

**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**İKİZ MERDANE VE DİREK SOĞUTMA DÖKÜM YÖNTEMLERİ İLE  
ÜRETİLMİŞ AA5754 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ KOROZYON  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Can AKYIL**

**Anabilim Dalı : İleri Teknolojiler**

**Programı : Malzeme Bilimi ve Mühendisliği**

**Tez Danışmanı: Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN**

**HAZİRAN 2010**



**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**İKİZ MERDANE VE DİREK SOĞUTMA DÖKÜM YÖNTEMLERİ İLE  
ÜRETİLMİŞ AA5754 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ KOROZYON  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Can AKYIL  
521071003**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 05 Mayıs 2010**

**Tezin Savunulduğu Tarih : 11 Haziran 2010**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN (İTÜ)  
Diğer Jüri Üyeleri : Yrd. Doç. Dr. Özgül KELEŞ (İTÜ)  
Prof. Dr. Nurhan CANSEVER (YTÜ)**

**HAZİRAN 2010**



## ÖNSÖZ

Yüksek lisansa başladığım andan itibaren sürekli yanımda olan; fikirleri, önerileriyle bu tezi bitirmemi sağlamanın yanında hayat görüşümü geliştiren; maddi ve manevi her konuda destek olan çok değerli hocam Sayın Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN'e teşekkür ve şükranlarımı sunarım. Tezimin bitirilmesinde fikir ve önerileriyle bana destek olan çok değerli hocam Sayın Prof. Dr. Kemal NİŞANIOĞLU'na teşekkür ederim. Ayrıca tez deneylerim sırasında bana yardımcı olan Dr. Murat DÜNDAR, Yük. Met Müh Canan İNEL, Dr. Aziz DURSUN, Dr. Beril DİLSİZOĞLU'na teşekkürü borç bilir laboratuarlarda bana yardımcı olan Didem EROL, Hüsnü ÖZTÜRK, Cemal ÇELEBİ ve KSL mesai arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Çalışmalarım esnasında beni yardımlarıyla yalnız bırakmayan çalışma arkadaşlarım Elk. Müh. Erkin PALAZ, Yük. Met. Müh. Arda KOCAMAN, ve Yük. Met. Hamit Onur ATEŞER'e teşekkür ederim. Ayrıca desteklerinden ötürü ASSAN Alüminyum San. ve Tic. AŞ'ye teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak beni her zaman destekleyen, hep yanımda olan bu günlere gelmemde en büyük emek sahibi olan annem Prof. Dr. Gülyüz ATKOVAR, babam Ahmet AKYIL ve aileme buradan teşekkür ederim.

Haziran 2010

Can AKYIL

Metalurji ve Malzeme Mühendisi



## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	v
KISALTMALAR .....	vi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	ix
ŞEKİL LİSTESİ.....	xi
ÖZET.....	xiii
SUMMARY .....	xv
<b>1. GİRİŞ VE AMAÇ .....</b>	<b>1</b>
<b>2. TEORİK BİLGİ.....</b>	<b>3</b>
2.1 Alüminyum .....	3
2.2 Korozyon.....	7
2.3 Oyuklanma Korozyonu.....	8
2.3.1 Halojenlerin adsorblanması.....	9
2.3.2 Oyuk oluşumu .....	12
2.3.3 Oyuklanma Korozyonunu etkileyen faktörler.....	14
2.3.3.1 Alaşımın etkileri.....	14
2.3.3.2 Döküm yönteminin etkileri .....	17
2.3.3.4 Isıl işlemin etkileri .....	23
2.3.3.5 Ortam etkileri .....	24
<b>3. DENEYSEL ÇALIŞMA .....</b>	<b>26</b>
3.1 Amaç .....	27
3.2 Deneylerde Kullanılan 5754 Alaşımları ve Uygulanan Isıl İşlemler.....	28
3.3 Deneylerin Yapılışı ve Hedefleri .....	29
3.3.1 Tuz testi.....	29
3.3.2 Metalografik incelemeler .....	30
3.3.3 Açık devre potansiyel ölçümleri .....	30
3.3.4 Anodik polarizasyon ölçümleri.....	31
3.3.5 GDOES Analizleri.....	31
<b>4. DENEY SONUÇLARI VE YORUMLAR .....</b>	<b>33</b>
4.1 Tuz testi Sonuçları.....	33
4.2 Metalografik İnceleme Sonuçları.....	42
4.3 Açık devre Potansiyel Ölçümü Sonuçları .....	49
4.4 Anodik Polarizasyon ölçümü Sonuçları.....	54
4.5 GDOES Ölçüm Sonuçları.....	57
<b>5. GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER.....</b>	<b>59</b>
<b>KAYNAKLAR .....</b>	<b>63</b>



## KISALTMALAR

<b>İMD</b>	: İkiz Merdane Döküm Yöntemi
<b>DS</b>	: Direk Soğutma Döküm Yöntemi
<b>AS</b>	: ASSAN üretimi
<b>EDS</b>	: Enerji Dağılımlı Spektrometre
<b>SEM</b>	: Taramalı Elektron Mikroskobu
<b>BSE</b>	: Backscattered Electron
<b>Krst</b>	: Kristallenme Durumu
<b>GDOES</b>	: Glow Discharge Optical Emission Spectrometry
<b>OCP</b>	: Open Circuit Potential (Açık Devre Potansiyeli)



## ÇİZELGE LİSTESİ

### Sayfa

Çizelge 2.1 : İnküzyonların alaşımlara göre dağılımı.....	6
Çizelge 2.2 : Alaşım elementlerinin korozyon özelliklerine etkileri .....	15
Çizelge 3.1 : Alaşım listesi .....	28
Çizelge 3.2 : Isıl işlem listesi.....	28
Çizelge 4.1 : DS 5754 açık devre potansiyel ölçümleri.....	51
Çizelge 4.2 : AS 5754 açık devre potansiyel ölçümleri.....	52
Çizelge 4.3 : AS 5754 oyuklanma potansiyel ölçümleri .....	55
Çizelge 4.4 : DS 5754 oyuklanma potansiyel ölçümleri. ....	56



## ŞEKİL LİSTESİ

### Sayfa

<b>Şekil 2.1:</b> Alüminyum Pourbaix diyagramı .....	4
<b>Şekil 2.2:</b> Alüminyum 5754 alaşımı kullanım örnekleri .....	5
<b>Şekil 2.3:</b> Alüminyum 5754 alaşımı kullanım örnekleri .....	5
<b>Şekil 2.4:</b> Kondisyonlara ve kalınlıklara göre alüminyum 5754 fiziksel özellikleri .	7
<b>Şekil 2.5:</b> Örnek korozyon şeması .....	8
<b>Şekil 2.6:</b> Cl İyonlarının oksit filminden adsorbsiyonunun şematik gösterimi .....	10
<b>Şekil 2.7:</b> Katyon anyon ve oksitlerin oksit filminde ilerleme şematik gösterimi ..	11
<b>Şekil 2.8:</b> Pit oluşum ve ilerleme şeması .....	13
<b>Şekil 2.9:</b> Oyuk tekrar pasifleşme şeması .....	13
<b>Şekil 2.10:</b> DS yöntemi kalıp örneği .....	18
<b>Şekil 2.11:</b> Yatay kalıba direk soğutma döküm yöntemi şeması .....	19
<b>Şekil 2.12:</b> DS Yöntemi soğuma şeması .....	19
<b>Şekil 2.13:</b> DS ve İMD yöntemlerinin akış şemalarının karşılaştırması .....	20
<b>Şekil 2.14:</b> İMD yöntemi tip örneği .....	21
<b>Şekil 2.15:</b> İMD yöntemi üretimi merdane ve soğuma şemaları .....	22
<b>Şekil 2.16:</b> DS yöntemi ile üretilmiş 5754 H22 alaşımı ve aynı numunenin 450 derecede 2 saat tavlandıktan sonraki iç yapısının BSE resimleri .....	24
<b>Şekil 3.1:</b> Deney akış şeması .....	28
<b>Şekil 4.1:</b> Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (100X) AS 5754 H22 (b) (100X) DS 5754 H22, (c) (300X) AS 5754 H22 (d) (300X) DS 5754 H22 .....	33
<b>Şekil 4.2:</b> Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (100X) AS_450_3 (b) (100X) AS_0 (c) (100x) AS H22 .....	35
<b>Şekil 4.3:</b> Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (1000X) AS H22 (b) (1000X) AS_0 (c) (1000x) AS_450_3 .....	36
<b>Şekil 4.4:</b> Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (100X) DS 450_3 (b) (100X) DS_0 (c) (100x) DS H22 (d) (300X) DS 450_3 (e) (300X) DS_0 (f) (300x) İMD H22 .....	37
<b>Şekil 4.5:</b> Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (1000X) DS 450_3 (b) (1000X) DS_0 (c) (1000x) DS H22 .....	38
<b>Şekil 4.6:</b> EDS analizi (a) AS H22 (b) İMD 450_3 .....	40
<b>Şekil 4.7:</b> EDS analizi (a) AS H22 (b) İMD 450_3 .....	40
<b>Şekil 4.8:</b> Parlatma sonrası yüzey SEM görüntüleri (a) (200X) AS H22 (b) (200X) DS H22, Tuz testi sonrası kromik asitle temizlenmiş yüzey SEM görüntüleri (c) (100X) AS H22 (d) (100X) DS H22 .....	41
<b>Şekil 4.9:</b> Parlatma sonrası yüzey SEM görüntüleri (a) (400X) AS H22 (b) (400X) DS H22 .....	42

<b>Şekil 4.10:</b> Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (500X) (SEM) AS H22 (b) (500X) (BSE) AS H22 (c) (500X) (SEM) AS_450_3 (c) (500X) (BSE) AS_450_3 (e) (500X) (SEM) AS_0 (f) (500X) (BSE) AS_0 .....	43
<b>Şekil 4.11:</b> Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (800X) (SEM) AS H22 (b) (800X) (BSE) AS H22 (c) (800X) (SEM) AS_450_3 (c) (800X) (BSE) AS_450_3 (e) (800X) (SEM) AS_0 (f) (800X) (BSE) AS_0 .....	44
<b>Şekil 4.12:</b> Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (500X) (SEM) DS H22 (b) (500X) (BSE) DS H22 (c) (500X) (SEM) DS_450_3 (c) (500X) (BSE) DS_450_3 (e) (500X) (SEM) DS_0 (f) (500X) (BSE) DS_0 .....	45
<b>Şekil 4.13:</b> Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (800X) (SEM) DS H22 (b) (800X) (BSE) DS H22 (c) (800X) (SEM) DS_450_3 (c) (800X) (BSE) DS_450_3 (e) (800X) (SEM) DS_0 (f) (800X) (BSE) DS_0 .....	46
<b>Şekil 4.14:</b> 5754 H22_AS ve 5754 H22_DS E/t grafiği.....	47
<b>Şekil 4.15:</b> 5754 H22_DS 5754_450_DS ve 5754_0_DS E/t grafiği.....	48
<b>Şekil 4.16:</b> 5754 H22_AS 5754_450_AS ve 5754_0_AS E/t grafiği.....	49
<b>Şekil 4.17:</b> 5754 Zm_AS ve 5754 Zm_DS E/t grafiği.....	51
<b>Şekil 4.18:</b> 5754 H22_AS ve 5754 H22_DS anodik polarizasyon grafiği .....	52
<b>Şekil 4.19:</b> 5754_H22_AS, 5754_450_AS, 5754_0_AS anodik polarizasyon grafiği .....	53
<b>Şekil 4.20:</b> 5754_H22_DS, 5754_450_DS, 5754_0_DS anodik polarizasyon grafiği .....	54
<b>Şekil 4.21:</b> İMD ve DS 5754 H22 numunleri GDOES ölçümleri.....	58
<b>Şekil 4.22:</b> İMD 350_AS ve DS 350_DS GDOES ölçümleri.....	58
<b>Şekil 4.23:</b> İMD 450_AS ve DS 450_DS GDOES ölçümleri.....	59

# İKİZ MERDANE VE DİREK SOĞUTMA DÖKÜM YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLMİŞ AA5754 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

## ÖZET

Günümüzde alüminyum, yüksek mukavemet-ağırlık oranı ile özellikle otomotiv endüstrisi başta olmak üzere kendine bir çok yeni kullanım alanı bulmaktadır. Özellikle 5000 serisi alüminyum alaşımları, çevreye zararlı sera gazı salınımını düşürmek için ağırlık azaltmak isteyen otomotiv üreticileri tarafından tercih edilmektedir. 5000 serisi içerisinde, yüksek dayanım, derin çekilebilirlik ve iyi korozyon direnci sebebi ile 5754 alaşımı en çok kullanılan alaşım çeşididir.

Ancak bütün metallerde olduğu gibi alüminyum da ortamdaki agresif iyonlarca korozyona uğratılmaktadır. Alüminyum için en çok görülen korozyon türü oyuklanma korozyonudur. Alüminyum alaşımlarının içerdiği inklüzyonların kimyasal bileşimi, dağılımı ve boyutu, oyuklanma korozyonunu en çok etkileyen parametrelerdir. İntermetaliklerin yapısı ve dağılımı üzerinde, döküm yönteminin büyük bir etkisi vardır. Buradan hareketle, ikizmerdane döküm yöntemi ve konvansiyonel metotlarla üretilen alaşımların korozyon özellikleri farklılık göstereceği tahmin edilmektedir. Literatürde konvansiyonel metotlar ile üretilen alaşımların korozyon davranışları hakkında geniş bilgi bulunmasına karşın ikizmerdane döküm yöntemi ile üretilen alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalar çok sınırlıdır.

Bu çalışmada döküm yöntemine bağlı olarak değişen iç yapının korozyon direncini nasıl etkilediği 5754 alaşımı için incelenmiştir. Ayrıca ısıtma işleminin hem konvansiyonel hem de ikizmerdane döküm yöntemi ile üretilen alaşımlara olan etkisinin görülmesi için, 5754 H22 alaşımı 350° C'de 3 saat ve 450° C'de 4 saat tavlansınarak piyasadaki H22 kondisyonları ile karşılaştırılması da yapılmıştır. Agresif bir ortamda hızlı bir korozyon ilerleme özelliklerinin belirlenmesi için tuz testi yapılarak SEM ile oyuk morfolojileri incelenmiştir, intermetalik dağılımının karşılaştırılması için yine SEM ile metalografik çalışmalar yapılmıştır, oksit filminin ve yüzeyin aktifliklerinin belirlenmesi için açık devre potansiyelleri ölçülmüş, oyuklanma korozyonu potansiyellerinin belirlenmesi için anodik polarizasyon yapılmış ve son olarak oksit filminin bileşiminin belirlenmesi için de GDOES analizleri yapılmıştır.

Elde edilen sonuçlar, ikizmerdane döküm yönteminin oluşturduğu intermetaliklerce aşırı doymuş bölgelerin korozyon oluşumunu arttırdığını göstermiştir. Bunun sebebi bahsi geçen çok küçük intermetaliklerin hem daha fazla aktif yüzey alanına sahip olması hem de birleşerek daha derin ve daha geniş hasar bölgeleri oluşturmasıdır. Ayrıca uygulanan ısıtma işlemleri ikiz merdane döküm yöntemi ile üretilen 5754 alaşımlarının korozyon özelliklerinde gelişme sağladığı belirlenmiştir.

Yapılan ısıtma işlemi sonucu küçük intermetaliklerin bir kısmı matris içerisinde bulunurken diğerleri birleşerek daha büyük intermetaliklere dönüşmüştür. Bu da oyuk morfolojilerini direkt soğutma yöntemi ile üretilen alaşımlarda görülenlere benzer hale dönüşmesine ve korozyon özelliklerinin gelişmesine neden olmuştur. Ancak benzer ısıtma işlemlerin DS yöntemi ile üretilen alaşımlarda ise, intermetaliklerin matrise ikincil çökelmelerine neden olarak korozyon özelliklerini kötüleştirdiği belirlenmiştir.

# **AN INVESTIGATION OF CORROSION BEHAVIOR OF ALUMINUM ALLOY AA5754 CAST WITH DIRECT CHILL AND TWIN-ROLL CASTING METHODS**

## **SUMMARY**

Nowadays, due to its excellent weight to strength ratio, aluminum tends to find itself new industries as area of usage, especially in automotive industry more than ever. Automotive companies, trying to reduce weight for reduced green house gases production, tend to use 5000 series aluminum alloys. Since twin roll-casting method enables a reduced cost of aluminum production, it replaces steel increasingly. Furthermore among the 5000 series aluminum alloys 5754 aluminum alloy is the most commonly used one due to its high formability and corrosion resistance,

However, aluminum like all the other metals becomes susceptible to corrosion (especially pitting corrosion) by presence of aggressive ions. The most common type of corrosion seen on aluminum alloys is pitting corrosion. Pitting corrosion is influenced strongly by the chemical composition and dispersion of intermetallics, which act as galvanic couples under the oxide film and initiates the pitting phenomenon.

Casting methods have a very high influence on composition, size and dispersion of intermetallics. Twin roll casting method produces intermetallics small in size but in high densities. This dissimilarity will affect corrosion behaviors of alloys cast with twin roll compared to alloys cast with conventional methods. There are many studies about corrosion behaviors of DC cast aluminum alloys, but the studies on corrosion behavior of twin roll cast aluminum alloys are very limited

In this study corrosion behaviors of 5754 aluminum alloys, cast with twin roll and direct chill methods are investigated in comparison to each other. Moreover, the effects of heat treatment on corrosion behavior of these two casting methods vary from each other. In order to observe the effect of heat treatment, samples treated at 350° C for 4 hours and 450° C for 3 hours for both production methods are investigated. Salt spray tests for determining the pit morphologies, cyclic voltametry to obtain the pitting potentials and hysteresis, metallographic investigations to inspect the dispersion of the intermetallics, GDOES analysis and open circuit potentials to examine the oxide film and the active layer over it, are measured.

Results show that the super saturated zone on the surface of alloys caused by twin roll casting, effects corrosion behaviors negatively. It causes big and deep crystallographic pits on cluster areas. Moreover, its been observed that heat treatment improves the corrosion resistance of the TRC cast 5754 alloy. The heat treatment causes the small intermetallics in the supersaturated zone to dissolve back to the matrix and the bigger intermetallics tend to coarsen. Thus the reduction in numbers of intermetallics results pit morphology similar to the alloys cast with DC method and an improved corrosion behavior for TRC cast aluminum alloys. On the contrary to the TRC cast aluminum alloys, heat treatment causes secondary intermetallic

precipitations to the matrix of DC cast alloys. These secondary precipitations worsen the corrosion behavior of the DC cast alloys by creating new pitting initiation areas.

## 1. GİRİŞ VE AMAÇ

Alüminyum ve alaşımları sahip oldukları düşük yoğunluk-mukavemet oranı ve kolay şekil verilebilirlikleri sebebi ile uzun yıllardır havacılık endüstrisinde kullanılmaktadır. Son yıllarda atmosferik ortamda korozyon dirençlerini artıracak yöntemler ile (örn. anodizasyon) çıplak olarak dış cephe ve diğer atmosferik uygulamalarda kullanılmaya başlanılmışlardır. Özellikle günümüzde ortaya çıkan sera gazlarının azaltılması zorunluluğu sebebi ile alüminyum ve alaşımları çelik yerine otomotiv sanayinde de kullanılmaya da başlanmıştır. Alüminyumun düşük ağırlığı yakıt tasarrufu sağlamaktadır. Geri dönüşüm kolaylığı sayesinde polimerik malzeme yerine otomotiv sektöründe tercih edilmektedirler [1,2].

Alüminyum alaşımları, demir alaşımlarına göre üretilmelerinin daha yüksek maliyetli olması bu güne kadar kara taşıtları için tercih edilmelerini engellemiş olmakla birlikte, özellikle ikizmerdane döküm yönteminin geliştirilmesi ile demir alaşımları yerine kullanılacak alüminyum alaşımlarını ekonomik olarak üretmek mümkün olmuştur. Bu yöntem sayesinde ergimiş alüminyum doğrudan olarak su soğutmalı olan merdanelerin arasına gönderilmekte ve bu sayede son ürün eninde sıcak haddeye gerek duymadan üretilebilmektedir. Hem işlem süresi hem de işlem maliyeti bu yöntemle birlikte büyük ölçüde düşürülmüştür [2,3].

Şu an otomotiv sanayii, dış cephe kaplamaları , asma tavan uygulamaları gibi yüksek mukavemetle birlikte yüksek şekil verilebilirlik gerektiren bir çok uygulamada 5000 serisi alüminyum alaşımları kullanılmaktadır [1]. Bu alaşımlar özellikle içerdikleri yüksek Mg miktarı sayesinde istenilen fiziksel özelliklere sahip olmaktadır. Yaşlandırılmayan 5754 alaşımları bir çok firma tarafından araçların çeşitli bölgelerinde kullanılmaktadır. (Honda NSX ana gövde, Mercedes S ve C serisi bagaj kapakları, X type jaguar kapı ve bagaj bölümleri, Audi son seri R8 tavan kaput ve gövde panelleri şasenin ön bölümü vb.) [1,2].

Alüminyum aktif bir metal olmasına karşın yüzeyinde oluşan alüminyum oksit filminin kararlı olması sayesinde korozyona karşı atmosferik koşullarda dirençlidir. Ancak amfoterik yapılarından dolayı bu oksit filmi sadece nötr pH aralığında

yüzeyde kararlı bir biçimde bulunur. Ortamda herhangi bir agresif iyon bulunması durumunda ise oksit filmi hasar görmekte ve bu durum korozyon ilerlemesi için uygun bir ortam oluşturmaktadır. Böyle bir durumda çıplak alüminyum alaşımlarında en sık görülen korozyon türü oyuklanma korozyonudur. Boyanarak kullanılan yüzeylerde ise herhangi bir yüzey hatası (çizik, boya katmanında hata vb.) filiform korozyon denilen korozyon türüne sebep olmaktadır. Bu korozyon türü özellikle tek kat boya kullanılan ve nem oranı yüksek yerlerde bulunan uygulamalarda ciddi sorunlara yol açmaktadır [4,5,9].

Alüminyum alaşımlarının korozyona karşı olan dirençlerini etkileyen faktörleri üç temel grupta sayabiliriz. Bunlar; alaşım elementleri etkisi, mikro yapı ve ortam olarak gruplandırılabilir. Ortam etkisi çoğu zaman kontrol edilemediği için genellikle korozyon direncini artırmak için alaşım elementi miktar ve türünde değişikliğin yanı sıra mikro yapıda da değişiklikler yapılmaktadır [5,6].

Oyuklanma korozyonu alüminyum alaşımlarında ilk olarak yüzeyde bulunan intermetaliklerin çevresinde gelişir ve ilerler. Bu sebepten alaşım elementlerinin miktarı; matrisin ve intermetaliklerin kompozisyonunu değiştirerek oluşacak korozyonun hızını ve boyutlarını belirler. İntermetaliklerin dağılım ve boyutu ise yine korozyonun yol açtığı hasarı etkileyen bir diğer faktördür. Örnek olarak ufak intermetalikler yüksek aktif yüzey alanları ile daha fazla hasara sebep olmaktadır. Bu sebepten mikro yapıyı değiştiren döküm yöntemi ve uygulanan ısıl işlemlerin en az alaşım elementleri kadar korozyon özelliklerini değiştirdiği de bilinmektedir [4,5,6,9].

Bu çalışmada literatürde çok işlenmemiş olan ikizmerdane döküm yönteminin 5754 alaşımının korozyon özellikleri üzerine olan etkisi konvansiyonel metotlarla üretilen eşdeğer 5754 alaşımlarla karşılaştırılarak incelenecektir. Bu amaçla tuz testi, metalografik olarak SEM ile inceleme, açık devre potansiyeli ölçümleri, anodik polarizasyon ölçümleri ve GDOES incelemeleri yapılacaktır.

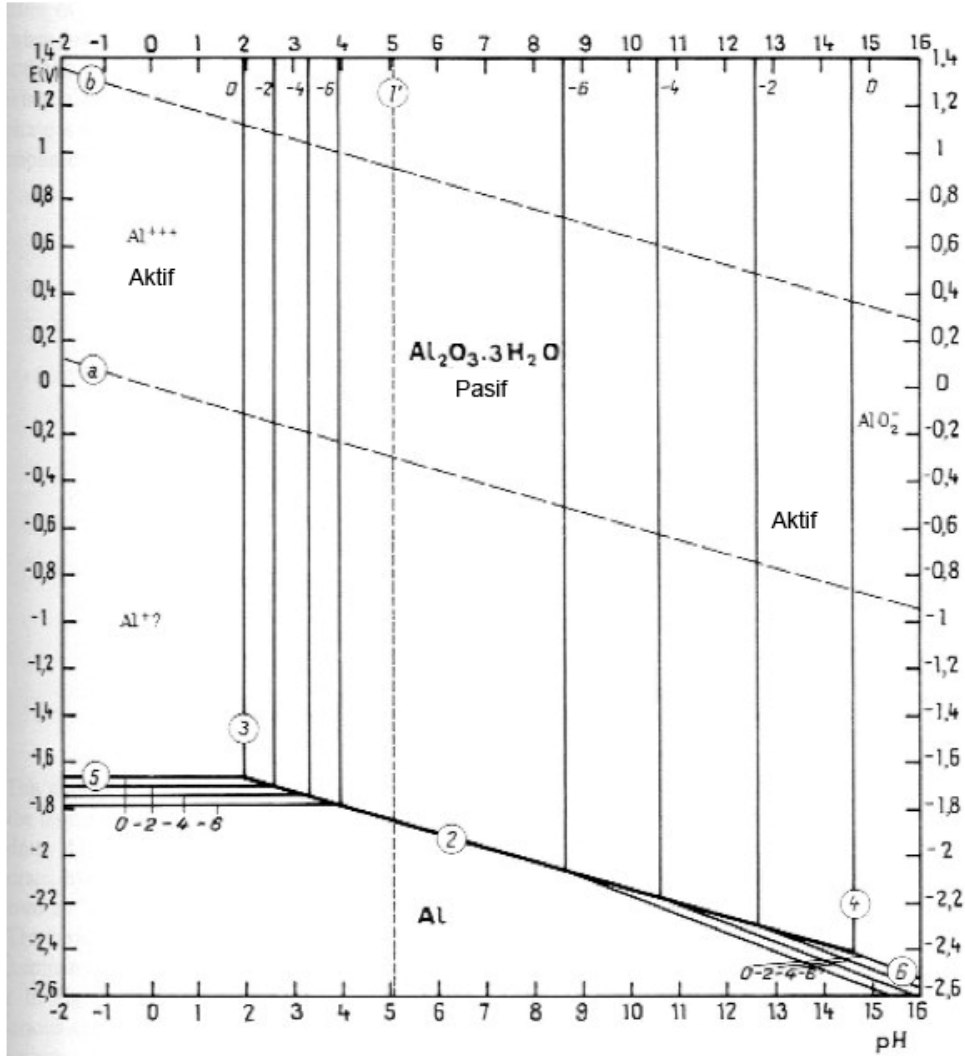
## 2. TEORİK BİLGİ

### 2.1 Alüminyum

Yoğunluğu  $2,7 \text{ g/cm}^3$  olan alüminyum yumuşak ve kolay şekil verilebilir olmasının yanında düşük yoğunluğuna oranla yüksek mukavemete sahiptir. Bu sayede özellikle havacılık sektöründe vaz geçilmez bir öneme sahiptir. Saf haldeki alüminyumun çekme mukavemeti 7-11 MPa seviyelerinde olup alaşımlandırma ile bu değer 200-650 MPa değerlerine çıkartılabilir. Döküm sünek bir yapıya sahip olması sebebi ile ekstrüzyon, talaşlı imalat gibi yöntemlerle şekillendirilebilir [7].

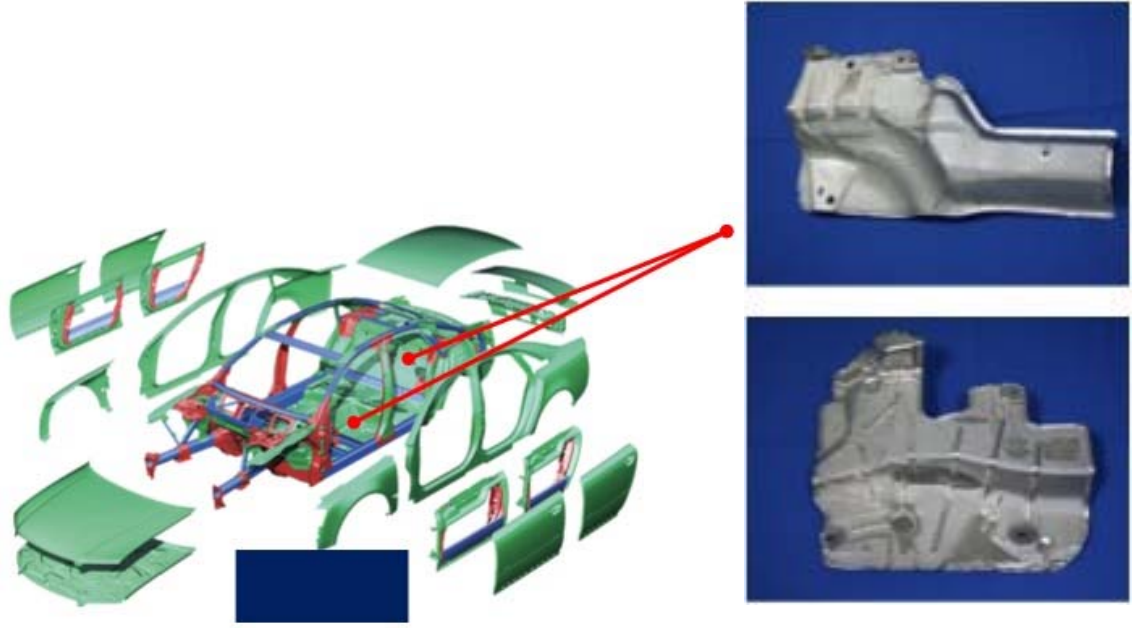
Saf alüminyumun korozyon direnci özellikle atmosferik ortamda pH seviyesi nötr düzeyde ise mükemmel yakındır. Bunun sebebi yüzeyinde oluşan kararlı oksit film tabakasıdır. Ancak denizel ortamlarda aktif iyonların varlığı sebebi ile bu film hasara uğrar ve alüminyumda en çok görülen hasar türü olan oyuklanma korozyonu oluşur. Alüminyum alaşımlarının korozyon direnci genellikle saf alüminyuma göre daha düşüktür. Bunun ilk alaşım elementleri ile alüminyumun oluşturduğu intermetaliklerin, alüminyumca zengin matris ile galvanik çiftler oluşturmasıdır. Bir diğer sebebi ise yüzeyde oluşan oksit filminde zayıf bölge oluşumuna yol açarak oyuklanma korozyonun başlaması için tercihli bölge yaratmalarıdır [4,6,9].

Alüminyum amfoterik yapıdadır, bu sebepten katodik koruma metotlarını kullanmak ortamın pH'ını yükselteceğinden yine alüminyumun zarar görmesine sebep olabilir. Amfoter yapı dolayısı ile alüminyumu korozyona karşı korumak için boyama veya anodizasyon yöntemleri en uygun yöntemlerdir. Alüminyumun hangi pH değerlerinde pasif oksit filmine sahip olduğunu gösteren Pourbaix diyagramı şekil 2.1'de verilmiştir [6].



Şekil 2.1 :Alüminyum pourbaix diyagramı [6]

5000 serisi alaşımlar özellikle yüksek mukavemet ve şekil verilebilirlik gerektiren yerlerde kullanılmaktadırlar. Diğer alaşımlardan farklı olarak 5000 serisi alaşımları bu fiziksel özelliklerinin yanı sıra görece olarak daha iyi korozyon direncine sahiptirler [7,10]. 5754 alaşımı ise bu seri içinden şekil verilebilirlik ve mukavemet oranları en yüksek olan alaşımlardan biridir. Genellikle dış cephe zemin ve tavan uygulamalarında, balıkçılık ekipmanlarında, araç şase ve çeşitli parçalarında, nükleer tesislerde ve denizel ortamlarda bulunan sanayi işletmelerinde kullanılmaktadır. Kullanım alanlarının bazı örnekleri Şekil 2.2’de ve Şekil 2.3’te verilmiştir [8].



**Şekil 2.2 :**Alüminyum 5754 alaşımı kullanım örnekleri [8]

Bu alaşımları içerisinde genellikle %0.4 civarında Si, %0.4 civarında Fe, %0.4-0.6 civarında Mn ve %2.6-3.4 civarında Mg bulunmaktadır. Mg burada hem şekil verilebilirliği arttırmakta, hem de korozyon direncini ve intermetaliklerin zararlı etkisini azaltıcı bir rol üstlenmektedir [7]. Ancak ısıl işlem ile oksitte zenginleşme eğiliminde olması korozyon özelliklerini negatif yönde de etkileyebilir. Alaşım elementlerinin 5000 serisi alaşımlarda oluşturduğu temel intermetalikler Çizelge 2.1’de verilmiştir. Bu intermetalikler 5754 alaşımı içinde de bulunmaktadır [9].



**Şekil2.3 :**Alüminyum 5754 alaşımı kullanım örnekleri [8]

**Çizelge 2.1 : İnküzyonların alaşımlara göre dağılımı[12]**

<b>Alaşım</b>	<b>İnküzyon Tipi</b>
Tüm alüminyum alaşım çeşitleri için	$Al_3Fe$
Tüm alüminyum alaşım çeşitleri için	$AlFeSi$
3000, 5000, 6000, 8000 serileri	$Al(Fe,Mn)Si$
3000, 5000, 6000, 8000 serileri	$Al_3FeMn$
3000, 5000 serileri	$Al_2Mn$
5000 serileri	$Al_3Mg_2$

5000 serisi alaşımlar kaynaklanabilme özelliği, ark ve direnç kaynaklarının yanı sıra gaz altı kaynakları için de çok iyidir. Ancak talaşlı imalat için pek uygun bir alaşım değildir. Uygulanan ısıtılma işleme göre sertliği 55-85 HV arasında değişmektedir. Yine uygulanan ısıtılma işleme göre akma direnci 200 ile 300 MPa arasında ve yüzde uzama miktarıda %25'e kadar çıkabilmektedir. Bu alaşımların ısıtılma işlemlere göre mukavemet özellikleri Şekil 2.4'te verilmiştir [7,9,10].

## **2.2 Korozyon**

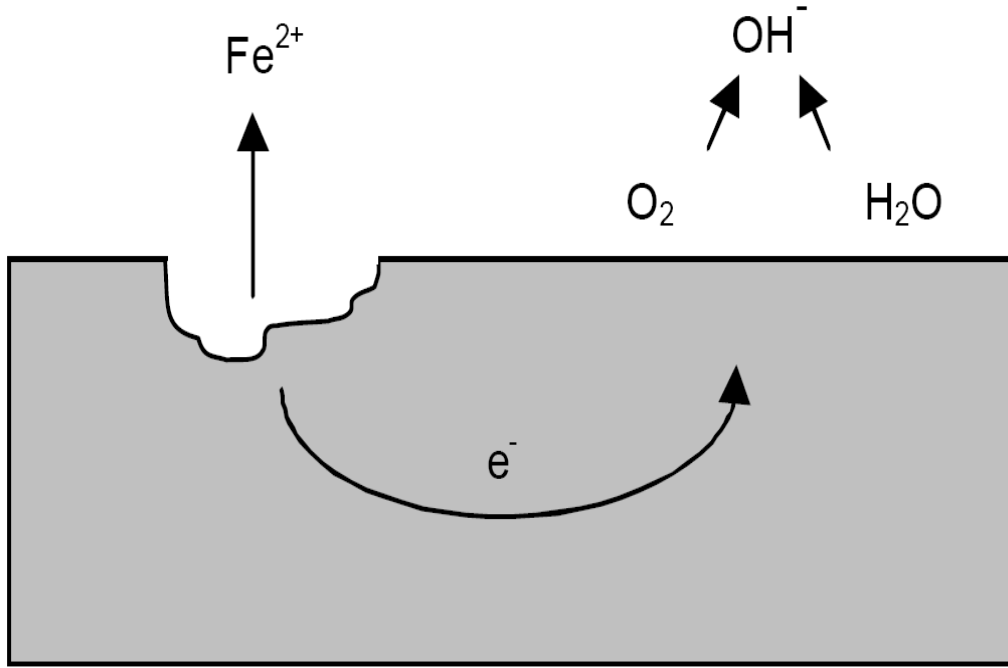
Korozyon, malzemelerin çevreleri ile girdikleri kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu bozularak özelliklerinde istenmeyen değişiklikler meydana gelmesidir. Çeşitli türleri mevcut olan korozyonun (üniform korozyon, filiform korozyon, bakteriyel korozyon, çatlak korozyonu, taneler arası korozyon, oyuklanma korozyonu vb.) çıplak kullanılan alüminyum alaşımlarında en sık görülen türü oyuklanma korozyonudur [11].

Kondisyon	Kalınlık mm		$R_m$ MPa		$R_{p0,2}$ MPa		Uzama % mm		Bükülme Çapı		Sertlik HBW <sup>a</sup>
	min.	max.	min.	max.	min.	max.	$A_{50\text{ mm}}$	$A$	180°	90°	
F <sup>a</sup>	≥ 2,5 100,0	100,0 150,0	190 180	— —	— —	— —	— —	— —	— —	— —	— —
O/H111	0,2	0,5	190	240	80	—	12	—	0,5 t	0 t	52
	0,5	1,5	190	240	80	—	14	—	0,5 t	0,5 t	52
	1,5	3,0	190	240	80	—	16	—	1,0 t	1,0 t	52
	3,0	6,0	190	240	80	—	18	—	1,0 t	1,0 t	52
	6,0	12,5	190	240	80	—	18	—	—	2,0 t	52
	12,5	100,0	190	240	80	—	—	17	—	—	52
H112	≥ 6,0	12,5	190	—	100	—	12	—	—	—	62
	12,5	25,0	190	—	90	—	—	10	—	—	58
	25,0	40,0	190	—	80	—	—	12	—	—	52
	40,0	80,0	190	—	80	—	—	14	—	—	52
H12	0,2	0,5	220	270	170	—	4	—	—	—	66
	0,5	1,5	220	270	170	—	5	—	—	—	66
	1,5	3,0	220	270	170	—	6	—	—	—	66
	3,0	6,0	220	270	170	—	7	—	—	—	66
	6,0	12,5	220	270	170	—	9	—	—	—	66
	12,5	40,0	220	270	170	—	—	9	—	—	66
H14	0,2	0,5	240	280	190	—	3	—	—	—	72
	0,5	1,5	240	280	190	—	3	—	—	—	72
	1,5	3,0	240	280	190	—	4	—	—	—	72
	3,0	6,0	240	280	190	—	4	—	—	—	72
	6,0	12,5	240	280	190	—	5	—	—	—	72
	12,5	25,0	240	280	190	—	—	5	—	—	72
H16	0,2	0,5	265	305	220	—	2	—	—	—	80
	0,5	1,5	265	305	220	—	3	—	—	—	80
	1,5	3,0	265	305	220	—	3	—	—	—	80
	3,0	6,0	265	305	220	—	3	—	—	—	80
H18	0,2	0,5	290	—	250	—	1	—	—	—	88
	0,5	1,5	290	—	250	—	2	—	—	—	88
	1,5	3,0	290	—	250	—	2	—	—	—	88
H22/H32	0,2	0,5	220	270	130	—	7	—	1,5 t	0,5 t	63
	0,5	1,5	220	270	130	—	8	—	1,5 t	1,0 t	63
	1,5	3,0	220	270	130	—	10	—	2,0 t	1,5 t	63
	3,0	6,0	220	270	130	—	11	—	—	1,5 t	63
	6,0	12,5	220	270	130	—	10	—	—	2,5 t	63
	12,5	40,0	220	270	130	—	—	9	—	—	63
H24/H34	0,2	0,5	240	280	160	—	6	—	2,5 t	1,0 t	70
	0,5	1,5	240	280	160	—	6	—	2,5 t	1,5 t	70
	1,5	3,0	240	280	160	—	7	—	2,5 t	2,0 t	70
	3,0	6,0	240	280	160	—	8	—	—	2,5 t	70
	6,0	12,5	240	280	160	—	10	—	—	3,0 t	70
	12,5	25,0	240	280	160	—	—	8	—	—	70
H26/H36	0,2	0,5	265	305	190	—	4	—	—	1,5 t	78
	0,5	1,5	265	305	190	—	4	—	—	2,0 t	78
	1,5	3,0	265	305	190	—	5	—	—	3,0 t	78
	3,0	6,0	265	305	190	—	6	—	—	3,5 t	78
H28/H38	0,2	0,5	290	—	230	—	3	—	—	—	87
	0,5	1,5	290	—	230	—	3	—	—	—	87
	1,5	3,0	290	—	230	—	4	—	—	—	87

**Şekil 2.4:** Kondüsyonlara ve kalınlıklara göre alüminyum 5754 fiziksel özellikleri[10]

Korozyon için gerekli olan agresif ortamlar çok çeşitlidir. Bunlardan bazıları; hava ile nem, tatlı veya tuzlu su, endüstriyel bölgelerde bulunan kirletilmiş hava, klorin gibi buhar veya gazlar, amonyak veya hidrojen sülfat içeren ortamlar, asidik ortamlar, alkalın ortamlar ve toprak ve petrokimya ürünlerinin bulunduğu ortamlardır [11].

Korozyon oluşumunda anot, katot, metalik iletim yolu ve elektrolitin olması şarttır. Burada katotta oksijen redüklenirken (duruma göre H iyonları da hidrojen gazına redüklenabilir) anot bölgesinde de metal oksitlenerek metal iyonları elektrolite geçerler. Metal iletken burada metal iyonlarının oksidasyonu sonucu oluşan elektronları katota taşır ve redüksiyon reaksiyonun oluşumunu sağlar. Şematik gösterim Şekil 2.5'te verilmiştir [5,11].



Şekil 2.5: Örnek korozyon şeması

### 2.3 Oyuklanma Korozyonu

Temel olarak oyuklanma korozyonu lokal bir korozyon türüdür ve yüzeyinde pasif bir koruyucu film olan malzemelerde görülür. Ortamda bulunan agresif iyonlar veya pasif filmde oluşan bir hata/hasar, bu bölgenin diğer bölgelere göre daha anodik olmasına sebep olur. Bu şekilde çevresiyle bir galvanik ikili oluşturan bu bölgede korozyon malzemenin içine doğru devam eder. Bu süreç otokatalitik bir süreçtir ve ortamdaki agresif iyonlar bu bölgede buldukça devam eder [4].

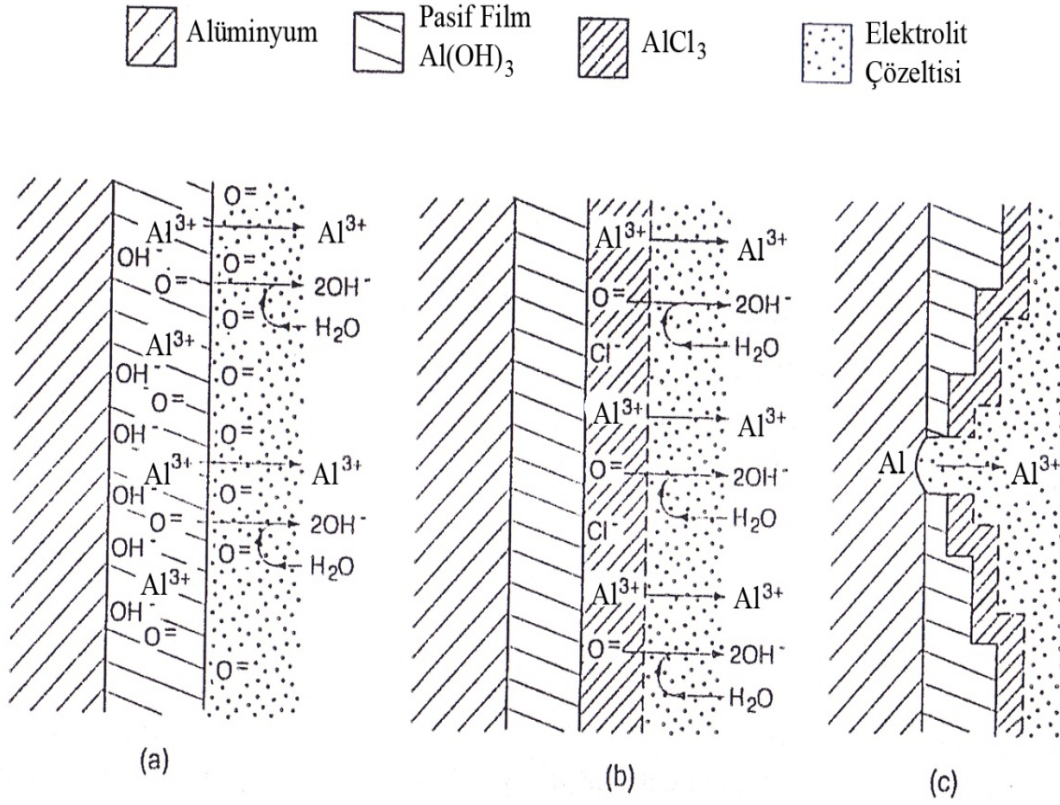
Oyuklanma korozyonu temel olarak 5 şekilde başlayabilir. Bunlardan ilki düşük pH değerlerinde agresif iyonlarca oluşturulan türdür ve pasif filmin kararlı olduğu potansiyel değerlerinde gerçekleşir. İkinci tür ise oksijen oluşumunun potansiyel değerlerine yakın bölgelerde aktif-pasif geçiş potansiyellerinde oluşur. Bu tarz oyuk

korozyonu için yüksek sıcaklık ve bunun yanında çok agresif bir ortam gerekir. Transpasif potansiyel bölgesinde, oksit filmi yok olurken yine bölgesel olarak oyuklanma korozyonu görülebilir. Dördüncü tür ise aktiften pasife geçildiği bölgede oluşur. Ancak bu tür çok kısa süreli olup aktif potansiyellerde genel korozyona dönüşmekte, daha soy potansiyellerde ise pasifleşme yüzünden durmaktadır. Son durum ise aktif polarizasyon uygulandığında yüzeyde herhangi bir segregasyon bulunması durumunda gerçekleşir. Ancak yine bir önceki şeklinde olduğu gibi bu türde de oyuklanma yerini genel korozyona çok çabuk bir şekilde bırakır [4].

### **2.3.1 Halojenlerin adsorblanması**

Alüminyumda meydana gelen oyuklanma korozyonu diğer metallerde olduğu gibi halojenlerin ortamda bulunması ile doğrudan alakalıdır. Burada ilk olarak halojen iyonların ( $Cl^-$ ,  $I^-$  v.b.) oksit film yüzeyine adsorblanması gerçekleşir. Alüminyumun yüzeyindeki koruyucu oksit filmi, amorf ve yarı iletken özelliktedir. Bunun sebebi oluşumu sırasındaki homojensizlikler ve stokiometrik olmayan reaksiyonlardır. Saf alüminyumun sahip olduğu oksit filminin oyuklanma potansiyeli alaşımlara göre daha yüksektir dolayısı ile korozyon direnci daha yüksektir. İntermetalikler çevresinde oluşan hatalı bölgelerde halojenlerin özellikle  $Cl^-$  adsorblanması gerçekleşir. Bu iyonların ortamda bulunması ile oksit filmi zayıflar ve daha fazla agresif iyonun filmin içine nüfuz etmesine olanak tanır [5,6].

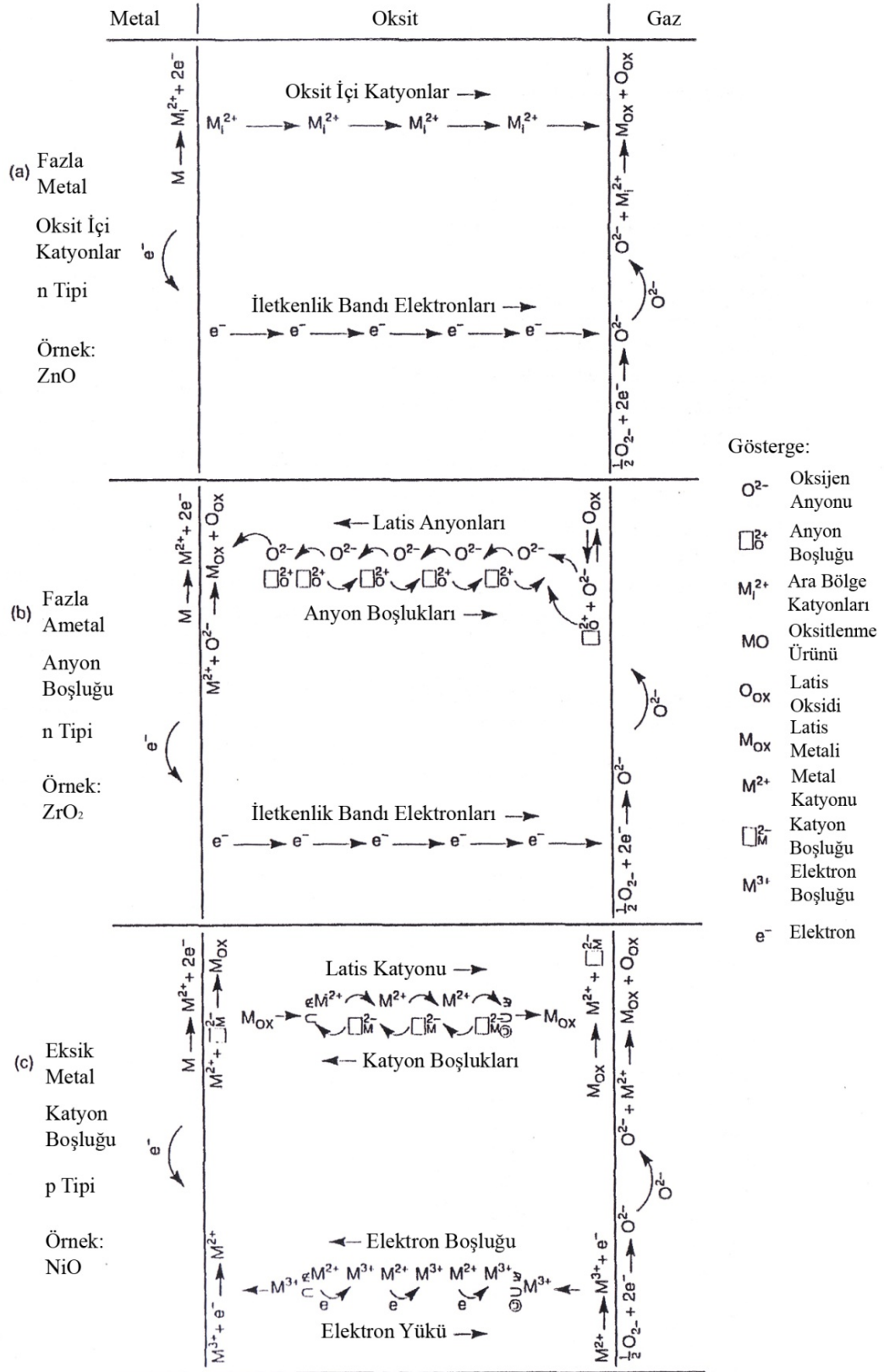
$Cl^-$  iyonlarının numune içine nüfuz etmelerini açıklamak için çeşitli modeller oluşturulmuştur. En basit olanı iyon penetrasyon modeli olup ufak çapları yüzünden iyonların oksit filmi içine nüfuz etmeleri ve filmi yok etmeleri temeline dayanır. Ancak bu teoride oluşan sorun, oksit filmi kalınlığının difüzyonu etkilerken oyuk oluşumunu ve hızını etkilememesidir. Böylece  $Cl^-$  iyonlarının difüzyonun etkili bir parametre olamayacağı anlaşılır Adsorbsiyon teorisinde ise  $Cl^-$  iyonlarının enerji olarak tercihli bölgelere yerleşerek oksijen iyonlarının oksit filmdeki yerini aldığı öngörülmektedir. Daha sonra oluşan bölgesel tuz filmi ile pasif bölgede zayıf noktalar oluşmaktadır. Bu noktalar da oyuk başlangıcı ve oksidin içinden elektron ve katyonların çözültüye geçmeleri için tercihli bölgeler oluşturmaktadırlar. Ancak bu teoriye göre  $PO_4^{3-}$ 'ün  $Cl^-$  iyonuna göre daha agresif olması gerekmektedir ancak yapılan araştırmalar tersini ispat eder niteliktedir. [5].



**Şekil 2.6:** Cl iyonlarının oksit filminden adsorbsiyonunun şematik gösterimi, (a) oksit filmine halojenlerin adsorbsiyonu (b) Cl iyonları tarafından oluşturulan tuz filmi oluşumu (c) Zayıflamış oksit filminin yok olması ile metalde oyuk oluşumu[6]

Noktasal hata modeli Cl iyonlarının oksit filminde bulunan anyon boşluklarına yerleşerek buradan içeri nüfuz etmesini temel alır. Bunun sonucu olarak katyon boşlukları artar ve kritik seviye aşıldığında da filmde bozunma meydana gelir. Burada adsorblanma hızı Cl iyonu konsantrasyon miktarı ve potansiyel enerjideki farka bağlıdır. Şekil 2.5'te Cl iyonunun oksit filmi içerisinde ilerlemesi şematik olarak adımları ile gösterilmiştir [5].

Oyuklanma korozyonunun oluşmasında, Cl<sup>-</sup> iyonlarının oksit filmi içine absorblanması ve filmin kırılmasına yol açmasının yanı sıra oksit filminin iletkenlik tipine göre kafes içindeki katyonların ve anyonların da önemli bir rol oynadığı bilinmektedir. Mekanizması tam olarak çözülememiş olmasına rağmen, katyon ve anyonların, katyon veya anyon boşlukları sayesinde oksit filmi içerisinde hareket ettiği düşünülmektedir. Buna göre oyuk oluşumu, ZnO veya Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> gibi n tipi iletken olan bir oksit tabakasının içinden alüminyum katyonlarının hareket edebilmesine bağlıdır [6].

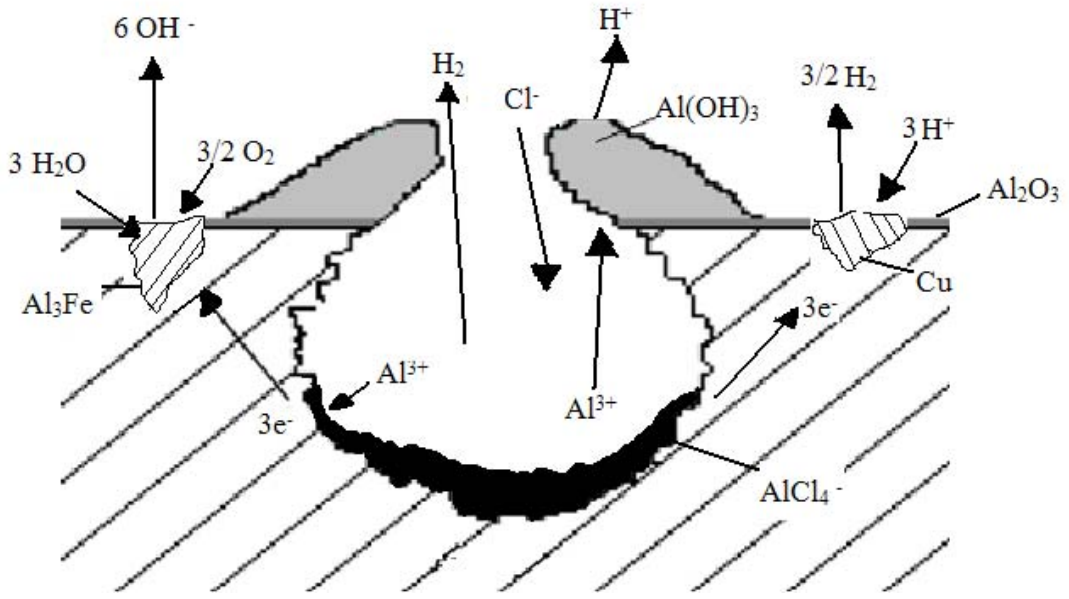


Şekil 2.7: Katyon anyon ve oksitlerin oksit filminde ilerleme şematik gösterimi[6]

P tipi iletken oksit filmlerinde ise bu ancak oluşan katyon boşlukları sayesinde olabilmektedir. Elektronlar n tipinde iletkenlik bandı tarafından oksit filminin dış katmanına ulaşarak oksijenin indirgenmesini sağlarken p tipi için elektron boşlukları bu görevi üstlenmektedir. Katyonların ve elektronların bu hareketleri sağlanmadığı durumlarda gerek noktasal hatalar gerekse kimyasal potansiyel farkı sebebi ile oksit filmi içine Cl iyonlarının yerleşmesi mümkün olmamaktadır. Oksit filminin büyüme ilerleme mekanizmaları, bu film tabakasının zarar görmesi için gerekli şartların hazırlanmasında da etkili parametreler olarak karşımıza çıkar. Bu ilerleme tipleri şekil 2.6'da gösterilmektedir [6].

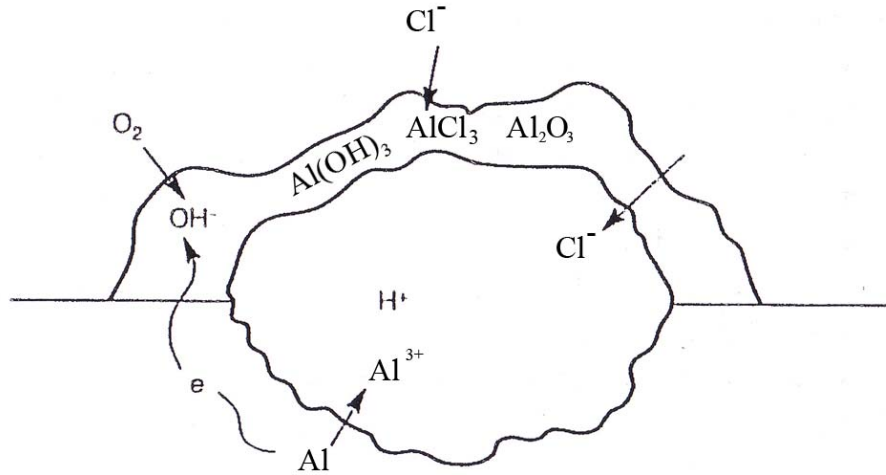
### **2.3.2 Oyuk oluşumu**

Oyuklarının oluşması için tercihli bölge oluşumu halojenlerce sağlandıktan sonra alt katmanda bulunan intermetalikler çevre ile galvanik bir seri oluşturur. Bu durum öncelikle yarı kararlı oyukların oluşumuna imkan verir. İlk oluşan oyukların yarı kararlı olarak adlandırılmasının sebebi alüminyumun yüzeyinde çok kısa sürelerde pasif-aktif geçişleri göstermesidir. Bu olay hem düşük olan polarizasyondan hem de oyuklarda biriken korozyon ürünlerinden kaynaklanır. Oksit filmindeki hasar miktarı artıp intermetalik aktif yüzeyi büyüdükçe bu yarı kararlı oyuklar, tam kararlı daha büyük ve derin oyuklara dönüşür [13]. Oyuk miktarındaki büyüme ortamdaki agresif iyon konsantrasyonu, ve yüzeydeki intermetaliklerin kimyasal kompozisyonu ile yakından ilgilidir. Matris ile intermetalik arasındaki potansiyel farkı arttıkça oyuk boyutu ve ilerleme hızı artar. Dolayısı ile alüminyum gibi aktif bir metal için demir bakır, mangan gibi alaşım elementleri korozyon direncini düşürücü intermetalikler oluşturur. Şekilde 2.8'de görüldüğü gibi bakır ve demir içeren intermetalikler oksijenin redüklenmesi için katot görevi görürler. Bu durum kristalografik oyuklar yerine intermetalik çevresinde oluşan ve bunların yüzeyinde gerçekleşen oksijen redüksiyonu oluşan alkalileşen ortamda alkalın oyuk tiplerine yol açar. Oyukların kararlı hale dönüştükten sonra ilerlemesi şekil 2.8'de gösterilmektedir [4].



Şekil 2.8: Oyuk oluşum ve ilerleme şeması[13]

Oluşan oyukların içinde  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dışında Al tuzlarında yer alır. Bu tuzlar oyuk oluşumu veya büyümesi sırasında oluşur ve oyukun ilerlemesi için önemli rol oynar. Bu tuzlar oyukun içinde tükenip, korozyon ürünlerinin oyukta doldurması ile tekrar pasifleşme gerçekleşir. Bu durum şematik olarak Şekil 2.9’da verilmiştir [4].



Şekil 2.9: Oyuk tekrar pasifleşme şeması[6]

Oyuk içinde hangi reaksiyonların gerçekleştiğini tümüyle ortaya çıkarmak henüz mümkün olmamıştır ancak alüminyumun eşitlik 2.1’de gösterildiği şekilde yükseltgendiği açıktır.



Oyuk dışında ise alkali bir ortam oluşumuna sebep olan reaksiyon eşitlik 2.2’deki gibidir [4].



Pozitif  $Al^{+3}$  iyonlarının büyük olması sebebi ile mobilitesi azdır. Bu sebepten şekil 2.7’de görüldüğü gibi oyuk içinde birikirler. Oluşan pozitif yükteki artış negatif yüklü küçük ve hızlı  $Cl^{-}$  iyonlarını oyuk içine çeker ve burada alüminyum klorür oluşur. Ayrıca aynı zamanda hidroliz olan alüminyum iyonları  $Al(OH)_3$  ve  $H^{+}$  oluştururlar. Bu reaksiyon sonucunda alüminyum hidroksit oyuk ağzında çökme eğiliminde olur ve zaman içerisinde oyuğun kapanmasına yol açabilir. Ayrıca H iyonları sayesinde düşen pH, alüminyumun korozyona uğrama hızını artırır ve kristalografik yapıdaki oyukları oluşturur [5,6].

### 2.3.3 Oyuklanma korozyonunu etkileyen faktörler

#### 2.3.3.1 Alaşım elementlerinin etkileri

Ticari saflıkta alüminyum içerisinde Fe ve Si elementleri bulunur. Bunun dışında da alüminyum alaşımlarına istenilen fiziksel özelliklere sahip olmaları için çeşitli elementler ilave edilir. Örnek olarak Mg şekil verilebilirliği artırır, Mn ise katı çözültü sertleşmesi sağlar. Cu az miktarda bile olsa önemli ölçüde mukavemet artışı sağlarken, kaynaklanabilirliği ve korozyon özelliklerini düşürür. Si ise mukavemet artışı yanında sünekliği artırıcı rol oynar. Ayrıca Mg ile bileşik yapması durumunda çökme sertleşmesi sağlar. Bunlar dışında Zn mukavemet artışı ve çökme sertleşmesi, Cr korozyon direnci ve gerilmeli korozyon çatlamaına karşı direnç, Ni yüksek sıcaklık mukavemeti artışı, Li yoğunluk düşüşü için kullanılan çeşitli elementlere örnek teşkil eder [12,13,14].

Ancak bu elementler intermetalik oluşumlarına sebep olmaları, matrisin ve intermetaliklerin kimyasal kompozisyonlarını değiştirmeleri sebebiyle korozyon özelliklerini de etkilemektedirler. Alaşım elementlerinin korozyon performansı

üzerindeki etkileri kimyasal özellikleri ve EMF potansiyelleri ile doğrudan ilgili olduğu için üretim yöntemi ve ısıtılmanın etkisi söz konusu değildir. Bu etkiler Çizelge 2.2’de görülebilir [14].

**Çizelge 2.2:** Alaşım elementlerinin korozyon özelliklerine etkileri[12,13]

<b>Element</b>	<b>Etki</b>	<b>Matris</b>	<b>İnklüzyon</b>
Fe	Kalıntı elementi	Negatif	Negatif
Si	Mukavemet ve süneklik artışı	Nötr	Pozitif
Mn	Katı çözümleri sertleşmesi	Pozitif	Pozitif
Mg	Şekil verilebilirlik ve muk artışı	Nötr	Negatif
Cu	Çökeltme sertleşmesi ve muk artışı	Negatif	Negatif
Cr	Korozyon direnci artışı	Pozitif	Pozitif
Zn	Mukavemet ve süneklik artışı	Negatif	Negatif

Alaşım elementlerinin temel olarak iki etkisi vardır, birincisi intermetaliklerin kimyasal özelliklerini değiştirmek, ikincisinde matrisin kompozisyonuna etki ederek korozyon performansını değiştirmek. Eğer korozyon potansiyelleri matristen yüksek ise, katodik olarak davranan bu intermetalikler; çevrelerindeki anodik etkiyi artırarak hasar görme miktarını artırırlar. Ters durumda ise kendileri çözünerek yüzey hasarına sebep olurlar. Bu sebepten matristen daha pozitif potansiyel değerine sahip intermetaliklerin korozyon direncini önemli ölçüde düşürdüğü bilinmektedir. İnklüzyonların korozyon özelliklerini etkileme şekillerinden diğeri de, yüzeyde oluşmuş olan oksit filminde zayıf noktalar oluşturmalarıdır [14,15]. Bu sayede oksit filminin agresif ortamlarda kırılması kolaylaşır. İntermetaliklerin oluşturduğu bu zayıf noktalardaki oksit filminin diğeri bölgelerden önce zarar görmesiyle, çevresine göre daha anodik, üzerinde oksit filmi kalmamış bir bölge oluştuğu gözlenmiştir. Bu bölgenin oluşumunu sağlayan intermetaliklerin de oksit filmi altından ortaya çıkması ile bu bölgedeki hasarın hızlı ilerleyebildiği bilinmektedir [15-17].

**Demirin etkisi:** Demir; alüminyum içinde çözünürlüğü çok az olduğu için, intermetaliklerin oluşumunda büyük rol oynamaktadır. Demirin matrise etkisi çok az olduğu için temelde intermetaliklere olan etkisi önemlidir. Demirli intermetalikler oyuk korozyonun oluşumunda en büyük rolü oynar ve matristen daha katodik oldukları için çevrelerinin çözünmelerine ve zarar görmesine sebep olurlar. Demir alüminyum alaşımı olan intermetaliklerin potansiyellerinin matristen genellikle 200 mV ve fazla pozitif olduğu bilinmektedir. Reaksiyonlar sonucunda intermetaliklerin içindeki alüminyumun çözünmesi ve demirin oksitlenmesi de gerçekleşmektedir. Dolayısı ile zaman ilerledikçe bu intermetalikler artan pozitif potansiyellere sahip olmaktadır. İntermetaliklerde demir miktarı yükseldikçe korozyon özellikleride o ölçüde kötüleşmektedir [16,18].

**Silisyumun etkisi:** Silisyum alüminyumda düşük çözünürlüğe sahip olduğu için matristen çok, intermetaliklerin içinde bulunmaktadır. İntermetalik olarak tek başına negatif bir etkisinin olduğu düşünülmemekle birlikte demirli intermetaliklerde alüminyumun çözünmesini geciktirme ve demirin oksitlenmesini geciktirme gibi sınırlı etkisi bulunmaktadır. Demir oranı yüksek olan alaşımların korozyon özelliklerini az olsa da iyi yönde etkilediği söylenebilir [15,18].

**Manganın etkisi:** Alüminyum içerisinde manganın çözünürlüğü diğer elementlere göre (demir, silisyum, krom gibi) daha yüksek olduğu için, mangan hem matrisin hem de intermetaliklerin kimyasal kompozisyonunu değiştirmektedir. Çözünerek alüminyuma geçmesi sonucunda matrisin korozyon potansiyelini katodik yöne çekerek olumlu etki gösterir. İntermetaliklerin içinde yer aldığı anda ise öncelikle demirin yükselttiği korozyon potansiyelini düşürür, ikinci etki olarak ise, intermetaliklerin içerisinde alüminyumun demir etkisi ile tercihli olarak çözünmesini yavaşlatmaktadır. Böylece matrisin potansiyelini yükseltirken, intermetaliklerin potansiyelini düşürerek oluşan galvanik etkiyi zayıflatmaktadır. Böylece demirli intermetaliklerin verdiği hasar azalmakta ve korozyon direnci pozitif yönde değişmektedir. Mn-Fe oranı hem matristeki hemde intermetaliklerdeki mangan oranı artacağından intermetaliklerin negatif etkisi azalmaktadır [14,15,18].

**Magnezyumun etkisi:** Magnezyumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğü çok fazla olmamakla beraber genellikle ısı ile birlikte oksit filmine geçme eğilimi vardır. İntermetaliklerde genellikle bulunmamakla birlikte daha aktif olan korozyon

potansiyelleri sebebiyle oksit filminde zayıflamaya yol açar. Böylece korozyon özelliklerini dolaylı yoldan negatif yönde etkilediği bildirilmiştir [15,17].

**Çinkonun etkisi:** Alüminyumda çözünürlüğü yüksek olan çinko, alüminyumdan daha negatif olan korozyon potansiyeli sebebiyle matrisi negatif yönde etkilemektedir. İntermetalikler de büyük bir değişime sebep olmamakla birlikte matrisin potansiyelinin negatife çekilmesiyle, korozyon özelliklerini kötü yönde etkilemektedir [17].

**Kromun etkisi:** Matriste ve inklüzyonların içinde bulunması korozyon direncini artırmasının yanında tane sınırlarında bulunması ile gerilmeli korozyon çatlamasına karşı etki gösterir. Ancak ısıtma işlemler sırasında tane sınırlarından difüzyonu sonucunda korozyon özelliklerini negatif yönde etkileyebilir [15].

**Bakırın etkisi:** Az miktarlarda matriste bulunması ile korozyon potansiyelini pozitif yönde etkileyerek korozyon özelliklerini geliştirmektedir. Ancak ısıtma işlem sonucu tane sınırlarına çökerek taneler arası korozyona sebep olur. Ayrıca miktarın artması sonucu intermetalikler de demirin yerini almakta ve daha pozitif potansiyele sahip intermetalikler oluşturarak büyük hasara sebep olmaktadır [19].

**Kurşun etkisi:** Çoğunlukla ppm mertebesinde alaşımların içinde bulunsun da ısıtma işlem sırasında yüzeyde aktif bir bölge oluşturarak özellikle filiform korozyon direncini önemli ölçüde düşürmektedir. Ancak miktar çok az olduğundan bu aktif bölgenin derinliği nispeten az olmakta ve hasar miktarı yüzeye sınırlı kalmaktadır [19].

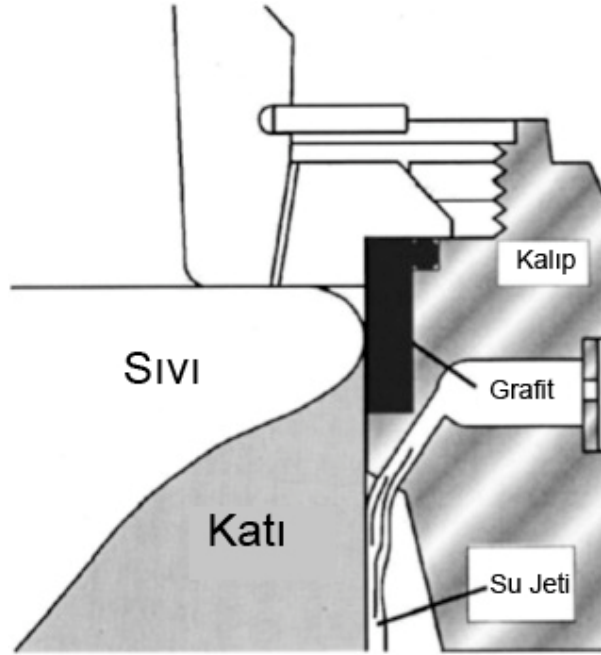
### 2.3.3.2 Döküm yönteminin etkileri

İntermetaliklerin üretilen metallerdeki dağılımı, bileşimi ve boyutları; ürünlerin korozyon direncini etkileyen en önemli parametreler arasında bulunmaktadır [19]. Döküm yöntemi hem matrisin kompozisyonunu hemde intermetaliklerin boyut ve dağılımını şiddetli şekilde etkilemektedir. Bunun temel sebebi katılaşma hızları arasındaki büyük farklardır. Böylece yüzeydeki tanelerin ve de intermetaliklerin boyutları farklılık göstermektedir. Bu yüzey segregasyonlarının korozyon özelliklerini temel olarak iki şekilde etkilediği bilinmektedir. Bunlardan ilki matrisin bileşiminden farklı bir kimyasal bileşime sahip oldukları için oluşturdukları katodik veya anodik (kimyasal bileşime göre değişkenlik gösterebilir) pil etkisidir. Böylece yüzeydeki hasar miktarının artmasına sebep olan oyuklanma korozyonunun oluştuğu

tercihli bölgeler oluşturmaktadırlar. İntermetaliklerin boyutlarının azalması ile aktif yüzey alanları arttığı ve aktif yüzey alanındaki bu artışın galvanik etkiyi ve reaksiyon hızını arttırarak korozyon özelliklerini negatif yönde etkilediği çalışmalar sonucu ortaya konmuştur.

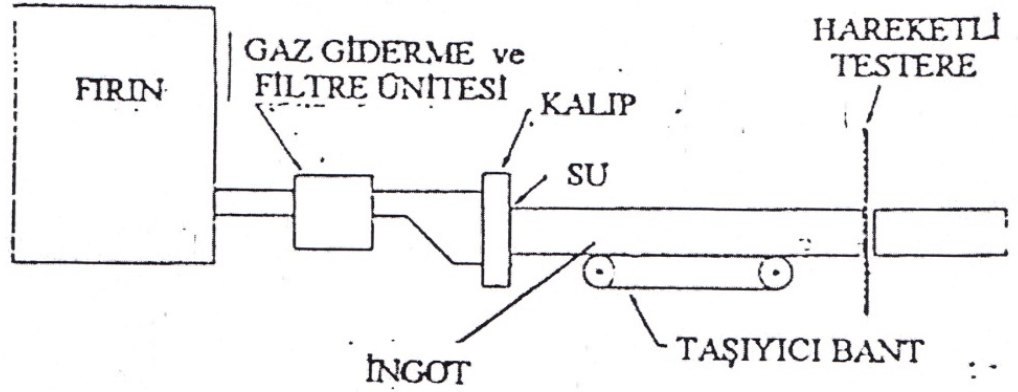
**Direkt soğutma döküm yöntemi:** Direkt soğutma (DS) yönteminde üretilen alaşımlar öncelikle ergitilmiş bir biçimde ingot denilen yarı ürün şeklini almak üzere kalıplara dökülürler. Bu işlemde kalıp yatay veya dikey biçimde yerleştirilebilir. Dikey döküm yönteminde ingot boyu kalıp derinliği ile sınırlıdır bu sebepten yarı sürekli bir üretim metodudur. Farklı alaşımların dökülmesi için daha çok kullanılan bir yöntemdir. İstenilen özellikler, ingotun boyutları ve alaşımın türüne göre; kontrollü olarak ergimiş alüminyum bu kalıbın içerisinde soğutulur [8,20].

Soğuma sırasında kalıp yüzeyi kontrollü bir soğutma için sabit sıcaklıkta tutulur. Bu işlem için genellikle su soğutması kullanılmaktadır. Kalıba, ingotun kalıptan çıkışı sırasında su püskürtmesi uygulanarak, aşağı doğru olan çekme miktarıda katılma hızı ile aynı seviyede tutulmaktadır. Ancak bu yöntemin en büyük problemi otomasyonun zorluğu sebebi ile döküm kalitesinin değişkenlik göstermesidir [20,21]. Şekil 2.10'da örnek bir kalıp çizimi görülmektedir.



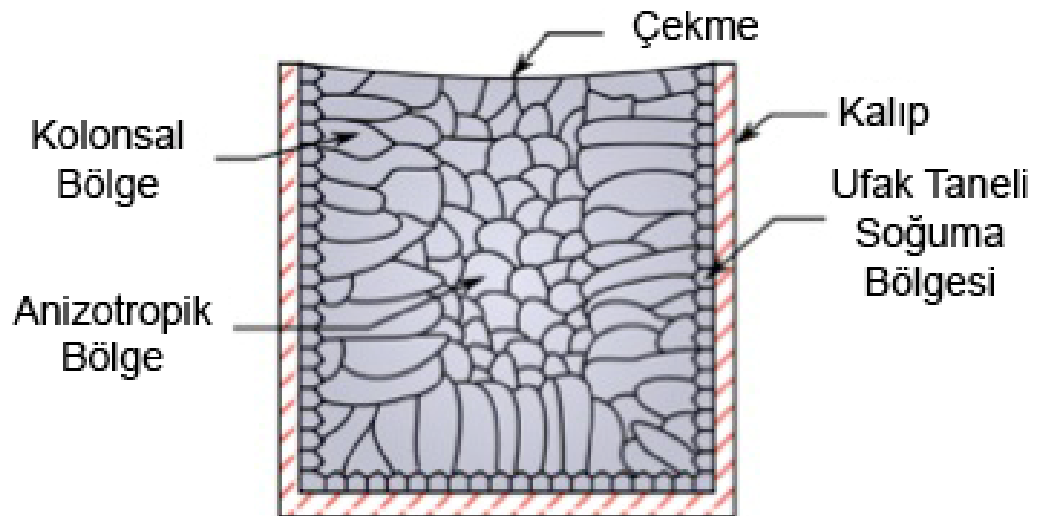
Şekil 2.10: DS yöntemi kalıp örneği[22]

Şekil 2.11 yatay bir dökümü şematik olarak göstermektedir. Yatay döküm yönteminde ergimiş fırından alüminyum kalıbın içerisine alınır ve burada su soğutması ile bir bandın üzerinde soğuyarak döküm gerçekleştirilir. Otomasyonu kolay olan bu sistemde üretilen ingotlar zamandan ve enerjiden tasarruf sağlamaktadırlar [21,22].



Şekil 2.11: Yatay kalıba direkt soğutma döküm yöntemi şeması[20]

Soğuyan ingotun sekilde görüldüğü gibi kaba temas eden yüzeyleri küçük taneli ve daha hızlı katılama gösteren bölgedir. Bu bölgeyi kolonsal uzamanın olduğu diğer bir iç bölge takip eder ve uzama yönü ingotun iç kısmına doğrudur. En iç bölümdeki taneler ise eş eksenli olup kolonsal bölgeye göre daha küçük ve yuvarlak şekillidir [20,22]. Şematik gösterimi şekil 2.12'de verilmiştir.



Şekil 2.12: DS yöntemi soğuma şeması[23]

Daha sonrasındaki işlemler için yüzeyde oluşan bölgenin durumuna göre oluşabilecek bir aşırı doymuş bölge traşlanarak uzaklaştırılabilir. Bunu ardından sıcak hadde ve soğuk hadde ile gerekli ısı işlemler uygulanarak alaşım ingottan, son ürün haline getirilir. Şekil 2.13'te üretimde uygulanan işlemler sırası ile gösterilmiştir. [22]



**Şekil 2.13:** DS ve İMD yöntemlerinin akış şemalarının karşılaştırması

DS yönteminin, yatay kalıba dökümde kullanılmasıyla boyut toleransları hassas bir şekilde ayarlanmakta ve son ürünlerin yüzey kalitesi ikiz merdane döküm yöntemine göre daha iyi olmaktadır. Ancak ikiz merdane üretim yöntemine göre hem daha düşük bir üretim hızına sahiptir hemde üretim maliyeti daha yüksektir. Ayrıca ilk yatırım maliyetide yine ikiz merdane sistemine göre daha yüksektir [20].

**İkiz merdane döküm yöntemi:** İMD yönteminde ise ergimiş haldeki alüminyum ergitme kazanlarından refrakter malzemedan yapılmış bir yolluk ile tip denilen faraş biçimindeki ağız bölgelerine yönlendirilir. Burada ergimiş alüminyum akışı laminar hale getirilir ve türbülanslar engellenir. Bu görevleri yerine getirmek için tip ağızlarının içerisinde çeşitli dizaynlar kullanılmaktadır. Daha sonra tip ağızından su soğutmalı merdanelerin arasına sürülen alüminyum, buradan son ürün genişliğinde, levha haline getirilip, sıcak haddeleme olmaksızın, yarı mamül şeklinde ısı işlemler için hazır hale getirilir. Örnek bir tip ağızı Şekil 2.14'te verilmiştir. Katılma 10-20mm aralığındaki bir bölgede su soğutmalı merdanelerin arasında gerçekleşmekte olduğundan soğuma hızı 300° C/sn'ye kadar çıkabilmektedir ve döküm kalınlığı 3-10

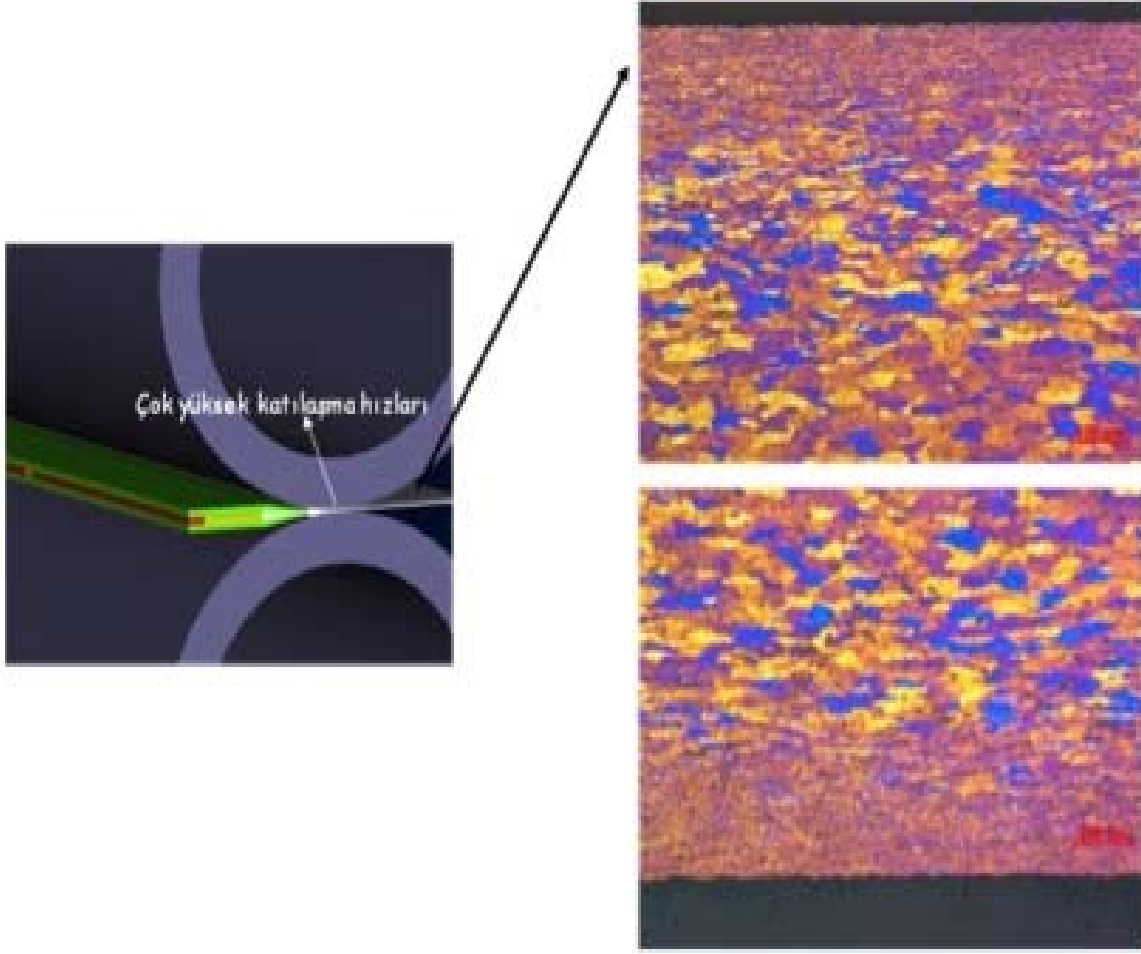
mm arasında değişiklik gösterir [8]. Daha sonrasında soğuk haddeleme yöntemi ile son ürün kalınlığına getirilen alüminyuma bu süreçte çeşitli ısıl işlemler, farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanır. İMD yönteminde yeniden kristalleşme sıcaklığı DS numunesine göre daha yüksek olmakla birlikte soğuk haddede oluşan deformasyon miktarı daha azdır. Dolayısı ile gerekli ısıl işlem, süre ve sıcaklıkları daha yüksek olmaktadır.[8,23]



**Şekil 2.14:** İMD yöntemi tip örneği[24]

İMD yönteminde üretilen alüminyum alaşımları çok yüksek ve kontrolsüz katılma hızlarına sahiptir. İnce olarak dökülen bu alaşımların yüzeylerinde bu hızlı katılma hızına bağlı oluşan (200 mikrona kadar çıkabilir) aşırı doymuş bir bölge oluşur. Bu aşırı doymuş bölgedeki hem tanelerin hemde intermetaliklerin boyutları katılma hızının etkisiyle aşırı derecede ufaktır (nanometre boyutuna kadar düşebilir). Merdanelere temas eden bölgelerin hızlı soğumasının oluşturduğu iç yapı ve şematik tip yapısının kesit görüntüsü Şekil 2.15 te verilmiştir. Burada sağ taraftaki resimlerde kesitin iç yapısının metalografik resimleri verilmektedir ve bahsedilen aşırı doymuş bölge ve nanometrik taneler görülmektedir [8,25].

İMD yönteminin sonucunda yüzeyde çok küçük tanelerin bulunduğu bir yapı oluşmakta ve soğuma hızı yüzünden intermetaliklerde nanometre boyutuna kadar inebilmektedir. Bazı bölgelerde ise bu ufak intermetaliklerin birleşerek oluşturduğu daha büyük intermetalikler ve cepler (cluster) görülür. Bunlar korozyonun başlamasında ve ilerlemesinde kritik rol oynamaktadırlar [4].



**Şekil 2.15:** İMD yöntemi üretimi merdane ve soğuma şemaları[8]

Özetle DS yönteminde, yüzeyde homojen ve eş boyutta bir intermetalik dağılımı söz konusuysen İMD yönteminde, heterojen ve belirli bir boyut aralığında olmayan bir intermetalik dağılımı mevcuttur. Genel olarak İMD yönteminde oluşan intermetaliklerin boyutları DS yöntemine göre çok daha küçüktür ve bunlar daha yüksek aktif yüzey alanına sahip oldukları için yol açtıkları korozyon miktarı da daha fazla olacaktır [23-25].

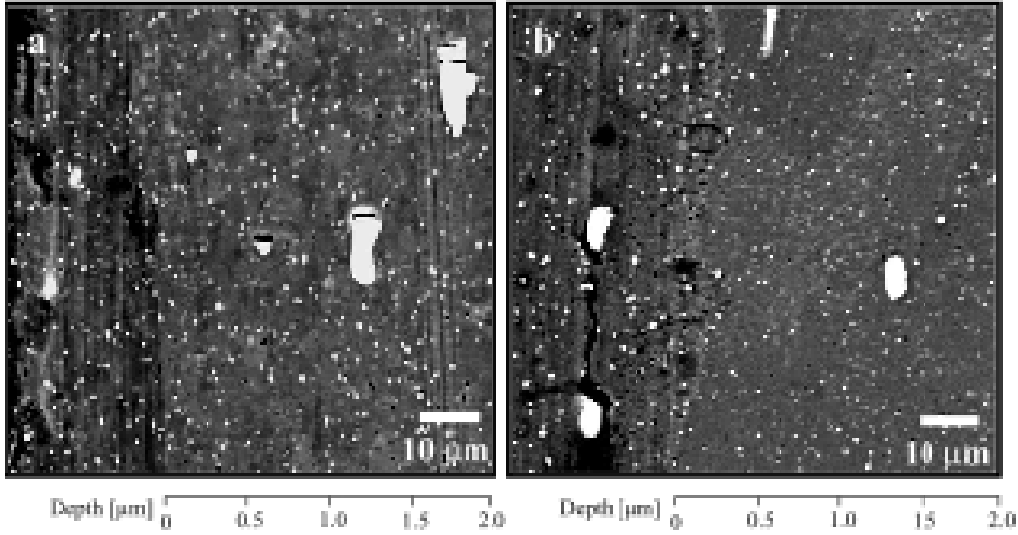
Bu iki yöntemin iç yapıda ve intermetalikler üzerinde yarattığı farka bakılarak, DS yönteminin korozyon özelliklerinin İMD yöntemine göre daha iyi olacağı, İMD yönteminin sahip olduğu yüksek katılma hızının yarattığı, aşırı doymuş bölge yüzündendir. DS yöntemi ile üretilen ürünlerdeki intermetaliklerin boyutlarının İMD ile oluşanlara göre daha büyük olması ve bununla birlikte daha homojen olarak yüzeye dağılımları korozyon özelliklerinin daha iyi olmasını sağlamıştır. Dolayısı ile yüzeyde oluşacak hasarın miktarı DS yönteminde intermetaliklerin aktif yüzeyleri daha küçük olduğu için daha az olacaktır.

#### 2.3.3.4 Isıl işlemin etkileri

Döküm yöntemi gibi ısı işlemin de intermetaliklerin dağılım, bileşim ve morfolojilerinde önemli bir etkisi olduğu bilinmektedir. Isıl işlem uygulamaları, malzemeyi yumuşatmak, iç gerilmelerden kurtarmak ve tane boyutu kontrolü için yapılan homojenizasyon tavlamasından, fiziksel özelliklerin değişimi için kullanılan daha düşük sıcaklıklarda yapılan tavlamalara kadar çeşitlilik göstermektedir [20]. Yapılan işlemlerin süresi ve sıcaklığı alaşımın hangi kondisyona getirileceği ile ilgilidir. Bu kondisyonlar F, H, O ve T olarak genellikle adlandırılır. “F” herhangi ısı işlem uygulanmamış, döküm sonrası halinde olan alaşımlar için kullanılır. Plastik deformasyonla şekil verilerek sertleştirme uygulandığında ise “H” kısaltması kullanılır. “H” kısaltması sonrasına konulan rakamlarla deformasyonun ve sertleşmenin miktarı belirtilir. “O” ise tavllanmış alaşımların kısaltmasıdır ve homojenizasyon, gerilme giderme gibi işlemler sonucunda kullanılır. “T” yaşlandırılabilir alaşımlara, ısı işlem uygulanması durumunda kullanılır. Isıl işlemler sonucunda intermetaliklerde büyüme, şekil değişimi, yeni intermetaliklerin oluşması ve bileşimsel değişimler olabilir. Değişikliğin boyutu ısı işlem sıcaklığı, süresi, ve malzemenin önceden görmüş olduğu ısı işlemlere göre farklılıklar gösterir. Ayrıca yüksek sıcaklıkta oluşan oksit filmleri de malzemenin korozyon özelliklerini değiştirmektedir [18,20,26].

İki döküm yöntemiyle elde edilen ürün yüzeyleri büyük farklılıklar gösterdiği için ısı işlem sonucu elde edilen sonuçlar ve ısı işlemin korozyon üzerindeki etkisi değişiktir. Konvansiyonel metotlarla üretilen alaşımlarda genel olarak ısı işlemin etkisi, korozyon özelliklerine negatif yönde olmaktadır. Isıl işlem uygulamalarından sonra (380 derece ve üstü) iki temel mekanizma devreye girerek malzeme yüzeyinde korozyon direncini düşürmektedir. İlk mekanizma, matristen sıcaklığın etkisiyle yüzeye geri çöken Fe içeriği yüksek nanometrik boyuttan başlayan ve mikron mertebesine kadar gelebilen intermetaliklerdir [26]. Döküm sonrasında oluşmuş olan demir içeren yarı kararlı matris, yeni intermetalik oluşumunu sağlamaktadır. Demirin normalde alüminyum içinde çözünürlüğü olmamasına karşın, soğuma sırasında %0.2 kadar yarı kararlı biçimde matrisin içinde kalabilmektedir. Bu dengenin bozulması için gerekli olan enerji, ısı şeklinde sisteme verilince ikincil bir çökme yaşanmaktadır. İkincisi ise sıcaklığın etkisi ile kurşun indium gibi eser elementlerin yüzeyde çok ince bir film oluşturarak yüzeyi aktifleştirmeleridir [27].

Bu bilgiler ışığında DS üretim alaşımlar için ısıtıl işleminden sonra korozyon dirençlerinin düştüğü görülmektedir. Isıtıl işlem sonucu gerçekleşen değişim Şekil 2.16'da görülmektedir [26,27]. Ancak ısıtıl işlemin ikizmerdane döküm yöntemindeki etkisi konusunda fazla bir çalışma yapılmamıştır. Bununla birlikte mikro yapılarının bu kadar farklı olması sebebi ile iki döküm yöntemi ile üretilen alaşımların korozyon özelliklerine ısıtıl işlemin etkisinin farklı olacağı açıktır.



**Şekil 2.16** DS yöntemi ile üretilmiş 5754 H22 alaşımı ve aynı numunenin 450 derecede 2 saat tavlandıktan sonraki iç yapısının BSE resimleri[26]

### 2.3.3.5 Ortam etkileri

Korozyonun oluşmasında malzemeye bağlı parametrelerin dışında aynı zamanda ortamın da etkisi önemli bir rol oynamaktadır. Ortamda agresif iyonların bulunmaması yada elektrolitin yetersiz olması durumunda korozyon otomatik olarak duracaktır. Özellikle katodik koruma yönteminde Fe bazlı yapılarda ortamın pH değeri alkalın seviyelerde tutularak korozyondan koruma sağlanabilir. Bu sayede metalin pasifleştiği bölgede kalınarak doğal olarak oluşan kararlı oksit filminin koruyuculuğundan yararlanılmış olur. Fakat alüminyumun amfoter yapısı buna engel olup ancak nötr pH aralığında kararlı bir oksit filmi oluşabilmektedir.

Korozyondan korunmak için genellikle malzeme kaynaklı özelliklerin geliştirilmesinin sebebi, çevre koşullarını değiştirmenin çoğunlukla mümkün olmamasıdır. Ancak yine de korozyon miktarı ve türünün belirlenmesinde çevre koşullarının etkisi büyüktür ve bu sebepten bilinmeleri gerekmektedir [4,5].

Ortamın pH'sı, sıcaklığı ve bileşimini korozyon oluşumunda önemli parametrelerdir. Farklı pH değerlerinde metallerin korozyon davranışları değişmektedir. Örnek olarak Fe alkali ortamlarda yüzeyinde oluşan koruyucu oksit filmi sayesinde pasif bir metal halini almaktadır. Alüminyumda ise pH artışı veya düşmesi negatif etkide bulunup korozyonu artırmaktadır [5,6].

Sıcaklık artışı kimyasal reaksiyonları hızlandıracağından genellikle kuru ortamlarda korozyon hızını artırmaktadır. Ancak denizel ortamlarda oksijen çözünürlüğü sıcaklık artışı ile ters orantılı olduğu için sıcaklık artışı korozyonu azaltmaktadır [5].

Elektrolit bileşiminde bulunan iyonların miktarı ve mobilitesi korozyon oluşumunda önemlidir. İyon miktarı artışı ve mobilitelerinin yüksek olması ile elektrolitin iletkenliği artacak bu sayede korozyon hızı artacaktır. Ayrıca elektrolit içindeki agresif iyonların miktarındaki fazlalık oksit filminin daha hızlı hasara uğramasını sağlamakta ve oyuk korozyonunu başlatmaktadır. Özellikle alüminyum için ortamdaki Cl iyonlarının miktarındaki artış korozyonu önemli ölçüde artırır [5].

### 3. DENEYSEL ÇALIŞMA

#### 3.1 Amaç

Bu çalışmanın amacı çeşitli yöntemler kullanarak İMD ve DS yöntemleri ile üretilen çeşitli kondüsyonlardaki 5754 alaşımlarının korozyon özelliklerini incelemektir. Böylece döküm yönteminin ve ısıl işlemlerin korozyon davranışlarını nasıl etkilediğinin belirlenmesi ve bunun yanında İMD yönteminin DS yöntemi ile karşılaştırılması yapılarak dezavantajlarının ve üstünlüklerinin anlaşılması amaçlanmıştır.

İlk olarak korozyon oluşum hızının ve oyuk morfolojilerinin belirlenmesi için tuz testleri tatbik edilmiştir. Elde edilen sonuçlar ile döküm yönteminin oyuk morfolojileri üzerindeki etkisinin yanı sıra, ısıl işlemin oluşturduğu değişimlerde gözlemlenmiştir.

Oyuk oluşumunda en büyük etken olan intermetaliklerin dağılımlarının belirlenmesi amacıyla SEM ile numunelerin yüzeyinde metalografik incelemeler yapılmıştır. Böylece döküm yönteminin intermetalik dağılımı üzerindeki etkisi belirlenmiş ve ısıl işlemin yarattığı farklılıklar gözlemlenmiştir. EDS analizleri ile intermetaliklerin ısıl işlemler sonucu ile oluşan bileşimsel değişimleri incelenmiştir.

İMD ve DS üretim yöntemlerinin yüzeyde oluşan oksit filmde yarattığı değişimlerin oyuklanma korozyonuna etkisinin görülmesi için açık devre potansiyel ölçümleri yapılmıştır. Bu ölçümler ile anodik yönde yüzeyde gerçekleşen aktifleşmeler incelenmiştir. Ayrıca ısıl işlem ile bu aktifleşmenin nasıl değiştiği testlerin devamında ortaya konmuştur.

Oyuklanma potansiyellerinin belirlenmesi ve tekrardan pasifleşme eğilimlerinin ortaya konması için anodik polarizasyon ölçümleri yapılmıştır. Bu ölçümlerde elde edilen sonuçlar ile oyuk morfolojileri hakkında bulguları destekleyici yeni sonuçlar elde edilmiştir.

GDOES analizleri ile numune yüzeylerinde oluşan oksit filminin kimyasal bileşimi derinliğe göre belirlenmiştir. Bu sayede açık devre potansiyel ölçümleride elde edilen sonuçlar desteklenerek aktifleşmenin hangi elementlerce oluşturulduğu belirlenmiştir.

### 3.2 Deneylerde Kullanılan 5754 Alaşımları ve Uygulanan Isıl İşlemler

Çalışmada Mısır'da dökülen ve daha sonrasında ASSAN'da ısıl işlemleri ve soğuk haddeleme adımları uygulanan 5754 alaşımı DS numunesi deneyler için seçilmiştir. İMD numunesi olarak ise ASSAN tarafından üretilen 5754 alaşımı kullanılmıştır. Numunelerin her ikisinde H22 kondisyonundadır ve kimyasal bileşimi Çizelge 3.1'de, uygulanan ısıl işlemler ise Çizelge 3.2'de verilmiştir. İki alaşımda ASSAN tarafından H22 kondisyonunda piyasada satılmaktadır. Ancak bazı durumlarda 0 kondisyonunda da kullanılmaları gerekmektedir. Bu sebepten 0 kondisyonunu simüle etmek için alaşımlar 350° C bir fırında 4 saat tavlansak H22 kondisyonundan 0 kondisyonuna getirilmiştir. Ayrıca yine ısıl işlemin etkisinin daha iyi anlaşılması için iki alaşımda 450° C bir fırında 3 saat tutularak tavlansak. Bu şekilde döküm yöntemine bağlı olarak ısıl işlem sonrasında oluşan değişimlerin de korozyon özellikleri üzerindeki etkisinin gözlenebileceği düşünülmüştür

**Çizelge 3.1:** Deneylerde kullanılan 5754 alaşımlarının kimyasal bileşimi

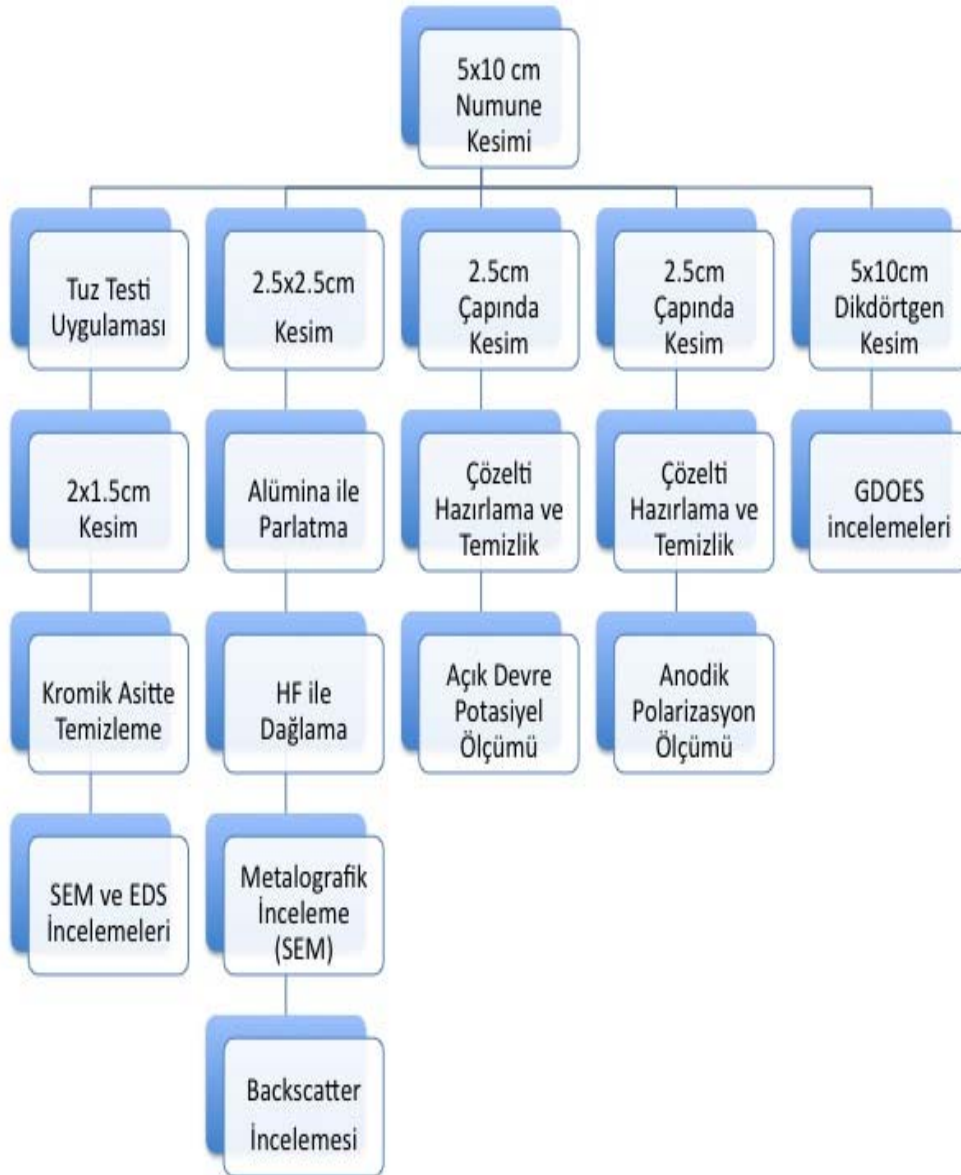
Alaşım	Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Cr
5754 İMD	0.110	0.384	2.952	0.056	0.030	0.062
5754 DC	0.226	0.288	2.823	0.105	0.005	0.080

**Çizelge 3.2:** Numunelere uygulanan ısı işlemler

Alaşım/Kondisyon	Kalınlık	Homojen Tav	Ara Tav	Krst	Son tav	Krst
5754 H22 İMD	1.988mm	Yok	390 C	Var	240 C	Yok
5754 H22 DS	1.992mm	Yok	Yok	Yok	280 C	Yok

### 3.3 Deneilerin Yapılışı ve Hedefleri

Şekil 3.1’de verilen algoritma dahilinde deneyler sürdürülmüştür.



**Şekil 3.1:** Deney akış şeması

### 3.3.1 Tuz testi

ASTM G 69 standardına göre 35° C sıcaklıkta %5'lik NaCl tuz çözeltisinde Ascott firmasının 300 nolu tuz kabini içinde testler yapılmıştır. Tuz testinde amaçlanan numunelerin agresif iyonların varlığında hangi hız ve miktarda oyuklanma korozyonuna uğradığının anlaşılmasıdır. Kabinin içerisinde sürekli olarak atomize olmuş NaCl içeren homojen buhar bulunmaktadır ve içeride bağıl nem oranı hep %100'dür. Böylece alüminyum için oldukça agresif bir ortam yaratılarak korozyon etki ve hızı artırılmıştır.

Testlerde DS numunesi olarak Mısır'da dökülen 5754 H22 alaşımı ve ASSAN'da üretilen 5754 H22 alaşımı kullanılmıştır. Test başlamadan önce numuneler 5x10 cm boyutlarından kesilmiş daha sonrasında yüzeyleri aseton ve hexan ile temizlenerek hazır hale getirilmiştir. Isıl işlemin etkisinin de görülmesi için iki numune 350° C 4 saat ve 450° C 3 saat tavlansmıştır. Tuz testleri tatbik edildikten sonra yüzeyde oluşan oksit filmleri 80 derecede 10 dakika bekletilerek sıcak %25lik kromik asit ve 35 mg fosforik asit çözeltisinde yüzeyden temizlenmiştir. Bunun yanı sıra intermetaliklerin türünün ve kompozisyonunun belirlenmesi için yüzeyde bulunmuş olan çeşitli intermetaliklerde EDS araştırmaları yapılmıştır.

### 3.3.2 Metalografik incelemeler

Tuz testinde ortaya çıkan sonuçların intermetalik dağılımı ile olan ilişkisini ortaya çıkarmak için numuneler parlatılarak SEM ile incelenmiştir. Öncelikle numuneler uygun boyutta 2,5 cm çapında yuvarlak şekilde kesilmiştir. Sonra sıvı alümina ile 25 N kuvvet altında 3 dakika boyunca parlatılmıştır. Parlatma sonrasında tane sınırları ve intermetaliklerin daha iyi görülebilmesi için 10 saniye boyunca HF içerisinde dağlanmışlardır. Bu sayede yüzeyde oluşan intermetaliklerin SEM ile incelenmesi sağlanmıştır. SEM incelemesi sırasında yüzeyin hemen altındaki intermetaliklerin yerlerinin ortaya çıkartılması için aynı zamanda BSE resimleride çekilmiştir. Kullanılan numuneler yine 5754 alaşımının H22 kondisyonu ve bunun 350° C 4 saat ve 450° C 3 saat tavlansmış halleridir. Tuz testinde elde edilen sonuçların doğrulanması için yüzeydeki intermetaliklerden EDS analizleri alınmıştır.

### 3.3.3 Açık devre potansiyel ölçümleri

Isıl işlem sonucunda oksit tabakasında oluşan değişimler, açık devre potansiyel ölçümü ile irdelenmiştir. Deneyde önceki deneylerde kullanılan 5754 H22 AS ve DS numuneleri ile bunların tavllanmış halleri dışında kontrol grubu olarak yüzeylerinden 15 mikron zımparalanarak alınmış H22 kondisyonlu numuneler incelenmiştir. Numuneler 5 cm çapında kesilerek yüzeyleri aseton ile temizlenmiştir. Çözelti olarak %5'lik NaCl çözeltisi kullanılmış ve deneyler 25° C sürdürülmüştür. Çözeltinin pH değeri 2.9 ile 3.1 arasında tutmak için asetik asit kullanılmış ve PAR firmasının VersaStat 3 potansiyostatı ile yapılmıştır. Alınan ölçümlerde referans elektrot olarak kalomel elektrot seçilmiş ve karşı elektrot olarak 2 cm<sup>2</sup>'lik platin elektrot kullanılmıştır. Deneyler ortalama 3 saat boyunca sürdürülmüş; tekrarlanabilirlik için en az iki sefer yapılmış ve benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bu sayede ısıl işlem ile oluşan oksit filminin açık devre potansiyeli belirlenip zamana bağlı değişimi incelenmiştir. Araştırma da bu potansiyelin döküm yöntemi farkı ve ısıl işlemin etkisi ile nasıl ve ne kadar değiştiğinin bulunması amaçlanmaktadır.

### 3.3.4 Anodik polarizasyon ölçümleri

Deneyde önceki deneylerde kullanılan anodik polarizasyon ölçümleri yine VersaStat potansiyostat ile kalomel elektrot kullanılarak %5'lik NaCl çözeltisinde 25° C sıcaklıkta yapılmıştır. Numuneler 50mm çapında dairesel olarak kesilip yüzeyleri aseton ile temizlenmiştir. Oksijenin çözeltiden elemine edilmesi için çözeltiye basınçlı olarak azot gazı verilmiştir. Deneye başlamadan önce yarım saat çözeltinin oksijenden temizlenmesi beklenerek deneye başlanmıştır. Ölçümler sonucunda numunelerin oyuklanma potansiyellerinin yanı sıra oyukların tekrar pasifleşme eğilimini belirlemek için çevrim yapılarak histerisiste elde edilmiştir. Numuneden geçen toplam akım yoğunluğu 1mA/cm<sup>2</sup> olduğu değerlerde potansiyel katodik olarak uygulanmaya başlanmıştır. Bu şekilde oyukların boyutları ve morfolojileri hakkında fikir elde edilerek tuz testi sonuçları desteklenmiştir.

### **3.3.5 GDOES analizleri**

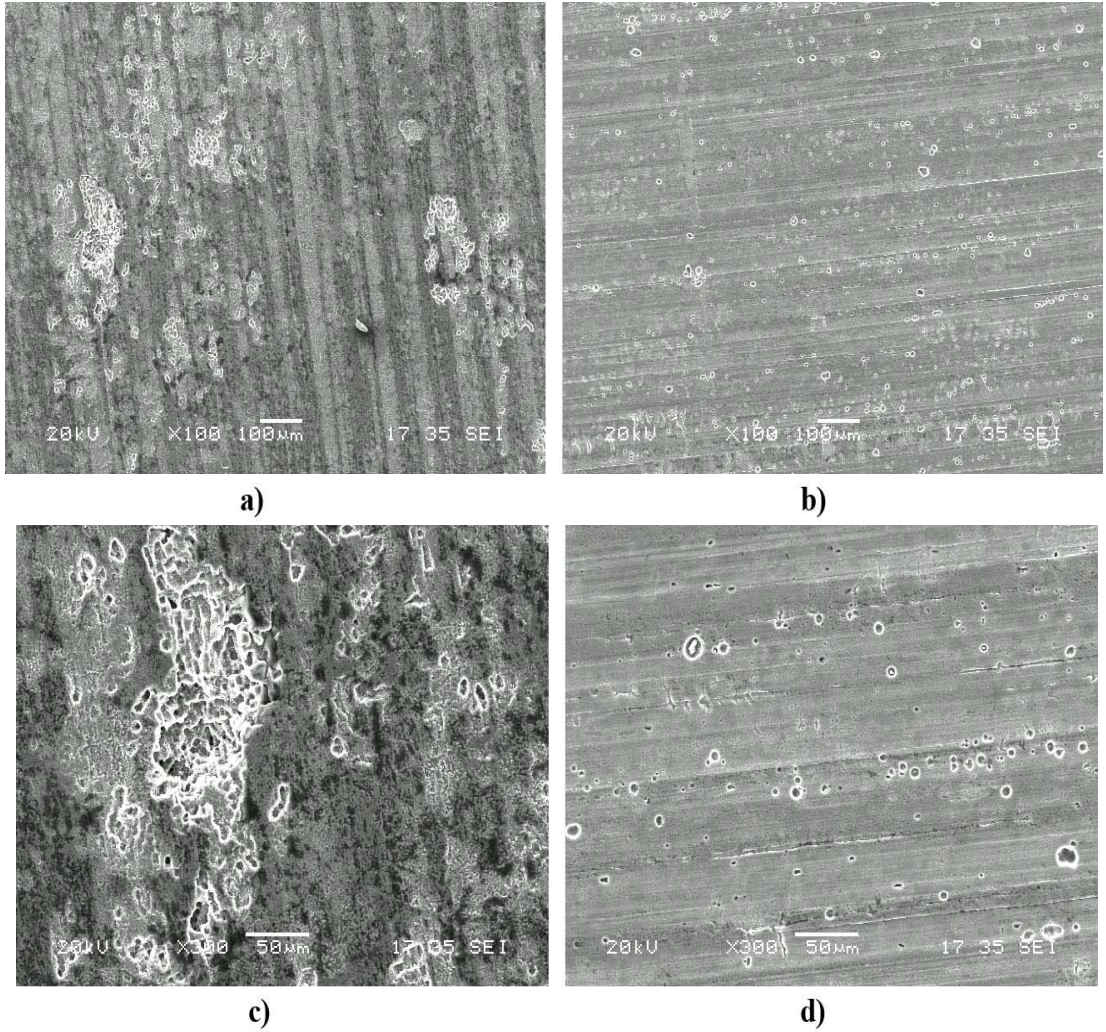
Numuneler 5 cm'e 10 cm ebatlarında kesildikten sonra yüzeyleri aseton ile temizlenerek analiz için hazırlanmıştır. 2 dakika boyunca numunelerin farklı bölgelerinden GDOES analizleri alınarak deney tamamlanmıştır. Analiz sonucunda oksit filmi yapısı hakkında kesin bilgiler elde edilmiştir. Ayrıca profilometre yardımı ile oksitfilmlerinin kalınlıklarında incelenmiştir. Analizler için JY DG Profiler sistemi kullanılmıştır.



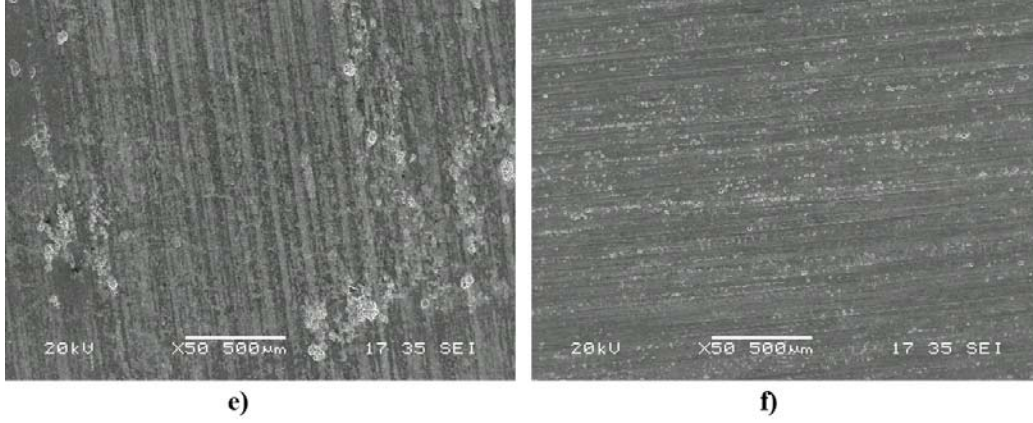
## 4. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

### 4.1 Tuz Testi Sonuçları

H22 kondisyonundaki DS ve İMD 5754 alaşımlarının tuz püskürtme deneyi sonucunda yüzeylerinde gelişen korozyon taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir (Şekil 4.1).



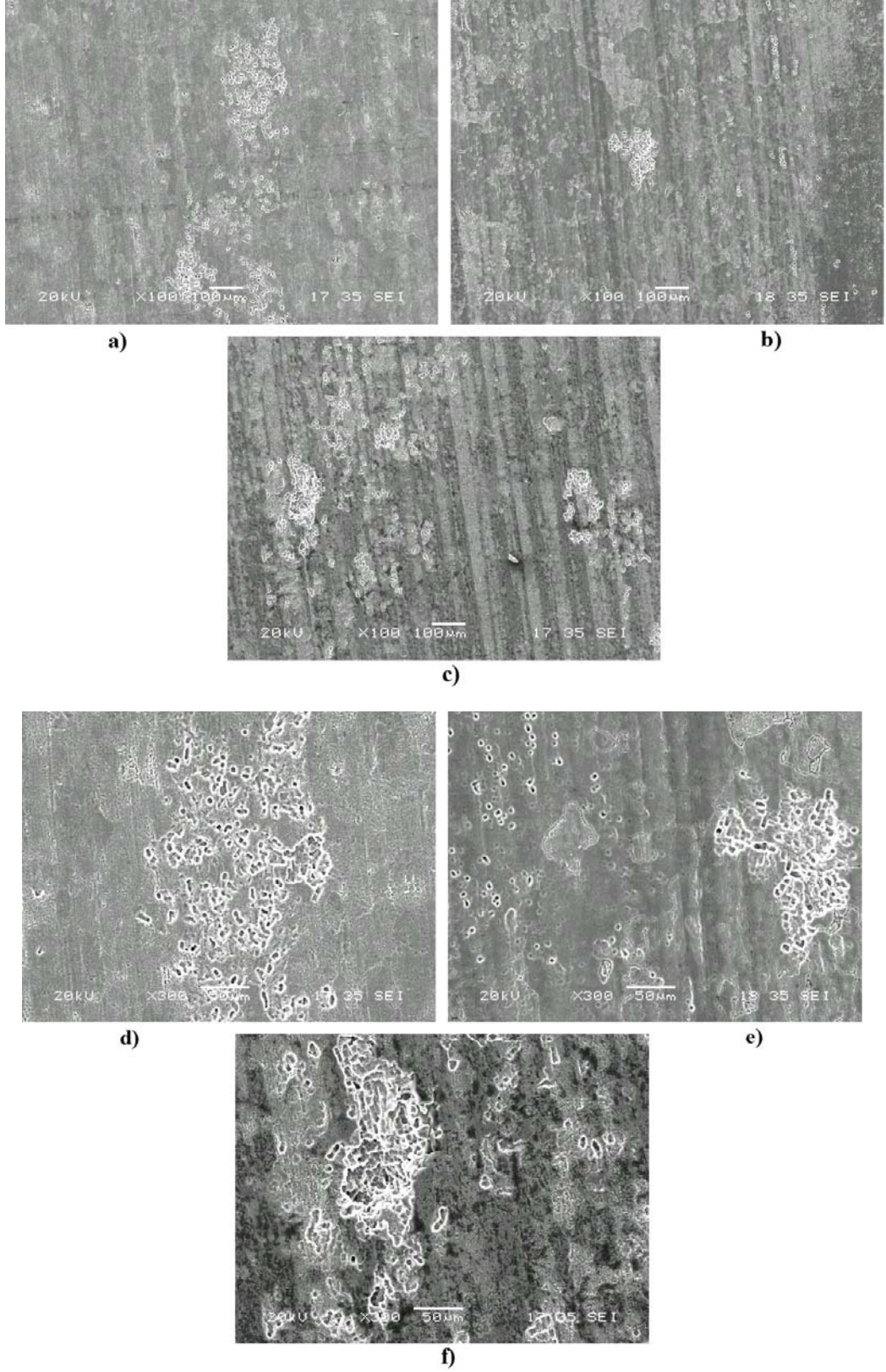
**Şekil 4.1:** Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (100X) AS 5754 H22 (b) (100X) DS 5754 H22, (c) (300X) AS 5754 H22 (d) (300X) DS 5754 H22



**Şekil 4.1(devam):** Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (e) (50X) AS 5754 H22 (f) (50X) DS 5754 H22

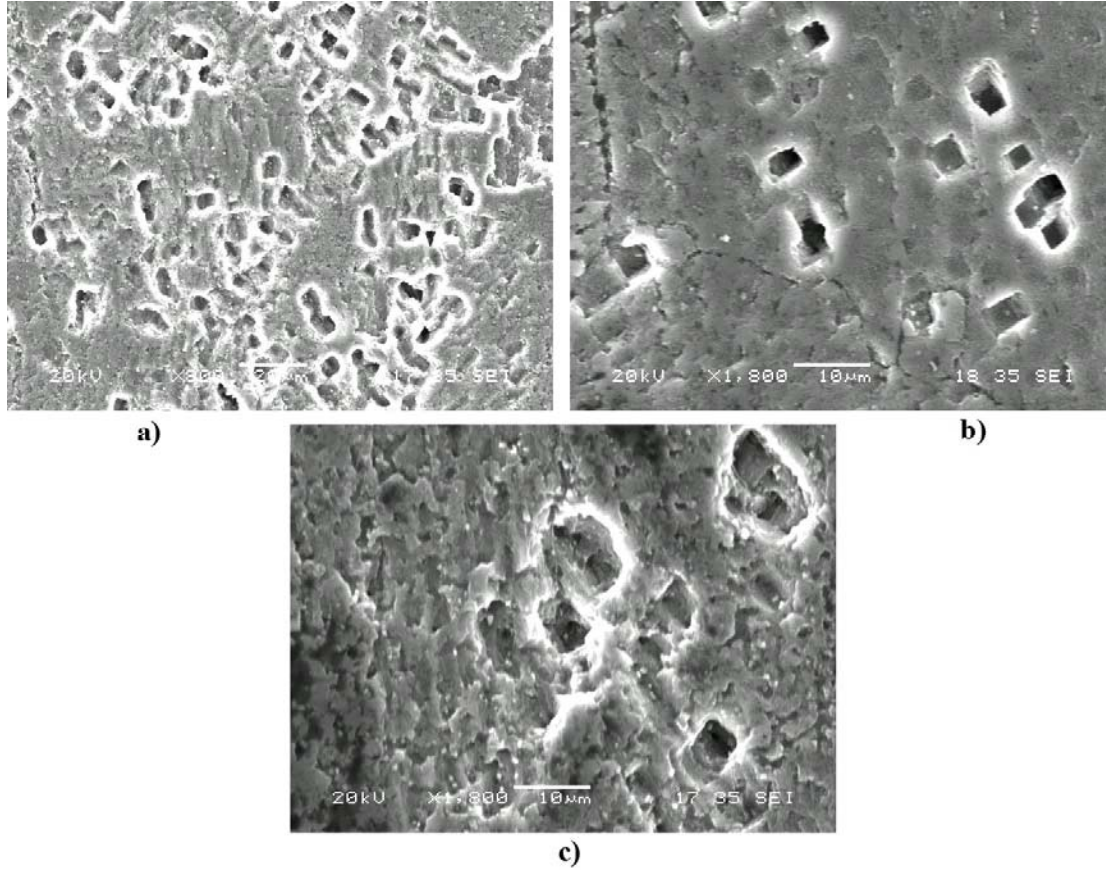
DS numunesindeki oyukların yapısı alkalın karakterli olmakla birlikte miktarları İMD numunesinden daha azdır. Bu oyukların derinlikleri 5754 H22 AS numunesinden daha fazladır. Ancak bu numunenin yüzeyindeki cep bölgelerinin oyuklanma korozyonuna uğraması sonucunda oluşan büyük hasarlı bölgeler genişlik olarak 5754 H22 DS numunesinde göre daha fazladır. Bunun dışında İMD numunesinde oluşan oyuklar kristallografik yapıdadır. Bu oluşum küçük intermetaliklerin gelişen korozyon sonucu yüzeyden kolaylıkla ayrılarak katodik işlev göstermeye devam etmemeleri ile açıklanabilir. Burada sorun intermetaliklerin birbirine çok yakın olması hatta yer yer cep denilen yapıları oluşturmasıdır. Hasar miktarının az olduğu bölgeler intermetaliklerin homojen dağıldığı bölümlerdir. İMD üretim yönteminin oluşturduğu oyuklar intermetaliklerin homojen dağılımı sağlandığı sürece DS numunesine göre yüzeyde daha sığdır ve daha genel bir hasara yol açmaktadır (Şekil 4.1 e ve f).

H22 kondisyonlu 5754 AS alaşımının 350° C 4 saat (şekil 4.2 b İMD\_0) ve 450° C 3 saat (Şekil 4.2 a İMD 450\_3) tavlandıktan sonra korozyon şekil ve miktarındaki değişiklikleri Şekil 4.2’de görülmektedir. Burada ısıl işlem sonucunda oyukların yapısında (kristallografik) değişim olmamıştır. Ancak ısıl işlem yüzeyde bulunan intermetalikçe aşırı doymuş bölgede değişikliklere yol açarak hasar miktarını değiştirmiştir.



**Şekil 4.2:** Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (100X) AS\_450\_3 (b) (100X) AS\_0 (c) (100x) AS H22(d) (300X) AS\_450\_3 (e) (300X) AS\_0 (f) (300x) AS H22

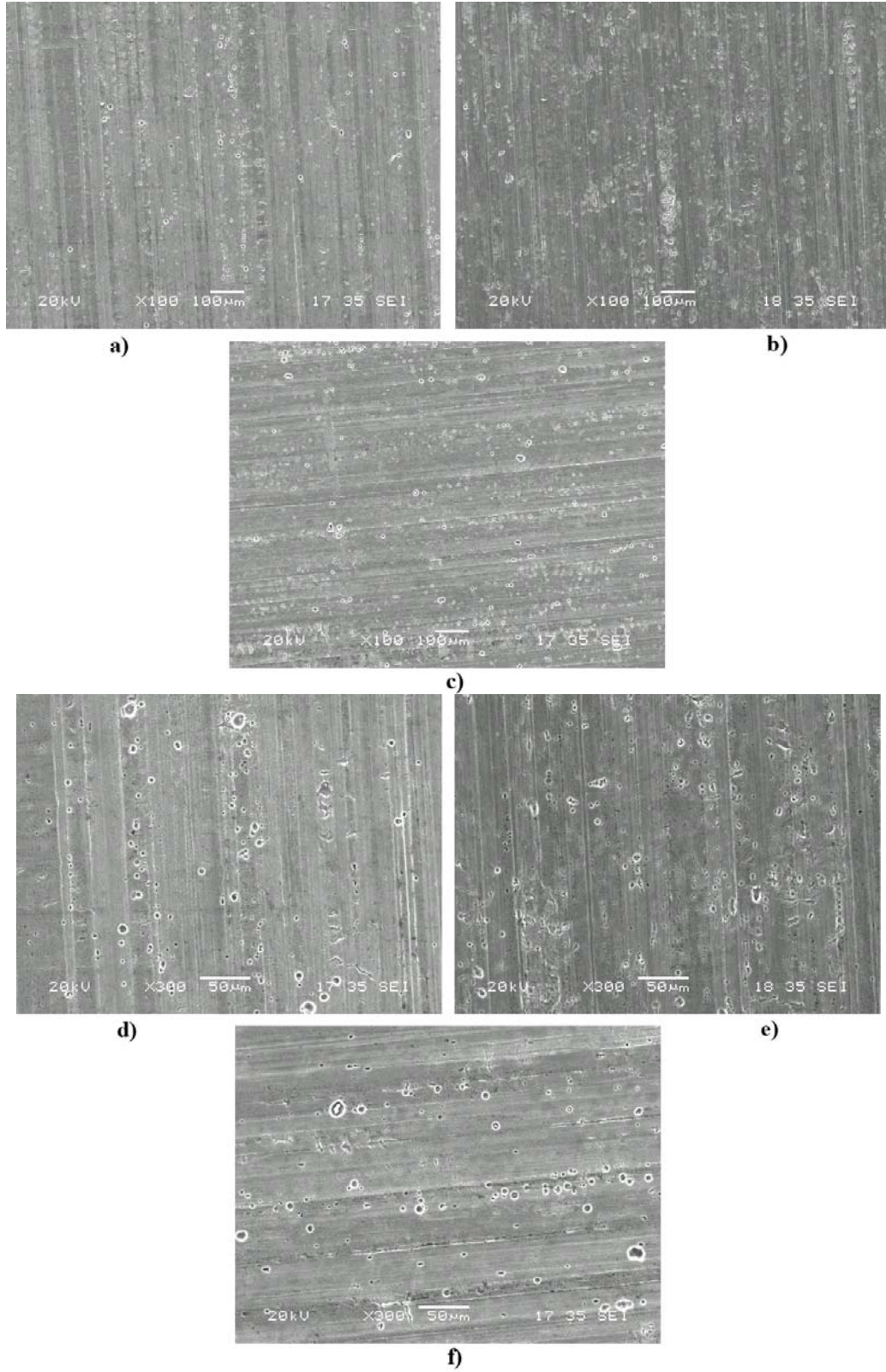
Tavlamanın etkisiyle küçük intermetaliklerin bir bölümü çözünerek matrise katılmış diğer bir bölümü ise birleşerek büyümüştür. Şekil 4.2 d), e) ve f) açıkça görülebildiği gibi oyukların sayısında azalma ile cep bölgelerinin hem sayı hem de boyut olarak azalma olmaktadır. Metalografik incelemeler ile bu değişimin sebepleri net olarak araştırılmıştır.



**Şekil 4.17:** Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (1000X) AS\_H22 (b) (1000X) AS\_0 (c) (1000x) AS\_450\_3

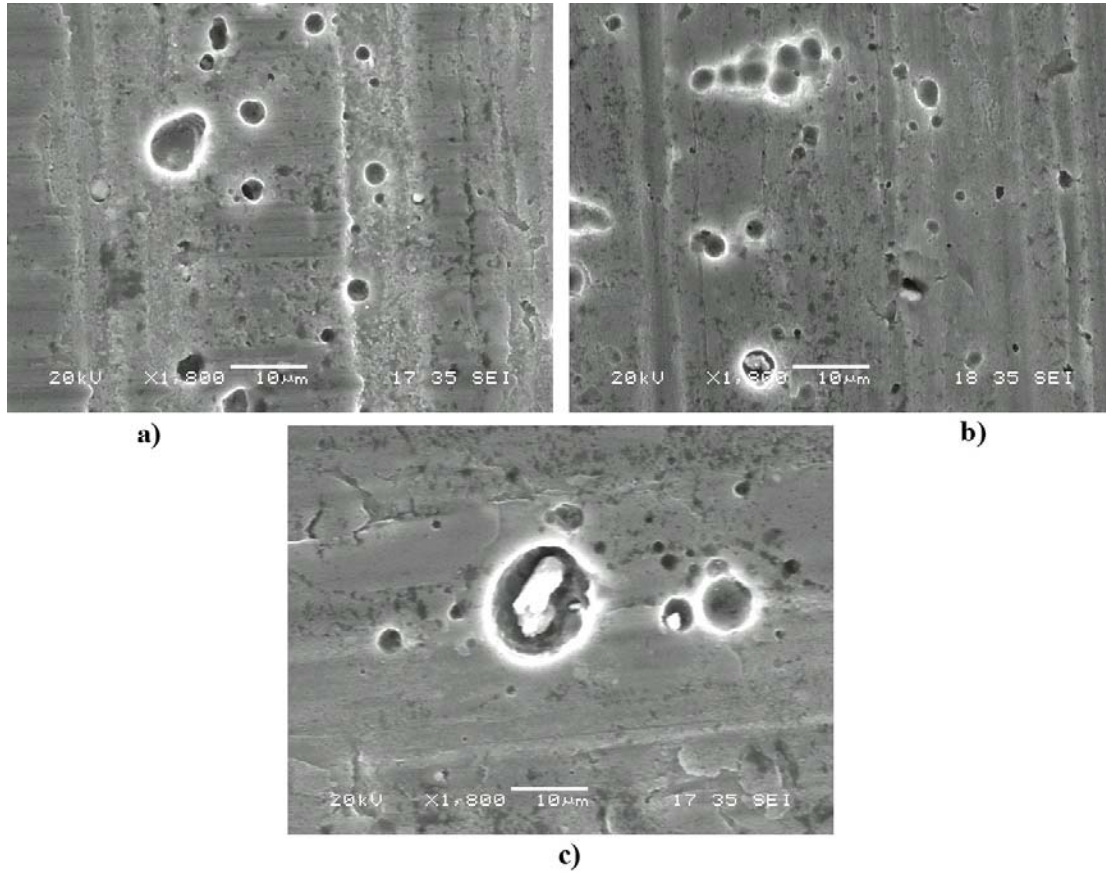
Isıl işlem sonucunda küçük intermetaliklerin oluşturduğu oyuklar sayısında azalma olduğu görülmektedir (Şekil 4.3). Bunun sebebinin aktif yüzey alanındaki azalma olduğu düşünülmektedir. Morfolojik olarak meydana gelen pozitif etkinin, sıcaklık etkisinden ziyade, sürenin etkili olduğu, 350\_AS ve 450\_AS örnekleri karşılaştırıldığında görülmektedir. 350\_AS numunesinde oyuk boyut ve miktarı 450° C 3 saat tavlanan 450\_AS numunesinden daha azdır. Ayrıca oluşmuş olan cep boyutlarında da azalma gözlemlenmiştir. Belirtildiği gibi bunun sebebi yüzeyde aşırı miktarda bulunan demirli intermetaliklerin tekrar difüzyonla matrise geçmesidir. Burada sıcaklık yeniden kristalleşme için yetersiz olmakla beraber difüzyon için

yeterli miktarda olmuştur. Böylece yüzeyde oluşan intermetalik fazlarının dengersiz yapıda olduğu ve tekrar çözünme eğiliminde oldukları anlaşılmaktadır.



**Şekil 4.4:** Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (100X) DS 450\_3 (b) (100X) DS\_0 (c) (100x) DS H22 (d) (300X) DS 450\_3 (e) (300X) DS\_0 (f) (300x) İMD H22

Isıl işlemin DS 5754 alaşımlarının oyuklanma korozyonu ve korozyon özellikleri üzerinde olan etkisi daha önce incelenmiştir [25,26,27]. Literatürde belirtildiği gibi ısıl işlem sonrasında yüzeyde bulunan intermetaliklerde büyüme ve matris içinde bulunan demirin tekrardan intermetalik olarak çökmesi meydana gelmektedir [26]. Alüminyum içerisinde çözünürlüğü olmayan Fe'nin ısıl işlemin etkisiyle matris içinde bulunan bölümü nanometrik boyuttan başlayarak tekrar çökmektedir. H22\_M numunesi ile 350\_M ve 450\_M numunelerinin oyuklarının karşılaştırılmasıyla ortaya çıkan bulgular da bu yöndedir (Şekil 4.4)[26,27].

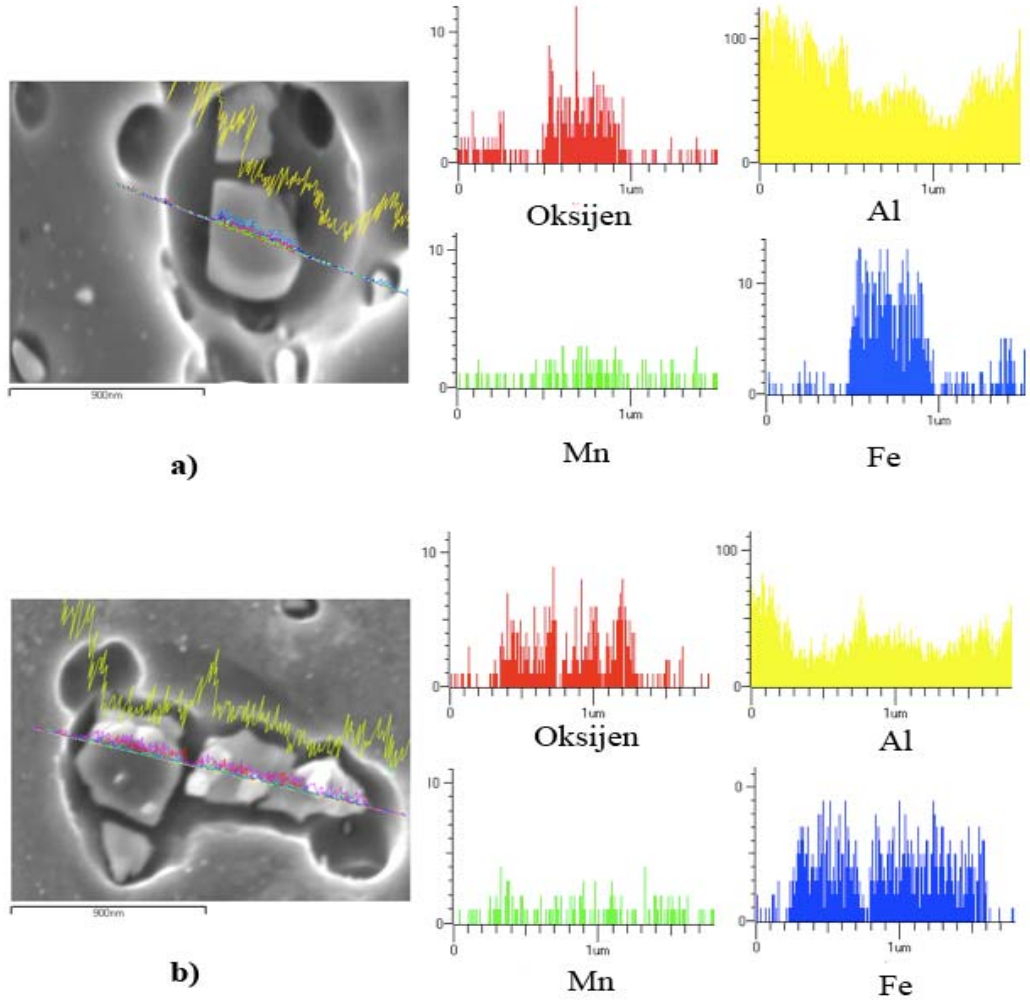


**Şekil 4.5:** Tuz testi sonrası kromik asit ile temizlenmiş yüzeyin SEM görüntüleri (a) (1000X) DS 450\_3 (b) (1000X) DS\_0 (c) (1000x) DS H22

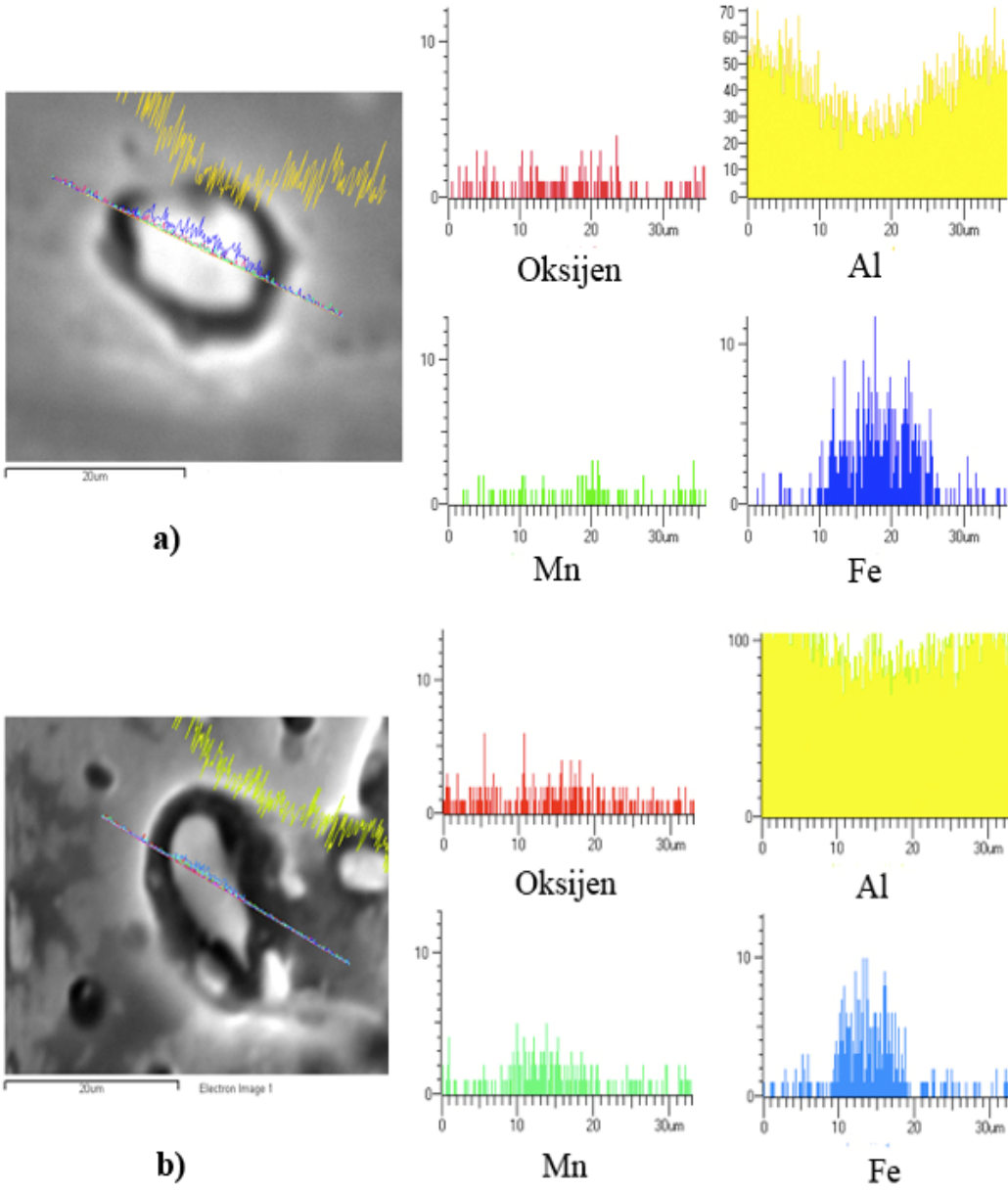
Isıl işlem görmüş DS numunelerde oyukların boyutları büyümüş ancak bunun yanı sıra büyük oyuklar çevresinde tekrar çökelmenin oluşturduğu intermetaliklerin yarattığı ufak oyuklar oluşmuştur (Şekil 4.5). Isıl işlem sıcaklığı ve süresinin artışı dengeye gelmeye çalışan sisteme daha fazla enerji vereceğinden çökeltme miktarını arttırmakta bu sebepten korozyon direncini düşürmektedir. Dolayısı ile ısıl işlem

sonrasında yüzeye yapılacak bir zımpara veya dağlama işlemi ile bu intermetalikler uzaklaştırılarak korozyon direnci yeniden yükseltilebilir.

İMD ve DS 5754 alaşımlarının yüzeyindeki intermetaliklerin yapı ve özelliklerinde ısıtılma işlemi sonucu meydana gelen değişiklikler SEM ve EDS ile incelenmiştir. EDS analizleri sonucu intermetaliklerin demirce zengin olduğunu göstermektedir. İntermetaliklerin kompozisyonları üretim yöntemine göre büyük farklılık göstermemekle birlikte mangan miktarları arasındaki fark uygulanan ısıtılma işlemlerinden ve üretim yöntemi farkından kaynaklanmaktadır. Buna göre DS yöntemi kullanılarak dökülmüş alaşımlarda Şekil 4.6 a ve b'de görüldüğü gibi ısıtılma işlem sonrasında Mn miktarında intermetalikte büyük bir değişim olmamaktadır (yaklaşık %1 artış).



Şekil 4.6: EDS analizi (a) AS H22 (b) İMD 450\_3

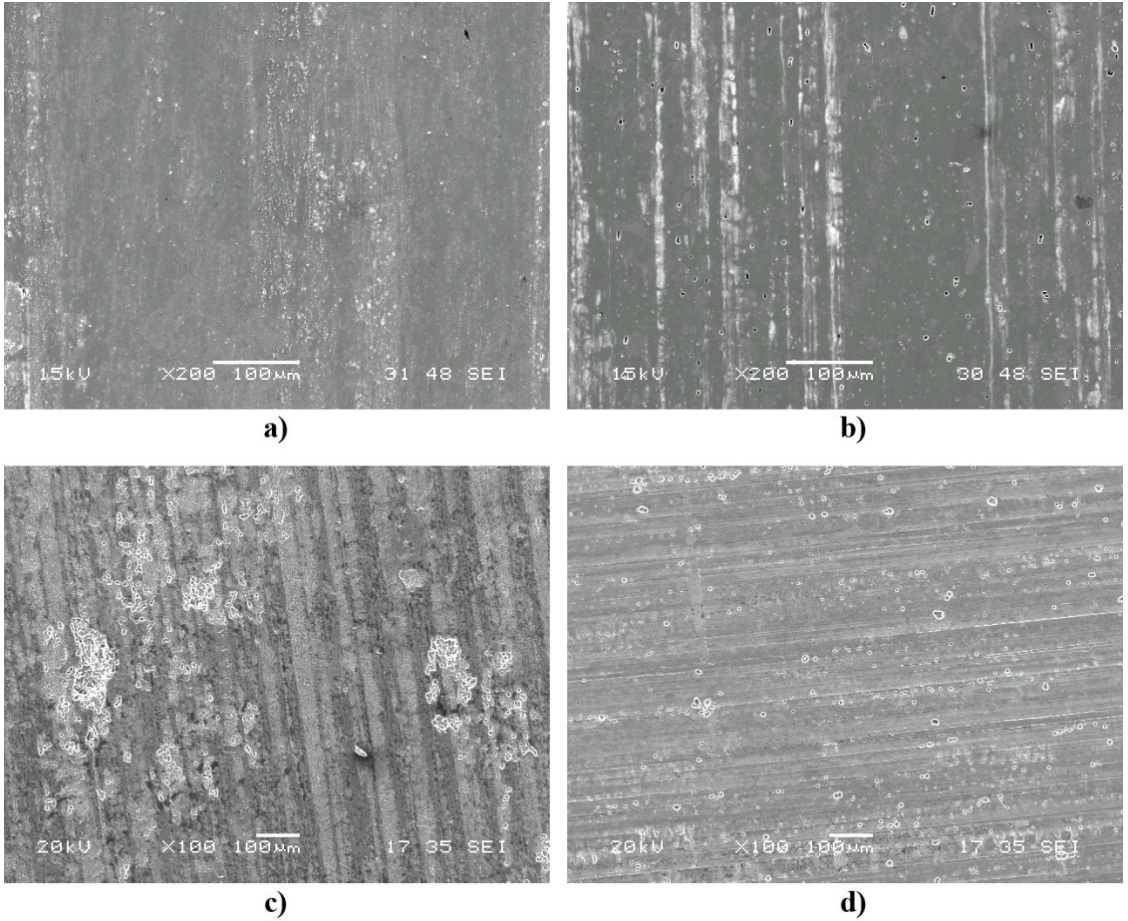


**Şekil 4.7:** EDS analizi (a) AS H22 (b) İMD 450\_3

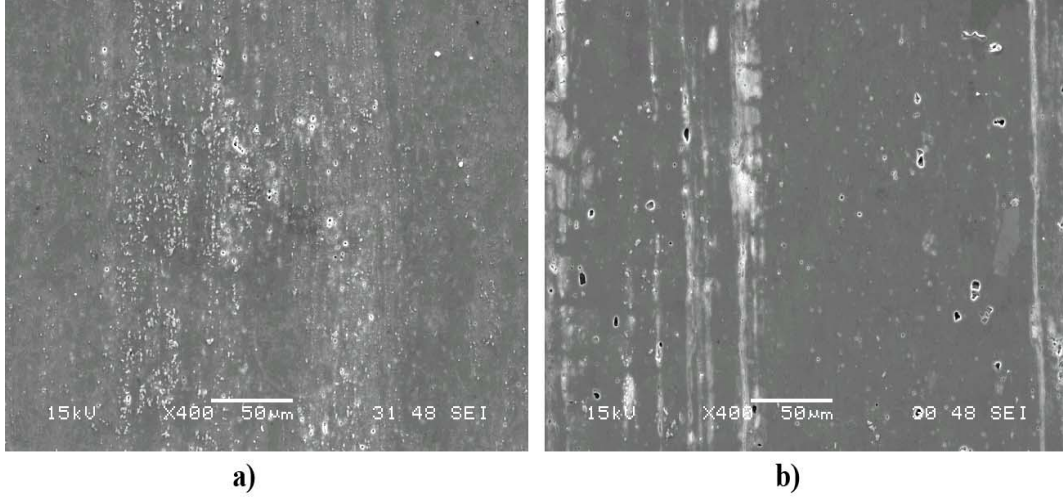
Buna karşın İMD yöntemi ile üretilen AS numunesinde 450 derecede yapılmış olan ısıtma işleminin etkisiyle intermetalik içindeki Mn miktarı ortalama olarak %3 lük bir artış göstermektedir. Demir miktarında ise fazla bir değişiklik olmadığı şekil 4.7 incelendiğinde açıkça görülebilir.

## 4.2 Metalografik İnceleme Sonuçları

Korozyonun ilerlemesi için intermetaliklerin başlangıç ve tercihli oyuk oluşum bölgeleri olduğu açıkça Şekil 4.8 incelendiğinde görülmektedir. Tuz testi öncesindeki resimlerde intermetaliklerin yüzeydeki bulunduğu yerler ve yapıları açıkça görülmektedir. Özellikle AS numunesinde bulunan cep bölgelerinin büyük ve derin oyuklar oluşturduğu tuz testi sonrası a) ve c) resimlerinde açıkça görülmektedir. Yine DS numunelerinin sahip olduğu intermetaliklerin boyut olarak daha büyük ancak homojen dağılmış olduğu da görülmektedir. Daha ufak ve çok sayıda intermetalige sahip olan AS numunesinde bu intermetaliklerin birleştiği cep bölgeleri hadde yönünde oluşmaktadır. Bu cep bölgeleri haricinde oyuk boyutları ve hasar miktarı incelenirse kristalografik oyukların daha sık olduğu yine Şekil 4.8’de görülebilir.



**Şekil 4.8:** Parlatma sonrası yüzey SEM görüntüleri (a) (200X) AS H22 (b) (200X) DS H22, Tuz testi sonrası kromik asitle temizlenmiş yüzey SEM görüntüleri (c) (100X) AS H22 (d) (100X) DS H22

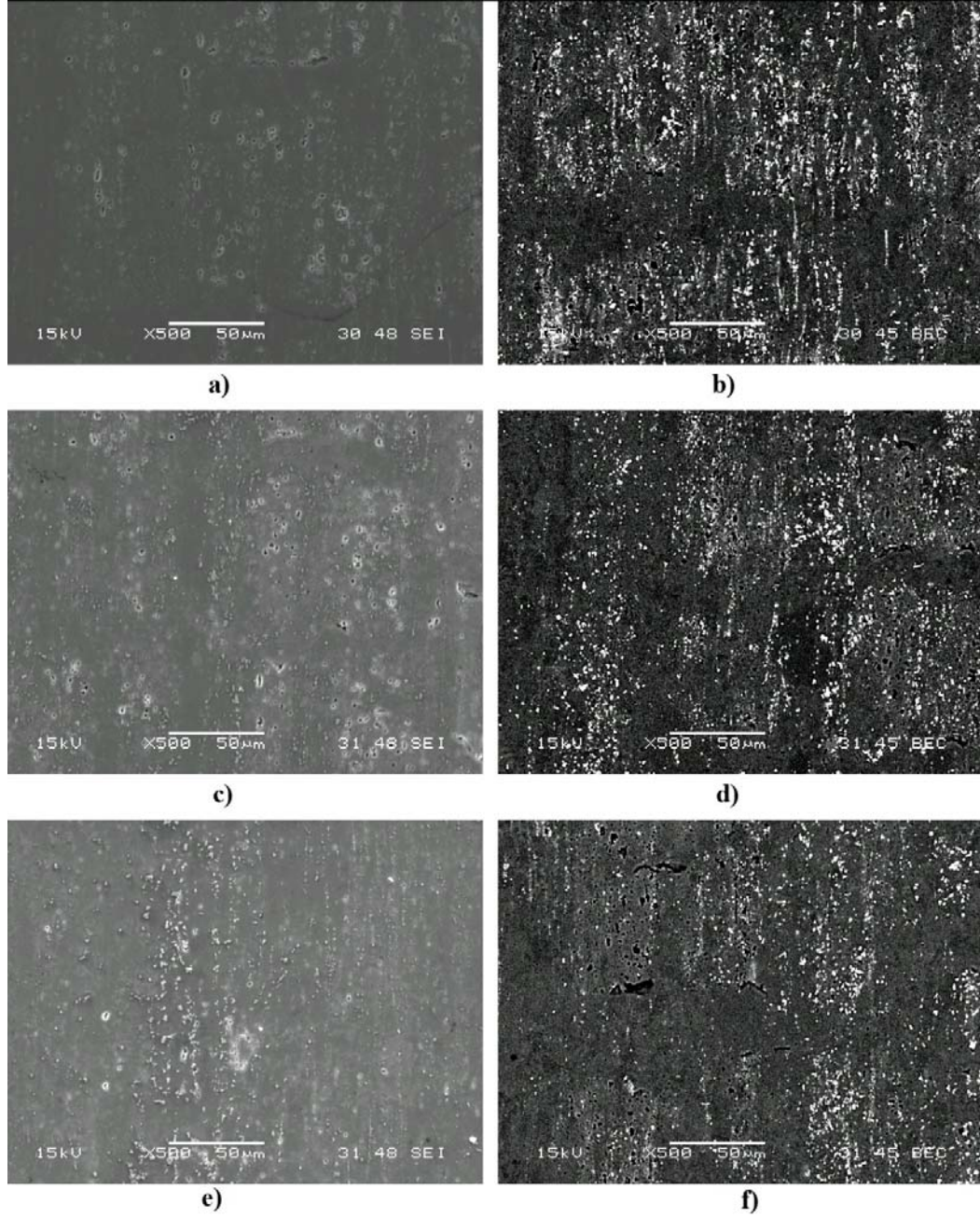


**Şekil 4.9:** Parlatma sonrası yüzey SEM görüntüleri (a) (400X) AS H22 (b) (400X) DS H22

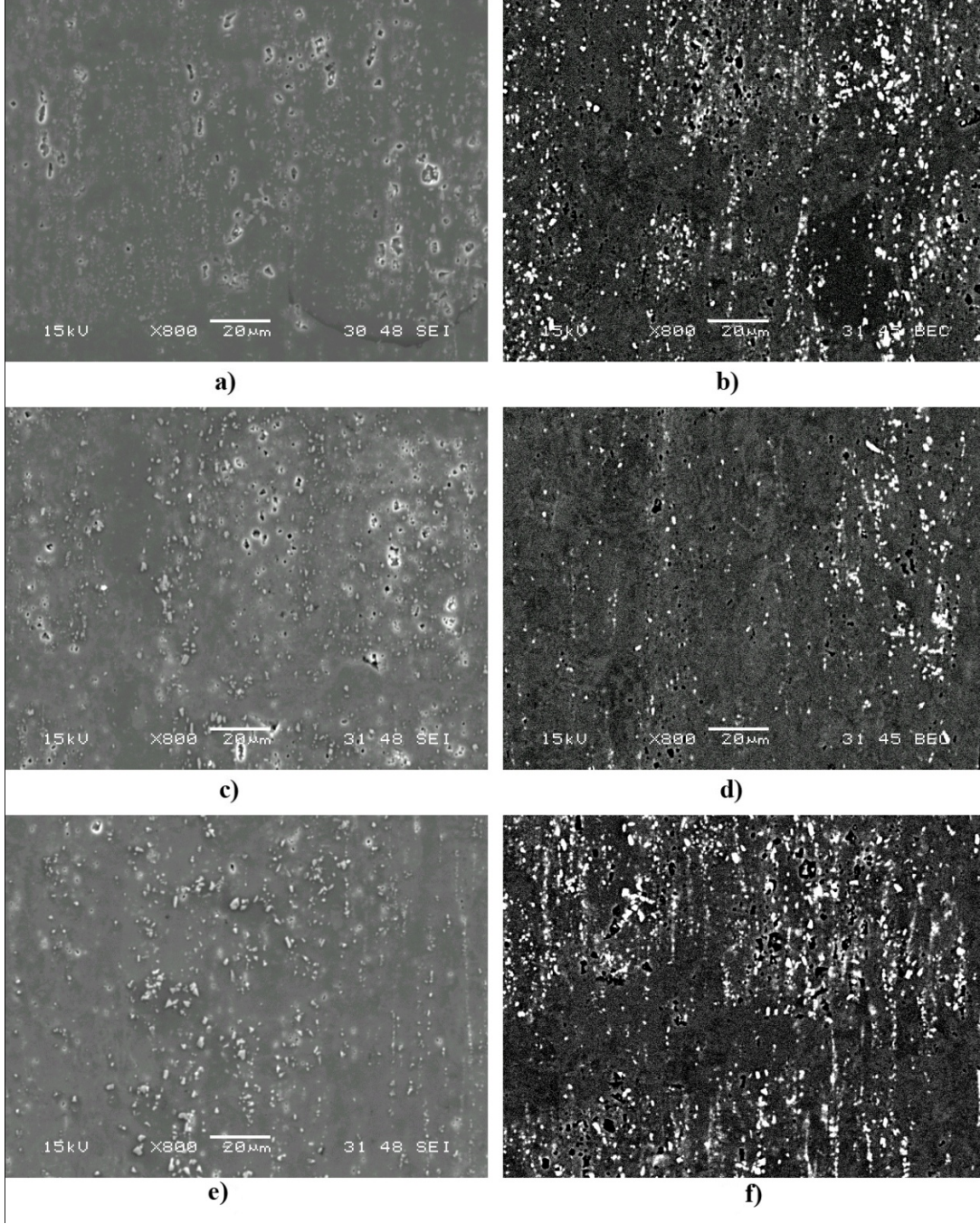
İntermetaliklerin iki döküm yöntemine göre H22 kondisyonunda dağılımlarını açıkça Şekil 4.9’da izlenebilir. Burada İMD yönteminde oluşan intermetaliklerin boyut olarak DS yöntemine göre daha küçük olduğu görülmektedir. Yine a) resminde orta bölümde intermetaliklerin birleşmesi ile oluşan bir cep bölgesi görülmektedir. b) resminde, DS yöntemindeki intermetalik boyutlarının büyük olmasının yanında dağılımlarının çok daha homojen ve herhangi cep bölgesine sahip olmadıkları net bir şekilde gözlenmiştir.

Şekil 4.10 İMD AS numunelerinin ısıtma sonrası yapılan yüzey incelemeleri verilmektedir. Burada intermetaliklerin 350° C’de 4 saat (şekil 4.9 e ve f) ve 450° C’de 3 saat (şekil 4.9 c ve d) tavlandıktan sonra gösterdikleri değişim ortaya çıkmıştır. Isıtma işlemi sonucunda intermetaliklerde büyüme ayrıca küçük intermetaliklerin bazılarında tekrardan çözünerek matrise geçtikleri gözlenmiştir. Özellikle BSE resimlerinde ufak intermetalik sayısındaki azalma açıkça görülmektedir. Burada kararsız olan yüzeydeki aşırı doymuş bölgenin ısı etkisiyle gösterdiği değişim ortaya çıkmıştır. Demirin alüminyum içerisinde çözünürlüğü neredeyse olmamasına karşın difüzyonun etkisiyle demirli intermetaliklerin matrise geçtikleri gözlenmiştir. 450\_4 numunesinde küçük boyuttaki intermetaliklerin sayısı daha fazladır. 350\_4 numunesi ile yapılan karşılaştırma sonucu, uygulanan ısıtma işleminin sıcaklığının artışıyla çok süresinin artmasının korozyon özellikleri üzerinde daha etkili olduğu anlaşılmaktadır. Gerek intermetaliklerin dağılımı gerek cep bölgelerinin yapısı, tuz testinde oluşan oyukların yapı ve düzenleri ile paralellik göstermektedir. Böylece meydana gelen özellikle büyük oyukların tek büyük bir

intermetalikten değil cepleşmiş intermetalikler ağı tarafından tetiklendiği anlaşılmaktadır.

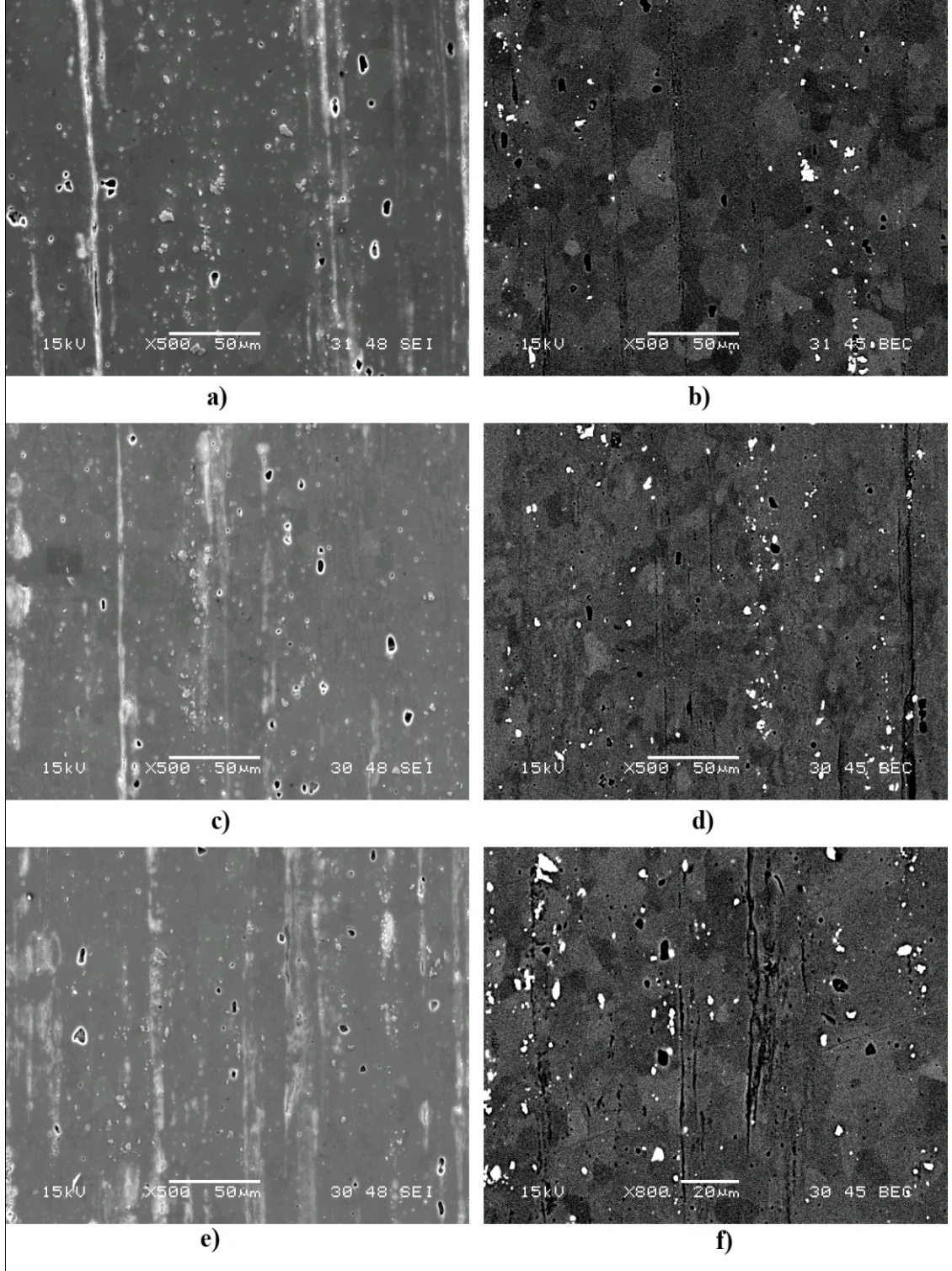


**Şekil 4.10:** İMD 5754 alaşımlarına ısıl işlem uygulaması sonucu oluşan yapısal değişikliklerin SEM ve BSE görüntüleri (a) (500X) (SEM) AS H22 (b) (500X) (BSE) AS H22 (c) (500X) (SEM) AS\_450\_3 (d) (500X) (BSE) AS\_450\_3 (e) (500X) (SEM) AS\_0 (f) (500X) (BSE) AS\_0



**Şekil 4.11:** Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (800X) (SEM) AS\_H22 (b) (800X) (BSE) AS\_H22 (c) (800X) (SEM) AS\_450\_3 (d) (800X) (BSE) AS\_450\_3 (e) (800X) (SEM) AS\_0 (f) (800X) (BSE) AS\_0

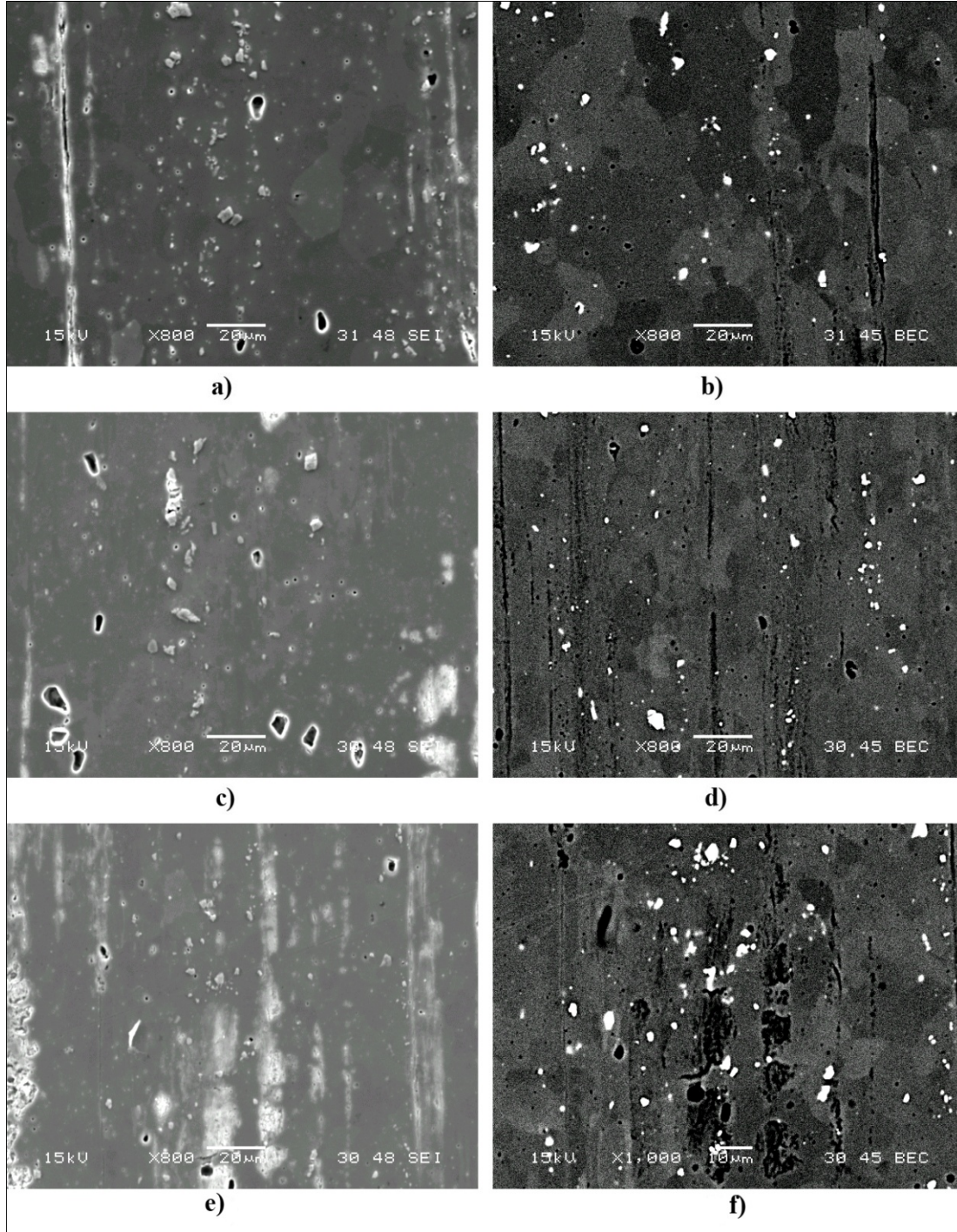
Aynı numunelerin daha yüksek bir büyütmedeki görüntüleri ile bulgular desteklenmiştir (Şekil 4.10). Özellikle b, d, f BSE resimlerine bakıldığında d) resminde (350 derecede 4 saat tavllanmış numune) intermetalik sayısında önemli bir düşüş olduğu ve tuz testi sonuçlarını birebir desteklediği anlaşılmaktadır.



**Şekil 4.12:** Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (500X) (SEM) DS H22 (b) (500X) (BSE) DS H22 (c) (500X) (SEM) DS\_450\_3 (c) (500X) (BSE) DS\_450\_3 (e) (500X) (SEM) DS\_0 (f) (500X) (BSE) DS\_0

DS numunelere uygulanan ısıl işlemin intermetaliklerin yapı ve dağılımına etkileri literatürdeki çalışmalar ile örtüşmektedir (Şekil 4.12). Isıl işlem sonucunda intermetaliklerin boyutlarında büyüme meydana gelmesi yanında ısıl işlem

sonucunda matristen demir içeren intermetaliklerin tekrardan çöktüğünü göstermektedir. Bu numunelere uygulanan tuz testinde elde edilmiş olan ufak oyukların oluşumunun sebebi ve özellikle BSE resimlerinde açıkça görülmektedir. Böylece tuz testinde ortaya çıkan korozyon özelliklerindeki kötüleşmenin sebebi anlaşılmaktadır.

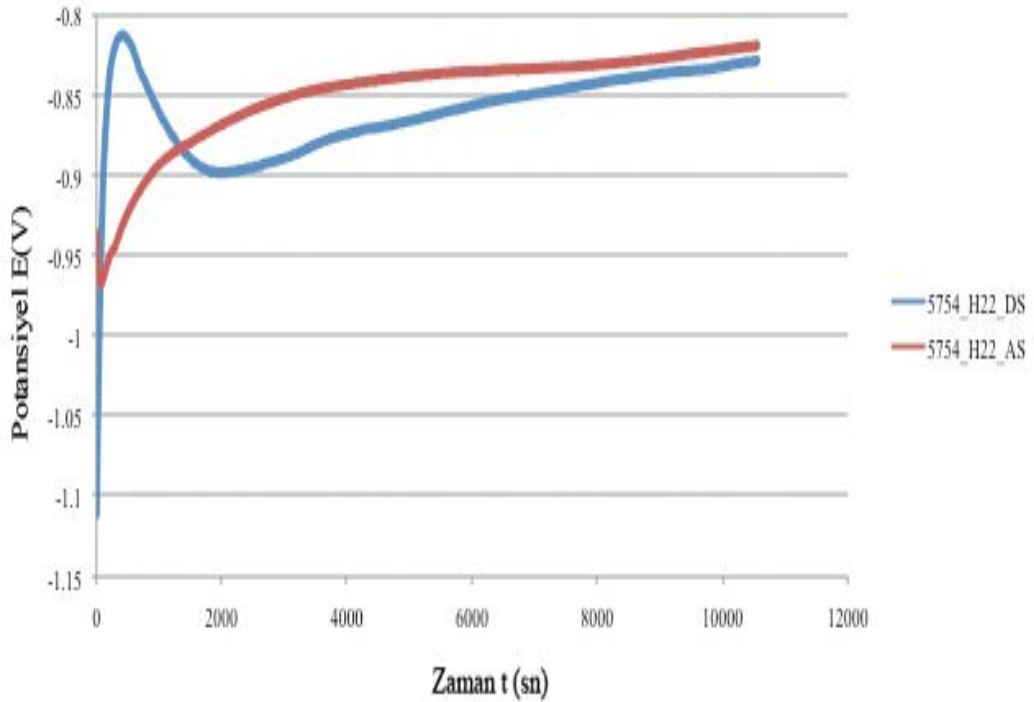


**Şekil 4.13:** Parlatma sonrası yüzey görüntüleri (a) (800X) (SEM) DS H22 (b) (800X) (BSE) DS H22 (c) (800X) (SEM) DS\_450\_3 (c) (800X) (BSE) DS\_450\_3 (e) (800X) (SEM) DS\_0 (f) (800X) (BSE) DS\_0

Isıl işlem sonunda büyük intermetaliklerin yanında oluşan yeni ufak intermetaliklerin sayısı ve boyutu 450 derecede tavlanan DS numunesinde 350 derecede tavlanan numuneye göre daha fazla ve daha büyük olduğu Şekil 4.13’de görülmektedir. AS numunesinin aksine gerçekleşen difüzyon olayı süreden ziyade ısı miktarına daha fazla bağlı olduğu anlaşılmaktadır. Bu sebepten matrisin yapısının AS numunesine göre daha kararlı olduğu söylenebilir.

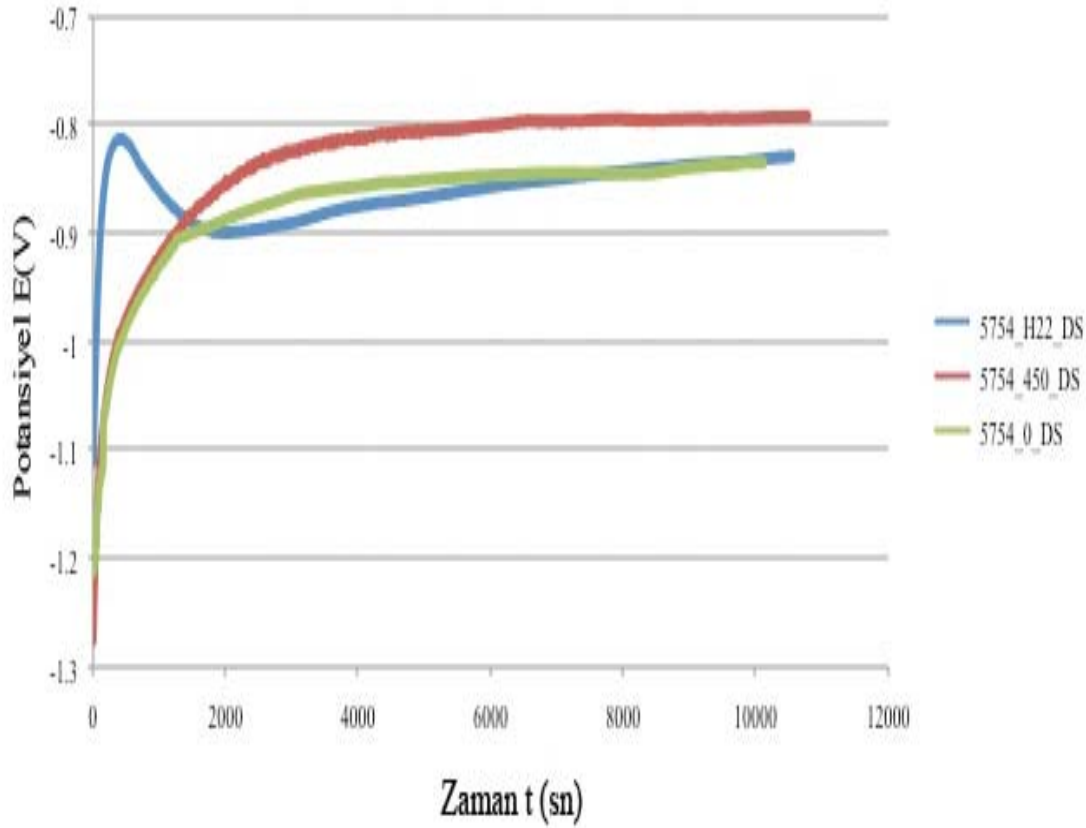
### 4.3 Açık Devre Potansiyel Ölçümü Sonuçları

Şekil 4.14’de İMD ve DS üretim yöntemlerinin açık devre potansiyelinin zamana göre değişiminin karşılaştırması verilmiştir. Burada İMD numunesindeki potansiyel değişimi yaklaşık 150 mV olup 2000-4000 saniye aralığında sabitlenme eğilimi göstermektedir. DS numunesindeki değişim ise 312 mV’tur. DS örneğindeki temel etken uygulanan ısıl işlemlerin daha fazla olmasıdır. Isıl işlem sıcaklığı daha yüksek ve süresi daha uzun olduğu için oluşan oksit filmi yüzeyinde daha kalın, aktif bir bölge oluşturmuştur. Ancak alaşımları birbirine yakın olan iki numunenin oksit filmi çözünüp açık devre potansiyelleri dengeye yaklaştığında çok büyük benzerlik gösterdikleri gözlenmektedir.



Şekil 4.14: 5754 H22\_AS ve 5754 H22\_DS E/t grafiği

DS üretim yöntemi ile üretilen 5754 alaşımlarının ısıtım işlem sonucu açık devre potansiyelleri Şekil 4.15'te görülmektedir. Isıtım işlem sıcaklığı arttıkça yüzeydeki aktifleşmenin arttığı ancak bu aktifleşmenin benzer bir zaman dilimi içerisinde tekrar normal potansiyele yükseldiği görülmektedir.



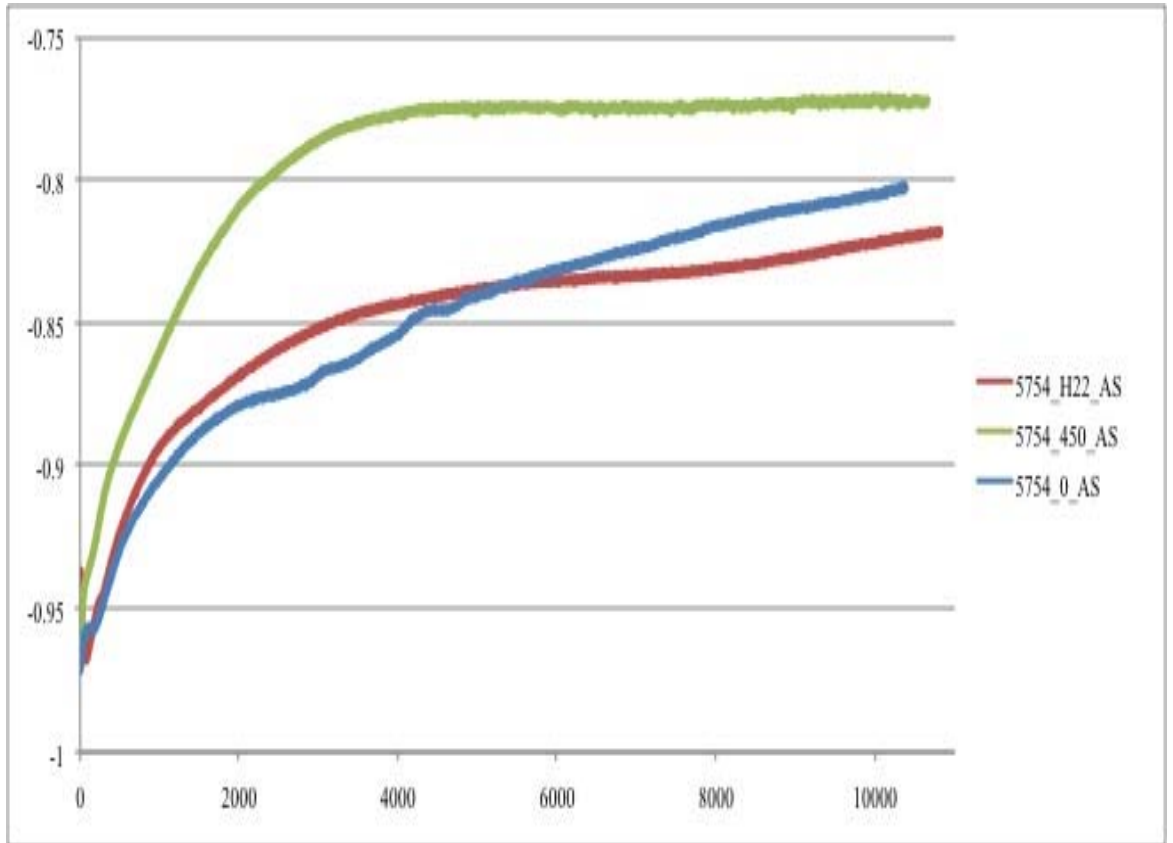
Şekil 4.15: 5754 H22\_DS 5754\_450\_DS ve 5754\_0\_DS E/t grafiği

Çizelge 4.1'de açık devre potansiyelleri ve zaman içerisindeki değişim miktarı verilmiştir. Açık devre potansiyelleri alaşımla aynı olduğundan süre ilerledikçe birbirine yaklaşmakla beraber ısıtım işlemle başlangıç potansiyeli giderek aktifleşmektedir. Bu değişim 450 derecede tavlanan numune için 462 mV'tur. 350° C'de tavllanmış numune için 403 mV olup, aktifleşmenin miktarı artan sıcaklık ile artmaktadır. Ayrıca ısıtım işlem ile başlangıç açık devre potansiyellerinin negatif yönde hareket ettiği oluşan farklar ile beraber çizelge 4.1'de görülmektedir. 0 kondisyonu 104 mV bir negatif kayma gösterirken bu oran 450° C'de tavlanan numune için 170 mV olarak bulunmuştur. İşlem sıcaklığının değişim üzerinde oynadığı rolün

zamandan daha etkili olduğu en fazla aktifleşmenin 450° C’de 3 saat tavlanan numunede gözlenmesinden anlaşılmıştır.

**Çizelge 4.1:** DS 5754 açık devre potansiyel ölçümleri

Alaşım	Başlangıç	Son	Fark	H22 ile Fark
5754_H22_DS	-1.113V	-0.792V	0.321V	0V
5754_0_DS	-1.217V	-0.814V	0.403V	-0.104V
5754_450_DS	-1.283V	-0.821V	0.462V	-0.170V



**Şekil 4.16:** 5754 H22\_AS 5754\_450\_AS ve 5754\_0\_AS E/t grafiği

Şekil 4.16’te İMD yöntemi ile üretilmiş ve sonrasında ısıl işlem uygulanmış 5754 alaşımlarının açık devre potansiyel ölçümleri görülmektedir. Yüzeydeki aşırı doymuş tabaka yüzünden ısıl işlem ile herhangi bir aktifleşme oluşmadığı düşünülmektedir. Bu yine tuz testinde ortaya çıkan ısıl işlemin korozyon özelliklerini pozitif etkilemesi

ile örtüşmektedir. DS numunesinin aksine yüzeydeki oksit filmindeki değişim 4000 saniye sonrasında yavaşlamış ve yaklaşık  $-800$  mV değerinde sabitlenmiştir. Aktif bölgenin çözünme süresinin DS örneklerinden neredeyse iki kat fazla olması oksit tabakasının daha kalın ve daha aktif olduğuna işaret etmektedir. Bu tabakanın kalınlık ve Mg miktarının belirlenmesi için GDOES analizlerinin yapılması gerekmektedir.

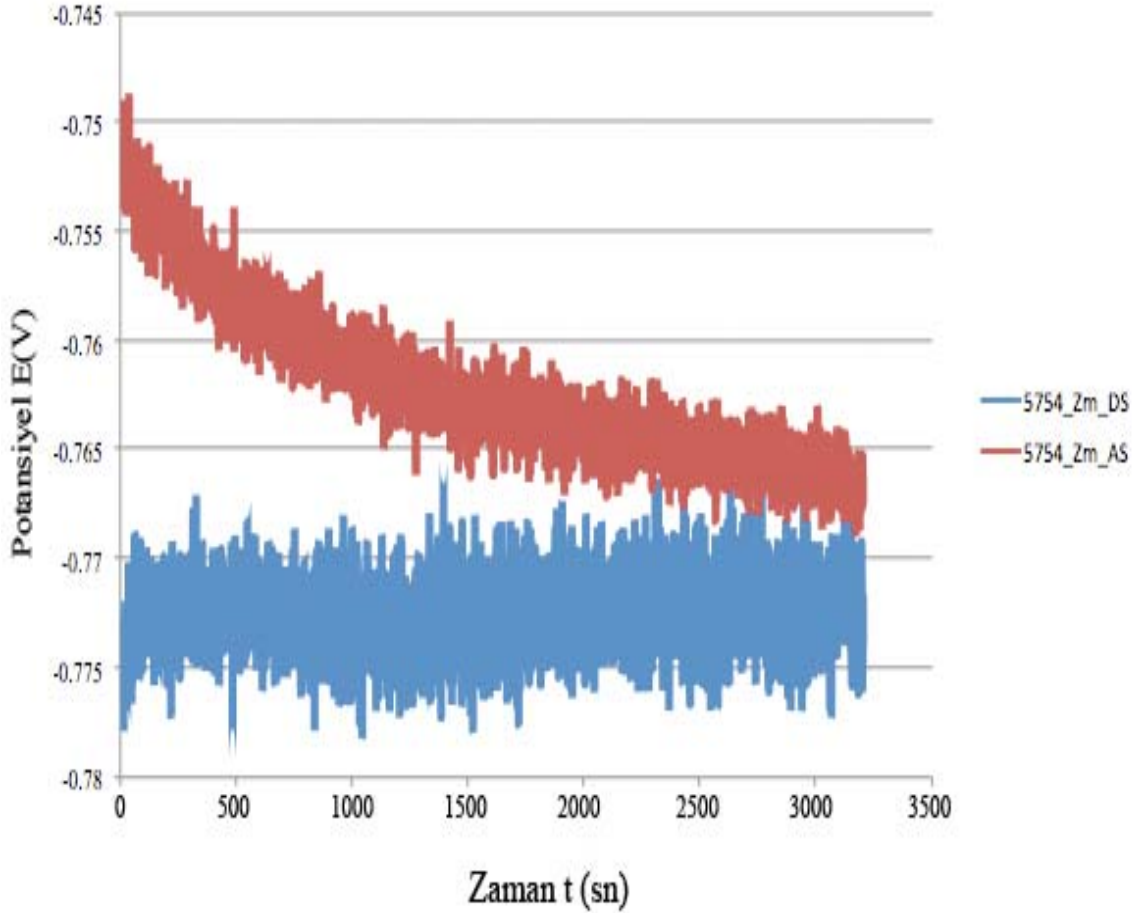
**Çizelge 4.2:** AS 5754 açık devre potansiyel ölçümleri

Alaşım	Başlangıç	Son	Fark	H22 ile Fark
5754_H22_AS	-0.973V	-0.806V	0.167V	0V
5754_0_AS	-0.957V	-0.827V	0.130V	-0.016V
5754_450_AS	-1.018V	-0.789V	0.229V	-0.045V

İMD yöntemi ile üretilen alaşımlarda ısıl işlem sonucunda oluşan açık devre potansiyel değişimlerini çizelge 4.2 göstermektedir. Isıl işlemin etkisi sonucunda 350 derecede tavlanan numunenin açık devre potansiyeli 16 mV pozitif yönde artmıştır. 450 derecede tavlanan numunenin ise açık devre potansiyeli 45 mV negatif yönde düşüş göstermektedir. Ayrıca İMD yöntemi ile üretilen numunelerin başlangıç ve son açık devre potansiyelleri arasındaki fark en fazla 229 mV olduğu hesaplamalardan ortaya çıkmaktadır. Bu durum aktifleşme miktarının DS yöntemi ile üretilenlere göre çok daha düşük olduğunu göstermektedir. Bunu yanı sıra işlem sıcaklığından ziyade sürenin daha etkin olduğu sonucu yine bu deneyler sonunda ortaya konmuştur.

Yüzeyde oluşan oksit filminin kaldırılması için zımparalanan 5754 AS ve DS örneklerinin açık devre potansiyel eğrileri şekil 4.17'de verilmiştir. Burada yüzeyden 10-12 mikronluk bir bölüm zımparalanmıştır. Açık devre potansiyelleri zaman içerisinde birbirlerine yaklaşarak sabitlenmiştir. Burada AS numunesinde oluşmuş olan 20 mV negatif değişimin sebebi oksit filminde oluşmuş olan bir değişimdir. Bunun anlaşılması için GDOES incelemelerinin yapılması gerekmektedir. DS numunesinin açık devre potansiyelinde herhangi bir değişim olmaması oksit filmi kalınlığının 10 mikron seviyesinde olduğuna işaret etmektedir. Ayrıca potansiyel ölçümü yapılırken görülen 10 mV'luk dalgalanmaya sebep olan olay ise yüzeyde çok

hızlı biçimde oluşan yarı kararlı oyukların sürekli olarak aktifleşip pasifleşmesidir. Zımparalanmış numuneler, gerek üretim sürecinde gerek sonrasındaki ısıl işlem safhalarında yüzeyde oldukça kalın bir oksit filmi oluşmakta olduğunu ortaya koymaktadır.

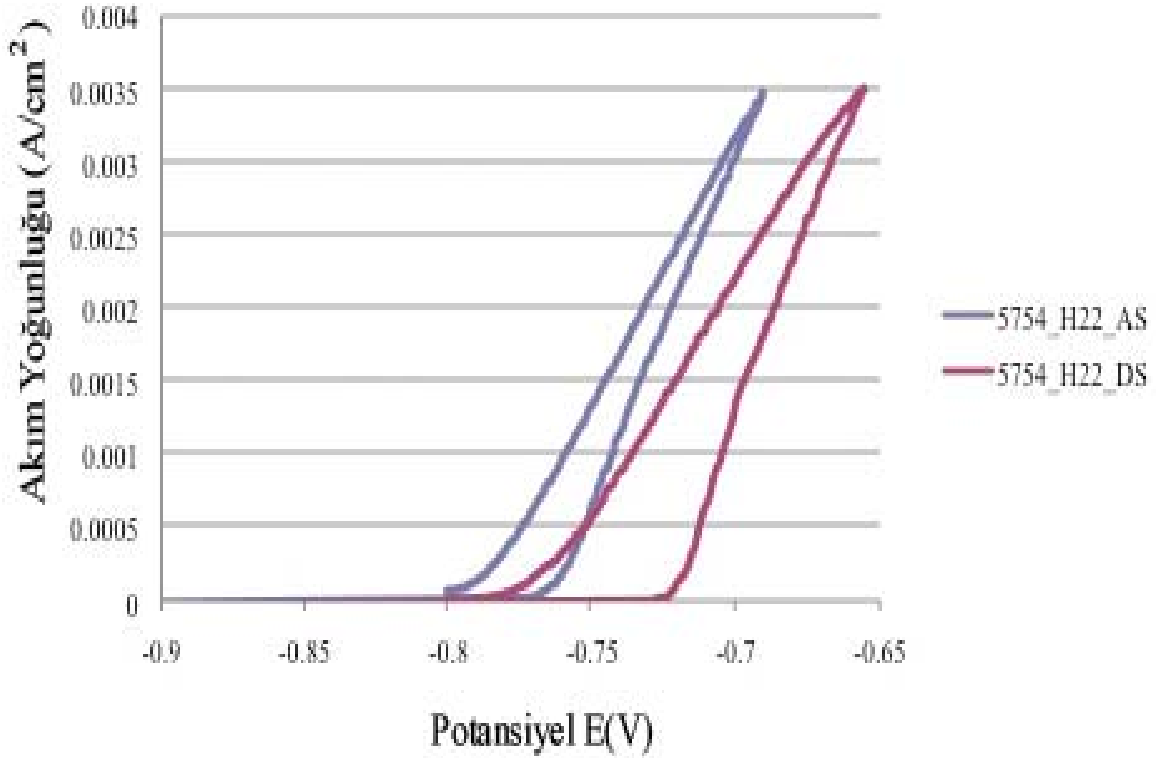


Şekil 4.17: 5754 Zm\_AS ve 5754 Zm\_DS E/t grafiği

### 4.3 Anodik Polarizasyon Ölçümü Sonuçları

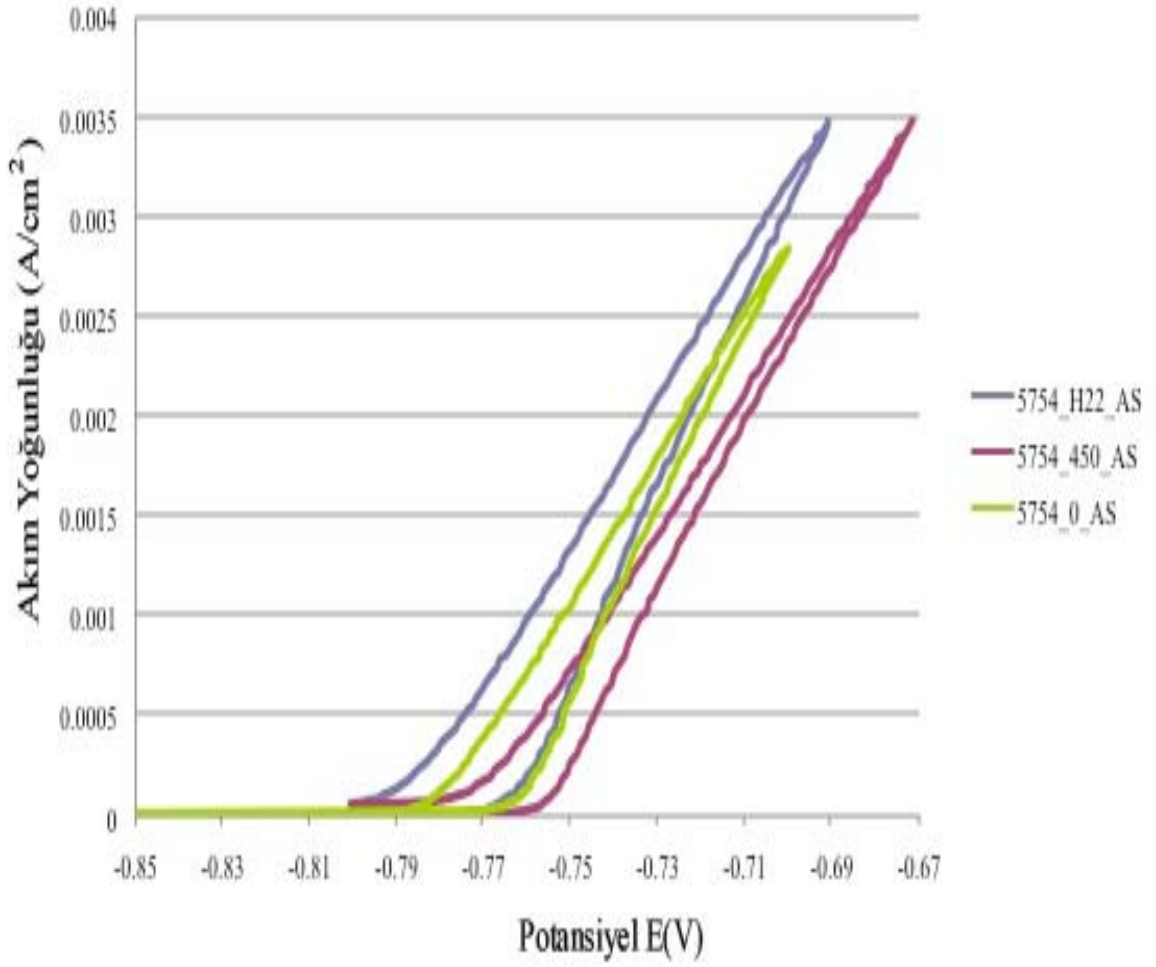
5754 H22 İMD ve DS üretimi numunelerin anodik polarizasyon grafikleri Şekil 4. 18 de verilmiştir. İMD numunesinin oyuklanma potansiyeli -783 mV DS numunesinin ise -728mV olarak ölçülmüştür. Bu fark DS numunesinin demir ve mangan miktarının daha fazla olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. DS numunesinin histerisisinin daha geniş olmasının sebebi oyukların daha geniş alkali yapıda olmasıdır. Bu oyuk yapıları içerisinde inklüzyonlar ile matris arasında oluşan aralıklar nedeni ile daha zor tekrar pasifleşme eğilimi göstermektedirler. Böylece çevrimdeki potansiyel farkları ortaya çıkmıştır. Bu veriler ASSAN numunesinin

sahip olduğu kristalografik yapıdaki sıg oyukların tuz testi bulgularını doğrulamaktadır.



**Şekil 4.18:** 5754 H22\_AS ve 5754 H22\_DS Anodik Polarizasyon Grafiği

Isıl işlem sonucu İMD üretimi 5754 numunesinin anodik potansiyel eğrilerini Şekil 4.19'da verilmiştir. Oyuklanma potansiyelleri ve oluşan kaymaların sebebi, alaşımlar aynı olduğu için, ısıl işlemde kaynaklanmaktadır. Çizelge 4.3'te oyuklanma potansiyelleri verilmiştir. Bu çizelgeden de görüldüğü gibi -776mV ile H22 durumunda numune en katodik potansiyele sahiptir. Isıl işlemin etkisi ile oluşan aktifleşme sonucu 450° C'de tavlanan numunenin oyuklanma potansiyeli -762mV'a ve 350° C'de tavlanan numunenin oyuklanma potansiyeli ise -776mV'a kaymıştır. Aktifleşme sonucu oyuklanma potansiyellerinde yaşanan minimal kayma yine açık devre potansiyeli sonucu bulunan ve İMD numunelerinde ısıl işlem ile yüzeyin potansiyelinin DS yönteminden daha az değiştiğini göstermektedir. Histerisler incelendiğinde tuz testinde olduğu gibi ısıl işlem sonucu korozyon özelliklerinde iyileşme gözlenmiştir. Burada 350° C'de tavlanan numune en ufak ve dar histerisise sahiptir. Bu bulgu tuz testinde görülen ve ısıl işlemin yarattığı pozitif etkisi sebebi ile oluşan H22 ve 450° C numunelerine göre daha ufak oyukları doğrulamaktadır.

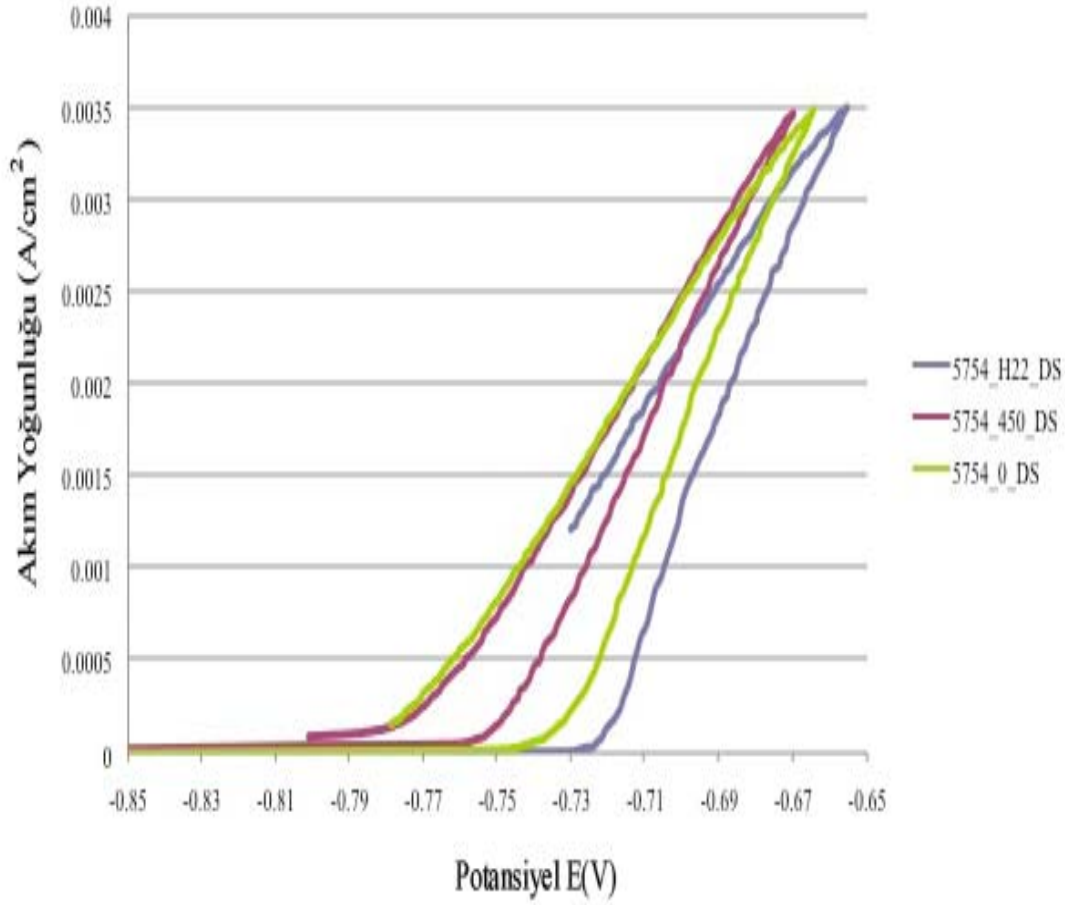


**Şekil 4.9:** 5754\_H22\_AS, 5754\_450\_AS, 5754\_0\_AS anodik polarizasyon grafiği

**Çizelge 4.3:** AS 5754 oyuklanma potansiyel ölçümleri

Alaşım	Oyuklanma Potansiyeli
5754 H22_AS	-776mV
5754 0_AS	-771mV
5754 450/3_AS	-762mV

DS yöntemi ile üretilen 5754 alaşımlarının ısı işlem sonrası anodik polarizasyon grafikleri şekil 4.20'de görülmektedir. Burada oyuklanma potansiyelinin anodik yönde kaydığı görülmektedir.



Şekil 4.20: 5754\_H22\_DS, 5754\_450\_DS, 5754\_0\_DS anodik polarizasyon grafiği

Çizelge 4.4: DS 5754 oyuklanma potansiyel ölçümleri

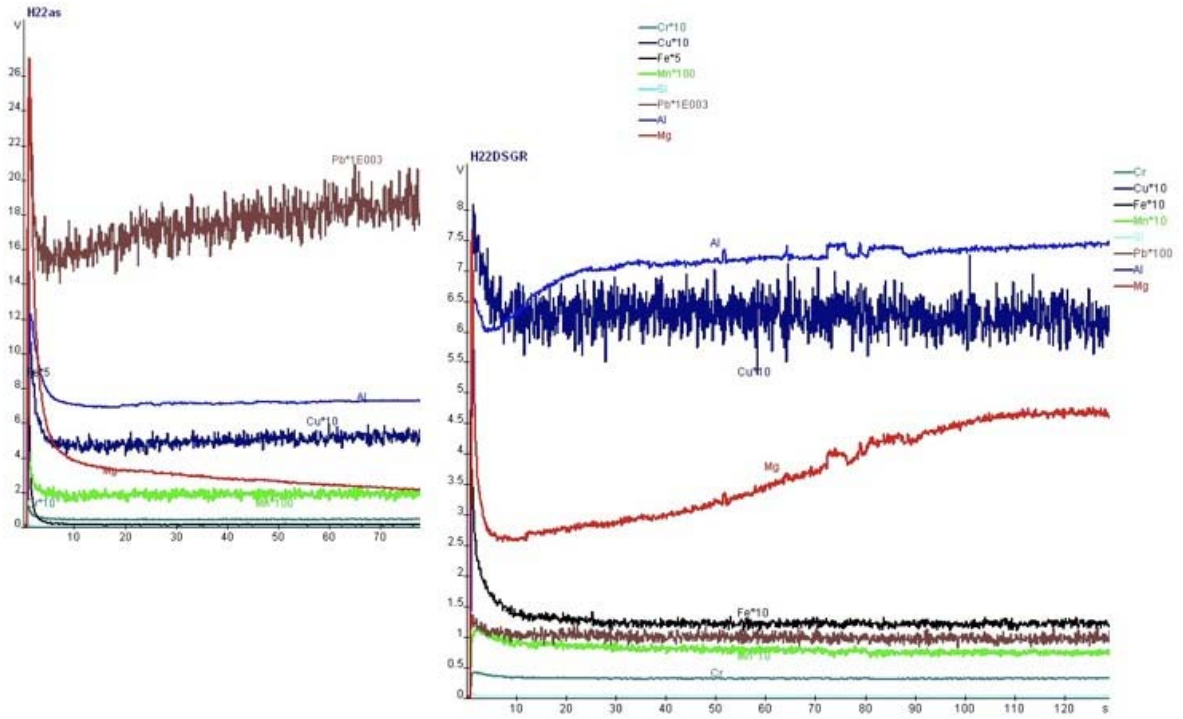
Alaşım	Oyuklanma Potansiyeli
5754 H22_DS	-728mV
5754 0_DS	-742mV
5754 450/3_DS	-758mV

Çizelge 4.4'te de görüldüğü üzere 450 derecede tavllanmış numune -758mV ile en negatif potansiyele sahiptir. Bu bulgu açık devre potansiyellerinde yaşanan aktifleşmeyi doğrulamaktadır ve ısıl işlem sonrası korozyon direncinin düşüşünden kaynaklanmaktadır. Alaşımları aynı olduğu için yaşanan değişimin sebebi uygulanan ısıl işlemdir. Histerisisler incelendiğinde ısıl işlem sonrası daralma olduğu

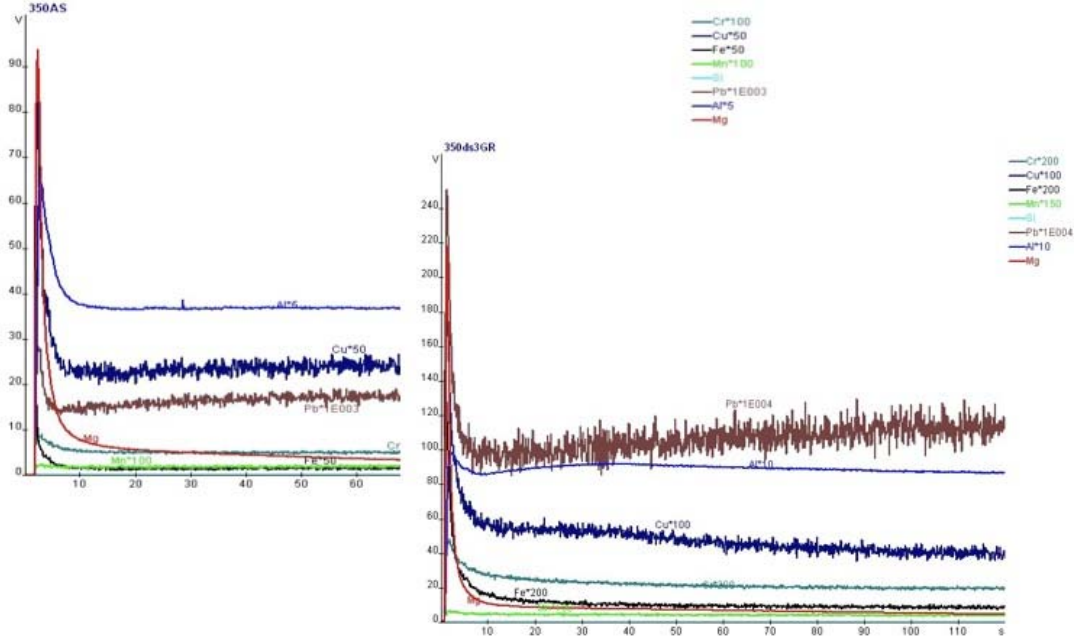
görülmektedir. Bunun temel sebebi oluşan ufak oyukların tekrar pasifleşme eğilimlerinin H22 numunesinin sahip olduğu derin ve geniş oyuklara göre daha fazla olmasıdır.ve tuz testi sonuçlarını doğrulamaktadır. Ayrıca ısı işlem sonrasında yaşanan aktifleşme miktarının İMD yönteminde yaşananndan fazla olduğu oyuklanma potansiyellerinde oluşan ortalama 20 mV'luk farktan görülmektedir.

#### 4.4 GDOES Ölçüm Sonuçları

İMD yöntemi ile üretilen H22 kondisyonlu numunede oksit filminde Mg zenginleşmesi DS numunesinin yaklaşık 3 katıdır (28/8) ve bu fark Şekil 4.21'de görülmektedir. Zenginleşmenin meydana gelmesindeki en büyük etken İMD yönteminde uygulanan 390° C'lik ara tavidir. Alaşımların içerisinde eser miktarda bulunan Pb'de yine İMD numunesinde oksit filminde daha çok zenginleşmiştir. Bakır ve demirin DS numunesinde oksit filmine taşınmaları çok düşük mertebededir, ancak İMD numunesinde oksit filminde daha yüksek miktarda bulunurlar.



Şekil 4.21: İMD ve DS 5754 H22 numunleri GDOES ölçümleri

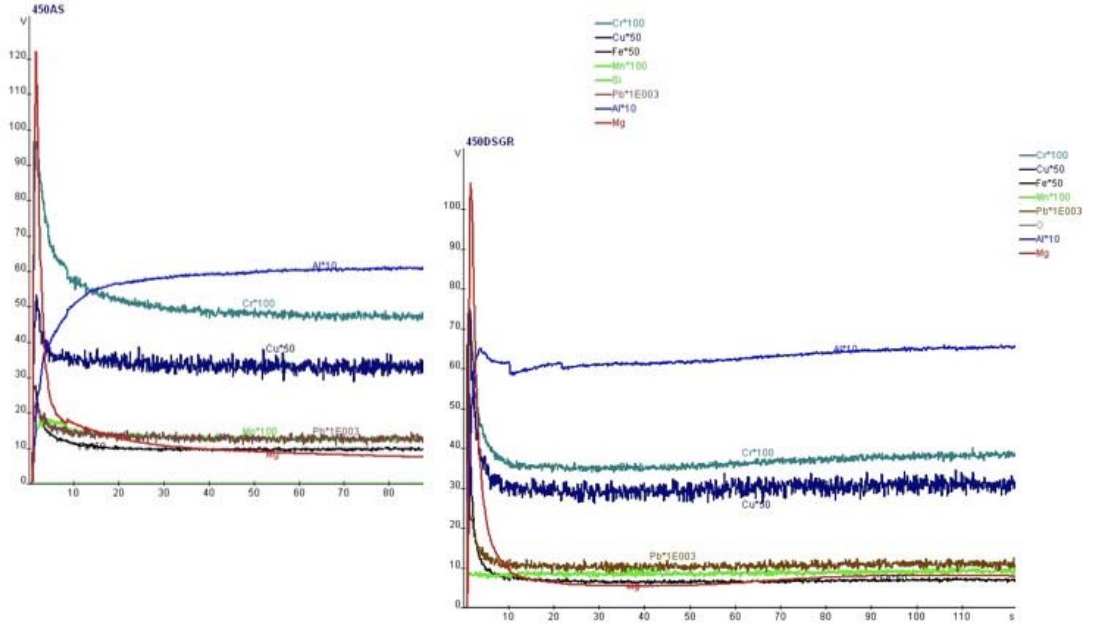


Şekil 4.22 İMD 350\_AS ve DS 350\_DS GDOES ölçümleri

Isıl işlem sonucunda oksit filminin bileşimde meydana gelen değişim hem İMD hemde DS numuneleri için Şekil 4.22’de görülmektedir. İki numunede de ısıl işlem sonucu özellikle Mg, Fe ve Cu yüzeyde zenginleşmiştir. İMD numunesinde yaklaşık 10 kat bir artış söz konusuysen DS numunesinde bu artış 20 kata kadar çıkmıştır. Bu bulgu ise açık devre potansiyelinde görülen aktifleşmeyi doğrulamaktadır. Pb ise yüzeyde minimal düzeyde bir artış göstermektedir. Ayrıca Mn miktarında oksit içerisinde ve matriste ısıl işlem sonucunda iki döküm yöntemi için bir fark gözlenmemektedir. Özetle ısıl işlemin DS numunesinin oksit filminin yapısını daha fazla değiştirdiği görülmektedir.

Şekil 4.23’de 450° C’de tavlanmış olan İMD ve DS numunelerinin GDOES analizlerini sunulmaktadır. Sonuçlar Şekil 4.22’yle paralellik göstermektedir. Isıl işlem sıcaklığındaki artış fazladan bir zenginleşmeye sebep olmamakla birlikte sürede yaşanan düşüşün özellikle DS numunesinde Mg miktarının artışında bir düşüşe sebep olduğu görülmektedir. İMD numunelerinde yüzeyde bulunan aşırı doymuş bölgenin, oksit filmin yapısını ve ısıl işlem ile oksitte meydana gelen değişimleri etkilediği anlaşılmıştır. Aynı süre ve sıcaklıkta uygulanan ısıl işlem sonucu yüzeye difüze olan elementler DS yönteminde İMD yöntemine göre daha fazladır ve bu bulgular hem anodik polarizasyon hem de aktif devre potansiyel ölçüm sonuçlarını desteklemektedir. İMD numunelerinin yüzeylerindeki aşırı doymuş

bölgenin oksit filmindeki bileşimsel değişimin daha az olmasına sebep olduğu düşünülmektedir.



Şekil 4.23 İMD 450\_AS ve DS 450\_DS GDOES ölçümleri



## 5. GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER

İntermetalikler, oyuk başlangıcı, ilerleme hızı ve şiddeti ile oyukların yapısı konusunda birincil etkindir. Döküm yöntemi bu intermetalik dağılımını en şiddetli etkileyen parametrelerden biri olduğu için İMD ve DS yöntemi ile üretilen alaşımların korozyon özellikleri de farklılık göstermektedir.

Ufak ve çok sayıda intermetalığe sahip İMD yöntemi ile üretilen alaşımların korozyon sonucu sahip oldukları oyuklar küçüktür, çok miktardadır, bütün yüzeye yayılmıştır ve sığdır. Ayrıca hadde yönünde bu intermetaliklerin segregasyona uğrayarak birleşmesi sonucunda oluşan cep bölgelerinde çok geniş ve derin oyuklar oluşmaktadır. Korozyona uğramış bölge tek bir oyuktan ziyade, bir çok oyuğun oluşturduğu bir ağ şeklindedir.

DS yöntemi ile üretilen alaşımlarda ise daha büyük, yuvarlak şekilde, homojen olarak yüzeye dağılmış daha az intermetalik bulunmaktadır. Hem aktif yüzey alanın küçük olması hem de birbirlerinden uzak olmaları sebebi ile bu intermetalikler dışında oyuk oluşumu gerçekleşmemektedir ve bu durum alkalın oyuklara yol açmaktadır. Bu oyuklar aynı intermetalikler gibi yüzeye homojen dağılmış durumdadır ve İMD numunelerinde oluşan oyuklardan daha geniş ve derindir.

Ancak İMD yönteminde bulunan cep bölgeleri tarafından oluşturulan oyuklarla karşılaştırılınca DS yöntemi sonucunda oluşan oyuklar çok sığ ve dar kalmaktadırlar. Dolayısı ile intermetaliklerin homojen dağılımı sağlanıp, cep bölgelerinin oluşumu engellenmediği sürece İMD yöntemi ile üretilen alaşımların korozyon özellikleri DS yöntemi ile üretilenlere göre daha kötü olacaktır.

Uygulanan ısı işlemin intermetalik dağılımını etkilediği ayrıca kompozisyonlarının da değişimine yol açtığı bilinmektedir. Bu durum ısı işlemin korozyon özellikleri üzerinde etkili olmasına da neden olmaktadır. DS numunelerinin 350 ve 450 derecede tavlınmaları ile ortaya çıkmış sonuçlar literatürde elde edilenlerle benzerlik göstermektedir. Tuz testleri ve metalografik incelemeler de ısı işlem sonucunda matris içinde çözünmüş olan demirin tekrardan çökmesi ile yeni intermetaliklerin

oluştugu görülmüştür. Ayrıca ısı işlem ile bu çökeltmenin sadece matris yüzeyinde kalmayıp oksit filminde de zenginleşme meydana getirdiği yine açık devre potansiyel ölçümleri ile belirlenmiştir. DS yöntemi ile üretilen alaşımların ısı işlem uygulandıkça ikincil çökeltmeler yüzünden korozyon özelliklerinin kötüleştiğini ve yüzeylerindeki oksit filmlerinin zayıfladığını teyit etmektedir.

Yüzeydeki aşırı doymuş bölge yüzünden İMD numunelerinde ısı işlem sonucunda yüzeyde ikincil bir çökeltme oluşmamaktadır. Bunun aksine yüzeyde bulunan ufak intermetaliklerin bir bölümünün tekrar matrise geçtiği özellikle metalografik incelemeler ve BSE incelemelerinde görülmektedir. Bunun sebebi yüzeyde oluşan aşırı doymuş bölgenin demirce zengin çok sayıda intermetalığe sahip olması ve matris ile arasında çok büyük bir konsantrasyon farkı yaratmasıdır. Ayrıca tavllanmış numunelerde cep bölgelerinin boyut ve sayılarında önemli ölçüde azalma ve küçülme görülmektedir. Buradan en kararsız bölgelerin bu cep bölgeleri olduğu sonucu tekrar doğrulanmaktadır ve bu difüzyonun gerçekleşmesi için çok az miktarda enerjinin yeterli olacağını göstermektedir. Sıcaklık artışından ziyade uygulama süresi arttıkça iyileşme miktarı artmaktadır. İMD yöntemi ile üretilen alaşımlarda ısı işlem korozyon özelliklerinde iyileşmeye sebep olmaktadır.

Alaşım elementlerinin intermetalik ve matristeki etkisi üretim yönteminden bağımsızdır ve ısı işlem ile değişmemektedir. Buna göre manganın matriste veya intermetalikte bulunmasının korozyon direncine etkisinin pozitif olduğu anlaşılmaktadır. Her iki üretim yöntemi ile dökülen alaşımların, oyuklanma potansiyellerinin birbirine yakın olmasının sebebi alaşım miktarlarının çok benzer olmasından kaynaklanmaktadır. EDS analizleri sonucunda sadece Mn ve Fe elementlerinin ısı işlem etkisi ile intermetaliklerdeki kompozisyonunu değiştiği görülmektedir. Mn'in 220 derece ve üstünde başlayan matristen intermetaliklere doğru olan difüzyonu özellikle İMD yöntemi ile üretilen alaşımlarda ortaya çıkmaktadır.

Açık devre potansiyel ölçümleri, İMD yöntemi ile üretilen alaşımların yüzeylerinde oluşan aşırı doymuş bölge sebebi ile ısı işlem sonucunda herhangi aktifleşme olmadığını göstermiştir. Açık devre potansiyelinin sabitleşmesi için geçen süre DS yöntemi ile üretilenlere göre iki kat uzun olması bu numunelerde oksit filminin daha koruyucu olduğunu ortaya koymaktadır. Isı işlem sonucu aktifleşme olmadığı gibi uzun süreli tavlamanın etkisi ile açık devre potansiyelinin başlangıç değeri pozitif

doğru az da olsa bir çıkış göstermektedir. Bu sonuç tuz testi incelemelerinde ortaya çıkan ve intermetaliklerin matrise geri çözünmesi ile oluşan korozyon özelliklerindeki iyileşmeyi işaret etmektedir. DS numunesinde ısıl işlem sonucu oluşan aktifleşmede literatürdeki örnekleriyle benzerlik göstermektedir. Burada ısıl işlem sıcaklığının artması ile tav süresi kısalsa bile aktifleşme miktarı artmaktadır.

Anodik polarizasyon incelemelerinin sonucunda DS yöntemi ile üretilen alaşımların oyuklanma potansiyeli İMD yöntemi ile üretilenlere göre daha katodiktir. Ancak bunun sebebi alaşım elementi içeriklerindeki farklılıktan kaynaklandığı düşünülmektedir. Histerisisler incelendiğinde İMD yöntemi numunelerinin histerisisleri daha dardır, bunun sebebi oyukların daha kolay tekrar pasifleşme eğilimidir. Isıl işlemin etkisi İMD yöntemiyle üretilen numunelerde histerisislerde küçülmeye ve oyuklanma potansiyelinde negatif yönde minimal bir kaymaya sebep olurken DS eşlenikleri için ısıl işlem uygulanmış olanların histerisislerinde genişlemekte ve oyuklanma potansiyellerinde anodik yönde kaymaya sebep olmaktadır.

GDOES incelemeleri oksit filminde H22 kondisyonunda İMD numunesinin Mg miktarının daha fazla olduğunu göstermektedir. Mg miktarındaki farkın sebebi İMD yönteminde uygulanan ara tavidir. Oksit filminde ısıl işlem etkisiyle meydana gelen kompozisyonel değişimler 350° C’de ve 450° C’de tavlanan numuneler incelenerek ortaya konmuştur. DS yöntemi ile dökülen 5754 alaşımında ısıl işlem sonrası oksit filminde oluşan Mg zenginleşme oranı İMD numunesinde gerçekleşenden 4 kat kadar daha fazladır. Mg dışında oksit filminin yapısına Fe, Cu ve Pb katılmaktadır, ancak Mn matriste kalmaktadır. Isıl işlem ile özellikle Cu ve Fe miktarı artsada bu artış Mg kadar olmadığı görülmüştür.

İMD yöntemi ile üretilen 5754 alüminyum alaşımlarının oyuklanma korozyonuna karşı performanslarının iyileştirilmesi, üretim sonrası 250° C ile 450° C arasında 4 saatten fazla bir sürede tavllanmasıyla mümkün olabilir. İki döküm yöntemi arasında, yukarıda izah edilen farklar dikkate alınırsa, mekanik özelliklerden makul ölçülerde ödün verilebilecek şartlarda, İMD yöntemi ile dökülen alaşımlar tercih edilmelidir. Bu tercihin yapılmasındaki sebep, üretim maliyeti daha düşük olan İMD üretimini alaşımlarının ısıl işlem sonrası, korozyon özelliklerinin iyileşerek DS dökümü alaşımlara yaklaşmasıdır. Böylece ekonomik olarak uygun, gerekli korozyon direnci ve yeterli mekanik özelliklere sahip bir alüminyum alaşımı üretilir.



## KAYNAKLAR

- [1] **Smith, T.G.**, 2007: Aluminium or steel in automotive production. *Aluminium International Today*, (March/April): p. 39.
- [2] **Hirsch, J.**, 2004 Automotive Trends, *Aluminium Materials Forum*, 28: p. 15.
- [3] **Haga, T., et al.**, 2004. Twin roll casting of aluminum alloy strips. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154: p. 42-47.
- [4] **Szklarska-Smialowska, Z.** 1986: Oyukting Corrsion, *Oyukting corrossion of Aluminum, Oyukting Corrosion of Metals*, p. 3-140, National Associaton of Corrosion Engineers, Texas
- [5] **Ahmad, Z.** 2006: Oyukting corrosion, *Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control*, 1, p. 149 177, Elsevier, Oxford.
- [6] **Jones, D.A.**, 1996: Passivity, Oyukting and Crevice Corrosion, *Atmospheric Corrosion and Elevated Temperature Oxidation, Principles and Prevention of Corrosion*, p. 210-421, Eds. Kernan R., Prentice Hall, New Jersey.
- [7] **Seviç, C.**, 2002: Zırhlı muharebe araçlarında kullanılan alüminyum alaşımlarının kaynak edilmesi, *Yüzek Lisans Tezi*, İTÜ. Fen Bilimleri Ensitütüsü, İstanbul.
- [8] **Çorlu B., Dursun A., Dünder M., İnel C.**, 2008. Effects of different annealing processes on microstructural features of twin roll cast 3003 and 8006 aluminum alloys, *137th TMS Annual Meeting and Exhibition*, New Orleans, Loisiaana, USA, March 9-13
- [9] **Kurt K., Dursun A., Dilsizoğlu B., Anger G., Ürgen M.**, 2006: Comparison of the Corrosion Behavours of Twin Roll Cast and DC Cast AA 6016 and AA 6082 for Automotive Applications, TMS 2006.
- [10] **DIN Taschenbuch**, 2005, Aluminum 1, **450**, p56, Beuth, Berlin.
- [11] **Peabody, A.W.**, 2001: Definiton of Corrosion, *Control of Pipeline Corrosion*, p 1-7, National Associaton of Corrosion Engineers, Texas
- [12] **Alexander D.T.L., Greer A.L.**, 2002. Solid-state Intermetallic Phase Transformations in 3XXX Aluminum Alloys, *Acta Materilia* **50** p 2571-2583.
- [13] **Vargel C.**, 2004: *Corrosion of Aluminum*. Elsevier, Boston.
- [14] **Zamin M.**, 1981. The Role of Mn in the Corrosion Behavior of Al-Mn Alloys., *National Association of Corrosion Engineers*, **37**, No. 11, p. 627-632
- [15] **Nişancıoğlu K.**, 1990: Electrochemical Behavoir of Aluminum-Base Intermetallics Containing Iron, *National Association of Corrosion Engineers*, **137**, No. 1, p. 69-677

- [16] **Zhu H., Zhang X, Couper M.J., Dahle A.K.**, 2008: Effect of Primary Intermetallic Particles on Surface Microstructure and Appearance of Aluminum Extrusions, *Materials Chemistry and Physics*, **113** p 401-406
- [17] **Barbucci A., Cabot P.L., Bruzzone G., Cerisola G.**, 1998: Role of Intermetallics in the Activation of Al-Mg-Zn Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*. 268 p. 295-301
- [18] **Warmuzek M., Mrowka G., Sieniawski J.**, 2004: Influence of the Heat Treatment on the Precipitation of the Intermetallic Phases in Commercial AlMn1FeSi Alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 158 p. 624-632
- [19] **Buchheit R.G., Boger R.K. Carroll M.C., Leard R.M., Paglia C., Searles J.L.**, 2001. The Electrochemistry of Intermetallic Particles and Localized Corrosion in Al Alloys, *JOM*, July p. 29-33
- [20] **Büyükbaş F.**, 2001. Çift Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilmiş AA3003 Alaşım Alüminyum Levhalarda Proses Parametrelerinin Özelliklere Etkisi, *Yüksek Lisans Tezi*, İTÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
- [21] **Birol Y.**, 2009. Response to Annealing Treatment of a Twinroll Cast Thin AlFeMnSi Strip, *Journal of Materials Processing Technology*, **209** p. 506-510
- [22] **Vreeman C.J., Scholz J.D., Krane M.J.M.**, 2002 Direct Chill Casting of Aluminum Alloys: Modelling and Experiments on Industrial Scale Ingots, *ASME* **124** p. 947-953
- [23] **Gras Ch., Meredith M., Hunt J.D.**, 2005. Microstructure and Texture Evolution after Twin Roll Casting and Subsequent Cold Rolling of Al-Mg-Mn Aluminum Alloys *Journal of Materials Processing Technology*, **169** p. 156-163
- [24] **Url-1** <[http://www.atgroup.com.ve/images/partners/esiGroup/Calcosoft\\_p.jpg](http://www.atgroup.com.ve/images/partners/esiGroup/Calcosoft_p.jpg)>, alındığı tarih 22.02.2010
- [25] **Birol Y.**, 2008: Thermo Mechanical Processing of a Twin-Roll Cast Al-1Fe-0.2Si Alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, **202** p. 564-568
- [26] **Afseth A., Nordlien J.H., Scamans G.M., Nişancıoğlu K.**, 2001: Influence of Heat Treatment and Surface Conditioning on Filiform Corrosion of Aluminium Alloys AA3005 and AA5754, *Corrosion Science*, **43** p. 2359-2377
- [27] **Afseth A., Nordlien J.H., Scamans G.M., Nişancıoğlu K.**, 2001: Effect of Heat Treatment on Filiform Corrosion of Aluminium Alloy AA3005, *Corrosion Science*, **43** p. 2359-2377

## ÖZGEÇMİŞ

**Ad Soyad:** Can AKYIL

**Doğum Yeri ve Tarihi:** İstanbul 19.01.1984

**Adres:** Yeni Levent Oyak Sitesi 41. Blok No.12, Beşiktaş, İstanbul

**Akademik:** 2003 yılında Avusturya Lisesinden mezun olup, aynı yıl girdiği İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2007 yılında mezun oldu. Aynı yıl İstanbul Teknik Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü İleri Teknolojiler Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programında Yüksek Lisans yapmaya hak kazandı. Burada öğrenimi sürecinde TEYDEB'in ikiz merdane döküm teknolojisi ile üretilen 1000, 3000, 7000, 8000 ve otomotiv endüstrisinde kullanılan 5000 ve 6000 Serisi Alüminyum Alaşımlarının korozyon davranışlarının incelenmesi isimli projesinde araştırmacı olarak ASSAN Alüminyum bünyesinde çalıştı.