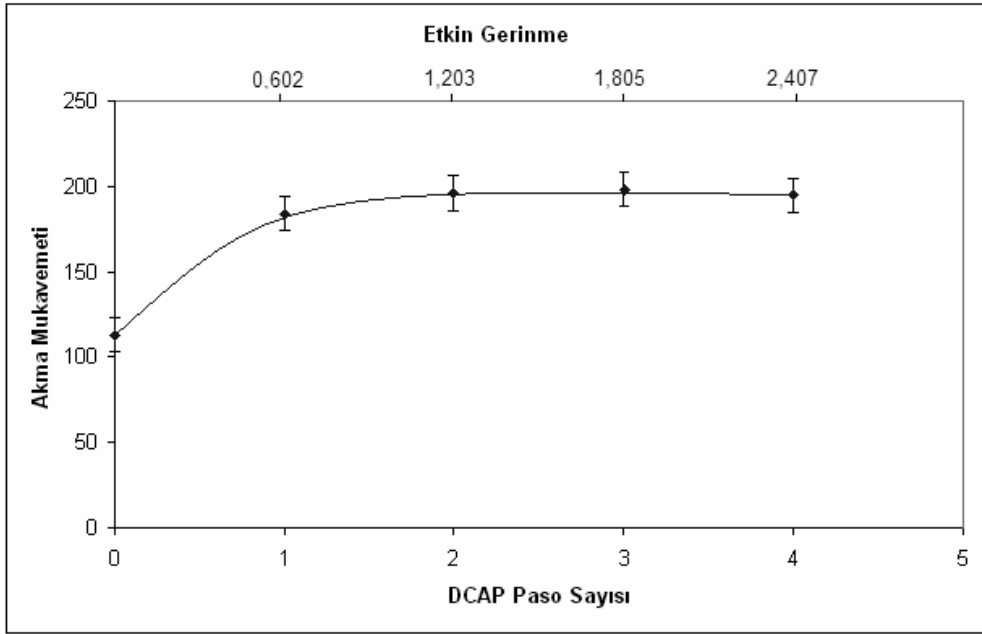
Literatürde, uygulanan deformasyonla birlikte dislokasyon dolanımı sonucu oluşan hücre yapısının granüler yapıya dönüştüğü, ardından zıt yönlü dislokasyonların hücre duvarlarında birbirini yok etmesiyle çok ince taneli yapının oluştuğu ileri sürülmektedir [6]. Diğer bir çalışmada ise çok ince taneli yapının oluşmasının sırasıyla; hücre duvarlarının poligonize dislokasyon duvarına, daha sonradan kısmen dönüşmüş tane sınırına ve son olarak da çok ince taneli yapıya dönüşümü şeklinde gerçekleştiği belirtilmektedir [8]. TEM görüntüleri ile desteklenen diğer bir çalışmada, DKAP uygulanan Al alaşımı şeritlerin bir kaç paso geçişi sonucunda ulaşılan kritik gerinim miktarının düşük dislokasyon yoğunluğu ve yüksek açılı tane sınırlarıyla belirlenen çok ince taneli yapının oluşmasına neden olduğu ve bu değeri aşan gerinimlerde sertlik değerlerinde düşme gözlemlendiği belirtilmiştir [5]. Şekil 2’de elde edilen sertlik değerlerinde 2 pasoluk DKAP uygulaması ardından elde edilen yaklaşık 1.2 değerindeki birikmiş gerinme miktarının Lee ve diğerlerinin çalışmasında öne sürülen kritik gerinme miktarı olabileceği değerlendirilmektedir. Bu gerinme miktarında çok ince taneli yapının oluştuğu ve bu değer üstündeki gerinimlerde sertlik değerinde gözlemlenen düşüşün Valiev ve diğerlerinin [6,8] çalışmalarında açıklanan tane boyutundaki artıştan kaynaklandığı düşünülmektedir.

4. SONUÇLAR

6061 alüminyum alaşımı ince plakalara farklı sayıda DKAP pasosu ile aşırı plastik deformasyon uygulanarak çok ince taneli içyapılar elde edilmiştir. Yaklaşık 1.2 ‘lik bir etkin gerinim değerine karşılık gelen 2 paso DCAP optimum sonuçları vermiş; malzemenin akma mukavemetinde %73, sertlik değerinde ise %38 artış gözlemlenmiştir. Paso sayısının daha fazla artırılması mukavemette önemli bir değişikliğe neden olmamış, sertlik değerinde ise hafif bir azalma olmuştur. DKAP yöntemi ile Al-alaşımı ince plakalarda önemli oranda mukavemet artışının sağlanabileceği ve daha da geliştirilerek sanayi uygulamalarına aktarılabilceği anlaşılmıştır.



Şekil 2. Sertlik değerinin DCAP paso sayısı ve etkin gerinmeye bağlı değişimi



Şekil 3. Akma mukavemetinin (MPa) DCAP paso sayısı ve etkin gerinmeye bağlı değişimi

Teşekkür: Yazarlar, geliştirilen deformasyon sistemi için 105M174 numaralı proje çerçevesindeki mali katkısından dolayı TÜBİTAK ' a teşekkür ederler.

KAYNAKLAR

1. G.E. Uzunçakmak, E. Tan, C.H. Gür, "DCAP işleminin 6061 Al-alaşımı şeritlerin mekanik özelliklerine etkisi" 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi -İstanbul, Bildiriler CD, p.158, 16-18 Ekim 2008
2. R.Z. Valiev, G. Terence, Langdon, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement", Progress in Materials Science, 882-981, February 2006
3. Terry C, Lowe and R.Z. Valiev, "The use of severe plastic deformation techniques in grain refinement", October 2004
4. J.Y. Suh, J.H. Han, K.H. Oh, J.C. Lee, "Effect of deformation histories on texture evolution during equal- and dissimilar-channel angular pressing", Korea Institute of Science and Technology (KIST), Seoul National University, April 2003
5. J.C. Lee, H.K. Seok, J.Y. Suh, "Microstructural evolutions of the Al strip prepared by cold rolling and continuous equal channel angular pressing", Korea Institute of Science and Technology (KIST), May 2002
6. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Progr. Mater. Sci., "Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation" vol.45, p.103., 2000
7. A.P. Zhilyaev, D.L. Swisher, K. Oh-ishi, T.G. Langdon, T.R. McNelley, "Microtexture and microstructure evolution during processing of pure aluminum by repetitive ECAP" Materials Science and Engineering, A429, 137-148, 2006
8. C.P. Chang, P.L. Sun, P.W. Kao, Acta Mater, "Deformation induced grain boundaries in commercially pure aluminium", 48:3377, 2000
9. V.M. Segal, Mater. Sci. Eng.A, vol.197, "Materials processing by simple shear", p.157, 1995
10. V.M. Segal, V.I. Reznikov, A.E. Drobyshevskiy, V.I. Kopylov, "Plastic working of metals by simple shear" Russ Metall, vol 1, p1880, 1981

TİCARİ SAFLIKTAKİ ALUMİNYUMUN MİKRON ALTI BOYUTTA EKAP YÖNTEMİYLE ÜRETİMİNİN OPTİMUM KOŞULLARI

Nilüfer EVCİMEN*, Yahya BAYRAK *, Selda ÜÇÜNCÜOĞLU **, Ahmet EKERİM*

* Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul,
ekerim @yildiz.edu.tr

** TÜBİTAK- MAM., Gebze-Kocaeli
Selda.Ucuncuoglu@mam.gov.tr

ÖZET

Geleneksel plastik şekillendirme yöntemlerine alternatif olarak geliştirilen Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP) yöntemi, malzemenin şekil ve boyutunda hiçbir değişiklik olmaksızın, malzeme içerisinde büyük miktarda deformasyon oluşturarak tane boyutun mikron altı seviyeye getirmek için kullanılmaktadır.

Bu çalışma kapsamında, ticari saflıktaki alüminyumun EKAP - Conform yöntemi kullanılarak ortalama tane boyutunu mikron altı seviyelere getirilmesinde etkili olan parametrelerin belirlenmesi ve bunların optimizasyon çalışmaları yapılmıştır. EKAP prosesi öncesi ve sonrasında tane boyutunda meydana gelen değişimi belirlemek amacıyla numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde tavlannmıştır. Ayrıca tavlannmış numunelerin mikroyapılarından ortalama tane boyutları hesaplanmıştır. EKAP prosesine etki eden parametrelerin optimizasyonu için paso sayısı sabit tutularak Taguchi deneysel yaklaşımı yapılmıştır. Tasarım sonuçları doğrultusunda paso sayısı artırılarak deneysel çalışmalara devam edilmiştir. 11 paso sonrasında mikron altı tane boyutuna ulaşılmış numunelerin ışık mikroskobu, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve geçirim elektron mikroskobu (TEM) incelemeleri yapılmıştır.

Sonuç olarak ticari saflıktaki alüminyum numune üzerinde EKAP-Conform sistemi kullanılarak yapılan denemeler oldukça başarılı olmuştur. Tane boyutu, yöntem ve optimize koşullar doğrultusunda yaklaşık 1µm'ye kadar indirilmiştir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum, EKAP, mikron altı, tavlama.

OPTIMIZATION PARAMETERS ON PRODUCTION OF SUBMICRON COMMERCIAL PURITY ALUMINIUM BY ECAP PROCESS

ABSTRACT

Equal Channel Angular Pressing (ECAP) method which was improved as an alternative method to conventional plastic forming methods without any change in shape and size of the material is used to obtain submicron grain size by forming large amount of deformation inside of the material.

Include in the scope of this study, both determination and optimization studies of effective parameters to obtain submicron average grain size on commercial purity aluminum by using ECAP – Conform method were done. Samples were annealed at different temperatures and times for assigning the changes in grain size before and after ECAP process. Moreover, average grain size was measured from the microstructures of annealed samples. Optimization of affective parameters on ECAP process, Taguchi experimental approach was done at constant

pass. Experimental studies were carried on increasing the passes number depending on the design results. After 11 pass, submicron samples were obtained and optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and transition electron microscopy (TEM) investments were done.

At the end of this study, experiments were successfully accomplished on commercial purity aluminum by using ECAP – Conform system. According to method and optimize conditions grain size was reduced nearly 1 μ m.

Key words: Aluminum, ECAP, submicron, annealing.

1. GİRİŞ

Al ve alaşımlarında termomekanik işlemlerle devam eden geleneksel yeniden kristalleşme prosesleriyle tane boyutunu 10 μ m altına indirmek çok güçtür. Bunun nedeni Al ve alaşımlarının doğasından kaynaklı yığılma hata enerjisi o kadar büyüktür ki oluşan dislokasyonlar eski haline kolayca dönebilmektedir. Bununla birlikte Al alaşımlarında dislokasyonlara bağlı gerinim enerjisi daha düşük miktarda bulunmaktadır ve bu nedenle yeniden kristalleşme için gerekli olan enerji miktarı da azalmaktadır. Bu durum yüksek miktarda depolanmış enerjilerle yeniden kristalleşme sonucu küçük tane oluşumu olarak da bilinen tane küçültme teoremiyle de bağdaşmamaktadır [1]. Al alaşımlarında yeniden kristalleşme yöntemleri kullanılarak tanelerin küçültme prosesinde yaşanan zorluklara rağmen eş kanallı açısız presleme tekniğiyle (EKAP) boyutları 1 μ m altında taneler elde etmek mümkündür[2]. İlk kez 1981 yılında Segal ve arkadaşları tarafından geliştirilen teknikte amaç; kesit alanını değiştirmeksizin silindirik veya dikdörtgen kesitli malzemeleri aşırı deformasyona uğratarak tane boyutunu küçültmektir[3]. EKAP yöntemi, Φ eş kesitli iki kalıbın kesişim açısı, Ψ kanalların dış kavisi açısı olmak üzere, Φ ve Ψ açısız kalıp içerisinde numunelerin preslenmesi esasına dayanmaktadır[4]. Ayrıca mikroyapının oluşumunu da etkileyen bu açılar 0° ile 360° arasında değiştirilmekte olup, çoğu deneylerde $\Phi=90^\circ$, $\Psi=0^\circ$ açıları kullanılmıştır[5-6].

EKAP türleri; geleneksel EKAP sistemi [7], çoklu paso EKAP sistemi, döner kalıplı EKAP sistemi[8], paralel kanallı EKAP sistemi ve EKAP-Conform sistemi şeklindedir. Bu sistemlerden EKAP-Conform prosesi ilk olarak 30 yıl önce tel çekme ürünleri için sürekli ekstrüzyon işlemi olarak keşfedilmiştir. Prosesin prensibi sürtünme kuvvetinden yararlanmaya dayanmaktadır. Şekil 1’de de görüldüğü gibi, merkezdeki döner merdane bir kalıp ve çalışma parçasının bu kalıp içine beslenmesi sonucu malzeme plastik deformasyona uğramaktadır[9],

Son on yılda yapılan çalışmalarda başta alüminyum ve alüminyum alaşımları olmak üzere bakır, magnezyum, nikel, titanyum ve çelik için EKAP tekniği uygulamaları gerçekleştirilmiştir [10].

Eş kanallı açısız presleme yöntemindeki önemli parametreler; kalıp açıları; kanal açısı (ϕ) ve köşe açısı (ψ), işlem rotaları ve presleme sayısı, işlem sıcaklığı, presleme hızı ve üretilecek numunenin biçimi şeklinde sıralanmaktadır [11].

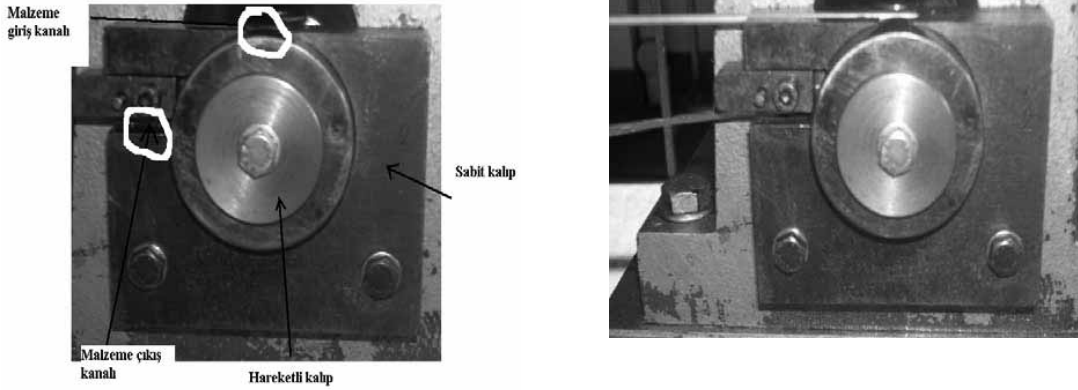
Bu çalışmada mikronaltı tane boyutu elde edebilmek amacıyla EKAP prosesine etki eden parametrelerin optimizasyonu gerçekleştirilmiştir. Proses öncesi ortalama tane boyutunun prosese etkilerini belirlemek amacıyla Taguchi [12] deneysel tasarım yöntemi kullanılmış, tasarım sonucu elde edilen veriler yardımıyla mikronaltı tane boyutuna sahip malzeme üretilmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalar 4 mm çaplı ticari saflıktaki Etial F1 alüminyum tel numuneler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numunelerin kimyasal bileşimi HILGER Analytical optik emisyon spektrometresiyle belirlenmiştir.

Başlangıç tane boyutunun EKAP prosesi sonrasındaki değişimini belirlemek amacıyla numuneler EKAP işlemi öncesinde farklı sıcaklık ve sürelerde tavlansınarak tane boyutları ölçülmüş ve ortalama tane boyutları hesaplanmıştır (Numune 1, 2, 3, 3x, 3y, 4, 4x, 4y ve 4z). Daha sonra numunelere 6 pasoluk EKAP prosesi uygulanarak tanelerin mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

EKAP deney düzeneği silindirik iç ve dış kalıptan oluşacak şekilde tasarlanmıştır. EKAP kalıbı hazırlanırken ve deneyler yapılırken EKAP-Conform prosesi göz önünde bulundurulmuştur [13]. Şekillendirmenin yapılışı Şekil 1’de gösterilmektedir. Kalıba silindirik olarak giren malzeme, içte bulunan hareketli kalıba açılmış kanaldan geçerek 90° yön değiştirerek sürekli beslenmiştir. Malzeme ile kalıp arasında sürtünme kuvveti oluşmakta ve oluşan bu sürtünme kuvveti merdanenin dönmesiyle ilerlemeyi sağlamaktadır. Biri sabit ve diğeri hareketli olan ve iki parçadan yapılan kalıbın hareketli olanı iç kısımda bulunmakta, böylece içte bulunan hareketli kalıp malzemenin ilerlemesini sağlamaktadır. Sabit dış kalıp malzemeyi bir noktada durdurmakta ve yön değiştirmeye zorlamaktadır. Hareketli kalıp içinde oluşan sürtünme kuvveti malzemeyi sabit kalıpta bulunan kanal çıkışından dışarı itmektedir [6].



Şekil 1. Deney düzeneği; **a-** Malzeme beslenmeden önceki görünüşü, **b-** Malzeme beslendikten sonraki görünüşü.

EKAP uygulamasında yağlayıcı olarak, Teknik Alüminyum Firmasından temin edilen alüminyum hadde yağı kullanılmıştır.

Numuneler üzerinde geleneksel metalografi inceleme yöntemleri kullanılmıştır. %5’lik HF çözeltisi ile 2 dakika süresince dağlandıktan sonra 1000X büyütmeli LEICA DFC280 Image Analyzer marka ışık mikroskopunda incelenmiştir. Ayrıca Numunelerdeki tane boyutunun belirlenmesinde Heyn çizgisel kesişme (Heyn Linear- Intercept) metodu kullanılmıştır.

EKAP prosesi öncesinde yapılan tavlama optimum sıcaklık ve sürenin belirlenmesi amacıyla tane boyut değişimleri Taguchi deneysel yaklaşım yöntemi doğrultusunda L8 Deney Tasarımı Şablonu ve Normal Olasılık Grafiği kullanılarak belirlenmiştir

EKAP prosesinde etkili olan parametrelerin optimizasyonu sonrasında EKAP prosesi paso sayısı artırılarak mikroyapıda meydana gelen değişimler ise Zeiss Axio Imager.A1 model ışık mikroskobu kullanılarak incelenmiştir. İnceleme için numunelerin hazırlanmasında izlenen yöntem; SiC ile zımparalama, 1µ elmas pasta ile kaba parlatma ve 0,5µ kolloidal silika ile ince parlatma şeklindedir. Bu şekilde hazırlanan numuneler tane sınırlarının ortaya çıkarılması için Barker çözeltisi olarak ta bilinen %4'lük hidrofloroborik asit çözeltisi kullanılarak elektrolitik olarak dağlanmıştır.

Numunelerin Tarama Elektron Mikroskobu analizi için Oxford EDS sistemi ve Inca yazılımı donanımlı JEOL-JSM-6335 FEG model Taramalı Elektron Mikroskobu'nda 20 kV'da incelemeler gerçekleştirilmiştir.

Karakterizasyon amacı ile TEM incelemeleri için ECAP prosesinden 11 paso ile geçirilen Al numuneler 3 mm çapında disk halinde elde edildikten sonra mekanik olarak SiC zımpara ile ~120 µm kalınlığa inceltiştir ve elektrolitik parlatma yöntemi ile %25 nitrik asit + %75 metanol çözeltisi kullanılarak -30°C'de 25V (40 mA) uygulanarak hazırlanmıştır. Hazırlık aşaması tamamlanan numuneler JEOL 2100 HRTEM (Yüksek Çözünürlüklü Geçirim Elektron Mikroskobu) ile 100kV değerinde incelenmiştir.

3. SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR

3.1. Kimyasal Analiz

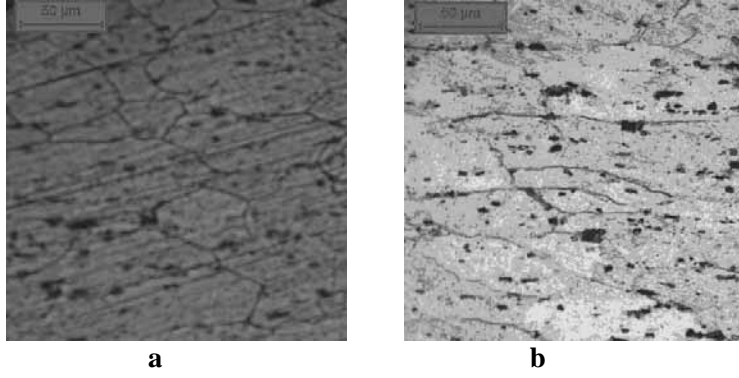
Ticari saflıktaki Etial F1 alüminyum tel numunenin kimyasal analiz sonuçları Tablo1'de yer almaktadır. Tablo 1'de yer alan kimyasal analiz sonuçları Numune 1, 2, 3, 3x, 3y, 4, 4x, 4y ve 4z için geçerlidir.

Tablo 1. Deneylede kullanılan ticari saflıkta Etial F1 alaşımının kimyasal bileşimi

Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Ni
0.251	0.15	0,760	000	0,003	0,001
Mg	Zn	Pb	Sn	Ti	Al
000	0,002	0,017	0,030	0,012	Geri kalan

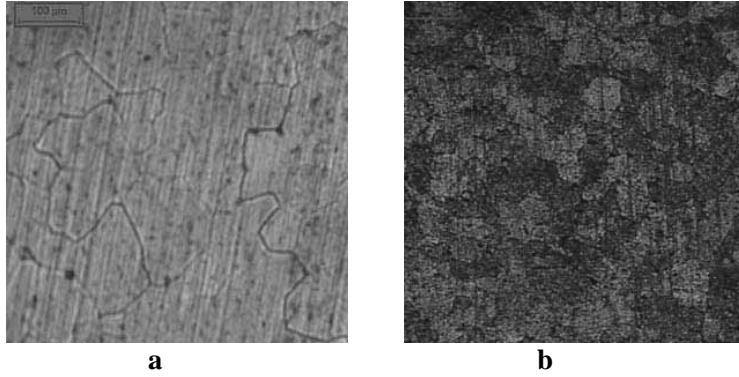
3.2. Mikroyapı ve Tane Boyutu Analizi

İlk olarak tavlama işlemi uygulanmamış Numune1'e EKAP' ta 6 paso uygulanmış ve tane boyutu hesaplanmıştır. Tavlınmamış numunenin EKAP işlemi öncesi görüntüsü Şekil 2.a' da yer alırken, EKAP sonrası mikroyapı görüntüsü Şekil 2.b de görülmektedir. Numune1'in başlangıç ve işlem sonrası ortalama tane boyutu 75 µm olarak ölçülmüştür. Numune 1'de tane boyutunda değişim meydana gelmezken, tanelerde yönelme gerçekleştiği görülmüştür. Yönelme malzemeye de anizotropi oluşturmaktadır haddeleme özelliği kazandırdığından bu durum istenmemektedir.



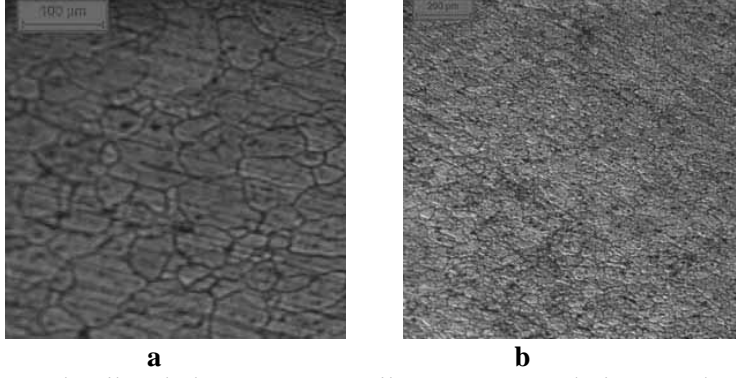
Şekil 2. Işık mikroskobu Numune 1 mikroyapı görüntüleri **a-** Tavlanmamış **b-** 6 paso uygulanmış.

Numune 2, EKAP prosesi öncesinde 450°C’ de 8 saat süresince tavlansmıştır. EKAP uygulaması sonrasında elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 3. a ve b de görülmektedir. Tavlama işlemi sonrasında elde edilen ortalama tane boyutu 100 µm’ nin üzerinde iken 6 paso sonrasında ortalama tane boyutu 60 µm’ye düşmüştür. Tavlama işlemi sonucu başlangıç tane boyutu artarak tane kabalaşması meydana gelmiştir.



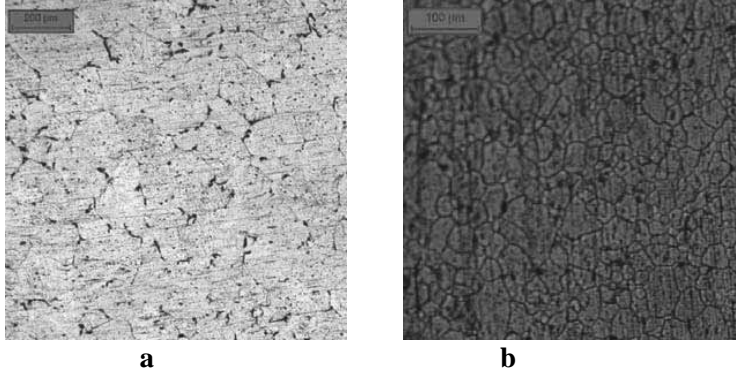
Şekil 3. Işık mikroskobu Numune 2 mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlanmamış **b-** 6 paso uygulanmış.

Numune 3 ise EKAP prosesi öncesinde 343°C’ de 1saat süresince tavlansırken, Numune 3x 4 saat ve Numune 3y 8 saat süresince tavlansmıştır. Şekil 4 a’ da Numune 3’ün tavlama sonrası görüntüsü, Şekil 4.b’ de EKAP sonrası görüntüsü yer almaktadır. Numune 3’ün tavlama sonrası ortalama tane boyutu 80 µm iken EKAP uygulaması sonrasında 30 µm’e düşmüştür. Ancak tanelerde bir miktar kabalaşma gözlenmiştir.



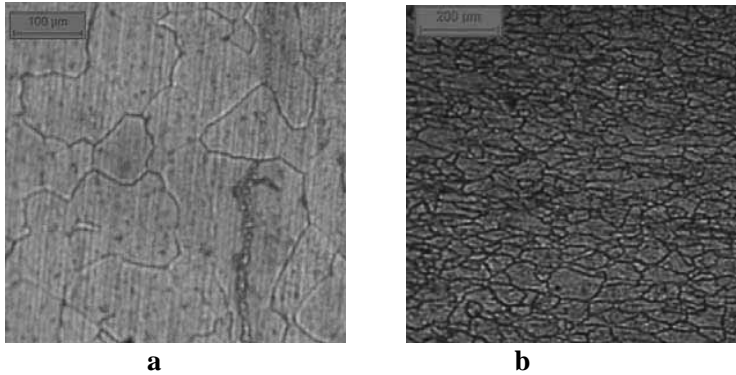
Şekil 4. Işık mikroskobu Numune 3 mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlanmamış
b- 6 paso uygulanmış.

Numune 3x için başlangıç ortalama tane boyutu tavlama süresinin artmasıyla 100 µm olarak hesaplanırken (Şekil 5.a)işlem sonrasında ortalama 40 µm' e düşmüştür. (Şekil 5.b) Sürenin artmasıyla tane kabalaşması da artmıştır.



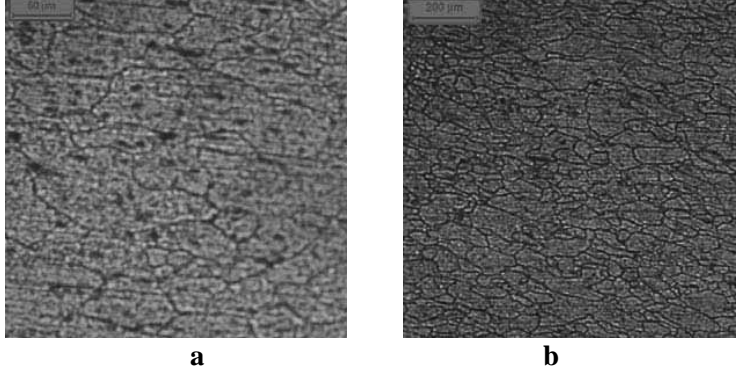
Şekil 5. Işık mikroskobu Numune 3x mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlanmamış
b- 6 paso uygulanmış.

Numune 3y 343°C' de 8 saat süresince tavlama sonucu elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.a' da yer alırken, ortalama tane boyutu 140 µm olarak hesaplanmıştır. EKAP uygulaması sonrasında elde edilen ortalama tane boyutu 60 µm' dir. (Şekil 6.b)



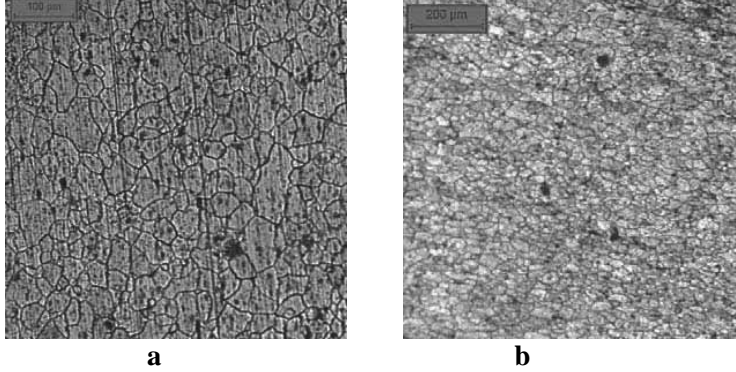
Şekil 6. Işık mikroskobu Numune 3y mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlanmamış
b- 6 paso uygulanmış.

EKAP prosesi öncesinde 323°C’ de 1saat süresince tavlanan Numune 4 sonrasında toplam tane boyutu 75 µm olup Şekil 7. a’ da görülmektedir. 6 paso sonrasında ortalama tane boyutu 61 µm olarak hesaplanmıştır. (Şekil 7.b) Ortalama tane boyutundaki değişim tavlama işlemine rağmen tanelerin toparlanması için süre yeterli olmadığından Numune 1’de ki değişime yakın değerler bulunmuştur.



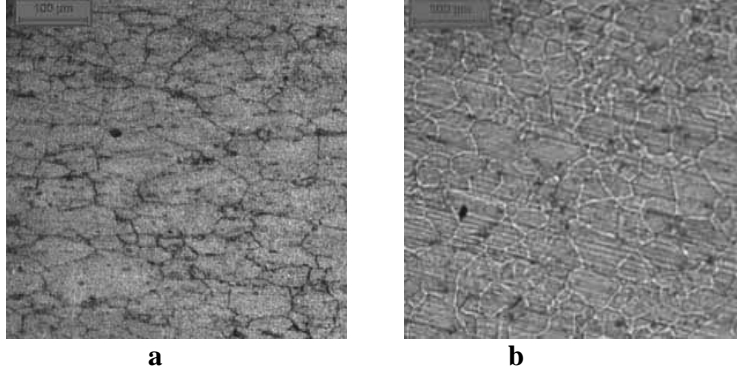
Şekil 7. Işık mikroskobu Numune 4 mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlınmamış **b-** 6 paso uygulanmış.

Numune 4x EKAP prosesi öncesinde 323°C’ de 4 saat süresince tavlınarak başlangıç ortalama tane boyutu Şekil 8.a’ da belirtildiği üzere 69 µm olarak hesaplanmıştır. Proses sonrasında hesaplanan ortalama tane boyutu Şekil 8.b’de görüldüğü gibi 20 µm olarak hesaplanmıştır.



Şekil 8. Işık mikroskobu Numune 4x mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlınmamış **b-** 6 paso uygulanmış.

Numune 4y ise proses öncesinde 323°C’ de 8 saat süresince tavlınmış sonrasında ise 6 paso uygulaması yapılmıştır. Ortalama tane boyutundaki değişim 85 µm den 35 µm’e düşmüştür. (Şekil 9.a- b.) EKAP prosesi sonrasında ortalama tane boyutunda azalma meydana gelmesine rağmen sürenin fazla olması nedeniyle tanelerde kabalaşma gözlemlenmiştir.



Şekil 9. Işık mikroskobu Numune 4x mikroyapı görüntüleri: **a-** Tavlammamış **b-** 6 paso uygulanmış.

3.3. Deneysel Tasarım

Deneysel tasarım uygulanması EKAP prosesinin başlangıç tane boyutunu proses sonrasındaki değişimine etki eden parametrelerin belirlenmesi amacıyla gerçekleştirilmiştir. Bu amaç doğrultusunda Taguçi yaklaşımının L8 deneysel tasarım şablonu ve grafikleri kullanılarak optimum tavlama sıcaklığı ve süresinin belirlenmesi hedeflenmiştir. EKAP yönteminde tane boyutuna etki eden faktörlerden yağlayıcı, presleme hızı, uygulanan gerinim optimum olarak alınırken, tane boyutunu paso sayısı arttıkça azalacağı genel kabul kriteri olarak alınmıştır. L8 deney tasarımında kalite değişkeni ve deneyi etkilemesi olası faktörler Tablo 2’de yer almaktadır.

Tablo 2. Deney tasarım notasyonu- değişim parametreleri tablosu.

Deney Tasarım Notasyonu	Değişim Parametreleri
Kalite Değişkeni (Y)	Malzemenin Tane Boyutu (μm)
Etkileme Faktörü (A)	Tavlama Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)
Etkileme Faktörü (B)	Tavlama Süresi (saat)
Etkileme Faktörü (C)	Yağ Film Kalınlığı ve Türü
Etkileme Faktörü (AB)	Tavlama Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$) + Süresi (saat)
Etkileme Faktörü (AC)	Tavlama Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$) + Yağ Film Kalınlığı ve Türü
Etkileme Faktörü (BC)	Tavlama Süresi (saat) + Yağ Film Kalınlığı ve Türü
Etkileme Faktörü (ABC)	Tavlama Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$) + Süresi (saat) + Yağ Film Kalınlığı ve Türü

Çalışmada üç farklı tip yağlayıcı kullanılarak bunların EKAP prosesine etkileri incelenmiştir. Tip1; kuru grafit, Tip 2; yağ grafit (grafit tozu ve Alüminyum hadde yağlayıcısı) ve Tip 3; Alüminyum hadde yağlayıcısıdır. EKAP prosesinde yağlayıcı uygulama esnasında meydana gelen sürtünme kuvvetini etkilemektedir. Aşırı yağlamada tanelerde uzama görülürken, az yağlama sonucu sürtünme kuvveti artarak numunenin EKAP kalıbına yapışması sorununa neden olmaktadır. Ayrıca yapışma sorunu numunenin yığılması sistemin durdurularak ve malzemeyi tahrip etmektedir. [6]

Tablo 2’de yer alan tasarım faktörleri ve ölçülen ortalama tane boyut değişimine göre oluşturulan L8 Hesap Tablosu Tablo 3’de yer almaktadır.

Tablo 3. Ortalama tane boyut dağılımı için L8 hesap tablosu.

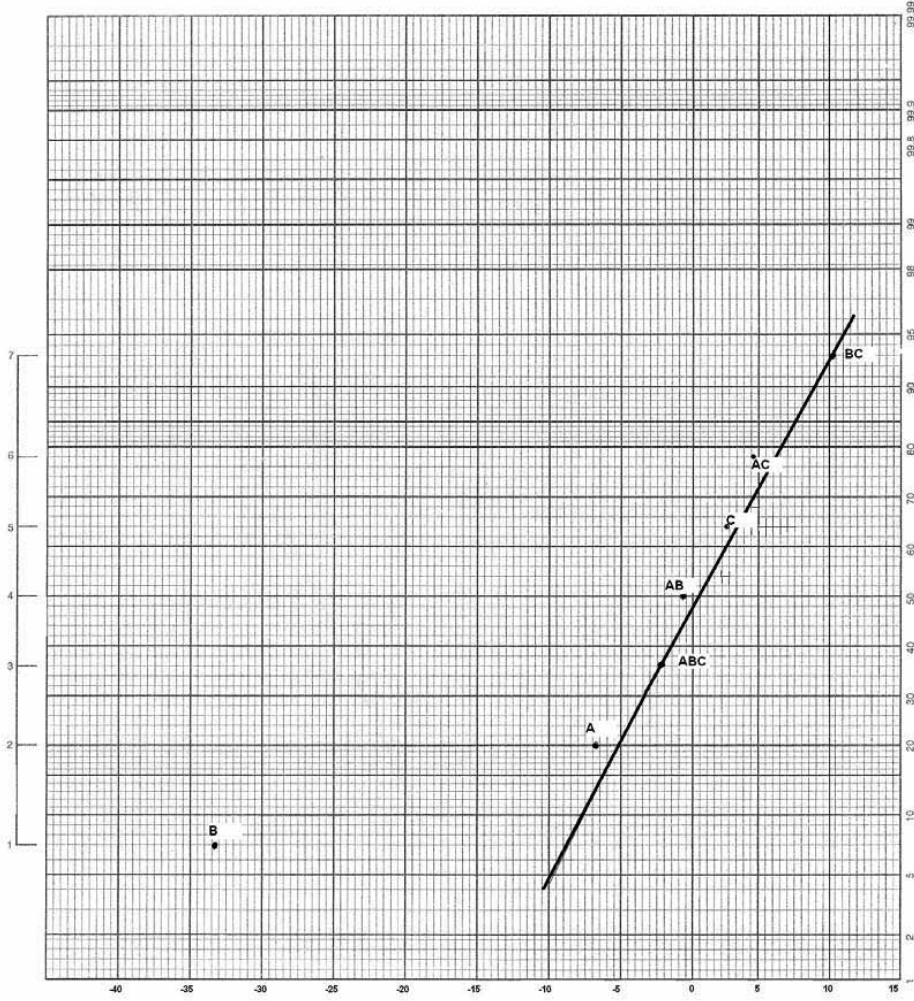
STANDART SIRA	GÖZLEM DEĞERİ	A		B		C		AB		AC		BC		ABC	
		1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
1	75	75		75		75		75		75		75		75	
2	60	60		60		60		60		60		60		60	
3	30	30		30		30		30		30		30		30	
4	40	40		40		40		40		40		40		40	
5	62		62	62		62		62		62		62		62	
6	61		61	61		61		61		61		61		61	
7	20		20	20		20		20		20		20		20	
8	35		35	35		35		35		35		35		35	
TOPLAM		205	178	258	125	187	196	193	190	182	201	171	212	196	187
SAYI	8	4	4	4	4	4	4	4	4	4	4	4	4	4	4
ORTALAM A		51.25	44.5	64.5	31.25	46.75	49	48.25	47.5	45.5	50.25	42.75	53	49	46.75
ETKİ		-6.75		-33.25		2.25		-0.75		4.75		10.25		-2.25	
SIRA		2		1		5		4		6		7		3	

Tablo 3’de elde edilen etki sıralaması sonuçlarının normal olasılık grafiğine yansıtılması sonucu Şekil 10 elde edilmiştir. Şekil 10’da da görüldüğü gibi normal olasılık eğrisinin dışında kalan parametreler A, B, AB ve C şeklindedir. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda ortalama tane boyutuna etki eden parametrelerden en önemlisinin tavlama zamanıdır. Tavlama sıcaklıkları birbirine yakın değerler olduğundan sıcaklık (Parametre B) ortalama tane boyutuna etki eden ikincil parametre iken bir diğer parametrede (Parametre C) yağlayıcı etkisidir.

3.4. Optimum Koşullar

Taguchi yaklaşımı kullanılarak gerçekleştirilen deneysel tasarım sonuçlarına göre EKAP işlemi öncesinde ortalama tane boyutunun EKAP prosesi sonrasındaki değişimini etkileyen etkin parametreler; süre, sıcaklık ve yağlayıcı kalınlığı ve türüdür. Paso sayısı sabit tutularak gerçekleştirilen tasarım sonucuna göre yağ film kalınlığı yaklaşık olarak 3 ± 1 aralığında türü olarak yağ grafit kullanılmalıdır. EKAP öncesi tavlama sıcaklığı $330 \pm 5^\circ\text{C}$, tavlama süresi $4 \pm 0,5$ saat olmalıdır.

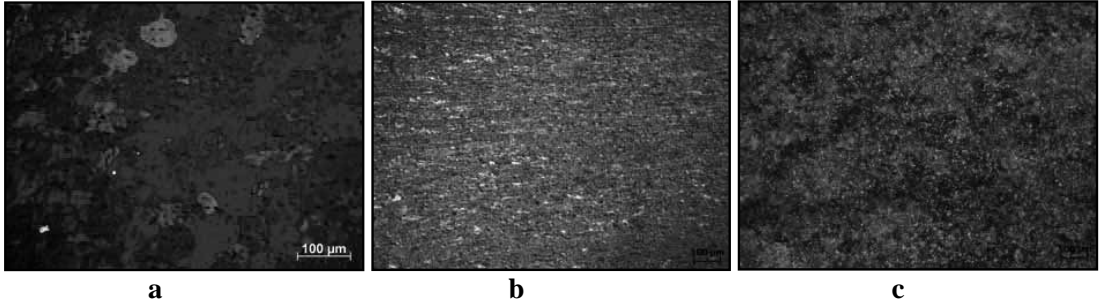
Optimum koşul aralıklarının belirlenmesi sonrasında EKAP işlemi öncesi tavlama sıcaklığı 323°C ve tavlama süresi 4 saat, yağlayıcı kalınlığı $2 \mu\text{m}$ olan yağ grafit kullanılarak paso sayısı artırılmıştır.



Şekil 10. Ortalama tane boyut dağılım normal olasılık grafiği.

3.4.1. Mikroyapı İncelemesi

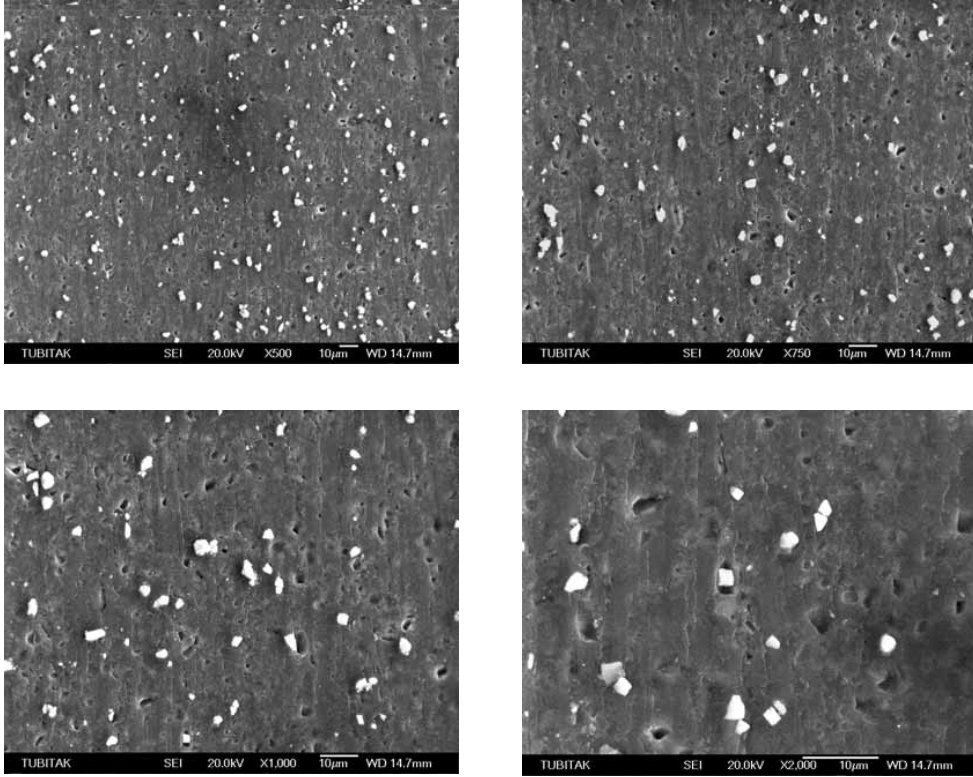
Şekil 11’de 323°C sıcaklıkta 4 saat süren ısıtma işlemi sonrası ECAP-Conform sisteminde 4, 8 ve 11 paso proses edilen numunelerin ışık mikroskobu görüntüleri verilmektedir. 4 paso sonrasında oldukça iri taneli yapıya sahip olan numuneler 8 paso sonrası yaklaşık 20µm tane boyutuna kadar indirilmiştir. Yapının tane boyutunun 11 paso sonrası yaklaşık 1µm’ye indirildiği saptanmıştır. Ayrıca 8 paso sonrasında deformasyon yönünde uzamış olan tanelerin 11 paso sonrasında eşeksenli olduğu gözlenmiştir.



Şekil 11. 323°C sıcaklıkta 4 saat süren ısıtıl işlem sonrası EKAP-Conform sisteminde **a-** 4, **b-** 8 ve **c-** 11 paso proses edilen numunelere ait ışık mikroskobu görüntüleri.

3.4.2. SEM İncelemesi

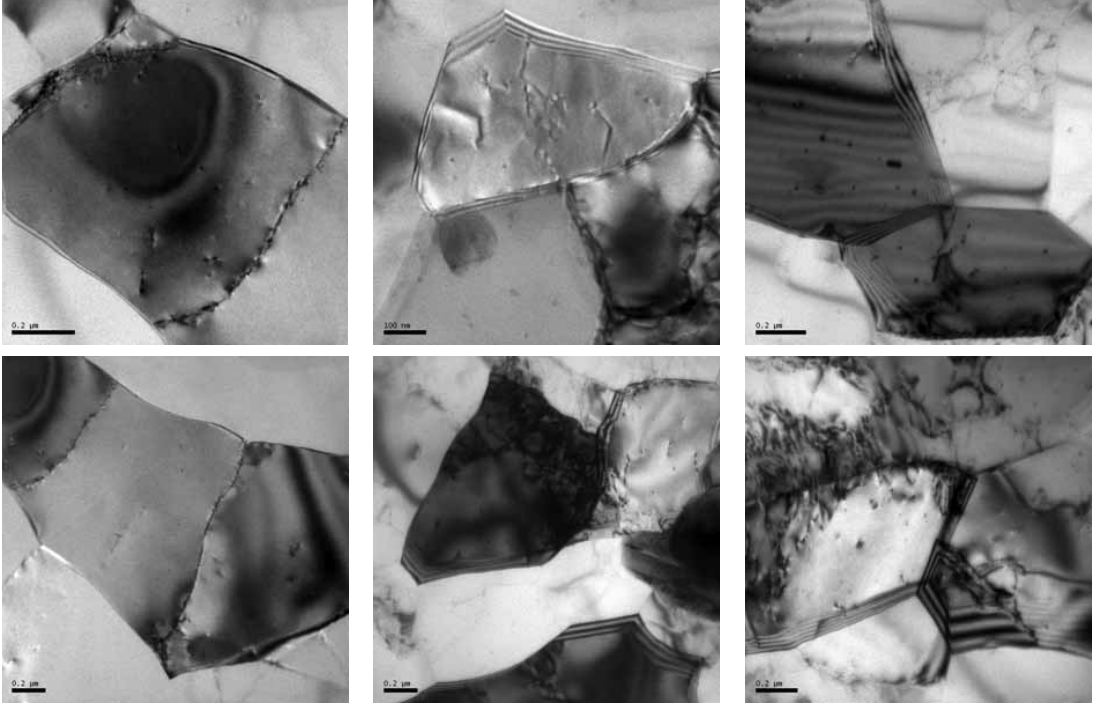
Elektron mikroskobu ile (SEM) yapılan mikroyapı incelemeleri 11 paso sonrası için yapılmış, ancak elde edilen numunelerde farklı büyütme ölçeklerinde tane sınırları ve tanelerin şekli görüntülenememiştir (Şekil 12).



Şekil 12. 11 paso sonrası elde edilen numuneye ait SEM görüntüleri.

3.4.3. TEM İncelemesi

Şekil 13’de 11 paso sonrası elde edilen numuneye ait TEM görüntüleri yer almaktadır. Ticari saflıktaki Etial F1 alüminyum numune üzerinde ECAP-Conform sistemi kullanılarak yapılan denemeler oldukça başarılı olmuş, tane boyutu yöntem kullanılarak yaklaşık 1µm’ye kadar indirilmiştir. TEM çalışmalarında tanelerin yer yer 600 nm seviyelerinde olduğu saptanmıştır.



Şekil 13. 11 paso sonrası elde edilen numuneye ait TEM görüntüleri.

4. SONUÇLAR

Ticari saflıktaki alüminyum numune üzerinde EKAP-Conform sistemi kullanılarak yapılan denemeler sonucu tane boyutunda mikron altına inilebilinmiştir. Deneysel çalışmalarda optimum tane koşulların belirlenmesinde paso sayısı sabit tutulmuştur. Belirlemeden sonra paso sayısı artırılarak 11 pasoda yaklaşık 600 nm tane boyutu elde edilmiştir.

KAYNAKLAR

- [1] F.J. Humphreys, M. Hatherly, “Recrystallization and Related Annealing Phenomenia”, Elsevier, Oxford,205, 1996.
- [2] Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto and T.G. Langdon, “Improvement of Mechanical Properties for Al Alloys Using Equal – Channel Angular Pressing”, Journal of Materials Processing Technology, 117, 288–292, 2001.
- [3] V.M. Segal, “Materials Processing by Simple Shear”, Materials Science and Engineering A,197, 157–164, 1995.
- [4] C.J. Luis Perez; “On The Correct Selection of The Channel Die In ECAP Processes” Scripta Materialia 50, 387-393, 2004.
- [5] K. Nakashima, Z.Hortita, M. Nemoto and T. G. Langdon, “Influence of Channel Angle on The Development Of Ultrafine Grain in Equal- Channel Angular Pressing”, Acta material, 46, 5, 1589 - 1599, 1998.
- [6] Y. Bayrak, R. Sezer ve A. Ekerim, “Süper Plastik Şekil Değiştirmenin Alüminyum Malzeme Özelliklerine Etkisi”, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (İATS’09), Karabük, Türkiye, 924, Mayıs 2009.
- [7] M. Kamachia, M. Furukawa, Z. Horita and T. G. Langdon, “Equal-Channel Angular Pressing Using Plate Samples”, Materials Science and Engineering A,361, 258–266, 2003.

- [8] Y.Nishida, H. Arima, J.C. Kim and T. Ando, “Rotary- Die Equal-Channel Angular Pressing of an Al -7 Mass % Si- 0,35 Mass % Mg Alloy”, *Scripta Materialia*, 45, 261-266,2001.
- [9] R.Z. Valiev, T.G. Langdon; ‘Developments in the use of ECAP processing for grain refinement’ *Rev. Adv. Mater. Sci.* 13 (2006) 15-26.
- [10]E. Saraloğlu, E. Tan ve H. Gür, “Eş Kanallı Açısız Presleme ve Yaşlandırma İşlemlerinin 2024 Al-Alaşımasının Mekanik Özelliklerine Etkisi”, 14th International Metallurgy & Materials. Congress, İstanbul, 2008.
- [11]Y. Iwahashi, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon, “Microstructural Characteristics Of Ultrafine-Grained Aluminum Produced Using Equal-Channel Angular Pressing”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29, 1998.
- [12]H. S. Sii, T. Ruxtion, and J. Wang “Taguchi Concepts and Their Applications in Marine and Offshore Safety Studies” , *J. Eng. Design*, Vol. 12, No. 4, 331–358, 2001
- [13]G. J. Raab, R. Z. Valiev, T. C. Lowe, and Y. T. Zhu, “Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP–Conform”, *Materials Science and Engineering A* 382, 30–34, 2004.

5083-H111 ALAŞIMINDA ÖN GERİLMENİN GERİ ESNEMEYE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Fahrettin ÖZTÜRK, Serkan TOROS, R. Ecmel ECE, Emre ESENER

Niğde Üniversitesi MMF Mak. Müh. Böl., Niğde
 fahrettin@nigde.edu.tr, serkantoros@nigde.edu.tr, ecmelece@gmail.com
 emre.esener@hotmail.com

ÖZET

Geri esneme sac parçalarda en çok karşılaşılan problemlerden birisidir. Sac parçaya şekil verildikten sonra kuvvetin kaldırılmasıyla birlikte parçadaki elastik enerjiden dolayı parçanın boyutlarında değişiklikler ortaya çıkmaktadır. Bu problem parçaların montajı esnasında sıkıntılara sebep olmaktadır. Genelde bu problem el işçiliği ile giderilmekte olup zaman kaybına sebebiyet vermektedir. Literatürde bu problem üzerine oldukça fazla deneysel, analitik ve nümerik çalışmalar yer almaktadır. Henüz tam ve kesin bir çözüm getirilememiştir. Son yıllarda oda sıcaklığında düşük şekillendirme kabiliyetine sahip olan alüminyum alaşımları ılık sıcaklıklarda (200-350°C) oldukça iyi şekillendirilebilmektedirler. Daha önceki çalışmalarımızda ılık şekillendirmenin geri esneme üzerindeki etkileri detaylı olarak incelenmiş, ılık sıcaklıklarda oda sıcaklığına göre geri esneme açısının büyük oranda azaldığı tespit edilmiştir. Bu çalışmada ise önceki araştırmalarımıza paralel olarak ılık sıcaklıkların yanında ön gerilmenin hem oda sıcaklığında hem de ılık sıcaklıklarda geri esnemeye olan etkileri incelenmiştir. Oda sıcaklığındaki şekillendirmelerde artan ön gerilme ile birlikte geri esneme açıları artış göstermiştir. 200°C sıcaklıkta ise herhangi bir etki görülmezken 300°C de artan ön gerilme oranı ile birlikte geri esneme önemli ölçüde azalmış, % 4 ön gerilmeden sonra negatif geri esneme görülmüştür.

Anahtar kelimeler: Alüminyum-magnezyum alaşımları, Al-Mg 5083, geri esneme, ılık şekillendirme, 60° V kalıpta eğme.

THE EFFECT OF PRE-STRAINING ON SPRINGBACK FOR 5083-H111 ALLOY

ABSTRACT

Springback is the most common problem for sheet metals. When the force is removed after forming, the geometry of the formed part is changed due to elastic energy of the part. This problem is usually corrected by a handwork which increases labor time. There has been numerous experimental, analytical and numerical studies on this issue. However, there is no clear solution available yet. In recent years, the formability of aluminum alloys which have low formability at room temperature have considerably increased at warm temperatures (200-350°C). In our previous studies, the effects of warm temperature on springback have been investigated in detail. The springback was decreased substantially at warm temperature with respect to room temperature. In this study, the effect of pre-straining on springback for room and warm temperatures were investigated as parallel to our previous work. Results indicated that the springback was increased with increasing pre-straining at room temperature. No considerable changes were observed at 200°C with increasing pre-straining. At 300°C, the

springback was considerably decreased with increasing pre-straining and after 4% pre-straining, negative springback was observed.

Keywords: Aluminum–magnesium alloys, Al-Mg 5083, springback, warm forming, 60° V bending.

1.GİRİŞ

Sac şekillendirme prosesleri havacılık, uzay, otomotiv, beyaz eşya gibi birçok sektörde yaygın olarak kullanılmaktadır. Presle şekillendirme yöntemi ile üretilen sac malzemelerde karşılaşılan problemlerin çözülmesi de bu bakımdan büyük önem taşımaktadır. Sac malzemelerde en çok karşılaşılan problem geri esneme problemidir. Geri esneme malzemenin elastik enerjisinin bir ölçüsüdür ve üretilen sac malzemelerin rijitliğinin ve ölçü tamlığının bozulmasında büyük etkisi vardır. Bu yüzden imalatçılar için büyük problem teşkil etmektedir. Üretilen sac malzemelerin montajı sırasında bu problem daha da büyümekte ve çözümü ise üretim maliyetini arttırmaktadır. Problemin temeli malzeme özelliklerinden kaynaklanmakta olup proses parametrelerinin değiştirilmesi ile problemin giderilmeye çalışılması uygun çözüm yöntemlerinden birisidir. Malzemelerin geri esneme davranışına, elastisite modülü, şekillendirme koşulları, parçanın kalınlığı, akma dayanımı, deformasyon hızı gibi parametrelerin etkileri vardır [1,2]. Bu parametrelerden en etkilisi ise malzemenin elastisite modülüdür. Alüminyum alaşımları düşük elastisite modülüne sahip malzemeler olduklarından geri esneme problemi bu malzemelerde yoğun olarak görülmektedir [3]. Literatürde geri esneme üzerine bir çok çalışma yapılmıştır. Tekaslan ve arkadaşları [4] otomotiv endüstrisinde korozyona dayanıklılık özelliğinden dolayı sıklıkla kullanılan paslanmaz çelikler için V kalıpta, farklı açılarda ve farklı kalınlıktaki malzemeler ile eğme deneyleri gerçekleştirmişlerdir. Çalışmalarında zımbanın, sac malzemesi ile kalıbın tam ve boşluklu teması ile ilgili denemeler gerçekleştirmişlerdir. Ayrıca zımba sacı şekillendirdikten sonra kalıbın tabanında 20 saniye kadar tutulmuş ve bekleme süresinin etkisini de incelemişlerdir. Farklı eğme açılarında bekleme süresi uygulanan numunelerde geri esneme miktarının nispeten daha az olduğu ve malzeme kalınlığının da geri esnemeye etkisinin olduğunu tespit etmişlerdir. Fei ve arkadaşları [5] soğuk haddelenmiş TRIP çeliklerdeki geri esneme davranışını V şeklindeki serbest bükme kalıbı ile araştırmışlardır. Farklı kalınlık ve farklı geometrik parametrelerin etkilerini incelemişlerdir. Geometrik parametre olarak kalıp boşluğu mesafesi değişken olarak ayarlanmıştır. Kalınlık azaldıkça geri esneme azalmakta buna karşılık kalıp boşluğu arttıkça geri esneme açısı da artmaktadır. Ayrıca çalışmalarını nümerik simülasyonlar ile desteklemişlerdir. Alüminyum alaşımlarının şekillendirilebilme kabiliyeti sıcaklık ile değişmektedir. Yanagimoto ve arkadaşları [6] yüksek mukavemetli çeliklerin ılık sıcaklıklardaki serbest bükme operasyonunda geri esneme davranışlarını incelemişlerdir. 750K den sonraki sıcaklıklarda geri esnemede hızlı bir azalma olduğunu tespit etmişlerdir. Literatürde ılık şekillendirme sıcaklıklarının alüminyum alaşımlarının geri esneme davranışını iyileştirdiği yönünde çalışmalara rastlanmış genel kanı olarak sıcaklık ile geri esnemenin azaldığı yapılan çalışmalarda tespit edilmiştir [7-9]. Öztürk ve arkadaşları [10] 5083-H111 alaşımının geri esneme davranışının sıcaklıkla değişimini araştırmışlardır, V kalıpta üç noktadan temaslı bükme deneyi sonuçlarına göre, oda sıcaklığından 200°C

sıcaklığa kadar geri esnemedede önemli bir gelişme gözlenmezken 200 ile 300°C arasında geri esnemenin 12⁰ civarında azalma tespit etmişlerdir. Şekillendirme kuvvetinin de sıcaklık ile birlikte azaldığını kaydetmişlerdir. Bu çalışmada 5083-H111 alüminyum magnezyum alaşımının geri esneme davranışına ön gerilme ve sıcaklığın etkileri incelenmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu çalışmada, 3 mm kalınlığında Tablo1’de kimyasal kompozisyonu verilen 5083-H111 alaşımı incelenmiştir.

Tablo 1. 5083-H111 alaşımının % ağırlıkça kompozisyonu

Mg	Mn	Fe	Si	Cr	Cu	Ti	Zn	Al
4,5	0,63	0,34	0,15	0,10	0,03	0,02	0,02	Kalan

Bu alaşıma ait çekme deneyi verileri Tablo 2’de verilmiştir.

Tablo 2. 5083-H111 Al-Mg alaşımının oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri [10]

Akma Gerilmesi (MPa)	Maksimum Çekme Gerilmesi (MPa)	%ε	Sertlik (HV)
124	311	14	87

5083-H111 malzemeden Abkant pres kullanılarak 200x35mm ölçülerinde hadde yönünde numunler hazırlanmıştır.

Deneyler Shimadzu AG-IS 100kN çekme deneyi cihazı, ± 2 °C hassasiyetindeki termostatik fırın ve 60° V şekilli kalıp kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numuneler çekme cihazının çenelerine bağlandıktan sonra iki çene arasında kalan mesafe ölçülmüş ve bu mesafe %2, 4, 6, 8 ve 10 gerdirilerek ön gerilme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ön gerilme işleminden sonra çenelerde tutulan kısımlar kesilerek geri esneme numuneleri elde edilmiştir. Bir numune setine ön gerilme işlemi uygulanmamıştır. Sıcaklık olarak oda, 200 ve 300°C seçilmiştir. Sac parçalar Şekil 1’de görülen 60°’lik V kalıpta şekillendirilmiştir.

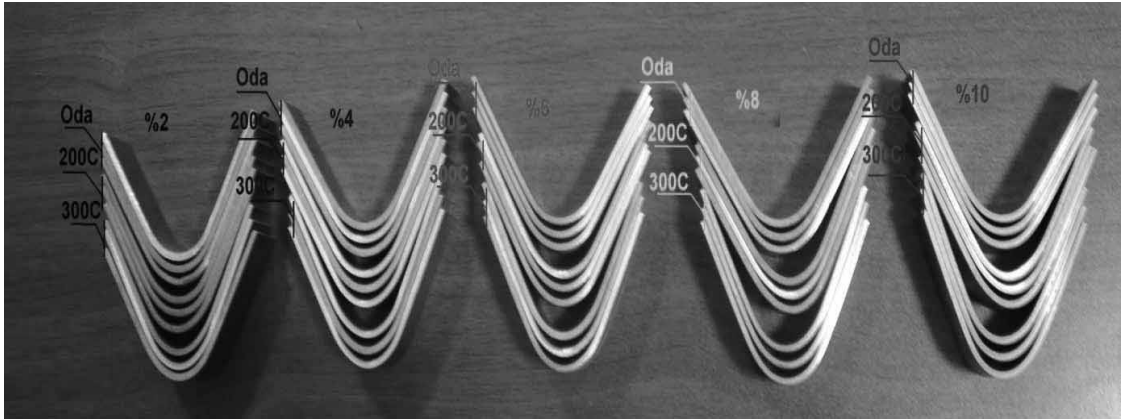
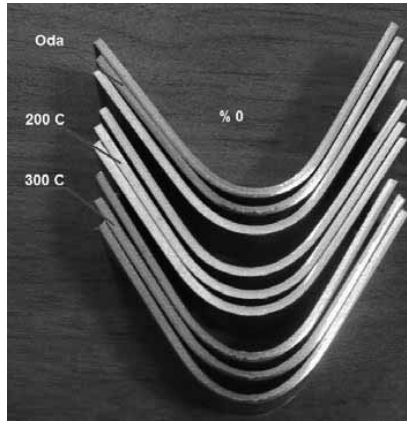


Şekil 1. Geri Esneme Deney Düzenegi

Şekillendirilen numunelerinin daha sonra geri esneme açısı ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Geri esneme ölçümü Şekil 2’de gösterilmiştir. Ölçümlerde ± 5 dk. Hassasiyetinde Mitutoyo 187-907 üniversal açı ölçer ile yapılmıştır.



Şekil 2. Geri Esneme Açısı Ölçümü

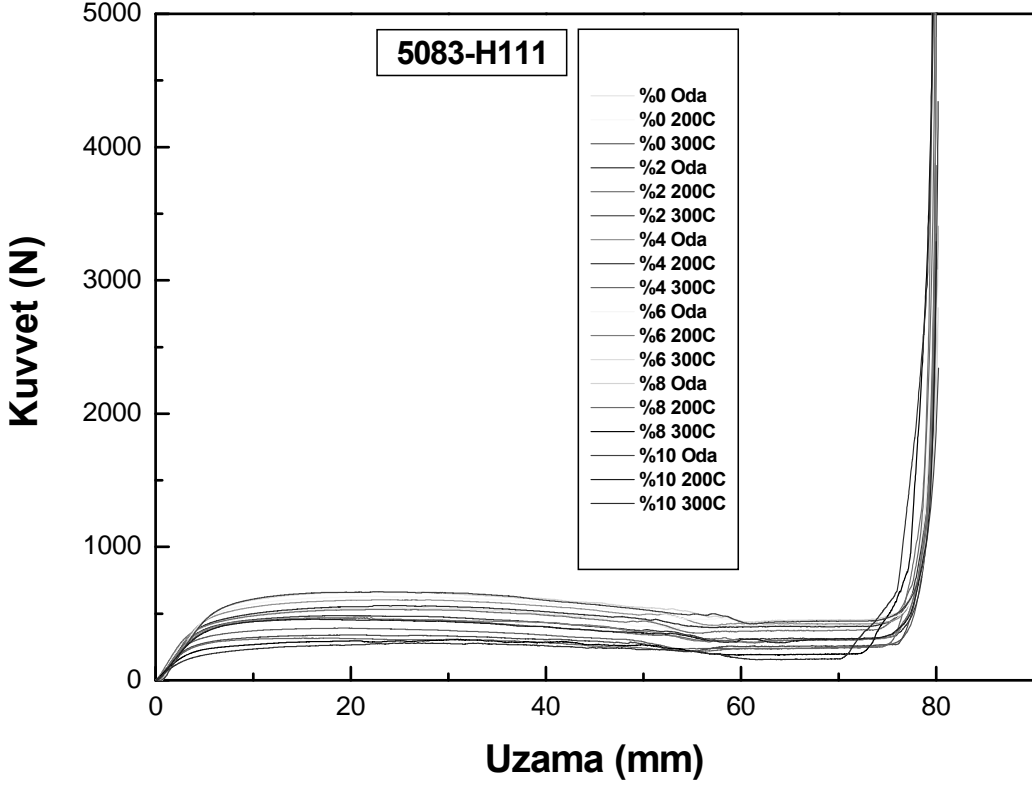


Şekil 3. Şekillendirilmiş Numuneler.

Şekil 3’te çekme cihazında şekillendirilen numuneler her ön gerilme değeri için soldan sağa doğru her sıcaklık değeri içinde arka arkaya dizilmişlerdir. Açı değişimleri şekilde açıkça görülebilmektedir.

3. BULGULAR ve TARTIŞMA

Bu çalışmada 5083-H111 Al-Mg alaşımına ön gerilme ve ılık sıcaklıkların etkileri incelenmiştir. Ön gerilme uygulanan numunelerin yüzeylerinde özellikle %4 ten sonraki değerlerde Lüder bandları gözlemlenmiş ve sıcak şekillendirilme esnasında bu bandların yok olduğu görülmüştür. Şekil 4'te şekillendirme esnasında ortaya çıkan kuvvetlerin uzamaya göre grafiği görülmektedir.

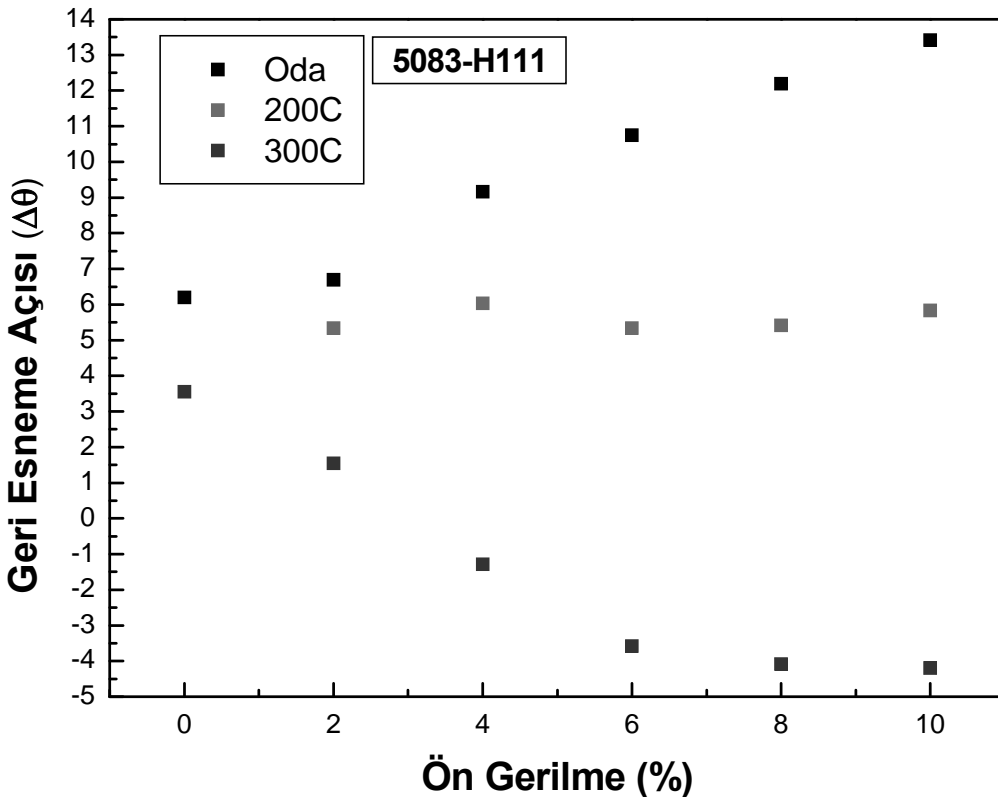


Şekil 4. Kuvvet Uzama Grafiği.

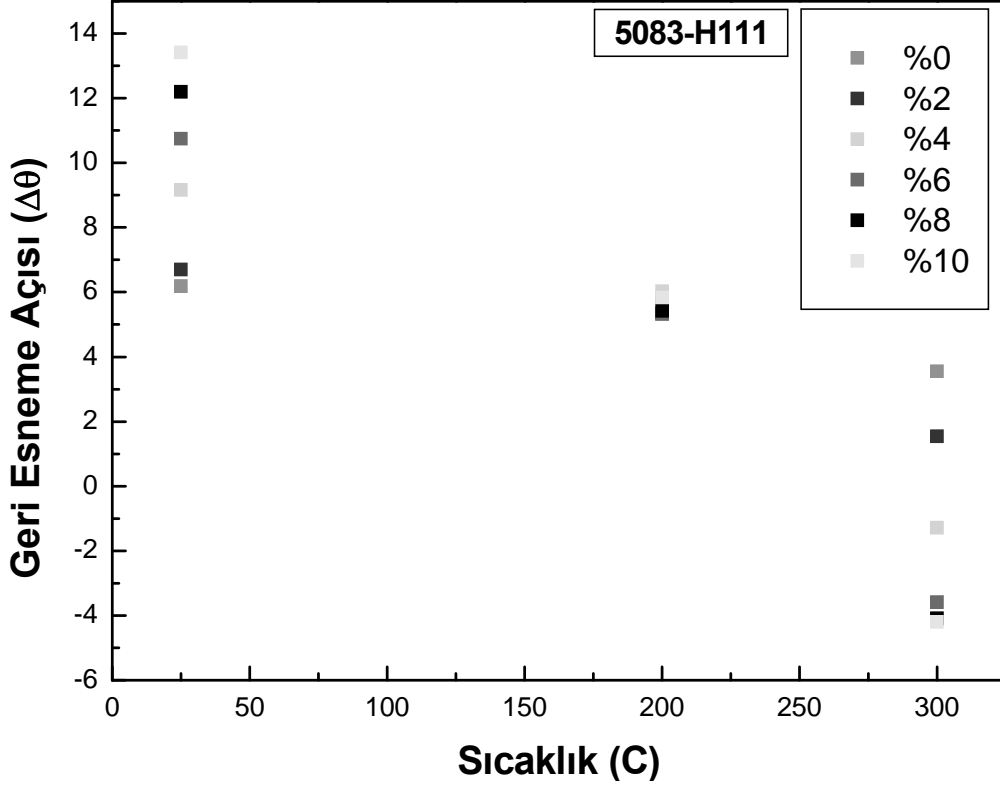
Genel olarak şekillendirme kuvvetinin sıcaklık ile azalması gerektiği bilinmektedir. Fakat yapılan bu çalışmada 200°C ve 300°C de sıcaklığın etkisi ile iş parçası ve kalıp arasındaki sürtünmenin artmasından dolayı, özellikle de 300°C'de sac parça kalıp yüzeyine yapışma eğilimi gösterdiğinden şekillendirme için gereken kuvvet artış göstermiştir. Bu sonucun hemen hemen bütün ön gerilme değerlerinde yapılan eğme testleri için aynı çıktığı tespit edilmiştir. Bu nedenle Şekil 4'teki eğrilerde düzensizlik görülmektedir. Bu alaşımın sıcaklığın etkisi ile kalıba yapışabilecek davranış göstermesi endüstriyel uygulamalarda da bu tür sonuçlar ortaya çıkabileceğinin göstergesidir.

Şekil 5'te her sıcaklık için ön gerilme değerlerine karşılık gelen geri esneme miktarının değişimi gösterilmiştir. Oda sıcaklığında yapılan geri esneme deneylerinde ön gerilme arttıkça geri esnemenin arttığı açıkça görülmektedir. Bunun sebebi malzemenin ön deformasyondan

sonra pekleşmesi olarak açıklanabilir. 200°C değerinde ise ön gerilmenin geri esnemeye olan etkisi ile ilgili düzensiz bir dağılım olmakta ve bu nedenle bu sıcaklıkta ön gerilmenin etkisi net olarak görülememektedir. Buna karşılık 300°C’de artan ön gerilme değeri ile birlikte geri esneme miktarında büyük bir azalma görülmekte ve kalıp ile iş parçası arasındaki sürtünme ve sıcaklık parametrelerinden dolayı temas şartlarının da değişmesi ile geri esneme açısı negatif değerlere kadar gerilemektedir. Sıcaklığın etkisi ile ön gerilmeden dolayı pekleşen malzeme üzerinde oluşan artık gerilmenin yok olduğu ve bunun etkisi ile malzemenin yumuşaması ile beraber geri esnemenin azaldığı sonucuna varılmıştır. Grafik her bir ön gerilme değeri için ayrı ayrı düşünüldüğünde ise sıcaklık parametresinin etkisinin her ön gerilme değeri için de geri esnemeyi azaltıcı etki yaptığı anlaşılmaktadır. Şekil 6’da sadece sıcaklığın etkisi incelenmiş ve sonuçlar grafikte gösterilmiştir.



Şekil 5. Geri esneme Ön gerilme ilişkisi



Şekil 6. Geri esneme sıcaklık ilişkisi

Şekil 6'da geri esnemenin ön gerilme ile değişimi Şekil 5'e benzer şekilde olduğu görülmekte ayrıca sıcaklığın geri esneme üzerindeki etkisinin geri esneme açısını azaltıcı yönde olduğu net bir şekilde anlaşılmaktadır.

Sonuç olarak ön gerilme malzemede pekleşme oluşturmakta ve bundan dolayı geri esneme değeri artmaktadır. Fakat sıcaklığın etkisi ile beraber malzeme tekrar yumuşamakta ve ön gerilme değeri buna bağlı olarak azalmaktadır. Bu çalışmada daha önceki yapılan çalışmada [10] 100°C'de geri esneme önemli bir değişim gözlemlenmediğinden dolayı denemeler yapılmamıştır.

4. SONUÇ

Bu çalışma kapsamında ön gerilme ve sıcaklığın geri esnemeye olan etkileri deneysel olarak incelenmiştir. Sonuç olarak oda sıcaklığındaki şekillendirmelerde artan ön gerilme ile birlikte geri esneme açıları artış göstermiştir. 200°C sıcaklıkta ise herhangi bir etki görülmemiştir. 300°C de ise artan ön gerilme ile birlikte geri esneme önemli ölçüde azalmış % 4 ön gerilmeden sonra negatif geri esneme gözlemlenmiştir.

KAYNAKLAR

1. Zhu, D.B., Newest progress on the springback's study of plate forming, *J. Plas. Eng.* 1, 11-17, 2000
2. Moon, Y.H., Kang, S.S., Cho, J.R., Kim, T.G., Effect of tool temperature on the reduction of the springback of aluminum sheets, *J Mater. Proces. Technol*, 132, 365-368, 2003.
3. Li, X., Yang, Y., Wang, Y., Bao, j., Li, S., Effect of the material hardening mode on the springback simulation accuracy of V-free bending, *J Mater. Proces. Technol*, 123, 209-211, 2002
4. Ö. Tekaslan, N.Gerger, U. Şeker, Determination of Spring-back of Stainless Steel Sheet Metal in 'V' bending dies, *Materials and Design*, 29, 1043-150, 2008.
5. D. Fei, P. Hodgson, Experimental and Numerical Studies of Springback in Air V-Bending process for colled rolled TRIP Steels, *Nuclear Engineering and Design* ,236, 1847-1851, 2006.
6. J. Yanagimoto, K.Oyamada, Mechanism of Springback-Free Bending of High-Strength Steel Sheets Under Warm Forming Conditions, *Annals of the CIRP*, 56, 1, 2007.
7. Moon, Y. H., Kang, S. S., Cho, J. R., and Kim, T. G. Effect of tool temperature on the reduction of the springback of aluminum sheets. *J. Mater. Processing Technol.* 132, 365-368. 2003.
8. Yu, H. Y. Variation of elastic modulus during plastic deformation and its influence on springback. *Mater. Des.*, 30, 846-850, 2009,.
9. Kim, S. H. and Koc, M. Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in warm forming conditions. *J. Mater. Process. Technol.*, 204, 370-383, 2008.
10. Fahrettin Öztürk, Serkan Toros, Süleyman Kılıç, M. Hakan Baş, 5083-H111 Alüminyum Magnezyum Alaşımının Geri Eesneme Özelliğinin Sıcaklıkla Değişimi, Çukurova Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi 30.Yıl Sempozyumu, 16-17 Ekim 2008, Adana.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

ISIL İŞLEM
HEAT TREATMENT

ÇİFT MERDANELİ SÜREKLİ DÖKÜM YÖNTEMİ İLE AA5049 ALAŞIMLI LEVHALARIN ÜRETİMİ

Mithat MARMARA*, **Seda ERTAN****, **Yücel BİROL*****, **Müzeyyen
MARŞOĞLU******

*Teknik Alüminyum San. A.Ş. - İstanbul
mithat.marmara@teknikaluminyum.com.tr

**Teknik Alüminyum San. A.Ş. - İstanbul
sertan@teknikaluminyum.com.tr

***Tübitak MAM Gebze - Kocaeli
yücel.biröl@mam.gov.tr

****Yıldız Teknik Üniversitesi - İstanbul
mmars@yildiz.edu.tr

ÖZET

AA5049 alaşımı malzemeler yüksek korozyon direnci nedeniyle gemi inşaatı sektöründe ve Avrupa ülkelerinin daha çok denize yakın lokasyonlarda inşaat sektörlerinde izolasyon malzemesi olarak, otomotiv sektöründe çeliğe göre özgül ağırlığının daha düşük olması nedeniyle kullanım alanı bulmaktadır. AA5049 alaşımı DC döküm ve sıcak haddeleme metoduna göre üretilmektedir. Bu çalışmada proses maliyetinde düşüş sağlama ve müşteri yelpazesini genişletme amacıyla çift merdaneli sürekli döküm yöntemi ve soğuk haddeleme prosesleri kullanılarak üretim yapılması amaçlanmıştır.

Bu çalışmada çift merdaneli sürekli döküm yöntemiyle üretilmiş AA5049 alaşımli levhalar soğuk haddeleme ve tavlama aşamaları ile nihai ürün haline getirilmiştir. Farklı proses denemeleriyle nihai ürün haline getirilmiş alüminyum levhaların şekillendirilebilirliği üzerine termo - mekanik proseslerin etkisi incelenmiştir. 1,00mm nihai kalınlıkta 'H0' kondisyonunda levhalar 5 farklı proseste üretilmiştir. Proseslerden biri homojenleştirme tavı yapılmadan üretimi temsil ederken, diğerleri farklı kalınlıklarda ve farklı sıcaklıklarda homojenleştirme tavı içeren üretimleri temsil etmektedir. Prosesler sonucunda elde edilen malzemelerin mekanik özelliklerini ve anizotropi katsayılarını tespit etmek için çekme testi uygulanmıştır. Erichsen ve derin çekme testleri ile Erichsen derinliği ve kulaklanma oranları bulunmuştur. Makroyapı incelemeleri optik ışık mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum, sürekli levha dökümü, AA5049, Al-Mg.

THE PRODUCTION OF AA5049 ALLOYS' SHEETS BY TWIN ROLL CASTING

ABSTRACT

AA5049 alloy materials are mainly used in the ship construction, automotive and building industry especially at the near cost sea locations because of it is high corrosion resistance, low density and isolation specifications. The common production methods of AA5049 are DC casting and hot rolled productions. This work's main purpose is to reduce the cost of production and research the process of production with twin rolled casting and cold rolling production for extended the end uses of the material.

In this work, AA5049 is produced by twin rolled casting method, after then respectively the material is cold rolled and annealed to get the final product. Formability of aluminum sheet samples that produced different kind of production method is examined to observe the effect of thermo - mechanical processes. Five different

production processes is used to get the 1,00mm thickness material with H0 temper. One of the production process is represent the production without homogeneous annealing, the rest of the production methods are processed with homogeneous annealing in different temperature and different thickness. At the end of the processes, materials' mechanical properties and anisotropic factors were measured by tensile test. Erichsen and earing ratio were determined by erichsen and earing tests. Macro structure were observed by optical microscope.

Keywords: Aluminum, continuous casting, AA5049, Al-Mg.

1.GİRİŞ

AA5049 alaşımı malzemeler yüksek korozyon direnci nedeniyle gemi inşaatı sektöründe ve Avrupa ülkelerinin daha çok denize yakın lokasyonlarda inşaat sektörlerinde izolasyon malzemesi olarak, otomotiv sektöründe çeliğe göre özgül ağırlığının daha düşük olması nedeniyle kullanım alanı bulmaktadır. AA5049 alaşımı DC döküm ve sıcak haddeleme metoduna göre üretilmektedir. Bu çalışmada proses maliyetinde düşüş sağlama ve müşteri yelpazesini genişletme amacıyla çift merdaneli sürekli döküm yöntemi ve soğuk haddeleme prosesleri kullanılarak üretim yapılması amaçlanmıştır [1].

Bu çalışmada çift merdaneli alüminyum sürekli levha döküm yöntemiyle dökülen AA5049 alaşımli levhalar soğuk haddeleme ve tavlama aşamaları ile nihai ürün haline getirilecektir. Farklı proses denemeleriyle nihai ürün haline getirilmiş alüminyum levhaların mekanik özellikleri, makro yapıdaki değişimleri ve haddeleme-tavlama işlemlerinin şekillendirilebilirliğe etkileri incelenecektir. Ayrıca endüstriyel anlamda üretimi uygun ve en ekonomik olan termo-mekanik proseslerin araştırması yapılacaktır.

2. DENEYSSEL ÇALIŞMALAR

Dökme levhalar Teknik Alüminyum Avcılar tesisinin 2 numaralı sürekli levha döküm makinesinde üretilmiştir. Dökümden alınan 5049 alaşımında 7,73mm kalınlığındaki levhalar haddeye girmeden önce döküm yönüne dik yönde 30cm genişliğinde ve döküm yönünde 25cm boyunda olacak şekilde kesilmişlerdir. Bu dökme levhalar daha sonra döküm yönünde bir ikili hadde makinesinde inceltmiştir.

Malzemelerin kimyasal bileşimleri optik emisyon yöntemiyle, mukavemet ve uzama değerleri ise çekme cihazı ile tespit edilmiştir.

Tav işlemlerinde malzeme fırına oda sıcaklığında konulmuş ve istenilen sıcaklığa gelene kadar fırında ısıtılmıştır. 320-450°C tavlarında istenen sıcaklığa ısınma süresi 50 dakika, 550-580 °C için 120 dakikadır.

Kulaklanma testleri derin çekme cihazında yapılmıştır. Uygulanan kuvvet 20 KN, sıkıştırma kuvveti 3KN ile 5KN ve test hızı 1,5mm/saniye' dir.

Makro yapılar mekanik parlatma ve elektro dağlama yöntemleri ile numune hazırlandıktan sonra optik mikroskop ile incelenmiştir.

Makro yapı numunelerine soğuk kalıplama yapılmış ve ardından 220–500–1200–2400–4000 numaralı zımparalardan geçirilmiştir. Daha sonra elmas pasta (3µm) ile mekanik parlatma yapılmıştır. Kesit makro yapı incelemeleri 52 ml HF ve 973 ml distile sudan oluşan çözeltide elektro dağlandıktan sonra yapılmıştır. Dağlama işlemi 21 volt ile 90 saniye sürede gerçekleştirilmiştir.

Kullanılan AA5049 alaşımlı levhannın kimyasal bileşim oranı Tablo 1’de, üretim prosesleri Tablo 2’ de görülmektedir.

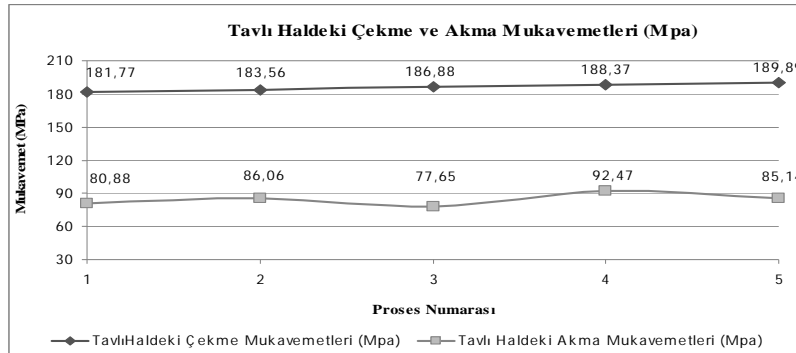
Tablo 1. AA5049’un kimyasal bileşim oranlarının (ağırlıkça %) standard ile karşılaştırılması [2].

Alaşım	(%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
AA5049 (EN)	0,400	0,500	0,100	0,5-1,1	1,6-2,5	0,300	0,200	0,100	Kalan
AA5049(Numune)	0,096	0,428	0,011	0,506	1,794	0,001	0,009	0,021	97,133

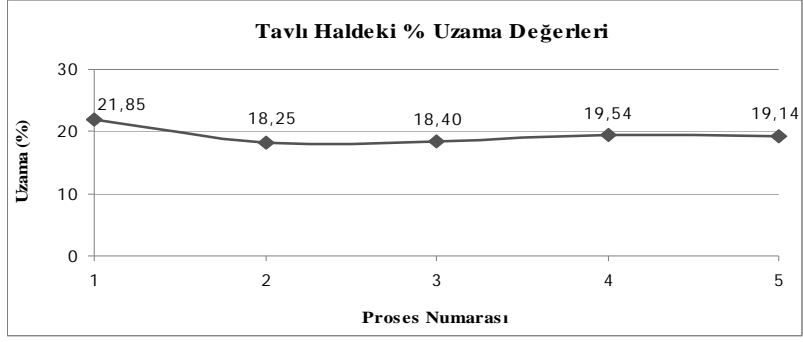
Tablo 2. AA5049 alaşımı için seçilen prosesler.

1. PROSES	2. PROSES	3. PROSES	4. PROSES	5. PROSES
Döküm Kalınlığı (7,73mm)	Döküm Kalınlığı (7,73mm)	Döküm Kalınlığı (7,73mm)	Döküm Kalınlığı (7,73mm)	Döküm Kalınlığı (7,73mm)
Haddeleme (1mm)	Homojenleştirme Tavı (550 C 8 saat)	Homojenleştirme Tavı (450 C 8 saat)	Haddeleme (5,50mm)	Haddeleme (5,50mm)
Yeniden Kristalleştirme Tavı (400 C 3 saat)	Haddeleme (1mm)	Haddeleme (1mm)	Homojenleştirme Tavı (550 C 8 saat)	Homojenleştirme Tavı (450 C 8 saat)
	Yeniden Kristalleştirme Tavı (300 C 3 saat)	Yeniden Kristalleştirme Tavı (300 C 3 saat)	Haddeleme (1mm)	Haddeleme (1mm)
			Yeniden Kristalleştirme Tavı (300 C 3 saat)	Yeniden Kristalleştirme Tavı (300 C 3 saat)

Alternatif prosesler sonucunda nihai kalınlığa haddelenmiş ve sonrasında tavlanmış haldeki malzemelerin çekme testi sonrasında elde edilen çekme ve akma mukavemeti değerleri Şekil 1’ de, % uzama değeri ise Şekil 2’de görülmektedir.

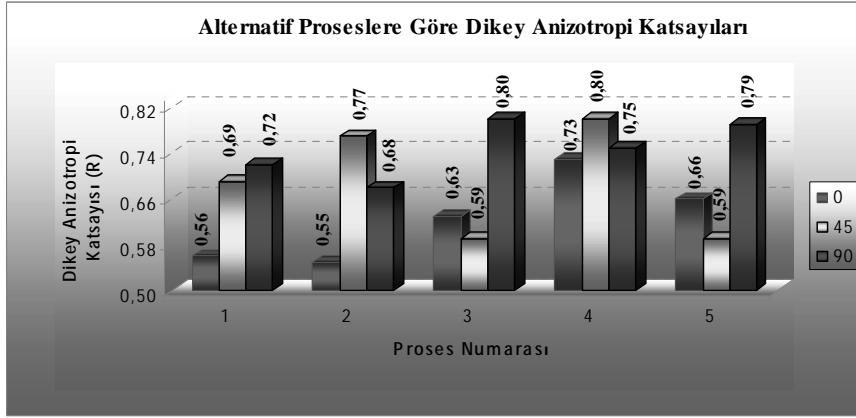


Şekil 1. Proseslere göre nihai kalınlıkta yeniden kristalleştirme tavı yapılmış malzemelerin akma ve çekme mukavemetlerindeki değişim

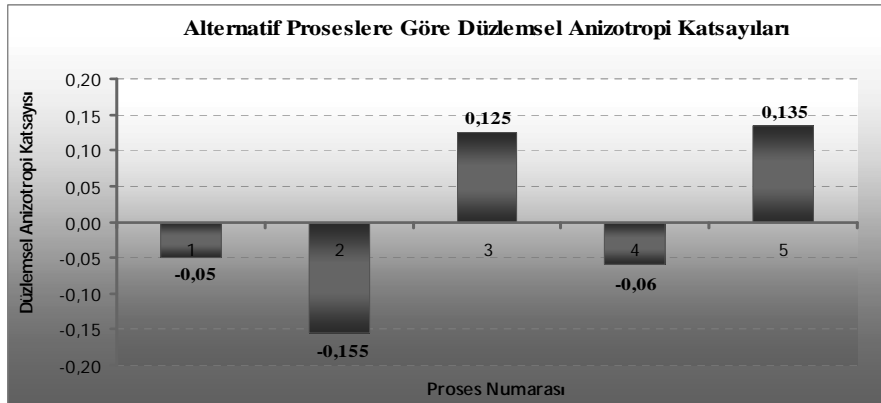


Şekil 2. Proseslere göre nihai kalınlıkta yeniden kristalleştirme tavı yapılmış malzemelerin % uzama değerlerindeki değişim

Nihai kalınlıkta yapılan anizotropi testi sonucu malzemelerin dikey anizotropi katsayıları Şekil 3’ te, düzlemsel anizotropi katsayıları Şekil 4’ te sunulmuştur.



Şekil 3. Alternatif prosesler sonrası yöne bağlı dikey anizotropi katsayıları



Şekil 4. Alternatif prosesler sonrası yöne bağlı düzlemsel anizotropi katsayıları

Derin çekme deneyi sonrası kulaklanma şiddeti, kulakların yönü ve yüzey görünümü ile ilgili bulgular Tablo 3’ te görülmektedir. Derin çekme sonrası kulakların oluştuğu ve oluşmadığı duruma örnekler Şekil 5 ve Şekil 6’ da görülmektedir.

Tablo 3. Alternatif prosesler sonucunda nihai kalınlığa haddelenmiş sert ve tavllanmış haldeki malzemelerin derin çekme testi sonuçları

Proses No	Kondisyon	Kulaklanma Oranı (%)	Kulaklanma Yönü	Görünüm
1	Tavsız	-	-	Çok sert, derin çekme olmuyor, malzemede çatlama görülüyor
	Tavlı	5,42 / 5,14	45°	
2	Tavsız	11,60 / 10,80	45°	
	Tavlı	6,63 / 6,41	45°	
3	Tavsız	-	-	Çok sert, derin çekme olmuyor, malzemede çatlama görülüyor
	Tavlı	3,46 / 3,90	90°	
4	Tavsız	10,50 / 9,20	45°	
	Tavlı	0	0°	Kulaksız
5	Tavsız	8,54 / 8,36	45°	
	Tavlı	4,16 / 4,05	90°	

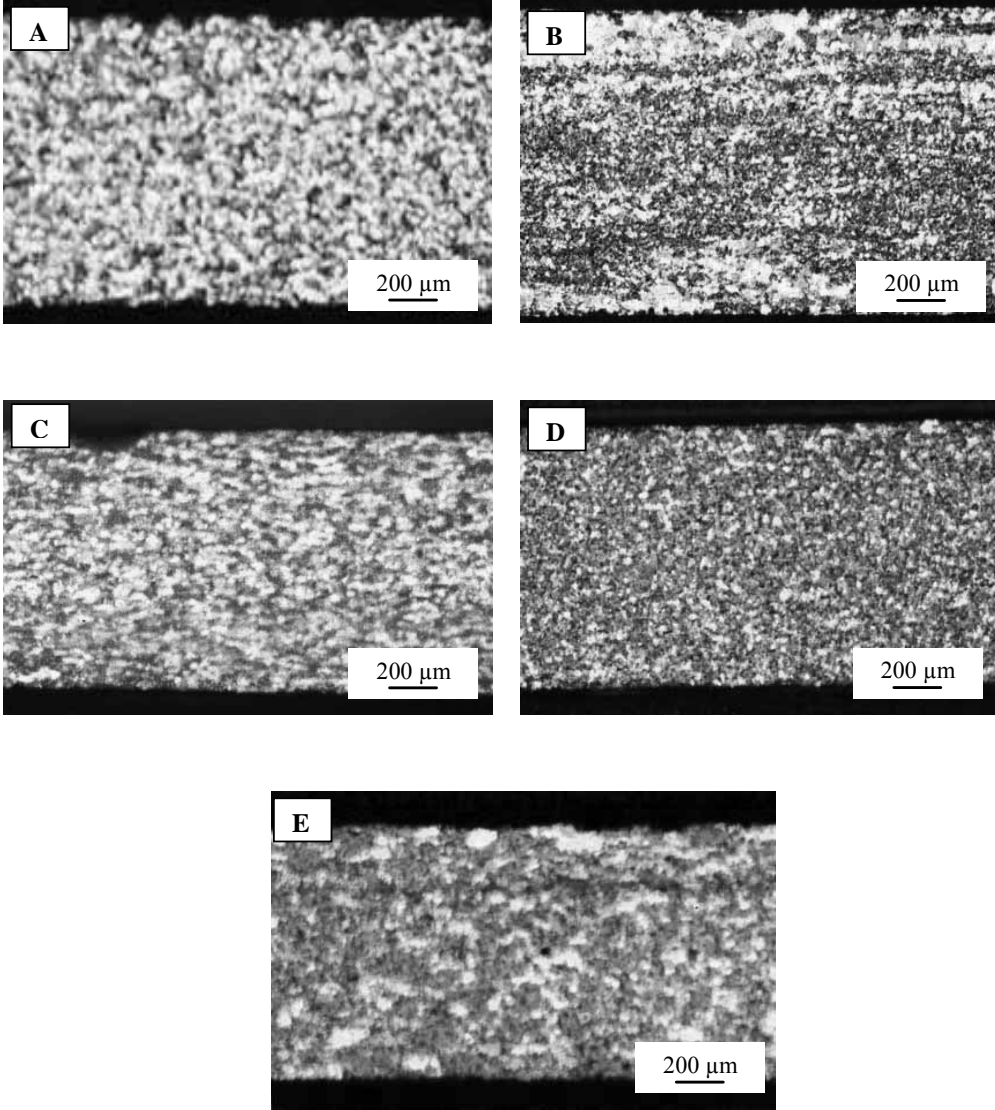


Şekil 5. 2. Prosesle ait tavlı malzemenin derin çekme testi sonrası görüntüsü



Şekil 6. 4. prosesle ait tavlı malzemenin derin çekme testi sonrası görüntüsü

Nihai kalınlıkta malzemelerin kesit makro yapı görünümleri Şekil 7' de görülmektedir.



Şekil 7. A) 1. prosese ait 1mm kalınlığındaki tavlı malzemenin döküm yönüne dik kesit görüntüsü B) 2. prosese ait 1mm kalınlığındaki tavlı malzemenin döküm yönüne dik kesit görüntüsü C) 3. prosese ait 1mm kalınlığındaki tavlı malzemenin döküm yönüne dik kesit görüntüsü D) 4. prosese ait 1mm kalınlığındaki tavlı malzemenin döküm yönüne dik kesit görüntüsü E) 5. prosese ait 1mm kalınlığındaki tavlı malzemenin döküm yönüne dik kesit görüntüsü

3. SONUÇLAR

- Proseslerin sonucunda elde edilen malzemelerin mekanik mukavemet ve %uzama testi sonuçlarında anlamlı bir fark bulunmamıştır.
- Derin çekme deneyinde kulaklanma olarak en iyi sonucu 4 numaralı proses vermiştir. Kulaklanma oranının fazla olmaması açısından 3 ve 5 de kabul edilebilir niteliktedir.
- Tüm yönlerde dikey anizotropi katsayısı birbirine en yakın değerleri 4. proste vermektedir. En yüksek dikey anizotropi katsayısı 3. ve 4. proste elde edilmiştir. Ancak dikey anizotropi değerlerinin birbirine benzer olması açısından düzlemsel anizotropiye en yakın proses 4. prostedir.
- Düzlemsel anizotropi katsayılarına bakıldığında sifira en yakın değer olması açısından en ideal değer 1. ve 4. proste elde edilmiştir. Ancak dikey anizotropi değerleri ile birlikte değerlendirildiğinde 4. proses en başarılı proses olarak görülmektedir.
- 1, 3 ve 4. proste ait malzemelerin makro yapıları benzer tane yapısı gösterirken, 5. proste ait malzemenin makro yapısı biraz daha iri tanelerin olduğu görülmüştür. 4. proses daha ince, eşeksenli ve homojen bir tane dağılımı göstermektedir. 2. proste ise kalınlık boyunca heterojen bir tane yapısı açıkça görülmektedir. Nihai kalınlık tane yapısı açısı en başarılı sonucu 4. proses vermiştir.
- Laboratuar tav pratiklerinde nötr gaz atmosferi olmadığı durumda aşırı oksitlenme görülmüştür. Nötr gaz ihtiyacı açıktır.

Teşekkür: Çalışmalarımızda yardımlarından dolayı Sn. Veysel İNCE' ye, Sn. Orkun ORHAN' a ve Sn. Tuğba YILDIZ' a teşekkür ederiz.

KAYNAKLAR

1. M. Marmara., "AA5049 Alaşım Malzemelerin Sürekli Levha Döküm Teknolojisi ile Üretimi", Yüksek Lisans Tezi, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2009
2. TS EN 573-Bölüm 3, (2008) "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları – Biçimlendirilebilen Mamüllerin Kimyasal Bileşimi ve Şekli, Bölüm 3: Kimyasal Bileşim", Türk Standardı

Al-Mg-Si ALAŞIMLARINDA HOMOJENİZASYON DERECESESİ ENDEKSİ OLUŞTURULMASINA YÖNELİK BİR MODEL

Ergün KELEŞOĞLU

YTÜ, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Esenler İstanbul
ergunk@yildiz.edu.tr

ÖZET

Alüminyum ekstrüzyon biyetlerinin homojenizasyonu daha sonraki ekstürüzyon işlemini kolaylaştırmakta ve ürün kalitesine olumlu etki yapmaktadır. Bu nedenle çalışmada ışık mikroskobu ile mikro yapı incelemesi yaparak AA6063 ekstrüzyon biyetlerinde homojenizasyon durumunu tanımlayan bir parametre geliştirilmesi amaçlanmıştır. AA6063 ekstrüzyon biyetinden çıkartılan çubuk numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde homojenize edilmiş ve mikro yapıları incelenmiştir. Mikro yapıdaki AlFeSi intermetalik fazlarının en boy oranları tespit edilerek α -AlFeSi ve β -AlFeSi fazları ayırt edilmiş ve bu fazların alanları bir görüntü analiz programı yardımıyla ölçülmüştür. Aynı çubuklara çekme testi uygulayarak kopma uzamaları tespit edilmiştir. Biyetin döküm yapısı alüminyum dendritleri ve AlFeSi türü intermetaliklerden oluşmaktadır. Döküm yapısındaki iğnesel β -AlFeSi fazının miktarı tüm çözünmeyen fazlar içinde %75'in üzerindedir. İyi homojenize edilmiş numunede ise β -AlFeSi oranı %25'in altına düşmekte yuvarlak formlu α -AlFeSi fazı oranı artmaktadır. α / β oranına bağlı olarak numunelerin kopma uzamaları döküm numunede %1'iken düzenli olarak artmış ve 580 °C'de 10 saat homojenize edilmiş numunede %24 değerine kadar yükselmiştir. Mikro yapıdaki α intermetaliklerinin oranlarına göre altı değişik homojenizasyon seviyesi önerilmiştir. Homojenizasyon sıcaklığı ve süresinden bağımsız olarak mikroyapıdaki α -AlFeSi oranına bağlı olarak yapılan endeksleme biyetlerin homojenizasyon durumunu tanımlamada kullanılabilir. Bu endeksleme biyetin şekillenebilirliği ile iyi bir korelasyon göstermektedir.

Anahtar kelimeler: AA6063, homojenizasyon, AlFeSi.

A MODEL FOR INDEXING OF HOMOGENIZATION STATE FOR Al-Mg-Si ALLOYS

ABSTRACT

Homogenization of the aluminum extrusion billets facilitates extrusion process and positively affects product quality. In the work, it is aimed to develop a parameter, which defines the homogenization state of AA6063 extrusion billets, by means of microstructural examination. Rod-shape samples which were machined from an AA6063-extrusion billet were homogenized at various temperatures and times, and their microstructures were examined. Insoluble α -AlFeSi and β -AlFeSi phases were differentiated by determining the length / breadth ratio of AlFeSi intermetallic phases in the microstructure, and their area fractions were measured using image analysis software. The elongations at rupture were determined by conducting tensile test to the rod samples. The structure of as-cast billet consists of aluminum dendrites and AlFeSi -type intermetallic phases. The area fraction of β -AlFeSi phase in as-cast structure to the total insoluble phases is over than 75%. In the well homogenized sample β -AlFeSi area fraction decreases to the values lower than 25% while α -AlFeSi phase ratio increases to over 75%. As α -AlFeSi percentage in the structure increases, the elongation of the samples steadily increases from 1% to 24%. Considering the ratio of α -AlFeSi in microstructure six different homogenization levels are proposed. The proposed indexing which is based on α -AlFeSi ratio can be used to define the homogenization

state of the billets regardless of homogenization temperature and time. The index numbers exhibit good correlation with the deformation potential of the samples.

Keywords: AA6063, homogenization, AlFeSi.

1. GİRİŞ

6xxx serisi alüminyum ekstrüzyon biyetlerinin döküm yapısı başlıca alüminyum dendritleri ve bunların arasında katılaşılan AlFeSi esaslı çözünmeyen intermetaliklerden oluşmaktadır [1]. Bu intermetalikler alaşımın soğuma hızı ve bileşimdeki Fe/Si oranına göre değişik türlerde olabilmektedir [1-3]. AA6063 alaşımından DC yöntemiyle üretilen ekstrüzyon biyetlerinde yapıda daha çok β -AlFeSi fazı ortaya çıkmaktadır [3]. Bu faz iğne formunda olup daha sonraki ekstrüzyon işlemini ve ürün özelliklerini olumsuz etkilemektedir [4,5]. Homojenleştirme ısıl işlemi β -AlFeSi türü intermetalikler parçalanarak daha yuvarlak formdaki kararlı α -AlFeSi fazına dönüşmektedir [1,4]. Homojenizasyon sonrası biyet yapısındaki α - ve β -AlFeSi miktarı işlemin sıcaklık ve süresiyle yakından bağlantılıdır.

Yapı içerisindeki α ve β tipi AlFeSi intermetaliklerini ayırt edebilmek için literatürde değişik kıstaslar tartışılmıştır [6,7]. Işık mikroskopuyla yapılan mikro yapı incelemelerinde söz konusu fazların en ve boyları kıyaslanarak bunların ayırt edilebilmesi mümkündür. Yakın zamanda literatürde söz konusu intermetalik fazları ayırt etmek için çeşitli teknikler değerlendirilmiştir [7]. Yapılan çalışmalar sonucu ışık mikroskopunda boy ve en oranı üç ve üzerinde olan intermetaliklerin β türü intermetalikler olduğu, boy en oranı için altında olanların ise α türü AlFeSi fazı olduğu belirlenmiştir.

Homojenizasyon sonrası yapı içerisindeki α - ve β -AlFeSi fazlarının miktarları kıyaslanarak ekstrüzyon biyetlerinin homojenizasyon kaliteleri tanımlanabilir [4]. Yapılacak homojenizasyonun sıcaklık ve süresine bakmaksızın α -ve β -AlFeSi oranlarına dayalı bir derecelendirme ekstrüzyon biyetleri için kimyasal bileşime ilaveten ekstrüzyon kabiliyetlerini de gösteren bir parametre olacaktır.

Bu çalışmada AA6063 ekstrüzyon biyetlerinin homojenizasyon durumunu tanımlamak için metalografik inceleme ve görüntü analizine dayalı bir prosedür tarif edilmektedir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

Deneysel çalışmada ticari AA6063 ekstrüzyon biyetinden çıkartılan çubuklar numune olarak kullanılmıştır. Numune çıkartılan biyetin kimyasal analizi Çizelge 1 de gösterilmektedir. Numuneler sırasıyla 540, 560 ve 580 °C sıcaklıklarda 2,4,6,8 ve 10 saat süreyle homojenize edilmişlerdir. Çubuklardan çıkartılan metalografik inceleme numuneleri zımparalanıp 1 μ m elmas pastaya kadar parlatılmış ve yapı içerisindeki intermetalik fazların kontrastını arttırmak amacıyla %0.5'lik HF çözeltisiyle hafifçe dağlanmışlardır. Hazırlanan numunelerin 500x büyütmede Leika ışık mikroskopunda resimleri çekilmiştir. Her bir numune için on farklı bölgeden resimler alınmıştır. Her bir resim QWin görüntü analiz programı yardımıyla işlenmiş ve gri tonlu siyah beyaz hale dönüştürülmüştür. Şekil 1a ve 1b'de numunelerden alınan örnek bir fotoğraf ve işlenmiş hali gösterilmektedir. Koyu renkteki intermetalik fazlar tespit edilerek her bir intermetalikğin gerçek boyu ve eni bilgisayar yazılımıyla tespit edilmiştir. Boy en oranı üç ve üzerinde olanlar β -AlFeSi olarak değerlendirilmiş için altında olanlar ise α -AlFeSi olarak kabul edilmişlerdir.

Çizelge 1 Numunelerin kimyasal analizi

Element [%]								
Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	Cr	Al
0.547	0.539	0.214	0.067	0.012	0.005	0.015	0.001	Kalan

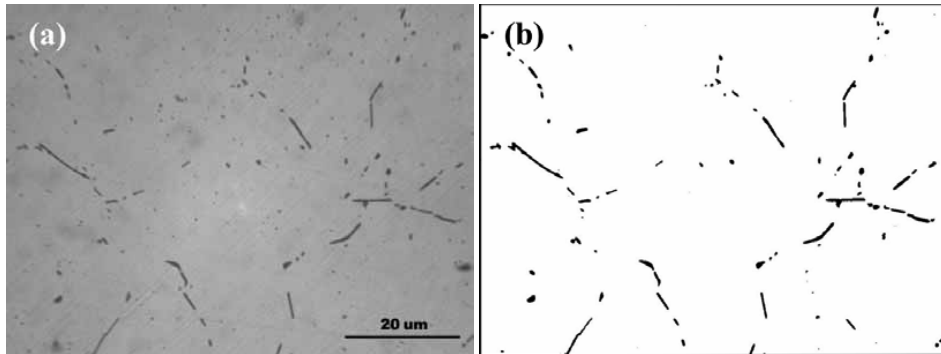
İntermetalik fazların α ve β olarak sınıflandırılmasının ardından her iki fazın yapı içindeki toplam alanları hesaplanmış ve toplam intermetalik faz içindeki oranı hesaplanmıştır.

Homojenizasyon seviyesine göre biyetlerin şekillendirilme kabiliyetlerini belirlemek üzere homojenize edilen çubuklara çekme testi uygulanmıştır. Deney numuneleri standartlara uygun olarak 10 mm çapında ve 50 mm ölçme boyunda hazırlanmıştır. Deney sonrasında numunelerin kopma uzamaları ölçülerek şekillenme yetenekleri değerlendirilmiştir.

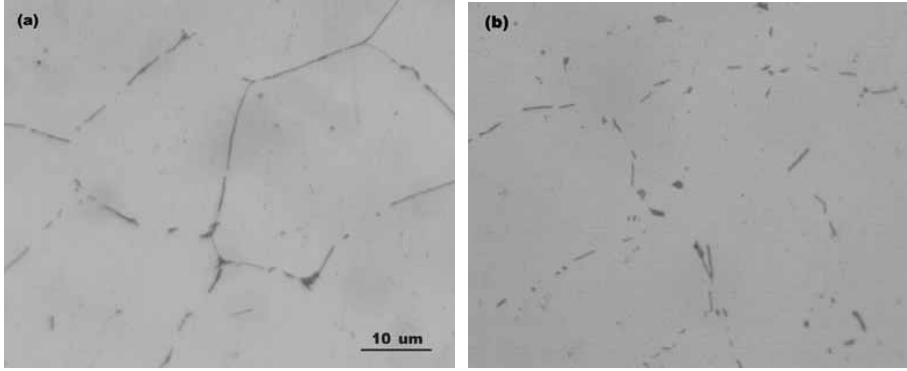
3. BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

Şekil 2a ve Şekil 2b'de döküm haldeki ve 560 °C'de 6 saat süreyle homojenize edilmiş numunelerin mikroyapı resimleri verilmektedir. Döküm yapısında alüminyum tanelerinin arası hemen hemen tamamen iğne formundaki β -AlFeSi fazı ile çevrelenmiştir. Homojenize olmuş yapıda ise yükselen sıcaklıkla birlikte iğne formundaki fazın parçalandığı ve küçüldüğü görülmektedir. Kendiliğinden gelişen bu dönüşüm döküm esnasında oluşan β -AlFeSi fazının kararlı bir faz olmamasının doğal sonucudur. 500x büyütmede matris içerisine dağılmış çözülebilir intermetalik (Mg_2Si) partiküller görülmemektedir ve yapılacak görüntü analizinde sonucu etkilemeyeceği düşünülmektedir.

Artan dönüşüm ile yapıdaki süreksizlik azalmakta ve matris tanelerin birbirleri ile temasları artmaktadır. Yapılan görüntü analizinde döküm yapısında β -AlFeSi fazının tüm intermetalik faza oranının %75'in üzerinde olduğu α -AlFeSi fazının ise %25'den az olduğu görülmüştür. Buna karşın 580 °C de 10 saat homojenize edilen numunede β -AlFeSi oranı azalırken, α -AlFeSi fazı oranı %75'in üzerine çıkmıştır. Şekil 3 homojenizasyon parametrelerine bağlı olarak numune içindeki α - ve β -AlFeSi oranları göstermektedir. Bu diyagramda metalografik olarak tespit edilen intermetalik faz oranlarının homojenizasyon parametrelerindeki değişime hassas olduğu görülmektedir.



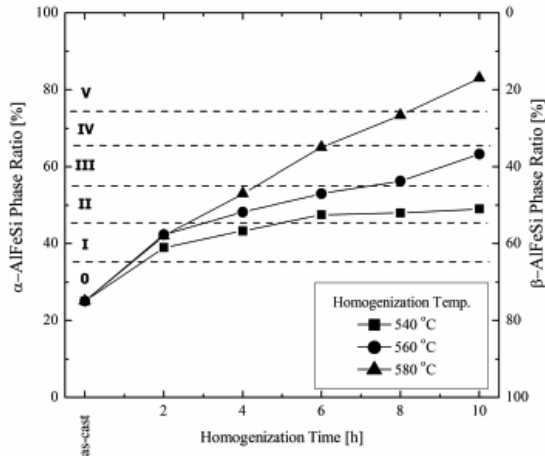
Şekil 1 (a) Homojenize olmuş bir numunenin mikroyapısı,
(b) aynı resmin değerlendirme için işlenmiş görüntüsü



Şekil 2 (a) Döküm numunenin mikroyapısı,
(b) 560 °C'de 6 saat homojenize edilmiş numunenin mikroyapısı

Yazar döküm ile tam homojenizasyon arasında α -AlFeSi oranına göre altı adet homojenizasyon seviyesi önermektedir. Bu yaklaşımda %35 ve altındaki α -AlFeSi oranı 0 ile endekslenmiştir ve döküm yapısını simgelemektedir. α -AlFeSi oranının %75'i aştığı koşullar ise tam homojenizasyon olarak tanımlanmış ve V ile endekslenmiştir. Döküm yapısı (α -AlFeSi %35, index 0) ile tam homojenize olmuş yapı (α -AlFeSi %75, index V) arasındaki α -AlFeSi oranları dört eşit basamağa bölünmüş ve her bir kademe bir endeks numarasıyla simgelenmiştir. Bu derecelendirmeye göre mikroyapının endeksi 0 dan V'e doğru arttıkça yapının homojenizasyon derecesi iyileşmektedir (Şekil 3).

Önerilen derecelendirme mikroyapının nihai durumunu, alaşımın bileşimi veya homojenizasyon işleminin parametrelerinden bağımsız olarak tarif etmektedir. Şekil 4'te bu çalışmada incelenen sıcaklık ve süre parametrelerinin önerilen endeksi nasıl değiştirdiği gösterilmektedir. Görüldüğü gibi farklı işlem parametreleri aynı endeksle sonuçlanabilmektedir.



Şekil 3 Homojenizasyon sıcaklığı ve süresine bağlı olarak yapıdaki intermetalik oranları ve öngörülen homojenizasyon dereceleri

Homojenleştirme sonucu intermetaliklerin süresizleşmesi, küçülmesi ve küreselleşmesi nedeniyle homojenleştirilmiş alaşımın şekil değiştirme yeteneği iyileşecektir. Bu nedenle önerilen endeksin alaşımın şekillendirilebilme yeteneği ile bağlantılı olması beklenir. Şekil

5a'da homojenizasyon işleminin sıcaklık ve süresine bağlı olarak numunelerin kopma uzamaları verilmektedir. Kopma uzaması alaşımın şekil değiştirme potansiyelini gösteren bir parametredir. Döküm numunenin kopma uzaması %1 civarındayken bu değer 580 °C de 10 saat homojenize edilmiş numunede %24 değerine kadar yükselmiştir. Homojenizasyon sıcaklığı ve süresi arttıkça şekil değiştirme alfa-beta dönüşümüne bağlı olarak iyileşmektedir. Şekil 5b'de numunelerin kopma uzamalarının önerilen endeks ile ilişkisi gösterilmektedir. Numuneler homojenizasyon endekslerine göre artan bir şekillendirme derecesi sergilemektedir. Buradan da görüldüğü üzere mikroyapıyı tarif eden endeks aynı zamanda numunelerin şekil değiştirme yeteneği ile bağlantılı bir parametredir.

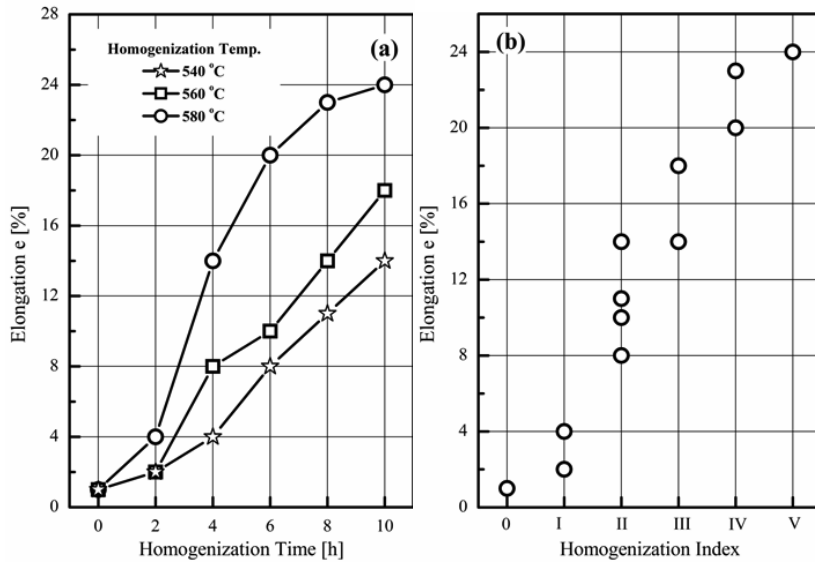
		Time [h]				
		2	4	6	8	10
Temp. [°C]	540	I		II		
	560	I		II		III
	580	I		IV		V

Şekil 4 Homojenizasyon parametrelerine göre elde edilen homojenizasyon endeksleri

4. SONUÇLAR

AA6063 ekstrüzyon biyetinin mikroyapısındaki AlFeSi intermetalikleri döküm sonrası iğnesel β -AlFeSi formunda olup homojenizasyon işlemiyle bu fazlar daha yuvarlak formdaki α -AlFeSi halini almaktadır.

Mikroyapıdaki bu intermetalikler boy ve en oranları dikkate alınarak birbirinden ayırt edilebilmektedir. Görüntü analiziyle birbirinden ayrılmış fazların oranları değerlendirilerek yapıdaki intermetalik fazların miktarlarına göre mikroyapının derecelendirilmesi yapılabilir.



Şekil 5 (a) Homojenizasyon parametrelerine bağlı olarak numunelerin kopma uzamaları [8], (b) homojenizasyon endekslerine göre numunelerin şekillenme yetenekleri

Bu çalışmada 0 ile V arasında altı kademeli bir endeksleme önerilmiştir. Bu endeksleme homojenizasyon işleminin etkinliğini ifade etmede ve alaşımın nihai mikroyapısındaki intermetaliklerin morfolojilerini tanımlamaktadır.

Önerilen endeksleme alaşımın şekillenebilme potansiyeli ile yakından bağlantılıdır ve ekstrüzyon biyetlerinin kalitesini tanımlamak için kullanılabilir.

6063 alaşımı için geliştirilen bu prosedür, diğer alaşımlar için de değerlendirilerek kullanılabilir.

KAYNAKLAR

- 1 Y. Birol, J. Mater. Process. Technol. 148 (2004) S. 250
- 2 A. Griger, V. Stefaniay, J. Mater. Sci. 31 (1996) S. 6645
- 3 H. Tanihata, T. Sugawra, K. Matsuda, S. Ikeno, J. Mater. Sci. 34 (1999) S. 1205
- 4 S. Zajac, B. Huctinson, A. Johanson, O.L. Gullman, Mater. Sci. Technol. 10 (1994) S. 323
- 5 Y. Totik, R. Sadeler, I. Kaymaz, M. Gavali, J. Mater. Process. Technol. 147 (2004) S. 60
- 6 G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, J. Mater. Process. Technol. 162-163 (2005) S. 367
- 7 N.C.W. Kuijpers, W.H. Kool, P.T.G. Koenis, K.E. Nilsen, L. Todd, S. Van der Zwaag, Mater. Charact. 49 (2003) S. 409
- 8 E. Kelesoglu, Y. Erarslan, G. Özer, Materialprüfung 51 (2009) S. 2

6061-O ALAŞIMINDA ARA VERİLEREK YAPILAN YAŞLANDIRMANIN (INTERRUPTED AGING) MALZEME MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Hasan DEMİRTAŞ, Fahrettin ÖZTÜRK, Mahmut ALKAN

Niğde Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü, Niğde
mepge@hotmail.com, fahrettin@nigde.edu.tr, malkan@nigde.edu.tr

ÖZET

6000 seri alüminyum alaşımları (Al-Mg-Si) orta mukavemetli alaşımlar olup ekstrüzyon ürünlerinde ve otomobil kaportalarında yaygın kullanım alanına sahiptir. 6061 alaşımı ise bu seri içerisinde en yaygın kullanım alanına sahip alaşımdır. Bu alaşımlar solisyona alma ve sonrasında yaşlandırma işlemiyle T6 kondisyonuna getirilmektedir. Bu işlem normal yaşlandırma (NY) olarak adlandırılmaktadır. Son yıllarda yaşlandırma işlemi ara verilerek yapılmaya başlanmıştır. Bu işlemde; malzeme yaşlandırılmaya başladıktan kısa bir süre sonra aniden soğutulmakta ve yaşlandırma sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda belirli sürelerde tutulmaktadır. Daha sonra normal yaşlandırma işlemine devam edilmektedir. Bu çalışma kapsamında 6061-O alaşımı 20dk ve 90dk hem normal hem de ara verilerek yaşlandırma (AVY) işlemine tabi tutulmuş ve malzemenin mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Hem 20 hem de 90dk için yapılan ara verilerek yaşlandırmada malzemenin % uzamasının önemli ölçüde attığı tespit edilmiştir. Bu sonuçlar şekillendirme açısından büyük önem taşımaktadır.

Anahtar kelimeler: Solüsyona alma, yaşlandırma, T6, 6061, ara verilerek yaşlandırma.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF INTERRUPTED AGING ON MECHANICAL PROPERTIES FOR 6061 ALLOY

ABSTRACT

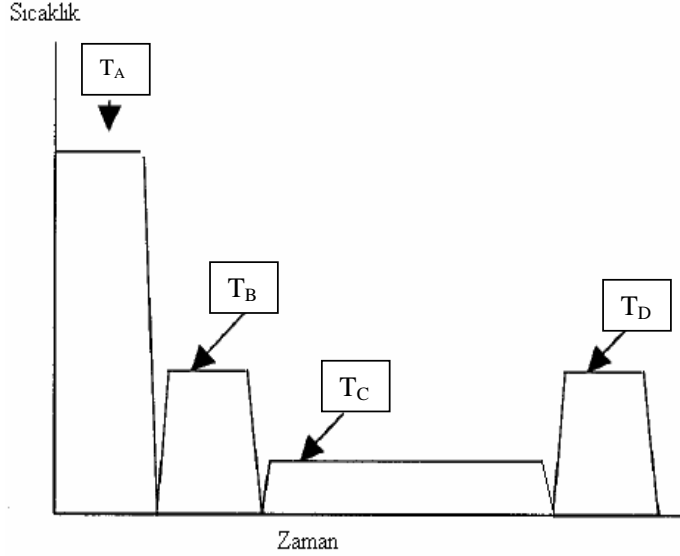
6000 series aluminum alloys are medium strength alloys which are widely used as extruded products and automobile body materials. 6061 alloy is one of the most extensively used material in this series. These alloys are strengthened and brought to T6 condition following aging process after solution heat treatment. This process is called as a normal aging process. In recent years aging has been performed by interrupted process. In this process, a short period of time after aging processes started, the material is fast cooled and kept at a low temperature for a certain period of time. Finally the normal aging process is continued. In this study, 6061-O alloy was aged both normal and interrupted processes for 20 and 90 min to evaluate mechanical properties of the material. It was found that % elongations were considerably increased for interrupted aging with respect to normal aging. This result is very important in terms of formability point of view.

Keywords: Solution heat treatment, aging, T6, 6061, interrupted aging.

1. GİRİŞ

Ara verilerek yaşlandırma; kısa süreli yapay yaşlandırılmış bir malzemenin düşük sıcaklıklarda bekletildikten sonra tekrar yaşlandırılması olayıdır. Bu işlemin mekanik özellikleri iyileştirdiği tespit edilmiştir [1].

Bu yaşlandırma türü TX_1IX_2 şeklinde gösterilmektedir. TX_1 normal yaşlandırma şekli, I ara verilerek yaşlandırma yapıldığını, X_2 ara verilerek yaşlandırmadan sonraki yaşlandırma şeklini göstermektedir [2].



Şekil 1. Ara verilerek yaşlandırma işleminin grafiksel gösterimi [2]

Grafikte;

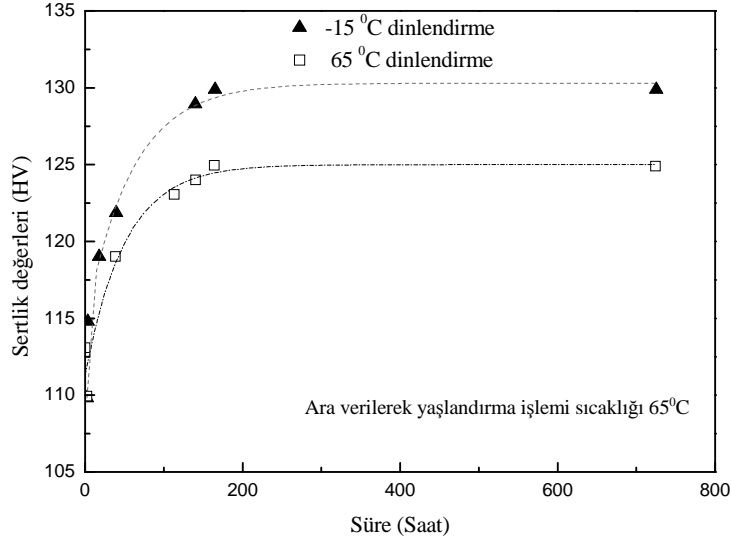
T_A (Solüsyona alma işlemi): Malzemenin faz diyagramında solvüs sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta bekletilmesi işlemidir.

T_B (Yapay yaşlandırma işlemi): Malzemenin belirli bir sıcaklıkta tutulması işlemidir. Bu işlem kısa bir sürede yapılmalı böylece ara verilerek yaşlandırma sırasında yeni uyumlu yapıların oluşması sağlanmalıdır. Bu durum malzemenin dayanımı artırabilmektedir [2]. Literatürde genellikle bu süre 20 dk. olarak belirlenmiştir.

T_C (Ara verilerek yaşlandırma işlemi): Malzemenin düşük sıcaklıklarda uzun sürelerde bekletilmesi işlemidir. Bu işlem sırasında uygulanan sıcaklığın 50°C 'nin altında olması durumunda malzemenin mekanik özelliklerinde fazla bir değişiklik meydana gelmediği gözlemlenmiştir [3]. Ara verilerek yaşlandırma sıcaklığı genel olarak 65°C olarak tercih edilmiştir [1-3,5].

T_D (Yapay yaşlandırma işlemi): Malzemenin son olarak yaşlandırması işlemidir. Bu işlem sırasında malzeme normal yaşlandırma işlemi gibi belli bir sıcaklıkta uzun bir süre bekletilmektedir. Bu süre alaşımın türüne göre değişmektedir. Literatürde bu süre 6061 alaşımları için 6-24 saat aralığındadır [1-5].

Ara verilerek yaşlandırma işlemi için sıcaklık ve sürenin yanı sıra soğutma işleminde malzeme üzerinde etkisi bulunmaktadır. Şekil 2.'de ara verilerek yaşlandırma işlemi yapılmış malzemedeki soğutma şekillerine göre sertlik değişimlerini gösterilmiştir [4].



Şekil 2. Soğutma şekilleri ve sertlik değerleri [4]

Ara verilerek yaşlandırma yapılan malzemelerin mekanik özellikleri normal yaşlandırma işlemine göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebinin ise T6IX yapısında bulunan α ve Θ tanelerinin T6 yapısına göre daha sık ve düzenli olmasıdır. Bu yüzden mekanik özelliklerdeki iyileşmenin çökelti boyutlarına, dağılımına ve oranına bağlı olarak değiştiği düşünülmektedir [1,4].

2. MALZEME VE YÖNTEM

6061 alüminyum alaşımı 6XXX serisi alaşımlar içinde en yaygın olanıdır. Isıl işlem uygulanarak farklı mekanik özellikler kazandırılabilmesinden dolayı yaygın kullanım alanına sahiptir. Bu alaşımın temel elementleri olan Mg ve Si miktarlarının, malzemenin yapay yaşlandırma ısıl işlemi sonrası sertliğinde büyük önemi vardır. Tablo 1'de 6061 farklı yaşlandırma işlemlerindeki mekanik özelliklerinin karşılaştırılması verilmiştir [6].

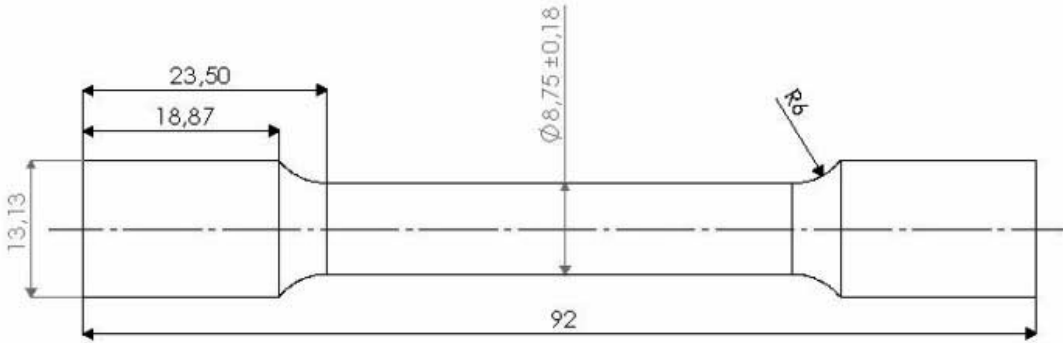
Tablo 1. 6061 Alüminyum alaşımının farklı yaşlandırma karakteristiklerinde mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [6]

Alaşım	İşlem	Şekillendirilebilme		İşlenebilirlik				Korozyona Karşı Dayanıklılık				Kaynak Kabiliyeti				Lehim Kabiliyeti				Anotlamaya Karşı Direnç			
		Düşük	Yüksek	D	C	B	A	D	C	B	A	D	C	B	A	D	C	B	A	D	C	B	A
6061	-O																						N/A
6061	-T1, -T4, -T4511																						
6061	-T6, -T6511,																						
6061	-T51																						N/A

Al 6061	Et Kalınlığı(mm)	Gerilme Mukavemeti				Uzama(%)	Brinell Sertliği (500 kg yük ve 10mm çapında bilye)
		Maksimum Gerilme (MPa)		Akma Gerilmesi(MPa)			
		min.	max.	min.	max.		
0	-----	-----	151,8	-----	110,4	16	30
T1	Max 15,875	179,4	-----	96,6	-----	16	-----
T4,T4511	-----	179,4	-----	110,4	-----	16	65
T51	Max 15,875	241,5	-----	207	-----	8	-----
T6,T6511	Max 6,3246	262,2	-----	241,5	-----	8	95
	Min 6,35	262,2	-----	241,5	-----	10	95

Değerlendirme: A:Mükemmel B:İyi C:Orta D:Zayıf

Bu çalışma kapsamında ise 25 mm çapındaki silindirik çubuklardan ASTM E 8M standardına göre CNC torna ile silindirik çekme numunesi hazırlanarak yaşlandırma işlemi yapılmış ve mekanik özelliklerin değişimi incelenmiştir. ASTM E8M standardına göre hazırlanmış numune boyutları Şekil 4’de verilmiştir.

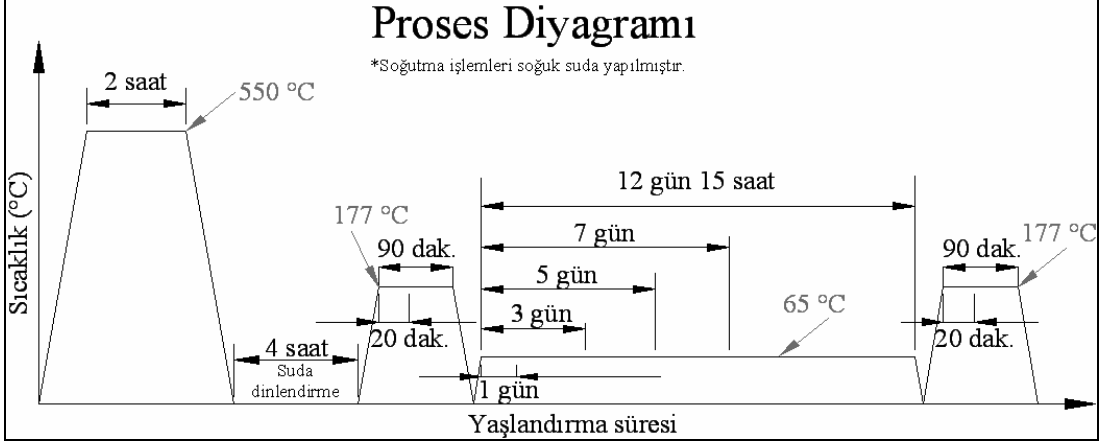
**Şekil 4.** Çekme deney numune ölçüleri (mm)

Malzemenin spektral analiz sonuçları alınarak bünyesinde bulunan elementler tespit edilmiş ve Tablo 2’de gösterilmiştir.

Tablo 2. 6061-O alaşımının % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu

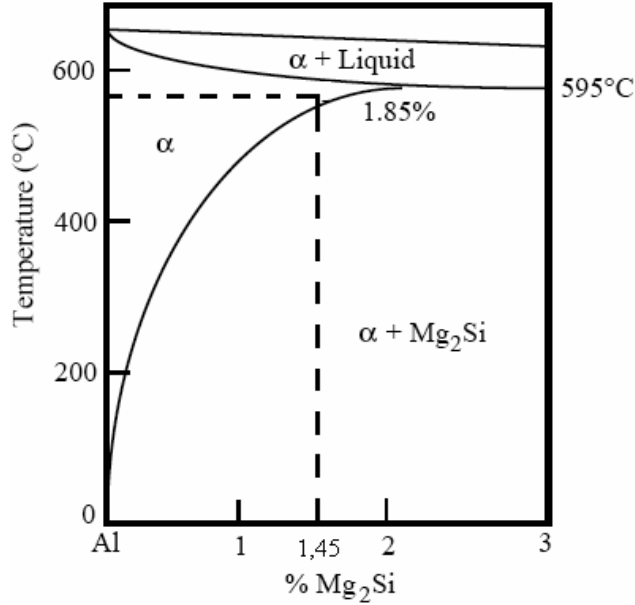
Mg	Si	Cu	Mn	Fe	Cr	Zn
0,91	0,80	0,321	0,212	0,456	0,021	0,178

Bu çalışmada ara verilerek yaşlandırmada zamanın mekanik özelliklere etkisi inceleneceğinden dolayı her yaşlandırma safhasında farklı zaman aralıkları kullanılmıştır. Aşağıdaki grafikte zaman aralıkları ve sıcaklıkları gösterilmektedir.



Şekil 5. Ara verilerek yaşlandırma safhaları

Yaşlandırmanın ilk basamağı olan solüsyona alma işlemi için denge diyagramında gerekli olan sıcaklık değerleri seçilmiştir. 6061 alüminyum alaşımı için denge diyagramı aşağıdaki gibidir [7].



Şekil 6. 6061 alüminyum alaşımı denge diyagramı [7]

Tablo 2'deki değerler göz önüne alındığında malzemenin bünyesindeki Mg₂Si oranı % 1,45 olarak bulunur. Bu alaşım için yukarıdaki grafikten de anlaşılacağı gibi 550°C sıcaklık ve 2 saat süre belirlenmiştir. Tablo 3'de ısıl karakteristiklerinin gösterim şekilleri ve sıcaklık değerleri verilmiştir.

Tablo 3. Isıl karakteristikler

	T _A	T _B	T _C	T _D
Sıcaklık (°C)	550	177	65	177

Dinlendirme ise soğutma işlemi en hızlı olacak şekilde soğuk su ile yapılmıştır. Solüsyona alma işleminden sonra suda dinlendirme işlemi 4 saat yapılmış ve malzeme yapısındaki aşırı doymuş α yapılarının istenen düzeyde olması sağlanmıştır. Diğer dinlendirme aşamalarında ise malzeme soğutulduğu anda sudan alınmıştır.

Yaşlandırma sıcaklıkları ise daha önceden bu konuda yapılmış olan diğer literatür çalışmaları değerlendirilerek seçilmiştir [1,4].

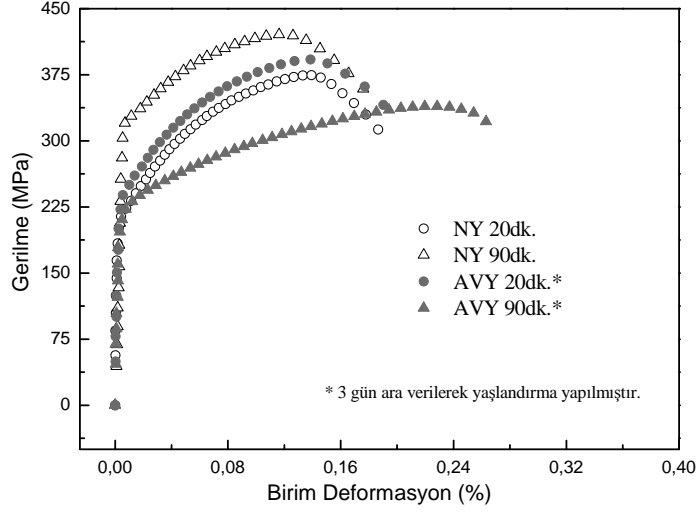
T_D yaşlandırma süresi ise 20 dk. ve 90 dk. olarak seçilmiştir.

Yaşlandırma işlemi yapılmış numunelerin her birinden; iki adet bir ucundan, iki adet de diğer ucundan olmak üzere toplam 4 adet sertlik ölçümü yapılmıştır. Böylece her yaşlandırma aşaması için 12 değer ölçülmüş ve ortalaması alınmıştır. Sertlik ölçümleri Mitutoyo HV-100 model Vickers sertlik ölçüm cihazı ile yapılmıştır.

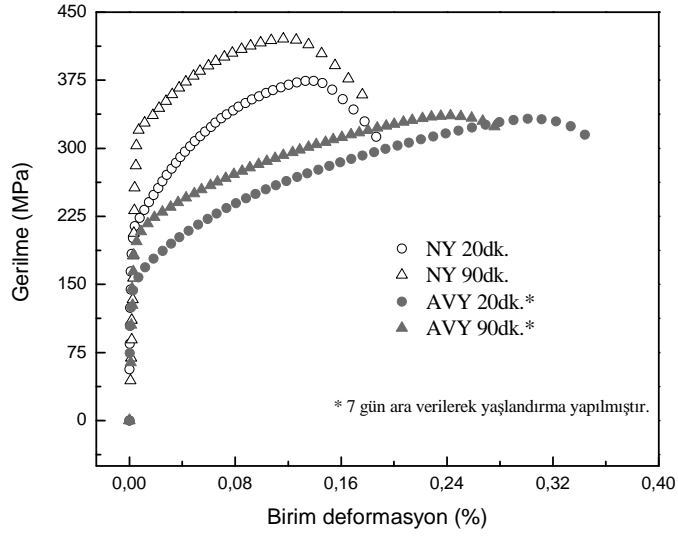
Sertlik değerleri ölçülmüş olan numuneler çekme deneyi yapılarak maksimum gerilme, akma gerilmesi, birim deformasyon, mukavemet katsayısı ve pekleşme katsayısı gibi mekanik özellikleri incelenmiş olup, her deney şartı için karşılaştırmalar yapılmıştır. Grafiklerde referans değeri olarak; solüsyona alma işleminden sonra ara verilerek yaşlandırma işlemi yapılmamış numune deney sonuçları alınmıştır. Deneyler Shimadzu AGS100kN model çekme deney cihazında yapılmıştır. Cihaz bir video ekstensometre ve bir de fırın ile beraber çalışmaktadır. Malzemede oluşan uzamayı temassız ölçebilmek için video ekstensometre kullanılmıştır.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

Ara verilerek yaşlandırma yapılmış tüm 20 ve 90 dk. deney şartları için malzemenin birim deformasyon değerleri başlangıç değerlerine göre yükselmesine rağmen 3 günlük deney şartı hariç diğer ara verilerek yaşlandırma işlemlerinde gerilme değerleri düşmüştür. Aşağıda birim deformasyon değerlerinde ve gerilme değerlerinde en iyi sonuçlar alınan 3 gün ve 7 gün deney şartlarının gerilme-birim deformasyon eğrileri verilmiştir.



Şekil 7. Gerilme-birim deformasyon eğrileri



Şekil 8. Gerilme-birim deformasyon eğrileri

Tablo 4’de deneylerden elde edilen veriler özetlenmiştir.

Tablo 4. Yaşlandırma şekillerine göre mekanik özellik değişimi

	177°C 20dk.						177°C 90dk.					
	Normal Yaşlandırma	1 Gün	3 Gün	5 Gün	7 Gün	12 Gün 15 Saat	Normal Yaşlandırma	1 Gün	3 Gün	5 Gün	7 Gün	12 Gün 15 Saat
K	564,2	413,5	566,4	408,5	418,1	408,4	524,1	400,4	439,5	407,4	412,2	386
n	0,2	0,215	0,18	0,203	0,211	0,212	0,116	0,105	0,167	0,127	0,156	0,095
Maksimum Çekme Dayanımı	375,1	323,72	392,5	317,8	333,36	324,5	421,1	338,4	340,1	340,86	336,21	329,9
Akma Dayanımı	217,13	158,56	239	157,51	148,51	148,56	322,04	241,11	212,44	222,56	197,83	240,33
Sertlik	73,47	85,35	80,62	81,4	76,07	78,03	104,46	105,73	104,77	103,4	91,48	103,9
Toplam % Uzama	18,72	29,6	19,11	31,4	34,72	32,82	17,34	23,35	24,85	27,2	32,33	20,71

Tablo 4’de görüldüğü üzere ara verilerek yapılan yaşlandırmada normal yaşlandırma sonucu elde edilen maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı, mukavemet katsayısı değerlerine göre düşüşler görülmüştür. n değerlerindeki değişimler çok fazla olmamıştır. Sertlik ölçümlerinde ise 20dk. ara verilerek yapılan yaşlandırmada artışlar görülmüştür. En büyük artış ise 1 gün sonunda elde edilmiştir. 90dk.’da ara verilerek yapılan yaşlandırma da ise sertlik değerlerinde önemli bir değişim olmamıştır. Bu çalışmada en çok dikkat çeken sonuçlar % toplam uzama miktarında olmuştur. Her iki ara verilerek yapılan yaşlandırma durumlarında normal yaşlandırma da elde edilen değerlerden daha büyük değerler elde edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlardan ara verilerek yapılan yaşlandırmanın malzemenin şekillendirme kabiliyetini iyileştirdiği sonucuna varılmıştır. Burada 20dk ile 90dk arasındaki arad değerlerde çalışma yapılmasının gerekli olduğu ve bu çalışmalardan uygun bekleme süresinin tespit edilmesi gereklilik arz etmektedir. İleri çalışmalarda bu husus dikkate alınacaktır.

4. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Bu çalışmada 6061-O alüminyum alaşımı için ara verilerek yapılan yaşlandırmanın malzemenin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiş ve normal yaşlandırma sonucu elde edilen değerlerle karşılaştırılmıştır. 20 ve 90dk. ara verilerek yapılan yaşlandırma durumlarında maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı ve mukavemet katsayısı değerlerinde normal yaşlandırma değerlerine göre 3 gün 20dk hariç azalmalar gözlemlenmiştir. n değerinde ise önemli değişimler tespit edilmemiştir. Sertlik değerinde 20dk için önemli artış olmasına rağmen 90dk. için dikkate değer değişim gözlemlenmemiştir. Her iki durum için % toplam uzamada iyileşmeler görülmüş olup şekillendirilebilirlik önemli miktarda artmıştır.

KAYNAKLAR

1. R. N. Lumley, I. J. Polmear, A. J. Morton, Mater. Sci. Forum, 893, 396-402, 2002.
2. R. N. Lumley, I. J. Polmear, A. J. Morton, International Patent Application PCT/AU00/01601, 2000.
3. A. Bahrami, A. Miroux, L. Kestens, An age hardening model for interrupted ageing of the alloy AA6061, Metal Forming, 2, 2008.
4. R. N. Lumley, I. J. Polmear, A. J. Morton, Interrupted aging and secondary precipitation in aluminium alloys, Materials Science and Technology, 19, 1483-1490, 2003.

5. J. Buha, R. N. Lumley, A. G. Crosky, K. Hono, Secondary precipitation in an Al-Mg-Si-Cu alloy, *Acta Materialia*, 55, 3015-3024, 2007.
6. http://www.alcoa.com/gcftp/catalog/pdf/alcoa_alloy_6061.pdf.
7. <http://www.me.uh.edu/ceramics/3445LabManual/2.AGEHARDENING.pdf>.

YARI-KATI HALDE ŞEKİLLENDİRİLMİŞ AlSiCuFe ALAŞIMLARININ AŞINMA DAVRANIŞLARI

Yücel BİROL* ve Feriha BİROL**

*Malzeme Enstitüsü, Marmara Araştırma Merkezi, TÜBİTAK, Gebze, Kocaeli
yucel.birrol@mam.gov.tr

** Ar-Ge Merkezi, ARÇELİK, Tuzla, İstanbul
feriha.birrol@arcelik.com

ÖZET

Bu çalışmada yarı-katı halde şekillendirilmiş AlSiCuFe alaşımlarında Si miktarının aşınma davranışı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Aşınma hızları Si miktarının %12 seviyelerine kadar artması ile düşmüş fakat daha yüksek Si seviyelerinde tekrar artmıştır. Yarı-katı halde şekillendirilmiş ötektik üstü alaşımlardaki aşınma direnci kaybı, bu alaşımlardaki iri primer Si partiküllerinin şiddetli aşınma koşullarındaki davranışına bağlanmıştır. İri Si partikülleri aşırı yükler altında kırılıp, ufalanmakta ve aşınma koşullarında buldukları yerlerden dökülerek yüzeyde boşluklar bırakmaktadır. T6 ısıtma işlemi malzeme sertliklerinde hatırı sayılır sertleşme sağladığı halde, aşınma direncine katkı yapmamıştır. Şekillendirilmiş ve ısıtma işlemi uygulanmış parçaların aşınma hızlarından, yarı-katı halde şekillendirilmiş AlSiCuFe alaşımlarında aşınma davranışının primer Si partiküllerinin boyut ve dağılım özellikleri tarafından kontrol edildiği ve sertliğin rol ve katkısının sınırlı olduğu sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Yarı-katı halde şekillendirme, alüminyum alaşımları, aşınma.

SLIDING WEAR BEHAVIOUR OF AlSiCuFe ALLOYS FORMED IN THE SEMI-SOLID STATE

ABSTRACT

The effect of Si content on the wear properties of thixoformed AlSiCuFe alloys was investigated in the present work. Wear rates which decrease with increasing Si content until 12 wt% start increasing at hypereutectic Si levels. The inferior wear resistance of thixoformed hypereutectic alloys is linked with the response of the coarse Si particles to severe wear conditions. The primary Si particles fracture and eventually drop out during the wear test leaving large cavities on the surface. The T6 heat treatment provided considerable hardening yet failed to improve wear properties. It is inferred from the wear rates of thixoformed and heat treated samples that the wear properties of the thixoformed AlSiCuFe alloys is governed largely by the size and distribution of coarse Si particles and that the impact of hardness is only secondary.

Keywords: Thixoforming, aluminium alloys, wear.

1. GİRİŞ

Son yıllarda hermetik kompresörlerin performansının artırılması için düşük viskoziteli yağların kullanılması planlanmıştır. Ancak, düşük viskoziteli yağ kullanılması halinde biyel-perno arasında sınır yağlama şartları nedeniyle aşınma problemlerinin ağırlaşması beklenmektedir. Bu nedenle, biyel malzemesi olarak halen kullanılmakta olan ve enjeksiyon döküm yöntemi ile üretilen AlSiCuFe alaşımlarından daha yüksek aşınma performansı

gösteren, daha dayanıklı malzemelere ihtiyaç vardır [1]. Ötektik-üstü Al-Si alaşımları yüksek mukavemet, sertlik, aşınma dayanımı ve düşük ısıl genleşme gibi özellikleri [2, 3] ile düşük vizkoziteli koşullar için uygun yatak malzemesi olarak dikkati çekmektedir. Bu özelliklere ilave olarak mükemmel dökülebilirlik ve düşük yoğunluğa sahip olmaları bu alaşımların cazibesini arttırmaktadır [4]. Ancak bu alaşımların geleneksel döküm şartlarında yavaş katılaşma, yüksek kalıp aşınması, kimyasal segragasyon, primer silis partiküllerinin büyümesi, katılaşma büzülmesi gibi sorunlar yüksek silisli geleneksel döküm alaşımlarının kullanımını sınırlamaktadır [5,6]. Yarı-katı şekillendirmede ise döküm sıcaklığının ve ısı içeriğinin daha düşük olması sayesinde daha ince ve homojen dağılmış primer silis yapısına sahip, çok daha az çekilmeli üretim mümkündür. Böylece yüksek silis içeren alaşımlardan yarı-katı şekillendirilmiş parçalar yüksek aşınma uygulamaları için oldukça cazip olabilir [7]. Ayrıca yarı-katı şekillendirme pratiğinde alaşımın tamamen sıvı değil de kısmen katı halde olması, kalıp doldurma prosesi parçada gözenekliliği önleyecek şekilde kontrol edilebilir.

Kompresörlerde biyel uygulamalarında halen kullanılmakta olan AlSiCuFe enjeksiyon alaşımı yerine bir grup yarı-katı şekillendirilmiş ve enjeksiyon ile üretilmiş alaşımın aşınma özelliklerini bu bildirinin yazarları tarafından araştırılmıştı [8]. Yarı-katı halde şekillendirilmiş AlSiCuFe alaşımlarının aşınma özellikleri cesaret verici bulunmakla birlikte, silis miktarına bağlı olarak aşınma performansındaki değişim hakkında sağlıklı bir sonuç çıkartılması mümkün olmamıştı. Bu çalışmada yarı-katı şekillendirilmiş bir dizi deneysel AlSiCuFe alaşımının aşınma davranışları kompresör şartları altında araştırılmış ve silis miktarının aşınma özellikleri üzerindeki etkisi anlaşılmaya çalışılmıştır.

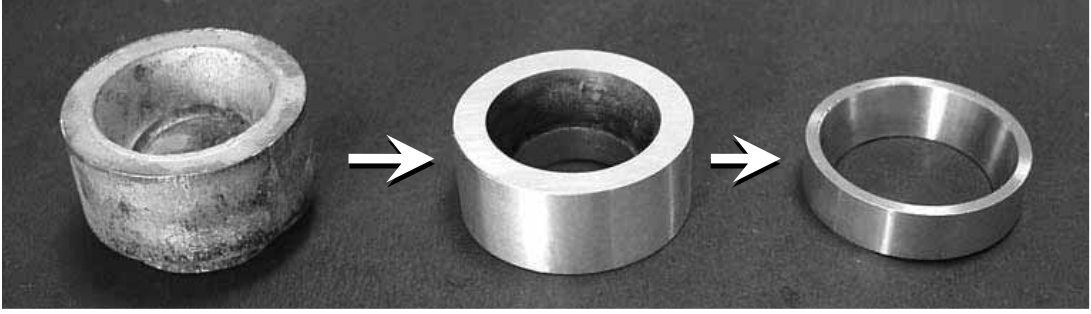
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Kompresörlerde biyel malzemesi olarak kullanılmakta olan AlSi8Cu3Fe alaşımına % 4'den 12'ye değişen oranlarda Si ilave edilerek bir seri deneysel AlSiCuFe alaşımı elde edilmiştir. Enjeksiyon döküm ile üretilen orijinal alaşım ile birlikte bu şekilde elde edilen 3 adet deneysel alaşımın bileşimleri Tablo 1'de verilmektedir. Kimyasal bileşimleri önceden ayarlanan alaşımlı ingotlar ergitilmiş ve sıvı alaşımlar kürecikli mikroyapıya sahip malzemelerin hazırlanması için liküdis sıcaklığının 5 ile 15°C üstüne kadar soğutulmuş ve daha sonra silindirik kokil kalıplara düşük aşırı ısı ile dökülmüştür. Yarı-katı şekillendirmeye uygun malzeme hazırlama pratiği [9] nolu kaynakta ayrıntılı olarak verilmiştir. Bu şekilde hazırlanan ingotlardan kesilen silindirik parçalar laboratuvar ölçekli preste sıvı-katı sıcaklık aralığında (568°C-573°C) 5 dk bekletilmiş ve daha sonra preste şekillendirilmiştir. Bu parçalar hassas boyutlarda işlenerek aşınma halkaları elde edilmiştir (Şekil 1). İkinci bir yarı-katı şekillendirilmiş numune seti ise 500°C'de 1 saat çözeltiye alındıktan sonra 175°C'de 8 saat yaşlandırılarak T6 ısıl işlemine tabi tutulmuştur.

Tablo 1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri.

alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn
1	8.52	1.099	2.940	0.1712	0.1532	0.018	0.046	0.975
2	12.65	1.109	2.600	0.1813	0.1193	0.019	0.040	0.907
3	16.32	1.056	2.934	0.1708	0.1395	0.018	0.047	0.953
4	19.73	1.044	2.623	0.1635	0.1049	0.019	0.044	0.893

Yarı-katı şekillendirilmiş AlSiCuFe alaşımlarının aşınma özelliklerinin belirlenmesi için modifiye edilmiş Falex blok/halka test cihazı kullanılmıştır. Aşınma deneyleri biyelerin maruz kaldığı servis koşullarına benzer şartlarda gerçekleştirilmiştir. Karşı blok malzemesi



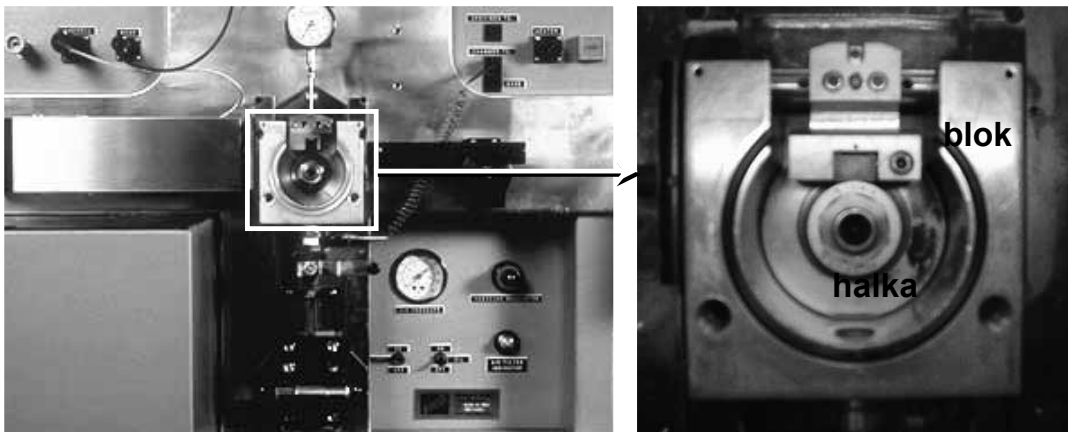
Şekil 1. Yarı-katı şekillendirme ile elde edilen parça ve bu parçadan işlenen aşınma numunesi.

ısı ile sertleştirilmiş DIN 100Cr6 yatak alaşımıdır ve kompresör perno malzemesi ile aynıdır. Aşınma deneyi hücresine sürekli olarak R 600a soğutucu gazı verilmiş, deneyler yarı daldırma olarak kompresör yağı ortamında 75°C’de gerçekleştirilmiştir. Deneylerde 277 MPa yük temas basıncı uygulanmıştır. Her deney 210 dk. sürmüştür ve salınma frekansı 1.6 Hz’dir. Aşınma derecesi, halkaların deney öncesi ve sonrasında ağırlıklarının 0,1 mg hassasiyette ölçülmesiyle ağırlık kaybından hesaplanmıştır. Aşınma yüzeyleri Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı spektroskopisi (EDS) ile incelenmiştir.

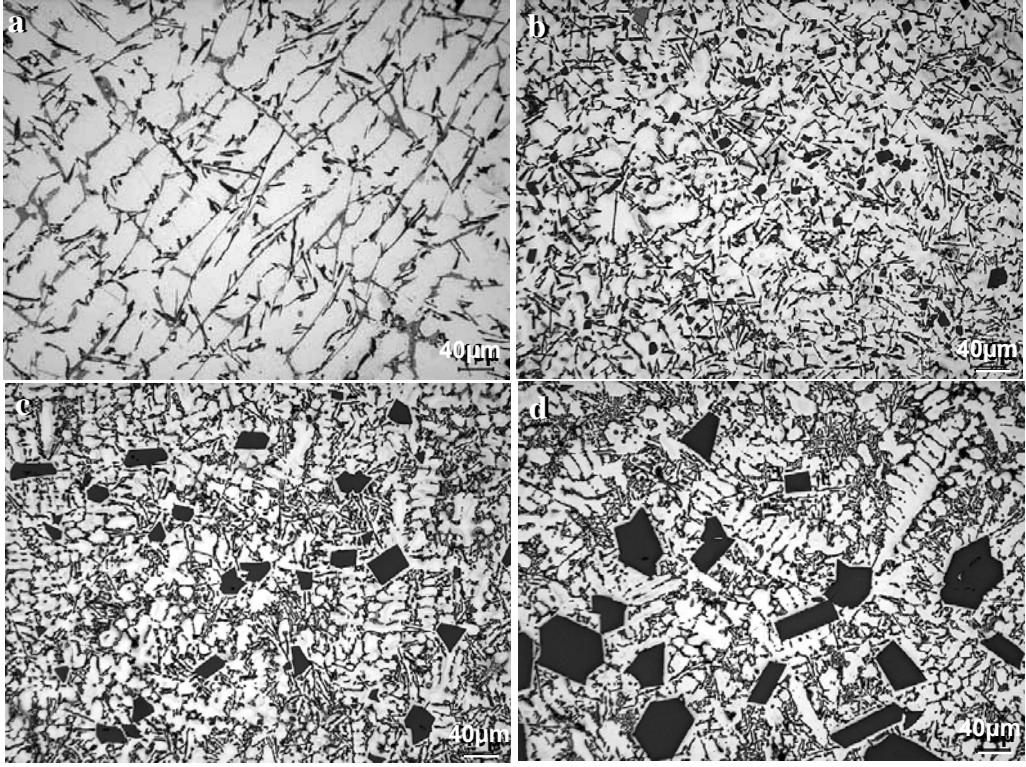
Döküm ve yarı-katı halde şekillendirilmiş ingotların, yarı-katı halde şekillendirilmiş ve ısı ile işlem görmüş aşınma halkalarının kesitleri mikroyapı incelemeleri için standart metalografi pratikleri izlenerek hazırlanmış ve %0,5 HF çözeltisinde dağlandıktan sonra optik ve SEM ile incelenmiştir. Metallerarası bileşik partikülleri Shimadzu XRD 6000 difraktometresinde $\text{CuK}\alpha$ radyasyonu ile karakterize edilmiştir. Tüm numunelerin sertlikleri 31.5 kg’lık yük ve 2.5 mm bilya çapında uçla Brinell sertlik cihazında ölçülmüştür.

3. SONUÇLAR ve TARTIŞMA

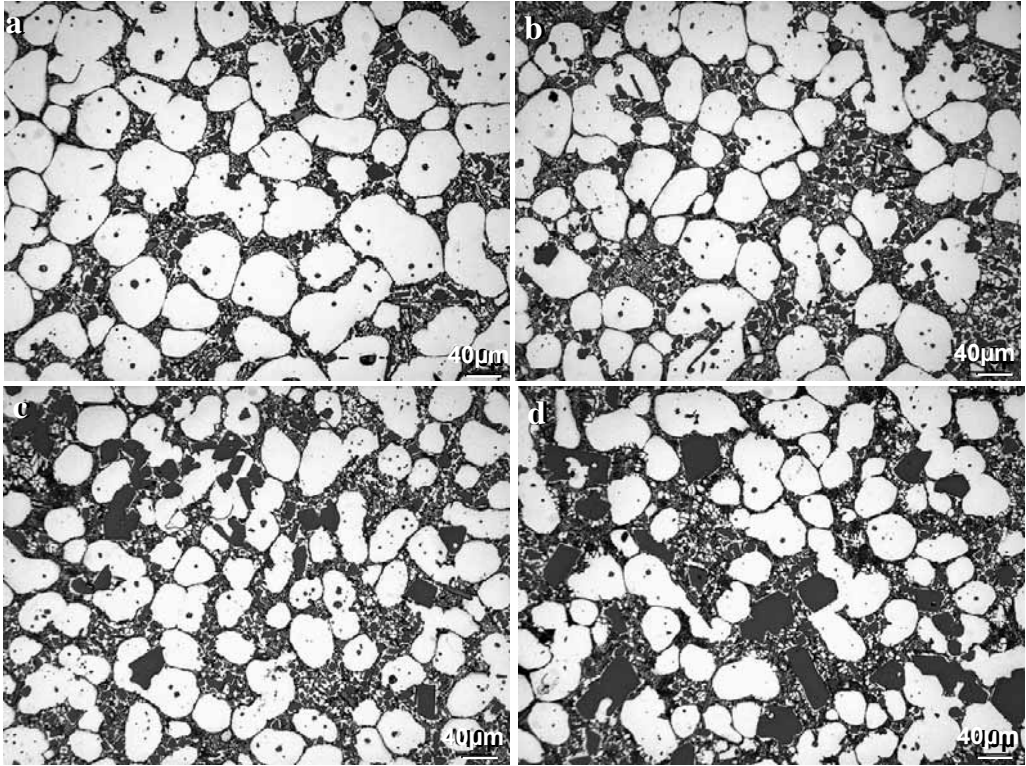
Standart AlSi8Cu3Fe alaşımının ve bu alaşıma elementel silis ilavesiyle elde edilen deneysel üç alaşımın döküm yapıları Şekil 3’de gösterilmiştir. Standart 1 no’lu alaşım ötektik-altı alaşım yapısına uygun olarak α -Al katı çözeltisinin kaba dendiritik yapısına sahiptir ve dendiritler arasında Al-Si ötektik fazı bulunmaktadır. Dendiritik örgü arasında, mikroyapı



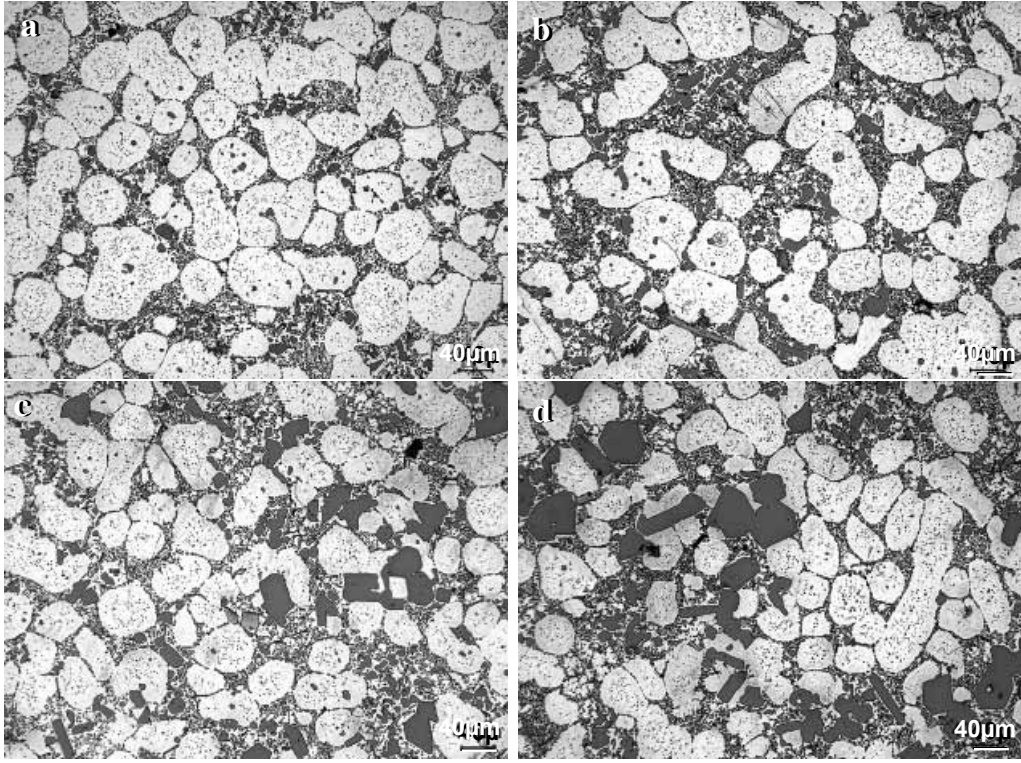
Şekil 2. Aşınma testlerinde kullanılan modifiye edilmiş halka üzerinde blok aşınma düzeneği.



Şekil 3. Aşınma özellikleri incelenen alaşımların döküm yapıları.



Şekil 4. 1-4 nolu alaşımların yarı-katı halde şekillendirilmiş mikroyapıları.



Şekil 5. 1-4 nolu alaşımların yarı-katı halde şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemi uygulanmış mikroyapıları

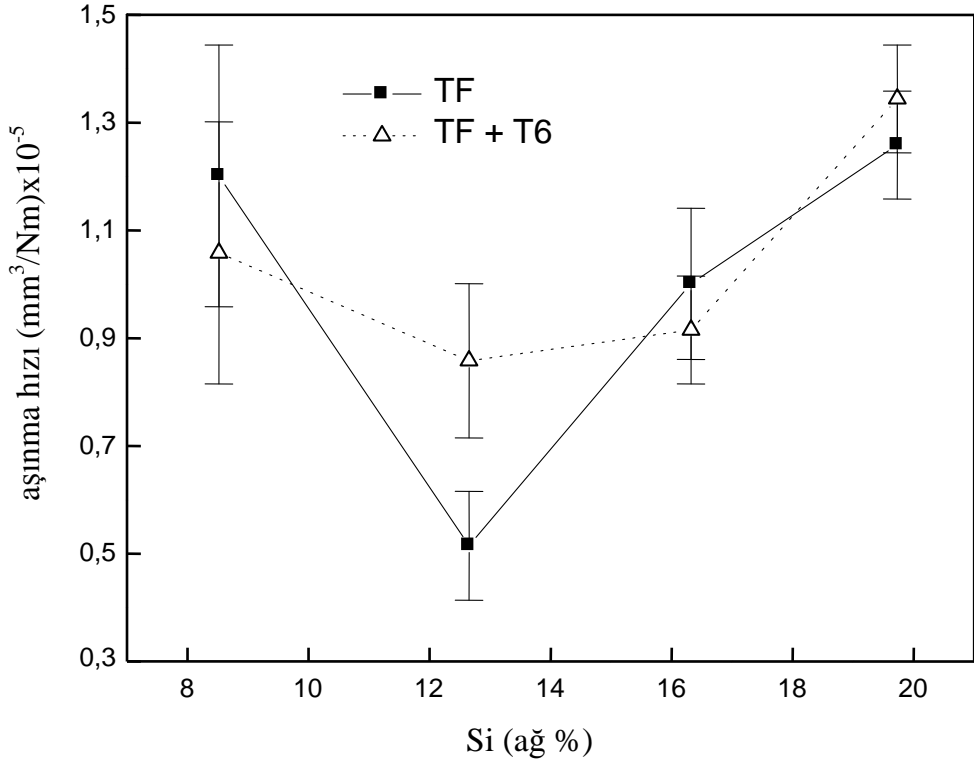
çalışmaları ve XRD analizleri ile β - Al_3FeSi and CuAl_2 oldukları belirlenen metallerarası bileşik partikülleri de belirlenmiştir. 2 no'lu alaşımda ise alüminyum katı çözelti matrisinde yapıya homojen olarak dağılmış silis taneciklerinin hakim olduğu gözlenmektedir (Şekil 3b). Ötektik noktanın biraz üzerinde yer alan bu alaşımda az sayıda primer silis partikülleri de mevcuttur. Artan silis içeriğiyle 3 ve 4 no'lu alaşımlarda bloklu kaba primer silis partiküllerinin sayısının arttığı farkedilmektedir (Şekil 3c,d). Oldukça iri olan bu partiküller önemli bir hacim kaplamakta ve özellikle % 20 kadar silis içeren 4 no'lu alaşımda tüm yapıya hakim olmaktadır (Şekil 3d). Dendritik yapının ölçeği, ötektik-üstü bu alaşımlarda (3 ve 4 no'lu alaşım) ötektik-altı alaşımlardan (1 no'lu alaşım) daha küçüktür.

Yarı-katı halde şekillendirmeden sonra yapıda dikkat çekici değişiklikler meydana gelmiştir (Şekil 4). Alüminyum matris az çok homojen dağılmış α -Al küreciklerinden oluşurken ingot döküm yapısındaki ötektik silis tanecikleri sıvı-katı aralığındaki bekletme sırasında homojen dağılmış, önemli ölçüde bloklu partiküllere dönüşmüştür. Alaşımdaki silis miktarı arttıkça α -Al globulleri küçülürken silis partikülleri ötektik-üstü alaşımlarda sıkça olduğu gibi daha irileşmiştir. Bu çalışmada yarı-katı halde şekillendirilen alaşımlar $100\mu\text{m}$ 'dan daha küçük α -Al kürecikleri ile en az daha önce literatürde rapor edilen alaşımlar kadar ve daha da başarılıdır [4, 5, 10]. Ötektik silis taneciklerinin küreselleşmesi çözeltiliye alma ısıl işleminin yüksek sıcaklıklarda ve uzun bekletme sürelerinde yapılması sayesinde olmuştur (Şekil 5). Diğer yandan primer silis partikülleri ve Fe/Cu esaslı bileşik partiküllerinin çözeltiliye alma işlemi sırasında küreselleşmeye direnç gösterdikleri dikkati çekmektedir. T6 işleminden sonra α -Al kürecikleri içinde gözlenen çok ince globül partiküller ise çözeltiliye alma ısıl işleminden su verme sırasında çökelmiş olan Mg_2Si partikülleridir. Yarı-katı halde şekillendirilmiş

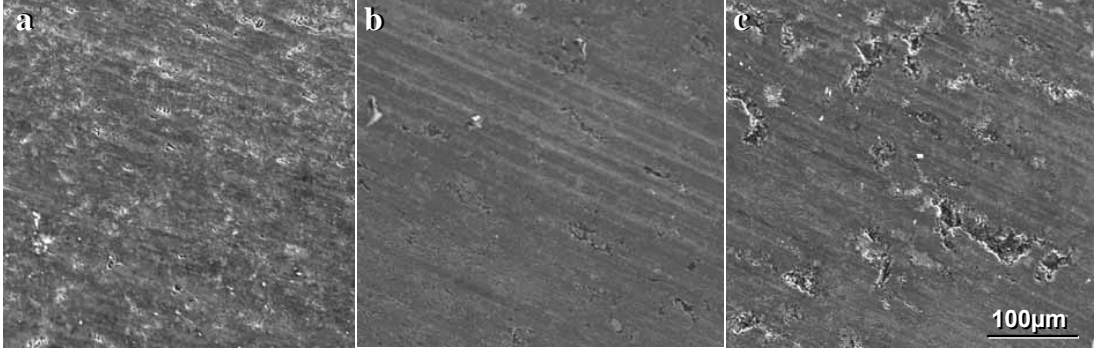
parçaların 82 ve 96 HB olarak ölçülen sertlikleri T6 ısıtılmasından sonra 121-131 HB'ye yükselmiş, T6 ısıtılması öncesi ve sonrasında da alaşımın silis içeriği ile artmıştır.

Aşınma deneyi sonuçları, uygulanan test koşulları altında ağır aşınma durumunun hüküm sürdüğü izlenimini vermektedir (Şekil 6). SEM ile yapılan incelemelerde halka deney numunesi yüzeyindeki işleme izlerinin tamamen yok olduğu görülmüştür. Aşınma yüzeyine bitişik gerilmeler özellikle ötektik-üstü alaşımlarda partiküllerin kırılıp ufalanmasından da anlaşılabilir gibi yoğun plastik deformasyona yol açmıştır. Karşı blok ve halka numunelerinin temas yüzeylerinin ayrıntılı incelemeleri karşı blok numunesine halka numunesinden malzeme transferi olduğunu göstermiştir ve bu gözlemler "adhesive" aşınma oluştuğuna işaret etmektedir. SEM-EDS analizleri transfer olan tabakanın alüminyumca zengin olduğunu göstermiştir. Yüzey tabakasının deformasyonu ile birlikte alüminyumun transferi temas yüzeylerinin topolojik özelliklerini açıkça değiştirmiştir.

DeneySEL AlSiCuFe alaşımlarında aşınma hızlarının % 12 Si'e kadar silis içeriği arttıkça azaldığı görülmektedir. Standart AlSi8Cu3Fe alaşımının aşınma direnci % 4 Si ilavesiyle iki katı kadar artmıştır. Bu eğilim alaşımın Si içeriği % 12 üzerine geçtiğinde alaşımın sertliğinin artmasına rağmen tersine dönmüştür. Bu çalışmada test edilen dört alaşımın içinde ötektik bileşime en yakın olan alaşım aşınmaya en dirençli olan alaşımdır. Buna göre ötektik-üstü Al-Si alaşımlarının aşınma direnci üzerine sertlik ve Si'un olumlu bir etkisi bulunamamıştır. Bu sonuç daha önce alaşımın artan Si içeriği ve artan sertliğinin aşınma direncini iyileştirdiğini raporlayan çalışmalarınla çelişmektedir [11-13]. Yarı-katı halde şekillendirilmiş alaşımlar için benzer bir eğilim yazarlar tarafından daha önce de raporlanmıştı [8]. Ancak [8]'de incelenmiş olan yarı-katı şekillendirilmiş alaşımların Si içerikleri % 8 ile 14 arasında



Şekil 6. Yarı-katı şekillendirilmiş (TF) ve sonra T6 ısıtılması uygulanmış (TF+T6) alaşımlarda Si % sine bağlı aşınma özellikleri.



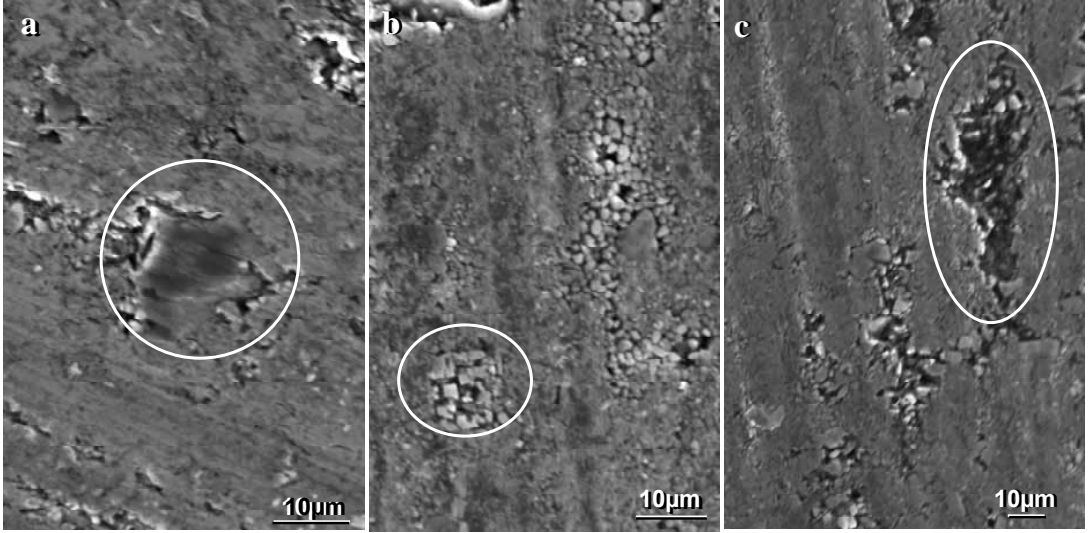
Şekil 7. Yarı-katı halde şekillendirilmiş (a) 1, (b) 2 ve (c) 4 nolu alaşımların aşınma yüzeyleri.

kalıp, bu çalışmada olduğu gibi daha yüksek Si içerikleri incelenmemiştir. Diğer yandan, [8]'de araştırılmış olan alaşım bileşimleri Si içeriği ile aşınma direnci arasındaki ilişkinin [11-28] sağlam bir analizine izin vermemiştir. Literatürde bazı araştırmalarda minimum aşınma direncinin ötektik alaşımlarla [23, 29, 30] ya da daha yüksek silis içeriklerinde [14-16] elde edildiği bildirilirken, çok sayıda araştırmada da silis içeriğinin aşınma direnci üzerine bir etkisi olmadığı iddia edilmiştir [27, 28].

Yarı-katı halde şekillendirilmiş Al-Si alaşımlarında silis partiküllerinin rolünün geleneksel döküm kalitelerinden farklı olabileceği düşünülmektedir. Silis partiküllerinin aşınma özelliklerine etkisine dair Al-Si alaşımlarının üretim prosesi rolü bilinmemektedir [7, 12, 19, 31]. Ward ve arkadaşları [7] yarı-katı halde şekillendirilmiş alaşımlarda artan silis içeriği ile aşınma direncinde azalma görmüş ve yetersiz aşınma performansını yüksek silisli alaşımlarının yarı-katı halde şekillendirmesinin güçlüğüne bağlamışlardır. Ancak aynı koşullar altında [8], bir enjeksiyon alaşımı olan ötektige yakın alaşım (Alaşım 2) numunesi hemen hemen 3 kat daha fazla aşınmıştır. Bu da yarı-katı halde şekillendirmenin alternatif bir üretim yöntemi olabileceğine işaret etmektedir.

Aşınmış yüzeylerin özellikleri spesifik aşınma hızı ölçümleri ve alaşımların mikroyapıları ile tamamen uyumludur (Şekil 7). Standart ötektik-altı alaşımın (1 no'lu alaşım) aşınma yüzeyindeki izler daha sık ve homojen dağılımlıdır (Şekil 7a). Bu durum ötektige yakın 2 no'lu alaşımda ise daha sınırlı bölgesel aşınma hasarı ile iyileşmiş görünümündedir (Şekil 7b). Diğer yandan ötektik-üstü alaşımda (4 no'lu alaşım) ilave olarak derin aşınma izleri gözlenmiştir. Bunların bazıları çok derin ve geniş olan oyuklardan oluşmuş gelişigüzel bir dağılım göstermektedir (Şekil 7c). Alüminyum matrise mükemmel bir şekilde gömülmüş olan daha kaba partiküllerin önemli bir kısmı ya oyukların içinde parçalanmış bir halde durmakta ya da yerlerinde boşluk bırakarak dökülmüş durumdadır. SEM-EDS analizleri ile bu parçalanmış partiküllerin Si-esaslı oldukları belirlenmiştir. Diğer yandan metallerearası bileşik partiküllerinin çoğunlukla matriste gömülü kaldığı gözlenmiştir.

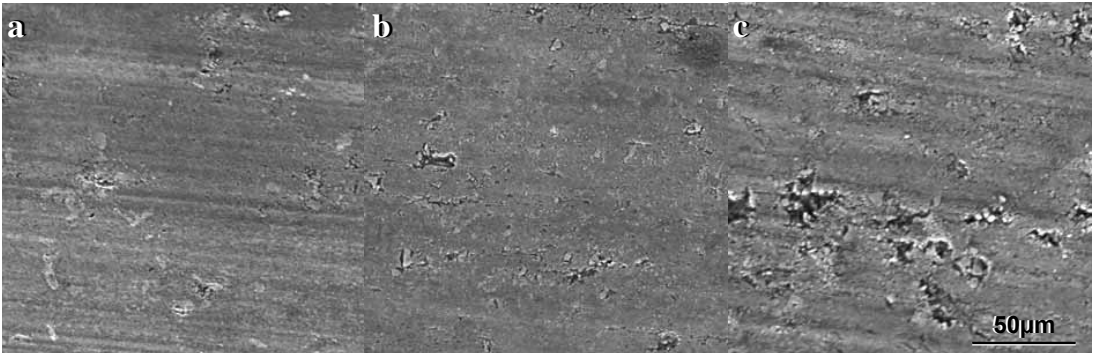
Al-Si esaslı alaşımlarda Si fazı, ister ötektik ister primer olsun, Si'un alüminyumda çok sınırlı bir çözünürlüğe sahip olması nedeniyle mikroyapıdan ayrı partiküller halinde bulunurlar. Si partikülleri ve matris arasındaki arayüzey bölgeleri kırılmaya oldukça yatkındır ve partikül boyutu büyüdükçe kırılma eğilimi de artar [15]. İri partiküllerin kırılıp ufalanmasına yol açan kaymalı aşınmadaki (sliding wear) karmaşık gerilme durumu altında parçalanmış Si tanecikleri alüminyum matris tarafından uzun süreyle alıkonamaz. İri primer Si partikülleri sonunda matristeki yerlerinden boşluk bırakarak düşecektir (Şekil 8). Diğer yandan ötektik Si tanecikleri yapıda primer Si fazından daha ince ve homojen dağılmıştır. Ötektik noktaya yakın



Şekil 8. Yarı-katı halde şekillendirilmiş ötektik-üstü AlSiCuFe alaşımlarında aşınma mekanizması: İri Si partiküllerinde (a) kırılma (b) ve ufalanmış Si partiküllerinin dökülmesi (c).

2 no'lu alaşım bu tip partiküllerin çok sayıda olması nedeniyle daha iyi aşınma direnci göstermiştir.

Yukarıdaki tartışmadan ötektik-üstü alaşımların bir dezavantaja sahip oldukları sonucunu çıkarmak mümkündür. Kötü aşınma özellikleri iri primer Si taneciklerinin matris/Si arayüzeyi ile bağını kaybetmesi ve bu partiküllerin kırılmaya yatkınlığı ile açıklanabilir. Yarı-katı halde şekillendirilen alaşımlarda bu duruma ayrıca muhtemelen yüksek sıcaklıklarda oksidasyon nedeniyle Si partiküller ile matris arasında zayıf bağların oluşması da katkıda bulunmuş olabilir. Parçalanmış Si partikülleri sadece yüzeyden düşerek ağırlık kaybının artmasına neden olmakla kalmamakta ilave olarak abrasiv aşınmaya da neden olur. Böylece iri Si tanecikleri yarı-katı halde şekillendirilen Al-Si alaşımlarında ağır aşınma koşulları altında aşınma özelliklerini iyileştirmek bir yana aşınmaya olumsuz etki ederler.



Şekil 9. Yarı-katı halde şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemi uygulanmış (a) 1, (b) 2 ve (c) 4 nolu alaşımların aşınma yüzeyleri.

T6 ısıl işlemi bütün alaşımlarda önemli miktarda sertleşme sağlamakla birlikte aşınma direnci üzerinde olumlu bir etki yapmamıştır. Aşınma hızları açısından alaşımların sıralaması, aynı

şekilde yüzey incelemeleri ile de belirlendiği gibi, T6 ısıl işlemi ile değişmemiştir (Şekil 9). Ötektige yakın 2 no'lu alaşım bir kez daha aşınmaya en dirençli alaşım olmuştur. T6 ısıl işleminin yarı-katı şekillendirilmiş alaşımlarda mikroyapıyı önemli ölçüde değiştirmedeği gözönüne alındığında bu sonuç şaşırtıcı değildir. Yarı-katı halde şekillendirilmiş ve T6 ısıl işlemi görmüş alaşımların aşınma performansının iri Si partiküllerin boyut ve dağılımından önemli ölçüde etkilendiği, sertliğin sadece ikinci bir etken olduğu kanıtlanmaktadır. Pek çok çalışmada [13, 19, 32, 33] ısıl işlemin Al-Si alaşımlarında aşınma direncini artırmaya katkısı olduğu raporlanırken bu durum yarı-katı halde şekillendirilmiş alaşımlar için geçerli olmayabilir. Son dönemde yapılmış çalışmalarda ısıl işlemin etkisi üzerine sistematik bir inceleme bulunamamıştır [7, 8].

4. ÖZET

Ağır aşınma şartlarında yarı-katı halde şekillendirilmiş AlSiCuFe alaşımlarının aşınma özelliklerinin Si miktarına göre farklılıklar gösterdiği açıkça belirlenmiştir. AlSiCuFe alaşımlarında aşınma hızları ötektik Si seviyesine kadar azalırken ötektik-üstü Si seviyelerinde artmaya başlamıştır. Buna göre bu çalışmada test edilen dört alaşımın içinde ötektige yakın 2 no'lu alaşım aşınma direnci en yüksek alaşım olmuştur. Yarı-katı halde şekillendirilmiş ötektik-üstü alaşımların zayıf aşınma direnci iri primer Si partiküllerinin ağır aşınma şartlarına tepkisinden kaynaklanmaktadır. Primer Si partiküllerin önemli bir çoğunluğu kırılmakta, alüminyum matris yüzeyinde geniş boşluklar bırakarak düşmektedirler. T6 ısıl işlemi ise yarı-katı halde şekillendirilmiş AlSiCuFe alaşımlarının sertliğini arttırmakla birlikte aşınma özelliklerini geliştirmemiştir. Bu durum yarı-katı halde şekillendirilmiş alaşımlarda aşınma davranışının daha çok iri primer Si partiküllerinin boyut ve dağılımı ile kontrol edildiğini ve sertliğin etkisinin ikincil öneme sahip olduğuna işaret etmektedir.

Teşekkür

Deneysel çalışmalardaki katkılarından ötürü O. Çakır ve F. Alageyik'e teşekkürü borç biliriz. Bu çalışma için gerekli finansman Devlet Planlama Teşkilatı (DPT) tarafından sağlanmıştır.

KAYNAKLAR

1. Y. Birol and F. Birol, Wear Properties of Thixoformed and High Pressure Die Cast Aluminium Alloys for Connecting Rod Applications in Compressors, 10th ESAFORM Conference on Material Forming, Eds. E. Cueto and F. Chinesta, Zaragoza, Spain, pp. 1167-1172, 2007.
2. G. C. Pratt, Int. Mater. Rev. 18, 1, 1973.
3. P. K. Rohatgi, R. Asthana and S. Das, Int. Met. Rev., 131, 115, 1986.
4. L. Lasa, J.M. Rodriguez-Ibabe, Scr. Mater., 46, 477, 2002.
5. P. Kapranos, D.H. Kirkwood, H.V. Atkinson, J.T. Rheinlander, J.J. Bentzen, P.T. Toft, C.P. Debel, G. Laslaz, L. Maenner, S. Blais, J.M. Rodriguez-Ibabe, L. Lasa, P. Giordano, G. Chiarmetta, A. Giese, J. Mater. Process. Technol., 135, 271, 2003.
6. S. Midson, J. Keist and J. Svare, SAE 2002 World Congress, Detroit, Michigan, March 4-7, 2002-01-394, 2002.
7. P.J. Ward, H.V. Atkinson, P.R.G. Anderson, L.G. Elias, B. Garcia, L. Kahlen and J-M. Rodriguez-ibabe, Acta Mater. 44, 1717, 1996.
8. Y. Birol, F. Birol, Wear, 265, 1902, 2008.
9. Y.Birol, J. Mater. Sci. 43, 3577, 2008.
10. C.M. Chen, C.C. Yang, C.G. Chao, Mater. Sci. Eng. A 397, 178, 2005.
11. D.K. Dwivedi, Materials and Design 27, 610, 2006.
12. S.C. Lim, M. Gupta, Y.F. Leng, E.J. Lavernia, J. Mater. Process. Technol. 63, 865, 1997.
13. M. Harun, I.A. Talib, A.R. Daud, Wear 194, 54, 1996.

14. V. C. Srivastava and S. N. Ojha, *Mater. Sci. Technol.* 20, 1632, 2004.
15. B. K. Prasad, K. Venkateswaralu, O. P. Modi, A. K. Jha, S. Das, R. Dasgupta and A. H. Yegneswaran: *Metall. Mater. Trans.* 29A, 2747, 1998.
16. F. A. Davis and T. S. Eyre, *Tribology International* 27, 171, 1994.
17. A.K. Prasada Rao, B.S. Murty, M. Chakraborty, *Mater. Sci. Eng. A* 395, 323, 2005.
18. F. Wang, H. Liu, Y. Ma, Y. Jin, *Mater. Design* 25, 163, 2004.
19. L. Lasa, J.M. Rodriguez-Ibabe, *Mater. Sci. Eng. A* 363, 193, 2003.
20. G. Timmermans and L. Froyen, *Wear* 230, 105, 1999.
21. A. S. Reddy, B.N.P. Bai, K.S.S. Murthy and S.K. Biswas, *Wear* 171, 115, 1994.
22. H. Torabian, J.P. Pathak, S.N. Tiwari, *Wear* 172, 49, 1994.
23. K.M. Jassim and E.S. Dwarakadasa, *J. Mater. Sci. Lett.*, 11, 421, 1992.
24. V. K. Kanth, B. N. P. Bai and S. K. Biswas, *Scripta Metall. Mater.* 24, 267, 1990.
25. R. Antoniou, D.W. Borland, *Mater. Sci. Eng.* 93, 57, 1987.
26. A. D. Sarkar and J. Clarke, *Wear* 61, 157, 1980.
27. B.N.P. Bai, H.S. Shamasunder and S.K. Biswas, *Mater. Sci. Eng. A* 104, L11, 1988.
28. B.N.P. Bai and S.K. Biswas, *Wear* 120, 61, 1987.
29. J. D. Clarke and A. D. Sarkar, *Wear* 54, 7, 1979.
30. R.M. Farrel and T.S. Eyre, *Wear* 15, 359, 1970.
31. F. Wang, Y. Ma, Z. Zhang, X. Cui, Y. Jin, *Wear* 256, 342, 2004.
32. R.D. Ott, C.A. Blue, M.L. Santella, P.J. Blau, *Wear* 251, 868, 2001.
33. B.N.P. Bai and S.K. Biswas, *Acta Metall. Mater.* 39, 833, 1991.

4. ALÜMİNYUM SEMPOZYUMU

4th ALUMINIUM SYMPOSIUM

ALÜMİNYUM DÖKÜM TEKNOLOJİLERİ
TECHNOLOGIES OF ALUMINIUM CASTING

ALÜMİNYUM DÖKÜMÜNDE BEKLETME FIRININ DÖKÜM KALİTESİ ÜZERİNE ETKİSİ

Derya DISPINAR*, Freddy SYVERTSEN*, John CAMPBELL**

* SINTEF, Materials and Chemistry, Trondheim, Norveç

Derya.Dispinar@sintef.no

Freddy.Syvertsen@sintef.no

** Department of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, İngiltere

J.Campbell.met@bham.ac.uk

ÖZET

Gerek mamül, gerek yarı mamül üretimi olsun, alüminyum alaşımları ergitme fırınında eritildikten sonra bekletme fırınına aktarılır. Bekletme fırınlarının temel amacı daha yüksek kaliteli döküm elde edebilmek içindir. Alaşımla, gaz giderme, inklüzyonların azaltılması gibi işlemlerin yapılabilme olanağını sağlarlar. Bu çalışmada bekletme fırınlarında yapılabilecek işlemlerin döküm kalitesi üzerine etkileri incelenmiştir. Türbülansın minimuma indirilmesi, difüzör kullanımı ile bifilmelerin uzaklaştırılması ve yüzey oksidinin bozulmadan sıvı metalin transfer edilmesinin döküm kalitesini etkin bir şekilde arttırdığı gözlemlenmiştir.

Anahtar kelimeler: Bifilm, döküm kalitesi, bekletme fırını, difüzör, transfer.

THE USE OF HOLDING FURNACE AND ITS IMPORTANCE OVER CASTING QUALITY OF ALUMINIUM AND ITS ALLOYS

ABSTRACT

During secondary remelting, fluxing and degassing processes takes place to overcome the problems such as oxide build up, dross formation and inclusion. These operations usually take place in the melting furnace. A study in a secondary alloy ingot producing plant was targeted to investigate the metal quality change in the holding furnace during secondary remelting of aluminium alloy Al-8Si-3Cu. The investigation was an attempt to understand the effect of (i) the use of diffusers (porous plugs integrated into the body of the furnace) and (ii) casting techniques involving different degrees of turbulence. Bifilm index were found to be useful parameters to assess metal quality. It was found that the metal quality was increased significantly, and was maintained high throughout the casting operation when (i) diffusers were used and (ii) turbulence was reduced to a minimum.

Keywords: Bifilm, casting quality, holding furnace, diffuser, transfer.

1. GİRİŞ

Primer alüminyum üretimine oranla özellikle enerji tüketimi açısından avantajlar sağlandığı için sekonder alüminyum üretimi gittikçe önem kazanmaya başlamıştır [1, 2]. Bunun yanı sıra geri kazanım sayesinde doğal kaynaklara olan bağımlılık azaldığı gibi çevre açısından da önemli yararlar sağlamaktadır. Dünyadaki alüminyum tüketiminin üçte biri geri kazanılma yöntemleri ile üretilmektedir [2].

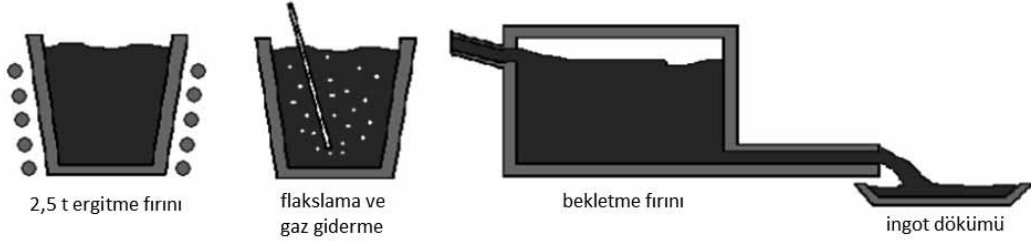
Alüminyumun geri kazanımı sırasında önemli adımlardan birisi de yeterli kalitede, uygun kimyasal bileşimde ve fazla kayıp vermeden üretim yapabilmektir [3-6]. Bu amaçla sekonder üretim sistemlerinde bekletme fırınları kullanılmaktadır. Ergitme fırınında eritilen metal, bekletme fırınına aktarıldıktan sonra gerekli gaz giderme ve alaşımlama işlemleri burada

yapılır ve sıvı metal yolluklar ile döküm noktasına transfer edilerek mamül veya yarı-mamül üretimi gerçekleştirilir.

Bu ve benzeri üretim proseslerinde her transfer adımında oluşan türbülans döküm kalitesini olumsuz etkileyen bifilmelerin oluşmasına sebep olmaktadır [7]. Bu amaçla bu çalışmada bekletme fırını tabanına difüzörler yerleştirilmiş ve azot gazı geçirilmek suretiyle bifilmeler uzaklaştırılmaya çalışılmıştır. Ayrıca üretim kademelerindeki türbülanslar minimuma indirilerek döküm kalitesinin değişimi bifilm indeksi [8, 9] yardımıyla değerlendirilmiştir.

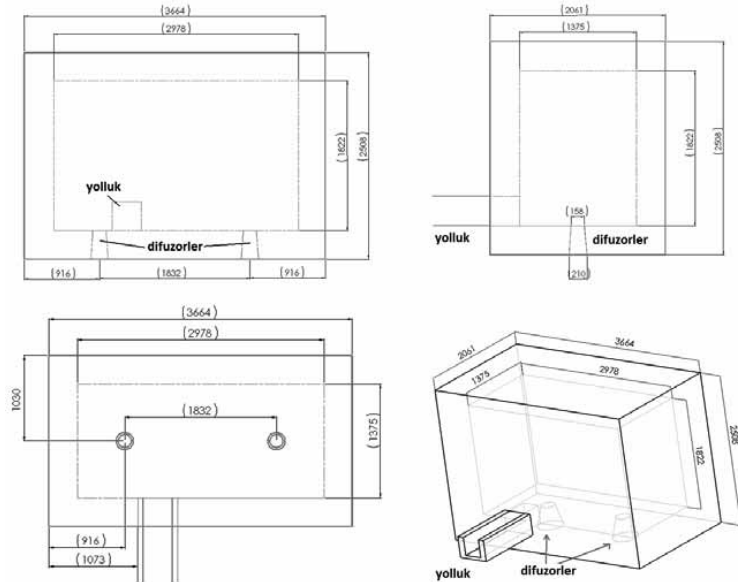
2. DENEYSEL ÇALIŞMA

DeneySEL çalışmalar Al-8Si-3Cu alaşımı hurdalarının 2500 kg kapasiteli elektrik fırınında 750°C’de ergitilmesi ile başlamıştır. Flakslama ve gaz giderme işlemlerinden sonra sıvı metal 5 ton kapasiteli bekletme fırınına aktarılmıştır (Şekil 1).



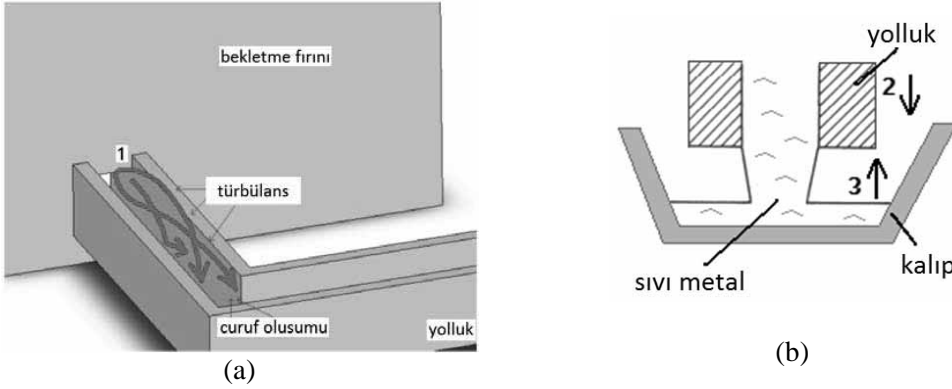
Şekil 1. Tipik sekonder alüminyum üretim şeması

Bekletme fırınına aktarma sırasında şiddetli türbülans olduğundan dolayı fırının tabanına yerleştirilen seramik difüzörlerden 20 dakika boyunca azot gazı geçirilerek, yükselen kabarcıkların bifilmeleri toplayarak sıvı metalin yüzeyinden uzaklaştırılması sağlanmıştır. Bu çalışmalar sırasında ilk olarak difüzörler çalıştırılmadan deney sonuçları irdelenmiştir. Daha sonra sırası ile bir ve iki difüzör çalıştırılarak difüzörlerin etkinlikleri incelenmiştir. Bekletme fırının boyutları ve difüzörlerin konumları şematik olarak Şekil 2’de verilmiştir.



Şekil 2. Bekletme fırını boyutları ve difüzörlerin konumu

Çalışmanın diğer bir bölümü ise bekletme fırınından sonraki transfer kademesinde ve döküm noktasında gerçekleştirilmiştir. Bekletme fırınındaki sıvı metal, yolluklar vasıtasıyla döküm noktasında taşınmaktadır. Bu taşınma işlemi başlatılması, yolluk çıkış noktasındaki tıkaçın aşılması ile başlayıp, ingot dökümü kademesine kadar devam etmektedir. Deneysel çalışmalar sırasında yapılan gözlemler sonucu yollukta yüksek oranda curuf oluşumu gözlenmiştir. Ayrıca döküm noktası ile kalıp arasındaki mesafenin yüksek olmasından dolayı kalıp dolumu sırasında da curuf oluşumu ve kötü yüzeyli ingotlar elde edildiği gözlenmiştir. Bu amaçla ilk olarak yolluk ağzındaki sıvı metalin transferi kontrol altına alınmıştır ve daha sonra kalıp dolum yüksekliği minimize edilerek sıvı metalin türbülanslı dolumu engellenmiştir. Bu değişiklikler Şekil 3'te şematik olarak özetlenmiştir.



Şekil 3. Döküm hattında yapılan değişiklikler

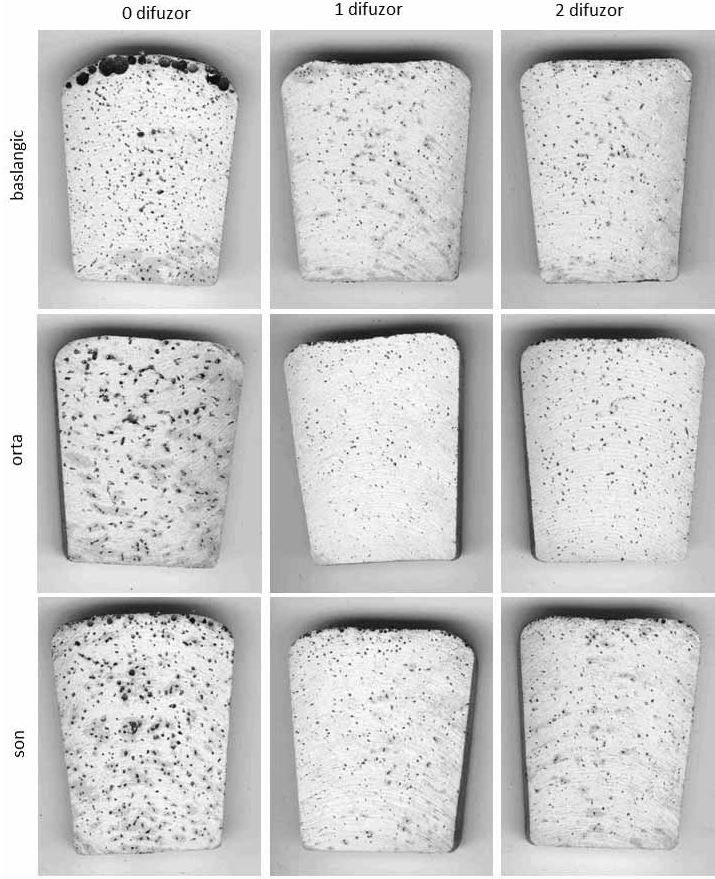
- (a) bekletme fırını çıkışında hızın kontrol edilmesi
(b) yolluğun döküm kalıbına yaklaştırılması ve sıvı metalin kalıbı yavaş doldurması

Vakum altında katılaşma testi kullanılarak elde edilen Bifilm İndeksi ile döküm kalitesinin tespiti yapılmıştır. Bu amaçla dökümün üç farklı noktasından numune alımı yapılmıştır: başından, ortasından ve sonundan.

3. BULGULAR ve TARTIŞMALAR

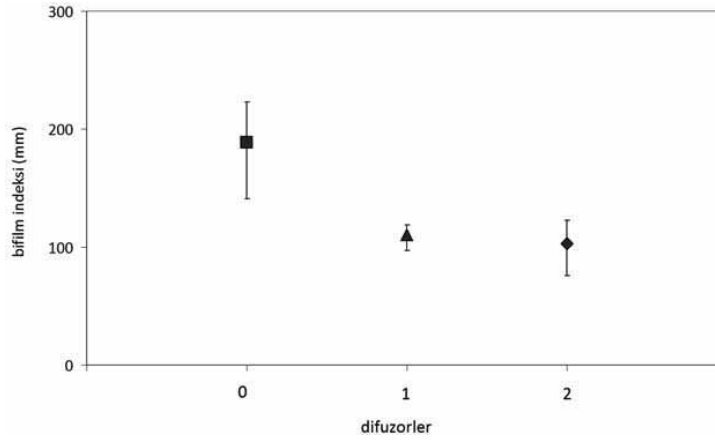
Vakum altında katılaşma testi sonucu elde edilen numunelerin kesit yüzey görüntüleri Şekil 4'de verilmiştir.

Şekil 4'ten de görüldüğü gibi difüzör kullanılmadığı zaman numunelerin porozite şekilleri daha karmaşık olup, daha büyük boyutta ve diğer dökümlere oranla daha fazla sayıda porozite içermektedirler. Fakat difüzörler kullanılmaya başlandığında 1 veya 2 difüzör kullanılması arasında bir fark oluşmadığı görülmektedir. Ayrıca burada önemli olan etkinin gaz gidermek olmadığı; esasen yükselen gaz kabarcıklarının bifilmeleri yüzeyde topladığını görmek mümkündür. Özellikle porozite boyutlarına ve porozite sayısına dikkat edilecek olunursa, difüzörler kullanılmaya başladığında daha düşük sayıda por sayısı göze çarpmaktadır. Dispinar [8, 9] daha önce gösterdiği gibi poroziteler bifilmelerden oluştuğuna göre vakum altında katılaşma testi numunelerinin kesit alanlarındaki porozite sayısı da bifilm sayısı ile direkt ilişkili olacaktır. Dolayısıyla porozite sayısının azalması demek bifilm içeriğinin azalması anlamına gelirken döküm kalitesi de yükselmiş olacaktır.



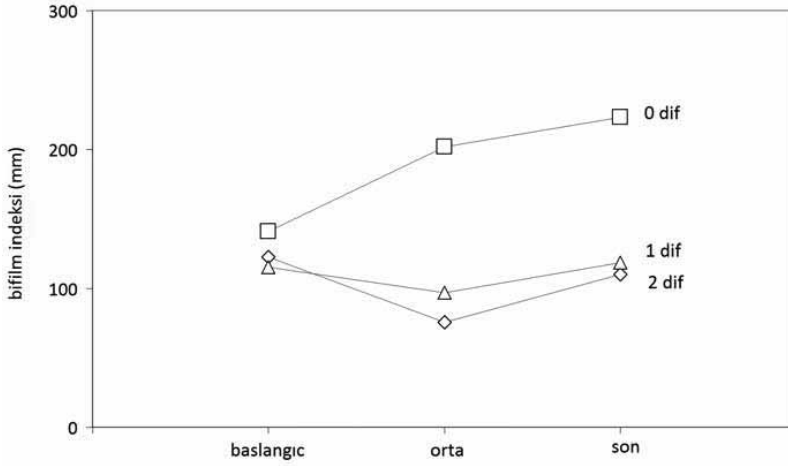
Şekil 4. VAKT numunelerinin kesit görüntüsü

Bu doğrultuda bifilm indeksi sonuçlarını inceleyecek olursak, Şekil 5'te görüldüğü gibi difüzör kullanılmadığı zaman bifilm indeksi 190 mm civarlarında iken 1 veya 2 difüzör kullanıldığında ise bifilm indeksi yaklaşık 100 mm civarlarındadır. Eğer bir oran yapılacak olunursa bifilm indeksinin hemen hemen 2 kat azaldığı dolayısıyla döküm kalitesinin yaklaşık olarak 2 kat arttığı sonucuna varılabilir.



Şekil 5. Çalıştırılan difüzör sayısı bifilm indeksi değişimi

Döküm işleminin başı, ortası ve sonundaki metal kalitesinin değişimi incelendiğinde ise Şekil 6'daki gibi bir değişim gözlenmiştir.

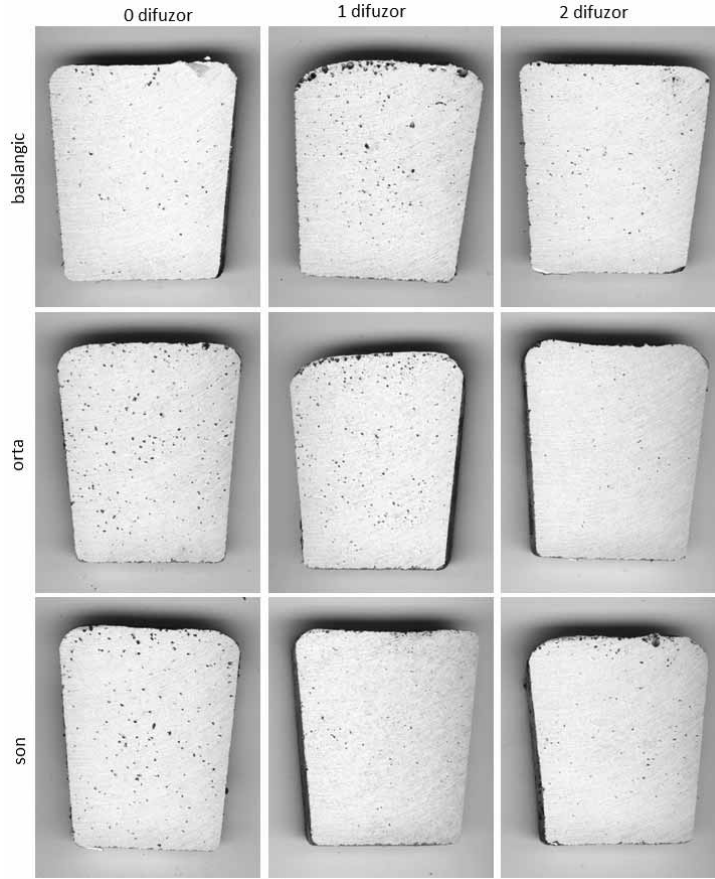


Şekil 6. Dökümün başlangıcı, ortası ve sonunda bifilm indeksi değişimi ve difüzörlerin etkisi

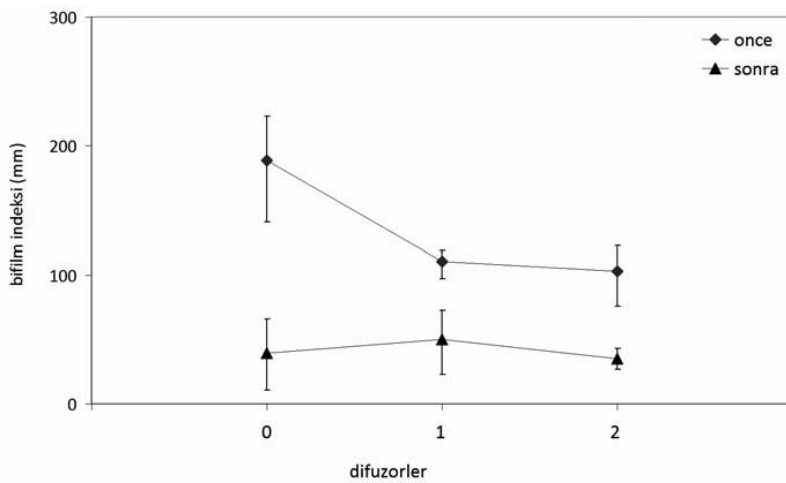
Buradan da görülebileceği gibi difüzör kullanılmadığı zaman döküm kalitesi başlangıçtan sona doğru giderken düşmektedir. Bifilm indeksi sonuçlarına göre başlangıçta 140 mm iken daha sonra 200 mm'ye ve dökümün sonuna doğru ise 230 mm'ye yükselmiştir. Bifilm karakteristlik yapıları itibariyle çift oksit yüzeyleri arasında hava veya boşluk içerdiklerinden dolayı fırının dibine doğru çökemeyeceklerdir. Ayrıca yeterince kaldırma kuvveti oluşmadığından yüzeye doğru da kendi kendilerine yükselemeyeceklerdir. Fırın içerisindeki konveksiyon sayesinde heterojen olarak sıvı içerisine dağılmış olacaklardır. Bu sebepten ötürü döküm işlemi boyunca homojen olmayan bir döküm kalitesi edilecektir. Fakat difüzörler kullanılmaya başlandıktan sonra Şekil 6'dan da görülebileceği gibi döküm kalitesi başlangıçtan sona kadar değişmeden aynı kalitede kalmıştır; bifilm indeksi ortalama olarak 100 mm civarlarındadır.

Her ne kadar difüzör kullanımı ile homojen döküm kalitesi elde edilmiş olsa da, Deneysel Çalışma kısmında açıklandığı gibi bekletme fırınından sonraki transfer adımında gerçekleşen türbülanslar sonrasında döküm kalitesinin düştüğünden şüphe edilmiştir (Şekil 3). Bu amaçla ilk olarak sıvı metalin curuf oluşturmadan ve yüzey bozulmayacak ve kontrollü bir şekilde yolluklardan transferi sağlanmıştır. Daha sonra yolluk, kalıba yaklaştırılarak sıvı metalin düşme seviyesi azaltılmış ve türbülanssız kalıp dolumu sağlanmıştır (Şekil 3). Bu değişiklikler yapıldıktan sonra elde edilen vakum altında katılaşma testi numuneleri kesit görüntüleri Şekil 7'de verilmiştir.

Şekil 7'den de görülebileceği gibi Şekil 4'te verilen türbülanslı döküme oranla porozite sayısında belirgin olarak düşüş elde edilmiştir. Özellikle de difüzör kullanılmadığı zaman bile porozite sayısının diğer difüzörlü çalışmalara oranla değişmediği göze çarpmıştır. Bu durumu daha belirgin incelemek için bifilm indeksi değerleri karşılaştırılmıştır. Şekil 8'de görülebileceği gibi türbülans engellendiği zaman bifilm indeksi ortalama olarak 40 mm civarlarına düşmüştür. Dolayısıyla döküm kalitesi 100 mm'den 40 mm'ye yani yaklaşık olarak 2 kat daha artmıştır. Özellikle difüzör kullanılmadığı durum karşılaştırılacak olunursa, 200 mm'den 40 mm'ye yaklaşık 4 kat döküm kalitesinde artış elde edilmiştir.



Şekil 7. Döküm hattında yapılan değişikliklerden sonra VAKT kesit görüntüsü



Şekil 8. Döküm hattında yapılan değişikliklerden sonra bifilm indeksi değişimi

Bu bulgular doğrultusunda dökümhanelerde türbülansın minimuma indirilmesinin difüzör kullanımından daha önemli olduğu göze çarpmaktadır. Dolayısıyla uygun transfer sistemlerinin tasarımı ile sıfır porozite ve sıfır bifilm indeksi eldesi teorik olarak mümkün olabilecektir.

4. SONUÇLAR

1. Bekletme fırınında difüzör kullanılmadığı zaman döküm kalitesinde baştan sonra doğru bir azalma görülmektedir.
2. Döküm kalitesi difüzör kullanımı ile belirgin olarak artarken, bir veya iki difüzör kullanımı arasında önemli bir fark gözlemlenmemiştir.
3. Sıvı metalin transferi sırasındaki türbülansın minimize edilmesi ile döküm kalitesinde belirgin artış elde edilebilmektedir.
4. Yüksek döküm kalitesi için sıvı metalin yüzeyinin bozulmadan kontrol altında tutulması gerekmektedir ve kontroller (i) döküm noktasındaki türbülansın engellenmesi, (ii) sıvının düşme yüksekliğinin azaltılması, ve (iii) kalıp dolumu sırasında türbülansın yok edilmesi

TEŞEKKÜRLER

Bu çalışmayı Norton Aluminium (İngiltere) tarafından desteklenmiştir. Difüzörler Capital Refractories Ltd (İngiltere) tarafından tedarik edilmiştir. Ayrıca FREMSTØT (SINTEF, Norveç) projesine desteklerinden dolayı teşekkür ederiz.

KAYNAKLAR

1. www.eaa.net. *European Aluminum Association*. 2005 [cited].
2. www.world-aluminium.org. *International Aluminium Institute*. 2005 [cited].
3. Davies, S.B., I. Masters, and D.T. Gethin. *Numerical modelling of a rotary aluminum recycling furnace*. in *Proc. 4th International Symposium on Recycling of Metals and Engineered Materials*. 2000. TMS.
4. Khoei, A.R., I. Masters, and D.T. Gethin, *Numerical modelling of the rotary furnace in aluminum recycling processes*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003. 139: p. 567-572.
5. Samuel, M., *A new technique for recycling aluminium scrap*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003. 135(1): p. 117-124.
6. Tenorio, J.A.S., M.C. Carboni, and D.C.R. Espinosa, *Recycling of aluminum - effect of fluoride additions on the salt viscosity and on the alumina dissolution*. *Journal of Light Metals*, 2001. 1(3): p. 195-198.
7. Campbell, J., *Castings*. 2nd ed. 2003: Butterworths.
8. Dispınar, D. and J. Campbell, *Critical Assessment of Reduced Pressure Test: Part II: Quantification*. *Internat Journal of Cast Metals Research*, 2004. 17(5): p. 287-294.
9. Dispınar, D. and J. Campbell, *Critical Assessment of Reduced Pressure Test: Part I: Porosity Phenomena*. *Internat Journal of Cast Metals Research*, 2004. 17(5): p. 280-286.

ALÜMİNYUM ÜRETİM SÜREÇLERİNDE KULLANILAN ERGİTME VE TUTMA FIRINLARINA GENEL BİR BAKIŞ

Erman CAR

Erman.Car@detal-az.com

Det.Al Alüminyum LTD. Bakü - AZERBAYCAN

ÖZET

İster birincil alüminyum üretimi, ister ikincil alüminyum üretimi, ister ise alüminyum döküm işlemlerinin belirli kademelerinde ergitme ve tutma (alaşımlama ve rafinasyon) amaçlı, değişik tip ve tasarımlarda fırınlar kullanılmaktadır. Kullanım amacına göre oksidasyon ile minimum metalik alüminyum kaybı (curuf oluşumu), maksimum enerji verimi, maksimum proses verimi ve optimum ergonomik koşulları sağlayacak fırın seçimi ve işletmesi alüminyum tesislerinin önceliklerindedir.

Bu çalışmada, endüstriyel olarak yaygın kullanıma sahip fırın tipleri hakkında genel bir bilgi verilerek, kullanım amacı-fırın seçimi ilişkisi irdelenmekte ve buna ilişkin yeni teknolojik uygulamalar hakkında bilgi verilmektedir.

Anahtar Kelimeler: alaşımlama, enerji verimi, ergitme, rafinasyon, ısı transferi, ısı verim, oksidasyon.

1. GİRİŞ

Bugün dünyada demir-çelikten sonra (yaklaşık 1 200 000 000 ton/yıl) en çok üretilen ikinci metal alüminyumdur (birincil ve ikinci beraber yaklaşık 45 000 000 ton/yıl). Bu çalışmada alüminyum endüstrisinin çeşitli aşamalarında kullanılan fırınlar hakkında genel bir bilgi verilirken, fırın tasarımı ve seçimi, özellikle curuf oluşumu nedeni ile metal kaybı ve enerji verimliliği açılarından irdelenmeye çalışılmıştır.

2. CURUF OLUŞUMU VE METAL KAYIPLARI

2.1. Curuf Oluşumu

Birincil ya da ikincil ergitme, ergimiş metal transferi ve rafinasyonu süreçlerinde alüminyumun oksijene olan yüksek ilgisinden ötürü (oksidasyon) oluşan ve şarj malzemesinin özelliklerine, fırın tasarımı ve proses koşullarına bağlı olarak değişik oranlarda metalik ve metalik olmayan bileşikler içeren amorf yapıdır. Oluşan curufun temel bileşeni olan alüminyumoksidin termodinamik kararlılığı yüksektir. Özellikle ikincil ergitme proseslerinde, ergitme verimini ve dolayısı ile ergitme ekonomisini doğrudan etkileyen temel kriter curuf oluşumu ve buna bağlı olan metal kayıplarıdır. Oksidasyon ile curuf oluşumu tersinir olmayan bir tepkimedir ve sıvı metal kaybı ile birlikte curuf oluşumunun temel nedenidir.

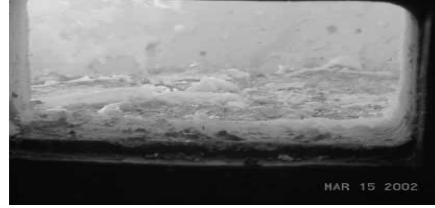
Oksidasyon ile metalik alüminyum kaybı süreci iki şekilde işler :

- Metalik alüminyum doğrudan doğruya okside olarak alüminyumokside dönüşür ve curuf olarak dışarı alınır ve
- Bu süreç ile beraber curuf oluşumu ile oksit filminin yarattığı kafes benzeri yapılar, içine küçük alüminyum taneciklerini de alarak hapseder ve metal kaybına neden olur.

2.2. Flakslama

İhtiyaca uygun olarak hazırlanmış bir tuz kombinasyonunun üç temel işlevi vardır:

- Ergimiş metali, oluşması kaçınılmaz olan doğal oksit filmi dışında aşırı oksidasyondan korumak,
- Düşük yüzey gerilimine sahip alüminyum damlacıklarının birleşmesini sağlayarak (yüzey gerilimlerini büyüterek), curuf kafes yapısı içine kaçmasını engellemek,
- Oksit parçacıklarında oluşan curuf tabakasının, metal ile kolayca ayrılmasını ve böylece fırın dışına kolaylıkla alınmasını ve sıvı metalin temizlenmesini sağlamaktır.



Şekil 1 : Curuf oluşumu ve gelişimi

Sonuç olarak hurda hazırlama, fırın tasarımı ve operasyon kalitesi ile doğrudan ilişkili olan curuf oluşumu ve bunun doğal sonucu olarak sıvı metal kaybının anlamı :

- Kaybedilen her gram alüminyum para kaybı demektir,
- Ergiyik banyo üzerindeki aşırı curuf tabakası, fırın içinde ısı iletiminin düşmesi yani daha fazla enerji tüketilmesi demektir,
- Aşırı curuf oluşumu, metalin rafinasyonu için daha fazla proses uygulanması, yani zaman ve para kaybı demektir,
- Curuf atıklarının ve curuf oluşumu sırasında açığa çıkan kirli gazlar, daha fazla çevresel problem demektir.

3. ERGİTME KAYIPLARI

Ergitme prosesinin verimliliğini belirleyen iki temel parametre düşük ergitme kaybı ve düşük enerji tüketimidir. Alüminyum ergitme işlemlerinde doğal oksidasyon sonucu bir miktar metalin kaybı kaçınılmazdır. Çok küçük alüminyum tanecikleri ya da tozları baca gazları tarafından götürülebilir ya da kontrolsüz curuf oluşumu ile çok yükselen sıcaklıklarda yanarak kaybolur. Bu nedenle ergitme sırasında malzeme balansı hesaplamalarında aşağıdaki bağıntının kullanılması tavsiye edilir :

$$M_g + M_{mc} = M_u + M_y + M_c$$

- M_g : ergitme işlemine giren malzemenin miktarı (kg),
- M_{mc} : curuf içinden gerikazanılabilecek metalik alüminyumun miktarı (kg),
- M_u : Ergitilmiş metal miktarı (kg),
- M_y : Yanarak kaybolan metal miktarı (kg)
- M_c : Curuf miktarı (kg).

Külçe ergitme, sıvı metal taşıma ya da transferi ve döküm sürecinde oluşan zengin köpük % 50-90 arasında metalik alüminyum içerir. Buna karşın düşük fluks kullanımı ile (% 0.5-2) temiz hurda ergitmede oluşan beyaz curuf % 25-65 oranında metalik alüminyum içerir. Yüksek yüzey alanına sahip ve ince et kalınlıklı malzeme, nisbeten kirli hurda ergitmede; % 5-10 fluks kullanımı ile oluşan siyah curuf ise % 15-35 arasında metalik alüminyuma sahiptir. Buna karşın

tuz altında ergitmenin yapıldığı döner fırın operasyonlarında %7-10 flux kullanımı ve ergitme sonrası % 0.5-0.7 kriyolit kullanımı ile oluşan tuz kekinin metal içeriği % 8-15 arasındadır..

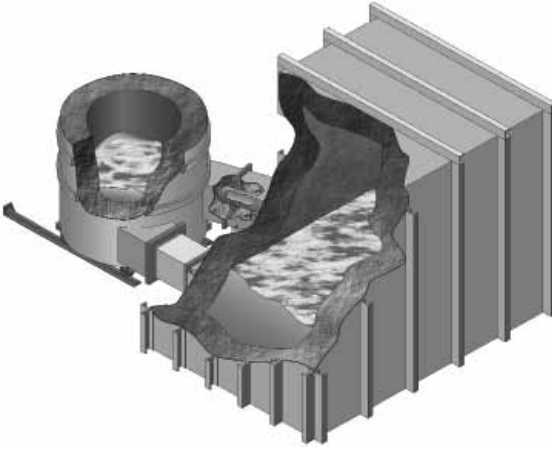
4. ERGIYİK METAL BANYOSUNUN KARIŞTIRILMASI

Ergimiş metal banyosunun karıştırılması –metal sirkülasyonunun yaratılması- uygulaması reverber fırınlarda uzun zamandır kullanılan ve neredeyse fırının vazgeçilmez bir parçası haline gelmiş uygulamalardır.

Katı alüminyumun ısı iletim yeteneği, sıvı alüminyuma göre yaklaşık 2 kat daha fazladır. Bu durgun ergiyik içindeki sıcaklık dağılımının uniform olmasını güçleştirir. Uniform olmayan sıcaklık dağılımı, ısı iletiminin düşük olduğu anlamına gelir.

Ergiyiğin sirküle ettirilmesi ile ister ergitme ister tutma fırınlarında, güçlendirilmiş iletim sağlanarak bu sorunlar ortadan kalkar.

Şekil 2 : Elektromanyetik pompa ile destekli reverber fırını:



Öte yandan yüzey alanı / ağırlık oranı yüksek olan ince kesitli hurdaların doğrudan alev ve yanma gazı temasını engelleyen balkonlu açık kamaralı fırınlarda, şarj kamarasına ya da şarj bölmesine, ana gövdeden sürekli sıcak sıvı metal beslenmesi ile ergitme kolaylaşır ve sürekli ergitme teknikleri uygulanabilir. Mekanik pompa uygulamalarında özel tasarlanmış girdap oluşturmucu sistemler, elektromagnetik pompalarda, pompanın kendisi girdap oluşturarak, ince kesitli hurdaların, minimum atmosfer teması ile yani minimum oksidasyon ile ergiyik içine gömülerek ergitilmesine olanak verir.

Banyo sirkülasyonunun getireceği yararlar aşağıda sıralanmıştır:

- Ergitme hızının artması,
- Enerji tüketiminin düşmesi,
- Daha az curuf oluşumu ve dolayısıyla daha az metal kaybı,
- Daha iyi alaşımlandırma ve homojen alaşım eldesi,
- Ergiyik içindeki sıcaklık farklarının minimizasyonu (ısı iletiminin arttırılması),
- Refrakter ömrünü azaltan lokal sıcaklık dalgalanmalarının engellenmesi.

5. YANMA HAVASININ ISITILMASI

Soğuk hava yakıcı sistemleri, uzun zamandan beri kullanılan geleneksel yakıcı tiplerindedir. Yakıt ve yanma havası olarak “hava”nın kullanıldığı yakıcılardır. Doğal gazın kullanıldığı, yüksek hızlı, soğuk havalı yakıcı sistemlerde bulunabilir ısı (available heat) %35 oranındadır. Yanma bazlı, fosil yakıt ile çalışan alüminyum fırınlarında, enerji kayıplarının azaltılması ve kaybolan enerjinin geri kazanımı, fırın enerji verimliliği için önem taşımaktadır. Reverber tipli fırınlarda ergitme sırasında baca gazları önemli miktarda enerjiyi kaçak olarak taşımaktadır. Buna ilaveten fırın duvarlarından ve kapılardan da ısı kaybı oluşmaktadır. Verimli bir ısı geri kazanımında ilk öncelik, baca gazı kayıplarının azaltılmasına dayanır. Baca gazı sıcaklığı arttıkça, geri kazanılabilir enerji miktarı da artar. Bununla birlikte yüksek baca gazı

sıcaklıklarına, ergitme işleminin belirli aşamalarında ulaşılır. İlk şarj zamanı, baca gazı sıcaklığı düşüktür ve ergiyik ile şarj arasındaki sıcaklık farkı nisbeten yüksektir. Bu aşamada enerji yanma gazlarından şarj üzerine transfer edilir ve sonuç olarak baca gazı sıcaklığı düşüktür. Şarj ergimeye başladıkça, şarj ile fırın atmosferi arasındaki sıcaklık farkı düşmeye başlar, enerji transferi azalır ve baca gazlarının sıcaklığı yükselmeye başlar. Şarj tamamen ergidiğinde, ısı transferi minimuma ulaşır ve bu arada baca gazı sıcaklığı maksimum olur. Prosesin bu aşamasında, ergimiş metalin döküm sıcaklığına ulaşması için fırın ısıtılır ve baca gazları maksimum sıcaklığa ulaştığı için, maksimum enerjinin gerikazanımı mümkün olacaktır. Fırına giren enerjinin miktarı yakıttan sağlanan kimyasal enerjinin miktarına ve yanma havasının entropisine bağlıdır. Burada ısı gerikazanımının anlamı, yanma havasının ısıtılması ile eş olmaktadır.

Alüminyum fırınlarında yaygın kullanım bulan yanma havası önsıtma cihazları reküperatör ve rejeneratörlerdir.

Reküperatörler, sıcak yanma gazlarının enerjilerini, yanma havası üzerine bir temas yüzeyi aracılığı ile transfer ettikleri cihazlardır. Yanma havası ısınmaya başladıkça, doğal olarak, yanma gazlarının sıcaklığı düşmeye başlar. Sonuç olarak baca gazları sistemi düşük sıcaklık ve dolayısı ile düşük enerjili olarak terkeder.

Rejenerasyon ise reküperasyona göre daha karmaşık bir prosedir. Sistem aralıklı olarak çalışan iki yakıcıdan meydana gelir. Yakıcının birisi yanma halinde iken, baca gazları seramik jeneratör içinde, yanma havasını ısıtmak için toplanır. Yakıcı kapasitesine göre ilk yakıcı durur ve ikinci yakıcı çalışmaya başlar.

Tipik olarak, baca gazları ile kaçan ısının yaklaşık %80'i rejeneratif sistemlerde geri kazanılarak, yanma havasının ısıtılması için kullanılabilir. Soğuk havalı yakıcılarla karşılaştırıldığında %35'den fazla yakıt tüketiminde azalma görülmüştür.

6. YANMA HAVASI OLARAK OKSİJEN KULLANIMI

Yanma, yakıt ile oksidan arasında ısı oluşturan bir kimyasal reaksiyondur. Oksidan olarak genellikle hava kullanılır (havanın % 21'i oksijendir). Yanma havası içindeki oksijen konsantrasyonu %21'i geçtiği zaman "oksijence zenginleştirilmiş hava" tanımı kullanılır. Yanma havası içinde oksijen konsantrasyonunun artması, yanma ürünü gazlarda azotlu bileşiklerin azalması ve aynı zamanda azotlu bileşiklerle kaçan ısının azalması, yani sistemin ısı veriminin artması anlamına gelir.



Burada akla şu soru gelebilir. Neden hava bedava iken oksijen satınalınır? Bu sorunun yanıtları aşağıda sıralanmıştır :

- Oksijen ile zenginleştirilmiş yanma havası kullanıldığında, alev sıcaklığı yükselecek, bu da ısı iletimini arttıracaktır. Doğal gaz ile çalışan sistemlerde, geleneksel yakıcılarda maksimum alev sıcaklığı 1850°C iken, yanma havasında oksijen kullanımı ile alev sıcaklığı 2700°C'ye kadar yükseltilebilir. Çünkü yakıcı alevinden şarj üzerine radyasyon ile ısı iletimi, oksijen kullanılan yakıcılarda, hava kullanılan geleneksel yakıcılara göre 4 kez daha yüksektir. Artan ısı iletimi hem fırının ergitme hızını arttıracak hem de enerji tüketimini azaltacaktır.

- Yanma işleminin verimliliğinden dolayı atık gaz ve atık gazların kaçıracağı enerjinin miktarı, geleneksel sistemlere göre daha düşük olacaktır. Havada 3 adet inert azot molekülüne karşın, 1 adet oksijen molekülü vardır. Yanma sırasında azotun hiç bir katkısı yoktur, ancak yanma için hava kullanıldığında, azotun da ısıtılması gerekecektir ve böylece bir miktar enerji azotun

ısıtılması nedeni ile kaybolacaktır. Bu süreçte zehirli NO_x gazı oluşmaktadır. Ancak yanma havası yerine oksijen kullanıldığında, bu sorun ortadan kalkacaktır. Oksijenli yanma sistemleri, geleneksel sistemlere göre yaklaşık %70 daha az (NO_x) atık gaz üretir. Oksijenli sistemler ile rejeneratif sistemler karşılaştırıldığında, %5 fazla oksijenin yanma havası olarak kullanıldığı (tamamen oksijen kullanılan) sistemde, 1150 °C'de bulunabilir ısı oranı % 72'dir. İdeal yanma için stokiometrik olarak yakıt hava oranı 1:2'dir. Özellikle yeni kuşak döner fırınlarda oksijenli yakıcı sistemlerin kullanımı çok önemli avantajlar doğurmuştur.

7. FIRINLAR

7.1. Fırınlarmın Sınıflandırılması

Fırınlarm bütünlü metalurjik proseslerde yaygın kullanım alanı bulan, anahtar aygıtlardır. Bu çalışma da yalnızca alüminyum ergitme süreçlerinin çeşitli aşamalarında kullanılan ergitme, tutma, döküm ve rafinasyon fırınlarına ilişkin genel bilgi verilmeye çalışılacaktır.

7.2. Fırınlarmın İşlevlerine Göre Sınıflandırılması

Her ne amaçla kullanılırsa kullanılsın alüminyum fırınlarının tasarımında aşağıda sıralanmış kriterler temel önem taşır:

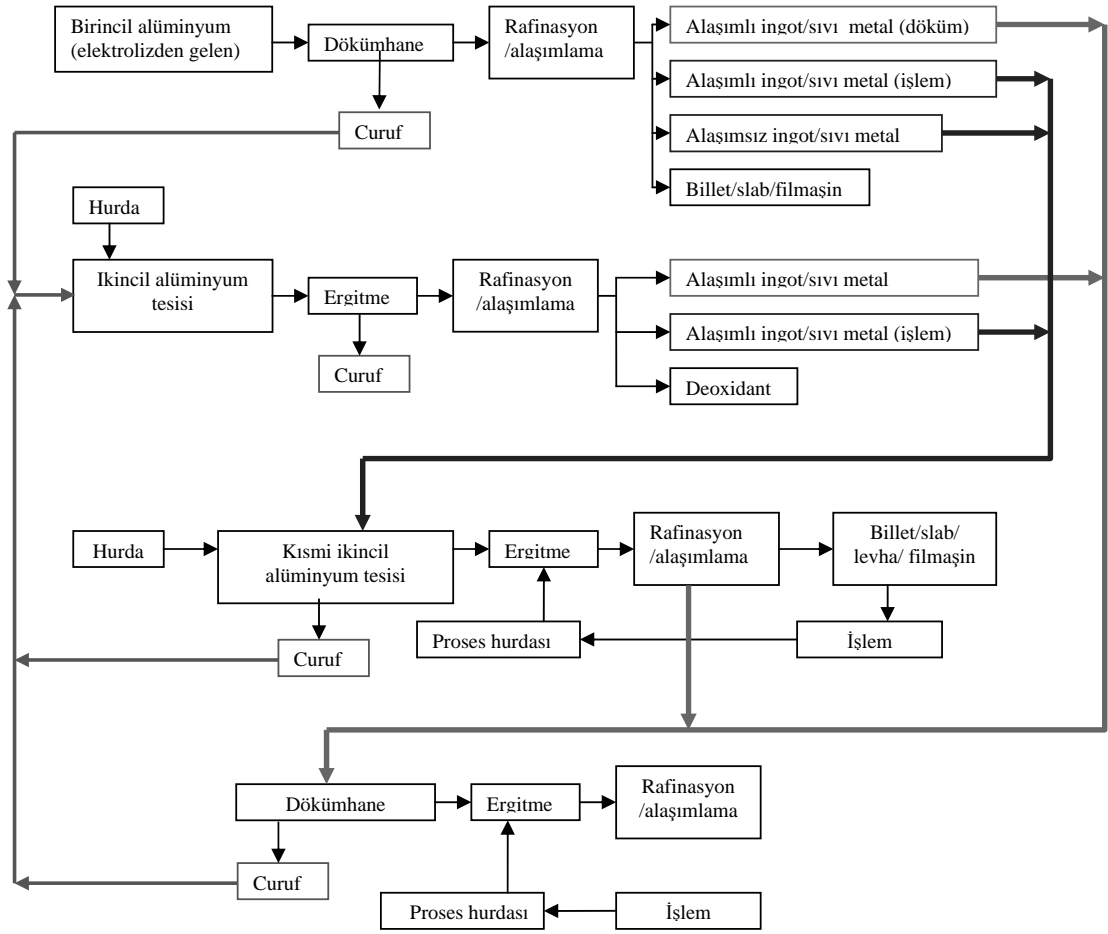
- Düşük yatırım maliyeti,
- Düşük enerji tüketimi,
- Minimum oksidasyon nedeni ile sıvı metal kaybı (minimum oksidasyona izin veren tasarım),
- Çevre ile dost,
- Yüksek kaliteli metal üretebilme,
- Kolay işçilik.

Birincil ya da ikincil kaynaklı külçe ve/veya hurda malzemelerin ergitilmesi ve zaman zaman alaşımlandırılması işlemleri ergitme fırınlarında yapılır. Ancak şarj malzemelerinin gerek boyut anlamında gerekse içeriğindeki alüminyum dışı kirlilikler (hurda için) anlamında çok çeşitlilik göstermesi nedeni ile tek bir ergitme fırını tipi mümkün değildir. Üretilcek malzeme ve buna bağlı olarak kullanılacak hammaddelere bağlı olarak, farklı tiplerde **ergitme fırınları** (hatta ergitme teknolojileri) mevcuttur.

Ergitme sonrasında ergitilmiş metalin ya da birincil tesislerde ise elektroliz hücrelerinden gelen sıvı metalin rafinasyonu, alaşımlandırılması ve döküm sıcaklığına getirilmesi amacı ile **tutma fırınları** kullanılır.

Özellikle ikincil tesislerde ve zaman zaman da yüksek kaliteli (jant alaşımları gibi) alaşım hazırlamanın gerektiği birincil tesis dökümhanelerinde tutma fırınları fiziksel ve ergonomik açılardan verimli bir rafinasyon işlemine olanak vermez. Bu durumlarda tutma fırınlarının modifiye şekli olan **konverterler** kullanılabilir.

Son olarak ise, yarı ya da son ürün döküm işlemi öncesi, döküm makina ya da hattı ile uyumlu çalışabilecek, döküm ünitesine stabil sıvı metal sağlayabilecek **döküm fırınlarına** ihtiyaç duyulabilir.

Şekil 3: Alüminyum tesislerinde metal trafiği:

7.3. Fırımların Isıtma Şekline (ya da Yakıtlarına) Göre Sınıflandırılması

Yanma Bazlı Fırımlar: Isıtma ya da ergitme için gerekli olan ısının fosil yakıtların yanması ile elde edildiği fırınlardır. Alüminyum üretim süreçlerinde kullanılan yakıtlar doğal gaz ve fuel oil'dir.

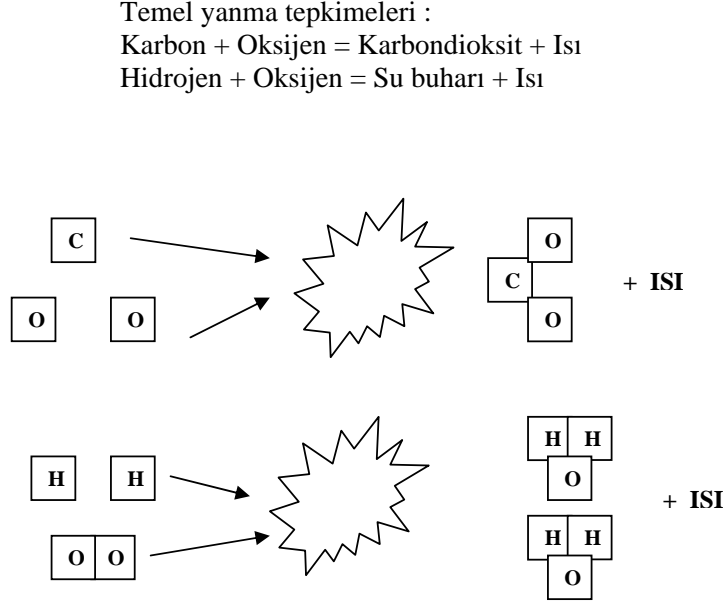
Yanma, yakıtın oksijen atomu ile tepkimeye girmesi ile gerçekleşir. Yanma tepkimesi sonucunda ısı açığa çıkar. Yakıtların çoğu karbon ve hidrojen içerir. Oksijenin kaynağı ise havadır (hava hacimce % 21 oksijen, % 78 azottan oluşur).

Mükemmel yanma, ancak yakıt ve oksijenin, gerektiği oranlarda karıştırılması ile mümkün olur. Eğer gerekenden fazla oksijen (ya da fazla hava) kullanılırsa, yakıcı alevi zayıf ve oksitleyici olacaktır. Bu hem yakıt kaybına hem de fırın atmosferinin oksidan olmasına neden olacaktır. Ters olarak gerekenden fazla yakıt kullanılırsa (düşük oksijen ya da yetersiz hava), yakıcı alevi zengin ancak redükleyici olacaktır. Yani yanma tamamlanamayacaktır.

Yanma verimi fırına giren ısı miktarının, fırında yararlı olarak kullanılan ısı miktarına oranıdır. Fırında yararlı olarak kullanılan ısı miktarı, başka bir deyişle giren ısı-kayıpları olarak da tanımlanabilir. Isı kayıpları fırın ve özellikle yakıcı sistemlere bağlıdır (baca, duvar, kapı, balkon kayıpları). Farklı ergitme ya da tutma sistemleri için, kaçak ısının tanımı ve ölçümü zor

olduğundan “yararlı ısı (available heat) terimi kullanılır. Yararlı ısı, giren ısıdan baca gazları ile kaçan ısı düşüldükten sonra elde edilen değer bir yüzdesidir.

Şekil 4: Şematik olarak yanma reaksiyonları:



Elektrik ile ısıtılan fırınlarda ise elektrik akımı ya da elektromanyetik alan ısı kaynağı olarak kullanılır.

7.4. Fırın Çeşitleri

Reverber fırınlar, metalurjik proseslerde kullanılan klasik fırın tiplerindedir. “reverber” kelimesinin anlamı yansıtma ya da yankılanma olarak Türkçe’ye çevrilebilir. Bu tip fırınlarda ısı iletimi büyük ölçüde fırın duvarlarından ve tavanından radyasyon ile iletildiği için bu adı almıştır. Farklı uygulamalar için, farklı tip reverber fırınlar geliştirilmiştir. Ergitme amaçlı olarak yaygın olarak kullanıldığı gibi, tutma ve döküm fırını olarak zaman zaman zaman zaman da birlikte kullanılabilir. Dikdörtgen ya da kare formunda, refrakter malzeme ile izole edilmiş çelik gövdeli fırınlardır. Genellikle yakıcılar doğal gaz ve fuel-oil ile çalışırlar. Özellikle eski Sovyet ülkelerinde ve Amerika’da elektrik ısıtmalı tutma amaçlı reverber fırınlar hala kullanılmaktadır. Fırınlar bir ya da birden fazla yakıcı ile donatılmıştır. Yakıcılar fırın açıklıklarından baca gazları ile birlikte kaçan ısıyı tolere ederek, ergitme /tutma işlemleri için gerekli enerjiyi sağlarlar. Yakıcı alevinin doğrudan sağladığı ısı ile ergitme ve tutma işlemleri yerine getirilir (direct heating). Özellikle hurda ergitme işleminde, klasik Reverber fırınların performansı tatmin edici değildir ve fırın tasarımı gelişimi için verimli metal ve enerji değerleri ile çalışabilme zorunluluğu, spesifik bir alan olmuştur.

120 ton hacimsel kapasite ve 10 ton/saat ergitme gücüne sahip fırınlar günümüzde kullanılmaktadır.

Ancak ısıtma kontrolünün güçlüğü ve fırına hurda şarjında, şarjın alevle direkt temasından ötürü oksidasyona uygun ortamlardır. Bununla birlikte fırın içi basınç ve sıcaklığın yeterince kontrol edilmediği durumlar oksidasyonu hızlandırır.

Katı alüminyum mükemmel bir ısı ileticidir. Bu nedenle reverber tipli fırınlarda, katı şarja, ergitme başlangıcında yüksek miktarda ısı sağlanmalıdır. Fırına sağlanacak ısıнын ölçüsü yakıcı kapasitesinin, ergiyik alanına oranıdır (Kcal/m², kW/m² etc.). Katı alüminyum şarj, yakıcıdan

gelen ısıyı hızla absorbe eder. Bu koşulda, yanma gazlarının sıcaklığı düşük olacaktır. Katı şarj ergimeye başladıktan sonra ise, ısı iletkenliği düşmeye başlar. Sıvı alüminyumun ısı iletkenliği, katı alüminyumun ısı iletkenliğinin yarısı kadardır. Yani katı şarj ergimeye başladıkça, Ergiyiğin absorbladığı ısı enerjisi çok büyük oranda azalır. Diğer bir deyişle ısı tranferi azalır.

Ergitme anaçlı kullanılan reverber fırınlar, genellikle bir miktar sıvı metal. Fırın tabanında sürekli bırakılır. Fırın tabanında bırakılmış ergiyik içine yeni katı şarj edildiği zaman, ısı transferi oldukça sınırlıdır. Katı şarj ergimeye başladıkça, hem yüzey alanının küçülmesi hem de yakıcı ile şarj arasındaki sıcaklık farkının azalması nedeni ile, şarjın ısı iletkenliği yarıya kadar düşer. Yani şarjın ısı iletkenliğinin en yüksek olduğu katı halde, ergime için gerekli olan enerji maksimumdur. Bu nedenle reverber tipli fırınlarda, fırının ergitme verimliliği ve ergitme hızı (birim zamanda ergitebildiği katı şarj), katı şarjın ne kadar ısı absorblayabildiği ile doğrudan ilişkilidir. Reverber fırın uygulamalarında ergitme ya da tutma işlevlerine bağlı olarak fırın boyutları ve banyo derinliği, ergiyik banyoda karıştırma ihtiyacının (sirkülasyon pompası) hesaplanması için de bu soru temel sorudur. Çünkü, katı şarj nisbeten hızlı ergitildiği zaman, ergimiş alüminyumun sıcaklığının yükseltilmesi daha uzun zaman alır.

Tablo 1 : Fırın Seçiminin Alüminyum Tesislerine Uygunluğu

Fırınlar	İkincil tesisler		Kısmi ikincil tesisler		Dökümhaneler		Birincil tesisler	
	Erg.	Tut.	Erg.	Tut.	Erg.	Tut.	Erg.	Tut.
Yanma bazlı fırınlar								
Sabit reverber fırınlar	3	4	3	4	4	4	0	4
Üstten beslemeli fırınlar	3	0	3	0	0	0	0	0
Daire kesitli fırınlar	0	0	1	1	0	1	0	0
Açık balkonlu fırınlar	3	1	3	1	2	1	0	0
İkiz kamaralı fırınlar	3	1	3	1	2	1	0	0
Terletme fırınları	3	0	1	0	0	0	0	0
Tabandan ısıtmalı terletme fırınları	3	0	1	0	0	0	0	0
Kule fırınlar	0	0	0	0	3	0	0	0
Devrilebilir reverber fırınlar	3	4	3	4	4	4	0	4
Varil tipli fırınlar	2	0	2	0	0	0	0	0
Oval fırınlar	2	0	2	0	0	0	0	0
Pota fırınları	0	0	0	0	3	3	0	0
Döner fırınlar	4	0	2	0	0	0	0	0
Elektrik ısıtmalı fırınlar								
Elektrikli reverber fırınları	0	1	0	1	0	1	0	2
Elektrikli pota fırınları	0	0	0	0	2	0	0	0
Çekirdeksiz indüksiyon fırınları	2	0	2	0	3	0	2	0
Kanallı indüksiyon fırınları	1	2	1	2	1	2	0	1

0: kullanılmaz; 1: özel üretimlerde kullanılır; 2: sıkça kullanılır; 3: standart teknoloji; 4: temel teknoloji.

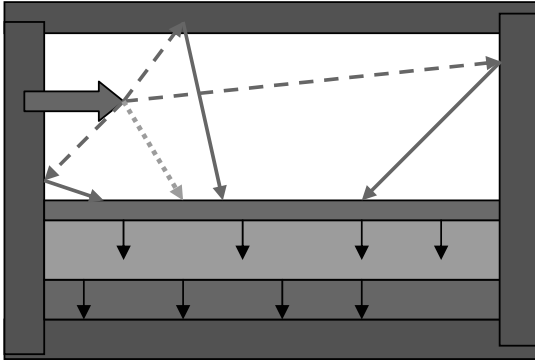
Ergitme için gerekli olan yüzey alanı seçilmiş banyo derinliği ki genellikle 500-600 mm. tavsiye edilir ve istenilen hacimsel kapasite verileri ile hesaplanabilir. Burada gelinen ikinci önemli

nokta yakıcı kapasitesinin seçimi olacaktır. Eğer fırına gerekenden fazla ısı verilirse, baca kayıpları ve curuf oluşturma eğilimi artacak, gerekenden daha az ısı verilirse ergitme süresi uzayacak ve prosesin ekonomikliği kalmayacaktır.

Özellikle ergitme uygulamalarında Reveber fırınları için aşağıda sıralanmış sorunlar sürekli yaşanmaktadır :

- Düşük ısı verimliliği ve buna bağlı olarak yüksek enerji gideri,
- Düşük ısı transferi ve buna bağlı olarak uzun ergitme süresi yani düşük ergitme hızı,
- Özellikle büyük yüzey alanına sahip, ince kesitli hurdaların ısıtılmasında, curuf oluşumu nedeni ile yüksek metal kaybı,
- Fırın izolasyonunda yaşanan güçlükler,
- Alüminyum dışı kirliliklerin –örneği serbest demir-ayrılmaması,
- Büyük boyutlu fırınlarda curuf çekme operasyonunda yaşanan güçlükler olarak sıralanabilir.

Şekil 5: Reveber fırını içinde ısı dağılımı



Radyasyon, konveksiyon ve kondüksiyon dışındaki diğer önemli bir ısı transferi mekanizması da, fırın içindeki sıcaklık farklılıklarına büyük ölçüde bağlı olan ısı alışını absorblayan yüzeydir.

Fırın içindeki yaratılan ısının absorpsiyonu sıcaklık farklılıklarına ve ergiyik alanına büyük ölçüde bağlıdır.

Radyasyon ile ısı transferinin bileşenleri :

Alev ve yanma gazlarından; refrakter duvarlara ve ergimiş metal yüzeyine,
Refrakter duvarlardan; ergimiş metal yüzeyine

ve yanma gazlarına.

Maksimum ısı transferini sağlayabilmek için aşağıdaki değişkenler maksimize edilmelidir:

- Refrakter yüzey sıcaklığı,
- Ergimiş metal yüzey alanı.

Ergimiş metal yüzeyinde oksidasyon sonucu sürekli bir curuf tabakası oluşur. Curuf alma işleminden sonra ince olan bu tabaka, proses koşullarına bağlı olarak ve zamanla kalınlaşır. Bu oluşan curuf tabakası üzerinde ısı transferi kondüksiyon ile gerçekleşir.

Kondüksiyon ile ısı transferinin bileşenleri :

- Curuf yüzeyinden metal yüzeyine,
- Ergimiş metalin üst yüzeyinden yanma odasının tabanına,

Son iki bileşen ile tanımlanan ısı transferinde kondüksiyon ve konveksiyon mekanizmaları birlikte çalışır.

Reverber fırınların rafinasyon fırını (konverter) olarak kullanılabilme yetenekleri sınırlıdır.

Reverber fırınların dikdörtgene yakın şekli ve içinde ergimiş metal bulundurabilme özelliği, ilk yatırım maliyetini arttırsa da, işletme sürecinde çok avantajlı bir tasarımıdır. Ancak sadece rafinasyon amaçlı kullanımının gerektiği durumlarda, duvarlardan ısı kaybının minimum olduğu ve homojen rafinasyon yapmaya uygun daire kesitli ya da oval fırınlar tercih edilebilir. Daire kesitli ya da oval fırın tercihinin belirleyen etmen ise curuf alma tekniği ve buna bağlı olarak fırın kapısının tasarımıdır.

Özellikle, yalnızca ergimiş metali sıcak tutmak ve rafine etmek amaçlı kullanım gerekiyorsa, silindirik kesitli fırınlar (barrel-type furnace) tercih edilmelidir. Çünkü bu tip fırınlarda duvardan ısı kayıpları minimumdur ve rafinasyon ve curuf alma için fiziksel koşullar daha iyidir. Bu tip fırınlar sabit ya da kaldırılabilir şekilde tasarlanabilir. Sarj malzemesine göre, fırın kapısının boyutları değişebilir ve oval fırın tasarımı kullanılabilir.

Genellikle geleneksel yüksek hızlı yakıcı sistemleri kullanılır.

Şekil 6: Üstten beslemeli fırın

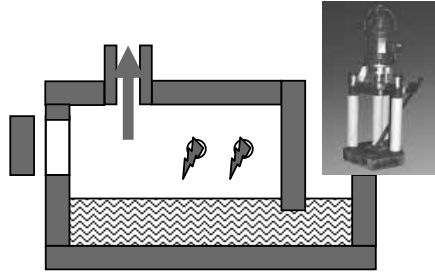
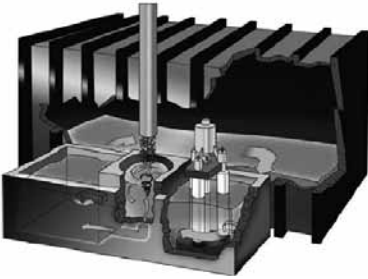


Tutma ve döküm fırınlarının tasarımı, çok fazla çeşitliliğe izin vermez. Ancak ergitme fırınlarında, ergitilecek malzemeye bağlı olarak, çeşitlilik olanaklıdır. Geleneksel Reverber tipi fırınlarda külçe, ingot ya da temiz ve yüzey/ağırlık oranı küçük hurdaların ergitilmesi mümkündür. Temiz ancak yüzey/ağırlık oranı yüksek olan, dağınık formdaki haddehane ya da ekstrüzyon proses hurdaları için üstten beslemeli fırınlar (top-loading furnace), şarj kapısının büyüklüğü ve besleme kolaylığı açısından tercih edilebilir. Üstten beslemeli fırınlar özel şarj

sepetleri ve bu sepetlere uygun vinçlerle desteklenmiştir. Bir defada 20 tona kadar şarj yapılabilir. Şarj kapağının çevresi, ergitme ve yükleme sırasında minimum distorsiyon için su ya da hava ile soğutulur. Bir defada yüksek miktarlarda şarj yapılabilmesinden ötürü, geleneksel fırınlarda olduğu gibi, şarj kapısının sık açılıp kapanması sözkonusu değildir. Bu da ergitme süresinin kısılmasına neden olur.

Geleneksel yüksek hızlı yakıcı sistemleri kullanılabilirse de, rejeneratif yanma sistemleri, yüksek enerji verimi nedeni ile tavsiye edilir.

Şekil 7 : Balkonlu reverber fırını



Balkonlu (side well) reverber fırınlar, özellikle yüksek yüzey ağırlık/oranına sahip, yani ince kesitli hurdaların sürekli olarak ergitilmesine olanak veren, ana gövdeye ek olarak açık bir kamaranın da yer aldığı reverber tipli fırınlardır. Açık kamarada şarj odası (genellikle girdap yaratarak, ince kesitli hurdaların ergiyiğe batmasına olanak veren sistem), sirkülasyon pompası ve curuf alma odasından oluşur.

Özellikle hurda ergitilen fırınlarda hem metal kayıplarını hem de enerji tüketimini azaltmak için yeni tasarımlar yapılmıştır. Fırın içindeki sıcaklık kontrolü ve yanma havası ile yakıt oranlarının ayarlanması enerji tüketiminin düşmesine neden olmaktadır. Ergitme sürecinde ergiyik üzerinde oluşan curuf tabakasının minimizasyonu, daha iyi operasyon ile bir yere kadar düşürülebilir. Ancak doğrudan alev teması ile çalışan reverber fırınlarda, curuf oluşumunun azaltılması, fırın içinde başta oksijen ve diğer oksitleyici yanma gazlarının varlığından ötürü sınırlıdır. Özellikle CO₂, H₂O ve O₂ gazları fırın içerisinde sürekli olarak alüminyum şarj ile sürekli temas halindedir. Özellikle yanma için hava kullanılan fırınlarda bu üç gazın kombinasyonlarının oranı, toplam yanma gazlarının yaklaşık % 30 kadarını oluşturur. Ergitme işlemlerinde oluşan curufun önemli bir bölümü bu gazlarla ergimiş alüminyumun teması nedeni ile oluşur. Bu sorundan kaçınmanın ilk denemesi balkonlu fırın tasarımı ile aşılmaya çalışılmıştır.

Elektro-manyetik ya da mekanik sirkülasyon pompası kullanımı ile ana gövde ve balkon arasında sürekli ergimiş metal sirkülasyonu yaratılır ve böylece ergitme hızı ve buna bağlı olarak enerji verimliliği artar.

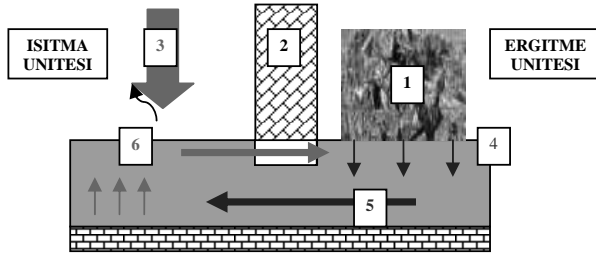
Balkona sarj yapmak ve curuf çekimi, geleneksel fırınlara göre çok daha kolaydır.

İkiz Kamaralı Fırınlarda, balkonlu fırınlar lak yakma ya da kurutma hattı ile entegre çalışarak UBC ve talaş gibi ince kesitli hurdaların ergitilmesinde başarı ile kullanılır. Ancak lak yakma ve kurutma işlemi uygulanmayan hurdalar için aynı ölçüde başarılı değildir. Ancak sarj malzemelerinin sınırlı oluşu, ergitme kapasitesinin düşük oluşu ve açık balkon nedeni ile enerji kayıpları, iki kapalı kamaradan oluşan ikiz kamaralı fırınların tasarımı ihtiyacını doğurmuştur. Başka bir deyişle, ikiz kamaralı fırınlar, balkonlu fırınların bir üst modelidir.

İkiz kamaralı fırınlar, ergitme kamarası ve ısıtma kamarası olmak üzere iki kamaradan oluşur. Fırının enerji ihtiyacı ısıtma kamarasına yerleştirilmiş yakıcılardan sağlanır. Ergitme kamarasında ise, ısıtma kamarasından gelen sıcak yanma gazlarının sirkülasyonunu sağlamak için fanlar yerleştirilmiştir. Katı metal sarjı alev temasının olmadığı ergitme kamarasına yapılır. Kısmi ön ısıtma ya da lak-boya yakma amaçlı olarak, ergitme ünitesi aynı zamanda bir rampa ile de donatılmıştır.

Şarj üzerindeki organiklerin uzaklaştırılması için, yanma gazları ısıtma kamarasından, banyo seviyesinin üzerindeki açıklık aracılığı ile ergitme kamarasına ulaşır. Böylece oksijensiz bir ortam olan ergitme kamarasında, yanma gazlarının taşıdığı ısı ile lak-boya yakma prosesi gerçekleşir. Bir anlamda ergitme kamarasından gelen yanma gazlarının içerdiği nispeten çok az oksijen, hurdanın içerdiği organikleri yakar.

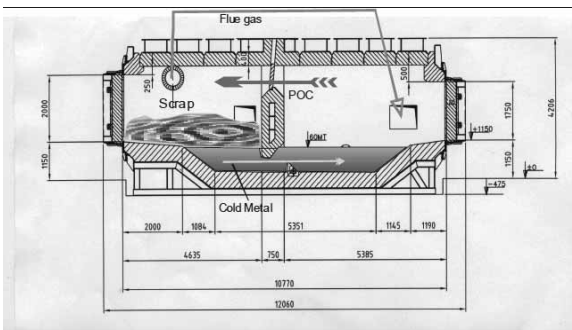
Şekil 8 : İkiz kamaralı fırında malzeme akışı



- 1: Katı sarj
- 2: Isıtma ve ergitme ünitelerini ayıran separator duvar
- 3: Isı girişi
- 4: Ergiyiğe batan soğuk metal
- 5: Isıtma ünitesine sirküle olan soğuk metal,
- 6: Ergitme ünitesine sirküle olan sıcak metal.

Şekil 9 : İkiz kamaralı fırın

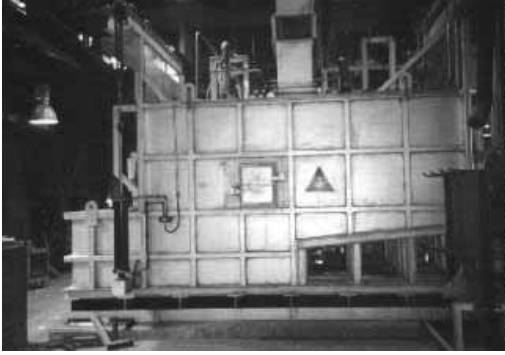
İki kamara arasındaki ergimiş metal bağlantısı ise genellikle elektromanyetik, sirkülasyon pompaları ile sağlanmaktadır.



Kuru gövdeli (terletme) fırınlar, Kuru gövdeli-terletme fırınlarının (dry hearth, sweating or sloping hearth furnace) tasarımı da kule tipi fırınlara benzer.

Özellikle ikincil alüminyum tesislerinde, alüminyum hurda ile birlikte olan, serbest demir, bakır ve pirinç gibi istenmeyen metallerin ayrıştırılması her zaman sorunludur. Terletme fırınlarında, bu istenmeyen katışkılar termomekanik olarak ayrılır. İkinci bir işlevi ise ingot ve t-bar eritmede nem giderme/kurutma amaçlı kullanımındır. Genellikle iki kamara vardır. Her iki kamara ayrı yanma sistemleri ile donatılmıştır ve ayrı ayrı kontrol edilir.

Şekil 10 : Kuru gövdeli, terletme fırını



Eğimli ve içinde ergiyik bulunmayan kuru gövde ve bunun önüne yerleştirilmiş, içinde ergiyik bulunan ikinci gövdeden (tutma) oluşur. Kuru gövdeli bölüme şarj yapılır.

Alüminyumun ergime sıcaklığı diğer katışkılardan düşük olduğu için, önce ergimeye başlar ve eğimli rampanın yardımı ile ikinci bölmeğe geçer. Ergime sıcaklığı daha yüksek olan demir, bakır ve pirinç gibi katışkılar ise ilk kamarada kalır ve sonra dışarı alınır. Özellikle kuru gövdeli kamarada, ergiyik bulunmadığı için ergitme daha güçtür ve

yakıcı alevinin şarja doğrudan teması nedeni ile oksidasyon riski yüksektir.

Bu riskleri minimize etmek amacı ile çeşitli geliştirmeler yapılmıştır. İnsinator ilavesi ile, zehirli atık gaz ve partiküllerin tekrar yakılması bunların başında gelir. Son yıllarda doğrudan alev temasından kaçınmak ve yanma kaynaklı emisyonları minimize etmek için tavana yerleştirilen radian yakıclı fırınlar kullanılmaya başlanmıştır.

Yaş ve Kuru Gövdeli Kombine Fırınlar-Kule fırınlar (tower furnace/stack melter), reverber fırınların modifiye edilmiş bir halidir. artan enerji fiyatlarına bağlı olarak, daha yüksek izolasyon ve özel şarj sistemi ile katı şarjın, fırın atık gazları ile ön-ısıtılmasına olanak veren ve böylece daha yüksek enerji verimi ile çalıştırılabilen tasarımlardır. Fırının kuleye benzeyen bölümünden özel şarj sistemi ile katı şarj beslenir. Katı şarjın altında kalan bölüm kuru gövdeli (dry hearth) bir fırın gibi davranır ve fırın atık gazları bu bölmede ön-ısıtma görevini yerine getirir. Burada kısmen ya da tamamen ergiyen alüminyum metal banyosuna (wet hearth) geçer. Bu tip bir tasarım, ergitilecek malzeme tipine bağlı olarak, geleneksel reverber tipli fırınlara göre çeşitli üstünlükler sağlar. Ön-ısıtma ile özellikle proses hurdası ergitmede bir tür ön-yakma ve ingot şarjında ise kurutma yapılmış olur. Şarjın temasta bulunduğu atık fırın gazları, yanma ürünü gazlar olduğu için oksijen içeriği düşük gazlardır.

Şekil 11 : Kule tipi fırın



Böylece şarjın curuf oluşturma eğilimi azalır. Ön-ısıtma nedeni ile küçük kapasiteli reverber fırınlara göre, ergitme hızı daha yüksektir. Küçük ergimiş metal tutma kapasitesi, göreceli olarak enerji kayıplarını azaltır. En önemli dezavantajı ise, şarj sistemine bağlı olarak, fırın kapısı ve dolayısı ile şarj boyutlarının sınırlı olmasıdır. Basınçlı döküm yapan alüminyum tesislerinde yaygın kullanıma sahiptir.

Elektrikli Reverber Fırınları, ergiyik banyo üzerinde, çoğunlukla tavan refrakteri içine gömülmüş silisyum karbür kılıf içine yerleştirilmiş ya da farklı resistans elementi ve çelik konstrüksiyondan oluşan reverber fırınlarıdır. Gaz ısıtmalı fırınlara göre, ergitme için daha düşük yüzey gerektirdiği için daha küçük alana ve daha düşük metal yüksekliğine sahiptirler. Bu nedenle toplam fırın ağırlığı daha düşüktür. Isı transferi rezistanstan ve refrakter duvar ve tabandan ergiyik yüzeyine radyasyon ile gerçekleşir.

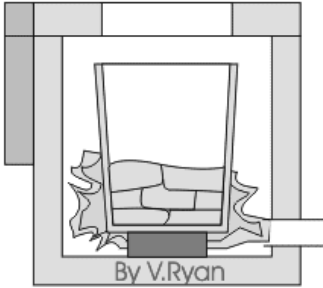
Şekil 12 : Elektrikli reverber fırını



Gaz yakıtlı fırınlarda olduğu gibi, yakıcı ünitesi bulunmadığından curuf oluşumu ve ergimiş metalin hidrojen gazı kapma riski daha azdır. Bununla birlikte daha yüksek izolasyon uygulamalarına uygundur ve bu nedenle enerji verimi daha yüksektir. Ancak fluks kullanımı, resistans ömrünü azaltacağından sınırlı olmak zorundadır. Elektrik fiyatları, ısıtma elemanının sınırlı ömrü, sınırlı ısı transferi ve ergitme yeteneği nedeni ile genelde ergitme amaçlı olarak tercih edilmezler. Yaygın olarak birincil tesislerde tutma fırını olarak kullanım alanı bulurlar.

Potalı fırınlar, çoğunlukla farklı alaşımlarda külçe ergiten, küçük dökümhanelerde ergitme ve tutma amaçlı ve basınçlı döküm fabrikalarında döküm makinasının yanında tutma ve transfer amaçlı olarak kullanılırlar.

Şekil 13 : Şematik gaz eritmeli pota fırını



Küçük kapasiteli işletmeler düşük yatırım bedeli, esnek üretim şansı ve küçük kapasitesi nedeni ile tercih ederler. Gaz ve elektrik ısıtmalı olarak iki çeşittir. Refrakter bir çerçeve içine pota yerleştirilir. Pota malzemesi pik demir, grafit ya da silisyum karbür olabilir. Indirekt ısıtmalı fırınlardır.

Gaz ısıtmalı potalı fırınlarda, özel tasarlanmış, kompakt ya da yüksek hızlı yakıcılar ısı kaynağı olarak kullanılır. Potanın ömrü sonlandığında yenisi ile değiştirilir. Gaz yakıtlı pota fırınları genellikle sabit fırınlardır.

Şekil 14 : Elektrik ısıtmalı potalı fırınlar



Pota çevresi boyunca silisyum karbür kılıf içine ya da serbest olarak, ısıtma elemanları yerleştirilir. Sabit ya da devrilebilir olabilir. Gaz ısıtmalılarından farklı olarak, seramik fiber malzeme kullanımı ile daha yüksek izolasyonu mümkündür.

Elektrikle ısıtmanın getirdiği homojen ısı dağılımı ve minimum curuf oluşturma ve hidrojen gazı kapma eğiliminden ötürü, daha çok tutma fırını olarak tercih edilir.

Döner fırınlar, alüminyum torna ve testere talaşları, küçük alüminyum hurda parçacıkları, önısıtma ya da lak ve boya giderme olanağı olmayan işletmelerde laklı ve boyalı hurdalar ile

alüminyum curuflarının ergitilmesinde kullanılır. Ergitme prosesi ergimiş tuz banyosu altında ergitmedir. Ergimiş tuz banyosu yardımı ile minimum oksidasyon ile ergitme olanaklı olmaktadır. Döner fırınlarda brülörden çıkan alev önce refrakter astarı ısıtmaktadır. Dönme hareketinin de etkisi ile refrakter astar ergitme sürecinde emdiği ısıyı geri verir. Bu nedenle ısı verim oldukça yüksektir.

Klasik ergitme sürecinde, sıvı durumda oksit, yabancı bileşikler ve curuflar yüzey gerilimi nedeni ile biraraya gelememektedir. Ancak bu grupların, yüzey gerilimleri düşürülerek biraraya getirilmesi metal kalitesi için önemlidir. Flux/tuz bu etkiyi kimyasal olarak yaparken, fırının dönme hareketi de buna yardımcı olur.

En önemli dezavantajı diğer ergitme sistemlerine göre daha fazla (% 5-10) flux/tuz kullanımı ve bunların atıklarıdır (salt cake).

Döner fırın içinde ısı iletimi üç bileşenden oluşur :

- Sıcak gazlardan radyasyon ile ısı iletimi, sıcak gazlardan gelen ısı fırın duvarları ve fırın içindeki metal tarafından tutulur. Radyasyonla ısı iletimini arttırmanın yolu alev sıcaklığını yükseltmektir. Ancak yüksek alev sıcaklığı, dengesiz ısı dağılımına neden olacağı için fırın refrakter astarının zarar görmesine neden olur. Bu nedenle oksijenle zenginleştirilmiş yanma havası kullanımı tercih edilir.
- Sıcak gazlardan konveksiyon ile ısı iletimi, sıcak gazlardan gelen ısı fırın duvarlarına, fırın içindeki metal ve tuza ulaşır. Konveksiyon ile ısı iletimi verimini arttırmak için ısının dağılım hızı ve türbulans ile dağıtılması önemlidir ve fırın tasarımında dikkate alınmalıdır.
- Üçüncü ısı iletimi bileşeni ise fırın duvarı ile fırın duvarını örten malzeme arasındadır. Dönme hareketi nedeni ile fırın duvarları sürekli malzeme ile kaplıdır. Fırın duvar sıcaklığı malzemenin sıcaklığından yüksek olduğunda, fırın duvarından malzemeye ısı iletimi olanaklı olmaktadır.

Ergitme sırasında konveksiyon ile ısı iletimi radyasyonla ısı iletiminden daha yüksektir. Çünkü fırın duvar sıcaklığı her zaman yüksek tutulamaz ve ısının bir bölümü hurdanın içerdiği kirlilikler tarafından tutulur.

Döner fırın yatay ve refrakter astarlı bir silindir şeklindedir. Proses süresince fırın döner. Enerji kaynağı gaz ya da sıvı yakıtlardır. Eksoz gazları fırın sonundaki bacadan dışarı atılır. Isı transferi alevden şarja direkt olarak radyasyon ve konveksiyonla, indirekt olarak dönme sırasında refrakter astardan kondüksiyon ile gerçekleşir.

Prosesin karakteristiği Alev ile şarj arasındaki geniş temas yüzeyi ve baca gazları ile şarj arasındaki kütle transferidir. Alüminyum şarjın oksidasyonu kullanılan Flux/tuz ile kontrol edilebilir.

Genellikle ötektik noktaya yakın derişimde ve düşük ergime sıcaklığına sahip bileşimde sodyum klorür ve potasyum klorür karışımları flux olarak kullanılır. Flux sıvı ya da katı metali örterek oksidasyonu engeller. Fluksa florid ilavesi ile de küçük metal damlacıklarının birleşerek büyümeleri sağlanarak, okside olmaları önlenir. Ergimiş alüminyum üzerinde oluşan oksit tabakası mekanik karıştırma, dönme hareketi ve fluxın kimyasal etkisi ile parçalanır.

Devirmeli döner fırınlar, özellikle yüksek enerji maliyetleri ve çevresel baskılar nedeni ile ikincil alüminyum endüstrinin gelişimine paralel olarak, döner fırın teknolojilerinde de ciddi değişimler yaşanmıştır.

Alüminyumdan üretilen ürünlerde artan çeşitlilik, bunun sonucu olarak hurda tiplerinin çeşitlenmesi, ekonomik gerekçeler ve teknolojik gelişime bağlı olarak, tıpkı birincil metalurjik ekstraksiyon işlemlerinde düşük tenörlü cevherlerin işlenebilmesinin günden güne ekonomik olmaya başlaması gibi, düşük kaliteli hurdaların da işleme zorunluluğu ortaya çıkmıştır. Bu değişimler üç temel gerekçeye dayanır :

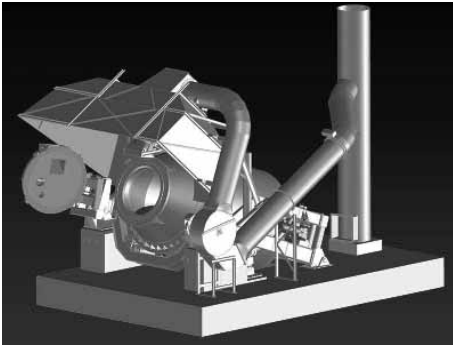
- 1- Yüksek performanslı (yüksek ergitme yeteneği, düşük enerji tüketimi ve metal kaybı) ergitme ünitesi gereksinimi,
- 2- İkincil alüminyum endüstrisinin gelişimine ve hurda bulunabilirliği ve klasifikasyon tekniklerine bağlı olarak alüminyum curuf dahil olmak üzere geniş hammadde kullanım yelpazesine sahip ve hiç ya da minimum tuz kullanımı ile ergitmenin olanaklı kılınması (kapalı konverter),
- 3- Düşük kaliteli hurdaların, ön işlem gerekmeksizin ergitilebilmesidir.

Devrilebilir döner fırınların “düşük kaliteli hurda işleme” yeteneklerine ilişkin kısa ama önemli bir analizi eklemekte yarar vardır: düşük kaliteli hurda, ergitme prosesinin tipi ve teknolojik düzeyine bağlı olarak yoğun miktarda metal dışı kirlilik (boya, lak, yağ vs.) ve/veya alüminyum dışı metaller (serbest demir, serbest çinko, serbest kurşun vs.) içeren hurdadır.

İkincil ergitme sürecinin en kritik süreci ergitme sürecidir. Çünkü metalik alüminyum kaybının kontrol edilebildiği ve tüm proses içerisinde enerjinin en yoğun kullanıldığı süreçtir. Bu nedenle hurdalara genellikle ön mekanik (kırama, eleme) ya da pirometalurjik (lak giderme-kurutma) işlemleri uygulanır. Ancak bu ön-işlemlerin uygun kapasitelerde seçimi ve ilk yatırım maliyetleri oldukça yüksektir. Oysa çağdaş döner fırınlarda, doğru kullanım ile bu ön-işlemlere gerek kalmaksızın düşük kaliteli hurda, doğrudan ve yüksek verim değerleri ile ergitilebilir. Bu döner fırınları ya da döner tipli konverterleri, diğer fırınlardan ayıran en önemli özelliktir.

Şekil 15 : Devrilebilir döner fırın:

Bu değişimler sonucu, daha etkin ve yüksek verimliliğe sahip ve reverber fırınlar ile karşılaştırıldığında yönetimi çok daha kolay ve kontrol edilebilir olan bir tür konverter tasarımına ulaşılmıştır. Bu tasarımın temel avantajları ve geleneksel sabit döner fırınlara üstünlükleri aşağıda sıralanmıştır :



- Ergitme sırasında kullanılan tuz ya da fluks gereksiniminin minimum olması,
- İşletme koşullarının iyileştirilmesi,
- Şarj içindeki başta serbest demir olmak üzere istenmeyen kirliliklerin uzaklaştırılması,
- Hurda şarjının kolaylaştırılması,
- Fırın duvar astarının katı şarj ile kendiliğinden temizlenmesinin sağlanması,
- Düşük enerji tüketimi ve yüksek ısı verim,
- Geleneksel fırınlara göre 2 ya da 3 kat daha fazla ergitme hızı.

İndüksiyon fırınları, kanallı ve çekirdeksiz olmak üzere iki çeşitlidir. Ancak bu çalışmada sadece çekirdeksiz indüksiyon fırınlarından sözedilecektir.

Çekirdeksiz indüksiyon fırınları üç ana parçadan oluşur :

- Pota çevresine sarılmış, su soğutmalı bakır bobin,
- Metal haznesi ya da pota,
- Çelik dış gövde.

Potanın çevresinde su soğutmalı bakır bobin yerleştirilmiştir. Bobine gelen alternatif akım ile şarj malzemesinin içinde indüklenmiş akım oluşturulur. Manyetik alanın etkisi ile ergimiş metal üzerindeki akım etkileşimleri karıştırma etkisi doğurur. Karıştırmanın hızı güç arttıkça ve frekans düştükçe artar.

Ergitilecek malzeme sekonder sarım olarak davranır, yani düşük voltajlı, yüksek amperli akım malzemeyi indükler. Sekonder sarım malzemenin kendisidir ve ısı transferi kondüksiyonla gerçekleşir.

Isınma ya da ergitme malzemenin elektriksel direnci sayesinde oluşur.

Şekil 16 : Çekirdeksiz indüksiyon fırını



İndüksiyon ile ergitme basit olarak bir enerji transferi yöntemidir.

Bir iletken içinden alternatif akım geçtiğinde, çevresinde alternatif manyetik alan oluşturur. Aynı şekilde iletken bir malzeme alternatif manyetik alan içine girdiğinde üzerinde bir akım akışı oluşur. Bu akım akışı varolan manyetik alanı yok edici yönde zıt manyetik alan oluşturur. Dışarıdaki manyetik alan malzemenin içine ilerlerken, bu zıt yöndeki manyetik alandan ötürü zayıflar, bu nedenle akımın büyük bölümü yüzeye yakın oluşur. Zıt manyetik alanın

şiddeti frekansın bir fonksiyonudur. Frekans arttıkça yüzeyde oluşan akım zıt manyetik alan yaratmakta daha etkili olur.

Pota ve sabit bir haznenin çevresinde bulunan bakır indüksiyon bobini ve ocağın içindeki metal, indüksiyon ocağının ergitme için en gerekli en temel donanımını oluşturmaktadır.

Pota dışındaki indüksiyon bobininden geçirilen alternatif akımın sürekli yön değiştirmesi nedeni ile pota içindeki metal sürekli yön değiştiren elektro-manyetik değişken alanlar oluşturmaktadır. Malzemenin içinde oluşan bu indüktif elektrik alanları ise öz direnci aracılığı ile ısı enerjisine dönüşür.

İndüksiyon bobinindeki elektriksel akım akışlarının etkileşimi sonucu, fırın içindeki manyetik kuvvetler sabit değildir. Bu kuvvetlerin değeri bobinin merkezinde en büyük değerdedir. Bu özellik indüksiyon bobini boyunca eşit olmayan bir manyetik kuvvet dağılımına yolaçar. Sonuçta bobin sabit olduğundan metal hareket eder.

Karıştırma hareketi uygulanan güç ve frekansa bağlıdır.

- Güç arttıkça karıştırma hareketinin ölçüsü artar,

- Frekans arttıkça karıştırma hareketinin ölçüsü azalır,
 - Fırın boyutu arttıkça karıştırma hareketinin ölçüsü artar.
- Ocak içinde oluşan karıştırma hareketi ile oksitlenme kayıpları minimize olur, fırın içinde sıcaklık ve bileşim dağılımı homojen olur ve seri ergitme gerçekleşir.
Ancak karıştırma hareketinin ölçüsü çok önemlidir.

Yetersiz karıştırma:

- Metal homojenliğini azaltır,
- Banyodaki sıcaklık farklılıklarını artırır
- Talaş ve hafif hurdaların ergimesini zorlaştırır,

Aşırı karıştırma:

- Astar aşınmasına neden olur,
- Oksitlenme kayıplarını artırır,
- Metal içinde curuf ve refrakter kalıntılarına neden olur,
- Metalin gaz kapma olanağını artırır.

8. KAYNAKLAR

1. U.S. Energy Requirements for Aluminium: Historical Perspective, Theoretical Limits and New Opportunities / William T. Choate – John A.S. Green / Prepared for: U.S. Department of Energy, Energy Efficiency and Renewable Energy Industrial Program / Prepared by : BCS Incorporated / February 2003
2. Energy and Environmental Profile of the U.S. Aluminium Industry / Prepared for: U.S. Department of Energy Office of Industrial Technologies / Prepared by: Energetics / July 1997
3. Hall Herault Centennial, First Century of Aluminium Process Technology / Warren S. Peterson – Ronald E. Miller / TMS 115th Annual Meeting / March 1986
4. Birincil ve İkincil Alüminyum Üretim süreçleri / Erman Car / TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Alüminyum Komisyonu / Yayın No:2 / 1998
5. Aluminium Melting and Metal Quality Processing Technology For Continuous High Quality Castings / Scott Kennedy / Inductotherm / American Foundry Society / 2001
6. Guide to Energy Efficiency in Aluminum Smelters / Pierre Baillargeon – Dominique Leclerc – Hakim Zahar / A joint Project by The Aluminum Association of Canada – Natural Resources of Canada – Office of Energy – Canadian Industry Program for Energy Conservation (CIPEC) / April 1988
7. Efficient Process Heating in Aluminum Industry / U.S. Department of Energy, Energy Efficiency and Renewable Energy Industrial Program
8. Energy Efficiency and Environmental Impact of Melting Secondary Aluminium in Tilting Rotary Furnaces / John Simpson / Dross Engineering / Alusil Aluminium Recycling Conference / St Petersburg / April 2008
9. Modelling and Optimisation of a Pyrometallurgical Batch Reactor, Rotary Melting Furnace in Secondary Aluminium Industry / Bo Zhou – Yongxiang Yang – Markus A. Reuter / Department of Applied Earth Sciences – Delft University of Technology
10. Latest Developments in Recycling Aluminium Dross and Scrap Using Tilting Rotary Furnaces / John Simpson / Dross Engineering / Alusil Aluminium Recycling Conference / St Petersburg / April 2008
11. New Tools for Melting of Secondary Aluminium / H. Gripenberg – Lidings – J. Ladin – Sunbyberg – O. Falk – Almhult – Niedermeier – Braunau – Inn / Aluminium / Volume 78 / September 2002
12. Handbook of Aluminium Recycling / Fundamentals, Mechanical Preparation, Metallurgical Processing, Plant Design / Christoph Schmidz / Vulkan - Verlag / 2006
13. Improved Aluminium Melting Using Pumping / B. Golchert – H. Metwally – P. King – C. Vild / Light Metal 2006
14. Large Capacity Melting System / C.Vild – A. Peel / Metallurgy / Light Metal 2003
15. Advances in Molten Metal Pump Technology Expand the Capability of Aluminium Reverberatory Furnace Production / M. Bright – R. Chandler – R. Henderson / Metallurgy / Light Metal 2007
16. New Developments in the Design of Twin Chamber Aluminium Melting Furnaces H.Walter Grab – Jan M. Migchielsen / Erzmetall 61 / 2008
17. Advanced Gas Technologies for Recycling and Remelting of Aluminium / P. Biedenkopf – V. Hackh – A. Kulkics / Linde A.G. / Metal Bulletin International Secondary Aluminium Conference / Milan-Italy / 2004
18. Improving Process Heating System Performance – Source Book for Industry / U.S. Department of Energy - Energy Efficiency and Renewable Energy
19. Combustion Handbook / North American / Volume 1
20. Aluminium Recycling / Mark E. Schlesinger / University of Missouri / CRC Press / 2007
21. Energy Savings Technology to Aluminium Melting / Cynthia K. Belt – Brian M. Golchart – Paul E. King – Roy D. Peterson – Joseph L. Tassandori / Light Metals 2006
22. Engineered Scrap Melting System / METAULLICS / www.metallurgy.com

23. Advanced in Molten Metal Pump Technology the Capability of Aluminium Reverberatory Furnace Production Rates / Mark A. Bright – Richard C.Chandler – Richard S. Henderson / METAULLICS / Light Metals 2007
24. A Control Strategy for High Production Aluminium Furnaces / Don Whipple / Bloom Engineering / 2004
25. Direct Charged Melters / Don Whipple / Bloom Engineering / 2004
26. Option for Optimizing Recoveries and Energy Consumption in Light-Gauge Scrap Recycling / Richard C. Chandler / METAULLICS
27. Furnace Design for Minimizing and Energy Losses Taking into Consideration Environmental Protection Requirements / Christoph Schmitz / ALUSIL / February 2008 / St. Petersburg
28. Birincil ve İkincil Alüminyum Üretim Sureçleri / Erman Car / TMMOB MMO Yayın No:2
29. Options for Optimizing Recoveries and Energy Consumption in Light Gauge Scrap Recycling / Richard C. Chandler / METAULLICS
30. A Melt Performance Comparison: Stack Melter v.s. Reverberatory Furnace / Daniel E. Groteke – John Fiber / 1999 / www.moderneq.com
31. A Survey of Gas Side Fouling Heat Transfer Equipment / Final Report / W.J. Morner – J.W. Suiter / Prepared by: Jet Propulsion Laboratory / Prepare for: U.S. Department of Energy
32. Aluminium Technology, Applications and Environment / A Profile of a Modern Metal / Dietrich G. Altenpohl / 6th Edition / TMS 1999
33. Available Heat and Heat Transfer / Basic of Combustion / Don Whipple / bloom Engineering / Furnace Technology Workshop / Practical Knowledge for Improved Process Performance / TMS / February-March 2007 / Orkando
34. Ekstraktif Metalurji Prensipleri / Fuat Yavuz Bor / I.T.U. Kimya-Metalurji Fakültesi / Yayın No:1 / 1985
35. Impact of Good Metal Circulation and Furnace Operation for Increased Performances for Sidewell Furnaces / G. Riverin – W. Stevens – D. Bristol – Y. Kocaefe / Light Metal 2007.

IMPROVING EFFICIENCY AND SAFETY IN ALUMINIUM CAST HOUSE THROUGH AUTOMATED AND DEDICATED TRANSPORT AND HANDLING EQUIPMENT

Giovanni MAGAROTTO

T.T. Tomorrow Technology S.P.A.

It is an honour to be here with you today.

The floating price trend for primary aluminium and the increasingly difficult scrap availability on both the domestic and international markets, are putting great pressure on the secondary aluminium industry. The drastic variation of marketplaces in those countries that were normally considered aluminium scrap exporters and have now become large importers is also another element to be seriously considered. Energy, manpower costs, environmental restrictions and new regulations are becoming as well important and some of the major factors that are impacting the production of primary and secondary aluminium.

Of course we have also to consider the continuous changing scenario of aluminium final products demand.

These economical factors are the main elements pushing the secondary aluminium industry to invest in innovative solutions fit to maximize and to optimize the melting power of the working plants.

We have to take into account also the need to update and improve the working environment as well as the operators' working conditions in line with European and international rules.

Of course, the melting furnace is the most important investment in a modern cast house. Under this point of view, the sector has reached an excellent technological level and can now put to the users' disposal a wide variety of furnaces according to their typology and capacity of satisfying both the economical needs and the productive expectations.

Trying to analyse the secondary aluminium industry in general and most of all to understand the method and the production processes of these foundries, there appears a very complex overall picture.

The installation of high quality and efficient melting and/or holding furnaces requires a systematic approach towards all aspects of the subsidiary furnace operations.

The way to enhance the economy of a furnace installation, and more generally of a good cast house, has to pass through the implementation of the operating dedicated equipment like charging, cleaning and de-drossing machines.

That is why only working in close concert with cast house managers and operators will ensure that the investment fully meets the customer's expectations.

Our experience teaches us that every plant has different characteristics with comparison to other similar plants. It is essential to analyse every element and productive peculiarity, from scrap typology to its storage, to the environment conditions and whatever is important to propose machines fit to implement the cast house efficiency.

It is now clear that every company operating in this field normally makes use of charging and handling vehicles available on the market even though not specifically fit and designed for their purpose.

I'm making reference to regular forklifts, different type and size of front loaders, as well as fixed solutions, some of them even very bizarre, both for the furnace charging and skimming.

We experienced in fact paradoxes such as having a good melting power and a large quantity of scrap to be melt, but an inefficient charging capacity for the furnace.

Even if disposing of a high professionalism and operators' long experience in the cast house, we have come to the conclusion that only the use of dedicated vehicles or equipment for charging, skimming and cleaning aluminium furnaces contributes massively to the cast house economy.



1. Manual skimming



2. Skimming operation by forklift



3. Skimming operation by forklift



4. Skimming tools for forklift

Among the most important operations of the aluminium cast house activity which, upon our experience, will be greatly improved by the implementation of dedicated vehicles and equipment we are considering the following:

1. Loading the melting furnaces.
2. Removal of surface dross and stirring of the bath.
3. Cleaning of the furnace bottom and side-walls.

The main feature of dedicated vehicle to full fill these operations must be the very high ease of use, integrated with a perfect mechanical and engineered equipment designed to offer a wide manoeuvrability throughout the required operations.

Nowadays, the market offers multi-purpose vehicles able to carry out these operations with precision and efficiency by using special interchangeable tools and T.T. Tomorrow Technology, Italian based Company, is one of the main supplier of such vehicles and equipment.

T.T. vehicles' significant contribution to the cast house and cast house operations has already been tested and demonstrated in various sites around the world and we are proud to confirm that the major results are due to the following topics and considerations in the launch of this new vehicle:

- Tailor-made realisation for the customer;
- High level and high quality of the components used.
- Customer-oriented activity;



5. T.T. Multifunctional Furnace Tending Vehicle (MFTV)



6. Standard front loader

CHARGING OPERATION

We have tried to schematize the main differences between using the traditional systems and the dedicated vehicles and equipment for charging aluminium scraps:

Description	Forklift	Payloader or dumper	MFTV	Automatic Charging System on rail
Speed of discharging	★	★★	★★★★★	★★★★★
Distribution of the material inside the furnace	NOT APPLICABLE	NOT APPLICABLE	★★★★★	★★★★★
Accuracy of operation	★★	★★★★	★★★★★	★★★★★
Driver's visibility	★	★	★★★★★	NOT APPLICABLE
Driver's working & safety conditions	★	★★	★★★★★	★★★★★
Charging capacity	★	★★	★★★★★	★★★★★
Manoeuvrability inside the cast house	★★	★★	★★★★	NOT APPLICABLE
Versatility of use	★	★★	★★★★★	★★★★★

Legend:

★ Poor - ★★ Fair - ★★★ Good - ★★★★★ Excellent



7. T.T. Multifunctional Furnace Tending Vehicle (MFTV) 8 tons net capacity



8. T.T. Automatic Charging System on rail with 10 m³ bin

The objective of dedicated vehicles is to minimize the manpower needed to manage the furnaces and thus to reduce the loading dross removal and cleaning times very substantially. Thanks to the special characteristics of the products and to the adoptions of special automatic controls, the furnace loading, skimming and cleaning activities have become a well-managed procedure since the metal unloading is more uniform, the dross removal is very rapid and cleaning is very precise.

In particular the innovative loading bin system of these machines allows them to fill up the melting furnace in a regular manner with any kind of scrap, be it extrusion, billets, ingots, T-bars or generic scrap. The unloading process of a 9-m³ bin takes only few seconds, so that the metal is immersed immediately without splashing and without any damage either to the refractory lining or to the furnace. The advantages are evident.

The loading speed and optimization of the metal distribution inside the furnace allows optimum burners performance, since they always operate under the best working conditions. This avoids remnants of unburnt gases inside the furnace and the related emission problems.

THE USE OF T.T. TOMORROW TECHNOLOGY SPECIAL MACHINES HAS MANY ADVANTAGES AS FOLLOWS:

- charging time for up to 9 cubic meters of solid scrap in less than 1 minute;
- automatic checking and recording of the weight of the solid scrap;
- automatic control of the charging box position;
- no damage to the refractory lining during operations;
- excellent visibility for the operator, thanks to the lifting driver's cabin;
- high level of safety for the operator and vehicle, since working conditions incorporate the most innovative cabin protection;
- drastic decrease of dust and fume emission during charging and skimming operations;
- remarkable noise level reduction during operations subsidiary to the melting phases.



9. Charging box 4 tons net



10. T.T. MFTV during charging

DE-DROSSING AND CLEANING OF ALUMINIUM FURNACE

At any cast house of Recycling Plant the de-drossing and cleaning of the melting/holding furnaces is a very important operation. Very often we are assisting that even this operation is made by means of standard forklifts equipped with home made tools or fixed equipment mounted on rails.

We pointed out here below the main advantages rising by the use of special dedicated vehicles and equipment during de-drossing and cleaning operations, and we summarized the main disadvantages and problems which are raised by the use of non-dedicated systems.

<p style="text-align: center;">SPECIAL DEDICATED VEHICLES & EQUIPMENT <u>ADVANTAGES</u></p>	<p style="text-align: center;">NON – DEDICATED VEHICLES & EQUIPMENT <u>DISADVANTAGES</u></p>
1. De-drossing time reduced by 80%	1. Long performance times
2. No damages to the refractory lining.	2. Considerable damages to the furnace refractory lining
3. Operator's high visibility .	3. Operator's poor visibility
4. Absolute safety of operator's and vehicle working conditions based on the necessary protections as well as to the cab case hardened safety glass protected by a metal grid	4. High heat exposure for vehicles not fit for this purpose
5. Precise control of the dross to be removed reducing the amount of aluminium in the dross and the dross sent to the press.	5. Considerable control difficulty of the dross to be removed
6. Quick performance of this operation reducing the opening time of the furnace doors, the metal cooling, energy losses as well as metal losses for oxidation.	6. High heat exposure for the vehicle's operator likely to be reached by metal splashes
7. Reduction of hydrogen absorption .	7. Considerable cleaning difficulty of the furnace bottom

The interchangeability of tools by a quick hooking system and the easy operations handling make the use of dedicated vehicle extremely flexible.

We can also confirm that the mixing of the molten metal by means of the proper tool fixed to the vehicle boom allows to have uniform temperature and chemical composition of the molten metal.

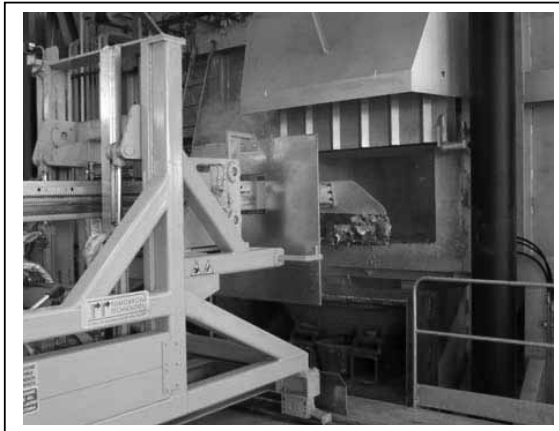
Moreover, the degassing of the molten metal inside the furnace by means of the tool fixed to the vehicle boom allows a proper distribution of the degassing salts inside the furnace and improves their efficiency assuring the best molten metal cleaning.



11. T.T. MFTV with de-drossing tool



12. T.T. MFTV during de-drossing operation



13. T.T. De-drossing unit during skimming operation



14. T.T. MFTV with cleaning tool

ERGONOMICS & OPERATING COSTS

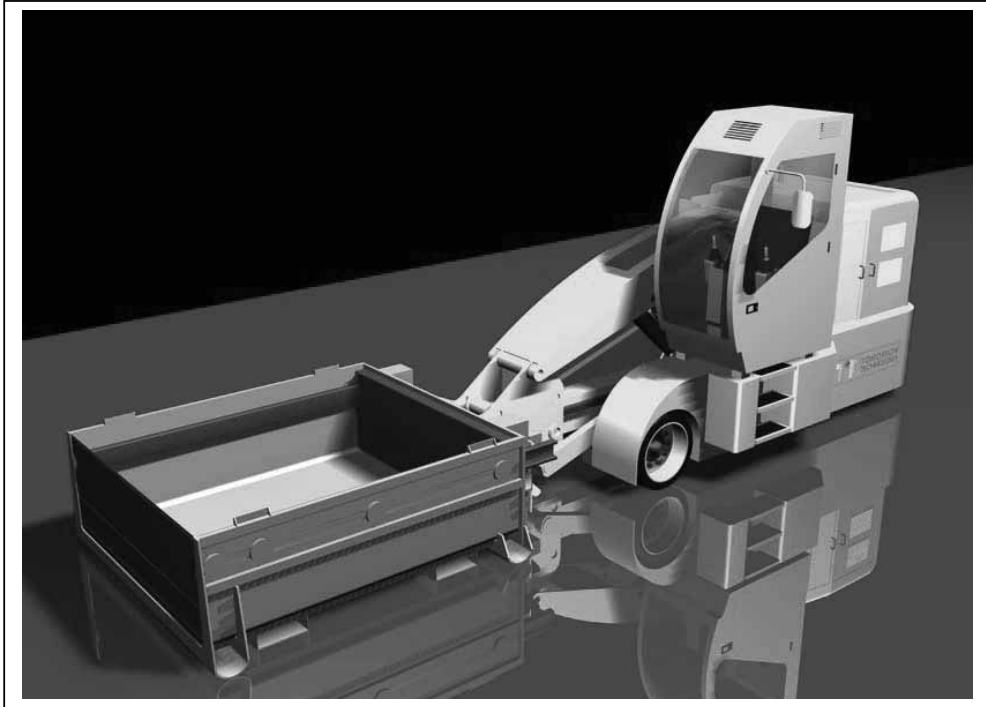
I would like furthermore to highlight the following aspects of our dedicated vehicles for cast house operations which we are considering very important:

A. **DESIGN WITH THE OPERATOR IN MIND.** The operator role in the cast-house driving an MFTV cannot be emphasized enough. Therefore strong engineering efforts have to be done to enhance the productivity of the vehicle by developing not only the ergonomics of the operator's cabin but also the adjustment and control system that influence operator productivity. The operator cabin must offer a comfortable well-designed environment where many adjustments are available to customize the working position. If required a cabin adjustable lifting system has to be designed to maximize the operator visibility. The pilot-operated proportional joy-sticks have to make possible to operate in a well-controlled and efficient manner during charging, de-drossing and cleaning activities.

B. **OPERATING COSTS.** Low operating costs are result from systematic development of mechanical design and careful choice of hydraulic, mechanical and electrical components to be installed on the MFTV. This type of vehicle itself is powered by high performance low emission engine which is running at low rpm allowing saving fuel and prolonging its life. Full training course to the operators and to the maintenance personnel of the customer and a careful attention to the instruction of the preventive maintenance program contribute also to low maintenance costs.

I would like to confirm you that, in accordance with our experience, the use of tailored vehicles for cast house operation will enhance the quality of your works.

We can assert that the investment economical return comes, above all, from the operations rapidity within the furnace (so from the energy savings, the reduction of dross production and metal losses and the best furnaces qualitative and productive output), the reduction of manpower as well as from a more precise control of the quantity of molten metal removed with the dross and from a very accurate cleaning operation.



Al-Si ALAŞIMLARINDA KALIP DİZAYNI İLE MEKANİK ÖZELLİKLER ARASI İLİŞKİ

Derya DISPINAR*, Freddy SYVERTSEN*, Mustafa EKELİK**, John CAMPBELL***

* SINTEF, Materials and Chemistry, Trondheim, Norveç

Derya.Dispinar@sintef.no

Freddy.Syvertsen@sintef.no

** MagmaSoft Türkiye, İstanbul, Türkiye

M.Ekelik@magmaSoft.com.tr

*** Department of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, İngiltere

j.campbell.met@bham.ac.uk

ÖZET

Son 10 yıldır yapılan çalışmalarda, alüminyum ve alaşımlarının dökümünde kalıp dolumu sırasında yüzey oksidinin döküm parçası içersine karışması sonucu mekanik özelliklerin düştüğü gösterilmiştir. Parçaların düşük mekanik özelliklere sahip olması sonucunda kullanım ömürleri de azalacaktır. Bu doğrultuda, bu çalışmanın amacı uygun optimum kalıp dizaynını inceleyerek farklı şekillerde dizayn edilmiş kalıplara yapılan döküm sonrası mekanik özelliklerin değişimi incelenmiştir. MagmaSoft döküm simülasyonu programı yardımcıları ile kalıp dolumu sırasında oluşan türbülans, hava kapma ve benzeri hatalar tespit edilmiş ve bu doğrultuda optimum kalıp dizaynı üretilmiştir. Al-Si alaşımlarında yapılan bu denemeler sonrasında türbülans ve hava kapmanın olduğu kalıplarda uzamanın düştüğü ve tokluğun azaldığı görülmüştür.

Anahtar kelimeler: Alüminyum alaşımları, kalıp dizaynı, kalıp dolumu, bifilm, mekanik özellikler.

ON THE DESIGN OF TENSILE TEST PATTERN FOR ALUMINIUM-SILICON ALLOYS

ABSTRACT

In the last decades, it has been shown that the folding of the surface film during mould filling has a massive effect over the properties of aluminium castings. The poor casting conditions can deteriorate the mechanical properties further. In scope of this, the aim was targeted to investigate the different patterns and optimise a design such that the quiescent conditions were achieved during mould filling. A series of test were carried out using real time X-Ray radiography and the effects of turbulence over the tensile properties of cast Al-Si alloys were examined. The results were also examined with MagmaSoft simulation software. It was found that the elongation values had decreased, but the tensile properties were increased with the turbulence.

Keywords: Aluminium alloys, mould design, mould filling, bifilm, mechanical properties.

1. GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımlarının dökümü sırasında oluşabilecek hataların kontrolü üzerine çok çeşitli araştırmalar sürmektedir. Alüminyum alaşımlarında bulunabilecek en kritik hatalardan biri olan bifilm stres artırıcı olarak görev görerek parçaların zamanından önce kırılmasına ve servis dışı kalmasına sebep olmaktadır [1]. Bu hataların varlığının yanı sıra katılma sırasında oluşan porozitelerin boyut ve dağılımına bağlı olarak mekanik özelliklerde beklenmedik farklılıklar gözlenebilmektedir. Özellikle de süneklik ve yorulma direncinde önemli düşüşler oluşabilmektedir [1].

Ergitme prosesi sırasında sıvı metal çok ciddi seviyelerde bifilmlemler ile dolabilir. Sıvı metalin yüzeyi dikkatli kontrol edilmediği sürece, örneğin şiddetli karıştırma veya yüksek seviyelerden yapılan transferler gibi; bifilm içeriği daha da artacaktır. Mekanik testlerin güvenilebilirliği tamamıyla bifilm içeriğine bağlıdır [2-4].

Runyoro [4] yolluk sistemlerindeki kritik hızı hesaplamak üzere çalışmalarda bulunmuştur. Eğme testine tabi tutulan numunelerde, kalıp dolum hızının 0,5 m/s üzerinde olan dökümlerde mekanik özelliklerde önemli derecede düşüş gözlemlenmiştir. Bu değer, sıvı alüminyumun yüzeyi bozulmadan transferini sağlayan kritik kalıp dolum hızıdır. Nyahumwa [3] Al-7Si alaşımlarında bifilmlemlerin yorulma direnci üzerine çalışmalarda bulunmuştur. Green [2] aynı alaşımda oksit filmlerin mekanik özellikleri üzerine etkisini incelemiştir. Tüm bu çalışmalarda kalıp dolumu sırasında oluşan bifilmlemlerin mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyerek test sonuçlarının güvenilebilirliğinin düştüğü tespit edilmiştir.

Bu amaçla, bu çalışmada kalıp dizaynının mekanik özellikler üzerine etkisi incelenmiştir. Optimum kalıp dizaynı üzerine çalışmalar yapılmış ve Dispınar [5-6] tarafından geliştirilen sıvı metal kalitesi ölçüm kriteri olan bifilm indeksi ile mekanik özellikler arası ilişki araştırılmıştır.

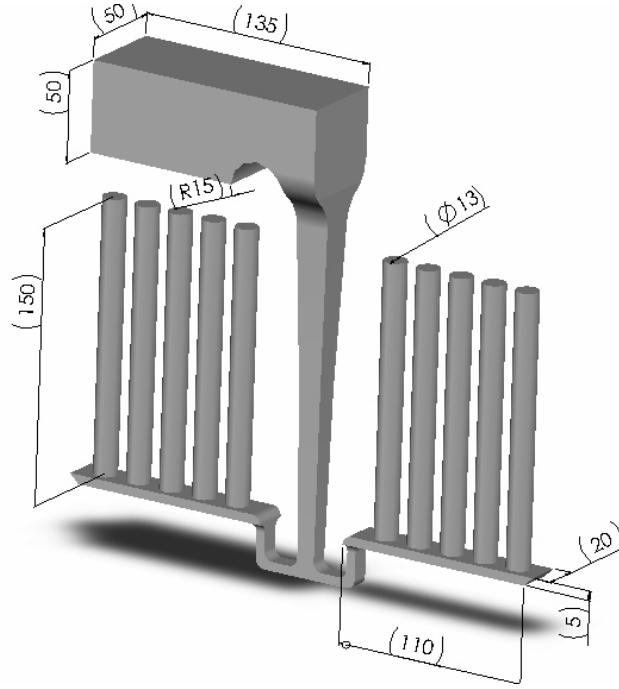
2. DENEYSEL ÇALIŞMA

Tablo 1’de kimyasal bileşimleri verilen yaklaşık 7 kg ağırlığındaki Al-Si bazlı ingotler endüksiyon fırınında 750°C’de ergitilmiştir. Gaz giderme veya benzeri herhangi bir işlem yapılmamıştır. Deneylerde metal kalitesini (bifilm içeriğini) tespit etmek üzere vakum altında katılma testi (VAKT) numuneleri alınmıştır. Her numuneye karşılık, 10 tane silindirik bar içeren kum kalıba döküm yapılarak, mekanik testler için numune üretilmiştir.

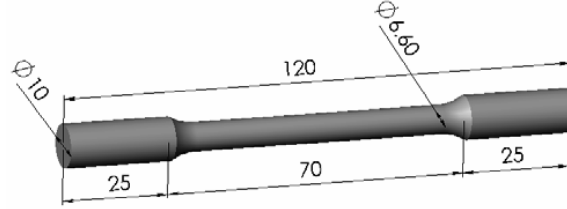
Tablo 1: Deneylerde kullanılan alaşımların bileşimleri

alaşım	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Ti	Al
A384	0.7-2.5	0.30	9.0-11.5	1.0	0.5	0.5	0.07	0.2	kalan
A380	3.0-4.0	0.30	7.5-9.5	1.3	0.5	0.5	3.0	0.2	kalan
A319	1.5-2.5	0.35	6.0-8.0	0.8	0.2-0.6	0.3	1.0	0.2	kalan

Şekil 1’de optimize edilmiş kalıp dizaynı görülmektedir. Deneysel çalışmalarda 6 farklı yolluk dizaynları üzerinde çalışılmış ve elde edilen silindir numuneler ASTM E 8-00 standartları boyutunda CNC cihazları ile işlenmiştir. Numunelerin boyutları Şekil 2’de verilmiştir.



Şekil 1. 10 adet silindirik numune üretmek amacıyla dizayn edilmiş kalıp



Şekil 2. Çekme testine tabi tutulan numunelerin boyutları

Çekme testleri Zwick 1484 cihazında 1mm/dak çekme hızında 25 mm ekstansometreler kullanılarak yapılmıştır. Çekme testi sonuçları Weibull analizleri [7] kullanılarak incelenmiştir.

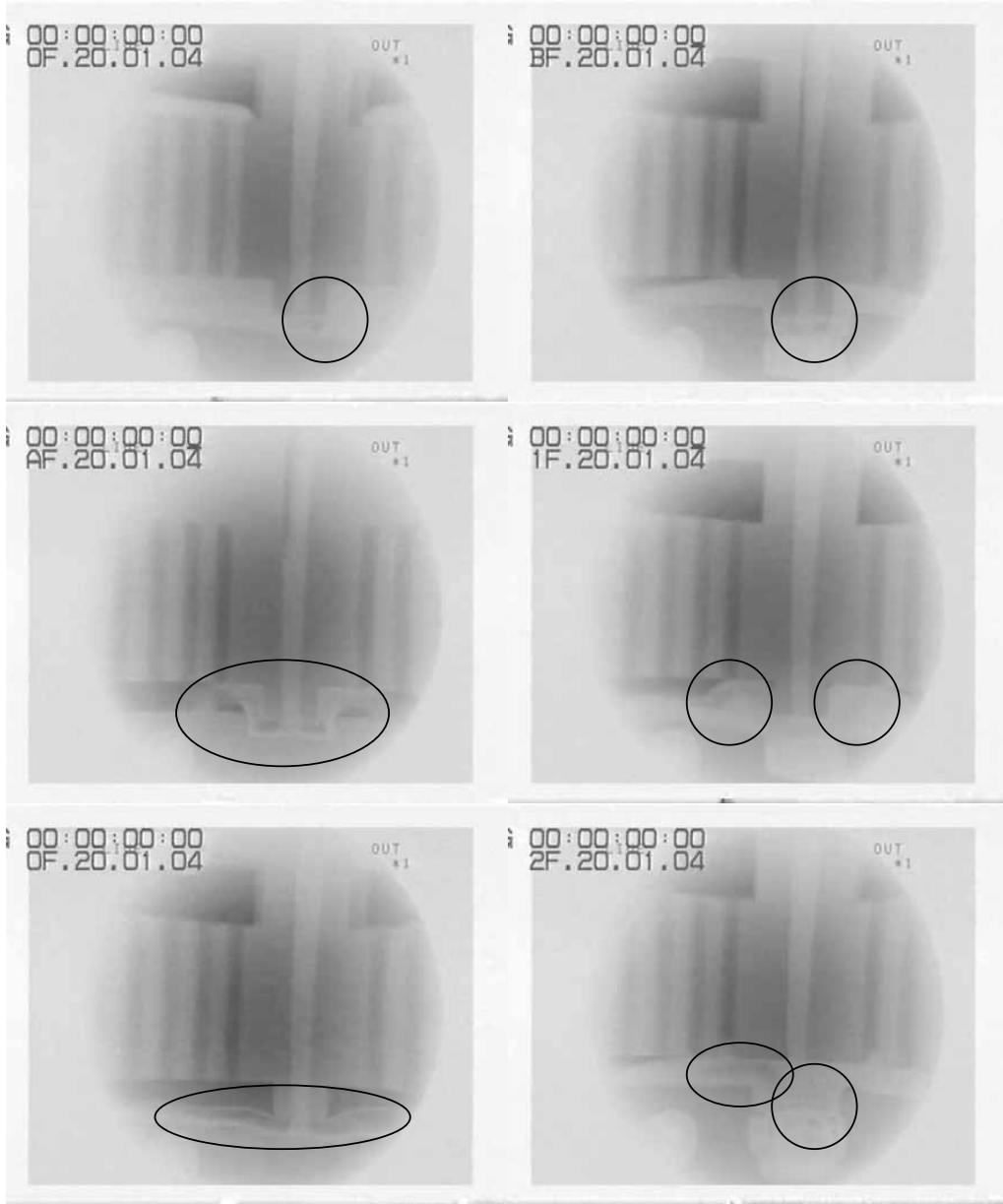
3. BULGULAR ve TARTIŞMA

Deneylerde kullanılan 7 kg ağırlığındaki ingotlardan çekme testi numunesi üretmek oldukça zahmetli bir işlemdir. Numunelerin istenilen boyuta yakın ebatlara kesilmesi, daha sonra bunların işlenmesi ve homojen olmayan tane boyutu ve porozite içeriğinden dolayı sonuçların irdelenmesinde de zorluklar yaşatacaktır. Bu amaçla ingotların ergitilerek, çekme testi numune ebatlarına yakın şekilde silindirler üretilmek üzere kalıp dizayn edilmiştir.

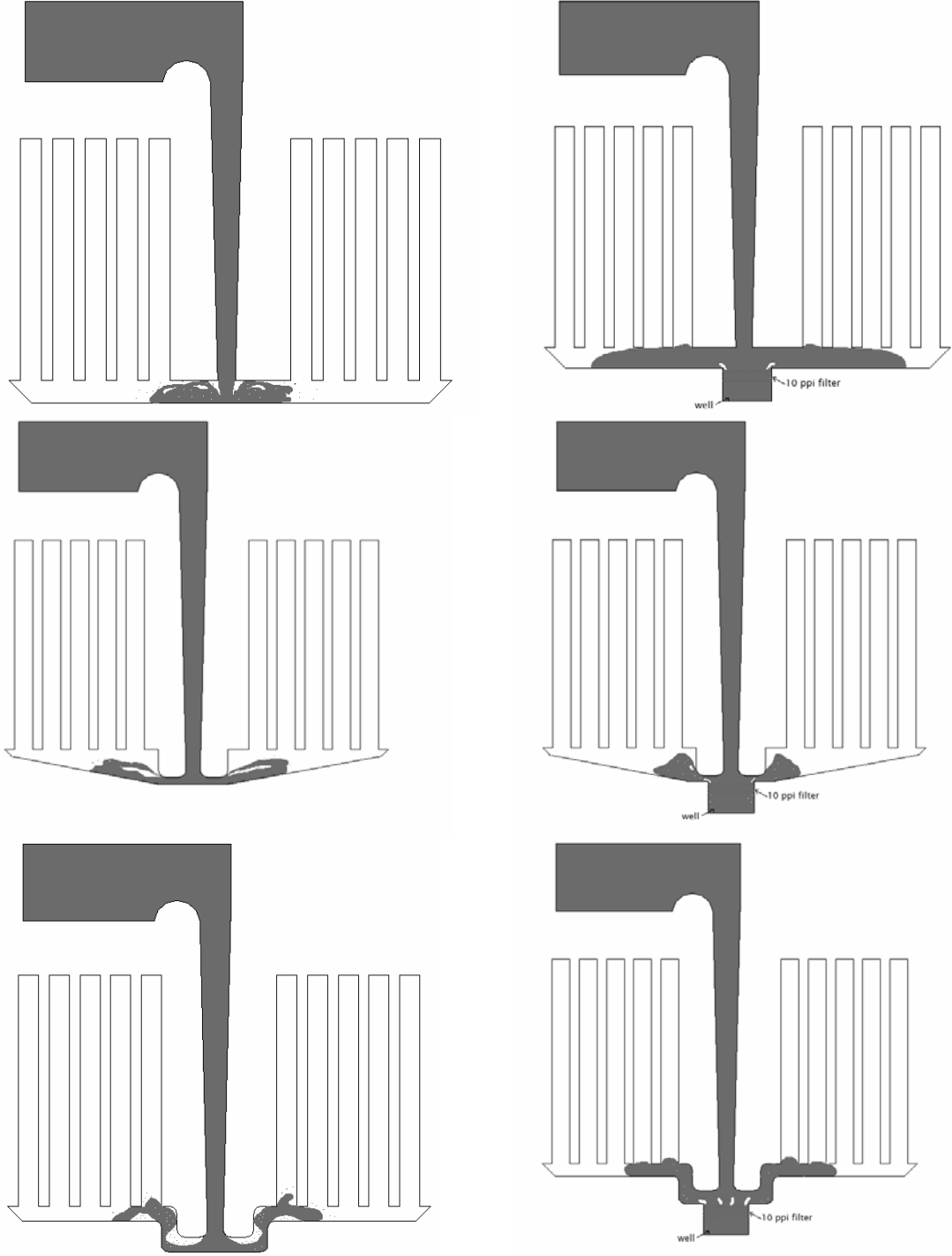
Elde edilecek numunelerin döküm kalitesini temsil edebilmesi için, doğal olarak kalıp dolumu sırasında herhangi bir hata oluşmaması gerekmektedir. Bu sırada oluşabilecek her türlü hata, deney sonuçlarını olumsuz etkileyecektir. Bu amaçla kritik dolum hızını geçmeyecek, bifilm veya hava kapma oluşturmayacak, türbülansın oluşmadığı bir dizayn üzerinde çalışılmıştır. MagmaSoft döküm simülasyonu yanı sıra X-ışını radyografisi de kullanılarak optimizasyona gidilmiştir. X-ışını radyografisi ve MagmaSoft simülasyon sonuçları sırası ile Şekil 3 ve 4'te gösterilmiştir.

Şekil 3 ve 4'ten görülebileceği gibi, sıvı metal sınırlandırılmadığı sürece serbest olarak düşüp, sıçrayarak ve dağılarak ilerleyecektir. Dikey düşüş sırasındaki hızını azaltabilmek için ilk olarak kalıbın alt kısmına filtre yerleştirilmiştir. Filtreleme her ne kadar istenmeyen partikülleri uzaklaştırmada kullanılsada, aynı zamanda çok iyi bir hız kesici olarak da kullanılabilir. Teoride bu şekilde olmasına rağmen, sıvı metalin yüksek seviyeden direkt filtre üzerine düşmesi sonrası oldukça fazla hava kapma olduğu gözlenmiştir. Sonuç olarak bu tip bir fren mekanizması istenilen sonucu vermemiştir. Yarardan çok kabarcık oluşturarak zarara sebep vermiştir.

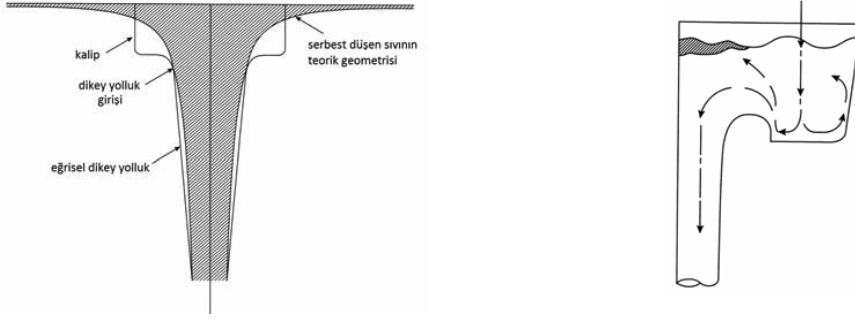
Bazı denemelerden sonra dikey yolluğun sıvı metalin doğal düşme hareketine uygun geometride (Şekil 5a) olması ile sıvı metalin ilerleyişi kontrol altına alınmıştır.



Şekil 3. X-ışını radyografisi ile farklı yolluk sistemlerinin incelenmesi



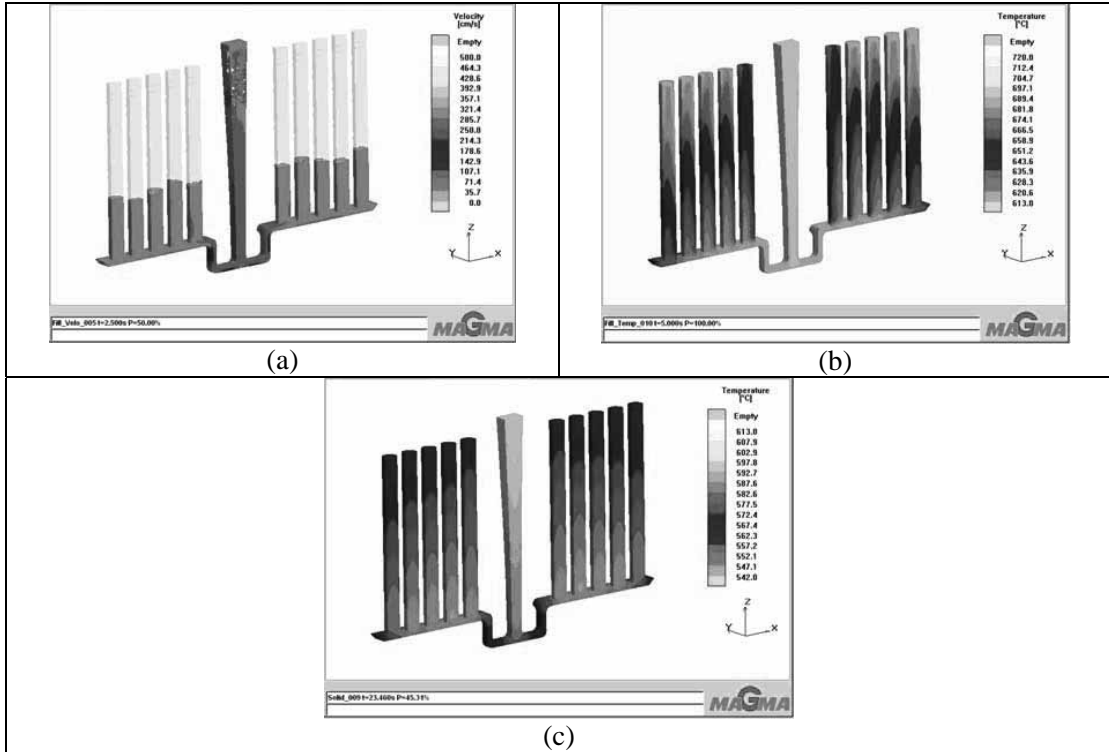
Şekil 4. Şekil 3'te X-ışını radyografisi olan dökümlerin şematik görüntüleri



Şekil 5. (a) Serbest düşen sıvının teorik geometrisi
(b) basamaklı döküm ağızı

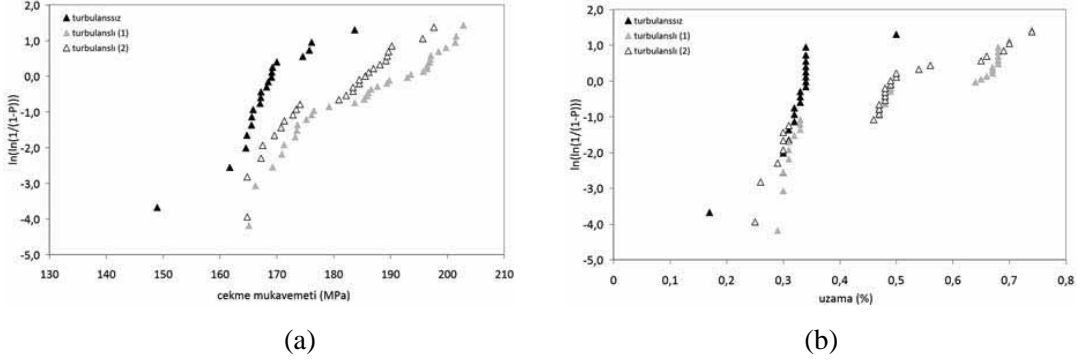
Dikey yolluğun Şekil 5a'da görüldüğü gibi eğimli olarak tasarını sayesinde sıvı metal sınırlandırılmasına rağmen, eğer ilk başlangıç hızı kontrol altında olmazsa, tekrar hata oluşumuna sebep olabilmektedir. Bu amaçla dikey yolluğun üstüne basamaklı döküm ağızı eklenmiştir (Şekil 7). Sonuç olarak sıvı metal kalıp içerisinde tamamen sınırlandırılmış olarak, kontrol altında alınıp; türbülans, hava kapma vb hatalar oluşmadan dolum yapılması sağlanmıştır (Şekil 1).

Şekil 6'da MagmaSoft simülasyon değerlendirmelerine göre kalıp dolum hızı, katılma sırasındaki sıcaklık değişimi gösterilmiştir. Görülebileceği gibi test barlarının dolum hızları 0,5 m/s hızını geçmez iken, barların katılma şekilleri eşdeğerdir.



Şekil 6: MagmaSoft simülasyon sonuçları
(a) kalıp dolum hızı, (b) ergime sıcaklığı ile solidus arası sıcaklık değişimi
(c) solidus ile likidus arası sıcaklık değişimi

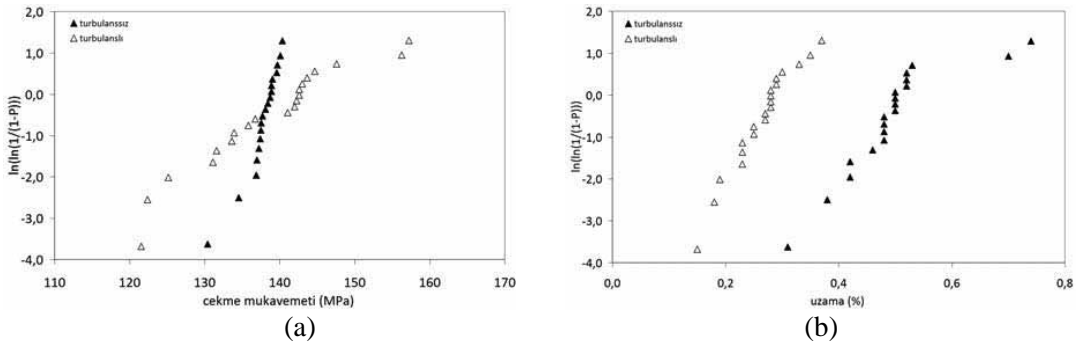
Denemeler sırasında farklı kalıp dizaynlarından elde edilen numuneler çekme testine tabi tutularak kalıp dizaynının deney sonuçları üzerindeki etkileri incelenmiştir. Weibull istatistiği kullanılarak yapılan analiz sonuçları Şekil 7-9’de verilmiştir.



Şekil 7. A319 alaşımı çekme testi sonuçları Weibull dağılımı
(a) çekme mukavemeti (b) uzama

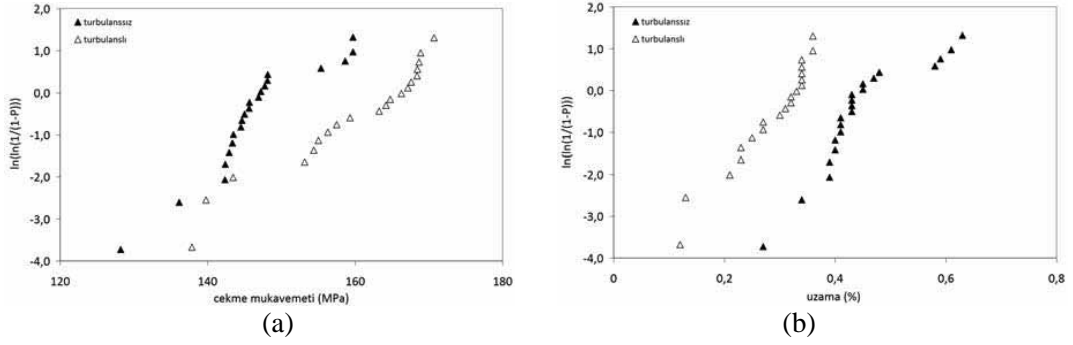
Şekil 7’de A319 alaşımının çekme testi sonuçları Weibull dağılımı görülmektedir. Bu grafikte siyah üçgenler optimum kalıba dökülen numuneleri temsil etmektedir. Görülebileceği gibi türbülansız yapılan dökümden Weibull modül değerleri daha yüksektir. Diğer taraftan, türbülanslı yapılan dökümlerde deney sonuçları oldukça dağınık olarak grafiğe yansımıştır. Bu demek oluyor ki, türbülansız yapılan dökümlerde deney sonuçlarının tekrarlanabilirliği; diğer bir deyiş ile güvenilirliği daha yüksektir. Fakat, ilginç olan nokta ise deney sonuçlarının ortalama değerleridir. Her ne kadar türbülansız dökümden daha güvenilir değerler elde edilse de türbülanslı dökümlerde daha yüksek uzama ve çekme mukavemeti değerleri elde edilmiştir.

A384 alaşımı ile yapılan denemelerde ise farklı bir durum gözlenmiştir (Şekil 8). Yine benzer şekilde, A319 alaşımında olduğu gibi türbülanslı yapılan dökümlerde elde edilen sonuçlar dağınık olarak göze çarparken; türbülansız dökümlerde daha güvenilir deney sonuçları elde edilmiştir. Fakat, türbülansız dökümlerde daha yüksek uzama değerleri elde edilmiştir.



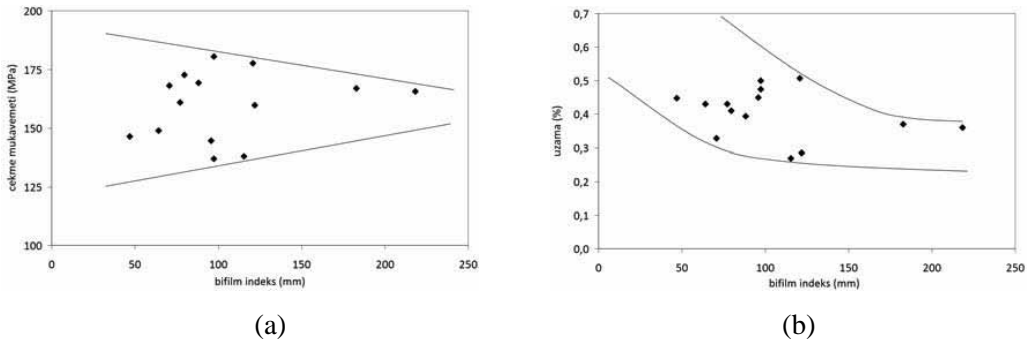
Şekil 8. A384 alaşımı çekme testi sonuçları Weibull dağılımı
(a) çekme mukavemeti (b) uzama

A380 alaşımında ise farklı dizaynlar arasındaki Weibull dağılım değerleri birbirine paralel sonuçlar verirken sadece ortalama değerleri farklı olarak göze çarpmaktadır (Şekil 9).

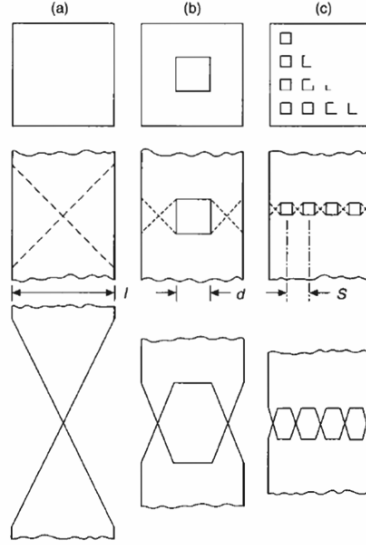


Şekil 9. A380 alaşımı çekme testi sonuçları Weibull dağılımı
(a) çekme mukavemeti (b) uzama

Mekanik özelliklerin incelenmesi sırasında çekme testi numunelerinin dökümü yapılırken, sıvı metalden her seferinde VAKT numunesi alımı da yapılmıştır. Böylelikle mekanik özellikler ile bifilm indeksi arasındaki ilişki incelenmeye çalışılmıştır. Şekil 10'da görüldüğü gibi artan bifilm indeksi ile çekme mukavemeti ve uzama değerlerinde bir düşüş gözlenmiştir. Fakat bifilm indeksin düşük olduğu durumlarda mekanik özelliklerin geniş aralıkta değerlere sahip olduğu gözlenmiştir. Bu durumu Şekil 11'de görüldüğü gibi boşluk oranının süneklik üzerine etkisi ile açıklayabiliriz. Eğer numune içerisinde hiç boşluk (veya hata) olmaz ise (Şekil 11a); numune çekme yükü altında maksimum uzama gösterecektir. Fakat yapı içerisinde var olabilecek herhangi bir hata, gerilim birikmesine sebep olarak daha az uzama gösterip, malzemenin sünekliğinin düşmesine sebep olacaktır. Benzer şekilde, bifilm indeksinin artması demek, yapı içerisindeki hataların artması demektir. Bu durumda artan bifilm indeksi ile azalan mekanik özellikler (azalan süneklik) ilişki açıklanabilir. Diğer taraftan, düşük bifilm indeksinde (yani hataların miktarının az olduğu durumlarda) mekanik özelliklerin geniş aralıkta değerler vermesini ise şu şekilde açıklayabiliriz: bu durumda hataların çekme eksenine dik konumunda (veya yönlenmesi/konumları) önem kazanmaktadır. Dolayısıyla tek bir bifilm üzerinden yola çıkacak olursak; eğer çekme eksenine dik konumda yer alır ise; aynı uzunlukta çekme eksenine paralel duran bir bifilmde daha düşük uzama değeri gösterecektir.

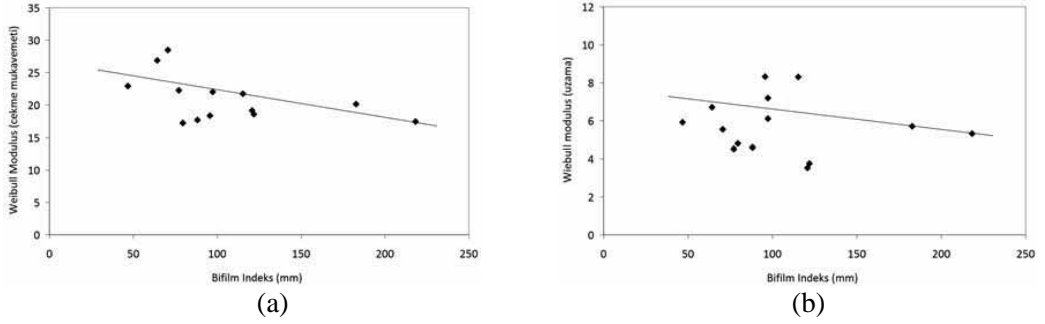


Şekil 10. Bifilm indeksi ile mekanik özellikler arasındaki ilişki
(a) çekme mukavemeti, (b) uzama



Şekil 11. Boşluk oranının süneklik üzerine etkisi [1]

En son olarak ise çekme testi sonuçları Weibull dağılımları incelendiğinde, artan bifilm indeks ile Weibull modülünün azaldığı tespit edilmiştir (Şekil 12). Bu beklenen sonuç, sıvı metal kalitesi azaldıkça, mekanik özelliklerin güvenilirliğinin düştüğünün bir kanıtı olarak bu çalışmada da bifilm indeksi kullanılarak doğrulanmıştır.



Şekil 12. Bifilm indeks ile mekanik özelliklerin Weibull dağılımı arası ilişki (a) çekme mukavemeti, (b) uzama

4. SONUÇLAR

1. Alüminyum ve alaşımlarının dökümünde kalıp dizaynı döküm kalitesi üzerinde önemli rol oynamaktadır.
2. Bifilm indeksi döküm kalitesi hakkında önemli bilgiler verebilmektedir.
3. Türbülanslı yapılan dökümlerde %uzama değerleri belirgin bir düşme gösterirken, yani süneklik azalırken, çekme mukavemetinde benzer şekilde belirgin bir düşme gözlenmemiştir.
4. Bifilm indeksi arttıkça mekanik özelliklerde azalma görülmektedir.
5. Bifilm indeksi arttıkça mekanik özelliklerin tekrarlanabilirliği veya güvenilirliği azalmaktadır.

KAYNAKLAR

1. Campbell, J., *Castings*. 2nd ed. 2003: Buttonworths.
2. Green, N.R. and J. Campbell, *Influence of oxide film filling defects on the strength of Al-7Si-Mg alloy castings*. AFS Transactions, 1994. 102: p. 341-347.
3. Nyahumwa, C., N.R. Green, and J. Campbell, *The concept of the fatigue potential of cast alloys*. J. Mech. Behav. Mater., 1998. 9(4): p. 227 - 235.
4. Runyoro, J.J., S.M.A. Boutarabi, and J. Campbell, *Critical gate velocities for film-forming casting alloys: a basis for process specification*. AFS Transactions, 1992. 100: p. 225-234.
5. Dispinar, D. and J. Campbell, *Critical assessment of reduced pressure test. Part 1: Porosity phenomena*. International Journal of Cast Metals Research, 2004. 14(5): p. 280-286.
6. Dispinar, D. and J. Campbell, *Critical assessment of reduced pressure test. Part 2: Quantification*. International Journal of Cast Metals Research, 2004. 14(5): p. 287-294.
7. Weibull, W., *A statistical distribution function of wide applicability*. Journal of Applied Mechanics, 1951. September: p. 293-297.

AA 5083 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ GAZ GİDERME İŞLEMİ İLE METAL KALİTESİNİN KIYASLANMASI

Koray TURBALIOĞLU

ETİ Alüminyum A.Ş., Haddehane Müdürlüğü, Seydişehir, Konya
k.turbalioglu@etialuminyum.com

ÖZET

Bu çalışmada AA 58083 alüminyum alaşımında gaz giderme işlemi yapılmaması sonucunda metal kalitesinde olan gelişmeler anlatılacaktır. Metal kalitesinde meydana gelen gelişmeler gaz giderme işlemi yapılmış ve yapılmamış numunelerde kıyaslanacaktır.

Anahtar kelimeler: Alüminyum, AA 5083, gaz giderme.

METAL QUALITY BENCHMARKING OF AA 5083 ALUMINIUM ALLOY WITH DEGASSING PROCESS

ABSTRACT

In this work, caused by not making degasser processing of AA 5083 Aluminium alloy, improvements of metal quality will be explained. The development in the metal quality will be compared with the degasered and the non-degasered samples

Keywords: Aluminium, AA 5083, degassing process.

1. GİRİŞ

Endüstrinin ve teknolojinin gelişmesi ile birlikte alüminyum ve alaşımlarının da kullanımı artmaktadır. Teknik özelliklerinin getirdiği birçok üstünlükler nedeniyle alüminyum, dünyada ve ülkemizde giderek daha çok kullanılmaktadır. Tüketimde, alüminyum ve alaşımlarının, demir-çelik ürünleri ile mukayese edebilecek duruma gelmesi, son yıllarda elektrik, kimya, tıp, inşaat, otomotiv ve havacılık sanayinde ve bunların yan sanayilerinde her geçen gün artan bir şekilde kullanılması önemini bir kat daha arttırmaktadır.

Alüminyum endüstrisinde önemli bir yere sahip olan 5083 alaşımı, ısıtma işlemi uygulanamayan Al-Mg alaşımları grubuna girer. 5083 alaşımı; kablo kılıfı, kaynaklı basınçlı kap imalatı, denizcilik, otomotiv ve havacılık sektöründe yapısal parçaların imalatında kullanılmaktadır[1].

Bu çalışmada; AA 58083 alüminyum alaşımının döküm süreci sırasında gaz giderme işlemi yapılmaması sonucunda ingotun yapısında oluşan hatalar anlatılacaktır. Bu hatalardan gaz boşluğu hatası üzerine yapılan incelemelerin sonuçları ve olabilecek sebepleri anlatılacaktır.

2. GAZ GİDERME İŞLEMİ

2.1. Gaz Giderme İşlemi Neden Yapılmalıdır?

Gaz giderme işlemi döküm prosesinde, ergiyik alüminyumdan çözünmüş hidrojen alınması işlemidir. Hidrojen ergimiş alüminyumda çözünebilen bir gazdır. Hidrojen gazının ana kaynağı ise; ertitme, bekletme fırınlarındaki doğal gaz yada petrol yakıtları ile çalışan brülörler, özellikle yaz aylarında yaşanan yüksek nemli hava koşulları, kimyasal Flaks ve kirli alaşım metalleri ilaveleridir. Ergimiş metaldeki çözünmüş hidrojen gazı, döküm ürünlerinde ve özellikle ekstrüzyon prosesi sırasında; ekstrüze edilmiş parçaların ince kısımlarında bükülmelere ve topaklanmalara neden olur. Ayrıca katılaştıran metalin yapısında kalan hidrojen gazı döküm ürününde kabarcıklara, boşluklara neden olur[2].

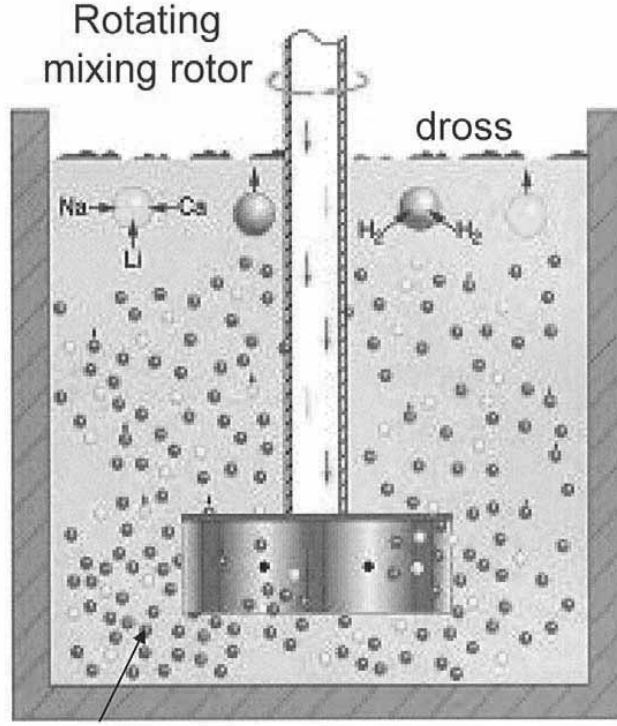
Ergimiş metalde tane küçültücü, alaşım ilaveleri yada elektroliz prosesinden kaynaklanan inklüzyonlar da oluşmaktadır. Oluşturan bu inklüzyonlar, haddeleme işlemi sırasında, haddelenen levhalarda “pinhole” denilen deliklere, ekstrüzyon işlemi sırasında ekstrüzyon kalıbının aşınmasına neden olur. İşte bu sebeplerden dolayı ergimiş metalde ıslanmamış halde bulunan inklüzyonların metalin yapısından alınması gerekmektedir[3].

Ayrıca; sodyum, kalsiyum, lityum gibi alkali metallerin ergimiş metaldeki konsantrasyonlarının fazla olması hadde için üretilen slabların hadde sırasında çatlamalarına, biletlerde ise ekstrüzyon prosesi sırasında kırılmalara neden olacaktır. Ergimiş metalde maksimum alkali metal konsantrasyonu her bir alkali metal için 5 ppm değerini aşmamalıdır[3].

2.2. Gaz Giderme İşlemi Nasıl Yapılır?

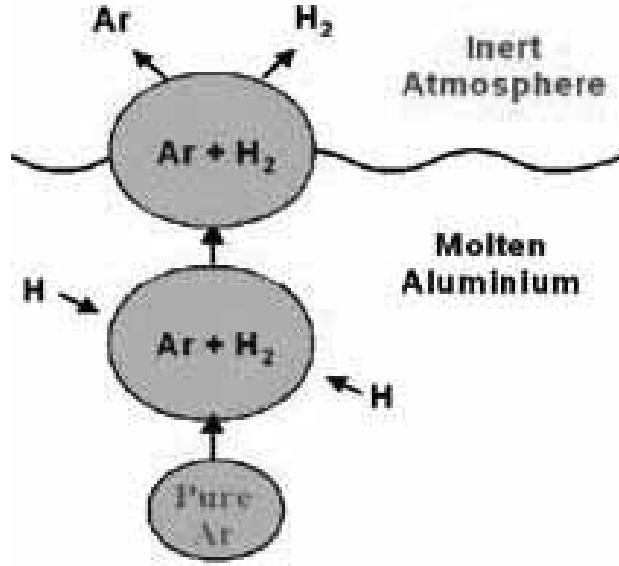
Sıvı alüminyumdaki hidrojen gazı, ergiyik metal içine inert gaz enjekte edilerek baloncuklar oluşturularak alınır. Bu uygulama sırasında genellikle Argon ve Azot gazları kullanılır. Ama daha iyi metal kalitesi sağladığı için Argon gazı daha çok kullanılır. Çünkü Azot gazı metalin yapısında alüminyum ile beraber inklüzyon ve daha fazla curuf oluşturma eğilimindedir. İntert gaz prosesine az bir miktar Klor gazı eklenmesi ile de metalin yapısındaki metal ile ıslanmamış inklüzyonlar, alkali metaller ve impüriteler’de etkili olarak metalden uzaklaştırılabilmektedir[3].

Gaz giderme işleminde, inert gaz bir yada daha fazla sayıdaki dönen nozullar ile bir kap yada bölüm içindeki sıvı alüminyuma enjekte edilir. Nozul yada Enjektör tarafından sıvı alüminyuma verilen inert gaz, sıvı alüminyuma tamamen karıştırılır, sıvı metal inert gaza doyurulur ve baloncuklar/kabarcıklar oluşmaya başlar[2]. Şekil 1’de sıvı alüminyuma nozul vasıtası ile inert gazı verilemesiyle gerçekleştirilen gaz giderme prosesi gösterilmektedir.



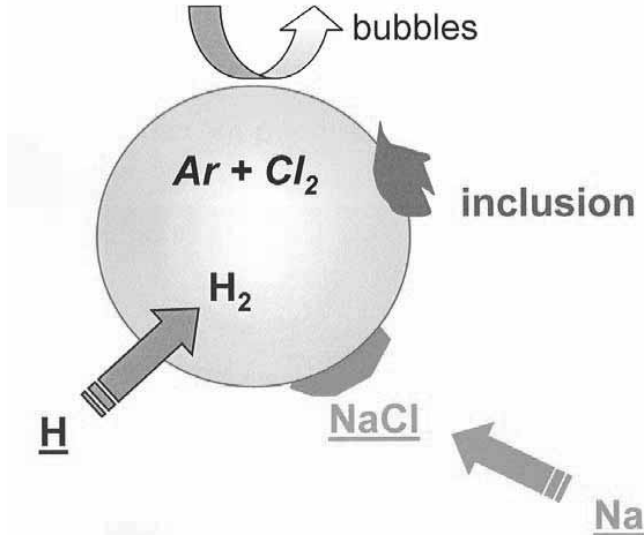
Şekil 1. Sıvı Alüminyuma Nozullar vasıtası ile inert gaz verilip, gaz giderme işleminin yapılması[4].

Oluşan baloncuklar/kabarcıklar ile proses sırasında verilen gaz, ergimiş metalde çözülmüş olan hidrojeni uzaklaştırır. Bu prosese az bir miktar Klor gaz eklenir. (genellikle % 0,5'den daha az) Klor, alüminyum ve sıvı alüminyum içindeki ıslanmamış inklüzyonlar arasındaki bağ kırılır ve inklüzyonlar oluşan gaz baloncuklarına izin verir. Böylece inklüzyonlar ergiyik metalin yüzeyine çıkarlar ve curuf olarak yüzerler[3]. Şekil 2'de Hidrojenin inert gazı vasıtası ile sıvı metalden uzaklaşması gösterilmektedir.



Şekil 2. Gaz giderme prosesi sırasında inert gazın Hidrojeni uzaklaştırması[3]

Proses gazına eklenecek olan klor gazı; sodyum, lityum, kalsiyum gibi alkali metaller ile reaksiyona girip klor tuzları oluşturur. Oluşan klor tuzları da sıvı metal içindeki inklüzyonlar ve diğer yabancı maddeler gibi sıvı metalin yüzeyine çıkar. Metalin yüzeyinde oluşan katı tuzlar ve curuf, gaz giderme işleminden sonra metalin yüzeyinden alınır[2]. Şekil 3’de inert gaza ilave edilen Klor gazı ile, sıvı metaldeki inklüzyonların ve alkali metallerin uzaklaştırılması gösterilmektedir.



Şekil 3. Gaz giderme prosesinde inert gaza ilave edilen Klor gazı ile inklüzyon ve alkali metallerin uzaklaştırılması[4].

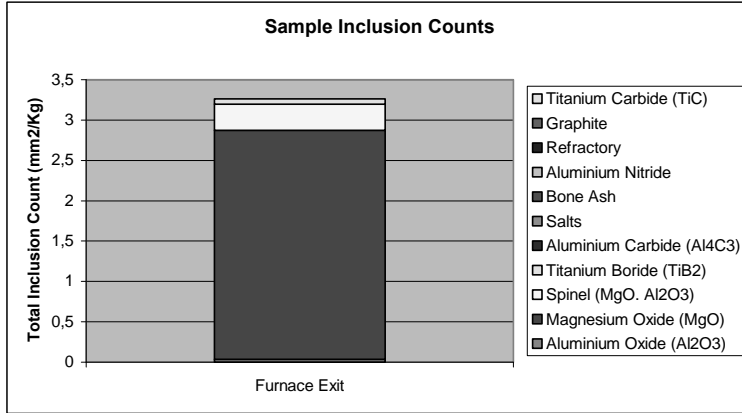
3.DENEYSEL ÇALIŞMALAR

ETİ Alüminyum A.Ş. Alüminyum Dökümhanesinde Gaz giderme işleminin performansının ölçmek için bazı deneyler yapıldı. Bu deneylerde gaz giderme işlemi yapılmış ve gaz giderme işlemi yapılmamış olan AA 5083 alaşımı sıvı alüminyumdan, fırın çıkışında yolluktan ve döküm tablasının hemen gerisinden yine yolluktan üçer adet sıvı metal numuneleri alındı. Numuneler alınırken, sıvı metalin kimyasal kompozisyonu ve sıcaklığının aynı olmasına dikkat edildi. Gaz giderme işlemi yapılan numunede inert gaz olarak Argon gazı kullanıldı.

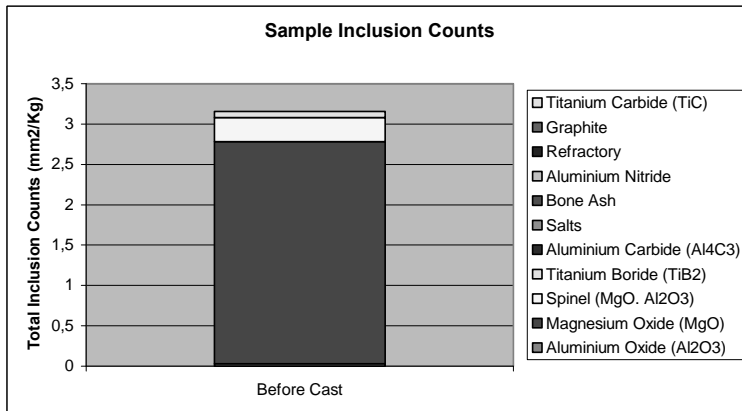
Yapılan deneylerde, gaz giderme işlemi yapılan ve yapılmayan sıvı metal numunelerindeki inklüzyon çeşitleri, inklüzyon miktarları karşılaştırmalı olarak incelendi ve elde edilen sonuçlara göre ortalama değerler belirlendi. Buna göre gaz giderme işleminin gereği öğrenilmiş, gaz giderme prosesinin performansı ölçülmüş oldu.

3.1. Gaz giderme işlemi yapılmayan numune

Fırında hazırlanan ve kimyasal kompozisyonu doğrulanan AA 5083 alaşımı sıvı metalden fırının çıkışından yolluktan ve gaz giderme işlemi yapılmadan döküm tablasından hemen önce yolluktan sıvı metal numuneleri alındı. Alınan numunelerdeki inklüzyon çeşitleri ve miktarları belirlendi[5]. Tablo 1’de fırın çıkışındaki ve döküm öncesi gaz giderme işlemi yapılmamış numunelerdeki inklüzyon çeşitleri ve miktarları verilmiştir. Şekil 4. de Fırın çıkışından alınan numunedeki inklüzyon miktarları, Şekil 5’de Döküm öncesi gaz giderme işlemi yapılmayan numunedeki inklüzyon miktarları verilmiştir.



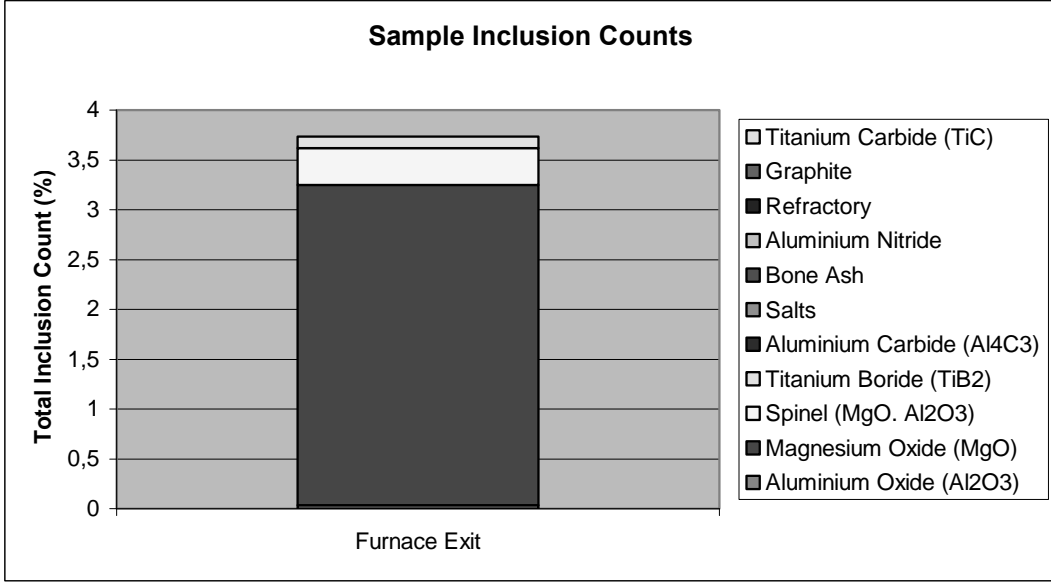
Şekil 4. Fırın çıkışından alınan numunedeki inklüzyon miktarları[5]



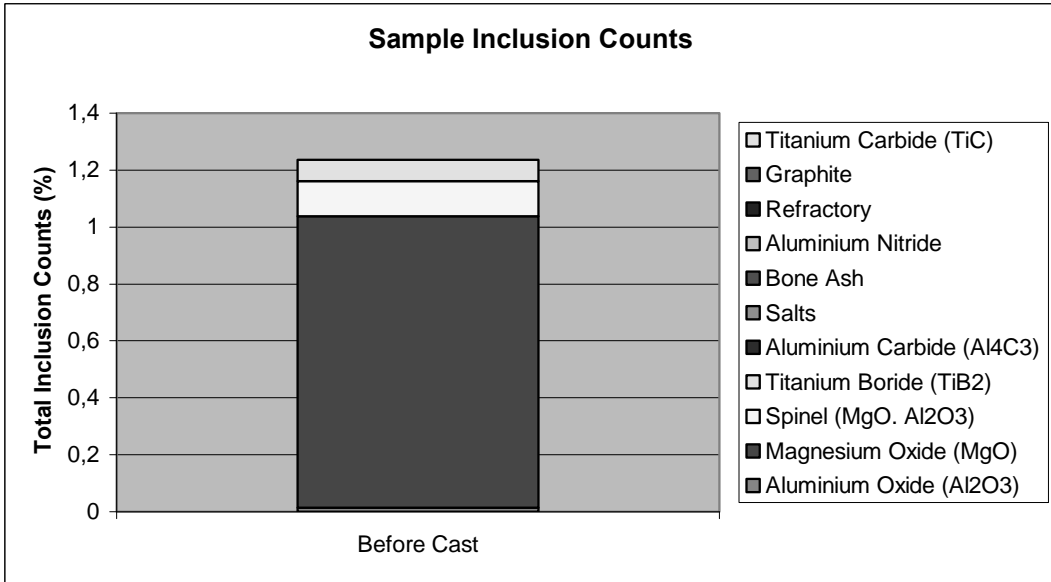
Şekil 5. Döküm öncesi gaz giderme işlemi yapılmayan numunedeki inklüzyon miktarları[5]

3.2. Gaz giderme işlemi yapılan numune

Fırında hazırlanan ve kimyasal kompozisyonu doğrulanan AA 5083 alaşımı sıvı metalden fırının çıkışından yolluktan ve gaz giderme işlemi yapıldıktan sonra döküm tablasından hemen önce yolluktan sıvı metal numuneleri alındı. Alınan numunelerdeki inklüzyon çeşitleri ve miktarları belirlendi[5]. Tablo 2’de fırın çıkışındaki ve döküm öncesi gaz giderme işlemi yapılmamış numunelerdeki inklüzyon çeşitleri ve miktarları verilmiştir. Şekil 6. de Fırın çıkışından alınan numunedeki inklüzyon miktarları, Şekil 7’de Döküm öncesi gaz giderme işlemi yapılan numunedeki inklüzyon miktarları verilmiştir.



Şekil 6. Fırın çıkışından alınan numunedeki inklüzyon miktarları[5]



Şekil 7. Döküm öncesi gaz giderme işlemi yapılan numunedeki inklüzyon miktarları[5]

4. SONUÇLAR

Yapılan deneylerin sonucunda;

1. Ergitme fırınında, sıvı alüminyumda yüksek oranda inklüzyon oluştuğu görülmüştür
2. Gaz giderme işlemi yapılmadığı zaman inklüzyon miktarlarında değişiklik olmadığı ortaya çıkmıştır.
3. Gaz giderme işlemi yapıldığı zaman sıvı alüminyumdaki inklüzyon miktarının yaklaşık %65 oranında azaldığı görülmüştür.
4. Gaz giderme işlemi yapılan sıvı alüminyumdaki Titanyum Carbide miktarının; gaz giderme işlemi yapılmayan sıvı alüminyumda da aynı olması her iki numunede de tane küçültücü kullanılmış olmasına atfedilmiştir[5].

KAYNAKLAR

1. “ASTM Databook”, Published in Metal Progres, Vol. 116, no:1, 1979
2. “Understanding Aluminium Degassing”, Dr. David V. Neff, Metallurgy Advanced Molten Metal Technology, Modern Casting, May 2002.
3. “Improving Performance In The Degassing Process”, Pyrotek Supplements.
4. “Cast House End To Product”, BP 24- 38341, Novelis PAE.
5. “ETI Aluminium Metal Quality Benchmarking Case Study”, Pyrotek Engineering Materials, November 2008.

ERGİMİŞ ALÜMİNYUMUN BORTEK 11 ÜZERİNDEKİ ISLATMA DAVRANIŞI

Yapıncak GÖNCÜ^{1,2}, Nuran AY¹

¹Anadolu Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Eskişehir

²BORTEK Bor Teknolojileri Ltd. Şti., Eskişehir

ÖZET

Döküm işleminde sıvı metal, kalıp boşluğuna doldurularak parça üretilmektedir. Kalıp ile metal arasında herhangi bir etkileşimin olması istenmemektedir. Bunu sağlamak için kalıplar, grafit gibi çeşitli kalıp ayırıcılar ile kaplanmakta ve ıslatma açıları ölçülmektedir. Islatma açısı büyük olan ayırıcılar tercih edilmektedir. Bor nitrür sahip olduğu kimyasal ve ısıl özellikler nedeniyle farklı uygulama alanlarına sahip sentetik bir malzeme olup kristal yapısı ve bazı özellikleri grafit benzediği için beyaz grafit olarak adlandırılmaktadır. Oksitleyici koşullarda grafit 400°C'ye, Bor Nitrür ise 900°C'ye kadar bozunmadan özelliklerini korumaktadır. Bor Nitrür, ergimiş metaller ve cürufur tarafından ıslatılmamakta ve mükemmel katı yağlayıcı özelliği göstermektedir. Bor nitrür içeren BORTEK 11, yüksek yağlayıcılığı ve oluşturduğu 90°'den büyük temas açısıyla döküm sektöründe kullanılan kalıp ayırıcı malzemedir. Bu çalışmada, BORTEK 11 uygulanmış altlıkların Alüminyum alaşımlarıyla ıslatma açıları 900 °C'de sıvı damla metodu ile belirlenmiştir. Numuneler stereomikroskop, SEM ve EDX ile incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Alüminyum alaşımı, bor nitrür, BORTEK 11, temas açısı.

THE WETTING BEHAVIOR OF MOLTEN ALUMINUM ON BORTEK 11

ABSTRACT

Casting parts are produced by filling molten metal in die cavity. It is preferred that molten metal would not react with die material. For this purpose, dies are coated with protective materials like graphite and their wetting angles are measured. Coating materials with larger contact angle are the most preferred. Boron nitride is a synthetic material which is suitable for use in a wide variety applications and industries due to the outstanding chemical and thermal properties. It is often called "white graphite" because it has graphite like structure. In an oxidizing atmosphere, graphite can withstand up to 400°C but boron nitride up to 900°C without any significant change in their composition and properties. Boron nitride is an excellent solid lubricant and it is not wetted by molten metals and slags. BORTEK 11 is used as a release coating material in metal casting industries due to its lubricating properties and larger contact angle. In this study, contact angle between substrate applied with BORTEK 11 and molten Al alloys is measured with sessile drop at 900°C. Samples characterizations were examined with stereomicroscope, SEM and EDX.

Keywords: Aluminum alloy, boron nitride, BORTEK 11, contact angle.

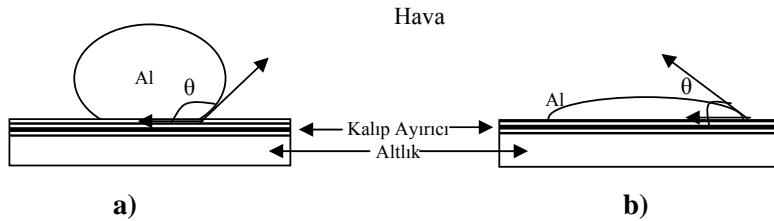
GİRİŞ

Döküm yöntemiyle metal parça, sıvı metalin, kalıp boşluğuna doldurulmasıyla üretilmektedir. Hatasız parça üretimi için kalıp ile metal arasında herhangi bir etkileşimin olmaması ve kalıp malzemesinin sıvı metaldeki ısıyı dışarıya gereken hızla atması istenmektedir[1]. Bunu sağlamak için kalıplar, grafit gibi ısı iletimi yüksek çeşitli kalıp ayırıcılar ile kaplanmaktadır. Hekzagonal bor nitrür (hBN) sahip olduğu üstün kimyasal ve ısı özellikleri nedeniyle endüstride geniş bir kullanım alanına sahip seramik bir malzemedir. Yapısal yönden grafitte benzer olup beyaz renkte, düşük yoğunlukta ve yüksek ergime noktasına sahiptir. Düşük ısı genleşme katsayısı ($2\sim 7.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$), ısı şoklara, korozyona karşı dayanım ve yüksek ısı iletim göstermesinin ($16\sim 50\text{W/m.K}$) yanı sıra elektriksel olarak yalıtkan bir malzemedir. Oksitleyici atmosferde grafit 400°C 'ye kadar kararlı bir yapıya sahipken, BN 900°C 'ye kadar atmosferik koşullarda bozunmadan özelliklerini koruyabilmektedir. Ergimiş metaller, cürufklar ve camlar tarafından ıslatılmama özelliğine sahiptir[2-4]. Bu nedenle, Alüminyum ekstrüzyonunda yağlayıcı olarak ve metallerin dökümünde kalıp ayırıcı olarak kullanılmaktadır.

Sıvının katı yüzeyle teması sırasında, sıvı yüzeyi ile katı düzlemi bir açı oluşturur. Sıvı/katı arayüzeyi ve sıvı/hava arayüzeyinin kesişmesiyle meydana gelen bu açı "temas açısı" olarak adlandırılmaktadır. Temas açısı genellikle sıvı damla metodu ile belirlenmektedir. Sıvı damla metodunda, malzeme altlık üzerine yerleştirilir ve ergime sıcaklığına kadar ısıtılır. Soğuduktan sonra ıslatma açısı ölçülür[5]. Islatma açısının büyüklüğü, sıvının kendi molekülleri arasındaki çekim kuvvetleri ile sıvı/katı arası çekim kuvvetlerinin büyüklüklerinin farkına bağlıdır. Bu fark ne kadar büyük ise, sıvı katı arasındaki temas açısı da o denli büyük olur. Sıvı damlası tarafından katı yüzeyde oluşan ıslatma, arayüzey enerjilerini içeren bir termodinamik eşitlik olan Eşitlik 1 ile ifade edilir.

$$\gamma_{KG} - \gamma_{KS} = \gamma_{SG} \cos\theta \quad (1)$$

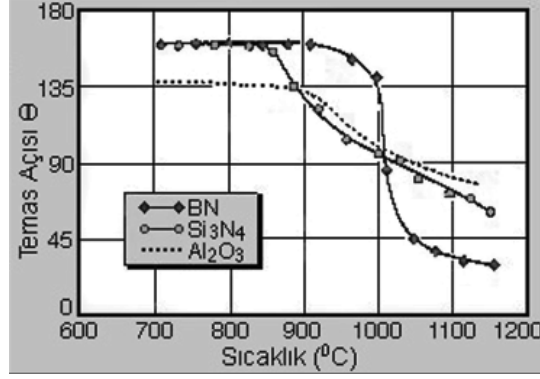
Eşitlik 1'deki γ ifadesi, sırasıyla; katı-gaz (KG), katı-sıvı (KS) ve sıvı-gaz (SG) arasındaki arayüzey enerjilerini, θ ise temas açısını göstermektedir. Temas açısı, 90° 'den küçük ise sıvının katı yüzeyi ıslattığı, 90° 'den büyük ise ıslatmadığı anlamına gelmektedir (Şekil 1). 20° 'nin altında bir temas açısı güçlü bir ıslatmayı, 140° 'den büyük temas açısı ise güçlü bir ıslatmama özelliğini ifade eder[5-8].



Şekil 1. Numune kesitinden temas açısının belirlenmesi a) Islatmama durumu b) Islatma durumu

Literatürde hBN'nin alüminyum metali tarafından ıslatma davranışının ve etkileşimlerinin incelendiği çeşitli çalışmalar bulunmaktadır[6, 9-13]. BN, Al_2O_3 , Si_3N_4 plakalarının üzerinde ergimiş alüminyumun temas açıları sıcaklığa bağlı olarak ölçülmüştür (Şekil 2). Bor nitrür 900°C 'nin üzerinde alüminyum tarafından ıslatılmamaktadır. 900 ile 1000°C arasında temas

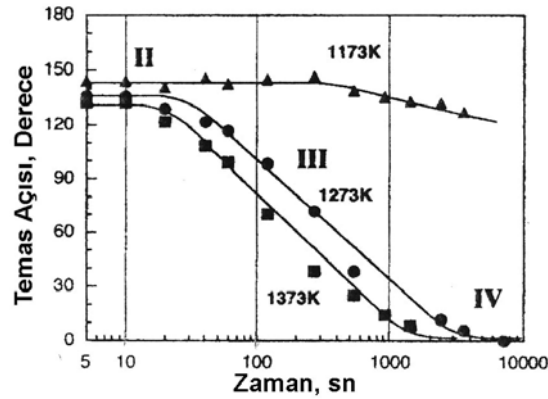
açısında bir azalma görülmele beraber Al_2O_3 ve Si_3N_4 'ün temas açılar ile karşılaştırıldığında daha yüksektir[5,6].



Şekil 2. Sıcaklığın fonksiyonu olarak bazı seramikler üzerinde Al metali için temas açıları[5,6]

900 °C, 1000 °C ve 1100 °C'de Al metalinin sinterlenmiş hBN plaka üzerinde He-%3 H₂ gaz ortamında temas açısının zamanla değişimi ölçülmüştür. Bu çalışmada, temas açılarının dört farklı bölge oluşturduğunu ve bu bölgelerin sırasıyla, I. bölge: orijinal ıslatma bölgesi (0-5sn), II. bölge: denge benzeri bölge, III. bölge: arayüzey reaksiyonlarının görüldüğü ıslatma bölgesi, IV. bölge: denge bölgesi olarak tanımlanmıştır(Şekil 3). Birinci bölgede sıvı damlanın birkaç saniye titreşmesinden ötürü ölçülen temas açısının hata vereceği orijinal temas açısının ikinci bölgede ölçülebileceği belirtilmektedir. BN için 900°C'de (1173 K) temas açısı 143° olarak ölçülmüştür. 1000 °C'nin üzerinde Al ile BN arasındaki temas açısı zamana bağlı olarak hızlı bir şekilde 90°'nin altına düştüğü belirtilmektedir[11]. Shen, ölçülen temas açılarına sıcaklık ve zamanın yanı sıra yüzey pürüzlülüğünün de önemli ölçüde etki ettiğini belirtmektedir[9]. Rudolph, alüminyumun döküm yapıldığı sıcaklıklarda, bor nitrürün diğer oksit seramiklerle ve nitrürlerle karşılaştırıldığında ayırıcı olarak çok daha üstün olduğunu ifade etmiştir[7].

Bu çalışmada, içeriğinde hBN bulunan BORTEK 11 kalıp ayırıcı malzemesinin uygulandığı yüzeyin, Al alaşımı tarafından ıslatılabilirliği incelenmiştir.



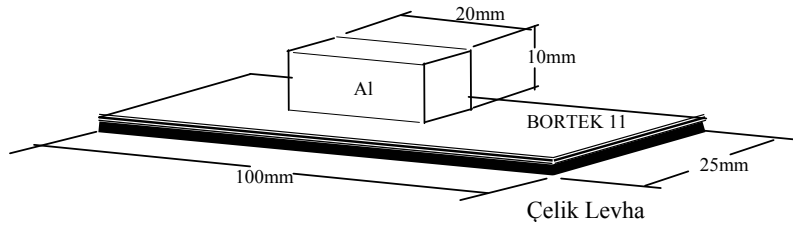
Şekil 3. Al ve BN arasındaki temas açılarının zamanla değişim grafiği[11]

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Alüminyum alaşımlarına ait 7000 grubundan Zn-Mg-Cu içeren Etial 44 kodlu 7075 alüminyum alaşımı deney malzemesi olarak seçilmiştir. Alaşımın kimyasal bileşimi Tablo 1’dedir. Ekstrüzyonla şekillendirilmiş alüminyum alaşımından 10x10x20mm ebatlarında deney numunesi, Preci Metacome otomatik kesme cihazı kullanılarak hazırlanmıştır. Altlık olarak 25x100mm ebadında adi çelik saç kullanılmış olup yüzeye herhangi bir işlem uygulanmamıştır. Altlığın kaplanması için kullanılan BORTEK 11, BORTEK Bor Teknolojileri Ltd. Şti.’den temin edilmiştir. BORTEK 11, altlık yüzeyini tamamen kapatacak şekilde uygulanmış ve kurutulmuştur. Al numune, kaplanmış levha üzerine yerleştirilmiştir. Şekil 4’de deney düzeneği yer almaktadır. İslatma davranışını belirlemek için 900 °C’de oksidif atmosfer koşullarında Protherm marka elektrikli fırın kullanılmıştır. Numuneler 3, 4 ve 8 dakika süre ile fırında tutulmuş sonrasında oda koşullarında soğutulmuştur. Numune soğuk kalıba alındıktan sonra otomatik kesme cihazı kullanılarak kesilmiştir. Temas açıları MEIJI EMZ-13TR marka stereo mikroskop ile ölçülmüştür. Numunelerin görüntü analizi ZEIS EVO 50 EP marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile arayüzey etkileşimleri ise bu cihaza bağlı bulunan EDX ile incelenmiştir.

Tablo1. Alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi

Element	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe
%	90,71	5,30	2,30	1,30	0,25	0,44

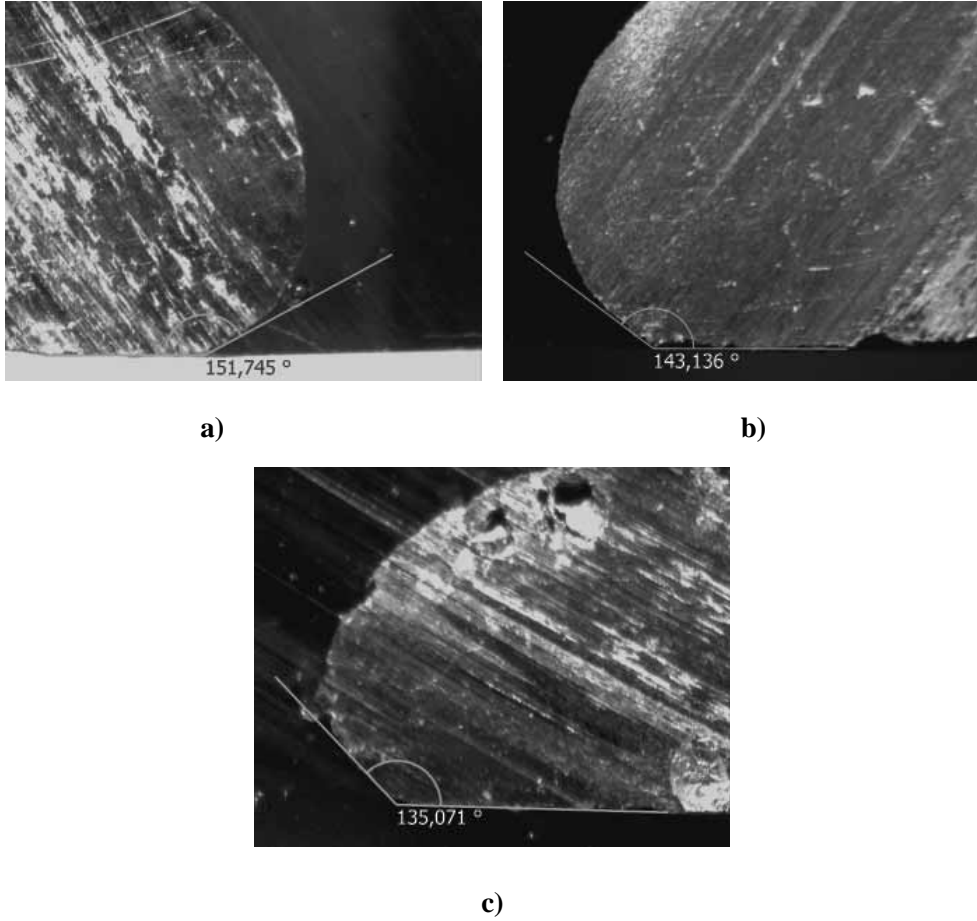


Şekil 4. Sıvı damla metodu deney düzeneği

DENEY SONUÇLARI ve TARTIŞMALAR

90°C’de sıvı damla metodu kullanılarak Al alaşımının, BORTEK 11 kalıp ayırıcı malzeme ile kaplanmış yüzeyi ıslatma davranışı incelenmiştir. 3, 4 ve 8 dakika fırında bekletilen numunelerin tümünün kalıp ayırıcıya yapışmadığı, numune ile altlık arasında oksit tabaka oluşmadığı için altlıktan kolayca ayrıldığı tespit edilmiştir. Numuneler incelenmek üzere soğuk kalıba alınıp kesilmiştir. İşlem sonrası stereo mikroskopta çekilen numune kesiti ve ölçülen temas açıları Şekil 5’dedir. Al alaşımı BORTEK 11’le kaplanmış yüzeyde 900 °C’de üçüncü dakika sonunda 151,745°, dördüncü dakikanın sonunda 143,136° ve sekizinci dakikanın sonunda ise 135,071° temas açısı ölçülmüştür. Temas açılarının 90°’den büyük olması BORTEK 11’in alüminyum alaşımı tarafından ıslatılmamasının bir göstergesidir. Artan ısı işlem süresine rağmen kalıp ayırıcı malzeme Al alaşımı tarafından ıslatılmamakta ve BORTEK 11, Al alaşımı için liyofobik özellik göstermektedir. Tablo 2’de BN ve Al arasındaki temas açılarının farklı sıcaklıklarda farklı araştırmacılar tarafından ölçülen değerleri görülmektedir.

Sonuçlar arasındaki belirgin fark, deney koşullarında farklı atmosferlerden kaynaklandığı belirtilmektedir[11]. Shen tarafından yüzey pürüzlülüğünün, sıcaklık ve zaman kadar ıslatma davranışına etki ettiği ileri sürülmüştür[9].



Şekil 5. 900°C'ye maruz kalan numunelerin zamana bağlı olarak arakesit görüntüsü ve ölçülen temas açıları a) 3 dak. , b) 4 dak., c) 8 dak.

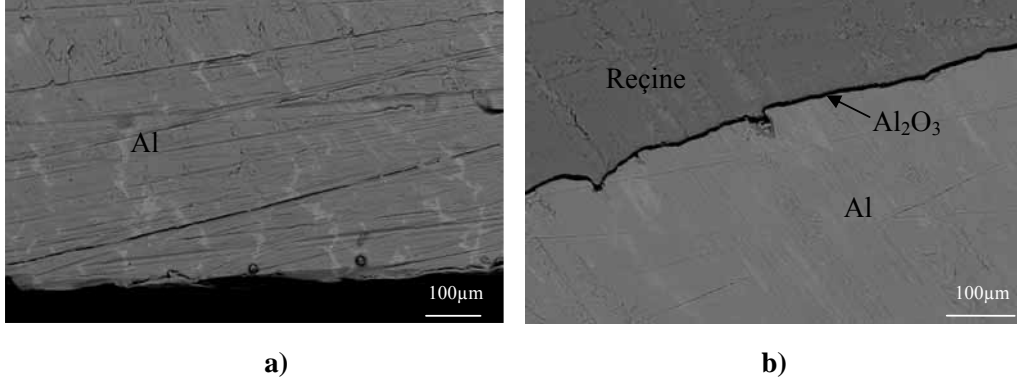
Tablo 2. Al-BN sisteminde ölçülen temas açıları[9]

Temas açısı, θ (derece) /ıslatma zamanı, t (saniye)				Atmosfer
800°C	900°C	1000°C	1100°C	
-	-	-	<90	Bilinmiyor
160	158	90	35	Vakum
150/7200	136/7200	49/9000	-	Vakum
140 ^a /3600	112 ^b /3600	72 ^c / 1800	36 ^d /3600	Vakum
-	130/3600	0/7200	0/~2000	Vakum ve He- %3 H ₂

^{a)}797 °C; ^{b)}917°C; ^{c)}1017°C; ^{d)}1107°C

Seramik malzemeler metallerle temas ettiğinde kimyasal bir reaksiyon meydana gelebilmektedir. Numunelerin SEM ile mikroyapıları incelendiğinde BORTEK 11 ile Al alaşımının ara yüzeyinde herhangi bir reaksiyon ürününün varlığı tespit edilememiştir. 900°C/4dak. işlem gören numuneye ait arakesit görüntüsü Şekil 7'dedir. Numunede Al alaşımı ile BORTEK 11 arasında herhangi bir etkileşimin olmadığı, Şekil 7a'da görülmektedir.

BORTEK 11 ile temas etmeyen yüzeylerde ise oksit tabakası oluşmaktadır(Şekil 7b).Oksit tabakasının Al_2O_3 olduğu EDX ile belirlenmiştir. İşlem süresince oluşan oksit tabakasının kalınlığı yaklaşık 6 mikrondur.



Şekil 7. 900°C/4dak. işlem gören numuneye ait mikroyapılar a)400x, b)500x

GENEL SONUÇLAR

BORTEK 11 kalıp ayırıcı malzemesinin uygulandığı yüzeyin 900°C’de ergimiş alüminyum alaşımıyla ıslatılabilirliği, temas açısının ölçülmesiyle incelenmiştir. 900°C’de farklı işlem sürelerinde ölçülen temas açılarının daima 90°’den büyük olduğu tespit edilmiştir. BORTEK 11 liyofobik özellik göstererek Al alaşımı tarafından ıslatılmamaktadır. Numunelerin mikroyapı analizi sonucunda BORTEK 11 kalıp ayırıcı ile herhangi bir etkileşim belirlenmemiştir. Döküm esnasında ergimiş Al alaşımının yüzeyinde oksit tabakanın oluşumunu önlemekte ve ergimiş Al alaşımının kalıba yapışmasını engellemektedir.

KAYNAKLAR

1. K. Dündar ve S. Şahin, Teknoloji, 11,2, 93-103, 2008.
2. H. Zhai, H. Cai, X.Yang, J. Li, G. Guo and C. Cao, Key Engineering Materials, 336-338, 1426-1428, 2007.
3. L. Shi, Y. Gu, L. Chen, M. Jianhua and Y. Qian, Materials Letter, 58, 3301-3303, 2004.
4. X. Shi, S. Wang, H. Yang, X. Duan and X. Dong, J. of Solid State Chemistry, 181, 2274-2278, 2008.
5. N. Eustathopoulos, M.G. Nicholas and B. Drevet, “Wettability at High Temperatures”, Pergamon, Oxford, 1999.
6. M.G. Nicholas, D.A. Mortimer, L.M. Jones and R.M. Crispin, J. of Material Science, 25, 2679-2689, 1990.
7. S. Rudolph, 7th Australian Asian Pacific Conference, Aluminium Cast House Technology, (Ed.P.R.Whiteley),TMS (The Minerals, Metals and Materials Society), 163-170, 2001.
8. C.F. Arısoy ve, M.K. Şeşen, İTÜdergisi/d Mühendislik, 5, 4, 108-118, 2006.
9. P. Shen, H. Fujii and K. Nogi, J. of Material Science, 42, 3564-3568, 2007.
10. S. Gerasimov, A. Pokhodun and E. Renaot, Int. J. Thermophys, 28, 1957-1963, 2007
11. H. Fujii, H. Nakae and K. Okada, Acta Metall. Mater., 41, 2963-2971, 1993.
12. F.P. Chiaramonte, “Experimental Study of Void Formation during Aluminum Solidification in Reduced Gravity”, NASA Technical Memorandum, 106190, 8-10, 1993.
13. L.M. Xue, J.T. Wang and M.X. Quan, J. of Material Science, 26, 6391-6395, 1991.

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ YARI-KATI HALDE DÖKÜMÜ İÇİN KONTROLLÜ SOĞUTMA

Yücel BİROL

Malzeme Enstitüsü, Marmara Araştırma Merkezi, TÜBİTAK, Gebze, Kocaeli
yucel.biröl@mam.gov.tr

ÖZET

Otomotiv sektöründe, karmaşık geometrideki parçalar için alüminyum alaşımlarının kullanılmasının önemi giderek artmaktadır. Yarı-katı halde döküm, karmaşık şekilli parçaların daha az sayıda proses adımı ve üstün bir metalurjik yapı ile üretildiği en uygun yöntemlerden biridir. Bu prosesin uygulanabilmesi için, alaşımın küresel bir matris yapısına sahip olması gerekir. Böyle bir yapı, döküm işlemi öncesinde hazırlanabileceği gibi, sıvıdan doğrudan soğutma ile de elde edilebilir. Bu ikinci yöntem, oda sıcaklığına soğutma, tekrar likidüs sıcaklığı üstüne ısıtma adımlarını içermediği için zaman ve proses maliyetleri yönünden daha caziptir. Bu çalışmada, 357, Etial 160, Etial 171 ve Silafont 36 döküm alaşımları sıvı halden kontrollü soğutma ile doğrudan yarı-katı halde döküm işlemine hazırlanmıştır.

Anahtar kelimeler: Yarı-katı halde döküm, küreselleşme.

CONTROLLED COOLING OF THE MELT FOR RHEOCASTING OF ALUMINIUM CASTING ALLOYS

ABSTRACT

Rheocasting is becoming the choice of the casting industry who relies on the semi-solid processing for high integrity structural parts. It is thus of great technological interest to identify simple methods to prepare slurries at reduced cost. The potential of internal cooling to produce slurries for rheocasting was investigated in the present work for 357, Etial 160, Etial 171 ve Silafont 36 alloys which are technologically important for aluminium foundries. Alloys quenched directly from the liquid state were predominantly dendritic while the slurry samples quenched after an initial fraction of solid phase was first formed, were dominated by α -Al rosettes and globules. Solidification of the remaining liquid phase occurred through the growth of the α -Al rosettes and globules which have formed during internal cooling before quenching.

Keywords: Semi-solid processing; rheocasting.

1. GİRİŞ

Kısmen katılaşmış bir eriyik sayesinde azalmış çekinti boşlukları, kısa katılama süreleri ve laminar kalıp dolumu gibi avantajlar sunan yarı-katı döküm pratiği basınçlı dökümde elde edilen çevrim sürelerinde sağlam ve ısı işlem uygulanabilir döküm parçalar verebilmektedir [1-3]. Yarı-katı döküm pratiği 2 farklı yöntemle uygulanmaktadır: tikso ve reo döküm. Tikso-döküm pratiği önceden hazırlanmış küresel mikroyapılı bir hammadde gerektirdiği, hurdası tekrar proses edilemediği için yerini giderek reo-döküm yöntemine bırakmaktadır. Reo-dökümde sıvı metal dökümden önce arzu edilen özelliklere kavuşturulmak üzere proses edilmekte, böylece maliyet yönünden azımsanmayacak avantajlar sağlanmaktadır [4]. Bu nedenle nitelikli parça üretmek isteyen dökümhanelerin tercihi son yıllarda reo-döküm

yöntemi olmuştur [5, 6]. Son yıllarda cazip özellikler sunan reo-döküm prosesleri önerilmiş olmakla birlikte [7-10], maliyet yönünden avantajlı, uygulaması basit reo-döküm malzemesi hazırlama yöntemlerinin araştırılmasına devam edilmektedir [11-13].

Yarı-katı halde şekillendirme prosesinin cazibesini arttırmak için yeni bir yöntem geliştirilmiştir [14]. Bu yöntem önceden hazırlanan tiksotropik bir hammaddenin katı-sıvı sıcaklık aralığına ısıtılması yerine, sıvı alaşımdan doğrudan şekillendirmeye uygun niteliklerde bir sıvı-katı karışımının hazırlanması esasına dayanmaktadır. Bu bildiriye, geliştirilen bu yeni yöntemin Si %si 6-10 arasında değişen alüminyum döküm alaşımlarına uygulanması ile elde edilen sonuçlar özetlenmektedir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

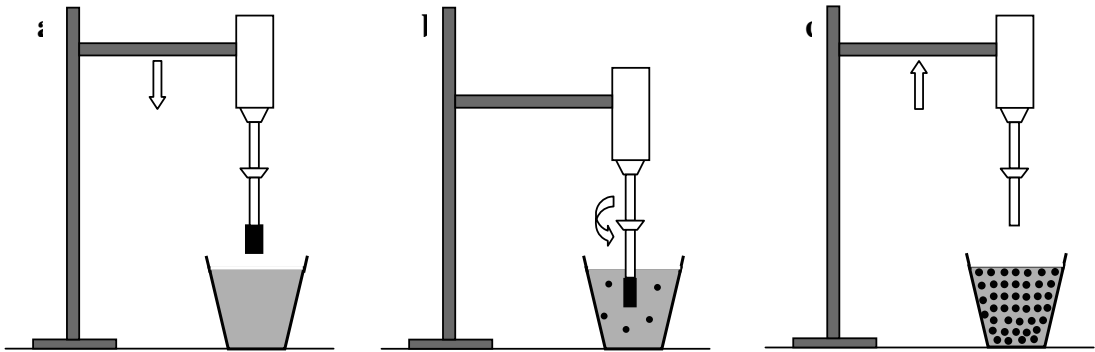
2.1. Kontrollü Soğutma Pratiği

Bu yöntemde önce yarı-katı şekillendirme işlemine hazırlanan alüminyum alaşımının kendisinden katı bir parça hazırlanmakta, bu parça, sıvı alüminyum alaşımına daldırılarak banyo içinde çözündürüldüğünde banyonun dışardan bir soğutma uygulanmaksızın likidüs sıcaklığının altına soğumasını sağlamaktadır. Bu parçanın ağırlığı (m_k) m_s ağırlığındaki sıvı alaşımı yarı-katı şekillendirmenin yapılacağı sıcaklığa ($T_{yarıkati}$) soğutmaya yetecek kadar seçilmektedir:

$$m_k (T_{yarıkati} - T_{oda}) = m_s (T_{erg} - T_{yarıkati}) \quad (1)$$

$$m_k = m_s (T_{erg} - T_{yarıkati}) / (T_{yarıkati} - T_{oda}) \quad (2)$$

Proses adımları Şekil 1'de gösterilmektedir. Yöntem esas itibarı ile sıcaklığı önceden belirlenen ve fazla aşırı ısı olmayacak şekilde seçilen alaşım banyosuna katı parçanın daldırılması ve banyo içinde karıştırılarak çözündürülmesidir. Banyo içten soğutulduğunda banyo içindeki sıcaklık dağılım profilleri homojen kalmakta, likidüs sıcaklığı altına soğuyan banyoda meydana gelen yoğun ve karıştırma sayesinde de homojen çekirdeklenme ile oluşan katı çekirdekler homojen sıcaklık ve bileşim profilleri içeren bu ortamda izotropik olarak her yönde eşit büyümektedir. Böylece dendritik yerine düzlemsel katılaşma olmakta ve çekirdek nüveleri zamanla daha iri küreciklere dönüşmektedir.



Şekil 1. Alüminyum alaşımlı banyo içinde katı parça çözündürülerek içten soğutma uygulamasının aşamaları: (a) katı blok hazırlama, (b) katı blokla karıştırmalı içten ve kontrollü soğutma, (c) reo döküme hazır kürecikli yarı-katı malzeme.

Çizelge 1. Denemeleri yapılan alüminyum döküm alaşımlarının bileşimleri (ağ.%).

alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Sr
357	6.63	0.167	0.016	0.002	0.397	0.066	0.005	0.016
Etial 160	8.03	0.892	3.042	0.212	0.183	0.037	0.940	0.016
Etial 171	9.85	0.131	0.072	0.011	0.312	0.156	0.020	0.004
Silafont 36	9.73	0.112	0.004	0.560	0.169	0.068	0.001	0.016

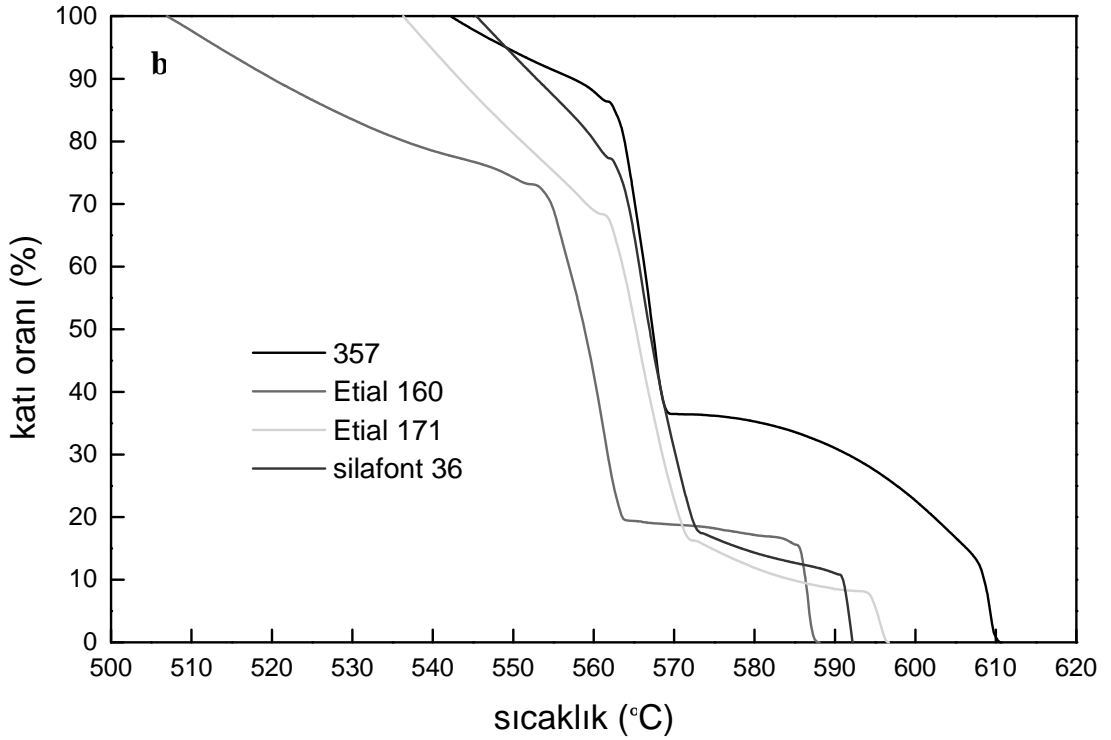
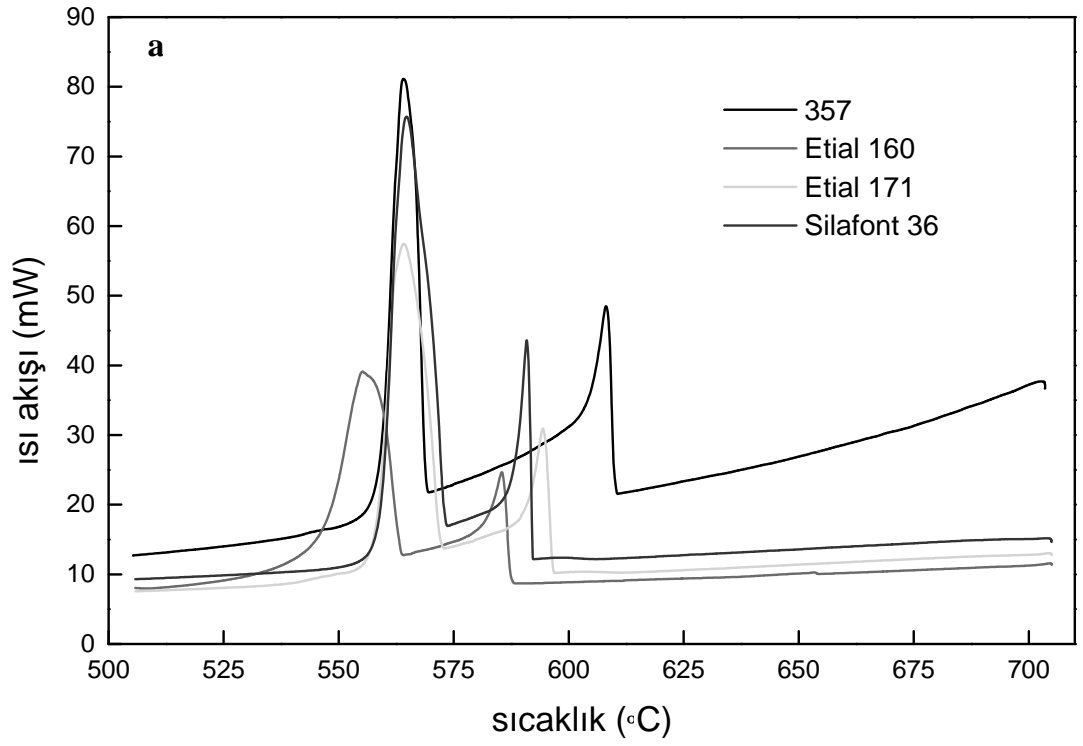
2.2. Reo-döküm denemeleri

Yukarıda kısaca tarif edilen pratik kimyasal bileşimleri Tablo 1’de verilen ve alüminyum döküm sanayimiz tarafından yaygın olarak kullanılan 4 alaşıma uygulanmıştır. 357 alaşımı en popüler alüminyum döküm alaşımıdır. Etial 160 (AlSi8Cu3Fe) genel amaçlı bir basınçlı döküm alaşımı olup daha yüksek Si içeriği ile 357 alaşımına kıyasla ötektik bileşime daha yakındır. Etial 171 daha yüksek Silisli ve yüksek akışkanlığı sayesinde karmaşık ve ince et kalınlıklı ve nispeten daha yüksek mukavemet gerektiren parçaların dökümünde tercih edilen AlSi10Mg alaşımıdır. Silafont 36 (Al9SiMgMn) ise, otomotiv parçalarının üretiminde en yaygın olarak tercih edilen primer bir basınçlı döküm alaşımıdır. Alaşımli ingotlar 700 °C’ye ayarlanan direnç fırınında SiC esaslı potalar içinde eritilmiş daha sonra her bir alaşımın likidüs noktasının çok az üstündeki bir sıcaklığa ayarlanmış 2. bir fırına nakledilmiştir. Pota içindeki sıcaklığın dengelenmesi için bu 2. fırında 60 dakika bekletilmiştir. Nihayet potalar bu fırından dışarı alınmış ve sıvı alaşım içinde, yine bu alaşımdan 2 nolu denklemden hesaplanmış miktardaki katı blok çözündürüle-rek, yaklaşık 1 °Cs⁻¹ hızda içten soğutulmuş kısmi katılaşma sağlanmıştır. Önceden paslanmaz çelik bir çubuk üzerinde katılaştırılan blok banyo içinde çözündürülürken, bu süreci hızlandırmak ve banyo içinde bileşim ve sıcaklık homojenliği sağlamak için 1100 dev/dk hızında döndürülmüştür. Bu şekilde elde edilen çamur kıvamındaki katı-sıvı karışımı 2cm³ hacimli paslanmaz çelik kaşıklarla örneklenmiş ve vakit geçirilmeden suya daldırılarak mikro yapı karakteri dondurulmuştur. Bu örnekler daha sonra standart metalografi pratikleri izlenerek hazırlanmış ve optik mikroskopta incelenmiştir.

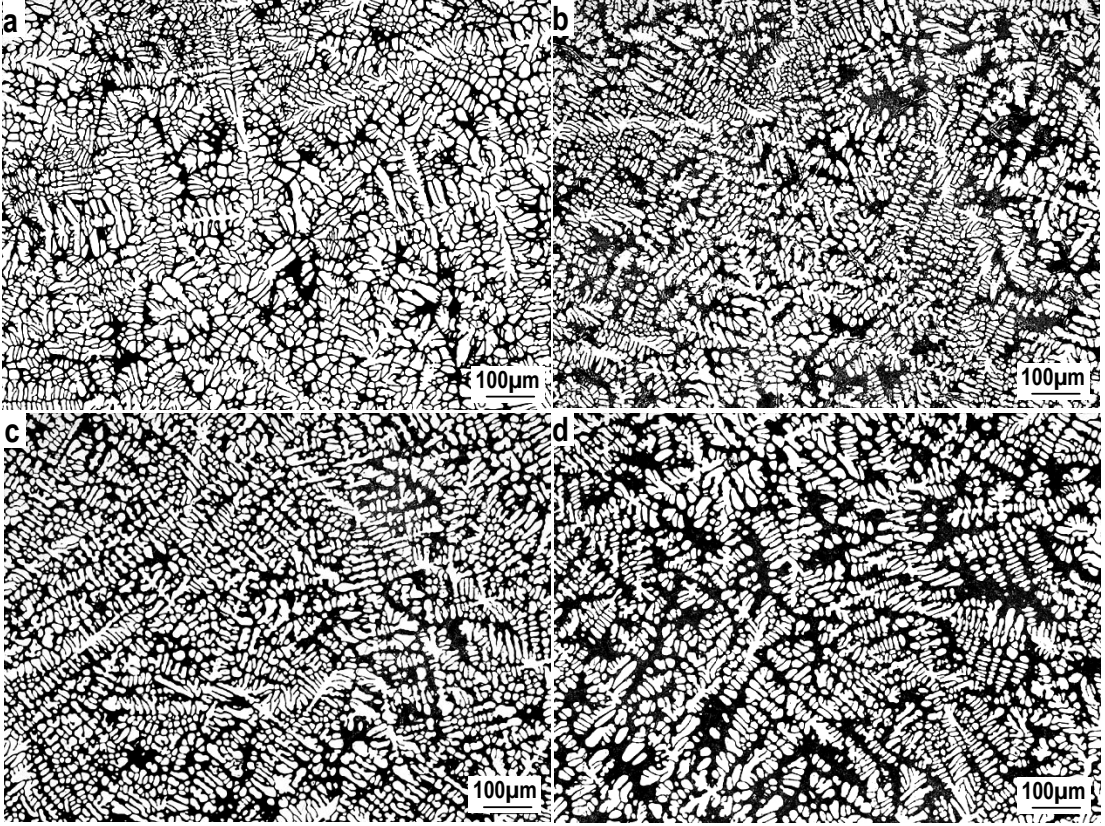
3. DENEYSEL SONUÇLAR

Katılaşma sürecine ait DSC spektrumları, ötektik altı Al-Si alaşımlarında tipik olarak görüldüğü gibi birbirine komşu 2 pik içermektedir (Şekil. 2a). Daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen küçük pik α -Al matrisin primer katılaşması ile ilgili iken, daha büyük düşük sıcaklık piki Al-Si ötektik fazının katılaşmasından kaynaklanmaktadır. Bu piklerin sıcaklık aralığında DSC eğrisi altında kalan alan entegrasyonla hesaplanmış ve her bir sıcaklıkta gerçekleşen katı oranı bulunmuştur (Şekil 2b). İncelenen alaşımların likidüs sıcaklıkları Şekil 1a’daki eğrilerden 357, Etial 160, Etial 171 ve Silafont 36 alaşımları için sırası ile 611 °C, 588 °C, 597 °C ve 592°C olarak belirlenmiştir.

Likidüs noktasının az üstündeki sıcaklıklardan, 357, Etial 160, Etial 171 ve Silafont 36 alaşımları için sırası ile 615 °C, 600 °C, 610 °C ve 605 °C’den, suda soğutulan sıvı örneklerin katılaşmış yapıları Şekil 3’de görülmektedir. İnce α -Al dendritleri ve dendritler arasındaki ötektik faz tüm alaşımlarda hemen fark edilmektedir. X-ışınları ve metalografi analizi ile alaşımlardaki metaller arası bileşik partiküllerinin büyük çoğunluğunun β -Al₅FeSi partikülleri olduğu anlaşılmıştır. Etial 160 alaşımında ayrıca CuAl₂ partikülleri bulunmaktadır. Silafont36 alaşımında en sık rastlanan bileşik türü α -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si iken ara sıra Al₆(Fe,Mn) bileşik partiküllerine de rastlanmıştır. α -Al dendritleri, Al-Si ötektiği ve metallerarası bileşik



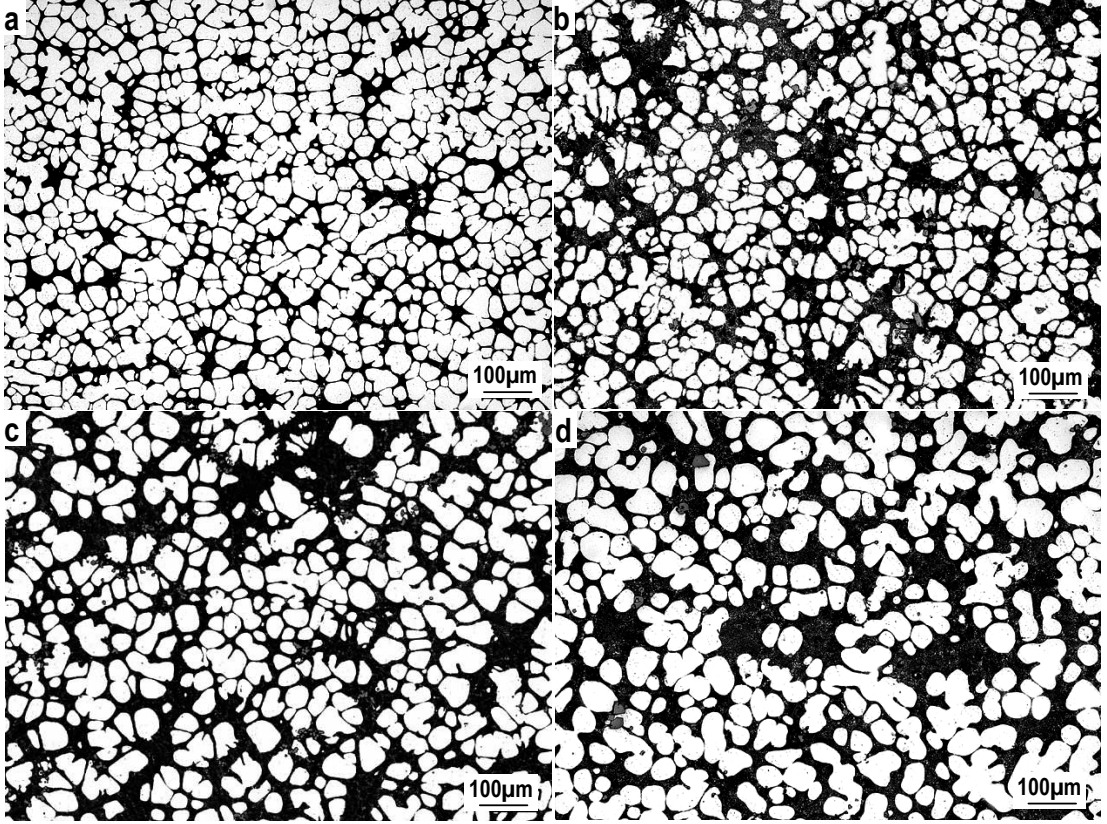
Şekil 2. Bu çalışmada denemeleri yapılan 4 alaşımın katılaşma sürecinde kaydedilen (a) DSC spektrumları ve (b) bu spektrumlardan hesaplanan katı oranı-sıcaklık değişimi eğrileri.



Şekil 3. Likidüs noktasının hemen üstündeki sıcaklıklardan suda soğutulmuş sıvı alaşımların mikroyapıları: (a) 357 alaşımı, 615 °C'den (b) Etial 160 alaşımı, 600 °C'den (c) Etial 171 alaşımı, 610 °C'den, (d) Silafont 36 alaşımı, 605 °C'den.

partiküllerinin tümü düşük aşırı ısı döküm pratiği sayesinde oldukça küçüktür. Ancak, buna rağmen bu alaşımların mikroyapı özellikleri, tıksu pratiğinde yarı-katı sıcaklık aralığına ısıtıldıklarında kolayca küresel morfolojiye dönüşebilen türden değildir. Bunda, suda soğutma ile gerçekleşen yüksek katılma hızının rolü olduğu sanılmaktadır.

Alaşımlar önce yarı-katı sıcaklık aralığına soğutulup elde edilen sıvı-katı karışımları daha sonra suda katılaştırılarak 2. bir set örnek elde edilmiştir. Sıvı-katı karışım sıcaklıkları Şekil 2'de görülen ve tipik olarak 4 bölümden oluşan katı oranı-sıcaklık değişimi eğrilerinden hesaplanmıştır. Primer ve ötektik katılmanın başladığı sıcaklıklarda katı oranının sıcaklıkla değişimi çok sert-ani olup, yarı-katı şekillendirme pratiği yönünden sakıncalıdır. Primer ve ötektik katılmanın sona erdiği sıcaklıklarda ise katı oranı-sıcaklık değişimi çok daha yavaştır. Her bir alaşım için özellikle primer katılmanın sona ermek üzere olduğu sıcaklık aralıkları uygun bulunmuştur. Bu sıcaklık aralıkları 357, Etial 160, Etial 171 ve Silafont 36 alaşımları için sırası ile 570 °C-590 °C, 563 °C-586 °C, 572 °C-594 °C ve 573 °C-591 °C şeklindedir. Bu bilgiler ışığında alaşımlar %10 ile %20 kadar sıvı oranına denk gelen bu sıcaklıklara içten soğutulmuş olarak elde edilen sıvı-katı karışımları daha sonra suda katılaştırılmışlardır.



Şekil 4. Likidüs noktası altındaki sıcaklıklardan suda soğutulmuş sıvı-katı karışımlarının mikroyapıları: (a) 357 alaşımı, 580 °C'den; (b) Etial 160 alaşımı, 571 °C'den; (c) Etial 171 alaşımı, 586 °C'den; (d) Silafont 36 alaşımı, 587 °C'den.

Yukarıda tarif edildiği şekilde, önceden kısmen katılaştırılarak proses edilen örneklerin mikroyapılarında belirgin farklar gözlenmiştir. (Şekil 4). Önceden %10 ile 20 oranında kısmen katılaştırılan karışımların döküm yapılarında dendritik karakterden hiç bir iz yoktur. Dendritik özelliklerin yerine, α -Al rozetleri ve kürecikleri yapıya hakimdir. α -Al fazının, çok az bir ön katılama sayesinde tüm katılama sürecinde sürekli ve banyonun tümü içinde homojen olarak çekirdeklendiği anlaşılmaktadır.

Karıştırma işleminin, karılım içinde sıcaklık ve bileşim homojenliği ve bu sayede her yönde benzer büyüme hızları sağladığı düşünülmektedir. Bu nedenle, tarif edilen pratikte karıştırma işlemi vazgeçilemez öneme sahiptir. Kalıbın sıcak olması da radyasyonla ısı kaybını önleyerek sıcaklık homojenliğine katkıda bulunmaktadır. Suda olduğu gibi yüksek hızlarda katılama olaylarında dendritik katılmanın dominanttır. Oysa bu denemelerde gözlenen ve suda katılaştırılan örneklerde dendritik öğelere hemen hemen hiç rastlanmamıştır. Bu gözlemler birbirinden oldukça değişik bileşimlerdeki alüminyum alaşımlarında önceden kısmi katılmanın sağlandığı uygulamalarda dendritik katılmanın tamamen önüne geçildiğini ve katılmanın globüler bir yapıda tamamlandığı göstermektedir.

Teşekkür

Deneysel çalışmalardaki katkılarından ötürü O. Çakır ve F. Alageyik'e teşekkürü borç biliriz. Bu çalışma için gerekli finansman Devlet Planlama Teşkilatı (DPT) tarafından sağlanmıştır.

KAYNAKÇA

1. M.C. Flemings, *Met. Trans. A* 22A, 957, 1991.
2. D.H. Kirkwood, *Inter. Mater. Rev.* 39, 173, 1994.
3. Z. Fan, *Inter. Mater. Rev.* 47, 49, 2002.
4. J.A. Yurko, R.A. Martinez and M.C. Flemings, SAE World Congress, Detroit, Michigan, March 3-6, 2003-01-0433, 2003.
5. J. Yurko, M. Flemings, A. Martinez, *Die Casting Engineer* 48, 50, 2004.
6. D. Apelian, Q.Y. Pan, M. Findon, *Die Casting Engineer* 48, 22, 2004.
7. P.J. Uggowitzzer, H. Kaufmann, *Steel Res. Int.* 75, 525, 2004.
8. M.C. Flemings, R.A. Martinez-Ayers, M.A. de Figueredo, J.A. Yurko, Metal alloy compositions and process. US Patent No. 6,645,323 B2, 2003.
9. D. Dautre, J. Langlais, S. Roy, D. Apelian ve A. Alexandrou (Ed.), *Proc. 8th Int. Conf. on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, Limassol, Cyprus, s.397-408, 2004.
10. Z. Fan, X. Fang, S. Ji, *Mater. Sci. Eng. A* 412, 298, 2005.
11. J. Wannasin, R.A. Martinez, M.C. Flemings, *Scripta Mater.* 55, 115, 2006.
12. S.K. Kim, Y.Y. Yoon, H.H. Jo, *J. Mater. Process Tech.* 187, 354, 2007.
13. C.P. Hong and J.M. Kim, *Solid State Phenomena* 116-117, 44, 2006.
14. Y. Birol, *J. Alloys Compds.* doi:10.1016/j.jallcom.2009.02.104.

ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ DÖKÜM KALİTESİNİN BELİRLENMESİ

Derya DISPINAR*, John CAMPBELL**

* SINTEF, Materials and Chemistry, Trondheim, Norveç
Derya.Dispinar@sintef.no

** University of Birmingham, Department of Metallurgy and Materials, İngiltere
J.Campbell.met@bham.ac.uk

ÖZET

Alüminyumun yüzeyinde bulunan oksit tabakası koruyucu bir görev görmesine rağmen, türbülans gibi çeşitli sebeplerden ötürü sıvı metale karışması sonrası, ufak ancak önemli olan çatlak benzeri hataları yani bifilmli oluştururlar. Ancak bugüne kadar bifilmli varlıkları geniş çapta kabul edilmemiştir, çünkü bu hataların varlığını gösterecek metal kalite ölçüm yöntemi mevcut değildi. Vakum altında katılaşma testi, sıkça kullanılan, ucuz ve pahalı herhangi bir donanım içermeyen bir yöntemdir ve bugüne kadar sıvı alüminyumun hidrojen içeriğini belirlemek üzere kullanılmaktaydı. Bu çalışmada, vakum altında katılaşma testi sonuçları detaylı olarak irdelenip, bu test yönteminden bir kalite indeksi ileri sürülmüştür. İlk defa, alüminyum alaşımlarında hidrojenin porozite prosesinde gerçek kaynak değil sadece bir katılımcı olduğu bulunmuştur ve havanın (belki de sadece havadan artan nitrojenin) hidrojen ile birlikte poroziteyi oluşturduğunun kanıtı gösterilmiştir. Deneysel çalışmalarda farklı hidrojen seviyelerinde A319 ve A380 Al-Si alaşımları incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Bifilm, alüminyum, döküm kalitesi, vakum altında katılaşma testi.

DETERMINATION OF ALUMINIUM CASTING QUALITY

ABSTRACT

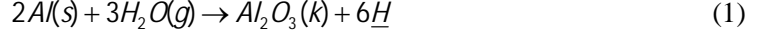
There is growing evidence that, in general, aluminium castings under-perform by a large margin. This is all because of presence of extremely thin but detrimental defects called bifilms. Although porosity has always been held responsible for reduced mechanical properties in cast aluminium, essentially it is the bifilms that initiate porosity formation. However, this phenomenon was not fully understood, mostly because of a lack of available visualization techniques. The discriminating use of the Reduced Pressure Test clearly reveals the existence of bifilms. Bifilm index was proposed which shows the potential fundamental parameter to assess melt quality. Al-Si alloys were cast at different conditions and the relation between bifilm index and the mechanical properties was investigated.

Keywords: Bifilm, aluminium, casting quality, reduced pressure test.

1. GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımları, düşük yoğunluk/yüksek mukavemet oranından dolayı otomotiv ve uçak endüstrisi gibi güvenlik açısından kritik olan noktalarda kullanımı artmıştır. Bu yüzden yüksek kaliteli döküm üretimi çok büyük önem kazanmıştır.

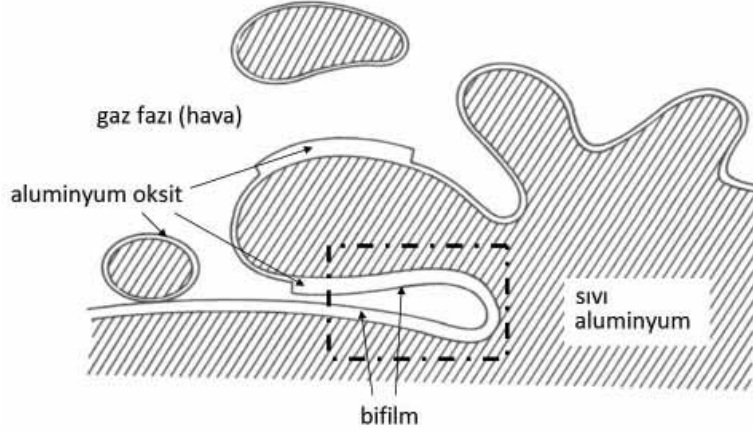
Alüminyum ve alaşımlarının dokumu sırasında ergimiş metal ile havadaki rutubet arasındaki reaksiyon sonucu yüzeyde oksit tabakası oluşurken, hidrojen ise sıvı metal içerisinde çözünmektedir:



Bu reaksiyon alüminyum dökümlerinde önemli bir yer teşkil eder. Çünkü yüzeyde oluşan katı alüminyum oksit tabakası amorf yapıda olduğu için koruyucu bir görev görür ve sıvının daha ileri oksitlenmesini engeller. Fakat yapılan kinetik çalışmalar bu amorf yapının yüksek sıcaklıklarda uzun süre beklemeler sonrasında kristalin olan γ - Al_2O_3 'e dönüştüğünü göstermiştir. Amorf yapıdan kristale dönen bu yapı, oksitlenme reaksiyonunu ilerletir ve daha uzun süreli kuluçkalanma dönemlerinde sert ve daha kararlı olan α - Al_2O_3 'e dönüşebilmektedir.

Bu oksit fazlarının değişimi, alüminyum dökümlerinde malzeme kayıplarının yanı sıra çeşitli problemlere yol açmasına rağmen esas problem bu değildir. Çünkü bu oksit tabakası yüzeyde olduğu sürece problemi engellemek kolaydır. Fakat çeşitli sebeplerden ötürü bu oksit tabakası sıvı metal içerisine karışacak olursa "çift oksit filmi" veya "bifilm" olarak adlandırılan boyutsal olarak küçük fakat potansiyel olarak çok tehlikeli olan hataların oluşumuna sebep verir [1].

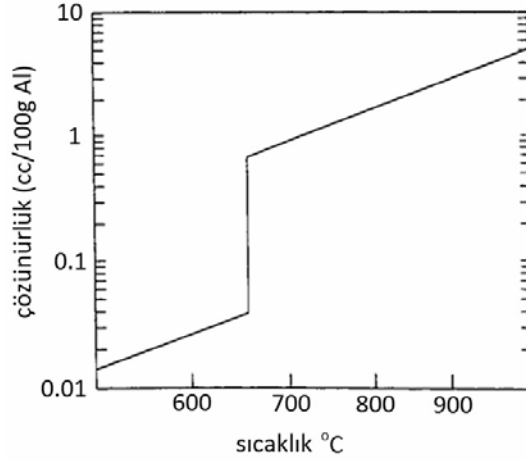
Sıvının yüzeyinde bulunun katı oksit tabakasının sıvı içerisine karışabilmesinin tek yolu; türbülans ve benzeri sebepler ile yüzeyin katlanması sonucu olabilmektedir. Şekil 1'de de görüldüğü gibi yüzeyin katlanması olayı sonrasında iki katı oksit yüzeyi birbiri ile temas edecek şekilde üst üste gelirler. Bu katı oksit tabakaları arasında herhangi bir bağ yoktur ve bununla birlikte bu katlanma olayı sırasında bir miktar havayı da beraberinde sıvı içerisine alır.



Şekil 1. yüzey türbülansı: en sık rastlanan bifilm oluşum mekanizmasıdır [1]

Bifilm adı verilen bu hatalar, sıvı metal içerisine bu şekilde karıştıktan sonra kalıp içerisinde katılaşma sonrası yapı içerisinde kalarak, özellikle mekanik özelliklerin düşmesine sebep olurlar.

Reaksiyon 1'e göre, sıvı içerisinde çözülmüş olan hidrojenin durumu ise daha farklıdır. Hidrojen sıvı içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip iken katıdaki çözünürlüğü ise daha düşüktür (Şekil 2). İşte bu sebepten ötürü birçok araştırmacı hidrojenin katılaşma sırasında büyüyen katı kristallerinden itilerek katı/sıvı ara yüzeyinde yoğunlaşması ve sonrasında poroziteye sebep olduğunu ileri sürmüşlerdir.



Şekil 2. Hidrojenin alüminyum içerisindeki çözünürlüğü [2]

Aslında Fisher[3]'in sıvı fazlar içerisinde porozite oluşumu için açıkladığı ilişkiyi ele alacak olursak:

$$\Delta G = \gamma A + p_e V - p_i V \quad (2)$$

$$\Delta G = \gamma A + \Delta p V$$

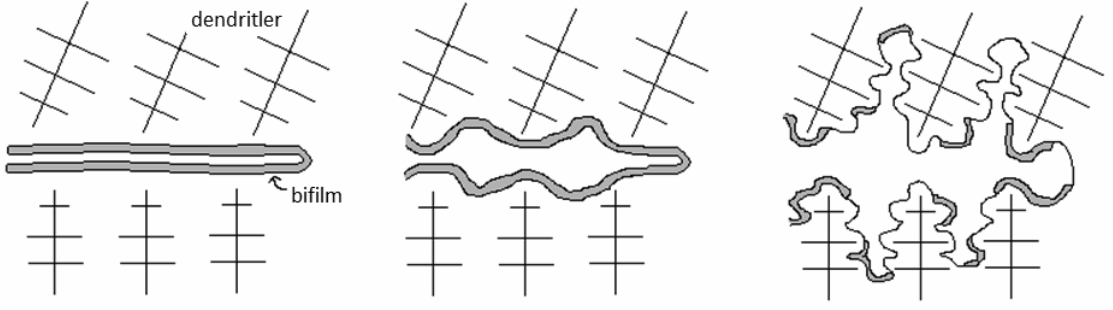
$$\Delta G = (4\pi r^2) \gamma + \left(\frac{4}{3} \pi r^3 \right) \Delta p$$

$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta p} \quad (3)$$

Burada ΔG , serbest enerji değişimi; γ sıvı alüminyum yüzey gerilimi, A ara yüzey alanı, p_d dış basınç, V porozitenin hacmi, p_i iç basınç ve r oluşan porozitenin küresel olduğu kabul edilirse bu kürenin yarı çapıdır.

Bu durumda, homojen olarak çekirdekleşmek için gerekli kritik çap, yüzey gerilimi ve iç-dış basınç arası farka bağlıdır (Reaksiyon 3). Alüminyum için; örneğin 10\AA çapında homojen bir porozite çökmesi için gerekli basınç farklı hesaplanacak olursa, gereken değer 30.000 atm mertebesinde olduğu görülecektir. Heterojen çekirdekleşme için ise bu değer 1.500 atm'e düşer. Bu rakamlar, bir dokum prosesinde pratikte ulaşılamayacak kadar yüksek değerlerdir. Ne tekim, alüminyum alaşımlarının dökümü ile porozite arasındaki ilişkilerin bilgisayar modelleri yardımı ile yapılan simülasyon çalışmalarında hesaplanan değerler ile deneysel veriler arası uyumsuzluklar saptanmıştır. Bu sorunun cevabi basittir: bu modellerde bifilmelerin katkısı ihmal edilmiştir.

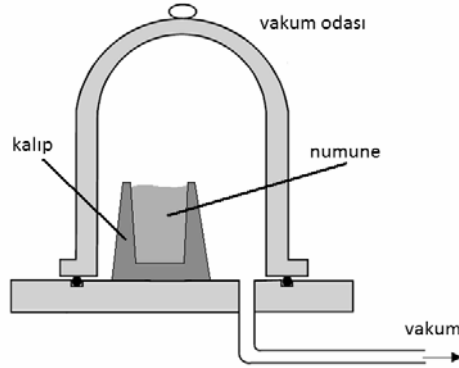
Bifilmeler yüzeyden sıvıya karıştığı zaman iki kati oksit yüzeyi arasında bağ yapmadan ve bir miktar hava da kaparak dokum parçası içerisinde yer alacağı açıklanmıştır. İşte bu durumda, Şekil 3te görüldüğü gibi bifilm arasındaki boşluk nedeniyle zaten kendi kendine bir porozite olacaktır. Dolayısıyla homojen olsun, heterojen olsun alüminyum alaşımlarında porozite oluşumu çekirdeklenme adımı ile gerçekleşmez. Klasik teorisinin tanımından yola çıkacak olursak, esas ilgilenilmesi gerekli adım "çekirdeklenme" değil "büyüme" adımı olacaktır.



Şekil 3. bifilm ve porozite oluşumu [1]

Bu doğrultuda, hidrojen herhangi bir şekilde çekirdeleşmeyeceğine göre; sıvı faz içerisinde bifilm olmadığı sürece hidrojen, yapıda aşırı doymuş bir şekilde porozite oluşturmadan kalacaktır. Eğer döküm kalitesi düşük ise yani yapıda bifilm var ise, bu durumda hem çekilme boşluğunun oluşturacağı negatif basınç hem de hidrojenin bifilm arasındaki boşluğa difüzyonu sonucunda porozite oluşu gözlemlenebilir.

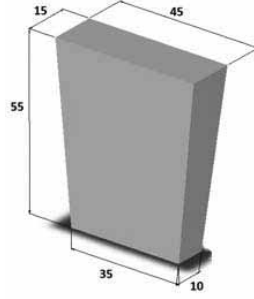
Bu durumu görsel olarak açıklayabilecek mevcut yöntem ise vakum altında katılaşma testidir (VAKT). Bu test, basit olarak 100 gr ağırlığındaki sıvının vakum odası içindeki bir kalıba dökülerek, seçilmiş uygun vakum değeri altında katılaşması prensibine dayanmaktadır (Şekil 4). Bugüne kadar sıvı metal hidrojen içeriğini hesaplamada kullanılan bu yöntemin aslında döküm kalitesi üzerinde en büyük etkisi olan bifilm içeriğinin tespiti için kullanılabileceği bu çalışma ile gösterilmiştir.



Şekil 4. vakum altında katılaşma testinin şematik gösterimi

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

Deneysel çalışmalarda ticari olarak bulunabilen A319 (Al5Si3Cu) ve A380 (Al8Si3Cu) alaşımları kullanılmıştır. Bütün deneylerde hidrojen gazı içeriği tespiti için Severn Science HYSCAN cihazı ile bifilm içeriği tespiti için vakum altında katılaşma deney cihazları kullanılmıştır. Vakum altında katılaşma testi için Şekil 5'te boyutları verilmiş numuneleri üretmek üzere kum kalıplar hazırlanmıştır.



Şekil 5. Vakum altında katılaşma testinde kullanılan numunelerin boyutları

Araştırmaya ilk olarak, hidrojen gaz miktarı ve bifilm içeriği arası ilişkiyi araştırmak üzere farklı sıcaklıklarda (700°C, 800°C, 900°C) ve farklı vakum değerlerinde (10, 50, 100, 200, 1000 mbar) A319 alaşımı ile deneyler numuneler yapılmıştır. 6-7 kg ağırlığındaki ingotlar endüksiyon fırınında ergitilme üzere hazırlanmıştır.

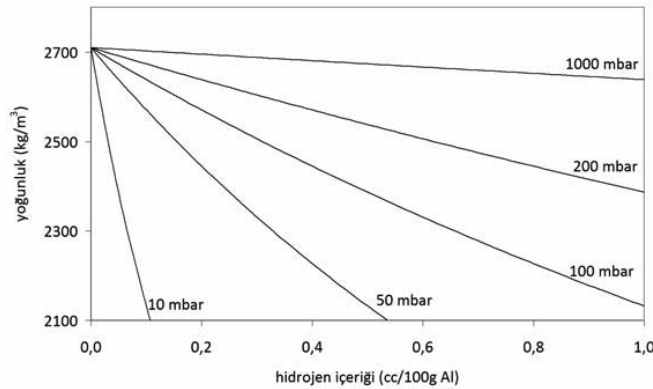
Bir başka çalışmada, ticari saflıktaki alüminyum 750°C eritildikten sonra flakslama ve gaz giderme ile inklüzyonlardan arındırılmış, numune alımı yapılmış ve daha sonra, sıvı metal şiddetli şekilde karıştırılarak, yüzey oksidinin bifilm halinde sıvıya dağılması sağlandıktan sonra tekrar numune alımı yapılmıştır.

Daha sonraki çalışmada ise, A380 alaşımı farklı şekillerde dökülerek oluşacak türbülansın bifilm üzerine etkisi incelenmiştir.

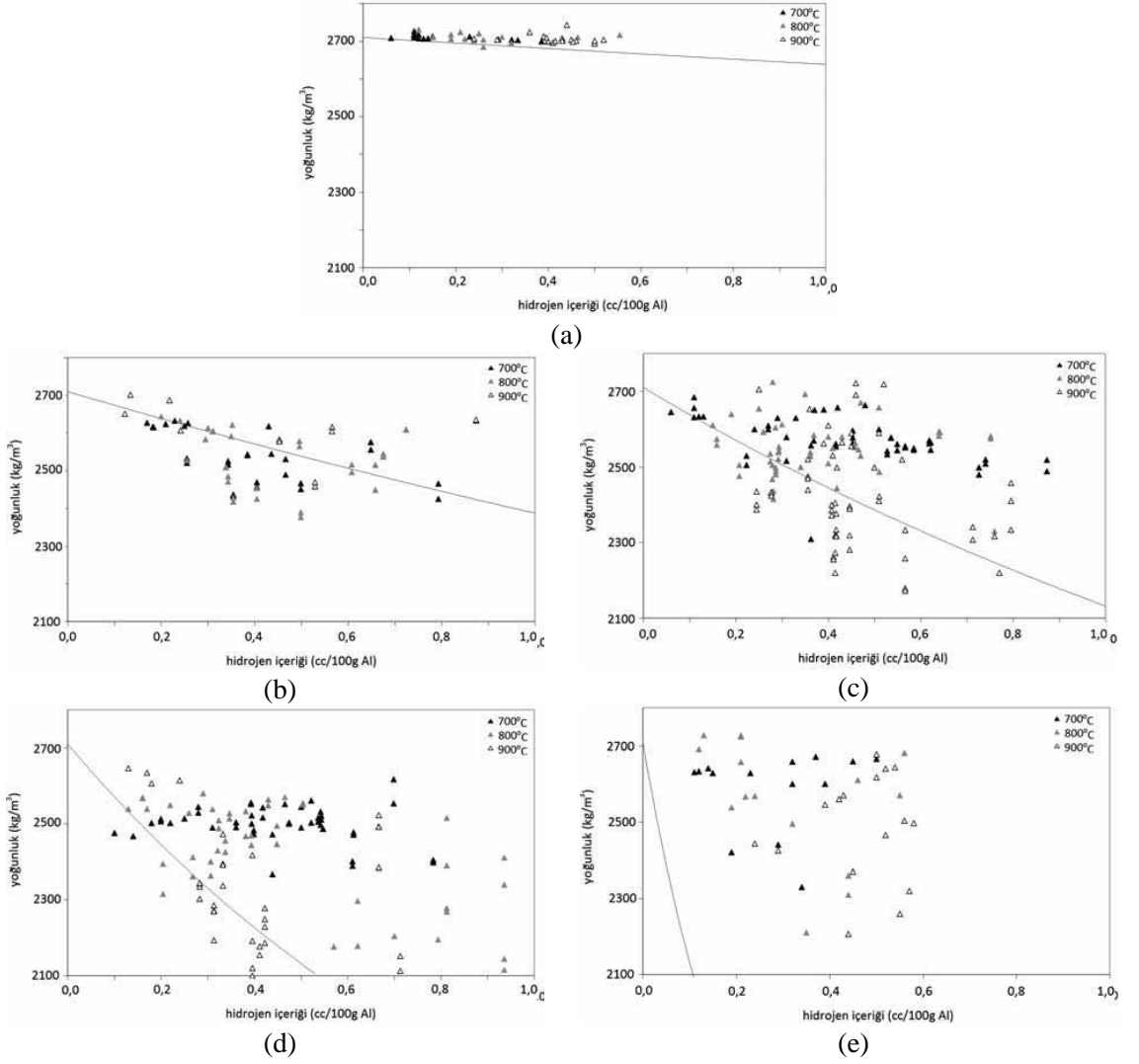
Elde edilen tüm veriler doğrultusunda vakum altında katılaşma testi numuneleri kesit alanları üzerindeki porozitelerin şekli, sayısı, boyutları ve benzeri özellikleri üzerinde çalışmalar yapılarak bu test üzerinden metal kalitesi ölçüm yöntemi geliştirilmiştir.

3. BULGULAR ve TARTIŞMA

Eğer hidrojenin katıda çözünmediği, tüm hidrojenin por oluşturduğu ve oluşan porun hacmi vakum değerine eşit hacimde ($P_1V_1=P_2V_2$) olduğu kabul edilirse, numune yoğunluğu ile hidrojen arası azalan teorik lineer bir ilişki elde edilir (Şekil 6). A319 alaşımı ile yapılan çalışmalar sonucu elde edilen verilerin bu teorik çizgiler arası ilişkisi Şekil 7’de görüldüğü gibidir.



Şekil 6. Hidrojen miktarı ile numune yoğunluğu arası teorik ilişki



Şekil 7. A319 alaşımı vakum altında katılaşma testi sonuçları
 (a)1000 mbar, (b) 200 mbar, (c) 100 mbar, (d) 50 mbar, (e) 10 mbar
 (lineer çizgiler Şekil 6'daki teorik ilişkiyi temsil etmektedir)

Şekil 7a ve b' de görüldüğü gibi 1000 mbar ve 200 mbar' da lineere yakın bir ilişki göze çarpmaktadır. Ancak Şekil 7c'de, 100 mbar'da deney sonuçları oldukça geniş olarak dağılmaktadır. 50 mbar'da ise teorik çizgi ile deneysel sonuçlar arası bir ilişki olduğu söylenemez (Şekil 7d). 10 mbar'da ise tamamiyle dağınık bir ilişki görülür. Sonuç olarak vakum değeri arttıkça sıvının hidrojen miktarı ile numune yoğunluğu arasında bir ilişki olduğu söylenemez. Diğer bir deyişle por yüzdesi ile hidrojen seviyesi arası bir ilişki olmadığı ortaya çıkmaktadır.

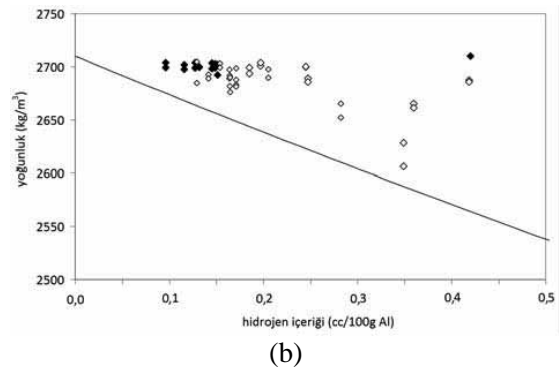
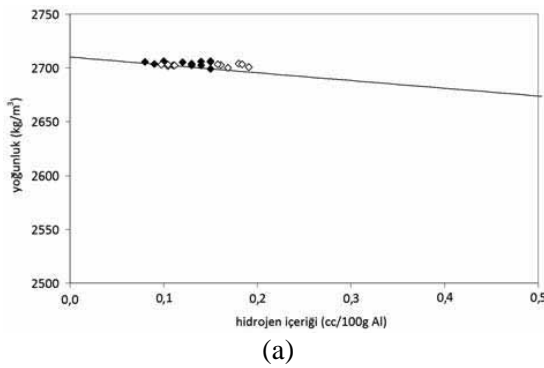
Örneğin, tipik olarak 100 mbar vakum değerinde kullanılan vakum altında katılaşma testi sonuçlarına bakacak olursak (Şekil 7c): eğer tüm hidrojen porozite oluştursaydı, deney sonuçları teorik çizgiyi takip edecekti. Bilindiği üzere çözünürlük sınırının belirlendiği limit hidrojen seviyesi vardır. Bu seviyenin altında hidrojen por oluşturmaz. Ayrıca katılaşma

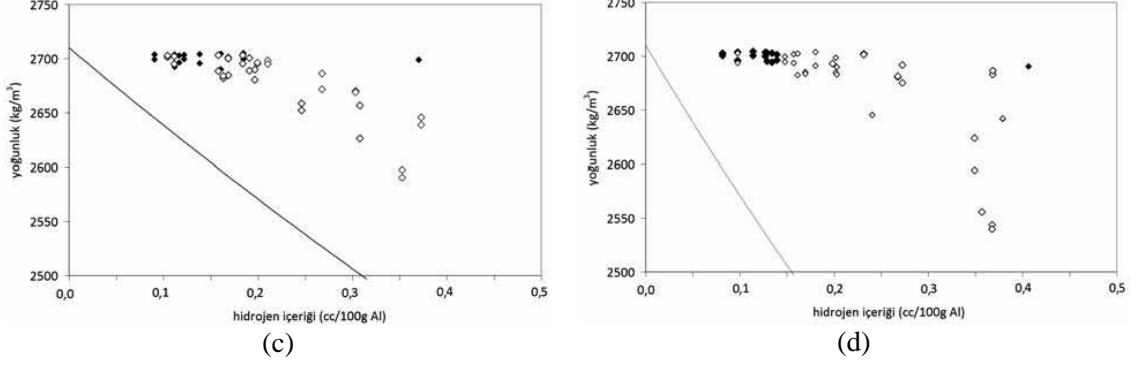
şartları ve alaşım elementine göre hidrojen çözünürlüğü de değişir. Yani tüm hidrojenin por oluşturmadığı bilinmektedir. Dolayısıyla, teorik çizginin üzerinde kalan yani yüksek yoğunluğa sahip olan deney numunelerinin elde edilmesi kolaylıkla açıklanabilir. Ancak, teorik çizgi altında kalan numuneleri açıklamak istersek yani olması gerekenden daha düşük yoğunluk değerine sahip numuneleri ele alacak olursak, ilk akla gelen cevap ilave bir hidrojen gazı ya da başka bir porozite kaynağı varlığı olacaktır. Ancak bilindiği gibi sistem basit olarak kalıba dökülmüş numunenin vakum altında katılaşmasıdır. Dolayısıyla herhangi bir gaz oluşumu ya da hidrojen kaynağı söz konusu değildir. İşte bu durumda, aralarında bir miktar boşluk içeren bifilmliğin önemi ortaya çıkmaktadır. Yapısı itibarıyla zaten boşluk içeren bifilmliğin, vakumunda etkisiyle büyüyerek numunelerin yoğunlukları teorik değerini düşürecek şekilde porozite oluştururlar.

Elde edilen bulgular doğrultusunda hidrojenin çekirdeklenmesi enerji bakımından imkansız olduğundan, vakum altında katılaşma testi sırasındaki por oluşumu şu şekilde açıklanabilir: Kalıba numune döküldükten sonra, vakumun başlaması ile bifilm arasındaki boşluk hacimsel olarak artmaya başlar. Bu sırada, katılaşma boyunca çözünürlüğü azalan hidrojen çekirdeklenmeyeceği için bifilmliğin arasındaki bu boşluklara difüze olarak enerjisini azaltır. Sonuç olarak por oluşumu yani büyümesi gözlenir.

Şekil 7’de görülen diğer ilginç bir nokta ise sıcaklık ile deney sonuçları arası bir ilişkinin olmamasıdır. Prensip olarak, artan sıcaklık ile sıvıdaki hidrojen çözünürlüğü arttığından, numune por miktarının da artacağı tahmin edilir. Ancak deney sonuçları bunu göstermemiştir.





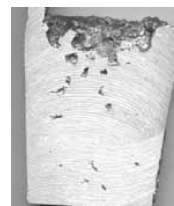

Ticari saflıktaki alüminyum alaşımında, farklı vakum değerlerinde elde edilen vakum altında katılaşma testi numunelerinin yoğunlukları ile sıvı hidrojen seviyesi arası elde edilen ilişki Şekil 8’de görüldüğü gibidir. Burada siyah veriler temiz eriyiği, diğerleri ise bilinçli olarak kirletilmiş, bifilm içeriği yüksek eriyiği temsil ederler. Şekilden de görüldüğü gibi, temiz eriyikte, vakum altında katılaşmasına rağmen numunelerin hidrojen seviyesinden bağımsız olarak yoğunluklarında hiç bir değişiklik görülmemektedir. Ancak, bifilmliğin sıvı içerisine karıştıktan sonra belirgin olarak yoğunluk değerlerinde düşme yani porozite oluşumu görülmektedir.





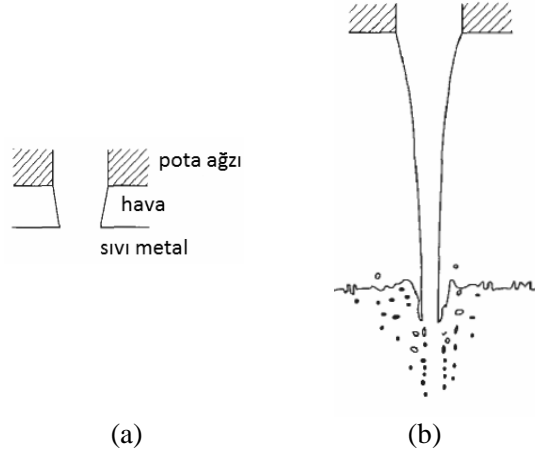
Şekil 8. 750°C ticari saflıktaki alüminyum eriyiği ile yapılan vakum altında katılaşma testi sonuçları
(a) 1000 mbar, (b) 200 mbar, (c) 100 mbar, (d) 50 mbar

Bifilmilerin etkisi ile oluşan bu numune yoğunluklarındaki düşüş ve poroziteler Şekil 9'daki numune kesit alanlarında görülmektedir.

	200 mbar	100 mbar	50 mbar
temiz	 d = 2701 kg/m ³ H = 0.42 cc/100g Al	 d = 2699 kg/m ³ H = 0.37 cc/100g Al	 d = 2710 kg/m ³ H = 0.40 cc/100g Al
kirli	 d = 2606 kg/m ³ H = 0.37 cc/100g Al	 d = 2591 kg/m ³ H = 0.41 cc/100g Al	 d = 2544 kg/m ³ H = 0.33 cc/100g Al

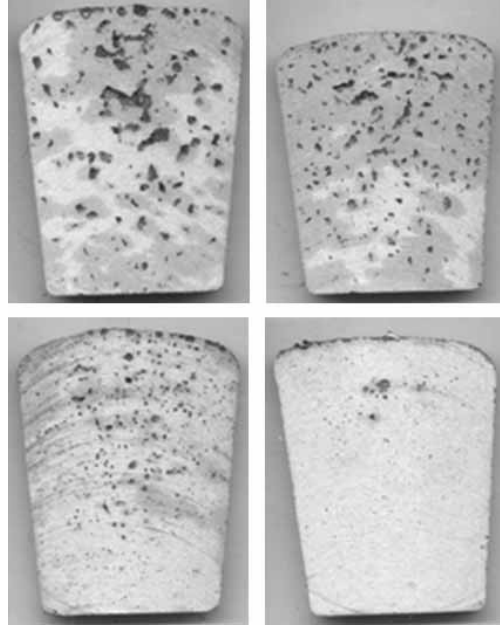
Şekil 9. Ticari saflıktaki alüminyumun vakum altında katılaşma testi numune kesit alanları

Araştırmanın diğer bir çalışmasında A380 alaşımı, farklı yüksekliklerden kalıba dökülerek türbülanslı ve türbülanssız dolum arasındaki kalite farkı incelenmiştir. Şekil 10'da şematik olarak görüldüğü gibi türbülanslı dolum ile hava kapma ve bifilm içeriği artarken dokum kalitesinde bir düşüş beklenmektedir. Diğer taraftan, yüzey bozulmadan, türbülanssız yapılan dökümlerde ise metal kalitesinin daha yüksek olması beklenmektedir.



Şekil 10. döküm noktası ile kalıp arası mesafenin döküm kalitesine etkisi [1]
(a) yüzey bozulmadan: türbülanssız döküm, (b) türbülanslı döküm

İki farklı döküm yüksekliği ile yapılan kalıp dolumu sonrası alınan vakum altında katılaşma testi numuneleri kesit alanı görüntüsü Şekil 11’de verilmiştir.

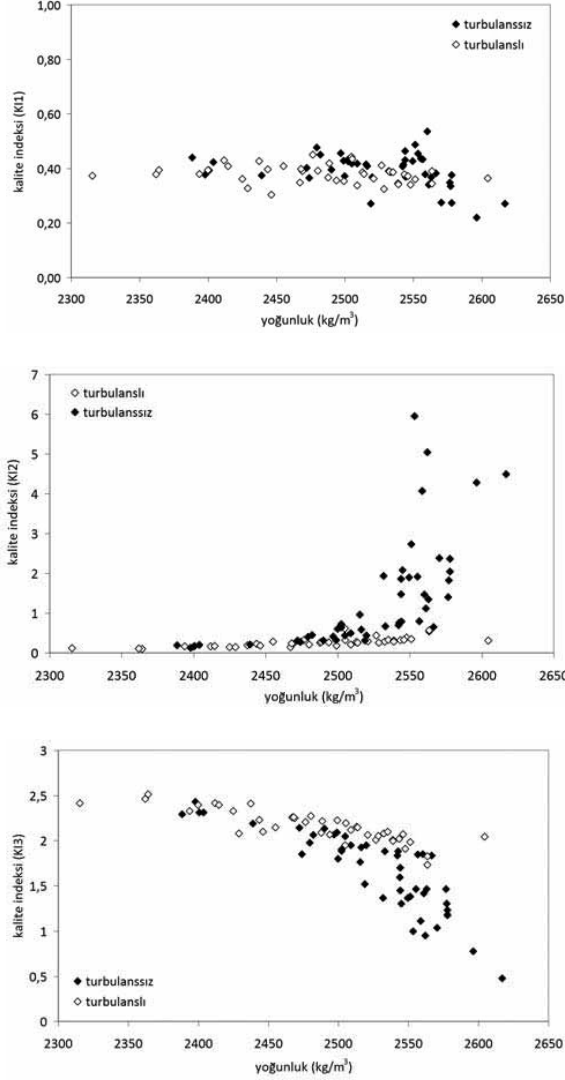


Şekil 11. Vakum altında katılaşma testi numune kesit alanları
üst sıra: türbülanslı döküm; alt sıra: türbülanssız döküm

Şekil 11’den de görüldüğü gibi, türbülanslı döküm yapıldığı zaman VAKT numuneleri kesit alanında gözlenen porozitelerin boyutları büyük ve daha karmaşık şekilli iken türbülanssız yapılan dökümlerde porozite boyutlarında önemli derecede düşüş ve özellikle de porozite sayısında bir azalma görülmektedir. Daha önce bahsedildiği gibi, türbülanslı döküm sırasında bifilm içeriği artacağı için ve bifilm poroziteyi tetiklediği için porozite içeriği artmıştır.

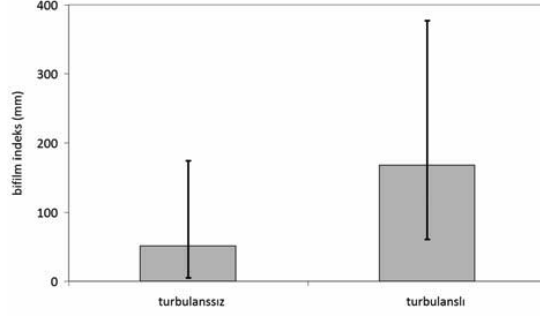
3.1 Döküm Kalite İndeksi

Özellikle bu son çalışma sırasında VAKT numuneleri kesit alanında gözlenen porozite şekil ve boyut farklılığından yararlanarak döküm kalitesini belirlemek üzere bir kalite indeksi geliştirmek üzere çalışmalarda bulunulmuştur. İlk olarak sekil faktörü üzerinde çalışılmış (Kalite indeksi-1: KI1); daha sonra porozite boyutu ve sayısı bu indekse dahil edilmiştir (KI2). Bu indeksler arasında en önemli ilişkinin porozite sayısı olduğu tespit edilmiş olup ayrıca her bir porozite bifilm ile oluştuğundan, sadece porozite sayısını içeren bir kalite indeksi üzerine de çalışılmıştır (KI3). Tüm çalışmalar Şekil 12’de özetlenmiştir.



Sekil 12. VAKT numune kesit alanı üzerinde yapılan görüntü analizi ve kalite indeksleri çalışmaları

Şekil 12’de gösterilen kalite indeksleri üzerine yapılan çalışmalarda arzu edilen basit ve direkt yaklaşım elde edilememiştir. Bunun üzerine en son olarak yapılan bir çalışmada VAKT numuneleri kesit alanında gözlenen porozitelerin uzunluklarının toplamı hesaplanarak elde edilen değere “bifilm indeksi” adi verilmiştir (Sekil 13).



Şekil 13. döküm kalitesini belirlemede kullanılan bifilm indeksi

Birim olarak milimetre cinsinden olan bu kalite indeksi toplam oksit uzunluğunu vermektedir ve çok basit anlamda sıvı metal kalitesi hakkında bilgi vermektedir. Sonuç olarak her porozite bifilm tarafında oluştuğuna göre, VAKT numunesi kesit alanında görülen her porozitenin uzunluğu da bifilm uzunluğu olacaktır. Aslında oksit içeriğini vermek için uzunluk birimi mantıklı olmayabilir çünkü oksitler belirli bir yüzey alanına ve kalınlığa sahip olup üç boyutlu hatalardır. Fakat bu tip bir hesaplama gidildiği zaman, kalite indeksi gittikçe karmaşıklaşmaya başlayacaktır. Hatta isin içerisine numunenin hacmi veya ağırlığı gibi birimleri de ekleyip, birim hacimde veya birim ağırlıktaki bifilm içeriğini verecek şekilde bir indekste oluşturabilmektedir. Fakat bu basit bifilm indeksini önerilmesindeki temel amaç, pratik olarak hızlı bir şekilde dokum öncesi sıvı metal kalitesini belirlemek olmuştur. Ayrıca yapılan çalışmalarda oldukça direkt ve net olarak sonuçlar vermiştir. Bifilm indeksinin çeşitli dokum şartlarındaki uygulamaları aynı sempozyumdaki diğer makalelerde sunulmuştur.

4. SONUÇLAR

Alüminyum ve alaşımlarında porozite oluşumu çekirdeklenme prosesi ile oluşmamaktadır. Yüzey oksidinin sıvıya karışması mekanizması ile oluşan bifilm poroziteyi tetikleyici görevi görürler. Yapı ve oluşum mekanizması itibarıyla içerisinde zaten var olan hava ile ortamda bulunabilecek olan (sıvıda çözülmüş olan) hidrojenin bu boşluğa difüzyonu ile oluşan porozite, aslında tamamen büyüme kademesinden ibarettir. Hidrojen ise gerçek sebep değil, sadece yardımcı (veya itici) bir güçtür.

Bugüne kadar bifilm varlığı yaygın olarak kabul edilmemiştir. Çünkü bu çok ufak ama çok önemli olan hataların varlıklarını gösterebilecek bir yöntem mevcut değildi. Vakum altında katılaşma testinin geliştirilmesi ile bifilm varlığının yanı sıra metal kalitesi bugüne kadar incelenmediği kadar hassas bir şekilde incelenebilecektir.

Bifilm indeksi, alüminyum ve alaşımlarının dökümünde, döküm öncesinde metal kalitesi hakkında bir değer verebilecek şekilde kantifiye edilmiştir ve sunulmuştur.

Sonuç olarak, bifilm oluşma mekanizmaları bilinerek, vakum altında testi yardımı ile, optimize kalıp dizaynı ve uygun döküm yöntemleri ile yüksek kalitede malzeme alüminyum üretmek mümkün olacaktır.

KAYNAKLAR

1. Campbell, J., *Castings*. 2nd ed. 2003: Butterworths.
2. Ransley, C.E. and H. Neufeld, *The Solubility of Hydrogen in Liquid and Solid Aluminium*. Journal of Institute of Metals, 1947-48. 74: p. 599-620.
3. Fisher, J.C., *The fracture of liquids*. Journal of Applied Physics, 1948. 19(November): p. 1062-1067.

ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜ SIRASINDA GAZ GİDERME İŞLEMİ VE DÖKÜM KALİTESİ ÜZERİNE ETKİLERİ

Derya DISPINAR*, Arne NORDMARK*, Marisa DI SABATINO*, Lars ARNBERG**

* SINTEF, Materials and Chemistry, Trondheim, Norveç
Derya.Dispinar@sintef.no
Arne.Nordmark@sintef.no
Marisa.di.Sabatino@sintef.no

** NTNU, Department of Materials Science, Trondheim, Norveç
Lars.Arnberg@ntnu.no

ÖZET

Alüminyum ve alaşımlarının dökümü sırasında en çok rastlanan problemlerden biri rutubet ile sıvı metalin reaksiyonu sonucu yüzeyde oksit oluşması ve açığa çıkan hidrojen sıvı metalde çözünmesi olarak gösterilmiştir. Hidrojenin sıvıdaki çözünürlüğü yüksek iken azalan sıcaklık ile çözünürlüğü azalmaktadır. Bu nedenle katılaşma sırasında hidrojenin çözümlenmeden ayrılarak poroziteyi oluşturduğuna inanılmaktadır. Bu doğrultuda döküm öncesinde sıvı metale gaz giderme işlemi uygulanır ve sıvı metalin çözümlenmiş hidrojen içeriği azaltılmaya çalışılır. Böylelikle porozitenin de azalması beklenir. Bu çalışmada, gaz giderme işlemi sırasında gerekli optimizasyon yapılmaz ise gaz gidermek yerine sıvı metal kalitesini düşüren bifilm içeriğinin arttığı gözlemlenmiştir. A356 (Al7SiMg) ticari alaşımı ile yapılan çalışmada, bu etkiyi görebilmek için ilk olarak sıvı metalin gaz içeriği azaltılmış ve göreceli olarak artırılmıştır. Daha sonra ise gaz içeriği artırılıp, göreceli olarak azaltılarak, tersi durumda döküm kalitesi incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Bifilm, alüminyum, döküm kalitesi, gaz giderme.

THE EFFECT OF DEGASSING OVER THE METAL QUALITY IN ALUMINIUM ALLOYS

ABSTRACT

The decrease in the solubility of hydrogen with temperature in liquid aluminium has been believed to be the major source of porosity. Therefore degassing treatment is carried out in foundries to decrease porosity in castings. However, it was shown that it is difficult to nucleate hydrogen porosity either homogeneously or heterogeneously. In the presence of bifilms, porosity grows easily. For this purpose, two tests were carried out with commercial A356. In one case, the melt was degassed first and then upgassed to three different levels. In the other case, the melt was first upgassed and then degassed gradually. In all the steps, bifilm index was measured and it was shown that the turbulence and vortex (i.e. increase in bifilm population) during rotary degassing plays a major effect over porosity instead of the hydrogen content.

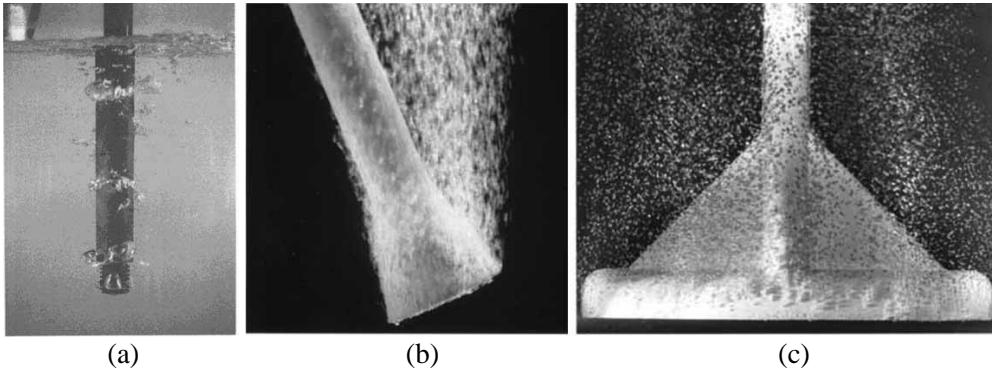
Keywords: Bifilm, aluminium, casting quality, degassing.

1. GİRİŞ

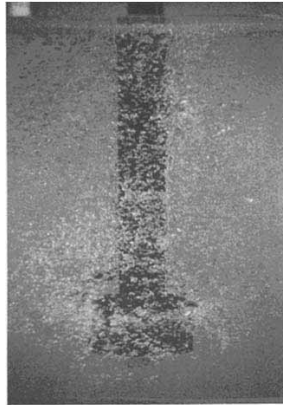
Alüminyum ve alaşımlarının dökümünde porozitenin kaynağı olarak hidrojen gösterilmektedir. Hidrojenin sıvı alüminyumdaki çözünürlüğü yüksek olup azalan sıcaklık ile çözünürlükte belirgin bir düşme görülmektedir. Bu amaçla katılaşma sırasında hidrojenin “çökelerek” gaz porozitesini oluşturduğuna inanılmaktadır. Porozite, mekanik özellikler açısından olumsuz etkilere sebep verdiğinden bu amaçla döküm öncesinde sıvı alüminyuma

çeşitli yöntemler ile gaz giderme işlemi yapılır. Bu gaz giderme işlemlerinin temel amacı, sıvı alüminyumdan argon veya azot gibi inert gazlar geçirerek, hidrojenin sıvı metaldeki yüksek basınçlı konumundan düşük basınçlı bu kabarcıklar içerisine difüzyonunu sağlamak ve dolayısıyla sıvı metalin hidrojen içeriğini azaltmak prensibine dayanmaktadır.

Bu doğrultuda çok çeşitli donanımlar geliştirilmiştir. Bu yöntemler arasında çelik boruların daldırılmasının yanı sıra seramik difüzörler yardımı ile (T-tipi veya disk-tipi) kabarcıklar daha ince ve yoğun bir şekilde sıvıya temasının sağlanması üzerine de çalışmalar yapılmış [1]. Oluşan kabarcık profilleri Şekil 1’de gösterilmiştir. En önemli gelişme olarak ise rotari gaz gidericiler gösterilmektedir. Şekil 2’den de görülebileceği gibi rotari gaz gidericiler sayesinde hem ince boyutlu kabarcıklar oluşturulup hem de dönme hareketi sayesinde kabarcıkların bütün sıvı metal içerisinde temasını sağlayarak maksimum verim elde edilebilmektedir. Bu çalışmalara alternatif olarak ultrasonik gaz giderme cihazları da geliştirilmiştir. Ultrasonik sistemlerin temel avantajı ise diğer yöntemlerde karşılaşılan curuf oluşumu problemini minimuma indirmek olmuştur.



Şekil 1. Gaz gidermede kullanılan difüzörler ve kabarcıkların dağılımı [1]
(a) lans tipi, (b) disk tipi seramik, (c) T-tipi seramik



Şekil 2. Rotari gaz giderici ile elde edilen optimum gaz kabarcıkları ve sıvı içinde yayılımı [1]

Fakat tüm bu gaz giderme çalışmaları sırasında göz ardı edilen bir durum vardır. İlk ve en önemlilerinden biri ise hidrojenin homojen veya heterojen olarak çekirdekleşip poroziteyi oluşturmasının analitik olarak imkansız olmasıdır. Dispınar bu durumu sempozyum da yayınlanan diğer makalesinde detaylı olarak açıklamıştır. Sonuçta hidrojen ile porozite arasında aslında lineer bir ilişki yoktur. Porozitenin gaz giderme işlemi ile azalmasının sebebi

ise yükselen kabarcıklar bifilmle [2] takılarak onları da beraberinde yüzeye sürüklemesi ve dolayısıyla sıvı metalin bifilmlece fakirleşmesini sağlayarak döküm kalitesinin artmasına sebep olmaktadır. Bu amaçla bu çalışmada aynı şarj malzemeleri kullanılarak 2 farklı potada ergitme yapılmıştır ve potalardan birisi ilk önce gaz gidermeye tabi tutulup daha sonra gaz içeriği arttırılmış ve bu sırada numune alımı yapılmıştır. Diğerinde ise ilk önce gaz içeriği arttırılıp daha sonra azaltılarak numune alımı yapılmıştır. Sonuç olarak iki sıvıdan biri yüksek hidrojenli diğeri ise düşük hidrojenli olup, fakat ikisi de 3 kez işlemden geçtiği için son metal kalitelerinin aynı olması gerektiği hipotezi üzerine çalışılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

Deneysel çalışmalarda Tablo 1’de kimyasal bileşimi verilen ticari saflıktaki A356 alaşımı ile çalışılmıştır.

Tablo 1. A356 alaşımı kimyasal bileşimi

Si	Mg	Mn	Fe	Ti	Na	Sr	P
6.888	0.32	0.002	0.116	0.11	0.0012	0.0005	0.0002

75 kg civarında şarj malzemeleri 750°C’de rezistans fırınında ergitilmiştir. Rotari gaz gidericisi kullanılarak Ar ve “Ar+10%H₂” karışımı gazları ile sıvı metalin gaz seviyeleri kontrol edilmiştir. Hidrojen analizi için AISPEK cihazı kullanılmıştır. Döküm kalitesini kontrol etmek için ise vakum altında katılma testi ve bifilm indeksi [3-5] kullanılmıştır.

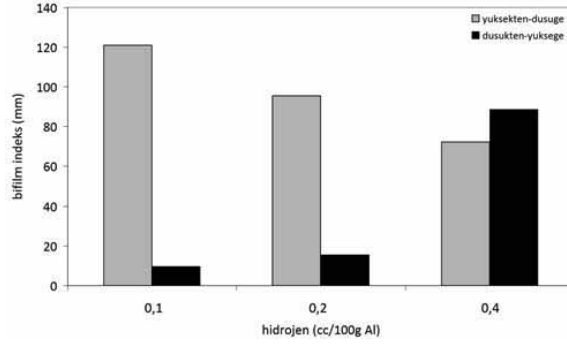
Sıvı metallere ilk Ar+10%H₂ karışımı ile hidrojen seviyesi 0,4 cc/100g Al olana kadar rotari cihazı ile işleme tabi tutulmuştur. Arzu edilen hidrojen seviyesine ulaşıldığında vakum altında katılma testi numuneleri yanı sıra kum kalıba yapılan döküm ile 10 adet silindirik numune üretilmiş ve bu numunelere çekme testi yapılmıştır. Daha sonra sadece Ar gazı kullanılarak hidrojen seviyesi 0,2 cc/100g Al olacak şekilde işlem yapılmış ve tekrar numune alımı yapılmıştır. En son olarak ise hidrojen seviyesi 0,1 cc/100g Al’e indirilmiş ve analizler tekrarlanmıştır.

Hazırlanan diğer sıvı metal ise ilk olarak rotari gaz gidericide Ar gazı kullanılarak hidrojen seviyesi 0,1 cc/100g Al olacak şekilde gaz gidermeye tabi tutulmuştur ve bu gaz seviyesi elde edildiğinde numune alımı yapılmıştır. Daha sonra Ar+10%H₂ gaz karışımı ile hidrojen seviyesi sırasıyla 0,2 ve 0,4 cc/100g Al seviyelerinde çıkartılıp benzer numune alımı yapılmıştır.

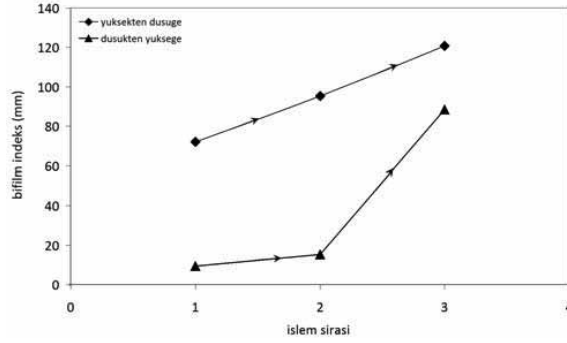
Çekme testi sonuçları Weibull [6] analiz yöntemi ile incelenmiştir.

3. BULGULAR

Hidrojen seviyesinin göreceli olarak arttırıldığı ve azaltıldığı sıvı metallere bifilm indeksi değişimi Şekil 3’de verilmiştir. Şekil 3’den görüldüğü gibi hidrojen miktarının düşük seviyelerden yüksek seviyelere çıkartıldığı durumda bifilm indeksi 10 mm’den 90 mm civarlarına artmaktadır. Hidrojen seviyesinin önce yükseltip daha sonra düşürüldüğü durumda ise bifilm indeksi tekrar bir artış göstermektedir. Hidrojen 0,4 cc/100g Al olduğunda bifilm indeksi 90 mm iken; 0,1 cc/100g Al’e indirildiğinde bifilm indeksi 120 mm’ye yükselmiştir. Dikkat edilecek olursa, sıvı metale yapılan her işlem sonrasında bifilm indeksi hidrojen seviyesinden bağımsız olarak artış göstermiştir. Eğer Şekil 3’teki grafiği işlem sırasına göre inceleyecek olursak, Şekil 4’te görülen grafik elde edilecektir. Bu gösterim şeklinde bifilm indeksindeki artış daha net olarak görülebilmektedir.

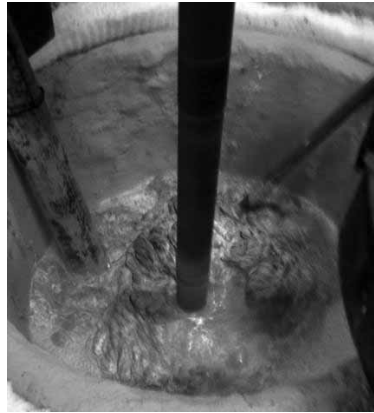


Şekil 3. Gaz giderme işlemleri sonrasında hidrojen içeriği ile bifilm indeksi değişimi



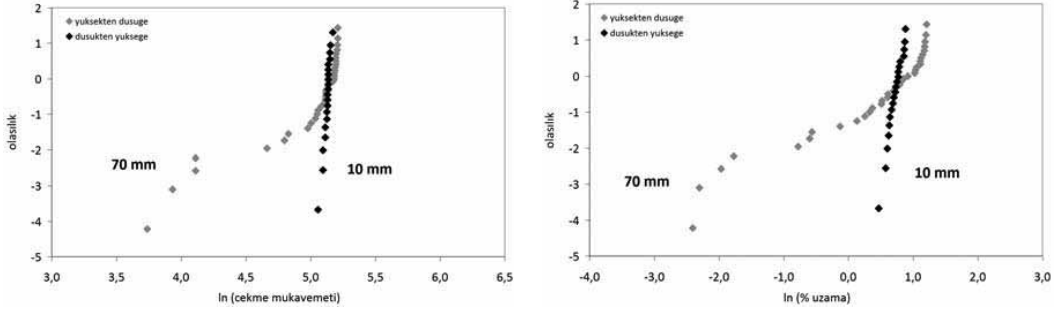
Şekil 4. Gaz giderme işlem sırasına göre bifilm indeksinin değişimi

Bu artışın sebebi, gaz seviyesinin değiştirilmesi için kullanılan rotari cihazının dönme hızından kaynaklanan yarattığı türbülans ve vorteks sırasında sürekli olarak bifilm oluşturulması ve bu bifilmelerin sıvı içerine karışmasından dolayıdır. Dolayısıyla teorik olarak her ne kadar kabarcıklar sıvı metal içerisindeki bifilmeleri uzaklaştırmaya çalışsa da; dönme hızı ve vortekse bağlı olarak yüzeyde oluşan curufun sıvı metale karışması daha etkin bir rol oynayıp sıvı metalin temizlenmesi yerine daha düşük kaliteye sahip olmasına sebep olmuştur. Rotari gaz giderme işlemi sırasında oluşan curuf ve bu oksit parçalarının sıvı metale karıştığını gösteren resim Şekil 5'te verilmiştir.

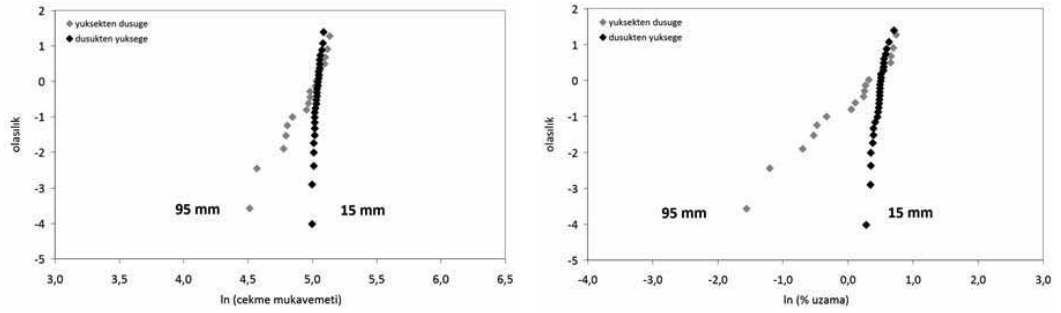


Şekil 5. Rotari gaz giderme işlemi sırasında yüzeyde oluşan curuf

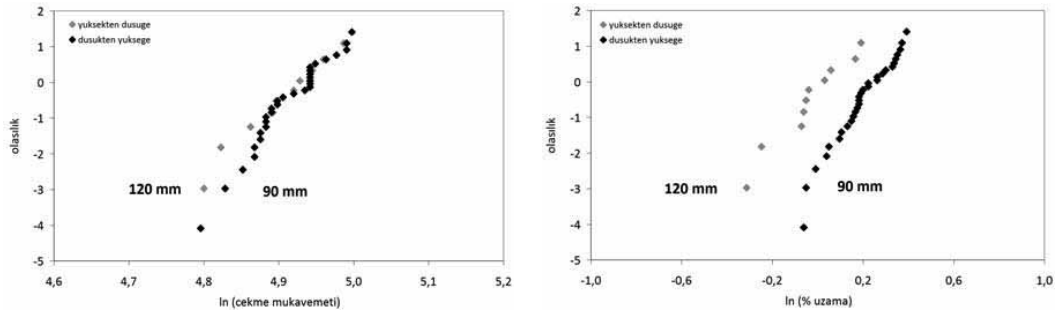
Şekil 6-8'de farklı hidrojen seviyelerinde elde edilen çekme testi sonuçlarının Weibull dağılımları görülmektedir. Bu şekillerde bifilm indeksleri aynı grafik üzerinde gösterilmiştir.



Şekil 6. 0,1 cc/100g Al hidrojen içeren dökümde çekme testi sonuçlarının Weibull dağılımı



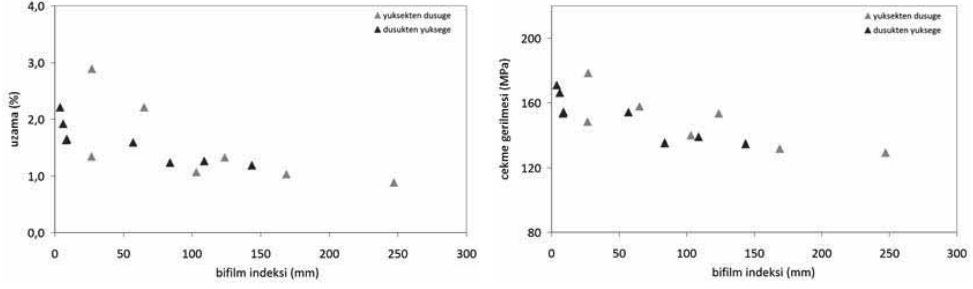
Şekil 7. 0,2 cc/100g Al hidrojen içeren dökümde çekme testi sonuçlarının Weibull dağılımı



Şekil 8. 0,4 cc/100g Al hidrojen içeren dökümde çekme testi sonuçlarının Weibull dağılımı

Şekil 6-8'den de görülebileceği gibi bifilm indeksi yükseldikçe Weibull dağılımı artmaktadır. Bifilm indeksinin düşük olduğu değerlerde tekrarlanabilirlik daha yüksek olarak göze çarpmaktadır. Şekil 8' de ise her iki şart içinde bifilm indeksleri yakın ve sonuç olarak Weibull dağılımları da benzer bir eğilim göstermektedir.

Bifilm indeksi ile çekme testi sonuçları aynı grafik üzerinde incelenecek olunursa, Şekil 9' da görüldüğü gibi artan bifilm indeks ile hem %uzama hem de çekme mukavemetinde bir düşüş gözlenmektedir.



Şekil 9. Bifilm indeksi ile %uzama ve çekme mukavemeti arası ilişki

4. SONUÇLAR

1. Artan bifilm indeksi ile mekanik özelliklerde bir düşüş görülmektedir.
2. Bifilm indeksi azaldıkça mekanik özelliklerin tekrarlanabilirliği (güvenilebilirliği) Weibull dağılımına göre artmaktadır.
3. Rotari gaz giderme sırasında türbülans ve vorteks oluşumu bifilm içeriğini artırarak sıvı metal kalitesinde bir düşüşe sebep vermektedir.

TESEKKURLER

Bu çalışma "The European Project NADIA" (New Automotive components Designed for and manufactured by Intelligent processing of light Alloys) tarafından desteklenmiştir.

KAYNAKLAR

1. Gruzleski, J.E. and B. Closset, *Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. 1990: American Foundry Society.
2. Campbell, J., *Castings*. 2nd ed. 2003: Butterworths.
3. Dispınar, D. and J. Campbell, *Critical assessment of reduced pressure test. Part 1: Porosity phenomena*. International Journal of Cast Metals Research, 2004. 17(5): p. 280-286.
4. Dispınar, D. and J. Campbell, *Critical assessment of reduced pressure test. Part 2: Quantification*. International Journal of Cast Metals Research, 2004. 17(5): p. 287-294.
5. Dispınar, D. and J. Campbell, *Use of bifilm index as an assessment of liquid metal quality*. International Journal of Cast Metals Research, 2006. 19(1): p. 5-17.
6. Weibull, W., *A statistical distribution function of wide applicability*. Journal of Applied Mechanics, 1951(September): p. 293-297.

Al-Si ALAŞIMLARINDA ÇİFTFİLM(BİFİLM) VE MODİFİKASYON TEORİLERİNE ELEŞTİREL BAKIŞ

Fevzi YILMAZ

İstanbul AREL Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi
Tepekent Yerleşkesi, Büyükçekmece-İstanbul
fevziyilmaz@arel.edu.tr

ÖZET

Al-Si alaşımlarının önemi ve endüstriyel kullanımı giderek artmaktadır. Sonraki işlem ne olursa olsun alaşımların ilk hali dökümdür. Kaliteli döküm elde etme ise; şarj malzemelerinden, fırın ve ergitme donanımlarına, oksit-gaz gidermeden, döküm şartlarına kadar birçok değişkene bağlıdır. Profesör Campbell(1-4) iyi döküm elde etmenin adımlarını çok özgün ve yalın bir şekilde vermiştir. Buna rağmen Al esaslı dökümlerde hata ve ıskarta oranlarının yüksekliği hala önemli bir sorundur.

Alüminyum alaşımlarında çiftfilm ve modifikasyon olguları ve ilgili teoriler hala anlaşılmayan bazı unsurlar taşımaktadır. Bu çalışmada çiftfilm ve modifikasyon konularındaki kısıtlar ve anlaşılmayan unsurlar eleştirel mantıkla ele alınmıştır.

Anahtar kelimeler: Al-Si alaşımları, bifilm(çiftfilm), modifikasyon, ikiz düzlemleri

CRITICISIM OF BIFILM AND MODIFICATION THEORIES IN AL-SI ALLOYS

ABSTRACT

The importance and usage of Al-Si alloys are increasing. Whatever the following process is, casting is the first operational step for all alloys .

Charging materials, furnaces and melting equipments, oxide-gas removals, and casting conditions are all affect the production of good quality casting. Professor Cambell (1-4) put forward the requisite of production of good castings. But, defect problem and scrap ratio of casting are still high in Al alloys.

Bifilm and modification phenomena and theories have some understandable points. Some confusions and weakness of these theories are discussed in this paper.

Keywords: Al-Si Alloys, bifilm (doubleoxide), modification, twin planes

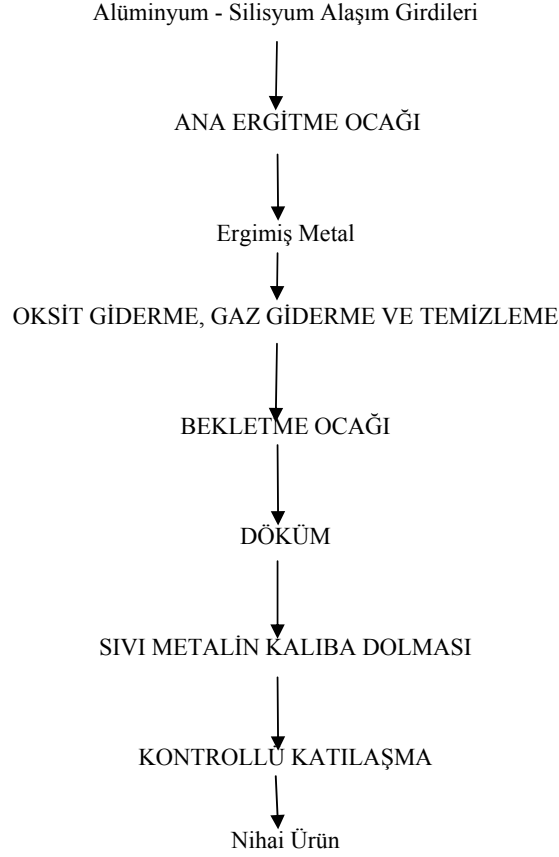
1. GİRİŞ

Alüminyum-Silisyum alaşımları düşük yoğunlukta olmaları, kolay dökülebilmeleri ve dış atmosfere karşı dayanıklılık göstermeleri vb. özelliklerinden dolayı çok önemlidir ve geniş kullanım alanına sahiptir. Çelik ve bakır alaşımlarına göre yoğunluklarının üç kez daha az olması onu uçak ve otomobil sanayinin ana girdisi yapmıştır. Alüminyum ve alaşımları dökülmüş ve/veya sıcak- soğuk şekil verilmiş olarak geniş ölçüde kullanılır. Alaşımlama ve ısıtım işlem sayesinde ağırlık-ağırlığa göre alüminyum diğer birçok malzemedenden daha yüksek mukavemetli olmaktadır.

Sonraki işlem ne olursa olsun bütün mühendislik alaşımlarının ilk hali dökümdür. Döküm yapısı, mikro-nano yapı elemanlarının dağılımı çok önemlidir ve özellikleri kontrol eder. Profesör Campbell (1-4) iyi döküm elde etmenin şartlarını çok özgün bir şekilde vermiştir. Bunlardan bazıları:

- a) İyi metal, iyi külçe, iyi hurda kullanınız. Külçe kalitesi yan yana yapılan 1 vakumsuz, 1 vakumlu döküm ile karşılaştırılır. Vakum altı dökümde, enine kesitte hatalar sayılır ve boyutlandırılır. İdeal halde sayı 0, boyut da 0 mm olmalıdır. Çok oksit filmi olan türbülanslı dökümde hata sayısı ve boyutu (cm) 100'ler mertebesinde olabilir.
- b) Çok hızlı dökmeyiniz (0,5m/s, maksimum 1m/s). Alaşımın kalıba giriş hızı kontrol edilmelidir.
- c) Asla kesikli dökmeyiniz. Sistem otomasyonu ile bu sağlanır.
- d) Maça gazı metale girmemelidir. Aksi durumda büyük habbe ve kuyruğu oluşur. Organik bağlayıcılar por yapar.
- e) Gerekliyse büzülmeyi besleyin. İnce kesit besleme gerektirmez. Besleyiciyi mecbur iseniz kullanın. Çili tercih edin.
- f) Konveksiyondan kaçının. Bu, hassas dökümde problemdir. Karmaşık parça dökümde, yoğun sıvı aşağıya, hafif sıvı (sıcak) yukarıya çıkar. İç akış doğar ve ısı belli bölgelerde toplanır. Bir çeşit ısı motoru oluşur. Döküm konveksiyon yolunda asla katılaşmaz. Boşluklu döküm yapısı oluşur. Kısaca kaba yapı ve çekme (gaz) boşluğu problemi gelişir.
- g) Segregasyondan kaçının, Al ve Cu'da segregasyon önemli bir problemdir.
- h) Stresten kaçının, Al dökümde akma gerilmesinden 10 kat fazla iç gerilme oluşur.

Alüminyum alaşımları diğer demir-dışı metaller gibi çevre ve proses değişkenlerinden çok etkilenir. Genel işlem adımları Şekil 1'de verilmiştir. Burada her bir adım önemlidir ve sonraki adımın başarısını etkiler.



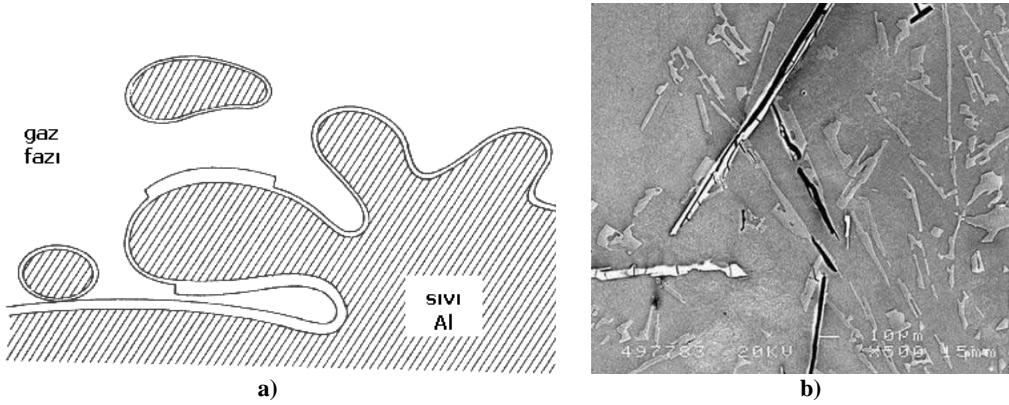
Şekil 1. Genel Al alaşım döküm işlem adımları

Dökümcüler genellikle son kademe işlemlerine yoğunlaşırlar ve orada gösterilecek titizliğin yeterli olduğunu düşünürler. Bu eksik olan bir yaklaşımdır. Bu bağlamda, düşük basınçlı döküm ve bu dökümün temel avantajlarının yeterli olduğu sanılır. Gerçek, bunun gerekli olduğu ama yeterli olmadığı yönündedir.

2. OKSİT FİMLERİ VE ÇİFTFİLM(BİFİLM) OLUŞUMU

Alüminyumun oksijene afinitesi çok yüksektir. Şarj, pota-kepçe, ergitme, bekletme, kalıba verme ve katılma işlemleri sırasında ve muhtelif aşamalarda oksit filmleri ve oksitli inklüzyonlar oluşur. Nano ve mikro boyuttaki bu oksitlerin kayda değer bölümünü filtreler tutamazlar, süzülerek kalıba sızarlar. Bunların varlıkları ve etkileri sıvıyı bekleterek veya yardımcı/yardımsız karıştırarak yok edilemez. Oksitleri yüzeyde toplamak mümkün değildir. Alüminyum ve alüminyum oksit yoğunluğu birbirine yakındır ve bu yüzden de oksit filmleri saatlerce/günlerce sıvı içinde asılı kalır. Alüminyum esaslı döküm alaşımlarda hedef oksit oluşturmamak olmalıdır, birçok araştırmacının ve sanayicinin yaptığı gibi oksidi yakalamak değil. Sıvı yüzey genellikle oksitle kaplandığından bunların kırılmaları, dönmeleri, katlanmaları ve büzülmesi olasıdır. Sıvı yüzeylerindeki oluşumların kırılmaları hata kaynağıdır. Çeşitli nedenlerle (Türbülans gibi) oksit filminin iki kuru yüzü üst üste gelebilir. Katlanan kağıt benzeri oluşan bu çiftoksitli yapılara bifilm denir. Kuru iki oksit yüzey birbirine değeri, hava tabakası aralarına sıkışır ve bağ oluşamaz ve 'bifilm' oluşur (Şekil 2). Bunlar sıvı süspansiyonunda kırık gibi davranır. Bu hataların yığılması, döküm veya dövme malzemelerde yorulma, sürünme ve korozyona neden olabilir. Bifilm kristal çekirdeklenmeyi tetiklerler ve döküm parçasında uzun gaz kanalları oluştururlar. Temiz

alaşım, özenli şarj teknikleri, dikkatli ergitme-bekletme, kontrollü kalıba verme ve yönlendirilmiş katılaştırma oksit film oluşumunu önler/azaltır.



Şekil 2. Bifilm ve etkileri a) Bifilmli ergiyiğin içine hapseden en bilinen yüzey türbülans mekanizması b) Islak yüzeyinde $\beta\text{Al}_3\text{FeSi}$ ve βSi kristalleri oluşturan bifilm (3,4).

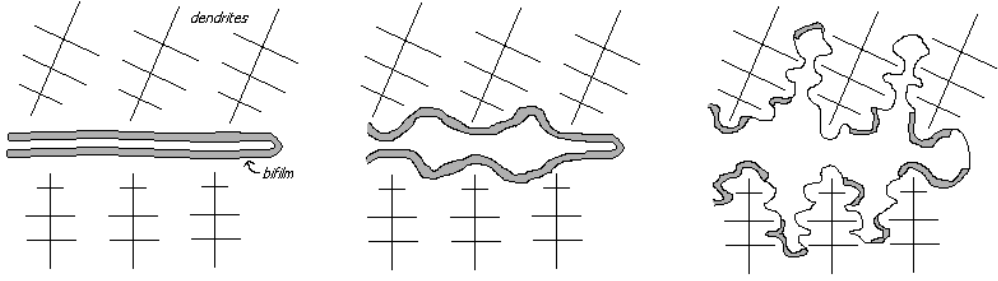
2.1. Porların oluşumuna bifilm etkisi

Campbell (1-3) por çekirdeklenmesi görüşü yerine bifilmli açılmasını por oluşum sebebi olarak kabul etmiştir. Katılaşmada hidrojen katı önünde segregasyon olur. Bifilm var ise içine difüze eder, yok ise katıda çözülür. Kısacası, bifilmli por oluşumunun tetikleyicisi, hidrojen ise destekleyicisidir (Şekil 3). Diğer unsur ise büyüyen dendrit ucu büzülür, negatif basınç oluşur. Buraya, varsa hidrojen difüze olur yok ise vakum olarak kalır. Bu porlar, mikroboşluk olarak adlandırılır.

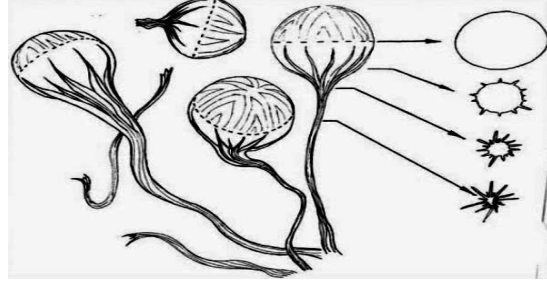
Türbülanslı dökümlerde çok sayıda bifilm kırıkları sıvı içinde dağılır. Bu bifilm dağılımları azaltılmış basınç testi ile fark edilir. Bifilmli yeteri büyüklükte olduklarında döküm yüzeyinden ayrılırlar. Birçoğu ise dökümde sıkışır. Yüzeyden ayrılırsalar bile uzun oksit kuyruğu dökümde kalır (Şekil 4). Yolluk girişinden yüzeye kadar uzun yol kateder. Etkili gaz kaçak yolu gibi davranır ve malzemenin sızdırmazlık özelliğini bozar.

Oksit filmi vakum ve inert gaz ortamında bile oluşabilir. Vakum asla tam vakum, inert gaz asla tam inert değildir. Bifilmli, MgO , Al_2O_3 ve nitrür formunda olabilir. Sıvı içindeki filmler düzensiz toprak veya kıvrılmış-büzülmüş kağıt gibi olabilir. Bu şekiller, yolluk sistemindeki filtreden geçebilir, sıvı içinde açılabilir ve büyük bir hata kaynağı olabilir.

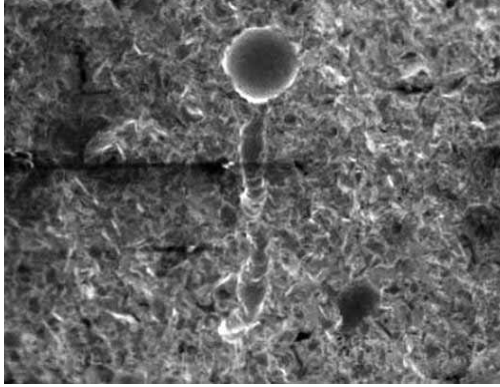
Dendrit itmesi bifilmli düzleştirir. Bifilmli ıslak dış yüzeyinde büyüyen ikinci fazın düzleştirici etkisi vardır ve sıcak yırtılma, açılan bifilm nedeniyledir (Şekil 2.b).



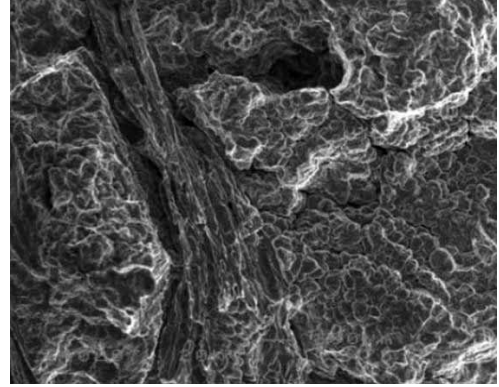
Şekil 3. Bifilm ve porozite oluşumu(3,4)



a)



b)



c)

Şekil 4. Alaşımlarda gaz boşluğu, bifilm ilişkisi ve kuyruk oluşumu(3,4).

- a) Kırık filmlerin büyüyen ve yükselen por etrafından aşağı süzülmesi ve kuyruk oluşumu (Şematik),
b) Por ve kuyruk (SEM resmi) c) Kuyruk iç yapısı

2.2. Porsuz ve çiftfilmsiz sızdırmaz döküm parçaları

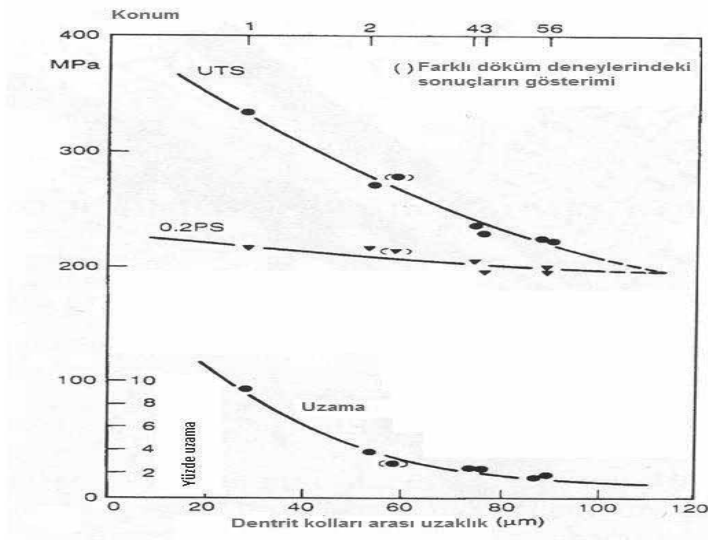
Döküm alaşımlarında porozite %0'dan %0,4'e yükselirse mukavemet ve süneklik şaşırı oranda düşer (ilki %50, ikincisi %90). Mikroskobik mertebedeki çekme ve gaz boşluklarının şekil ve dağılımı döküm özelliğini ileri ölçüde bozar. Boşluk şekline bağlı gerilim yığılmasının, yorulma ve darbe direncini düşürmesi de çok rahatsız edici boyuttadır. Bazı parçalarda (Ütü gibi) görülen en önemli sorun sızdırmadır. Şekil 4b'de verilen kuyruk oluşumu ve kuyruk içi geçiş yolunun sıcaklıkla genişlemesi sızdırmayı ileri ölçüde artırır.

Döküm parçalarının sızdırmaları, ani kırılmaları ve değişken mekanik özellikleri satın almacılar tarafından çok önemsenir. Dökümcü porozite, sıcak yırtılma ve kırılma problemleri

nedeniyle türkektir. Katılaşıma teorileri de bazı gerçekleri tam izah edememiştir. Dendirit kollar arası uzaklık(DAS) mekanik özellikleri kontrol eder. DAS en çok düktiliteyi etkiler.

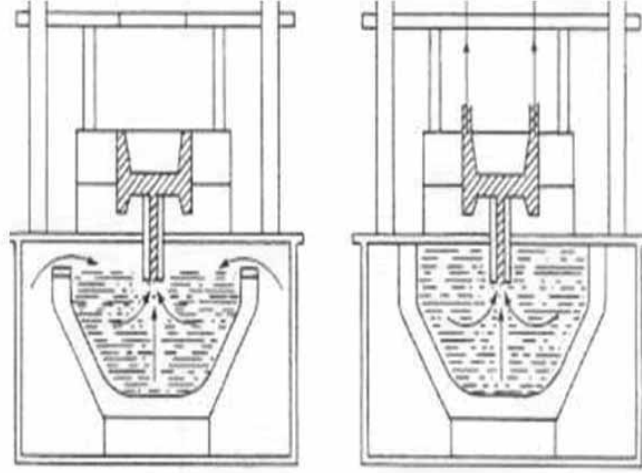
Çil dökümler yavaş soğuyan (kum kalıp) dökümlerden daha yüksek düktiliteye sahiptir. Etki, sanılanın aksine tane boyutu veya DAS kaynaklı değildir. Hall – Petch etkisi geçersizdir. Hall-Petch akma gerilmesinin (%0,2 uzamadaki gerilme) artan DAS ile azalacağını verir.

Şekil 5, 0,2 akma gerilmesinin DAS ile orantılı ve az oranda düştüğünü verir. Aynı şekilde DAS ile düktilitedeki aşırı düşüş ise izah edilemez. İzah, bifilm teorisi ile yapılabilir. Sıvı hızlı katılaşmasında bifilm kalır ve göreceli olarak zararsızdır. Bifilm küçük ve katı dendritler arasında sıkışmıştır. Özellikler iyidir. Uzun sürede katılaşıma durumunda (kuma döküm) bifilmler açılır. Çatlak ve boşluk etkisi doğar. Bu, Al-Si alaşım sisteminde rahatça görülebilir. Örneğin, β -demir zengin faz ve ötektik silisyum, bifilm üzerinde çekirdeklenir ve büyür. İki ıslak yüzeyde büyüyen faz ortadan kırılmış gibi görünür(Şekil 2b). Ayrıca dendrit büyümesinin doğurduğu büzülme sonucu, açılma (klasik metalürjide por çekirdeklenmesi) ve por büyümesine sebep olur. Porlar çok genel yapı hatalarıdır. Katılaşıma teorisi ile pratik arasında uyumsuzluklar çoktur. Homojen ve heterojen por çekirdeklenmesi sıvıda oluşamaz.



Şekil 5. DAS'ın fonksiyonu olarak Al-7Si-0,4Mg alaşımının mekanik özellikleri(3,4)

Dökümlerde gaz problemi birçok faktöre bağlıdır. İlgili elementin sıvı – katı çözünürlük farkı bir faktörse diğerleri şarjın temizliği, pota ve kepçelerin temizliği, döküm sıcaklığı, bekleme süreleridir. Gaz gidermenin birinci yolu döküm sıcaklığını düşük tutmak ve temiz çalışmaktır. İkinci yolu ise çeşitli gaz gidericiler kullanılarak konsantrasyonu azaltmaktır. Son yıllarda yerçekimine ters yönde düşük basınçlı döküm uygulamaları popüler olmuştur ve alüminyum alaşımlarında önemli bir yere sahiptir (Şekil 6).



Şekil 6. İki alçak basınçlı döküm kıyaslaması, soldakinde sıvı metalin üzerine hava basıncı uygulanır, sağdakinde kalıp içinde vakum uygulaması yapılır (1).

3. SİLÜMİN (AL-Sİ) ALAŞIMLARINDA MODİFİKASYON

Sodyum, Potasyum veya Stronsiyum (Na, K, Sr) Alüminyum-Silisyum (Al-Si) sıvı alaşımlarına çok az oranlarda (<0.08%) katıldıklarında ötektik yapıyı modifiye eder. Modifikasyon, malzeme mikroyapı elemanlarının yapısal ve şekilsel değişimidir. Sıvıya yapılan ilave ile ötektik SİLÜMİN alaşımlarında lamel(fleyk) silisyumlu ötektik yapı çubuksal(fibresel) yapıya dönüşür. Modifikasyon sonucu alaşımlarda Tablo 1'de verilen özellik değişimleri görülür.

Tablo1. Na modifiye alaşımlarla modifiye olmamış Al- Si ötektik alaşımlarının mekanik özellikleri (8)

Alaşım	Sart	Çekme Muk. (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)
Normal	Kuma Dök.	127	2	50
Modifiye	Kuma Dök.	197	1.3	58
Normal	Çil Dök	197	3.6	63
Modifiye	Çil Dök	225	8	72

Stronsiyum modifiye alaşımlarda yapısal ve fiziksel özelliklerin daha yüksek mertebede iyileşme gösterdiği birçok araştırmacı (5-12) tarafından belirtilmiştir. Stronsiyum modifikasyonu alaşımların fiziksel ve mekanik özelliklerinde belirgin, kalıcı ve homojen bir iyileşme gösterir. Örneğin, çekme mukavemet değerleri 230-290 MPa arasında değişir. Ayrıca, Sr daha az oksitlenme gösterir ve sıvı metalde kalış süresi (etki süresi) Na'a göre daha uzundur.

Yapılan detaylı araştırmalarla Na ve Sr'un Al-Si alaşımlarında aşağıda verilen özellik değişimleri doğrultusunda bulunmuştur:

- a) Çekme gerilmesi, süneklik ve sertlik gibi mekanik özellikler iyileşmektedir.
- b) Ötektik silisyum ile primer silisyum yapısının incelendiği bir dönüşüm oluşur.
- c) Ötektik katılma noktası düşerken, elementlerin ergime noktası değişmez.
- d) Ötektik bileşim yüksek silisyuma doğru kayar.
- e) Vizkozite önemli ölçüde artarken difüzyon hızı ve yüzey gerilimi düşer.
- f) Modifiye edici ilave edilmeden yüksek katılma hızında da modifiye yapı elde edilir.
- g) Aşırı modifikasyon sorun oluşturur.

Modifikasyon etkisinin kristal büyüme ile ilgili olduğu kabul edilmiştir. Çoklu ikizlenme (multiple twinning) ve diğer mekanizmalar (yüzey gerilim etkisi gibi) hala tartışılmaktadır. Çekirdeklenmeye olan etkinin savunulduğu teori bu gün artık tümüyle terk edilmiştir.

Modifikasyon ile büyük fleyk silisyum kristalleri fibreye dönüşür ve yapısal incelme de olur (35-50 μm 'den 15-5 μm 'ye). TPRE (Twin Plane Reentrant Angle Edge-İkiz Düzlemleri Girinti Açısı Kenarı) mekanizması ile silisyum kristalleri (fleyk ötektik ve plaka primer) levhasal şekilde büyür. Sıvıya modifiye ediciler (Sr gibi) ilave edildiğinde, modifiye edici element ötektik ve primer silisyumun büyüme cephesinde toplanır ve silisyumun büyümesini tıkar. Levhasal büyüme şekli sırası ile fibresel ve küresele dönüşür. Silisyumun büyüme şekli TPRE mekanizmasından IIT (Impurity Induced Twinning-Empürite Etkin İkizlenme) mekanizmasına dönüşür. Bu ikinci çoklu ikizlenme, fibrenin sıcaklık / bileşim ekili yönelmesini sağlar. Bu ikizlenme büyümeye değil, yön değiştirmeye yardım eder.

Modifikasyon sadece empürite (Sr gibi) etkisiyle oluşmaz, yüksek soğutma hızı (quench) da yapıyı modifiye eder. İkizlenmenin modifiye yapıya etkisi etki boyutu halen belirsizdir.

4.DENEYLER VE TARTIŞMALAR

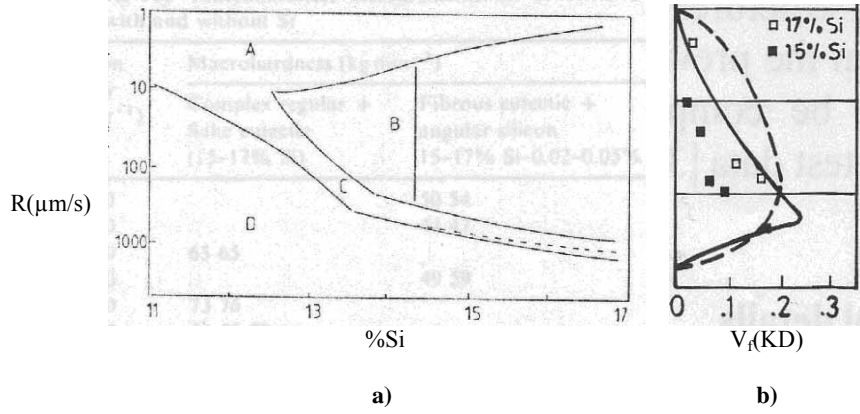
Ötektik-üstü bileşimlere sahip Al-Si alaşımlarının bir kısmı Sr ile modifiye edilmiş ve farklı hızlarda yönelmiş olarak katılaştırılmıştır. Yönsüz-klasik kum/kokil dökümler de yapılmıştır. Elde edilen yapılar OM, SEM ve TEM'de incelenmiştir. Geçmiş yıllarda muhtelif makalelerde yayınlanan (13-16) araştırma sonuçları tekrar değerlendirilmiş ve dökümante edilmiştir. Çiftfilm ve modifikasyon konularındaki kısıtlar ve anlaşılmayan unsurlar eleştirel mantıkla ele alınmıştır.

4.1 Çiftfilm teorisi ile ilgili görüşler

Aynı bileşime sahip Al-Si alaşımlarında yapılan çalışmalar, bifilm etken çekirdeklenme ve büyümenin katılma şartlarına (büyüme hızı ve sıcaklık gradyanı) bağlı olduğunu göstermiştir. Hezagonal plaka şeklinde kristal büyümenin (TPRE mekanizması- ikiz düzlemleri yardımıyla büyüme) etkin olduğu katılma şartlarında bifilm etkileşimi yoğun olarak görülmektedir. Bu ilk gruba plaka-levha şeklinde büyüyen fleyk ötektik ve primer silisyum kristalleri örnek verilebilir. Bir kısım kompleks düzenli kristal merkez lameli (spine) de çiftfilm etkileşimi göstermiştir.

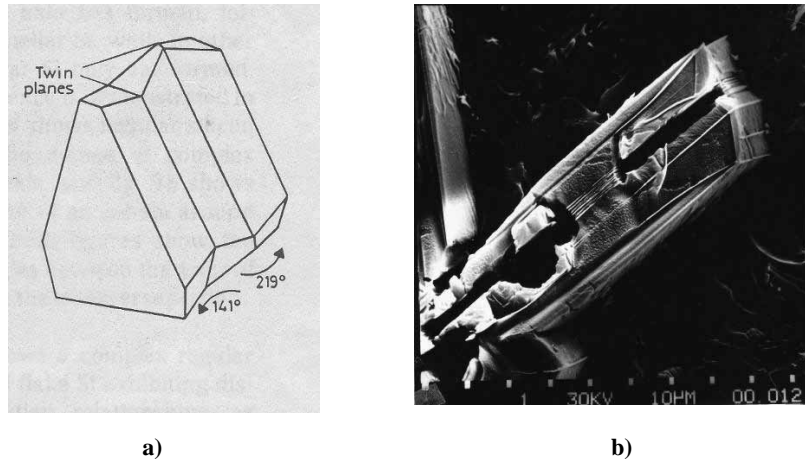
TPRE mekanizmasının faal olmadığı büyüme şartlarında ise çiftfilm etkisi göreceli olarak azdır/yoktur. İkinci gruba çubuksal, fibresel, kompleks düzenli, angular (köşeli) ve oktahedral silisyum kristalleri örnek verilebilir. Şekil 7, Al-Si alaşımlarında gözlenen çok sayı ve çeşitteki silisyum kristallerinin bulunuş şartlarını vermektedir. Çeşitlilik bir ölçüde sıvıda bulunan çiftfilmler nedeniyledir. Silisyum yüzdesi ne olursa olsun 1-400 $\mu\text{m/s}$ arasındaki büyüme hızlarında çiftfilm etkisi yoğundur. Bu hız aralığı TPRE mekanizmasının etkin

olduğu aralıktır (Şekil 8). Bu aralığın dışındaki büyüme hızlarında bifilm etkisi ve ikiz düzlemi yardımıyla büyüme göreceli olarak azdır.



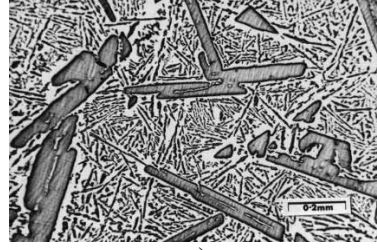
Şekil 7. Al-Si alaşımlarında yapı, silisyum bileşimi büyüme hızı(R) ilişkisi. **a.** A bölgesi: Köşeli, çubuk ve fleyk Si B bölgesi: Fleyk, kompleks düzenli (KD), yıldız-şekilli, oktehdral-plaka primer Si ($\text{Si}>14,5\%$). C bölgesi: Fleyk ve fibresel Si, Primer Si ($\text{Si}>14,5\%$) D bölgesi: α -Al dendiritler, fleyk ve fibresel Si ve primer Si ($\text{Si}>14,5\%$). Kesik çizgi fleyk fibre geçişini gösterir (çizgi üstü fleyk, çizgi altı fibre) **b.** % 17 Si içeren Al alaşımında görülen kompleks düzenli (İkizsiz kristal) yüzdesinin büyüme hızıyla değişimi – deneysel %17 Si --- levye kaidesiyle hesaplanmış %17 Si .

Katı/sıvı arayüzey önünde bölgesel aşırı soğumalar filmlerin çekirdekleyiciliklerini artırır ve bu düşük katılama hızlarında sağlanır (Kuma döküm, bir kısım kokil döküm). Yüksek katılama hızı veya hızlı soğumada (çil döküm) film etkisi göreceli olarak azdır.

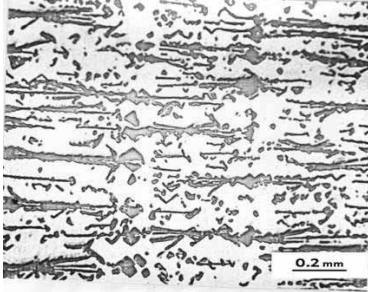


Şekil 8. TPPE (İkiz düzlemi yardımıyla büyüme) modeli a)Şematik gösterim.b) %15 Si'lu Al alaşımında $75 \mu\text{m/s}$ büyüme hızında gözlenmiş primer silisyum kristali SEM mikroyapısı (İkiz izleri ve ikiz düzlemi boyunca büyüme görülmektedir).

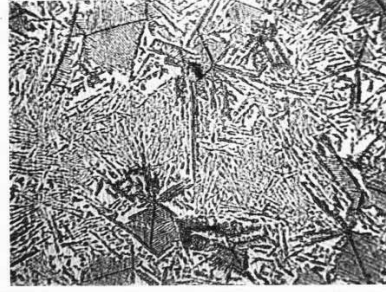
Birçok döküm özelliğinin (sıcak yırtılma, por çekirdeklenmesi gibi) bifilm ile ilişkilendirilmesi yönünde gözlem yapılamamıştır. Bu durumda kontrollü katılaştırılmış (filmsiz) alaşımlardaki yapısal özellikler nasıl yorumlanacaktır?



a)

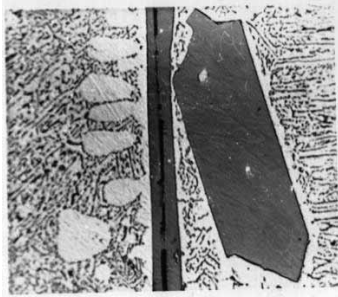


b)

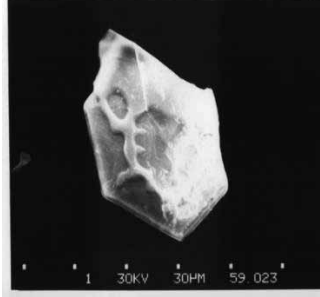


c)

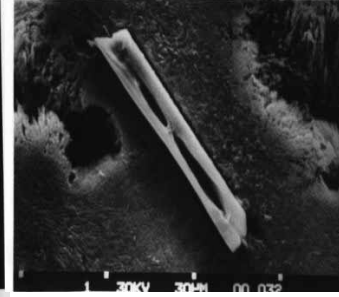
Şakil 9.Bifilm etkileşimli TPRE kristal büyümeler. **a)**Kuma döküm, primer ve ötektik Si kristalleri **b)**Yüksek sıcaklık gradyeni altında yönelmiş katlaşmış Al-%14Si alaşımı, paralel kesit **c)** Kompleks düzenli kristallerde bifilm etkileşimi sınırlı, TPRE büyüme yoktur.



a)



b)



c)

Şakil10. Bifilm etkili kristal büyümeler. **a)** Optik mikroyapıda gözlenen primer silisyum kristali merkez çizgisi (siyah) bifilmi gösterir. **b)** Plaka şeklindeki hegzagonal primer silisyum kristalinin SEM’de çekilmiş 3 boyutlu görüntüsü(Yüzeyde dendirit oluşumu). **c)** Primer silisyum kristalinin merkez bölgesinde açılmış bifilm (SEM görüntüsü)

Al-Si özelinde yapılan mevcut çalışma primer ve iri plaka ötektik Si büyümede bifilm etkisini vermiştir(Şakil 10). “Bifilm” teorisi ekseninde yapılan inceleme düşük-orta büyüme hızları ($-400 \mu\text{m/s}$) bölgesinde bu mekanizmanın etkin olduğunu vermektedir.Yüksek katılma hızlarında (bifilm parçalanır-açılmaz-düşük bifilm boyutları) hakim mekanizma bifilm-dışıdır. Islatma ve kristal büyümeyi bifilm tetikleyemez.

Çiftfilm ile aşılmalı gereksinimi ve etkileşimi var mıdır? Çift filmin tekrarlı çekirdeklenme ve büyüme (küresel yapı) ile sınırlı çekirdeklenme ve büyümede (ötektik hücre gibi) etkisi nedir? Bu sorular cevapsız kalmıştır. Yapılan çalışmalar ötektik fleyk ve fibre silisyumların

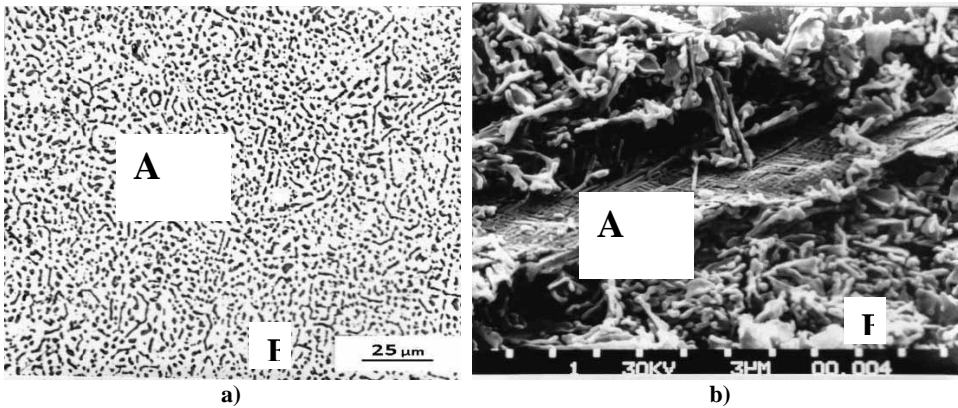
bağlantılı (interconnected) olduğunu göstermiştir. Fleyk silisyumda çift film etkisi genellikle ilk çekirdeklenme safhasında vardır. Yıldız şekilli ve kompleks düzenli kristallerin çekirdeklenmeleri bunu kanıtlamıştır. Çekirdeklenme sonrası safhada kompleks düzenli kristaller genellikle çiftfilmsiz ve ikizsiz (hücresele büyüme) gösterir (Şekil 7.b ve 9c). Modifiye veya hızlı soğuma fibresele silisyum büyümesi çiftfilm etkileşimi göstermemiştir.

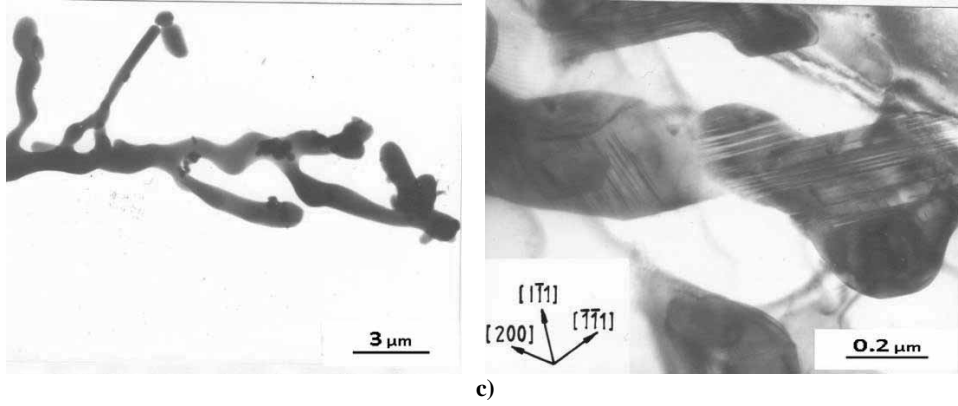
4.2 Modifikasyon ile ilgili görüşler

Saf Al yoğunluğu $2,7 \text{ gr/cm}^3$ iken, Al_2O_3 'ün yoğunluğu $3,8 \text{ gr/cm}^3$ 'tür. Çökmesi beklenirken, film şeklindeki geometri Al_2O_3 'ü uzun süre sıvıda asılı halde tutar. Birçok diğer metaloksitlerin aksine, Al_2O_3 yüksek yoğunluğu nedeniyle yüzeye çıkamaz. Al-Si-Sr (modifiye) alaşımında ise Al_2O_3 filmi dejenere olmakta ayrıca düz katı/savı ara yüzeyi oksit filminin yaşamasını ve yapısını korumasını önlemektedir. Modifiye alaşımında büyümenin TPRE mekanizmalı olmaması ve yapının ince fibresele silisyum kristalli olması çiftfilm etkisi varsa bile yakalanmasını / görülmesini güçleştirmektedir.

Geçenlerde yayınlanan bir araştırma çalışması(11) Sr, Na ve Sc'un modifikasyon yapıcılıklarını ele almıştır. Sc'un ötektik silisyumu modifiye etmesi sıvı yüzey gerilimini düşürmesi ile ilgili bulunmuştur. Al-Si-Sc alaşımında sıvı yüzey gerilimi (680°C 'de 240 mN/m) en yüksek çıkmıştır ve modifikasyon, ötektik sıvıda alüminyumun silisyum büyümesini tıkaması (overlapping) ile ilişkilidir. Na'un ötektik silisyumu modifiye etmesi ise empürite kaynaklı ikizlenme(IIT) mekanizmasına dayandırılmıştır ve burada sıvı yüzey gerilimi en düşüktür (680°C 'de 100 mN/m). Al-%8,5Si-%0,04Sr alaşımında yüzey gerilimi her iki uç şartın arasındadır (680°C 'de 180 mN/m iken 740°C 'de 130 mN/m dir). Bu sonuçlar Sr modifikasyon mekanizmasının sıcaklığa bağlı olarak değiştiğini verir. Modifiye ediciler sıvı alaşımın yüzey gerilimini düşürür, alüminyum fazı silisyumu ıslatır, sık sık onu aşar ve büyümesini tıkar. Bu nedenle her iki tür modifikasyon mekanizması (IIT ve Al tıkamalı/ikizsiz) geçerlidir.

Yüksek sıcaklık fibresele yapı (Şekil 11b)Al fazı tıkamalı ikizsiz iken, düşük sıcaklık fibresele yapı (Şekil 11a)ise branşlaşma-dallanma gösteren ikizli (IIT) yapıdadır. Benzer durum ötektik-üstü saf Al-Si alaşımlarında da vardır. Yüksek sıcaklıkta büyüyen kompleks düzenli kristaller ikizsiz iken, düşük sıcaklıkta büyüyen fleyk silisyum kristaller ise ikizlidir(Şekil 9a). Şekil 7, Al-Si alaşımlarında karma büyümeyi çok anlamlı bir şekilde vermektedir. Yapıda %25 mertebesinde bulunabilen kompleks düzenli kristaller ikiz düzlemsiz büyürken diğer yapı elemanlarından fleyk silisyumlar ikiz düzlemlile ve ikizlenme yardımıyla (TPRE) büyürler.





Şekil11. Modifiye fibresel silisyum kristalleri büyüme mekanizmaları.

a) Optik mikroyapı iki farklı silisyum modifikasyonunu vermektedir(Dik kesit Al-%14Si-%0.0047Sr, 79μm/sn büyüme hızı, 120 °C/cm sıcaklık gradyeni).

b) a’da verilen yapının derin dağlanmış SEM mikroyapısı.

c) B bölgesinden alınan bir silisyum fibresi ve ikiz düzlemleri içeren bölgenin TEM resmi (Fibresel silisyum kristallerinde çoklu ikizlenme-multiple twinning-IIT görülmektedir).

A → silisyum büyüme tıkanmış ikizsiz fiberler. Yüzey gerilim etkili alüminyum tkama kaynaklı kristal büyüme.

B → çoklu ikizlenmenin hakim olduğu fibresel silisyum kristal büyüme.

5.SONUÇLAR

Al-Si alaşımlarında çiftfilm ve modifikasyon özelliği sanılanın aksine çok basit ve anlaşılır değildir. Alaşımlarda aynı bileşim katılaşma şartlarına bağlı olarak farklı mikroyapı ve farklı çiftfilm, modifikasyon etkileşimi göstermektedir.

Çiftfilm ve silisyum kristal büyümesine etkisi, düşük katılaşma hızı (soğuma) şartlarında çok belirgindir. Bu kuma döküm ve bir kısım kokil dökümde rahatça izlenebilir.

Modifikasyon mekanizması silisyum kristallerinin büyüme sıcaklığına bağlı olarak ikizli(IIT) veya ikizsiz(sıvı alüminyumun büyüme tıkanması) olarak gelişmektedir.

KAYNAKLAR

1. J.Campbell: Casting Practice, Butterworth Heineman,Oxford , UK, 2004
2. J.Campbell:Castings, 2nd Edition, Butterworth Heineman,Oxford , UK, 2003.
3. D.Dispinar and J Campbell : Determining Aluminium Melt Quality , 66 World Foundry Congress (wfc), p:45-57 İstanbul-2004
4. J.Campbell: Eğitim Semineri CD’si, TÜDÖKSAD, 25 Nisan 2007, İstanbul
5. W.Schneider:Highly stressed Automotive Engines Of Aluminium. 66 wfc, p:1165-1176 İstanbul-2004
6. F.J. Feikus:Optimization of Al Si Cast Alloys for Cylinder Head Applications, AFS Transaction,Vol 105,pp225-331, 1997
7. M.C. Flemings: Invention and Foundry Industry 66 th WFC İstanbul p:3-18, 2004
8. F.Yılmaz: Alaşımlar (Kitap), İTÜ Sakarya Mühendislik Fakültesi Yayını, 1985.
9. E.H.İslamoğlu, A.kalkanlı, H.Güldür: Thermal analysis of eutectic modified and grain refined aluminium – silicon alloys, 66 th WFC İstanbul p:1265-1273,2004
10. F. Yılmaz, O.A.Atasoy, R.Elliott: Growth structures in aluminium-silicon alloys. II The influence of strontium, Journal of Crystal Growth, v.118, n.3 April 1, 1992, p.:377-384
11. J.Lee, M.Kim, Y.Hong: The effect of Sc on the modification of eutectic si in Al-Si alloys,66 th WFC İstanbul p103-114,2004
12. D.C. Jenkinson, L.M.hogan: Strontium modification of Al-Si alloys, J.Crystal Growth,28,1975, 171-186

13. O.A. Atasoy, F. Yilmaz, R. Elliott: Growth structures in aluminium-silicon alloys. I The coupled zone, *Journal of Crystal Growth*, 66, (1984), 137-146
14. F. Yilmaz: Structure and Properties of Directionally Solidified Al-Si Hypereutectic Alloys, *Materials Science and Engineering, A* 124, (1990), L1-L5.
15. F. Yilmaz, R. Elliott: The Microstructure and Mechanical Properties of Unidirectionally Solidified Al-Si Alloys *Journal of Materials Science* 24, (1989), 2065-2070
16. F. Yilmaz: Silicon Crystals in Aluminium- Silicon Alloys, *Aluminium Journal*, 64, Jahrgang, 1988.

ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMLARINDA TİB İLAVESİ İLE TANE İNCELTMEDE BEKLETME ZAMANININ TANE BOYUTUNA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Ramazan KAYIKCI*, Murat ÇOLAK**

Sakarya Üniversitesi, Teknik Eğitim fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Sakarya

*rkayikci@sakarya.edu.tr, **mcolak@sakarya.edu.tr

ÖZET

Bu çalışmada tane inceltmede sıvı metal bekletme zamanının tane boyutu üzerine etkisi araştırılmıştır. Döküm alaşımı olarak Etial 110, Etial 160 ve Etial 177 kullanılmıştır. Tane inceltici olarak Al5Ti1B mastır alaşımı kullanılmıştır. Tane inceltme deneyleri standart ALCAN tane inceltme testi ile gerçekleştirilmiştir. ALCAN tane inceltme deneylerinden elde edilen sonuçlar ayrıca kum kalıba döküm yöntemi ile de test edilmiştir. Çalışmada ergitme, döküm, metalografi ve görüntü analizi teknikleri kullanılmıştır. Sonuçlar ALCAN tane inceltme testlerinde Al5Ti1B tane inceltici mastır alaşımının tane inceltme etkisinin zamana göre değiştiğini göstermiştir. En küçük tane boyutu 25 dakika bekletme süresi ile elde edilirken 25 dakikanın altında ve üzerindeki bekletme sürelerinde tane boyutunun giderek büyüdüğü görülmüştür. Kum kalıplara yapılan dökümlerden ölçülen tane boyutlarında da bekletme süresinin ALCAN tane inceltme testlerinden alınan sonuçlar ile paralel olduğu gözlemlenmiştir.

Anahtar kelimeler: TiB, tane inceltme, alüminyum döküm alaşımları.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE HOLDING TIME ON THE GRAIN SIZE OF ALUMINIUM CASTING ALLOYS GRAIN REFINED BY TiB ADDITION

ABSTRACT

In this study the influence of melt holding time on the grain refining effect of AlTiB type master alloy has been investigated. Etial 110, Etial 160 and Etial 177 were used as casting alloys and Al5Ti1B as grain refining master alloy. The ALCAN grain refining test was employed during the grain refining tests. The grain refining effect was also tested by sand casting the alloys. Melting, casting, metallography and image analysis techniques have been used during the experiments. Results showed that the melt holding time has a significant effect on grain refining of aluminium alloys. The smallest grain size was obtained with 25 minutes holding time and holding time lower or greater than 25 minutes have resulted in somewhat larger grain size. Sand castings also gave similar results confirming the results obtained from the ALCAN grain refining tests.

Keywords: TiB, grain refinement, aluminium casting alloys.

1. GİRİŞ

Tane inceltici olarak ticari olarak ta kabul gören titanyum Ti ve B elementleri az miktarlarda alüminyuma ilave edildiğinde hızlı bir şekilde tane inceltme etkisi göstermektedir. Tane inceltme mekanizması tam olarak bilinmemekle birlikte üzerinde ittifak edilen genel görüşe

göre; sıvı alüminyum alaşımlarına genellikle ergitme potasında katılan tane incelticiler ergiyik içerisinde TiB_2 ve Al_3Ti intermetalik bileşikler yolu ile heterojen çekirdeklenme merkezleri oluşturarak yapının daha ince taneli olmasında rol oynamaktadır[1-6].

Tane inceltme özellikle, segregasyonları azaltarak ikinci faz partiküllerin dağılımını değiştirdiğinden döküm parçaların mekanik özellikleri üzerinde önemli etkiye sahiptir. Tane inceltmemiş yapıda uzun kanat yapılı dendritik alüminyum taneleri oluşmaktadır. Sıvı metalde bulunan veya katılaşma sırasında oluşan gevrek intermetalik bileşikler ve porozite bu iri tanelerin aralarına dizilerek bu tanelere dik gelen uzama kabiliyetini zayıflatmaktadır[7]. Tane inceltmiş dökümler ise küçük, düzenli ve eşeksensel bir tane yapısına sahiptir. Bu yüzden mekanik özellikler izotropiktir ve alaşım daha mukavemetlidir. Tane inceltme yapılmış alüminyum dökümlerinde tane inceltme yapılmamış olanlara göre akıcılığın ve beslenebilirliğin arttığı, daha gözeneksiz ve homojen bir yapı oluştuğu, mukavemet, yorulma direnci ve sızdırmazlık direnci değerlerinin yükseldiği bilinmektedir[2-9].

Tane inceltme işlemlerinde alüminyum dökümhanelerinde en yaygın olarak Al-Ti-B tipi mastır alaşımları kullanılmaktadır. Bunların arasında da Al_5Ti_1B , Al_3Ti_1B ve Al_1Ti_1B oranlarındaki tane incelticiler daha çok tercih edilmektedir[1-3]. Son yıllarda yapılan çalışmalar alternatif tane incelticilerin geliştirilmesinde olduğu rapor edilmiştir[8-13].

Bu çalışmada Al_5Ti_1B mastır alaşımı ile tane inceltmede tane inceltici ilavesinden sonra sıvı metal bekletme zamanının tane boyutu üzerine etkisi araştırılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Çalışmada döküm alaşımı olarak Etial 110, Etial 160 ve Etial 177 primer alaşımları kullanılmıştır. Alüminyum alaşımlarının ergitme işlemi 8 kg. alüminyum ergitme kapasitesine sahip karbür esaslı pota içerisinde elektrik direnç ocağında gerçekleştirilmiştir. Kullanılan alaşımlara ait Foundry Master tip spektrometre ile alınan kimyasal analiz değerleri Çizelge 1'de gösterilmiştir.

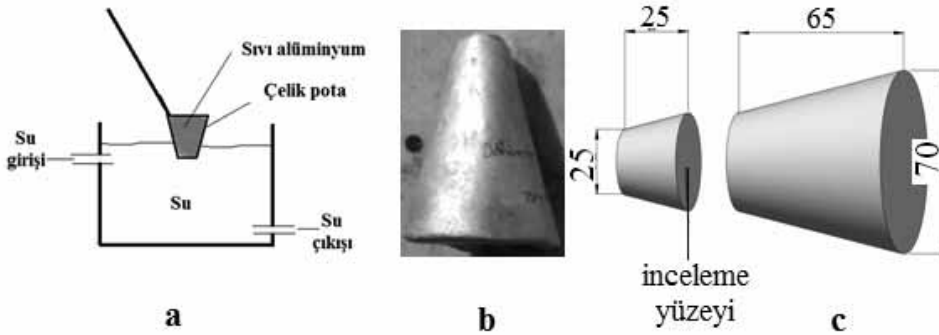
Çizelge 1 Deneylerde kullanılan alüminyum alaşımlarının kimyasal analizleri(% ağı.).

Alaşım	Fe	Si	Ti	Zn	Cu	Mg	Mn	Al
ETİAL 110	0,32	5,24	0,01	0,2	2,7	0,15	0,38	kalan
ETİAL 160	0,58	8,18	0,01	0,01	3,47	0,01	0,01	kalan
ETİAL 177	0,2	6,90	0,12	0,01	0,01	0,42	0,01	kalan

Sıvı metalin çözülmüş hidrojen gazından arındırılması amacı ile her bir döküm için; yaklaşık $750^{\circ}C$ ' de potaya daldırılan grafit sabit lans yardımı ile sıvı azot ile yıkama işlemi gerçekleştirildi. Bu işlemden sonra sıvı metal üzeri bir ticari toz flaks ile kaplanarak metalin sıcaklığının pota içerisinde $720^{\circ}C$ ye düşmesi beklendi. Bu sıcaklıkta sıvı metalin yüzeyinden sıyırma yöntemi ile cüruf tabakası temizlenerek önce $AlTi_5B_1$ ilave edilmemiş alaşımda tane boyutunu ölçmek için standart Alcan tane inceltme potası [14] içersine numune alınarak Şekil

1a'da şematik görünümü verilen sabit su yüksekliğine sahip bir kaptaki soğutma işlemi gerçekleştirildi. Bu işlemden sonra ergiyük alaşıma ağırlıkça % 0,2 Ti ilave edecek şekilde önceden tartılmış Al5Ti1B master alaşımı daldırma yöntemi ile ilave edildi.

Tane inceltici ilavesini takiben 5'er dakikalık düzenli aralıklar ile tane inceltme deney kalıbı içerisine sıvı alaşım alınarak aynı şekilde soğutuldu. Katılma ve soğuma süresince soğutma kabı içerisinde bekletilen konik alaşım külçesinin kesilmemiş halinin fotoğraf görüntüsü Şekil 1b'de verilmektedir. Şekil 1c'de ise tane inceltme deney numunesinin kesilme ölçüleri ve numunede tane boyutu inceleme yüzeyinin şematik görünüşü verilmiştir.



Şekil 1. a Standart ALCAN tane inceltme test düzeneği b.tane inceltme döküm külçesi c. tane inceltme deney numunesi ölçüleri ve tane boyutu inceleme yüzeyi.

Alcan testlerinden elde edilen sonuçların kum dökümlerde de geçerli olup olmadığını test etmek amacı ile aynı şartlarda ergitilen her 3 alaşım hem tane inceltici ilave edilmeden hem de Al5Ti1B master alaşımı ilave edilerek belirli bekleme süreleri ile kum kalıplara döküldü. Kum kalıplar kuru silis kumu ve sodyum silikat bağlayıcı kullanılarak karbondioksit (Co2) gazı ile sertleştirilerek üretildi. Kalıplar boyama ve kurutma işlemine tabi tutulmaksızın dökülerek soğumaya bırakıldı.

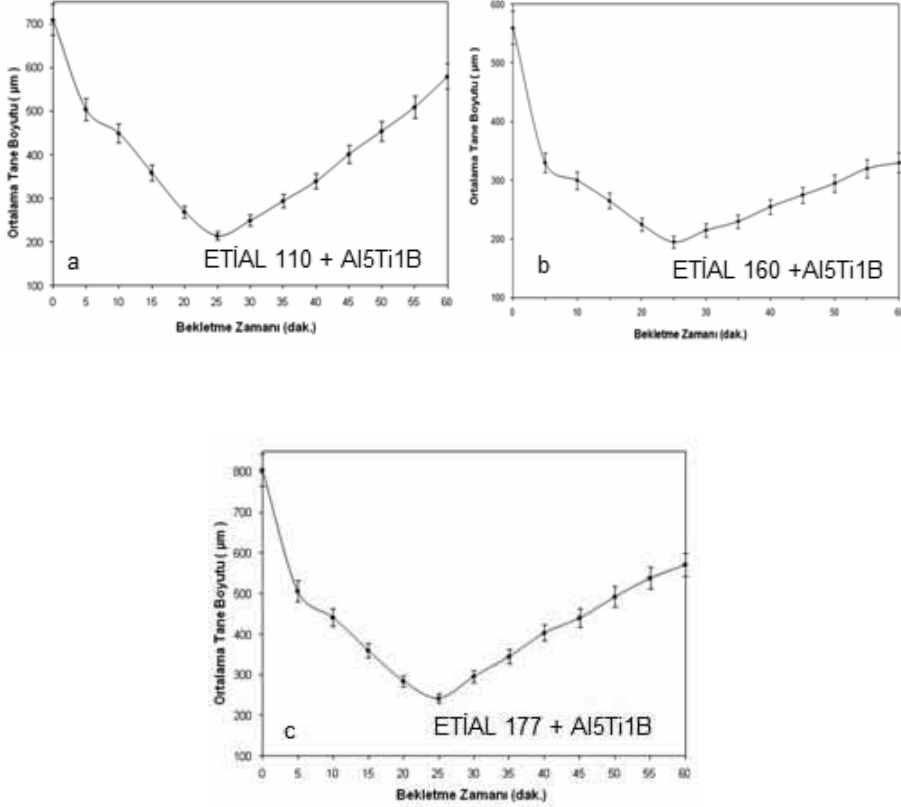
Her bir numune soğumayı takiben kesilerek incelenecek yüzeyi metalografik açıdan hazır hale getirmek için kaba ve ince zımparalamanın ardından alümina süspansiyonu emdirilmiş keçede parlatma işlemleri gerçekleştirildi. Parlatılan yüzeyler yıkanıp kurutulduktan sonra dağlama işlemi için numuneler önce 80°C sıcaklıkta suda bir süre bekletilerek ısıtıldı ve soğutulmadan Paulton çözeltisi (%60 HCL, %30 HNO₃, %5HF, %5H₂O) ile dağlandı[4].

Mikroskobik incelemeler ve tane boyutu ölçümleri Nikon Eclipse L150A ışık mikroskobu ve buna bağlı çalışan bir Clemex dijital kamera ile alınan görüntüler üzerinden Clemex Vision Lite görüntü analiz programı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

3. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Ortalama Tane Boyutu Dağılımı

Alcan Aluminium tarafından geliştirilen ve alüminyum alaşımlarında tane inceltme testlerinde tane boyutu ölçümlerinde kullanılan standart bir ölçüm tekniği olarak kabul edilen [20] Alcan düzeneği ile çelik potada soğutulan alüminyum külçelerden elde edilen numuneler üzerinden 10 farklı bölgeden tane boyutu ölçülerek ortalama değerleri alınmıştır. Ölçülen ortalama tane boyutları Şekil 2 a,b ve c’de gösterilmiştir.



Şekil 2. Farklı alüminyum alaşımlarında potaya Al5Ti1B mastır alaşımı ilavesinden itibaren 5’ er dakikalık periyotlarla alınan ve Alcan düzeneğinde katılaştırılan numunelerden ölçülen ortalama tane boyutu dağılımı. **a.** Etial 110 ETİAL 110, **b.** Etial 160 ve **c.** Etial 177.

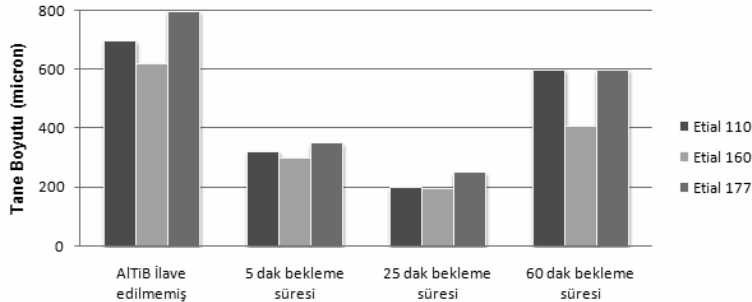
Şekil 2a Etial 110 alaşımına Al5Ti1B mastır alaşımı ilave edildikten sonra 5’ er dakika ara ile alınan sıvı alaşımın Alcan düzeneğinde katılaştırılması ile elde edilen külçelerin inceleme yüzeylerinden ölçülen ortalama tane boyutunu göstermektedir. Bu grafiklerde keletme zamanı (0) tam olarak tane inceltilmemiş sıvı ile dökülen numuneye karşılık gelmektedir. Etial 100 alaşımı tane inceltici ilave edilmeksizin ortalama 700 µm boyutunda bir tane dağılımı göstermektedir. Bekletme süresindeki artış 25 dakikaya kadar tane boyutunda önemli küçülme sağlamıştır. Ortalama tane boyutunun Etial 110 alaşımında 25. dakikada 200 µm olduğu görülmektedir. Bekletme süresindeki artışa bağlı olarak Etial 110 alaşımında tane boyutu 25. Dakikadan itibaren artarak 60. Dakikada 530 µm seviyelerine yükselmiştir.

Etial 160 alaşımı ile yapılan Alcan testlerinden alınan ortalama tane boyutu ölçüleri Şekil 2b'deki grafikte verilmektedir. Bu grafikten görüldüğü gibi 0. Dakikaya karşılık gelen değer tane inceltici ilave edilmemiş alaşımı göstermektedir. Tane inceltilmemiş Etial 110 alaşımında ortalama tane boyutu 560 μm seviyelerindedir. Tane inceltici ilavesi ile tane boyutu 5. dakikadan itibaren giderek küçülerek 25. dakikada 195 μm seviyesine inmiştir. Bir önceki alaşıma benzer şekilde 25. dakikadan itibaren tane boyutu tekrar büyüyerek 60 dakika bekleme süresinde ortalama 320 seviyelerine yükselmiştir. Etial 160 alaşımı Etial 110 alaşımına göre bekleme süresine karşı tane inceltme etkisini daha uzun sürdürebilmiştir.

Şekil 2c Etial 177 alaşımı ile yapılan deneylerden ölçülen ortalama tane büyüklüğü değerlerini göstermektedir. Grafikten görüldüğü gibi Etial 177 alaşımı da önceki iki alaşıma benzer nitelikte sonuçlar sergilemiştir. Ortalama tane boyutu Al5Ti1B master alaşımı ilave edilmemiş dökümde 770 μm seviyesinde iken tane inceltici ilave edildikten sonra bu değer süreye bağlı olarak azalmakta ve benzer şekilde 25. dakikada minimum seviye olan 225 μm düzeyine inmektedir. Aynı şekilde 25 dakikanın üzerindeki bekleme sürelerinde alaşımın içinde bulunan tane inceltici master alaşım etkisini kaybetmeye başlamakta ve 60. dakikada ortalama tane boyutu 560 μm seviyesine çıkmaktadır.

Kum Dökümlerden Ölçülen Ortalama Tane Boyutu

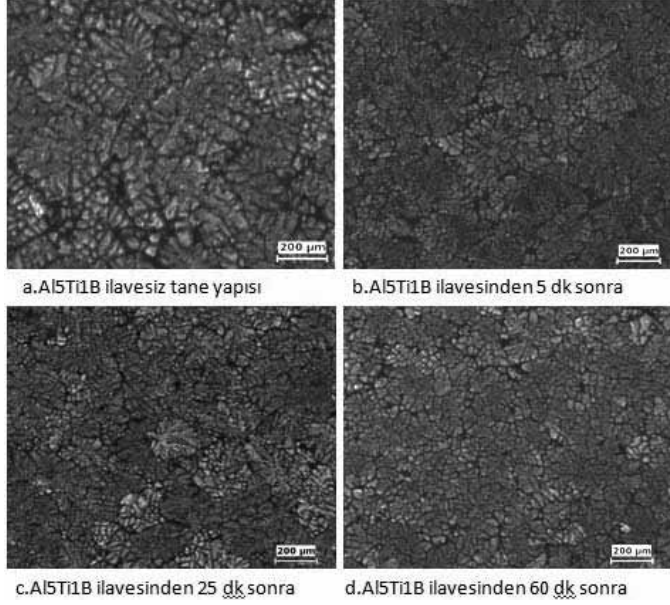
Alcan standart tane inceltme testlerinden alınan sonuçların kuma dökülen alaşımlar ile karşılaştırılması amacı her bir alaşım için 4 farklı durumda döküm yapılarak sonuçlar karşılaştırılmıştır. Bunlar sırası ile Al5Ti1B tane inceltici ilavesi yapılmamış dökümler, 5 dakika, 25 dakika ve 60 dakika bekleme süresi ile yapılan dökümlerdir. Kum dökümlerden alınan tane boyutu dağılımı sonuçları toplu olarak Şekil 3 te gösterilmiştir.



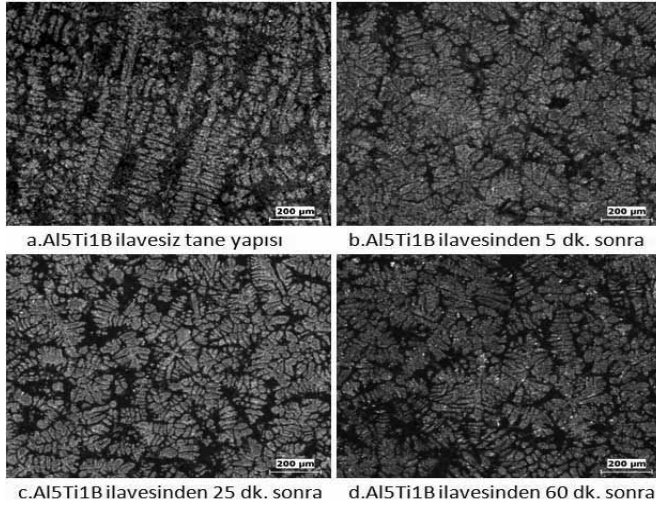
Şekil 3. Tane inceltmesiz ve farklı bekleme sürelerinde tane inceltme uygulanmış kuma dökülen Al alaşımlarından ölçülen ortalama tane boyutu dağılımı.

Şekil 3'ten görüldüğü gibi kuma dökülen dökümlerden ölçülen tane boyutu dağılımı Alcan testinden elde edilen tane boyutu dağılımı ile mükemmel derecede benzerlik göstermektedir. Tane inceltici ilave edilmemiş kuma dökümlerde tane boyutu ortalama 700 μm seviyelerinden Al5Ti1B ilave edilerek 25 dakika bekletilerek dökülen dökümlerde 250 μm seviyelerine düşmektedir. Bu durum tane inceltme deneylerinde kullanılan yöntemin ve deneylerin tekrarlanabilirliğinin yüksek olduğunu teyit etmektedir.

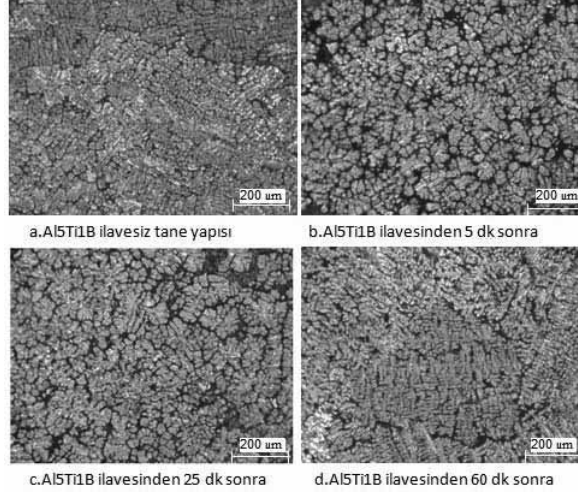
Etial 110, Etial 160 ve Etial 177 alaşımları ile kuma yapılan dökümlerden kesilen numuneler üzerinden alınan mikro yapı resimleri sırası ile Şekil 4, Şekil 5. ve Şekil 6' da gösterilmiştir. Her bir şekil tane inceltilmemiş ve sırası Al5Ti1B tane inceltici ilave edildikten sonra 5 dak, 25 dak ve 60 dakika sıvı bekletme süreleri ile yapılmış dökümlerden alınan mikro yapıları göstermektedir.



Şekil 4. ETİAL 110 alaşımının dökümünden farklı zamanlarda alınan numunelerin mikroyapı resimleri.



Şekil 5. ETİAL 160 alaşımının dökümünden farklı zamanlarda alınan numunelerin mikroyapı resimleri.



Şekil 6. ETİAL 177 alaşımının dökümünden farklı zamanlarda alınan numunelerin mikroyapı resimleri.

4. GENEL SONUÇLAR

ETİAL110, 160 ve 177 alaşımlarına ilave edilen Al5Ti1B tane incelticinin bekletme zamanına göre etkisinin incelendiği bu çalışmada; her bir alaşım için bekletme zamanının önemli bir parametre olduğu belirlenmiştir.

Deneylerde kullanılan her bir alaşıma tane inceltici ilavesinden sonra tutma zamanının etkisini incelediğimizde paralel sonuçlarla karşılaşmaktayız. Optimum zaman her birinde 25 dk olarak belirlenirken minimum tane boyutu Etial 110 alaşımı için 200 µm, Etial 160 alaşımı için 195 µm, Etial 177 alaşımı için 225 µm seviyesindedir. Optimum seviyelerdeki farklar alaşımların içeriğinde bileşim farklılığından dolayı oluşan inceltici ilavesiz yapılarının boyut farklılığından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tane inceltici ilavesinde bekletme zamanında optimum süreden sonra tane boyutunun tekrar büyümesinin sebebi olarak; tane inceltici ilavesiyle alaşım içerisinde oluşan TiB₂ ve TiAl₃ gibi intermetalik bileşiklerin zamanla çözülmeye başlaması ve bunların birbiriyle birleşerek büyümesi olarak görülmektedir.

KAYNAKLAR

1. Bryant, M. and Fisher P., Grain Refining and the Aluminium Industry (Past, Present and Future), Aluminium Casthouse Technology, July 4-8,1993.
2. Spittle, J.A., Grain refinement in shape casting of aluminium alloys, International Journal of Cast Metals Research. vol. 19, No 4, 2006.
3. Cooper, P.,Jacob, A. and Detomi, A., Additive developments in the Aluminium Industry,1. International Congress of the Aluminium Industry.
4. Sigworth, G.K. and Kuhn, T.A., Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys, American Foundry Society, Schaumburg, IL USA, 07-067(02), 2007.

5. Queded, T.E., Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation, *Materials Science and Technology*, vol. 20,1357-1371, 2004.
6. Cooper, P., Hardman, A., Boot, B. and Burhop, E., Characterisation of new generation of grain refiners for the foundry industry, 132. Annual Meeting & Exhibition, 2003.
7. G.K.Sigworth, T.A.Kuhn, "Refinement of Aluminium casting Alloys", *AFS Transactions*, Vol.115, pp.1-12, 2007.
8. Birol, Y., Production of Al-Ti-B grain refining master alloys from B₂O₃ and K₂TiF₆, *Journal of Alloys and Compounds* 443, 94-98, 2007.
9. Birol, Y., Production of Al-Ti-B grain refining master alloys from Na₂B₄O₇ and K₂TiF₆, *Journal of Alloys and Compounds* 458,271-276, 2008.
10. Boot, D., Cooper, P., StJohn, D.H., Dahle, A.K., A Comparison of Grain Refiner Master Alloys for Foundry, 131. Annual Meeting & Exhibition, Seattle, Washington, February 17-21, 2002.
11. Parton, D.P. and Hedges, M.A., A Guide to melt treatment in the Aluminium Foundry, *Metallurg Aluminium*, 1998.
12. Cook, R., Modification of Aluminium-Silicon Foundry Alloys, *Metallurg Aluminium*, 1998.
13. Detomi, A.M., Messies, A.J., Majer, S. and Cooper, P.S., The impact of TiCaI and TiBaI grain refiners on Casthouse Processing, 130. Annual Meeting & Exhibition, New Orleans, Louisiana, February 11-15, 2001.
14. Aluminium Association Standard Test Procedure for Aluminium Grain Refiners, TP-1, The Aluminium Association, Washington, D.C, 1990.

İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEN AA5XXX VE AA6XXX SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA GÖRÜLEN SEGREGASYONLARIN İNCELENMESİ VE ELEKTRİK İLETKENLİĞİNE OLAN ETKİLERİ

Zeynep SİREL^{*}, Metin USTA^{**}

^{*} Sarkuysan Elektrolitik Bakır Sanayii ve Ticaret A.Ş., Osmangazi Tren İstasyonu Yanı
Çayırova 41401 Gebze/Kocaeli
rede@sarkuysan.com

^{**} Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü 41400
Gebze/Kocaeli

ÖZET

İkiz merdane döküm yöntemi ile doğrudan eriyik halden ince alüminyum levhaların üretilmesi mümkündür. Bu yöntemde döküm ve haddeleme işlemleri aynı anda gerçekleşmektedir.

Yapılan bu çalışmada ikiz merdane döküm yöntemiyle üretilen AA5XXX ve AA6XXX serisi alüminyum işlem alaşımları incelenmiştir. AA5XXX ve AA6XXX serisi alüminyum alaşımları yapılarında bulunan alaşım elementleri nedeniyle katılaşma aralıkları oldukça geniş olan alaşımlardır ve bu nedenle ikiz merdane döküm yöntemiyle üretimleri oldukça zordur. Bu alaşımların ikiz merdane döküm yöntemiyle üretimi sırasında segregasyon adı verilen bazı hatalar oluşabilmektedir. Segregasyonlar hem mekanik özellikleri hem de yüzey kalitesini olumsuz etkilemeleri nedeniyle istenmeyen yapılardır. Optik emisyon spektrometre ile kimyasal analizlerin yapılmasının ardından, yüzeyde oluşan segregasyonlar çeşitlerine göre sınıflandırılarak stereo mikroskop, optik mikroskop, radyo frekanslı ısı boşaltma cihazı (RF GDOES), profilometre ile incelenmiş ve elektrik iletkenliği ölçüm cihazı ile bu segregasyonların malzemenin elektrik iletkenliğine olan etkileri belirlenmiştir.

Anahtar kelimeler: AA5754, AA6082, alüminyum, elektrik iletkenliği, ikiz merdane döküm yöntemi, segregasyon.

INVESTIGATION OF SEGREGATIONS IN AA5XXX AND AA6XXX SERIES ALUMINUM ALLOYS PRODUCED BY TWIN ROLL CASTING METHOD AND THE EFFECTS OF SEGREGATIONS ON ELECTRICAL CONDUCTIVITY

ABSTRACT

Twin roll casting process allows producing aluminum strips directly from molten aluminum. In this process, casting and rolling are done at the same time.

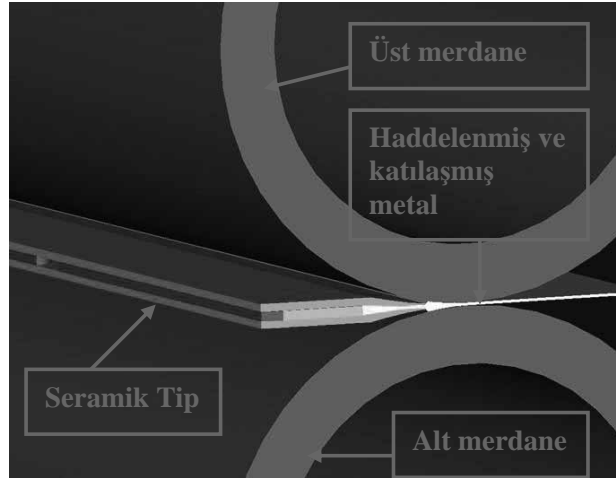
In this study, AA5XXX and AA6XXX series aluminum wrought alloys were investigated. AA5XXX and AA6XXX series aluminum alloys have wide freezing ranges because of their alloying elements. Therefore, it is difficult for them to be produced by twin roll casting method. Some defects named segregations can be formed during twin roll casting. Segregations are not preferred constitutions because they have negative effects on both the mechanical properties and the surface quality. After analyzing the chemical compounds of the samples with optical emission spectrometer, the surface segregations were categorized and then they were characterized with stereo microscopy, optical microscopy, radio frequency glow discharge optical emission spectroscopy (RF

GDOES) and profilometer. Also the effect of these segregations on electrical conductivity was determined with electrical conductivity measuring device.

Key Words: AA5754, AA6082, aluminum, electrical conductivity, Twin roll casting method, segregation

GİRİŞ

İkiz merdane döküm yöntemi, eriyik haldeki alüminyumunu doğrudan soğuk haddeleme için uygun hale getirmektedir [1]. İkiz merdane döküm yöntemi enerji ve maliyet açısından oldukça verimli, ekonomik, çok sayıda makineye ihtiyaç duymayan bir yöntemdir [2, 3]. Bu yöntemle üretilen ürünler iyi yüzey kalitesi, kalınlık ve profil toleranslarına sahiptirler [4]. İkiz merdane döküm yöntemiyle üretilen ürünlerde herhangi bir yüzey tıraşlama, ön ısıtma ve sıcak haddeleme ve belli miktarda soğuk haddelemeye ihtiyaç duyulmamaktadır [1, 2, 5]. Bu nedenlerden dolayı ikiz merdane döküm yöntemi D.C. döküme göre daha düşük maliyetli bir yöntemdir [5, 6]. İkiz merdane döküm yönteminin D.C. dökümüne göre daha düşük maliyetli bir yöntem olduğu düşünülmektedir [6]. Ayrıca ikiz merdane döküm yöntemiyle üretilen ürünlerin mikroyapısı katılaşma olayının oldukça hızlı bir şekilde gerçekleşmesinden dolayı ince tanelidir [2]. İkiz merdane döküm yönteminin bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Bu yöntem, yüksek potansiyele sahip olmasına karşın makro ve mikro düzeyde hatalar oluşabilmektedir. Katılaşma olayının çok hızlı olarak gerçekleşmesinin sonucu olarak malzemenin yapısında dengesiz katılaşmadan dolayı segregasyonlar görülebilmektedir. İkiz merdane döküm yönteminin yavaş döküm hızı, düşük verimlilik ve alaşım çeşitliğinde sınırlılık gibi olumsuz yönleri de mevcuttur [2, 7, 8]. İkiz merdane döküm yöntemi ile çok sayıda alaşım dökülebilmesine karşın, genel olarak bu yöntemle dökülebilen alaşımlar katılaşma aralığı dar olan alaşımlardır [4, 7, 8]. Şekil 1’de ikiz merdane döküm makinesinin şematik gösterimi bulunmaktadır.



Şekil 1. İkiz merdane döküm makinesi [9]

İkiz merdane döküm yönteminde sabit kompozisyon, sıcaklık ve seviyeye sahip olan eriyik haldeki metal gazlarından arındırılıp, filtrelendikten sonra döküm makinesinin “baş kutu” adı verilen kısmına gönderilmektedir. Baş kutu, “tip” adı verilen seramik bir malzemeye bağlanmıştır. Tip, ikiz merdane döküm makinesinin merdaneleri arasında metalin dağıtılmasını sağlamaktadır. Döküm merdaneleri arasındaki mesafe hidrolik sistem sayesinde sabit tutulmaktadır. Tip ile merdanelerin merkez hattı arasındaki mesafeye “setback” denmektedir [1]. İkiz merdane döküm yönteminde katılaşma olayı, eriyik haldeki metalin suyla soğutulmuş

merdanelere değmesi ile başlamaktadır ve katılaşan metal merdanelere değmektedir. Katılaşma tamamladığında ise levha merdanelerin arasından çıkmadan malzeme bir miktar sıcak haddelenmektedir [3, 4, 7, 10].

DENEYSSEL ÇALIŞMA

İkiz merdane döküm yöntemiyle üretilen AA5754 ve AA6082 alüminyum alaşımları incelenmiştir. Yapılan spektral analiz (ThermoARL 4460 OE SPECTROMETER) ile bu alaşımların kimyasal kompozisyonları tespit edilmiştir (Tablo 1).

Tablo 1-AA5754 ve AA6082 alaşımlarının kimyasal kompozisyonları(%ağ).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Pb	Ti	Ca	%Al
AA5754	0,098	0,257	0,001	0,004	2,307	0,001	0,005	0,0013	0,013	0,01570	97,27
AA6082	1,009	0,391	0,002	0,474	0,712	0,001	0,008	0,0011	0,013	0,01769	97,35

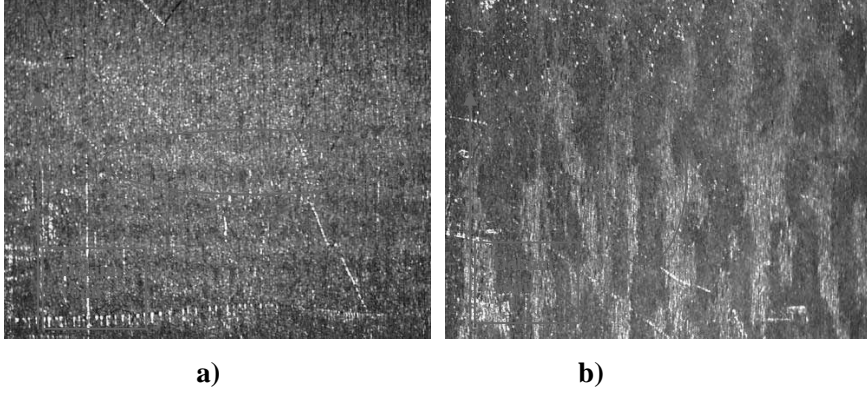
AA5754 ve AA6082 alüminyum alaşımlarından hadde yönüne dik olarak yüzeyinde az segregasyon olan ve çok segregasyon olan numuneler alınmıştır. Yüzeyi az segregasyonlu olan numuneler levha yüzeyinde gözle yapılan kontrollere segregasyon miktarının en az olduğu bölgenin tespit edilmesi sonucu seçilmiştir. Yüzeyi çok segregasyonlu olan numuneler ise kendi arasında ripple ve iğnesel segregasyon olarak ikiye ayrılmaktadır. Yüzeyinde ripple ve iğnesel segregasyon yoğun olan numunelerin stereo mikroskop (Olympus DP10) ile fotoğrafları çekilmiştir.

Tüm numunelere gerekli metalografik hazırlıkların yapılmasının ardından optik mikroskopta (Zeiss AxioCam MRc 5) beyaz ışıpta fotoğrafları çekilmiştir. Numune yüzeylerinde farklı bölgelerde oluşan segregasyonların kesit boyunca derinlikleri ölçülmüştür. AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki yüzeyinde çok segregasyon olan numunelere RF GDOES (Horiba Hobin Yvon GD-OES) analizleri yapılmıştır. Yapılan RF GDOES analizlerinde 4 mm çapında bakır anot kullanılmıştır. RF GDOES analizleri sırasında basınç 800 Pa, güç 52 W, modül 5,95 V, faz 5,31 V olarak ayarlanmış ve 10,5 dakika analiz yapılmıştır. RF GDOES ile analiz edilen numunelerde oluşturulan krater derinlikleri profilometre cihazı (Veeco Dektak 8 Advanced Development Profiler) ile ölçülmüştür. Her numuneye 2 mg kuvvet uygulanarak 180 sn tarama yapılmıştır. AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki tüm numunelerin elektrik iletkenlikleri (HP 4194A Impedance Gain Phase Analyzer ve HP 16451B Dielectric Test Fixture) ölçülmüştür. Ölçüm öncesi tüm numuneler lazer kesme cihazı ile çapları 14,82-14,87 mm arasında olacak şekilde kesilmiştir. Ölçümler, alternatif akım uygulanarak, 1000 Hz-15 MHz frekans aralığında yapılmıştır.

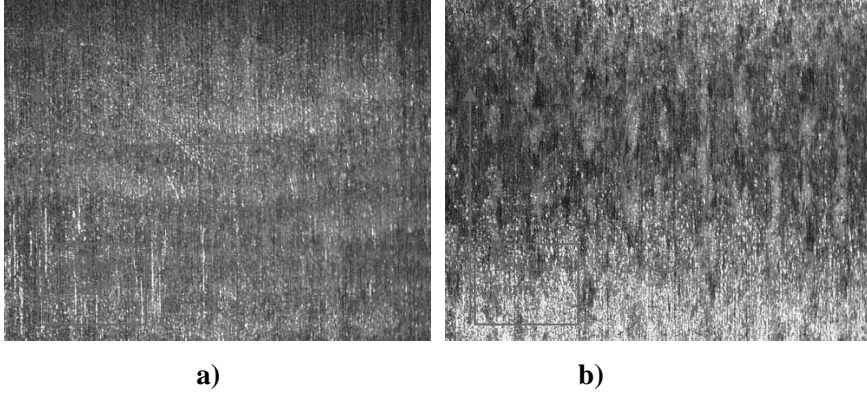
DENEYSSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki levhalardan yüzeyi az segregasyonlu, ripple ve iğnesel segregasyon yoğun olan bölgelerden alınan numunelerin stereo mikroskop ile çekilen fotoğrafları Şekil 2-3'te gösterilmektedir. Levha yüzeyine gözle kontrol yapıldığında bu bölgelerin görüntüsünün nasıl olduğu gösterilmiştir. Yüzeyi az segregasyonlu olan numuneler levha yüzeyinde gözle yapılan kontrollerde segregasyon miktarının en az olduğu bölgenin tespit edilmesi sonucu seçilmiştir. Yüzeyinde ripple yoğun olan numunelerde ise segregasyonlar döküm yönüne dik olan su dalgası şeklindeki kırınımlar olarak kendini

göstermektedir. İğnesel segregasyonlar ise döküm yönüne paralel olan iğnemi şekilli segregasyonlardır.

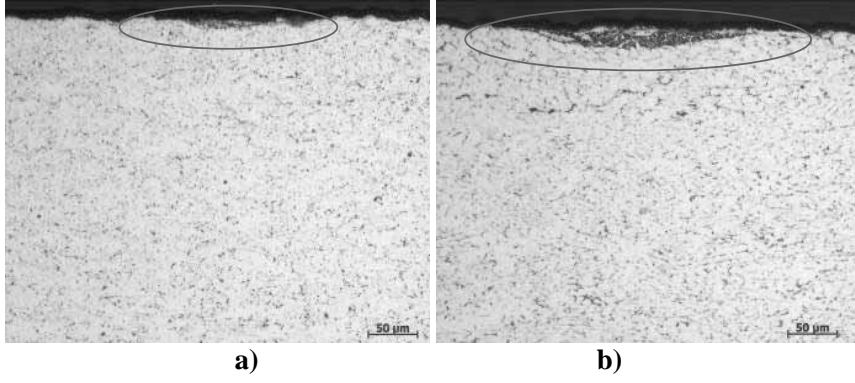


Şekil 2. AA5754 alaşımındaki yüzeyinde a) ripple b) iğnesel segregasyon yoğun olan bölgelerden alınan numunelerin 25X büyütmede stereo mikroskopta çekilmiş fotoğrafları.

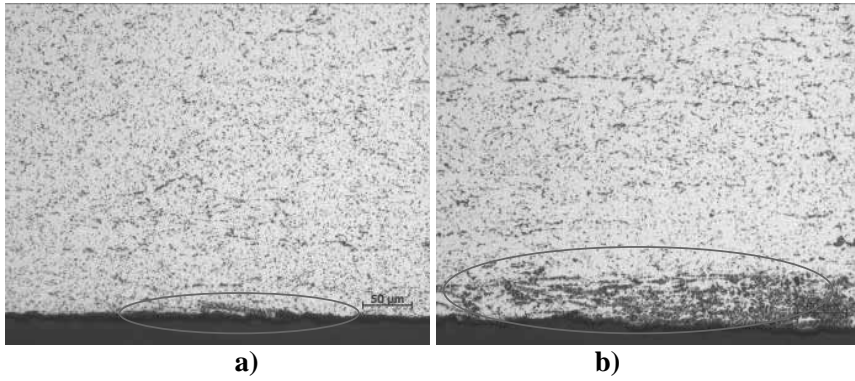


Şekil 3. AA6082 alaşımındaki yüzeyinde a) ripple yoğun b) iğnesel segregasyon yoğun olan bölgelerden alınan numunelerin 25X büyütmede stereo mikroskopta çekilmiş fotoğrafları.

AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki hadde yönüne dik olarak alınan yüzeyinde az segregasyon olan ve çok segregasyon olan tüm numunelerin optik mikroskopta beyaz ışıpta incelemeleri yapılmıştır (Şekil 4-5).



Şekil 4. AA5754 alaşımındaki yüzeyinde a) az segregasyon olan b) çok segregasyon olan numunelerin beyaz ışık optik mikroskop fotoğrafları



Şekil 5. AA6082 alaşımındaki yüzeyinde a) az segregasyon olan b) çok segregasyon olan numunelerin beyaz ışık optik mikroskop fotoğrafları

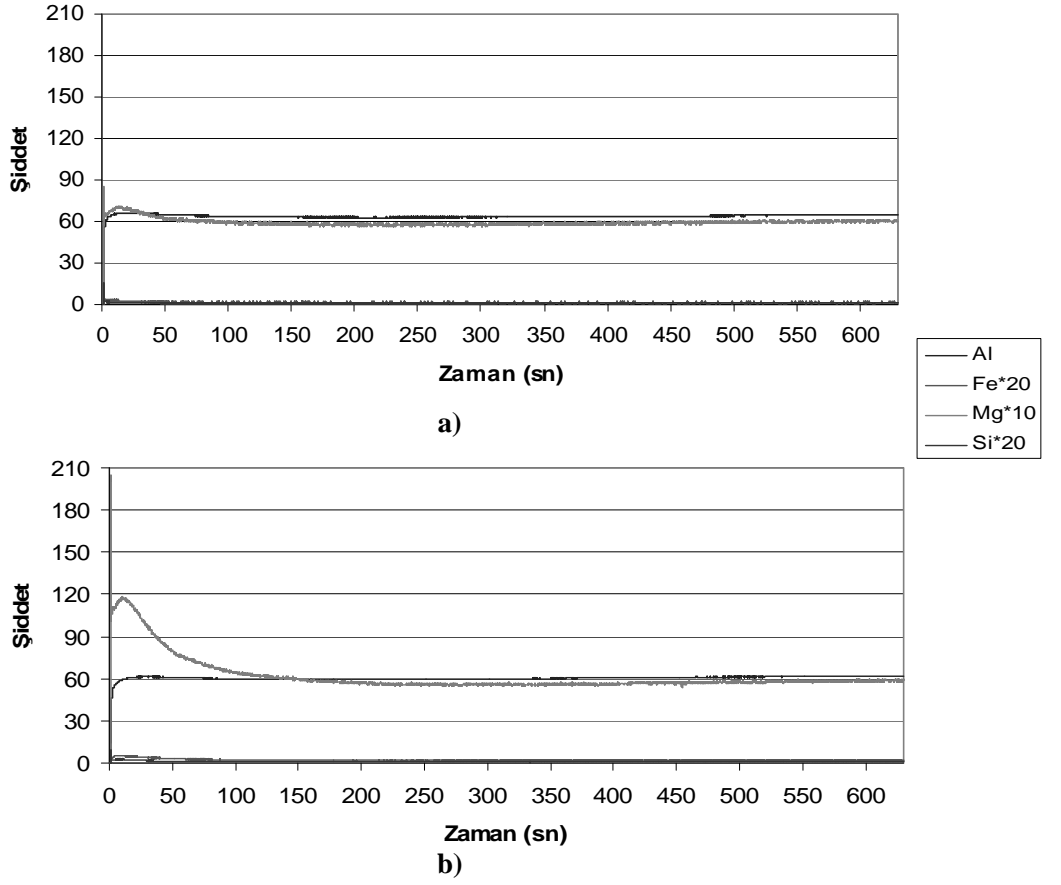
Her iki alaşımda da yüzeyde oluşan bu segregasyonlar katı-sıvı ara yüzeyinde katılaşma sırasında matris içerisinde çözülebilecek olan alaşım elementi miktarının aşılması nedeniyle oluşmaktadır. Yüzeyde yerel olarak bu şekilde dengesiz katılaşmış bölgelerin oluştuğu görülmektedir.

AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki yüzeyinde az segregasyon olan ve çok segregasyon olan numunelerin optik mikroskopta kesitten çekilen fotoğraflarında yüzey segregasyonlarının küçük havuzcuklar şeklinde oldukları görülmüştür. Ayrıca yüzey segregasyonların maksimum derinliklerinin Tablo 2’de gösterildiği gibi olduğu tespit edilmiştir.

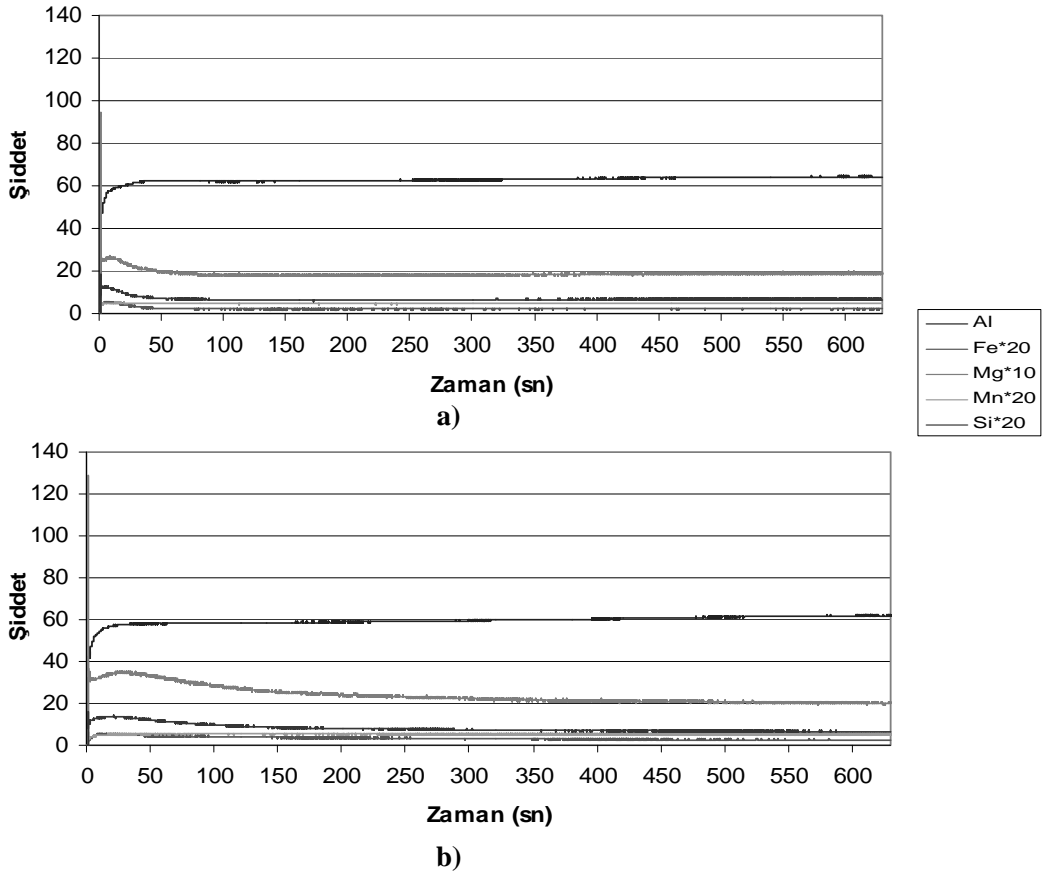
Tablo 2. AA5754 ve AA6082 alaşımlarında yüzeyinde az ve çok segregasyon olan numunelerde segregasyonların derinlikleri

	AA5754 (µm)	AA6082 (µm)
Az segregasyonlu bölge	22	15
Çok segregasyonlu bölge	59	55

AA5754 ve AA6082 alüminyum alaşımlarında yüzeyinde segregasyon yoğun olan numunelere RF GDOES analizleri yapılmıştır (Şekil 6-7).



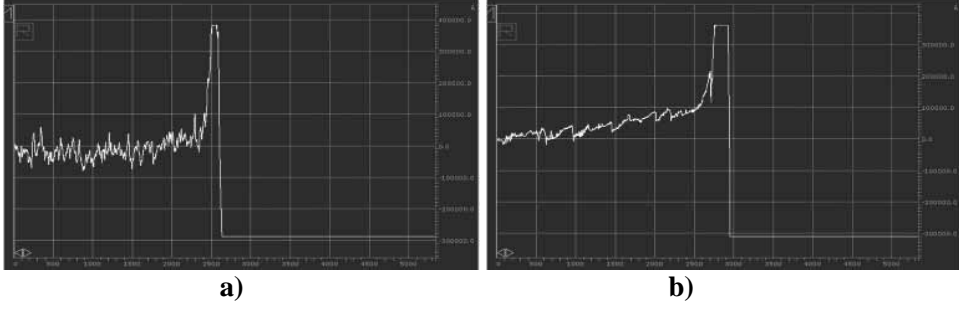
Şekil 6. AA5754 alaşımındaki yüzeyinde a)ripple yoğun b)iğnesel segregasyon yoğun olan numunelerin RF GDOES analizleri grafikleri



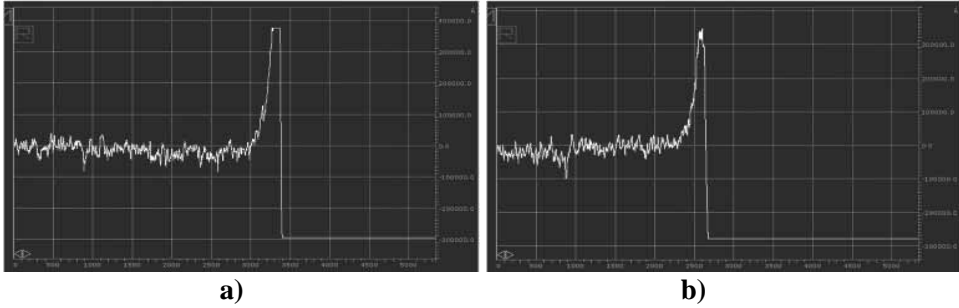
Şekil 7. AA6082 alaşımındaki yüzeyinde a)ripple yoğun b)iğnesel segregasyon yoğun olan numunelerin RF GDOES analizleri grafikleri

Yapılan RF GDOES analizlerinde başlangıçta bazı elementlerin miktarı artış göstermiş, fakat daha sonra sabit bir seviyede devam etmiştir. Analizin başlangıcında bu durumun görülmesinin nedeni yüzey segregasyonlarının o alaşım elementlerince zengin olmasından kaynaklanmaktadır. Yapılan analizlerde AA5754 ve AA6082 alaşımındaki yüzeyinde ripple ve iğnesel segregasyon yoğun olan numunelerdeki yüzey segregasyonlarının Fe, Mg ve Si elementlerince zengin olduğu tespit edilmiştir.

Yapılan RF GDOES analizleri sırasında cihazın ne kadar derinliğe inerek analiz yaptığını öğrenebilmek amacıyla analiz sırasında oluşan krater derinliğinin hesaplanabilmesi için profilometre cihazı ile ölçümler yapılmıştır. Yapılan profilometre analizleri sonucunda Şekil 8-9'daki grafikler elde edilmiştir.



Şekil 8. AA5754 alaşımındaki yüzeyinde a) ripple yoğun b) iğnesel segregasyon yoğun olan numunelerin RF GDOES analizlerinde oluşan kraterlerin profilometre cihazı ile derinliklerinin ölçülmesi



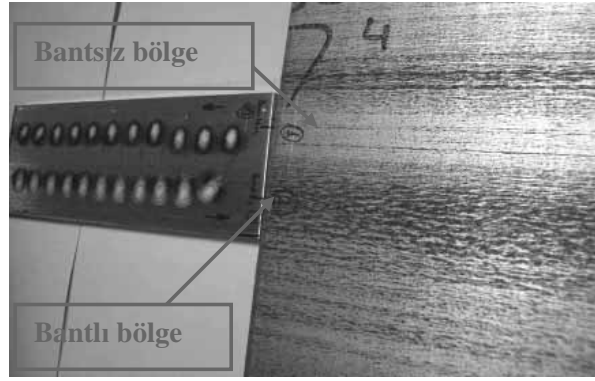
Şekil 9. AA6082 alaşımındaki yüzeyinde a) ripple yoğun b) iğnesel segregasyon yoğun olan numunelerin RF GDOES analizlerinde oluşan kraterlerin profilometre cihazı ile derinliklerinin ölçülmesi

Şekil 8-9'daki grafikler levha yüzeyinden krater yarı mesafesine kadar olan kısım arasında yapılan tarama sonucu elde edilmiş olup, aradaki fark krater derinliğini göstermektedir. Grafikte görülen tepe noktasının sol tarafı levha yüzeyini, sağ tarafı ise kraterin iç kısmını göstermektedir. Ölçüm sonuçları Tablo 3'te gösterilmektedir. Bu durum RF GDOES analizlerinin başlangıcında daha önceden optik mikroskopta beyaz ışıkta bilgisayar programı aracılığıyla ölçülen segregasyonların ulaştığı maksimum derinliklere dayanarak segregasyonlu bölgenin içinde bulunduğu anlaşılmasına imkân sağlamıştır.

Tablo 3. AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki yüzeyinde çok segregasyon olan numunelerde RF GDOES analizleri sırasında oluşan kraterlerin profilometre cihazı ile ölçülen derinlikleri

AA5754 ripple yoğun	AA5754 iğnesel segregasyon yoğun	AA6082 ripple yoğun	AA6082 iğnesel segregasyon yoğun
30 µm	36 µm	30 µm	28 µm

AA5754 alaşımındaki levhada yüzeyde, segregasyonlar bantları olan ve olmayan bölgeler %25 NaOH çözeltisi ile dağlanarak belirgin hale getirilmiştir. İki farklı bölge arasında kimyasal kompozisyon farkı olup olmadığı ölçülmüştür. Her iki bölgeye de 10'ar adet spektral analiz yapılmıştır. Yapılan spektral analiz sonucunda kimyasal kompozisyonlar arasında farklılıklar gözlemlenmiştir. Her iki bölgenin analiz öncesi ve sonrası fotoğrafları çekilmiştir (Şekil 10). Segregasyon bantlı ve segregasyon bantsız bölgelerin kimyasal kompozisyonları Tablo 4-5'te gösterilmiştir.



Şekil 10. AA5754 alaşımında yüzeyde segregasyon bantları olan ve olmayan bölgelerin %25 NaOH ile dağlama sonrası hali ve spektral analiz yapılan bölgeler.

Tablo 4. AA5754 alaşımında segregasyon bantları olmayan bölgeye yapılan spektral analizin sonuçları (% ağı).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Pb	Ti	Ca	%Al
ORT	0,180	0,556	0,002	0,052	2,777	0,041	0,011	0,0019	0,003	0,05427	96,27

Tablo 5. AA5754 alaşımında segregasyon bantları olan bölgeye yapılan spektral analizin sonuçları (% ağı).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Pb	Ti	Ca	%Al
ORT	0,309	0,968	0,005	0,055	4,274	0,029	0,011	0,0029	0,001	0,05477	94,23

Tablo 4-5'te görüldüğü gibi segregasyon bantları olan bölge, segregasyon bantları olmayan bölgeye göre Si, Fe ve Mg elementleri açısından oldukça zengindir. Spektral analiz sonrasında segregasyon bantları olan ve olmayan bölgelerin her ikisi de zımparalanarak spektral analiz sırasında yanan bölgelerin giderilmesi sağlanmıştır. Zımparalama öncesi levha kalınlığı 5,07 mm iken zımparalama sonrasında kalınlık 5,01 mm'ye inmiştir. Zımparalama sonrasında her iki bölgeye de 10'ar adet spektral analiz yapılmıştır. Bu sayede yüzeyden 60 µm daha aşağıda olan bölgenin kimyasal kompozisyonu tespit edilmiştir. 60 µm derine inildiğinde yüzey segregasyonlarının tamamen yok olduğu daha önce optik mikroskop ile beyaz ışıktaki kesitten çekilen fotoğraflarda belirlenmişti. Zımparalama sonrası her iki bölgenin kimyasal kompozisyonları Tablo 6-7'de gösterilmiştir.

Tablo 6. AA5754 alaşımında zımparalama sonrasında segregasyon bantları olmayan bölgeye yapılan spektral analizin sonuçları (% ağı).

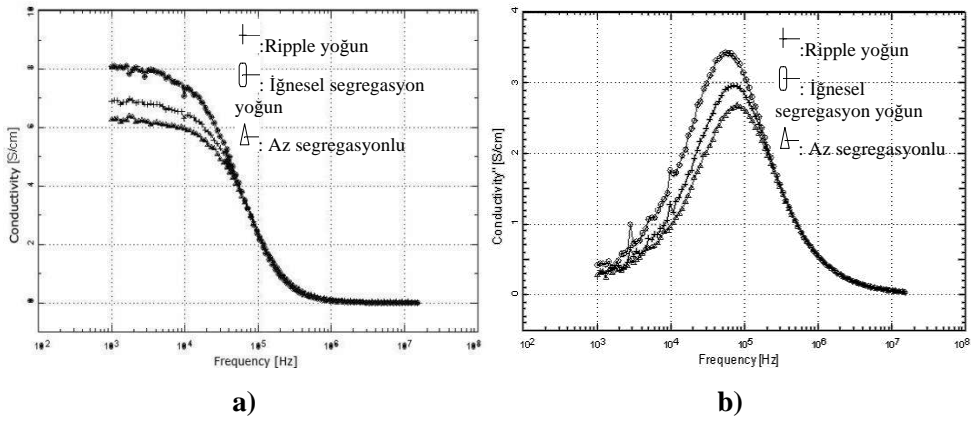
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Pb	Ti	Ca	%Al
ORT	0,116	0,312	0,001	0,045	2,426	0,039	0,005	0,0013	0,004	0,01866	97,01

Tablo 7. AA5754 alaşımında zımparalama sonrasında segregasyon bantları olan bölgeye yapılan spektral analizin sonuçları (% ağı).

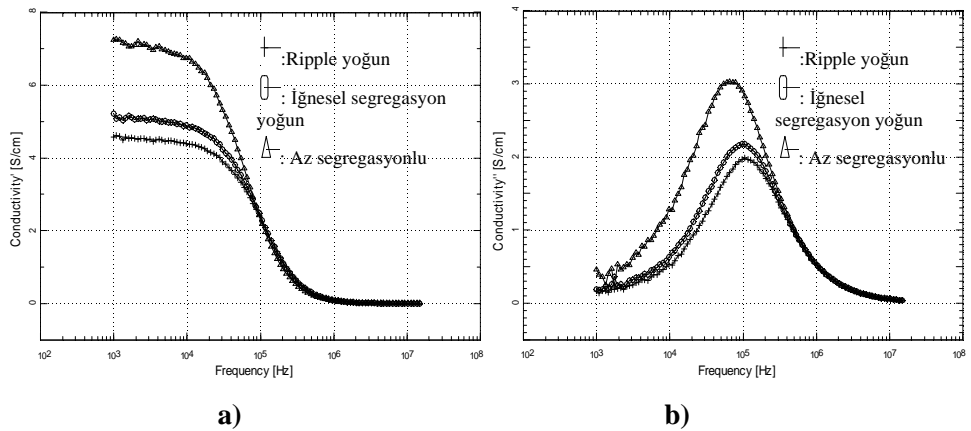
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Pb	Ti	Ca	%Al
ORT	0,114	0,337	0,001	0,046	2,404	0,039	0,006	0,0013	0,004	0,01933	97,01

Tablo 6-7’de bulunan spektral analiz sonuçlarına göre segregasyon bantları olan ve olmayan bölgelerin her ikisi de zımparalama sonrasında segregasyonlu bölgelerin yok olması nedeniyle aynı kimyasal kompozisyona sahiptir. Bu durum, yüzey segregasyonlarının zımparalama işlemi ile giderilmesinden kaynaklanmaktadır. Bu işlemlerin yapılmasındaki amaç segregasyon bantları olan ve olmayan iki bölge arasındaki kimyasal kompozisyon farklılığını ortaya koymaktır ve yüzeyden belli bir miktar zımpara yapılmasının amacı ise bu farklılığın sadece yüzeyde olduğunu ispatlamaktır. Sonuçta, levha yüzeyinde segregasyon bantları olan bölgelerin alaşım elementi açısından oldukça zengin olduğu, bant olmayan bölgelerin ise daha fakir olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca levha yüzeyinden iç kısımlara doğru inildikçe bantlı ve bantsız bölgelerin her ikisinin de kimyasal kompozisyonunun yaklaşık olarak aynı olduğu görülmüştür.

AA5754 ve AA6082 alaşımlarındaki yüzeyi az segregasyonlu, ripple ve iğnesel segregasyon yoğun olan bölgelerden alınan numunelerin her birine yapılan elektrik iletkenliği ölçümlerinde farklı frekans değerlerindeki elektrik iletkenliği değerleri ölçülmüştür. Her bir numune için gerçek ve izafi değerler ölçülmüştür (Şekil 11-12).



Şekil 11. AA5754 alaşımındaki numunelerin a) gerçek b) izafi değerlerinin elektrik iletkenliği-frekans ilişkilerinin kıyaslanması.



Şekil 12. AA6082 alaşımındaki numunelerin a) gerçek b) izafi değerlerinin elektrik iletkenliği-frekans ilişkilerinin kıyaslanması.

AA5754 alaşımındaki numunelerde elektrik iletkenlikleri grafiklerinde gerçek ve izafi değerlerinin frekans değerleri sabit tutulduğunda elektrik iletkenliği değerleri maksimumdan minimuma doğru iğnesel segregasyon yoğun olan, ripple yoğun olan ve yüzeyi az segregasyonlu olan şeklinde sıralanmışlardır. Wen ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada AA5XXX serisi alüminyum alaşımlarında yapıda Mg atomlarının çökmesinden dolayı elektrik iletkenliğinin artış gösterdiği tespit edilmiş ve bu durumun Mg çökelti atomlarının hareketli dislokasyonlarla daha az etkileşmesinden kaynaklandığı belirtilmiştir. Yapılan bu çalışmada da ikiz merdane döküm yöntemiyle üretilen AA5754 alaşımında segregasyon miktarı fazla olan numunelerde Mg atomlarının yapıda daha fazla çökmesinden dolayı elektrik iletkenliğinin daha fazla olduğu tespit edilmiştir. AA6082 alaşımındaki numunelerde ise elektrik iletkenlikleri grafiklerinde gerçek ve izafi değerlerinin frekans değerleri sabit tutulduğunda maksimumdan minimuma doğru yüzeyi az segregasyonlu olan, iğnesel segregasyon yoğun olan ve ripple yoğun olan şeklinde sıralanmışlardır. Bu durum, alüminyumun yapısında bulunan her türlü hatanın elektrik iletkenliğini azaltıcı etki göstermesinden kaynaklanmaktadır.

SONUÇLAR

İkiz merdane döküm yöntemiyle üretilen AA5754 ve AA6082 alüminyum alaşımlarında görülen yüzey segregasyonları incelenmiştir. Segregasyonlar yarattıkları olumsuz etkiler nedeniyle istenmemektedir. Yapılan incelemeler sonucunda bu durumun esas olarak ikiz merdane döküm yönteminin doğasından kaynaklanan hızlı katılma ve alaşımın kompozisyonundan kaynaklandığı tespit edilmiştir. Uygun döküm kalınlığı, döküm hızı ve setback kombinasyonları yapılarak segregasyonsuz döküm elde edilebilir. Döküm sırasında genişlik boyunca bölgesel ısı farklılıklarından kaçınılmalıdır. Bu sayede segregasyon bantları oluşumu engellenebilir. Yapılan incelemeler sonucunda elde edilen sonuçlar şu şekildedir:

- AA5754 ve AA6082 alaşımlarından alınan numunelerin optik mikroskopta yapılan incelemelerinde segregasyonların ulaştığı derinlikler AA5754 alaşımındaki yüzeyinde az segregasyon olan numunede 22 μm , yüzeyinde çok segregasyon olan numunede 59 μm ; AA6082 alaşımındaki yüzeyinde az segregasyon olan numunede 15 μm , yüzeyinde çok segregasyon olan numunede ise 55 μm 'dir.
- Yapılan optik mikroskop incelemelerinde yüzey segregasyonlarının küçük havuzcuklar şeklinde oldukları görülmüştür.
- RF GDOES analizlerinde AA5754 ve AA6082 alaşımındaki yüzeyinde iğnesel segregasyon ya da ripple yoğun olan numunelerdeki yüzey segregasyonlarının Fe, Mg ve Si elementlerince zengin oldukları görülmüştür. Daha sonra yapılan spektral analizlerle de yüzey segregasyonlarının Fe, Mg ve Si elementlerince zengin olduğu doğrulanmıştır.
- Aynı alaşımda farklı tipte segregasyonlar bulunan numunelerdeki elektrik iletkenlikleri de farklı olmaktadır. AA5754 alaşımında elektrik iletkenliği maksimumdan minimuma doğru yüzeyinde iğnesel segregasyon yoğun, ripple yoğun ve az segregasyonlu olan malzeme şeklinde sıralanmaktadır. AA6082 alaşımında ise elektrik iletkenliği maksimumdan minimuma doğru yüzeyi az segregasyonlu, iğnesel segregasyon yoğun ve ripple yoğun olan malzeme şeklinde sıralanmaktadır.

TEŞEKKÜR

Yapmış olduğumuz bu çalışmada laboratuvar imkânlarını kullanmamıza izin verdikleri ve tüm bilgi ve deneyimlerini sonsuz paylaştıkları için Assan Alüminyum Ar-Ge Müdürü sayın

Dr. Murat Dündar ve tüm Ar-Ge bölümü çalışanlarına, İstanbul Teknik Üniversitesi'nden sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Özgül Keleş'e ve yapmış olduğumuz deneylerde yardımcı oldukları için Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü'nden Arş. Gör. Mustafa Okutan, Arş. Gör. Aytekin Polat, Uzman Ömer Faruk Deniz'e çok teşekkür ederiz.

REFERANSLAR

1. Vangala et al, The Influence of Casting Gauge on the Hunter Roll Casting Process, The Minerals, Metals & Materials Society (1992)
2. Haga et al, High Speed Roll Casting of Aluminum Alloy Strip, Materials Science Forum Vols. 475-479 (2005) 343-349
3. Gras et al, Microdefects Formation During the Twin-Roll Casting of Al-Mg-Mn Aluminium Alloys, Journal of Materials Processing Technology 167 (2005) 62-72
4. Cook et al, Development of the Twin- Roll Casting Process, Journal of Materials Processing Technology 55 (1995) 76-84
5. Sanders Jr. et al, Industrial Development of Non-Heat Treatable Aluminum Alloys, Materials Forum Volume 28 (2004) 53-64
6. Slamova et al, Effect Of Processing Parameters on Microstructure and Properties of Continuously Cast Al-Mg Sheets, Materials Science Forum 482 (2005) 279-282
7. Yun et al, Twin Roll Casting of Aluminium Alloys, Materials Science and Engineering A280 (2000) 116-123
8. Haga et al, Twin Roll Casting of Aluminum Alloy Strips, Journal of Materials Processing Technology 153-154 (2004) 42-47
9. Temel Alüminyum Bilgisi Eğitimi Sunumu, Assan Alüminyum
10. Lockyer et al, Micro- And Macrodefects in Thin Sheet Twin-Roll Cast Aluminum Alloys, Materials Characterization 37 (1996) 301-310
11. Wen et al, The Effect of Mg Precipitation on the Mechanical Properties of 5XXX Aluminum Alloys, Materials Science and Engineering A 392 (2005) 136-144

ALÜMİNYUM DÖKÜMLERİNDE TANE İNCELTMENİN MAŞİ BÖLGESİ GEÇİRGENLİĞİ ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Ramazan KAYIKCI, Yalçın YURTSEVEN, Aykan KARAYAZI

Sakarya Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Sakarya
rkayikci@sakarya.edu.tr

ÖZET

Bu çalışmada kum kalıplara dökülen Etial 177 alüminyum döküm alaşımlarının katılaşması sırasında yarı-katı (maşi) bölgesinin sıvı metal akıcılığına karşı geçirgenliği ve tane inceltmenin bu geçirgenlik üzerine etkileri araştırılmıştır. Etial 177 primer alaşımı makro ve mikroporozite oluşturmak üzere özel olarak tasarlanan kum kalıplara dökülmüştür. Dökümlerin iç kesitlerinde oluşan makro ve mikro porozite değerleri ölçülerek sonuçlar bir döküm simülasyon programında aynı şartlarda modellenen dökümlerden alınan porozite değerleri ile karşılaştırılmıştır. Araştırmada, metal ergitme, tane inceltme, döküm, döküm simülasyonu, metalografi, optik mikroskop, ve görüntü analizi teknikleri kullanılmıştır. Sonuçlar bilgisayar modellemelerinde en önemli sınır şartlarından birisi olan ve "kritik katı oranı" olarak tanımlanan maşi bölgesi geçirgenlik sınırının kaba taneli dökümlerde %33 katı oranı sınırında olduğunu, buna karşılık iyi tane inceltmiş dökümlerde bu değer % 50 katı oranı seviyelerine yükseldiğini göstermiştir.

Anahtar kelimeler: Döküm, tane inceltme, maşi bölgesi, besleme, alüminyum dökümleri.

INVESTIGATION OF GARIN REFINING ON THE MUSHY ZONE PERMEABILITY IN ALUMINIUM CASTINGS

ABSTRACT

In this study, using sand cast Etial 177 (Al7Si) alloy, the liquid flow permeability of mushy zone and the effect of grain refining on this permeability has been investigated. Primer alloy was sand cast to specially designed molds to obtain macro and micro porosity. The resulting macro and micro porosity were measured from the castings and compared with the results obtained from casting simulations run with identical conditions. Melting, grain refining, sand casting, casting simulation, metallography, microscope and image analysis techniques have been used during the experimental work. Results showed that one of the most important boundary conditions of casting simulation "critical fraction of solid" (CFS) value in unrefined castings is only 33 % solid, whereas this value has extended to 50 % solid in well grain-refined castings.

Keywords: TiB, grain refinement, aluminium casting alloys.

1.GİRİŞ

Bilgisayar teknolojilerindeki hızlı gelişmelere bağlı olarak döküm proseslerinin modellenebilmesi döküm mikro ve makro yapılarının önemli ölçüde tahmin edilebilmesini

sağlamaktadır. Döküm simülasyon programları yeni bir teknoloji olarak döküm parça tasarımını; deneme yanılma yöntemi ile gereksiz kusurlu döküm üretmeye gerek kalmadan bilgisayarda tasarım ile ilk defada sağlam döküm üretimine olanak sağlar. Günümüz rekabet şartlarında bu sebeplerden dolayı yüksek performanslı parça üreten dökümhanelerde simülasyon kullanımı her geçen gün yaygınlaşmaktadır. Literatürde döküm simülasyon programlarıyla tasarıma dayalı çok iyi sonuçlar alınmış birçok çalışma mevcuttur. [1-5].

Döküm simülasyonu programlarında başarılı sonuçlar elde etmek, gerçek döküm şartlarının simülasyon programında doğru ve birebir olarak girilmesine bağlıdır. Alaşımın döküm sıcaklığı, çekme oranı, sıvı metalin kalıbı doldurma süresi, katı-sıvı aralığında beslemenin devam edebileceği kritik katı oranı değeri bu parametrelerden bazıları olarak sayılabilir. Bu parametrelerden kritik katı oranı değeri üzerinde çok çalışılmamış olmakla birlikte simülasyon sonuçlarında önemli etkilere sahip bir parametredir. Özellikle alüminyum alaşımlarından dökülen parçaların modellenmesinde kritik katı oranı değerinin tane boyutuna bağlı olarak değiştiğini rapor eden bazı çalışmalar bulunmaktadır[6,7,11].

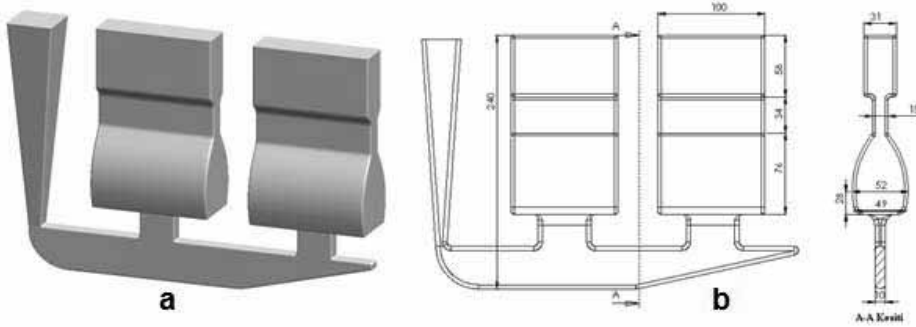
Sıvı alüminyum alaşımlarına genellikle ergitme potasında katılan tane incelticiler ergiyik içerisinde heterojen çekirdeklenme merkezleri oluşturarak yapının daha ince taneli olmasında rol oynamaktadır[6,7]. Tane inceltme yapılmış alüminyum dökümlerinde, tane inceltmenin akışkanlığı arttığı, daha iyi besleme sağladığı, daha gözeneksiz bir yapı oluştuğu, mekanik özellikleri iyileştirdiği, yorulma direncini ve sızdırmazlık direncini artırdığı bilinmektedir[6-9]. Tane inceltmiş dökümlerde maşi bölgesi boyunca beslenebilirliğin arttığı bilinmektedir [10]. Chai[11], yavaş hızda dönerek soğuyan silindirik bir dökümün içine yerleştiği kanat ile katılaşma sürecinde büyüyen dendritlerin kanata uyguladığı yükteki değişimi ölçmüştür. Al-%4 Cu alaşımı ile yapılan bu ölçümlerin sonuçları Şekil 1'de gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi tane inceltici ilavesine bağlı olarak dendrit blokajı (dendrite coherency) gecikmektedir. Tane inceltilmemiş bir dökümde dendrit blokajı yaklaşık %25 katı oranı seviyesinde iken %0,20 oranında tane inceltici ilave edilmiş dökümde bu oran %50 seviyesine çıkmaktadır.

Döküm parçaların katılaşmasında besleme üzerinde en önemli etkenlerden birisi de kritik katı oranıdır. Kritik katı oranı bir katı-sıvı (maşi) aralığında büyüyen dendritlerin belirli bir hacme ulaşması ile sıvı akışımı bloke ederek beslemenin durmasına neden olduğu noktadır. Kritik katı oranı tane büyüklüğüne duyarlı olduğundan tane inceltme işlemi ile bu oranın ne derece yükseltilebileceği tam olarak bilinmemektedir. Bu çalışmada, Etial 177 alaşımı kullanılarak farklı tane büyüklükleri oluşturmak üzere hem tane inceltilmemiş hem de tane inceltmiş dökümlerde kritik katı oranı (CFS) değerleri araştırılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

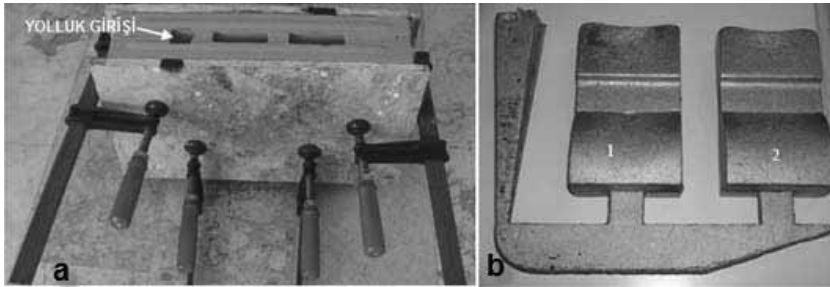
Döküm deneylerinde kullanılan modelin geometrisi ve ölçülü teknik resmi sırası ile Şekil 1a ve 1b'de verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi döküm geometrisi seçiminde, uçları daha kalın ve orta kısımları ince bir model kullanılmıştır. Yapılan tane inceltilmemiş (kaba taneli) ve iyi derecede tane inceltmiş (ince taneli) döküm şartlarında bu sıcak noktanın ne derece

beslenebildiği ölçülebilmektedir. Beslenebilirlik ölçütü olarak dökümlerin sıcak noktalarında oluşan mikro ve makro porozitelerin yüzde oranları ve dağılımları esas alınmıştır. Böylece kritik katı oranının etkisinin daha belirgin şekilde ortaya çıkması amaçlanmıştır. Dökümün üst kısmında alt kısmı besleyebilecek sıvı metal bulunmasına rağmen ortadaki ince kesitte kritik katı oranı seviyesinde bir katılaşma gerçekleştiğinde besleme yolu kapanacak ve sıvı metalin alt kısma geçişi sonlanacaktır. Böylece parçanın alt kısımlarında hata oluşumu amaçlanmıştır.



Şekil 1. Döküm modeli geometrisi ve ölçüleri.

Kum kalıp, %3,5 oranında sodyum silikat reçine eklenmiş silis kumunun kum karıştırıcısında karıştırılarak model plakası ve açma derece yardımı ile şekli verildikten sonra CO₂ gazı ile sertleştirilmesiyle elde edilmiştir. Şekil 2.a ve b'de sırası ile döküme hazır bir kalıp ve kalıptan çıkmış bir döküm görülmektedir.



Şekil 2.a. Kum kalıp, b. Döküm parça.

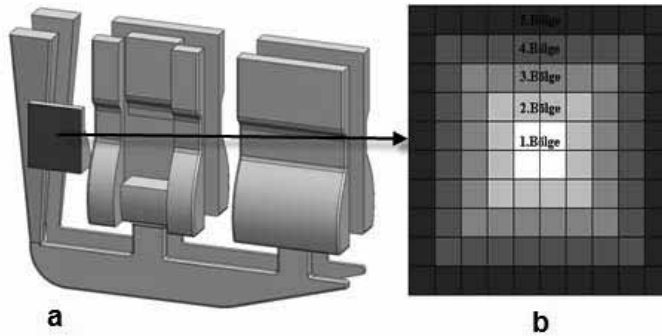
Primer ETİAL177 alaşımının Foundry Master tip spektral analiz cihazından alınan element analiz değerleri Tablo 1'de verilmiştir. Ergitme işlemi 8 kg alüminyum ergitme kapasitesine sahip SiC pota içerisinde elektrik direnç ocağında gerçekleştirilmiştir. Sıvı metal çözünmüş hidrojen gazından arındırılması amacı ile yaklaşık 750 °C'de potaya daldırılan grafit sabit lans yardımı ile sıvı azot ile yıkama işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu işlemden sonra sıvı metalin üzeri ticari bir toz flaks ile kaplanarak metalin sıcaklığının pota içerisinde 700 °C'ye düşmesi beklenmiştir.

Tablo 1. ETİAL177 alaşımının kimyasal analizi(% ağı.)

Elementler	Si	Fe	Mg	Ti	Al
Ağırlıkça%	8,04	0,2	0,42	0,13	Kalan

Bu sıcaklıkta sıvı metalin yüzeyinden sıyırma yöntemi ile cüruf tabakası temizlenerek hazırlanan kalıba döküm gerçekleştirilmiştir. Bu işlemden sonra ergiyik alaşıma ağırlıkça % 0,2 Ti ilave edecek şekilde önceden tartılmış Al5Ti1B mastır alaşımı daldırılmış ve ilaveden 25 dakika sonra diğer bir kalıba 2. döküm gerçekleştirilmiştir. Şekil 4’de kalıptan çıkmış döküm numunesinin resmi görülmektedir. Döküm parçanın yolluk tarafındaki numunesi; 1 numaralı ve diğer numunede 2 numaralı numune olarak işaretlenmiştir ve bundan sonra bu şekilde bahsedilecektir.

Döküm işlemleri tamamlandıktan sonra döküm numuneler hata oluşması muhtemel yerlerden kesilerek tane inceltmeye bağlı olarak oluşan makro porozite dağılımı incelenmiş ve bu yolla her bir dökümün besleme etkinliği ve dolayısı ile kritik katı oranı olarak tanımlanan maşi bölgesi geçirgenlik sınırı tanımlanmıştır. Dökümlerden kesilen numunelerin yeri ve inceleme yüzeyi sırası ile Şekil 3a be 3b’de gösterilmiştir. Dikdörtgen şekilli numuneler metalografik incelemeye hazır hale getirmek için bakalite almaksızın kaba ve ince zımparalamanın ardından alümina süspansiyonu emdirilmiş keçede parlatılmıştır. Mikroskobik incelemeler ve porozite oranları ölçümleri Nikon SMZ800 ışık mikroskobunda ve buna bağlı çalışan bir Clemex dijital kamera ile alınan görüntüler üzerinden Clemex Vision Lite görüntü analiz programında gerçekleştirilmiştir. Şekil 3b’de görüldüğü gibi döküm numunenin bütün yüzeyini tarayacak şekilde 100 adet resim çekilmiş. Her bir numune kesildikten sonra incelenecek yüzeyi çekilen resimlerin her birinin porozite oranları belirlenmiştir. Bütün mikroyapı resimleri bulunduğu yere göre bölgelere ayrılarak, her bir resim için hesaplanan porozite oranlarından o bölgeye ait porozite ortalaması belirlenmiştir.



Şekil 3 a. Döküm numunesinin incelenmek üzere kesilen bölgesi (inceleme yüzeyi), **b.** numune üzerinden çekilen mikro yapı resimlerinin bölgelere ayrılması.

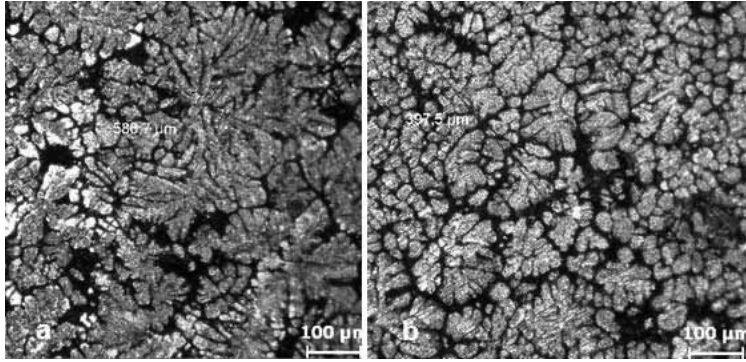
Şekil 3b’ de görüldüğü gibi 1. bölgeden 4, 2. bölgeden 12, 3. bölgeden 20, 4 bölgeden 28 ve 5. bölgeden 36 mikro yapı resmi alınmaktadır. Bölgedeki her bir resmin porozite oranı bulunmuş ve ortalamaları alınmıştır. Simülasyon programında sonuçlar % yoğunluk olarak

verildiğinden gerçek dökümlerde de % porozite %100 yoğunluktan çıkarılarak kalan sayı % yoğunluk olarak ilgili bölgeye yazılmıştır. Bu şekilde numunelerin porozite haritaları yoğunluk haritalarına dönüştürülerek simülasyon programından alınan sonuçlarla karşılaştırılmıştır.

3. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Dökümlerin Tane Yapıları

ETİAL 177 alaşımından tane inceltici ilave edilmeden ve tane inceltici ilave edilmiş olarak yapılmış dökümlerin aynı bölgelerinden alınan tane yapısı görüntüleri sırasıyla Şekil 4.a ve b' de gösterilmiştir.



Şekil 4. Dökümlerden alınan tane yapısı resimleri **a.** tane inceltici ilave edilmemiş döküm, **b.** tane inceltici ilave edilmiş döküm.

Tane yapıları karşılaştırıldığında Şekil 4a.'da görülen tane inceltmesiz mikro yapıda tanelerin oldukça kaba, kanat şekilli dendritik bir yapıya sahip oldukları ve tane genişliklerinin ortalama 600 µm civarında olduğu görülmektedir. Buna karşılık Şekil 4.b'de görülen tane inceltici olarak Al5Ti1B mastır alaşımı ilave edilmiş yapıda ise tanelerin daha yuvarlak (küresel) bir yapıda oldukları görülmektedir. Bu dökümlerde ortalama tane boyutu yaklaşık 270 µm civarında ölçülmüştür. Bu durum, deneylerde kullanılan ETİAL 177 alaşımına Al5Ti1B mastır alaşımı ilavesinin ve 25 dakikalık bekletme süresinin etkili bir tane inceltme gerçekleştirdiğini göstermektedir.

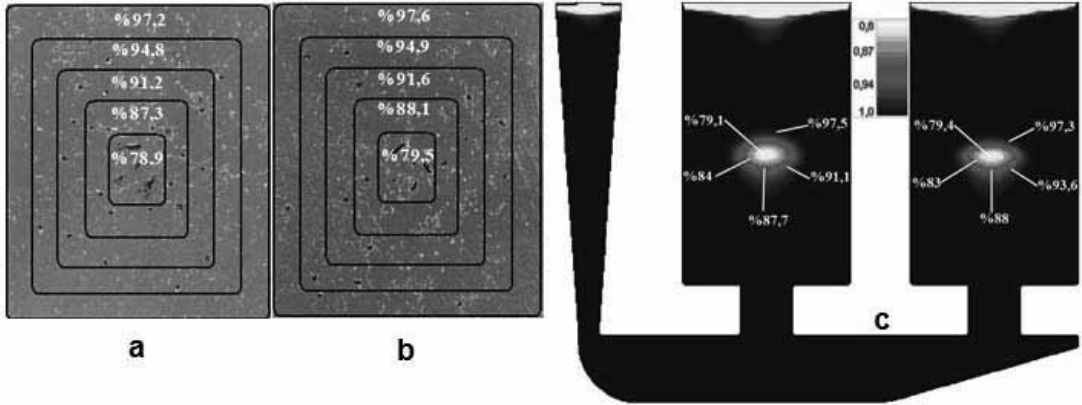
Bu çalışmada hedeflenen ölçütlerden ilki, her iki dökümde önemli derecede tane boyutu farkı elde etmektir. Bu şekilde kaba ve ince taneli dökümlerden her birinin maşi bölgesinde sıvı geçirgenliğine karşı ne şekilde direnç gösterdikleri ölçülebilir. Eğer farklı oranlarda direnç gösteriyor iseler döküm kesitlerinde farklı oranlarda porozite görülecektir. Böylece nihai hedef olan gerçek döküm kesitlerindeki porozite oranları ile modellenen döküm kesitlerindeki porozite oranları karşılaştırılabilir. Döküm ve modellemelerden alınan porozitelerin bire bir benzerlik gösterdiği durumlarda o modelleme için girilen sınır şartları doğru kabul edilebilir.

Bu çalışmanın modelleme kısmında kritik katı oranı olarak tabir edilen ve (CFS) kısaltması ile sembolize edilen maşi bölgesi geçirgenlik sınır değeri %30-65 değerleri arasında 5'er sayı

aralıklarla değiştirilerek girilmiştir. Bunun dışında kalan tüm sınır değerleri her bir döküm için sabit tutulmuştur. Dolayısı ile gerçek dökümler ile modellenen dökümlerden elde edilen porozite-yoğunluk değerleri bire bir benzeştiği durumlarda tane inceltmesiz ve tane inceltmeli olarak kuma dökülmüş ETİAL177 alaşımı için CFS değerleri ayrı ayrı bulunmuş olacaktır.

Tane İnceltilmemiş Dökümlerin Modelleme Sonuçları ile Karşılaştırılması

Tane inceltilmemiş dökümlerin merkez kesit düzlemi üzerinde gösterilen bölgeden kesilmiş numuneler üzerinden alınan çok sayıda mikroyapı görüntüleri üzerinden görüntü analiz programı ile % porozite ölçümleri yapılarak her bir bölgenin ortalama % porozite değeri hesaplanmıştır. Daha sonra her bir bölgenin % porozite değeri %100 yoğunluk değerinden çıkarılarak % malzeme yoğunluğu hesaplanmış ve sonuçlar bu şekilde gösterilmiştir. Şekil 5a'da tane inceltilmemiş dökümlerin kesitinden ölçülen yoğunluk haritaları gösterilmiştir. Genel olarak bakıldığında dökümlerin sıcak noktası olan iç (merkezi) bölgelerinde minimum yoğunluk değerleri (maksimum porozite) olduğu görülmektedir. Bu kısımlarda oluşan porozitenin keskin köşeli ve düzensiz görümlü tipik çekinti poroziteleri olduğu ve yetersiz beslemeden kaynaklandığı anlaşılmaktadır. Bu iç bölgede makro porozite yüzdesinin %13-15 seviyelerinde ölçüldüğü buna karşılık malzeme yoğunluğunun %83-85 seviyelerine düştüğü görülmektedir. Dış kısımlara doğru porozite oranlarındaki azalmaya bağlı olarak malzeme yoğunluğunda da artış sağlandığı ve en dış çerçeve içinde kalan bölgede %1 poroziteye karşılık gelen %99 malzeme yoğunluğu sağlandığı görülmektedir.



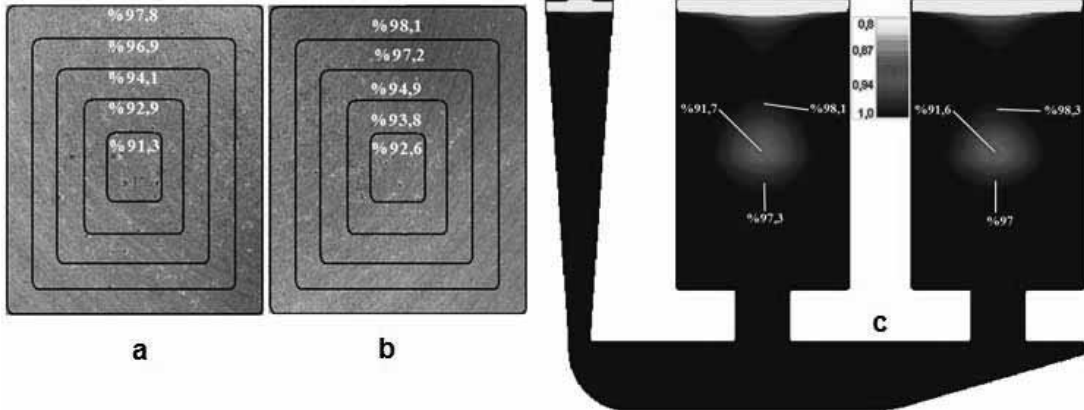
Şekil 5. Tane inceltilmemiş dökümlerden alınan yoğunluk haritaları (a. 1 no'lu parça ve b. 2 no'lu parça) ve c. sınır şartı %35 kritik katı oranı değeri (CFS) ile modellenen dökümlerde yoğunluk haritası.

1 ve 2 no'lu parçaya ait porozite ve yoğunluk değerleri karşılaştırıldığında, 1 numaralı dökümün iç kısımlarında 2 numaralı döküme göre az bir miktar daha düşük yoğunluk değeri gösterdiği görülmektedir. Bunun en olası nedeni 1 numaralı dökümün yolluk ile 2 numaralı parça arasında kalması nedeni ile daha düşük bir soğuma hızı ile soğumasıdır. Düşük soğuma hızından kaynaklanan daha geniş katı-sıvı aralığı (maşi) bölgesi bu dökümde 2 numaralı parçaya göre besleme etkinliğini bir miktar daha azaltmış olabilir. Şekil 5c'de %35 Kritik Katı Oranı (CFS) değeri sınır şartı girilerek modellenen dökümden elde edilen yoğunluk

haritası gösterilmiştir. Şekilde görülen yoğunluk haritası ile tane inceltilmemiş dökümlerden ölçülen (Şekil 5a ve b’de gösterilen) yoğunluk haritaları arasında mükemmel derecede bir uyum görülmektedir. Şekil 5 a,b ve c’de görülen bir diğer kayda değer özellik ise simülasyon modellemesinden elde edilen yoğunluk haritasında da 1 no’lu dökümün 2 no’lu döküm ile karşılaştırıldığında gerçek dökümlerden ölçülen değerlere benzer şekilde az bir miktar daha düşük yoğunluk değeri vermesidir. Bu durum tane inceltilmemiş dökümler için modelleme sonuçları ile gerçek dökümler arasındaki uyumu bir kez daha teyit etmektedir.

Al5Ti1B İlavesi ile Tane İnceltilmiş Dökümlerin Modelleme Sonuçları ile Karşılaştırılması

Tane inceltilmiş dökümler üzerinden ölçülen % porozite değerleri Şekil 6a ve b’de yoğunluk haritaları olarak gösterilmiştir. Yapılar incelendiğinde tane inceltilmemiş dökümlere nazaran tane inceltilmiş olanların iç bölgede daha düşük porozite ve daha yüksek yoğunluk değerlerine sahip oldukları görülmektedir. Dökümün sıcak noktası olarak tanımlanan iç kısımdaki yoğunluk değeri %4-5 porozite değerine karşılık gelen %95-96 yoğunluk değerlerindedir. Bu yoğunluk değeri bir önceki şekilde gösterilen tane inceltilmemiş dökümler ile karşılaştırıldığında %10-11 oranında daha yüksektir. Bu durumda tane inceltilmiş bir ETİAL177 alaşımının tane inceltilmemiş olana göre çok daha iyi beslenebildiği rahatlıkla söylenebilir. İç (merkezi) kısımlarda oluşan bu derece fark en dış bölgede fazla belirgin değildir. Çünkü bu bölgelerdeki % porozite oranları zaten normal bir kum dökümde görülen yaklaşık %0,5 değerine yakın değerlerdedir.



Şekil 6. Tane inceltilmiş dökümlerden alınan yoğunluk haritaları (a.1 no’lu ve b. 2 no’lu parça) ve c. sınır şartı %50 kritik katı oranı değeri ile modellenen dökümde yoğunluk haritası.

Şekil 6c’de tane inceltilmiş dökümlerden ölçülen porozite değerlerini karşılayacak şekilde %50 Kritik Katı Oranı değeri (CFS) sınır şartı ile modellenen dökümden elde edilen yoğunluk haritası görülmektedir. Şekil 6a ve b’de görülen gerçek dökümlerden ölçülmüş ve Şekil 6c’de görülen modelleme ile elde edilmiş sonuçların bire bir ölçüsünde benzeştiği görülmektedir. Buna göre tane inceltilmiş bir ETİAL177 dökümünde maşi bölgesindeki dendrit ağının katı oranı (CFS) %50 civarında iken geçirgenliğini kaybetmekte ve besleme yolunu kapamaktadır. Bu değer tane inceltilmemiş bir döküme göre %15 daha yüksek olduğundan tane inceltilmiş

dökümlerde tane inceltilmemiş olanlara göre daha az besleyici ile yüksek besleme etkinliği sağlanabileceğini göstermektedir.

4. GENEL SONUÇLAR

1. ETİAL177 alüminyum döküm alaşımı ile kuma yapılan dökümlerde Al5Ti1B tane inceltici ilave edildiğinde ortalama tane boyutu 600 µm seviyesinden 270 µm seviyesine düşmüştür.
2. Tane inceltilmiş dökümlerde tane inceltilmemiş olanlara göre ortalama %10 oranında daha az porozite ve daha yüksek malzeme yoğunluğu değeri ölçülmüştür. Bu sonuçlara göre tane inceltilmiş dökümlerin inceltilmemiş olanlara göre daha iyi beslenebildiği söylenebilir.
3. Gerçek dökümlerden ölçülen porozite ve yoğunluk değerleri ile simülasyon programı ile modellenen dökümlerden elde edilen değerler arasında mükemmel bir uyum gözlenmiştir bu da simülasyon programına girilen malzeme özellikleri ve sınır şartları değerlerinin doğru seçildiğini göstermektedir.
4. Gerçek dökümler ile modelleme değerlerinin karşılaştırılması tane inceltmesiz dökümlerde kritik katı oranı (CFS) değerinin %35 civarından iyi tane inceltilmiş dökümlerde %50 seviyesine yükseldiğini göstermiştir.

KAYNAKLAR

- [1] R.Kayıkçı, Büyük kütleli bir çelik parçanın dökümünde klasik ve bilgisayar destekli mühendislik yöntemlerinin karşılaştırılması, Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University, Cilt 23, No 2, 2008.
- [2] R.Kayıkçı And N.Akar, Farklı kesit kalınlıklarına sahip büyük hacimli bir çelik dökümün simülasyon teknikleri ile tasarlanması, Politeknik Dergisi, 10-4, s.219-227, 2007.
- [3] İ.Arda. And R.Kayıkçı, Döküm simülasyonu nedir? Ne değildir?, Metal Dünyası, Mart 2006.
- [4] D.M.Stefanescu, Computer simulation of shrinkage related defects in metal castings - review, International Journal of Cast Metals Research, vol 18, no 3, 129-145, 2005.
- [5] F.Y.Hsu, M.R.Jolly and J.Campbell, Vortex-gate design for gravity casting, International Journal of Cast Metals Research, Vol 19, No 1, 38-46, 2006.
- [6] M.Bryant and P.Fisher, Grain Refining and the Aluminium Industry (Past, Present and Future), Aluminium Casthouse Technology, July 4-8, 1993.
- [7] J.A.Spittle, Grain refinement in shape casting of aluminium alloys, International Journal of Cast Metals Research. vol. 19, No 4, 2006.
- [8] G.K.Sigworth and T.A.Kuhn, Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys, American Foundry Society, Schaumburg, IL USA, 07-067(02), 2007.
- [9] P.Cooper, A.Jacob and A.Detomi, Additive developments in the Aluminium Industry, 1. International Congress of the Aluminium Industry.
10. Metals Handbook, Vol.15. casting, Ed. ASM International Handbook Committee, 743-770, 1989, Metals Park, OH, ASM International.
11. Chai, Guocai, "Dendrite Coherency During Equiaxed Solidification in Aluminum Alloys," Chemical Communications, Stockholm University, 83 pages (1994, No. 1).

YÜKSEK BASINÇLI KALIP DÖKÜMDE KOVAN ÖMRÜNÜ SINIRLANDIRAN FAKTÖRLER VE YENİ NESİL ÇÖZÜMLER

Nazım Özkan ASAN*, Ahmet KARAARSLAN**, Zafer ÖZMEN***

*Tamçelik Isıl İşlem ve San. Tic A.S. İstanbul,
ozkanasan@gmail.com

** Yıldız Teknik Üniversitesi,
karaas@yildiz.edu.tr

***UKD Makina
zafer.ozmen@ukdmakina.com

ÖZET

Yüksek basınçlı kalıp döküm prosesinde 710°C'deki ergimiş metalin ilk temas ettiği pres ekipmanı olmasından kaynaklı olarak sıcak aşınma ve erozyon kovan ömrünü sınırlandıran hasar mekanizmalarının başında gelmektedir. Dolumun tamamlanmasının ardından ergimiş metalin 3-10 m/sn piston hızıyla enjekte edilmesi sırasında piston kovan arayüzünde meydana gelen sürtünme ve aşınma kovan çapının zamanla büyütme ve kovan piston arasındaki boşluğa sıkışan ergiyik metal kovanda artan aşınma ve topyekün kırılma hasarını ortaya çıkarmaktadır. Sıkıştırma sırasında uygulanan 200-700'barlık hidrostatik basıncın meydana getirdiği gerilim 180°C'nin altındaki sıcaklıklarda baskıya alınan kovanlarda topyekün kırılma hasarının başlıca nedenidir. Çalışma kapsamında kovan termal yönetiminin kovan iç çap daireselliğine ve kullanılan sıcak iş takım çeliğinin kırılma tokluğuna etkisi ve yeni nesil piston uygulamalarının kovan sistemlerinde meydana gelen hasarlara etkisi incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Kovan, yüksek basınçlı kalıp döküm, erozyon, aşınma, topyekün kırılma.

THE MECHANISMS THAT SHORTEN SHOT SLEEVE LIFE AND NEW GENERATION SOLUTIONS

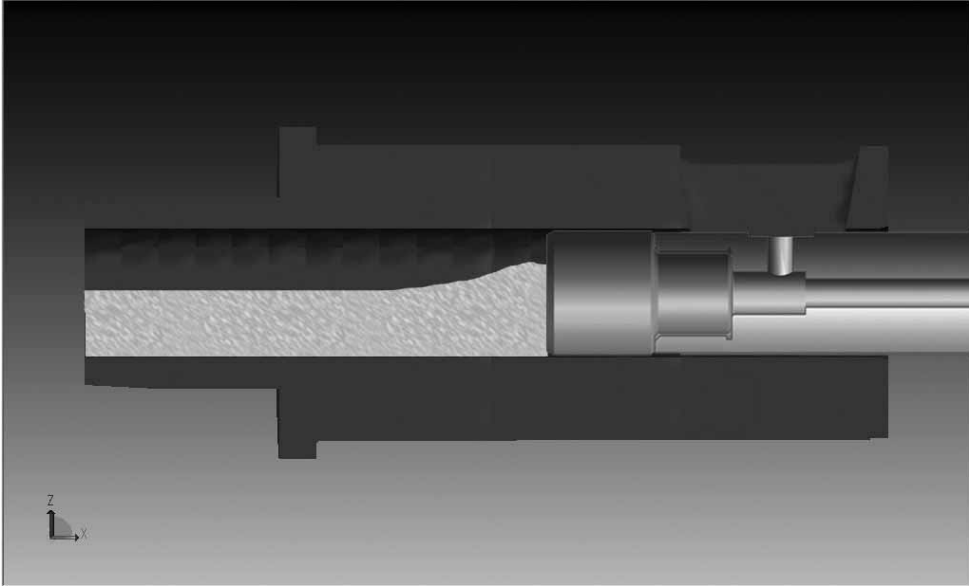
ABSTRACT

As a result of being high pressure die casting component which contacts with hottest molten metal at 710°C hot wear and erosion are the common failure modes that shorten shot sleeve service life. After filling the shot sleeve with molten metal plunger speed at 3-10 m/sn is applied to inject the metal into the cavity. During the motion of plunger, friction and wear occurs at shot sleeve plunger interface which causes inner diameter enlarging of shot sleeve; Consequently molten metal entrapment between shot sleeve-plunger interface can occur and causes gross cracking of shot sleeve. Another reason responsible for gross cracking is compression pressure applied about 200-700 bar at the end of shot with an underpreheated shot sleeve at a temperature below 180°C in the first use of shot sleeves. Within the context of this study the effect of thermal management of shot sleeves on, inner diameter roundness of shot sleeve, fracture toughness of hot work tool steel has been investigated and the role of new generation plunger tips on shot sleeve service life has been considered.

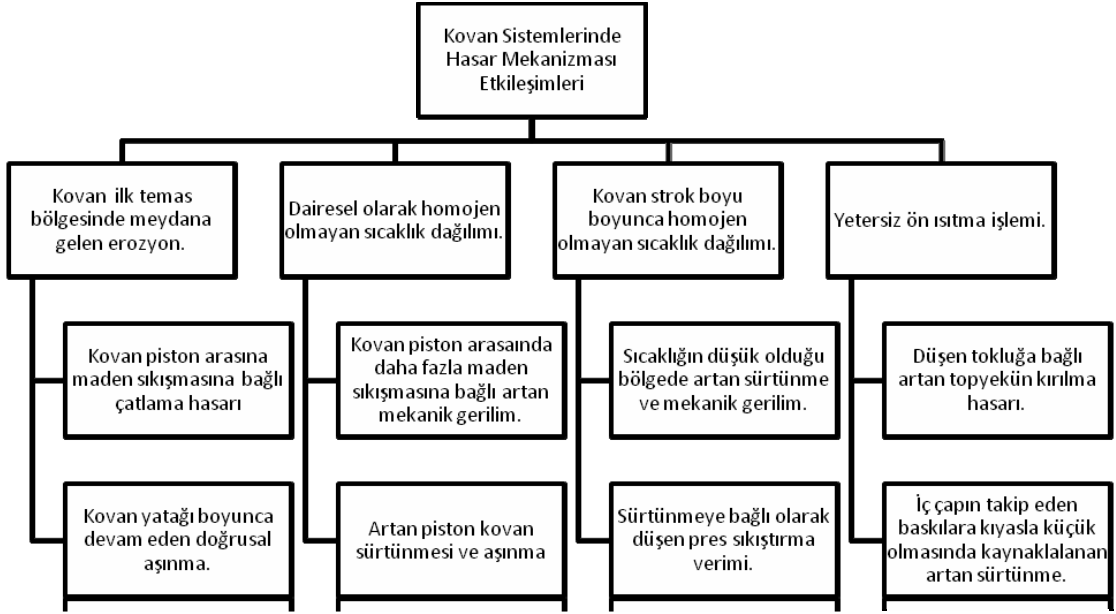
Keywords: Erosion, gross cracking, HPDC, shot sleeve, wear.

1. Giriş:

Yüksek basınçlı kalıp döküm prosesinde kovan 680-710°C'deki ergimiş alüminyumun kalıp içine bakır piston yardımıyla 2,5-6 m/s 2. faz hızıyla enjekte edilmesini sağlayan pres ekipmanıdır (figür 1). Kovan piston sistemi arasındaki etkileşim birebir olarak kovan ömrünü belirlediği gibi dökümü yapılan ürün kalitesine de son derece büyük etkide bulunmaktadır. Yeni bir kovan piston sisteminde, kovan iç çapı ve piston tam dairesel kesite sahip olup kovan piston arasındaki çalışma boşluğu 0.2-0.4 mm arasındadır ancak ilerleyen baskılarda kovan ağzı erozyonuna, kovan piston sürtünmesine ve kovan termal dengesine bağlı olarak çalışma boşluğu artmakta ve araya sızan ergiyik alüminyum birçok problemi beraberinde getirmektedir. Çalışma boşluğunun artmasında asıl mekanizma kovan piston sürtünmesine bağlı sıcak aşınma mekanizması olup döküm ağzı erozyonu ve kovan çapı boyunca homojen olmayan ısı dağılımına bağlı termal genişmeden kaynaklanan ovalleşme aşınma hasarının başlatan faktörler arasındadır.



Figür-1 Bir yüksek basınçlı kalıp döküm kovanın kesit görüntüsü.



Çizelge-1.1 Yüksek basınçlı kalıp döküm kovanlarında hasar mekanizması etkileşimleri.

2 YÜKSEK BASINÇLI KALIP DÖKÜMDE KOVAN ÖMRÜNÜ SINIRLANDIRAN HASAR MEKANİZMALARI

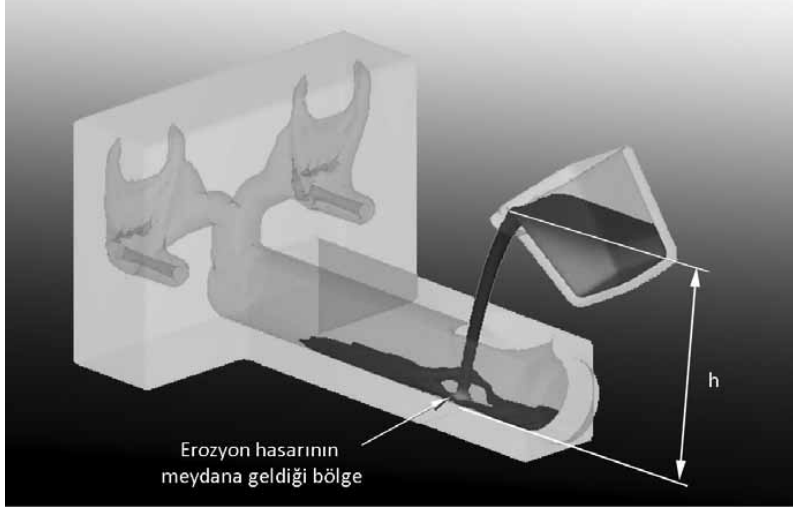
2.1 Döküm Ağızı Erozyonu

Döküm ağızı erozyonunda etkin mekanizmalar sıvı metal çarpması, yüksek sıcaklık ve çelik ile ergimiş alüminyum arasındaki reaksiyona bağlı olarak meydana gelen alüminyum yapışmasıdır. Bu bölgede erozyon ve oyuklanmanın başlaması takip eden baskılarda piston hareketiyle kovan içinde ilerleyerek yatağın boydan boya aşınmasına neden olmaktadır. Döküm ağızı erozyonunda etkin mekanizmalara aşağıda belirtilmiştir.

2.1.1 Sıvı Metal Çarpması

Döküm ağızı erozyonunun başlamasında etki sahibi olan mekanizmalardan biri, kepeçden kovana alüminyumun belirli bir h mesafesinden dökülmesi sırasında meydana gelen sıvı metal çarpması ve türbülansa bağlı sıcak aşınmadır. Döküm sırasında yerçekimine bağlı olarak h mesafesi 200 mm için çarpma hızı 1,97 m/sn dir (eşitlik 2.1). Bu hız aynı zamanda dökümden sonra ilgili bölgede meydana gelen türbülansın hızı olarak da kabul edilebilir. Akustik şok

teorisine göre 1,97 m/sn hızla çarpan ergiyik alüminyum parçacığının çelik yüzeyinde meydana getirdiği basınç yaklaşık olarak 35 MPa'dır [5] . 35 MPa'lık çarpışma gerilimi kullanılan sıcak iş takım çeliği için çok büyük bir değer değildir ancak döküm ağzında meydana gelen 1,97 m/sn'lik türbülans ilgili bölgenin aşırı ısınmasına ve mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır.



Figür-2.1 Yüksek basınçlı kalıp döküm kovanında erozyon hasarsının meydana geldiği bölge.

$$h=200 \text{ mm için çarpışma hızı} \quad (2.1)$$

$$X = 0,5 \cdot a \cdot t^2$$

$$0,2 = 0,5 \cdot 9,8 \cdot t^2$$

$$t = 0,20 \text{ sn}$$

$$V = 0,2 \cdot 9,8$$

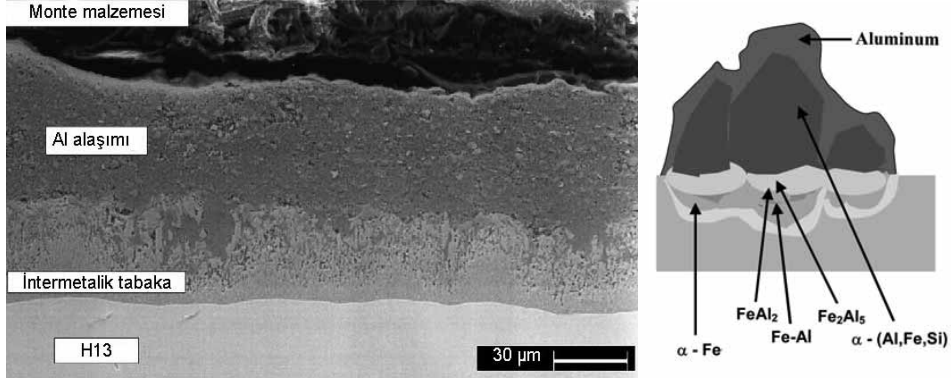
$$V = 1,97 \text{ m/sn}$$

h=200mm için çarpışma hızı 1,97 m/sn dir.

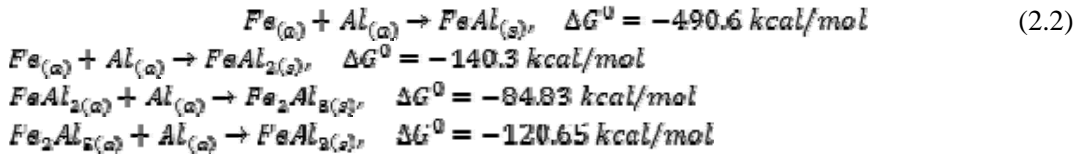
2.1.2 Yapışma (Soldering)

35 Mpa değerinde basınçla çarpan alüminyum yüzeyi daha etkin bir şekilde ıslatarak kovana olan ısı aktarımını artırmakta dolayısı ile konvansiyonel kovanlarda ilgili döküm bölgesi aşırı ısınarak çelik ile alüminyum arasında meydana gelen intermetalik bileşik reaksiyonları üstel olarak hızlanmaktadır. Figür 2.2'de 600°C'nin üzerinde çelik ile alüminyum arasında meydana gelen intermetalik bileşik oluşumunun kesit görüntüsü ve eşitlik 2.2'de meydana gelen reaksiyonların serbest enerjileri verilmiştir. Eşitliklerden görüldüğü üzere çelik ve alüminyum arasındaki intermetilk bileşik oluşumu endotermik bir reaksiyon olup artan sıcaklıkla meydana gelen yapışma da artış göstermektedir.

Döküm bölgesinde meydana gelen bileşikler yüzeyden çıkıntı oluşturmakta ve takip eden piston hareketiyle çeliği de beraberinde kopararak ilgili bölgedeki erozyonun asıl kinetiğini oluşturmaktadır.



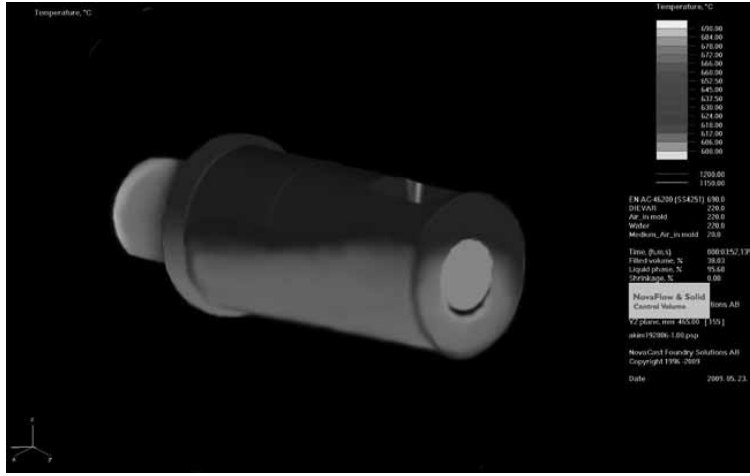
Figür 2.2 H13 çeliği ile ergiyik alüminyum arasında meydana gelen yapışmanın kesit görüntüsü solda, meydana gelen bileşiklerin oluşum kinetiği ve topografisi sağda.[3]



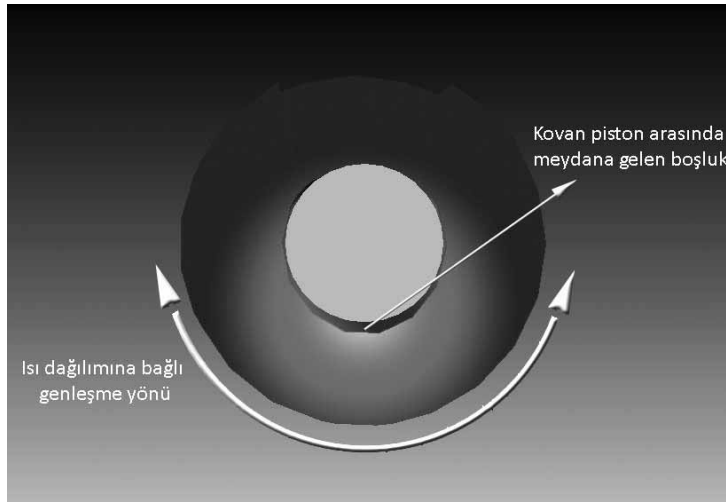
Eşitlik-2.2 H13 çeliği ile A380 alaşımı arasında meydana gelen reaksiyonların serbest enerjileri.[3]

2.2 İç Çap Ovalleşmesi

Metal enjeksiyon uygulamalarında kovan dolun oranı %30 ila %60 arasında değişim göstermektedir. Dolayısı ile kovana ergiyik metalin tamamının boşaltıldığı durumda kovan çapının yaklaşık yarısı sıcak metalle temas halinde olmaktadır. 70 mm iç çapında 435 mm boyunda bir kovanda çalışma sırasında kovan sıcaklığı dengeye geldiğinde alt kısım 400°C'ye kadar ısınırken metale temas etmeyen üst yarı çap maksimum 210 °C'ye ısınmaktadır. Çeliğin ısı iletim ve genleşme katsayısına bağlı olarak kovan çapı boyunca sıcaklık dağılımı ve dolayısı ile meydana gelen termal genleşme kovanın alt yarıçapının daha fazla oranda genleşmesine neden olarak kovan iç çapını ovalleştirmektedir. Figür 2.3'de çalışma şartlarında kovanda meydana gelen ısı dağılımı figür 2.4 de ise ısı dağılımı sonucunda meydana gelen ovalleşme şematize edilmiştir.



Figür-2.3 Isı transferi bakımından dengeye gelmiş bir kovanda sıcaklık dağılımının şematik görünümü.



Figür-2.4 Kovandaki ısı dağılımına bağlı genişleme ve kovan piston arasında artan çalışma boşluğu.

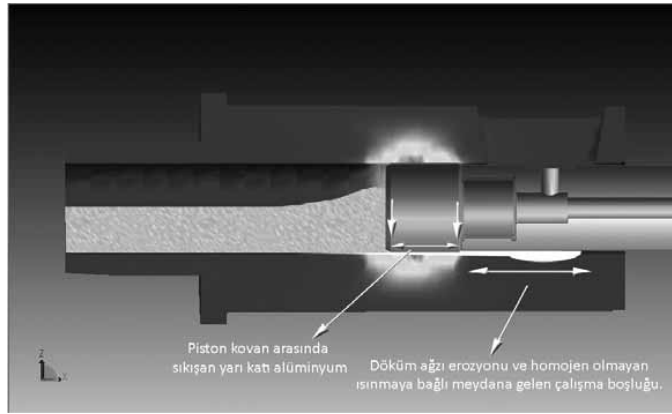
2.3 Çalışma Doğrultusundaki Sıcaklık Dağılımı

Kovana sıvı metalin doldurulmasının ardından 1. fazda piston ivmelendirilmekte, ardından sabit yada artan bir dolum hızı ile (2-6 m/sn) metal, kalıba enjekte edilmektedir. Dolayısı ile ilk temas bölgesi ve etrafında ısının yayıldığı bölge en sıcak kısmı oluştururken takip eden kovan boyunca hızın artmasıyla maden temas süresi kısalmakta dolayısı ile kovanın tam ortasında nispeten daha düşük bir sıcaklık dağılımı meydana gelmektedir. Isı dağılımının bu şekilde gerçekleşmesi kovan çalışma hattı boyunca en büyük ovalleşmenin döküm ağzı ve topuk kısmında meydana gelmesine, arada kalan kısmın nispeten daha küçük çapa sahip olmasına neden olmaktadır. Bu durum ileriki bölümde incelenecek olan topyekün kırılma

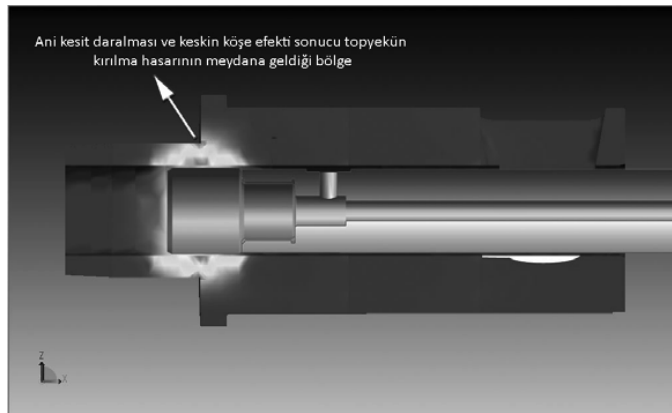
hasarında ve piston hızının değişkenliğine bağlı ürün kalitesinde son derece büyük etkiye sahiptir.

2.4 Kovan Piston Etkileşimi ve Topyekün Kırılma Hasarı

Döküm ağzında meydana gelen erozyon ve aşırı ısınma pistonun kovan içinde askıda kalmasına ve dolayısı ile alt yüzeyinde meydana gelen boşluk (Figür 2.4) içine sıvı alüminyumun dolmasına neden olmaktadır. Piston hareketinin başlamasıyla pistonun bir önceki başlıkta belirtilen daha soğuk ve aşınma olmayan çapça daha küçük bölgeye hızlı bir şekilde ilerlemesiyle araya sıkışan alüminyum kovan çapını büyütmeye çalışarak iç çapta bası, kovan yüzeyinde ise çeki gerilmesi meydana getirmektedir (figür 2.5). Figür 2.6'da ise kovanın sahip olması gereken zorunlu geometri sonucunda gerilimi taşıyan dış çapın aniden küçülmesi ve keskin köşe efekti sonucunda çatlama hasarının meydana geldiği bölge gözlenmektedir.



Figür-2.5 Piston kovan arasında sıkışan yarı-katı alüminyumun meydana getirdiği gerilim.



Figür-2.6 Kovan dış çapının aniden küçüldüğü keskin köşede meydana gelen gerilim birikmesi.

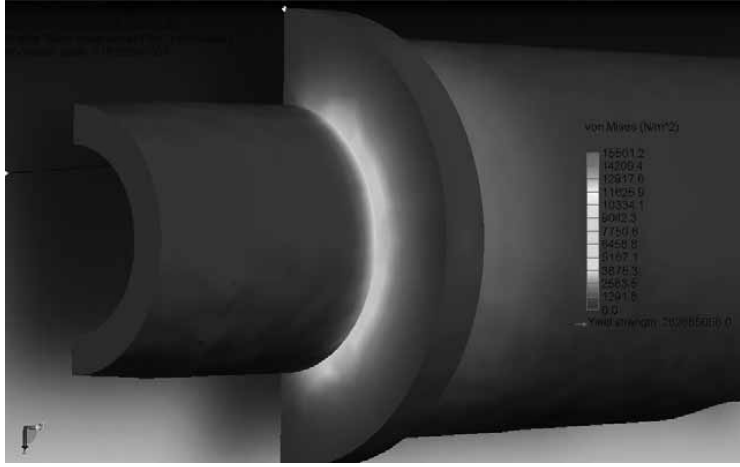
Kovanın imal edildiği H13 sıcak iş takım çeliğinin 48-50 HRC sertlik değerinde oda sıcaklığında sahip olduğu çekme mukavemeti değeri 1650 MPa elastisite modülü ise 210000 MPa'dır. Kovan piston arasında 0,6 mm alüminyum sıkışması durumunda kovan dış çapında %0,86 lık bir büyüme meydana gelmektedir. Kovan dış yüzeyinin oluşturan dairenin %0,86'lık uzama yapması sonrasında meydana gelen gerilim 1800 MPa'dır (eşitlik 2.3).

$$\delta = E \cdot \epsilon \quad (2.3)$$

$$\delta = 210000 \cdot 0,0086$$

$$\delta = 1800 \text{ MPa}$$

Meydana gelen 1800 MPa lık gerilim 1600 MPa çekme mukavemeti olan kovanın dış çapında topyekün kırılma hasarını meydana getirmektedir.

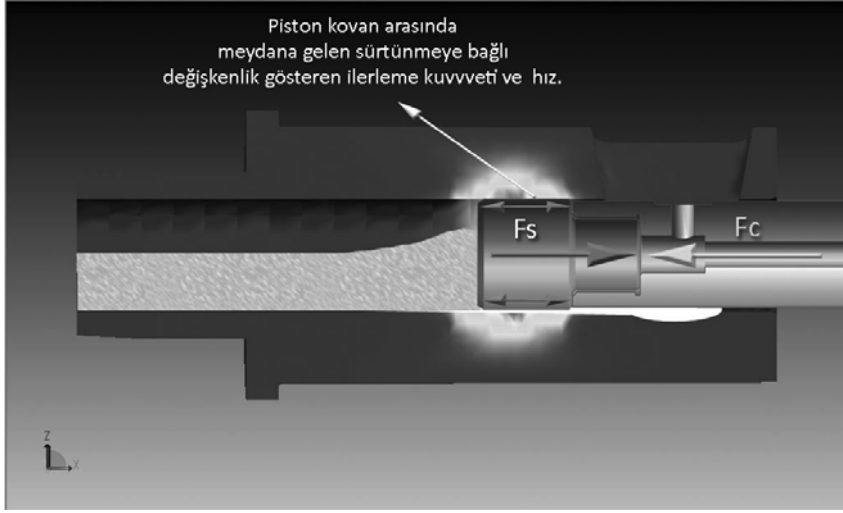


Figür-2.7 Kovan dış çapının aniden küçüldüğü keskin köşede meydana gelen gerilim birikmesi.

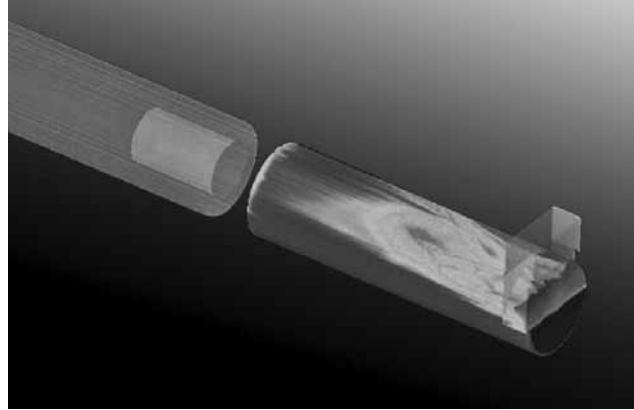
3. KOVAN PİSTON ETKİLEŞİMİNİN ÜRETİM VERİMLİLİĞİNE ETKİSİ

3.1 Ürün Kalitesine Etkisi

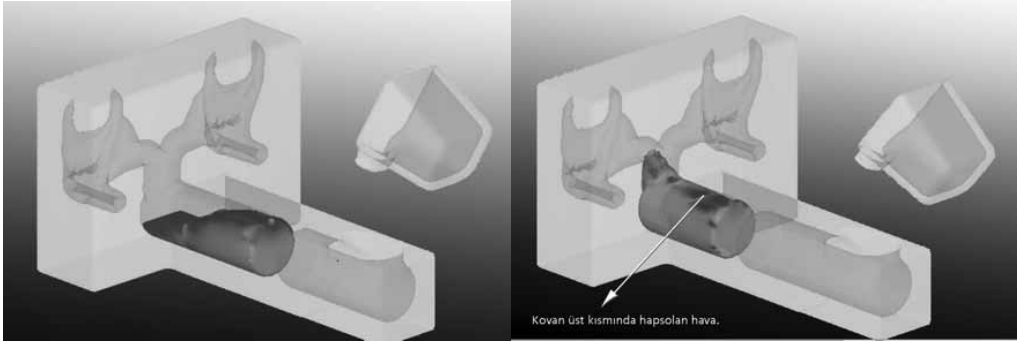
Pistonun erozyona uğramış ve aşınmış bölgeyi geçerek daha küçük çaplı bölgeye ulaşması sonucunda piston strok boyu boyunca farklı büyüklüklerde sürtünme kuvveti (Fs) meydana gelmektedir. Meydana gelen sürtünme kuvvetine eşdeğer büyüklükte ilerleme kuvveti pres tarafından yaratılmakta dolayısı ile sürtünmenin azaldığı bölgelerde piston hareketi anlık hızlanarak kovan içindeki ergiyiğin türbüle olmasına neden olmaktadır. Hızın düşmesi durumunda ise ergiyik öne doğru yayılarak kovan üst kısmında daha fazla hava kalmasına neden olmaktadır. Kovan içinde hapsolan hava üretimi yapılan parça içinde gelişigüzel dağılarak ürün kalitesini son derece olumsuz etkilemektedir.



Figür-3.1 Piston kovan sürtünme kuvveti ve pres tarafından yaratılan eşdeğer kuvvet piston hareketi boyunca farklı ilerleme hızlarına neden olmaktadır.



a



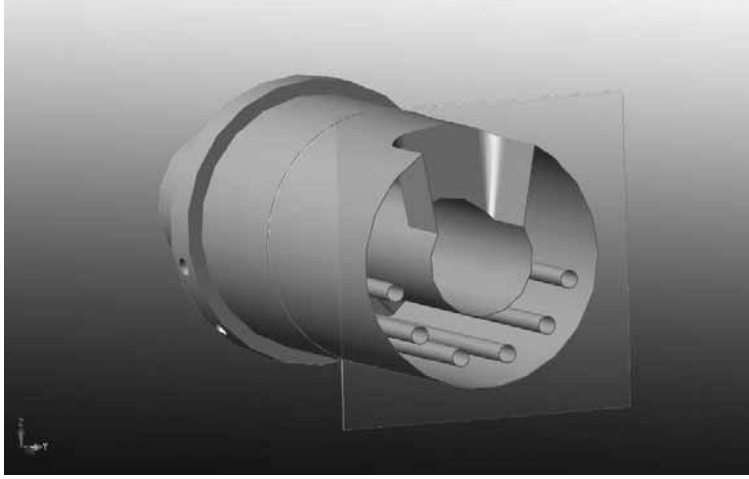
b

c

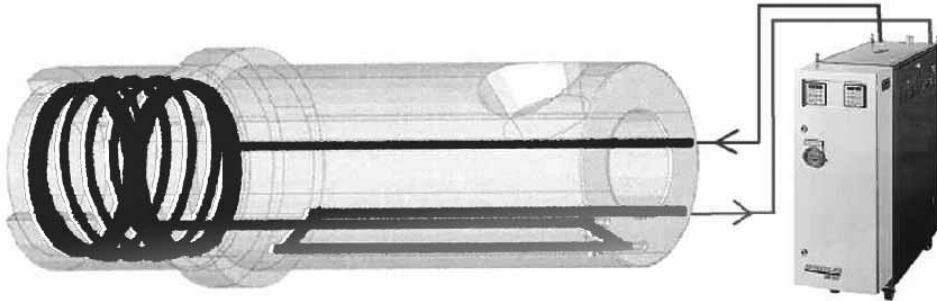
Figür-3.2 Sabit hızlı piston hareketi (a), piston hızının azalmasına bağlı ergiyiğin öne doğru akışı ve kovan içinde hapsolan hava.

4.2 Kovan Termal Yönetimi

Yeni nesil kovalarda kovan alt yarım dairesinin aşırı ısınması kovan içine konumlandırılan lineer soğutma sistemleri ile engellenmektedir. İlgili kovalarda uygulanan bu sistem hem kovan daireselliğinin bozulmasını engeller hem de erozyona uğrayan bölgeyi soğutarak erozyon hasarını meydana getiren inermetalik bileşik oluşum reaksiyonlarını azaltır. Bu sistemler de kovan çapı ve dökümü yapılan parçanın gramajına bağlı olarak soğutma kanallarından su yada yağ dolaştırılarak kovan sıcaklığının homojen bir şekilde 200°C'nin altında tutulması sağlanır.



Figür-4.3 Yeni nesil kovalarda uygulanan yatay soğutma sisteminin görünümü.



Figür-4.4 Yeni nesil kovalarda uygulanan dairesel kovan ağzı soğutma sisteminin görünümü.

Soğutma sisteminin kovan topuk kısmına entegre edilmesi ile yeni bağlanan kovan ilk etapta ısıtılarak 150°C'nin altında baskı yapılması engellenmiş olur. Kovanın üretildiği H13 çeliğinin oda sıcaklığında CVN kırılma enerjisi 13,6 J iken bu değer 235°C'de yaklaşık 43J değerindedir[7]. Dolayısı ile ilgili bölgeni kovan ilk baskısı öncesinde ısıtılması kovanın çentikli darbe tokluğu değerini artırarak meydana gelebilecek kırılma hasarlarını önceden

engellemektedir. Devam eden baskılarda ise ilgili topuk bölgesi sıcak metalle daha uzun süre dairesel olarak temas ettiğinden aşırı ısınmakta ve topuk katılaşmasını geciktirerek toplam çevrim süresini artırmaktadır. Bu durumda ise soğutma sıvısının sıcaklığı şartlandırıcı ünite tarafından düşürülerek topuk kısmı daha hızlı soğutulabilmektedir. Bu sistem kovanın tüm kesit boyunca sabit bir sıcaklıkta kalmasını sağlayarak ovalleşme ve şekil değişikliğini önlediği gibi çevrim süresinin uzamasını da engellemektedir.

5. SONUÇ

Kovan piston etkileşiminin yeni sekmanlı piston sistemi ve termal kontrollü kovan sistemleri ile iyileştirilmesi kovan ömrü ve ürün kalitesi açısından son derece önemli bir noktada bulunmaktadır. Özellikle otomotiv sektörüne yönelik yüksek mukavemet beklenen ve ardından ısı işlem ya da yüzey işlemi gören ürünlerde parça içinde hapsolan hava miktarı son derece önemlidir. Parça içine hapsolan havanın engellenmesi veya standardize edilmesi büyük oranda kovan içindeki ergiyik hareketinin kontrolü ile ilgilidir. Yeni nesil kovan ve piston sistemleri bu noktada vakum sistemlerinde sağladıkları üstünlüklerle ve sabit piston hareketi sağlamaları ile daha yüksek mukavemet değerlerine sahip ürün üretiminin mümkün kılmaktadır. Yeni nesil sistemler ile kovan piston arasındaki çalışma boşluğunun sabitlenmesi ve araya ergiyik metal girişinin önlenmesi ürün kalitesini artırdığı gibi meydana gelebilecek kovan hasarlarını da azaltarak üretim verimliliğinin artırılmasını mümkün kılmaktadır.

KAYNAKÇA

1. E. J. Vinarcik , “High integrity die casting process” John Wiley & Sons Inc., New York 2003.
2. Y.Wang “Effects Of Die Geometry and Hard Coatings on Heat Checking and Soldering of Die Casting Dies”, General Motors Corp. DCE magazine, Cleveland T99-115.
3. Z.W. Chen , “Formation and progression of die soldering during high pressure die casting”, Materials Science and Engineering A 397 356–369, New Zeland 2005.
4. V. Joshi, A. Srivastava, R. Shivpuri, “Intermetallic formation and its relation to interface mass loss and tribology in die casting dies” ,Wear 256 1232–1235, Colombus 2004
5. Z.W. Chen, U.M.Z. Jahedi, “Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminium alloys” Materials and Design 20. 303-309, 1999
6. Y.Zhu, “Factors That Affect Die Casting Die” 111. Metal CastingCongress Houston, Texas 2007.
7. Ford AMTD DC-2010 şartnamesi.

AlSi7Mg ALAŞIMINDAN İMAL EDİLEN JANTLARIN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN BÖLGESEL OLARAK İYİLEŞTİRİLMESİ

Önem DENİZERİ

Hayes Lemmerz Alüminyum Jant Fabrikası
onem@denizeri.com

ÖZET

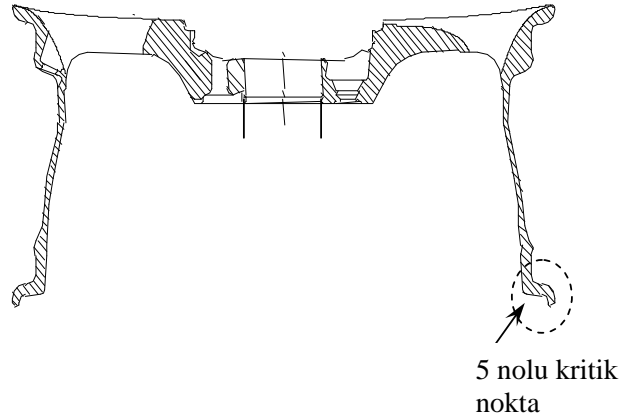
AlSi7Mg alaşımından imal edilen jantların mekanik özelliklerinin bölgesel olarak iyileştirilmesi.

Bu çalışmada müşterinin kritik bölge tanımını değiştirmesinin ardından seri üretimin bu şartları sağlamamasından yola çıkılarak yapılan geliştirme faaliyetleri anlatılmaktadır.

Geliştirilecek olan mekanik özellikleri etkileyen 2 faktörden Porozite indexi, Tane büyüklüğü arasındaki secimin matematiksel olarak modellenmesi yer almaktadır.

ÇIKIŞ NOKTASI VE DARBOĞAZ

Proje jantların flanş bölgesine uygulanan darbe testinde 5 numaralı bölge olarak tabir edilen yerin müşteri tarafından kritik bölge olarak tanımının değiştirilmesi.



Şekil 1. Jantın flanş bölgesinden kesiti

DENEYSEL ÇALIŞMA BAŞLANGICI

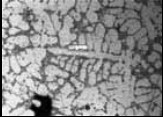
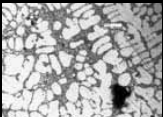
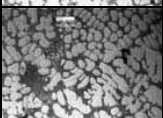
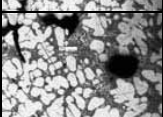
Durum Tespiti :

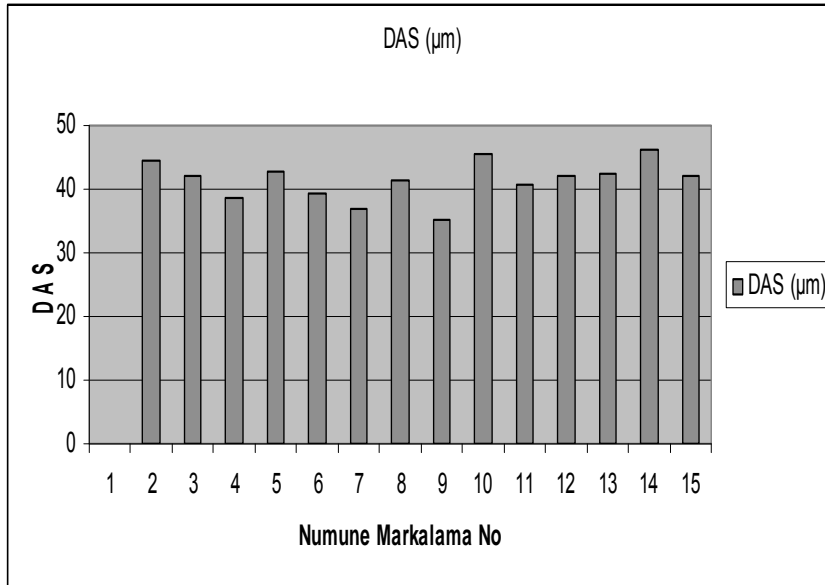
1. Mevcut üretimdeki tüm modellerin ilgili testten geçmediği tespitinin ardından bu bölgedeki mekanik özelliklerin iyileştirilmesi için hangi özelliği iyileştirileceği secimi aşamasına geçildi.

Bunlar:

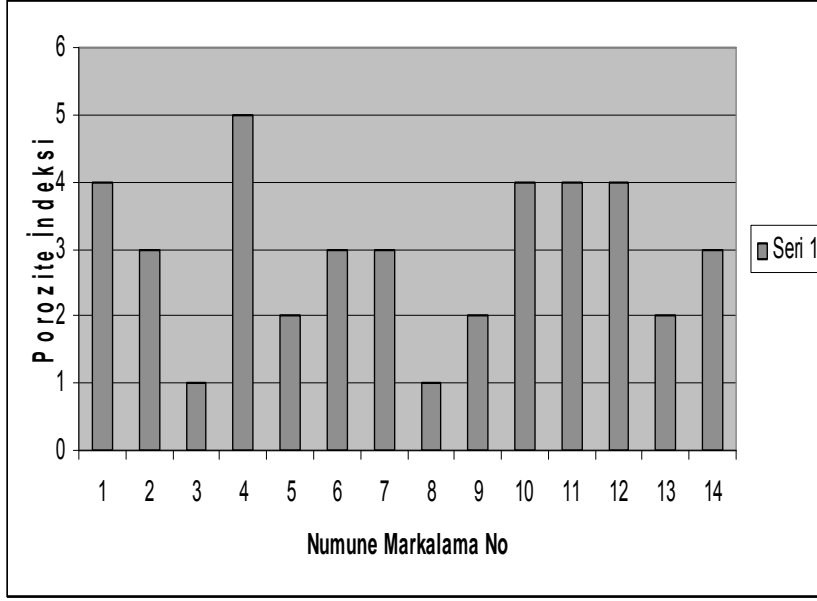
- Porozite indexi
- Tane büyüklüğü

2. Etkisi en yüksek olan özelliği seçmek için seri üretimden birçok çekme cubuk numunesi alınarak bu numunelerin yukarıda belirtilen özelliklerine bağlı olarak mekanik değerleri çıkartılarak tablolandı.

NUMUNE MARKALAMA NO	NUMUNE ADI			POROZİTE RESMİ	POROZİTE İNDEKSİ	DAS (μm)	AKMA GERİLMESİ (N/mm^2)	ÇEKME GERİLMESİ (N/mm^2)
	MODEL	İŞLEM DURUMU	ALAŞIM					
1	4379-3	BRÜT ISIL İŞLEMSİZ	AlSi7Mg		4	44,51	90,3	156,2
2	4379-4	BRÜT ISIL İŞLEMSİZ	AlSi7Mg		3	42,07	95,9	167,7
3	4464-9	BRÜT ISIL İŞLEMSİZ	AlSi7Mg		1	38,6	93,5	165,8
4	4379-2	BRÜT ISIL İŞLEMSİZ	AlSi7Mg		5	42,74	92,6	166,2

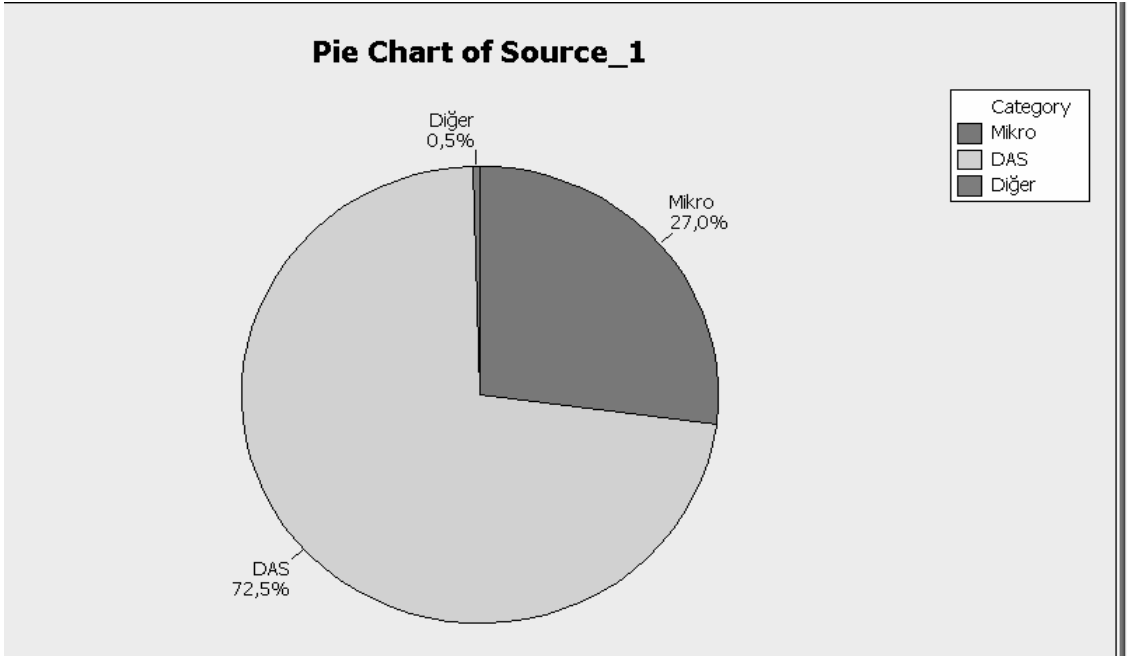


Şekil 2. DAS değerleri



Şekil 3: Porozite İndeks Değerleri

Yapılan testler ve incelemeler sonucunda elde edilen Porozite İndeksi ve DAS'ın, Çekme ve Akma değerleri üzerine etkisi ANOVA ANALİZİ ile matematiksel olarak modellendiğinde sistemde etkin olan parametrenin Tanecik Büyüklüğü (DAS) olduğu gözlemlendi.

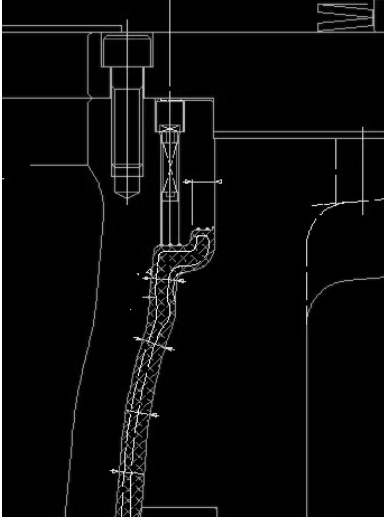


Modelleme sonucuna göre daha önceden de araştırmacılar tarafından iddia edilen veriler ışığında prosesimizde tanecik boyutu (DAS) değerini küçültürerek sisteme modifikasyon yapma kararı alındı.

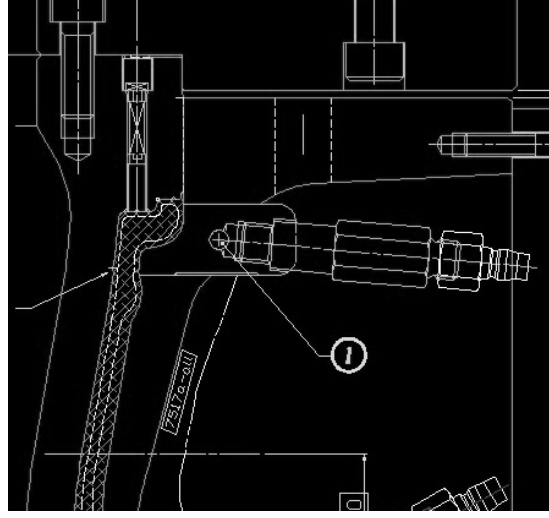
Bilindiği üzere taneçik boyutunun küçülmesi soğutma hızının artırılması veya alaşım içerisine ilave elementlerin katılmasıyla mümkündür. Zaten var olan proses esnasında tane küçültücü element katılması gerçekleştiğinden ve yeni bir ilavenin maliyeti arttıracığından dolayı çalışmamızda soğutma hızının artırılmasına karar verildi.

DAS küçültülmesi için soğutma hızının artırılacağı aşikar. Bunu yapabilmek için öncelikle kalıpta soğutucu tadilatı tasarlandı.

Öncesi



Sonrası



Montajı yapılan soğutma davlumbazı için soğutucu secimi yapılmalıydı.

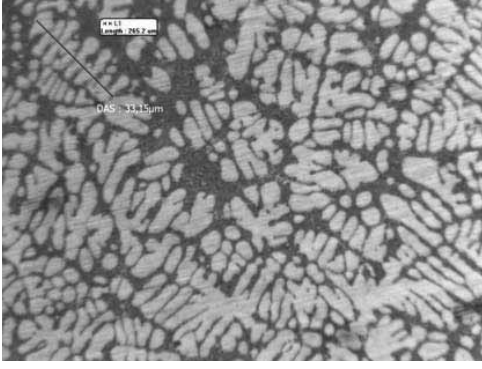
- Ucuz ve efektif olan su mu? Ama bakım maliyeti var.
- Yoksa pahalı ama emniyetli olan bakım gideri gerektirmeyen hava mı?

Yapılan testler incelenerek SU seçimi yapıldı.

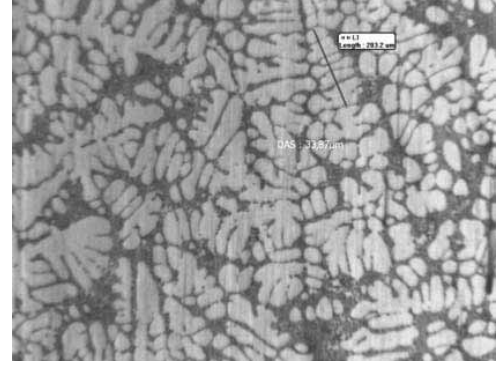
Tablo 1.Markalama Tablosu

NUMUNE MARKALAMA NO	1A	2B	3C	4D
NUMUNE MODELİ	4447-2	4447-2	4447-2	4447-2
SOĞUTMA ŞEKLİ	HAVA	HAVA	SU	SU

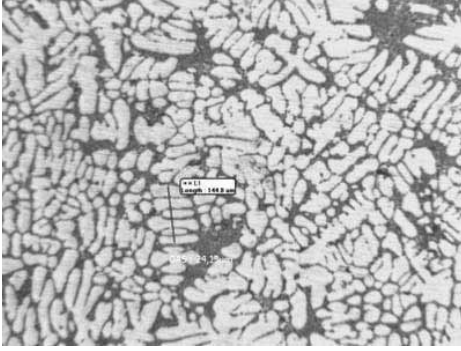
Çalışmamızın ilk başında aldığımız numunelere yaptığımız mikroyapı inceleme işlemleri, çekme testleri aynı değerler ve standartlarda özel döküm jantlardan alınan numunelere de uygulandı. Sonuç olarak hızlı soğutma ile tane küçülmesi iyileştirmesiyle dökülen özel jantların mikroyapı incelemelerinde porozite miktarlarında ciddi bir azalış olmasının yanında akma-çekme mukavemetlerinde artış gözlemlendi.



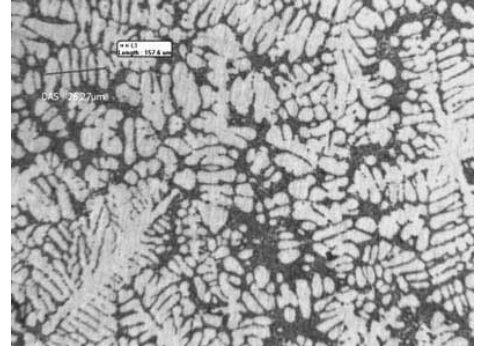
Şekil 4. 1A Numunesinin Mikroyapı Görüntüsü



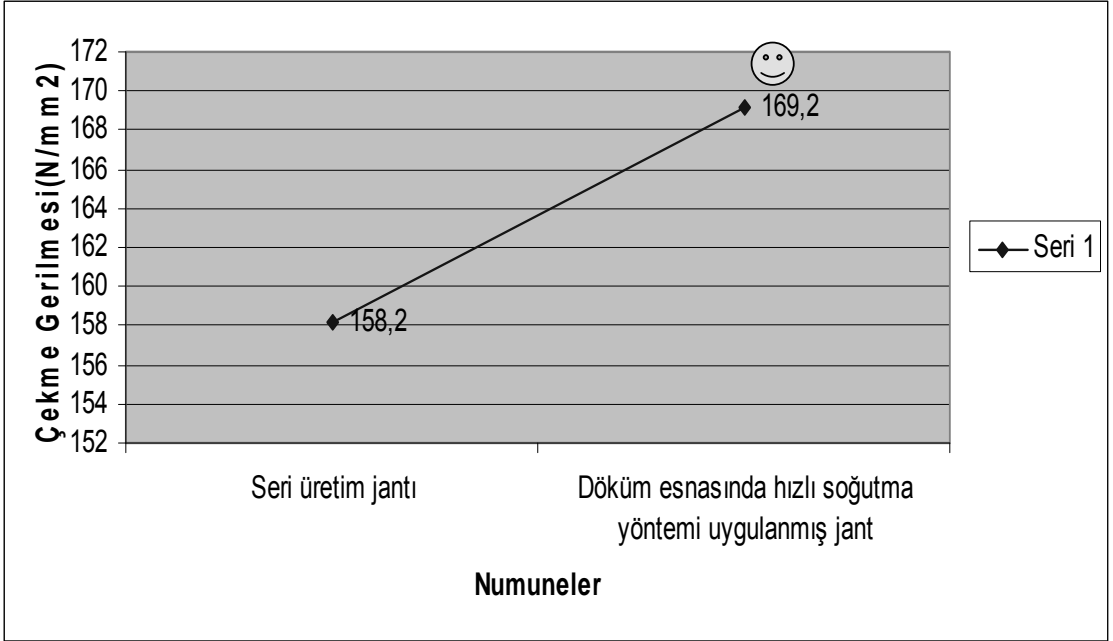
Şekil 5. 2B Numunesinin Mikroyapı Görüntüsü



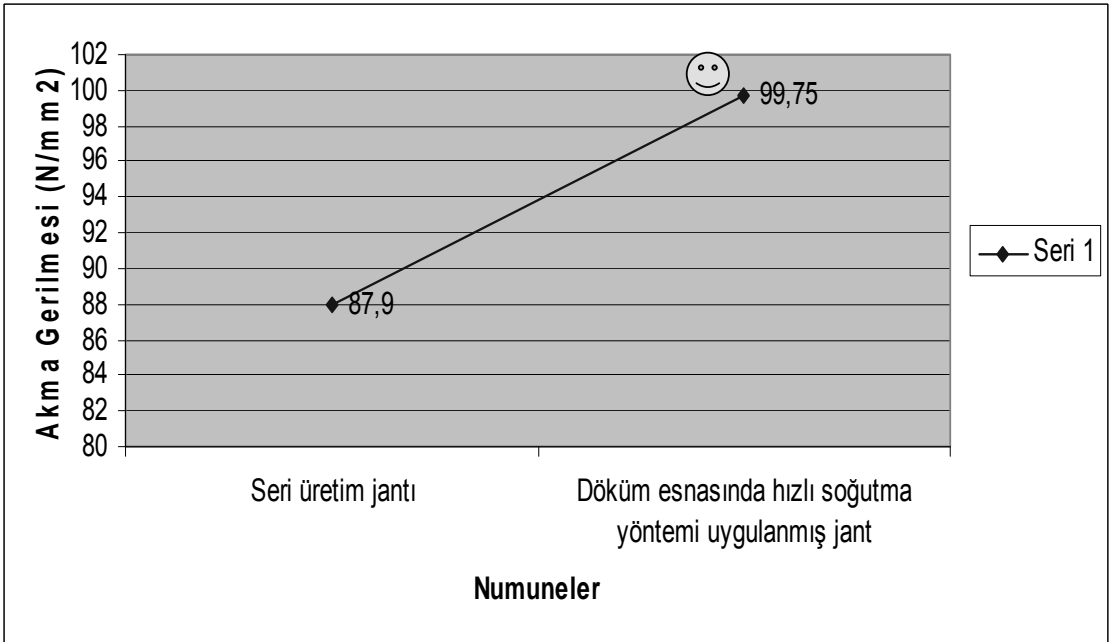
Şekil 6. 3 C Numunesinin Mikroyapı Görüntüsü



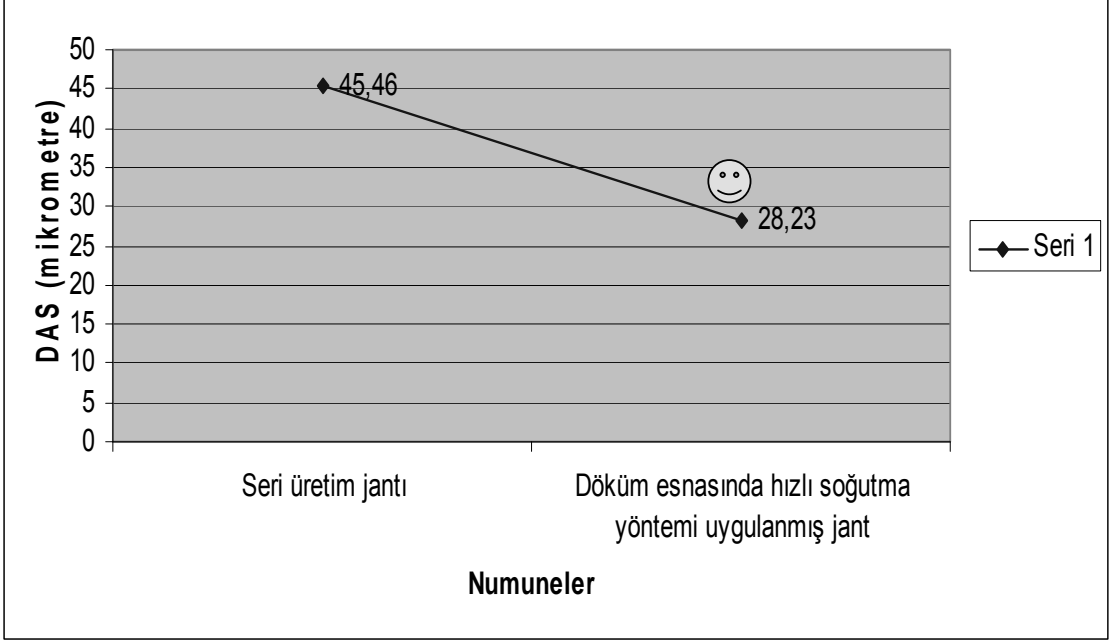
Şekil 7. 4 D Numunesinin Mikroyapı Görüntüsü



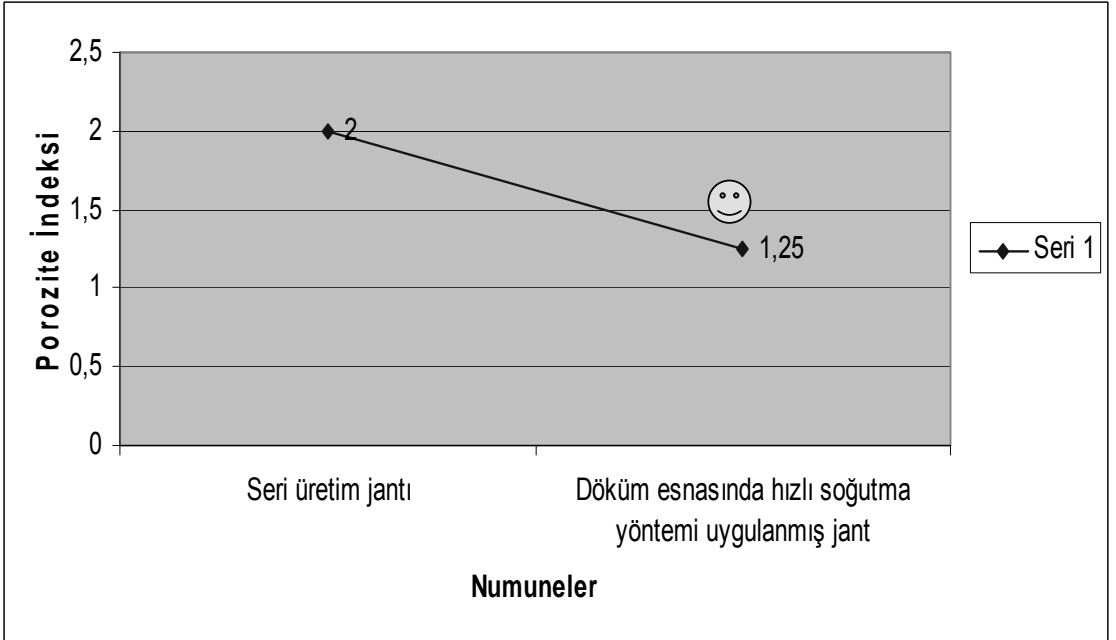
Şekil 8. Hızlı Soğutma Sonucunda Çekme Gerilmesinin Artışı



Şekil 9. Hızlı Soğutma Sonucunda Akma Gerilmesinin Artışı



Şekil 10.Hızlı Soğutma Sonucunda DAS Değerinin Düşüşü



Şekil 11.Hızlı Soğutma Sonucunda Porozite İndeksinin Düşüşü

Sonuç olarak; Test mukavemetine ulaşmak için ve testten geçmek için bu parça ve bu proses için tane büyüklüğü ile oynanması yanı tanenin küçültülmesi uygulaması başarıya ulaşmıştır.

TALSAD
1971
TÜRKİYE
ALÜMİNYUM SANAYİCİLERİ
DERNEĞİ



**TMMOB METALURJİ
MÜHENDİSLERİ ODASI**