

**YÜKSEK ALA İMLİ ÇELİKLERİN  
% 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> VE % 10 HCl ÇÖZELTİLERİNDEKİ  
KOROZYON DAVRANISLARININ İNCELENMESİ**

**ABAN BÜLBÜL**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metal Eritimi Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Ocak 2009**

**KABUL:**

Aban BÜLBÜL tarafından hazırlanan " YÜKSEK ALA İMLİ ÇELİKLERİN % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> VE % 10 HCl ÇÖZELTİLERİN ÇERŞİNDEKİ KOROZYON DAVRANILARININ İNCELENMESİ " başlıklı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylıyorum.

Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN .....

Tez Danışmanı, Metal Eritimi Anabilim Dalı

Bu çalışmaya, jürimiz tarafından oylarıyla Metal Eritimi Anabilim Dalında. Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 28/01/2009

Unvanı, Adı SOYADI

İmzası

Başkan : Yrd. Doç. Dr. Halil İbrahim DEMİR (K.B.Ü.) .....

Üye : Yrd. Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI (K.B.Ü.) .....

Üye : Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN (K.B.Ü.) .....

Tarih 28/01/2009

Bu tez ile K.B.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Yüksek Lisans derecesini onaylamıştır.

Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ .....

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*"Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildi ini ve sunuldu unu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdi i ekilde, bu çalı madan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptı ı mı beyan ederim. "*

aban BÜLBÜL

## ÖZET

**Yüksek Lisans Tezi**

**YÜKSEK ALA İMLİ ÇELİKLERİN % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> VE % 10 HCl  
ÇÖZELTİLERİNDE KOROZYON  
DAVRANISLARININ İNCELENMESİ**

**Aban BÜLBÜL**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metal Eritimi Anabilim Dalında**

**Tez Danışmanı:**

**Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN**

**Ocak 2009, 99 Sayfa**

Yapılan bu çalışmada; yüksek alaımlı dökme çeliklere uygulanan ya landırma ısılandırma ve Ni içeriğinin, sertleşme ve farklı ortamlardaki korozyon direncine etkisi incelenmiştir. İncelenen çeliklerin ya landırma ısılandırma, birbirini takip eden iki adımda gerçekleştirilmiştir. Birinci adım 1200 °C'de 6 saat tutulmuş ve ardından su verilmiştir. İkinci adımda 750 °C'de 18 saat ya landırılmış ve havada soğutulmuştur. Bu numunelere iki farklı yöntem ve iki farklı çözelti hazırlanarak deneyler yapılmıştır.

Deneylerden bir tanesinde %10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve %10 HCl çözeltilerine döküm haldeki ve ya landırma ısılandırma uygulanmış numuneler daldırılmış ve belirli sürelerde bekletildikten sonra çıkartılıp ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Diğer yöntemde ise incelenen alaımlar % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve % 10 HCl çözeltisinde potansiyodinamik polarizasyon deneylerine tabi tutulmuştur.

Gerek döküm halinde gerekse ya landırılmı durumda ala ımların Ni içeri i arttıkça sertli i azalmı tır. Ya landırma ısıl i lemi özellikle östenitik matrisli ala ımların sertli ini önemli miktarda arttırmı tır.

ncelenen ala ımların Ni içeri inin artması ile korozyon direnci azalmı tır. Ferritik matrisli ala ımın korozyon direnci ya landırma ısıl i lemi ile azılırken, östenitik matrisli ala ımların korozyon direnci artmı tır. HCl çözeltisi H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisine nazaran daha saldırgan bir ortam olu turmu tur.

**Anahtar Sözcükler :** Korozyon, Yüksek Ala ımlı Çelikler, Ya landırma.

**Bilim Kodu** : 626.20.01

**ABSTRACT**

**M.Sc. Thesis**

**INVESTIGATION OF CORROSION BEHAVIOUR S OF  
HIGH ALLOY STEELS IN % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> AND % 10 HCl SOLUTIONS**

**aban BÜLBÜL**

**Karabük University  
Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Department of Metal Education**

**Thesis Advisor:**

**Asst. Prof. Dr. Yavuz SUN**

**January 2009, 99 pages**

In this study, the effects of aging heat treatment applied to the high alloy cast steels and Ni content on the hardness and corrosion resistance in various solutions were investigated. Aged heat treatment of the investigated steels was performed in two subsequent steps. In the first step, the steel was held at 1200 °C for 6 hours and then was quenched. In the second step, it was aged at 750 °C for 18 hours and cooled by air. Two different methods and solutions were used for these samples to perform the experiments.

In one of the experiments, as-cast and aged samples were suspended in % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> and %10 HCl solutions and then their weight losses were measured after waiting a certain period of time. In the other method, investigated alloys were exposed to potentiodynamic polarization experiments in % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> and % 10 HCl solutions.

Hardness of the samples was decreased with increasing Ni content of the alloys for both as-cast and aged conditions. Aging heat treatment increased especially the hardness of austenitic matrix alloys significantly.

Corrosion resistance of the samples was decreased with increasing Ni content of the investigated alloys. Corrosion resistance of the austenitic matrix alloy was increased with the aging heat treatment while that of ferritic matrix alloy decreased. HCl solution formed a more aggressive environment than H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution.

**Keywords** : Corrosion, High Alloy Steels, Aging.

**Science Code** : 626.20.01

## **TE EKKÜR**

Yüksek lisans çalı mamda yardım ve deste ini esirgemeyen çok de erli danı manım Yrd. Doç. Dr. Yavuz SUN'a ve bana her türlü konuda yardımını esirgemeyen çok de erli hocalarım Prof. Dr. Ercan CANDAN, Doç. Dr. Mustafa ACARER ve Yrd. Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI'ya, burada adlarını sayamadı ım bilgi, kaynak ve görü leriyle her zaman yardımcı olmaya çalı an di er de erli hocalarıma ve arkada larıma, sevgili ev arkada ım Tahsin A YEL ve Ferdi AVCI'ya , hayatım boyunca maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen aileme sonsuz saygı ve te ekkürlerimi sunarım.



## Ç NDEK LER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET.....	IV
ABSTRACT.....	VI
TE EKKÜR.....	VIII
Ç NDEK LER D Z N .....	IX
EK LLER D Z N .....	XII
Ç ZELGELER D Z N .....	XV
S MGELER VE KISALTMALAR D Z N .....	XVI
BÖLÜM 1 .....	1
G R .....	1
BÖLÜM 2 .....	3
YÜKSEK KROM VE N KELL DÖKME ÇEL KLER .....	3
2.1. MATR S .....	4
2.2. KARBÜRLER.....	7
2.3. NTERMETAL KLER.....	8
BÖLÜM 3 .....	10
KOROZYON .....	10
3.1. KOROZYON TÜRLE R .....	12
3.1.1. Galvanik Korozyon (Makro Korozyon) .....	14
3.1.2. Tanelerarası Korozyon ( Mikro Korozyon ) .....	15
3.1.3. Oyuklanma Korozyonu (Makro Korozyon) .....	16
3.1.4. Aralık Korozyonu (Makro Korozyon) .....	17
3.1.5. Gerilmeli Korozyon Çatlaması (Mikro Korozyon) .....	20
3.1.6. Seçici (Selektif) Korozyon ( Makro Korazyon) .....	22
3.1.7. Erozyon Korozyonu ( Mikro+Makro Korozyon) .....	22
3.2. ALA IM ELEMENTLER N N KOROZYON D RENC NE ETK S .....	23

## Sayfa

3.2.1. Karbon (C) .....	23
3.2.2. Krom (Cr) .....	24
3.2.3. Nikel (Ni) .....	24
3.2.4. Molibden (Mo) .....	24
3.2.5. Mangan (Mn) .....	25
3.2.6. Silisyum (Si) .....	25
3.2.7. Vanadyum (V) .....	25
3.2.8. Tungsten (W) .....	26
3.2.9. Bakır (Cu) .....	26
3.3. SIVI ÇİNDE KOROZYON ÜZERİNE METALURJİK DEĞİŞİMLERİN ETKİSİ .....	27
3.4. KOROZYON TESTLERİ .....	30
3.4.1. Elektrokimyasal Teknikler .....	31
3.4.2. Üç Elektrot Sistemi ve Önemi .....	32
3.5. KOROZYON HIZI ÖLÇÜMÜ .....	32
BÖLÜM 4 .....	35
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI .....	35
BÖLÜM 5 .....	42
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	42
5.1. DENEYSEL MALZEMELER .....	42
5.2. ISIL İLEMLER .....	42
5.3. KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARINI .....	43
5.3.1. Mikroyapı Karakterizasyonu .....	43
5.3.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu .....	44
5.4. KOROZYON DENEYLERİ .....	45
BÖLÜM 6 .....	49
DENEYSEL SONUÇLAR .....	49
6.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU VE SERTLİK DENEYLERİ .....	49
6.2. KOROZYON DENEYLERİ .....	51

	<b><u>Sayfa</u></b>
BÖLÜM 7 .....	55
DENEY SONUÇLARININ DELENMES .....	55
7.1. M KROYAPI VE SERTLİK SONUÇLARI.....	55
7.2. KOROZYON ÖZELLİKLERİ .....	56
7.2.1. % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> Çözeltisinin Etkisi.....	56
7.2.1.1. Kütle Kaybına Bakılarak Yapılan Deneyler .....	56
7.2.1.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Yapılan Deneyler .....	59
7.2.2. % 10 HCl Çözeltisinin Etkisi .....	59
7.2.2.1. Kütle Kaybına Bakılarak Yapılan Deneyler .....	60
7.2.2.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Yapılan Deneyler .....	61
BÖLÜM 8 .....	63
GENEL SONUÇLAR .....	63
KAYNAKLAR .....	65
EKLER.....	70
ÖZGEÇM .....	83

## EK LLER D Z N

	<u>Sayfa</u>
ekil 2.1. Fe-Cr-Ni üçlü faz diyagramı. ....	5
ekil 2.2. Modifiye edilmi Schaeffler diyagramı. ....	5
ekil 2.3. WRC 1992 diyagramı. A bölgesi ostenit, AF bölgesi ostenit ve bir miktar ferrit (özellikle yüksek Nie ), FA bölgesi ferrit ve bir miktar ostenit (özellikle yüksek Cre ) ve F bölgesi de ferriti göstermektedir. ....	6
ekil 2.4. AISI 316 çeli inde 700 °C de ya landırma sonucu tane sınırlarında sigma fazının görünümü. ....	9
ekil 3.1. Korozyonun elektrokimyasal olu um düzeni: (a) Pil, (b) Korozyon hücresinde yer alan olaylar. ....	12
ekil 3.2. Galvanik korozyon. ....	14
ekil 3.3. Paslanmaz çelikte taneler arası Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> çökeltisi ....	15
ekil 3.4. a) 316L paslanmaz çeli in normal mikro yapısı ile b) Tanelerarası korozyona u ramı mikro yapısı ....	16
ekil 3.5. Oyuklanma ile olu an bir korozyon hücresi. ....	17
ekil 3.6. Aralık korozyonu (crevice corrosion) ....	19
ekil 3.7. % 18 Ni çeli inde, korozyonun yorulma dayanımına etkisi ....	21
ekil 3.8. Yo unla tırıcı tip duvarlarında meydana gelen erozyonlu korozyon ....	23
ekil 3.9. Metallerin çözelti içindeki davranı larından Tip I. ....	28
ekil 3.10. Metallerin çözelti içindeki davranı larından Tip II. ....	28
ekil 5.1. Alser marka protherm model PID kontrollü elektrikli direnç fırını. ....	43
ekil 5.2. Leica marka DMILM model optik ı k mikroskobu. ....	44
ekil 5.3. Schimadzu marka HMV Model mikrosertlik cihazı. ....	45
Sekil 5.4. Potansiyostatik yön temle çalı an statik korozyon deney düzene i. ....	46
ekil 5.5. Statik korozyon hücresi. ....	46
ekil 5.6. MBTU marka ultrasonik temizleme cihazı. ....	47
ekil 5.7. Precisa marka XS 220A modal 0.1 mg hassasiyete sahip elektronik tartı ....	48

ekil.6.1. ncelenen ala ımların gerek döküm hali gerekse ya landırılmı durumda oksalik asit ile da lanmı optik mikroskop görüntül eri.....	50
ekil 6.2. Ya landırılmı ala ımların sodyum siyanür çözeltisinde da lanma sonrası optik mikroskop görüntüleri a) M1, b) M2 ve c) M3. ....	51
ekil 7.1. ncelenen ala ımların Ni içeri ine ba lı olarak sertlik sonuçları. ....	56
ekil 7.2. (a) Döküm haldeki, (b) Ya landırılmı ala ımların % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisindeki a ırlık kaybı de erlerinin deney süresi ile de i imi. ....	57
ekil 7.3. ncelenen ala ımların % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisinde 165 saat sonunda olu an a ırlık kaybı de erlerinin % Ni içeri i ile de i imi .....	58
ekil 7.4. ncelenen ala ımların % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası belirlenen kor de erlerinin Ni içeri ine ba lı olarak de i imi.....	59
ekil 7.5. (a) Döküm haldeki, (b) Ya landırılmı ala ımların % 10 HCl çözeltisi içerisindeki a ırlık kaybı de erlerinin deney süresi i le de i imi.....	60
ekil 7.6. ncelenen ala ımların % 10 HCl çözeltisinde 165 saat sonunda olu an a ırlık kaybı de erlerinin % Ni içeri i ile de i imi.....	61
ekil 7.7. ncelenen ala ımların % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası belirlenen kor de erlerinin Ni içeri ine ba lı olarak de i imi.....	62
ekil A.1. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde döküm haldeki M1 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi .....	72
ekil A.2. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde ya landırılmı M1 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi. ....	72
ekil A.3. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde döküm haldeki M2 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi .....	73
ekil A.4. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde ya landırılmı M2 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi. ....	73
ekil A.5. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde döküm haldeki M3 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi .....	74
ekil A.6. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde ya landırılmı M3 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi. ....	74

ekil A.7. HCl çözeltisi içerisinde döküm haldeki M1 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi .....	75
ekil A.8. HCl çözeltisi içerisinde ya landırılmı M1 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi. ....	75
ekil A.9. HCl çözeltisi içerisinde döküm haldeki M2 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi .....	76
ekil A.10. HCl çözeltisi içerisinde ya landırılmı M2 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi. ....	76
ekil A.11. HCl çözeltisi içerisinde döküm haldeki M3 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi .....	77
ekil A.12. HCl çözeltisi içeri sinde ya landırılmı M3 numunesinin Potansiyodinamik Polarizasyon e risi. ....	77
ekil B.1. % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop g örüntüleri ..	79
ekil B.2. % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin kesit yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri. ....	80
ekil B.3. % 10 HCl çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri ...	81
ekil B.4. % 10 HCl çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin kesit yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri. ....	82

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 3.1. Bölgesel korozyonun sınıflandırılması .....	13
Çizelge 3.2. Korozyon türleri .....	13
Çizelge 3.3. Çeli e ala ım elementlerinin etkileri .....	26
Çizelge 3.4. Metallerin Elektromotif Serisi .....	30
Çizelge 5.1. ncelenen ala ımlarının kimyasal bile imleri .....	42
Çizelge 6.1. ncelenen ala ımın oda sıcaklı ındaki sertlik sonuçları .....	51
Çizelge 6.2. ncelenen ala ımların % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları .....	52
Çizelge 6.3. ncelenen ala ımların % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları .....	52
Çizelge 6.4. ncelenen ala ımların % 10 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan polarizasyon deney sonuçları .....	53
Çizelge 6.5. ncelenen ala ımların % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan polarizasyon deney sonuçları .....	53

## SİMGELER VE KISALTMALAR

### SİMGELER

$^{\circ}\text{C}$  : Santigrat derece

$\mu\text{m}$  : Mikrometre

S : Saniye

R : Gaz sabiti

T : Mutlak sıcaklık

P : Simetri katsayısı

$E_e$  : Denge potansiyeli

F : Faraday sabiti

### KISALTMALAR

YMK: Yüzey merkezli kübik

EMF : Elektromotif kuvvet

$E_{kor}$  : Korozyon potansiyeli

$i_{cor}$  : Korozyon akım

XRD : X- ışını difraksiyonu



## BÖLÜM 1

### G R

Yüksek ala ımlı çeliklerin (yüksek Cr ve Ni) en yaygın kullanım alanları korozyon uygulamalarıdır. Bu çeliklerin kullanım alanlarına örnek olarak; petrol rafineri endüstrisi, petrokimyasal ekipmanlar, kimyasal proses ekipmanları, cam ve sentetik plastik üretim ekipmanları verilebilir.

Yüksek krom ve nikelli çeliklerde % 15–30 arasında Cr, % 5–25 arasında Ni mevcuttur. Bu çeliklerin mikroyapısı, matris, karbür ve intermetaliklerden ibarettir. Çeli in bile ime ba lı olarak matris, östenitik ve/veya ferritik olabilir. Bile im de bulunan Ni ostenitin, Cr ise ferritin kararlılı mı artıran elementlerdir. Mikroyapıda bulunan karbürler, Cr'ca zengin olup, genel likle  $M_{23}C_6$  tipindedir. Intermetalik olarak ise genellikle sigma ( $\sigma$ ) fazı mikroyapıda bulunur.

Yüksek krom ve nikelli çeliklerde korozyon ve oksidasyon direncini arttıran en önemli element Cr'dir. Bile imde bulunan Cr, oksijenle birlikte yüzeyde oldukça yo un ve kararlı bir krom-oksit tabakası olu turur. Belirli bir sıcaklıkta yeterli oksidasyon ve korozyon direncini sa lamak için bile imde yete rli miktarda Cr'mun bulunması gerekmektedir. Bile imde bulunan Si, Al ve Ti gibi di er elementler, Cr'mun etkinli ini arttırlar. Oksit tabakasının yüze ye ba lanma özellikleri ise Si ilavesi ile geli tirilir. Çeli in yüzeyinde koruyucu oksit tabakası olu maması durumunda çelikte yüksek sıcaklıkta çevresel etkilerle oksidasyon ba lar. Oksidasyonun kontrol altına alınmaması durumunda sürekli metal kaybı olu ur ve sonunda korozyona u rayan çelik kullanılamaz duruma gelir. Bile imde bulunan Ni ise, östenitin kararlılı mı arttırmakta ve matriste daha fazla karbon çözünmesine neden olmaktadır. Bu da mikroyapıda karbür çök elmesini azaltmaktadır. Yüksek Cr ve Ni'li dökme çelikler içerdikleri Cr ve Ni miktarına göre, Fe-Cr, Fe-Cr-Ni ve Fe-Ni-Cr ala ımları eklinde sınıflandırılabilir. Yüksek Cr ve Ni'li çelikler konusunda yapılan ara tırmalar, ço unlukla bu çeliklerin korozyo n ve yüksek sıcaklık dirençleri

ile sürünme mukavemetlerini kapsamaktadır. Literatürde, özellikle % 20'den daha fazla Cr içeren dökme çeliklerin aınma ve korozif aınma davranışları ile ilgili sınırlı sayıda çalışması mevcuttur. Korozyon çalışmaları, genellikle paslanmaz çelikler ve düşük alaımlı Cr-Ni çelikleri ile ilgili olarak yapılmıştır.

Yapılan bu çalışma, Cr içeriği % 27 ve Ni içeriği % 5–20 arasında değişen, % 0,4 C'lu dökme çeliklere uygulanan yağındırma ısıl işleminin ve oluşan mikroyapının sertleşme ve farklı ortamlardaki korozyon direncine etkisi incelenmiştir.

## BÖLÜM 2

### YÜKSEK KROM VE NİCELİ DÖKME ÇELİKLER

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çelikler; yüksek sıcaklık korozyon ve aınma direnci, eğilme, kırılma ve termal yorulma direnci ve sürtünme mukavemeti gerektiren mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımların ticari kullanım alanları; ısıtılma fırınları, gaz türbinleri, uçak motorları, askeri ekipmanlar, petrol rafineri fırınları, petrokimyasal ekipmanlar, kimyasal proses ekipmanları, cam ve sentetik plastik üretim ekipmanları şeklinde verilebilir.

Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerin seçiminde önerilen yöntem, öncelikle çeliğin kullanılacağı servis koşullarında istenilen özelliğe sahip olup olmadığının belirlenmesidir. Örneğin yüksek sıcaklıkta kullanılacak bir çeliğin ısıya karşı dayanıklı olması ve kullanıldığı sıcaklıkta uzun süre mukavemetini kaybetmemesi gerekir. Malzeme seçiminde göz önünde bulundurulması gereken diğer bir faktör ise, çeliğin kullanıldığı sıcaklıkta kırılma eğiliminin en az olmasıdır. Ayrıca çeliklerden, kullanım süresince özelliklerini uzun süre koruması beklenir.

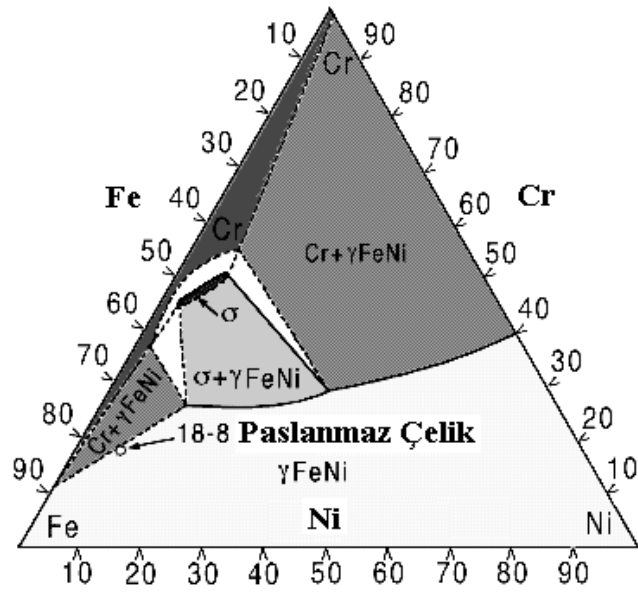
Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerde korozyon ve oksidasyon direncini arttıran en önemli element Cr'dir. Bileimde bulunan Cr, oksijenle birlikte yüzeyde oldukça yoğun ve kararlı bir krom-oksit tabakası oluşturur. Belirli bir sıcaklıkta yeterli oksidasyon ve korozyon direncini sağlamak için bileimde yeterli miktarda Cr'nin bulunması gerekmektedir. Bileimde bulunan Si, Al ve Ti gibi diğer elementler, Cr'nin etkinliğini arttırmırlar. Oksit tabakasının yüzeye bağlanma özellikleri ise Se ilavesi ile geliştirilir. Çeliğin yüzeyinde koruyucu oksit tabakası oluşmaması durumunda çelikte yüksek sıcaklıkta çevresel etkilerle oksidasyon başlar. Oksidasyonun kontrol altına alınmaması durumunda sürekli metal kaybı olur ve sonunda korozyona uğrayan çelik kullanılamaz duruma gelir. Bileimde bulunan Ni ise, östenitin kararlılığını arttırmakta ve matriste daha fazla karbon çözünmesine neden olmaktadır. Bu da mikroyapıda karbür çökmesini azaltmaktadır. Yüksek Cr ve Ni'li dökme çelikler

içerdikleri Cr ve Ni miktarına göre, Fe-Cr, Fe-Cr-Ni ve Fe-Ni-Cr alaşımları ekinde sınıflandırılabilir.

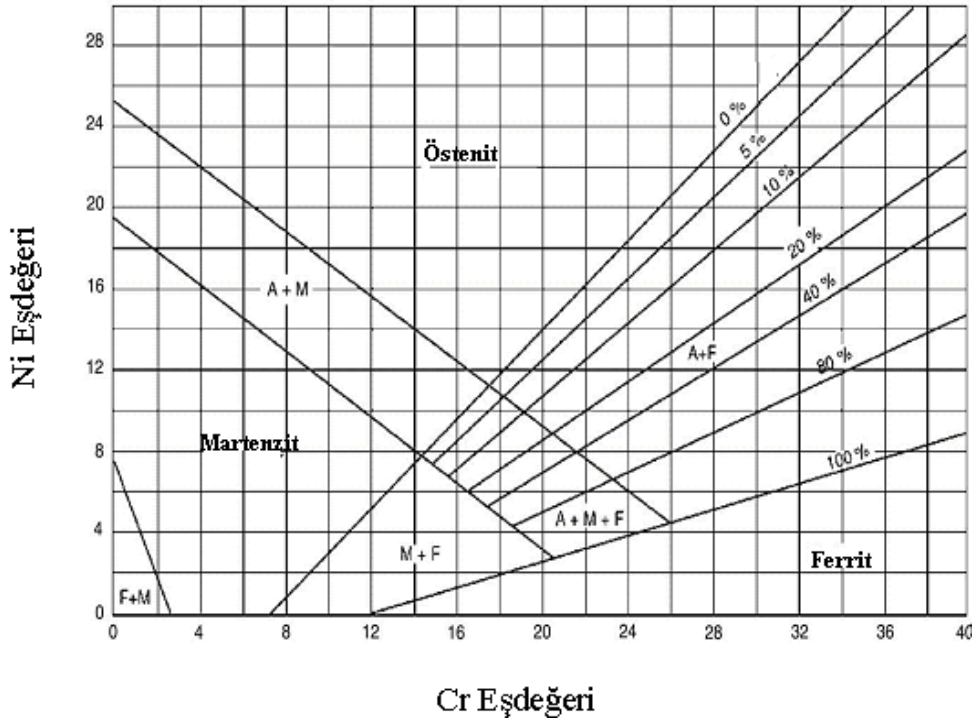
Fe-Cr-Ni dökme çelikleri, en az üç temel alaşım elementi içerdiklerinden, bu çeliklerin mikroyapısında bulunan fazlar, üçlü faz diyagramlarından çıkartılabilir ( ekil 2.1). Ancak faz diyagramları, sadece denge koşullarını temsil etmekte olup, mikroyapı hakkında sınırlı bilgiler vermektedir. Bu nedenle Fe-Cr-Ni çeliklerinin oda sıcaklığındaki mikroyapı bileşenlerini belirlemede genellikle Schaeffler diyagramından ( ekil 2.2) faydalanılır. Orijinal Schaeffler diyagramının eksenlerinde sadece Ni ve Cr bulunmasına rağmen, modifiye edilmiş Schaeffler diyagramının eksenlerinde, diğer elementlerin etkisini de kapsayan nikel ve krom eklemleri (sırasıyla  $Ni_e$  ve  $Cr_e$ ) bulunur. Günümüzde özellikle paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesindeki mikroyapıyı belirlemede Schaeffler diyagramı yerine WRC 1992 diyagramı kullanılmaktadır ( ekil 2.3). Fe-Cr-Ni dökme çeliklerin mikroyapısında matris ve karbür fazlarının yanı sıra intermetaliklerde yer almakta olup, mikroyapı bileşenleri aşağıda tanıtılmıştır [1].

## **2.1. MATRİS**

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çeliklerin matris yapısı bileşime bağlı olarak, östenitik ve/veya ferritiktir. Ana alaşım elementi olan Cr, ferrit sahasını genişletirken, Ni ise östenit sahasını genişletmektedir. Bunların yanı sıra, Zr, Ti, Sn, P, V, Nb, W, Mo, Al ve Si gibi alaşım elementleri ferritik matrisi, C, N, Mn, Cu ve Zn gibi alaşım elementleri ise östenitik matrisi kararlı hale getirmektedir.



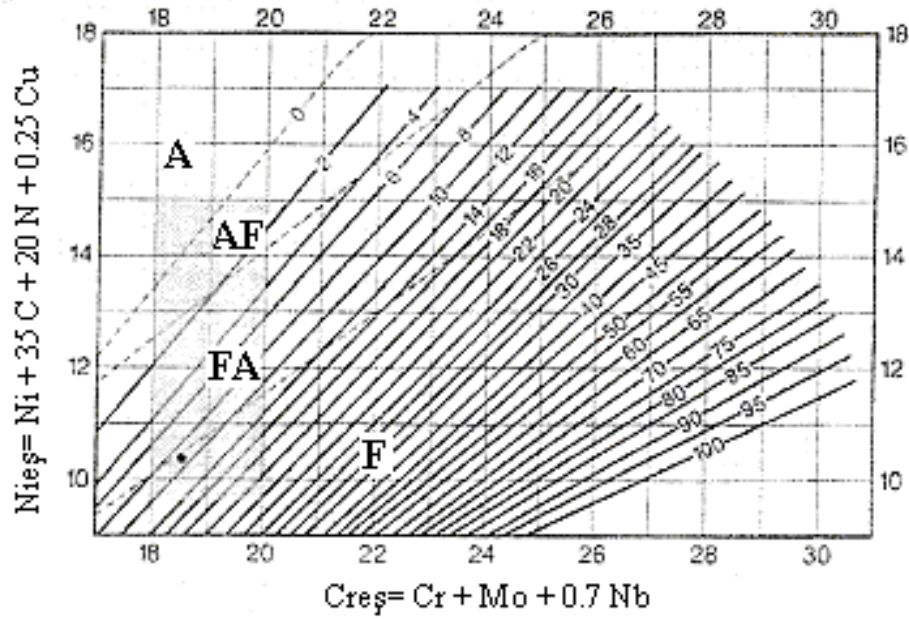
ekil 2.1. Fe-Cr-Ni üçlü faz diyagramı [2].



ekil 2.2. Modifiye edilmi Schaeffler diyagramı [3].

$$Ni_e = \% Ni + 30.\% C + 0.5.\% Mn + 11.5.\% N$$

$$Cr_e = \% Cr + \% Mo + 1.5.\% Si + 2.\% Nb + 3.\% Ti$$



ekil 2.3. WRC 1992 diyagramı. A bölgesi ostenit, AF bölgesi ostenit ve bir miktar ferrit (özellikle yüksek  $Ni_e$ ), FA bölgesi ferrit ve bir miktar ostenit (özellikle yüksek  $Cr_e$ ) ve F bölgesi de ferriti göstermektedir [4].

Ti, Sn, P, V, Nb, W, Mo, Al ve Si gibi ala ım elementleri ferritik matrisi, C, N, Mn, Cu ve Zn gibi ala ım elementleri ise östenitik matrisi kararlı hale getirmektedir

Matrisin östenitik ve/veya ferritik oldu u çeli in  $Cr_e$  de erinin  $Ni_e$  de erine bölünmesiyle elde edilen de erden tahmin edilebilir;

$Cr_e / Ni_e = 1.0 - 1.3$  ise, matris tümüyle östenitik

$Cr_e / Ni_e = 1.3 - 1.6$  ise, matris östenitik ve az bir miktar ferritik

$Cr_e / Ni_e = > 1.8$  ise, matris hemen hemen ferritik ve az miktar dönü memi östeniktir [5].

Ferritik matrisli çelikler dü ük so uk ekillendirme kabiliyetine sahip olup, yüksek sıcaklık mukavemeti dü üktür ve kırılmalı a kar ı hassastır. Nispeten yüksek servis sıcaklıklarında tokluk daha yüksektir. Bu çelikler nötr ve oksitleyici ortamlarda kükürte kar ı iyi direnç gösterirken, redükleyici ve karbürleyici ortamlarda hasara u ramaktadır.

Yüksek kalite gerektiren uygulamalarda, bile iminde % 15–30 arasında Cr ve % 5-25 arasında Ni bulunan östenitik matrisli çelikler kullanılmaktadır. Östenitik matrisli çelikler so uk ve sıcak ekillendirme i lemlerine uygun olup, yüksek sıcaklık dayanımları ferritik matrisli çeliklerden daha fazladır. Bu çelikler aynı zamanda daha yüksek ısıl genleşme katsayısına, daha düşük ısıl iletkenliğe ve de daha yüksek oksidasyon ve korozyon direncine sahiptirler. Kükürt bileşiklerine karşı oldukça hassas olmalarına rağmen C ve N difüzyonuna karşı iyi bir dirence sahiptirler ve artan Ni içeriği ile birlikte bu özellik gelişir. Geniş sıcaklık aralıklarında mikroyapının yüksek kararlılığı ve mekanik yüklemeler altında yüksek dayanım göstermeleri %30'dan fazla Ni içeren çeliklerin genel karakteristiktir. Bileimde % 2–4 aralığında Mo bulunması çeliğin oyuklanma korozyon direncini geliştirir ancak katı eriyik sertleşme etkisini düşürür. % 6 Mo'lu çelikler süper östenitik çelikler olarak da bilinmektedir. Bu çeliklerde maksimum Si içeriği % 1 dir. Si içeriği % 5 civarında olduğunda çeliğin nitrik asit içindeki korozyon direnci gelişir [1].

## 2.2. KARBÜRLER

Östenitik matris içinde karbürlerin homojen olarak dağılması çeliğin yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmaktadır. Bu nedenle demir esaslı ısıya dayanıklı alaşımların C içeriği yüksektir. Bazı karbürler, C içeriği % 0.20'nin üzerinde olan çeliklerin mikroyapılarında olmaktadır. So uk işlemi ile ekillenen östenitik çeliklerde genellikle % 0.25 civarında C bulunurken döküm yöntemiyle ekillenen östenitik çeliklerde C miktarı % 0.75 değerine kadar çıkmaktadır.

Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerin döküm yapısında önemli segregasyonlar gelişir. Hem döküm artlarında hem de ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklardan yapılan hızlı so utmada karbonun çözümlenme doymu katı eriyik içinde kalır. Ardından yapılan yeniden ısıtma işlemi (ya landırma) ile karbürler çökler. Yeniden ısıtma sıcaklığı düşük ise, reaksiyon yavaş ve çökelen karbürler daha incedir. Süneklik genellikle çeliğin mukavemetinin artması ile azalır. Sertleştirme işlemi sırasında karbürlerin tane sınırında çökmesi önlenemez ve sertlikle beraber süneklik de geliştirilebilir. Tane sınırlarına çökelen karbür a ları gevreklemeye neden olmaktadır ve genellikle yüksek karbon içeren veya yüksek sıcaklıktan yavaş so utulan çeliklerde olur.

Fe-Cr-Ni dökme çeliklerinde olabilecek karbürler; MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  ve  $M_7C_3$  tipi karbürlerdir. Çökeltme yerine bağı olarak, bu karbürlerin etkileri farklıdır; (a) tane sınırlarında çökelen karbürler, tane sınırı mukavemetini artırıp tane sınırlarının kaymasını geciktirir, (b) matris içine çökelen karbürler matris mukavemetini geliştirir. Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerde  $M_{23}C_6$  tipi karbür çökeltileri yaygın olarak görülmektedir. Ti, Nb ve V gibi alaım elementleri MC tipi, Mo ise  $M_6C$  tipi karbürlerin çökeltmesini teşvik etmektedir [6–9].

### 2.3. İNTERMETALİKLER

Fe-Cr-Ni çeliklerinde yaygın olarak oluşan intermetalik fazlar şunlardır; (a) Sigma fazı  $\sigma$ , (b) Chi fazı  $\chi$ , ve (c) Laves fazı  $\eta$ . Bunların dışında G fazı, R fazı ve mu ( $\mu$ ) fazı gibi diğer intermetalik fazlar da literatürde belirtilmiştir.

1927'de Bain ve Griffiths, Fe-Cr-Ni sisteminde sigma fazını bulmuşlar ve çok gevrek oldukları için "B bileeni" olarak adlandırmışlardır. 1936'da Jett ve Foate, bu faza, sigma fazı adını koymuşlardır. 1951'de Bergman ve Shoemaker Fe-Cr sistemlerinde sigma fazının kristallografik yapısını belirlemişler ve bu konuda çalışmışlardır.

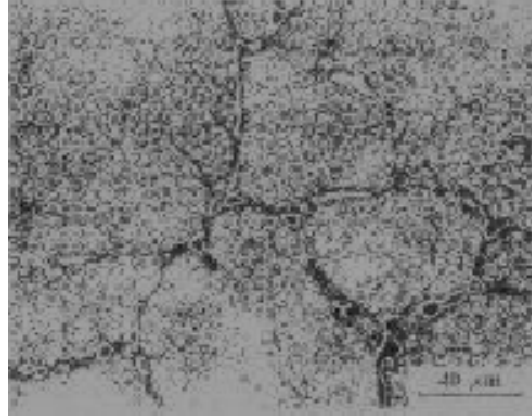
Sigma fazı; Fe-Cr, Fe-Mo, Fe-V, Fe-Mn gibi ikili, Fe-Cr-Ni, ve Fe-Cr-Mo gibi üçlü ve hatta Fe-Cr-Ni-Mo gibi dördü sistemlerde görülmüştür. Östenitik çeliklerde sigma fazı çökeltileri 550-900°C sıcaklıklar arasında oluşmaktadır. Tipik bir sigma fazının kompozisyonu %55 Fe, % 29 Cr, % 11 Mo ve % 5 Ni'dir ve yaklaşık olarak  $(Fe, Ni)_3 (Cr, Mo)_2$  şeklinde gösterilebilir. Genellikle sigma çökeltileri tane sınırlarında özellikle üç bölümlü tane sınırı kavaklarında ve uyumsuz ikiz sınırlarında görülmüştür (Şekil 2.4) [1,10,11].

Sigma fazının çökeltmesi, çok yavaş bir kinetiğe sahiptir ve çökeltilerin oluşması çok uzun zaman almaktadır. Bunun üç nedeni vardır;

- a) Karbon ve azot, sigma fazında çözünmez (dolayısıyla sigma fazı normalde karbür ve nitrit çökeltileri oluştuğundan sonra görülebilir).



- b) Östenitten çok farklı ve kompleks kristal yapısı sebebiyle sigma fazının çekirdeklenmesi zordur.
- c) Sigma fazı yer alan elementlerce çok zengindir ve böylece çok uzun difüzyon süresine ihtiyaç vardır.



ekil 2.4. AISI 316 çeli inde 700 °C de ya landırma sonucu tane sınırlarında sigma fazının görünümü [1].

Chi fazı ilk olarak Cr-Ni-Mo çeliklerinde Andrews tarafından bulunmu tur. Daha sonra Kasper, chi fazını  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  bile imi ile tanımlamı ve kristal yapısı ile ilgili detaylı çalı malar yapmı tır. Hughes ve Llevelyn, chi fazının Fe -Cr-Ni-Ti sisteminde de bulundu unu tespit etmi lerdir. Okaför ve Carlson, chi fazının  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  ile  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_3Ti_7$  arasında geli en geni bir bile ime sahip oldu unu ve latis parametresinin düzenli bir ekilde arttı nı göstermi lerdir. Chi fazının çökeltme alanı sigma fazına göre oldukça sınırlıdır (600 -900°C) ve Mo bile imine ba lıdır.

C14 ( $MgZn_2$ ), C15 ( $Cu_2Mg$ ) ve C36 ( $MgNi_2$ ) olmak üzere üç çe it laves fazı vardır. Östenitik çeliklerde genellikle sıkı paket hegzagonal yapıya sahip  $MgZn_2$  tipi laves fazı olu ur. Fe ile aynı yüzey merkezli kübik yapıya sahip Zn da laves fazı olu turmaktadır. Bu fazlar ilk olarak F. Laves tarafından bulunmu tur.

## BÖLÜM 3

### KOROZYON

Korozyon, metalin içinde bulunduğu ortam ile kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyona girerek metalik özelliklerini kaybetmesidir. Metallerin büyük bir kısmı su ve atmosfer etkisine dayanıklı olmayıp, normal şartlar altında bile korozyona uğrayabilir. Bütün metaller doğada mineral olarak buldukları hale dönüşmek üzere ilimindedir. Doğada mineraller, söz konusu metalin en düşük enerji taşıyan bileşimi yani en kararlı halinde bulunurlar. Bu mineraller özel metalurjik yöntemlerle ve enerji harcanarak metal haline getirilir. Ancak metallerin çoğu, element halinde, termodinamik olarak kararlı değildir. Uygun bir ortamın bulunması halinde üzerinde taşıdığı kimyasal enerjiyi geri vererek yeniden minimum enerji taşıyan kararlı bileşikler haline dönüşmek isterler. Bu sebeple korozyon olayı enerji açığı çıkararak kendiliğinden yürür. Bazı soy metaller hariç teknolojik öneme sahip bütün metal ve alaşımlar korozyona uğrayabilir [12–14].

Statik koşullardaki salınım ile dinamik koşullardaki (örneğin çimento basıncı altındaki salınım birbirlerinden dikkatle ayrılmalıdır. Statik koşullarda elektrolit içine daldırılmış malzemenin yüzeyinde korozyon ürünlerinden oluşan bir koruyucu veya yarı koruyucu bir tabaka oluşmaktadır. Böylece, örneğin amalgam yüzeyinde korozyon ürünü olarak ortaya çıkan kalay, birikir ve korozyon hızını düşürür. Böyle korozyon ürünleri yüzeye gevşek bir şekilde bağlanabildikleri için, di fırçalama gibi işlemlerle kolaylıkla uzaklaşırlar ve ardından korozyon hızlarında artışı tekrar ortaya çıkar. Sadece statik koşullarda amalgamın yüzeyinden zamana bağlı civa salınımında ciddi düşüşler olabilir [15] çünkü yüzeyde korozyon ürünleri rahatsız edilmeden bir tabaka oluşturabilirler. Böyle bir durum söz konusu olmadığı için, korozyon, dolayısıyla civa salınımı tüm hızıyla devam edecektir. Aynı durum kobalt esaslı alaşımlar [16], altın ve gümüş için de söz konusudur [17].

Dinamik ko ullarda durum tamamen de i irken, gerilmeli korozyon çatlaması öne çıkmaktadır. Sadece statik ko ullara göre aralıklarla amalgamın yüklemeye maruz bırakıldı ı durumlarda toplam civa salınımında artı lar olur. Böyle yükleme durumlarında amalgam yüzeyi kırılabılır [18].

Korozyona u rayan metal yüzeyinde elektron kaybına ba lı olarak pozitif iyonlar olu ur (E .3.1'e göre). Açı a çıkan elektronlar katodik bölgelerde indirgenme reaksiyonlarında harcanırlar (E .3.2). Katotta elektronların harcanmasını sa layan bir reaksiyon olu abilir. Bunun için birçok ihtimal vardır ve genellikle ortamın artlarına ba lıdır:

Katot bölgelerinde çözelti içindeki metal iyonları elektron alarak metal veya daha dü ük de erlikli iyonlara indirgenebilirler:



gibi metal iyon redüksiyonu olabilir.

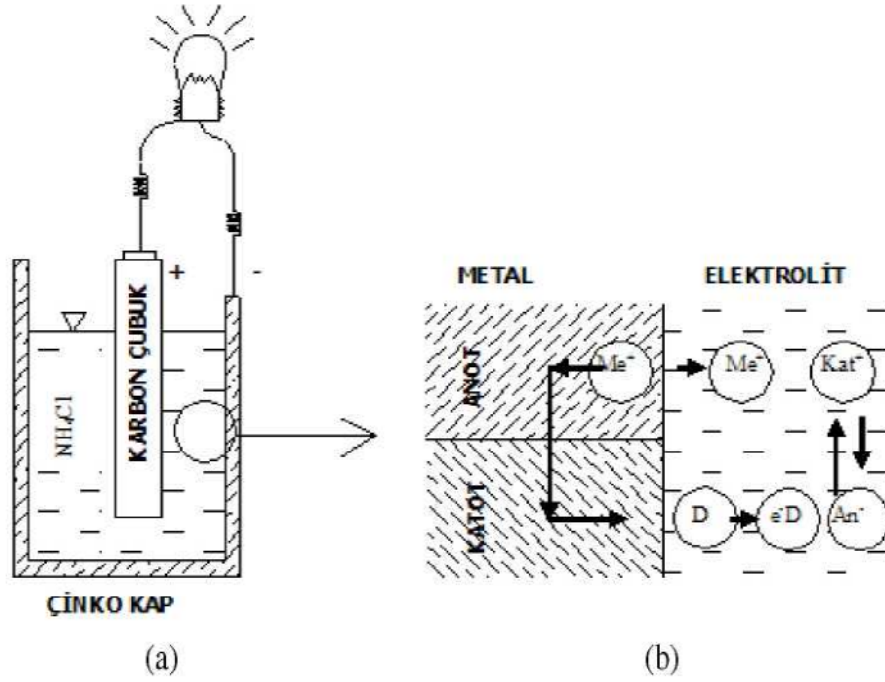
Çözeltide bulunan hidrojen iyonları hidrojen gazına dönü ebilir:



Hidrojen iyonları redüksiyonu veya; çözeltide çözünmü havanın oksijeni hidroksil iyonlarına redüklenebilir ki bu olay korozyonda en önemli katodik olaydır ve her tür sulu ortamdaki en önemli katodik reaksiyondur (E .3.3):



Bu olaylara redüksiyon reaksiyonları denir. Elektrolit bu durumda katotta ihtiyaç duyulan iyonları getirmeye ve anottaki korozyon ürünlerini uzakla tırmaya yarar. Bu basit elektrokimyasal hücre prensibi aslında bir pildir ( ekil 3.1). Elektrokimyasal korozyonun sürekli olabilmesi için, anottaki oksidasyon reaksiyonları ile elektron üretimi, katottaki redüksiyon reaksiyonları ile elektron tüketimi tam olarak dengelenmelidir.



ekil 3.1. Korozyonun elektrokimyasal olu um düzeni: (a) Pil, (b) Korozyon hücresinde yer alan olaylar [12].

Elektromotif kuvvet serisi elektrokimyasal korozyonun temelini olu turur ve elementlerin suda çözünme e ilimlerine göre düzenlenmi bir sınıflamadır. E er iki metal bir elektrolite daldırılırsa ve elektriksel bir iletkenle birbirlerine ba lanırsa, bir elektrik çift olu ur. EMF (electromotive force= elektromotif kuvvet) serisi bize sadece elektrokimyasal bir reaksiyon olup olmayaca nı söyler, fakat olursa ne hızda gerçekleşe ini hiçbir zaman öngöremez. Korozyon, ancak ortamda belirli bir metalin iyonlarına doygunluk söz konusu olup, metal yüzeyinde kristalle en kimyasal bile iklerin olayı mekanik olarak engellemesi ile kısmen durabilir.

### 3.1. KOROZYON TÜRLER

Korozyonun çe itli türleri vardır: Öncelikle korozyon bölgesel (lokal) ve tek düze (homojen) olarak ele alınır. Mühendislik açısından daha önemli olan bölgesel korozyon 3 ana ba lık altında incelenir:

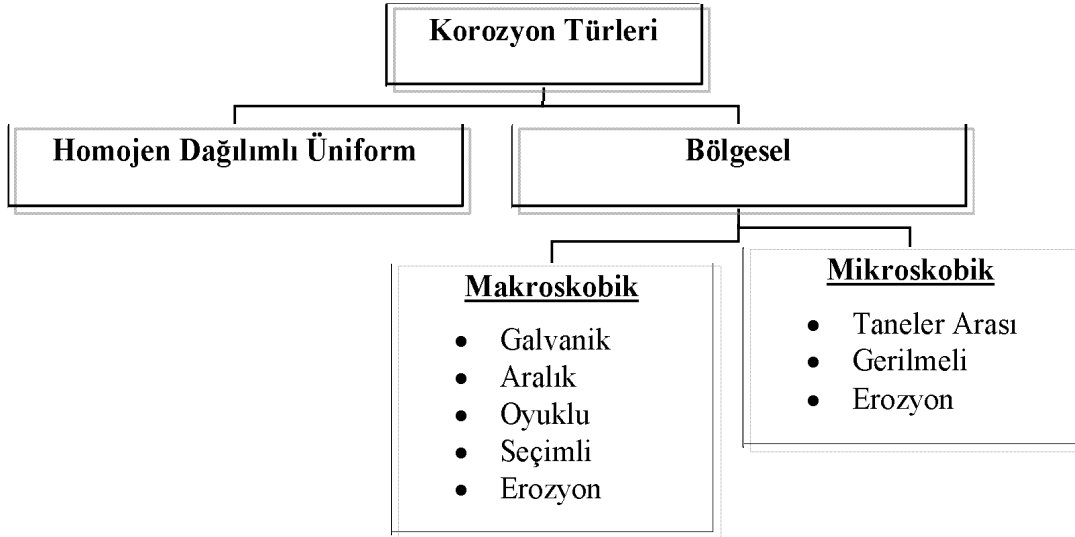
- a) Gözle görülebilen korozyon (Makro Korozyon),
- b) Mikroskopla görülebilen korozyon (Mikro Korozyon),
- c) Karışık korozyon (Mikro+Makro Korozyon).

Çizelge 3.1. Bölgesel korozyonun sınıflandırılması [19].

I – Makro Korozyon	II – Mikro korozyon	III - Makro+ Mikro korozyon
Galvanik korozyon	Tanelerarası korozyon	Erozyon korozyonu
Seçici korozyon	Gerilim korozyon çatlaması	Titreşimli korozyon
Tabakalaşma	Korozyonlu yorulma	Hidrojen çatlaması
Aralık korozyonu		
Oyuklanma korozyonu		
Kavitasyon korozyonu		

Çizelge 3.2’de korozyon türleri tematik olarak sunulmuştur. Bunlardan en çok karımıza çıkan korozyon çeşitleri de kısaca sözü edilmiştir.

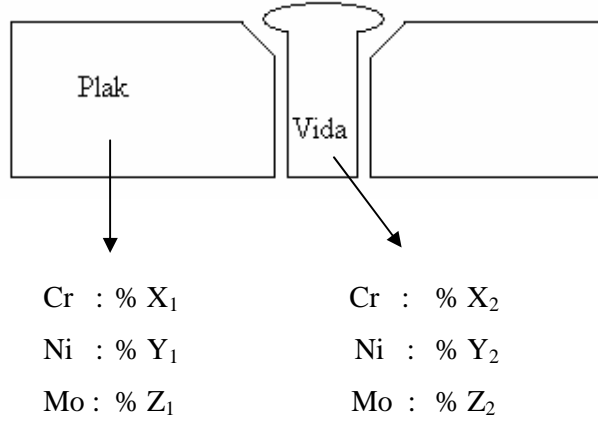
Çizelge 3.2. Korozyon türleri [20].



### 3.1.1. Galvanik Korozyon (Makro Korozyon)

Aralarında potansiyel farkı olan iki metal aynı elektrolitin içerisinde bulunuyorsa ve de ikisi birbirine bir elektrik temas olacak şekilde yerleştirilirse, bu iki metal arasında bir potansiyel olacaktır. Anot olan metalden katot olana doğru elektron akımı

gerçekle irken anot metalinde çözünme gözlenir. Bu tip korozyona galvanik korozyon denir. Bu nedenle farklı metaller bir arada kullanılmamalıdır. Aynı metalden yapılmı ala ımlar arasında dahi üretim i lemlerine ba lı potansiyeller olabilir ve galvanik korozyon ortaya çıkabilmektedir. ekil 3.2'de galvanik korozyonun mekanizması verilmi tir.



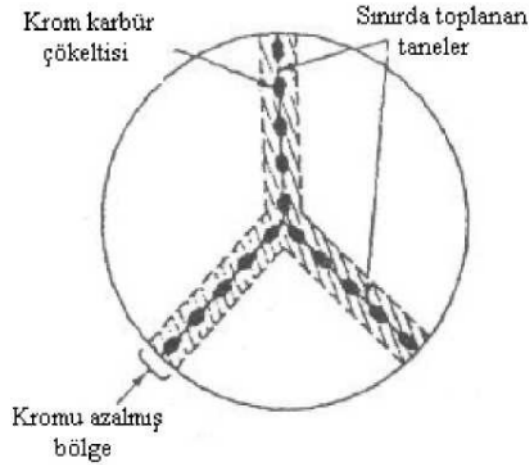
ekil 3.2. Galvanik korozyon [24].

Korozyon olaylarında metaller hiçbir zaman kendi iyonları ile denge halinde bulunmaz. Bu nedenle galvanik korozyon olaylarında standart elektrot potansiyelleri yerine, galvanik seride yer alan deniz suyu içindeki potansiyellerinin alınması daha uygundur [12–22].

Galvanik bir hücrede korozyon hızı, yürütücü kuvvet olan anot ve katot arasındaki potansiyel farkına ba lıdır. Ancak bu fark, polarizasyon nedeni ile zamanla azalır. Polarizasyon genellikle katot bölgesinde görülür. Galvanik korozyon hızına aynı zamanda, çevre elektrolitin iletkenli i ve katot/anot yüzey alanı oranı da etki yapar. E er elektrolitin iletkenli i yüksek ise korozyon geni bir alanda kendini gösterir. I etkenli in dü ük olması halinde iki metalin temas etti i bölgede dar bir alanda iddetli olarak ortaya çıkar. Katot/anot yüzey alanı oranı da pratikte büyük önem ta ır. Bu oranın büyük olması yani büyük bir katot yüzeyine kar ı anot yüzey alanının küçük olması, anot akım yo unlu unun artmasına ve dar bir bölgede iddetli korozyon olu masına neden olur [ 12, 13, 21, 22].

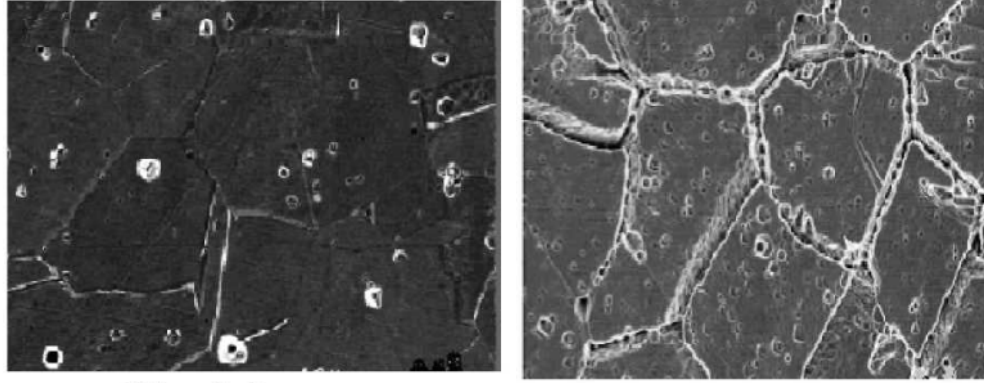
### 3.1.2. Tanelerarası Korozyon ( Mikro Korozyon )

Tanelere göre tane sınırları daha aktif yapıya sahiptir. Bu durum iki farklı ortam olu turur. Bir paslanmaz çelik belirli bir sıcaklık a ısıtılıp so utuldu unda, Cr, C ile reaksiyon meydana getirir.  $Cr_{23}C_6$ lar tane sınırlarına çöker, dolayısıyla tane sınırlı Cr'ce fakirle ir ve bu bölgeler Cr'ce zengin tane içleri ile bir galvanik çift olu turarak çözünürler. Tanelerarası korozyonun en tipik örne i paslanmaz çeliklerde görülür ( ekil 3.3). Bu çelikler yüksek sıcaklıkta ısıl i leme tabi tutulursa veya kaynak yapılırsa, çelik içinde bulunan C ile Cr,  $Cr_{23}C_6$  bile i ini olu turur.  $Cr_{23}C_6$  kendisi korozyona u ramaz. Ancak, taneler arasındaki sınır bölgelerinde birikerek bu bölgeleri korozyon açısından zayıf bir hale getirir [12, 13, 21, 22].



ekil 3.3. Paslanmaz çelikte taneler arası  $Cr_{23}C_6$  çökeltisi [21].

ekil 3.4'te 316L paslanmaz çeli in normal artlardaki mikro yapısı ve tanelerarası korozyona u ramı 316L paslanmaz çeli in mikro yapısı verilmi tir [23] .



a)Normal mikroyapı

b) Tanelerarası korozyona uğramı mikroyapı

ekil 3.4. a) 316L paslanmaz çeli in normal mikro yapı sı ile b) Tanelerarası korozyona uğramı mikro yapı sı [24].

### 3.1.3. Oyuklanma Korozyonu (Makro Korozyon)

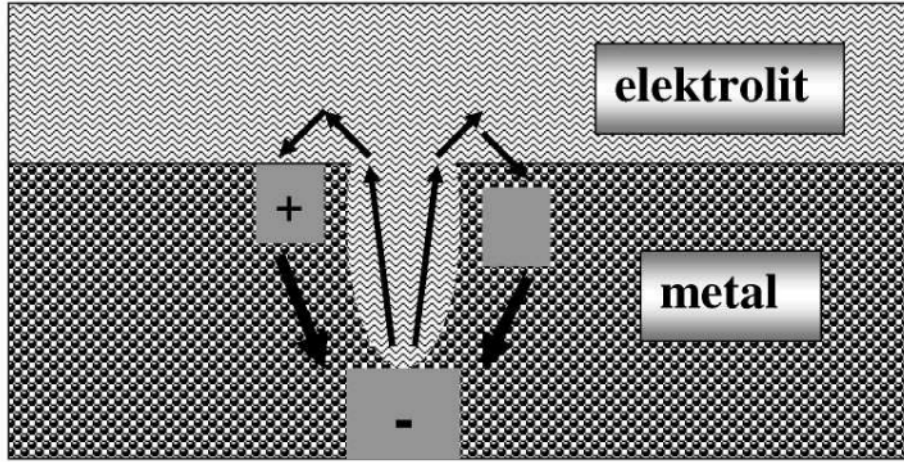
Oyuklanma, açığıtaki metal yüzeyleri üzerinde olu an lokalize korozyon saldırısı olarak tanımlanabilir. Oyuklanma belirli bir ortamda, metalin potansiyeli, metal oksit filminin anodik çözünme (oyuklanma) potansiyelini geçti inde gerçekleşir. Belirli bir ortamda, metalin anodik oyuklanma potansiyeli, korozyon potansiyeline eşit veya daha düşük ise, spontane, yani kendi kendine, bir oyuklanma oluşması beklenmelidir. Metaller ve alaşımları yüzeylerinde olu an oksit ürünleri etkisi ile korunabilirler. Bu nedenle, metalin korozyon direnci, metalin içinde bulunduğu belirli ortamda yüzeyinde oluşabilen oksit tabakasının devamlılığına ve koruyuculuğuna bağlıdır. Çözümlü korozyon saldırısı yine de devam eder, ancak korozyon hızı ihmal edilebilir bir seviyeye iner. Bu duruma pasif durum denir: Metal, yüzeyinde pasif film oluşması ile korunmalı bir hale gelir. "Pitting potential", yani oyuklanma (çukurcuk) gerilimi (potansiyeli), oyuklanmanın başlangıcı, "volt" cinsinden verilen potansiyeldir. Oyuklanma geriliminden daha düşük gerilimlerde dahi pasif film yer yer bozulur ve oyuklanmanın başlangıcı yerlerde akım yoğunluğu çok yükselir, ancak yeni bir oksit filmi oluşması ile "yara iyileşir". Metalin pasifleşmesi gerçekte, hiç çözünmeyeceği anlamına gelmez. Korozyonu oluşturan itici güç her zaman vardır, ancak pasif filmin oluşmasıyla çözünme yavaşlar. Pasif tabakadaki  $Cl^-$  iyonları film tabakasını zayıflatır, böylece "pitting", yani oyuklanma (çukurlama) korozyonu başlatılır ve ortamda  $Cl^-$  iyonları



bulunmaması, film tabakasının bu tür korozyona karşı daha dirençli hale gelmesini sağlar [12, 13, 21, 22].

Oyuk içindeki en derin yerdeki metal atomlarının iyonize olarak çözeltilmeye geçmesi ile oyukun daha da derinleşmesi söz konusudur (Şekil 3.5). Bu tür korozyon oldukça hızlı gerçekleşebilir ve harabiyet düzgün bir yüzeyde beklenenden çok daha erken meydana gelebilir. Bu yüzden malzeme seçiminde, malzemenin kullanılacağı ortam iyi analiz edilip daha sonra malzeme seçimi yapılmalıdır.

Yüzeyin parlatılması, çukuru kez çukurcuk korozyonuna önemli etki yapar. Oyuklanma korozyonu ya da yerel korozyon parlatılmış yüzeylerde bileşimi ya da asitle indirilmiş yüzeylerden daha az olur. Genellikle parlatılmış yüzeylerde oluşan çukurcuklar daha büyüktürler ve pürüzlü yüzeylerde oluşanlardan daha çabuk metal içine ilerler [22].



Şekil 3.5. Oyuklanma ile oluşan bir korozyon hücresi.

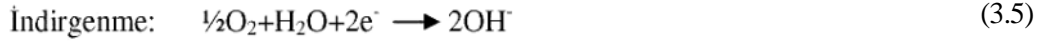
Çukurun dibi bir anot görevi görürken, çukur ağzındaki yüzeyler katot görevi görmektedirler. İyonik akım elektrolitten geçerken, elektronik akım metalden geçer.

### 3.1.4. Aralık Korozyonu (Makro Korozyon)

Genellikle sızıntı nedeniyle dar aralıklarda oluşan, hızlanmış bir korozyon türüdür. O<sub>2</sub>'nin az olduğu yer anot, çok olduğu yer katot olarak davranarak korozyon

gerçekleir ( ekil 3.6). Bir ala ımın homojen olmaması korozyonu hızlandırır [25]. Böyle bir durumda, aynı metalin rastgele farklı bölgelerinde anodik, ba ka bölgelerinde katodik alanlar olu abilir (E . 3.5).

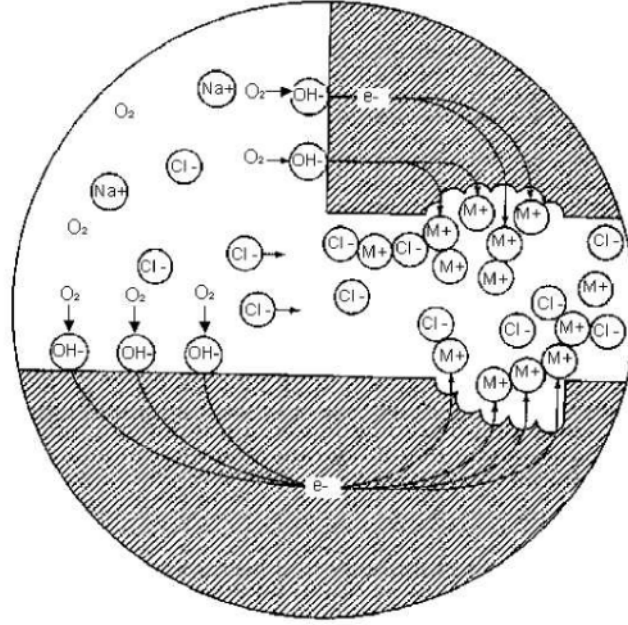
Aralık korozyonun olu ma mekanizması, metalin çözünmesi ve oksijenin hidroksil (OH-) iyonuna indirgenmesi ile olur (E . 3.5).



Ba langıçta, aralıkların içinde ve bütün yüzeyde bu tepkimeler aynı biçimde yürürler. Metal ve çözeltide yüklerin korunma ilkesi korunur (E . 3.5'e göre). Metal iyonunun olu ması sırasında salınan her elektron hemen oksijenin indirgenmesi için harcanır (E . 3.7). Kısa bir süre sonra aralık içindeki oksijen, ula ımın (konveksiyon) sınırlı olması nedeniyle, tükenir ve böylece bu bölgede oksijenin indirgenmesi durur, bu korozyon durumunda herhangi bir de i me olu turmaz. Çünkü aralık içindeki yüzey genellikle dı yüzeye oranla çok küçüktür ve böylece toplam oksijen indirgenme hızı hemen hemen de i memi olarak kalır. Bu nedenle oksijenli ve oksijensiz korozyon hızı aynı kalır. Oksijenin tükenmesi çok önemli ve dolaylı bir etki olu turur. Bu etki zamanla daha etkin olur. Oksijen tükendikten sonra kapalı bölgede oksijen indirgenmesi olmaz, ama metal çözünme si ekil 3.6'da gösterildi i gibi artar. Aralık içindeki potansiyel metal yüzeyine (katot) aralık yüzeyine kar ı ancak 50–100 mV daha büyüktür. Yine de aralık içinde metal çözünmesi (anot) artar (aktif bölge). Bu artı la aralık içinde artı yükler ( $M^{+2}$ ) ço alır ve bu artı klorür iyonlarının bu dolaya göç etmesiyle dengelenir.



Alkali metal dı ındaki metal tuzları, metal klorür ve sülfatları da içinde olmak üzere suyu hidrolizlerler [22].



ekil 3.6. Aralık korozyonu (crevice corrosion) [26].

Aralık bölgesindeki metal, anot gibi davranmakta ve galvanik pil oluşumu sonucunda çözünmektedir. Anotta a ırı pozitif iyonların oluşumuna yol açan bu durum klorür iyonlarının aralık bölgesine ulaşması ile dengelenmektedir. Aralık bölgesinde oluşan titanyum-klorür kararsızdır ve küçük miktarlarda HCl oluşur kadar reaksiyona girmeye hazırdır. Ba langıçta oluşan bu reaksiyonlar çok yava tır. Ancak çatla ın sınırlı hacmi içinde pH değeri 1 gibi çok düşük seviyelere çekebilmektedir. Bu durum, yeni oluşan korozyon potansiyelini iddettile hale getirinceye kadar hızlandırmaktadır. Titanyumda aralık korozyonuna daha çok sıcak klorür çözeltilerinde rastlanmakta ise de bu durum iyodür ( $I^-$ ), bromür ( $Br^-$ ) ve ( $SO_4^{2-}$ ) sülfat çözeltilerinde de görülmektedir. Ortam sıcaklığının artması ile  $Cl^-$  iyonlarının konsantrasyonunun artması, çözülmüş oksijen konsantrasyonunun azalması ve artan pH değerleri aralık korozyonu hassasiyetini de artırmaktadır. Yüksek pH değerindeki çözeltilerde sıcaklık  $120^\circ C$  'nin üzerine çıkmadıkça süreç Ti'nin de aralık korozyonuna rastlanmamaktadır. Düşük pH değerlerinde ise aralık korozyonu  $120^\circ C$ 'nin altında oluşabilmektedir [27].

Nadiren bahsi geçen elektrokimyasal korozyonlardan biri tek başına olur. Genellikle, iki veya daha fazla mekanizma aynı anda işler. Örnek vermek gerekirse, iki metal temas halindeyse, iki metalin benzememesi ve birinin daha soy olması nedeniyle daha az soy olanda galvanik korozyon meydana gelir (amalgamda olduğu gibi). Aynı sırada, aralarındaki dar aralıkta çözelti kimyasındaki değişiklikler (örneğin bir bölgede O<sub>2</sub> konsantrasyonunun düşmesi), bir konsantrasyon hücresi oluşmasına ve aralık korozyonuna neden olur. Bunlara ek olarak, amalgamın homojen olmayan yapısı ve poröz bir korozyon ürünü varlığı, yerel galvanik hücreler oluşturur, böylece korozyon saldırısını ivmelendirir [28].

### **3.1.5. Gerilmeli Korozyon Çatlama (Mikro Korozyon)**

Korozyonun etkisine, mekanik zorlamaların da eklenmesi, gerilmeli korozyonu çatlama ve korozyon yorulması gibi çok önemli problemlere neden olmaktadır.

Gerilmeli korozyonun ortaya çıkabilmesi için, malzemeye çekme veya basma yönünde gerilme uygulanıyor olmalı, mevcut bir çatlak başlangıcı ve olayı destekleyici bir elektrolit bulunmalıdır. Çatlak başlangıçları, malzemenin yüzeyinde ve büyüklükleri mikroskopik ölçekte altında olabilen, mekanik gerilme ile korozyonun birlikte etkimesi sonucu ortaya çıkan süreksizliklerdir. Çatlak başlangıcının ucunda çentik etkisi ile gerilme yığılması ve dolayısıyla plastik deformasyonlu bir bölge meydana gelir. Bu bölge yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle kısmen azalmış olan gerilme yığılması ve çatlak büyümesi ile tahribat etkisi küçülüp ortalama gerilme yükseldikçe çatlak tekrar etkinlik kazanır. Böylece çatlak ilerlemesi hızlanarak parçanın kısa zamanda kırılmasına yol açar. Gerilmeli korozyonu çatlama, malzeme ve elektrolite göre değişerek hem taneler arasında hem de tane içinde, her türdeki malzemede gelişmektedir.

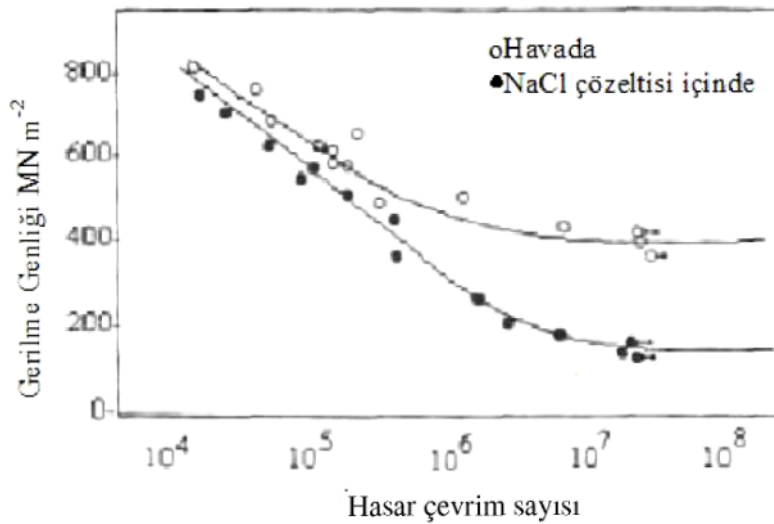
Hidrojen gevrekli adı verilen korozyon türü, gerilmeli korozyon olarak nitelendirilmektedir. Zira gerilmeli korozyonunda çatlak başladıktan sonra karlılıkla etkileşim ile olay giderek hızlanırken, hidrojen gevrekli inde ise önce atomik hidrojen, örneğin bir katodik reaksiyon sonucu ortaya çıkıp malzeme içine yayılır; daha sonra hidrojen molekülü meydana getirirken iç gerilmelere ve dolayısıyla çatlamalara neden olur.

Gerilme korozyonu ile aynı mekanizmaya dayanan korozyon yorulmasında ise elektrolit olmadan da, sadece de i ken zorlamalar altında yüzeyde çukıntı ve girintiler, yani uçlarında dislokasyon yoğunluğu yüksek olan derin çatlak başlangıçları olabilir. İnden, çok aktif olmayan bir elektrolitte de korozyon yorulmasının görülmesi mümkündür. Hava suyu dahi yorulma dayanımının önemli oranda azalmasına yol açabilir. Fakat ortamın korozif olması ekil 3.7'de görüldüğü gibi çatlak gelişiminin başlama ve büyümesini daha da hızlandırmaktadır.

Bu tür bozunmalara petrol ve kimya endüstrisinde sıkça rastlanır. Hidrojenin metal içerisini difüzyonu ile oluşturur (E . 3.8). Bozunma için gerekli hidrojen çeşitli kaynaklardan sağlanabilir (E . 3.9). Korozyon açısından en ilginç olanı katodik olay sırasında yani hidrojen reaksiyonu ile üretilen hidrojendir.



Birbiri üzerine kayan yüzeylerin bulunduğu metallerde oksit filminin oluşması devamlı önlendiğinden, bunlardaki çatlak gelişimi daha hızlı olabilmektedir.



ekil 3.7. %18 Ni çeliğinde, korozyonun yorulma dayanımına etkisi [29].

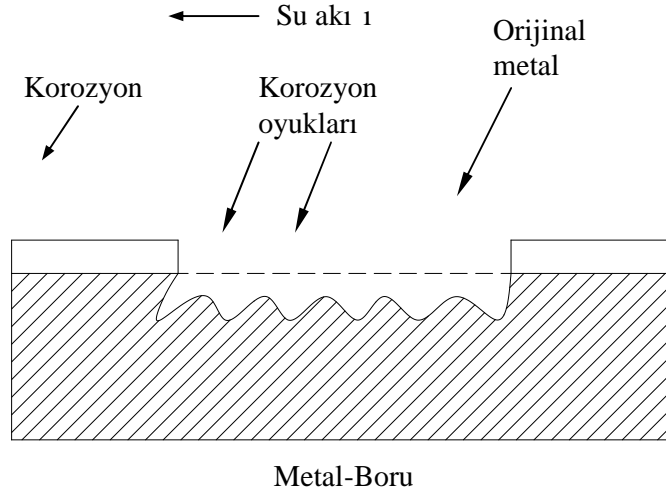
Korozyon yorulması, hemen hemen sadece taneler içi çatlaklar ekinde ilerleyen bir korozyon türüdür. Kullanılan malzemelerdeki yorulma zamanı, yorulma çatlama ba latmak ve bu çatlama ı kritik olmayan boyutlardan kritik boyutlara geli tirmek için gerekli salınımların toplamı olarak tanımlanabilir [29, 30].

### **3.1.6. Seçici (Selektif) Korozyon ( Makro Korozyon)**

Seçici korozyon ala ım elementlerinden birinin korozyona u rayarak ayrılmasıdır. En yaygın örne i pirinçten çinkonun ayrılmasıdır. Bu olaya dezinfikizasyon veya çinko kaybı denir. Benzer olay di er ala ımlar içinde geçerlidir. Mesela altın-gümü ala ımı seyreltik nitrik asit çözeltisi içinde daldırıldı ında gümü ün çözündü ü ve geriye sadece altının kaldı ı görülür. Bakır çinko ala ımlarında olu an çinko azalması veya dökme demirde matrisin çözümü ve olu an grafitle me olayı da bu tür korozyona örnek olarak verilebilir [20].

### **3.1.7. Erozyon Korozyonu ( Mikro+Makro Korozyon)**

Malzeme yüzeyi ile ortam arasındaki hız farkından dolayı olu an bozunma türüdür. Erozyonlu korozyonda hem kimyasal hem de mekanik etki aynı anda etki etmektedir. Mekanik etki veya kimyasal etkiden hangisinin daha etkin oldu u ortam arlarına ba lıdır. Erozyonun a ındırıcı etkisi nedeniyle korozyon sırasında olu an korozyon ürünleri mekanik etki yapmaktadır. Bozulan yüzeylerin görünümüleri akım yönü do rultusunda yumu ak engebelerden olu ur ve fazla derin de ildir. Erozyon etkisi yüksek akma hızlarında ve türbülans ve çarpma olaylarının fazla oldu u durumlarda çok fazla olur [20].



ekil 3.8. Yo unla tırıcı tip duvarlarında meydana gelen erozyonlu korozyon [20].

### 3.2. ALA İM ELEMENTLERİNİN KOROZYONA D RENÇ NE ETKİSİ

Maksimum % 2,06 karbon içeren demir karbon ala ımları çelik olarak adlandırılır. Çelikler halen günümüzde en yaygın kullanılan malzeme grubunu oluşturmaktadır. Çelikler yalnız karbonlu olabileceği gibi, çeşitli özelliklerin geliştirilebilmesi için bazı ala ım elementleri içerebilirler. Çelik bünyesinde bulunan elementler; istenerek katılan ala ım elementleri ve bunların yanında uzaklaştırılmak istenen, özellikle reaktif kömürde etkili elementlerdir. Çeliklerin ala ım elementleri ve etkileri şunlardır:

#### 3.2.1. Karbon (C)

Çeliklerin temel ala ım elementi olan karbon, çeliklerin üretim süreçleri sırasında yapıdaki yerini alır. Karbon miktarı, çeliklerin mekanik özelliklerini en çok etkileyen faktördür. Karbon, çelikin akma ve çekme mukavemetini artırır, yüzde uzamayı, şekillenebilirliği ve kaynak kabiliyetini azaltır. Şekillenebilirliğin ön planda olduğu çeliklerde karbon miktarı düşük tutulmalı, dayanım değerlerinin yüksek olması gerektiği durumlarda ise çelikin karbon içeriği yüksek olmalıdır.

Düşük karbonlu yumuşak çeliklerin şekillendirilmesi sırasında meydana gelebilecek en önemli problem mavi gevrekliktir. Bu olay karbon (ve/veya azot) atomlarının

küçük çaplı olması nedeniyle kolay yayınmalarından kaynaklanır ve i leme sırasında kırılabilirlik yaratır.

Mavi Gevreklik: Yumu ak çelikler 270–350 °C arasında ekillendirilirse küçük çaplı atomlar hızlı bir ekilde yayınır. Yayınan atomlar dislokasyonları kilitleyerek malzemenin akma sınırı noktasını yükseltir. Dolayısıyla malzeme daha gevrek davranır. Sözü edilen sıcaklıklar arasında çeli in aldığı renk mavi oldu u için bu olaya mavi gevreklik denir [30].

### **3.2.2. Krom (Cr)**

Krom paslanmaz çeliklerin temel ala ım elementidir. Krom, korozyon ve oksidasyon direnci sa lar. Sertle eabilme kabiliyetini artırır. Yüksek karbonlu çeliklerde a ınma direncini yükseltir. Krom karbon ile tane sınırlarında biriken  $Cr_{23}C_6$  bile i ini olu turur. Olu an bu bile ik paslanmaz çeliklerde tane sını rlarındaki krom miktarını paslanmazlık sınırı olan %12 nin altına çeker. Bu bile ik yüksek sıcaklıklarda karbon yayınınının hızlanması ile kolayca meydana gelir ve kaynaklı paslanmaz çeliklerde, kaynak diki i yakınlarında kaynak bozulmalarına neden olur [31].

### **3.2.3. Nikel (Ni)**

Nikel darbe toklu unu ve tavlı çeliklerde dayanımı artırır. Nikel östenitik paslanmaz çeliklerin kromdan sonra ikinci en önemli ala ım elementidir. Östenitik paslanmaz çeliklerde ki nikel miktarı % 7–20 arasındadır. Nikel östenit kararla tırıcı bir elementtir ve östenitik paslanmaz çeliklerin, adından da anla ılaca ı gibi oda sıcaklı nda bile kafes yapısı YMK dir. YMK kafes yapısı östenitik paslanmaz çeliklere yüksek ekillendirilebilme özelli i kazandırır [31].

### **3.2.4. Molibden (Mo)**

Tane büyümesini önler, sertle eabilme kabiliyetini artırır. Menevi gevrekli ini giderir. Menevi sıcaklı ndan yava so umalarda bazı ala ımların tane sınırlarında karbür çökmesi meydana gelir, bu da kırılabilirli e neden olur. Molibden bu olumsuz



etkiyi ortadan kaldırır. Ayrıca molibden çeliklerin sürünme ve aşınma direncini yükseltir. Alaımlı takım çeliklerinde önemli bir alaım elementidir.

Paslanmaz çeliklerde özellikle oyuklanma korozyonunu engellediği için korozyon direncini önemli ölçüde artırır. Bazı mikro alaımlı çeliklerde nitrür veya karbonitrür oluşturan alaım elementi olarak molibden kullanılır [30].

### **3.2.5. Mangan (Mn)**

Mangan da karbon gibi üretim işlemlerinde çelik yapısında yer alan bir elementtir ve çeliğin dayanımını arttıran etki gösterir. Bunun yanında sertleştirme ve kaynak kabiliyetini de artırır, östenit kararlılaştırıcı bir elementtir. Manganın en önemli özelliği kükürtle MnS bileşimi yapması ve demir kükürt FeS bileşimi oluşumunu engellemesidir. FeS sıcak kırılmalığa neden olur [31].

### **3.2.6. Silisyum (Si)**

Silisyum oksijen giderici olarak kullanıldığı için çelik içinde yer alır. Çeliğin akma, çekme dayanımını ve elastikiyetini artırır. Çelik yapısındaki silisyum miktarı azaldıkça tufal yapma oranı artar. Silisyum ucuz bir alaım elementidir, yaygın olarak yüksek elastikiyet gerektiren yay çeliklerinde kullanılır. Ayrıca elektriksel akım zayıflığını önleyen bir elementtir.

Silisyum miktarı fazla olan filmanlar çok küçük çaplara indirilmeleri zordur. Çünkü silisyum, malzeme tel haline getirilirken teli sertleştirir ve kopmalara neden olur. Filmanlarda bu yüzden düşük silisyum tercih edilir [31].

### **3.2.7. Vanadyum (V)**

Tane küçültme etkisi yaparak çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını oldukça artırır. Ayrıca sertleştirme kabiliyetini artırır, menevî leme ve ikinci sertleştirme olumlu etkileri vardır. Alaımlı takım çeliklerinde kullanım yeri olan bir alaım elementidir.

Vanadyum, tane küçültücü ve karbür yapıcı etkisi ile mikro alaımlı çeliklerde niyobyum ve titanyum ile birlikte kullanılan bir mikro alaım elementidir. Mikro alaımlı çeliklerde alaım elementleri toplamı % 0,25'i geçmez. Bu elementler tek, ikili ve üçlü kompozisyonlar halinde mikro yapı içerisinde olurlar. Karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu inceltmelerinin yanı sıra çökelti sertleşme mekanizmasıyla dayanımı artırır [31].

### 3.2.8. Tungsten (W)

Aınma direncini artıran, sıcakta sertleşmenin muhafazasını sağlayan bir alaım elementidir. Özellikle hız çeliklerinde olmak üzere alaımlı takım çeliklerinde yaygın olarak kullanılan bir alaım elementidir [32].

### 3.2.9. Bakır (Cu)

Akma ve çekme dayanımını artırır, yüzde uzamayı ve ekilebilirliği azaltır. Soğuk çekilebilirliği kötü yönde etkiler. Bu yüzden bileşimlerdeki bakır oranını olabildiğince düşük olması istenir. Korozyon direncini yükselten etki gösterir [32].

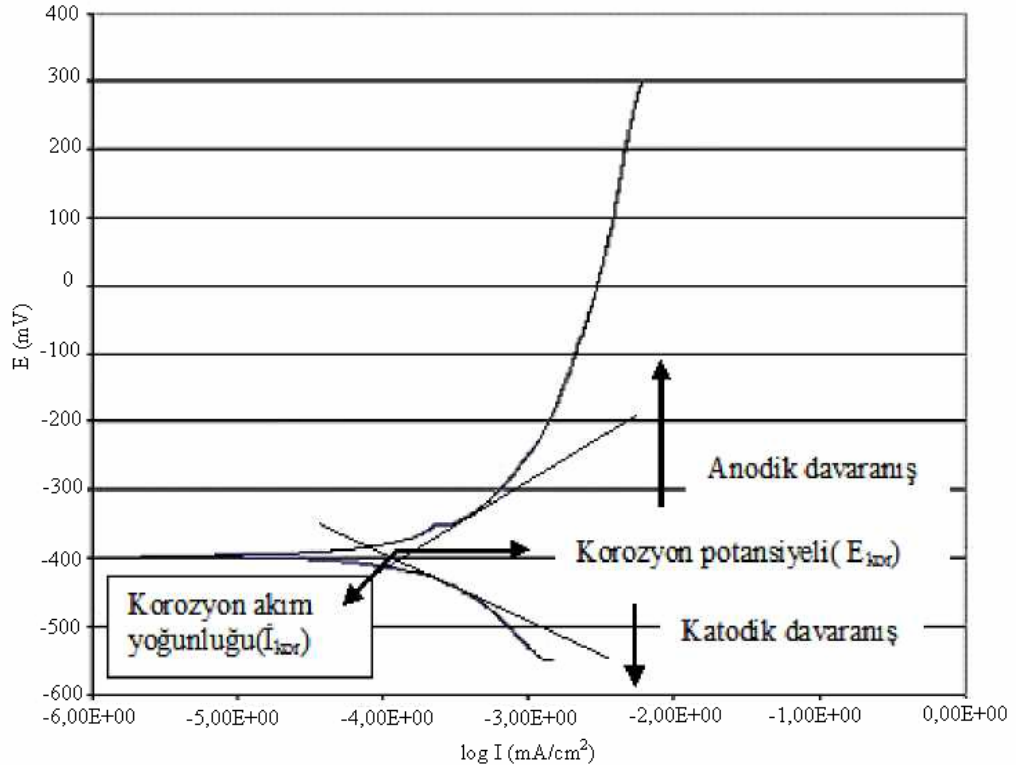
Çizelge 3.3. Çeliğe alaım elementlerinin etkileri [32].

Özellikler / Alaım Elementleri	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Cu
Çekme Mukavemeti	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Uzama	↓	→	↓	↓	↑	→	↓	↑	↓
Kritik Soğuma Hızı	↓	↓	↑	↓	↓	→	→	↓	→
Sertleşme Derinliği	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↓
Sıcakta Mukavemet	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑
Menevi Dayanıklılığı	→	→	↑	↑	→	↑	↑	↑	→
Aınma Mukavemeti	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	↑	→
Tufallaşmaya Dayanıklılık	↓	→	↑	↑	↑	↓	→	↑	↑
Talaş Kaldırabilirlik	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↑	→
Korozyon Dayanıklılığı	↓	→	↑	↑	↑	↑	→	↑	↑

### 3.3. SIVI Ç NDE KOROZYON ÜZER NE METALURJ K DE KENLER N ETK S

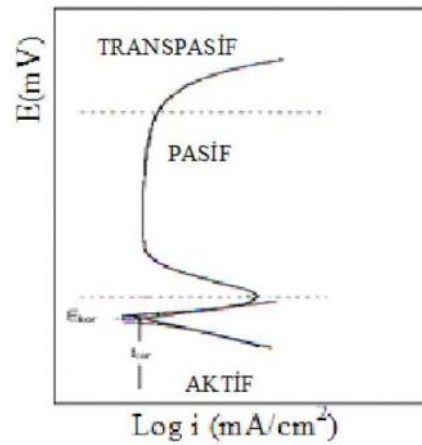
Saf metaller dü ük mekanik dayanıma sahiptirler ve bu nedenle mühendislikte az kullanılırlar. Sıklıkla, birçok elemental metalin karı ımı olan ve ala ımlar diye adlandırılan daha dayanıklı metalik malzemeler kullanılır. Yaygın olarak kullanılan ala ımlar mekanik ve fiziksel özellikler, üretim ve korozyon bakımından iyi bir kalite kombinasyonuna sahiptirler. Uygulamaya göre özellikleri dikkate alınarak, ala ım seçilir. Ala ımlar elde etmenin temel amaçlarından biri korozyon direncini artırmaktır. Korozyon direnci, ala ımlar olu turularak çe itli yollarla de i tirilebilir. Ala ım olu tururken malzemenin soylulu u artırılarak, korozyon direnci üzerine termodinamik bir etki olu turulabilir. Seçilmi belirli miktarda bir elementin katkısıyla, malzeme yüzeyinde olu an oksit film tabakasının stabilitesi ve koruyuculu u artırılabilir. Örnek olarak demire krom ilavesinin korozyon direnci üzerine oldukça büyük bir etkisi olur [26]. Bu e kilde, maddenin tekdüze (homojen) korozyon direncini artırıcı yöntemler ise, maddeyi oyuklanma veya tanelerarası korozyon gibi bölgesel korozyon olaylarına daha dayanıklı hale getirebilmektedir. Malzemelerin mekanik özelliklerinin ço unu düzeltmek için, ısıl i lemler uygulanmaktadır. Ne yazık ki, bu uygulamalar sonucu sertlik ve dayanıklılık gibi özellikler olumlu yönde de i mesine kar ılık, korozyon dirençleri dü mektedir. So uk i lemler sonucu da madde içinde olu an iç gerilimle r, daha sonra gerilmeli korozyon çatlaklarına neden olur. Metaller çözelti içinde genellikle iki tür davranı sergilerler [33].

Tip I: Korozyon veya anodik akım, potansiyelle birlikte monotonik olarak artar. Di er bir deyi le, korozyon potansiyeli artı ı, korozyon hızını da artırır ( ekil 3.9).



ekil 3.9. Metallerin çözelti içindeki davranı larından Tip I.

Tip ekil II: Anodik akım ba langıçta potansiyelle birlikte yükselir (aktif davranı ), sonra küçük sabit bir de ere kadar dü er (pasif davranı ), ve son olarak tekrar yükselir (transpasif) ( ekil 3.10).



ekil 3.10. Metallerin çözelti içindeki davranı larından Tip II.

Bu iki tip davranı bir ala ımın, örne in elastisite modülü gibi içyapısından kaynaklanan bir özelli i de ildir, ala ımın belirli bir ortamdaki etkile iminin sonucudur. Daha açık bir anlatımla, bir ala ım bir çözeltilde Tip I davranı gösterirken, ba ka bir çözeltilde Tip II davranı sergileyebilmektedir. Bir metalin bir ortamdaki potansiyeli metal-çözelti arayüzeyindeki redüksiyon-oksidasyon olaylarının dengesi tarafından etkilenir. Bir metal çözeltiye batırıldı ında net bir akım olu madı ı için, metalin potansiyeli olarak anodik ve katodik çizgilerin kesi ti i yere denk gelen potansiyelden bahsedilir. Katodik çizgi ne kadar yüksek olursa, çözeltinin okside etme gücü o derece yüksek olur, yani daha okside edici bir çözeltilde metalin potansiyeli de buna ba lı olarak daha yüksek çıkar. Teorik olarak, metal-çözelti potansiyeli tam olarak ölçülemez, ama yakla ık bir potansiyel, de i meyen referans potansiyeli dikkate alınarak ölçülebilir.

Metallerin korozyona e ilimi elektromotif serideki yerlerine göre bellidir (Çizelge 3.4). Negatif elektrot potansiyeline sahip elementler reaktiflerdir, yani hidrojen iyonu ile e le tirildiklerinde kolay iyonize olurlar, pozitif olanlar reaktif de illerdir, yani zor iyonize olurlar ve soy metaller olarak adlandırılırlar [12, 13, 21, 22, 34]. Di er taraftan, Al veya Ti gibi elementler negatif potansiyel de erlerine sahip olmalarına kar ın, yüzeylerindeki pasif bir oksit tabakası nedeniyle, korozyona kar ı dirençlidirler. Aktif metallerin korozyon hızları pasiflere göre daha yüksektir. Metal ve ala ımlarının korozyon hızları kimyasal ve elektrokimyasal yöntemlerle belirlenebilir [12, 13, 19, 21, 22]. Kimyasal yöntemler 3 tanedir:

- a) Korozyona u rayan metal ve ala ımın kütle kaybı hesabı ,
- b) Koroziif ortamdaki korozyon ürünlerinin miktarı ,
- c) Korozyon reaksiyonu sırasında olu an gaz miktarının hesaplanması.

Korozyon testleri ba lı ı altında bu konu daha ayrı ntılı olarak anlatılacaktır.

Çizelge 3.4. Metallerin Elektromotif Serisi (Değerler 25 °C'de geçerlidir) [12].

Metal	İyon	Potansiyel (V)	Reaksiyon
Altın	Au <sup>3+</sup>	+ 1.36	Au <sup>3+</sup> + 3e = Au
Platin	Pt <sup>2+</sup>	+ 0.86	Pt <sup>2+</sup> + 2e = Pt
Paladyum	Pd <sup>2+</sup>	+ 0.82	Pd <sup>2+</sup> + 2e = Pd
Civa	Hg <sup>2+</sup>	+ 0.80	Hg <sup>2+</sup> + 2e = Hg
Gümüş	Ag <sup>+</sup>	+ 0.80	Ag <sup>+</sup> + e = Ag
Bakır	Cu <sup>+</sup>	+ 0.47	Cu <sup>+</sup> + e = Cu
Hidrojen	H <sup>+</sup>	0.00 (Referans)	2H <sup>+</sup> + 2e = H <sub>2</sub>
Kurşun	Pb <sup>2+</sup>	- 0.13	Pb <sup>2+</sup> + 2e = Pb
Nikel	Ni <sup>2+</sup>	- 0.25	Ni <sup>2+</sup> + 2e = Ni
Kobalt	Co <sup>2+</sup>	- 0.28	Co <sup>2+</sup> + 2e = Co
Demir	Fe <sup>2+</sup>	- 0.44	Fe <sup>2+</sup> + 2e = Fe
Krom	Cr <sup>3+</sup>	- 0.74	Cr <sup>3+</sup> + 3e = Cr
Krom	Cr <sup>2+</sup>	- 0.91	Cr <sup>2+</sup> + 2e = Cr
Çinko	Zn <sup>2+</sup>	- 0.76	Zn <sup>2+</sup> + 2e = Zn
Titanyum	Ti <sup>2+</sup>	-1.63	Ti <sup>2+</sup> + 2e = Ti
Aluminyum	Al <sup>3+</sup>	- 1.66	Al <sup>3+</sup> + 3e = Al
Sodyum	Na <sup>+</sup>	- 2.71	Na <sup>+</sup> + e = Na
Kalsiyum	Ca <sup>2+</sup>	- 2.87	Ca <sup>2+</sup> + 2e = Ca
Potasyum	K <sup>+</sup>	- 2.93	K <sup>+</sup> + e = K

### 3.4. KOROZYON TESTLER

Korozyon birçok şekilde ölçülebilir: Alaşım yüzeyi görsel olarak incelenerek, birçok çeşit elektrokimyasal test uygulanarak salınan elementlerin indirekt olarak elektron akımlarının ölçümüyle veya salınan parçaların direkt olarak spektroskopik yöntemlerle ölçülmesi ile değerlendirilebilir.

Bu amaçla yapılan laboratuvar deneyleri:

- a) Hızlandırılmış deneyler (karşılaştırmalı deney),
- b) Elektrokimyasal deneyler, olarak ikiye ayrılır.

Elektrokimyasal deneyler çok kısa sürelidir ve termodinamik ve kinetik olarak malzeme davranışını ve korozyon hızını verir. Bu deney sonuçları bize tahminlerde ve yorumlarda bulunma imkanını tanır, ancak korozyon olayı oldukça karmaşık oldu u ve birçok fiziksel ve kimyasal faktörden etkilendi i için, kesin sonuçlar vermez.

### 3.4.1. Elektrokimyasal Teknikler

In vitro elektrokimyasal tekniklerin, çok düşük korozyon hızlarını bile ölçebilecek kadar hassas oldukları bilinmektedir [35]. Klinik olarak, tam do ru ve uygun bilgiler verip vermedi i tartı ma konusu olmasına ra men, günümüzde bu teknikler korozyon ölçümü yapılan çalı maların temelini olu turmaktadır. Çünkü kolay ve hızlıdır. Bu yöntemlerden biri potansiyodinamik polarizasyon tekni idir. Bu teknik, anotik yük, açık devre, oyuklanma ve pasivasyon potansiyelleri ile ilgili ayrıntılı bilgiler verebilmektedir. Bunların dı nda, pasif bölgeyi ve oyuklanma korozyonuna kar ı hassasiyeti de göstermektedir. Açık devre potansiyeli, yani ala ımın belirli bir çevrede olu an kendi potansiyeli, ala ımın galvanik bir e le mede anot mu yoksa katot mu olaca nı belirlemek için yararlıdır. Potansiyodinamik polarizasyon tekni inin bazı zaafı vardır. Kısa süreli bir test oldu u için, bir ala ımın uzun bir zaman dilimindeki korozyon davranı ı hakkında bilgi edinmek için tek bir deney yeterli de ildir. Bu nedenle, metal ve metal ala ımların düzenli deneysel yöntemi olarak yetersiz görünse de, bu sorunun üstesinden deneylerin birçok kez yapılarak, tekrarlanabilirli inin kesinle tirilmesi ile gelinebilir ve böylece uzun zaman aralı ndaki korozyon davranı ı hakkında da sa lıklı öngörülerde bulunulabilir [36].

Elektrokimyasal korozyon ölçümlerinin en büyük avantajlarından biri, her bir etken faktörün ayrı ayrı incelenebilmesidir. Özellikle pasif tabakaların olu umu ve davranı ları daha iyi anla ılabilir. Pasifli in bozulması birden fazla korozyon çe idiyle ba lantılıdır:

- a) Daha aktif fazların selektif çözünmesi ,
- b) Oyuklanma korozyonu (pitting corrosion),

- c) Aralık korozyonu (crevice corrosion),
- d) Tanelerarası korozyon.

Korozyon davranımı başlıca faktörlerin yanında asidik bileşimine, pH'sine, temas süresine ve alaımın durumuna bağlıdır [27, 36, 37, 38].

Diğer önemli bir konu deney sırasında seçilecek tarama hızıdır. Esasen çok yavaş tarama hızları tercih edilir. Çünkü yüksek tarama hızlarında bazı yavaş gelişen elektrokimyasal olaylar atlanarak gözden kaçırılabilir. Buna karşılık yüksek tarama hızları, deney için gereken süreyi kısalttıkları için, deney örneğinin yüzeyinde, deneyi tekrarlamayı imkânsız hale getirecek büyüklükte dehidritlikler olmamasını sağlar. Bu nedenle optimum bir tarama hızı tespit edilmelidir [39].

### 3.4.2. Üç Elektrot Sistemi ve Önemi

Bir sistem durağan haldeyse ve önemli bir akım söz konusu değilse, test elektrot potansiyelini ölçmek için sadece bir referans elektrodunun kullanılması yeterlidir. Eğer galvanik veya elektrolitik hücre içinde ani akımlar oluyorsa, her iki elektrottaki reaksiyonlar dengede olmazlar ve her birinde sonuç olarak dengeden farklı bir potansiyel olur. Anot veya katodun elektrokimyasal reaksiyon sırasında potansiyelinin ölçülebilmesi ise ancak "referans" elektrot kullanılarak yapılır. "Referans elektrot/elektrot" sisteminin potansiyeli uygun cihazla, potansiyostat ile değerlendirilerek anot ve katodun zamana bağlı "akım-potansiyel" eğrisi elde edilir. Buna potansiyodinamik eğri denir.

### 3.5. KOROZYON HIZI ÖLÇÜMÜ

Yaygın olarak kullanılan bir korozyon ölçüm yöntemi, hassas bir şekilde ayrılmış ölçülmüş bir parça maddenin, korozyona uğrayacağı ortama bırakılarak, belirli bir süre sonra çıkarılması ve yeniden tartım ile kaybedilmiş metal kütlesinin hesaplanmasıdır. Bu yöntem küçük boyutlarda kullanılmak için pek uygun değildir. Korozyon yapı olarak genellikle elektrokimyasal bir olay olduğu için, elektrokimyasal yöntemlerle ölçülmesi de mümkündür. Korozyon hızının elektrokimyasal olarak ölçülmesi



sırasında karılaşılan en büyük sorunlardan biri, korozyon potansiyelindeki akımın ölçülmesidir. Çünkü bu potansiyelde dışarıdan bir ölçüm cihazı tarafından kaydedilebilecek herhangi bir akım olmaz. Sonuç olarak, korozyon akımını ( $i_{kor}$ ) ölçmek için yapılan herhangi bir elektrokimyasal yöntem (E . 3.10), korozyon potansiyeli dışındaki potansiyellerdeki akımları ölçerek gerçekleştirilir (E . 3.11 ve E . 3.12'ye göre). Böylece, korozyon potansiyelindeki akım yaklaşık olarak tahmin edilir, daha doğrusu yaklaşık olarak hesaplanabilir. Bu hesaplamalar için çeşitli formüller geliştirilmiştir.

Metal çözünmesi akım yoğunluğunu veren e-titlik :

$$i_{anot} = i_o \exp \left( \frac{nF}{RT} \right) \quad (3.10)$$

Bu e-titlik tekrar düzenlendiğinde :

$$i_{anot} = b_{anot} \log (i_{anot} / i_o) \quad (3.11)$$

E-titli  $i$  ortaya çıkar. Burada  $b_{anot}$  Tafel katsayısıdır:

$$b_{anot} = 2.303 RT / nF \quad (3.12)$$

(Anot için)

Katot söz konusu olduğunda:

$$b_{anot} > b_{katot} ; \quad i_{anot} > i_{katot} \quad \text{olacaktır.}$$

Katodik ve anodik reaksiyonlar bir korozyon sistemi olarak birleştirildiğinde, metal çözünümünden kaynaklı anodik akım, redüksiyon nedeniyle oluşan e-tit katodik akım ile dengelenmelidir:

$$[i_{anot}] = [i_{katot}] = i_{kor}$$

Bu durumda  $I_{kor}$  korozyon akımıdır ve sadece tek bir potansiyelde gerçekleşebilir, o da  $E_{kor}$ , yani korozyon potansiyelidir.  $E_{kor}$ 'un de eri temel bir termodinamik anlama sahip de ildir.

R= gaz sabiti (R)

T= mutlak sıcaklık (°C)

P= 0.5'e yakın seçilen simetri katsayısı

=  $E - E_e$  ile açıklanan a ırı potansiyel

$E_e$ = denge potansiyeli (denge potansiyelinde ölçülebilen bir akım olmaz)

F= faraday sabiti

Korozyon potansiyeli genellikle anodik ve katodik reaksiyonların Tafel analizine uygun artlarda devam etti i Tafel bölgesindedir. Dolayısıyla, hem katodik, hem de anodik reaksiyonların polarizasyon e rileri korozyon potansiyelinden uzakta potansiyelerde belirlenir. Dı devrede ölçülen akım her zaman  $i_{anot} + i_{katot}$  toplamıdır ve korozyon potansiyelinde ( $E_{kor}$ ) sifıra denk gelir (E . 3.13). Bu fikirden yola çıkarak, korozyon potansiyeli ölçümü (E . 3.14) ile korozyon akımı a a ı yukarı belirlenebilir. Bunun için  $i_0$  de i im akım yo unlu u (exchange current), Tafel katsayıları ( $b_{anot}$ ,  $b_{katot}$ ), denge potansiyeli ( $E_e$ ) gibi metal çözünme reaksiyonuna dair veriler, deneyler sonucu bulunmalıdır [12, 13, 21, 22].

$$E_{kor} = (E_e)_{anot} + b_{anot} \log (i_{kor}/ i_0) \quad (3.13)$$

$$i_{kor} = i_0 \exp[ 2,303 ( E_{kor} - (E_e)_{anot} ) / b_{anot} ] \quad (3.14)$$

Malzemenin yo unlu u bilindi i takdirde, bir penetrasyon miktarı de eri (uzaklık/ süre) elde edilebilir. Genellikle (mm/yıl) olarak sonuç verir.

## BÖLÜM 4

### L TERATÜR ARA TIRMASI

Kabayashi D.Y. et. al., yapımı oldukları bir çalı mada, ubleks paslanmaz çelikler de sigma fazı çökeltisinin korozyon direncine etkisi incelenmi tir [40].

Yapısında % 50 ferrit ve % 50 östenit içeren dupleks paslanmaz çeliklerin yüksek korozyon direncinin yanı sıra mekanik özellikleri de iyidir. Fakat pek ç ok durumda çeli i bölgesel korozyona kar ı hassas hale getiren sigma fazı çökmesine sebep olan birçok faz dönü üümü de meydana gelebilir. Sigma fazı çökmesi sırasında korozyon direnci çok dü ük olan yeni bir östenitik faz olu ur. Bu çalı mada, yeni östenitik fazın bile imi, farklı Mo, N ve Cu içeri ine göre 4 farklı dupleks paslanmaz çelik üzerindeki etkisi ara tırılmı tır. Bu çelikler 1050 °C'de su verme i leminden sonra 850°C'de 1 saatten 5 saate kadar ya landırılmı ve sigma fazı cökmesi sa lanmı tır. Sonuç olarak yeni östenit fazın bile iminin Cr ve Mo bakımından fakir oldu u ve bunun sonucunda da korozyon direncinin azaldı ı belirlenmi tir [40].

Xin-Chun Lu et. al., % 0.06 C'lu % 25Cr ve % 6 Ni çeliklerin 1mol H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözültisi içerisinde korozif a nma davranı larını incelemi ler ve 1300 °C 'den su verilmi ve 850°C'de ya landırılan çeli in mikroyapısında olu an  $\sigma$  fazının korozif a nma direncini geli tirdi ini belirtmi lerdir.  $\sigma$  fazı, karbür ve nitrürlere nazaran daha zayıf katod olarak davrandı ndan korozif ortamlara daha dayanıklı oldu u ileri sürülmü tür. 1300°C 'de su verilen ve 1300°C 'den su verilip 550°C 'de ya landırılan ala ımlar ise aynı deney ko ullarında daha fazla a nımı lardır [41].

Ezuber H. M. et. al., yaptıkları çalı mada, Dupleks paslanmaz çeliklerin deniz suyu içerisindeki oyuklanma korozyonuna, sigma fazı çökmesinin etkisini ara tırmı lar [42].

Bu çalı mada, SAF 2205 ve 3RE60 dupleks paslanmaz çelik tiplerinin farklı sıcaklıklardaki (25, 50 ve 80°C) suni deniz suyu ortamında potansiyodinamik polarizasyon testi kullanılarak oyuklanma korozyon özellikleri ve sigma fazı çökmesi incelenmiştir. Sonuçlar, uygulanan ısıtma işlemleri ile sigma fazı çökmesinin olduğu 2205 Duplex paslanmaz çelikin oda sıcaklığı oyuklanma korozyonuna karşı dayanıklı, ancak 50°C'de oyuklanma ataklarına karşı hassas olduğunu göstermiştir. Oyuklanma korozyonuna sebep olan potansiyel, test sıcaklığının artması (80°C) ve/veya uygunsuz ısıtma işlemi ile azalmaktadır. Bunun aksine, ısıtma işlemi uygulanmış 3RE60 paslanmaz çelinde deniz suyunda oda sıcaklığındaki oyuklanma saldırıları ve bu oyuklanma saldırılarının yoğunluğu sigma fazı çökeltileri ve test sıcaklığının artması ile artmıştır. Bu sonuçlar 2205 alaımda nitrojen ve kromun nispeten yüksek olması deniz suyunda oyuklanma korozyon direnci için avantajlı olacağını açık bir şekilde göstermiştir [42].

Küçükoydırım B. O. vd., yaptığı bir çalı mada, kobalt-krom-nikel ortodontik tellerin farklı yapay tükürük çözeltilerinde korozyon davranışlarını incelenmiştir. Ortodontik tedavilerde sıklıkla kullanılan malzemelerden seçilmiş olan Kobalt-Krom-Nikel (Elgiloy) ve paslanmaz çelik tel numuneleri kullanılmıştır. İnsan ağız ortamına denk sayılan ortam sıcaklığı değerlerinde; normal ağız ortamını taklit etmeyi sağlayan modifiyeli Fusuyama, koruyucu flor içeren ağız ortamını taklit etmeyi sağlayan 1g/L NaF katkılı modifiyeli Fusuyama ve asidik ağız ortamını taklit etmeyi sağlayan % 1,7 H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> katkılı modifiyeli Fusuyama olmak üzere üç farklı yapay tükürük çözeltisinde bekletilerek korozyon davranışları incelenmiştir. SEM ile alınmış yüzey görüntüleri incelenmiş ve karılaştırılmıştır. Çalı ma sonucunda paslanmaz çelik tellerinin korozyon hızının Elgiloy tellere göre daha yüksek olduğu görülmüştür [43].

Park C. J. et. al., yaptığı olduğu bir çalı mada, Dupleks paslanmaz çeliklerin oyuklanma korozyonunun bulaşma ve ilerlemesine sigma fazının etkisini bir ferrik klorür çözeltisinde kritik oyuklanma sıcaklığı ve elektrokimyasal gürültü cihazları ile incelemişler ve sonuçları yalınma zamanı ile de i en mikroyapı ile tartışmışlardır. 850 °C de yalandırılan malzeme yüzeyindeki pasif film tabakası oyuklanma korozyonunun bulaşması sebebiyle nemli ölçüde kararsız hale gelmiştir. Bu durum

/ ve/veya / fazı sınırlarının etrafındaki Cr ve Mo' nin azaldı ı sigma fazı çökmesine ba lanabilir [44].

Zheng Y. G. et. al., Saldırgan çamur içerisindeki ala ımın erozyon-korozyon direncinin iyile tirilmesi hakkında bir çalı ma yapmı lardır. 316L ve sigma fazı ile güçlendirilmi iki farklı Cr-Ni-Mo ala ımının erozyon-korozyon deneyleri erozyon, korozyon ve onların sinerjistik bile enlerinin etkisini anlamak için % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve % 15 korondum kumu içerisinde toplam a ırlık kayıplarına bakılarak gerçekleştirilmi tir. Sonuçlar, iddetli erozyon-korozyon artlarında, korozyon direncinin artması sinerjistik a ırlık kaybı oranının azılmasını sa lasa da büyük miktarda sigma fazının çökmesiyle erozyon direncinin artması toplam a ırlık kaybının azalmasında daha etkili oldu unu göstermi tir [45].

Jiang et. al., Cr içeri i % 17–28, Ni içeri i % 9–31 ve Mo içeri i % 3–6 arasında de i en çeliklerin % 20 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisindeki korozyon ve korozif a ınma davranı larını incelemi lerdir. Korozyon deneyleri sonucu yüzeydeki pasif filmin kararlı nı artıran Cr, Ni ve Mo miktarının artması ile korozyon miktarı dü mü tür. Korozif a ınmada ise mekanik etkiyle yüzeydeki pasif film sürekli olarak uzakla maktadır. Dolayısıyla korozif a ınmada çizme etkisiyle kalkan pasif filmin yeniden olu ma süresi önemli hale gelmektedir. Korozif a ınma deneyleri sonrası bile imdeki Cr ve Ni miktarının artması ile korozif a ınma direnci artmaktadır. Bile ime Mo ilavesi ile korozif a ınma direnci daha mükemmel hale gelmi tir [46].

Pohl M. et. al., yapmı oldukları bir ara tırmada; dupleks paslanmaz çeliklerin özelliklerinde intermetalik çökeltilerin etkilerini incelemi lerdir. Bu çalı ma feritik - östenitik dupleks çelik gruplarının korozyon direncinin korozyon ve mekanik özellikleri etkileyen kompleks çökeltilere ve dönü üm dav ranı larına ba lı oldu unu göstermi tir. Özelliklerin de i imini etkileyen en önemli kritik 650 –950 °C sıcaklık aralı ındaki çökeltilerdir. Dupleks paslanmaz çeliklerdeki intermetalik çökeltiler korozif özellikleri etkilemesinin yanı sıra mekanik özellikleri de etkiler. Gevrek fazların çökmesi toklukta hızlı bir azalmaya yol açar ve dü ük ala ımlı üçüncül ostenitin ekillenmesi onları korozyona meyilli hale getirir [47].

Hsieh C. C. et. al., çetli deformasyon oranlarında 800°C sıcaklıkta sıcak haddelenmi 19 Cr -9 Ni- 2Mn ve 18 Cr- 0.75 Si paslanmaz çeliklerde sigma fazının çökeltme davranımını incelemi ler. Sigma fazının kimyasal bile imi, morfolojisi ve miktarı, optik mikroskop, X-ı nları difraksiyonu (XRD), imaj analiz, taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak incelenmi tir. Sigma fazı, incelenen malzemelerde dentrit benzeri bir morfoloji göstermi tir. Sıcak haddeleme prosesi, sigma fazı morfolojisinin özellikle yüksek deformasyon oranında dendrit benzeri yapıdan küresel hale dönü türmü tür. Paslanmaz çeliklerde sigma fazı miktarı, deformasyon oranının 0'dan % 75'e artması ile 800°C'de kademeli olarak arttı tir. WRD analizleri ile sigma fazının Cr ve Mo' dence zengin bir faz oldu u belirlenmi tir [48].

Bastos I., kritik çevre ko ullarında süper duplex paslanmaz çeli in korozyon davranımı üzerine mikro yapının etkisini incelemi lerdir. Üç farklı yapıdaki UNS 532750 kalite süper duplex paslanmaz çelikler, 25, 60 ve 90 °C'de, 70.000 ppm NaCl içinde korozyon testlerine maruz bırakılmı tir. Korozyon davranımı, mikro yapıya kısaca faz çökeltilerine ba lıdır. Sıcaklıkla oyuklama potansiyelinin beklenen azalmasının yanında, sonuçlar çok yüksek Klor konsantrasyonu ve yüksek sıcaklı ın beraber etkisinin, incelenen numuneler, hatta sigma fazı çökeltisi bulun mayan numuneler içinde zararlı oldu unu göstermi lerdir [49].

Shinogaya T. et. al., Cr içeri i % 17–30 ve Ni içeri i % 14-25 arasında de i en yüksek ala ımlı çeliklerin, %10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisindeki korozif a ınma direnci üzerinde mikroyapıda çökelen  $\sigma$  fazının belirli miktara kadar faydalı oldu unu belirtmi lerdir [50].

Moura V. S. et. al., UNS S31803 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin mikroyapısının korozyon direncine etkisini incelemi lerdir. Dupleks paslanmaz çelikler kimyasal ve elektrokimyasal endüstrilerde kullanılan yüksek gerilmeli korozyon dirençli malzemelerdir. Dupleks paslanmaz çelikler geleneksel östenitik kalite (AISI 304L, 316L, 317L) paslanmaz çeliklerle kar ıla tırıldı ı zaman çok pahalıdır fakat daha yüksek mukavemet seviyeleri sergiler ve Cl<sup>-</sup> iyonlu ortamlarda daha çok dirençlidir. Bu çalı mada yapay deniz suyu ortamında UNS S31803 kalite dupleks paslanmaz

çeli in korozyon direncine mikroyapısal de i imin nasıl etkiledi ini incelemi tir. Oyuklama korozyonunu % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde, oda sıcaklı nda ve 600°C'de çevrimsel polarizasyon testleriyle de erlendirilmi tir. Sonuç olarak; sigma fazı içeren yapıların oyuklama ve bölgesel korozyona çok duyarlı oldu u, Cr<sub>2</sub>N çökeltisinin oyuklama korozyonunu azalttı ı ve hasa ra sebep olmadı ı bulunmu tur [51].

Toor I. H. et. al., otomobil yapısal bile enleri için yüksek Mn-N'li duplex paslanmaz çeli in geli imini incelemi lerdir. 18Cr - 6Mn - 1Mo - 0.2N bile imli yüksek Mn-Ni içeren duplex paslanmaz çelik, 18Cr-4~11Mn-0~2Ni-0~1Mo-0.2N içeren yüksek Mn'lı paslanmaz çeli in mekanik özelliklerine ve korozyon direncine Mn'nın etkisini incelemek için geli tirilmi tir. %45 ferrit içeren ala ım, standart 304 paslanmaz çelik özellikleri ile kar ıla tırıldı nda benzer korozyon direnci ve daha yüksek mekanik mukavemete sahip optimum ala ım olarak bulunmu tur. Bunun yanı sıra, bu ala ım dü ük Cr, N ve Mo içerikli olmasından dolayı yüksek sıcaklıklara maruz kaldı nda Cr-Nitür ve sigma fazı çökmesi olmamaktadır. Mn içeri inin artması ile tercihli oyuklanma bölgeleri olarak davranan (Mn, Cr ) oksitlerin sayıları artı ı için yüksek Mn'li duplex paslanmaz çeliklerin oyuklanma korozyon direnci arttı tır[52].

Fargas G. et. al., sıcak haddelenmi duplex paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine, ekillendirilebilirli ine ve korozyon direncine tavlama sıcaklı mın etkisini ara tırmı lardır. Haddeleyerek duplex paslanmaz çeli i elde etmek için endistriyel uygulama, iki tavlama adımı içerir; biri sıcak haddelemeden sonra ara tavlama, di eri so uk haddeden sonra son tavlama. Bu çalı manın amacı, endüstriyel ara tavlama sıcaklı ndan sapmanın sonuçlarını ara tırmaktır. Çeli in mikroyapısını incelemek için optik mikroskop, SEM, TEM ve XRD kullanılmı tır. ncelenen tüm tavlama ko ullarında gözlemlenen tek dönü üm fazının çökmesidir. Isıl i lem sıcaklı ndaki azalma, sertlik ve çekme mukavemetini artıran aynı zamanda süneklik ve darbe direncinde hızlı dü me meydana getiren fazı yüzdesini arttırmı tır. Bunun yanı sıra, termo-dinamik i leme tabi tutulmu numunelerin oyuklama potansiyeli, potansiyodinamik polarizasyon testleri ile belirlenmi tir. Elektrokimyasal sonuçlar fazının oyuklanma potansiyelini önemli

derecede azalttı mı göstermiştir. SEM görüntüleri, ikincil östenitik oluşturma fazına bitişik bölgelerde oyukların gözlemlendiğini ortaya koymuştur [53].

Cr ve Ni içeren paslanmaz çeliklerin 1-18M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içindeki korozyon direncine, mikroyapıda oluşan karbür ve intermetalik fazların yanı sıra matris yapısı da etki etmektedir [55]. Anodlama deneyi sırasında östenitik matrisli çelik (% 18 Cr - % 9 Ni), düşük yüklerde temas yüzeyinde gerçekleşen martenzitik dönüşümün neden olduğu sertleşme ve gevreklik, korozyon hızının artmasına neden olurken, ferritik matrise sahip paslanmaz çelikler (% 29 Cr), yüzey gevrekliği daha az olduğundan daha düşük korozyon miktarı sergilemiştir [54].

Bakır bir çalınma maddesi, Yüksek alaımlı dubleks paslanmaz çeliklerin 800 °C deki sigma fazı çözeltisinin deniz suyu içerisindeki korozyon direnci incelenmiştir. Süper dubleks paslanmaz çelikler mükemmel korozyon direnci ile birlikte iyi mekanik özellik kompozisyonu sağlayan yüksek alaımlı paslanmaz çeliklerdir. Bu çelikler yüksek krom ve molibden içeriğinden dolayı 650-950°C deki sıcaklıklara kısa süre maruz bırakıldıklarında sigma fazı çökeltisine duyarlıdır. Bu çalınma, deniz suyundaki korozyon direnci üzerinde 800 °C de oluşan sigma fazı çökeltilerinin etkisi ve anodik polarizasyon ile potansiyodinamik aralık korozyon direnci testlerinin karşılaştırılması ile ilişkilidir. Korozyon direncinde ciddi bir kötüleşme, hem kritik aralık korozyon sıcaklığı hem de potansiyelin azalmasına sebep olan 7 dakikadan daha fazla yalandırılma sürelerinden sonra bulunmuştur. Bölgesel korozyon başlangıcı yeni oluşan ikincil östenitler ve sigma fazının yakınında meydana gelmiştir [55].

Angelini E. et. al., yalandırılmı dubleks paslanmaz çeliklerin bölgesel korozyonu ve mikroyapısal gelişimini incelemiştir. Bu çalınma maddesi, SAF 2507 süper dubleks paslanmaz çelik, bölgesel korozyon direncine ve mikroyapısına su verme işleminden sonra 700-900°C sıcaklık aralığında iki haftaya kadar çeltili süreler için yapılan izotermal yalandırma ısıl işleminin etkisinin analizi amaçlanmıştır. Mikroyapısal değişiklikleri X-ışınları difraksiyonu ve SEM mikroskobu ile incelenmiştir. Elektrokimyasal potansiyodinamik testler, yalandırılmı numunelerin oyuklanma korozyonuna duyarlılığını belirlemek için ağırlık kaybı ölçümleri ile birlikte NaCl çözeltisi içerisinde çeltili polarizasyon eğrileri ile



gerçekle tirilmi tir. kincil östenit, sigma fazı ve krom nitür çökmesi gibi di er mikroyapısal dönü ümler içinde ferritin dönü ümünün etkisi pasif filmin kararlılı nı göstermi tir. Ya landırılmı ala ımın oyuklanma ko rozyon duyarlılı ı, tane sınırlarında önemli miktarda krom azalmasına yol açan ikincil östenitik olu umuyla birlikte sigma fazı çökmesi ile ilgili oldu u belirlenmi tir [56].

Terada M. et. al., 10 yılın üzerindeki periyotlar için 600 °C'de sürünme testine maruz bırakılmı AISI 316 L (N) paslanmaz çeli in korozyon direncine çökeltilerin etkisini ara tırmı lardır. Korozyon direnci elektrokimyasal yöntem ile 30 °C'deki 2M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+0,5M NaCl+0,01M KSCN çözeltisi içerisinde incelenmi tir. Sonuçlar; tanelerarası korozyona kar ı duyarlılı nın sürünme test zamanı ve 600 °C'de ya lanma ile önemli ölçüde etkilendi ini göstermi tir. Tanelerarası korozyon direnci sürtünme test zamanının 7500 saatten 85000 saate arttırıldı nda 20 kattan daha fazla azalmı tır. Pasifle me e ilimi azalmı ve sürünme testi uygulanan numuneler üzerinde daha az koruyucu film olu mu tur. Tane sınırlarında olu an M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürleri 600 °C'de uzun süre bekletildikten sonra gözlenmemi tir. Sürünme deneylerine maruz bırakılmı numunelerin korozyon davranı ı intermetalik fazların (ba lıca sigma fazı) çökmesine dayandırılmı tır [57].

## BÖLÜM 5

### DENEYSEL ÇALI MALAR

#### 5.1. DENEYSEL MALZEMELER

Bu çalı mada kullanılan yüksek ala ımlı çeliklerin kimyasal bile imleri Çizelge 5.1’de verilmi tir. ncelenen çelikler, artan Ni içeriklerine göre M1’den M3’e do ru 3 farklı grupta kodlanmı tir.

Çizelge 5.1. ncelenen ala ımlarının kimyasal bile imleri.

Ala ım	C %	Ni %	Cr %	Si %	Mn %	Mo %	V %	Cu %	W %	Cr <sub>e</sub>	Ni <sub>e</sub>
M1	0.33	4.65	27.45	1.21	0.74	0.15	0.06	0.12	0.06	29.4	14.9
M2	0.36	12.37	24.63	1.08	0.73	0.17	0.06	0.14	0.08	26.4	23.6
M3	0.38	19.75	24.54	0.92	0.68	0.15	0.05	0.13	0.09	26.1	31.5

Bu çalı mada kullanılan yüksek ala ımlı çelikler döküm halinde ve ya landırımı olarak mikroyapı karakterizasyonu ve sertlik deneylerine tabi tutulmu tur. ncelenen çeliklerin farklı ortamlarda (HCl ve H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) korozyon davranı ları incelenmi tir.

#### 5.2. ISIL LEM

Bu çalı mada incelenen çelikler döküm halinde temin edilmi olup, sertliklerini arttırmak amacıyla farklı ko ullarda ısıl i leme tabi tutulmu tur. Uygulanan ısıl i lem çözeltiye alma, su verme ve ya landırma kademelerinden olu maktadır. Çözeltiye alma i lemi, Alser marka protherm model PID kontroll ü elektrikli direnç fırınında ( ekil 5.1) 1200°C’de 6 saat süreyle uygulanmı tir. Çözeltiye alma i lemi sonunda fırından çıkarılan numuneler hızlı bir ekilde buzlu suda so utulmu tur. Ya landırma ısıl i lemi 750°C’de 18 saat süreyle gerçekleştirilmi tir. Ya landırma ısıl i lemi sonunda numuneler havada so utulmu tur.



ekil 5.1. Alser marka protherm model PID kontrollü elektrikli direnç fırını .

### **5.3. KARAKTER ZASYON ÇALI MALARI**

ncelenen yüksek ala ımlı çelikler döküm halinde ve ya landırıldıktan sonra a a ıda açıklandı ı gibi mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyon çalı m alarına tabi tutulmu tur.

#### **5.3.1. Mikroyapı Karakterizasyonu**

Mikroyapı karakterizasyonu, metalografik inceleme çalı maları ile gerçekte tirilmi tir. Bakalite alınan numuneler standart yöntemlerle zımparalandıktan sonra sırası ile 1  $\mu\text{m}$   $\text{Al}_2\text{O}_3$  solusyonu ve 0.5  $\mu\text{m}$  elmas pasta ile parlatılmı tur. Parlatılan numuneler iki farklı da lama çözeltilinde (oxalik asit ve sodyum siyanür) 1.5 volt altında 15 saniye süreyle elektrolitik olarak da lanmı tur. Mikroyapısal incelemeler, bilgisayar donanımlı Leica marka DMILM m odel optik ı ık mikroskobu kullanılarak yapılmı tur ( ekil 5.2).



ekil 5.2. Leica marka DMILM model optik 1 ık mikroskobu .

### **5.3.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu**

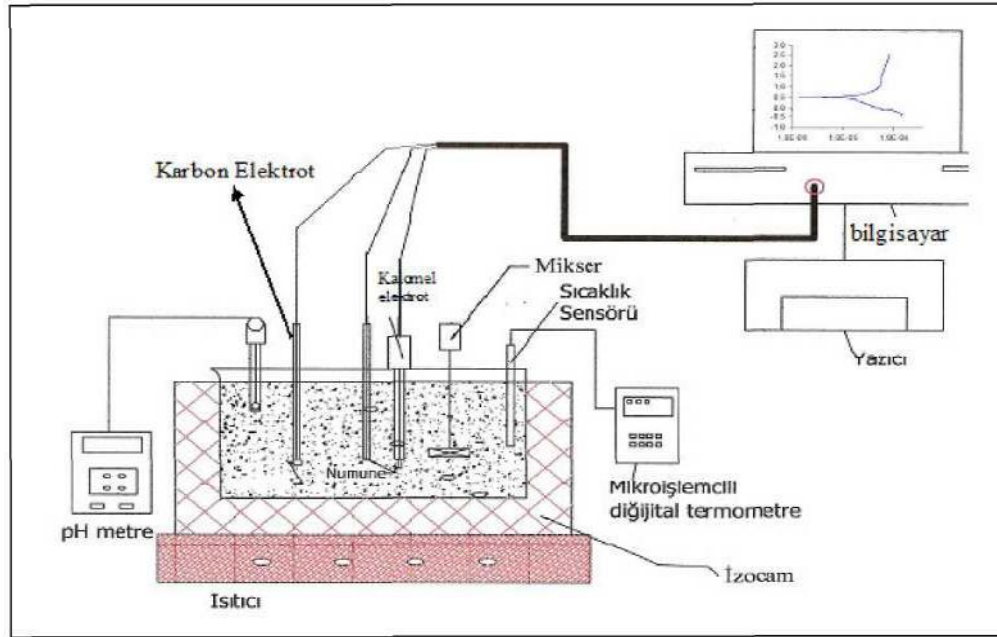
Mekanik özellik karakterizasyonu, sertlik deneyleriyle yapılmı tır. Sertlik ölçümleri metalografik olarak hazırlanmı numuneler üzerinde Vickers batıcı ucu ile Schimadzu marka HMV Model mikrosertlik cihazında 1000 gr yük altında Vickers sertlik de eri (HV) cinsinden gerçekleştirilmi tir. Sertlik de erleri, en az 10 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmi tir. ekil 5.3.'de sertlik deneyi için kullanılan deney cihazı görülmektedir.



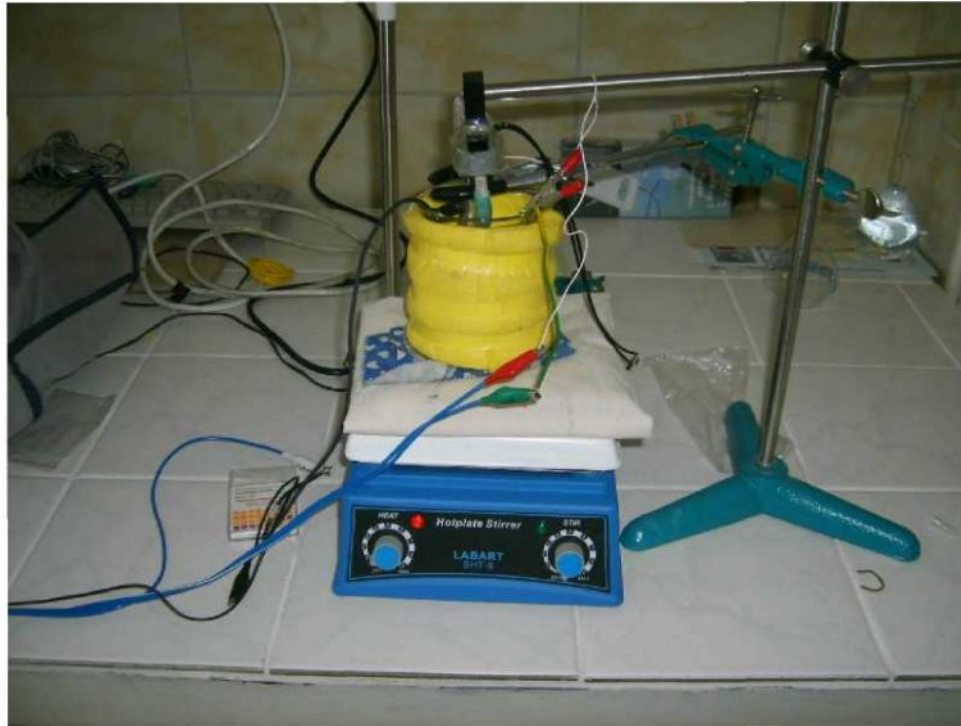
ekil 5.3. Schimadzu marka HMV Model mikrosertlik cihazı.

#### 5.4. KOROZYON DENEYLER

Korozyon deneyleri, yüzeyleri 1000 mesh SiC zımpara ile temizlenen numuneler, oda sıcaklığında, konsantrasyonu % 10 olan iki farklı çözelti (HCl ve H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) içerisinde potansiyostat kullanılarak ve daldırmak suretiyle yapılmıştır. Korozyon incelemelerinde DC105 Korozyon Analiz yazılımına sahip bilgisayar kontrollü Gamry model PC4/300mA potansiyostat/galvonostat kullanılmıştır. Deney hücresi olarak 400 ml beher kap ve sıcaklık kontrollü ısıtıcı kullanılmıştır ( ekil 5.4). Deneyler oda sıcaklığında yapılmış olup, deney süresince elektrolit karışımını sağlamak için hücre içerisine mini mikser monte edilmiştir. Statik korozyon düzenine ilişkin resmi ekil 5.5'te verilmiştir. Deney hücresi içerisine, çalınan elektrotu olarak deney numuneleri, karbon elektrot görevini yapan 6mm çapında karbon elektrot ve referans elektrot olarak da doygun kalomel elektrot (SCE) yerleştirilmiştir. Çalınan elektrotu ile karbon elektrot yüzeyleri karışıklı gelecekte belirlenen uzaklıkta, referans elektrot ise çalınan elektrotuna olabildiğince yakın yerleştirilmiştir.



Sekil 5.4. Potansiyostatik yöntemle çalı an statik korozyon deney düzene i.



ekil 5.5. Statik korozyon hücresi.

Deney çalı malarının tümünde, öncelikle sistemden akım geçmeksizin,  $H_2SO_4$  ve/veya  $HCl$  çözeltisi olan elektrolit içine çalı ma elektrodunun ve referans

elektrodunun daldırılmasından itibaren ikisi arasındaki korozyon potansiyellerinin mV olarak de i imi ilk 45 dk süreyle, zamana kar ı ölçülmü tür. Denge potansiyeline ( $E_{kor}$ ) ula tıktan sonra potansiyodinamik polarizasyon e rileri, -1.4'dan +0,8 V'a kadar  $1 \text{ mVs}^{-1}$  tarama aralı nda katodikten anodik yöne do ru potansiyeli tarayarak kaydedilmi tir. Tüm deneyler, her bir numune çe idi için en az iki er defa olmak üzere polarizasyon e rileri birbirlerini do rulayınca kadar tekrar edilerek sonuçların daha güvenilir olmasına çalı ılmı tir. Tafel e rilerinden korozyon potansiyeli ( $E_{kor}$ ), korozyon akım yo unlu u ( $I_{kor}$ ) ve korozyon hızı (CR) hesaplanmı tir.

Daldırılmak suretiyle yapılan korozyon deneylerinde , yüzeyleri 1000 mesh SiC zımpara ile temizlenen numuneler, oda sıcaklı nda, konsantrasyonu %10 olan  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ve HCl çözeltilerine daldırılarak yapılmı tir. Korozyon deneyleri sırasında belirli zaman aralıklarında çözeltiden çıkarılan numuneler, sırasıyla damıtlı su ve alkol içinde ultrasonik olarak temizlenmi tir ( ekil 5.6).



ekil 5.6. MBTU marka ultrasonik temizleme cihazı .

Ultrasonik temizleme işleminden sonra numuneler 0,1 mg hassasiyete sahip elektronik terazide tartılmıştır (ekil 5.7). Deney sonuçları, numunelerin birim yüzey alanı başına düzensiz ağırlık kaybına göre  $\text{gr/mm}^2$  biriminde değerlendirilmiştir.



ekil 5.7. Precisa marka XS 220A modal 0.1 mg hassasiyete sahip elektronik tartı .



## BÖLÜM 6

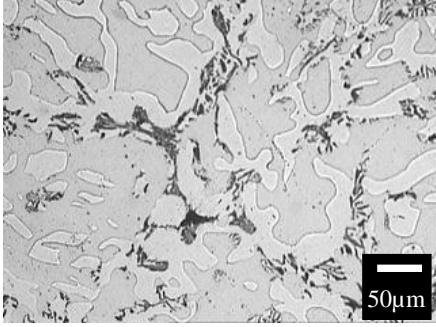
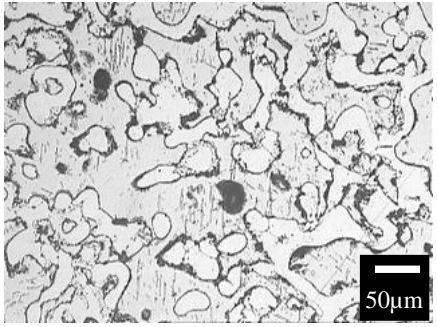
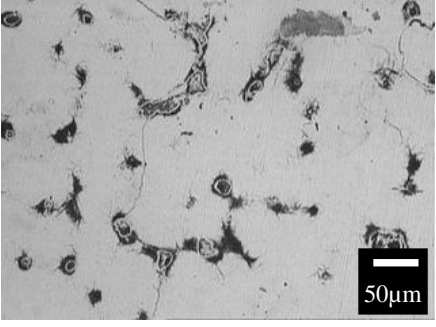
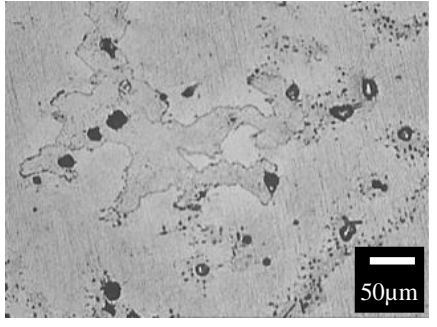
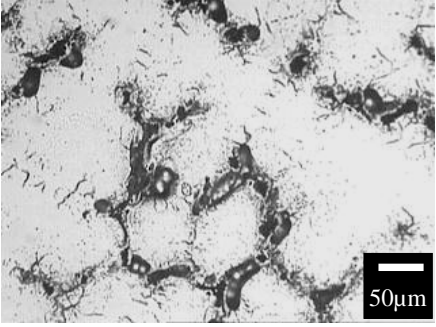
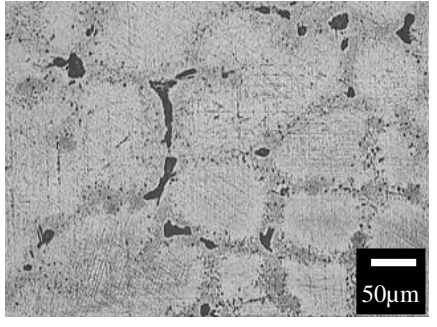
### DENEYSEL SONUÇLAR

#### 6.1. M KROYAPI KARAKTER ZASYONU VE SERTLİK DENEYLERİ

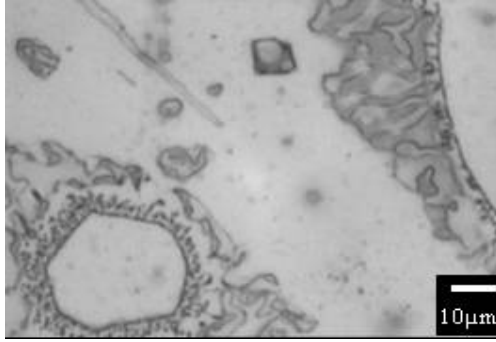
Yüksek alaımlı çelikler döküm halde ve ya landırma ısıl i lemi sonrası hem mikroyapı incelemelerine hem de sertlik deneylerine maruz bırakılmılardır. Ya landırma ısıl i lemi; 1200°C'de 6 saat çözeltiye alma ve 750°C'de 18 saat ya landırma kademelerinden oluşmaktadır.

Döküm ve ya landırılmı haldeki çeliklerin optik mikroskop görüntüleri ekil 6.1'de verilmiştir. Buradan görüldüğü gibi, gerek döküm hali gerekse ya landırılmı koullarda mikroyapıda gri ve beyaz renkli matrisin yanında genellikle tane sınırlarında çökelmiş olan siyah renkli, göbekli ve ötektik karbürler mevcuttur. Ya landırma ısıl i lemiyle tane yapısındaki siyah karbürler bir miktar azalmıştır. Bununla birlikte ya landırma ısıl i lemi sonucu, M1 alaımının makroyapısında bulunan ötektik karbürler, göbekli karbüre dönüştürülmüş gözlemlenmiştir. Yapılmış olduğu üzere literatür çalışmasında bu alaımlarda ya landırma ısıl i lemi ile mikroyapıda sigma fazının oluşması beklenmektedir. Ancak sigma fazının oksalik asit içinde daha lama sonucu görülemeyeceği ve sodyum siyanür çözeltisinde da landırılmı takdirde görülebileceği belirtilmektedir. Bu yüzden ya landırılmı alaımlar sodyum siyanür çözeltisinde da landırılarak optik mikroskop görüntüleri belirlenmiştir ( ekil 6.2.). Böylece M2 ve M3 alaımlarında sigma fazı gözlemlenmiştir.

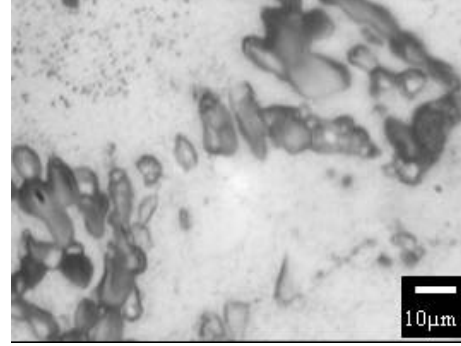
İncelenen alaımların döküm hali ve ya landırılmı durumdaki sertlik sonuçları Çizelge 6.1'de verilmiştir. Düşük Ni içeriğine sahip M1 alaımının sertliği M3 alaımından daha fazladır. Ya landırma ısıl i lemi M1 alaımının sertliğini çok az miktarda artırırken, M2 ve M3 kodlu alaımların sertliklerini belirgin bir şekilde artırmıştır.

	Döküm Hali	Ya lanmı
M1		
M2		
M3		

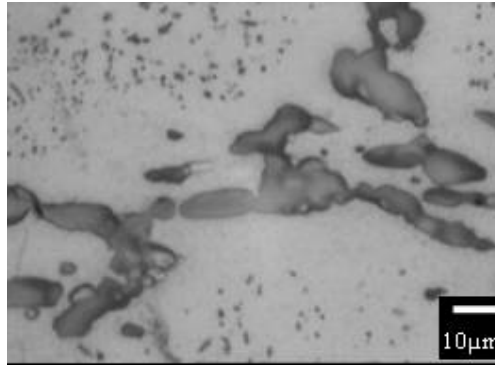
ekil.6.1. ncelenen ala ımlarım gerek döküm hali gerekse ya landırılmı durumda oksalik asit ile da lanmı optik mikroskop görüntüleri



(a)



(b)



(c)

ekil 6.2. Ya landırılmı ala ımların sodyum siyanür çözeltilisinde da lanma sonrası optik mikroskop görüntüleri a) M1, b) M2 ve c) M3.

Çizelge 6.1. ncelenen ala ımın oda sıcaklı ındaki sertlik sonuçları

Ala ım	Döküm	Ya landırılmı
M1	275 ± 12	290 ± 9
M2	221 ± 11	272 ± 13
M3	210 ± 10	260 ± 9

## 6.2. KOROZYON DENEYLER

% 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve % 10 HCl çözeltileri içerisinde 165 saat süreyle yapılan korozyon deney sonuçları Çizelge 6.2 ve 6.3'de verilmi tir. % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltilisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri ala ımların Ni içerikleri arttıkça birim alan ba ına dü en

a ırlık kaybı de erleri azalmı tır. Özellikle M2 ve M3 ala ımlarında ya landırma ısıl i lem i ile a ırlık kaybı azalmaktadır. M1 ala ımında ise ya landırma ısıl i lem i korozyonu olumsuz etkilemi tir.

Çizelge 6.2. ncelenen ala ımların % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları

Isıl lem Durumu	Ala ım	A ırlık kaybı ( 10 <sup>-6</sup> gr/mm <sup>2</sup> )								
		Deney Süresi (saat)								
		3	9	21	45	69	93	117	141	165
Döküm	M1	16,5	18,2	18,9	30,3	33,7	39,1	62,7	74,9	94,1
	M2	7,8	9,8	10,8	22	23	35,2	52,2	60,4	65,1
	M3	5	8,6	10	18	31,7	36,4	37,8	40,3	61,2
Ya landırılımlı	M1	34,6	58,9	66,6	69,7	70,7	75,2	95,4	104	121,4
	M2	3,9	5,9	9,9	17,5	28,7	35,3	43,9	45,2	47,5
	M3	2,8	4,5	5,2	5,6	9,8	9,8	15,7	15,7	15,7

Çizelge 6.3. ncelenen ala ımların % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları

Isıl lem Durumu	Ala ım	A ırlık kaybı ( 10 <sup>-6</sup> gr/mm <sup>2</sup> )								
		Deney Süresi (saat)								
		3	9	21	45	69	93	117	141	165
Döküm	M1	20,3	30,6	40,6	70,9	120,9	160,9	200,3	230,3	300,96
	M2	30,7	43,6	65,7	110,2	352,6	410,2	480,7	540,9	609,8
	M3	10,7	30	40,4	80,5	290,1	300,2	320	340,5	390,7
Ya landırılımlı	M1	350,1	910,7	1670,6	3240,3	5050,9	6700,2	8650	9970,2	11470,9
	M2	20,3	30	50	120,4	230,26	290	290,7	430,2	490,28
	M3	20	30,3	40,3	120,4	200,2	250,3	300,7	340	370,8

% 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan deneyler sonucu döküm halindeki ala ımlarda en çok a ırlık kaybı M2 ala ımında elde edilmi tir. Ya landırma ısıl i lem i ile M2 ve M3 ala ımında a ırlık kaybı azalırken, M1 ala ımında ise artmaktadır.

% 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve % 10 HCl çözeltileri içerisinde potansiyostat kullanılarak yapılan korozyon deneylerinden elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinden ( ekil A1-A12) elde edilen korozyon akım yoğunluğu ( $I_{kor}$ ) değerleri sırası ile Çizelge 6.4 ve 6.5.'te verilmiştir.

Çizelge 6.4. İncelenen alaşımların % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan polarizasyon deney sonuçları

Alaşım	$I_{kor}$ ( $\mu$ A)	
	Döküm Hali	Ya landırılmış
M1	43,20 $\mu$ A	78,10 $\mu$ A
M2	14,00 $\mu$ A	5,720 $\mu$ A
M3	7,710 $\mu$ A	2,040 $\mu$ A

Çizelge 6.5. İncelenen alaşımların % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan polarizasyon deney sonuçları

Alaşım	$I_{kor}$ ( $\mu$ A)	
	Döküm Hali	Ya landırılmış
M1	324,0 $\mu$ A	981,0 $\mu$ A
M2	494,0 $\mu$ A	492,0 $\mu$ A
M3	453,0 $\mu$ A	450,0 $\mu$ A

% 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan polarizasyon deney sonuçlarına bakıldığında döküm halindeki alaşımlarda özellikle korozyon akım yoğunluğu ( $I_{kor}$ ) değerleri alaşımların Ni içeriklerinin artması ile azalmıştır. Ya landırma işlemi M2 ve M3 alaşımlarında korozyon akım yoğunluğu ( $I_{kor}$ ) değerlerini düşürürken M1 alaşımında ise arttırmıştır. % 10 HCl çözeltisinde yapılan polarizasyon deney sonuçlarına göre, döküm halindeki alaşımlarda en yüksek korozyon akım yoğunluğu ( $I_{kor}$ ) değeri M2 alaşımında elde edilmiştir. Ya landırma işlemi M2 ve M3 alaşımlarında olumlu sonuç verirken, M1 alaşımında korozyonu önemli bir şekilde arttırmıştır.

ncelenen ala ımların % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve % 10 HCl çözeltileri içerisinde korozyon deneyleri sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görünümüleri ekil B1-B.4'de gösterilmektedir. % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sırasında yüzeyde bir miktar oyuk ve çatlaklar meydana gelmiştir. Özellikle M1 ala ımında yağlandırma işlemi ile yüzeydeki çatlak oluşumu gözlenmiştir. Bu çatlaklar kesit görüntülerinde de açık bir şekilde görülmektedir. % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneylerinde yüzeylerin daha düz ve özellikle yüzeye yakın bölgelerde çatlaklar gözlenmiştir. Bu durum Yağlandırılmı M1 ala ımında daha belirgin görülmektedir.

## BÖLÜM 7

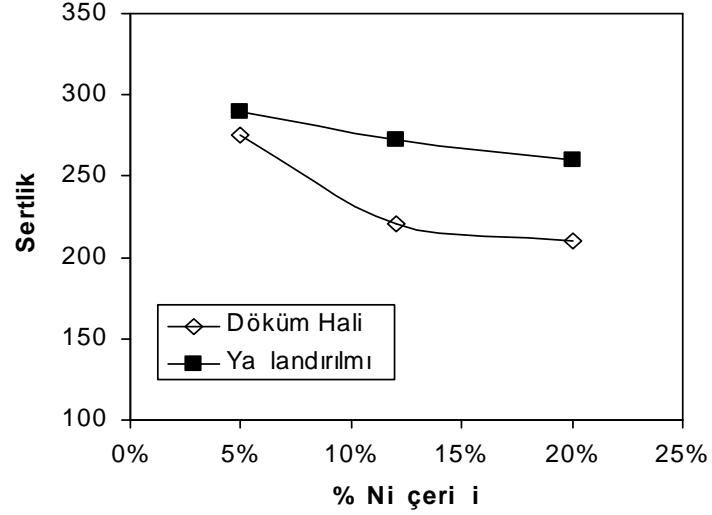
### DENEY SONUÇLARININ RDELENMES

#### 7.1. M KROYAPI VE SERTLİK SONUÇLARI

Yüksek alaımlı çeliklerde (Cr ve Ni) matris ferritik veya östenitiktir. Ana alaım elementi olan Cr, ferrit sahasını genişletirken, Ni ise ostenit sahasını genişletmektedir. Matrisin östenitik ve/veya ferritik olduğu çeliğin  $Cr_e$  değeri ve  $Ni_e$  değeri bölünmesiyle elde edilen değeri tahmin edilebilir;  $Cr_e / Ni_e = 1.0 - 1.3$  ise, matris tümüyle östenitik,  $Cr_e / Ni_e = 1.3 - 1.6$  ise, matris östenitik ve az bir miktar ferritik ve  $Cr_e / Ni_e > 1.8$  ise, matris tümüyle ferritiktir [6]. İncelenen alaımlarda  $Cr_e / Ni_e$  oranları şöyledir; M1 alaımında  $Cr_e / Ni_e = 1.97$  dolayısıyla tümüyle ferritik, M2 alaımında  $Cr_e / Ni_e = 1.1$  ve M3 alaımında  $Cr_e / Ni_e = 0.82$  tümüyle östenitik bir matris beklenmektedir. Bunun yanı sıra M1 alaımında % 27 Cr ve % 5 Ni bulunduğundan ferritik matrise sahiptir. M2 ve M3 alaımlarında ise Cr miktarı çok az olduğundan Ni miktarı % 12 ve % 20 seviyelerine çıkmaktadır. Dolayısıyla östenitik matris mevcuttur. Bu alaımlarda beklenen karbür  $Cr_{23}C_6$  tipi karbürler olduğu literatürde belirtilmektedir [1, 4, 57–61]. Yapılan optik mikroskop görüntüleri (ekil 6.3.) östenitik matrise sahip M2 ve M3 alaımlarında sigma fazının oluştuğunu göstermektedir. Daha önce de belirtildiği gibi sigma fazı, sert ve gevrek bir faz olup [62, 63], % 55 Fe, % 29 Cr, % 11 Mo ve % 5 Ni tipik kompozisyona sahiptir ve  $(Fe, Ni)_3(Cr, Mo)_2$  şeklinde gösterilir.

İncelenen alaımlarda Cr içeriğinin sabit kalması nedeniyle, Ni içeriğinin sertlik üzerindeki etkisi ekil 7.1'de çizilmiştir. Hem döküm ve hem de yalandırılmış durumda incelenen alaımların sertlik değerleri Ni içeriğinin artması ile azalmıştır. Bileimde bulunan Ni miktarının artması ile ostenitin kararlılığı ve C çözünürlüğü artmakta ve mikroyapıda bulunan karbür miktarı azalmaktadır [57]. Yalandırılmış alaımlar döküm haline nazaran daha yüksek sertlik değerlerine sahiptir. Sertlik

artı M1 alaımında çok az iken Ni içeri i en yüksek olan M3 alaımında daha yüksektir. Ya landırma ısılı lemi sonrası sert ve gevrek bir faz olan sigma fazının olu tu u M2 ve M3 alaımlarında sertli in artması sigma fazı olu umuna dayandırılabilir.



ekil 7.1. ncelenen alaımların Ni içeri ine ba lı olarak sertlik sonuçları.

## 7.2. KOROZYON ÖZELL KLER

H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ve HCl çözeltileri içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları yapılan teknik ve yöntemlere göre ikiye ayrılması , de erlendirme yapılırken de bu deney sonuçları birbirleriyle kıyaslanarak ve mikro yapılarının birbiriyle uyum sa layıp sa lamadığı na bakılarak yorumlanmıştır.

### 7.2.1. % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Çözeltilisinin Etkisi

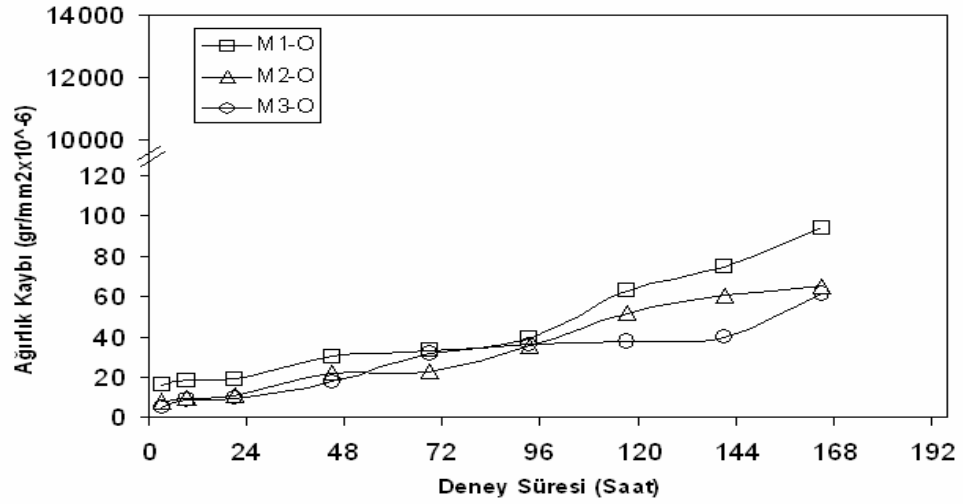
% 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltilisinin etkisi içerisinde yapılan deneyler iki yöntemle yapılmıştır. bunlar kütle kaybına bakılarak yapılan deneyler ve potansiyodinamik polarizasyon yapılan deneylerdir.

#### 7.2.1.1. Kütle Kaybına Bakılarak Yapılan Deneyler

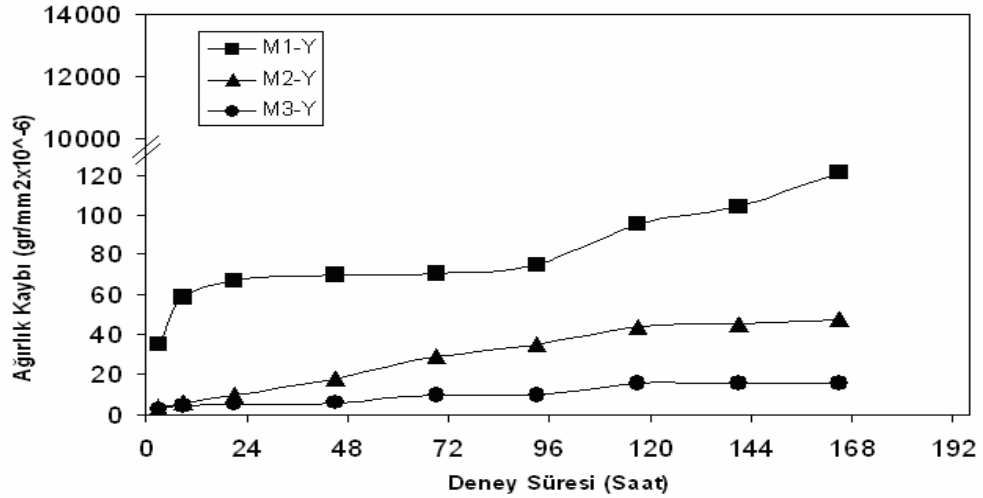
Çizelge 6.2'de verilen, döküm hali ve ya landırılmış alaımların % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltilisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası elde edilen a ırlık kaybı



de erlerinin deney süresi ile de i imi ekil 7.2'de gösterilmi tir. Deney süresinin artmasıyla a ırlık kaybının da artı ı gözlenmi tir. Gerek döküm halindeki gerekse ya landırılmı ala ımlarda Ni içeri inin artması ile a ırlık kaybı de erlerinde azalma olmu tur. ekil 7.3.'te ala ımların Ni içeri ine ba lı olarak a ırlık kaybı de erlerinde olu an de i im gösterilmektedir. Bu ekilden görüldü ü gibi ya landırma ısıl i lemi M1 ala ımını olumsuz etkilese de M2 ve M3 ala ımlarında a ırlık kaybını dü ürmü tür.



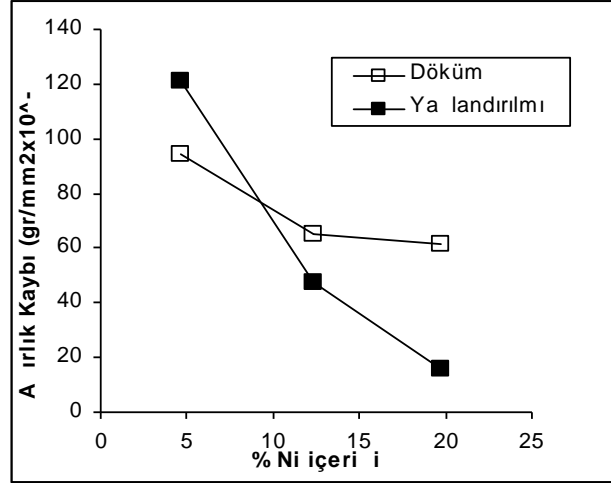
(a)



(b)

ekil 7.2. (a) Döküm haldeki, (b) Ya landırılmı ala ımların % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisindeki a ırlık kaybı de erlerinin deney süresi ile de i imi.

Yapımı oldu umuz literatür ara tırmasında [1,41] bu ala ımların bile iminde yüksek miktarda bulunan Cr ve Ni bu ala ımlar ın korozyon direncini geli tirmektedir. Özellikle Ni'nin yüzeydeki oksit filminin kararlılı nı artırması nedeniyle ala ımın korozyon direncini iyile tirdi i ileri sürülmektedir. Bu durum % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde açık bir eilde görülmektedir.



ekil 7.3. ncelenen ala ımların %10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde 165 saat sonunda olu an a ırlık kaybı de erlerinin %Ni içeri i ile de i imi .

Ya landırma ısıl i lemi dü ük Ni içeri ine sahip M1 ala ımında a ırlık kaybını arttırmı tır. Özellikle paslanmaz çeliklerde krom karbür çökmesi matriste çözünen serbest Cr miktarını azaltmakta, bu da korozyonun hızlanmasına yol açmaktadır. Literatürde karbürlerin ve intermetalik fazların korozyonu olumsuz yönde etkiledi i belirtilmi tir. Ancak mikroyapıda karbür ve nitrürlerle nazaran daha az katot olarak davranan  $\sigma$  fazının çökmesiyle korozyon direncinin geli ti i öne sürülmektedir [1,41]. Ya landırılmı M2 ve M3 ala ımlarında korozyon direncinin artması ya landırma ısıl i lemi ile mikroyapıda sigma fazının olu masına dayan dırılabilir.

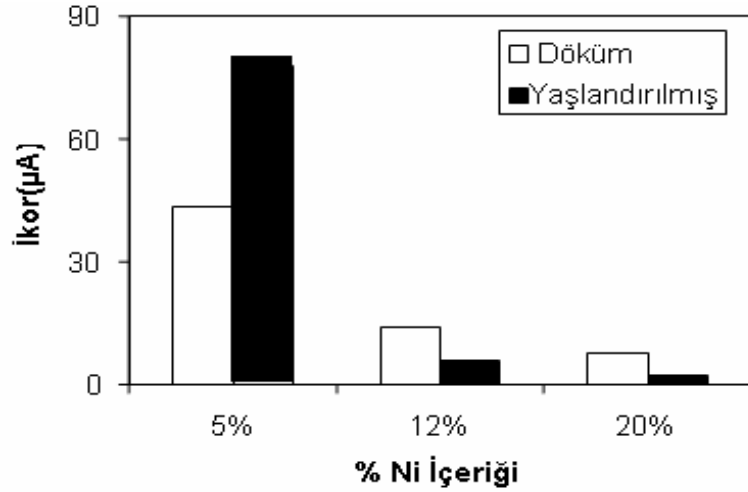
% 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan ala ımların yüzeylerine ait optik mikroskop görünümlelerinden, ala ımlarda korozyonun bir miktar oyuklanma ve çatlak olu umu ekinde geli ti i sonucu gözlenmi tir. Ni içeri inin artması ile oyuk ve çatlaklar bir miktar arttı tır. ekil B.1-B.2'de görüldü ü gibi, ya landırma ile çatlak miktarı özellikle M2 ve M3 ala ımlarında azalmı tır. ncelenen

ala ımlar içerisinde en dü ük Ni içeri ine sahip olan M1 ala ımında ya landırma ısıl i lemi sonrası büyük çatlaklar olu mu tur.

### 7.2.1.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Yapılan Deneyler

ncelenen ala ımların % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde yapılan potansiyodinamik polarizasyon deneyleri sonucu elde edilen polarizasyon e rileri ekil A1-A6'te verilmi tir. Bu e rilerden elde edilen korozyon akım yo unlu u (  $i_{kor}$ ) de erleri Çizelge 6.4'de gösterilmi tir. Bu de erlerden hazırlanan ekil 7.4.'te, Ni içeri ine ba lı olarak  $i_{kor}$  de erlerinin de i imi gösterilmi tir.

ekil 7.4.'ten görüldü ü gibi gerek döküm halinde gerekse ya landırılmı numunelerde Ni içeri inin artması ile akım yo unlu u dü mektedir. Akım yo unlu u ne kadar dü erse korozyon direnci de o kadar artar. Dolayısıyla bu sonuçlar a ırlık kaybı sonuçları ile örtü mektedir. Ya landırma ısıl i lemi ile M1 ala ımının akım yo unlu u artarken, M2 ve M3 ala ımlarında dü mektedir.



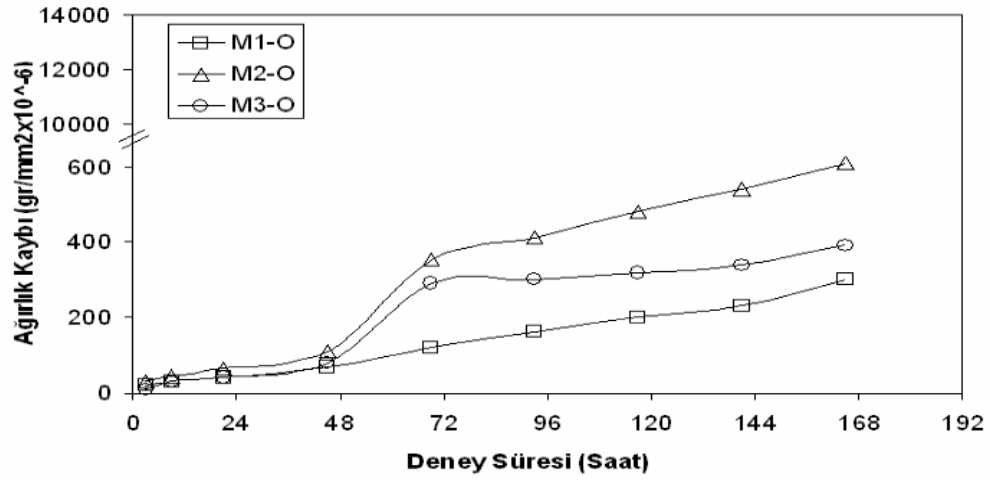
ekil 7.4. ncelenen ala ımların %10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası belirlenen  $i_{kor}$  de erlerinin Ni içeri ine ba lı olarak de i imi.

### 7.2.2. % 10 HCl Çözeltisinin Etkisi

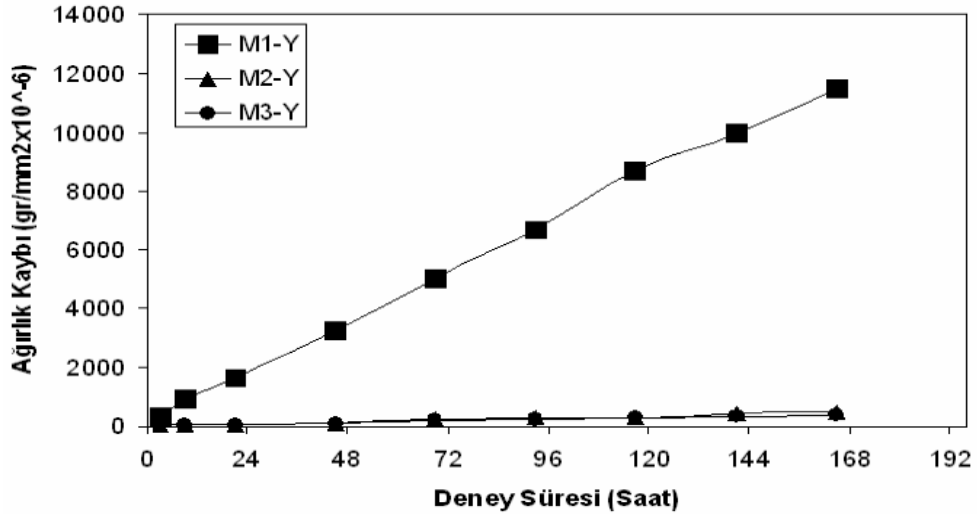
% 10 HCl'de yapılan deneyler iki farklı yöntem ile yapılmı tir bunlar; kütle kaybına bakılarak yapılan ve potansiyodinamik polarizasyon yapılan deneylerdir.

### 7.2.2.1. Kütle Kaybına Bakılarak Yapılan Deneyler

Çizelge 6.3'de verilen, döküm hali ve ya landırılmış alaımların % 10 HCl çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası elde edilen a ırlık kaybı de erlerinin deney süresi ile de i imi ekil 7.5'te verilmi tir. Deney süresinin artmasıyla a ırlık kaybının da artı ı gözlenmi tir. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisine kıyasla HCl çözeltisi son derece saldırgan bir ortam olu turmu ve incelenen ala ımlarda daha fazla a ırlık kaybına sebep olmu tur.



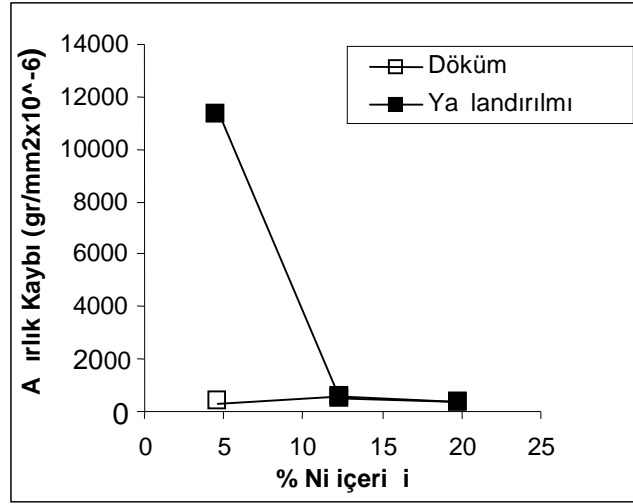
(a)



(b)

ekil 7.5. (a) Döküm haldeki, (b) Ya landırılmış alaımların % 10 HCl çözeltisi içerisindeki a ırlık kaybı de erlerinin deney süresi ile de i imi.

ekil 7.6’te incelenen alaımların 165 saat sonrası olunan a ırlık kaybı de erlerinin alaımların Ni içeriklerine göre de i imi verilmi tir. Bu ekilden görüldü ü gibi döküm haldeki alaımlarda en fazla a ırlık kaybı M2 alaımında görülmü tür. En dü ük a ırlık kaybı ise M1 alaımından elde edilmi tir. Ya landırma ısıl i lemi ile beraber M1 alaımının a ırlık kaybında çok iddetli bir artı olurken M2 ve M3 alaımlarında bir miktar azalma gözlenmi tir. Ancak korozif ortamın iddetlenmesi bazı de erleri birbirine yakla tırmı tır.



ekil 7.6. ncelenen alaımların % 10 HCl çözeltisinde 165 saat sonunda olunan a ırlık kaybı de erlerinin % Ni içeri i ile de i imi

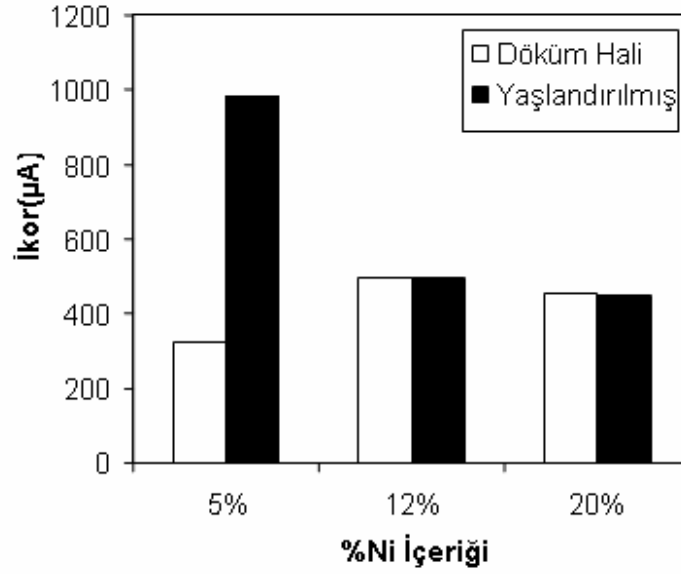
% 10 HCl çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan alaımların yüzeylerine ait optik mikroskop görünimleri ekil B3-B4’te verilmi tir. Bu ekillerden görüldü ü gibi korozyona u ramı numunelerin yüzeyleri % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde korozyona u ratılmı numunelerin yüzeylerinden daha düzdür. Bunun yanı sıra yüzeylerde bir miktar oyuklanma belirlenmi tir. Özellikle ya landırılmı M1 alaımının kesit görüntüsünde yüzeyden ba lamı ve içeriye do ru ilerleyen yo un çatlaklar görülmektedir.

### 7.2.2.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Yapılan Deneyler

ncelenen alaımların % 10 HCl çözeltisinde yapılan potansiyodinamik polarizasyon deneyleri sonucu elde edilen polarizasyon e rileri ekil B7-B12’te verilmi tir. Bu e rilerden elde edilen korozyon akım yo unlu u (  $i_{kor}$  ) de erleri Çizelge 6.5’de

gösterilmiştir. Bu deneylerden hazırlanan örnek 7.7.'te, Ni içeriğine bağlı olarak  $i_{kor}$  değerlerinin değişimi gösterilmiştir.

Bu grafikten görüldüğü gibi gerek döküm halinde gerekse yaşılandırılmış numunelerde Ni içeriğinin artması ile akım yoğunluğu düşmektedir. Akım yoğunluğu ne kadar düşerse korozyon direnci de o kadar artar. Dolayısıyla bu sonuçlar ağırlık kaybı sonuçları ile örtüşmektedir. Yaşılandırma işlemi ile M1 alaımının akım yoğunluğu artarken, M2 ve M3 alaımlarında düşmektedir.



Örnek 7.7. incelenecek alaımların % 10 HCl çözeltisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası belirlenen  $i_{kor}$  değerlerinin Ni içeriğine bağlı olarak değişimi.

## BÖLÜM 8

### GENEL SONUÇLAR

Bu çalı mada kullanılan yüksek ala ımlı çeliklerin (% 20–27 Cr ve % 5–20 Ni), döküm halinde ve ya landırılmı (1200 °C’de 6 saat tutup su verdikten sonra 750 °C’de 18 saat ya landırma) durumda farklı ortamlardaki korozyon özellikleri incelenmi tir. Deneylerden elde edilen genel sonuçlar a a ıda özetlenmi tir.

- a) ncelenen çelikler içinde Ni içeri i dü ük olan (% 5 Ni ) ala ım ferritik matrise sahip iken, di er ala ımlar (% 12 ve % 20 Ni) östenitik matrise sahiptir. Söz konusu ala ımların mikroyapısında  $Cr_{23}C_6$  tipi karbürler mevcuttur. Östenitik matrisli ala ımların mikroyapısında ya landırma ile  $\sigma$  fazı olu mu tur.
- b) Gerek döküm halinde ve gerekse ya landırılmı durumda ala ımların sertlikleri Ni içeri inin artması ile azalmaktadır. Ya landırma ile özellikle östenitik matrisli ala ımların sertli i belirgin bir ekilde artmı tir.
- c) % 10  $H_2SO_4$  çözeltisine daldırmak suretiyle yapılan korozyon deneyleri, incelenen ala ımların gerek döküm halinde gerekse ya landırılmı durumda Ni içeri inin artması ile a ırlık kaybının arttı nı göstermi tir. Ya landırma ısıl i lemi M1 ala ımını olumsuz etkilese de M2 ve M3 ala ımlarında a ırlık kaybını dü ürmü tür. ncelenen ala ımların % 10  $H_2SO_4$  çözeltisinde yapılan potansiyodinamik polarizasyon deneyleri sonucu gerek döküm halinde gerekse ya landırılmı numunelerde Ni içeri inin artması ile akım yo unlu u dü mektedir. Ya landırma ısıl i lemi ile M1 ala ımının akım yo unlu u artarken, M2 ve M3 ala ımlarında dü mektedir.
- d) % 10 HCl çözeltisine daldırmak suretiyle yapılan korozyon deney sonuçları bu çözeltinin  $H_2SO_4$ ’e göre daha saldırgan oldu unu göstermi ve incelenen ala ımlar daha fazla a ırlık kaybı sergilemi tir. Döküm ala ımlarında Ni içeri ine ba lı olarak birbirine yakın a ırlık kaybı de erleri elde edilirken,

ya landırılmı ala ımlarında Ni içeri ine ba lı olarak a ırlık kaybı de erleri azalmı tır. ncelenen ala ımların % 10 HCl çözeltisinde yapılan potansiyodinamik polarizasyon deneyleri sonucu akım yo unlu u M1 ala ımında ya landırma ile artarken, M2 ve M3 ala ımları hem döküm hem de ya landırılmı durumda birbirine yakın de erler sergilemi tır.



## KAYNAKLAR

1. Sun, Y., “Yüksek Krom ve Nikelli Çeliklerin Aınma Davranı larının ncelenmesi”, Doktora Tezi, *stanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 3–6 (2004).
2. Fadhilha, A.F. and Rios, P.R., “Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels”, *ISIJ Institute*, 42 (2002).
3. Çimenolu, H., ve Geçkinli, A.E.”Çelik ve Dökme Demirlerin Metolo rafisi ve Mekanik Muayenesi”, *Metalurji Mühendisleri Odası, sstanbul*, (2001).
4. Kotecki, D.J., “A Martensite Boundary on the WRC–1992 Diyagram. *Welding Research Supplement*, 180–191 (1999).
5. nternet: “Yüksek Krom ve Nikel Ala ımlı Çelikler” (<http://www.subarcflux.com/highalloy2.html>, 2008).
6. Metal Handbook, 8th, “Edition, Properties and Selection of Metals, Heat Resistance Casistance Casting,”, *ASM Institute*, 1: 269 (1990).
7. Özdo ru, E., “Cr-Co-Ni Süper Ala ımın Yüksek Sıcaklık Oksidasyon ve Karbürüzasyon Davram ı”, Yüksek Lisans Tezi, *.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, sstanbul*, (2002).
8. Davis, J.R., “Heat Resistance Materials”, *ASM Institute Meterials Park Ohio*, (1997).
9. Eliot, P., “Choose Materials for High Temperatures Environments” *CEP*, 75 – 81 (2001).
10. Cortie, M.B. and Premachandra, K., “Microstructural Development and Abrosion-Resistance of an Experimental Ferrite-Sigma Alloys”, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 47 (1992).
11. Unterwiser, P.M. Boyer, H.E. and Kubbs, J.J. “Heat Treater’s Guide; Standards, Practices and Procedures for Steel”, *ASM Institute*, 418 (1992).
12. Doruk, M., “Korozyon ve Önlenmesi”, *ODTÜ Mühendislik Fakültesi Yayını*, Ankara, (1982).
13. Çakır, A.F., “Metalik Korozyon lkeleri ve Kontrolü”, *Makine Mühendisleri Odası*, Ankara, 1–88 (1990).
14. Üneri, S., “Korozyon ve Önlenmesi”, *Korozyon derne i yayını*, Ankara, 75–96 (1998).

15. Brune, D., "Corrosion of Amalgams". *Scand J Dent Res*, 89: 506–514 (1981).
16. Brune, D., "A Model for Recording Mercury Release From an Amalgam Surface". *Biomaterials*, 6: 357–359 (1985).
17. Brune, D., Hensten-Pettersen A. and Beltsbrekke, H., "Exposure to Mercury and Silver During Removal Of Amalgam Restorations". *Scand J Dent Res*, 88: 460–463 (1980).
18. Hero, H., Brune, D., Jorgensen R.B. and Evje, D.M., "Surface Degradation Of Amalgams in Vivo During Static and Cyclic Loading". *Scand J Dent Res*, 91: 488–495 (1983).
19. Çakır, A.F. "İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji Dersi, 2002 yılı ders notları" İstanbul, (2002).
20. Kaya, H. ve Çetin, Ö., "Al-Mg-Si Alaşımlarının Tuzlu Su Ortamında Korozyonu" **Z.K.Ü. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi**, Lisans Tezi, Karabük, 12–22 (2003).
21. Yalçın, H. ve Koç, T., "Demir Çelik Yapıların Korozyonu ve Katodik Korunması", *İller Bankası Yayını*., Ankara, 47 (1991).
22. Üneri, S., "Korozyon ve Önlenmesi". *Korozyon derneği yayını*, Ankara, 75–96 (1998).
23. Aydogdu, G. ve Aydınol, M., "AISI 316L Tipi Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Tanelerarası Korozyona Duyarlılığının Elektrokimyasal Polarizasyon Yöntemiyle Belirlenmesi", *Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü*, Ankara, 7–8 (1997).
24. Aydıngöz, Ö., "Klinik Gelişimi", 33–79 (1994).
25. Schutz, R.W. and Thomas, D. E., "Corrosion of Titanium and Titanium Alloys", *ASM Handbook "Corrosion". Fourth Printing*, (13): 669–706 (1992).
26. Doruk, M., "Korozyon ve Önlenmesi" *Ankara Üniversitesi Basımevi*, Ankara, 50–150 (1993).
27. Bloyce, A. Qi, P.Y., Dong, H. and Bell, T., "Surface modification of titanium alloys for combined improvements in corrosion and wear resistance" *Surface and Coatings Technology Res*, 107: 125–132 (1998).
28. Acciari, H. A., Codaro, E. N. and Guastaldi, A. C., "A comparative study of the corrosion of high copper dental amalgams", *Materials Letters*, 3: 148–151 (1998).
29. Sarıta, S., "Engineering Metallurgy and Materials", *Gazi Üniversitesi Yay.*, Ankara, 202 (1995).

30. Güleç, . ve Aran, A., *Malzeme Bilgisi MBEAE Matbaası*, Gebze, (1): 45–60 (1988).
31. Buyruk, N., “Çökeltme Sertleştirme Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği” *Z.K.Ü. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi*, Lisans Tezi, 7–9 (1999).
32. Kaluç, E., Tülbentçi K., “Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği”, *Kocaeli Üniversitesi, Kaynak Teknolojisi Araştırma ve Uygulama Merkezi*, (1995).
33. Silverman, D. C. and Puyear, R.B., “Effects of Environmental Variables on Aqueous Corrosion”, *ASM Handbook "Corrosion". Fourth Printin*, (1): 37–41 (1992).
34. McCabe, J. F. and Walls, A.W.G., “Applied Dental Materials”, *Blackwell Science, Oxford*, (1998).
35. Geis-Gerstorfer, J., “In Vitro Corrosion Measurements of Dental Alloys”, *J Dent*, 22: 247–251 (1994).
36. Bilhan, H., “Çeşitli Organik Tükürük Komponentlerinin Diş Hekimliğinde Kullanılan Farklı Döküm Alaşımları ve Amalgamın Korozyon Davranışları Üzerine Etkileri”, Doktora Tezi, *.Ü. Sağlık Bilimleri Enstitüsü, Protetik Diş Tedavisi Anabilim Dalı*, (2003).
37. AL-Mayouf, A. M., Al-Swayih, A.A., Al-Mobarak, N.A. and Al-Jabab, A.S., “Corrosion Behavior of A New Titanium Alloy For Dental Implant Applications in Fluoride Media”, *Material Chemistry and Physics*, 86: 320–329 (2004).
38. AL-Mobarak, N. A., AL-Mayouf, A.M. and Al-Swayih, A.A., “The Effect of Hydrogen Peroxide on The Electrochemical Behavior of Ti And Some of its Alloys For Dental Application”, *Materials Chemistry and Physics*, 99: 333-340 (2006).
39. Mülders, C., Darwish, M. and Holze, R., “The Influence of Alloy Composition And Casting Procedure Upon The Corrosion Behaviour of Dental Alloys: An in Vitro Study”. *J Oral Rehabil*, 23: 825–831 (1996).
40. Kabayashi, Y. D. and Wolyneç S., “Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During The Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels Materials Research”, *Wear*, 4 (2): 239–247 (1999).
41. Lu, X. C., Shizhou, L. and Xiaoxia, J., “Effects of Sigma Phase in Stainless Steels on Corrosive Wear Behaviour in Sulphuric Acid”, *Wear*, 251: 1234–1238 (2001).
42. Ezuber, H. M., El-Houd, A., El-Shawesh, F., “Effects of Sigma Phase Precipitation on Seawater Pitting of Duplex Stainless Steel”, *Desalination*, 207: 268–275 (2007).

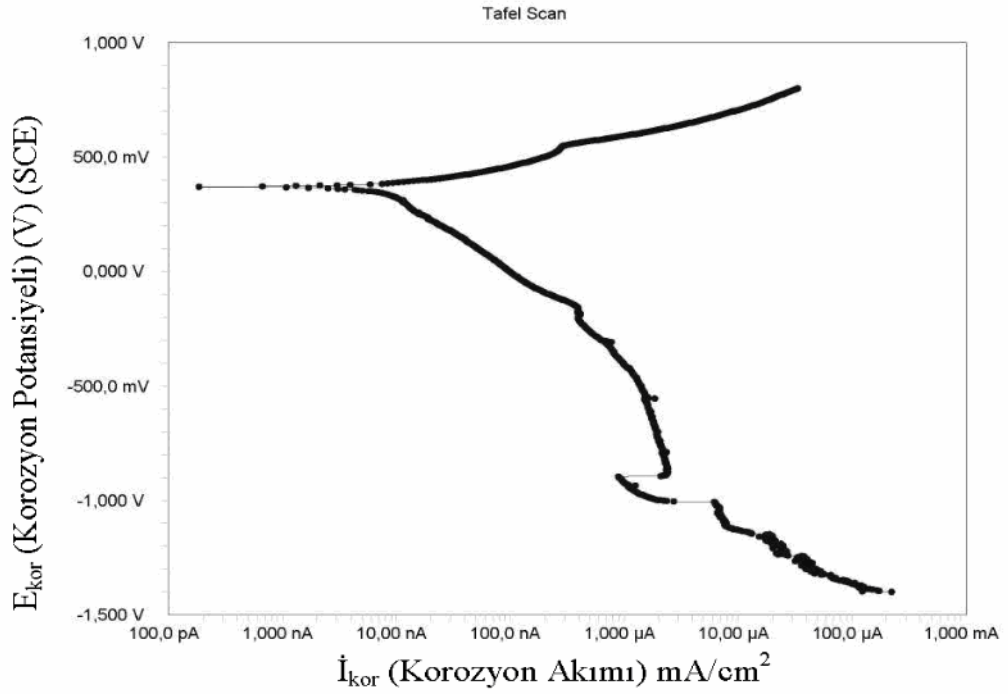
43. Küçükıldırım, B. Ö. ve Akdoğan E. A., “Kobalt Krom-Nikel Ortodontik Tellerin Farklı Yapay Tükürük Çözeltilerinde Korozyon Davranışlarının İncelenmesi” *Proceedings of 12<sup>th</sup> International Materials Symposium (IMSP’2008)*, October Denizli, 15–17 (2008).
44. Park C. J., Shankar, R. V. and Kwon, S.H.. “Effects of Sigma Phase on The Initiation and Propagation of Pitting Corrosion of Duplex Stainless Steel”, *Yuseong-gu, Daejeon*, Korea, 305–701 (2005).
45. Zheng Y. G., Yao, Z. M. and Ke, W., “State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Corrosion and Protection of Metals”, *Chinese Academy of Science, 62 Wencui Road, Shenyang, 110 015, People's Republic of China*, 1 (2000).
46. Jiang, X. X., Li, S.Z., Tao, D. D. and Yang, J. X., “Accelerative Effect of Wear on Corrosion of Hing Alloy Stainless Steel”, *Corrosion Science*, 836–842 (1993).
47. Pohl, M., Storz, O. and Glogowski, T., “Effect of Intermetallic Precipitations on The Properties of Duplex Stainless Steel”, *Materials Characterization*, 58: 65–71 (2007).
48. Hsieh, C. C., Lin, D. Y., Wu, W., “Precipitation Behavior of  $\sigma$  Phase in 19 Cr–9 Ni–2 Mn and 18 Cr–0.75 Si Stainless Steels Hot-Rolled at 800 °C With Various Reduction Ratios”, *Materials Science and Engineering*, 467 (1): 181–189 (2007).
49. Bastos, I. N., Tavares, S. S. M., Dalard, F. and Nogueira, R. P., “Effect of Microstructure on Corrosion Behavior of Superduplex Stainless Steel at Critical Environment Conditions”, *Scripta Materialia* 57: 913–916 (2007).
50. Shinogaya, T., Yamamoto, H., Wasaka, S. and Ishizuka, M., *Kagaku Kogaku* (in Japanese), 54: 65 (1990).
51. Moura, V. S., Lima, L. D., Pardal, J. M., Kina, A. Y., Corte, R. R. A. and Tavares, S. S. M., “Influence of Microstructure on The Corrosion Resistance of The Duplex Stainless Steel UNS S31803”, *Materials Characterization*, 59: 1127–1132 (2008).
52. Toor, I. U. H., Hyun, P. J. and Kwon, H. S., “Development Of High Mn–N Duplex Stainless Steel For Automobile Structural Components”, *Corrosion Science*, 50: 404–410 (2008).
53. Fargas, G., Anglada, M., and Mateo A., “Effect of The Annealing Temperature on The Mechanical Properties, Formability and Corrosion Resistance of Hot-Rolled Duplex Stainless Steel”, *Journal of materials processing technology*, 102 (12): 13 (2008).

54. Metwally, W.A. and Song, M.K., “Evolution of Abrasive Wear and Erosion-Corrosion Resistance of High Chromium Cast Steel”, *Steel Research*, 65: 455–461 (1994).
55. Wilms, M. E., Gadgil, V. J., Krougman, J. M. and Ijsseling, F. P., “The Effect of  $\gamma$ -Phase Precipitation at 800°C on The Corrosion Resistance In Sea -Water of a High Alloyed Duplex Stainless Steel”, *Corrosion Science*, 5 (36): 871–881 (1994).
56. Angelini, E., Benedetti, B.D. and Rosalbino, F. , “Microstructural Evolution and Localized Corrosion Resistance of An Aged Superduplex Stainless Steel”, *Corrosion Science* 46: 1351–1367 (2004).
57. Terada, M., Escriba, D. M., Costa, I., Materna-Morris E. and Padilha, A. F., “Investigation on the Intergranular Corrosion Resistance of the AISI 316L(N) Stainless Steel After Long Time Creep Testing at 600°C” *Materials Characterization*, 59: 663–668 (2008).
58. Summers, D. And Smiht, J. , “An Introduction Guide to Industrial Tribogy”, London, 177–198 (1994).
59. Do an, Ö.N. and Hawk, J.A., “Effect of Carbide Orientation on Abrasion of Hing Chromium White Cast Iron”, *Wear*, 189: 136–668 (1995).
60. Simmons, J.W., Covino, B.S., Hawh, J.A. and Dunning, J.S. , “Effect of Nitride ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) Precipitation on the Mechanical, Corosion and Wear Properties of Austenitic Stainless Steel”, *ISIJ Institute*, 36: 846–854 (1996).
61. Christodoulou, P., Drotlew, A and Gutowski, W., “The Effect of Carbon, Chromium and Silicon Content on Wear Resistance o f Ferritic Fe-Cr-C Cast Alloys”, *Wear*, 211: 129–133 (1997).
62. Laird, G., Nielsen, R.L. and Macmilan, N.H., “On The Nature of Eutectic Carbides in Cr-Ni White Cast Irons”, *Met.Trans.*, (1): 1709–1714 (1991).
63. Khusid, B.M., Khusid, E.M. and Khina, B.M. , “Optimisations of Properties of Carburised :High-Cr Steels”, *Journal of Mat. Science*, 30: 2989–2998 (1995).

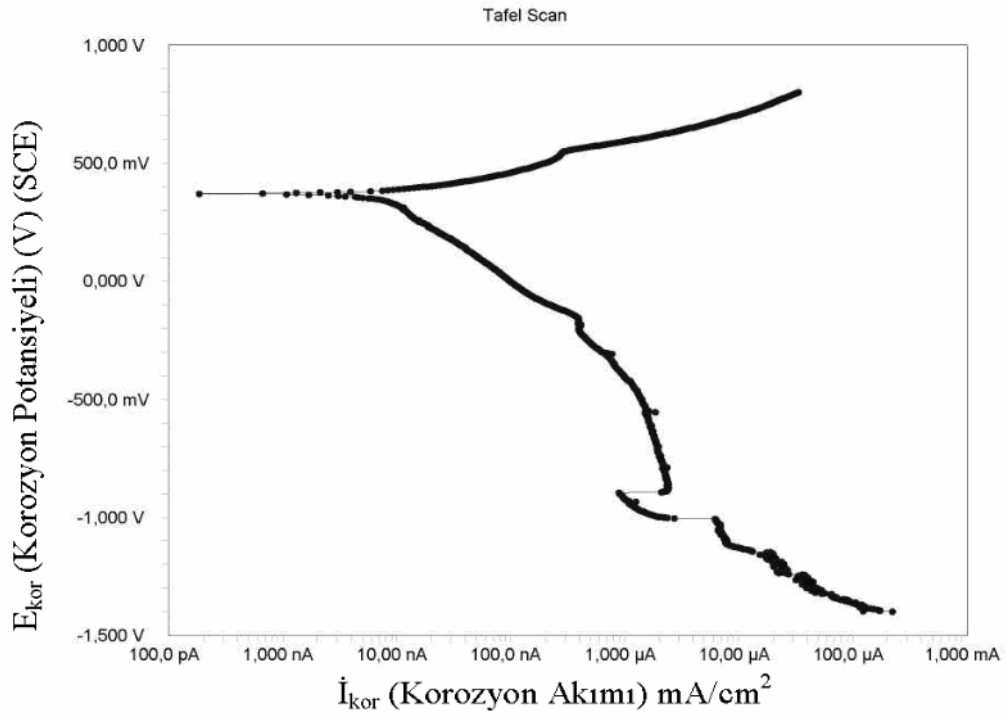
## **EKLER**

**EK AÇIKLAMALAR A**

**H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> VE HCl ÇÖZELTİSİNDE YAPILAN POTANSİYOMETRİK YOD NİTRAT  
POLARİZASYONDA YAPILAN DENEYLERİN DENEY GÖRÜNTÜLERİ .**

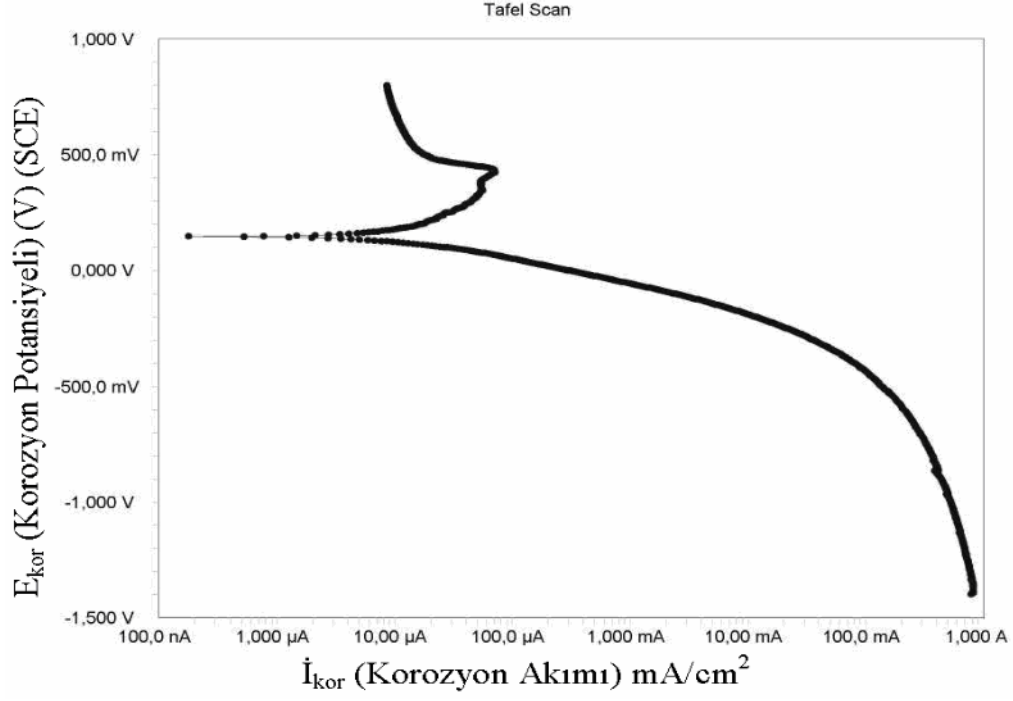


ekil A.1. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde döküm haldeki M1 numunesinin polarizasyon eğrisi

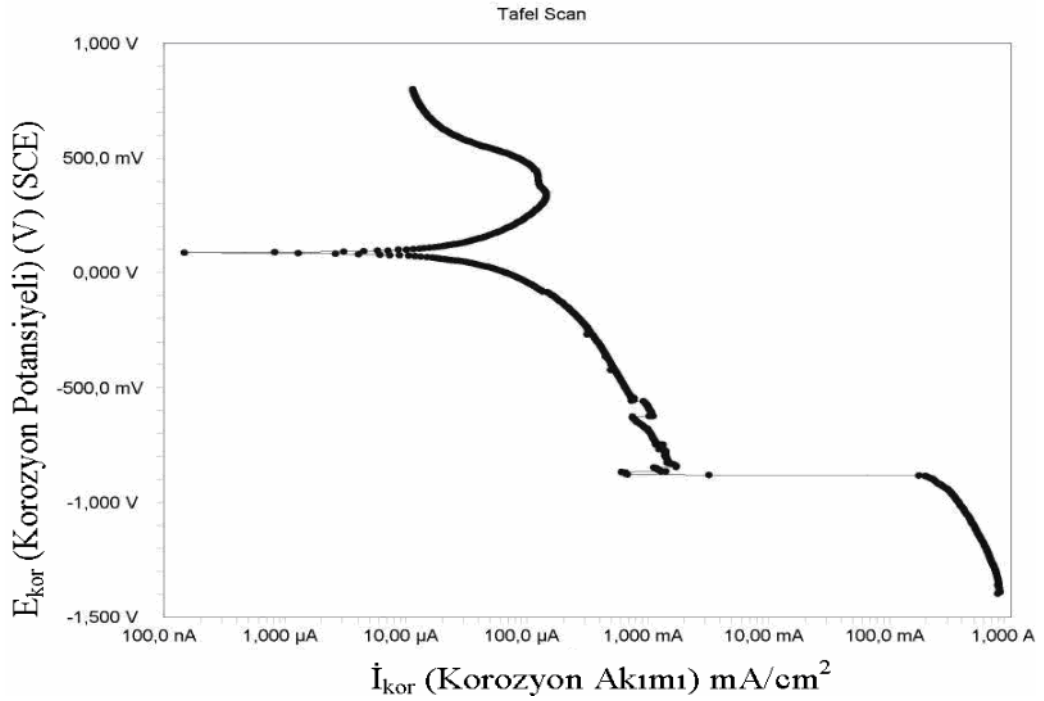


ekil A.2. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde ya landırılmış M1 numunesinin polarizasyon eğrisi

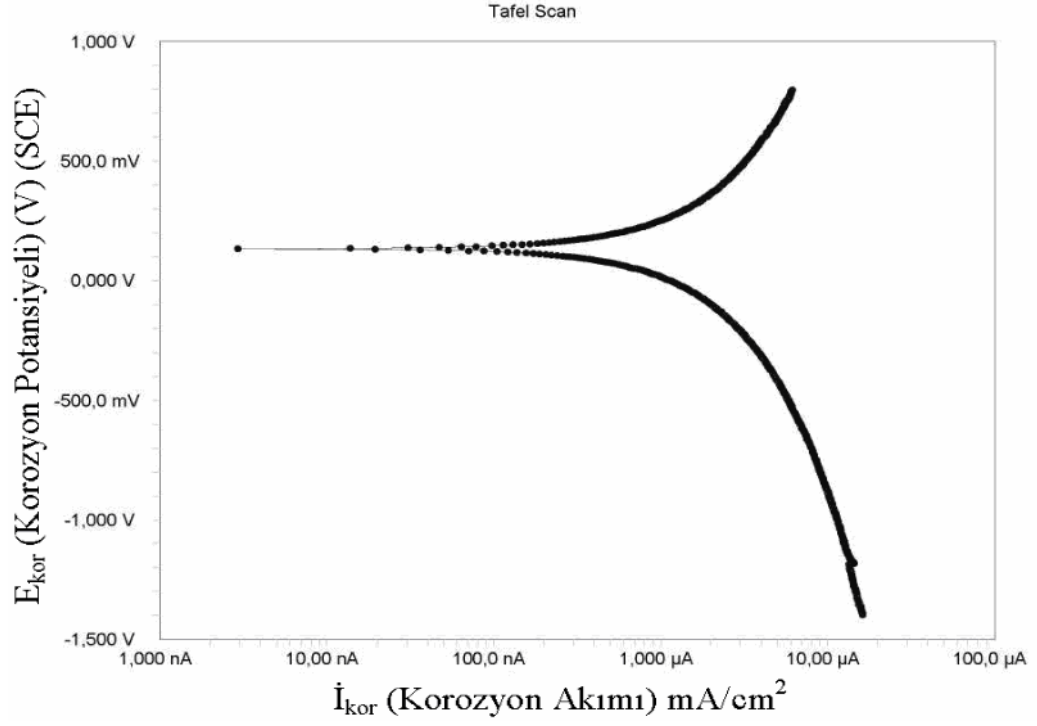




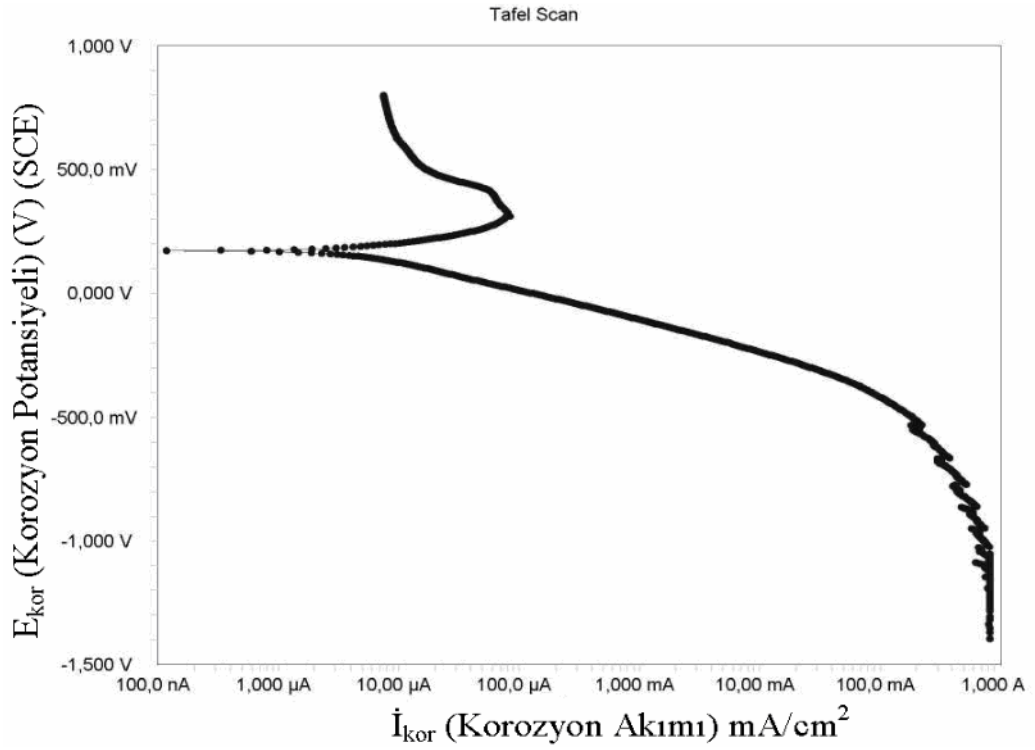
ekil A.3. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde döküm haldeki M2 numunesinin polarizasyon eğrisi



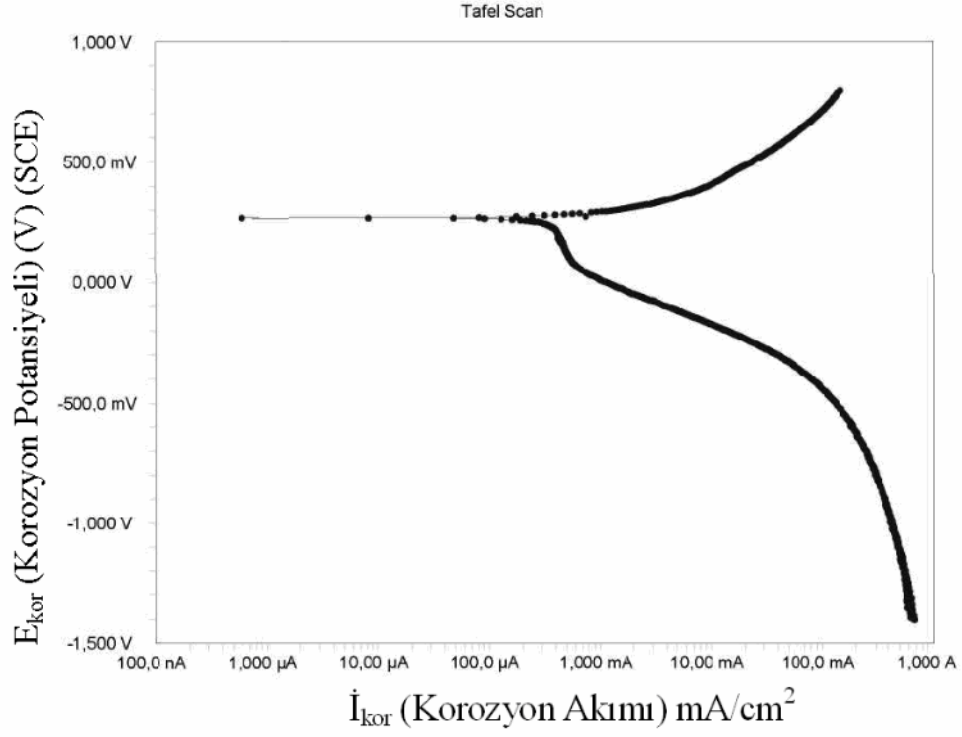
ekil A.4. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde ya landırılmış M2 numunesinin polarizasyon eğrisi



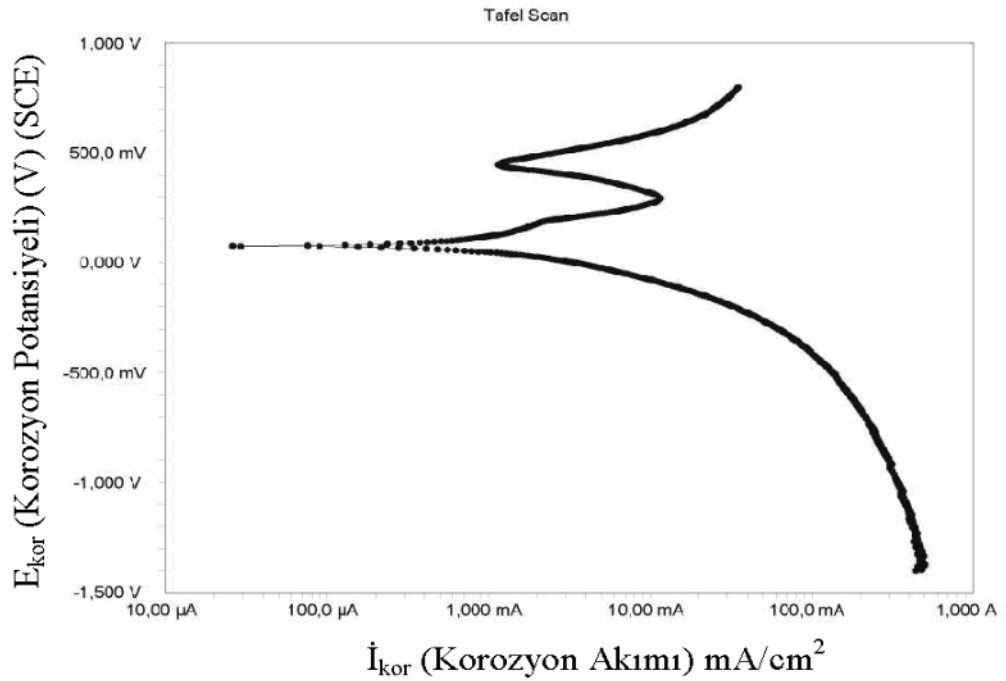
ekil A.5. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde döküm haldeki M3 numunesinin polarizasyon eğrisi



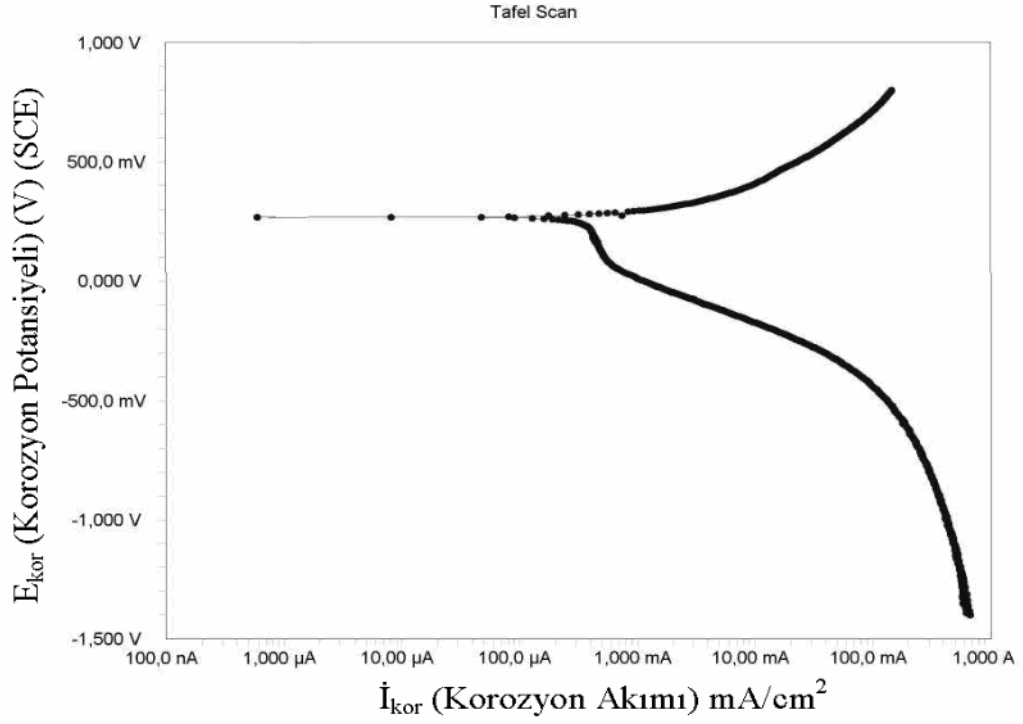
ekil A.6. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde ya landırılmış M3 numunesinin polarizasyon eğrisi



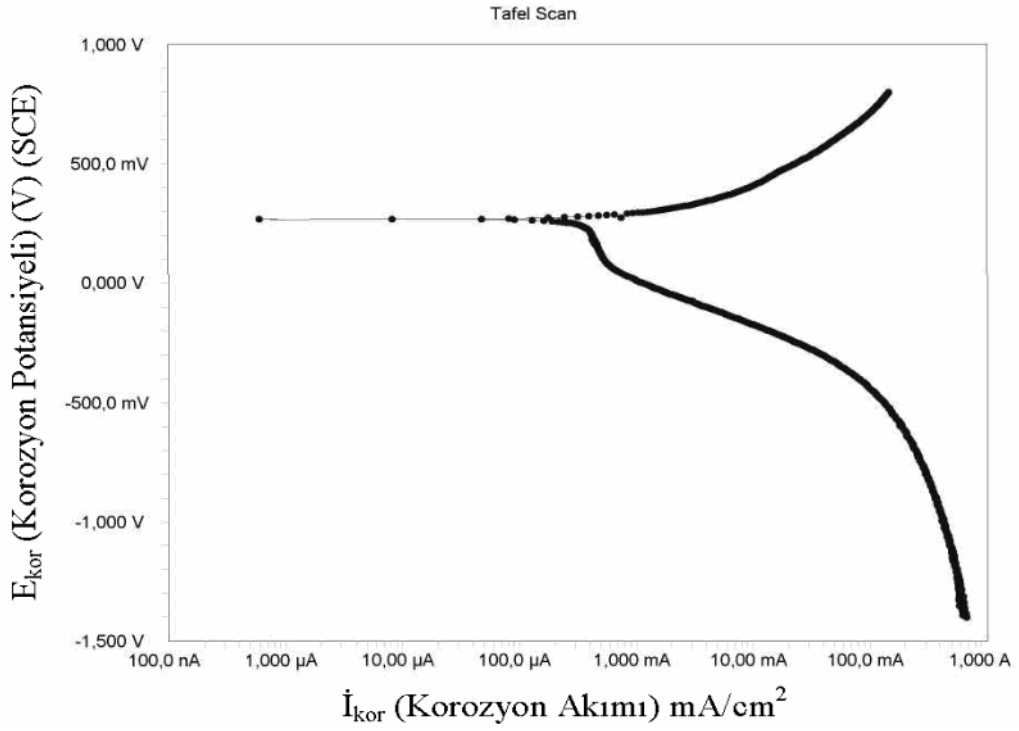
ekil A.7. HCl çözeltisi içerisinde döküm haldeki M1 numunesinin polarizasyon eğrisi



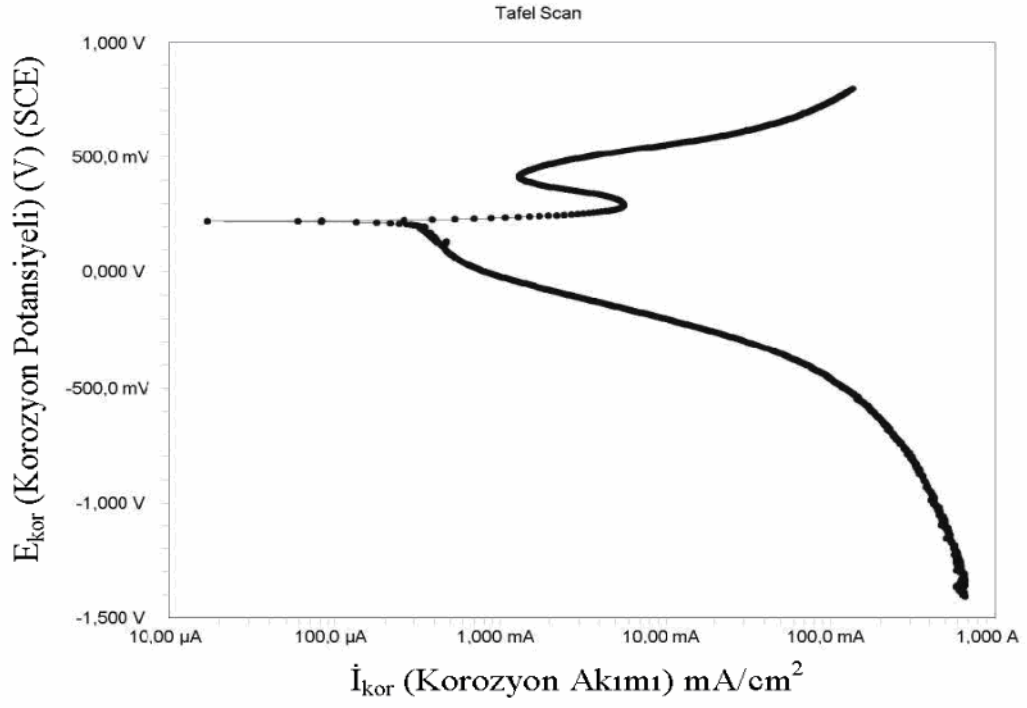
ekil A.8. HCl çözeltisi içerisinde ya landırılmış M1 numunesinin polarizasyon eğrisi



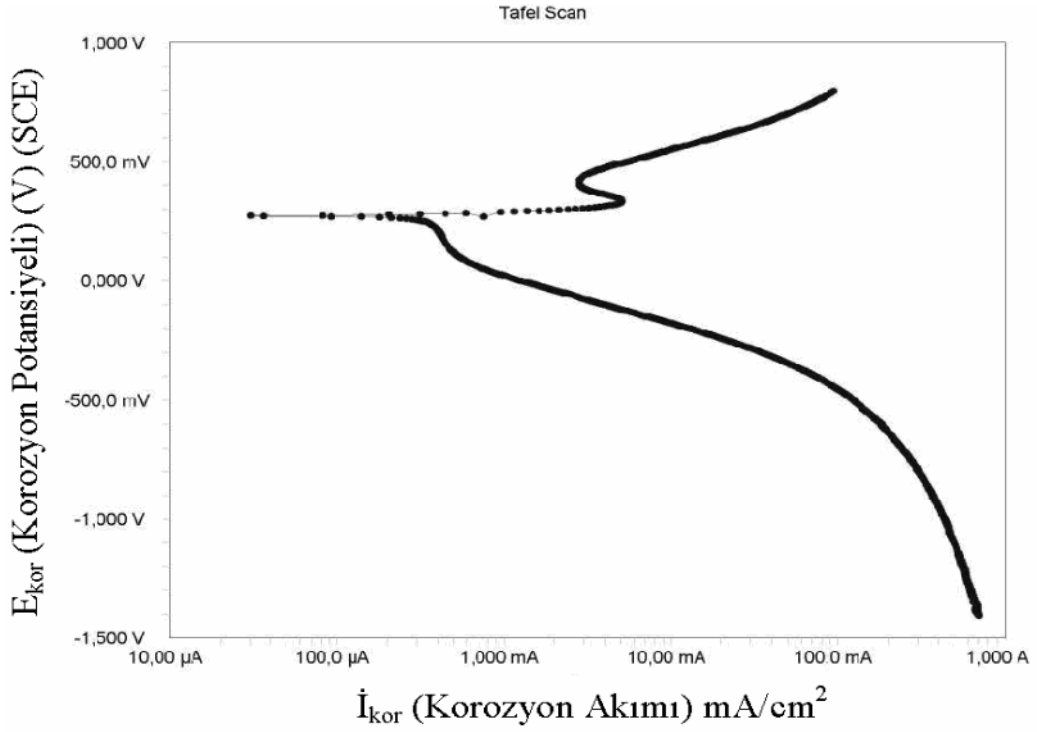
ekil A.9. HCl çözeltisi içerisinde döküm haldeki M2 numunesinin polarizasyon eğrisi.



ekil A.10. HCl çözeltisi içerisinde ya landırılmış M2 numunesinin polarizasyon eğrisi.



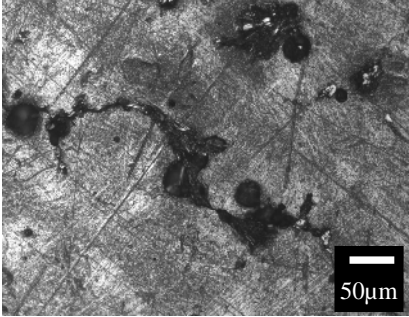
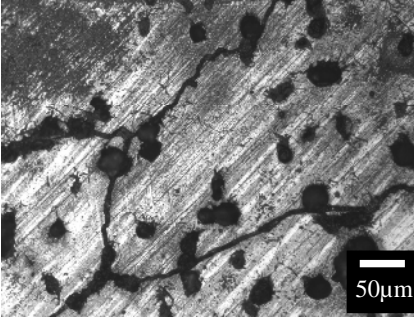
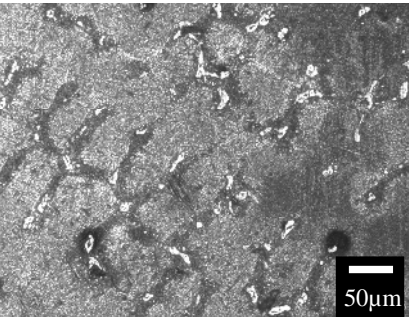
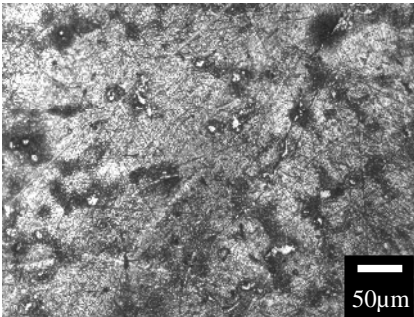
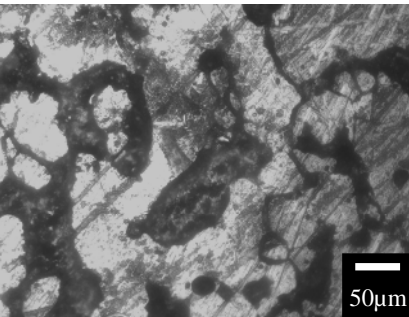
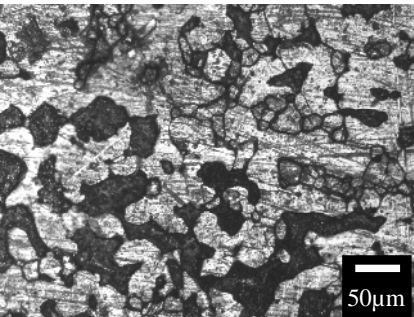
ekil A.11. HCl çözeltisi içerisinde döküm haldeki M3 numunesinin polarizasyon eğrisi



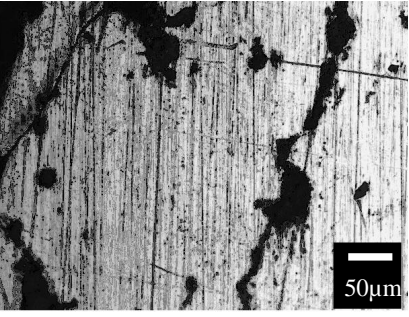
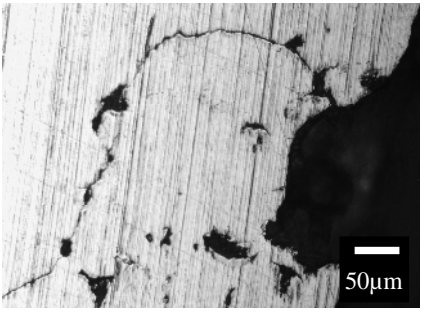
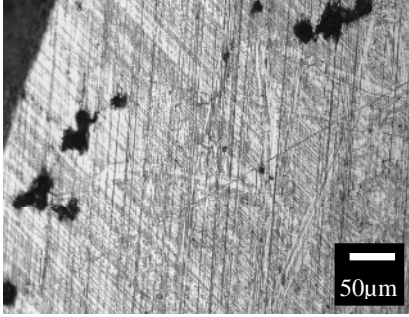
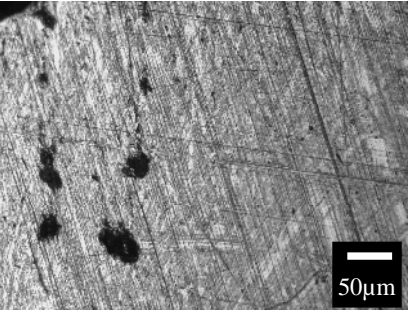
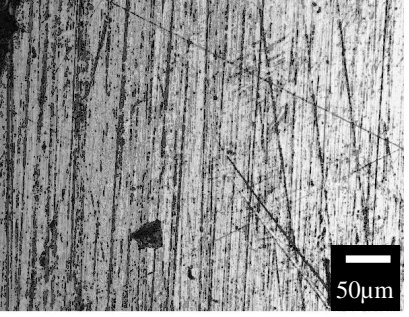
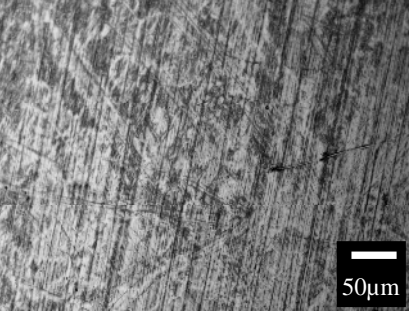
ekil A.12. HCl çözeltisi içerisinde ya landırılmış M3 numunesinin polarizasyon eğrisi

**EK AÇIKLAMALAR B**

**H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> VE HCl ÇÖZELTİLERİNDE YAPILAN KOROZYON DENEYİ  
GÖRÜNTÜLERİ .**

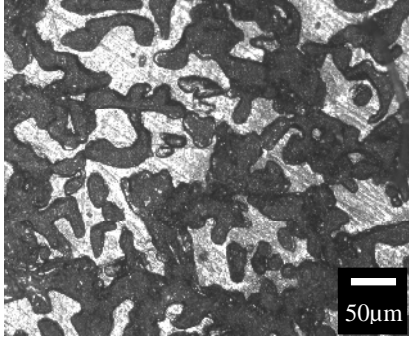
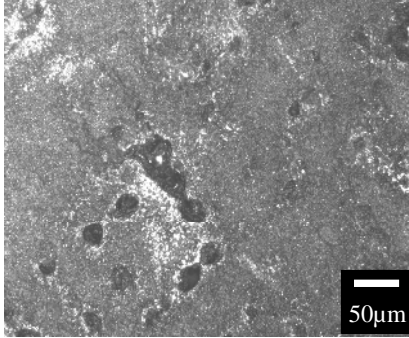
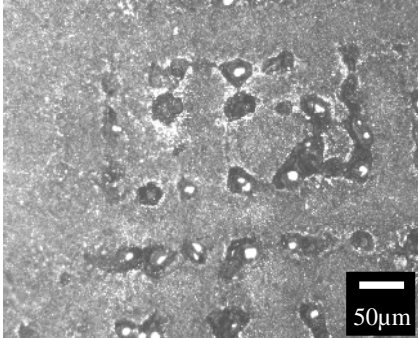
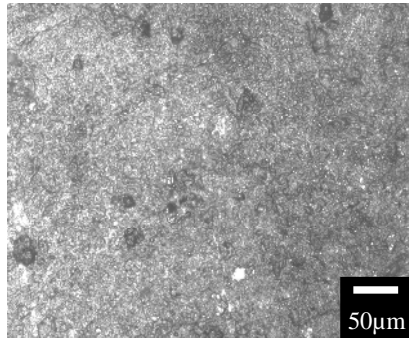
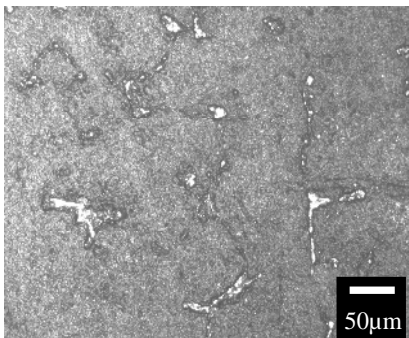
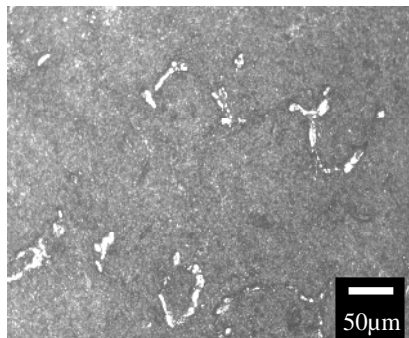
ALA IM	DÖKÜM	YA LANDIRILMI
M1		
M2		
M3		

ekil B.1. % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri.

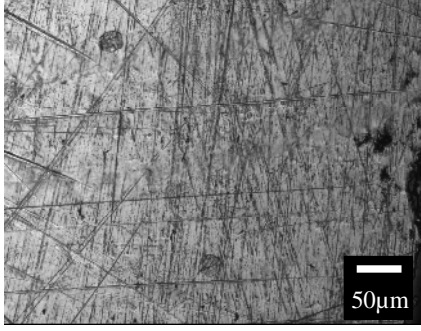
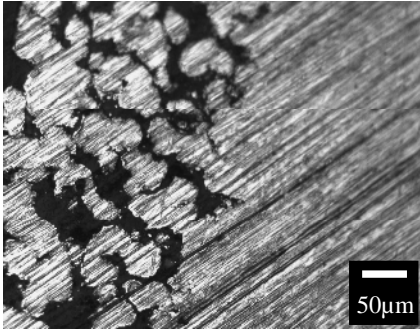
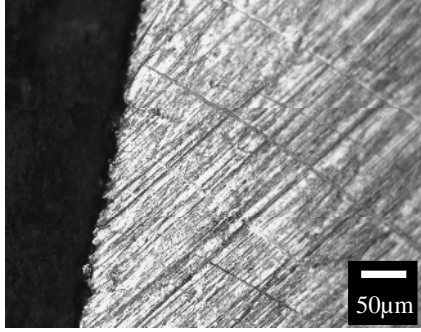
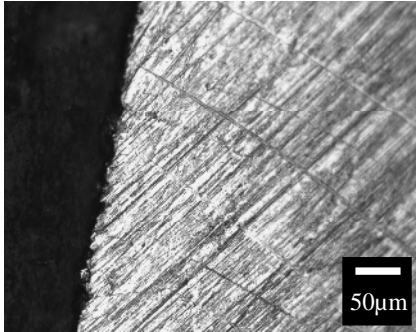
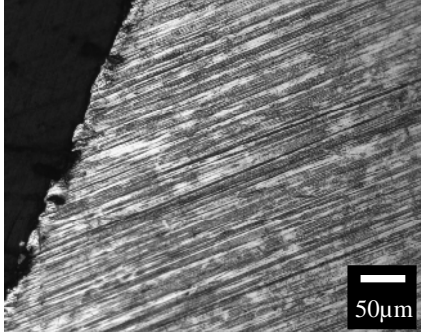
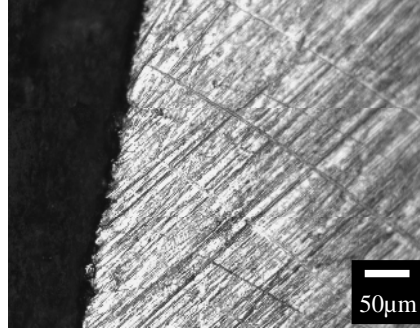
ALA IM	DÖKÜM	YA LANDIRILMI
M1		
M2		
M3		

ekil B.2. % 10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin kesit yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri.



ALA IM	DÖKÜM	YA LANDIRILMI
M1		
M2		
M3		

ekil B.3. % 10 HCl çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri.

ALA İM	DÖKÜM	YA LANDIRILMI
M1		
M2		
M3		

ekil B.4. % 10 HCl çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin kesiti alınan numunelerin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri.

## ÖZGEÇM

aban BÜLBÜL 02.11.1982’de Konya ili Hadim ilçesi Gaziler köyünde doğmuştur. İlköğretimini Konya Hakim Ömer Onsun İlköğretim Okulu’nda ve Ortaöğrenimini İskenderiye Onsun Orta Okulunda Lise eğitimi ise Konya Fatih Anadolu Teknik Lise ve Endüstri Meslek Lisesi Elektronik Bölümünde tamamladı.

2002 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne girdi. 2006’da Metal Öğretmenliği programından mezun oldu. 2007 yılında, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalında yüksek lisans programına başvurmuştur. Halen devam etmektedir.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres: Kılavuzlar Köyü Vatan Cad.

Uzunolu Apt. 29/A

Merkez / KARABÜK

Tel: 0 543 505 37 83 – 0 538 411 27 83

E-posta: [sabanbulbul42@gmail.com](mailto:sabanbulbul42@gmail.com)

[sabanbulbul42@mynet.com](mailto:sabanbulbul42@mynet.com)