

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SICAK DALDIRMA YÖNTEMİYLE ALUMİNYUM KAPLANAN 316Ti
KALİTE PASLANMAZ ÇELİĞİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN MİKRO ARK
OKSİDASYON İŞLEMİYLE GELİŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Cengizhan TAŞLIÇAY

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

ARALIK 2017

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SICAK DALDIRMA YÖNTEMİYLE ALUMİNYUM KAPLANAN 316Ti
KALİTE PASLANMAZ ÇELİĞİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN MİKRO ARK
OKSİDASYON İŞLEMİYLE GELİŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Cengizhan TAŞLIÇAY
(506131411)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN

ARALIK 2017

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506131411 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Cengizhan TAŞLIÇAY, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “SICAK DALDIRMA YÖNTEMİYLE ALUMİNYUM KAPLANAN 316Ti KALİTE PASLANMAZ ÇELİĞİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN MİKRO ARK OKSİDASYON İŞLEMİYLE GELİŞTİRİLMESİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Erdem ATAR
Gebze Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : 15 Kasım 2017
Savunma Tarihi : 14 Aralık 2017





Eşime,



ÖNSÖZ

Bu yüksek lisans tezinde, lisans eğitimi sırasında malzeme mühendisliği ve makina mühendisliği programlarında edinilen bilgilerin bir arada kullanılması olanağı elde edilmiştir. Bu çalışma sayesinde hem mikro ark oksidasyon hem de sıcak daldırma ile alüminyum kaplama hakkında detaylı bilgiler edinilerek bu tez kapsamında mikro ark oksidasyon işleminin uygulanması zor olan çelik malzemelere alternatif bir yöntemle kolaylıkla uygulanabileceği gösterilmiştir.

Öncelikle Sayın Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN'a yapmış olduğum tez konusuna beni yönlendirmesi, tez boyunca yapmış olduğu gözetim, öneri ve katkıları için teşekkürlerimi sunarım. Bununla beraber hem laboratuvar çalışmalarında hem de tez çalışması sırasındaki yönlendirmelerinden dolayı Araş. Gör. Yakup YÜREKTÜRK ve Uzm. Faiz MUHAFFEL'e teşekkür ederim. Ayrıca kaplamaların elemental analiz çalışmalarındaki desteklerinden dolayı Polonya Krakow'da bulunan AGH Üniversitesi'nden Dr. Grzegorz CEMPURA'ya ve Prof. Dr. Aleksandra CZYRSKA-FILEMONOWICZ'e teşekkür ederim.

Son olarak bütün eğitim hayatım boyunca beni sürekli destekleyen en başta çok değerli eşim Dr. Ceylan ALTINTAŞ TAŞLIÇAY'a, anne, baba ve kardeşlerime minnetlerimi sunarım.

Aralık 2017

Cengizhan TAŞLIÇAY
(Malzeme Mühendisi, Makina Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET	xvii
SUMMARY	xix
1. GİRİŞ	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER	5
2.1 Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi	6
2.2 Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması	7
2.2.1 Ferritik paslanmaz çelikler	8
2.2.2 Östenitik paslanmaz çelikler	10
2.2.3 Martensitik paslanmaz çelikler	12
2.2.4 Dupleks paslanmaz çelikler	13
2.2.5 Çökelmeyle sertleşen paslanmaz çelikler	13
2.3 Paslanmaz Çeliklerin Karakteristik Özellikleri	14
2.4 Paslanmaz Çeliklerdeki Alaşım Elementlerinin Etkisi	16
3. ALÜMİNYUM KAPLAMA YÖNTEMLERİ	19
3.1 Kutu Yöntemiyle Alüminyum Kaplama	20
3.2 Püskürtme Esaslı Alüminyum Kaplama	20
3.3 Vakum Esaslı Alüminyum Kaplama	20
3.4 Gaz Alüminyumlama	21
3.5 Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi (PVD) ile Alüminyum Kaplama	21
3.6 Giydirme.....	22
3.7 Elektrolitik Alüminyum Kaplama	22
3.8 Elektroforez	23
3.9 Sıcak Daldırma ile Alüminyum (SDA) Kaplama	23
3.9.1 Sıcak daldırma alüminyum kaplama işlemi	24
3.9.2 İntermetalik fazların oluşum mekanizmaları	28
3.9.3 Alüminyum kaplı çeliklerin özellikleri	35
3.9.4 Sıcak daldırma alüminyum kaplama işlemiyle ilgili uygulama örnekleri	37
4. MİKRO ARK OKSİDASYON.....	43
4.1 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi	44
4.1.1 Mikro ark oksidasyon işleminde kullanılan donanım	46
4.1.2 Mikro ark oksidasyon işleminin uygulama alanları	47
4.2 Mikro Ark Oksidasyon İşleminin Avantaj ve Dezavantajları	49
4.3 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi Uygulanabilen Malzemeler	50
4.4 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi Uygulama Örnekleri	50
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	55
5.1 Numune Hazırlama İşlemleri	55
5.2 Sıcak Daldırma Yöntemiyle Alüminyum Kaplama İşlemi	55

5.3 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi	56
5.4 Yüzeyin Yapısal ve Morfolojik Karakterizasyonu	57
5.5 Aşınma Deneyleri.....	57
5.6 Korozyon Deneyleri	59
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME	61
6.1 Yapısal Karakterizasyon Çalışmaları	61
6.2 Kaplama Yüzeyi ve Kesitinin Karakterizasyonu	66
6.3 Sertlik Deneyi Sonuçları.....	73
6.4 Aşınma Deneyi Sonuçları.....	74
6.5 Korozyon Deneyi Sonuçları	78
7. GENEL SONUÇLAR	83
KAYNAKLAR.....	87
ÖZGEÇMİŞ.....	93



KISALTMALAR

AISI	: American Iron and Steel Institute
ASTM	: American Society for Testing and Materials
DIN	: Deutsches Institut für Normung
EDS	: Enerji Dağılım Spektrometresi
HA	: Hidroksiapatit
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
İTÜ	: İstanbul Teknik Üniversitesi
ISO	: International Organization for Standardization
MAO	: Mikro Ark Oksidasyon
NF	: Norme Française
PEO	: Plazma Elektrolitik Oksidasyon
PVD	: Fiziksel Buhar Biriktirme
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
TS	: Türk Standardı
USA	: United States of America
XRD	: X-Işınları Difraksiyonu
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 3.1 : Fe-Al sistemindeki intermetalik fazların oluşum serbest enerji denklemleri	29
Çizelge 3.2 : Ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma hızı değerleri	41
Çizelge 5.1 : Numunelere uygulanan kaplama parametreleri.....	55
Çizelge 6.1 : Kaplama kesiti boyunca farklı noktalardaki element konsantrasyonları.....	65
Çizelge 6.2 : Tüm kaplama koşullarındaki SDA ve MAO tabakası kalınlık değerleri.	72
Çizelge 6.3 : Kaplama bölgelerinin mikrosertlik değerleri (HV _{0,025}).	73
Çizelge 6.4 : Farklı kaplama koşullarında aşınma izinin genişliği ve derinliği ile aşınma hızı ve relatif aşınma direnci değerleri.	74
Çizelge 6.5 : İşlem görmemiş altlık malzemesi ve farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin E _{corr} , β _a , β _c , i _{corr} ve R _p değerleri.	81



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Bazı paslanmaz çelik türlerinin mikroyapıları.....	7
Şekil 2.2 : Schaeffler ve DeLong diyagramları.....	8
Şekil 2.3 : Sektörde en çok kullanılan ferritik paslanmaz çeliklerin içerdiği alaşım elementleri	9
Şekil 2.4 : Sektörde en çok kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin içerdiği alaşım elementleri	11
Şekil 2.5 : Demir – Krom ikili denge diyagramı	15
Şekil 2.6 : Katılaşma faz sınırlarını da içeren WRC-1992 Diyagramı	16
Şekil 3.1 : Banyo havuzundaki alaşım elementlerinin ara tabaka kalınlığına etkisi	27
Şekil 3.2 : Demir – Alüminyum ikili denge diyagramı	29
Şekil 3.3 : Katı demir – sıvı alüminyum arasındaki etkileşiminin şematik gösterimi	31
Şekil 3.4 : Üç adet Fe_2Al_5 birim hücresinin birbiri üzerine dizilmiş paterni	32
Şekil 3.5 : Alüminyum kaplamanın ilerleme mekanizması.	33
Şekil 3.6 : Ara tabaka sınırında oluşan geçiş reaksiyonları	34
Şekil 3.7 : Kaplanmış çeliğin farklı pH değerlerindeki çözeltilerdeki korozyon direnci.....	36
Şekil 3.8 : 765°C sıcaklıkta 300 saniye boyunca kaplanmış numunenin kesitinin SEM fotoğrafı	38
Şekil 3.9 : Fe – Al ikili denge diyagramı	39
Şekil 3.10: Şematik olarak Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ intermetaliklerin oluşum mekanizmaları (a-d) Al-Mg-Si banyosunda, (e-h) saf Al banyosunda ...	40
Şekil 4.1 : Mikro ark oksidasyon işlemi adımları	45
Şekil 4.2 : Mikro ark oksidasyon işleminde kullanılan donanımın şematik gösterimi	46
Şekil 4.3 : Farklı voltajlardaki MAO numunelerinin yüzey morfolojileri; (a) 350, (b) 400, (c) 450, (d) 500 V	51
Şekil 4.4 : Q235 çeliğine uygulanan SDA-MAO işlemleri sonrası kesit boyunca sertlik dağılımı	52
Şekil 4.5 : Seramik kaplamanın XRD paterni.....	53
Şekil 4.6 : Kaplanmış ve kaplanmamış numunelerin 0.5 M NaCl çözeltisi içerisindeki polarizasyon eğrileri	53
Şekil 4.7 : (a) 30 dakika, (b) 90 dakika ve (c) 120 dakika MAO işlemi uygulanması sonrası kaplamaların kesit görüntüleri	54
Şekil 5.1 : Mikro ark oksidasyon cihazı.	56
Şekil 5.2 : Deneysel çalışmalarda kullanılan taramalı elektron mikroskopu (SEM).....	57
Şekil 5.3 : Deneysel çalışmalarda kullanılan aşınma deney cihazı.....	58
Şekil 5.4 : Aşınma iz profilinin şematik gösterimi.	58

Şekil 6.1 : (a) 700C-5DK-450V, (b) 700C-5DK-500V, (c) 700C-10DK-450V, (ç) 700C-10DK-500V, (d) 700C-20DK-450V, (e) 700C-20DK-500V koşullarında yapılan kaplamaların XRD paternleri.....	62
Şekil 6.2 : (a) 800C-5DK-450V, (b) 800C-5DK-500V, (c) 800C-10DK-450V, (ç) 800C-10DK-500V, (d) 800C-20DK-450V, (e) 800C-20DK-500V koşullarında yapılan kaplamaların XRD paternleri.....	62
Şekil 6.3 : (a) 700C-10DK (b) 800C-10DK koşullarında kaplama yapılmış numunelerin zımparalama işlemi sonrası XRD paternleri.	63
Şekil 6.4 : Kaplama kesitinin SEM fotoğrafı ve çizgisel EDS analizi.....	64
Şekil 6.5 : Noktasal EDS analizinin gerçekleştirildiği konumlar	65
Şekil 6.6 : (a) 700C-5DK-450V, (b) 700C-10DK-450V, (c) 700C-20DK-450V, (ç) 700C-5DK-500V, (d) 700C-10DK-500V, (e) 700C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin yüzeyinin SEM fotoğrafları.....	66
Şekil 6.7 : (a) 800C-5DK-450V, (b) 800C-10DK-450V, (c) 800C-20DK-450V, (ç) 800C-5DK-500V, (d) 800C-10DK-500V, (e) 800C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin yüzeyinin SEM fotoğrafları.....	67
Şekil 6.8 : SDA ve MAO işlemleri sonrası oluşan tabakalar (700C-5DK-450V).....	68
Şekil 6.9 : (a) 700C-5DK-450V, (b) 700C-10DK-450V, (c) 700C-20DK-450V, (ç) 700C-5DK-500V, (d) 700C-10DK-500V, (e) 700C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin kesitinin SEM fotoğrafları.....	69
Şekil 6.10 : (a) 800C-5DK-450V, (b) 800C-10DK-450V, (c) 800C-20DK-450V, (ç) 800C-5DK-500V, (d) 800C-10DK-500V, (e) 800C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin kesitinin SEM fotoğrafları.....	70
Şekil 6.11 : 700°C ve 800°C sıcaklıklarda ve 5, 10 ve 20 dakika süreyle yapılan SDA işlemi sonrası SDA tabakasının kalınlık değerleri	71
Şekil 6.12 : 700°C ve 800°C sıcaklıklarda ve 5,10 ve 20 dakika süreyle yapılan SDA işlemi sonrası 450 ve 500 V’da yapılan MAO işlemiyle elde edilen tabakaların kalınlık değerleri	72
Şekil 6.13 : Farklı kaplama koşullarına ait relatif aşınma dirençleri	75
Şekil 6.14 : Farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin aşınma deneylerinde kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısının değişimi	76
Şekil 6.15 : (a) Kaplamasız altlık malzemesi 316Ti, (b)700C-10DK ve (c) 800C-10DK koşullarında SDA işlemi uygulanmış numunelerin aşınma izinin SEM fotoğrafları	77
Şekil 6.16 : (a) 700C-10DK-450V, (b) 700C-10DK-500V, (c) 800C-10DK-450V, (ç) 800C-10DK-500V koşullarında MAO işlemi uygulanmış numunelerin aşınma izinin SEM fotoğrafları	78
Şekil 6.17 : Herhangi işlem uygulanmamış altlık malzemesi ve farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.	80

SICAK DALDIRMA YÖNTEMİYLE ALUMİNYUM KAPLANAN 316Ti KALİTE PASLANMAZ ÇELİĞİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN MİKRO ARK OKSİDASYON İŞLEMİYLE GELİŞTİRİLMESİ

ÖZET

Gelişmekte olan teknolojiler incelendiğinde son zamanlarda malzeme üzerine çalışmaların yoğunlaştığı görülmektedir. Bu noktada ise çok farklı malzeme gruplarına ait özelliklerin birarada barındıran tek bir malzemeye olan gereksinim ortaya çıkmaktadır. Bazı mühendislik uygulamalarında hem çelik malzemeler kadar kolay şekillenebilen ve tok, hem de seramik malzemeler kadar korozyon ve aşınma dayanımı yüksek olan bir malzemeye ihtiyaç duyulmaktadır.

Yüzey işlemleri bir malzemede olmayan bir özelliği o malzemeye kazandırmanın bir yöntemidir. Yüzey işlemleri sayesinde uygulama yapılan malzemeye, sahip olmadığı bir özellik kazandırılmakta veya sahip olduğu bir özellik geliştirilmektedir. Bu açıdan bakıldığında yukarıda belirtilen hem metal malzemenin hem de seramik malzemenin özelliği tek bir malzemede olabilir.

Hem metal malzemelerin hem de seramik malzemelerin özelliklerine sahip bir malzemenin ortaya çıkarılabilmesi için çok değişik yöntemler mevcuttur. Bu yöntemlerden biri, metalik malzemelere seramik kaplama uygulanmasıdır. Malzeme istenilen şekle getirildikten sonra yüzey işlemiyle istenen özellikler kazandırılmaktadır. Bu beklentiler doğrultusunda mikro ark oksidasyon (MAO) işlemi bir çok endüstriyel alanda bu tarz uygulamalara sahiptir. Ticari olarak da uygulanabilirliği yaygın ve yakın gelecekte yüksek bir potansiyele sahip bir uygulamadır.

Bu çalışma kapsamında sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanmış paslanmaz çeliklere mikro ark oksidasyon işlemi uygulanarak yüzey özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Öncelikli olarak paslanmaz çelik numune sıcak daldırma yöntemiyle tüm dış yüzeyleri alüminyum ile kaplanmış ve sonrasında mikro ark oksidasyon yöntemiyle oksit tabaka oluşturularak morfolojik ve mekanik özelliklerini geliştirmek hedeflenmiştir. Hem sıcak daldırma hem de mikro ark oksidasyon işlemi uygulanarak hibrit bir teknoloji oluşturulmaya çalışılmıştır. Bu noktada hibrit bir teknoloji kullanılmasının amacı MAO işleminin direk olarak çelik malzemelere uygulanmasının zor olmasıdır. Ara işlem olmaksızın uygulandığı bazı çalışmalar olsa da tam olarak başarılı sonuç alındığı tartışmalıdır. MAO uygulaması Al, Mg, Ti gibi valf metaller olarak adlandırılan malzemelere ara işlem olmaksızın uygulanabilmektedir.

Paslanmaz çelik malzeme grubundan korozyona dayanımı ve yüksek sıcaklıklarda çalışma sıcaklığından dolayı AISI 316Ti malzeme tercih edilmiştir. Sıcak daldırma yönteminde sıcaklık ve süre, mikro ark oksidasyon yönteminde ise uygulanan voltaj

değeri değiştirilerek bu faktörlerin yüzeyin yapısal, morfolojik, mekanik ve korozyon mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir.

Mikro ark oksidasyon işleminde elde edilen numunelerin yüzey karakterizasyonu, mikro ve makro ölçekte yüzey incelemeleri, kesit incelemeleri, yüzeyden ve kesitten olmak üzere X-ışınları analizi, aşınma ve korozyon deneyleri ile gerçekleştirilmiştir. En dış yüzeydeki ve ara tabakadaki fazların belirlenmesi için X-ışını difraksiyon analizleri yapılmıştır. Aşınma ve korozyon deneyleri de ilgili cihazlarda gerçekleştirilmiştir.



IMPROVEMENT OF SURFACE PROPERTIES OF HOT-DIP ALUMINIZED 316Ti GRADE STAINLESS STEEL BY USING MICRO ARC OXIDATION PROCESS

SUMMARY

Micro arc oxidation (MAO) is a surface modification technique that transforms surfaces of valve metals such as Al, Mg, Ti, etc. into ceramic coatings. It is also known as plasma electrolytic oxidation (PEO), micro plasma oxidation and spark anodizing. In general, it is considered to be inexpensive and simple processing technique. However, steel substrate materials are not favorable to use directly for surface modifications. In order to use the advanced surface modification technology for steel surface, researchers have tried to use indirect ways to get ceramic coatings on steels. For instance, MAO process was performed after hot-dipping or arc spraying aluminum layer on steel surfaces was produced. Compared to the arc-sprayed aluminum layer, the hot-dip aluminum layer has higher bond strength to steel surfaces because of the metallurgical bonding between the aluminum layers and the steel substrate. Therefore, the hybrid method of micro-arc oxidation after hot-dipping aluminizing (SDA) is very promising to prepare protective composite ceramic coatings on the steel surface.

A lot of conventional surface techniques such as arc spraying, hot-dip aluminum, and plasma sputtering aluminum are applied to employ aluminum layer on steel to act as anodic barrier layers. When hot-dipped aluminum layer is compared to arc sprayed aluminum layer, it has higher bonding strength to steel substrate thanks to metallurgical bonding. Therefore, the hybrid method of SDA before MAO has a promising future surface modification technology on steel substrates.

Firstly, MAO method is described in details. The effective factors of MAO process are voltage, current density, electrolyte, duty cycle and processing time in order to fabricate ceramic coating. These factors have a lot of advantages to change surface properties easily and produced as required. It is an oxidation process which contains basically anodic oxidation.

The anodic oxidation cells are composed of anode, cathode, electrolyte and power supply. While the cathode material is stuck to the negative electrode, the anode material insert positive electrode in oxidation. In MAO process, sparks are seen obviously on the substrate material of anode when the breakdown voltage is overpassed. At the beginning of MAO process, the temperature of sparks increases high temperature such 10^4 K. After then, due to electrochemical reactions between cathode and anode material, oxidation reactions occur on the surface of the anode. In the course of growing oxide layer, molten material coming from discharge channels freezes on oxide layer. Therefore, it gets thicker with increasing oxidation duration.

Hot-dip aluminizing process is widely utilized for coating aluminum and its alloys on steels. The method involves dipping of steel samples into molten aluminum or its alloys, at a fixed temperature, for a specific period of time. In hot-dip aluminizing, the Al/steel interface consists of Al-rich intermetallics compounds of Fe_2Al_5 and FeAl_3 in general. These intermetallics compounds are brittle and brought about cracking and peeling while bending and machining. It is always desirable to keep the minimum intermediate compound layer as the intermetallic alloys in this layer are very brittle in nature.

Hot-dip aluminizing is also the popular surface modification technology for protection of iron-base materials. In the literature review, many studies on aluminum coatings by hot-dip process are published. The process of hot-dip coating formation should rather be regarded as a type of controlled corrosion process. This idea as a starting point for further research, it focuses on phenomena and processes occurring in the Fe-Al interface.

In hot-dip aluminizing process, commercially pure aluminum is poured into stainless steel crucible. Hot dip furnace is heated up to 700 °C to melt aluminizing bath. Aluminizing was carried out at 700 and 800 °C for 5, 10 and 20 minutes. After aluminizing process, MAO process was applied to the aluminized steel in an alkaline electrolyte to generate a hard ceramic coating at the surface. The electrolytic solution is mainly composed of NaAlO_2 (15 g/L) prepared with deionized water and KOH (2 g/L). The micro arc oxidation parameters are positive and negative voltages of 450 V⁺/80 V⁻ and 500 V⁺/90 V⁻ and oxidation time of 5 minutes.

Microstructural and morphological characterizations of the coating were conducted by cross-sectional optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) examinations, respectively. Successive application of these two techniques results in the formation of three-layer coating at the surface, namely, a Fe-Al intermetallic rich inner layer close to the substrate, an aluminium rich intermediate layer and an alumina top layer. The ceramic coatings exhibits a typical porous morphology of the MAO process. The surface has a lot of micro-cracks. It is attributed that the development of such defects in the MAO coatings is due to the thermal stresses during the coatings evolution, which are resulted from melting–solidifying and discharging, and some other fast heating–cooling processes all over the growth process of the ceramic coatings.

Acquired phases at the surface were qualitatively identified by X-ray diffraction analyses. The constituent phases of intermetallic layer in the dipping state consisted of Al, FeAl_3 and Fe_2Al_5 compounds. At relatively low dipping temperatures, the proportion of FeAl_3 is higher than Fe_2Al_5 , but with increasing dipping temperature, the amount of Fe_2Al_5 increased. The micro arc oxidation ceramic coating of aluminized 316Ti grade stainless steel in NaAlO_2 electrolytic solution is mainly composed of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ and Al. Micro hardness measurements were performed on the cross-sectional of MAO coating sample. Hardness tests reveal that the microhardness of substrate material is 214 HV_{0.025}, aluminized coating is 51 HV_{0.025} and MAO coating 1043 HV_{0.025}, respectively. The microhardness of the ceramic coating is almost five times as that of the uncoated substrate material.

The corrosion resistances of 316Ti grade stainless steel before and after micro arc oxidation and hot-dip aluminizing were tested through Gamry Reference 600 electrochemical corrosion testing system. At the room temperature of 24°C, the corrosive medium is 3.5 wt. % NaCl solutions, reference electrode is saturated calomel

electrode, auxiliary electrode is Pt electrode, and corrosion time is 1.5 h. The corrosion resistance of aluminized 316Ti grade stainless steel surface is obviously improved in comparison with the substrate material and MAO samples. The electrochemical corrosion experiment shows that the corrosion resistance of aluminized material is improved by two times comparing with the substrate material.

Moreover, the friction coefficient of original and coated substrate on a reciprocating sliding tribometer. The friction coefficients versus sliding time for the coated and uncoated samples were plotted. The curves show that the friction coefficient for MAO sample was in the range of 0.25 to 0.35, whereas this value was approximately 0.45 for the aluminized sample, and the latter was more stable. Lower friction of the coated sample may be attributed to the worm structure of the MAO coating. The high hardness of the coatings was favorable to the better wear resistance. Moreover, the dense structure of the layer might considerably improve the load-bearing capacity of the coatings. The wear tests at dry sliding conditions showed that MAO'ed surface on aluminized layer exhibited superior wear resistance while sliding against alumina counter-material.



1. GİRİŞ

Gelişen teknolojiyle beraber son yıllarda metal malzemelerin kullanım ömrü ve maliyeti açısından çok fazla çalışmalar yapılmaktadır. Kullanım ömrünü daha da uzatabilmek adına yapılan çalışmaların arasında yüzey işlemleri de yer almakta ve gittikçe önem kazanmaktadır. Özellikle mühendislik malzemeleri arasında yer alan çelik malzemeler çok iyi mekanik özellikler göstermesine karşın seramik malzemeler kadar aşınma ve korozyon dayanımına sahip değildirler. Bu açıdan bakıldığında çelik malzemelerin seramik malzemelere benzer dayanımlar gösterebilmesi için yüzey işlemlerinden biri veya birkaçının uygulanması bir çözüm olarak karşımıza çıkmaktadır. Diğer bir açıdan bakılacak olursa bu olay, plastik olarak kolay şekillenebilir ve genel anlamda tok olan malzeme olarak tanımlanan metaller ile korozyon ve aşınma direnci yüksek malzemeler olan seramiklerin birleştirilmesiyle en ideal kullanım özelliklerine sahip malzemelerin ortaya çıkarılmasıdır.

Hem metal malzemelerin hem de seramik malzemelerin özelliklerine sahip bir malzemenin ortaya çıkarılabilmesi için çok değişik yöntemler mevcuttur. Bunlardan en popüler olanı metalik malzemelerin yüzeylerinde seramik kaplama oluşturulmasıdır. Temel olarak kullanılmak istenen malzeme uygun geometri değerlerine sahip olduktan sonra yüzey işlemiyle istenen özellikler kazandırılmaktadır. Bu beklentiler doğrultusunda mikro ark oksidasyon (MAO) yöntemi bir çok endüstriyel alanda bu tarz uygulamalara sahiptir. ticari olarak da uygulanabilirliği yaygın ve yakın gelecekte yüksek bir potansiyele sahip bir uygulamadır [1].

MAO yöntemi, yüzeyde oksit tabakası oluşturarak numunenin hem aşınma hem de korozyon direncini artırmak için oldukça etkili bir yöntemdir. Bu yöntem genel olarak bakıldığında elektrokimyasal kullanılması ve anot metal yüzeyini oksitleyerek sertleştirilmesinden dolayı anodik oksidasyon yöntemine oldukça benzemektedir. Fakat bu yöntemde daha yüksek enerji ile çalışmaktadır. Bu işlem sayesinde numune yüzeyinde mikro boyuttadeşarj kanalları açılarak oksitleme işlemi gerçekleştirilmektedir. MAO prosesi genellikle valf metaller ve alaşımlarının yüzeyi

üzerinde seramik kaplama oluşturan bir prosestir. Al, Mg, Ta, W, Zn ve Zr valf metal grubu içerisinde yer almaktadır. Son yıllarda başta otomotiv sektörü olmakla beraber uzay ve elektronik endüstrisinde hafif metallerin (Al, Ti, Mg) alaşımlarının kullanımı artmaktadır. Bu durumun başlıca sebepleri düşük yoğunluk, çok iyi mekanik özellikler, kolay işlenebilirlik, iyi dökülebilirlik ve geri dönüşüme mümkün olmasıdır. Kullanılan sektöre göre hafif metaller ve alaşımlarından yapılan ürünlerin çalışma sırasında korozyon ve aşınma nedeniyle kullanım ömürlerinin kısalması kaçınılmazdır [2].

Bahsi geçen hafif metallerin aksine yoğunluk olarak daha yüksek değere sahip paslanmaz çelikler de endüstriyel bir çok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. Paslanmaz çelikler, temel anlamda korozyona karşı dirençli olmalarından dolayı tercih edilmektedirler. Paslanmaz ismini, içerisinde en az % 12 Cr bulundurmasından dolayı almaktadır. Paslanmaz çeliklerin korozyon direnci, çok yoğun ve koruyucu bir krom oksit tabakasına dayanmaktadır. Bu tabaka oldukça ince ve pasif bir yüzeydir. Korozyona karşı dayanıklı hale getiren bu yapının anlamı şu şekilde ifade edilmektedir; Bu tabaka kırıldığında malzeme bölgesel olarak korozif saldırıya uğrar ve bu bölge aktif duruma gelerek metalin korozyonu devam eder. Bu sebeple oyuklanma ve çatlak korozyonu, gerilmeli korozyon çatlaması ve tane sınırı korozyonu gibi bölgesel korozyon tipleri genel korozyondan daha kritik bir konuma sahiptir [3].

Paslanmaz çelik malzeme grubu altında yer östenitik paslanmaz çelikler en çok tercih edilen paslanmaz çelik grubudur. AISI 304 ve AISI 316 östenitik paslanmaz çelikleri en önemli olanlarındandır. 304 serisinin kimyasal bileşiminde % 18 Cr ve % 10 Ni bulunmakta ve bu tür paslanmaz çelikler oldukça iyi korozyon direnci göstermektedir. 316 serisi ise % 17 Cr - % 12 Ni - % 2 Mo içermekte ve 304 serisinin yetersiz kaldığı daha korozif ortamlarda daha yüksek korozyon direnci göstermektedir. 316Ti paslanmaz çeliği ise titanyum alaşım elementi ile stabilize edilmiştir. 316 serisine göre daha iyi mekanik özellikler göstermenin yanında titanyum takviyesi sayesinde tanelerarası korozyon riskini de azaltmaktadır. Tane sınırında krom karbürlerin çökmesi yerine titanyum karbonitrürler çökerek tanelerde krom fakirleşmesinin önüne geçilmektedir. Bu sayede tanelerdeki krom miktarı korunarak tanelerarası korozyon riski azaltılmaktadır [3].

Korozyon açısından yüksek dayanıma sahip olan paslanmaz çeliklere daha iyi korozyon dayanımı ve bunun yanında aşınma dayanımında artış ve daha yüksek sıcaklıklarda çalışma özelliklerinin kazandırılması için mikro ark oksidasyon işlemi uygulanabilir. Daha önceki paragraflarda da belirtildiği gibi bu yöntemle, plastik olarak kolay şekillenebilen ve tok bir malzemeye, korozyon ve aşınma direnci yüksek bir malzeme özelliği eklenebilir. Ancak mikro ark oksidasyon işlemi direk olarak çelik malzemelere uygulanamamaktadır. Bu sorunu çözmek için literatürde farklı yöntemler mevcuttur. Yöntemlerden biri mikro ark oksidasyon işlemi öncesinde farklı bir kaplama uygulanarak mikro ark için uygun bir yüzeyin elde edilmesidir. Bunun için elektrik ark püskürtme ve sıcak daldırma ile alüminyum kaplama (SDA) yöntemleri literatürde yer almaktadır [4].

Çelik malzemelerin alüminyum ile kaplanması için birçok yöntem geliştirilmiştir. Endüstriyel açıdan bakıldığında daha hızlı, daha basit ve daha ekonomik olmasından dolayı sıcak daldırma yöntemi tercih edilmektedir. Sıcak daldırma işlemi sırasında demir ile alüminyum arasında gerçekleşen difüzyon mekanizması sonucunda Fe-Al intermetalik alaşım tabakası oluşmaktadır. Oluşan bu intermetalik alaşım tabakasının kalınlığına etki eden önemli parametreler, banyo sıcaklığı, daldırma süresi ve kaplanan çeliğin ve daldırılan banyonun kimyasal bileşimidir [5]. Bu yöntemle kaplanan çelikler yüksek korozyon direnci göstermektedir. Kaplanmış çelik numunelerin üzerindeki dış koruyucu kaplamanın mikroyapısı daldırılan banyo ile benzerdir. Kaplama prosesinin kinetiğine bakıldığında kaplamanın yapısı, kaplama kalınlığı, sıcak daldırma banyosu bileşimine ve kaplama yapılacak numuneye göre değişiklik göstermektedir. Özellikle otomotiv, makina imalatı ve petrokimya endüstrisinde yaygın bir kullanım alanı mevcuttur [6].

Bu çalışmada korozyon direnci oldukça yüksek olan 316Ti paslanmaz çelik altlık malzemesi kullanılacaktır. 316 serisi bu paslanmaz çelik titanyum takviyesi sayesinde yüksek sıcaklıklarda da kullanılması için uygun hale getirilmiştir. Bu altlık malzemesinin yüzey özelliklerinin geliştirilebilmesi amacıyla işlemin doğrudan uygulanamamasından dolayı, öncelikle SDA işlemi uygulanarak yüzey MAO işlemine uygun hale getirilmiştir. Kaplama işlemleri farklı değişkenlerle gerçekleştirilerek kaplamanın karakterizasyonu için çalışma yapılmıştır. Bu sayede öncelikle değişkenlerin kaplama mekanizmasına etkisi belirlenmiş, ardından yüzey özelliklerine etkisi incelenmiştir.



2. PASLANMAZ ÇELİKLER

Krom, paslanmaz çelik malzeme grubundaki malzemelere paslanmazlık özelliği veren temel alaşım elementidir. Kelime olarak kökeni incelendiğinde krom, yunanca bir kelime olup renk kelimesinden türetilmiştir. Paslanmaz çelik olarak adlandırılmasının sebebi ise bu alaşımların metalografik dağlamaya karşı dirençli olmasıdır. Bu duruma ek olarak bu malzeme grubunda yapılan geliştirme projelerinde asitlere karşı da dirençli oldukları ortaya çıkarılmıştır [7].

Paslanmaz çelik malzemelerin endüstride yaygın olarak kullanılma sebepleri; imalat kolaylığı, mekanik dayanım, yüksek ve düşük sıcaklara dayanım, korozyon direnci, hijyenik özellik, geri dönüşüm ve uzun ömürlülüktür. İmalat açısından bakıldığında hemen hemen bütün paslanmaz çelik türlerinde kaynak, sıcak ve soğuk şekillendirme, kesme ve talaşlı imalat prosesleri sırasında ciddi bir sorun oluşmamaktadır [8].

Paslanmaz çeliklere farklı bir açıdan bakıldığında genellikle soğuk şekillendirme yöntemiyle pekleştirilerek ve dayanım artışı sağlandığı görülmektedir. Dayanımın artırılması sayesinde geometrik olarak daha ince malzeme kullanılarak maliyet açısından ciddi düşüşler sağlanabilmektedir. Ayrıca bazı paslanmaz çelik gruplarına ısıtılma işlemi uygulanarak mekanik özelliklerinde iyileşme sağlanabilmektedir. Bu duruma en güzel örnek martensitik paslanmaz çeliklerdir. Paslanmaz çelik türlerinin diğer bir avantajı ise yüksek sıcaklıklarda kullanım açısından herhangi bir sorunla karşılaşılmasıdır. Bazı paslanmaz çelik türlerinde sıcaklık artışıyla beraber tufallenme ve mekanik özelliklerde ciddi bir azalma görülmemektedir [9].

Korozyon direnci paslanmaz çeliklerin en önemli avantajlarından biridir. Alaşım türlerine göre korozyon direnci çalışma koşullarına göre değişiklik göstermektedir. Yüksek alaşımlı olan paslanmaz çelik türleri asit, alkali çözeltiler ve klorür içeren ortamlarda, düşük alaşımlı paslanmaz çelik türleri ise atmosferik korozyona karşı dirençlidir. Korozyon direncinden dolayı üretilen parçaların kullanım ömürleri diğer malzeme türlerine göre oldukça uzundur ve bu sayede ekonomik malzeme olarak nitelendirilebilir [10].

2.1 Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi

Tarihsel olarak incelendiğinde 1892 yılında Hadfield tarafından % 17 Cr ve % 1 C içeren çelik malzemeler üretilmiştir ancak inceleme sırasında sülfürik asit kullanılmasından dolayı doğru sonuca ulaşamamıştır. Ferritik paslanmaz çeliklerin sülfürik aside direncinin oldukça düşük olması bu durumun temel sebebi olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu hatalı inceleme sonucunda krom alaşım elementinin korozyon direncini azalttığı yönünde hatalı bir sonuca ulaşılmıştır [11].

Metallurjik keşifler açısından bakıldığında 20. yüzyılın ilk yıllarının oldukça hareketli olduğu söylenmektedir. Bu dönemde sistemli bir şekilde demir ve karbonun etkileşimi incelenmiş ve belirlenen prensipler doğrultusunda sonuçlar endüstride uygulanmaya başlanmıştır. 1911 yılında General Electric firması tarafından kimyasal bileşiminde % 14 – 16 krom içeren demir alaşımı, flaman üretimi için kullanılmıştır. Benzer yıllarda Harry Brearley tarafından İngiltere’de Fe – Cr alaşımlarından % 12,8 krom içeren malzemeden korozyon direnci yüksek olan bazı ürünler üretilmiştir. Harry Brearley tarafından gerçekleştirilen bir deney sonrasında krom miktarının % 12 üzerinde olduğunda korozyona karşı dirençli malzemenin ortaya çıktığı sonucu çıkmıştır. Literatürde Harry Brearley paslanmaz çeliğin temelleri atan kişi olarakta bilinmekte ve bazı paslanmaz çeliklerin geliştirilmesinde katkıda bulunduğu bilinmektedir [3].

Eduard Maurer ve Benno Strauss tarafından 1912 yılında yapılan çalışmada östenitik alaşımların asitlere karşı direncinin keşfedilmesi ve uzun süreli çalışmalar sonucunda 1914 yılından itibaren Krupp, V2A ismiyle endüstriyel çapta ilk paslanmaz çelik üretimini gerçekleştirmiştir. Bu üretimin gerçekleşmesinde Maurer tarafından yapılan çalışmanın krom-karbürleri çözelti şekline getirmesinden dolayı daha sünek bir yapı elde etmesi etkili olmuştur. 1920 yılından itibaren ise üretim yöntemlerinin gelişmesi ve paslanmaz çeliğe olan talebin artması sonucunda östenitik tipte paslanmaz çelikler kimya endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır [3].

1950 yıllarında II. Dünya savaşının etkisiyle östenitik paslanmaz çeliklerin alaşım elementi olan Ni’nin temininde güçlükler yaşanmış ve bu alaşım elementi yerine Mn ve N kullanılarak AISI 200 serisi paslanmaz çelik grubu geliştirilmiştir. Benzer şekilde farklı gereksinimlerden dolayı çift fazlı (dubleks), çökelmeyle sertleşen, çok az C ve N içerikli ferritik ve süper-östenitik paslanmaz çelikler üretilmiştir. Günümüzde bu

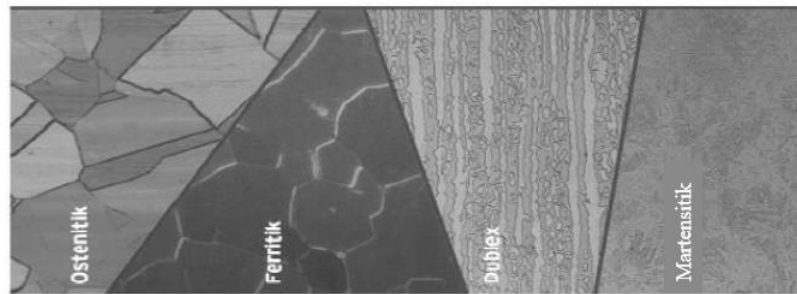
paslanmaz çelik türleri farklı amaçlar doğrultusunda yaygın bir kullanım alanına sahiptir [3].

Maddi olarak bakıldığında ise paslanmaz çelikler diğer çeliklere göre bir miktar daha pahalıdır ancak tamamıyla geri kazanımı ve çevre dostu bir malzeme olmaları ciddi avantaj sağlamaktadır. Ayrıca tasarımı yapılan parçanın ömrü dikkate alındığında, paslanmaz çeliklerin daha uzun ömürlü olmalarından dolayı daha ekonomik olduğu da ortaya çıkmaktadır [12].

2.2 Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Paslanmaz çelikler günümüzde mekanik özelliklerinden dolayı geniş bir kullanım alanına sahiptirler. Bu kadar geniş bir kullanıma sahip olan paslanmaz çelikler beş ana başlık altında gruplandırılmaktadır. Bazı paslanmaz çelik türlerine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 2.1’de gösterilmektedir. Paslanmaz çelikler içerdiği alaşım elementlerine göre farklı özellikler göstermekte ve bunlara göre sınıflandırılmaktadır. Bazı durumlarda tamamen östenitik yapıda olmasına karşın bazen de tamamen ferritik yapıda olabilirler. Paslanmaz çelik türleri şu şekilde sıralanmaktadır:

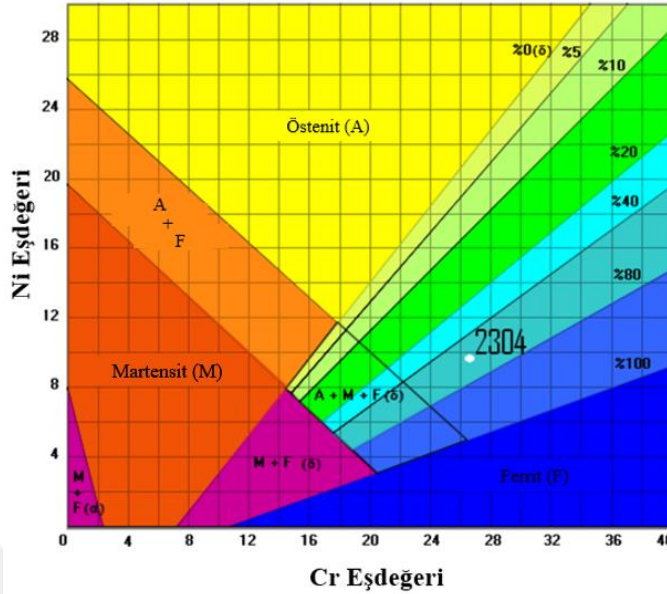
1. Ferritik paslanmaz çelikler
2. Östenitik paslanmaz çelikler
3. Martensitik paslanmaz çelikler
4. Dupleks (Çift fazlı) paslanmaz çelikler
5. Çökelmeyle sertleşen paslanmaz çelikler [13].



Şekil 2.1 : Bazı paslanmaz çelik türlerinin mikroyapıları [10].

Paslanmaz çelik malzemelerin üretiminde yol haritası olarak nitelendirilen Schaffler ve Delong diyagramı, Şekil 2.2’de gösterilmektedir. Bu diyagramda x-ekseni krom

eşdeğerini, y-ekseni ise nikel eşdeğerini ifade etmektedir. Paslanmaz çelik malzeme türlerinin sınıflandırılmasında bu diyagramdan da faydalanılmaktadır.



2.2.1 Ferritik paslanmaz çelikler

Endüstride oldukça yaygın bir şekilde kullanılan ferritik tip paslanmaz çeliklerin bileşiminde alaşım elementlerinin özellikleri ile karbon miktarına göre % 16 – 30 aralığında krom bulunmaktadır. Bununla beraber bu tip paslanmaz çelikler manyetiktir ve soğuk veya sıcak koşullarda haddelenebilmektedirler. Martensitik paslanmaz çeliklere göre bu tipin talaşlı imalat kolaylığı ve korozyon dirençleri daha iyidir. Bu tip paslanmaz çelikler ısıtım işlem uygulanarak sertleştirilememektedir. Ayrıca bu tipin ayırt edici olan bir özelliği, kaynak işlemi sırasında ve kaynak ısısı etkisi altında kalan bölgede meydana gelen ve kaynak dikişinin tokluğuna ciddi derecede azalmaya neden olan tane büyümesidir. AISI 405, 409, 430, 442 ve 446 malzemeleri ferritik tip paslanmaz çeliklere örnektir [14].

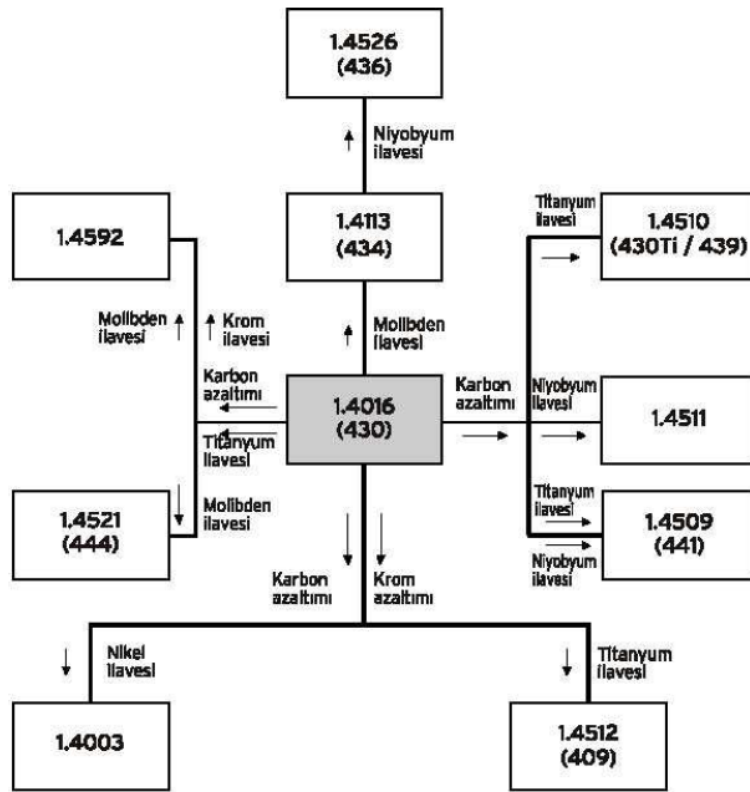
Genel olarak bakıldığında ise kullanım alanları cihaz yapımı, otomotiv endüstrisi, mutfak aletleri, petro-kimya endüstrisi, buhar iletim ve donanımları, mimari aksesuarlar, su kapları ve borularıdır. Bu tür çeliklerin ısıl genleşme katsayıları düşük alaşımlı çeliklerle kıyaslandığında daha düşük, ısı iletim katsayıları ise çeliklerin yaklaşık olarak yarısı kadardır [15].

Ferritik paslanmaz çelikler oldukça parlak olmalarından dolayı dekoratif amaçlı olarak da yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Kolay şekillendirilebilme ve atmosferik

korozyon açısından dayanıklı olmalarından dolayı mimari iç ve dış dekorasyonda da kullanılmaktadır. Bu tür paslanmaz çelikler, östenitik paslanmaz çeliklerin ardından % 30'luk pay ile dünyada ikinci sırada tüketilmektedir [16].

Ferritik paslanmaz çeliklerin içerisinde en yaygın olarak kullanılan kalite, % 17 Cr içeren AISI 430'dur. Bu tip paslanmaz çelik gerilmeli korozyon çatlamasına karşı oldukça dirençlidir ancak aynı direnci genel ve oyuklanma korozyonunda göstermemektedir. Ayrıca ferritik paslanmaz çeliklerin krom içeriği azaltılarak kaynaklanabilirliği geliştirilmektedir fakat kaynak kabiliyetini artırmak için yapılan bu değişim korozyon direncinin azalmasına sebep olmaktadır. AISI 429 kalite paslanmaz çelik bu duruma örnektir [17].

Maliyet açısından bakıldığında ferritik tip paslanmaz çelikler, nikel içermediğinden dolayı ekonomiktir. Kimyasal bileşime, korozyon direncini sağlamak için eklenen kromun yanı sıra Al, Nb, Mo ve Ti alaşım elementleri de eklenmektedir. Yaygın kullanım alanlarına sahip olan ferritik paslanmaz çeliklerin alaşım elementleri şematik olarak Şekil 2.3'de gösterilmektedir.



Şekil 2.3 : Sektörde en çok kullanılan ferritik paslanmaz çeliklerin içerdiği alaşım elementleri [18].

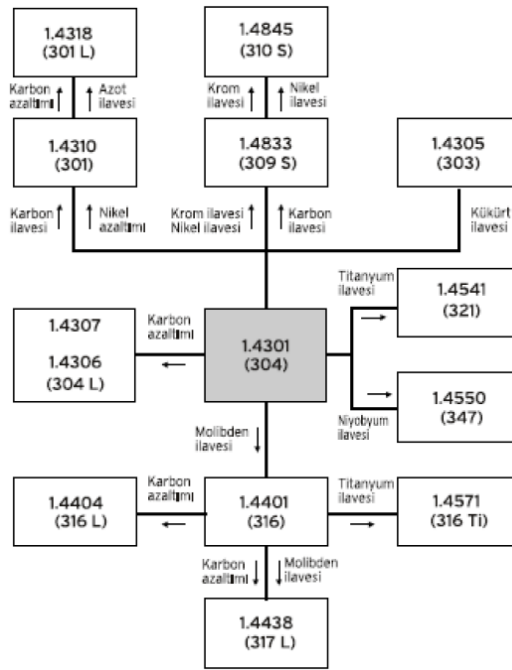
2.2.2 Östenitik paslanmaz çelikler

Östenitik paslanmaz çeliklerin kafes yapısı yüzey merkezli kübiktir (YMK). Bazı durumlarda soğuk şekil değiştirme sonucu pekleşmeye uğrayan östenitik paslanmaz çeliklerin dayanım özellikleri ferritik paslanmaz çeliklerden üstün olabilir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşiminde yer alan Cr ve Ni miktarının artması maliyetin de artmasına sebep olmaktadır. Genellikle nemli ortamlarda tercih edilen östenitik paslanmaz çeliklerde Cr ve Mo miktarlarının artmasıyla daha agresif çözeltilere karşı korozyon dirençlerinde artış sağlanmaktadır [14].

Bu tip paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşiminde % 16 – 25 Cr, % 10 – 24 Ni, % 0,4'e kadar C ve çok az miktarlarda Mo, Ti ve Nb gibi alaşım elementleri yer almaktadır. Uygun kimyasal bileşim seçildiğinde mikroyapı östenit yapıdan oluşmakta ve bu sayede yüksek tokluk ve dayanım değerleri göstermektedir. Bunlarla beraber bu tip paslanmaz çelikler 540°C'ye kadar oksidasyona oldukça dirençlidir. Bu tip paslanmaz çeliklerin üretiminde soğuma sırasında östenit → ferrit dönüşümü gerçekleşmediğinden dolayı hızlı soğutma ile sertleştirme işlemi gerçekleştirilemez. Ayrıca DIN 17440, EU 88, EU 95 ve TS 2535'e göre yüksek alaşımlı çelikler gibi simgelenilmektedirler. TS 2535'de yer alan tanıma bakıldığında, östenitik paslanmaz çelikler, kimyasal bileşiminde korozyona dirençli olması için Cr, östenitik yapı sağlaması için Ni bulunan, oda sıcaklığında manyetik olmayan, ısıl işlem ile sertleştirilmeyen ve soğuk şekillendirilmeye uygun paslanmaz çelikler olarak tanımlanmaktadır [19].

Diğer tip paslanmaz çeliklerle kıyaslandığında östenitik tip paslanmaz çeliklerin korozyon direnci oldukça yüksektir. Ferritik tip paslanmaz çeliklerde görülen geçiş sıcaklığı altında gevrekleşme sorunu östenit yapıdan dolayı bu çeliklerde görülmemektedir. Hem düşük hem de yüksek sıcaklıklardaki korozyon direncinden dolayı bu çelik grubunun farklı alanlarda kullanımı vardır. Özellikle yapı çeliği olarak rakipsiz gösterilmekte ve ABD'deki paslanmaz çelik imalatının % 70'ini östenitik paslanmaz çelikler oluşturmaktadır [19].

Östenitik paslanmaz çeliklerin alaşım elementlerine göre şematik gösterimi Şekil 2.4'de gösterilmektedir. Endüstriyel alanda en yaygın olarak kullanılan östenitik tiplere ait bilgiler bu gösterimde vardır [20].



Şekil 2.4 : Sektörde en çok kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin içerdiği alaşım elementleri [10].

Mikroyapılarına göre östenitik paslanmaz çelikler kararlı ve yarı kararlı östenitik paslanmaz çelikler olarak iki grupta incelenmektedir. Kararlı östenitik paslanmaz çelikler oldukça yüksek derecede soğuk şekil değiştirme sonucunda dahi östenitik yapısını korumaktadırlar. Yarı kararlı östenitik paslanmaz çelikler ise soğuk şekillendirmeyeyle iğnesel ya da martensitik yapıya dönüşmektedir. Bu farklılık çekme deneyi sonucunda rahatlıkla fark edilmektedir. AISI 304 çeliğine ait normal gerilme – birim şekil değişimi eğrisi incelendiğinde, eğrinin parabolik değişimi, gerilme uygulandıkça deformasyon sertleşmesinin devam ettiğinin bir göstergesidir. Buna karşılık AISI 301 östenitik paslanmaz çeliği yarı kararlı grup altında yer almaktadır. Ortalama % 10 – 15’lik bir birim şekil değişiminden sonra deformasyon sertleşmesi kendini belli etmektedir. Deformasyon sertleşmesinde görülen bu artış östenitin kararsızlığının bir göstergesidir [20,21].

Daha önceden de belirtildiği gibi östenitik paslanmaz çeliklerde en yaygın olarak kullanılan tiplerden biri AISI 316 östenitik paslanmaz çeliktir. Bu tip paslanmaz çeliğin genel olarak özellikleri şunlardır:

- Yüksek korozyon direnci,
- Mükemmel kaynak edilebilme kabiliyeti,
- Temizlik ve bakım kolaylığı,

- Yüksek ve düşük sıcaklıklarda iyi mekanik özelliklere sahip olması,
- Ferromanyetik olmaması,
- Sünük olması sayesinde kolaylıkla şekillendirilebilmesi [12].

Östenitik paslanmaz çeliklerde bulunan Ni ve Mn alaşım elementleri sayesinde östenit faz alanı genişletilmiştir. Bununla beraber düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerden daha zor talaşlı imalat yapılmaktadır. Bu durumun nedeni olarak sünekliliğin yüksek olması, yüksek deformasyon sertleşmesi eğilimi ve düşük ısı iletkenlik gösterilmektedir [3].

Çalışma kapsamında östenitik paslanmaz çelik grubu içerisinde titanyum takviyeli 316Ti kalitede paslanmaz çelik malzeme kullanılmıştır. Bunun temel sebebi bu malzemenin oldukça yüksek korozyon dayanımına sahip olması ve yüksek sıcaklıklarda çalışmaya uygun bir malzeme olmasıdır. Dış yüzeyinde oksit kaplama yapılan malzemelerin yüksek sıcaklıklarda kullanılmaktadır ve bu sebepten dolayı altlık malzemesinin de yüksek sıcaklıkta kullanıma uygun olması bu tercihin diğer bir nedenidir.

2.2.3 Martensitik paslanmaz çelikler

Martensitik paslanmaz çeliklere genel olarak bakıldığında kimyasal bileşiminde % 11,5'den daha fazla Cr içeren ve yüksek sıcaklıklarda östenitik yapıya sahip olup uygun bir ısı iletme ve soğutmayla beraber oda sıcaklığında martensitik yapıya sahip olan paslanmaz çelikler olduğu anlaşılmaktadır. Bu tip paslanmaz çeliklerde martensit yapıya dönüşümün gerçekleşebilmesi amacıyla Cr miktarının minimum % 11,5 maksimum % 18 olması gerekmektedir. Bu noktaların belirlenmesinde kriter, alt sınır için korozyon direnci, üst sınır için ise östenitik yapıya tamamen dönüşebilme özelliğidir [14].

Östenitleme sıcaklığı çeliğin türüne göre farklılık göstermekte ve 950 – 1050°C aralığındadır. Bu sıcaklıklarda bir süre tutulduktan sonra östenitik yapı elde edilmekte ve uygun şekilde soğutma gerçekleştirilerek martensitik yapıya dönüşüm sağlanmaktadır. Bu yapı sayesinde oldukça yüksek dayanım özellikleri elde edilmektedir. Bu özellikler paslanmaz çelik içerisindeki karbon miktarıyla paralel olarak artmaktadır. Bu tür çeliklerin dayanımı ve sertliğini artırmak için ısı iletme uygulanmakta ve sonrasında temperleme yapılmaktadır [19].

Bu tip paslanmaz çelikler su verilmiş ve menevişlenmiş ya da tavlama işlemi gerçekleştirilmiş şekilde kullanılmaktadır. Martensitik paslanmaz çeliklerin kritik soğuma hızlarının oldukça düşük olmasından dolayı hava ile soğutulduğunda dahi martensitik yapı elde edilmektedir. Kullanım sıcaklığı olarak 700°C'nin üstünde kullanılmaması gerekmektedir. Bu durumun sebebi ise uzun süreli yüksek sıcaklıklarda kaldıklarında korozyona uğrama ihtimallerinin yüksek olmasıdır [22].

2.2.4 Dupleks paslanmaz çelikler

Adından da anlaşılacağı gibi dupleks yani çift fazlı bir iç yapıya sahiptir. Ferrit taneleri içerisinde östenit ya da östenit taneleri içerisinde ferrit içeren paslanmaz çelikler olup, östenitik paslanmaz çeliklere karşılaştırıldığında en önemli üstünlükleri arasında iki kattan daha fazla akma dayanımına ve çok daha yüksek korozyon direncine sahip olmaları gösterilebilir [23].

Dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimi incelendiğinde yüksek miktarda (% 18 – 28) Cr içerdiği görülmektedir. Bunun yanında % 4 – 8 aralığında Ni içermektedir. Ni oranı yapının östenitik olması için yeterli değildir. Bu tip paslanmaz çelikler, çift fazlı mikroyapı 1.000 – 1.050°C sıcaklıkta tavlandıktan sonra hızlı şekilde soğutulma işlemiyle elde edilmektedir. Ayrıca bu tip paslanmaz çelikler ferritik-östenitik ya da östenitik-ferritik paslanmaz çelikler olarak bilinmektedir. Ferritik yapı sayesinde gerilmeli korozyon çatlamasına karşı direnç, östenitik yapıyla ise genel korozyon direnci ve tokluk sağlanmaktadır. Bu çeliklerin en önemli dezavantajları ise sıcak şekillendirmede yaşanan sıkıntılar ve üretimin oldukça zor olmasıdır [12].

Genellikle % 2,5 – 4 oranlarında Mo içeren dupleks paslanmaz çeliklerin tercih edilmesinin sebebi iyi dayanım ve süneklik özellikleriyle birlikte iyi derecede yorulma dayanımı da göstermektedir [12].

2.2.5 Çökelmeyle sertleşen paslanmaz çelikler

Alaşım elementleri olarak Cu, Mo, Nb, Ti içeren ve yapısında temel olarak Fe, Cr ve Ni barındıran paslanmaz çeliklerdir. İçerisinde bulunan alaşım elementleri biri veya bir kaçı sayesinde çökelme sertleşmesi yaparak bu paslanmaz çelik elde edilmektedir. Mikroyapıları östenitik, yarı östenitik ya da martensitik yapıda olabilmektedir. Çökelme sertleşmesi sayesinde dayanım değerleri 1.700 MPa değerlerine kadar çıkabilmektedir. Endüstriyel uygulamalar için çözeltiye alma ısısal işlemi uygulanmış

halde satılmakta ancak imalat işlemlerinden sonra tek kademeli düşük sıcaklıkta yaşlandırma ısı işleminde sertleştirilebilmektedir [19].

2.3 Paslanmaz Çeliklerin Karakteristik Özellikleri

Bileşiminde en az % 11 oranında Cr içeren çelikler, paslanmaz çelik olarak tanımlanmaktadır. Günümüzde sahip olduğu üstün mekanik özellikleri ve korozyon dirençlerinden dolayı endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Piyasada yaygın olarak kullanılmasının en önemli göstergesi 200 farklı türünün piyasada yer almasıdır [3,11].

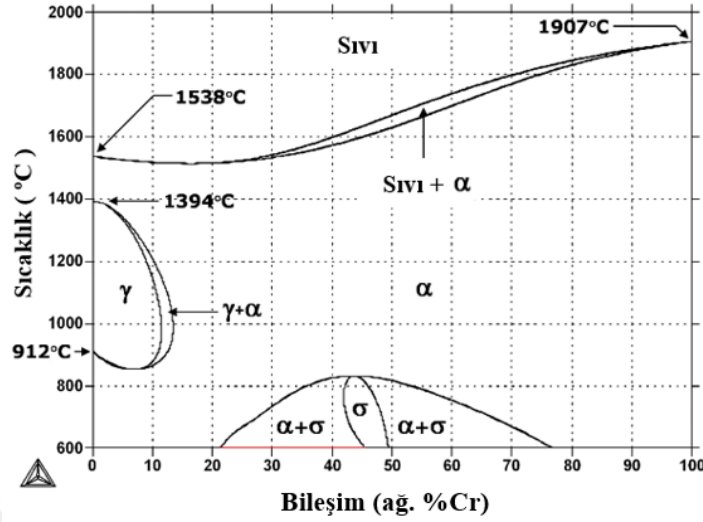
Paslanmaz çelik malzeme içerisinde yer alan en önemli alaşım elementlerinden biri kromdur. Bu yüzden paslanmaz çeliklerin faz diyagramları arasında öncelikli olarak Fe-Cr ikili denge diyagramları incelenmelidir. Cr, bu denge diyagramında hmk kristal kafes yapısına sahiptir ve ferriti kararlı hale getirmektedir. Şekil 2.5’de görüldüğü gibi 1.390°C’nin üzerinde ve 830°C’nin altındaki sıcaklıklarda hiç bir bölgede östenit bulunmamaktadır.

Demir – krom denge diyagramında katı halde üç farklı bölge bulunmaktadır. Faz diyagramı şu şekilde özetlenebilir:

- γ sembolüyle ifade edilen bölge östenit fazı ve kristal kafes yapısı ymk’dır.
- γ fazının etrafında ikinci bir bölge yer almaktadır. Bu bölgede hacim merkezli kübik (hmk) yapıya ferrit (α) oda sıcaklığı ile alaşımın ergime sıcaklığı arasında dengededir.
- En fazla krom çözünürlüğü 1.000°C sıcaklıkta yaklaşık olarak % 12’dir.
- Denge diyagramının orta bölgesinde yer alan σ fazı tetragonal bir kafes yapısına sahiptir. Bu faz genellikle uzun süreli belirli sıcaklıklara maruz kaldıktan sonra görülen sert ve sünek olmayan metallerarası bir bileşiktir. Oluşum şartlarına bakıldığında dar bir alanda oluşmaktadır. Hızlı soğuma σ fazının oluşmasını önlemektedir ve 520°C’nin altında ayrışarak ortaya çıkmaktadır [25,26].

Paslanmaz çeliklere karakteristik özelliklerini kazandıran diğer bir alaşım elementi ise Ni’dir. Ni alaşım elementi ymk kristal yapısına sahiptir ve Fe ile reaksiyonu sonucunda

östenit fazını kararlı hale getirmektedir. Eğer düşük karbonlu çeliklere yeterli miktarda Ni katılmazsa oda sıcaklığında çelik malzeme östenitik yapıda bulunmaktadır.



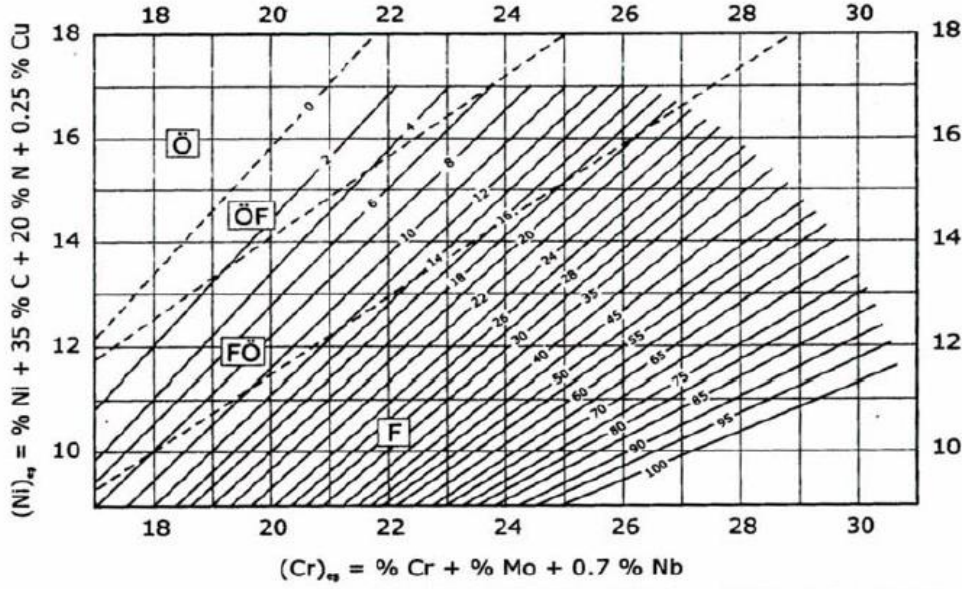
Şekil 2.5 : Demir – Krom ikili denge diyagramı [24]

Günümüzde çok farklı kullanım alanlarında yaygın olarak paslanmaz çelik malzemeler tercih edilmektedir. Gıda endüstrisinde, depolama tanklarında, basınçlı kap imalatında, fırın parçalarında, çeşitli dekoratif eşyalarda, ev eşyalarında, kimya, petrokimya, yanma odaları gibi endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bunlara ek olarak paslanmaz çelikler her geçen gün daha da önem kazanarak uzay endüstrisinden tıp alanına kadar çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Piyasada en yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelik türleri AISI 304 ve AISI 316'dır. Paslanmaz çeliklerin kolaylıkla şekillendirilmesi ve kaynaklanabilir olmasından dolayı uygulama alanları daha da genişleme potansiyeline sahiptir [3,18,27-29].

Bazı paslanmaz çelikler düşük alaşımlı çeliklerle benzer mekanik özellikler göstermesine karşın yüksek maliyetler açısından tercih edilmemesi gerekirken korozyon direncinin yüksek olmasından dolayı maliyete rağmen tercih edilmektedirler. Korozyon ve oksidasyon direncinin artırılmasında alaşım elementi olarak Cr katılması en önemli etkidir. Bununla beraber ince taneli yapıda olmasını ve çelik üzerinde sertleştirici etkisinden dolayı da krom alaşım elementi önemli bir yere sahiptir [29].

Paslanmaz çelik alaşım elementleri etkinlik dereceleri ferrit ($Cr_{eş}$) ve östeniti ($Ni_{eş}$) kararlı hale getirenler olarak iki grup altında değerlendirilmektedir. Uzun yıllar boyunca yapılan araştırmalar neticesinde ampirik formüller geliştirilmiştir. Thomas bu

amaç doğrultusunda maksimum Ni bileşimini çelikteki diğer alaşım elementlerinin bir fonksiyonu olarak formülize etmiş ve çelik yapı içerisindeki ferrit miktarını hesaplamıştır. Şekil 2.6'da bu çalışmanın hesaplamaları yer almaktadır [13].



Şekil 2.6 : Katılaşma faz sınırlarını da içeren WRC-1992 Diyagramı [13].

Malzemelerin mekanik açıdan incelendiğinde dayanım, sertlik ve tokluk değerleri göz önüne alınmaktadır. Mekanik özelliklerin belirlenmesinde kullanılan bu özellikler temel olarak malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olsa da üretimden sonra yapılan ısıtıl ve mekanik işlemlerle bu özellikler değişebilmektedir. Diğer bir açıdan ise malzemenin kullanım sıcaklığı da bu özelliklerin farklı değerler almasına sebep olmaktadır [30].

2.4 Paslanmaz Çeliklerdeki Alaşım Elementlerinin Etkisi

Alaşım elementleri ferrit ve östenit yapıcı olarak iki farklı gruba ayrılmaktadır. Bunların dışında nötr olarak isimlendirilen alaşım elementleri de bulunmaktadır. Sırasıyla bu alaşım elementi gruplarına dahil olan elementler ve mikroyapıdaki görevler aşağıda açıklanmaktadır.

İlk grup olan ferrit yapıcı alaşım elementleri ve mikroyapıdaki görevleri şu şekilde sıralanmaktadır:

- Krom (Cr): Malzeme içerisinde ferrit oluşmasında önemli yer tutmakla birlikte oksidasyon ve korozyon direncini de artırmaktadır.

- Molibden (Mo): Ferrit oluşumunda ve malzemenin yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini artırmada etkili olmakla birlikte malzemenin korozyon açısından indirgeyici ortamlarda daha dirençli olmasını sağlamaktadır.
- Niyobyum (Nb) ve Titanyum (Ti): Malzeme içerisinde karbon ile reaksiyona girerek krom karbür çökmesini engelleyerek tanelerarası korozyon direncini artırır. Bununla beraber özellikle niyobyumun tane küçültücü etkisi olup ferrit oluşumunu desteklemektedir. Aynı zamanda bu alaşım elementleri karbonla birleşerek çeliğin sertleşme eğilimini azaltmaktadır.
- Fosfor (P), Kükürt (S) ve Selenyum (Se) : Bu alaşım elementleri işlenebilme özelliğini iyileştirmekte ve kaynak nüfuziyetini artırmaktadır ancak kaynak sırasında oluşan sıcak çatlak oluşumuna sebep olarak kaynak kabiliyetini olumsuz etkilemektedir [13].

Ferrit yapıcı alaşım elementlerinin yanı sıra östenit yapıcı alaşım elementleri de vardır. İkinci grup olarak değerlendirilen bu alaşım elementleri şunlardır:

- Karbon (C): Östenit yapıcı en önemli alaşım elementidir. Krom ile tane sınırlarında krom karbür çökmesine sebep olarak tanelerde krom fakirleşmesine sebep olmakta ve tanelerarası korozyona neden olmaktadır.
- Nikel (Ni): Paslanmaz çelik grubunda en önemli alaşım elementlerinden biridir. Önemli bir östenit yapıcı olmakla beraber yüksek sıcaklıkta dayanım ve korozyon yönlerinden olumlu etkiye sahiptir. Ayrıca malzemede sünekliğe katkı sağlamaktadır.
- Azot (N): Kuvvetli bir östenit yapıcı alaşım elementidir.
- Bakır (Cu): Hem çökme sertleşmesini sağlamakta hem de korozyon direncini artırmada etkili olan bir alaşım elementidir. Ayrıca gerilmeli korozyon çatlamasına karşı direnci artırmaktadır [13].

Ferrit ve östenit yapıcı alaşım elementlerinin yanında nötr olarak adlandırılan üçüncü bir alaşım grubu yer almaktadır. Nötr alaşım elementlerinin isim ve mikroyapıdaki görevleri ise şunlardır:

- Manganez (Mn): Östenitin oda sıcaklığında kararlı bir yapıda kalmasını sağlamakla beraber sıcaklık artışıyla birlikte ferrit fazının oluşmasına neden olmaktadır.

- Silisyum (Si): Paslanmaz eliklerin mikroyapısında % 1’den fazla olduğu durumlarda ferrit ve sigma fazının oluşmasında etkilidir. Ayrıca bazı durumlarda oksit giderme için az miktarlarda eklenmektedir. Kaynak açısından ise kaynak banyosunun akışkanlığını artırmakta ve ana metal ile kaynak banyosunun iyi ıslatılmasını sağlamaktadır [13].



3. ALUMİNYUM KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Metalik malzemeler arasında düşük yoğunluk ve yüksek dayanım değerleri açısından alüminyum alaşımları ön plana çıkmakta ve son yıllarda en fazla çalışma yapılan malzemelerin başında gelmektedir. Ayrıca, iyi korozyon ve oksidasyon direnci de bu yoğun ilginin bir başka nedenidir. Fakat Al elementinin tek başına kullanılmasındaki sorunlardan dolayı, alüminyumla ilgili çalışmalar genellikle alüminyumun kompozit malzeme bileşeni olarak ya da ya da çelik gibi metalik bir malzemenin yüzeyinin kaplanması alanlarında yoğunlaşmaktadır [5].

Çelik malzeme üzerine alüminyum kaplaması ile ilgili olarak ilk patent 1893 yılında alınmasına karşın son yıllara kadar bu konu üzerinde çok fazla çalışma yapılmamıştır. Son yıllara gelindiğinde kimyasal aktivitesinden kaynaklanan güçlüklerin de giderilmesiyle kaplama işlemi için bir çok özgün yöntem geliştirilmiştir. Bu yöntemler şunlardır [31]:

1. Kutu yöntemiyle alüminyum kaplama,
2. Püskürtme esaslı alüminyum kaplama,
3. Vakum esaslı alüminyum kaplama,
4. Gaz alüminyumlama,
5. Fiziksel buhar biriktirme yöntemi (PVD) ile alüminyum kaplama,
6. Giydirme,
7. Elektrolitik alüminyum kaplama,
8. Elektroforez,
9. Sıcak daldırma ile alüminyum (SDA) kaplama.

Bu başlık altında bu yöntemlerle ilgili olarak genel bilgiler yer almasının yanında tez kapsamında kullanılan sıcak daldırma ile alüminyum kaplama yöntemi hakkında detaylı bilgiler yer almaktadır.

3.1 Kutu Yöntemiyle Alüminyum Kaplama

Bu yöntemin uygulaması numune yüzeyinin temizlik işlemiyle başlamaktadır. Temizlenen numune, Al ya da Fe-Al tozları içeren karışımla karbürizasyon kutularına yerleştirilir. Karışım içerisinde uygulamaya göre farklı bileşenler de eklenebilmektedir. İşlem sırasında sinterlenmenin önlenmesi için alüminyum oksit veya öğütölmüş kil, oksitlenmenin engellenmesi için ise alüminyum klorür veya amonyum klorür karışımı ilave edilmektedir.

Kaplama işlemi 900-1.100°C sıcaklıkta ve 4–30 saat aralıklarında yapılmaktadır. İşlem süresi, karışım ve işlem sıcaklıklarına bağılı olarak değışiklik göstermektedir. Kaplama kalınlıkları 0,03-1,5 mm arasında değışmektedir. İşlem sonucunda dış yüzey, yüksek alüminyum (% 35-65) içeğinden dolayı kırılğan bir yapıdadır. Bu sorunu çözmek amacıyla 800-1.000°C aralığında tavlama işlemi uygulanmakta ve dış yüzeydeki alüminyum içeriğı % 20-30 seviyelerine düşmektedir.

Kutu ile alüminyum kaplama yöntemi genel olarak değeriendiğinde pahalı ve uygulama süreci açısından basit olmadığı anlaşılmaktadır. Bu sebepten dolayı sadece karmaşık yapılı parçalar için bu yöntem önerilmektedir [31].

3.2 Püskürtme Esaslı Alüminyum Kaplama

Püskürtme ile alüminyum kaplama işlemi, alüminyum ya da alüminyum alaşımlarının ergitilmesi ve yüksek basınca (2–4 atm) sahip hava akımı ile yüzeye püskürtölmesiyle uygulanmaktadır. Genel anlamda püskürtme hızından dolayı ergitilen metalin sıcaklığı düşmekte ve soğuk olan kaplama numunesine çarpmaktadır. Kaplama numunesinin yüzeyi pürüzlölüğü artırılarak oluşacak zayıf bağıın kuvvetlenmesi sağlanmaktadır. Yüzey pürüzlölölüğünü artırma amacıyla fırçalama işlemi önerilmektedir. İşlem sonucunda yüzey yüksek pürüzlölölüğe sahip olmaktadır. Bu işlem sonucunda kaplanacak malzemeyle kaplama arasında olan zayıf bağıın dayanımını artırmak için 900-1.200°C sıcaklık arasında uzun süre tavlama işlemi tavsiye edilmektedir [5].

3.3 Vakum Esaslı Alüminyum Kaplama

Püskürtme yöntemiyle paralellik gösteren bir yöntemdir. Genel anlamda alüminyumun buharlaştırılması ve kaplama numunesi yüzeyinde yoğunlaştırılmasıyla yapılmaktadır. Püskürtme yöntemine göre daha kaliteli kaplamalar elde edilmektedir.

Uygulama sırasında alüminyum, buhar basıncının atmosfer basıncından daha yüksek olacak bir sıcaklığa ısıtılır. Al buharı kaplanacak malzemeyle karşılaştığında soğuk yüzeyden dolayı alüminyum hemen yoğuşmaktadır. Bu işlem için çok düşük basınçlı (10^{-3} - 10^{-5} mm-Hg) vakum odaları kullanılmaktadır. İşlem ne kadar yavaş gerçekleşirse kaplanmış numune o kadar iyi bir yüzeye sahip olmaktadır.

Bu yöntem sonucunda elde edilen kaplamalar 0,08-2,5 μ m seviyelerinde olmaktadır. Makro boyutta kaplamanın kalitesinin, kullanılan çelik malzemenin yüzey kalitesiyle orantılı olduğu, mikro boyutta ise bu yöntemle elde edilen kaplamaların homojen ve poröz olmadığı anlaşılmıştır. Çelik ile alüminyum kaplama arasında güçlü bir bağ elde etmek için kaplama numunesine dikkatli bir yüzey temizleme işleminden sonra 175-370°C sıcaklığına kadar ön ısıtma işlemi uygulanmalıdır. Kaplama kalitesinin yanı sıra kaplama-altlık arasında kuvvetli bağ oluşumundan dolayı kritik parçaların yüzey işlemlerinde bu yöntem tercih edilmektedir [31].

3.4 Gaz Alüminyumlama

Kaplama işlemi yüksek miktarda alüminyum (% 45) ve alüminyum oksit (% 45) içeren bir karışım kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Karışımın geri kalan kısmını ise amonyum klorür (% 10) oluşturmaktadır. Uygulamaya bakıldığında bu karışım retorta yerleştirilerek 600°C'ye kadar ısıtılır. Retortun diğer ucuna kaplama yapılacak numune yerleştirilir ve 900–1.000°C'ye ısıtılır. Kaplama işlemi sonucunda ince bir kaplama tabakası oluşmaktadır. Yöntemin uygulanabilirliği ve önemli enerji tüketiminden dolayı bu yöntem endüstride kullanılmamaktadır [31].

3.5 Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi (PVD) ile Alüminyum Kaplama

Bu yöntem mühendislik alanında kritik öneme sahip olan uçak iniş takımlarında ve alüminyum yapılarıdaki çelik bağlantı elemanlarında tercih edilmektedir. Kritik noktalarda aktif olarak tercih edilmesinin sebebi diğer yöntemlere göre avantajlarının olmasıdır. En önemli avantajı ise kaplama ve kaplama numunesi arasında güçlü bir bağ kurmasıdır. Kaplama tabakası çelik malzemenin özelliklerini etkilememekte ve farklı geometrilerdeki yapılarda istenilen kalınlıkta hassas bir kaplama yapılabilir. PVD, katı haldeki bir kaynağın (kaplama malzemesinin) vakum altında atomizasyonu veya buharlaştırılmasının ardından, kaplama yapılacak malzeme

yüzeyinde biriktirilmesi işlemidir. Buharlaştırılan alüminyum iyonize olarak kaplama numunesine doğru hızlanarak hareket etmektedir. Hızlanmasından dolayı daha yoğun bir kaplama elde edilmektedir. Diğer bir açıdan ise iyonizasyon daha iyi bir arayüzey dayanımı ve kompleks yapıli geometrilerde homojen bir kaplama elde edilmesini sağlamaktadır. Bu kaplama yönteminde 8-25 µm aralığında kaplama kalınlığı oluşmaktadır [5].

3.6 Giydırme

Temel olarak bu işlem iki farklı malzemenin haddelenmesiyle gerçekleştirilmektedir. Diğer bir ifadeyle, alüminyum ve çelik bantların beraber haddelenmesiyle çelik yüzeyine alüminyum kaplanmaktadır. Her iki yapı arasında haddelenmeden dolayı mekanik bir bağ oluşmakta ve temperleme işlemiyle bu bağ kuvvetlendirilmektedir. Bant, levha ve boru üretiminde bu yöntem kullanılmaktadır [5].

3.7 Elektrolitik Alüminyum Kaplama

Bu yöntem de iki farklı elektrolit kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Ergimiş alüminyum klorür tuzları ve alkali metal klorürlerden oluşan ergimiş elektrolitler ya da etil bromür ve benzen içerisinde alüminyum bileşiklerinden oluşan inorganik elektrolitler kullanılmaktadır [5].

Kaplama işleminden önce kaplanacak malzeme yüzeyinin oksit kırıcı çözelti ile tamamen temizlenmesi gerekmektedir. Kaplamanın oluşma hızı oldukça yavaştır. Akım yoğunluğuna paralel olarak bu hız da artmaktadır. Literatürde 800°C’de ilave bir tavlama işlemi önerilmekte ve daha homojen bir yapının elde edileceği öne sürülmektedir. Fakat tavlama işleminin bir dezavantajı alüminyumun demir içerisine difüze olmasıyla kırılğan bir yapının oluşmasıdır. Düşük sıcaklıklarda bu işlemin yapılmasının en önemli artısı bu yapıların oluşmamasıdır [5].

Genel anlamda bakılacak olursa bu yöntemin dezavantajları şu şekilde sıralanabilir:

- Yöntemin oldukça yavaş olmasından dolayı maliyeti yüksektir,
- Alüminyum klorür gibi kolayca buharlaşabilen ve normal koşullarda dahi kolayca bozulabilen bir yapının kullanılması,

- AlCl_3 – NaCl karışımının eritilmesinden sonra alüminyum klorür ve hidrojen klorürün rahat bir şekilde buharlaşması [5].

3.8 Elektroforez

Bu yöntemde alkol içerisinde bulunan küresel alüminyum partikülleri kaplama yapılacak numune yüzeyine biriktirme işlemi uygulanarak gerçekleştirilmektedir. Ardından yüzeye biriktirilen bu toz tabakası en az % 7 oranında haddelenerek pekiştirilir ve oldukça düşük hızda 500°C 'ye ısıtılarak sinterlenir [5].

3.9 Sıcak Daldırma ile Alüminyum (SDA) Kaplama

Seri olarak alüminyum kaplanması için en ideal yöntem sıcak daldırma ile alüminyum (SDA) kaplama yöntemidir. Temel anlamda bu yöntem, kaplama yapılacak çelik numunenin yüzey temizleme işleminin tamamlanmasının ardından ergimiş alüminyum veya alüminyum alaşımı içerisine daldırılması ve belirli süre tutulmasıyla yapılmaktadır. Bekleme sırasında numune yüzeyi alüminyum içerisinde çözünür ve ergimiş alüminyum ile reaksiyona girerek farklı yapılarda intermetalik fazları oluşturur. Ardından alüminyumun numune içerisine difüzyonu gerçekleşmektedir. Hem reaksiyon hem de difüzyon işlemi oldukça hızlı gerçekleştiğinden diğer yöntemlere göre daha kalın kaplamalar elde edilebilmektedir [31].

Ticari açıdan alüminize çelikler Tip 1 ve Tip 2 olarak iki sınıfta incelenmektedir. Tip 1 sıcak daldırma alüminyum kaplama, ötektik bileşime yakın oranda Al-Si alaşımı kullanılarak oluşturulmaktadır. Bu tür alüminize çelikler yüksek sıcaklık ve korozyon dayanımı gerekli olan alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Otomotiv alanında egzoz manifold sistemleri ile ocak, fırın, davlumbaz kurutucusu ve ısıtıcısı gibi alanlarda bu tip alüminize çelikler kullanılmaktadır. Tip 2 olarak adlandırılan sıcak daldırma alüminyum kaplama ise kaplama malzemesi olarak ticari saflıktaki alüminyumun kullanıldığı işlemlerdir. Bu tip malzemelerin kullanım alanları, dış cephe kaplama sacları, klima ve havalandırma sistemleridir. Tip 1 olarak sınıflandırılan alüminize çeliklerde kaplama kalınlığı 15-25 μm , Tip 2'de ise 38-60 μm aralığındadır.

Günümüzde sıcak daldırma işlemi bazı standartlara (NF A 36-340, Euronorm 154, ASTM A-463 ve ISO 5000) göre yapılmaktadır. Bu işlemin belirli standartlarla

izgilerinin belli olması ve oluşan alaşımların düzenlenmesi sayesinde paslanmaz çeliklerle benzer özellikler taşıyan yapılar ortaya çıkarılmaktadır. Bu noktada alaşımların düzenlenmesinden dolayı yüksek sıcaklık özellikleri iyileştirilerek bu sonuç elde edilmektedir [31].

Bu alışma kapsamında sıcak daldırma yöntemi kullanılmasından dolayı, kaplama işlemi aşağıdaki alt başlıklar halinde detaylandırılmaktadır:

- Sıcak daldırma alüminyum kaplama işlemi,
- İntermetalik fazların oluşum mekanizmaları,
- Alüminyum kaplı çeliklerin zellikleri,
- Sıcak daldırma alüminyum kaplama işlemiyle ilgili uygulama rnekleri.

3.9.1 Sıcak daldırma alüminyum kaplama işlemi

Daha nceki başlıklar altında da söz edildiğı gibi daldırma süresi, daldırma sıcaklığı ve banyo alaşımı kaplama işlemini etkileyen en önemli parametrelerdir. Her  parametrede üretim sırasında kontrol altına alınmalı ve kaplamada hedeflenen amaçlara uygun değەرler seçilmelidir. Kaplama süresinin artışıyla beraber kaplama kalınlığı da artmaktadır. Banyonun sıcaklığının artması da benzer bir şekilde kaplama kalınlığının artmasına sebep olmaktadır. Bu sebepten dolayı intermetalik tabakanın ince olması için sıcaklık ve srenin azaltılması gerekmektedir. Ayrıca bu sonuca ulaşmak için ergimiş metal banyosuna silisyum, berilyum, titanyum ve magnezyum gibi alaşım elementleri de ilave edilmektedir [5,18].

Ergimiş metal banyosuna herhangi bir ilave alaşım elementi katılmaksızın yapılan kaplama işlemlerinde ara tabakanın bağlanma dayanımı 1,5-3,2 kg/mm² arasındadır [32]. Elde edilen bu sonuçlara bakıldığında ara tabakanın bağ kuvvetinin geniş bir aralıkta değiştiğı görülmektedir.

Literatürde, n ısıtmanın, difüzyon tabakasının oluşumu üzerindeki etkileri de incelenmiştir. Kaplanacak numunenin ısı kapasitesi arttıkça difüzyon tabakasının büyümesinin hızlandığı ve kaplanacak parçaların flaks içeren banyoda n ısıtmaya tabi tutulmasının difüzyon tabakasının büyümesini hızlandırdığı ortaya konmuştur [32].

Endüstriyel sıcak daldırma kaplama proseslerinde kaplama metalinin kaplanacak yüzeyi ıslatabilmesi ve reaksiyona girebilmesi için kaplama yapılacak yüzeyin etkili

bir şekilde temizlenmesi gerekmektedir. Diğer bir açıdan kaplama sırasında oluşan kaplama reaksiyonları doğru şekilde kontrol edilmeli ve incelenmelidir. Bu faktörlerin kontrol edilmesi, tabaka kalınlığının, dolayısıyla intermetalik yapının kırılabilirliğinin takip eden üretim süreçlerini tehdit etmesinden dolayı önem arz etmektedir. Bu tabakadaki kalınlık artışından dolayı kaplamanın kırılabilirliği artmakta ve sonraki süreçlerde sorunlar oluşturabilmektedir [33].

Sıcak daldırma galvaniz prosesi olan Sendzimirden yola çıkılarak sıcak daldırma ile alüminyum kaplama üretim tekniği geliştirilmiştir. Yapılan çalışmalar incelendiğinde seri sıcak daldırma alüminyum kaplama süreçleriyle ilgili çok fazla bilgi olsa da teknik atölye bilgileri ticari hassasiyete sahiptir [34].

Ohio’da 1939 yılında bu tekniğe dayalı ilk seri hat kurulmuştur. Burada temel olarak Sendzimirin sürekli olarak galvanizli bant üretim patenti esas alınmıştır. Tek farklılık olarak patentte yer alan çinko banyosu yerine alüminyum banyosu konulmuştur [5].

Alüminyum kaplama işleminde metalik bağın oluşması için şartlar şunlardır [35]:

- Kaplama metali kaplanacak metal içerisinde hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda çözünabilir olmalı,
- Kaplama metali ve kaplanacak metalin atom yarıçapları arasındaki fark % 15-16’dan daha fazla olmamalı,
- Karşılıklı olarak metalik bir temasın sağlanması gerekmektedir.

Fe ve Al bu prensiplere göre değerlendirildiğinde üçüncü prensipte sorun yaşanmadığı sürece kaplamanın gerçekleşmesi mümkündür. Atom yarıçapları oranı % 11,7’dir ve alüminyum demir içerisinde hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda çözünmektedir. Bu nedenle, seri üretim tesislerinde büyük bir bölüm yüzeydeki oksit ve diğer maddelerin giderilmesine ayrılmaktadır. Bu kısım proses kısmı olarak adlandırılır ve kaplama banyosundan önce yer almaktadır [5].

Sendzimir yönteminde kaplama yapılacak yüzeydeki yağları yakmak amacıyla, 450-500°C’de çalışan gaz yakıtlı oksitleyici fırından geçirilir. Ardından kaplama yapılacak parça hidrojen atmosferi içeren bir fırında indirgenir. İdirgeme işlemi kaplama parçası yüzeyindeki oksitlerin indirgenmesi için yapılmaktadır. Ayrıca bu sistem, kaplanacak malzemenin alüminyum banyosunun içerisine girmesini sağlayan ve ergimiş alüminyum seviyesinin altına kadar uzanan kapalı bir kısım içermektedir. Bu sayede

kaplanacak parça atmosferle temas etmeden banyoya girer ve oksitlerin tekrar oluşması engellenmiş olur. Sıcak daldırma banyosu refrakterle kaplı çelik bir potadan oluşmakta ve banyo ticari saflıkta alüminyum ya da alüminyum silisyum alaşımı içermektedir. Banyonun bulunduğu pota hidrolik kaldırıcılar üzerine yerleştirilmiştir ve uzun süreli durmalarda banyo aşağı alınarak daldırma merdanesi gibi daldırma aparatlarının zamanla banyo içerisinde çözünerek hasara uğraması ve banyoyu kirletmesi engellenmiş olur [5].

Sendzimir tipi alüminyum kaplama yöntemine alternatif olarak, Cook-Nortermann yöntemi gibi birçok farklı yöntem geliştirilmiştir [36,37]. Soğuk hat yöntemi olarak da bilinen bu yöntemde bant yüzeyi kimyasal yöntemlerle temizlenmektedir. Yüzey temizleme işleminin ardından aside daldırma işlemiyle yüzey korozyon ürünlerinden temizlenir ve son yüzey flakslama işlemi ile kaplamaya uygun hale getirilir. Bu işlem ile yüzeyin kaplanmasına kadar geçen sürede, koruyucu atmosfer sayesinde yüzey tekrar oksitlenmeye karşı korunmaktadır. Bu yöntem, Sendzimir tipi üretim süreçlerine kıyasla daha pahalı ve karmaşık olduğundan sanayiide yaygın olarak kullanılmamaktadır [31].

Sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplamanın birçok avantajının yanında bazı dezavantajları da mevcuttur. Bu dezavantajlar şu şekilde sıralanabilir [33]:

- Kırılgan bir difüzyon tabakasının oluşması,
- Ergimiş alüminyumun diğer metallerle kolayca reaksiyona girmesinden dolayı, kaplama yapılacak parçaların korozyona uğraması,
- Pota ömürlerini kısaltan yüksek çalışma sıcaklıkları,
- Alüminyumun demir içerisine heterojen şekilde difüzyonu,
- Daldırma işlemi sırasında çeliğin oksitlenmesi.

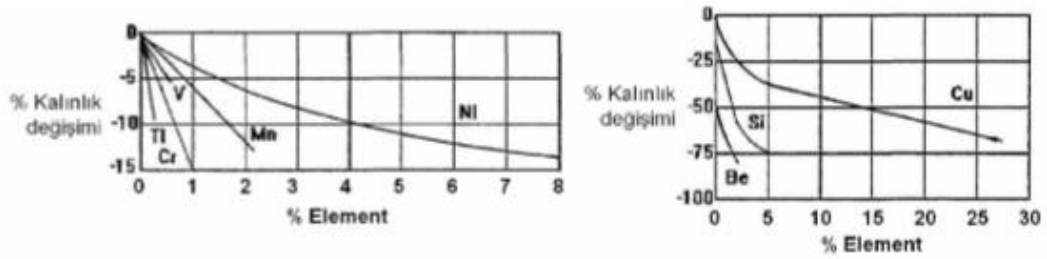
Bu dezavantajların hepsi, ısıya dayanıklı kaplamaların üretimi sırasında dikkate alınmaktadır. Kırılgan yapının oluşması, alüminyumun demir içerisine heterojen difüzyonu gibi sorunlar diğer yöntemlerde de vardır. Sıcak daldırma yöntemine özgü sorunları gidermek amacıyla uygulanan yöntemler şunlardır [33]:

- Koruyucu metalik kaplamaların kullanımı,
- Koruyucu gaz atmosferinin oluşturulması,

- Koruyucu flaksların kullanımı.

SDA yöntemi difüzyon prosesine dayanan bir kaplama yöntemidir. Kaplama metali ile kaplama yapılacak numune arasındaki bağlanma, fiziksel anlamda bir difüzyon tabakasında gerçekleşmektedir. Bu difüzyon tabakasında oluşan Fe-Al intermetalik bileşikler oldukça kırılgan ve gevrek yapıdadır. Bu sebepten dolayı bu tabaka olabildiğince düşük seviyelerde tutulmalı ve alaşım tabakası kalınlığı yeterli bağlanmayı sağlayacak seviyeye kadar azaltılmalıdır. Bu sonuca ulaşmak için sıcaklık, daldırma süresi gibi parametrelerde çalışmalar yapılmaktadır bununla beraber ticari olarak kalınlığı azaltmak için banyoya alaşım elementi ilave edilmektedir.

Şekil 3.1’de banyoya ilave edilen bazı alaşım elementlerinin ara tabaka üzerindeki etkileri gösterilmektedir. Şekilde de açıkça şekilde görüldüğü gibi her bir alaşım elementinin etkisi farklıdır.



Şekil 3.1 : Banyo havuzundaki alaşım elementlerinin ara tabaka kalınlığına etkisi[6].

En önemli banyo alaşım elementi olan silisyum, ticari uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. % 5 oranında silisyum ilavesiyle alaşım tabakası kalınlığı yaklaşık olarak % 75 oranında azalmaktadır. Ancak ilave edilen silisyum oranı % 10 seviyesine artırıldığında ara tabaka kalınlığı lineer olarak artış göstermeyip, tabaka kalınlığında % 80 oranında azalma olmaktadır. Sıcak daldırma banyosundaki silisyum oranının % 6-8 aralığında olması en idealdir ve daha fazla silisyum ilavesinin etkisi oldukça azdır [31].

Banyo havuzunda silisyum bulunması alüminyumun difüzyonunu zorlaştırmakta ve ergimiş alüminyum ile temas eden demir yüzeyinin eriyik içinde çözünmesini zorlaştırmaktadır. Silisyum içeriğinin artması ara tabaka kalınlığını başlangıçta ciddi derecede azaltsa da belirli bir orandan sonra etkisi oldukça azalmaktadır. Al, Fe ve Si üçlüsü arasındaki denge reaksiyonlarında, alüminyumun difüzyon katsayısının düşmesine bağlı olarak ara tabakanın büyüme hızında büyük düşmeler görülmektedir [33].

Banyo içerisine ilave yapılmasa da yüksek kaplama sıcaklıklarında, demir aluminatlardan bir kısmı alüminyum banyosunda çözünür ve banyoyu kirletir. Literatürde yer alan çalışmalarda, % 2,9 Fe içeriğinde tabaka kalınlığının 40-45 μm 'den 32-36 μm 'ye azaldığı ve sonrasında pek fazla değişmediği tesbit edilmiştir. Fe içeriğinin artması sonucunda SDA prosesi ve tabaka kalınlığı etkilenmemesine rağmen alüminyumun ergime noktasını hızla yükseltmektedir. Bu sebepten yaklaşık olarak % 6 demir içeren banyonun ergime sıcaklığı 800°C civarına ulaşmaktadır ve kaplama bu koşullarda yapılmak isteniyorsa bu sıcaklığın üzerine çıkılması gerekmektedir. SDA kaplama banyolarında demir içeriği 710-730°C'de % 2,5-3'den fazla olmamalıdır [33].

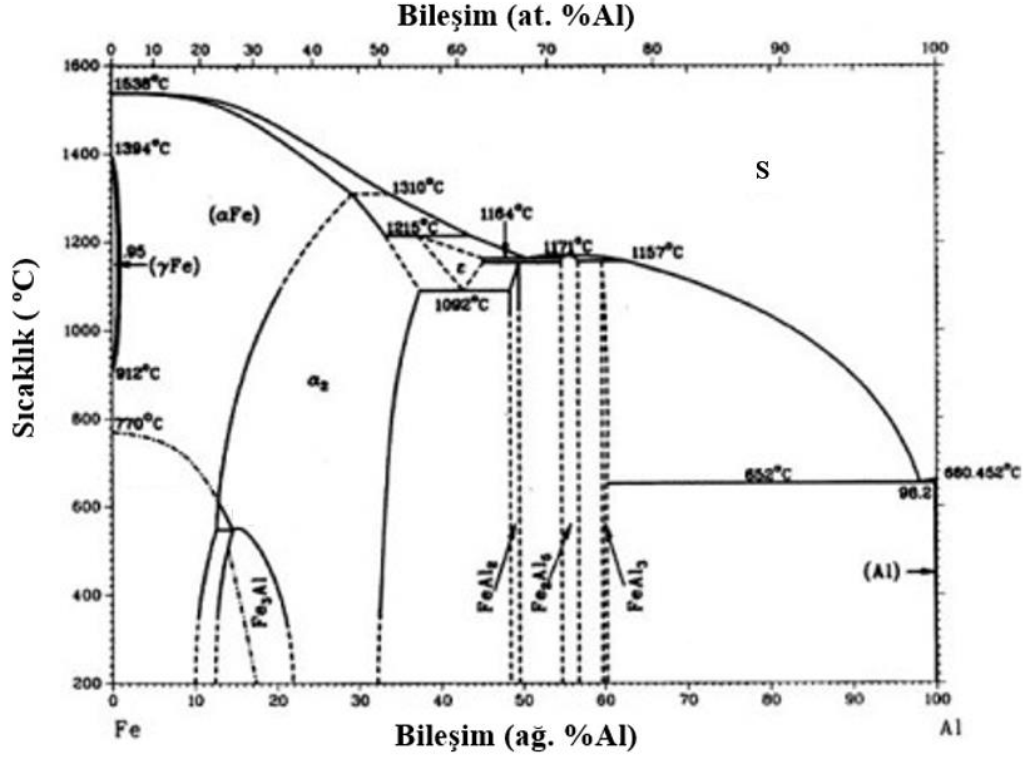
Si ve Ti alaşım elementlerinin her ikisinin de banyoda bulunması birbirlerinin etkisini artırmaktadır. Banyo içeriğinde % 2 silisyum ve % 0,04 titanyum bulunması alaşım tabakasının büyümesini kontrol etmekte ve yaklaşık olarak % 6 silisyum ilavesiyle aynı etkiye sahip olmaktadır [35].

3.9.2 İntermetalik fazların oluşum mekanizmaları

Şekil 3.2'de Fe-Al denge diyagramı yer almaktadır. Faz diyagramı incelendiğinde, alüminyum kaplama sıcaklıklarında üç intermetalik bileşik kararlı haldedir. FeAl_2 olarak formüle edilen ve yaklaşık % 66 alüminyum içeren intermetalik, bileşiklerden biridir. Fe_2Al_5 ara fazı, 1.173°C'deki bir ergime reaksiyonu sonucu oluşmakta ve yaklaşık olarak % 72 alüminyum içermektedir. 1.160°C'de ergimiş alüminyum ile Fe_2Al_5 arasındaki peritektik reaksiyon sonucu FeAl_3 yani üçüncü intermetalik faz oluşmaktadır. Bu faz yaklaşık olarak % 74-77 aralığında alüminyum içermektedir ve monoklinik yapıdadır. Ayrıca bu üç faz haricinde alüminyum kaplama sıcaklıklarında en az iki fazın daha olduğu bilinmektedir. Fe_2Al_7 ve FeAl_6 fazlarının herhangi bir kristallografik kanıt olmamasına karşın kararlı olduğu bilinmektedir [35].

Alüminyumun çeliğin içindeki difüzyonu, intermetalik fazın alüminyum içerisindeki çözünme hızından fazladır. Bu durumun sebebi, sıvı alüminyumun çelik içerisine emilmesi mikroskobik boşluklardaki kapiler kuvvetlerden dolayı ya da tane sınırlarında ötektingin çözünmesiyle mümkün olmaktadır. Bu durumda intermetalik bölgesinin genişliği temas süresiyle paralellik göstermektedir. Sıcak daldırma banyosu içerisinde demir doygunluğunun 700°C'de at. % 2,5 Fe seviyesinde olduğu

belirlenmiştir. Bu orandan daha fazla demir bulunması durumunda banyo yüzeyinde ya da numune yüzeyinde FeAl_3 'den oluşan çamursu yapı oluşmaktadır [31].



Şekil 3.2 : Demir – Alüminyum ikili denge diyagramı [35].

Çizelge 3.1’de Fe-Al sistemindeki intermetalik fazların oluşum serbest enerji denklemleri yer almaktadır. Termodinamik açıdan incelendiğinde Fe-Al intermetalik bileşiklerinin oluşum ihtimali, içerdikleri alüminyum miktarıyla paralellik göstermektedir. Bu açıdan değerlendirildiğinde oluşum ihtimali en yüksek olan intermetalik bileşik FeAl_3 ’dür.

Çizelge 3.1 : Fe-Al sistemindeki intermetalik fazların oluşum serbest enerji denklemleri [33].

Bileşik	T_{erg} (°C)	ΔG° (cal / mol)	
		660°C’ye kadar	660°C’nin üzerinde
FeAl_3	1.160	$-26.800 + 4,04 T$	$-34.300 + 12,08 T$
Fe_2Al_5	1.173	$-23.100 + 3,56 T$	$-29.350 + 10,27 T$
FeAl_2	1.158	$-19.500 + 2,57 T$	$-24.500 + 7,93 T$
FeAl	1.103	$-12.200 + 1,14 T$	$-14.700 + 3,82 T$

İntermetalik fazların oluşum mekanizmalarına bakıldığında iki metalin birbiriyle etkileşmesiyle oluşan reaksiyonun hızını kontrol eden iki mekanizmanın bulunduğu

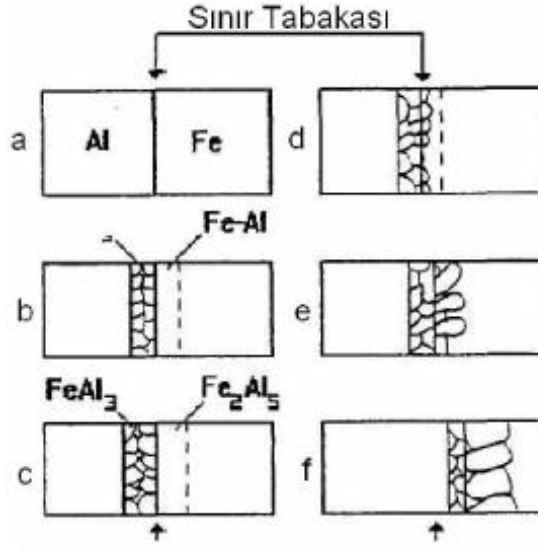
görülebılır. Bu mekanizmalardan birincisi, reaktanların ara yüzeyde oluşturdıkları kimyasal reaksiyon, diğer mekanizma ise reaktanların reaksiyon ürünü içerisinde difüzyonudur. Hızı kontrol eden mekanizma eğer kimyasal reaksiyon ise ürün kalınlığının artışı lineer, eğer difüzyon reaksiyonu ise artış parabolik hız kanununa göredir.

Aluminyumun, Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl , FeAl_3 ve demir içerisinde katı eriyik halinde demir içeren bir çok fazı mevcuttur. FeAl_3 fazı 576°C 'nin altında, Fe_2Al_5 fazı ise 532°C 'nin üzerinde oluşmakta ve 576°C 'nin üzerinde daha yoğun olarak bulunmaktadır. Bu konu üzerinde sayısız çalışma yapılmasına karşın SDA işleminde, Fe ve Al arasındaki reaksiyonla ilgili ortaya tek bir durum çıkmaktadır. Bu durum oluşan intermetalik tabakanın Fe-Al ikili denge diyagramında yer alan intermetalik bileşiklerin hepsini içermekte olduğudur. Fe_2Al_5 intermetalik bileşiği oluşan tek intermetalik olmamakla birlikte diğer intermetaliklere göre daha büyük bir hacim oranına sahiptir [35].

Şekil 3.3'de demir ile aluminyum arasındaki etkileşim şematik olarak görülmekte ve bu etkileşim sonucu meydana gelen difüzyon adımları şu şekilde sıralanabilmektedir [33]:

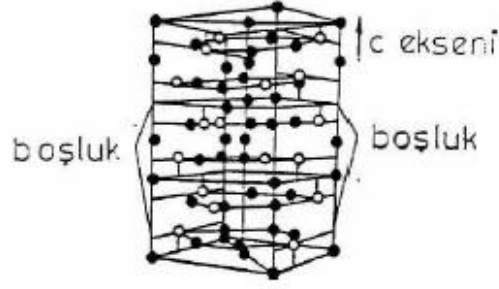
- Ergimiş Al ile katı Fe temas ettiğinde yüzeyler arasında difüzyon meydana gelir ve her iki metalde de difüzyon tabakası oluşur.
- Aluminyum bölgesine doğru demir bileşimi arttığı için Fe-Al diyagramında görüldüğü gibi FeAl_3 intermetalliği oluşur.
- Daldırma işleminin ardından numuneye yakın bölgelerde anlık olarak sıcaklık düşüşü görülmektedir. Anlık olarak bu sıcaklık düşmesinden dolayı intermetalik bileşiğin sıvı aluminyuma doğru olan büyümesi durmaktadır.
- Bu sırada, Fe içerisinde Al katı eriyiği oluşmaktadır. Metallerin karşılıklı difüzyonu sürerken Fe_2Al_5 intermetalik bileşiğinin oluştuğu görülmektedir. Kendine özgü yapısından dolayı Fe_2Al_5 kristalleri c eksenli boyunca kolonsal kristal bölgesi oluşturarak hızlı bir şekilde büyümeye başlamaktadır.
- Fe_2Al_5 fazının büyümesi ve demirin aluminyum içerisindeki difüzyon hızının artmasıyla demir içerisindeki aluminyum katı eriyiğinden oluşan bölge kaybolmaktadır.

- Demir içerisindeki alüminyum difüzyonu, iki metalin teması süresince neredeyse tek başına görülen Fe_2Al_5 fazı tarafından belirlenmektedir.



Şekil 3.3 : Katı demir – sıvı alüminyum arasındaki etkileşiminin şematik gösterimi [33].

Yapılan araştırmalarla, Fe_2Al_5 fazının ortorombik kristal yapıya sahip olduğu ve c ekseninin Al atomlarıyla doldurulduğu belirlenmiştir. Geriye kalan Fe ve Al atomları hücre içerisinde ya da yanal yüzeylerde yer almaktadır. Şekil 3.4’de Fe_2Al_5 fazını oluşturan birim hücrelerin birbiri üzerine dizilmiş paterni yer almaktadır. Bu zincir yapısında yapılan yoğunluk ölçümleri, c ekseninin % 70 doluluğa sahip olduğunu göstermiştir. Bu denli yüksek orandaki boşluk Al atomlarının tercihli kristallografik düzlemlerde seçimli hareket kabiliyetini arttırmaktadır. İntermetalik fazın kolonsal yapıdaki kristallerinin taban düzlemi, kristal kafesin taban düzlemine denk gelmektedir. c ekseninde, kolonsal tek kristallerinin boylamasına olan eksenine karşılık gelmektedir. Bu sayede difüzyon hızının anizotropisi ve iki metalin intermetalik faz oluşumu sırasındaki nispi yüksek hızlı etkileşimi basitçe açıklanmaktadır. Bu açıklamayla beraber, SDA prosesinde oluşan fazların çok hızlı büyümelerinin ve belirli doğrultularda yönlenmelerinin sebepleri de anlaşılmaktadır. Bu durum Fe-Al faz diyagramında belli bileşim ve sıcaklık aralığında mevcut oldukları gösterilmelerine rağmen, Fe_2Al_5 hariç diğer fazların neden doğru şekilde belirlenemediklerini de açıklamaktadır [33].

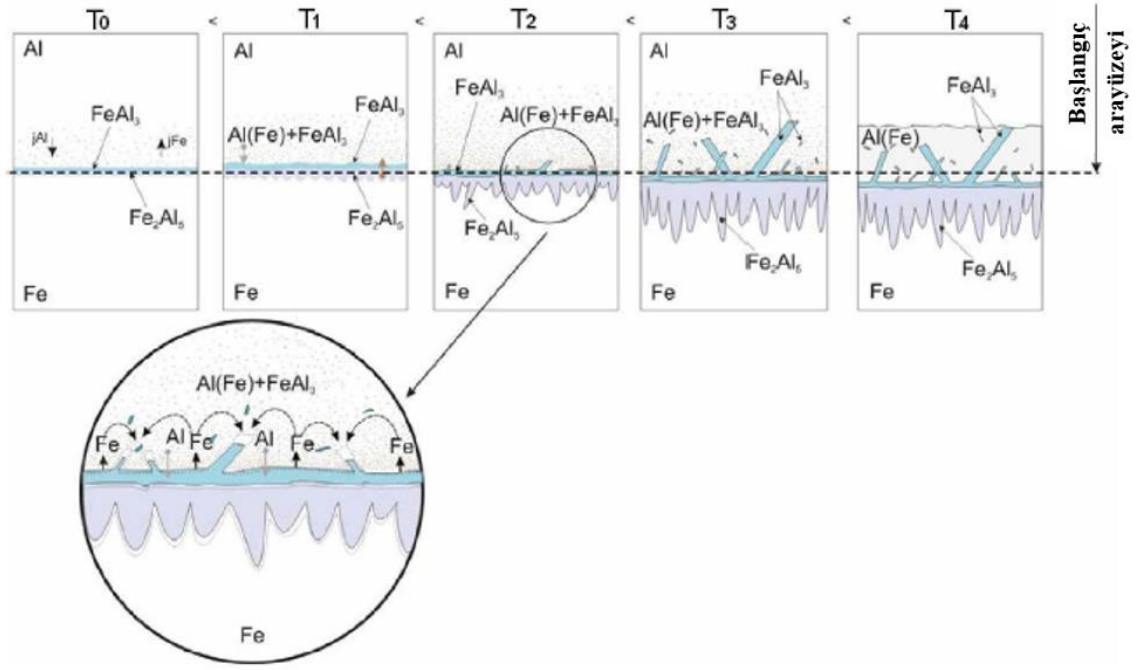


Şekil 3.4 : Üç adet Fe_2Al_5 birim hücresinin birbiri üzerine dizilmiş paterni [33].

SDA işlemiyle alüminyum kaplamanın büyüme mekanizmasını açıklamak için öncelikli olarak banyo içerisindeki Fe-Al etkileşimi, sonrasında ise proseste oluşan fazlar arasındaki difüzyon mekanizmalarının incelenmesi gerekmektedir. Belirtilen tüm reaksiyonlar, difüzyon katmanlarının oluşumuna göre beş zaman diliminde anlatılabilmektedir. Bu beş farklı zaman dilimi genel olarak SDA kaplama işlemi de özetlemektedir. Bu durumun şematik olarak gösterimi ve intermetalik tabakanın oluşumu Şekil 3.5’de gösterilmektedir [38].

T_0 olarak tanımlanan sürede sıvı Al soğuk Fe ile sürekli temas halindedir. Kaplama numunesinin ergimiş Al içerisine daldırılmasının ardından banyo sıcaklığında lokal bir düşüş meydana gelmektedir. Katı metal ile sıvı Al arasındaki ısı transfer süreci reaksiyonların başlayacağı zamana kadar devam etmektedir. Fe-Al fazlarının oluşumu esnasında sıvı alüminyum, demir yüzeyinde yayılmaktadır. Kaplama işlemi süresince katı-sıvı ara fazında gaz absorbe edilmediği gözlenmektedir. Kaplama yapılan yüzeydeki kaplama ve ara fazın ilerleyerek birikmesi bu durumu açıklamada yeterlidir. Bu sistem içerisinde oluşan ilk fazların (FeAl_3 ve Fe_2Al_5) numune yüzeyinde oluşumunun gösterilmesi oldukça zordur. Benzer çalışmalarda ilk oluşan fazın FeAl_3 olduğu belirtilmektedir [31,38-39].

T_1 süresince, iki yönlü olarak gerçekleşen difüzyon sonucunda metaldeki kafeslerden farklı kristallografik kafesler oluşmaktadır. Difüzyona ait bu karakteristik özellik, difüzyon hızının sadece fazların bileşiminde bulunan her bir elemente değil aynı zamanda ara yüzeydeki reaksiyonların kinetiğine de bağlı olduğunu göstermektedir. Yeni oluşan fazlar incelendiğinde tek bir fazdan oluşmadığı ve bazı süreksizliklerin içerdiği bilinmektedir. T_1 aşamasının sonu, kaplamanın büyümeğe başladığı kısım olarak tanımlanabilir. İşlemin bu aşamasında, ergimiş metal içerisinde katı faz çözünmeye başlamaktadır ve bu aşama homojen olmayan bir ortamda heterojen reaksiyonların gerçekleştiği söylenebilmektedir [38].



Şekil 3.5 : Alüminyum kaplamanın ilerleme mekanizması [38].

T₂ aşamasına gelindiğinde oluşan intermetalik bileşiklerin kalınlığının gittikçe arttığı görülmektedir. Bu durum Fe-Al fazının kaplama banyosu ile temasından dolayı gerçekleşmektedir. Sıcak daldırmayla kaplama işleminde fazların difüzyon gibi daha yavaş mekanizmalar ile kontrol edilmektedir. Bu sebepten dolayı, difüzyon mekanizması bu işlem için oldukça önemlidir. Literatürde yer alan deneyler, kaplamanın yeterli kalınlıkta olmasının, sadece iki intermetalik fazdan (FeAl₃ ve Fe₂Al₅) kaynaklandığını ortaya koymaktadır [31].

Şekil 3.6'da değişik faz sınırlarında oluşan intermetalikler gösterilmektedir. Her bir faz sınırında oluşan difüzyonun yönünü ve işlem sırasında meydana gelen kütle transferini belirlemek amacıyla reaktanların akıları arasındaki oranların bilinmesi gerekmektedir. Meydana gelen reaksiyonların hangi bölgelerde olduğu açık bir şekilde görülmektedir. Alüminyum difüze olacağı için kaplama kalınlığının oldukça artacağı sonucuna ulaşılmaktadır. Literatürdeki önceki çalışmalarda, kaplamanın ilerlemesi, hem difüzyon hem de alüminyum akısı temeline dayandırılmıştır [38].

Ara tabaka reaksiyonu, en dış tabaka sınırında alüminyum banyosu ile Fe₃Al fazı arasındaki reaksiyondur. Bu reaksiyon alüminyumun doyma derecesinin fonksiyonu olarak açıklanmaktadır. Alüminyumun demire difüze olabilmesi için oluşması gereken ilk reaksiyon bu sınırdadır. Faz sınırında olan alüminyum zaten sınırdaki bulunan intermetalik ile reaksiyona girerek kaplama tabakasına girmektedir.

Diagram illustrating the reaction of Al and Fe in a four-phase diffusion couple. The phases from left to right are Fe, Al_3Fe_2 , Al_3Fe , and Al.

Overall reaction above the couple: $\text{Al}_5\text{Fe}_2 + \text{Al} \rightarrow 2 \text{Al}_3\text{Fe}$

Overall reaction below the couple: $5 \text{Al}_3\text{Fe} + \text{Fe} \rightarrow 3 \text{Al}_5\text{Fe}_2$

Interface reactions and diffusion directions:

- At the Fe/ Al_3Fe_2 interface: $2 \text{Al}_2\text{Fe} + \text{Al} \rightarrow \text{Al}_5\text{Fe}_2$ (top); $\text{Al}_5\text{Fe}_2 + \text{Fe} \rightarrow \text{Al}_2\text{Fe}$ (bottom). Diffusion arrows indicate $J_{\text{Fe}} < J_{\text{Al}}$ (left) and $J_{\text{Fe}} > J_{\text{Al}}$ (right).
- At the Al_3Fe_2 / Al_3Fe interface: Diffusion arrows indicate $J_{\text{Fe}} < J_{\text{Al}}$ (left) and $J_{\text{Fe}} > J_{\text{Al}}$ (right).
- At the Al_3Fe /Al interface: $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al} \rightarrow \text{Al(Fe)}$ (top); $\text{Al(Fe)} + \text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ (bottom). Diffusion arrows indicate $J_{\text{Fe}} < J_{\text{Al}}$ (left) and $J_{\text{Fe}} > J_{\text{Al}}$ (right).

İkinci ara tabaka sınırında meydana gelen reaksiyon ise FeAl_3 ile Fe_2Al_5 fazları arasındaki Fe veya Al atomunun difüze olmasına göre belirlenmektedir. Al atom miktarının fazla olmasıyla beraber FeAl_3 fazı büyümekte ve bu büyüme için FeAl_3 ile Fe_2Al_5 ara yüzeyinde oluşan reaksiyonun gerçekleşmesi gerekmektedir [31].

Literatürde yapılan araştırmada bu sütunsal kristallerin ne zaman ve hangi süreçte büyümeye başladığı gibi konular tartışılmıştır. Eggeler ve arkadaşları [31], bu kristalitlerin kaplama banyosundan kaplama numunesinin çıkarıldığı zaman ortaya çıktığını iddaa etmektedir. Bu yazarların görüşüne göre, kristalleşmenin olası nedeni olarak alüminyum banyoda çözünmüş demirden kaynaklandığı ifade edilmiştir. Diğer çalışmalarda FeAl_3 fazında bulunan bu kolon şeklindeki kristallerin, kaplanan

numuneyi çevreleyen çözünmüş demir ile doymuş olan sıvı alüminyum banyosunda gerçekleşen ikincil kristalizasyonu ile oluştuğu kanıtlanmıştır.

T₃ zamanında, tüm reaksiyonlar devam etmekte ve Fe₂Al₅ fazına ait kalınlık, zamana bağlı olarak yaklaşık parabolik bir fonksiyon çizerek artmaktadır. Banyoda çözünen demir bileşimi bu zaman aralığında da artmaktadır. Difüzyon bölgesinde dinamik bir denge kurulmaktadır. Bu dinamik denge farklı intermetalik fazlarda difüze olan Al akısına ve difüze olan Fe oranına yani Nernst difüzyon katmanına bağlıdır.

Banyodan numunenin alınmasıyla T₄ süreci başlamaktadır. Bu aşamada daldırılan numuneden ortama doğru ısı transferi olmakta ve kaplama numunesi yüzeyinde sıcaklık düşmektedir. Bu değişimle demir yüzeyinde anlık olarak Fe₂Al₅ fazı demire yapışmaktadır. Daha ince katman halinde olan FeAl₃ fazı sütun şeklinde kolonlar olarak ilerleyerek büyümektedir. Bu fazlar ise demir içeren ve sıvı alüminyum banyosu ile aynı özellikte ince bir film tabakası ile kaplıdır. Kaplanan hacmi büyük bir ihtimalle banyonun viskozitesine bağlı olarak değişmektedir [38].

3.9.3 Alüminyum kaplı çeliklerin özellikleri

Tip 1 ve Tip 2 olmak üzere iki çeşit ticari alüminize çelik vardır. Tip 1 olarak isimlendirilen alüminize çelik, ötektik bileşene yakın oranda (% 5-11 Si) Al-Si'den oluşan kaplama havuzu kullanılarak yapılan kaplama işlemiyle üretilmektedir. Tip 2 olarak isimlendirilen alüminize çelikler ise ticari saflıkta alüminyum ile yapılan kaplama işlemiyle üretilmektedir. Her iki tipte yapılan kaplamalarda çelik parçalardan çözünerek % 2-4 oranında demir banyoya geçmektedir [40].

Temel olarak oluşan alüminyumca zengin Fe₂Al₅ intermetalik fazın kalınlığı, Tip 2'de biraz daha fazladır. İntermetalik yapılar genellikle kırılgan olmalarından dolayı kalınlığın olabildiğince ince olması istenmektedir. Bu sebepten dolayı banyo bileşimine Si ilavesi yapılarak bu sorun minimum seviyeye indirilmektedir. Bu durumu, değişik morfoloji ve yapıda bir alaşım tabakası oluşturarak gerçekleştirmektedir [5].

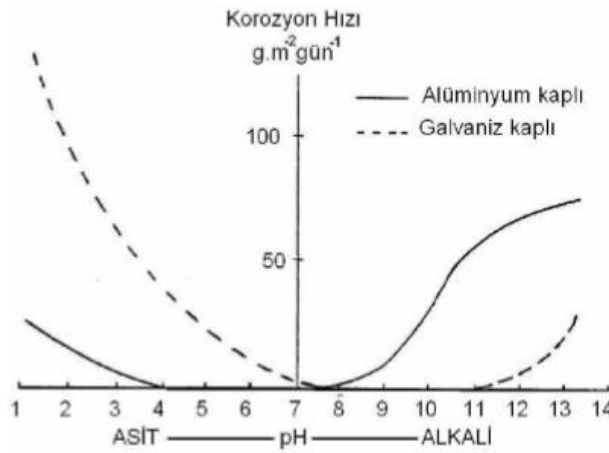
Al atmosfere açık koşullarda hemen bir Al₂O₃ oksit tabakası oluşturmaktadır. Sert olan bu tabaka oksijenin alt kısma geçmesine izin vermez ve çelik oksitlenmekten korunmuş olur. Alüminyum yüzeyinde doğal olarak oluşan bu tabakanın korozyon dayanımı yaygın bir şekilde bilinmektedir. Yüksek bir elektronegatif potansiyele sahip olan alüminyumun normal denge gerilimi -1,67 V'dur. Buna rağmen, alüminyumun

dış hava şartlarına, birçok zayıf asit çözeltisine, çoğu nötr çözeltilere ve suya karşı yüksek korozyon direnci vardır. Alüminyum parçaların üzerindeki anodik tabaka normal koşullarda açık gri renktedir ve bazı durumlarda koyu gri renge dönüşmektedir. Bu tabaka ilk oluştuğunda gözenekli ve yumuşak olmasına karşın alüminyum oksit oluşmasıyla beraber sertleşmekte ve metali nemden, havadan ve korozyondan korumaktadır [41].

Korozyon hasarı sonucunda oluşan pas, sadece görüntü açısından bir olumsuzluk değil aynı zamanda metali aşındıran bir kimyasal reaksiyondur. Literatürdeki bazı çalışmalar, oksalik asit ve sülfürik asit karışımında ve alüminyumun anot olduğu koşulda elektroliz işlemiyle alüminyumun anodik oksidasyonunun gerçekleştiğini ve alüminyum yüzeyinin sertliğini artırdığını göstermektedir. Alüminyum yüzeyindeki oluşan bu sert oksit tabakası, korozyon direncini de oldukça geliştirmiştir [42].

Klorürler ve diğer halojenler, alüminyumdaki koruyucu film tabakasını yok edebilmektedirler. Bu sebepten dolayı klorlu çözeltilerde alüminyumun kararlılığı bir miktar azalmıştır. Kuvvetli negatif potansiyelinden dolayı pek çok elektropozitif metallerle (Cu, Pt, Fe, Ni, Sn gibi) temasında alüminyumun korozyonu oldukça artmaktadır [43,44].

Şekil 3.7’de alüminyum kaplı çelik ile galvaniz kaplı çeliğin farklı pH değerlerindeki korozyon hızları görülmektedir. Alüminyum kaplı çelik, asitli ortamlarda daha iyi korozyon direnci gösterirken alkali ortamlarda ise tam tersi galvaniz kaplı çelikler daha iyi korozyon direnci göstermektedir [40].



Şekil 3.7 : Kaplanmış çeliğin farklı pH değerlerindeki çözeltilerdeki korozyon direnci [40].

3.9.4 Sıcak daldırma alüminyum kaplama işlemiyle ilgili uygulama örnekleri

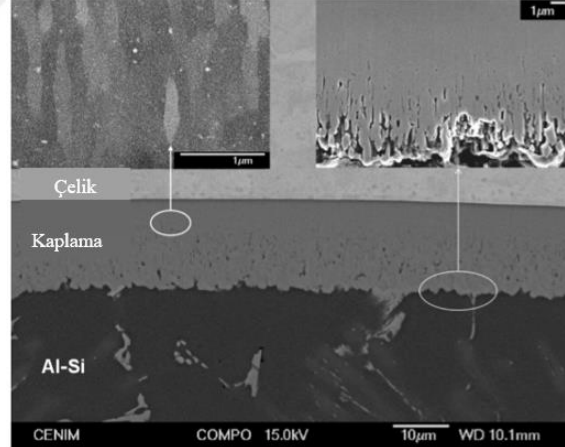
SDA yöntemiyle alüminyum kaplaması üzerine çok farklı alanlarda oldukça fazla çalışma yer almaktadır. Bunların bir kısmı kaplama sonrası yüzey özelliklerinin nasıl geliştiği, diğer bir kısmı ise oluşum mekanizmalarını farklı açılardan değerlendirme üzerinedir. Bu başlık altında temel olarak intermetaliklerin oluşum mekanizmaları, daldırma süresi ve sıcaklığının etkileri üzerine gerçekleştirilen çalışmalardan söz edilmiştir. Bunun yanında yüzey özelliklerindeki değişimlerle ilgili çalışmalar da yer almaktadır.

Alüminyum banyosuna düşük karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin 8 dakikaya kadar daldırılmasıyla yapılan çalışmada farklı malzeme türlerinin kaplama hızı arasındaki ilişki belirlenmeye çalışılmıştır. Çalışma kapsamında 715-1032°C arasında farklı malzemelere kaplama işlemi gerçekleştirilmiştir. Yapılan hesaplamalar sonucunda yüksek sıcaklıklarda yapılan kaplama işlemlerinin difüzyon kontrollü olduğu, ancak düşük sıcaklıklardaki işlemlerin ise çekirdeklenme hızına daha çok bağlı olduğu belirlenmiştir. Demir ve düşük karbonlu çelik yerine orta karbonlu çelik kullanıldığında reaksiyon hızında 800°C'den sonraki sıcaklıklarda azalma görülmüştür. Bu durum için alaşım tabakasının ergimesinden kaynaklandığı ifade edilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda oluşan intermetalik fazların, sıcak daldırma işlemi sırasında dökülme eğiliminde olması diğer bir sebep olarak ifade edilmiştir. Böyle bir etkiyle normal incelikte bir alaşım tabakasının oluşmasına neden olacaktır [35].

Alüminyum kaplama sıcaklığının kaplama kalınlığı üzerindeki etkisi oldukça önemlidir. Bu durumun oluşmasındaki temel unsur kaplamanın difüzyon temelleri üzerinde olmasıdır. Sıcaklık 665°C'den 800°C'ye arttırıldığında difüzyon hızındaki artış sayesinde tabaka kalınlığı hızlı artmakta fakat daha fazla arttırılmasıyla tabaka kalınlığı belirgin seviyede azalmaktadır. Kaplama kalınlığı ile sıcaklık arasındaki ilişkiye bakıldığında öncelikli olarak arttığı daha sonra maksimum seviyeye ulaşır hızlı bir şekilde azaldığı gözlenmiştir. Bazı çalışmalarda bunun nedeni olarak, demirin alüminyum içinde çözünmesi olarak ifade etmiştir. Alüminatların banyo içerisinde çözünmesi de etkilidir. Yüksek sıcaklıktaki kaplamalarda sadece ince bir kaplama elde edilmemekte ve numune yüzeyinde kuvvetli bir erozyon meydana gelmektedir. Kaplama bölgesinin yakınındaki ciddi miktardaki alüminatlar ara tabakadan koparak tabakanın incelmeye neden olmaktadır [5].

SDA yöntemiyle alüminyum kaplama işleminin önemli araştırma konularından biri de altlık malzemesi ile kaplama arasındaki yapının morfolojisidir. Bu yöntemle kaplama işleminde oluşan intermetalikler temel olarak FeAl_3 ve Fe_2Al_5 'dir. 9Cr-1Mo yüksek sıcaklık çeliğine yapılan sıcak daldırma alüminyum kaplama çalışmasında da benzer intermetalikler elde edilmiştir. Bu çalışma kapsamında farklı soğutma şekilleri de uygulanarak yapılarıdaki sertlik ve kimyasal bileşimi incelenmiştir. Temel olarak oluşan Fe_2Al_5 intermetalik fazın sertliği 500-600 HV, FeAl intermetalik fazının sertliği 300-400 HV ve $\alpha\text{-Fe(Al)}$ yapısının ise 250-300 HV olduğu belirlenmiştir [45].

Farklı bir çalışmada ise Frutos ve arkadaşları [46] östenitik bir paslanmaz çeliğe (AISI 316) % 12,4 Si içeren bir alüminyum banyosunda kaplama işlemi uygulamıştır. Çalışma kapsamında 765°C sıcaklıkta 60 ile 900 saniye aralıklarında işlem uygulanmıştır. Elde edilen çıktılarda intermetalik tabakanın süreden bağımsız olduğu ve ortalama 12 μm kalınlığında olduğu belirlenmiştir. Bu çalışmada kaplamanın üç farklı tabakadan oluştuğu da gösterilmiştir. En dış tabakada alüminyumca zengin bir tabaka, bu tabaka ile altlık arasında intermetalik tabakası ve en altta da altlık malzemesi yer almaktadır (Şekil 3.8).



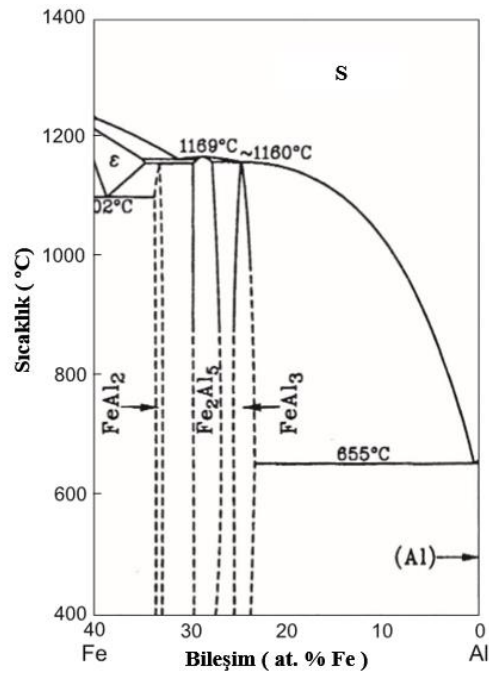
Şekil 3.8 : 765°C sıcaklıkta 300 saniye boyunca kaplanmış numunenin kesitinin SEM fotoğrafı [46].

Şekil 3.8’de görülen altlık ve intermetalik tabaka arasındaki yapı diğer SDA kaplamalarına göre farklılık göstermektedir. Diğer çalışmalarda dendritik bir şekilde intermetalik tabaka altlık malzeme içerisine uzamaktadır fakat bu çalışmada bu iki yapı birbirine paralel bir şekilde herhangi bir özel şekil olmaksızın temas halindedir.

Kobayashi ve arkadaşları [49], yaptıkları çalışmada karbon çeliğini SDA yöntemiyle alüminyum kaplayarak intermetaliklerin difüzyon mekanizmalarını incelemiştir. Sıcak

daldırma işlemi için kullanılan banyo % 99,7 saflıkta alüminyum içermektedir ve banyo sıcaklıkları 700 ve 800°C'dir. Sıcak daldırma işleminden sonra farklı sıcaklıklarda fırınlarda bekletilerek difüzyon mekanizmaları incelenmiştir. Difüzyon mekanizması incelemesi için öncelikli olarak difüzyon katsayısı belirlenmiştir. Demir içerisine alüminyumun difüzyon katsayısı $1,8 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ (793-922 K), alüminyum içerisinde demirin difüzyon katsayısı $53 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ (1.003-1.673 K) olarak belirlenmiştir [47,48]. Difüzyon katsayılarından da anlaşılacağı üzere alüminyum içerisine demirin difüzyonu daha hızlıdır. Bu çalışmada elde edilen çıktılara bakıldığında 1.000°C sıcaklığın altındaki uygulamalarda Fe_2Al_5 intermetalik yapısının, bu sıcaklık değerinin üstünde ise FeAl ve Fe_3Al intermetalik yapısının olduğu görülmektedir. Ayrıca oluşun enerjileri açısından da FeAl ve Fe_3Al intermetalikleri, Fe_2Al_5 intermetaliklerinden oldukça fazladır.

SDA yöntemiyle oluşan intermetalikler ile ilgili diğer bir çalışmayı ise Takata ve arkadaşları [50] 2014 yılında gerçekleştirmiştir. Ergimiş alüminyum ile katı demirin temas etmesiyle beraber temel olarak FeAl_3 (monoklinik kristal yapı) ve Fe_2Al_5 (ortorombik kristal yapı) intermetalikleri oluşmaktadır. Şekil 3.9'da görüldüğü gibi Fe-Al ikili faz diyagramında da bu fazların oluşması beklenmektedir. Oluşum enerjisinin düşük olması ve demirin alüminyum içerisindeki yüksek difüzyon hızından dolayı ilk oluşan intermetalik Fe_2Al_5 'dir.



Şekil 3.9 : Fe – Al ikili denge diyagramı [50].

40

aluminyum kaplama işlemi oda sıcaklığı aşınma direncine olumsuz etki yapsada yüksek sıcaklıkta aşınma direncini ciddi derecede artırmıştır.

Çizelge 3.2 : Ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma hızı değerleri [51].

Sıcaklık (°C)	Ortalama Sürtünme Katsayısı		Aşınma Hızı ($\times 10^{-6}$ mm ³ /mm)	
	Kaplanmış Çelik	Kaplanmamış Çelik	Kaplanmış Çelik	Kaplanmamış Çelik
25	0,82 $\pm$ 0,08	0,73 $\pm$ 0,06	0,83 $\pm$ 0,18	1,59 $\pm$ 0,31
600	0,54 $\pm$ 0,05	0,67 $\pm$ 0,05	4,30 $\pm$ 0,46	16,66 $\pm$ 1,82

Fe-Al diyagramının aluminyumca zengin tarafında SDA işlem sıcaklıklarında genellikle FeAl₃ intermetaliğinin oluşması beklenmektedir, ancak Fe-Al intermetalik fazı oluşumu ikili denge diyagramına göre harfiyen gerçekleşmemektedir. Eğer buna göre gerçekleşmiş olsaydı yapılan SDA işlemlerinin ardından temel olarak FeAl₃ intermetalik yapısının görülmesi gerekirdi. Bu durumun gerçekleşmemesinin nedeni, arayüzeydeki enerji bariyerini yenecek ve yeni bir fazın oluşmasını sağlayacak enerjinin olmamasıdır. İşlem süresini veya sıcaklığını artırarak fazın oluşmasına imkan verilebilmektedir [52].

SDA işlemi sonrasında oluşan Fe₂Al₅ intermetalik fazını tamamen farklı bir faza dönüştürmek amacıyla işlem sonrası fırın içerisinde yüksek sıcaklıklarda tutularak difüzyon işlemi de uygulanmaktadır. T91 çeliği, SDA işleminden sonra 650, 850 ve 1.050°C sıcaklıklarda tutularak difüzyon gerçekleştirilmiştir. SDA işlem sonrasında kaplama yapısında Al, FeAl₃ ve Fe₂Al₅ fazları mevcuttur. Ancak difüzyon sonrası yapıda dönüşümler meydana gelmiştir. 650°C ve 850°C’de yapılan tavlama sonrası sadece Fe₂Al₅ fazı bulunurken, 1.050°C sıcaklığında yapılan difüzyon işleminden sonra yapı tamamen FeAl₃ fazına dönüşmüştür [53].



4. MİKRO ARK OKSİDASYON

Mikro ark oksidasyon (MAO) işlemi sonrasında yüzeyde poröz, kısmen kaba ve sağlam yapışmış bir oksit tabaka oluşmaktadır. MAO, çok sayıda projede çalışılmakla birlikte üzerinde hala çalışmalar yapılmakta olan ve gelişimini devam ettirmekte olan bir yöntemdir. Genel anlamda bu yöntem, alkali esaslı bir elektrolit içerisinde gerçekleşen elektrokimyasal oksidasyon ile yüksek voltaj akım davranışını birleştiren bir metottur [54].

MAO işlemini tanımlamak için farklı sebeplerden dolayı farklı tanımlamalar yapılmaktadır. Bu tanımlamaları şu şekilde listeleyebiliriz:

- Mikro ark anodik oksidasyon (micro arc anodizing, “MAO”),
- Plazma elektrolitik oksidasyon (plasma electrolytic oxidation, “PEO”)
- Kıvılcımlı anodik oksidasyon (spark anodizing),
- Anodik kıvılcımlı biriktirme (anodic spark deposition),
- Mikro plazma anodik oksidasyon (microplasma anodizing),
- Mikro plazma oksidasyon (mikro plazma oxidation),
- Elektrozplazma oksidasyon (elektrozplasma oxidation) [55,56].

Yaklaşık olarak deşarj olayı bir asır önce açıklanmasına karşın detaylı olarak çalışmalar 1930’lu yıllarda başlamıştır. Bu çalışmaların çıktılarıyla ancak 1960’lı yıllarda olumlu sonuçları elde edilmeye başlanmıştır. 1970’li yıllara gelindiğinde ise alüminyum anot üzerine kaplama çalışmaları başlamıştır. Daha sonraki yıllarda bu yöntem iyice geliştirilmiş ve MAO ismini almıştır. Bu alanda günümüzde özellikle Çin ve USA kökenli bilim insanları da bu konudaki araştırmalara katılmışlardır [57].

MAO yüzey işlemi Amerika’da çok fazla patentli işlem haricinde Avrupa’da Keronite, Kepla-Coat, Tagnite, Anomag, EC² isimleriyle, İsrail’de ise Almag-Al ismiyle ticari olarak uygulanmaktadır. Bu ülkeler dışında Çin, Japonya ve Avustralya da kendilerine ait mikro ark oksidasyon teknolojisini uygulamaya başlamışlardır [54,56].

4.1 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi

MAO yönteminin tekniğine bakılırsa anodik oksitleme prensibine dayanmakta olan bir yüzey modifikasyon olduğu anlaşılmaktadır. Bu konu üzerinde son yıllarda oldukça farklı uygulama alanlarında çalışmalar gerçekleştirilmektedir. Diğer benzer yöntemlere kıyasla bu yöntem, asit içermemesi sayesinde çevre dostu bir oksidasyon yöntemidir. Özellikle Mg, Al, Ti gibi hafif metallerin ve bunların alaşımlarının yüzeylerinde MAO ile çok farklı fiziksel ve mekanik özellikte kaplamalar oluşturulabilmektedir.

MAO prosesi temelde metal ve alaşımlarının sulu elektrolit çözeltisi içerisinde işlem gördüğü anodik oksidasyon prosesine dayanmakla birlikte polarizasyon potansiyeli geçildiğinde oluşan plazma deşarjları ve bu deşarjların yol açtığı bölgesel yüksek sıcaklık ve yüksek basınç bölgesi, yüzeyde altlık malzeme oksitlerinin oluşmasının yanı sıra, içerisinde elektrolitten geçen bileşenlerin de bulunduğu karmaşık oksitlerin oluşmasına izin verir. Bu yöntemde uygulanan gerilim belli bir kritik değeri aştığı zaman elektrolit/metal ara yüzeyinde deşarj meydana gelmektedir. Elektrot ile elektrolit kombinasyonu ve polarizasyon değişkenlerine bağlı olan deşarj, metal elektrotun hem pozitif hem de negatif kutuplanmasıyla elektrot çevresinde, sürekli olan bir parıltıdan, kısa süreli mikro bir deşarja kadar geniş aralıklarda değişebilmektedir. Hem elektriksel hem de zamana bağlı olan deşarj karakteristiği, elektrot yüzeyinde farklı termodinamik koşullarla ciddi derecede değişebilmektedir. Bu olay optimize edilebilirse yüzey tabakasının yani kaplamanın yapısı ve özellikleri belirlenir ve çok farklı yüzey mühendisliği uygulamasında kullanılabilir [55].

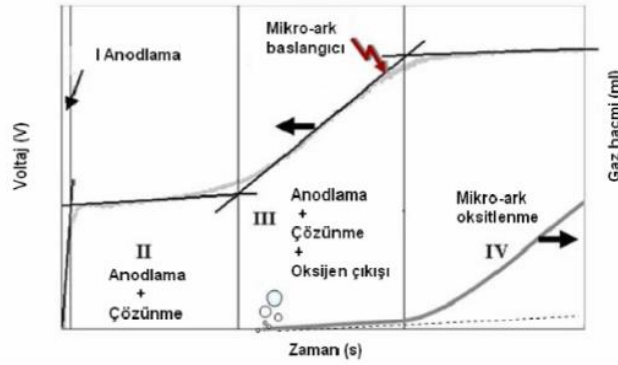
Özellikle hafif metallerin yüzey özelliklerini iyileştirmek, aşınma ve korozyon direncini artırmak amacıyla mikro ark oksidasyon yöntemi tercih edilmektedir. Diğer bir açıdan da işlemin düşük maliyet, esneklik ve çevre dostu olmasından dolayı bu teknolojinin kısa sürede endüstride yaygın kullanılacağı tahmin edilmektedir. Son yıllarda Avrupa, Amerika ve Asya'da bu ilgi daha da artmakta ve araştırma projelerinde sıkça yer almaktadır [57].

Ticari alanda yaygın olarak kullanılan sert anodik oksidasyon (hard anodising), sert krom kaplama ve termal sprey uygulamalarına alternatif olarak mikro ark oksidasyon da tercih edilebilecektir. MAO prosesi, birçok başarılı çalışma ile bu iddiasını kanıtlamış ve çevreye olan duyarlılığından dolayı sürekliliğini sağlayacak güçtedir.

MAO prosesi çevreye olan etkisinden dolayı diğer yöntemlerden ciddi derecede ayrılmaktadır. Bu proseste atık maddelere karşı herhangi bir tedbire gerek olmayan bir çözeltinin kullanılması sayesinde çevreci bir metottur. Bunun yanında kaplama yüzeyinde oluşabilecek herhangi bir hasar durumunda bozulan bölgeye yeni bir uygulama ile tamir işlemi gerçekleştirilebilmektedir [58].

Normal koşullar altında MAO kaplaması üç farklı bölgeden oluşmaktadır. En dışta yer alan bölge gözenekli, daha alt kısımda düşük gözenekli bölge ve en altta da altlık malzemesine dar bir geçiş tabakası yer almaktadır. Bu yöntem 100°C sıcaklığın altında uygulanmakta ve bu sayede kaplama yapılacak malzemenin mikroyapısında herhangi bir değişiklik yaşanmamaktadır.

Snizhko [59] bu prosesin hem fiziksel hem de kimyasal temellerini araştırmış ve bu prosesin dört farklı adımda gerçekleştiği sonucuna ulaşmıştır. Bu sınıflandırmanın şematik olarak gösterimi Şekil 4.1’de yer almaktadır.



Şekil 4.1 : Mikro ark oksidasyon işlemi adımları [59].

MAO işleminin gerçekleşebilmesi için metal-elektrolit ikilisinin seçiminin doğru yapılması gerekmektedir. Bu amaç için genellikle metal pasifleşmesi için kullanılan polarizasyon deneyinin verileri kullanılmaktadır. Ayrıca MAO yöntemiyle kaplamada kıvılcım oluşumunda gerekli olan voltaja ulaşmayı kolaylaştıran elektrolitler kullanılmaktadır. Kaplama yapısına olan katkılarından dolayı elektrolitler dört sınıfa ayrılabilirler:

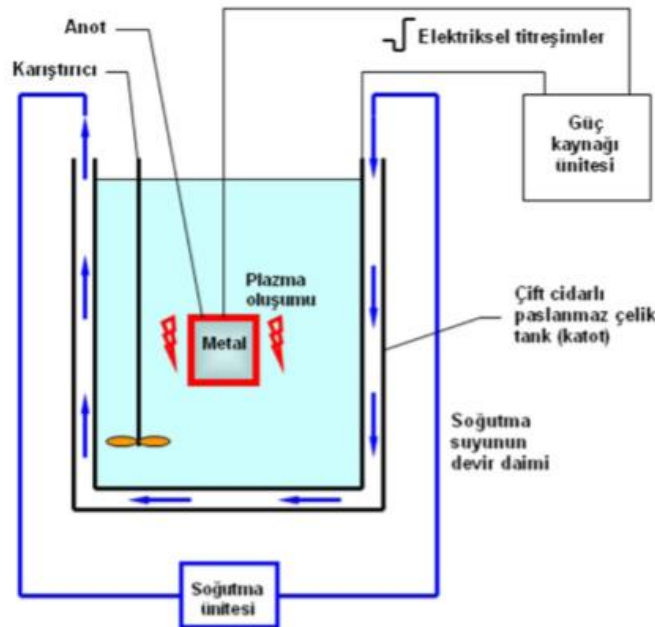
- Kaplamaya sadece oksijen katan elektrolitler,
- Kaplamaya diğer elementleri katan anyonik bileşenler içeren elektrolitler,
- Kaplamaya diğer elementleri katan katyonik bileşenler içeren elektrolitler,
- Makro parçacıkların kaplamaya katılmasını sağlayan süspansiyonlar.

Elektrolit sınıfları içerisinde yer alan anyonik ve katyonik bileşenler hem taban malzemesinin oksitlenmesi hem de elektrolit içerisinde yer alan elementlerin altlık malzemesine çökmesini sağlamaktadır. Elektrolit grupları, oldukça geniş olmaları ve kaplama özelliklerini değiştirebilmesinden dolayı bu yönetime ciddi bir avantaj sağlamaktadır. Elektrolit içerisine iletkenliği artırmak için bazı maddeler de katılmaktadır. Aynı şekilde stabilize edici maddeler ve modifiye edici maddeler de elektrolit içerisinde yer alabilmektedir. Ayrıca bazı durumlarda renklendirici maddeler, yüksek ergime noktasına sahip sert toz malzemeler ve kuru yağlayıcılar da elektrolite dahil edilebilmektedir [60].

MAO işleminde elektrolit bileşimi, pH, iletkenlik gibi özellikleriyle beraber MAO parametreleri, oluşan oksit tabakanın morfolojisini ve kimyasal bileşimini değiştirmektedir. Yapılan çalışmalarda çözeltinin bileşenleri ve konsantrasyonu ile elektriksel değişkenlerin (voltaj, akım, süre) oksit tabakası üzerinde önemli değişikliklere sebep olduğu gözlemlenmiştir [61].

4.1.1 Mikro ark oksidasyon işleminde kullanılan donanım

MAO işlemi en genel anlamda, bir güç kaynağı, bir elektrolit banyosu, anot, katot ve soğutma sistemlerinden oluşmaktadır. Bu sistemin şematik gösterimi Şekil 4.2’de verilmiştir [62].



Şekil 4.2 : Mikro ark oksidasyon işleminde kullanılan donanımın şematik gösterimi [62].

Yüzeyinde kararlı bir oksit tabakası oluşturulacak metal güç kaynağına anot olarak bağlanırken, katot görevi paslanmaz çelik tank tarafından sağlanmaktadır. Çözelti içerisinde homojenliğin sağlanması amacıyla karıştırıcı kullanılmaktadır. Ark oluşumu sırasında açığa çıkan ısı elektrolitin ısınmasına neden olduğundan dolayı, çift cidarlı olarak üretilen tank içerisinden geçirilen soğutma suyu, sistemi soğutarak ideal sıcaklıkta tutmaktadır. Genel olarak sisteme bakıldığında elektrolit çözeltisi içerisine daldırılan numuneye (anot) negatif voltaj, paslanmaz çelik tanka (katot) pozitif voltaj uygulanmasıyla anot üzerinde ark oluşturulmaktadır. Numune yüzeyinde ark oluşumuyla beraber oksit oluşumu gerçekleşmektedir [62].

Bu sistemde elektrolit sıcaklığı genellikle 10-60°C aralığında tutulmaktadır. İşlem sırasında yüksek voltaj ve akım değerlerinden dolayı sıcaklıkta artış görülebilmektedir. Bu sebepten dolayı sisteme soğutma ünitesinin dahil edilmesi oldukça kritiktir.

MAO yüzey işleminde değişik tipte güç kaynakları kullanılmaktadır. Kullanılan güç kaynakları, doğru akım, darbeli doğru akım, alternatif akım ve çift kutuplu darbeli akım tiplerinde sistemlerdir. Doğru akım sistemi, yüzeydeki desarj karakteristiğinin düzenlenmesindeki güçlüklerden dolayı MAO işlemlerinde sınırlı ölçüde kullanılmaktadır. Yine de bazı basit şekilli numuneler ve ince kaplamalarda doğru akım güç kaynağı tercih edilmektedir [59,63,64].

Sabit akım yoğunluğu işlem zamanı ve oksitlenme işleminin kontrolü için oldukça avantaj sağlamaktadır. Bunun yanında sabit olmasının bir dezavantajı ise kaplamanın gözenekli yapıda olmasıdır. Gözenekli yapıdan dolayı korozyon direnci azalmakta ve bu yapı korozyon açısından istenmeyen bir durum olmaktadır. İstenmeyen bu gözenekli yapıdan kurtulmak amacıyla alternatif akımdan yararlanılan çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışma çıktılarında, gözeneksiz, korozyon ve aşınma direnci yüksek kaplamalar elde edilmiştir [65,66].

4.1.2 Mikro ark oksidasyon işleminin uygulama alanları

MAO işlemi, pek çok avantaj sağlamasından dolayı, otomotiv, uzay ve askeri alanlarda geniş bir uygulama alanına sahiptir. Bu yöntemle yüzey işlemi uygulanan parçalar, kalın seramik kaplama istenen uygulamalarda kullanılmaktadırlar. Bununla beraber anodik oksidasyon işlemleriyle kaplanamayan yüksek silisyum içeren alüminyum ve magnezyum alaşımları bu yöntemle kaplanabilmektedir. Bu yöntemle kaplama yapılan

yüzeyler boyalara karşı gösterdikleri kuvvetli eğilim sayesinde boya tabanı için mükemmel bir yüzey oluşturmaktadır [67].

MAO işlemi özellikle hafif metal alaşımlarının yüzey özelliklerini iyileştirmek için kullanılmaktadır. Örneğin ilk denemelerde bu yöntemle kaplanmış alüminyum alaşımlarının sert anodik oksidasyon ve sert krom kaplama ile yapılan iyileştirmelere göre korozyon ve aşınma direnci artmaktadır. Ayrıca MAO ile kaplanmış alüminyum alaşımları termal spreycaplama veya elektrolitik sert krom kaplama ile yüzeyleri iyileştirilen çelik malzemelere bir alternatif olabilir. Magnezyum alaşımlarının korozyon ve aşınma dayanımının bu yöntemle iyileştirilmesi sayesinde piston, kaymalı yatak, motor valfleri gibi ağırlık tasarrufu sağlayan uygulamalarda daha fonksiyonel olarak kullanılması mümkündür [67].

Bu işlem sonucunda yüzeyde oluşan seramik kaplama sayesinde üretilen parçaların yüksek sıcaklık dayanımları önemli ölçüde iyileşmekte ve uzay araçlarında ve roketlerde koruyucu olarak kullanılabilir. Bu tür kaplamalar, mükemmel dielektrik özelliğinden dolayı yalıtkan ortamlarda da kullanılabilir. Ayrıca kaplamanın değişik renklerde yapılabilmesinden dolayı mimari eserlerde de bu kaplama türü tercih edilebilir [67].

Kimyasal, mekanik, termal ve elektrik-elektronik uygulamalarda da bu yöntem tercih edilmektedir. Aşağıda mikro ark oksidasyon işleminin bu uygulamalarda neden tercih edildiği listelenmiştir:

- Orta seviyeli sıcaklıklara, güçlü asit ve bazlara karşı oksit tabakası oldukça dayanıklı olmasından dolayı gıda ve kimya endüstrisinde kullanılabilir.
- Kaplamanın yüzey sertliğinin 1.300 kg/mm^2 'den daha yüksek olması sayesinde kayma, abrasif ve erozif aşınma direnci artmakta ve sürtünme katsayısının düşük olması, sınır yağlama koşullarında kullanımı mümkün kılmaktadır. Bu farklardan dolayı mekanik uygulamalarda tercih edilebilir.
- Isıl iletkenlik değerlerinin diğer metallere kıyasla daha düşük olmasından dolayı sıcaklığın eşit dağılımını sağlamak ve termal şok direncini artırmak için bu yöntem tercih edilebilir.
- Kaplama yüzeyinde oluşan oksit tabakasının yalıtkan özelliği sayesinde elektrik ve elektronik uygulamalarda kullanılabilir [68].

4.2 Mikro Ark Oksidasyon İşleminin Avantaj ve Dezavantajları

MAO yöntemiyle oluşturulan kaplamalar oldukça sert ve kalın bir morfolojiye sahip olmakla beraber kendine özgü bir teknikle hafif metal ve alaşımlarına uygulanmaktadır [69,70]. Yeni bir teknoloji olmasından dolayı kaplama yapılan numune yüzeylerindeki filmin oluşumu ve gelişim mekanizması ile kaplama özelliklerinin tam olarak anlaşılabilmesi için çok fazla araştırma yapılmaktadır. Bugüne kadar yapılan çalışmalara bakıldığında, bu teknolojinin pek çok avantajı olduğu gibi bazı dezavantajlarının da olduğu gözlenmiştir.

Numune hazırlama işlemi diğer benzer teknolojilere göre daha kolay ve basittir. Bu sayede üretim süresi kısaltmakta ve daha verimli bir zaman yönetimi sağlanmaktadır. Diğer bir avantajı ise Al, Mg, Ti, Nb, Zr gibi geniş bir malzeme grubuna bu yöntemin uygulanabilmesi ve klasik anodik oksidasyon yöntemiyle kaplanması oldukça zor yüksek bakır içeren alüminyum alaşımlarının ve yüksek silisyum içeren döküm malzemelerinin bu yöntemle kaplanabilmesidir [54,62].

MAO yönteminin bazı avantajları şunlardır:

- Kaplama işleminden önce veya sonra herhangi bir işlem gereksinimi yoktur,
- Kullanılan elektrolitler çevre dostu ve ekonomiktir,
- Yüksek sertliğe sahip yüzeyler elde edilmektedir,
- Yüksek aşınma ve korozyon direncine sahip yüzeyler elde edilmekte ve yüksek sıcaklığa dayanıklı olması sayesinde termal bariyer bir kaplama olarak da kullanılmaktadır.
- Dielektrik dayanımı 10 – 20 V/mikron düzeyindedir.
- Kaplama rengi değiştirilerek dekoratif uygulamalarda kullanılabilir [57].

Yukarıda sözedilen avantajlara bakıldığında, MAO işleminin çok farklı alanlarda olumlu etkilerinin olduğu görülmektedir. Bunun temel sebebi MAO prosesinde akım yoğunluğu, voltaj, elektrolit bileşimi ve sıcaklık gibi parametreler değiştirilerek çok farklı yapısal özelliklere sahip kaplamalar üretilmesidir [62].

Tüm bu avantajlarına rağmen bu yöntemin de diğer uygulamalar gibi bazı sınırlamaları ve olumsuzlukları mevcuttur. Elde edilmek istenen yüzey özelliği, uygulama kolaylığı

ve maliyeti, çevreye olan etkisi gibi parametreler incelenerek yüzey işlemi yapılmadan önce hangi yöntemin daha verimli olduğunun tespit edilmesi gerekmektedir.

Mikro ark oksidasyon prosesi işlem değişkenlerine bağlı olarak 1.000 V değerine kadar enerji sağlayabilecek bir güç kaynağına ihtiyaç duymaktadır. Parça türü ve boyutuna göre belirlenen bu enerji ihtiyacı, üretim sırasında tehlike riskini oldukça artırmaktadır. Geleneksel anodik oksidasyonla kıyaslandığında bu yüksek enerji gerektiren durumlar maliyeti oldukça artırmaktadır. Bununla beraber yüzeyde oluşan yüksek sıcaklıktan dolayı daha büyük bir soğutma sistemine gerek vardır. Parçanın büyüklüğü arttıkça bu yöntemin hem kurulum hem de üretim maliyeti oldukça artmakta ve benzer uygulamalara göre dezavantaj oluşturmaktadır.

İşlem sonucu oluşan seramik kaplama pürüzlü ve oldukça kırılıgandır, bu nedenle en dış katmanın aşınma direnci oldukça düşüktür. Öye yandan, kaplamanın iç kısımlarının aşınma direnci oldukça yüksetir. Seramik kaplamanın zayıf noktası olarak gösterilen en dış katmanın kaldırılması maliyet ve üretim açısından sıkıntılı olmasından dolayı da tercih edilmemektedir [54].

Bu başlık altında mikro ark oksidasyon ile ilgili hem avantaj hem de dezavantajları hakkında bilgi verilmiştir. Dezavantajları olmasına karşın ciddi avantajlar sağlamasından dolayı MAO işleminin endüstriyel alanda gün geçtikçe daha fazla önem kazanacağı çok açıktır.

4.3 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi Uygulanabilen Malzemeler

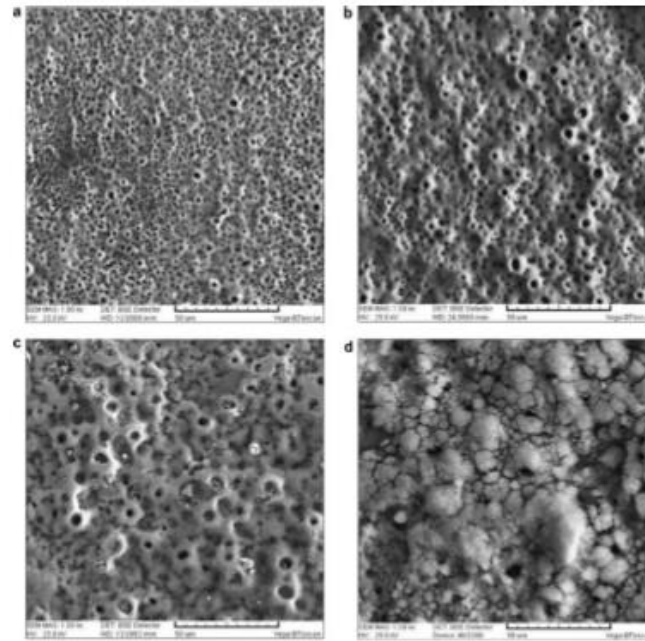
MAO yöntemi valf metal olarak adlandırılan, Al, Ti, Mg, Zr ve alaşımlarına uygulanabilmektedir. Temel olarak metalin yüzeyindeki kararlı oksit filminin direnç oluşturmasıyla işlem gerçekleştirilmektedir. Valf metallerinin kendi oluşturdukları oksitlerin korozyon potansiyeli (açık devre) kararlıdır ve bu oksitlerin korozyon dirençleri de oldukça yüksektir. Ayrıca paslanmaz çelik gibi bu yöntemle kaplanamayan metallerin yüzeyleri çeşitli işlemlerle mikro ark oksidasyon işlemine uygun hale getirilebilmektedir.

4.4 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi Uygulama Örnekleri

Litertürde farklı voltaj değerlerinde yapılan MAO işlemleriyle ilgili çok fazla çalışma yer almaktadır. 2010 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi'nde (İTÜ) yapılan bir

yüksek lisans tezinde [71], 350-400-450-500 V değerlerinde MAO işlemleri gerçekleştirilmiştir. Çalışma çıktılarına bakıldığında artan voltaj değeriyle porların küresel özelliklerini kaybettiği ve yüzeyde homojen por dağılımının bozulduğu belirlenmiştir. Bu durumun nedeni olarak artan voltaj değeriyle yüzey sıcaklığının artması ve porların birleşerek kısmen kapanması ve rastgele bir şekilde birleşmeleri gösterilmiştir. 350 ve 400 V değerlerinde yüzeyde çatlaklar görülmezken 450 ve 500 V değerlerinde çatlaklar görülmüştür. Bu çalışmada elde edilen diğer bir bulgu ise voltaj değerinin artması sonucunda por miktarının azalmasına karşın por boyutunda artma görülmektedir.

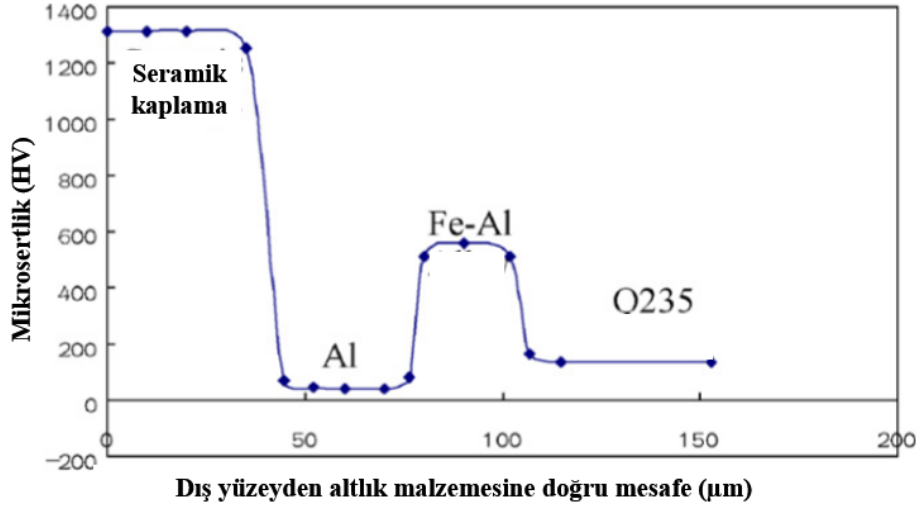
MAO işleminde uygulanan voltaj artışıyla beraber yüzeyde oluşan kıvrımların enerjileri de doğru orantılı olarak artmaktadır. Enerji artışından dolayı daha büyük deşarj kanalları oluşmakta ve bunun sonucunda mikro por boyutları artmaktadır [72]. Şekil 4.3’de verilen yüzey SEM fotoğraflarından, bu etkinin 350 ve 450 V aralığında gözlendiği anlaşılmaktadır. Ancak hidroksiapatit (HA) birikmesinden dolayı 500 V’da yüzeyde mikro porların azaldığı görülmektedir.



Şekil 4.3 : Farklı voltajlardaki MAO numunelerinin yüzey morfolojileri; (a) 350, (b) 400, (c) 450, (d) 500 V [72].

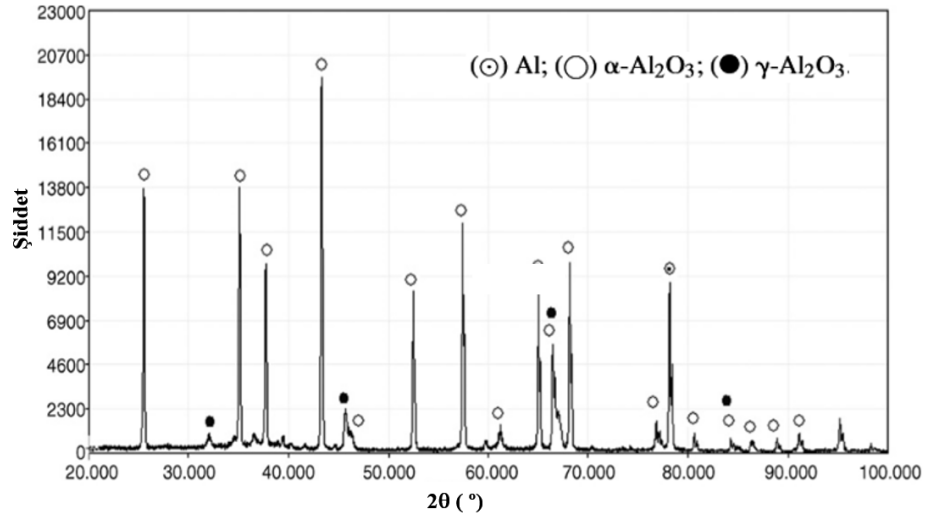
MAO işlemi valf metal olarak nitelendirilen Al, Mg, Ti ve onların alaşımlarına herhangi bir işlem gerektirmeden uygulanmaktadır. Bu metallerin yüzeylerindeki kararlı oksit tabakası MAO işlemiyle büyütülerek yüzey özelliklerinde iyileşme sağlanmaktadır. Ancak mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılan çelik

malzemelere MAO işlemleri uygulanamamaktadır. Çelik malzemelere bu ileri malzeme yüzey teknolojsinin uygulanabilmesi için araştırmacılar tarafından bir çok çalışma gerçekleştirilmiş ve çalışmalarda devam etmektedir. Dolaylı metotlar yani farklı işlemlerle uygun özellik kazandırılan çeliklere MAO işlemleri uygulanabilmektedir. Bunlardan en yaygın olarak tercih edileni sıcak daldırma ile alüminyum kaplama işlemleri sonrası MAO uygulanmasıdır. Sıcak daldırmayla alüminyum kaplama ve MAO işlemleri Q235 çeliği üzerine uygulanmasıyla ilgili bir çalışma 2011 yılında gerçekleştirilmiştir. Kplama yapılan numune yüzeyinde γ - Al_2O_3 , β - Al_2O_3 ve κ - Al_2O_3 bileşikleri yer almakta ve MAO işlemleri sonrası karakteristik yüzey özellikleri elde edilmektedir. Oksit tabaka sertliği 1.300 HV civarında elde edilirken, aşınma direnci de ısıtıl işlem görmüş çeliğe göre 3 kat artmaktadır. Kesit boyunca sertlik değişimi Şekil 4.4’de görülmektedir [73].



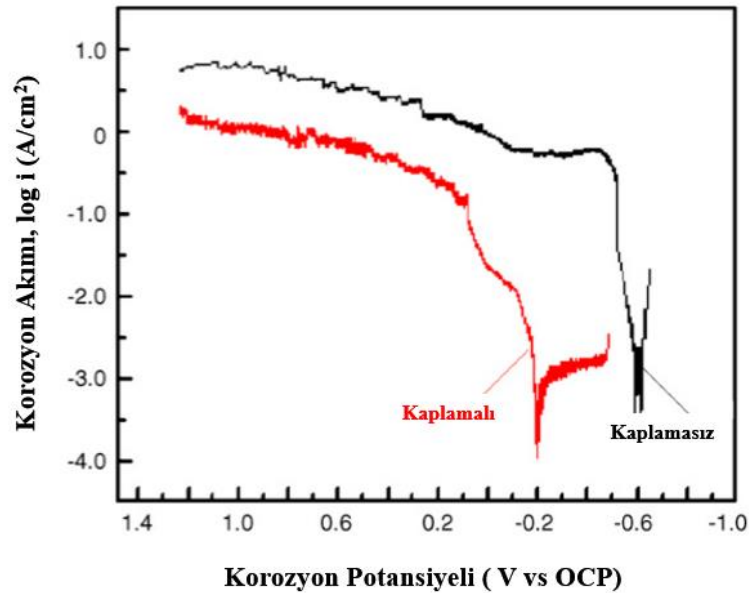
Şekil 4.4 : Q235 çeliğine uygulanan SDA-MAO işlemleri sonrası kesit boyunca sertlik dağılımı [73].

2006 yılında Gu ve arkadaşları [74], çelik malzemeye SDA işlemleri ardından MAO işlemleri uygulamıştır. Kplama işlemleri sonrasında en dış yüzeyde α - Al_2O_3 ve γ - Al_2O_3 fazları, bu fazların altında alüminyum ve altlık malzemesi ile alüminyum tabaka arasında ise intermetalik fazlar yer almaktadır. İntermetalik fazların görülebilmesi için farklı kalınlıklarda zımparalama işlemleri gerçekleştirilerek XRD analizleri yapılmıştır. Kplama kalınlığının fazla olmasından dolayı herhangi bir işlem olmadan alttaki fazların görülmesi mümkün olmamıştır. İntermetalik fazların yer aldığı tabaka genellikle Fe_2Al_5 intermetalik fazından oluşmaktadır. Numunelerin XRD paterni Şekil 4.5’de görülmektedir.



Şekil 4.5 : Seramik kaplamanın XRD paterni [74].

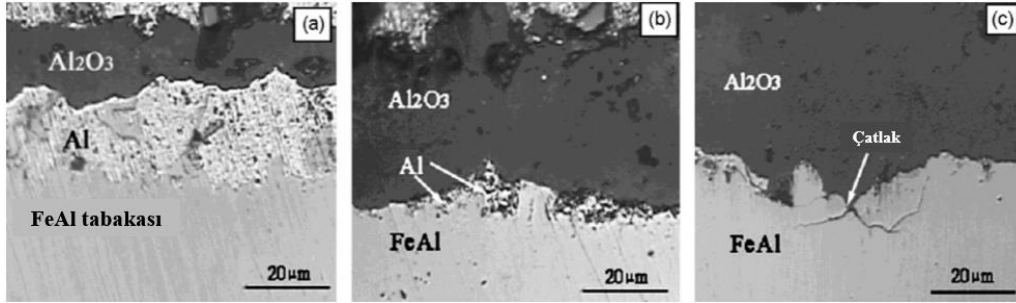
Aynı çalışma kapsamında kaplanmış ve kaplanmamış numunelerin korozyon deneyi de yapılmıştır. Korozyon deney sonuçlarına göre kaplanmış numunenin korozyon potansiyel değeri, kaplanmamış numuneye göre 384 mV pozitif yönde kaymıştır. Bunun anlamı korozyon direnci kaplanmış numunede daha iyidir. Kaplanmış numunenin korozyon akım yoğunluğu $0,26 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, kaplanmamış numunenin ise $79,62 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 'dir. Korozyon deneyine ait sonuçlar Şekil 4.6'da gösterilmiştir [74].



Şekil 4.6 : Kaplanmış ve kaplanmamış numunelerin 0.5 M NaCl çözeltisi içerisindeki polarizasyon eğrileri [74].

2007 yılında yapılan farklı bir çalışmada [75] SDA uygulanmış numunenin yüzeyinde MAO işlemiyle oksit tabakası oluştuğu ve oksit tabakası oluşum hızının zamanla oldukça yavaşladığı belirlenmiştir. Ayrıca oksit tabaka ile intermetalik tabaka arasında

herhangi bir ara tabakanın kalması sonucunda oksit tabaka ile intermetalik tabaka arayüzeyinde çatlaklar oluştuğu da belirtilmiştir. Şekil 4.7’de 30, 90 ve 120 dakika süreyle uygulanan MAO işlemi sonrası kesit görüntüleri yer almaktadır.



Şekil 4.7 : (a) 30 dakika, (b) 90 dakika ve (c) 120 dakika MAO işlemi uygulanması sonrası kaplamaların kesit görüntüleri [75].

Aşınma direnci üzerine diğer bir çalışma ise Wang ve arkadaşları [76] tarafından ticari Al-Cu-Mg alaşımına MAO işlemi uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyi çelik bilya kullanılarak ve maksimum 192 MPa gerilme altında gerçekleştirilmiştir. Deney sonunda, aşınma sırasında malzeme kaybının başlangıçta hızlı bir artış gösterdiği, belirli bir süre sonra azalarak sabit bir değere ulaştığı belirlenmiştir. Aşınma deneyi numuneleri incelendiğinde bu durumun, yüzeydeki zayıf amorf yapıdan kaynaklandığı belirlenmiştir.

Liang ve arkadaşları [77], AM60 B kalite magnezyum alaşımına MAO işlemi uyguladıktan sonra hem kuru hem de yağlamalı koşullarda aşınma deneyleri yapmıştır. Aşınma davranışlarına bakıldığında MAO işlemi uygulanmış numunelerin çok yüksek aşınma direncine ve düşük sürtünme katsayısına sahip oldukları görülmüştür. Kuru ve yağlamalı koşullarda 10 N ve 20 N yük altında gerçekleştirilen aşınma deneyleri sonunda yağlamalı koşulda yüksek aşınma direnci elde edilmiştir.

Diğer bir çalışmada [78] ise AZ31 magnezyum alaşımına MAO işlemi uygulanarak, oksit oluşum mekanizması incelenmiştir. Artan voltaj ve akım sayesinde kaplama kalınlığının arttığı ve kaplama oluşum için kritik bir voltaj değerinin geçilmesi gerektiği belirlenmiştir. Kritik voltaj aşıldığında kıvılcımlar çok şiddetlendiğinden kaplama kalınlığındaki artış da daha fazla artmaktadır.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada AISI 316Ti kalite paslanmaz çelik sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanarak mikro ark oksidasyon işlemine uygun hale getirilmiştir. Ardından MAO işlemi uygulanarak yüzey özellikleri incelenmiştir. SDA işleminde sıcaklık ve süre, MAO işleminde ise voltaj değişken parametreler olarak seçilmiş, oluşan kaplamanın mikro ve makro boyutta yüzey özellikleri incelenmiştir. Çizelge 5.1’de bu çalışma kapsamında yapılan kaplama parametreleri gösterilmiştir.

Çizelge 5.1 : Numunelere uygulanan kaplama parametreleri.

SDA Kaplama Parametreleri		MAO Kaplama Parametreleri	
Sıcaklık (°C)	Süre (Dakika)	Pozitif Voltaj (V)	Negatif Voltaj (V)
700	5, 10 ve 20	450	80
		500	90
800	5, 10 ve 20	450	80
		500	90

5.1 Numune Hazırlama İşlemleri

AISI 316Ti kalite paslanmaz çelik, 7 mm kalınlığında ve 25 mm çapında silindirik numuneler olarak hassas şekilde kesilmiştir. Bu numuneler sırasıyla, 120, 240 ve 400 mesh değerindeki SiC zımparalarla zımparalanmıştır. Ardından daldırma işlemi için 3 mm çapında delikler numunenin yan yüzeyine açılmıştır. Tüm işlemlerden sonra numuneler asetonla temizlenip saf su ile yıkanarak kurutulmuştur. Hazırlanan numuneler kaplama işleminden önce yüksek sıcaklığa dayanıklı tellerle daldırma çubuğuna asılmıştır.

5.2 Sıcak Daldırma Yöntemiyle Alüminyum Kaplama İşlemi

SDA yöntemi için ticari saflıktaki (% 99,67 saflıkta) alüminyum teller ortalama 20 cm uzunluğunda kesilerek asetonla yıkanmıştır. Ardından 10 dakika boyunca oksit kırıcı

fosforik asit banyosunda bekletilmiş ve sonrasında saf su ile temizlenerek kurutulmuştur. Kurutulan teller paslanmaz çelik pota içerisine konularak, kaplama yapılacak sıcaklık değerinde tamamen ergiyene kadar tutulmuştur.

Paslanmaz çelik pota içerisindeki tamamen ergimiş alüminyum üzerine yaklaşık olarak 2 gram NaCl ve KCl tuzlarından oluşan flaks malzemesi dökülmüş ve 15 dakika beklenmiştir. Bekleme işleminden sonra yüzeyde oluşan cüruf temizlenmiştir.

Hazırlanan numuneler 700 ve 800°C sıcaklıklarda, 5, 10 ve 20 dakika süreyle tutularak sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanmıştır. Kplama süresi biten numuneler dikkatli bir şekilde potadan çıkarılarak havada oda sıcaklığına soğutulmuştur.

5.3 Mikro Ark Oksidasyon İşlemi

Sıcak daldırma yöntemiyle yüzeyde herhangi bir hasar veya bozulma olmamış numunelere mikro ark oksidasyon işlemi uygulanmıştır. Yüzey, herhangi bir çözeltiyle temizlenmemiş ya da zımparalanmamıştır.

Mikro ark oksidasyon işlemlerinde, Şekil 5.1'deki 30 kW kapasiteli çift kutuplu DC güç kaynağına sahip bir kaplama ünitesi kullanılmıştır. Cihazın maksimum pozitif voltaj değeri 700 V iken negatif voltaj değeri 300 V'dur. Bu cihazla, çift kutuplu kare dalga uygulanabilmekte, voltaj ve akım kontrollü işlemler yapılabilmekte ve pozitif ve negatif voltaj ya da akım değerleri ile bu değerlerin uygulanma süreleri değiştirilebilmektedir.



Şekil 5.1 : Mikro ark oksidasyon cihazı.

MAO işlemlerinde, elektrolit olarak, 15 g/L NaAlO₂ (Alfa Aesar) ve 2 g/L KOH (Sigma Aldrich) içeren sulu çözelti kullanılmıştır. Tüm kaplamalarda tek bir elektrolit kullanılmıştır. Çalışma sırasında mikro ark oksidasyon işlemleri iki farklı voltaj

değerlerinde sabit süreyle gerçekleştirilmiştir. Birinci durumda pozitif olarak 450 V ve negatif olarak 80 V, ikinci durumda ise pozitif olarak 500 V ve negatif olarak ise 90 V, 5 dakika boyunca uygulanmıştır. MAO işlemi sonrasında, numuneler saf su ile yıkandıktan sonra, kaplama karakterizasyonu ile ilgili çalışmalar yapılmıştır.

5.4 Yüzeyin Yapısal ve Morfolojik Karakterizasyonu

MAO işlemleri sonrayında yüzey karakterizasyon işlemleri sırasıyla gerçekleştirilmiştir. Mikro yüzey ve kesit incelemeleri için Şekil 5.2’de yer alan HITACHI TM-1000 model masaüstü taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. X-ışını difraksiyonu (XRD) incelemelerinde 30 kV ve 28,5 mA değerlerinde çalışan ve CuK α tüp kullanan GBC MMA 027 model cihaz kullanılmıştır. XRD analizi, numunelerin 20 – 80° arasında 0,2° artışlarla taranması şeklinde yapılmıştır.



Şekil 5.2 : Deneysel çalışmalarda kullanılan taramalı elektron mikroskobu (SEM).

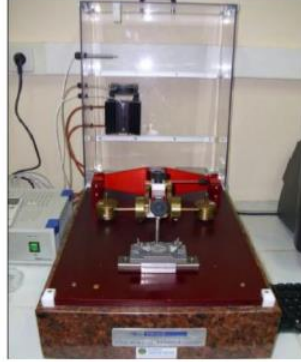
Mikrosertlik ölçümleri, standart elmas piramit Vickers uç kullanan Wilson Tukon 1102 marka cihazında 25 gram yük altında gerçekleştirilmiş ve kaplama kesitinin farklı bölgelerinden alınan 10 adet ölçümün ortalaması, kaplama sertliği olarak belirlenmiştir.

Kaplamaların elemental analiz çalışmaları Zeiss Merlin Gemini II taramalı elektron mikroskobuna (SEM) bağlı Quantax 800 enerji dağılım spektrometresi (EDS) ile yapılmıştır.

5.5 Aşınma Deneyleri

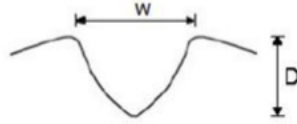
Aşınma deneyleri için karışık hareketli (reciprocating) olarak çalışan Tribotech aşınma cihazı kullanılmıştır. Tüm numuneler Şekil 5.3’de gösterilen aşınma deney cihazı ile

3 N yük altında ve 6 mm alumina bilya kullanılarak aşınma deneyine tabi tutulmuştur. Karşıt hareket genliğinin 5 mm, kayma hızının 10 mm/s ve toplam kayma mesafesinin 80 m olduğu aşınma deneyleri oda sıcaklığında ve kuru ortamda gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.3 : Deneysel çalışmalarda kullanılan aşınma **deney** cihazı.

Aşınma deneylerinden sonra, Veeco Dektak 6000M marka profilometre ile aşınma izinin profili elde edilmiştir. Şekil 5.4’de şematik olarak gösterilen aşınma iz profillerinden aşınma izinin genişliği ve derinliği belirlenmiştir. Elde edilen bu değerler ve Eşitlik 5.1 kullanılarak aşınma hızı mm^3/Nm birimiyle hesaplanmıştır [79]. Ayrıca, aşınma deneylerinden sonra aşınma izi SEM ile incelenmiştir.



Şekil 5.4 : Aşınma iz profilinin şematik gösterimi.

$$A = \frac{\pi \cdot W \cdot D \cdot \zeta}{4 \cdot S \cdot F} \quad (5.1)$$

Eşitlik (5.1)’de

A: Aşınma hızı, mm^3/Nm

W: Aşınma izinin genişliği, mm

D: Aşınma izinin derinliği, mm

ζ : Aşınma izinin çevresel uzunluğu, mm

S: Toplam kayma mesafesi, m

F: Deney yükü, N olarak tanımlanmıştır.

5.6 Korozyon Deneyleri

Korozyon deneyleri için elektrokimyasal polarizasyon ölçümleri Gamry Reference 600 cihazında ve Gamry Framework, Gamry Echem Analyst yazılımları kullanılmıştır. Deneylerde elektrolit olarak % 3,5 NaCl çözeltisi kullanılmıştır. Deney düzeneğinde karşıt elektrot olarak platin ve referans elektrot olarak doygun kalomel elektrot kullanılmıştır. Bu deney düzeneğinde üçüncü çalışan elektrot numunedir ve deneyler üç elektrotlu bir hücrede gerçekleştirilmiştir. Potensiyodinamik polarizasyon deneyleri, açık devre potansiyeline (OCP) göre -0,5 V ve 0,5 V aralığında 0,5 mV/s tarama hızıyla gerçekleştirilmiştir.



6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Bu çalışma kapsamında yapılan deneylerin çıktıları şu başlıklar altında incelenmiştir:

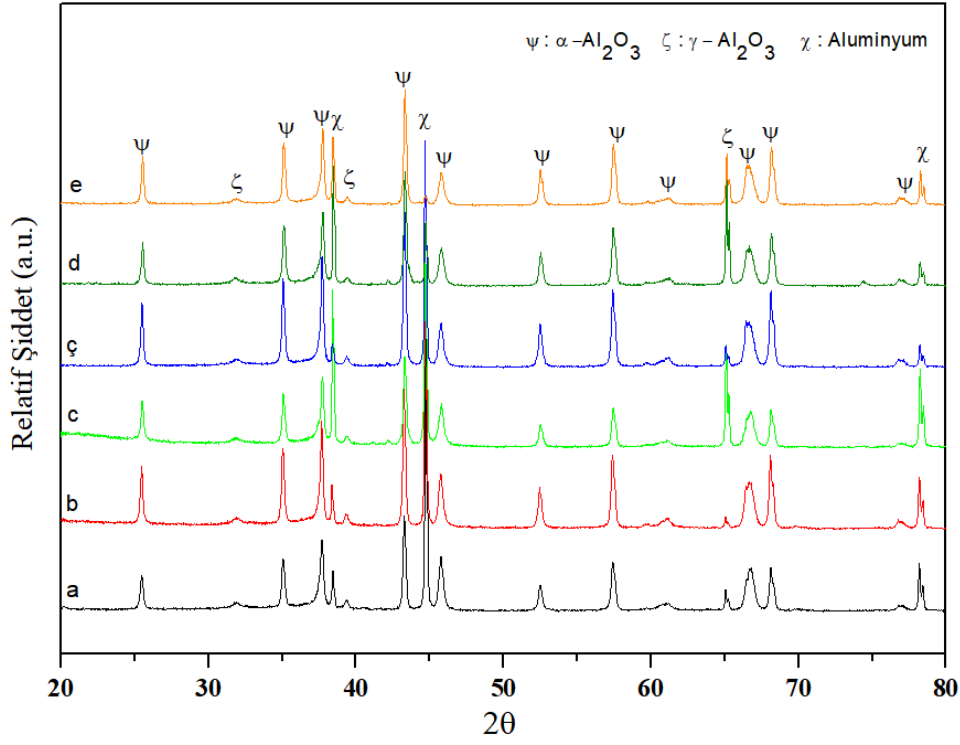
- Yapısal karakterizasyon çalışmaları,
- Kaplama yüzeyi ve kesitinin karakterizasyon çalışmaları,
- Sertlik deneyi sonuçları,
- Aşınma deneyi sonuçları,
- Korozyon deneyi sonuçları.

Deneysel sonuçlarının sunumunda, numunelere uygulanan işlemlerin kısa bir şekilde ifade edilebilmesi amacıyla öncelikli olarak sıcak daldırma sıcaklığı ve süresi ardından ise MAO işlemindeki pozitif voltaj değeri yazılmaktadır. Buna göre, 700C-5DK-450V olarak ifade edilen kaplama koşulları, 700°C sıcaklıkta 5 dakika boyunca alüminyum kaplama yapılmış numuneye, 5 dakika süreyle 450 V pozitif ve 80 V negatif voltaj uygulama koşullarında MAO işleminin uygulandığını göstermektedir.

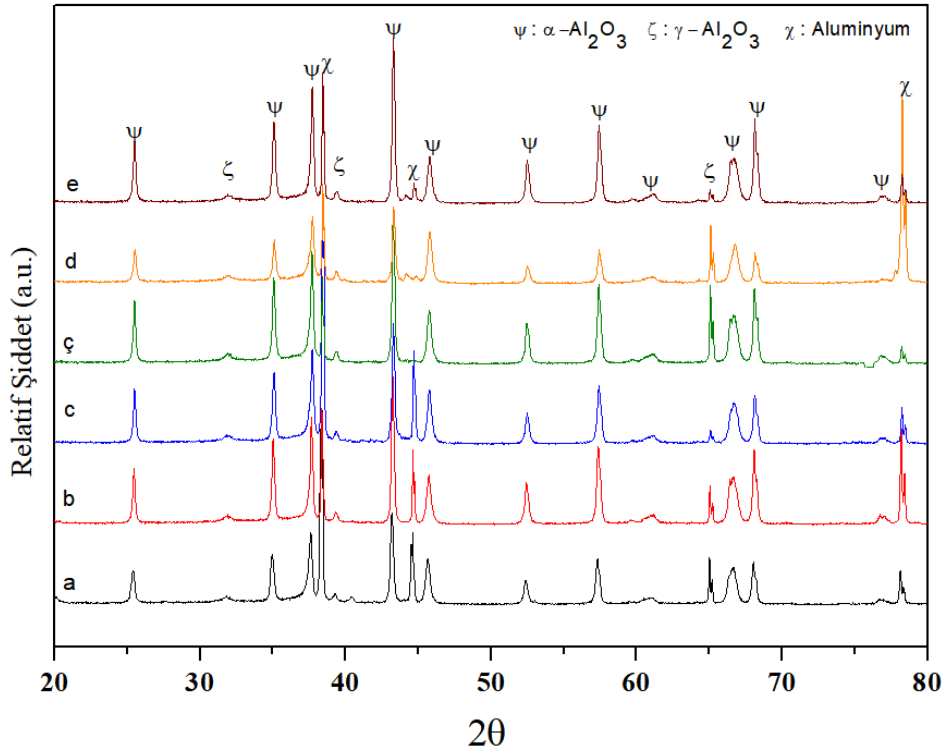
6.1 Yapısal Karakterizasyon Çalışmaları

Farklı pozitif/negatif voltaj uygulaması ile MAO işlemi uygulanan numunelerin XRD analizi ile yapılan yapısal karakterizasyon sonuçları Şekil 6.1 ve Şekil 6.2’de görülmektedir. XRD analizleri, oksit tabakalarında bulunan fazların kalitatif olarak belirlenmesi amacıyla gerçekleştirilmiştir.

Yüzeyde oluşan poröz ve pürüzlü yapı nedeniyle MAO tabakası altında yer alan SDA tabakasının üst kısmındaki alüminyumca zengin yapıda XRD paterni pikleri de görülmektedir. Kaplama kalınlığından dolayı altlık malzemeden gelen herhangi bir pik görülmemektedir. Oluşan piklerin şiddetleri uygulanan MAO işleminin değişkenlerine göre farklılık göstermektedir. XRD sonuçlarından da anlaşılabileceği üzere yapıda alüminyum, α -Al₂O₃ ve γ -Al₂O₃ fazları yer almaktadır.



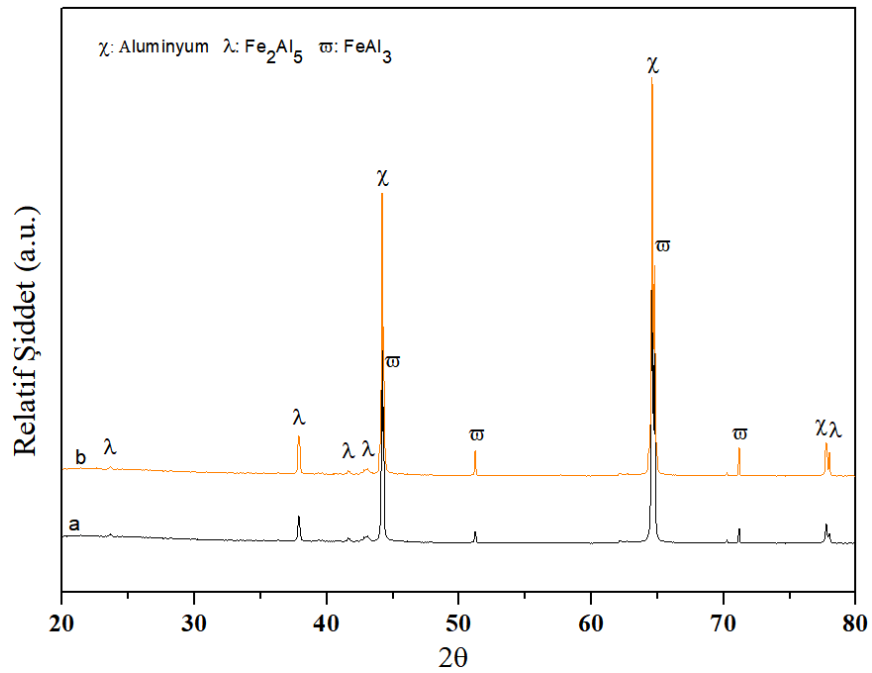
Şekil 6.1 : (a) 700C-5DK-450V, (b) 700C-5DK-500V, (c) 700C-10DK-450V, (ç) 700C-10DK-500V, (d) 700C-20DK-450V, (e) 700C-20DK-500V koşullarında yapılan kaplamaların XRD paternleri.



Şekil 6.2 : (a) 800C-5DK-450V, (b) 800C-5DK-500V, (c) 800C-10DK-450V, (ç) 800C-10DK-500V, (d) 800C-20DK-450V, (e) 800C-20DK-500V koşullarında yapılan kaplamaların XRD paternleri.

Kaplamaların XRD paternleri incelendiğinde kaplama içerisinde üç fazın yer aldığı görülmektedir. 450V ve 500 V MAO parametrelerinin α -Al₂O₃ ve γ -Al₂O₃ pikleri karşılaştırıldığında artan voltaj değeriyle beraber α -Al₂O₃ pik şiddetlerinin daha yüksek olduğu görülmüştür. α fazının daha fazla miktarda bulunmasının sebebi MAO işlemi sırasında daha yüksek sıcaklıkta sinterleme işleminin gerçekleşmesi olabilir. Farklı sıcaklıkta yapılan SDA işlem ve daldırma sürelerinin fazlar üzerine çok ciddi bir etkisi yoktur. Literatür çalışmalarında da benzer sonuçlar yer almakta ve bu sonuçları desteklemektedir. 2006 yılında Gu ve arkadaşları [74], en dış yüzeyde α -Al₂O₃ ve γ -Al₂O₃ fazlarının yer aldığını, bu fazların altında alüminyum tabakasının bulunduğunu, altlık ile alüminyum tabakası arasında ise intermetalik fazın yer aldığını belirlemiştir. İntermetalik faz Fe₂Al₅'den oluşmakta ve çalışmadaki XRD paterninde gözükmemektedir. Bu çalışma detaylı olarak Bölüm 4.4'de anlatılmıştır.

Literatürdeki farklı çalışmalarda intermetalik fazların görülebilmesi için XRD analizi öncesinde yüzey zımparalanarak sonuçlar irdelenmiştir. Kesit incelemelerinden görülen MAO tabakasının zımparalanmasıyla, intermetalik fazların belirlenmesi mümkün olmuştur. İntermetalik fazların oluşmasında en önemli etkenin sıcaklık olmasından dolayı, hem 700°C hem de 800°C sıcaklıklarda kaplama yapılmış numuneler zımparalanarak XRD analizleri gerçekleştirilmiş ve XRD paternleri Şekil 6.3'de gösterilmiştir.

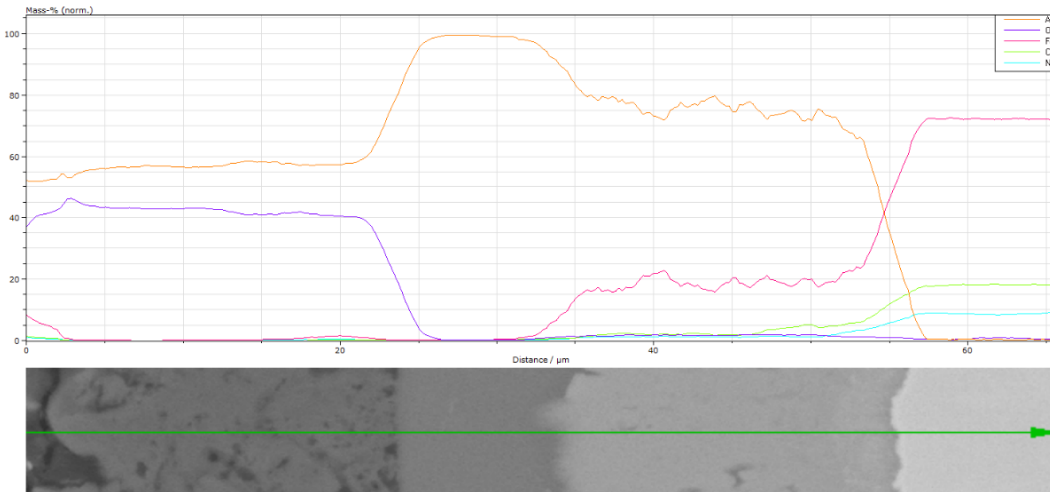


Şekil 6.3 : (a) 700C-10DK (b) 800C-10DK koşullarında kaplama yapılmış numunelerin zımparalama işlemi sonrası XRD paternleri.

Şekil 6.3’de yer alan intermetalik fazlara ait olan XRD paterni incelendiğinde, oluşan fazların pikleri farklı koşullardaki piklerin şiddetleri benzerdir. Sıcaklık artışıyla beraber yeni bir faz oluşmamış ve mevcut olan fazların miktarlarında ciddi bir değişim gözlenmemiştir.

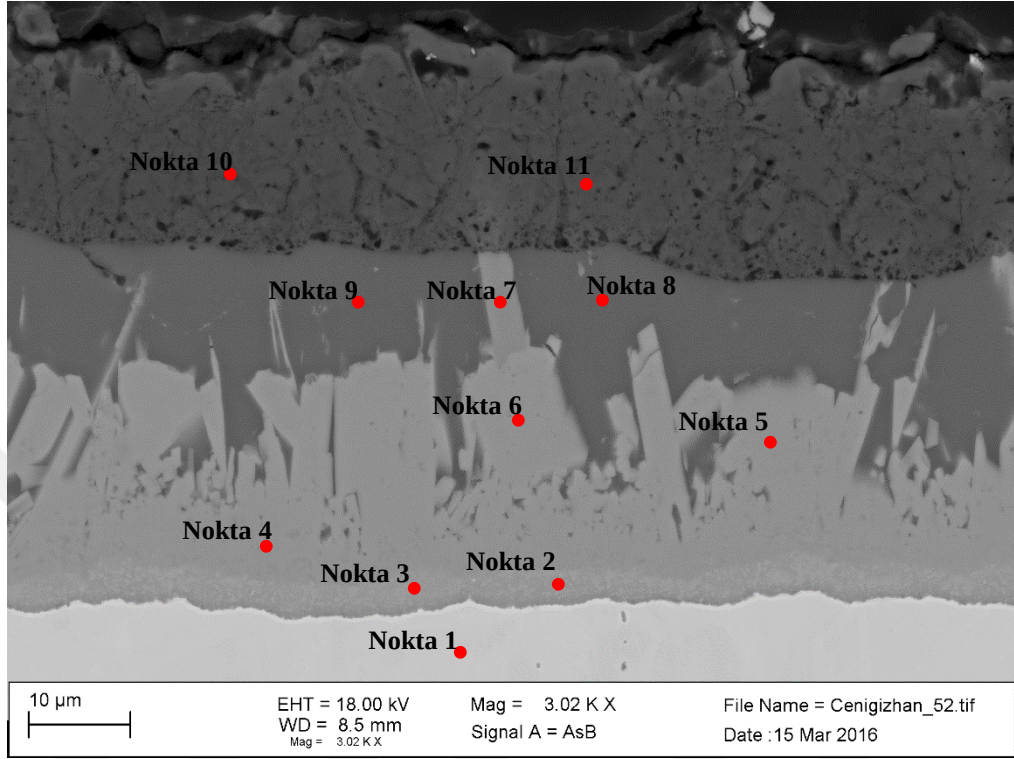
İntermetalik fazların oluşumu ile ilgili detaylı bilgi Bölüm 3.9.2’de yer almaktadır. Öncelikli olarak oluşması beklenecek fazların oluşum serbest enerjilerine bakıldığında, FeAl_3 ve Fe_2Al_5 intermetalik fazları, düşük oluşum enerjilerinden dolayı ilk oluşan fazlardır. Bu intermetalik fazlar oluşuktan sonra daha farklı intermetalik fazların oluşması için çok daha fazla enerjiye ihtiyaç duyulmasından dolayı diğer fazlar oluşmamaktadır. Literatürde bu fazların değişmesi için banyonun kimyasal bileşimi değiştirilerek istenilen fazların oluşması sağlanmaktadır. Bununla ilgili yapılan çalışmalarda yaygın olarak banyo bileşimine silisyum katıldığı görülmektedir.

XRD analizlerinden sonra hem noktasal hem de çizgisel EDS analizleri gerçekleştirilerek kaplama boyunca element dağılımı incelenmiştir. Şekil 6.4’de kaplama kesitinin çizgisel EDS analizi görülmektedir. Altlık malzemesinde Fe, Cr, Ni elementleri sabit bir değere sahipken, intermetalik tabakada Fe elementi bir miktar azalarak yer almakta, Cr ve Ni oranının ise neredeyse sıfır olduğu görülmektedir. İntermetalik tabakayla beraber çizgisel EDS analizinde Al elementi görülmeye başlanmıştır ve tüm kaplama tabakalarında farklı miktarlarda bulunmaktadır. En dış yüzeyde yer alan oksit tabakada ise O ve Al elementleri yer almaktadır.



Şekil 6.4 : Kaplama kesitinin SEM fotoğrafı ve çizgisel EDS analizi.

Şekil 6.5’de yer alan kesit SEM fotoğrafında, EDS analizinin yapıldığı konumlar görülmektedir. Altlık malzemesinden MAO tabakasına kadar farklı bölgelerde birden fazla ölçüm yapılarak noktasal EDS analizi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.5 : Noktasal EDS analizinin gerçekleştirildiği konumlar.

Şekil 6.5’de belirtilen noktaların EDS analizi (at. % olarak) Çizelge 6.1’de verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde, XRD analizinden elde edilen fazlarla, SDA tabakası olarak tanımlanan bölgedeki element konsantrasyonları birbirini desteklemektedir.

Çizelge 6.1 : Kaplama kesiti boyunca farklı noktalardaki element konsantrasyonları.

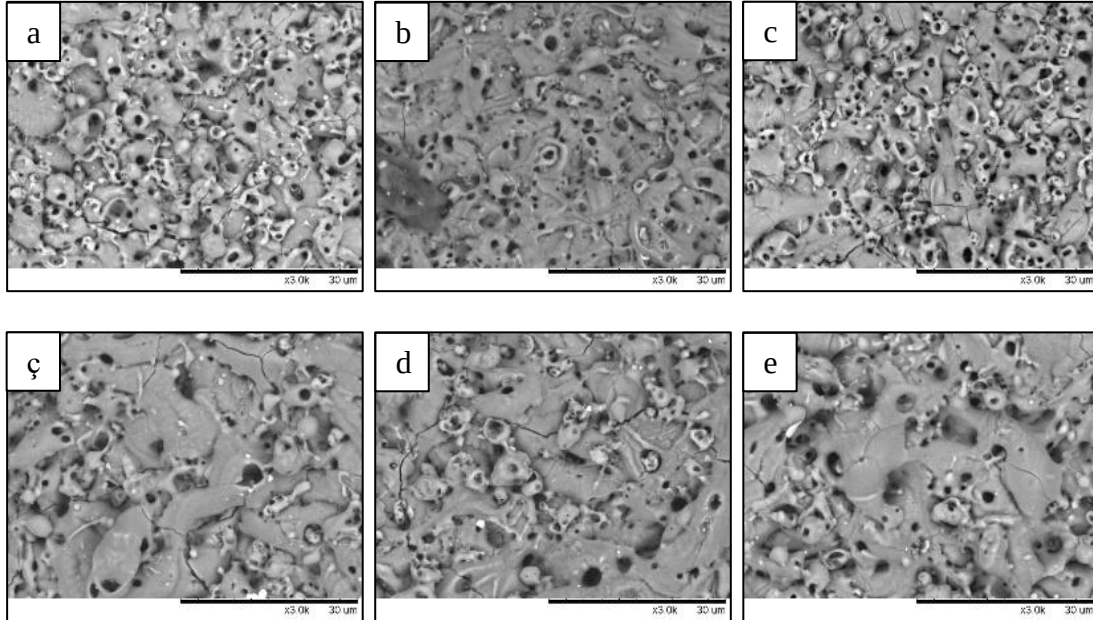
Nokta İsmi	Element Konsantrasyonu (at. %)						
	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo
Nokta 1	-	-	0,13	19,72	71,43	8,17	0,55
Nokta 2	-	76,14	-	5,07	17,30	1,49	-
Nokta 3	-	78,30	-	4,18	15,36	2,16	-
Nokta 4	-	82,92	-	3,11	12,52	1,46	-
Nokta 5	-	83,45	-	1,41	14,32	0,82	-
Nokta 6	-	84,65	-	1,16	13,48	0,71	-
Nokta 7	-	88,02	-	7,00	4,55	0,44	-
Nokta 8	4,83	95,17	-	-	-	-	-
Nokta 9	4,02	95,98	-	-	-	-	-
Nokta 10	56,67	43,33	-	-	-	-	-
Nokta 11	58,07	41,93	-	-	-	-	-

Elde edilen noktasal EDS sonuçları genel olarak incelendiğinde, Al elementinin kaplamanın tüm bölgelerinde farklı miktarlarda bulunduğu görülmektedir. MAO tabakasında ortalama % 60 O ve % 40 Al elementleri yer almaktadır. SDA tabakasında ise Al oranı farklı bölgelerde farklı değerlerde bulunduğu için % 75-88 aralığında elde edilmiştir.

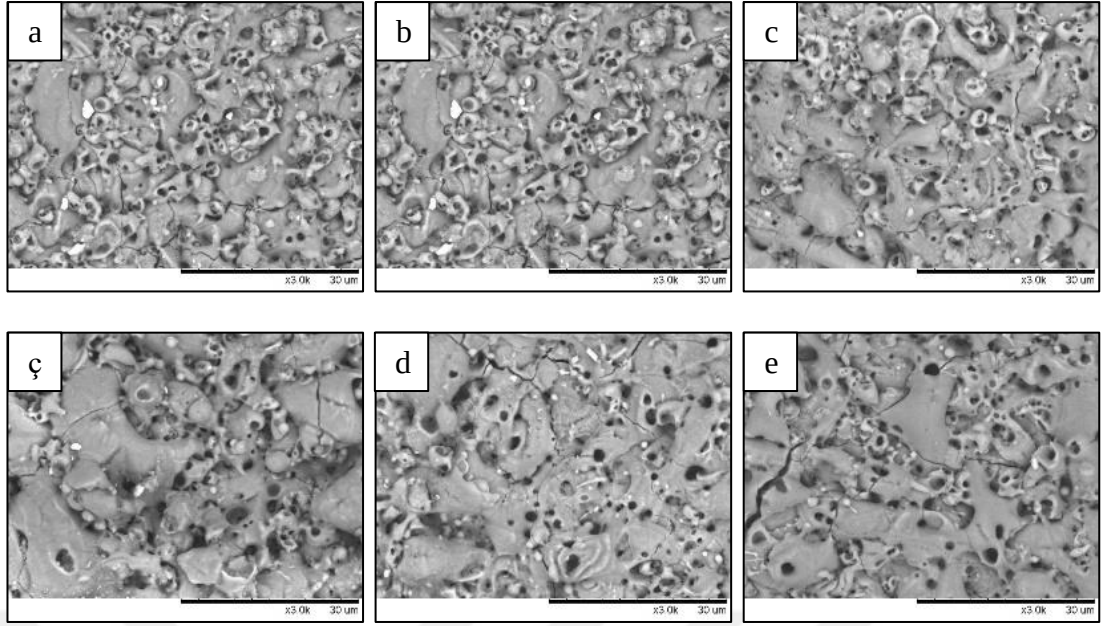
6.2 Kaplama Yüzeyi ve Kesitinin Karakterizasyonu

Aluminyum kaplanan tüm numunelere, mikro ark oksidasyon işlemi iki farklı voltaj değerinde uygulanmıştır. Tüm mikro ark oksidasyon işlemleri 5 dakika süreyle gerçekleştirilmiştir. Birinci grup mikro ark işleminde 450 V pozitif voltaj ve 80 V negatif voltaj, ikinci grup mikro ark oksidasyon işleminde ise 500 V pozitif voltaj ve 90 V negatif voltaj uygulanmıştır. Uygulanan sabit voltaj değerlerinin, gereken kritik voltaj değerinden yüksek olması sayesinde tüm numunelere kaplama işlemi uygulanabilmiştir.

Kaplama yapılan tüm numunelerin yüzeylerin SEM fotoğrafları Şekil 6.6 ve Şekil 6.7’de görülmektedir. Farklı koşullarda yapılan bu kaplamaların yüzey morfolojileri genel olarak benzerlik göstermektedir. MAO işleminde uygulanan voltaj farklılığından dolayı yüzey morfolojisi bir miktar değişmektedir.



Şekil 6.6 : (a) 700C-5DK-450V, (b) 700C-10DK-450V, (c) 700C-20DK-450V, (ç) 700C-5DK-500V, (d) 700C-10DK-500V, (e) 700C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin yüzeyinin SEM fotoğrafları.



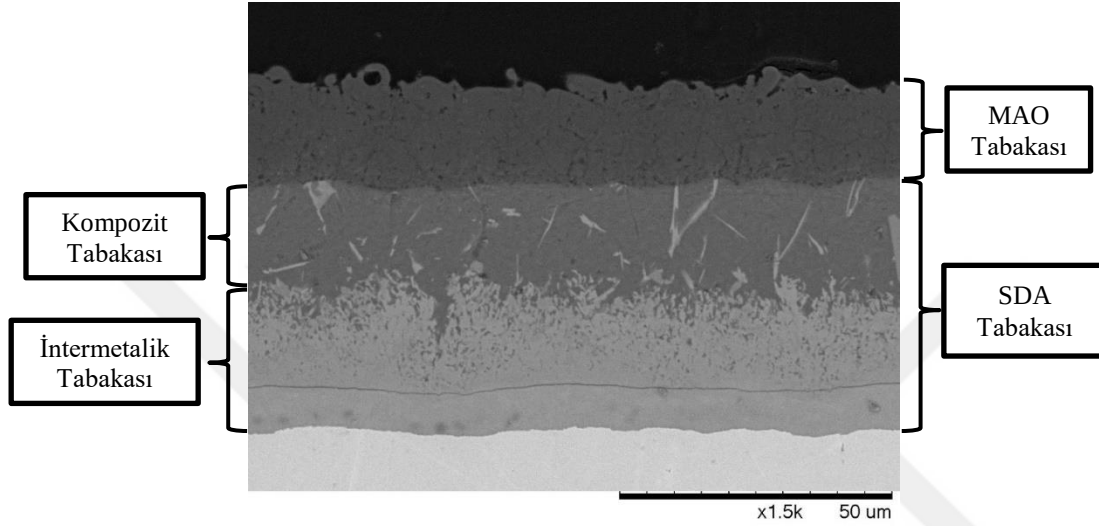
Şekil 6.7 : (a) 800C-5DK-450V, (b) 800C-10DK-450V, (c) 800C-20DK-450V, (ç) 800C-5DK-500V, (d) 800C-10DK-500V, (e) 800C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin yüzeyinin SEM fotoğrafları.

Farklı pozitif/negatif voltaj uygulamaları ile MAO işlemi uygulanan numunelerin SEM fotoğrafları incelenmiştir. SEM fotoğraflarına bakıldığında MAO sonrası incelenen numunelerin tamamında, mikro ark oksidasyon işleminin bir karakteristiği olan poroz yüzey morfolojisinin olduğu, por boyutu ve sayısının ise işlem koşullarına bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Artan voltaj değeriyle beraber gözle fark edilebilir seviyede por sayısında azalma, por çapında büyüme ve çatlak genişliğinin arttığı görülmektedir. Bu değişim sıcak daldırma değişkenlerinden tamamen bağımsız olmaktadır ve tüm koşullarda benzer sonuç alınmıştır. Literatür çalışmalarında bakıldığında da bu sonucu desteklemektedir. Bölüm 4.4’de detaylı olarak anlatılan bir çalışmada, 350 V ve 400 V değerlerinde yapılan MAO işleminde çatlaklar görülmezken 450 V ve 500 V değerlerinde oksit tabakada çatlakların olduğu belirtilmiştir. Ayrıca düşük voltaj değerlerinde por sayısının daha fazla olduğu da açık bir şekilde yer almaktadır [71].

Montazari ve arkadaşları [72] tarafından 350-500 V değerleri arasında yapılan bir mikro ark oksidasyon çalışmasında, voltaj artışı ile por sayısında azalma olmasına karşın por boyutunda büyüme olduğu görülmektedir. Bu çalışma ilgili detaylar Bölüm 4.4’de yer almaktadır.

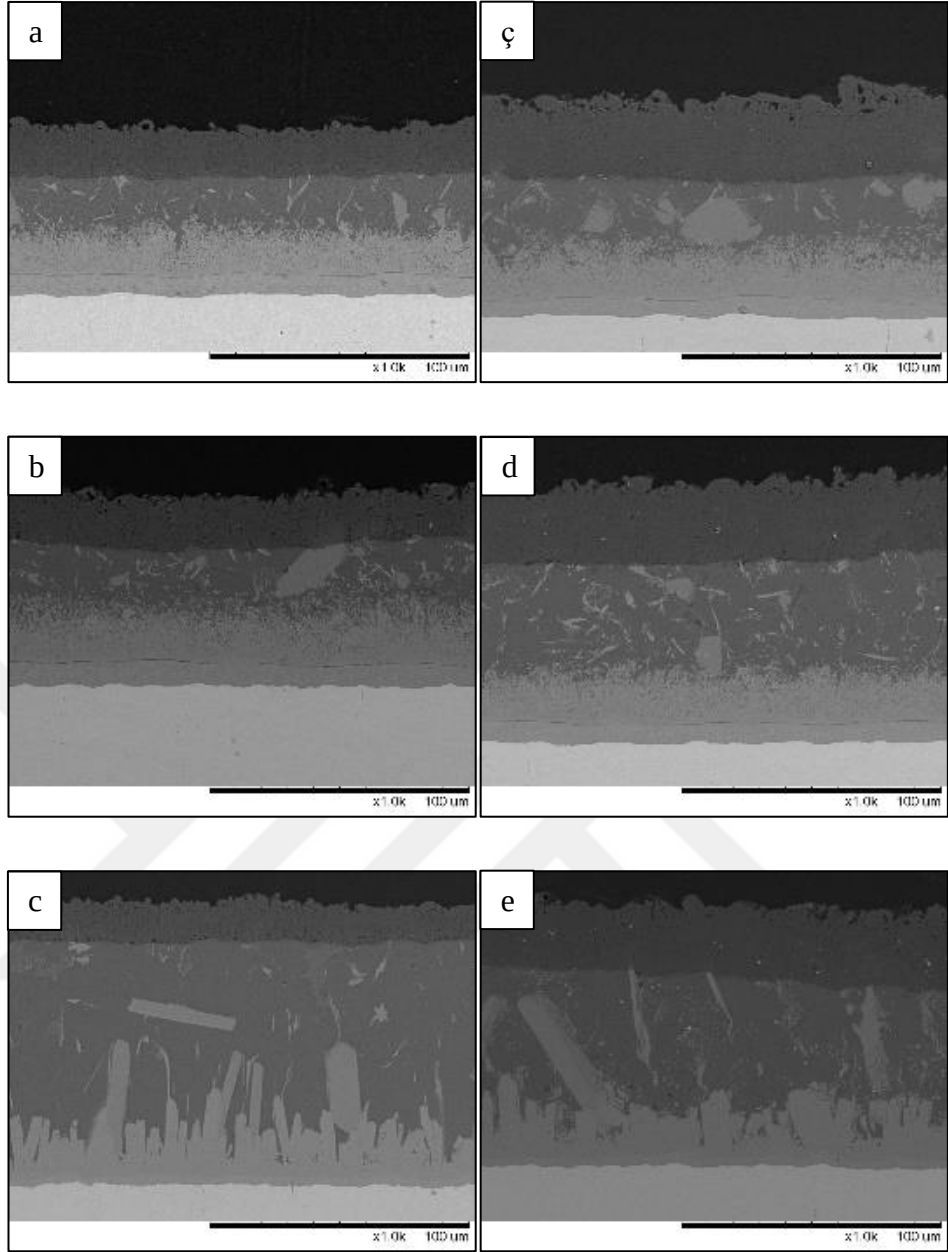
Kesit alanından yapılan incelemede kaplama kalınlıkları iki farklı bölgeden ölçülmüştür. En dış kaplama bölümü mikro ark oksidasyon işlemi sonucunda oluşan

MAO tabakası, altlık malzemesi ve oksit tabaka arasındaki bölge ise SDA tabakası olarak isimlendirilmiştir. SDA tabakası ise kompozit ve intermetalik tabaka olarak iki kısma ayrılmaktadır. Kompozit tabaka XRD ve EDS analiz sonuçlarına göre alüminyumca zengin bir yapı içermekte, intermetalik tabaka ise FeAl_3 ve Fe_2Al_5 fazlarından oluşmaktadır. SDA ve MAO işlemleri sonucu oluşan tabakaların isimlendirilmesi Şekil 6.8’de görülmektedir.



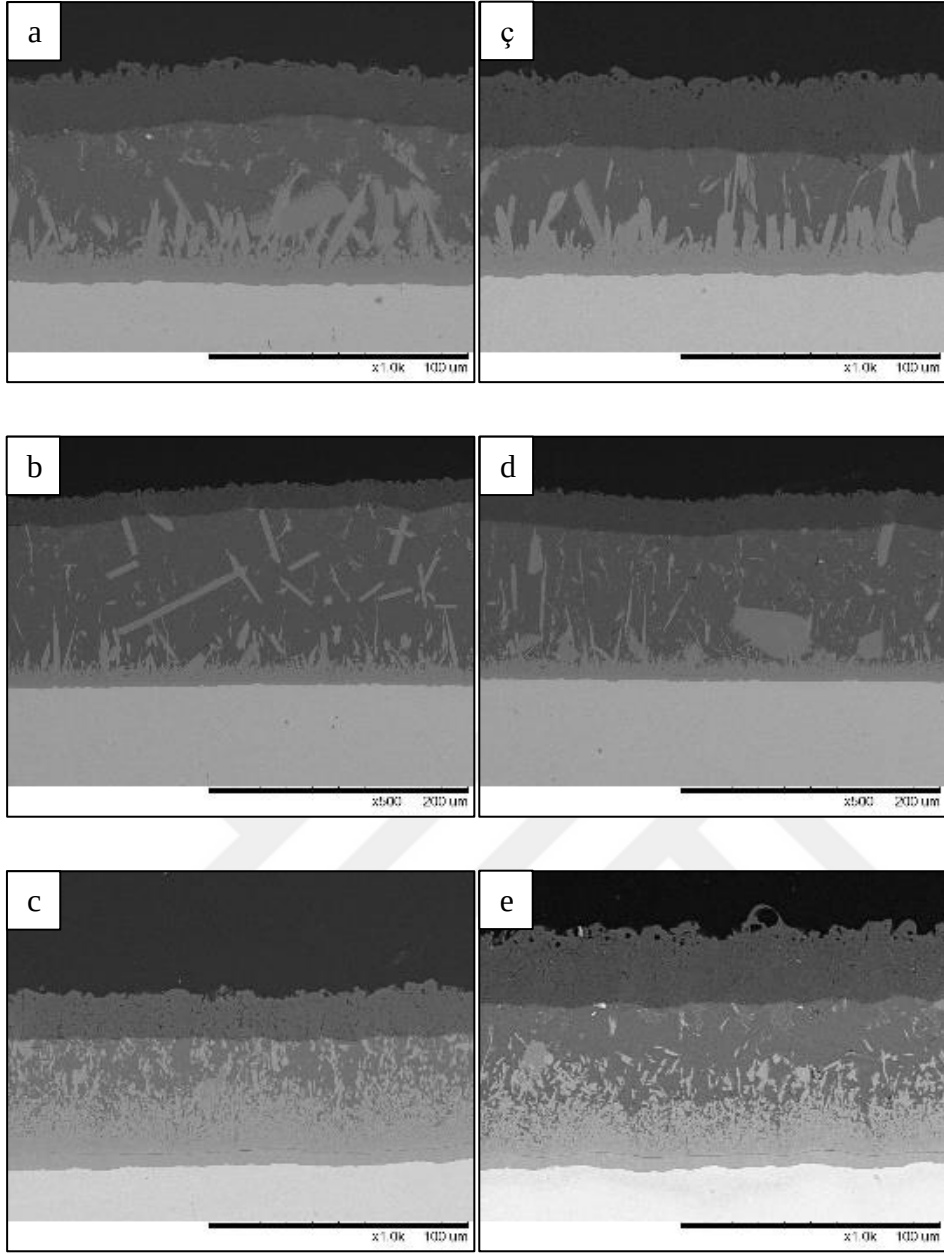
Şekil 6.8 : SDA ve MAO işlemleri sonrası oluşan tabakalar (700C-5DK-450V).

Şekil 6.9’da 700°C sıcaklıkta kaplama yapılan numunelerin kesitinin SEM fotoğrafları yer almaktadır. Buna göre, intermetalik tabaka kalınlığında, artan süreyle birlikte önemli bir değişim olmadığı, ancak kompozit tabaka kalınlığının artan süreyle birlikte arttığı görülmektedir. MAO işleminde ise artan voltaj değeriyle beraber MAO tabakası kalınlığında artış görülmektedir. SDA tabakası genel olarak incelendiğinde 5 ve 10 dakika süreyle SDA işlemi uygulanmış numunelerin aksine 20 dakika SDA uygulanmış numunelerde bu bölgenin kolonsal bir yapıda olduğu görülmektedir. Bu değişim, SDA işleminde etkili olan difüzyon mekanizmasından kaynaklanmaktadır. Artan süreyle beraber difüzyon hızlanmakta ve kolonsal yapının oluşmasına zemin hazırlamaktadır. İntermetalik fazların oluşum mekanizmaları başlığında bu durum detaylı olarak anlatılmaktadır.



Şekil 6.9 : (a) 700C-5DK-450V, (b) 700C-10DK-450V, (c) 700C-20DK-450V, (ç) 700C-5DK-500V, (d) 700C-10DK-500V, (e) 700C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin kesitinin SEM fotoğrafları.

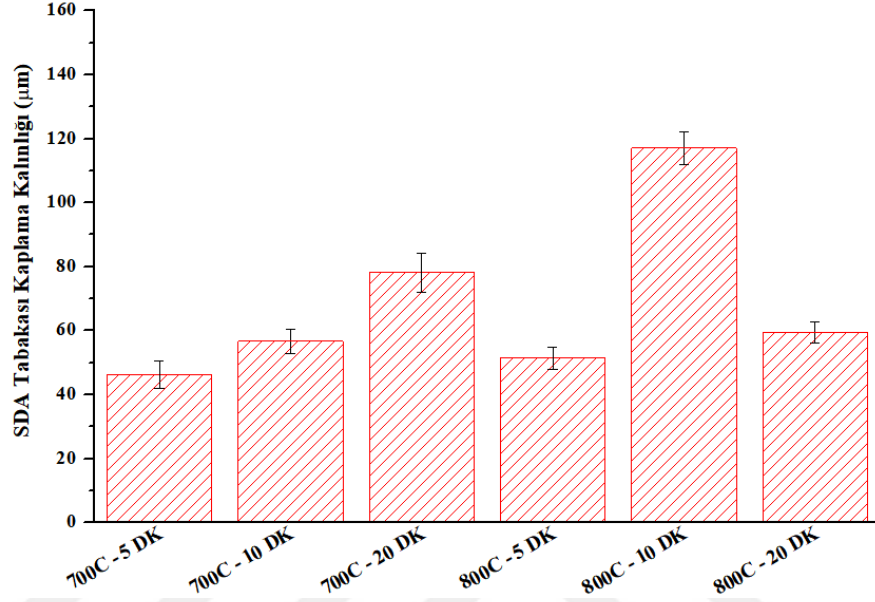
Şekil 6.10’da 800°C sıcaklıkta kaplama yapılan numunelerin kesitinin SEM fotoğrafları yer almaktadır. 700°C sıcaklıkta yapılan kaplamaların aksine 5 ve 10 dakika sürelerdeki kaplamalarda kolonsal yapı görülmekte, 20 dakika uygulama süresinde bu kolonsal yapı oluşmamaktadır.



Şekil 6.10 : (a) 800C-5DK-450V, (b) 800C-10DK-450V, (c) 800C-20DK-450V, (ç) 800C-5DK-500V, (d) 800C-10DK-500V, (e) 800C-20DK-500V kaplama koşullarında elde edilen numunelerin kesitinin SEM fotoğrafları.

Sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplama işlemi 700 ve 800°C sıcaklıklarda sırasıyla 5, 10 ve 20 dakika süreyle gerçekleştirilmiştir. 700°C sıcaklıkta gerçekleştirilen sıcak daldırma işleminde süreyle beraber kaplama kalınlığı da artmaktadır. Daha yüksek sıcaklık olan 800°C’de ise bu durum daha farklıdır. 800°C sıcaklıkta yapılan kaplamalarda en büyük kaplama kalınlığı 10 dakika sürede olmakta ve 20 dakikadaki kaplama işleminde kaplama kalınlığı 10 dakikadaki işleme göre azalmaktadır. Bu değişimin sebebi, sıcaklık artışıyla beraber difüzyonun hızlanması ve en dış yüzeyde olan saf alüminyum bölgesinde hızlı çözünme yaşanarak kaplama

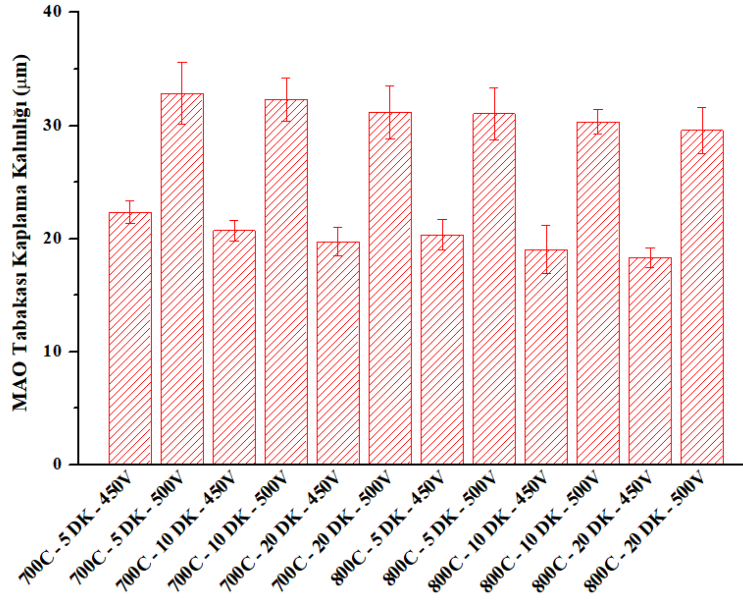
kalınlığının azalmasıdır. Bölüm 3.9.4’de anlatılan benzer çalışmada da benzer sonuçlar yer almaktadır. Saf alüminyum banyosunda yapılan sıcak daldırma işleminde belirli bir süreden sonra Fe çözünmekte ve kaplama kalınlığı azalmaktadır [50]. SDA tabakasının farklı sıcaklık ve sürelerdeki kaplama kalınlıkları Şekil 6.11’de gösterilmiştir.



Şekil 6.11 : 700°C ve 800°C sıcaklıklarda ve 5, 10 ve 20 dakika süreyle yapılan SDA işlemi sonrası SDA tabakasının kalınlık değerleri.

Genel olarak kaplama kalınlıklarına bakıldığında artan sıcak daldırma süresiyle kaplamanın toplam kalınlığında artma görülmektedir. En kalın kaplama, 800°C’de 10 dakika süreyle sıcak daldırma yapılan numunelerde elde edilmiştir. Aynı sıcaklıkta 20 dakika süreyle yapılan SDA işlemiyle kaplama kalınlığının azalmasının sebebi difüzyonun hızlanmasından dolayı Fe çözünmesidir.

Farklı voltaj değerlerindeki MAO tabaka kalınlıkları Şekil 6.12’de gösterilmiştir. MAO işleminde uygulanan voltaj değerindeki artışla beraber MAO tabakası kalınlığının arttığı görülmüştür. Literatürde de benzer sonuçların olduğu bir çok çalışma mevcuttur. Kaplama kalınlıklarına oksit tabaka kalınlıkları açısından bakıldığında uygulanan voltaj değerindeki artmayla beraber oksit tabakada da artış olduğu görülmektedir. 450 V değerinde yapılan MAO işlemiyle, kaplamaların oksit tabaka kalınlığı ortalama 19,12 µm olarak, 500 V değerinde ise ortalama 29,29 µm olarak elde edilmiştir. Artan voltaj değerine bağlı olarak kaplama kalınlığı yaklaşık % 53 oranında artmaktadır.



Şekil 6.12 : 700°C ve 800°C sıcaklıklarda ve 5,10 ve 20 dakika süreyle yapılan SDA işlemi sonrası 450 ve 500 V’da yapılan MAO işlemiyle elde edilen tabakaların kalınlık değerleri.

Çizelge 6.2’de SDA ve MAO işlemleri sonrası elde edilen kaplama kalınlıkları verilmiştir. Daha önceden de belirtildiği gibi toplam kaplama kalınlığına bakıldığında 800C-10DK-450V koşulunda, SDA tabakası olarak ise 800C-10DK koşullarında maksimum kalınlık değerleri elde edilmiştir. MAO tabaka kalınlıklarına genel olarak bakıldığında ise uygulanan voltaj değerinin artmasıyla beraber MAO tabaka kalınlığı artmaktadır.

Çizelge 6.2 : Tüm kaplama koşullarındaki SDA ve MAO tabakası kalınlık değerleri.

Kaplama Koşulları	SDA Tabakası Kalınlığı (µm)	MAO Tabakası Kalınlığı (µm)	Toplam Kaplama Kalınlığı (µm)
700C - 5 DK - 450V	40±2,4	22±1,1	62±3,1
700C - 5 DK - 500V	52±2,9	33±2,7	85±4,2
700C - 10 DK - 450V	58±3,1	21±0,9	81±3,5
700C - 10 DK - 500V	54±2,7	32±1,9	87±4,6
700C - 20 DK - 450V	90±4,3	20±1,2	108±6,8
700C - 20 DK - 500V	65±3,7	31±2,3	98±5,1
800C - 5 DK - 450V	56±2,9	20±1,3	76±3,1
800C - 5 DK - 500V	46±2,0	31±2,9	75±4,1
800C - 10 DK - 450V	125±8,1	19±2,1	142±5,8
800C - 10 DK - 500V	108±7,1	30±1,5	136±6,1
800C - 20 DK - 450V	53±2,1	18±0,8	70±3,1
800C - 20 DK - 500V	66±3,1	29±2,1	91±4,3

6.3 Sertlik Deneyi Sonuçları

SDA ve MAO işlemleri sonrası elde edilen tabakaların mikrosertlik değerleri çizelge 6.3’de verilmiştir. Sonuçlara genel olarak bakıldığında farklı koşullarda yapılan kaplama işlemlerinin genel olarak mikrosertlik değerlerini değiştirmedeği, SDA intermetalik tabakasının 588 HV_{0,025}, kompozit tabakanın 51 HV_{0,025} ve MAO tabakasının ortalama 1043 HV_{0,025} sertliğinde olduğu görülmüştür.

Çizelge 6.3 : Kaplama bölgelerinin mikrosertlik değerleri (HV_{0,025}).

Kaplama Koşulları	SDA Tabakası		MAO Tabakası
	İntermetalik Tabaka	Kompozit Tabaka	
700C - 5 DK - 450V	592±29	50±5	1021±15
700C - 5 DK - 500V	568±40	49±4	1031±35
700C - 10 DK - 450V	596±67	51±3	1085±66
700C - 10 DK - 500V	607±61	51±2	1024±82
700C - 20 DK - 450V	651±48	52±4	1034±82
700C - 20 DK - 500V	624±58	49±4	1011±49
800C - 5 DK - 450V	562±48	53±3	1068±37
800C - 5 DK - 500V	534±36	58±2	1073±30
800C - 10 DK - 450V	528±29	52±2	1048±97
800C - 10 DK - 500V	565±70	51±5	1055±86
800C - 20 DK - 450V	602±44	47±3	1015±56
800C - 20 DK - 500V	632±38	46±2	1045±29

Altlık malzemesi olarak kullanılan AISI 316Ti paslanmaz çelik için yapılan sertlik deneylerinde ise 214,2±6,2 HV_{0,025} sonucu elde edilmiştir. Kaplama tabakalarının sertliklerine bakıldığında, altlık malzemesinden sonra altlık malzemedan üç kat daha sert bir tabaka olan intermetalik tabakanın yer aldığı görülmektedir. İntermetalik tabakanın sertlik değeri önemli bir değişim göstermemekle beraber SDA işlem süresinin artmasıyla beraber düşük bir artış eğilimi görülmektedir. MAO ile intermetalik tabaka arasında neredeyse tamamen alüminyumdan oluşan kompozit tabaka ise oldukça yumuşak bir yapıya sahiptir. Kaplamanın en dış yüzeyinde yer alan MAO tabakası ise literatürdeki MAO tabakalarına benzer şekilde yüksek sertlikte ve altlık malzemeye göre yaklaşık beş kat daha sert bir tabakadır. Yüzey özelliklerinden

biri olan aşınma direncinin gelişmesinde de MAO tabakasının sertliği önemli rol oynamaktadır. Aynı şekilde sadece SDA uygulanmış numunelerin aşınma direncindeki düşüşün sebebi, bu tip kaplamaların en dış yüzeyinde yer alan kompozit tabakasının oldukça düşük sertliğe sahip olmasıdır.

6.4 Aşınma Deneyi Sonuçları

Aşınma deneyi için seçilen numuneler, herhangi bir işlem uygulanmamış AISI 316Ti kalite paslanmaz çelik, 10 dakika boyunca SDA uygulanmış numuneler ve 10 dakika boyunca SDA işlemi sonrası MAO uygulanmış numunelerdir. 10 dakika parametresinin seçilme sebebi en kalın kaplama kalınlığının bu uygulamada elde edilmiş olmasıdır.

Çizelge 6.4’de aşınma hızı ve relatif aşınma direnci değerleri verilmiştir. Relatif aşınma direncinin hesaplanmasında en yüksek aşınma hızına sahip olan numune (800C–10DK) referans olarak alınmıştır.

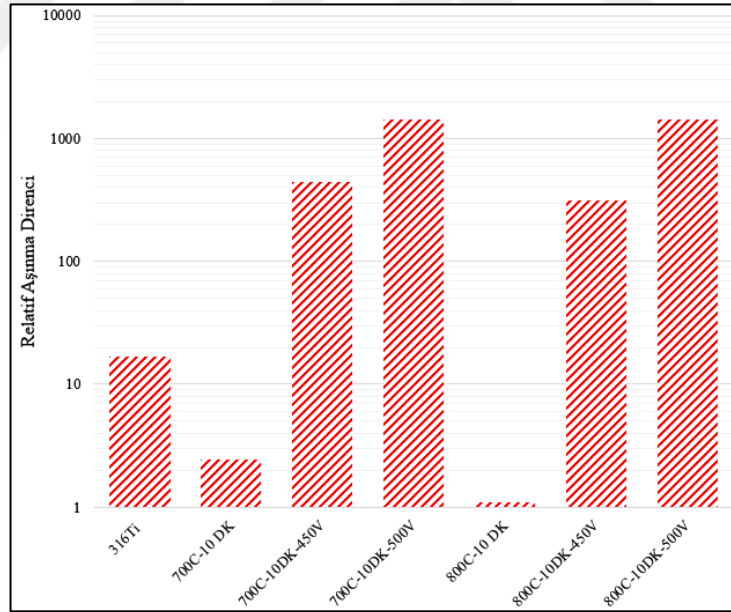
Çizelge 6.4 : Farklı kaplama koşullarında aşınma izinin genişliği ve derinliği ile aşınma hızı ve relatif aşınma direnci değerleri.

Kaplama Koşulu	Aşınma Hızı ($10^{-6} \times \text{mm}^3/\text{Nm}$)	Relatif Aşınma Direnci
Kaplamasız 316Ti	130	17
700C – 10 DK	903	2,5
700C - 10 DK - 450V	5	444
700C - 10 DK - 500V	1,56	1.413
800C - 10 DK	2.213	1
800C - 10 DK - 450V	7	316
800C - 10 DK - 500V	1,53	1.443

Çizelge 6.4’deki sonuçlar incelendiğinde, SDA işlemi uygulanmış numunelerin aşınma dirençlerinin oldukça düşük olduğu görülmektedir. SDA işlemi sonrası yüzeyde altlık malzemesine göre oldukça yumuşak bir kaplamanın olmasından dolayı aşınma dirençleri düşük elde edilmiştir. Farklı sıcaklıklarda yapılan SDA kaplamalarının farklı aşınma direncine sahip olmalarının sebebi ise kaplama kalınlığındaki farklılıktır. 800°C’de yapılan SDA kaplamasının kalınlığı 700°C’ye göre oldukça fazladır fakat kalın olan bu tabakanın sertliğinin düşük olmasından dolayı relatif aşınma direnci düşük elde edilmiştir. MAO işlemi uygulanmış numunelerin

relatif aşınma dirençleri kıyaslandığında ise 500 V'da MAO işlemi uygulanan numunelerin relatif aşınma dirençleri 450 V'da MAO işlemi uygulanan numunelere göre oldukça yüksektir. Bu durumun nedeni kaplama kalınlığının artması ve yüzey morfolojisinin değişmesidir.

Relatif aşınma direncinin farklı kaplama koşuluna göre değişimi Şekil 6.14'de görülmektedir. Buna göre, herhangi bir işlem uygulanmamış numunenin relatif aşınma direnci SDA işlemi uygulanmış numuneden 17 kat daha iyidir. Bunun sebebi ise SDA işlemi sonrasında en dış tabakada oldukça yumuşak ve aşınma direnci düşük alüminyum tabakasının bulunmasıdır. MAO işlemiyle aşınma direnci, herhangi bir işlem uygulanmamış altlık malzemeye göre en az 18 kat, en fazla 85 kat artmaktadır. MAO işlemiyle SDA işlemi karşılaştırıldığında ise, MAO işlemi sonrası aşınma direncinin SDA işlemine göre en az 316 kat en fazla 1443 kat daha yüksek olduğu görülmektedir. MAO işlemiyle aşınma direncinin, gerek işlemsiz altlık malzemeye gerekse SDA uygulanmış numunelere göre önemli ölçüde artması, öncelikli olarak MAO tabakasının çok daha sert olmasıyla alakalıdır.

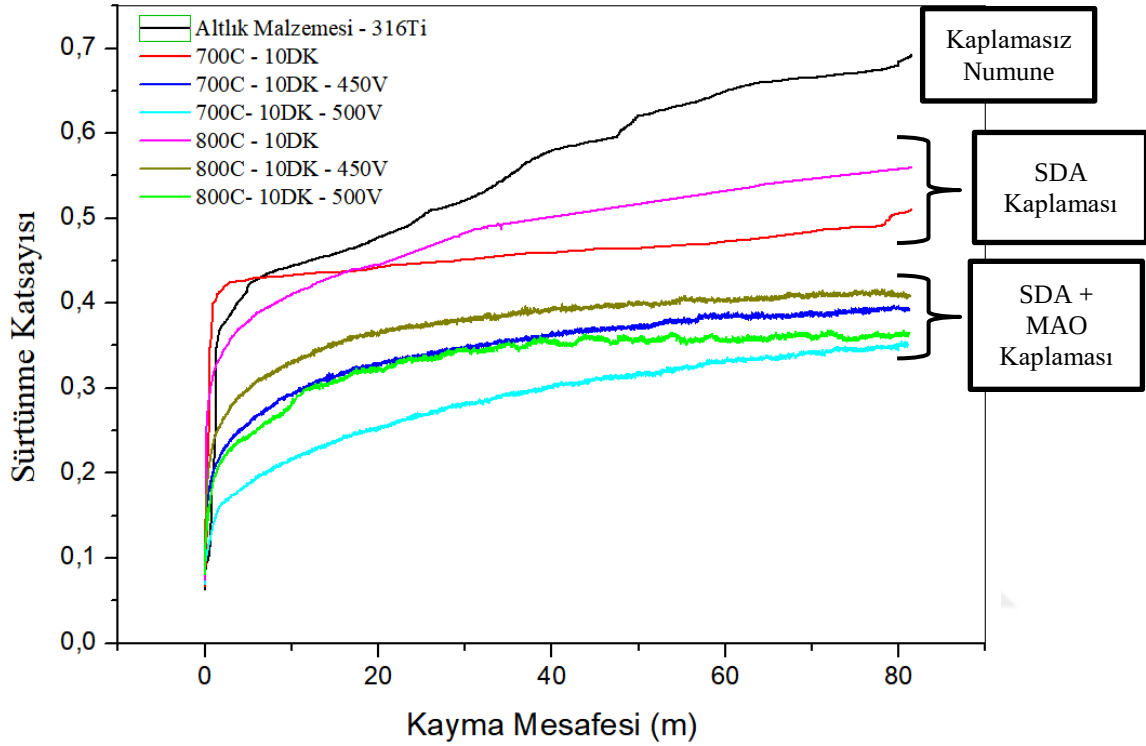


Şekil 6.13 : Farklı kaplama koşullarına ait relatif aşınma dirençleri

Öte yandan, MAO işlemi uygulanan numuneler kendi içinde değerlendirildiğinde, artan voltaj değeriyle birlikte, tabaka sertliğinde belirgin bir artış olmamakla birlikte, tabaka kalınlığı artmaktadır. Literatürde [76-78] yüksek sertlik ve kalın oksit tabakasının aşınma direnci üzerinde önemli bir etkisi olmadığı ve aşınma direncinin büyük ölçüde yüzey ve yüzey altı porlardan etkilendiği belirtilmekle birlikte, artan

voltaj değeriyle beraber MAO tabakasının kalınlığının artmasının, relatif aşınma direnci önemli ölçüde artırdığı görülmektedir. Ayrıca, artan voltajla birlikte por sayısının azalması ve por çapının artması da, aşınma direncinin artışına katkı yapacak bir potansiyele sahiptir.

Şekil 6.14’de aşınma deneyinin uygulandığı numunelerin sürtünme katsayısının kayma mesafesine bağlı olarak değişimi görülmektedir.



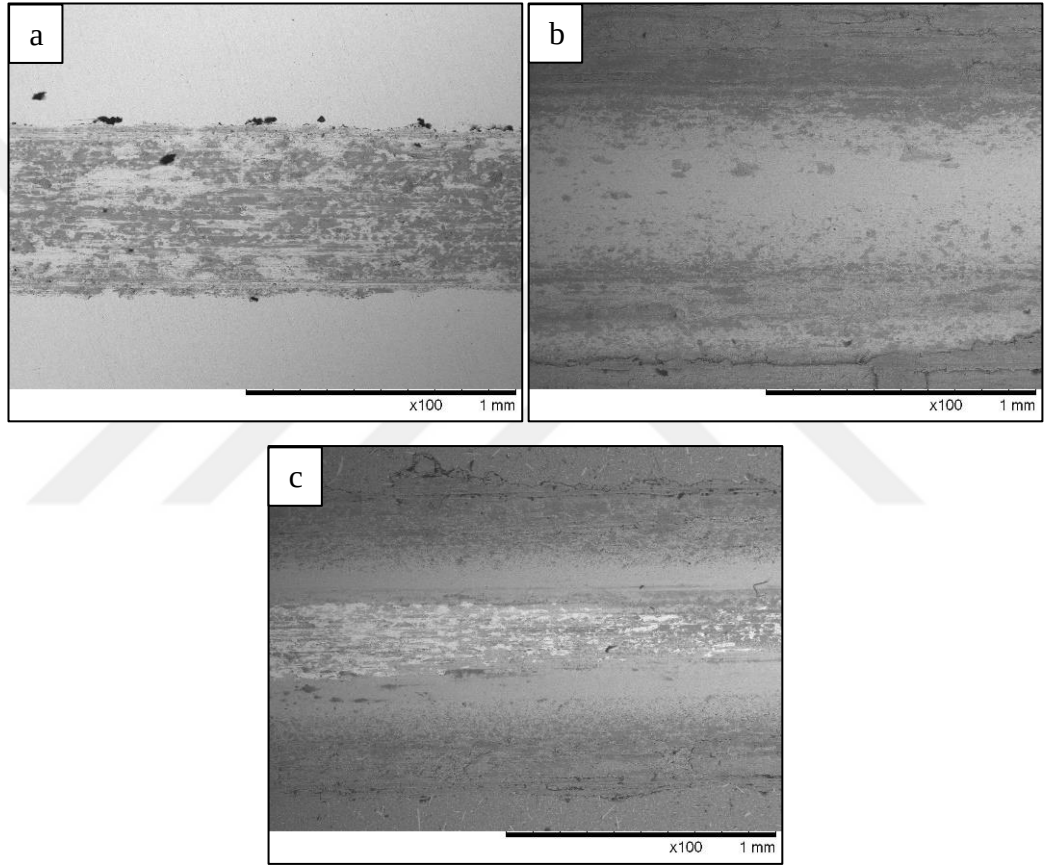
Şekil 6.14 : Farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin aşınma deneylerinde kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısının değişimi.

Altlık malzeme olan AISI 316Ti kalite paslanmaz çeliğin sürtünme katsayısı, kayma mesafesine bağlı olarak sürekli bir artış göstermektedir. SDA işlemi uygulanan numunelerin sürtünme katsayısı ise 0,45 ve 0,50 değerleriyle, altlık malzemeden daha düşüktür. Bu çalışmada en düşük sürtünme katsayısı değerleri SDA sonrası MAO işlemi uygulanan numunelerde elde edilmiştir.

MAO işlemi uygulanan numunelerin sürtünme katsayısı değerlerinin birbirlerine yakın ve 0,25 – 0,35 aralığında değiştiği görülmektedir. Öte yandan, SDA ve MAO işlemi sonrası en yüksek aşınma direnci sergileyen numunelerin (500 V’da MAO uygulanan numuneler) sürtünme katsayısı değerleri de en düşüktür. Benzer şekilde

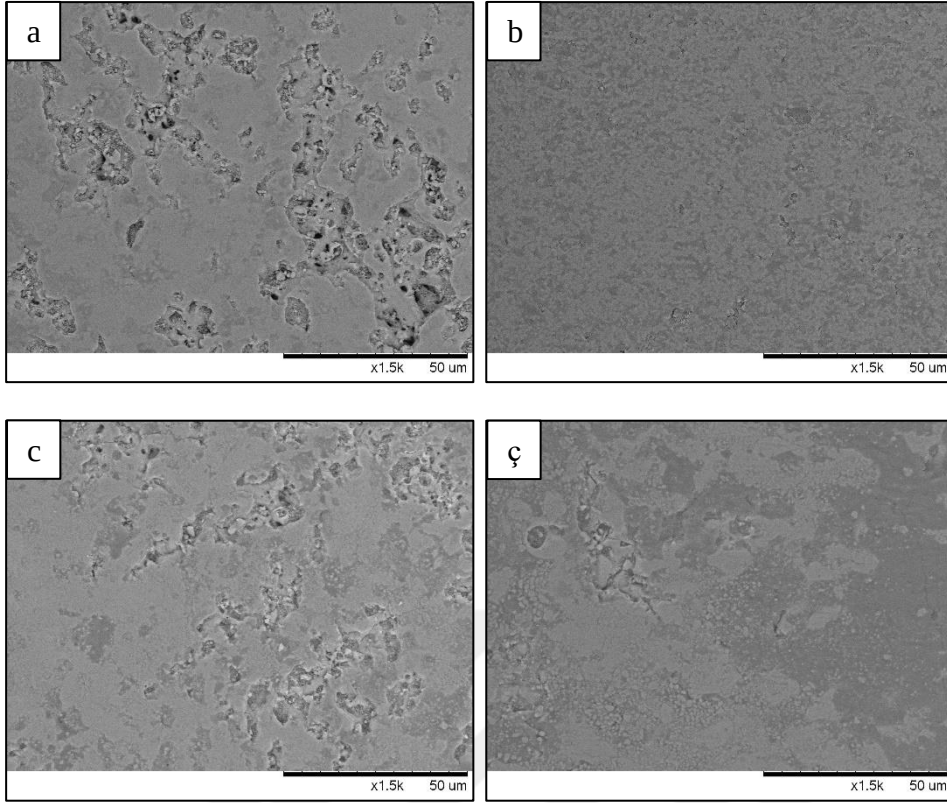
daha düşük sıcaklıkta SDA işlemi uygulanan ve daha yüksek aşınma direnci sergileyen numunenin (700°C’de SDA uygulanan numune) sürtünme katsayısı daha düşüktür.

Şekil 6.15’de AISI 316Ti altlık malzeme ile, 700 ve 800°C sıcaklıkta 10 dakika süreyle SDA işlemi uygulanmış numunelerin aşınma izlerinin SEM fotoğrafları verilmiştir. Altlık malzemenin numune hazırlama aşamasında yüzeyi zımparalandığı için, aşınma izinin dışında kalan kısımları oldukça düzgün görünmektedir. SDA işlemi uygulanmış numunelerin yüzeyleri oldukça yumuşak olmasından aşınma izleri homojen ve aşınma doğrultusunda aşınma çiziklerinin olduğu görülmektedir.



Şekil 6.15 : (a) Kaplamasız altlık malzemesi 316Ti, (b)700C-10DK ve (c) 800C-10DK koşullarında SDA işlemi uygulanmış numunelerin aşınma izinin SEM fotoğrafları.

Şekil 6.16’da 700C-10DK-450V, 700C-10DK-500V, 800C-10DK-450V, 800C-10DK-500V koşullarında MAO işlemi uygulanmış numunelerin aşınma izlerinin SEM fotoğrafları verilmiştir. Her dört kaplama koşulunda da aşınmanın MAO tabakasıyla sınırlı kaldığı görülmektedir ve genel olarak değerlendirildiğinde MAO tabakasında yer alan porların kısmen ya da tamamen düzleşmesi sonucu tipik MAO morfolojisinin nispeten kaybolduğu görülmektedir.



Şekil 6.16 : (a) 700C-10DK-450V, (b) 700C-10DK-500V, (c) 800C-10DK-450V, (ç) 800C-10DK-500V koşullarında MAO işlemi uygulanmış numunelerin aşınma izinin SEM fotoğrafları.

MAO işleminde artan voltaj değeriyle beraber relatif aşınma direnci artmaktadır. Bununla beraber aşınma izlerine bakıldığında artan voltaj değeriyle beraber yüzeydeki porların çapının büyümesi ve por sayısının azalmasından dolayı yüzeyde farklı morfolojide aşınma izleri oluşmaktadır. 450 V değerinde MAO işlemi uygulanan numunelerin aşınma izlerinde, tipik MAO morfolojisinin kısmen korunduğu tabakalı bir morfoloji elde edilmesine karşın (Şekil 6.16a ve c) 500 V değerinde MAO işlemi uygulanan numunelerde (Şekil 6.16b ve ç), yüzey aşındırıcı bilyanın etkisiyle tamamen düzleşerek, porlar içeren tipik MAO morfolojisi tamamen kaybolmuştur. Bu bulgulardan hareketle, azalan por sayısı ve artan por çapının, aşınma deneyi sonrasında daha homojen ve düzgün bir aşınma izi elde edilmesine katkı sağladığı söylenebilmektedir.

6.5 Korozyon Deneyi Sonuçları

MAO parametresi olarak voltaj, SDA parametresi olarak da sıcaklık değiştirilerek elde edilen numuneler ve herhangi bir işlem görmemiş numunelerin korozyon dirençlerini

ölçmek amacıyla % 3,5 NaCl çözeltisinde elektrokimyasal korozyon deneyleri gerçekleştirilmiştir. Bu deneylerden elde edilen potansiyodinamik eğriler sayesinde farklı kaplama koşullarına sahip numuneler ve altlık malzemesi olan AISI 316Ti kalite paslanmaz çeliğin korozyon dirençleri karşılaştırılmıştır.

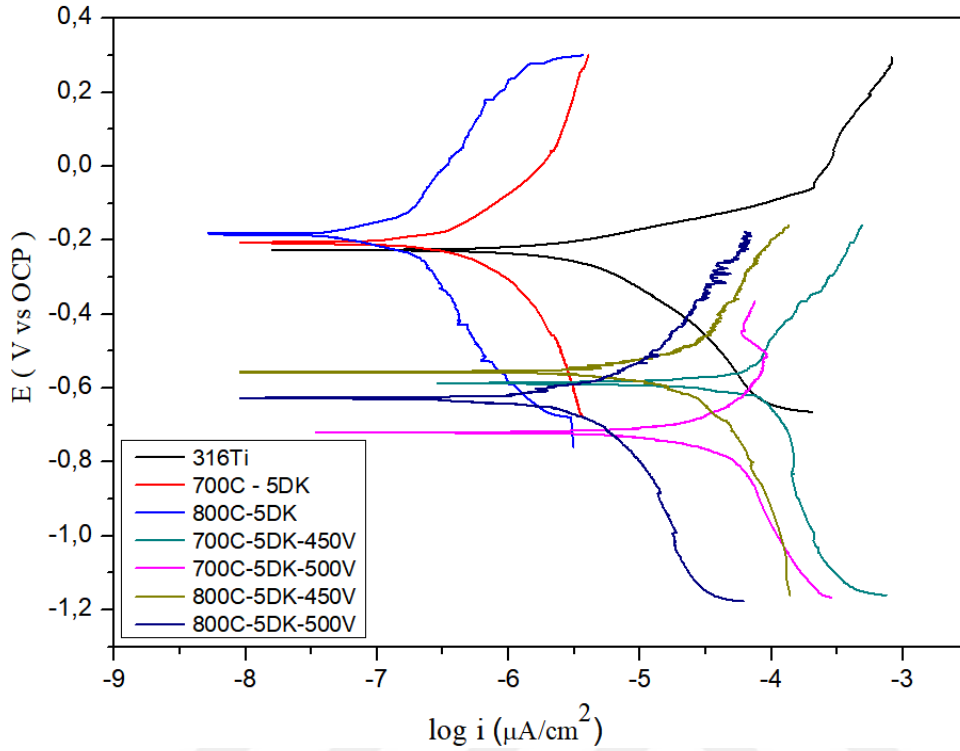
Aşırı gerilim ile uygulanan dış akımın logaritmasının lineer olarak değiştiği bölgeler Tafel bölgesi olarak adlandırılmaktadır. Tafel doğrusunun eğimi deneysel olarak korozyon deneyinde elde edilmektedir. Ayrıca korozyona uğrayan bir elektrotta hem anodik hem de katodik reaksiyon bir arada yürümektedir. Bu nedenle elektrot potansiyeli bir karma potansiyel değerine erişmektedir. Bu potansiyele karşı gelen akım yoğunluğu da korozyon akım yoğunluğu olarak adlandırılmaktadır. Yüksek korozyon potansiyeli ve düşük korozyon akım yoğunluğu gösteren alaşımın daha iyi bir korozyon direncine sahip olduğu görüşü, literatürde yaygın kabul gören korozyon direnci değerlendirme yöntemidir [80].

Korozyon dirençlerinin karşılaştırılması amacıyla potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinden korozyon potansiyel (E_{corr}), korozyon akım yoğunluğu (i_{corr}), anodik ve katodik Tafel eğimleri (β_a ve β_b) hesaplanarak korozyon dirençleri karşılaştırılmıştır. Ayrıca korozyon akım yoğunluğu, anodik ve katodik Tafel eğimleri ilgili formül kullanılarak polarizasyon direnci (R_p) hesaplanmış ve bu değerle de korozyon direnci karşılaştırılmıştır.

Korozyon deneyi sonucunda elde edilen anodik ve katodik polarizasyon eğrileri kullanılarak korozyon akım yoğunluğu hesaplanmaktadır. Anodik ve katodik polarizasyon eğrilerinin doğrusal kısımlarından çizilen iki teğetin kesişim noktası korozyon akım değerini vermekte ve bu doğruların eğimleri de Tafel eğimleri olarak tanımlanmaktadır.

Şekil 6.17’de farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri karşılaştırılmıştır. Bu numunelerine ait E_{corr} , i_{corr} , R_p , β_a ve β_c değerleri potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinden elde edilmiştir. Korozyon deneyi sonuçlarına incelendiğinde korozyon akım yoğunluk değerine göre en iyi korozyon direnci gösteren numuneler SDA işlemi sonrasında oluşmaktadır. MAO işlemi sonrasında ise korozyon direnci altlık malzemesine göre bir miktar düşmektedir. MAO işlemi uygulanmış numuneler kendi aralarında kıyaslandığında ise düşük voltaj

değerine sahip numunelerin korozyon potansiyeli daha pozitif ve korozyon akım yoğunluğu oldukça düşüktür (korozyon direnci daha iyidir).



Şekil 6.17 : Herhangi bir işlem uygulanmamış altlık malzemesi ve farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.

Korozyon deney sonuçları genel olarak karşılaştırıldığında korozyon direnci en yüksek numunelerin sadece SDA işlemi uygulanmış numuneler olduğu görülmektedir. 800°C sıcaklıkta yapılan SDA işleminin korozyon direncinin yüksek olması ise kaplama kalınlığının sıcaklıkla artış göstermesidir. SDA ve MAO işlemi uygulanmış numunelere bakıldığında ise MAO işlemindeki voltaj parametresinin artmasıyla korozyon direncinin arttığı görülmektedir. Bunun sebepleri ise kaplama kalınlığı ve kaplamada oluşan fazların etkisidir. Öncelikli olarak kaplama kalınlıkları karşılaştırıldığında voltaj değerinin artmasıyla kaplama kalınlığının arttığı önceki başlıklarda gösterilmiştir. Diğer bir neden ise XRD paterni incelemesinde ortaya çıkan α -Al₂O₃ fazının artan voltaj değeriyle yapıda daha fazla bulunmasıdır. Çünkü yapıdaki α -Al₂O₃ fazları β -Al₂O₃ göre daha karardır ve bu sayede korozyon direncini artırmaktadır.

Polarizasyon eğrilerinden hesaplanan E_{corr} , i_{corr} , R_p , β_a ve β_c değerleri Çizelge 6.5’de gösterilmektedir. Elektrokimyasal polarizasyon diyagramlarında, korozyon potansiyeli (E_{corr}) pozitifte daha yakın olan ve korozyon akım yoğunluğu (I_{corr}) daha

düşük olan eğrilere sahip olan numunelerin daha yüksek korozyon direnci gösterdiği söylenebilir. Numunelerin korozyon dirençlerinin kıyaslanması, korozyon akım yoğunluğu değerleri korozyon potansiyeline göre daha önemlidir. Korozyon akım yoğunluğu ve Tafel eğimleri kullanılarak elde edilen polarizasyon direnci de korozyon direnci kıyaslaması için önemli bir parametredir.

Çizelge 6.5 : İşlem görmemiş altlık malzemesi ve farklı kaplama koşullarında elde edilen numunelerin E_{corr} , β_a , β_c , i_{corr} ve R_p değerleri.

Kaplama Koşulları	E_{corr} (V _{OCP})	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	I_{corr} ($\mu A/cm^2$)	R_p (Ωcm^2)
Kaplamasız 316Ti	-0,225	0,075	0,122	1,87	10770
700C – 5 DK	-0,198	0,198	0,181	0,27	152046
700C - 5 DK - 450V	-0,590	0,148	0,100	35,89	722
700C - 5 DK - 500V	-0,722	0,152	0,133	15,06	2047
800C - 5 DK	-0,179	0,163	0,163	0,08	446097
800C - 5 DK - 450V	-0,575	0,092	0,095	8,64	2354
800C - 5 DK - 500V	-0,621	0,096	0,160	1,58	16497

Diğer bir neden ise MAO işlemindeki değişikliklerle yüzey morfolojisinin değişmesidir. Voltaj değerinin değişmesiyle yüzeydeki porların çapı ve sayısı değişmektedir. Yüzey SEM fotoğraflarında bu durum açık bir şekilde görülmektedir. Bu sebepten dolayı korozyon deneyi sırasında değişen bu yüzey morfolojisinden dolayı elektrolitin numune ile temas alanı değişmektedir. Temas alanının artmasından dolayı numunenin daha korozif şartlara sahip olması korozyon direncinde azalmaya sebep olmaktadır. Diğer bir ifadeyle, por boyutunun azalması nedeniyle, elektrolitin gireceği por alanı küçülmekte ve bu sayede korozyon direncinde artış olmaktadır.



7. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada AISI 316Ti kalite paslanmaz çelik malzemeye MAO işleminin uygulanabilmesi için ara işlem olarak SDA işlemi uygulanmıştır. Tüm bu süreçte SDA işleminde farklı sıcaklık ve süre, MAO işleminde ise voltaj değeri değiştirilerek yüzeyde oluşturulan seramik kaplamanın yapısal, morfolojik, aşınma ve korozyon özelliklerinin incelenmesiyle elde edilen sonuçlar aşağıda listelenmiştir:

1. SDA işlemi sonrası, intermetalik tabakasının XRD paterninde alüminyum, FeAl_3 ve Fe_2Al_5 fazlarına ait pikler görülmektedir. FeAl_3 ve Fe_2Al_5 intermetalikleri düşük oluşum serbest enerjilerinden dolayı oluşmakta ve yeni fazların oluşması gerekli olan enerjinin çok fazla olmasından dolayı diğer fazlar oluşmamaktadır. Noktasal EDS sonuçları da elde edilen bu fazları desteklemektedir.
2. SDA sonrası elde edilen tabakanın kesitinin incelenmesinde, litetatürdeki çalışmalara benzer olarak intermetalik tabakadan dış yüzeye doğru kolonsal bir yapının olduğu görülmüştür. Ancak bu yapı difüzyon hızının artması ve kaplamanın dış yüzeyinin çözünmesinden dolayı, 800C-20DK koşullarında görülmemiştir.
3. MAO işlemleriyle elde edilen kaplamaların, temel olarak $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ve $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ fazlarını içerdiği belirlenmiştir. MAO işleminde artan voltajla birlikte, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ait pik şiddetlerinin arttığı görülmektedir.
4. SDA ve MAO işlemi uygulanan numunelerin SEM ile incelenmesinde, numune yüzeylerinde, MAO işleminin karakteristiği olan por içeren yüzey morfolojisi elde edilmiştir. Oluşan bu poröz yapının morfolojisinin, uygulanan voltaj değerine bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. MAO işleminde pozitif/negatif voltaj değerinin artması sonucunda yüzeydeki porların çapı artmakta ancak porların sayısında gözle görülür bir azalma meydana gelmektedir. Ayrıca artan voltaj değerleriyle beraber yüzeydeki çatlakların arttığı belirlenmiştir.

5. Kaplama kalınlığı, hem SDA hem de MAO işlem parametrelerine bağı olarak önemli ölçüde değişmektedir. SDA sıcaklığının artmasıyla SDA tabaka kalınlığı artmaktadır. Benzer şekilde, SDA işlem süresinin artması da SDA tabaka kalınlığında artışa neden olmaktadır. Bu durum 800°C sıcaklıkta 10 dakikalık işlem süresinden sonra azalmaktadır. Hem sıcaklık hem de işlem süresinin artmasından dolayı difüzyon hızlanmakta ve altlık malzemesinden kaplamaya difüze olan Fe elementi çözünmektedir. Ancak 700°C’de süre artışıyla beraber SDA tabaka kalınlığında artış görülmektedir. MAO işlem parametresi olan voltaj değerinin artması kaplama kalınlığının artmasına neden olmaktadır. 450 V pozitif / 80 V negatif voltaj işlem parametresinde ortalama MAO kaplama kalınlığı 21 μm , 500 V pozitif / 90 V negatif voltaj işlem parametresinde ise ortalama MAO kalınlığı 29 μm ’dır. En kalın kaplama 800°C’de 10 dakika süreyle SDA işlemi sonrası 450 V pozitif/80 V negatif voltaj değerinde MAO uygulanan numunede elde edilmiştir.
6. Kaplama kesitlerinden yapılan sertlik ölçümleri sonucunda işlem parametrelerinden dolayı sertlik değerleri değişmemektedir. Altlık malzemedan itibaren, intermetalik tabakası ortalama 588 HV_{0,025}, kompozit tabaka ortalama 51 HV_{0,025} ve MAO tabakasının ortalama 1043 HV_{0,025} sertlik değerine sahiptir. Kompozit tabakasının sertliği yüksek oranda alüminyum içermesinden dolayı düşüktür.
7. Aşınma deney sonuçları relatif aşınma dirençlerine göre kıyaslandığında altlık malzemesinin direnci SDA işlemi sonrasında düşmekte ancak MAO işleminden sonra önemli ölçüde artmaktadır. SDA işleminden sonra relatif aşınma direncinin düşmesinin nedeni, dış yüzeyde, sertliği oldukça düşük olan alüminyumun bulunmasıdır. Genel olarak aşınma direncine bakıldığında herhangi işlem uygulanmamış numune, SDA işlemi uygulanmış numunelere göre 17 kat daha yüksek aşınma direncine sahipken, MAO işlemi uygulanmış numunelerin aşınma direnci, altlık malzemeye göre 19-85 kat artmıştır.
8. MAO tabaka kalınlığının artması, aşınma direncini arttırmaktadır. Buna göre MAO işlemi uygulanan numuneler içinde en yüksek aşınma direnci 500 V pozitif voltaj değerinde MAO işlemi uygulanan numunelerde elde edilmiştir.

9. Korozyon deneyleri sonucunda SDA işlemi uygulanmış numunelerin korozyon direnci artmıştır. MAO işlemi uygulanmış numuneler ve işlem görmemiş 316Ti paslanmaz çelik malzemesinin korozyon dirençleri birbirlerine yakın değerlerde ve SDA uygulanmış numunelere göre daha düşük düzeydedir.
10. SDA kaplamaları kendi arasında korozyon deneyleri açısından karşılaştırıldığında ise korozyon direnci SDA işlem sıcaklığının artmasıyla artmaktadır. Bu durumun temel nedeni, sıcaklık artışıyla beraber kaplama kalınlığının artmasıdır. Tüm numuneler içinde 800°C’de 5 dakika süreyle SDA işlemi uygulanan numune, en yüksek korozyon direncine sahip numunedir.
11. MAO işlemi uygulanmış numuneler, korozyon direnci açısından kıyaslandığında, artan voltaj değeriyle birlikte korozyon direncinin arttığı görülmektedir. Bu durumun, artan voltajla birlikte, kaplama kalınlığının ve kaplama tabakasında bulunan $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ fazının oranının artmasından kaynaklandığı görülmüştür.

KAYNAKLAR

- [1] **Başıoğlu, Y.** (2014). *Mikro Ark Oksidasyon Yöntemi İle Kaplanmış AA6082 Alaşımının Farklı Yağlama Şartlarında Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi* (Doktora Tezi). Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta.
- [2] **Guangliang, Y., Xianyi, L., Yizhen, B., Haifeng, C., Zengsun, J.** (2002). The effects of current density on the phase composition and microstructure properties of microarc oxidation coating. *Journal of Alloys and Compounds*, **345**, 196–200.
- [3] **Kanbolu, S.**, (1996). *Östenitik Krom Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Özellikleri* (Yüksek Lisans Tezi). Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [4] **Lihong, L., Dejiu, S., Jingwu, Z., Jian, S. ve Liang L.** (2011). Evolution of micro-arc oxidation behaviors of the hot-dipping aluminum coatings on Q235 steel substrate, *Applied Surface Science*, **257**, 4144-4150.
- [5] **Arabacı, E.** (1994). *Çelik Bantların Sıcak Daldırma Yöntemi İle Alüminyum Kaplanması* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [6] **Cheng, W. J., Wang, C. J.** (2009). Growth of intermetallic layer in the aluminide mild steel during hot-dipping, *Surface & Coatings Technology*, **204**, 824-828
- [7] **Ertemiz, E.** (2005). *Östenitik Paslanmaz Çeliklerin TIG Kaynak Yöntemi İle Birleştirilmesi Ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- [8] **Aslan, O.** (2015). *Plazma Sprey Kaplama Yöntemiyle Tek Ve Çift Katmanlı Kaplanan AISI 316L Paslanmaz Çeliğinin Korozyon Davranışlarının İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyon.
- [9] **Chenglong, L., Dazhi, Y., Guoqiang, L., Min, Q.** (2005). Corrosion resistance and hemocompatibility of multilayered Ti/TiN-coated surgical AISI 316L stainless steel. *Materials Letters*, **59**, 3813-3819.
- [10] **Aran, A. ve Temel, M.A.** (2003). *Paslanmaz Çelik Yası Mamulleri*. Sarıtaş Çelik Sanayi ve Ticaret A.Ş., İstanbul.
- [11] **Aldemir, Ü.** (2000). *Paslanmaz Çeliklerin Türkiye’de Tercihli Uygulama Alanlarına Göre Optimum Kullanım Önerilerinin Hazırlanması* (Yüksek Lisans Tezi). Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.

- [12] **Abu, S.** (2006). *Östenitik Paslanmaz eliklerin Gazaltı Kaynak Yöntemi İle Kaynağında Koruyucu Gazın Mekanik Özelliklere Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- [13] **Odabaş, C.** (2004). *Paslanmaz elikler, temel özellikleri, kullanım alanları, kaynak yöntemleri*. Askaynak, İstanbul.
- [14] **Kaluç, E. ve Tülbentçi, K.** (1995). Paslanmaz elikler ve kaynaklanabilirliğı, Kocaeli Üniversitesi Kaynak Teknolojisi Araştırma, Eğitim ve Uygulama Merkezi, Kocaeli.
- [15] **Kaluç, E.** (1989). *Ferritik Kromlu Paslanmaz eliklerin Kaynağı*, Gedik Holding Kaynak Dünyası 3, İstanbul.
- [16] **Tekin, A.** (1981). *eliklerin Metalurjik Dizaynı* (Doktora Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji Fakültesi, İstanbul.
- [17] **Campbell, R. D.** (1992). *Ferritic Stainless Steels Welding Metallurgy, Ferrous Alloys Weldments*, Englewood Colorado, USA.
- [18] **Yılmaz, R., Tehi, T.,** (2009). Kaynak Parametrelerinin ve Paslanmaz elik Kompozisyonunun Kaynak Nüfuziyetine Etkisi. *1. Uluslararası Kaynak Teknolojileri Konferansı*. Ankara, 972-982.
- [19] **Smith, W., (ev. Erdoğan, M.).** (2000). Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri 2, 2. Baskı, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.
- [20] **akır, C.** (n.d.) *Modern Talaşlı İmalatın Esasları*. Uludağ Üniversitesi Güçlendirme Vakfı.
- [21] **Coromand, S.** (1994). *Modern Metal Cutting – A Practical Handbook*.
- [22] **Lund, P.** (2007). *Keronite-New surface treatment technology for light metals*, Keronite Ltd., Cambridge, UK
- [23] **Tülbentçi, K.** (1998). *MIG/MAG Gazaltı Kaynak Yöntemi*, Arctech Yayını, İstanbul.
- [24] **Url-1**<<http://www.calphad.com/iron-chromium.html>>, alındığı tarih: 09.10.2017.
- [25] **Erdoğan, M.** (2000). *Mühendislik Alaşımlarının Yapısı ve Özellikleri*. Ankara.
- [26] **Kaluç, E., Tülbentçi, K.** (1998). *Paslanmaz eliklerin Kaynağı*. Kocaeli Üniversitesi Kaynak Teknolojisi, Eğitim ve Uygulama Merkezi, Kocaeli.
- [27] **Tülbentçi, K. ve Kaluç, E.** (1994). Geçmişten Günümüze Paslanmaz elikler, *Meta*, **20**, 47-52.
- [28] **Karşlı, G. ve Şeşen, M. K.** (1991). Paslanmaz elikler ve Üretimi, *Meta*, **2**, 20-22.
- [29] **Kükürtçü, G. E.** (2014). *Östenitik Paslanmaz eliklerin Kaynak Kabiliyeti ve Mekanik Özelliklere Etkilerinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- [30] **Dillon, C. P.** (1992). *Stainless Steels For Bioprocessing, Biopharm*, Nidı Welding Training Module, Cambridge, İngiltere.

- [31] **Koçanoğlu, S.** (2010). *Demir Esaslı Toz Metalurjisi ile Üretilmiş Parçalarda Alüminyum Kaplamanın Yüzey Özelliklerine Etkisi* (Yüksek Lisans Tezi). Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa.
- [32] **Ryabov, V.R.** (1973). Aluminizing of steel (Alitirovanie Stall). Metallurgiya publishers, Moscow.
- [33] **Richards, R.W.** (1994). Metallurgy of continuous hot dip aluminizing, *International Materials Review*, **39**, 191-212.
- [34] **Sendzimir, T.** (1938). U.S. Patent No. 2, 110, 893. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.
- [35] **Denner, S.G., Jones, R.D., Thomas, R.J.** (1975) Hot Dip aluminizing of steel strip, *Iron and Steel International*, **12**, 241-252.
- [36] **Cook, N.E.** (1955). Hot dip galvanizing conf. Oxford, *London Zinc Development Association*, 11-27.
- [37] **Bablık, H.** (1958). Hot dip galvanizing conf. Holland and Belgium, *London Zinc Development Association*, 115-155.
- [38] **Liberski, P., Gierrek, A., Kania, H., Podolski, P. ve Tatarek, A.** (2008). Formation of coatings from a liquid phase on the surface of iron-base alloys, *Archives of Foundry Engineering*, **8**, 93-98.
- [39] **Ryabov, W.R.** (1985). Aluminizing of steel. Oxonian Press. New Delhi.
- [40] **Strafford, K.N., Datta, P.K. ve Googan, C.G.** (1984). Coatings and surface treatment for corrosion and wear resistance, *Ellis Horwood Limited*, **19**, 103-115.
- [41] **Patermarakis, G. ve Moussoutzanis, K.** (2003). A transport phenomenon analysis criterion predicting pitting appearance during Al anodizing in sulphate electrolytes, *Chemical Engineering Communications*, **190**, 1018-1040
- [42] **Kasaplar, G.** (2007). *Alüminyum Yüzeyindeki Oksit Tabakasının Okzalik Asit Anodizing Yöntemiyle Geliştirilmesi* (Yüksek Lisans Tezi). Çukurova Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Adana.
- [43] **Lee, H.Y., Jung, S.H., Lee, S.Y., You, Y.H. ve Ko, K.H.** (2005). Correlation between Al₂O₃ particles and interface of Al-Al₂O₃ coatings by cold spray, *Applied Surface Science*, **252**, 1891-1898.
- [44] **Zhang, Y., Pint, B.A., Garner, G.W., Cooley, K.M. ve Haynes, J.A.** (2004). Effect of cycle length on the oxidation performance of iron aluminide coatings, *Surface and Coatings Technology*, **188-189**, 35-40.
- [45] **Singh, K., Fernandes, A., Paul, B., Gonal M.R., Abraham, G., ve Krishnamurthy, N.** (2014). Preparation and investigation of aluminized coating and subsequent heat treatment on 9Cr-1Mo 91 steel, *Fusion Engineering Design*, **89**, 2534-2544.
- [46] **Frutos, E., Gonzalez-Carrasco, J.L., Capdevila, C., Jimenez, J.A. ve Houbaert Y.** (2009). Development of hard intermetallic coatings on austenitic stainless steel by hot dipping in an Al-Si alloy, *Surface and Coatings Technology*, **203**, 2916-2920.

- [47] **Neumann, G.** (1990). Diffusion in Solid Metals and Alloys, *Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology*, **26**, 152.
- [48] **Claire, A.D.** (1990). Diffusion in Solid Metals and Alloys, *Numerical Data and Functional Relationship in Science and Technology*, **26**, 129.
- [49] **Kobayashi, S. ve Yakou, T.** (2002). Control of intermetallic compound layers at şnterface between steel and aluminum by diffusion treatment, *Materials Science and Engineering*, **338**, 44-53.
- [50] **Takata, N., Nishimoto, M., Kobayashi, S. ve Takeyama, M.** (2014). Morphology and formation of Fe-Al intermetallic layers on hot-dipped in Al-Mg-Si alloy melt, *Intermetallics*, **54**, 136-142.
- [51] **Zhang, Q.Y., Zhou, Y., Liu, J.Q., Chen, K.M., Mo, J.G., Cui, X.H. ve Wang, S.Q.** (2015). Comparative research on dry sliding wear of hot-dip aluminized and uncoated AISI H13 steel, *Wear*, **344-345**, 22-31.
- [52] **Deqing, W.** (2008). Phase evolution of an aluminized steel by oxidation treatment, *Applied Surface Science*, **254**, 3026-3032.
- [53] **Shi, Z., Cao, H. ve Han, F.** (2014). Preparation and characterization of Fe-Al intermetallic layer on the surface of T91 heat-resistant steel, *Journal of Nuclear Materials*, **447**, 77-81
- [54] **Günyüz, M.** (2007). *Titanyum ve Alaşımlarının Mikro Ark Yöntemiyle Kaplanması* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [55] **Yerokhin, A.L., ve Snizhko, L.O.** (2003). Discharge characterization in plasma, *J.Phys. D: Appl. Phys.*, **36**, 2110-2120.
- [56] **Hibbard, J.** (2007). Government mandates force rethinking of automotive parts finishing processes: Micro-arc oxidation technology figures prominently in future applications, *Metal Finishing*, **105**, 50-54.
- [57] **Bayramoğlu, S.** (2010). *AZ31 Magnezyum Alaşımlarının Mikro Ark Oksidasyon Yöntemiyle Yüzey Kaplanması* (Yüksek Lisans Tezi). Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- [58] **Chen, F., Zhou, H., Yao, B., Qin, Z., ve Zhang, Q.** (2007). Corrosion Resistance Property of the Ceramic Coating Obtained Through Microarc Oxidation on the AZ31 Magnesium Alloy Surfaces, *Surface and Coatings Technology*, **201**, 4905-4908
- [59] **Snizhko, L.O., ve Matthews, A.** (2004). Anodic Processes in Plasma Electrolytic Oxidation of Aluminium in Alkaline Solutions, *Electrochim. Acta*, **49**, 2085-2095.
- [60] **Yerokhin, A.L., ve Dowey S.J.** (1999). Plasma Electrolysis for Surface Engineering, *Surface and Coating Technology*, **122**, 73-93.
- [61] **Özkara, M.** (2009). *2024 Alüminyum alaşımlarının mikro ark oksidasyon yöntemiyle kaplanması ve yüzey özelliklerinin geliştirilmesi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [62] **Malayoğlu, U., ve Çakmak, E.** (2008). Plazma Elektrolitik Oksitlenme Yöntemiyle Hafif Metallerin Kaplanması, *Mühendis ve Makine*, **582**, 3-9.
- [63] **Yerokhin, A.L., ve Matthews, A.** (2002). Effect of OH Radicals on the Characteristic of Plasma Electrolytic Oxidation Process and on the Oxide Film Produced, *Abstracts of Int. Conf. Electrochem 2002*, İngiltere.
- [64] **Yerokhin, A.L., ve Matthews, A.,** (2001). Duplex Surface Treatments Combining Plasma Electrolytic Nitrocarburising and Plasma-Immersion Ion-Assisted Deposition, *Surface and Coating Technology*, **142-144**, 1129-1136
- [65] **Guidong, X., ve Jiong L.I.,** (2007). Power Source Types Effects on the Properties of Oxide Ceramic Coatings on Mg alloys, *Naturel Science and Foundation of China 2007*, 150-152.
- [66] **Jin, F., ve Tong, H.** (2006). Structure and Mechanical Properties of Mg Alloy Treated by Micro-Arc Discharge Oxidation Using Direct Current and High-Frequency Bipolar Pulsing Modes, *Materials Science and Engineering*, **435**, 123-126.
- [67] **Gnedenkoy, S.V., ve Khrisanfovaa O. A.** (2001). composition and adhesion of protective coatings on aluminum, *Surface and Coatings Technology*, **145**, 146-151.
- [68] **Xin S. And Song L.** (2006). Composition and mechanical properties of hard ceramic coating containing α - Al₂O₃ produced by microarc oxidation on Ti-6Al-4V alloy, *Materials Chemistry and Physics*, **97**, 132-136.
- [69] **Fei, C., Hai, Z., Chen, C. ve Yangjian, X.** (2009). Micro-arc oxidation in various concentration of KOH and structural change by different cut off potential, *Progress in Organic Coatings*, **64**, 264-267.
- [70] **Curran, J. A. ve Clyne, T. W.** (2005). The thermal conductivity of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium and magnesium, *Surface & Coatings Technology*, **199**, 177-183.
- [71] **Muhaffel, F.** (2010). *Mikro Ark Oksidasyon yöntemiyle titanyum esaslı implantların yüzey özelliklerinin geliştirilmesi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [72] **Montazeri, M., Dehghanian, C., Shokouhfar, M. ve Baradaran, A.** (2011). Investigation of the voltage and time effects on the formation of hydroxyapatite-containing titania prepared by plasma electrolytic oxidation on Ti-6Al-4V alloy and its corrosion behavior, *Applied Surface Science*, **257**, 7268-7275.
- [73] **Lihong, L., Jingwu Z., Dejiu, S., Lailei, W., Guirong, J. Ve Liang, L.** (2012). TEM analysis and wear resistance of the ceramic coatings on Q235 steel prepared by hybrid method of hot-dipping aluminum and plasma electrolytic oxidation, *Journal of Alloys and Compounds*, **512**, 57-62.
- [74] **Gu, W., LV, G., Chen, H., Chen, G., Feng, W., Zhang, G. Ve Yang, S.** (2007). Preparation of ceramic coatings on inner surface of steel tubes using a

combined technique of hot-dipping and plasma electrolytic oxidation, *Journal of Alloys and Compounds*, **430**, 308-312.

- [75] **Wu, Z., Xia, Y., Li, G. ve Xu, F.** (2007). Structure and mechanical properties of ceramic coatings fabricated by plasma electrolytic oxidation on aluminized steel, *Applied Surface Science*, **253**, 8398-8403.
- [76] **Wang, C.X., Zhang, D. and Jiang, Y.F.** (2007). Growth process and wear resistance for ceramic coatings formed on Al-Cu-Mg alloy by microarc oxidation, *Applied Surface Science*, **253**, 674-678
- [77] **Liang, J., Hu, L.T. and Hao, J.C.** (2007). Characterization of microarc oxidation coatings formed on AM60B magnesium alloy in silicate and phosphate electrolytes, *Applied Surface Science*, **253**, 4490-4496
- [78] **Chang, L.M.** (2009). Growth regularity of ceramic coating on magnesium alloy by plasma electrolytic oxidation, *Journal of Alloys and Compounds*, **468**, 462-465.
- [79] **Koraman, E.** (2011). *Al-Fe-V-Si Alaşımlarının Yüksek Sıcaklık Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [80] **Demirci, E. E., Arslan, E., Ezirmik, K.V., Baran, Ö., Totik, Y. ve Efeoglu, İ.** (2013). Investigation of wear, corrosion and tribocorrosion properties of AZ91 Mg alloy coated by micro arc oxidation process in the different electrolyte solutions, *Thin Solid Films*, **528**, 116–122.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Cengizhan Taşlıçay
Doğum Tarihi ve Yeri : 01/03/1990, Kadıköy
E-posta : taslicay@itu.edu.tr

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** :2013, İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya–Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
- **Lisans** :2014, İstanbul Teknik Üniversitesi, Makina Fakültesi, Makina Mühendisliği

Yayın Listesi:

Ulusal ve Uluslararası Kongre Bildirileri

- Taslicay, C., Yurekturk, Y., Muhaffel, F. ve Baydoğan M.** (2017). A Ceramic Coating For Corrosion Protection On AISI 316Ti Stainless Steel, 2. *Material Science and Technology*, Nevşehir, 11-13 Ekim.
- Taslicay, C., Yurekturk, Y., Muhaffel, F. ve Baydoğan M.** (2017). Production of a Protective Alumina Coating on 316Ti Grade Stainless Steel by Micro Arc Oxidation Process, *BalkanTRib'17*, Nevşehir, 13-15 Eylül.
- Taslicay, C., Yurekturk, Y., Muhaffel, F. ve Baydoğan M.** (2016). Characteristics of Ceramic Coating Fabricated by Micro Arc Oxidation On Aluminized Stainless Steel, 1. *Material Science and Technology*, Nevşehir, 6-8 Nisan.