



**YÜKSEK BAKIR İÇERİKLİ ALAŞIMLARA
İLAVE EDİLEN FARKLI ELEMENTLERİN
MEKANİK VE ELEKTRİK İLETKENLİĞİ
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Ceren EFE

**2022
DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Yavuz SUN**

**YÜKSEK BAKIR İÇERİKLİ ALAŞIMLARA İLAVE EDİLEN FARKLI
ELEMENTLERİN MEKANİK VE ELEKTRİK İLETKENLİĞİ
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Ceren EFE

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Yavuz SUN**

**KARABÜK
Eylül 2022**

Ceren EFE tarafından hazırlanan “YÜKSEK BAKIR İÇERİKLİ ALAŞIMLARA İLAVE EDİLEN FARKLI ELEMENTLERİN MEKANİK VE ELEKTRİK İLETKENLİĞİ ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Yavuz SUN
Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 15/09/2022

<u>Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)</u>	<u>İmzası</u>
Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)
Üye : Prof. Dr. Yavuz SUN (KBÜ)
Üye : Doç.Dr. Yunus TÜREN (KBÜ)
Üye : Doç. Dr. Harun ÇUĞ (KBÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Fikret KABAKCI (ZBEUN)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Ceren EFE

ÖZET

Doktora Tezi

YÜKSEK BAKIR İÇERİKLİ ALAŞIMLARA İLAVE EDİLEN FARKLI ELEMENTLERİN MEKANİK VE ELEKTRİK İLETKENLİĞİ ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Ceren EFE

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Yavuz SUN

Eylül 2022, 159 sayfa

Bu çalışmada; yüksek bakır içerikli Bakır-Titanyum (Cu-Ti) master alaşımları argon atmosferi altında ve vakum ortamında indüksiyon fırını kullanılarak ergitilmiş ve Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Cr ve Cu-3.5Ti-1Mg olmak üzere dört farklı kompozisyonda alaşımlar üretilmiştir. Üretilen alaşımlar; homojenizasyon, çözeltiye alma ve yaşlandırma ile yaşlandırma öncesi %40 soğuk deformasyon ve yaşlandırma ısıl işlem süreçlerine tabi tutulmuştur. Üretilen malzemelerin sertlik ölçümleri ve mikroyapı analizleri yapılmıştır. Numunelerin aşınma davranışları ileri geri aşınma testleriyle hem kuru ortamda hem de %3.5 NaCl içeren korozyon ortamında gerçekleştirilmiştir. Korozyon özellikleri potansiyodinamik ve daldırma testleriyle incelenmiştir. Ayrıca aşınma ve korozyon mekanizmalarının anlaşılması için taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelemeler yapılmıştır.

Yapılan sertlik testleri sonucunda, en yüksek sertlik değerleri Cu-3.5Ti-1Cr numunesine, en düşük sertlik değerinin ise Cu-2.5Ti numunesine ait olduğu tespit edilmiştir. Ti oranının artması ve alaşım elementi ilavesi ile sertlikte bir iyileşme meydana geldiği gözlenmiştir. Mikroyapı karakterizasyonu çalışmalarında Homojenleştirilmiş (H) Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti alaşımlarında tipik olarak gözlenen makro-homojen parçacık dağılımına ait mikroyapı ve eş eksenli taneler görülmüştür. Alaşım elementi ilave edilen numunelerde tane boyutlarının küçüldüğü belirlenmiştir. XRD profilleri genel olarak, Cu katı çözeltilisinden ve β -Cu₄Ti fazlarından tepe noktaları sergilemiş, ancak küçük hacimli fraksiyonu nedeniyle α -Cu₄Ti fazından hiçbir tepe noktası göstermemiştir. Cu-2.5Ti numunesi ile karşılaştırıldığında %1'lik Ti artışı ile kuru ortamda aşınma hızları homojenleştirilmiş numunelerde %59, yaşlandırılmış numunelerde %55 ve %40 soğuk deformasyon+yaşlandırılmış (CD+AG) numunelerde ise %19 oranında azalmıştır. Cu-3.5Ti numunesine %1 Cr elementi ilavesinin %1 Mg alaşım elementi ilavesine göre AG ve CD+AG örneklerinde aşınma hızlarında belirgin bir azalma ile sonuçlandığı tespit edilmiştir. Koroziif ortam aşınma hızları , kuru ortam aşınma hızlarına göre daha düşük bulunmuştur. %3.5 NaCl çözeltilisi içerisinde tüm numunelerin uygulanan potansiyel ile anodik akımlarında artışın meydana geldiği görülmüştür. Bu artışın homojeleştirilmiş numunelerde en fazla ve %40 deforme+yaşlandırılmış numunelerde ise en az değerlerde olduğu gözlenmiştir. Hem NaCl hem de H₂SO₄ ortamlarında alaşım elementleri ilave edilen numunelerin korozyon hızlarında belirgin bir azalma gözlenmiştir. İletkenlik değerlerinin tüm Cu-Ti alaşım numunelerinin homojenleştirilmiş örneklerinde en az ve soğuk deforme sonrası yaşlandırılmış örneklerinde ise en yüksek değerde olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Sözcükler : Cu-Ti alaşımları, alaşım elementleri, aşınma, korozyon, elektriksel iletkenlik

Bilim Kodu : 91518

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF DIFFERENT ELEMENTS ADDED TO HIGH COPPER CONTENT ALLOYS ON MECHANICAL AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY PROPERTIES

Ceren EFE

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Engineering Metallurgy and Materials Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Yavuz SUN

September 2022, 159 pages

In this study, Copper-Titanium (Cu-Ti) master alloy with high copper content was melted under an argon atmosphere using an induction furnace in a vacuum, and the samples were produced in the compositions of Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Cr, and Cu-3.5Ti-1Mg. The following heat processes have been applied to these alloys; homogenization, aging after solution, and 40% cold deformation before aging. Density, hardness measurements, and microstructure analyzes of the produced materials were made. The wear behavior of the samples was determined by reciprocal wear tests both in dry conditions and in a corrosive environment containing 3.5% NaCl. Corrosion properties were investigated by potentiodynamic and immersion tests. In addition, scanning electron microscopy (SEM) examinations were made to understand the wear and corrosion mechanisms.

As a result of the hardness tests, it was determined that the highest hardness values belonged to Cu-3.5Ti-1Cr sample, and the lowest hardness value belonged to Cu-2.5Ti sample. It was found that an improvement in hardness occurred with the increase in the Ti ratio and the addition of alloying elements. In microstructure characterization studies, microstructure and equiaxed grains of macro-homogeneous particle distribution, typically observed in Homogenized (H) Cu-2.5Ti and Cu-3.5Ti alloys, were observed. Grain boundaries and heterogeneously distributed grains were observed in aged (AG) samples. It was observed that the grain sizes of the samples to which alloying element was added decreased. XRD profiles generally showed peaks from the Cu solid solution and β -Cu₄Ti phases, but no peaks from the α -Cu₄Ti phase due to its small volume fraction. Compared to the Cu-2.5Ti sample, with a 1% increase in Ti, wear rates in dry conditions decreased by 59% in homogenized samples, by 55% in aged samples, and by 19% in cold deformation+aged samples (CD+AG). It was determined that the addition of 1%Cr element to the Cu-3.5Ti sample resulted in a significant decrease in wear rates in AG and CD+AG samples compared to the addition of 1% Mg alloying element. Corrosive media wear rates were found to be lower than dry media wear rates. It was observed that the anodic currents increased with the applied potential of all samples in 3.5% NaCl solution. It was found that this increase was highest in H samples and lowest in 40% CD+AG samples. In both NaCl and H₂SO₄ environments, a significant decrease was observed in the corrosion rates of the samples to which alloying elements were added. It was observed that the conductivity values of all Cu-Ti alloy samples were the lowest in the homogenized samples and the highest in the aged samples after cold deformation.

Key Word : Cu-Ti alloys, alloying elements, wear, corrosion, electrical conductivity

Science Code : 91518

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında ve gerçekleştirilmesinde bilgilerini benimle paylaşan, sorularımı cevaplayarak bilimin ışığında beni yönlendiren Sayın Danışmanım Prof. Dr. Yavuz SUN'a teşekkür eder, şükranlarımı sunarım.

DeneySEL ve teorik çalışmalarım süresince görüş ve önerileri ile katkıları olan değerli hocalarım Sayın Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI, Sayın Doç. Dr. Yunus TÜREN ve Sayın Doç. Dr. Harun ÇUĞ'a teşekkür ederim.

Labaoratuvar çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünün çalışkan ve titiz akademik personeline ve güler yüzlü emekçilerine teşekkür ederim.

Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Projeleri Koordinatörlüğü tarafından KBU-BAP- 17- DR- 272 proje numarası ile desteklenen tez çalışmam için KBÜ- BAP birimine teşekkür ederim.

Benden hiçbir zaman desteğini esirgemeyen, hayattaki en büyük şansım olan canım aileme teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xix
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xx
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARI.....	4
2.1. BAKIR VE GENEL ÖZELLİKLERİ	4
2.2. BAKIR ALAŞIM AİLELERİ	5
2.2.1. Pirinçler.....	6
2.2.2. Bronzlar	7
2.2.2.1. Kalay Bronz ve Fosfor Bronzlar	7

	<u>Sayfa</u>
2.2.2.2. Alüminyum Bronzları	8
2.2.2.3. Silikon Bronzları	8
2.2.2.4. Kurşunlu Kalay Bronzları ve Kurşun Bronzları	8
2.2.3. Bakır- Nikel Alaşımları	9
2.2.3.1. Nikel Gümüşleri.....	9
2.2.4. Sert Bakır Alaşımları	10
2.2.4.1. Bakır Berilyum Alaşımları.....	10
2.3. BAKIR VE ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	11
2.3.1. Homojenleştirme.....	11
2.3.2. Sertleştirme	12
2.3.3. Çözeltiyeye alma ve Çökelme Sertleştirilmesi	14
2.3.4. Yaşlandırma.....	16
2.4. ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ MEKANİZMASINA BİR ÖRNEK: (Cu-Be) ALAŞIMLARI	17
 BÖLÜM 3	 21
KOROZYON	21
3.1. KOROZYON ELEKTROKİMYASI	22
3.1.1. Korozyon Hücreleri	24
3.2. KOROZYON HASAR TÜRLERİ	27
3.3. KOROZYON KİNETİĞİ (POLARİZASYON VE KOROZYON HIZI).....	30
3.3.1. Polarizasyon Hücresi	30
3.3.2. Polarizasyon Türleri.....	32
3.3.2. Polarizasyon Diyagramı.....	34
3.3.4. Polarizasyonun Korozyon Hızına Etkisi.....	36
3.4. BAKIRIN KOROZYON ÖZELLİKLERİ	38
 BÖLÜM 4	 40
TRİBOLOJİK ÖZELLİKLER	40
4.1. TEMEL AŞINMA TÜRLERİ	41
4.1.1. Adhesif Aşınma	41
4.1.2. Abrasif Aşınma	43

	<u>Sayfa</u>
4.1.3. Oksidatif Aşınma	45
4.1.4. Delaminasyon	46
BÖLÜM 5	48
BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARINDA ELEKTRİKSEL İLETKENLİK	48
5.1. ELEKTRİKSEL İLETKENLİK ÖLÇME YÖNTEMİ	49
BÖLÜM 6	51
Cu-Ti ALAŞIMLARI İLE İLGİLİ LİTERATÜR ÇALIŞMALARI	51
6.1. Cu-Ti ALAŞIMLARINDA ISIL İŞLEMLER SONUCU MİKROYAPI, MEKANİK VE ELEKTRİK ÖZELLİKLERDEKİ DEĞİŞİMLER	52
6.2. Cu- Ti ALAŞIMLARININ AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARI	61
BÖLÜM 7	64
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	64
7.1. KULLANILAN MALZEMELER VE ISIL İŞLEMLER	64
7.2. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ	67
7.3. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU ÇALIŞMALARI	67
7.4. AŞINMA TESTLERİ	69
7.5. KOROZYON TESTLERİ	70
7.6. ELEKTRİKSEL İLETKENLİK TESTLERİ	71
BÖLÜM 8	72
DENEYSEL ÇALIŞMALARIN SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	72
8.1. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI	72
8.2. MİKROYAPI KARAKTERİZASYON SONUÇLARI	75
8.3. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI	94
8.3.1. Aşınma Oranı/ Hızı	94
8.3.2. Aşınma yüzeylerinin incelenmesi	96
8.4. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI	120
8.4.1. Elektrokimyasal Ölçümler	120
8.4.2. Daldırma Testi Sonuçları	127

	<u>Sayfa</u>
8.4.3. Korozyon Sonrası Yüzey Görüntüleri	129
8.5. ELEKTRİKSEL İLETKENLİK TESTİ SONUÇLARI	145
BÖLÜM 9	147
GENEL SONUÇLAR	147
KAYNAKLAR	150
ÖZGEÇMİŞ	159

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	Bakırın YMK kristal yapısının modeli.....	5
Şekil 2.2.	Bir bakır-çinko alaşımının soğuk haddelenmesinin şematik gösterimi ..	13
Şekil 2.3.	Üç farklı tavlama süresi kullanılarak saf Cu ve Cu-5Zn alaşımında tavlama sıcaklığının bir fonksiyonu olarak sertlik değerlerindeki değişim	13
Şekil 2.4.	Çökeltme sertleştirmesinin faz diyagramı üzerinden gösterimi	15
Şekil 2.5.	Çökeltme sertleştirmesinin basamakları.....	16
Şekil 2.6.	Yaşlandırma eğrisi ve mikroyapıdaki değişimin şematik gösterimi	17
Şekil 2.7.	Cu- Be faz diyagramı	18
Şekil 2.8.	Cu- Be ikili alaşımlarına ait çökeltme sertleştirmesi eğrileri	19
Şekil 3.1.	Kuru pil hücresi	22
Şekil 3.2.	Korozyon hücresi	24
Şekil 3.3.	Tuz konsantrasyon hücresi.....	26
Şekil 3.4.	Diferansiyel havalandırma hücresi	26
Şekil 3.5.	Demirdeki pasın oluşturduğu diferansiyel havalandırma hücresi	26
Şekil 3.6.	Diferansiyel havalandırma hücresindeki su hattı korozyonu	27
Şekil 3.7.	Ortalama metal penetrasyonuna ve çukurlaşma faktörüne göre en derin çukurun taslağı	29
Şekil 3.8.	Polarize bakır- çinko hücresi.....	31
Şekil 3.9.	Bakır- çinko hücresi için polarizasyon diyagramı.....	32
Şekil 3.10.	Polarizasyon diyagramı	35
Şekil 3.11.	Korozyon kontrol türleri.....	37
Şekil 4.1.	Yüzey topografyası ve temas yüzeylerinin şematik gösterimi.....	41
Şekil 4.2.	Yapışma nedeniyle oluşan malzeme transfer süreci	42
Şekil 4.3.	Adhesif aşınma ile aşınmış Al-Si alaşımlı yüzey	42
Şekil 4.4.	Abrasif aşınma mekanizmaları.....	44
Şekil 4.5.	Abrasif aşınmaya uğramış bir yüzey görüntüsü	44
Şekil 4.6.	Aşındırıcı (korozyon) bir madde ile aşınmış bir yüzey arasındaki etkileşim modelleri.....	46
Şekil 4.7.	Oksidatif aşınmaya uğramış yüzey görüntüsü	47

Sayfa

Şekil 4.8. Delaminasyona uğramış yüzey görüntüsü.....	47
Şekil 5.1. FPP devresi.....	50
Şekil 6.1. Ti-Cu faz denge sistemi.....	53
Şekil 6.2. Cu-Ti ikili sisteminin kısmi faz diyagramı.	55
Şekil 6.3. Cu- 4Ti'nin FESEM görüntüsü.....	57
Şekil 7.1. Deneysel çalışmalar akım şeması.....	65
Şekil 7.2. Isıl işlemlerde kullanılan fırın	66
Şekil 7.3. Sertlik ölçüm cihazı.....	67
Şekil 7.4. Optik mikroskop cihazı	68
Şekil 7.5. XRD cihazı.....	68
Şekil 7.6. SEM cihazı	69
Şekil 7.7. Aşınma test cihazı	70
Şekil 7.8. Aşınma hacminin hesaplanması için kullanılan şematik gösterim.....	70
Şekil 7.9. Korozyon test cihazı.....	71
Şekil 7.10. Elektrik iletkenlik ölçüm cihazı	71
Şekil 8.1. Yaşlandırma süresinin sertlik değerine etkisi.....	73
Şekil 8.2. Farklı ısıl işlemler uygulanmış Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti alaşım numunelerinin optik fotoğrafları	76
Şekil 8.3. Farklı ısıl işlemler uygulanmış Cu-3.5Ti-1Mg, Cu-3.5Ti-1Cr alaşım numunelerinin optik fotoğrafları	77
Şekil 8.4. Soğuk deforme edilmiş Cu-4.5Ti alaşımının optik fotoğrafları.....	78
Şekil 8.5. Cu-2.5Ti numunesinin XRD grafiği	80
Şekil 8.6. Cu-3.5Ti numunesinin XRD grafiği	80
Şekil 8.7. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin XRD grafiği.....	82
Şekil 8.8. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin XRD grafiği	82
Şekil 8.9. Homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.....	83
Şekil 8.10. Homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti alaşımının EDS analizi.....	83
Şekil 8.11. Yaşlandırılmış Cu-2.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.....	84
Şekil 8.12. Yaşlandırılmış Cu-2.5Ti alaşımının EDS analizi.....	84
Şekil 8.13. %40 Deforme+Cu-2.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.....	85
Şekil 8.14. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-2.5Ti alaşımının EDS analizi.....	85
Şekil 8.15. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.....	86
Şekil 8.16. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti alaşımının EDS analizi.....	86
Şekil 8.17. Cu-3.5Ti alaşımının yaşlandırma sonrası SEM fotoğrafı	87

Sayfa

Şekil 8.18. Cu-3.5Ti alaşımının yaşlandırma sonrası EDS analizi	87
Şekil 8.19. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti numunesinin SEM fotoğrafı... 88	88
Şekil 8.20. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti numunesinin EDS analizi	88
Şekil 8.21. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin SEM fotoğrafı.....	89
Şekil 8.22. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin EDS analizi.....	89
Şekil 8.23. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin SEM fotoğrafı.....	90
Şekil 8.24. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin EDS analizi.....	90
Şekil 8.25. %40 Deforme+yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin SEM fotoğrafı	91
Şekil 8.26. %40 Deforme+yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin EDS analizi. ...	91
Şekil 8.27. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin SEM fotoğrafı	92
Şekil 8.28. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin EDS analizi	92
Şekil 8.29. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin SEM fotoğrafı	93
Şekil 8.30. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin EDS analizi.....	93
Şekil 8.31. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin SEM fotoğrafı.	94
Şekil 8.32. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin EDS analizi	94
Şekil 8.33. Kuru ortamda numunelerin aşınma hızı grafikleri	95
Şekil 8.34. %3.5 NaCl Korozif ortamında numunelerin aşınma hızı grafikleri	96
Şekil 8.35. Cu-2.5Ti numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	97
Şekil 8.36. Cu-3.5Ti numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	98
Şekil 8.37. Cu-3.5Ti-1Mg numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	98
Şekil 8.38. Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	98
Şekil 8.39. Cu-2.5Ti numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	99
Şekil 8.40. Cu-3.5Ti numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	99
Şekil 8.41. Cu-3.5Ti-1Mg numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	99
Şekil 8.42. Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	100

Sayfa

Şekil 8.43. Cu-2.5Ti numunesinin kuru ortamda aşınma sonrası SEM fotoğrafları	101
Şekil 8.44. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 NaCl korozif ortamda aşınma sonrası SEM fotoğrafları.....	102
Şekil 8.45. Cu-3.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları....	103
Şekil 8.46. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 NaCl korozif ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.....	104
Şekil 8.47. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin kuru ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.	106
Şekil 8.48. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 NaCl korozif ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.....	107
Şekil 8.49. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin kuru ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları ..	108
Şekil 8.50. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin korozif ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.	109
Şekil 8.51. Cu-2.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi.....	111
Şekil 8.52. Cu-3.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi.....	112
Şekil 8.53. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi. ...	113
Şekil 8.54. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi. ...	114
Şekil 8.55. Cu-2.5Ti numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.....	116
Şekil 8.56. Cu-3.5Ti numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.....	117
Şekil 8.57. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analiz	118
Şekil 8.58. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.	119
Şekil 8.59. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.	123
Şekil 8.60. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.	123
Şekil 8.61. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.....	124
Şekil 8.62. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5 NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.....	124
Şekil 8.63. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.	125
Şekil 8.64. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.	125
Şekil 8.65. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.....	126

Sayfa

Şekil 8.66. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.....	126
Şekil 8.67. Cu-2.5Ti numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri.....	127
Şekil 8.68. Cu-3.5Ti numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri.....	127
Şekil 8.69. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri...	128
Şekil 8.70. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri....	128
Şekil 8.71. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış SEM yüzey görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	131
Şekil 8.72. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	132
Şekil 8.73. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	133
Şekil 8.74. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	134
Şekil 8.75. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	135
Şekil 8.76. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	136
Şekil 8.77. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları	137
Şekil 8.78. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	138
Şekil 8.79. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	141
Şekil 8.80. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	141
Şekil 8.81. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	142
Şekil 8.82. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5 NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	142
Şekil 8.83. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 H ₂ SO ₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.	143

Sayfa

- Şekil 8.84. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları. 144
- Şekil 8.85. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları. 144
- Şekil 8.86. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları. 145

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Bakır alaşım tanımlamaları	6
Çizelge 7.1. Cu-Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri	64
Çizelge 8.1. Numunelerin Vickers sertlik değerleri.....	73
Çizelge 8.2. Numunelerin %3.5NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon parametreleri.....	122
Çizelge 8.3. Numunelerin %3.5H ₂ SO ₄ çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon parametreleri.....	122
Çizelge 8.4. Cu-Ti alaşım numunelerinin elektriksel iletkenlik değerleri.	146

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Cu	: bakır
Ti	: titanyum
Cr	: krom
Mg	: magnezyum
Be	: berilyum
Sn	: kalay
Zn	: çinko
Co	: kobalt
Cd	: kadmiyum
Pb	: kurşun
Cl	: klor
I	: amper
F	: faraday sabiti
k	: elektrokimyasal eşdeğer
R	: direnç
ρ	: öz direnç
R_m	: metalik direnç
R_c	: elektronik direnç
R_p	: polarizasyon direnci
ϕ	: potansiyel
I_{corr}	: korozyon akımı
E_{corr}	: korozyon potansiyeli
ϵ	: gerilim
β_a	: anodik tafel sabiti
β_b	: katodik tafel sabiti

KISALTMALAR

- ASTM : American Society for Testing and Materials (Uluslararası Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu)
- IACS : International Annealed Copper Standard (Uluslararası Tavlı Bakır Standardı)
- FPP : Four Point Probe (Dört Noktalı Prob Ölçer)
- SEM : Scanning Electrone Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
- FE-SEM : Field Emission Scanning Electrone Microscope (Alan Emisyonlu Taramalı Elektron Mikroskobu)
- TEM : Transmission Electrone Microscope (Geçirimli Elektrone Mikroskobu)
- XRD : X-Ray Diffractometer (X Işınları Difraktometresi)
- EDS : Energy Dispersive Spectroscopy (Enerji Dağılım Spektroskopisi)
- VSD : Vickers Sertlik Değeri

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Bakır ve bakır alaşımları, ürün çeşitliliği açısından günlük hayatımızda yaygın olarak kullandığımız malzemelerdendir. Bu malzemeler medeniyetin gelişmesinde de büyük rol oynamıştır. Yaklaşık 10.000 yıl önce insanoğlu tarafından taş aletlerin yerini alarak kullanılmaya başlanan ilk metal bakırdı. Üç ila altı bin yıl önce, bakır ve bakır-arsenik alaşımlarının yaygın kullanımı, medeniyet ilerledikçe "bakır çağı" ve ardından "bronz çağı" terimlerinin kullanılmasına yol açtı. Yüksek sıcaklıklı kil fırınlarının geliştirilmesi, bakırın eritilmesine izin verdi. İlkel bakır metalurjisi Mısır'dan (bakırın Sina Yarımadası'nda MÖ 3800 gibi erken bir tarihte çıkarıldığı ve rafine edildiği yer) Girit ve Kıbrıs'a ve ardından Roma İmparatorluğu'nun çoğuna yayıldı. Bu erken devirlerde işlenen alaşımlarda daha fazla sertlik elde etmek için algodonite (Cu_6As) mineralinin bakıra kasıtlı olarak ilave edildiğine dair kanıtlar da vardır. Daha sonraki devirlerde kalayın bakıra ilave edilmesi ile kontrollü alaşım özellikleri elde edilmiş ve böylece "bronz çağı" başlamıştır. Tarihçiler tarafından bu çağın MÖ 1500'lerde demir alaşımlarının (demir çağı) bulunmasıyla birlikte sona erdiği belirtilir [1-3]. Bakır ve bakır alaşımları 21. yüzyıla, günümüze kadar gelerek kullanılmaya devam edilen en önemli mühendislik malzemeleri arasındadır. Bunun nedenleri; mükemmel elektriksel ve termal iletkenliğe sahip olmaları, iyi mukavemet ve şekillendirilebilirlik sergilemeleri, korozyona ve uzun vadeli deformasyona karşı olağanüstü direnç göstermeleridir. Genellikle manyetik özellik göstermezler. Ayrıca kolayca lehimlenebilir ve birçoğu çeşitli ark ve direnç yöntemleriyle kaynaklanabilir. Saf bakır; elektrik teli ve kablosu, elektrik kontakları ve elektrik akımını geçirmek için gerekli olan çeşitli diğer parçalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bakırlar ve belirli pirinçler, bronzlar ve bakır nikeller; otomotiv radyatörleri, ısı eşanjörleri, ev ısıtma sistemleri, güneş kolektörleri ve bir metal bölüm boyunca hızlı ısı iletimi gerektiren çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadır. Korozyona karşı dayanıklı olmaları nedeniyle bakırlar, pirinçler, bronzlar ve bakır nikeller; içme suyu, proses suyu veya diğer sulu

sıvılar ve endüstriyel gazlar taşıyan sistemlerde boru, vana ve bağlantı parçaları için de kullanılırlar [4]. Teknolojik ilerlemeler ile birlikte daha iyi performans gösterebilen malzemelere gereksinim duyulmaktadır. Özellikle elektrik iletkenliğinin önemli olduğu uygulamalar dışında bakır, alaşımlı olarak kullanılır. Bakır esaslı alaşımlarda hemen hemen her zaman katı çözümlerde çözünen 14 alaşım elementi kullanılır. Bu amaçla bakıra katılan alaşım elementlerinin başlıcaları Berilyum (Be), Krom (Cr), Çinko (Zn), Silikon (Si), Nikel (Ni)'dir [5]. Bakır alaşımlarının kullanıldıkları yerlerde hem boyut hem de ağırlığı azaltmak için şekillendirilebilirlik kaybı olmadan, aynı anda yüksek mukavemet ve yüksek elektrik iletkenliğine sahip olması gerekir. Bununla birlikte, geleneksel katı çözümlerde bakır alaşımları bu gereksinimleri karşılayamazlar çünkü bakırda çözünen katı çözümler, mukavemet artışıyla birlikte elektrik iletkenliğinde büyük bir düşüşe neden olur. Bu nedenle, yüksek mukavemetli ve yüksek elektrik iletkenliğe sahip bakır alaşımlarının tasarlanması için katı çözümler sertleştirmeye çok az dikkat edilmiş ve bu gereksinimleri karşılamak amacıyla genellikle çökelme sertleştirmesi yaklaşımı benimsenmiştir [6,7].

Bakır alaşımları arasında, berilyum bronzları veya berilyum bakır olarak adlandırılan çökelme ile sertleştirilmiş Cu-Be alaşımları, yüksek elektriksel ve termal iletkenlik özelliklerinin yanı sıra aşınma direnci, elastikiyet ve korozyon direncinin gerekli olduğu uygulamalarda yaygın olarak kullanılır [8-12]. Berilyum bileşikleri; eritme, döküm, basınçlı kaynak, kaynak, sıcak deformasyon, kesme ve taşlama gibi işlemler sırasında tehlikeli toksik gazlar açığa çıkartırlar bu nedenle berilyum bronzlarının kullanımı Avrupa Birliği (AB) ülkelerinde uzun yıllardır yasaklanmıştır. Son yıllardaki araştırmalara göre berilyum bronzları için en iyi ikameler, berilyum bronzlarıyla karşılaştırılabilir mekanik özellikler ve iletkenlik sergileyen aynı zamanda daha ucuz olan ikili bakır titanyum Cu-Ti veya çok bileşenli Cu-Ti-X alaşımları gibi görünmektedir [13-15].

Bu çalışmanın yapılmasında çok sayıda uygulamada geleneksel Cu-Be alaşımlarının yerini alan Cu-Ti alaşımlarının, son yıllarda teknolojik olarak önemi gözönünde bulundurularak; yüksek mukavemetli, yüksek iletkenlikli, çökelme ile sertleştirilmiş alaşımların ortaya çıkması etkili olmuştur. Cu-Ti master alaşım argon atmosferi altında ve vakum ortamında indüksiyon fırını kullanılarak ergitilmiştir ve Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti

alaşımlarında Ti oranına bağlı olarak malzemenin mikroyapı, sertlik, aşınma ve korozyon davranışları karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Cu-Ti alaşımına ilave edilen alaşım elementlerinden Krom (Cr) ve Magnezyumun (Mg) etkileri de araştırılarak Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Cr ve Cu-3.5Ti-1Mg olmak üzere dört farklı kompozisyona sahip Cu-Ti alaşımları için; homojenleştirme, çözeltiliye alma ardından yaşlandırma ve yaşlandırma öncesi %40 soğuk deformasyon ve yaşlandırma ısııl işlemleri takip edilerek üretilen malzemelerin mikroyapı karakterizasyonu, sertlik değerleri ölçümü, aşınma, koroziif aşınma, korozyon davranışları gibi mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler ile uygulanan ısııl işlem süreçlerinin ve malzeme kompozisyonlarındaki farklılıkların elektrik iletkenliği özelliklerine etkileri incelenmiştir.

Tez çalışması dokuz bölümden oluşmaktadır. Birinci bölüm “Giriş” bölümü olup burada çalışmanın kısa bir özeti verilmiştir. İkinci bölümde, bakır ve bakır alaşımlarının genel özellikleri ile bu alaşımlara uygulanan ısııl işlemler hakkında bilgi geniş bir literatür taramasıyla verilmiştir. Üçüncü bölümde korozyon ve bakırın korozyon özellikleri tanıtılmıştır. Dördüncü bölümde ise tribolojik özellikler ve aşınma türleri anlatılmıştır. Beşinci bölümde bakır ve bakır alaşımlarında elektriksel iletkenlik hakkında bilgi verilmiştir. Altıncı bölüm deneysel çalışmalarda kullandığımız bakır alaşımlarından, Cu-Ti alaşımları ile ilgili olarak literatür taramasıdır. Yedinci bölümde deneysel çalışmalar ile kullanılan malzemeler ve çalışmada izlenen yöntemler anlatılmıştır. Sekizinci bölüm deneysel çalışmaların sonuçları ve irdelenmesini kapsamaktadır. Son bölüm olan dokuzuncu bölümde ise genel sonuçlar verilmiştir.

BÖLÜM 2

BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARI

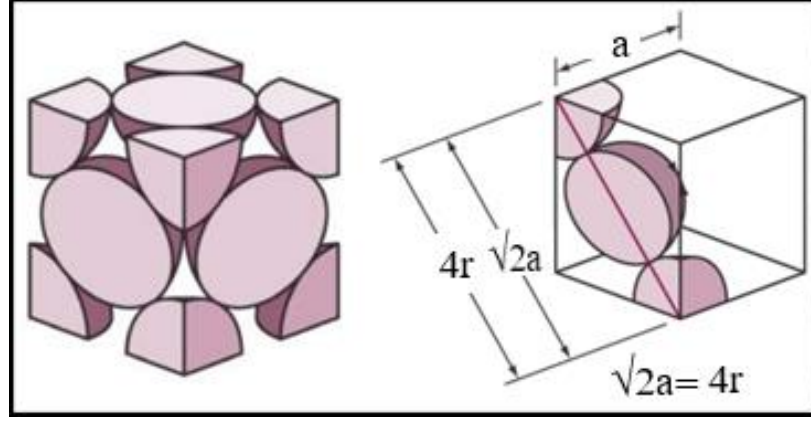
Bakır alaşımlarının gösterdikleri temel özellikler büyük oranda saf bakırın sahip olduğu özelliklerden kaynaklıdır. Bakır iyi bir mühendislik malzemesi yapan özellikleri; yüksek ısı ve elektrik iletkenliği, geniş bir sıcaklık aralığında mükemmel süneklik ve tokluk, birçok farklı ortamda mükemmel korozyon direnci olarak sıralanabilir [16].

2.1. BAKIR VE GENEL ÖZELLİKLERİ

Yukarıda sıralanan özellikler doğrudan bakırın atomik ölçekteki yapısı ile ilgilidir. Bakır, altın ve gümüş atomları ile benzer yapısı dolayısıyla periyodik cetvelde aynı grupta yer alan bir elementtir. Atom numarası 29, atom ağırlığı 63.54 g/mol olan bakır, yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısına sahip bir geçiş elementidir. Periyodik tabloda 11. grup ve 4. periyotta yer alır. Bakır atom kafesinin içerisinde, elektrik akımının aktarımına olanak sağlayan benzersiz bir serbest elektron bulutu bulunur. Aynı elektron bulutu, termal enerjinin verimli bir şekilde transferini de sağlar. Şekil 2.1'de metalin üç boyutta tekrarlanan birim hücrelerinde gösterildiği gibi küpün her köşesinde ve her yüzünün merkezinde bir bakır atomu bulunur. Bakıra yüksek sünekliğini ve tokluğunu veren, atomların bu YMK düzenidir [16].

Tüm metaller, kayma adı verilen bir mekanizma vasıtasıyla deforme olur. Kayma meydana geldiğinde, metal üzerindeki bir kuvvet, atomların gruplar halinde birbirinin üzerinden kaymasına neden olur. Bakırın YMK yapısındaki bu hareket kafes içindeki atomların belirli bir geometrik düzlemi boyunca tercihen üç yönün herhangi birinde veya tamamında meydana gelir. Bir metalin önemli ölçüde kayma mekanizması gösterme olasılığı ne kadar yüksekse, kırılma ve bozulma yerine deforme olma olasılığı o kadar yüksektir. Bu nedenle, bakır mükemmel sünekliğe ve tokluğa sahiptir.

Bir diğerk önemli özelliği ise, YMK yapıya sahip olduğu için bakırın, düşük (sıfır altı) sıcaklıklarda gevrekleşmeye maruz kalmamasıdır.



Şekil 2.1. Bakırın YMK kristal yapısının modeli.

Bakırın elektronik ve kristalografik yapı kombinasyonu, korozyona karşı mükemmel direncini de sağlar. Serbest elektron bulutu, kafesi daha fazla korozyondan koruyan metal yüzey üzerinde uyumlu filmler oluşturulabilmesine de olanak tanır. Kayma düzlemlerindeki atomlar mümkün olduğu kadar birbirine yakındır. Atomların bu düzeni, mümkün olan en fazla maddeyi belirli bir alana toplar. Hidrojen iyonlarının atomlar arasındaki küçük boşluklardan yollarını bulması ve en agresif ortamlar dışında stres korozyonu çatlamasına neden olması bu dizilim için çok zordur [17].

Bakırın alaşımlı hali ile kullanılması saf bakırın performansını iyileştirir ve belirli uygulamalarda kullanılacak olan yeni malzemeyi kullanım ortamlarına daha da uygun hale getirir.

2.2. BAKIR ALAŞIM AİLELERİ

Bakır alaşımları, alaşım ailelerini temel yapılarına göre sınıflandıran Birleşik Numaralandırma Sistemi (Unified Numbering System (UNS)) tarafından tanımlanır. Dövme ürünler UNS C10000'den UNS C79999'a; dökme ürünlere UNS C80000 ve UNS C99999 arasında numara atanır. Tablo 2.1'de birleşik numaralandırma sisteminde yer alan bakır alaşım tanımlamaları verilmiştir.

Çizelge 2.1. Bakır alaşım tanımlamaları [4].

Alaşım	Dövme	Döküm
Bakır	C10100- C13000	C80100- C81200
Pirinç	C20500- C28580	C83300- C85800
Kalay Pirinci	C40400- C48600	C83300- C84800
Fosfor Bronzu	C50100- C52400	C90200- C91700
Alüminyum Bronzu	C60800- C64210	C95200- C95900
Silikon Bronzu	C64700- C66100	C87000- C87999
Silikon Kızıl Bronz	C69400- C69710	C87300- C87900
Bakır Nikel	C70100- C72950	C96200- C96900
Nikel Gümüşü	C73500- C79900	C97300- C97800

Kullanım alanlarına bağlı olarak genel anlamda korozyon direncinin gerekli olduğu yerlerde nikelli alaşımlar, estetik ve mimari açıdan bronz ve pirinçler, yatak malzemesi olarak kullanılacağı yerlerde ise kayma ve sürtünme özelliği iyi olan bakır alaşımları tercih edilmektedir. Dolayısıyla saf bakıra ilave edilecek alaşım elementlerini sağlayacakları faydalara göre gruplandırmak mümkündür [18].

Mukavemet artırıcı alaşım elementleri; Krom (Cr), Silisyum (Si), Kalay (Sn), Alüminyum (Al), Manganez (Mn), Nikel (Ni), Fosfor (P), Çinko (Zn), Berilyum (Be), Demir (Fe), Zirkonyum (Zr), Kobalt (Co)'tır. Korozyon dayanımını artırıcı alaşım elementleri; Ni, Arsenik (As), Al, Fe, Sn, Si, Mn'dir. Aşınma dayanımını artırıcı alaşım elementleri; Al, Sn, Gümüş (Ag), Be, Si, Co, Kadmiyum (Cd)'dur. İşlenebilirliği artırıcı alaşım elementleri ise; Tellür (Te), Kükürt (S), Kurşun (Pb) ve Zn olarak sıralanabilir. [18].

2.2.1. Pirinçler

Pirinçler, mukavemet, işlenebilirlik, süneklik, aşınma direnci, sertlik, renk, elektriksel ve termal iletkenlik ve korozyon direnci dahil olmak üzere farklı özellik kombinasyonlarına sahip, bakır ve çinkodan oluşan bir dizi dökme ve dövme bakır alaşımıdır [19].

%63'ten fazla bakır içeriğine sahip pirinçler, herhangi bir bakır alaşımının en sünek olanıdır ve karmaşık soğuk şekillendirme işlemleriyle şekillendirilir. Bakır içeriği %63'ten az ise pirinçler haddeleme, ekstrüzyon, dövme ve damgalama yoluyla sıcak şekillendirme ile işlenebilir. Pirinç, yumuşak çelik gibi düşük sıcaklıklarda kırılma hale gelmez ayrıca manyetik değildir ve kıvrılcım çıkarmaz. Mükemmel ısı iletkenliğine sahip olması onu ısı eşanjörleri (radyatörler) için ilk tercih haline getirir. Saf bakırın elektrik iletkenliği %23 ila %44 arasında değişir. Yüksek elektrik iletkenliğinin gerekli olmadığı durumlarda dövme veya dökme pirinç bileşenler, elektrik kontakları ve terminalleri için uygun maliyetli bir çözüm sunar [19].

Pirinçler %61'den fazla bakır içeren alfa alaşımları ve %54-61 bakır içeren alfa + beta alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Pirinçlerin özelliklerini bu alfa ve beta fazları belirler. Alfa pirinçler soğuk haddeleme ile levha, tel ve boru yapımında kullanılır. İkinci grupta yer alan beta pirinçler ise döküme, sıcak haddelemeye, ekstrüzyona ve sıcak preslemeye uygundur. Soğuk olarak da haddelenebilmektedirler. En üstün özelliklere sahip pirinç türü ise 60/40 alfa beta kristallerinden oluşan Muntz metalidir [18].

Kurşun ilavesi pirincin işleme özelliklerini iyileştirir. Sıcak şekillendirme ve ekstrüzyon çubukları yapımında %56-61 bakır, %1.5-3.5 kurşun ve kalay çinko içeren alaşım kompozisyonu kullanılır [18].

2.2.2. Bronzlar

Bunlar bakır ve kalay alaşımlarıdır ve yaklaşık dört bin yıl önce geliştirilen ilk alaşımlardır. Geleneksel bronzlar bakır-kalay alaşımlarıdır ve kalay bronzu ya da çoğu zaman fosforla deokside edildiklerinden, fosfor bronzu olarak adlandırılırlar [18].

2.2.2.1. Kalay Bronz ve Fosfor Bronzlar

%4-8 kalaylı dövme alaşımlar, dövme pirinçlere göre daha sert, daha güçlü ve daha yoğundur. Şerit, tel formunda, yüksek akma dayanımı ve iyi korozyon direnci kombinasyonu ile üretilirler, bu da onları yay olarak kullanım için ideal kılar [20].

Küçük miktarlarda (0.01-0.45) fosfor ilavesi sertliği, yorulma direncini ve aşınma direncini daha da artırarak yaylar, bağlantı elemanları, duvar sabitlemeleri, miller, valf milleri, dişliler ve yataklar gibi uygulamalarda kullanılmasına olanak tanır. %10'a kadar kalay ve %20 kurşun içeren dökme fosfor bronzları, ağır hizmet tipi rulmanlar için yaygın olarak kullanılmaktadır [20].

2.2.2.2. Alüminyum Bronzları

Dökme ve dövme formlarında mevcut olan; Fe, Ni, Mn ve Si ilaveleri ile %5-12 Al içeren bir bakır alaşımıdır. Bu alaşımlar sert, yapışkan, koruyucu alümina filmi (Al_2O_3) nedeniyle daha iyi korozyon direncine sahip pirinç veya kalay bronzlarından daha güçlüdür. Alüminyum bronzları deniz suyu ortamındaki uygulamalarda başlıca; bağlantı elemanları, pompalar ve valf bileşenleri, boru bağlantı parçaları, ısı eşanjörleri olarak kullanıldığı gibi ayrıca savunma uygulamaları için rulmanlarda da tercih edilmektedirler [20].

2.2.2.3. Silikon Bronzları

%3 Si ve %1 Mn içeren bakır alaşımlarıdır. Silikon bronzlar, sağlamlık ve sünekliğin iyi bir kombinasyonuna sahip olup iyi korozyon direncine ve kolay kaynaklanabilir özelliğe sahiptirler. Genellikle mimari ürün uygulamalarında kullanılırlar. Bu alaşım; işlenebilirliği, uzun ömürlülüğü ve çekici altın bronz rengi nedeniyle heykeltıraşlar tarafından tercih edilen bir malzemedir. Bağlantı elemanı malzemesi olarak denizcilik uygulamalarında da kullanılırlar [20].

2.2.2.4. Kurşunlu Kalay Bronzları Ve Kurşun Bronzları

Kalay içeriğinin kısmen veya tamamen kurşun ile değiştirildiği bakır alaşımlarıdır. Bakıra Pb ilavesi, ısı iletkenlikleri üzerinde olumsuz bir etki olmaksızın alaşımların kayma özelliklerini iyileştirir. Cu-Pb sistemi, sıvı halde sadece kısmi çözünürlük ve katı halde mutlak çözünmezlik ile karakterize edilir. Katılaşmadan sonra ortaya çıkan yapı, bakır ve kurşun kristallerinden oluşur. Yüksek bir soğuma hızında, hem alaşım bileşenleri düzgün bir şekilde dağılır hem de alaşım çok iyi kayma özelliklerine sahip

olur. CuSn10Pb ve CuSn10Pb10 olmak üzere özel kurşunlu bronzlar ve benzerleri yatak bronzları olarak kullanılmaktadır. Kalay (%4'ten %10'a kadar) ilavesi kayma özelliklerini geliştirir ve mukavemet ile yorulma direncini artırır. Bu alaşımlar özellikle tozlu ve korozif ortamlardaki rulmanlarda kullanılmaktadır. Düşük Pb içerikli (%10 ila 20) ve Sn katkılı (%5 ila %10) bronzlar daha düşük mukavemet ve sertliğe sahiptir ve çelik kabuk kaplamalarında kullanılır. Az miktarda Mn, Ni, Sn ve Zn ilaveleriyle (toplamda %2) yapıyı iyileştirmek ve malzemelerin çözünme eğilimini azaltmak mümkündür. Bunlar genellikle içten yanmalı motorun ana ve piston kolu yatakları için ince kurşunlu bronz tabaka ile kaplanmış çelik kabuklar için kullanılır [5].

2.2.3. Bakır- Nikel Alaşımları

Bakıra nikel ilavesi, mukavemeti ve korozyon direncini artırırken aynı zamanda iyi süneklik özelliği de korunur. Bakır-nikel alaşımları deniz suyu korozyonuna karşı mükemmel bir dirence sahiptir. Bu alaşımlar 90/10 ve 70/30 olmak üzere iki gruba ayrılır. 70/30 daha güçlüdür ve deniz suyu akışına karşı daha fazla direnç özelliği gösterir. Her iki alaşım da genel korozyona (uniform korozyon) karşı en iyi direnç kombinasyonunu sağlamak için seçilen küçük ama önemli demir ve mangan ilaveleri içerir [21].

2.2.3.1. Nikel Gümüşleri

Çinkoya ek olarak %10-20 nikel içeren bakır alaşım aralığı, nikel gümüşü olarak bilinir ve özel pirinç olarak kabul edilebilir. Metal, tipik pirinç renginden ziyade çekici gümüşü bir görünüme sahiptir. Nikel gümüşleri birçok bakımdan pirinçlere benzer korozyon direnci özellikleri gösterir, ancak daha yüksek nikel ilavesi durumunda üstün kararma direncine ve stres korozyonu çatlamasına karşı dirence sahiptir. Ancak bu alaşımların elektrik iletkenliği düşüktür [22].

2.2.4. Sert Bakır Alaşımaları

Saf haldeki bakırın nispeten düşük akma dayanımı ve yorulma direnci gösterdiği bilinmektedir. 20. yüzyıl başlarında, az miktarda Cu, Mg, Si ve Fe içeren alüminyum esaslı alaşımların sertliğinde, ergime sıcaklığının biraz altındaki bir sıcaklıktan su verildiklerinde ve oda sıcaklığının biraz üzerindeki bir sıcaklıkta bir süre tutulduklarında, sertliklerinde önemli bir artış olduğu bulunmuştur. Sert bakır alaşımları da bu sertleştirme mekanizması kullanılarak geliştirilen ve çok geniş kullanım alanı bulan alaşımlardır [18]. Tek başına ya da birlikte bakıra uygulanabilen bu yöntemler: katı çözeltili sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesidir. Çökeltme sertleştirme mekanizması, sertlikte artış meydana getiren, bakır alaşımlarının dayanımını ve iletkenliğini iyileştiren en önemli yöntemdir. Bakır alaşımlarının dayanımını çökeltme sertleştirilmesi ile artırılmakta ve yüksek derecedeki iletkenliklerini korumak için çok düşük çözünürlükte alaşım elementi ilavesi yapılmasına olanak tanımaktadır [7].

2.2.4.1. Bakır Berilyum Alaşımları

Bakıra mukavemet kazandırmak için onunla alaşımlanan en güçlü elementlerden biri berilyumdur. Berilyum bronzları olarak da adlandırılan bu alaşımlar tipik çökeltme sertleştirilebilir alaşım grubudur. Tamamen ısı işlem görmüş ve soğuk işlenmiş haliyle, bakır berilyum herhangi bir bakır alaşımının en sert (100-420 Vickers Sertlik Değeri (VSD)) ve en güçlüsüdür (çekme mukavemeti 410-1400 N/mm²) [23]. İyi elektriksel iletkenlik ile birlikte bu yüksek mukavemet, Bakır- Berilyum alaşımlarını özellikle birçok kez açılıp kapanması gereken kontaklar ve rölelerde olduğu gibi elektrik uygulamaları için uygun hale getirir. Isıl işlem görmüş Bakır-Berilyum alaşımları uçak ve uzay uygulamalarında da yaygın olarak kullanılmaktadırlar [24].

Mekanik özelliklerde yüksek mukavemetli alaşımlı çeliğe benzer, ancak çeliğe kıyasla daha iyi korozyon direncine (yaklaşık olarak nikel gümüşlerine eşdeğer), daha yüksek elektrik iletkenliğine (%16-65 IACS(International Copper Annealed Standard-Uluslararası Tavlı Bakır Standardı)) ve daha yüksek termal iletkenliğe (210 W/ m°C) sahiptirler. Ayrıca kıvılcım çıkarmaz ve manyetik değildirler. Mükemmel yorulma

direnci nedeniyle bakır berilyum döngüsel yüklemeye tabi olan yaylar, basınca duyarlı diyaframlar, esnek körükler, konektörler, kontaklar ve röleler için yaygın olarak kullanılır. Kayma önleyici, sağlamlık ve iyi korozyon direnci özelliklerinden ötürü petrol ve gaz endüstrisi için kuyu içi sondaj aletlerinde de kullanılmaktadırlar [23].

2.3. BAKIR VE ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Bakır ve alaşımlarının ısı işlemleri değiştirilerek mukavemet, sertlik, süneklik, iletkenlik, darbe direnci gibi istenen özelliklere sahip malzemeler üretilebilir. Bu ısı işlem çeşitlerini aşağıdaki gibi kısaca özetlemek mümkündür.

Döküm yapıların kimyasal ayrışmasını ve çekirdeklenmesini azaltmak ve sıcak şekillendirilmiş malzemelerde daha düzgün bir yapı oluşturmak için homojenleştirme tavlaması aşağıdaki gibi sıralanabilir [25].

1. Deformasyonla sertleştirilmiş (gerilmeyle sertleştirilmiş) malzemeleri yumuşatmak için tavlama
2. Özellikle soğuk şekillendirilmiş parçalar için özellikleri stabilize etmek, mukavemeti ve boyutları iyileştirmek ve kalıntı gerilmeleri azaltmak için gerilim giderme tavlaması
3. Bileşenlerin katı çözeltiden çökeltilmesiyle mukavemet artışı sağlamak için çözeltiye alma ve çökelti sertleşmesi
4. Martensitik benzeri bir dönüşümle su verme sertleşmesi ve ardından yaşlandırma

2.3.1. Homojenleştirme

Birinci tür tavlama, önceden uygulanmış işlem sonucunda meydana gelen denge dışı durumun kısmen veya tamamen ortadan kaldırılmasıdır. Bu tür tavlamanın uygulanması faz dönüşümleri ile ilgili değildir. Döküm, şekil verme, kaynak, ısı işlem ve diğer teknolojik uygulamalar gibi ön işlemlerden sonra uygulanır. Hangi denge dışı durumun giderilmesi için uygulanıyorsa o şekilde isimlendirilir. Genel olarak dört ana gruba ayrılır: 1. Homojenizasyon, 2. Rekristalizasyon öncesi tavlama, 3.

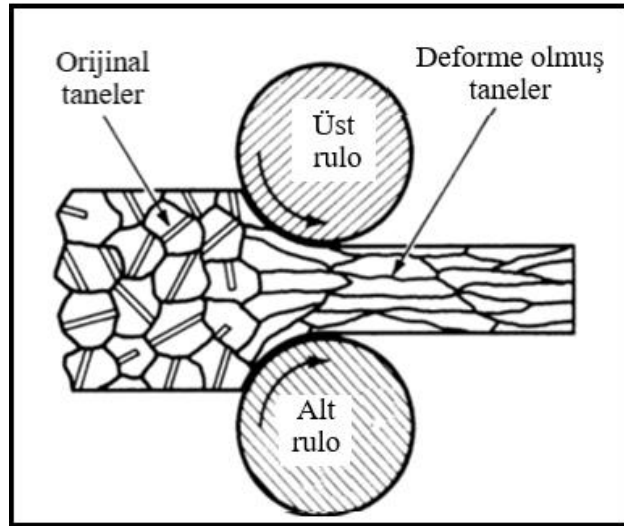
Rekristalizasyon tavlaması, 4. Gerilim giderme tavlamasıdır. I. tür tavlama denge dışı durumu gideren süreçleri hızlandırır. Denge dışı katılaşma esnasında; kalıntı gevrek fazlar meydana gelirse alaşımın plastiklik özellikleri azalır, genellikle korozyona direnci azalır. Deformasyon yapılan mekanik işlemlerde farklı kimyasal bileşimli mikro bölgelerden dolayı çizgisel hatlar meydana gelebilir ve bu yapı, üründe anizotropik özellikler oluşturarak kristaller arası kırılmaya yatkınlığı artırır, döküm alaşımın yapı ve özelliklerinde kararsızlıklar görülür. İşte döküm yapısının bu yetersizliklerini ortadan kaldırmak için dökümler tavlama, yani homojenleştirme işlemine tabi tutulur [25].

Homojenleştirme yüksek sıcaklıklarda (600-750°C) ve uzun sürelerde yapılmaktadır. Bakır ve alaşımlarını homojenleştirmedeki amaç, döküm yapısındaki tanelerin daha kolay kırınımını sağlamak ve yapının homojenleştirme sonrası uygun sertlik, süneklik veya tokluğa ulaşmasını sağlamaktır. Homojenleştirme parametreleri sıcaklığa, süreye, hangi tür alaşım olduğuna, alaşımın döküm yapısına ve homojenizasyon derecesine göre değişmektedir [26].

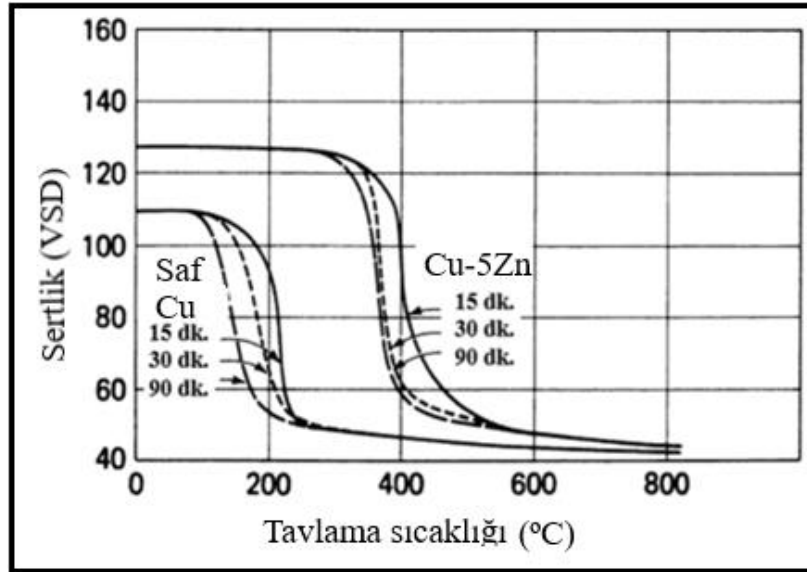
2.3.2. Sertleştirme

Çoğu metal ve metal alaşımı (demirli ve demirsiz) soğuk işlemde kaynaklanan sertleşmeye tepki verir. Temel olarak sertleştirme, orijinal tane şeklinin haddeleme veya diğer soğuk işlem yöntemleri ile deforme olmuş, uzatılmış tanelere dönüştürülmesiyle gerçekleşir. Tane şeklindeki bu değişiklik Şekil 2.2’de şematik olarak gösterilmiştir. Burada, bir Cu-Zn alaşımı soğuk haddeleme ile %60 oranında şekil değişiminde azalmaya tabi tutulmuştur. Tane şeklindeki değişiklik belirgindir. Uygulamada, bir geçişte bu kadar azalma nadirdir ancak sonuç, geçiş sayısından bağımsız olarak aynıdır. Bu örnekte, alaşımın sertliği başlangıçta 78 Rockwell B Sertlik Değeri (RBS) iken, deformasyon sonrasında 131 RBS olarak değişmiştir. Bu sertlik artışı, çoğu bakır alaşımları için sertleşmeye tepki olarak yüksek değerlerdedir. Bu durum birçok bakır alaşımı için karakteristik bir özelliktir. Deformasyonla sertleşen demir dışı alaşımların çoğu yeniden kristalleşmenin meydana geldiği tavlama ile orijinal tane yapılarına geri döndürülebilir. Tavlama sıcaklığının saf Cu ve Cu-Zn alaşımının sertliği (Vickers sertlik değeri; VSD) üzerindeki

etkilerinin tipik bir örneği Şekil 2.3'te gösterilmiştir. Her iki malzeme de oda sıcaklığında (yaklaşık 25°C) soğuk haddelenmiş ve kalınlıkta %60 azalma sağlanmıştır. Şekilde de görüldüğü gibi; Cu-5Zn alaşımı, saf bakırdan daha yüksek derecelerde sertleşir. Tavlamanın etkileri, alaşıma kıyasla saf bakır için çok daha düşük bir sıcaklıkta belirgindir. Zaman etkisi sıcaklık etkisinden çok daha azdır. Yaklaşık 600 °C'de tama yakın tavlama gerçekleştirildiğinde saf bakır ve alaşımın sertliği neredeyse eşittir [24].



Şekil 2.2. Bir bakır-çinko alaşımının soğuk haddelenmesinin şematik gösterimi [27].



Şekil 2.3. Üç farklı tavlama süresi kullanılarak saf Cu ve Cu-5Zn alaşımında tavlama sıcaklığının bir fonksiyonu olarak sertlik değerlerindeki değişim [27].

Şekil 2.3 yeniden kristalleştirme tavlama sürecinin basit bir örneği olarak sunulmuştur. Birçok durumda, istenen tane boyutunu elde etmek için tavlama süresinde ve/veya sıcaklıkta ayarlama yapılması gerekebilir.

Yukarıda belirtildiği gibi, pratik olarak tüm demir dışı alaşımlar tavlama işlemlerine kolayca yanıt verir. Titanyum dışında, yaygın olarak kullanılan alüminyum, bakır ve magnezyum alaşımları allotropik değildir; bu nedenle ısıtma ve soğutma işlemlerine tabi tutulduklarında çelikler gibi tepki vermezler. Birçok durumda, erime sıcaklıklarının üzerinde alaşımlanan iki veya daha fazla metal, katı çözeltiler aralığı boyunca birbirleri içinde tamamen çözünür. Örneğin, bakır ve kalay alaşımı kolayca bronz oluşturur. Bu alaşımlar için, yüksek sıcaklıkta oluşan katı çözeltiler, oda sıcaklığında veya altında tamamen kararlı kalır. Bu nedenle böyle bir alaşım sadece deformasyonla sertleştirilebilir. Bununla birlikte, sıcaklık ve zaman döngüleri, yalnızca alaşım bileşimine değil, aynı zamanda alaşımın dövme veya döküm durumunda olmasına da bağlıdır [24].

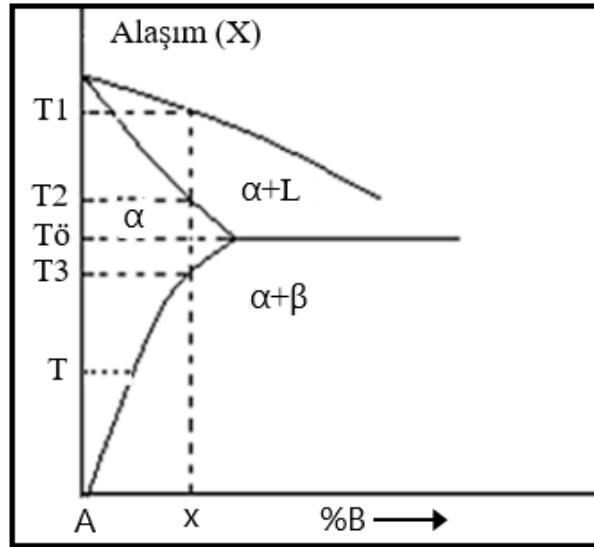
Kural olarak, belirli bir alaşım için mekanik özelliklerde mümkün olan en yüksek artış, iki farklı ısıtma işlemi gerçekleştirilir. İlk olarak, alaşım, katılaşma (ergime başlangıcı) sıcaklığının hemen altındaki bir sıcaklığa ısıtılır. Bu sıcaklıkta tutma süresi, çeşitli fazların çözünürlüğüne ve alaşımın dövme veya dökme olup olmamasına bağlıdır. Bu işlemin birincil amacının tüm fazların katı, homojen bir çözeltiler oluşturmasını sağlamak olduğu düşünülmelidir. Sonuç olarak, bu işlem genellikle çözündürme işlemi veya homojenleştirme olarak bilinir [24].

2.3.3. Çözeltiler alma ve Çökeltme Sertleştirilmesi

Katı çözeltiler elde edildikten sonra, ısıtma ile elde edilen yapıyı durdurmak için alaşım mümkün olduğu kadar çabuk oda sıcaklığına soğutulur (çoğunlukla su verme ile). Bu aşamada, alaşım çözeltiler alınmış haldedir ve çoğu durumda tamamen tavlama (genellikle olabileceği en yumuşak haldedir) [24]. Şekil 2.4'de bir faz diyagramı üzerinden bu olayı açıklayacak olursak; bir X alaşımı hızlı soğutulduğunda T1 sıcaklığında katılaşma başlar ve T2 sıcaklığına gelindiğinde katılaşma biter. T3 sıcaklığına erişilene dek fazda herhangi bir değişiklik meydana gelmez. Katı durumda

az miktarda, sıvı durumda ise her oranda çözünebilir kapasitesi olan bu alaşım, solvüs sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa kadar ısıtıldığında (T_2 - T_3 sıcaklıkları arasında) homojen bir katı ergiyik alfa (α) konumuna geçer. Alaşımda bulunan alfa ve beta fazları ($\alpha + \beta$) bir faz içinde çözünme işlemi gerçekleşene kadar bu sıcaklıkta bekletilir. Alaşımların yapısına göre, bu bekleme zamanı değişiklik gösterir. Alaşımlar üzerinde yapılan bu işleme çözündürme işlemi veya çözeltiye alma adı verilir [28].

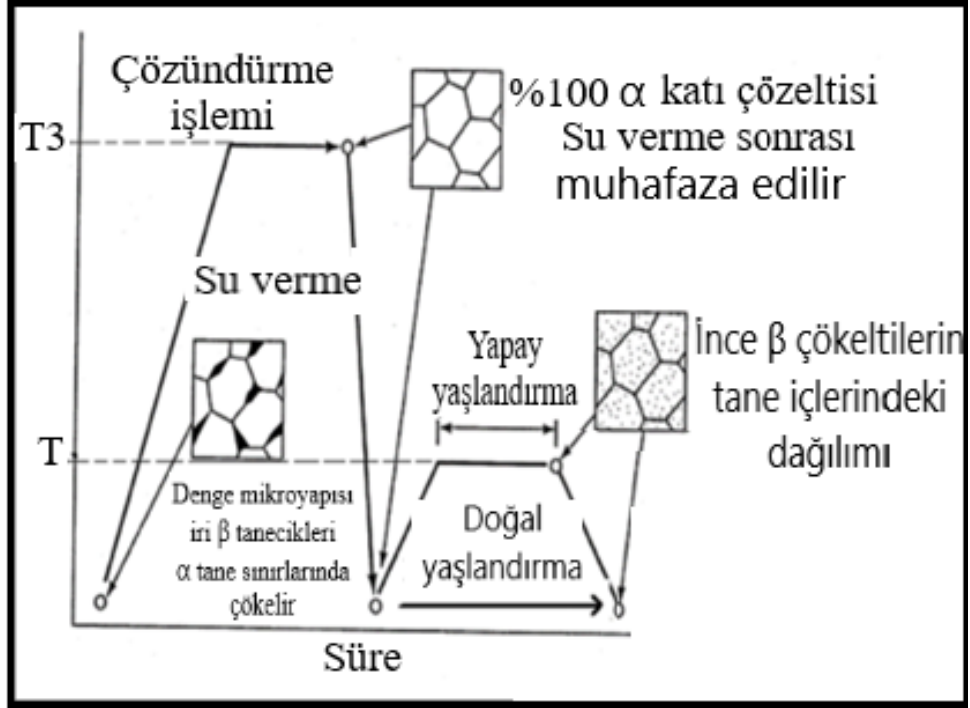
Oda sıcaklığında düşük derecede çözünürlüğe sahip olan faz veya fazların hemen hemen tamamı çözülmüş olduğundan alaşım kararsız bir durumdadır. Oda sıcaklığına ulaşılır ulaşılmaz bu fazlar, kristaller içinde ve tane sınırlarında ince parçacıklar halinde katı çözültiden çökelmeye başlar. Çoğu alaşımda, çökeltme oda sıcaklığında çok yavaş gerçekleşir bununla birlikte, çözündürme işlemi yapılmış alaşımın sıcaklığı yükseltirirse, etki büyük ölçüde artar ve nispeten kısa sürede tamamlanabilir [24].



Şekil 2.4. Çökeltme sertleştirmesinin faz diyagramı üzerinden gösterimi [29].

Çökeltme sertleştirmesi Şekil 2.5'de şematik olarak gösterildiği gibi üç ana adımdan oluşur:

1. Çözündürme ısıl işlemi: Çözünebilir fazların çözülmesi için
2. Su verme : Aşırı doymuş katı bir çözülti oluşturmak için
3. Yaşlandırma sertleştirmesi: Çözünen atomların çökmesi için doğal yaşlandırma veya yapay yaşlandırma.

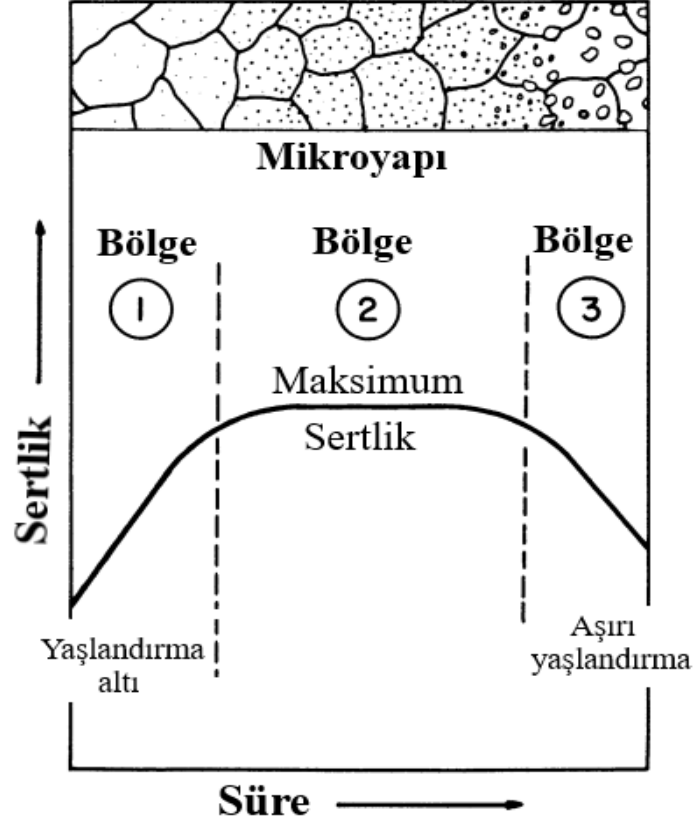


Şekil 2.5. Çökeltme sertleştirmesinin basamakları [30].

2.3.4. Yaşlandırma

Yaşlandırma aşırı doymuş katı çözeltinin katılaşma sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ısıtıldığı üçüncü adımdır. Yaşlanma sıcaklığında, atomlar yalnızca kısa mesafelerde hareket eder. Aşırı doymuş katı çözelti yarı kararlı olduğu için alaşım elementleri çekirdeklenme bölgesinde yayılır ve çökeltiler büyür [31]. İnce parçacıkların çökmesi veya dağılması, kristalleri kayma düzlemlerinde bir araya getirerek deformasyona karşı daha dirençli olmalarını sağlar; bu nedenle alaşım daha mukavemetli, daha sert ve daha az sünek özellikler sergiler [24]. Yeterli sıcaklıklarda yarı kararlı fazın yaşlanmasına izin verildiğinde denge fazı oluşabilir ancak denge çökeltilerinden önce bir veya iki değişik çökelti meydana gelir. Denge fazı çökelti reaksiyonu, sürekli ve süreksiz olmak üzere iki şekilde gerçekleşir. Sürekli çökelti reaksiyonunda, (β) fazı birbirinden bağımsız tanecikler olarak α matrisi içine doğru büyür. Süreksiz çökelti reaksiyonu ise genellikle hücrel çökeltme olarak adlandırılmaktadır [28]. Yaşlandırmada her alaşım için bir optimum süre ve sıcaklık vardır. Bazı alaşımlar daha yüksek yaşlandırma sıcaklıkları gerektirse de demir dışı alaşımların çoğu için bu sıcaklık yaklaşık 165–345°C arasındadır. Zaman veya sıcaklık ya da her ikisi açısından aşırı yaşlandırma gerçekleştiğinde sertlikte hızlı bir düşüş

meydana gelir Bu durum Şekil 2.6'da gösterilmiştir. İkinci bölgede "Maksimum sertlik" gösteren ve zaman-sıcaklık döngülerinde bir miktar değişikliğin olduğu makul büyüklükte bir alan mevcuttur. İnce partiküller 2. bölgede çökelirken, kaba partiküller (aşırı çökelme) sertlikte kesin bir düşüşün olduğu 3. bölgede taneler içinde gösterilmiştir.

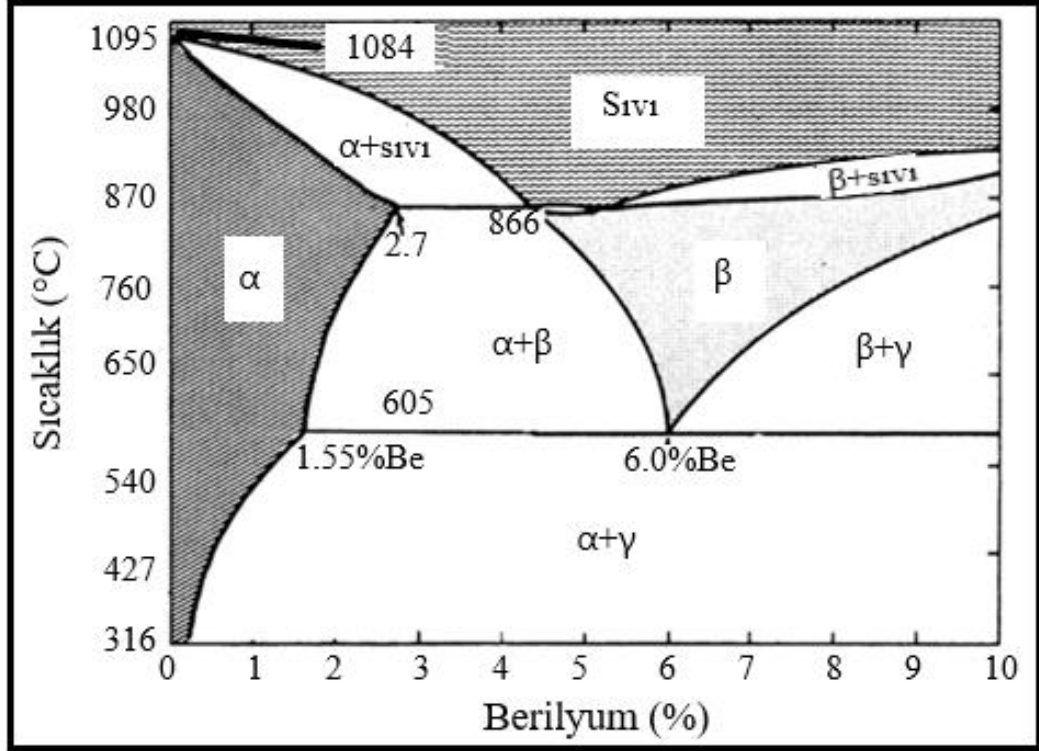


Şekil 2.6. Yaşlandırma eğrisi ve mikroyapıdaki değişimin şematik gösterimi [32].

2.4. ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ MEKANİZMASINA BİR ÖRNEK: (Cu-Be) ALAŞIMLARI

Yalnızca %10'a kadar Be içeren kısmi bir Cu- Be faz diyagramı Şekil 2.7'de gösterilmiştir. Faz diyagramının geri kalanı dahil edilmemiştir çünkü Berilyum içeriği %2.5'in üzerinde olan ticari bakır bazlı alaşımlar kullanılmamaktadır. Yaklaşık %2 Be içeren alaşımlar, yüksek mukavemetin gerekli olduğu yerlerde kullanılır. Yüksek elektriksel iletkenliğin ana hedef olduğu yerlerde %0.5 Be alaşımı kullanılır. Bununla birlikte, iyi bir yaşlandırma elde etmek için böyle bir alaşıma yaklaşık %2 Ni veya Co eklenmelidir. Bu faz diyagramında dikkat edilmesi gereken önemli özellik,

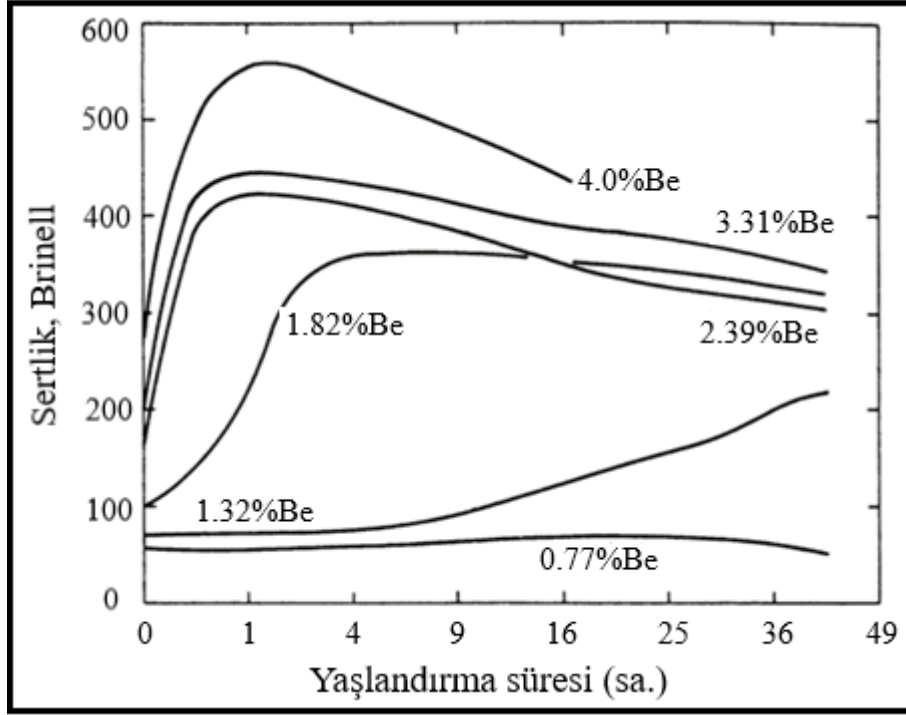
Berilyumun, (α) fazındaki çözünürlüğünün azalan sıcaklıkla azalmasıdır (diyagramın solundaki geniş gölgeli alan bkz. Şek. 2.7). Cu-Be alaşım sistemindeki çökeltme işlemi, (β) fazının gamaya (γ) dönüşmesiyle karmaşıklaşır. Çökeltme sertleştirilmesi için birincil gereksinim olan berilyumun çözünürlüğüdür. Be, bakırda düşük sıcaklıklarda çok düşük çözünürlüğe ve yüksek sıcaklıklarda nispeten yüksek çözünürlüğe sahiptir.



Şekil 2.7. Cu- Be faz diyagramı [32].

Alfa fazı 605°C'de yaklaşık %1.55 Be ve 865°C'de yaklaşık %2.7 Be içerir. Berilyumun azalan çözünürlüğü, yavaş soğutmada veya çözündürme işleminden sonra yaşlandırılmada sert Be-Cu fazının çökmesine neden olur.

Değişen miktarlarda Be içeren alaşımlar için ısıl işlem süreci göz önüne alındığında, yaşlandırma süresine bağlı olarak sertlik değerlerindeki değişime dikkat edilmelidir. Şekil 2.8'de %0.77 ila %4.0 Be içeren farklı Cu- Be alaşımları için yaşlandırma eğrileri gösterilmiştir. Şekildeki grafikte gösterilen tüm alaşımlara 800°C'de çözündürme işlemi yapılmış ve değişen sürelerde 350°C'de yaşlandırılmıştır.



Şekil 2.8. Cu- Be ikili alaşımlarına ait çökeltme sertleştirme eğrileri [32].

Şekil 2.8’de gösterilen grafikten %Be arttıkça en yüksek sertliğe ulaşmak için gereken yaşlandırma süresinin azaldığı görülür. %0.77 Be içeren bir Cu-Be alaşımının ise yaşlandırma sonucunda sertleşmediği söylenebilir. Ancak Berilyum içeriği %1.32’ye yükseltildiğinde, 16 saat sonra önemli bir sertlik artışı meydana gelir. Berilyum içeriğinin %1.82’ye yükseltilmesiyle, 4 saat sonra büyük ölçüde sertleşme gerçekleşir ve sertlik, yaşlandırma periyodu boyunca hemen hemen bu seviyede kalır. %2.39’luk bir Berilyum içeriği, bu alaşımı en yüksek sertliğine (peak-hardness) ulaştırır. Berilyum içeriğinin %4’e çıkartılmasıyla daha da yüksek sertlikler elde edilebilir. %3.31Be ve %4Be alaşımları, %2.39Be alaşımı ile yaklaşık aynı zamanda maksimum sertliğe ulaşır. Cu-Be alaşım sisteminin faz diyagramına bakıldığında bunun nedeni görülebilir. Berilyumun bakır içerisindeki maksimum katı çözünürlüğü sadece yaklaşık %2.7’dir (865°C sıcaklıkta). %3.31Be alaşımı, bakır içinde çözülebilen maksimum Berilyum miktarından fazlasını içerir. %3.31Be ve %4Be alaşımlarının artan sertliğinin herhangi bir ek yaşlandırma işleminden kaynaklanmadığı, ancak çözünmemiş beta fazının varlığından kaynaklandığı faz diyagramı üzerinden basitçe tahmin edilebilir. Çözünmemiş çökelti nedeniyle meydana gelen sertlikteki bu artış çökeltme sertleştirme olarak bilinir. Çözünmemiş çökelti, onu çevreleyen matristen

(Cu matris) daha serttir. Alaşımın nihai sertliği, çökeltilerin dağılma şeklinin yanı sıra ne kadar çözünmemiş çökelti bulunduğu da bağlıdır [24].

İlk aşamada sadece çözündürme işlemi yapılmış durumda (sıfır yaşlandırma süresinde) yüksek Be içeriğine sahip alaşımların daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Temel kafes yapısındaki atomların yer değiştirmesi sonucunda alaşımın sertliği artar. Bu, katı çözeltili sertleştirilmesi olarak bilinir. Benzer ancak daha az yoğun stresli bir durum, katı çözeltili sertleşmesine neden olur. Bakır ana kafes içerisinde Be atomları bulunduğu, Cu atomları, Be atomunun farklı boyutuna uyum sağlamak için normal konumlarının biraz dışına çıkmaya zorlanır. Bu uyum veya atom konumunda meydana gelen hafif kayma, sertlikte orta derecede bir artışa yol açar. Daha fazla Berilyum atomu mevcut olduğunda, daha fazla Bakır atomunun kayması gerekir. Sonuç olarak Şekil 2.8 üzerinden; kafes içerisindeki Berilyum atomlarının sayısı arttıkça daha yüksek bir sertlik elde edilmesinin mümkün olabileceği söylenebilir.

BÖLÜM 3

KOROZYON

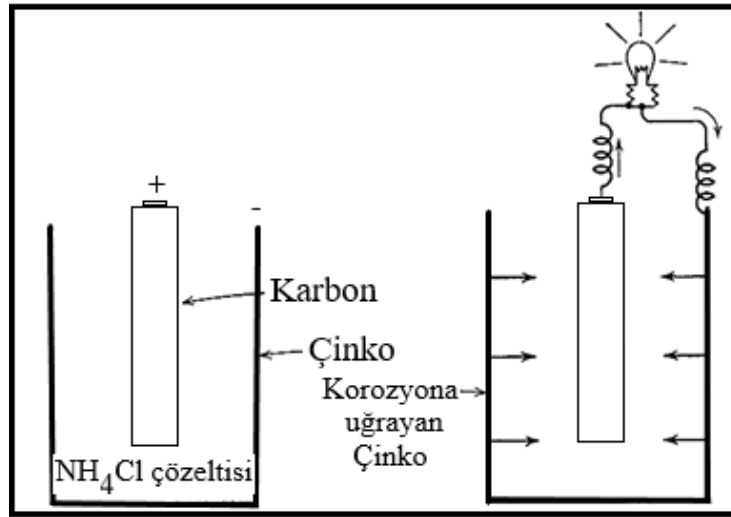
Korozyon, bir metalin çevresiyle kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu metalin ömrünü azaltan ve ona hasar vererek metalik özelliklerini kaybetmesine neden olan bir olaydır. Fiziksel nedenlerle meydana gelen bozulmalar korozyon olarak adlandırılmaz. Bunlar; erozyon, aşınma veya kayma yüzeyleri arasındaki yapışmanın neden olduğu aşınma (kaynaşmalı (adhesif) aşınma) olarak tanımlanır. Bazı durumlarda kimyasal reaksiyonlar sonucu meydana gelen bozulmalara fiziksel bozulmalar da eşlik eder ve böyle durumlar; korozyon- erozyon, korozif aşınma veya aşındırıcı korozyon gibi terimlerle açıklanır. Her ne kadar korozyon kimyasal bir değişimi içerse de bir metalin yapısı ve bileşimi de korozyon davranışını belirler [33].

Metallerin korozyonu, metalin cevherden kazanılması ve kullanım için rafine edilmesi veya alaşımlanması ile ilgilenen ekstraktif (özütleme) metalurjisi ile de alakalıdır. Metal ve alaşımlarının doğada kararlı halde oldukları okside ya da sulu (hidrate) bileşiklerine dönme eğilimi göstermeleri korozyonun doğal bir nedenidir [34]. Buna tipik bir örnek olarak demir gösterilebilir. Demirin birincil korozyon ürünü hidrate hali $Fe(OH)$ (çoğunlukla $FeO \cdot nH_2O$)'dir. Oksijen ve suyun etkisi ile farklı renkler ve bileşikler halinde hematit, magnetit gibi demir cevherleri oluşturur. Demir cevherini metalik demire dönüştürmek için gereken enerji, orijinal bileşiğinin oluşturulması amacıyla korozyona uğradığında geri verilir. Bir metalde ihtiyaç duyulan ve depolanan veya korozyon ile serbest kalan enerji miktarı metalden metale değişir. Bu enerji magnezyum, alüminyum ve demir gibi metaller için nispeten yüksektir. Bakır, gümüş ve altın gibi metaller için ise nispeten düşüktür. Metaller ve cevherleri arasındaki enerji farkı, bileşiklerin oluşum ısıları ile ilgili olan elektriksel terimlerle ifade edilebilir. Metalleri cevherlerinden çıkarmak için gereken enerji ve bu enerjiyi korozyon yoluyla serbest bırakma eğilimi saf metallerin elektromotor kuvvetleri (EMK) serisindeki konumlarına göre belirlenir [35].

3.1. KOROZYON ELEKTROKİMYASI

İki tür korozyon mekanizması vardır. Bunlar kimyasal korozyon ve en az bir anodik ve bir katodik reaksiyon içeren elektrokimyasal korozyondur. Elektrokimyasal olaylar akım ve potansiyel farkı bağıntıları ile açıklanır.

Sulu bir ortamda gerçekleşen korozyon, Şekil 3.1’de gösterilen NH_4Cl çözeltisinden oluşan bir elektrolitle ayrılmış merkez karbon elektrot ve bir çinko kap elektrottan oluşan kuru pil hücresinde meydana gelen reaksiyonlara benzerdir. Her iki elektrottaki kimyasal reaksiyonlarla sağlanan elektrik enerjisiyle ampul sürekli olarak yanar. Karbon elektrotunda (pozitif kutup) kimyasal indirgeme meydana gelir ve çinko elektrotta (negatif kutup) oksidasyon meydana gelir, metalik çinko hidratlı çinko iyonlarına, $\text{Zn}^{2+} \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 'ya dönüştürülür. Hücreden elektrik akışı ne kadar fazlaysa, korozyona uğrayan çinko miktarı da o kadar fazladır. Michael Faraday'ın on dokuzuncu yüzyılın başlarında gösterdiği bu ilişki Faraday yasası olarak bilinen nicel bir ilişkidir. Eşitlik 3.1’de Faraday yasası verilmiştir [33].



Şekil 3.1. Kuru pil hücresi [33].

$$\text{Reaksiyona giren metalin ağırlığı} = kIt \quad (3.1)$$

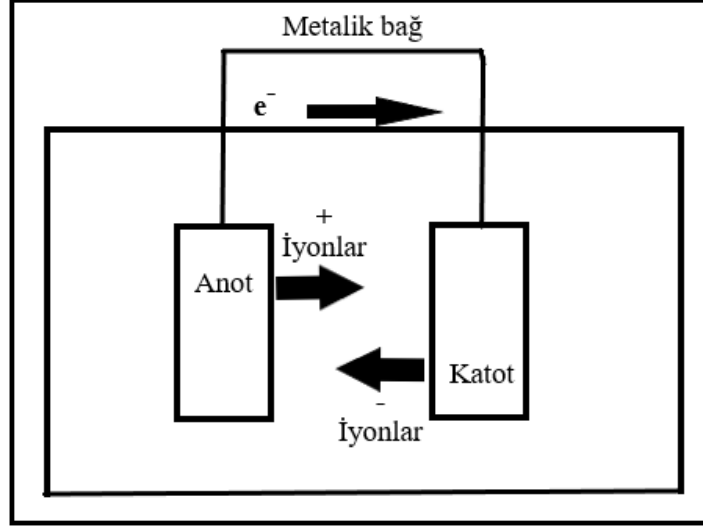
Eşitlikte I amper (A) cinsinden akımdır, t saniye (s) cinsindedir ve k elektrokimyasal eşdeğer olarak adlandırılan bir sabittir. Çinko için k değeri $3.39 \times 10^{-4} \text{g/C}$ 'dir.

Düşük dirençli metalik hücreye kısa devre yapıldığında çinko kap birkaç saat içinde korozyon yoluyla delinir; ancak hücre bağlantısız kaldığında (açık devre), çinko yıllarca bozulmadan kalabilir. Açık devrede meydana gelen yavaş çinko tüketimi, büyük ölçüde çinko yüzeyine gömülü demir gibi çok küçük safsızlıkların aktivitesi ile açıklanır. Bu durum yerel etkili akım olarak tanımlanır. Metal kuru kaldığı sürece yerel etkili akım ve korozyon gözlenmez. Ancak metalin suya veya sulu çözeltilere maruz kalması durumunda, yerel etkili akım görülebilir ve buna metalin korozyon ürünlerine kimyasal dönüşümü eşlik eder. Diğer bir deyişle, yerel etkili akım; suya, tuz çözeltilerine, asitlere veya alkalilere maruz kalan metallerin korozyonunu açıklayabilir. Metaldeki safsızlıklar yerel etkili akım hücreleri oluşturur. Bu safsızlıkların giderilmesi korozyon direncini artırır. Örneğin; yüksek saflıktaki Zn, seyreltik HCl aside karşı ticari çinkodan çok daha iyi korozyon direnci gösterir [33].

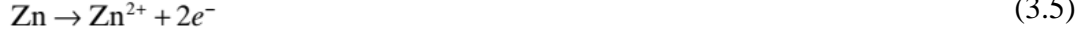
Bir elektrolite daldırılmış iki elektrik iletkeninin (elektrot) bir kombinasyonuna Luigi Galvani'nin onuruna galvanik hücre denir. Bir galvanik hücre kimyasal enerjiyi elektrik enerjisine dönüştürür. Böyle bir hücreye Şekil 3.2'de şematik olarak gösterildiği gibi kısa devre yapıldığında yani iki elektrotu bağlamak için düşük dirençli bir tel ile metalik bağ oluşturulduğunda, pozitif akım metalik bağ üzerinden pozitif elektrottan negatif elektrota akar. Elektronlar, negatiften pozitif kutba da giderler. Elektrolit içinde akım, iyonlar (elektrik yüklü atomlar veya atom grupları) olarak bilinen hem negatif hem de pozitif taşıyıcılar tarafından taşınır. Her iyon tarafından taşınan akım, iyonun hareketliliğine ve elektrik yüküne bağlıdır. Bir hücrenin elektrolitindeki pozitif ve negatif akımın toplamı her zaman yalnızca elektronlar tarafından metalik bağ yolu ile taşınan toplam akıma eşittir. Eşitlik 3.2, 3.3 ve 3.4'te katodik reaksiyonlara (kimyasal indirgenme) örnekler verilmiştir [33].



Kimyasal oksidasyonun meydana geldiği (veya + akımın elektrottan çıkıp elektrolite girdiği) elektrota anot denir. Eşitlik 3.5, 3.6 ve 3.7’de anodik reaksiyonlara örnekler verilmiştir [33].



Şekil 3.2. Korozyon hücresi [36].



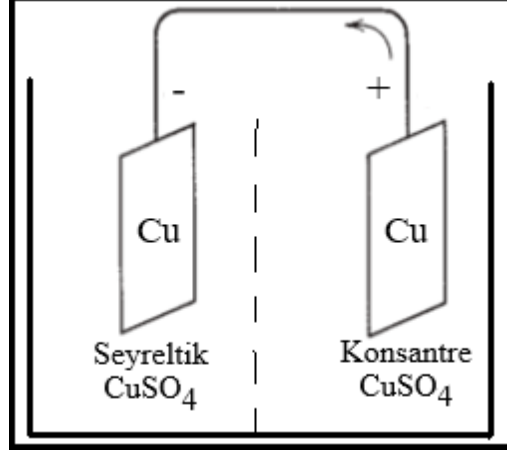
Metallerin korozyonu genellikle anotta meydana gelir. Bununla birlikte, katotta oluşan alkali reaksiyon ürünleri bazen asitlere veya alkalilere maruz kaldığında hızla korozyona uğrayan Al, Zn, Pb ve Sn gibi amfoterik metallerin ikincil korozyonuna neden olabilir. Galvanik hücrelerde katot pozitif kutup, anot ise negatif kutuptur. Bununla birlikte, galvanik kaplamada olduğu gibi harici akım kaynağının negatif kutbuna bağlı elektrotta kayıplar meydana gelir [33].

3.1.1. Korozyon Hücreleri

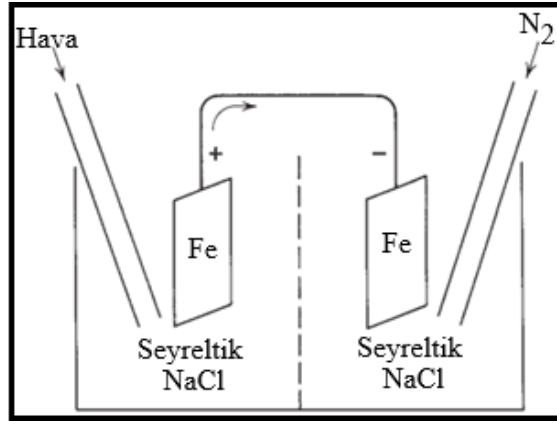
Farklı iki metalin bağlanması ile oluşan korozyon hücrelerine pratikte sıkça rastlanır. Korozyon reaksiyonlarında yer alan üç ana hücre tipi vardır. Mühendislik uygulamalarında korozyondan sorumlu hücreler bu üç tipin bir kombinasyonu olabilir.

1. Farklı Elektrot Hücreleri: Birbirine benzemeyen elektrot hücrelerinin örnekleri arasında şunlar yer alır: Kuru hücre (Bkz. Şekil 3.1), bir metal yüzeyinde ayrı bir faz gibi elektriksel olarak iletken kirlilikler içerir. Birbirine benzemeyen elektrot hücrelerine örnek olarak soğuk işlem gören metal ile aynı metalin tavllanmış hali de verilebilir. Tavllanmış metalde tane sınırlarında çökelmiş olan metalik faz tane içindikilerle temas halindedir. Soğuk işlem görmüş metalde ise farklı yönelimlerdeki bir kristal ile temas halinde belirli yönelime sahip tek bir metal kristal mevcuttur [33].
2. Konsantrasyon Hücreleri: İki tür konsantrasyon hücresi vardır. Birincisine tuz konsantrasyon hücresi denir. Örneğin, Şekil 3.3'te bir bakır elektrot konsantre bakır sülfat çözeltisine ve diğeri seyreltik bir bakır sülfat çözeltisine maruz bırakılırsa elektrotlar kısa devre yapar ve bakır çözülür (yani, $\text{Cu} \rightarrow \text{Cu}^{2+} + 2\text{e}^-$) Diğer elektrot (katot) üzerinde ise ayrı bir fazmış gibi görünen plakalar (yani, $\text{Cu}^{2+} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{Cu}$) ile kaplanır. Bu reaksiyonlar, iki çözeltiyi aynı konsantrasyona getirme eğilimindedir. İkinci tür konsantrasyon hücresi, pratikte daha önemli olan diferansiyel havalandırma hücresi olarak adlandırılır. Örneğin; Şekil 3.4'de seyreltik sodyum klorür çözeltisi içinde iki demir elektrotun bulunduğu bir durumda bir elektrotun etrafındaki elektrolit tamamen havalandırılırken (katot), diğerinin örneğin çözeltiden azot köpürterek havası alınıyor(anot). Sonuçta oksijen konsantrasyonunda meydana gelen fark, potansiyel bir fark yaratarak akıma neden oluyor. Bu tip hücre, belirgin hasarı açıklayan çatlak korozyonu olarak adlandırılır. Birçok mühendislik tasarımında, örneğin birbirine bağlanan iki borunun arayüzünde veya dişli bağlantılarda aralıklar yaygın olarak bulunur. Aralıklar içinde oksijen konsantrasyonu daha düşüktür. Oksijen konsantrasyonunun daha düşük olduğu alanlar daha yüksek oksijen konsantrasyonunun bulunduğu alanlara (yarıkların dışında) göre anodiktir. Diferansiyel havalandırma hücreleri Şekil 3.5'deki gibi pas altında ve Şekil 3.6'daki gibi su hattında, yani su hava arayüzünde çukurlaşma hasarına da neden olabilir. Pas veya diğer çözünmeyen reaksiyon ürünleri ile kaplanan metale ulaşan oksijen miktarı, geçirgen kaplamanın daha ince olduğu veya bulunmadığı diğer kısımlara temas eden miktardan daha azdır. Diferansiyel havalandırma hücreleri; paslanmaz

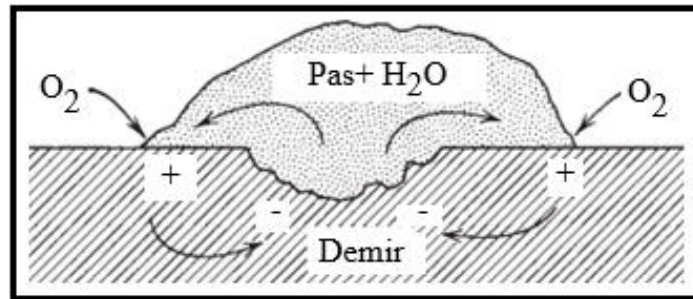
eliklerde, alüminyumda, nikelde ve deniz suyu gibi sulu ortamlara maruz kalan diğer pasif metallerde çukurlarda lokal korozyona yol açabilir [33].



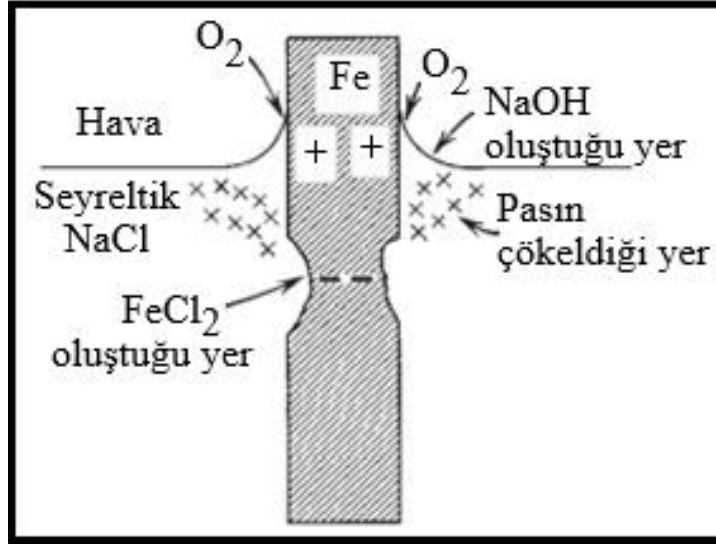
Şekil 3.3. Tuz konsantrasyon hücresi [33].



Şekil 3.4. Diferansiyel havalandırma hücresi [33].



Şekil 3.5. Demirdeki pasın oluşturduğu diferansiyel havalandırma hücresi [33].



Şekil 3.6. Diferansiyel havalandırma hücresindeki su hattı korozyonu [33].

3. Diferansiyel Sıcaklık Hücreleri: Bu hücrelerin bileşenleri, her biri farklı bir sıcaklıkta olan ve aynı başlangıç bileşimindeki bir elektrolite daldırılmış aynı metalin elektrotlarıdır. Bu hücreler ısı eşanjörlerinde, kazanlarda, daldırma ısıtıcılarda ve benzeri ekipmanlarda bulunur. Bakır sülfat çözeltisinde, daha yüksek sıcaklıktaki bakır elektrot katot, daha düşük sıcaklıktaki bakır elektrot ise anot görevi görür. Hücre kısa devre yaptığında, bakır sıcak elektrotta birikir ve soğuk elektrottan çözülür [33].

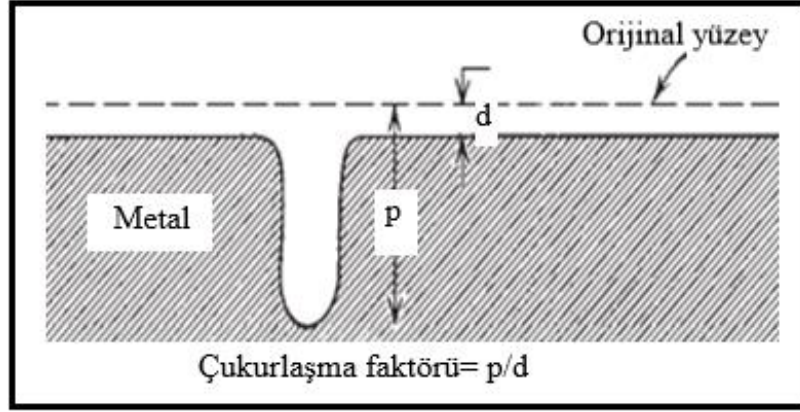
3.2. KOROZYON HASAR TÜRLERİ

Korozyon genellikle sadece paslanma ve kararma olarak düşünülse de korozyon hasarı başka şekillerde de meydana gelir, örneğin çatlama, mukavemet veya süneklik kayıpları dolayısıyla malzemede hasar oluşur. Genel olarak, bazı istisnalar dışında, çoğu korozyon türü elektrokimyasal mekanizmalarla meydana gelir. Korozyon ürünleri mutlaka gözlemlenebilir değildir ve korozyon ile büyük hasarların oluşması için metal ağırlık kaybının kayda değer olması da gerekmez. Dış görünüme veya değişen fiziksel özelliklere göre sınıflandırılan beş ana korozyon türü şunlardır [33]:

1. Genel Korozyon veya Uniform Korozyon: Bu tip korozyon, yaygın olarak bilinen demirin paslanmasını veya gümüşün kararmasını içerir. Nikelin

“sislenmesi” ve metallerin yüksek sıcaklıkta oksidasyonu da bu türün örnekleridir. Genel korozyon hasarının oranları, çeşitli birimlerde rapor edilir; kabul edilen terminolojiler, yılda milimetre başına penetrasyon (mm/yıl) veya günde metrekare başına gram ($gm^2/gün$) şeklindedir. Bu birimler, yüzeydeki herhangi bir adhesiv veya adhesiv olmayan korozyon ürünleri hariç, metal penetrasyonunu veya metalin ağırlık kaybını ifade eder. Genel korozyonun meydana geldiği durumlarda metaller, korozyon oranlarına ve amaçlanan uygulamaya göre gruplara ayrılır. Korozyon oranının <0.15 mm/yıl olduğu gruptaki metallerin korozyon direncinin iyi olduğu ve bu metallerin valf yuvaları, pompa milleri ile çarklar ve yaylar gibi kritik parçalarda kullanılabileceği söylenebilir. 0.15 'den 1.5 mm/yıl korozyon oranındaki metaller için, örneğin; tanklar, borular, valf gövdeleri ve civata başları gibi daha yüksek bir korozyon oranı tolere edilebiliyorsa kullanım için yeterlidir. >1.5 mm/yıl korozyon oranına sahip metal grubu ise genellikle bu tür uygulamalar için yeterli değildirler [33].

2. Çukur Korozyonu: Bu tip hasar, korozyon hızının metalin bazı bölgelerinde diğer yerlerden daha yüksek olduğu, bölgesel (localize) bir saldırı türüdür. Anot görevi gören nispeten küçük ve metalin sabit bir bölgesinde sınırlı olarak ortaya çıkan çukurlar derin ve saldırı alanı nispeten daha büyükse sığ çukurlar meydana gelir. Şekil 3.7'deki şematik gösterimde çukur derinliği bazen, ağırlık kaybıyla belirlenen en derin metal penetrasyonunun ortalama metal penetrasyonuna oranı olan çukurlaşma faktörü ile ifade edilir. Çukurlaşma faktörü, tek tip saldırıyı temsil eder. Birçok metal, yüksek hızlı sıvılara maruz kaldığında, çarpma saldırısı veya bazen korozyon-erozyon adı verilen çukurlaşma tipi bir korozyona uğrar. Örneğin bakır ve pirinç kondansatör borular bu tür saldırılara maruz kalır. Bazı durumlarda temas halindeki iki maddenin (biri veya her ikisi metal olan) titreşim halinde olduğu hafif bağlı hareketinden kaynaklanan aşınma korozyonu, genellikle metal ara yüzeyinde bir dizi çukura yol açar. Metal oksit kalıntıları genellikle bu çukurları doldurur. Böylece yalnızca korozyon ürünleri çıkarıldıktan sonra çukurlar görünür hale gelirler [33].



Şekil 3.7. Ortalama metal penetrasyonuna ve çukurlaşma faktörüne göre en derin çukurun taslağı [33].

3. Alaşım-sızlaşma (Seçimli Korozyon), Çinkosuzlaşma ve Ayrılma: Alaşım-sızlaşma, bir elementin bir alaşımdan korozyon yoluyla seçici olarak çıkarılmasıdır. Alaşım-sızlaştırmanın bir biçimi olan çinkosuzlaştırma, çinko alaşımlarında (örneğin sarı pirinç) meydana gelen ve çinkonun tercihen korozyona uğrayarak gözenekli bir bakır kalıntısı ve korozyon ürünleri bıraktığı bir saldırı türüdür. Bu şekilde aşınmış alaşım genellikle orijinal şeklini korur ve yüzey kararması dışında hasarsız görünebilir, ancak gerilme mukavemeti ve sünekliği ciddi şekilde azalır. Alüminyum içeren bakır bazlı alaşımlar, tercihen alüminyumun korozyona uğradığı çinkosuzlaştırmaya benzer bir korozyon biçimine maruz kalır. Ayrılma, alaşımın bir veya daha fazla reaktif bileşeninin tercihen korozyona uğraması ve alaşımın orijinal şeklini koruyabilecek gözenekli bir kalıntı bırakması bakımından çinkosuzlaştırmaya benzer. Genellikle altın-bakır veya altın-gümüş gibi soy metal alaşımlarıyla sınırlıdır ve altın rafine etmede kullanılır [33].
4. Taneler Arası Korozyon: Metalin tane sınırlarında, mukavemet ve süneklik kaybına neden olan bölgesel bir saldırı türüdür. Anot görevi gören sınırlı alana sahip tane sınırı malzemesi, katot görevi gören geniş tane alanları ile temas halindedir. Bu saldırı tipi genellikle hızlıdır ve metale derinlemesine nüfuz ederek ciddi hasarlara neden olur. Yanlış ısıtılmış 18-8 paslanmaz çelikler veya Duralumin tipi alaşımlar (%4Cu-Al) taneler arası korozyona maruz kalan alaşımlar arasındadır [33].

5. Çatlama: Bir metal, aşındırıcı bir ortamda tekrarlanan veya alternatif çekme gerilmelerine maruz kaldığında çatlarsa, korozyon yorgunluğu sebebiyle başarısız olduğu söylenir. Sabit bir çekme gerilimine ve aynı anda belirli bir aşındırıcı ortama maruz kalan bir metal, hemen veya belirli bir süre sonra çatlarsa, buna gerilmeli korozyon çatlama denir [33]. Normalde korozyon ürünleri metal yüzeyinde koruyucu bir kabuk oluştururken gerilme altındaki metallerde bu kabuk oluşmaz. Bunun sonucunda korozyon hızla devam ederek metalin kabuk oluşturmamış bölgesinde çatlama meydana gelir [35]. Gerilim; soğuk şekillendirme, ısıtma işlemi veya harici olarak uygulandığında kalıntı halde olabilir. Gözlenen çatlaklar, metal türüne ve koroziv ortama bağlı olarak taneler arası veya taneler içi olabilir [33].

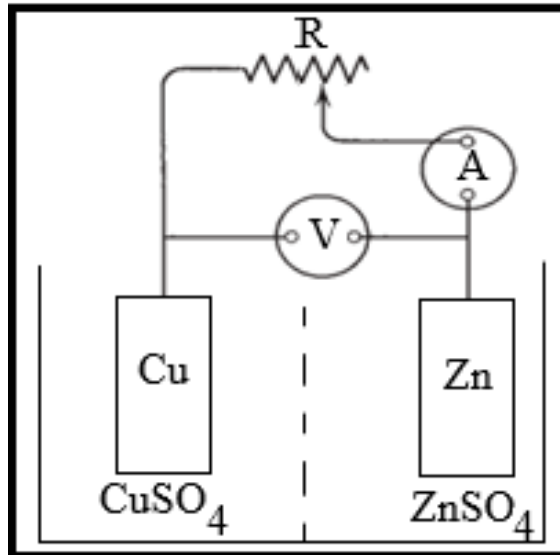
3.3. KOROZYON KİNETİĞİ (POLARİZASYON VE KOROZYON HIZI)

Korozyon eğilimi metallerin çevresi ile arasındaki termodinamik dengeye bağlıdır. Metaller bazı ortamlarda doğası gereği daha yavaş reaksiyona girerler ve diğer metallere göre daha fazla direnç gösterebilirler. Bu nedenle, genel olarak, sistemin dengeye yönelme hızını, yani korozyon hızını kontrol eden çeşitli faktörlerin bilinmesi önemlidir. Bir elektrot yüzeyinden net bir akım aktığında dengede değildir. Böyle bir elektrotun ölçülen potansiyeli, dış akımın büyüklüğüne ve yönüne bağlı olarak değiştirilir. Potansiyel değişimin yönü, her zaman denge durumunun tersi yönde kaymaya karşıdır ve dolayısıyla, akım ister dışarıdan etkilensin ister galvanik kökenli olsun, akımın akışına karşıdır. Örneğin, bir galvanik hücrede akım oluştuğunda, anot potansiyel olarak her zaman daha katodiktir ve katot her zaman daha anodik hale gelir. Akım arttıkça anot ve katot arasındaki potansiyel farkı küçülür. Bir elektrotta giden veya elektrottan gelen net akımın neden olduğu, volt cinsinden ölçülen potansiyel değişime polarizasyon denir [33].

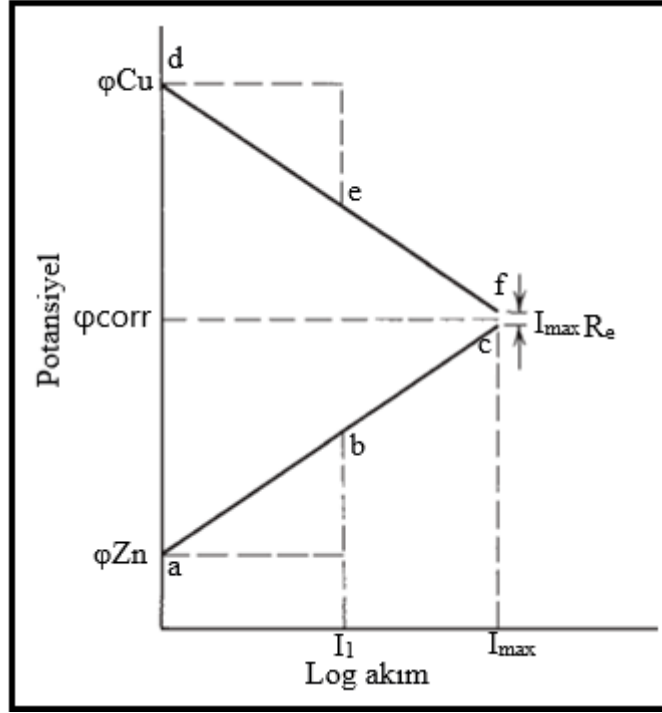
3.3.1. Polarizasyon Hücresi

Elektrotlar Şekil 3.8'de gösterildiği gibi; değişken direnç R , voltmetre V ve ampermetre A 'ya bağlı olan $ZnSO_4$ çözeltisinde çinko ve $CuSO_4$ çözeltisinde bakırdan (Daniell hücresi) oluşan bir hücre olarak düşünülebilir. Akımın olmadığı hücrenin

çinko ve bakır elektrotlarının potansiyel farkı (EMK) yaklaşık 1V'tur. Dış dirençten küçük bir akımın geçmesine izin verilirse, her iki elektrot da polarize olduğu için ölçülen potansiyel farkı 1V'un altına düşer. Akım arttıkça voltaj düşmeye devam eder. Tam kısa devrede (çok küçük dış dirençte), maksimum akım meydana gelerek bakır ve çinko elektrotların potansiyel farkı neredeyse sıfır olur. Daniell hücresinin voltajı üzerindeki net akımın etkisi, Şekil 3.9'da gösterildiği gibi bir polarizasyon diyagramı çizilerek temsil edilebilir. Bakır ve çinko elektrotların toplam akımı (I), potansiyeli (ϕ) ile gösterilir. Termodinamik potansiyeller (hücreden akımın olmadığı durum) ϕ_{Zn} ve ϕ_{Cu} ile verilir. Çinko elektrot abc eğrisi boyunca ve bakır elektrot def eğrisi boyunca polarize olur. Ampermetreden I_1 'e eşit bir akım değerinde, çinkonun volt cinsinden polarizasyonu, çinkonun b'deki gerçek potansiyeli ile termodinamik değer a veya ϕ_{Zn} arasındaki fark tarafından verilir. Benzer şekilde, bakırın polarizasyonu, e-d farkı ile verilir. Polarize elektrotların potansiyel farkı, b-e, hem harici metalik direnç R_m hem de serideki dahili elektrolitik direnç R_e veya $I_1 (R_e + R_m)$ toplam direnci ile çarpılan akım i_1 'e eşittir. Kısa devrede akım maksimum olur, I_{max} . R_m ihmal edilebilir ve her iki elektrotun potansiyel farkı, $I_{max}R_e$ 'ye eşit bir minimum değere düşer. Maksimum akım $(65.38/2)I_{max}/F$ gram çinko korozyonuna eşittir, burada I_{max} amper cinsindedir, F 96.500 C/eq'ye eşittir ve 65.38/2 çinkonun eşdeğer ağırlığıdır. [33].



Şekil 3.8. Polarize bakır- çinko hücresi [33].



Şekil 3.9. Bakır- çinko hücresi için polarizasyon diyagramı [33].

3.3.2. Polarizasyon Türleri

Konsantrasyon polarizasyonu, aktivasyon polarizasyonu ve IR düşüşü (ohmik potansiyel düşüşü) olmak üzere üç tür elektrot polarizasyonu vardır.

1. Konsantrasyon Polarizasyonu (Difüzyon Aşırı Potansiyeli): Bakır, bakır iyonunun aktivitesinin (Cu^{2+}) ile temsil edildiği seyreltik CuSO_4 çözeltisinde katot yapılırsa, dış akımın yokluğunda potansiyel Eşitlik 3.8'de Nernst denkleminde ϕ_1 olarak verilir.

$$\phi_1 = 0.337 + \frac{0.0592}{2} \log(\text{Cu}^{2+}) \quad (3.8)$$

Akım oluştuğunda elektrot üzerinde bakır birikir, böylece bakır iyonlarının yüzey konsantrasyonu (Cu^{2+})_s aktivasyonundan ötürü düşer. Elektrotun potansiyeli Eşitlik 3.9'da verildiği gibi ϕ_2 olur.

$$\phi_2 = 0.337 + \frac{0.0592}{2} \log(\text{Cu}^{2+})_s \quad (3.9)$$

$(\text{Cu}^{2+})_s$, (Cu^{2+}) 'dan daha küçük olduğundan, polarize katodun potansiyeli, harici akımın yokluğundakinden daha az soy veya daha aktiftir. Potansiyel farkı Eşitlik 3.10'da verilen $\phi_2 - \phi_1$, konsantrasyon polarizasyonuna eşittir.

$$\phi_2 - \phi_1 = -\frac{0.0592}{2} \log \frac{(\text{Cu}^{2+})}{(\text{Cu}^{2+})_s} \quad (3.10)$$

Akım ne kadar büyükse, bakır iyonunun yüzey konsantrasyonu o kadar küçük veya $(\text{Cu}^{2+})_s$ değeri ne kadar küçükse buna karşılık gelen polarizasyon o kadar büyük olur. Bakır elektrot anodik olarak polarize edilirse yüzeydeki bakır iyonu konsantrasyonu çözelti içindeki konsantrasyonundan daha büyük hale gelir. $(\text{Cu}^{2+})/(\text{Cu}^{2+})_s$ oranı birden küçük olur ve Eşitlik (3.10)'un $\phi_2 - \phi_1$ işareti değişir. Başka bir deyişle, bir anottaki konsantrasyon polarizasyonu, elektrot katot olarak polarize edildiğinde potansiyel değişim yönünün tersine, elektrotu katodik veya soy yönde polarize eder. Bir bakır anot için, konsantrasyon polarizasyonu için sınırlayıcı üst değer, elektrot yüzeyinde doymuş bakır tuzlarının oluşumuna karşılık gelir. Bu sınırlayıcı değer, Cu^{2+} aktivitesinin sifıra yaklaştığı katodik polarizasyondaki kadar büyük değildir [33].

2. Aktivasyon Polarizasyonu: Elektrotlarda yürüyen kimyasal reaksiyonların metal- elektrolit ara yüzeyinde engellenmesinden ileri gelir. Korozyon hızının belirlenmesinde yalnızca aktivasyon polarizasyonu kullanılabilir [35]. Aktivasyon polarizasyonu, yavaş bir elektrot reaksiyonundan kaynaklanır. Elektrottaki reaksiyonun devam etmesi için bir aktivasyon enerjisi gerekir. En önemli örnek, bir katotta hidrojen iyonunun indirgenmesidir, $\text{H}^+ + \text{e}^- \rightarrow 1/2\text{H}_2$. Bu reaksiyonda polarizasyon, hidrojen aşırı potansiyeli olarak adlandırılır [33].

Aşırı potansiyel, elektrot- çözelti arayüzü boyunca akımdan kaynaklanan bir denge elektrotunun polarizasyonu ya da potansiyel değişimi olarak tanımlanır. Aşırı potansiyel, η , ölçülen potansiyel ile termodinamik veya tersinir potansiyel arasındaki farktır; yani ($\eta = \phi_{\text{ölçülen}} - \phi_{\text{tersinir}}$)'dir. Aşırı gerilim ise, uygulanan bir akımın neden olduğu aşındırıcı bir elektrotun polarizasyonu (potansiyel değişimi) olarak tanımlanır; yani aşırı gerilim, ε , ölçülen potansiyel ile korozyon potansiyeli arasındaki farktır; yani ($\varepsilon = \phi_{\text{ölçülen}} - \phi_{\text{korozyon}}$)'dir.

Aktivasyon polarizasyonu ayrıca metal- iyon birikimi veya çözünmesinin karakteristiği olarak da tanımlanır. Aşırı potansiyel değeri; gümüş, bakır ve çinko gibi metaller için küçük olabilir ancak demir, kobalt, nikel ve krom gibi geçiş metalleri için daha büyüktür. Aktivasyon polarizasyonu (η), Eşitlik 3.11'de verilen Tafel denklemine göre akım yoğunluğu (i) ile artar. Burada β ve i_0 belirli bir metal ve ortam için sabitlerdir ve her ikisi de sıcaklığa bağlıdır. Değişim akımı yoğunluğu (exchange current density) i_0 değeri ne kadar büyük ve β değeri ne kadar küçükse, karşılık gelen aşırı potansiyel o kadar küçüktür [33].

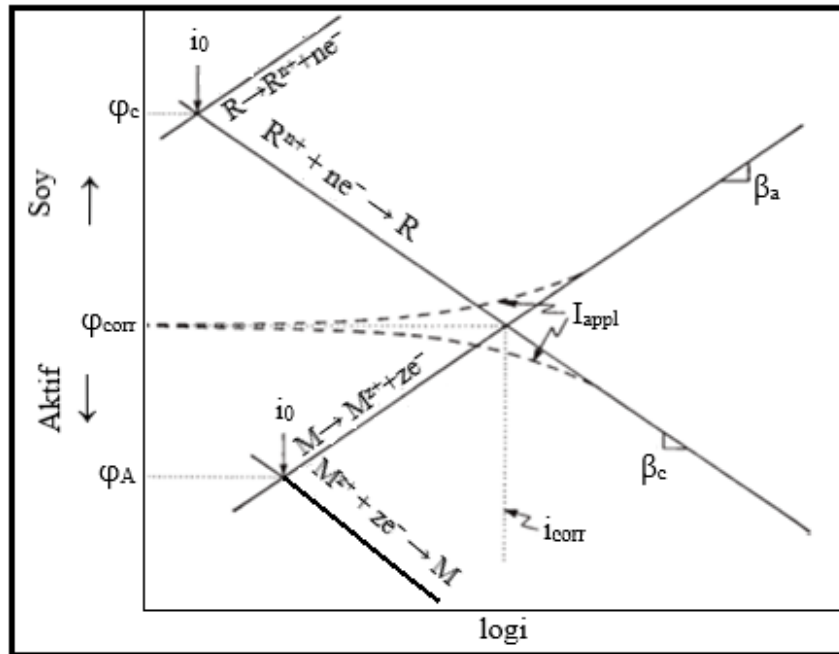
$$\eta = \beta \log (i / i_0) \quad (3.11)$$

3. IR Düşüşü: Polarizasyon ölçümleri, elektrotu çevreleyen elektrolitin bir kısmından, yüzeydeki bir metal reaksiyon ürünü filminden veya her ikisinden geçen ohmik potansiyel düşüşünü içerir. Çalışma elektrodu ile referans elektrodunun kapiler ucu arasında daima bir ohmik potansiyel düşüşü meydana gelir. I akım yoğunluğudur ve R ise l/κ 'ye eşit, l cm uzunluğundaki direnç yolunun ohm cinsinden değerini ifade eder. κ özgül iletkenliği temsil eder [33].

3.3.2. Polarizasyon Diyagramı

Bazen Evans diyagramları olarak adlandırılan aşındırıcı metallerin polarizasyon diyagramları, potansiyele karşı log akım veya log akım yoğunluğu grafikleridir. Bir polarizasyon diyagramı oluşturmak için, çalışılan elektrota ("çalışma" elektrotuna) ek olarak kullanılan elektrotlar; referans elektrot ve etkinlik göstermeyen genellikle platinden yapılan karşıt (veya yardımcı) elektrottur. Ölçümler genellikle bir potansiyostat yani çalışma ve karşıt elektrotlar arasında uygun akımı geçirerek çalışma ve referans elektrotları arasında istenen potansiyeli otomatik olarak koruyan bir alet kullanılarak yapılır. Alternatif olarak yapılacak ölçümlerin tipine göre güç kaynağı, direnç, ampermetre ve potansiyometreden oluşan galvanostatik devre kullanılabilir. Çalışma ve karşıt elektrotlar arasındaki akım kontrol edilir ve çalışma elektrotunun referans elektrota göre potansiyeli ölçülür [33].

Bir polarizasyon diyagramının deneysel olarak oluşturulmasında, uygulanan akım I_{appl} sıfır olduğunda, ilk ölçüm genellikle korozyon potansiyelinin (ϕ_{corr}) ölçümüdür. Çalışma elektrodu daha sonra Şekil 3.10'daki kesikli çizgilerden birini oluşturmak için anodik veya katodik olarak polarize edilir. Polarizasyon prosedürü daha sonra tekrarlanır, ancak ikinci kesikli çizgiyi elde etmek için I_{appl} ters çevrilir. Potansiyostat kullanılarak polarizasyon ya potansiyel adımlarda yani potansiyostatik olarak ya da sürekli yani potansiyodinamik olarak gerçekleştirilebilir. Korozyon potansiyelinin daha soy ve daha aktif taraflarında ϕ 'ye karşı $\log I_{\text{appl}}$ 'yi belirledikten sonra, metal M için Şekil 3.10'da gösterildiği gibi tam polarizasyon diyagramı oluşturulur. Bu sistemde, oksidasyon reaksiyonu $M \rightarrow M^{z+} + ze^{-}$ şeklinde metalin çözünmesi olabilir. İndirgeme reaksiyonu $R^{n+} + ne^{-} \rightarrow R$ olarak sembolize edilebilir. Havalandırılmış bir nötr veya bazik sulu çözeltide, indirgeme reaksiyonu $O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-}$ şeklinde gerçekleşebilirken, havası alınmış bir asit ortamında ise, indirgeme reaksiyonu $2H^{+} + 2e^{-} \rightarrow H_2$ olarak gerçekleşebilir [33]. Uygulanan dış akımın lineer olarak değiştiği bölgelere Tafel Bölgesi denir. Korozyon potansiyelinden başlayarak katodik (β_c) ya da anodik (β_a) yönde çizilen yarı logaritmik akım potansiyel eğrileri Tafel eğimleri olarak bilinir. Bu eğrilerin kesiştiği nokta korozyon potansiyeli (ϕ_{corr}) ve buna karşılık gelen akım ise korozyon akımıdır (I_{corr}).



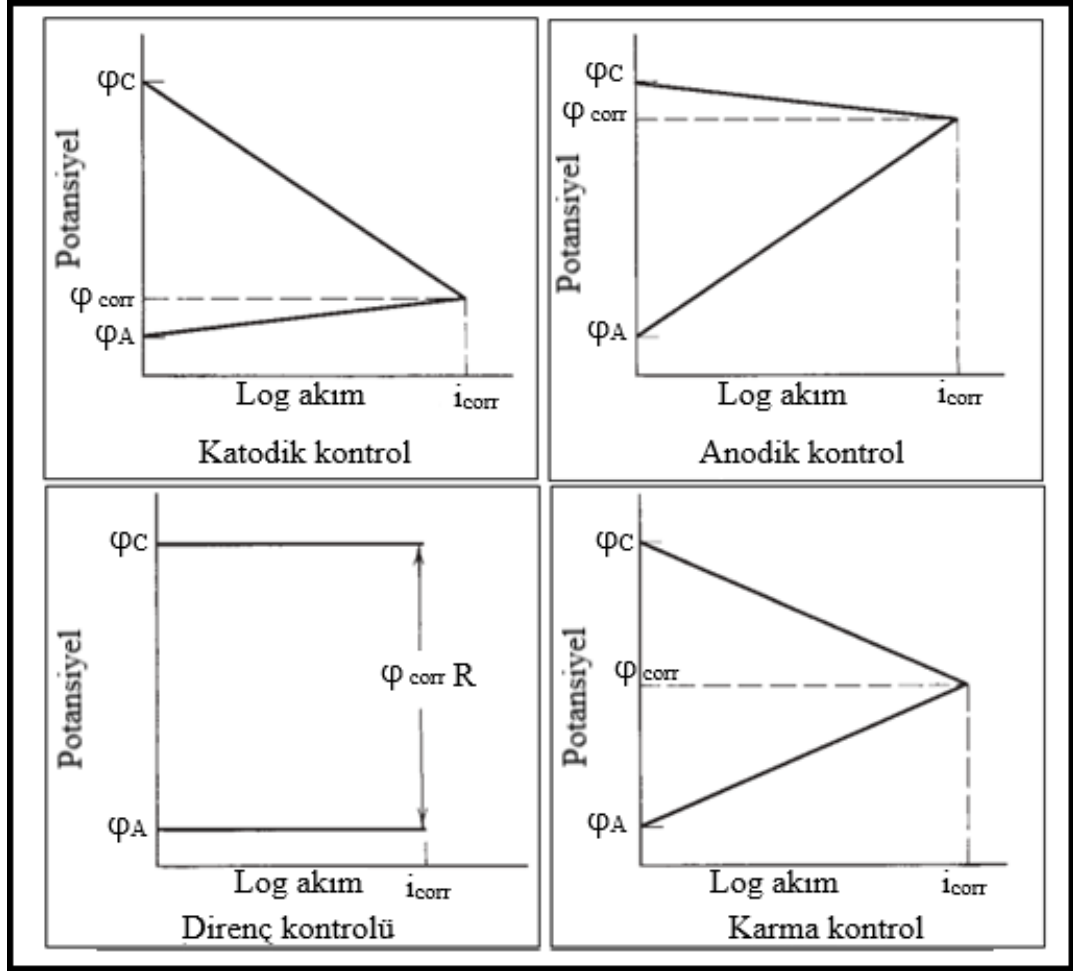
Şekil 3.10. Polarizasyon diyagramı [33].

Anodik Tafel bölgesinden tersinir (denge) anot potansiyeline (ϕ_A) ekstrapolasyon yaparak, $M^{z+} + ze^- \rightarrow M$ reaksiyonu için akım yoğunluğu değişimi, i_{0a} belirlenir; yani, eşit oksidasyon ve indirgeme reaksiyonları, akım yoğunluğu olarak ifade edilir. Benzer şekilde, Tafel bölgesinden tersinir potansiyel ϕ_c 'ye ekstrapolasyon yapılarak akım yoğunluğu değişimi i_{0c} için katodik reaksiyon belirlenir. Anodik veya katodik Tafel bölgesinden korozyon potansiyeli ϕ_{corr} 'a $i_c = i_a$ olduğu durumda ekstrapolasyon yapıldığında $A_a = A_c$ (anot– katot alan oranı= 1) koşulu için korozyon hızı, i_{corr} belirlenebilir [33].

3.3.4. Polarizasyonun Korozyon Hızına Etkisi

Korozyon hızı anot ve katot arasındaki potansiyel farkına ve elektrot reaksiyonlarının polarizasyonuna bağlıdır [35]. Elektrolitin direnci ve elektrotların polarizasyonu, bir galvanik hücre tarafından üretilen akımın büyüklüğünü sınırlar. Bir metalin yüzeyindeki lokal etkili hücreler için elektrotlar birbirine çok yakındır; sonuç olarak, elektrolitin direnci, daha önemli olan polarizasyon faktörüne kıyasla genellikle ikincil bir faktördür. Şekil 3. 11'de görüldüğü gibi polarizasyon çoğunlukla anotlarda meydana geldiğinde, korozyon reaksiyonunun anodik olarak kontrol edildiği söylenir. Korozyon potansiyeli anodik kontrol altında, katodun termodinamik potansiyeline yakındır. Polarizasyon çoğunlukla katotta meydana geldiğinde, korozyon hızının katodik olarak kontrol edildiği söylenir. Direnç kontrolü, elektrolit direnci o kadar yüksek olduğunda meydana gelir ki elde edilen akım, anotları veya katotları kayda değer bir şekilde polarize etmek için yeterli değildir. Örneğin; bir metal yüzeyi kaplayan gözenekli bir yalıtkan kaplama böyle bir durumda oluşur. Korozyon akımı daha sonra kaplamanın gözeneklerindeki elektrolit içinden IR düşüşü ile kontrol edilir. Hem anotlarda hem de katotlarda bir dereceye kadar polarizasyonun meydana gelmesi yaygındır. Bu durum karma kontrol olarak tanımlanır [33].

Anot veya katodun polarizasyonunu ifade eden denklem biliniyorsa ve anot– katot alan oranı tahmin edilebiliyorsa, korozyon akımı; korozyon potansiyeli ve termodinamik potansiyelden hesaplanabilir. Örneğin, havası alınmış asitlerdeki aktif metallerin korozyonu için, metalin yüzeyi muhtemelen büyük ölçüde adsorbe edilmiş H atomları ile kaplanmıştır ve bu nedenle çoğunlukla katot olduğu varsayılabilir [33].



Şekil 3.11. Korozyon kontrol türleri.

Termodinamik potansiyel $-0,059 \text{ pH}$ 'dır ve eğer $\text{H}^+ \rightarrow \frac{1}{2} \text{H}_2 - e^-$ için i_{corr} , i_0 'dan yeterince büyükse, Tafel denklemi katodik polarizasyon davranışını ifade eder. Denklem Eşitlik 3.12'de gösterildiği gibidir. i_{corr} denklem üzerinden hesaplanır [33].

$$\varphi_{\text{corr}} = -(0.059\text{pH} + \beta \log \frac{i_{\text{corr}}}{i_0}) \quad (3.12)$$

Daha sonra lineer polarizasyon yöntemi ile Stern ve Geary, şimdi Stern–Geary denklemi olarak bilinen çok önemli ve kullanışlı denklemi türetmiştir. Akım potansiyel eğrisinin korozyon potansiyeli dolayındaki doğrusal kısmının eğiminden (Bkz. Şekil 3.10) polarizasyon direnci bulunarak Eşitlik 3.13 ve Eşitlik 3.14 kullanılarak korozyon hızı bulunur [37].

$$i_{\text{corr}} = \frac{\Delta m \cdot F \cdot n}{\Delta t \cdot M_k} \quad (3.13)$$

Burada; Δm ağırlık azalması, F Faraday sabiti; n alınan verilen elektron sayısı, M_k metalin atom gramının kütlesi, Δt zaman aralığıdır.

$$i_{\text{corr}} = \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{2.303(\beta_a + \beta_c)} \frac{\Delta i}{\varphi} = \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{2.303(\beta_a + \beta_c)} \cdot \frac{1}{R_p} = \frac{B}{R_p} \quad (3.14)$$

I_{corr} korozyon akımını, β_a ve β_c sırasıyla anodik ve katodik tafel sabitlerini, R_p polarizasyon direncini gösterir. Korozyon hızını ölçmede kullanılan bir yöntem de metal/çözelti ara yüzeyinde oluşan çift tabakanın uygulanan alternatif akım ile empedansının ölçülmesine dayanmaktadır. Yöntemin uygulanmasında, çift tabaka kapasitesi ve metal yüzeyi ile çözeltinin iç kısmı arasındaki dirençlerden oluşan bir elektronik eşdeğer devre tasarlanarak polarizasyon direnci belirlenmeye çalışılır. Bulunan polarizasyon direnci (R_p) değeri Stern-Geary eşitliğinde yerine konularak, korozyon hızı hesaplanır. Kütle kaybından korozyon hızı belirlenirken çözünmenin homojen olması ve korozyon ürünlerinin ya tamamen çözünür veya uygun bir çözültide çözünerek metal yüzeyinden uzaklaştırılması gerekir [37].

$$\text{Korozyon hızı} = \frac{\text{kütle azalması}}{\text{Metalin yüzey alanı} \times \text{zaman}} \quad (3.15)$$

3.4. BAKIRIN KOROZYON ÖZELLİKLERİ

Bakır, çoğu sulu ortamda iki değerlikli Cu^{2+} iyonunu oluşturarak anodik olarak çözünür. Metal yüzeyindeki denge ilişkileri, $\text{Cu} + \text{Cu}^{2+} \leftrightarrow 2\text{Cu}^+$ reaksiyonunun daha çok sola doğru kaydığını gösterir. Öte yandan, örneğin bir klorür çözeltisinde Cu^+ ve Cl^- arasında olduğu gibi Cu^+ 'nin CuCl_2^- 'e dönüşerek sürekli tükenmesi, ana çözünme ürünü olarak tek değerli iyonu destekler. Bakır yüksek sıcaklıklarda havada ısıtıldığında, film kalınlığı arttıkça oluşan ince bir CuO filmi ile kaplanmış bir Cu_2O filmi geliştirir [38]. EMK serisinde bakır, hidrojene karşı asildir (kimyasal değişiklik göstermeyen). Suda ve çözünmüş oksijen içermeyen asitlerde aşınma eğilimi göstermeden termodinamik olarak inert kalır. Oksitleyici asitlerde ve bakır

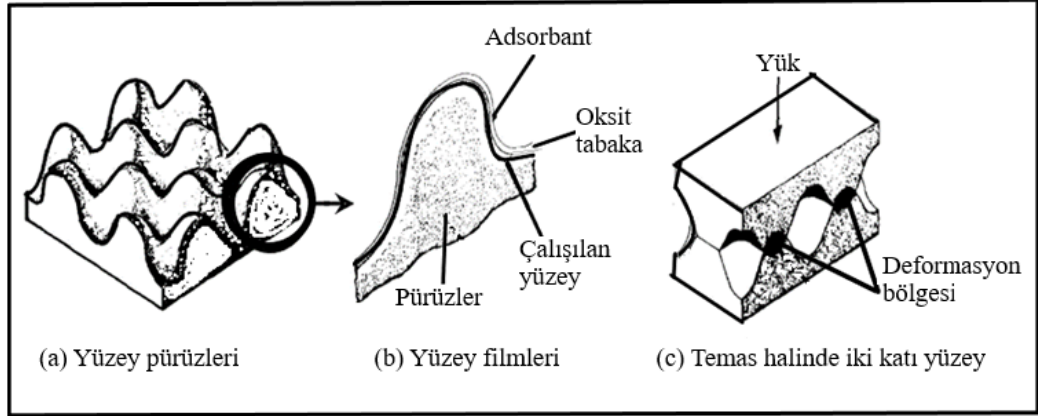
kompleksleri oluşturan havalandırılmış iyon çözeltilerinde ise (örneğin; CN^- , NH_4^+) korozyon şiddetli olabilir [33]. Açık bir sistemde oksijenin çözünürlüğü sıcaklıkla azalacağından korozyon hızı sıcaklık arttıkça maksimum değere ulaşabilir [39]. Deniz suyunda ve tatlı sularda korozyon direnci, korozyonun devam etmesi için oksijenin içinden geçmesi gereken bir yüzey oksit filminin varlığına bağlıdır. Oda sıcaklığında damıtılmış suya maruz bırakıldığında, bakır üzerindeki oksit filminin Cu_2O ve CuO karışımı olduğu bulunmuştur [33].

Özetle bakırın korozyona karşı dayanıklı olduğu ortamlar; deniz suyu, sıcak veya soğuk tatlı sular, havası alınmış sıcak veya soğuk seyreltik H_2SO_4 , H_3PO_4 , asetik asit ve diğer oksitleyici olmayan asitler, atmosferik ortamlar, belirli koşullar altında halojenler gibi örneğin; yaklaşık 400°C 'nin altında flor, 600°C 'nin altında kuru HF, 150°C 'nin altında kuru Cl_2 , 25°C 'de kuru Br_2 , 375°C 'nin altında iyot ortamları olarak sıralanabilir [40]. Bakırın korozyona karşı dayanıksız olduğu ortamlar ise; oksitleyici asitler, örneğin HNO_3 , sıcak konsantre H_2SO_4 ve havalandırılmış oksitleyici olmayan asitler (karbonik asit dahil), NH_4OH (+ O_2) ve bir kompleks iyon, $\text{Cu}(\text{NH}_3)_4^{2+}$ oluşumları (İkame edilmiş NH_3 bileşikleri (aminler) de aşındırıcıdır. Bu bileşikler, hassas bakır alaşımlarının stres-korozyon çatlamasına neden olan bileşiklerdir.), yüksek hızlı havalandırılmış sular ve sulu çözeltiler, oksitleyici ağır metal tuzları, örneğin FeCl_3 ve $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ gibi ve hidrojen sülfür, kükürt ve bazı kükürt bileşiklerinin bulunduğu ortamlar olarak sıralanabilir [33].

BÖLÜM 4

TRIBOLOJİK ÖZELLİKLER

Triboloji, temas halindeki katıların yapışmasını, sürtünmesini, aşınmasını ve yağlanmasını içerir. Katıların; yapışması, sürtünmesi, aşınması ve yağlanması, yüzeyin; fiziksel, kimyasal, mekanik ve metalurjik özelliklerine son derece bağlıdır. Katı bir yüzey, SEM ile mikroskopik olarak veya bir yüzey profilometresi ile mekanik olarak incelendiğinde, düzensizlikler gösterdiği yani yüzeyin düz ve pürüzsüz olmadığı bulunur. Bu düzensizlikleri veya genel olarak adlandırıldığı şekliyle pürüzleri gösteren tipik bir yüzey şematik olarak Şekil 4.1(a)'da sunulmuştur. Gevrek yüzeyler hariç neredeyse tüm yüzeyler Şekil 4.1(a)'daki pürüzler içerir. Bu pürüzlerin yüzeyleri atomik olarak temiz değildirler. Şekil 4.1(b)'de gösterildiği gibi yüzey filmleri içerirler. Metaller ve alaşımlar için bu filmler oksitlerden ve genellikle su buharı, karbon monoksit ve karbon dioksit gibi adsorbe edilmiş gazlardan oluşur. Bir katının yüzeyinde bulunan filmlere ek olarak, katının kendisinin yüzeyel (yüzeye yakın) katmanları da yapı olarak katının kendisinden önemli ölçüde farklılık gösterebilir. Şekil 4.1(c)'de gösterildiği gibi iki katı yüzey bir araya getirildiğinde, pürüz uçlarında temas oluşur ya katıların ağırlığı altında ya da bir yük uygulandığında, malzemeye bağlı olarak pürüzlerde önce elastik, sonra plastik deformasyon meydana gelir. Gerçek pürüzlü temas alanı, yükü desteklemek için yeterli olana kadar deformasyon devam eder; daha sonra, bu noktada deformasyon durur ve ortaya çıkan gerçek temas alanı, görünen temas alanının küçük bir yüzdesi olur. Yeterince hafif yüklerde malzemeye bağlı olarak Şekil 4.1 (b)'de gösterilen yüzey filmleri deformasyon sürecinde bozulmayabilir. Bununla birlikte, çoğu malzemede, bu filmlerin bozulması, yeni oluşan katı yüzey temasının gerçekleşmesiyle sonuçlanacaktır. Temasın kapsamı, filmin özelliklerine olduğu kadar katının özelliklerine de bağlıdır [41].



Şekil 4.1. Yüzey topografyası ve temas yüzeylerinin şematik gösterimi [41].

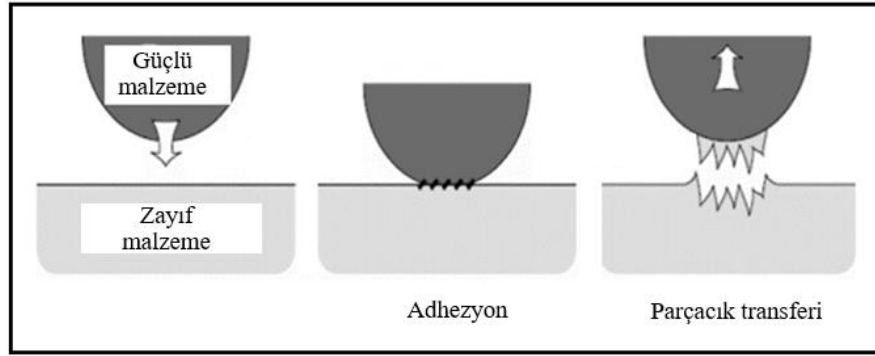
4.1. TEMEL AŞINMA TÜRLERİ

Metalik yüzeylerden adsorbe edilmiş filmlerin ve oksit tabakaların çıkarılması ile iki katının birbirleri ile temas ettiği ara yüzeyde çok güçlü bir yapışma meydana gelir [41]. Temas eden cisimler arasındaki bağ sonucu oluşan bu tür aşınma “adhesif aşınma” olarak adlandırılır. Film tabakasındaki kusurlar, sert cisimler arasındaki göreceli harekete zarar verir ve kaçınılmaz olarak temas eden yüzeylerde şiddetli bozulmaya neden olur. Film malzemesi sert parçacıklar içeriyorsa veya başka bir gövdeye karşı koruma sağlamadan sadece bir gövdeye karşı çalışıyorsa, o zaman bazen çok hızlı olabilen “abrasif aşınma” olarak tanınan bir aşınma şekli meydana gelir. Film malzemesi, temas eden gövdenin kimyasal saldırısı sonucu meydana gelir ve bu durum yüzeyler arasında biraz yağlanma oluştursa da ana aşınma neredeyse tahmin edilebilir. Bu tür aşınma “korozif aşınma” olarak tanımlanır. Böyle bir durumda atmosferik oksijen aşındırıcı aracıyken, "oksidatif aşınmanın" daha sonra meydana gelmesi beklenir [42].

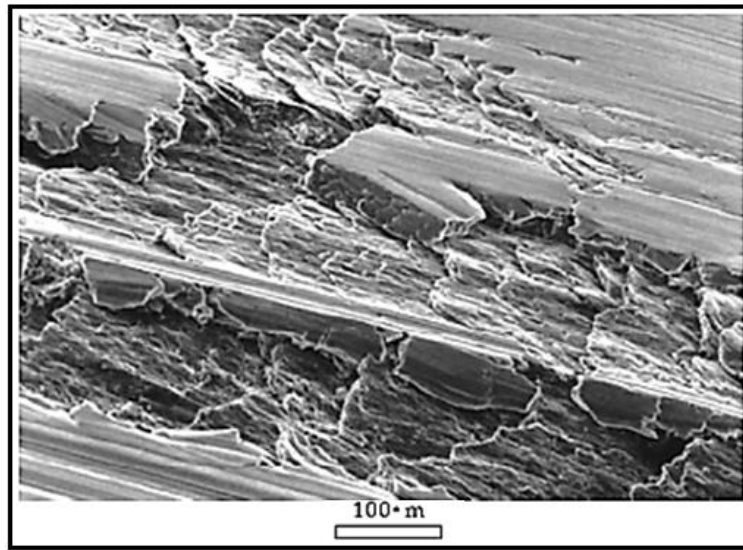
4.1.1. Adhesif Aşınma

Adhesif aşınma, yüksek aşınma oranları ve büyük sürtünme katsayısı ile ayırt edilen son derece ciddi bir aşınma durumudur. Kayma yüzeyleri adhesif aşınma nedeniyle hızla zarar görebilir ve kayma hareketi, inanılmaz derecede büyük sürtünme katsayıları tarafından engellenebilir. Metaller özellikle adhesif aşınmaya karşı hassastır ve bu nedenle özel önemi vardır. Altın ve platin gibi soy metallerin yanı sıra, herhangi bir

diğer metal, oksitleyici ortamda sürekli olarak bir oksit filmi ile çevrilidir. Yalnızca birkaç nanometre kalınlığında olabilen oksit filmi, metaller arasında uygun teması yani yapışmayı önler ve kasıtlı olarak ayrılmadıkça sert aşınmayı engeller. Metalin; yüksek sertliği, büyük elastik modülü ve yüzey enerjisi de yapışmayı engelleyen diğer parametrelerdir. Çeşitli metal alaşımları üzerinde yapılan birçok test, güçlü bir yapışma olduğunda, Şekil 4.2'de şematik olarak gösterildiği gibi, daha zayıf metalin daha güçlü olana transferinin gerçekleştiğini ortaya koymuştur. Metaller arasındaki elektron hareketi, iki eşit veya farklı metalik element arasında kuvvetli bir adhesif bağlantının üretilmesine izin verir. Yapışmada önleyici bir faktör, plastic deformasyon ve dolayısıyla yüzeyler arasında tam bir temasın oluşmasını sağlayan en az yüküdür [42].



Şekil 4.2. Yapışma nedeniyle oluşan malzeme transfer süreci [43].

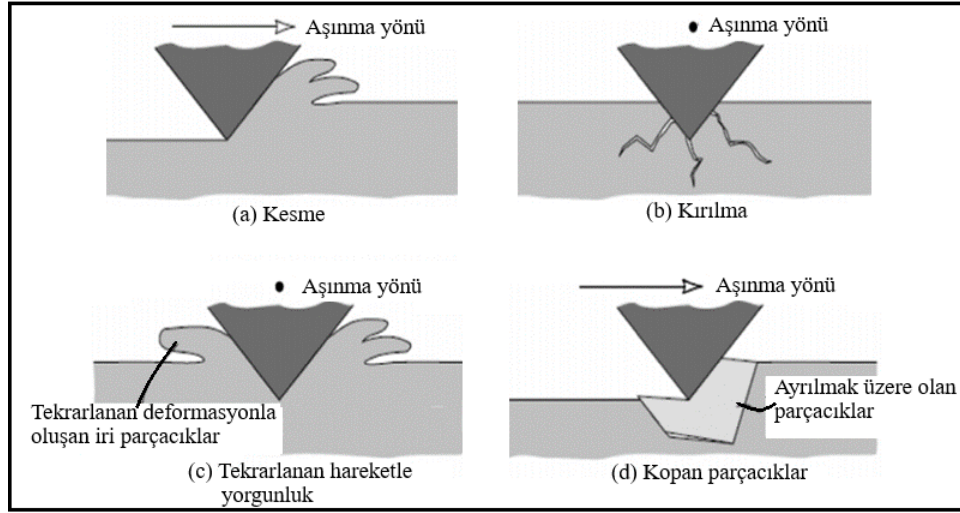


Şekil 4.3. Adhesif aşınma ile aşınmış Al-Si alaşımlı yüzey [43].

Yapıştırıcı aşınmasının kontrolsüz bir şekilde ilerlemesine izin verilirse saldırı fırsatı ile artan sürtünme ve transfer parçacıklarının genişlemesi gibi sonuçlar olabilir. Çeşitli durumlarda transfer parçacıkları kayma temas bölgelerini ezebilir. Adhesif aşınmanın neden olduğu ek bir zorluk, aşınma parçacıklarının da net olarak görüldüğü Şekil 4.3'te gösterildiği gibi çok yüksek bir aşınma oranı ve sert yüzey hasarıdır. Katılar arasındaki yapışmayı azaltmak veya ortadan kaldırmak nispeten kolay bir konudur. Yüzey oksit katmanları ve malzeme kirlilikleri, adhesif aşınmanın azalmasına katkıda bulunur. Yapışma, özellikle formüle edilmiş yağlayıcıların dikkatli bir şekilde kayma malzemeleri arasında kullanılmasıyla da belirlenebilir [42].

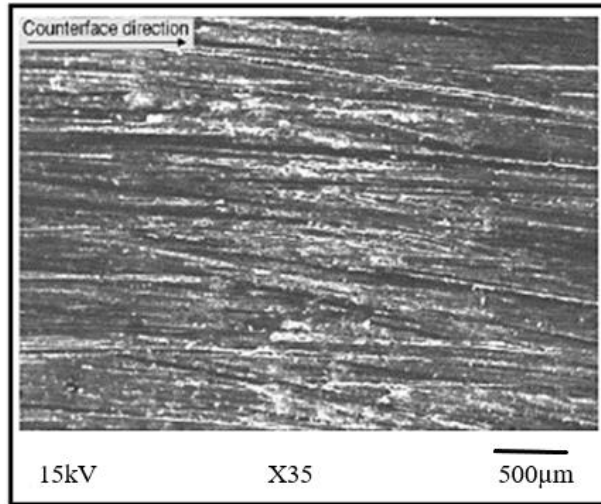
4.1.2. Abrasif Aşınma

Abrasif aşınma, bir yüzey üzerinde katı parçacıklar yoluyla meydana gelen malzeme kaybıdır. Abrasif aşınma, aynı veya yüksek sertlik içeren bir maddenin parçacıklarına sert bir nesne yüklendiğinde meydana gelir. Herhangi bir malzeme, büyük kısmı çok yumuşak olsa bile, içinde sert parçacıklar varsa abrasif aşınmaya neden olabilir. Bu aşınma mekanizmasında parçacıklar veya taneler, Şekil 4.4'de gösterildiği gibi mikro-kesim, mikro-kırılma, tek tek tanelerin dışarı çekilmesi veya sürekli deformasyonlarla hızlandırılmış yorulma yoluyla malzemeyi yok edebilir. Şekil 4.4(a)'da gösterilen ilk sistem kesme, keskin bir tanecik veya katı pürüzlülüğün daha yumuşak yüzeyi kestiği her yerde klasik abrasif aşınma modelini sembolize eder. Kesilen malzeme aşınma artıkları olarak yüzeyden ayrılır. Eğer aşındırılan malzeme gevrek bir malzeme ise, aşınmış yüzeyde Şekil 4.4(b)'de gösterildiği gibi kırılma ya da çatlama meydana gelebilir. Bu örnekte aşınma artıkları, çatlak birleşim yerlerinin bir sonucudur. Sünnek bir malzeme sert bir malzeme ile aşındırıldığında, mikro-kesme olası değildir ve aşınmış yüzey Şekil 4.4(c)'de gösterildiği gibi sürekli olarak deforme olur. Bu durumda aşınma kalıntıları ya da artıkları metal yorgunluğunun bir sonucudur. Şekil 4.4(d)'de gösterilen son sistem, tane uzaklığını veya tane kopmasını temsil eder. Bu sistem çoğunlukla, taneler arasındaki sınırın nispeten zayıf olduğu seramikler için geçerlidir [42]. Malzemelerin abrasif aşınma direncinin kaynağı sertliktir ve genellikle sert malzemelerin yumuşak malzemelerden daha yavaş abrasif aşınma oranlarına izin verdiği belgelenmiştir [41].



Şekil 4.4. Abrasif aşınma mekanizmaları: mikro kesme, kırılma, yorulma ve tane kopması [43].

Bu aşınma çeşidinde çoğunlukla, kayma yönüne paralel olarak yivler, çizik izleri gözükmektedir. Bu izler aşınma hızına ve yüküne bağlı olarak daha şiddetli ve derin olarak belirgin hale gelebilmektedir [44]. Şekil 4.5’de abrasif aşınmaya uğramış bir yüzey görüntüsü verilmiştir. Nemin abrasif aşınma oranları üzerinde önemli bir etkisi vardır. Tipik olarak abrasif aşınma oranları atmosferdeki nem maddesi ile artar ancak bunun tersi bir sonucun meydana geldiği olaylar da vardır [42].



Şekil 4.5. Abrasif aşınmaya uğramış bir yüzey görüntüsü [45].

Aşınma artıkları, daha fazla miktarda yeni kesme kenarı oluşturmak için nem tarafından yeterince zayıflatılabilir veya sert aşınma artıklarının zayıflaması, tanelerin

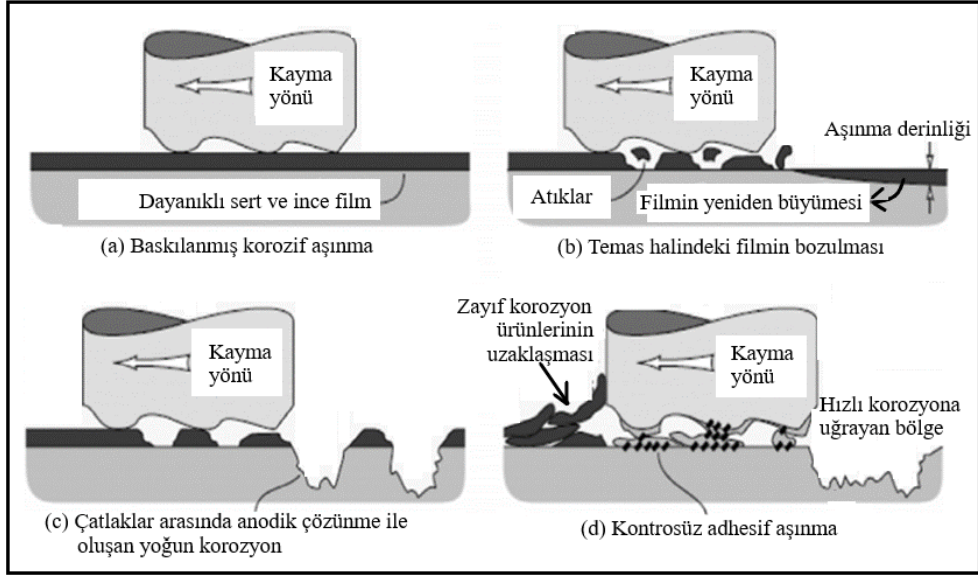
aşındırıcı olmayan, ince parçacıklar halinde dağılmasına neden olabilir. Benzer aşındırıcı ve aşınmış malzeme için abrasif aşınma nem ile artabilir. Aşınma sistemi içerisinde bulunan su da abrasif aşınmaya katkı sağlayacak başka aşındırıcı maddeler de katabilir. Bu durum oksidatif aşınma ile birlikte ona benzer özellikler gösteren korozyon aşınmaya neden olabilir [42].

4.1.3. Oksidatif Aşınma

Korozyon ve oksidatif aşınma, hem yağlanmış hem de yağlanmamış çok çeşitli durumlarda meydana gelir. Bu aşınma biçimlerinin temel nedenleri; aşınmış malzeme ve kimyasal reaktif, hızlı yağlayıcı ve hava olabilen aşındırıcı bir ortam arasındaki kimyasal tepkimelerdir. Korozyon aşınma, kimyasal veya korozyon ilerlemeye bağlı herhangi bir aşınma biçimi olarak ifade edilirken oksidatif aşınma, oksijenin neden olduğu aşınmayı ifade eder. Bu aşınma biçimlerinin her ikisi de, hızlı bir aşınma hızına tipik olarak azaltılmış bir sürtünme katsayısının eşlik etmesi gibi bir özelliği paylaşır. Adhezyon aşınmayı önlemeye yardımcı olan yüzeydeki kimyasal tepkimeler ana malzemede önemli hasarlara neden olacaktır. Bir metal, aynı anda kayma temasına maruz kalmasına rağmen yüzeyinde bir film oluşturmak için korozyona uğrarsa aşağıda sıralanan dört işlemten biri gerçekleşebilir [42].

1. Hem korozyonu hem de aşınmayı engelleyen sert bir yağlama filmi şekillendirilebilir.
2. Kayma temasının altında ömrü kısa olan zayıf bir film oluşturabilir. Bu durumda sürtünme katsayısı az olabilir veya olmayabilir.
3. Koruyucu yüzey filmleri aşınabilir ve kalıntı film tabakaları ile temel alt-tabaka arasındaki galvanik bir eşleşme, yüzeydeki aşınmış bölgenin hızlı korozyonuna neden olabilir.
4. Korozyon ve aşınma süreçleri birlikte bir malzeme aşınmasına neden olmak için ayrı ayrı ilerleyebilir.

Bu varsayımsal korozyon aşınma biçimleri Şekil 4.6'da şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 4.6(a)'da sert yağlama tabakasının varlığında aşınmış temas bölgeleri de iyi yağlandığı için korozyon aşınma görülmez.



Şekil 4.6. Aşındırıcı (korozif) bir madde ile aşınmış bir yüzey arasındaki etkileşim modelleri [43].

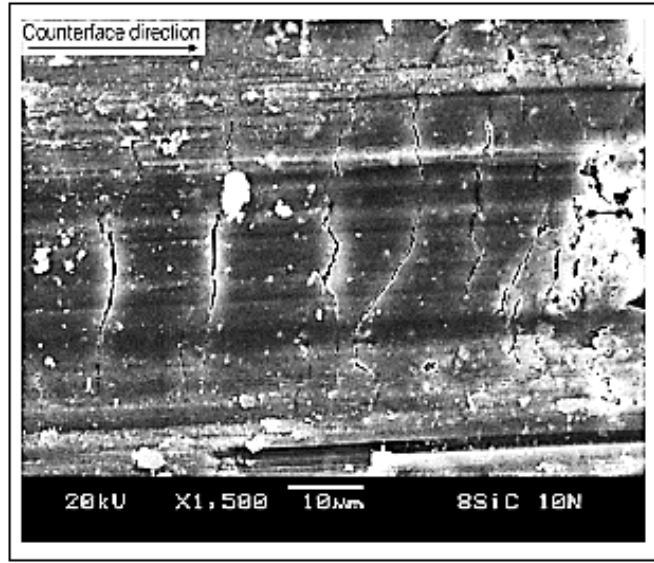
Yapay olarak yapılan bu filmlerin sert ve sağlam olması nadir karşılaşılan bir durum olduğu için pratikte bu ilk varsayımsal korozif aşınma biçimine rastlanılmaz. Şekil 4.6(b)'de gözlenen durum, kayan temas bölgelerinin altında geçici veya az ömürlü korozyon filminin oluşmasıyla bağlantılıdır. Çoğu korozyon filmi kırılğan oksitler ki bu oksit filmleri, yüzeyin oksitlenmesi için yüzey sıcaklığının belli bir eşığe ulaşmasıyla oluşur veya diğer iyonik bileşikler içerdiğinden, bu durum en yaygın korozif aşınma şeklidir. Şekil 4.6(c) aşırı korozif ortamlarda karşılaşılan aşınma ile ilgilidir. Şekil 4.6(d) korozyon ürünlerinin çok zayıf ve etkisiz olduğu, muhtemelen sıvı ortamlarda çözünür olduğu, aşırı derecede korozif ortamdır. Aynı sistemde meydana geliyorsa, aşınma ve korozyonun tamamen ayrı ayrı devam etmesi çok olası değildir, çünkü kayan bir temas bölgesinin ısı ve mekanik karşılaşması kaçınılmaz olarak korozyonu hızlandıracaktır [43]. Şekil 4.7'de oksidatif aşınmaya ait bir yüzey görüntüsü verilmiştir.

4.1.4. Delaminasyon

Aşınma sırasında, yüzeye paralel olan dislokasyonlara etki eden kuvvetin dislokasyonları ortadan kaldırması nedeniyle, yüzeydeki ve yüzeye çok yakın olan malzeme yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olmaz. Kaymanın devam etmesi ile yüzeyde sonlu bir mesafede dislokasyon yığınları olacaktır.



Şekil 4.7. Oksidatif aşınmaya uğramış yüzey görüntüsü [45].



Şekil 4.8. Delaminasyona uğramış yüzey görüntüsü [45].

Malzeme, dislokasyon yığınlarının üzerine yığılması için sert bir ikinci faz içeriyorsa, boşlukların miktarı artacaktır. Zamanla bu durum aşınma yüzeyine paralel bir çatlak meydana getirir. Çatlak kritik bir uzunluğa eriştiğinde çatlak ile yüzey arasındaki malzeme kesilerek tabaka benzeri ya da levhamsı bir parçacık verir [46]. Şekil 4.8 delaminasyona uğramış bir aşınma yüzeyini göstermektedir.

BÖLÜM 5

BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARINDA ELEKTRİKSEL İLETKENLİK

Bakırı diğer metallere ayıran en önemli özellik iletkenliktir. Malzemelerin elektrik iletkenliği, 1913'te %100 International Annealed Copper Standard, Uluslararası Tavlı Bakır Standardı (IACS) değerine atanan standart bir "saf" bakır çubuğuna karşı ölçülür. O zamandan beri, geliştirilmiş işleme teknikleri ve daha yüksek saflıkta külçeler, elektriksel iletkenlik değerleri %100 IACS'nin biraz üzerinde olan ticari bakır ile sonuçlanmıştır. IACS değerleri genellikle tavlınmış temperler için minimum değerler olarak yayınlanır. Temperlenmiş (soğuk işlenmiş) ürünler, tavlınmış değerlerin yüzde 1 ila 5 puan altında bir değere sahip olabilir. Alaşım aileleri içinde, termal iletkenlik, elektrik iletkenliği ile ilgilidir; yani daha yüksek elektriksel iletkenliğe sahip alaşımlar, daha yüksek termal iletkenliğe sahip olma eğiliminde olacaktır. Bu temel kural, ısı iletkenliği ölçmek oldukça zorken, elektriksel iletkenliği veya bunun tersi olan elektrik direncini ölçmek kolay olduğu için uygundur. 20°C sıcaklıkta termal ve elektriksel iletkenlik arasında neredeyse doğrusal ilişki vardır [4].

Elektrik iletimi için kullanılan bakırların çoğu, %85 IACS veya daha fazla elektrik iletkenliğine sahiptir. Ticari olarak saf bakır, C10100 ve C10200 gibi oksijensiz (saf) bakırların birçoğunda olduğu gibi %101 IACS'ye sahiptir. Fosforlu deoksidize bakır %99.9 bakır içeriğine sahiptir, ancak iletkenliği sadece %85 IACS'dir. Fosfor, iletkenliği ciddi şekilde düşüren elementlerden biridir. Bakır alaşımlarının iletkenlik aralığı, alaşım elementlerine bağlı olarak farklılık gösterir. Tellür, zirkonyum, magnezyum, krom ve demir ile yapılan yüksek bakır alaşımları, %75 ila %90 IACS aralığında iletkenlik ile artan mukavemet sağlar. Bor, demir, kalay, çinko, kobalt, magnezyum ve fosfor gibi elementlerin kombinasyonlarına sahip başka bir alaşım grubu, %50 ila %75 IACS aralığında iletkenlik ile iyi mukavemet sağlar [4].

Belirli berilyum bakırlar, pirinçler, kalay pirinçler, fosfor bronzları ve bakır- silikon alaşımları %25 ila %50 IACS iletkenliği aralığındadır. Çökeltme sertleşmesi ile güçlendirilebilen yüksek mukavemetli berilyum bakırlar, bakır- nikel- silikon ve bakır- nikel- kalay alaşımları, %10 ila %25 IACS aralığında düşük ila orta elektrik iletkenliği ile çok yüksek mukavemet sağlar [4].

Artan alaşım içeriği ile veya daha kesin olarak katı çözeltideki alaşım elementi miktarı ile elektriksel iletkenlik azalır. Çökeltmeyle sertleştirilebilir bir alaşımda ısıl işlem, katı çözeltideki alaşım elementi miktarını değiştirir ve bu nedenle alaşımın iletkenliği değişir [47].

5.1. ELEKTRİKSEL İLETKENLİK ÖLÇME YÖNTEMİ

Dijital ohmmetreler genellikle bir malzemenin öz direncini (ρ) veya iletkenliğini (σ) ölçmek için kullanılır. Burada uzunluğu (L) ve sabit, düzenli bir kesiti (A) olan bir numunenin direnci (R) ölçülür. Numuneye bilinen bir voltaj (V) uygulanır ve akım (I) bir ampermetre ile ölçülür. Alternatif olarak, numuneden bilinen bir akım geçirebilir ve numunedeki voltaj düşüşü ölçülebilir. Bu ölçümler aşağıda verilen adet denklemlerle ilişkilidir:

$$R = \frac{\rho \cdot L}{A} = \frac{V}{I} \quad (5.1)$$

$$\sigma = \frac{V}{I \cdot L} \quad (5.2)$$

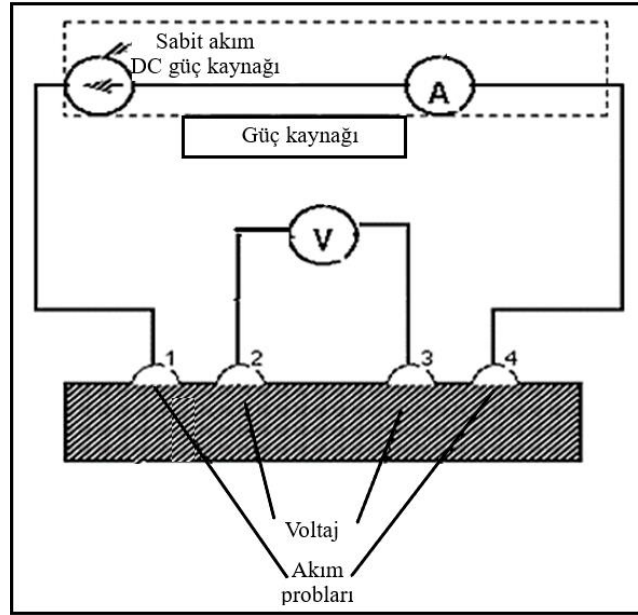
$$\rho = \frac{V \cdot A}{I \cdot L} \quad (5.3)$$

$$\sigma = \frac{I \cdot L}{V \cdot A} \quad (5.4)$$

Bu yöntem iki noktalı ölçüm olarak bilinir, çünkü ölçüm cihazı numuneyle tam olarak iki noktada (uçlar-probes) temas eder.

İki noktalı ölçümün bazı sınırlamaları vardır, çünkü ölçülen direnç sadece test örneğinin değil, aynı zamanda test problemlerini de içerir. Bu problem, numuneden bilinen bir akımı geçirmek için iki uç ve akım kaynağından bağımsız başka iki uç kullanılarak, bilinen bir mesafe boyunca voltaj düşüşünü ölçmek için dört noktalı bir ölçümün kullanılmasıyla aşılabilir. Böylece gerilim ve akım ayrı ayrı ölçülür. Akım uçlarının direnci, ölçülen voltaj düşüşüne katkıda bulunmaz ve 2 nokta yönteminden daha doğru bir ölçüm sağlanmış olur [48].

Dört noktalı prob ölçer (Fourpoint probe-FPP) Şekil 5.1’de şematik olarak gösterildiği gibi en dıştaki iki probtan numune boyunca sabit bir elektrik akımı akar. Numunenin direnci varsa, akım numune boyunca akarken bir voltaj düşüşü olacaktır. Voltaj değişikliği, iki iç prob aracılığıyla ölçülür [49].



Şekil 5.1. FPP devresi [49].

BÖLÜM 6

Cu-Ti ALAŞIMLARI İLE İLGİLİ LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

Cu-Ti ikili alaşımları ile ilgili literatur çalışmaları incelendiğinde şimdiye kadar yapılan araştırmalar ağırlıklı olarak Cu içerisindeki farklı oranlarda Ti çözünürlüğü nedeniyle Ti bronzlarındaki çökeltme ile sertleştirme mekanizmaları veya çözeltiye alma öncesi sıcak veya soğuk deformasyon ya da çözeltiye alma ve yaşlandırma arasında sıcak veya soğuk deformasyon sonrası mikroyapı ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler ile yaşlandırma ısıl işlem süreçlerinde yoğunlaştığını göstermektedir.

İletken malzemeler için yüksek elektriksel iletkenlik ve yüksek mekanik mukavemet birbiri ile çelişen iki temel özelliktir. Cu-Ti alaşımlarında ısıl işlemler ile sıcak ve soğuk deformasyon uygulamalarının beraberinde getirdiği mekanik özelliklerdeki iyileşmelerin elektrik iletkenliğine etkileri de literatürde araştırılan bir diğer konu olarak karşımıza çıkmaktadır. Özetle termal süreçlere bağlı olarak mekanik ve elektriksel özellikler üzerine çalışmaların yoğunlaştığını söyleyebiliriz.

Her ne kadar bakır ve bakır alaşımlarının tribolojik ve korozyon özellikleri üzerine çalışmalar mevcut olsa da Cu-Ti alaşımlarının triboloji ve aşınma davranışları hakkında literatürde yok denecek kadar az çalışmaya rastlanılmıştır. Bunun yanında bu alaşımın korozyon özellikleri ile ilgili olan sınırlı sayıda araştırma son birkaç yıllık bir zaman aralığında karşımıza çıkmaktadır. Dolayısıyla Cu-Ti alaşımlarının mevcut uygulama alanlarının genişletilebilmesi için sürtünme ve aşınma performansının ve korozyon davranışlarının daha iyi anlaşılmasında fayda vardır.

Tez çalışmamızda yüksek bakır içerikli Cu-Ti master alaşım Ti oranı değiştirilerek ve alaşım elementleri ilave edilerek Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Cr ve Cu-3.5Ti-1Mg olmak üzere dört farklı kompozisyona sahip numuneler hazırlanmıştır.

Tüm numunelere uygulanan farklı ısıl işlem uygulamaları sonrasında mikroyapı karakterizasyonu, sertlik değerleri ölçümü, aşınma, korozif aşınma, korozyon davranışları gibi mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler ve bunların elektrik iletkenliğine etkileri incelenmiştir.

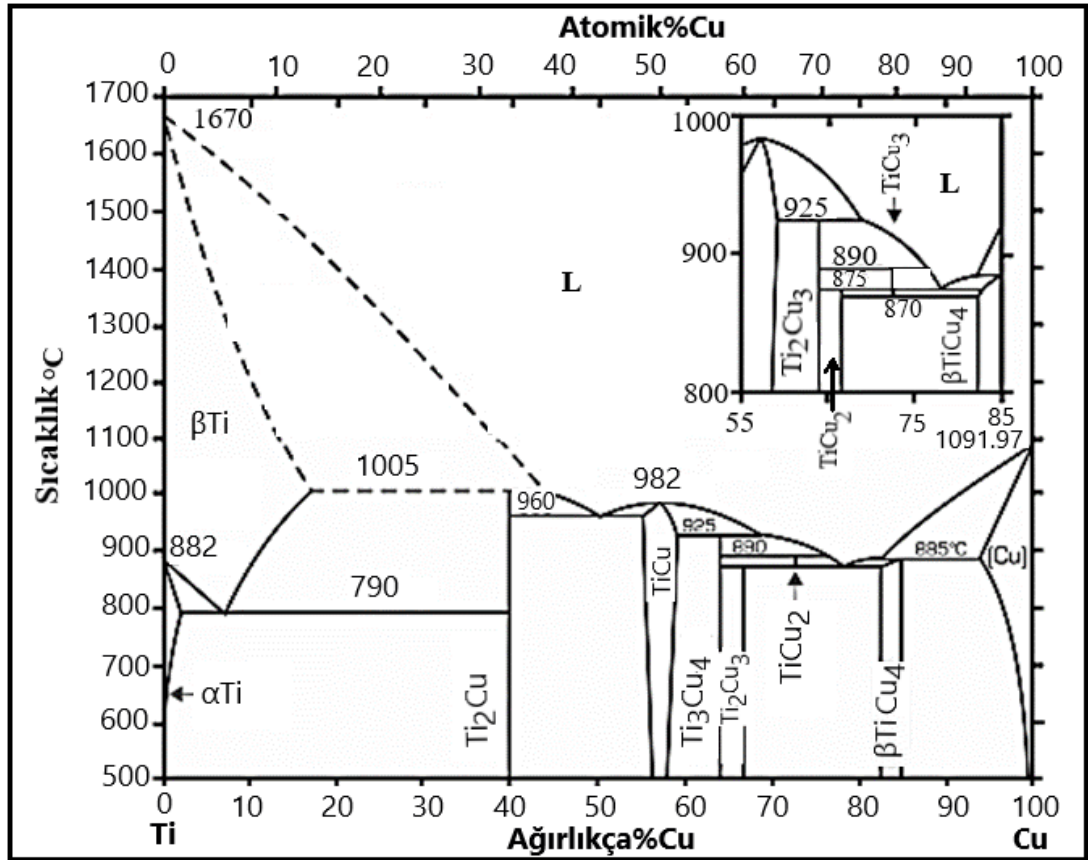
Literatürde yapılan çalışmaların kısa bir özetinin verildiği bu bölüm iki alt başlıktan oluşmaktadır. Birinci kısım Cu-Ti alaşımlarına uygulanan ısıl işlemler, mikroyapı özellikleri ve bunların mekaniksel ve elektrik özelliklerine etkileri, ikinci kısım ise korozyon ve aşınma davranışları üzerine yapılan çalışmaları içermektedir.

6.1. Cu-Ti ALAŞIMLARINDA ISIL İŞLEMLER SONUCU MİKROYAPI, MEKANİK VE ELEKTRİK ÖZELLİKLERDEKİ DEĞİŞİMLER

Datta ve Soffa (1976) tarafından bildirildiğine göre ağırlıkça %~1-6 Ti içeren Cu-Ti alaşımları ile ilgili ilk yaşlandırma ısıl işlem çalışmalarının önemli bir kısmı yaşlandırma ile sertleştirme tepkimesi olarak 1930'ların başlarında rapor edilmiştir. Bununla birlikte, çökeltme reaksiyonlarına ve yaşlandırma sertleşmesine olan ilgi, 1950'lerin sonlarında yeniden dikkati çekmiştir [50].

Şekil 6.1, Cu-Ti faz diyagramı üzerinden çökeltme sertleşmesi mekanizması ve geçiş fazlarını inceleyecek olursak çökeltme sertleşmesi; aşırı doyma (supersaturation) ve yaşlanmadan oluşan bir ısıl işlem sürecidir. Aşırı doyma gerçeğleşmesi için gerekli koşul, alaşımın belirli bir süre solvus çizgisini aşan sıcaklıkta ısıtılmasıdır. Amaç homojen katı çözeltiliyi korumaktır. Ardından, oda sıcaklığına hızlı soğutma ile yarı kararlı bir aşırı doymuş katı çözelti üretilir. Aşırı doymuş çözeltilinin ayrışması, yüksek sıcaklıkta veya oda sıcaklığında yaşlandırma işlemi sırasında gerçeğleşir. Çökeltme işleminin gerçeğleşmesi için temel koşul, aşırı doymuş katı çözeltilinin termodinamik kararsızlığıdır. Kararsızlık, çözeltilinin ayrışmasına ve farklı kimyasal bileşime ve kristal yapıya sahip yeni faz parçacıklarının çökmesine neden olur. Bu reaksiyonlarda en sık gözlenen çökeltmeler; sürekli, bölgesel(localized), ayrık ve hücrel çökeltmelerdir. Böyle bir ayrışma, denge fazı karışımına aşırı doymuş katı çözelti geçişinin genel bir modelinin sunulması için olanaklar sağlar.

İki geçiş modeli vardır. Birincisi, ikincil faz parçacıklarının tane sınırları üzerinde çökmesiyle başlar. Daha sonra, bu çökme, tutarlı bir geçiş fazının oluşumunu kolaylaştıran yavaş bir sürekli çökme süreci ile ikame edilir. Sürekli çökme sonucunda kararlı faz partikülleri üretilir ve daha sonra matris ile uyumlarının kırılması, kademeli küresel şekilli ve farklı formlardaki partiküllerin toplanması gerçekleşir. Kararlı geçiş fazı; parçacıklarının büyümesine, matristeki streslerin artmasına ve ayrı çökmeye yol açabilen deformasyona neden olur. Geçiş fazı kaybolur ve yerini denge fazı alır. Bu geçiş modelinin son aşaması, ayrı çökme sırasında üretilen kararlı faz parçacıklarının birleşmesidir [51].



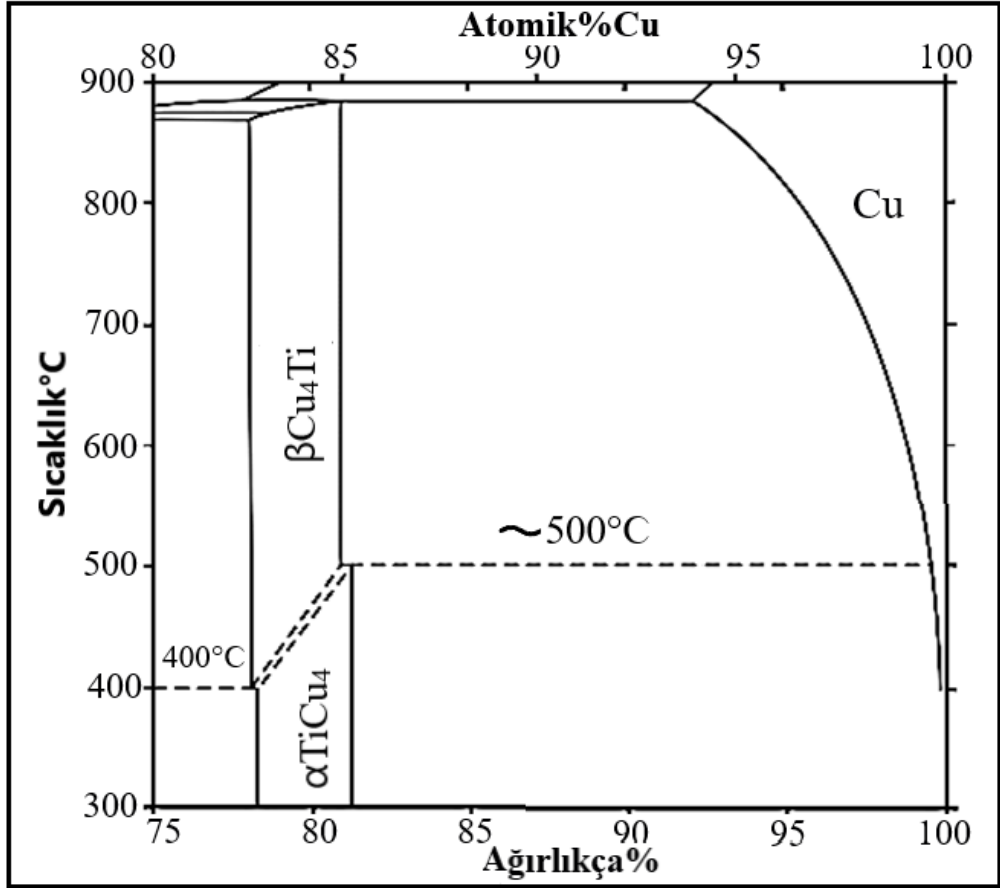
Şekil 6.1. Ti-Cu faz denge sistemi [51].

İkinci geçiş modeli, çözülmüş atomların hacimsel difüzyonunun düşük olduğu ve sürekli çökmenin olmadığı sıcaklık aralığında gerçekleşir. Çözeltinin ayrışması, ayrık (hücresel) çökelti ile gerçekleşir. Difüzyon işlemi sonucunda alaşım elementlerinin atomları geçiş cephesi boyunca hareket eder. Dönüşüm sırasında oluşan katmanlı (lamellar) çökelti, küresel biçimli toplanma süreçlerinde sıcaklık artışı

ile morfolojilerini değiştirir. Titanyumun bakır içindeki en yüksek çözünürlüğü, 885°C sıcaklıkta %8'dir (Bkz. Şekil 6.1) [51].

Şekil 6.2'de verilen faz diyagramında Cu-Ti alaşımlarında $TiCu_4$ 'ün iki denge fazı mevcuttur. Kararlı faz β ve düşük sıcaklıkta bile uzun süre yaşlanmadırmadan sonra faz (β')'ya dönüşen yarı kararlı faz α' 'dır [51]. Pek çok çalışma, yaklaşık %3 ila 6 mol Ti içeren ticari Cu-Ti alaşımlarında çökeltmenin yaşlandırma sırasında şu sırayla meydana geldiğini ortaya koymuştur: Cu-Ti alaşımları genellikle Cu katı-çözelti fazı bölgesinde çözelti ile muamele edilir, daha sonra vakumda 327 ila 527 °C arasındaki sıcaklıklarda yaşlandırılır. Yaşlanmanın ilk aşamasında, bir YMK yapısına sahip aşırı doymuş katı bakır çözeltisi, spinodal olarak iki düzensiz YMK fazına ayrışmaya başlar ve Ti açısından zengin ve Ti açısından tüketilmiş bölgeler oluşturur. Yaşlanmanın erken evresinde, genellikle β' - Cu_4Ti (tetragonal yapı, prototip: Ni_4Mo , uzay grubu: $I4/m$, kafes parametresi: $a= 0.584$ nm) olarak adlandırılan ince iğne şeklindeki yarı kararlı çökeltelerin sürekli çekirdeklenmesi ve büyümesi vardır. Daha sonraki uzun süreli yaşlanma evresinde, çözünen tarafından tükenmiş terminal Cu ve kararlı β - Cu_4Ti 'den oluşan (ortorombik kristal yapıda, prototipi: Au_4Zr , $Pnma$, kafes parametreleri $a= 0.452$ nm, $b= 0.434$ nm ve $c= 1.292$ nm) bir lamel içeren kaba ve iki fazlı hücrenel bileşenler (Genellikle "nodüller: yuvarlak ya da elips şekilli" olarak adlandırılır.) tane sınırlarında heterojen bir şekilde oluşur. Hücrenel bileşenler, tane sınırlarındaki $\alpha \rightarrow \alpha' + \beta$ - Cu_4Ti reaksiyonu nedeniyle oluşan tükenmiş Cu(α') çözünen ve kararlı β - Cu_4Ti laminatlarından oluşur [10, 50, 52- 57].

Soffa ve arkadaşlarının [10] bildirdiklerine göre Cu-Ti sistemindeki denge fazı genellikle klasik Widmanstätten veya hücrenel çökeltme ile oluşur. Hücrenel veya "süresiz" çökeltme reaksiyonu, bu yüksek mukavemetli alaşımların aşırı yaşlanmasında merkezi bir rol oynar. Matris tanelerinde ince yarı kararlı β' - Cu_4Ti 'nin sürekli çökeltlerinin homojen dağılımları, yaşlandırmaya bağlı çökeltme sertleşmesi için uygundur.



Şekil 6.2. Cu-Ti ikili sisteminin kısmi faz diyagramı.

Öte yandan Semboshi ve arkadaşlarının [56] bildirdiklerine göre daha sonraki ileri yaşlandırma aşamalarında, sertleşmeyi destekleyen sürekli çökeltilerin ince yarı kararlı β' -Cu₄Ti'nin tüketilmesi nedeniyle, kararlı kaba β -Cu₄Ti laminatların süresiz çökeltilerini içeren hücrel bileşenlerin gelişmesiyle sertleşme davranışı bozulur.

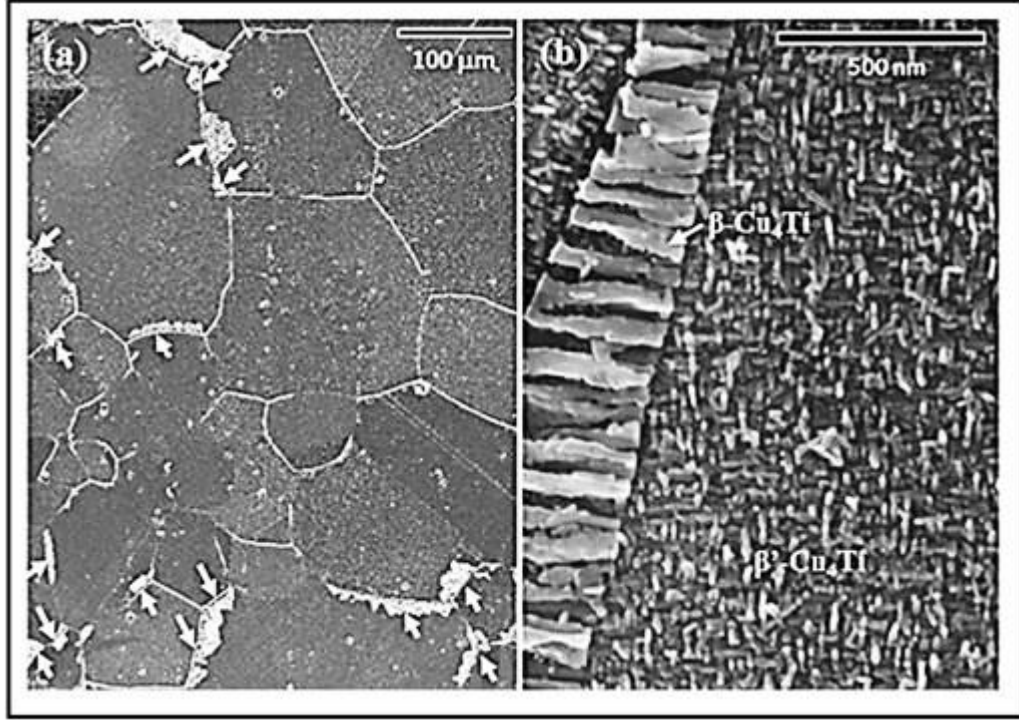
Semboshi ve arkadaşlarının [56] bildirdiklerine göre yaşlandırma ile sertleştirilebilir Cu-Ti alaşımlarının mekanik ve elektriksel özellikleri, çökelme davranışlarından kritik olarak etkilendiğinden, yaşlanma sırasında α -Cu₄Ti ve β -Cu₄Ti çökeltilerinin morfolojik ve yapısal evrimine eşlik eden hacim fraksiyonu ve bileşim değişikliklerini anlamak önemlidir. Ancak, matris fazının hacim fraksiyonu çok büyük olduğundan, geleneksel X-ışını kırınımı (XRD) ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) teknikleri kullanılarak alaşımlardaki çökeltileri nicel olarak değerlendirmek genellikle zordur. Buradan yola çıkarak çökeltileri Cu-Ti alaşımlarından ayırmak için kimyasal çözünme metodu uygulayarak bir ekstraksiyon prosedürü kullanmışlardır.

Cu-4Ti kompozisyonuna sahip numunelerde takip ettikleri işlem basamakları; homojenizasyon, 30 dakika 1223°K'de ve ardından hemen buzlu suda çözeltiye alma ve 723°K'de 12 saat, 96 saat ve 240 saat olarak farklı sürelerde yaşlandırma şeklinde olmuştur. 723°K'de yaşlandırılmış Cu-Ti numunesini 96 saat çözelti içinde çözerek, hem $\alpha\text{Cu}_4\text{Ti}$ hem de $\beta\text{Cu}_4\text{Ti}$ çökeltilerini çözünmeyen bir kalıntı olarak elde etmişlerdir. Alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobu (FE-SEM) kullanarak yaptıkları mikroyapı incelemelerinde sertlik açısından en yüksek yaşlandırma koşulu olan 12 saat yaşlandırılan numunede, tane sınırlarından az miktarda hücrel çökelti ile birlikte tanelerde 50nm ila 100nm uzunluğunda ince iğne şeklinde çökeltiler gözlemlenmişlerdir. Mikroyapı incelemelerinde ayrıca hücrel çökeltilerin hacim oranının (iğne şeklindeki çökeltiler yerine) yaşlanma süresinin artmasıyla birlikte arttığını, 240 saat sonra, numunede hücrel çökeltilerin baskın olduğunu rapor etmişlerdir

Satoshi ve arkadaşlarının [57] Cu-4Ti alaşımını inceledikleri çalışmada farklı hidrojen basıncının etkileri gözlenmiştir. 450°C'de yaşlandırılan süresiz çökeltme davranışını 0 ve 0.6MPa arasındaki herhangi bir hidrojen basıncı altında incelemiştir. Yaşlanmanın ilk aşamasında, ince iğne şeklindeki yarı kararlı β' -Cu₄Ti'nin, Cu matris fazında çekirdeklenmiş ve sürekli olarak büyümüş olduğunu tespit etmişlerdir. Bununla birlikte, yaşlanma süresinin pik yaşlanma koşullarının ötesine uzatılması ile kaba, kararlı β -Cu₄Ti laminatlarını içeren hücrel bileşenlerin oluşumuna neden olduğunu ve bu kaba süresiz çökeltilerin oluşumunun hidrojen basıncının artırılması ile bastırıldığını bulmuşlardır.

Satoshi ve arkadaşlarının [58] yaptığı bir başka çalışmada yaşlandırma ile sertleştirilebilir Cu-4Ti alaşımında hücrel süresiz çökeltilerin çekirdeklenme olasılığının tane sınırı karakter dağılımına etkisi deneysel olarak ortaya konmuştur. Tane sınırlarında meydana gelen bu çökeltilerin FE-SEM görüntüsü Şekil 6.3'de verilmiştir. 72 saat 723°K'de yaşlandırılan alaşıma ait görüntüde oklar, hücrel süresiz çökeltileri göstermektedir. Çalışmada 723°K'de aşırı yaşlanmanın erken evresinde, çözünen bir Cu katı çözeltisinden ve intermetalik β -Cu₄Ti lamellerinden oluşan süresiz çökeltilerin, numunedeki tane sınırlarında çekirdeklendiği ve büyüdüğü tespit edilmiştir. Bu bulgu, süresiz çökeltilerin oluşmasının önemli ölçüde

tane sınırı karakterine ve dolayısıyla tane sınırı enerjisine ve/veya yayılabilirliğine bağlı olduğunu göstermiştir. Bu nedenle, alaşıma ilave edilen üçüncü elementin yapısal kontrolü ve ayrılması yoluyla alaşımın tane sınır karakterinin kontrol edilerek süreksiz çökeltilerin reaksiyonunun bastırılmasının mümkün olabileceği sonucuna varmışlardır.



Şekil 6.3. Cu-4Ti'nin FESEM görüntüsü (a), aynı alaşımdaki bir tanenin büyütülmüş bir FESEM görüntüsü(b) [58].

Cu-Ti alaşımlarındaki Ti atomlarının çözünürlüğünü alaşımın sergilediği mekanik özellikleri bozmadan azaltmak gerekir. Bu anlamda Cu-Ti alaşımına ilave edilecek üçüncü bir alaşım elementi, mukavemeti ve elektriksel iletkenliği iyileştirmenin etkili bir yoludur.

Nagarjuna ve arkadaşlarının [13] yaptıkları çalışmada ikili Cu-Ti alaşımlarına; vanadyum, alüminyum, alümina, bor ve nikel gibi üçüncü alaşım elementi ekleme çalışmalarının 1980-1993 yılları arasındaki araştırmacılar tarafından yapıldığı ancak bunun ikili Cu-Ti sisteminin gösterdiği ölçüde iyi özelliklerle sonuçlanmamış olduğu bildirilmiştir. Literatürde 2000 yılından günümüze Cu-Ti alaşımına Cr, Ni, Sn, Cd,

Mg, B, Co, C, Fe gibi çeşitli alaşım elementlerinin ilave edilmesiyle yapılan çalışmalara rastlanılmıştır [13-15, 59-70,72].

Tez çalışmamızda Cr ve Mg ilaveli Cu-Ti alaşımları çalışılmıştır. Bu iki elementin ilavesi ile mikroyapı ve mekanik özelliklerdeki değişimlere değinmeden önce diğer alaşım elementlerinin etkilerinin neler olduğuna dair yapılmış çalışmalar üzerinden örnekler verecek olursak; Liu ve arkadaşlarının [62,69] yaptığı iki ayrı çalışma sonucunda Ni ilavesinin artması ile bakır matriste çözünen Ti içeriğinin azaldığı ve elektrik iletkenliğini artırdığı tespit edilmiştir. Lebreton ve arkadaşlarının [61] çalışmasında %2.75 Sn ilavesinin Cu-2Ti, Cu-3Ti ve Cu-4Ti ikili alaşımları için Ti içeriği ağırlıkça %3'ün üzerindeyse sertlikteki artışın daha etkili olduğu bulunmuştur.

Markandeya ve arkadaşlarının [64] soğuk deformasyon yapılmış ve ardından yaşlandırılmış Cu-3Ti-1Cd alaşımı ile yaptıkları çalışmada, katı çözeltide Cd'un varlığının soğuk deformasyondan sonra bile yaşlanma kinetiği üzerinde etkili olduğu bulunmuştur.

Wei ve arkadaşları [68] tarafından Cu-4Ti alaşımına Fe ve Cr elementlerinin ilavesi Fe₂Ti, TiCr₂ ve benzeri gibi tek intermetalik faz oluşturmadığı, ancak intermetalik faz CuTi oluşumuna neden olarak Cu katı çözelti fazının titanyum içeriğini düşürdüğü sonucunu elde etmişlerdir. CuTi fazının oluşumu ince tanelerin oluşmasına ve çökelti sertleştirmesinde rol oynamasına rağmen, Cu-Ti-Cr-Fe alaşımlarında matristeki çözünen Ti içeriği azaldıkça sertliğin düştüğü tespit edilmiştir.

Fernee ve arkadaşları [70]; Cu-Cr ikili alaşımlarının, yüksek gerilme mukavemeti, yüksek elektrik iletkenliği (%75IACS'ye kadar) ve optimum yaşlandırma koşullarında daha düşük maliyeti nedeniyle elektrik endüstrisinde yaygın olarak kullanılmakta olduğunu bildirmişlerdir. Bu alaşımlar çökeltme sertleşmesi tepkisi sergilerler çünkü çözelti ile muamele edilmiş durumda Cu matrisindeki Cr' un aşırı doygunluğu yüksek derecede termodinamik meta- kararlılık yaratır, böylece Cr' un çökmesi için yüksek bir kimyasal potansiyel sağlanmış olur. Pik yaşlandırmada, Cu matrisinde nano boyutlu Cr açısından zengin çökeltilerin dağılımı ile yüksek mukavemet elde edilir.

Cu-Cr alaşımlarının elektriksel iletkenliği, yaşlandırmadan sonra Cu katı çözeltilindeki düşük Cr konsantrasyonundan dolayı saf bakırinkine yakındır.

Markandeya ve arkadaşlarının [60] yaptıkları çalışmada Cu-3Ti ve Cu-4Ti alaşımlarına krom ilavesinin çökelme sertleşmesi üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu çalışmanın sonucunda; alaşımların 450°C' de yaşlandırılması sırasında önemli ölçüde sertleşme meydana geldiği, Cu-3Ti-1Cr alaşımı için pik yaşlandırmada çözeltili ile muamele edilmiş durumda 118Hv10 olan sertlik değerinin 277Hv10'a yükseldiği tespit edilmiştir. Cu-4Ti-1Cr alaşımı için sertlik 450°C'de 24 saatte 224'ten 326Hv10'a yükseldiği bulunmuştur. Aynı çalışmada elektrik iletkenliği Cu-3Ti-1Cr alaşımının çözeltili ile muamele edilmiş durumda %5.9 IACS ve 450°C'de pik yaşlandırmada %13.1IACS olarak, diğer alaşım olan Cu-4Ti-1Cr ise çözeltili ile muamele edildikten sonra iletkenlik değeri %3.9 IACS ve 450°C'de pik yaşlandırmada %8.8 IACS değerinde bulunmuştur. Elektrik iletkenliğindeki bu sonuca paralel olarak Nagarjuna ve arkadaşlarının [9] bakıra ilave edilen Ti miktarının elektrik direncine etkileri üzerine yaptıkları çalışmada da ağırlıkça %4 ve üzerindeki Ti ilavesinin bakırın direncini artırdığı yönünde sonuç elde edilmiştir.

Markandeya ve arkadaşlarının [61] Cu-3Ti-1Cr alaşımı ile yaptıkları bir başka çalışmada 860°C'de 2 saat süreyle çözeltiliye alma ve sonrasında oda sıcaklığında %50, %75 ve %90 olmak üzere farklı miktarlarda deformasyon uygulaması yapılmıştır. Bu numunelerden % 90 deforme olmuş alaşımın 400°C'de 2 saat yaşlandırılmasından sonra 373Hv en yüksek değerde sertleşme meydana geldiği tespit edilmiştir. %90 deformasyon uygulaması ile yaşlanmanın hızlandığı, yaşlanma süresi ve sıcaklığın azaldığı bulunmuştur. Tüm deformasyon değerleri için, yaşlandırma sertleşmesinin mukavemeti artırmasına neden olarak; deformasyon ikizleri ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna ek olarak matriste düzenli, yarı kararlı ve uyumlu bir β' -Cu₄Ti fazının çökeltilmesi gösterilmiştir. Çalışmada daha düşük deformasyonlarda lamel şeklinde süreksiz çökelmelere ve %90 deformasyonda ise küresel tip süreksiz çökelmelere rastlanıldığı belirtilmiştir.

Yaşlandırma öncesi soğuk deformasyonun Cu-Ti alaşımlarının elektrik iletkenliğine etkileri üzerine Nagarjuna ve arkadaşlarının [71] yaptıkları çalışmada ağırlıkça farklı

Ti içeren Cu-1.5/ 2.7/ 4.5/ 5.4Ti numuneleri karşılaştırılmıştır. Yaşlandırma (450°C'de 24 saat) öncesi %30 ve %90 soğuk deforme edilmiş numunelerde Ti oranının artması ile iletkenliğin azaldığı bununla birlikte deformasyon miktarının artması ile de iletkenliğin arttığı tespit edilmiştir.

Yeryüzünde en bol bulunan metalik elementlerden biri olan magnezyum, Cu bazlı alaşımın elektrik iletkenliğini düşürme yönünde çok az etkiye sahiptir ve bu özelliğinden yola çıkılarak Maki ve arkadaşları [72] yaptıkları çalışmada Cu içerisindeki aşırı doymuş Mg atomunun, alaşımın yüksek elektrik iletkenliğini korurken katı çözeltili bakır alaşımları için mukavemet ve ısı direnci gibi diğer özelliklerde de mükemmel bir performans sergilediği sonucuna varmışlardır

Literatürde Cu-Ti ikili alaşımlarına ilave edilen Mg elementi ile ilgili çalışmalardan bir tanesi Li ve arkadaşlarının [67] Cu-3Ti-2Mg alaşımını inceledikleri çalışmadır. 800°C'de 10 saat Ar atmosferi altında homojenleştirilen alaşım 750°C'de 4 saat çözeltiliye alma işleminden sonra oda sıcaklığında %50 ve %70 olmak üzere farklı oranlarda deforme edilmiştir. Cu-3Ti-2Mg alaşımınının soğuk haddeleme öncesi ve sonrasında mikroyapı incelemelerinde başlıca Cu ağırlıklı Cu₂Mg ve β'-Cu₄Ti fazlarından oluştuğu Liu ve arkadaşlarının [65] aynı alaşım kompozisyonu ile yapılmış bir başka çalışmada da belirtilmiştir. Deformasyonun artmasıyla mikroyapı, sertlik ve elektriksel iletkenliğin belirgin bir şekilde değiştiği, tanelerin deformasyon yönü boyunca uzandığı, %70 deformasyon uygulandığında alaşım sertliğinin 279Hv en yüksek değerde, elektrik iletkenliğinin ise %4.2 IACS olarak en düşük değerde bulunduğu rapor edilmiştir.

Saito ve arkadaşları [73] Cu-2Ti-1Mg, Cu-2Ti-2Mg, Cu-4Ti-1Mg, Cu-4Ti-2Mg ve Cu-4Ti alaşımlarını karşılaştırmalı olarak yaptıkları çalışmada incelemişlerdir. Döküm halindeki alaşımlarda, tek fazlı α-Cu aşırı doymuş katı çözeltiler elde etmek için 730 ile 950°C arasında bir sıcaklıkta homojenleştirme, %90 soğuk deformasyon uygulaması, 850°C'de yarım saat çözeltiliye alma, ardından suda soğutma işleminden sonra 1-100 saat arasında çeşitli periyotlar için 450°C'de izotermal olarak yaşlandırma süreçleri takip edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde %1.6 Mg ve %4 Ti'nin Cu'ya ilaveleri, hücrel bileşenlerin süresiz çökmesinin tane sınırları boyunca meydana

gelmesini büyük ölçüde engellediği böylece, kararlı β -Cu₄Ti çökeltilerinin dağılımı ile aşırı yaşlanmanın ilerlemesini geciktirme işlevi gördüğü bildirilmiştir. Hücrenel bileşenin mikro yapısındaki hacim azalmasının, α -Cu matrisinde Mg çözünenlerinin varlığından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Alaşımların elektrik iletkenlik değerlerini sırasıyla; Cu-2Ti-1Mg için %9.0 IACS, Cu-2Ti-2Mg için %7.8 IACS, Cu-4Ti-1Mg için %4.3 IACS, Cu-4Ti-2Mg için %3.9 IACS ve Cu-4Ti için %3.9 IACS olarak bulmuşlardır. Bu sonuçlar literatürde rastlanılan önceki çalışmalarda elde edilmiş bulgularla benzerlik göstermektedir.

6.2. Cu-Ti ALAŞIMLARININ AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARI

Bakır esaslı malzemelerin hareketli olarak çalışan parçalarda kullanılması sonucunda karşılaşılan en büyük sorun aşınma sonucu meydana gelen hasarlardır. Literatür araştırmaları kapsamında Cu-Ti alaşımlarının aşınma davranışının incelendiği iki çalışmaya rastlanılmıştır.

Bunlardan biri olan Karakulak'ın [74] yapmış olduğu çalışmada döküm yöntemi dışında toz metalurjisi yöntemi kullanılarak farklı oranlarda Ti içeren Cu- Ti alaşımlarının aşınma davranışları incelenmiştir. Oda sıcaklığında 20 N yük altında 300 m sürtünme mesafesinin tercih edildiği aşınma testleri ASTM G99-05 standardına uygun olarak pin-on-disc tipi aşınma cihazı kullanılarak yapılmıştır. Çalışmanın sonucunda Ti içermeyen saf Cu'nun aşınma davranışında numune iz yüzeyinden yoğun bir malzeme transferi gözlenmiş ve bu durumun saf bakırın sertliğinin düşük olması sebebiyle plastik deformasyon sergilediği sonucuna, diğer yandan %3 ve %5 Ti içeren numunelerde ise Ti oranının artması ile birlikte sertlik değerlerinde de doğrusal bir artışın gözlemlendiği ve buna paralel olarak aşınma dayanımının arttığı sonucuna varılmıştır.

Ramesh ve Nayaka [75] ile Ramesh ve arkadaşlarının [76] soğuk dövme metodu (multiaxial cyroforging-MAF) ile ürettiği Cu-3Ti ve Cu-4.5Ti alaşımlarının tribolojik ve korozyon davranışlarını araştırdıkları çalışmalarda kuru ortamda; 500, 1000, 1500, 2000, 2500 ve 3000m kayma mesafeleri altında 10N ve 20N yük uygulanmıştır. Çalışmalarının sonucunda MAF döngüleri arttıkça, sertlikteki artış nedeniyle sürtünme

katsayısının (Coefficient of Friction-COF) azaldığı, aynı durumda, yük arttıkça COF değerinin de arttığını tespit etmişlerdir. Aşınma izlerinin SEM ve Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS) verilerinde numunelerde artan yük miktarı ile aşınma izleri ve çiziklerin daha fazla olduğu, yüksek MAF geçişlerinde ise azaldığı tespit edilmiştir. Aşınma yüzeyindeki EDS analizi sonucunda oksijen tepe noktalarının varlığı, abrasif ve oksidatif aşınma mekanizmalarının gerçekleştiğini göstermiştir. %3.5NaCl ortamında korozyon davranışının incelendiği aynı çalışmada MAF ile işlenmiş numunelerin rafine mikro yapısı nedeniyle daha iyi korozyon direnci özellikleri gösterdiği tespit edilmiştir. Korozyon yüzey morfolojisi incelemelerinde bakırın klor çözeltisinde taneler arası korozyona duyarlılığı nedeniyle numunelerde, taneler arası ve çukurcuk korozyonu gözlemlenmiştir.

Wei ve arkadaşları [77], yaşlandırma ile çökeltmenin Cu-4Ti alaşımlarının %3.5NaCl sulu çözeltisinde korozyon davranışını; elektrokimyasal ölçümler, daldırma testleri ve ağırlık kaybı ölçümlerini kullanarak araştırmışlardır. Çalışmanın sonucunda tüm numunelerin hem taneler arası hem de oyuk korozyonuna duyarlı olduğu gözlenmiştir. Pik yaşlandırma (4 saat) işleminde, tane sınırlarında ince iğnemsiz α -Cu₄Ti ve hücreli β -Cu₄Ti çökeltmelerinin varlığı, bu numunelerin hala taneler arası korozyona karşı oldukça hassas olduklarını, ancak çukurcuk korozyonuna daha az duyarlı olduklarını göstermiştir.

Eze ve arkadaşlarının [78] Cu-Ti alaşımlarının hazırlanmasında kıvılcım plazma sinterleme (Spark Plasma Sintering-SPS) yöntemi kullanarak titanyum ilavesinin bakırın mikro yapısı, elektriksel iletkenliği ve mekanik özellikleri üzerine etkilerini araştırdıkları çalışmada, CuTi0.035 tozuna Cu katı çözelti bölgesinde kütlece %2.6Ti ilavesi, H₂SO₄ asit çözeltisi ortamında Cu'nun korozyon direncini iyileştirdiği sonucunu tespit etmişlerdir. Kuru aşınma koşulları altında kütlece %1 ve %2.6Ti ilavesinin Cu'nun sürtünme katsayısını artırdığı da gözlenmiştir. Çalışmanın sonucunda elde ettikleri bulgularla, Cu-Ti alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda (oda sıcaklığının üzerinde) iyi elektriksel ve mekanik özellikleri korumak için Cu'nun gerekli olduğu alanlarda kullanılabilmesi ve ayrıca asit ortamında malzemeler üzerinde önemli bir asidik saldırı olmadan uygulamalar bulabileceği öngörülmüştür.

Wei ve arkadaşlarının [79] yaptıkları bir başka çalışmada Ti ilavesinin %3.5NaCl ortamında Cu-Ti alaşımlarının korozyon davranışı üzerine etkileri incelenmiştir. Çalışmada Cu-Ti alaşımlarında Cu₂O'nun pasif filmlerinin oluşumunun zorluğuna, bu durumun da Ti içeriğinin artması ile korozyon direncinde bir azalmaya yol açtığı görüşüne varılmıştır.

Hanoz ve arkadaşlarının [80] Cu-4.5 wt.%Ti alaşımının farklı bir kullanım alanı olarak mücevheratta kullanılabilirliği üzerine yaptıkları çalışmada insan derisiyle temas halinde olan alaşımın yaşlandırma sertleştirmesinin Cu-4.5 Ti'nin korozyon direnci üzerine etkisini yapay insan teri ve 0.1M Na₂SO₄ çözeltisi içerisinde incelemiştir. Çalışmada yaşlandırma süresinin korozyon davranışını nasıl etkilediğini anlamak için döküm, homojenleştirilmiş ve homojenleştirme sonrası 1-4-6-24 saat sürelerde olmak üzere yaşlandırılmış numuneler incelenmiştir. Döküm numunede daha yüksek konsantrasyonda çökeltilere sahip bölgelerin varlığı, daha az çökeltili bölgelere sahip bir galvanik çift oluşturarak koruyucu oksit tabakasını hızla oluşturmuştur. Bu davranış, çökeltilerin homojen dağılımı nedeniyle diğer örneklerde gözlenmemiştir. Bu durum göz önünde bulundurularak, en iyi korozyon performansları döküm örneği için kanıtlanırken, diğer tüm örneklerde de benzer bir davranış sergilendiği tespit edilmiştir. Döküm numunesinin akım yoğunluğunun diğer numunelere göre daha düşük değerlerde kararlı (stabilize) olması, korozyon performansında bir artış olduğunu göstermiştir. Bu davranışın, oksit tabakasının oluşum kinetiği ile bağlantılı olduğu öngörülmüştür.

BÖLÜM 7

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

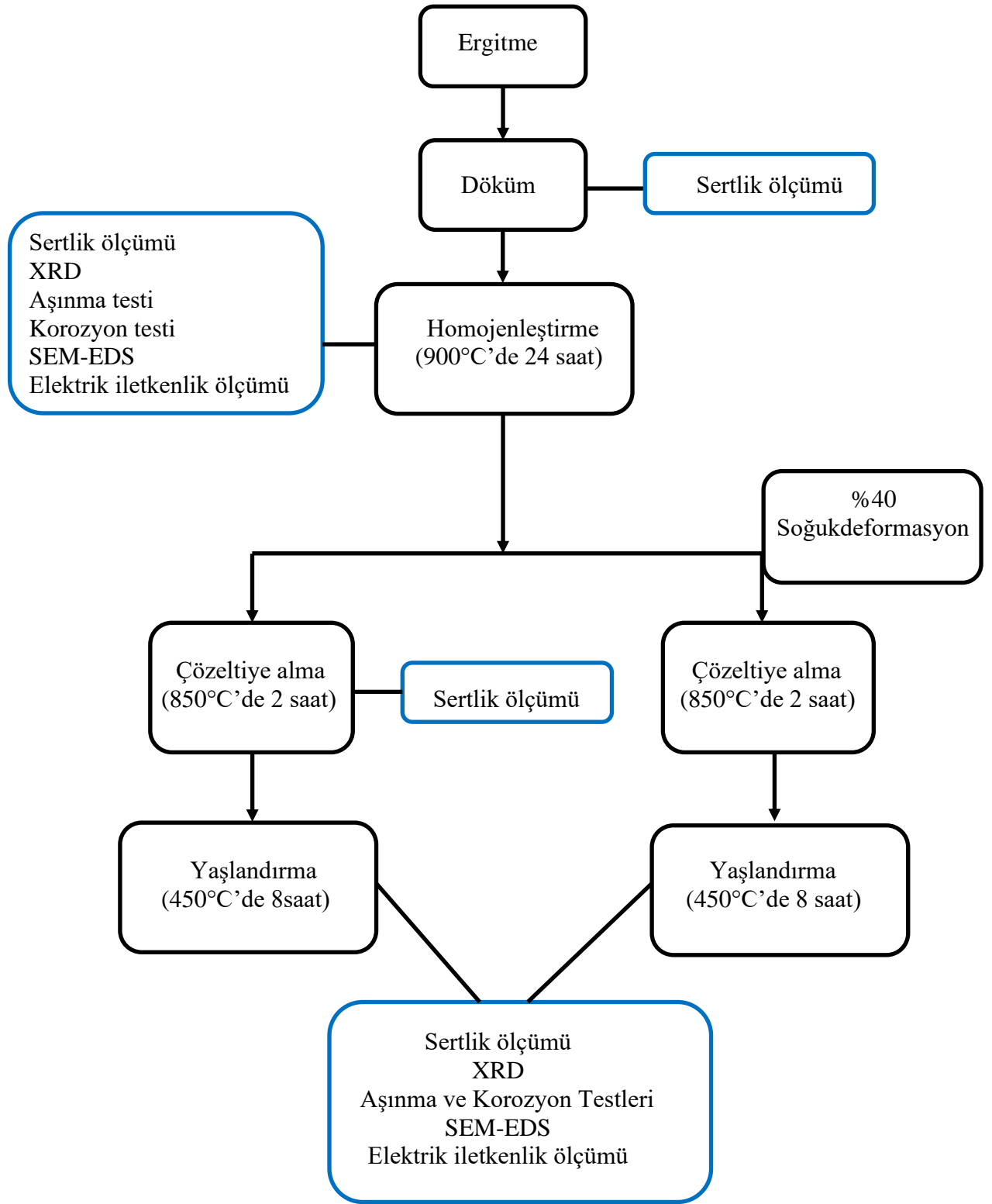
7.1. KULLANILAN MALZEMELER VE ISIL İŞLEMLER

Bu çalışmada hammadde olarak %99.99 saflıkta oksijensiz elektrolitik bakır ve Cu-Ti ana alaşımı indüksiyon ocağında argon atmosferinde eritilerek külçeler halinde döküm yapılmıştır. Nominal bileşimlerde Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti ve Cu-3.5Ti alaşımına ilave edilen alaşım elementleri ile Cu-3.5Ti-1Cr ve Cu-3.5Ti-1Mg bileşimlerine sahip olmak üzere dört farklı kompozisyonda alaşım numuneleri elde edilmiştir. Çizelge 7.1'de elde edilen Cu-Ti alaşım numunelerinin kimyasal bileşimleri verilmiştir. Dökümden sonra, deneysel çalışmalarda kullanılmak üzere külçelerden 20 mm kalınlığıda numune örnekleri kesilerek 850°C'de 24 saat homojenleştirildikten sonra hava ortamında soğutulmuştur.

Çizelge 7.1. Cu-Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri

Alaşımlar	Elementler (% ağırlıkça)						
	Al	P	S	Ti	Cu	Cr	Mg
Cu-2.5 Ti	0.16	0.05	0.02	2.61	97.16	-	-
Cu-3.5 Ti	0.63	0.04	0.04	3.68	95.47	-	-
Cu-3.5 Ti-1Cr	-	0.05	-	3.30	95.64	0.99	-
Cu-3.5 Ti-1Mg	-	0.04	-	3.41	95.52	-	0.99

Homojenizasyon sonrası deneysel çalışmalarda, tüm alaşımlar Şekil 7.1'de izlenen yöntemlerin verildiği akım şemasına göre soğuk deformasyon, çözeltiye alma ve yaşlandırma dahil olmak üzere çeşitli termal ve mekanik işlemlere tabi tutulmuştur.



Şekil 7.1. Deneysel çalışmalar akım şeması.



Şekil 7.2. Isıl işlemlerde kullanılan fırın.

Isıl işlemlerde; 45 litre iç hacim kapasiteli, homojen ısı dağılımı sağlayan Şekil 7.2’de gösterilen PLF 120/ 45 kamara tipi fırın kullanılmıştır.

Homojenleştirme işlemi sonrası numuneler, 850°C’de 2 saat süreyle çözeltiye alma işlemine tabi tutulmuş ve ortam sıcaklığında suda soğutulmuştur. Bu işlemden sonra yaşlandırma yapılmıştır. Cu-Ti alaşımları için yaşlandırma sıcaklığı genellikle 400 ila 527°C arasında birkaç saat boyunca yapılır. Bu iki işlemin kombinasyonu (çözeltiye alma ve sonrasında yaşlandırma), Cu-Be alaşımlarınıninkine benzer özelliklerin elde edilmesini sağlar [10,81,82]. Bu çalışmada, Cu-2.5Ti numunesinde pik yaşlandırma süresi en yüksek sertlik değerinin elde edildiği ve ilerleyen sürelerde bu değerin kararlı bir seyir izledikten sonra hızla azaldığının tespit edilmesi dolayısıyla 8 saat olarak seçilmiştir. 450°C’de sekiz saat yaşlandırma işlemi diğer tüm alaşım kompozisyonlarında da uygulanmıştır.

7.2. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Numune sertliğinin yüzeyden derinliğe bağımlılığı Şekil 7.3’de gösterilen bir Vickers mikro sertlik test cihazı (Qness, Q10 A+) kullanılarak ölçülmüştür. Testler; 5N yük ve 10 saniye tutma süresi ile 0.5HV’de yapılmıştır. Her numune için 10 ölçüm değerinin ortalaması alınarak sertlik değerleri belirlenmiştir.

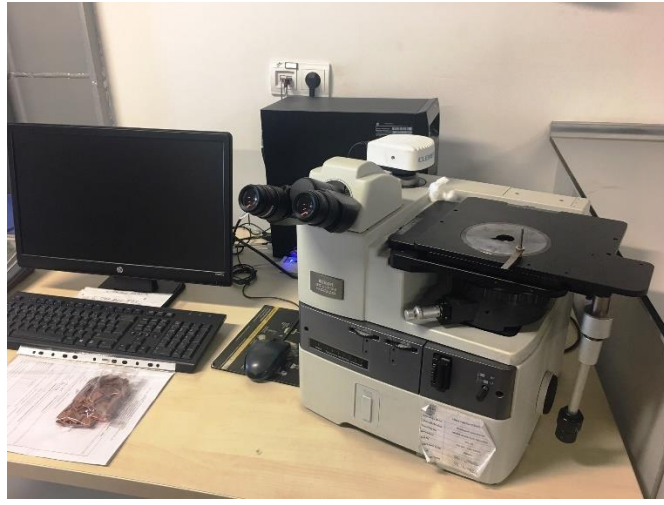


Şekil 7.3. Sertlik ölçüm cihazı.

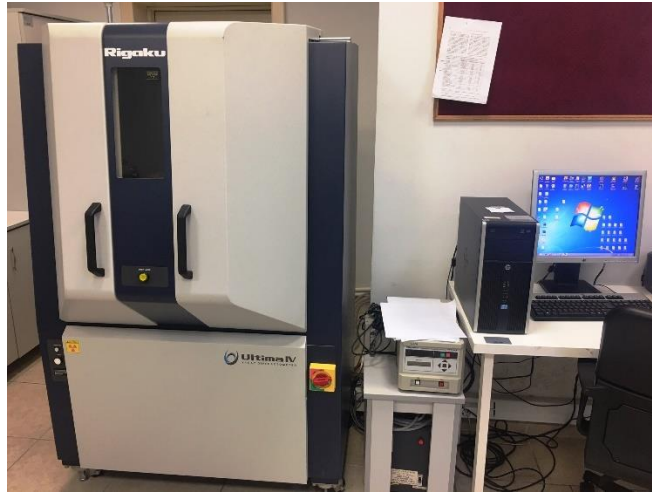
7.3. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU ÇALIŞMALARI

Tüm numuneler, mikroyapı incelemeleri ve sertlik ölçümlerinden önce standart metalografik teknikler uygulanarak hazırlanmıştır. Optik görüntüler Şekil 7.4’de gösterilen Nikon MA 200 optik mikroskop cihazı ile alınmıştır. Alaşım numunelerinin içerisindeki mevcut bileşim ve fazların tespiti için Şekil 7.5’de gösterilen Rigaku marka XRD cihazı kullanılmıştır. 10-90°aralığında bakır tüp kullanılarak sürekli tarama yapılmıştır. Tüm ölçümler için cihaz 30kV ve 20mA parametreleri altında çalıştırılmıştır. Dağlama işlemi için oda sıcaklığında nitrik asit ve hidrojen peroksitten oluşan karışım (5ml HNO₃+ 15ml H₂O₂) bütün numunelerde kullanılmıştır. Dağlama

işlemden sonra numuneler saf su ve alkol ile temizlenerek kurutulmuştur. Farklı ısı işlemlere tabi tutulmuş numunelerdeki mikroyapı incelemeleri; sertliğin gelişimini anlamak ve bunu mikroyapısal evrimle ilişkilendirmek, ayrıca aşınma testleri sonrası aşınma mekanizmalarının tespiti için aşınma yüzey izleri ve korozyon testlerinden sonra korozyon ürünlerinin bileşimini ve morfolojisini değerlendirmek için SEM-EDS analizleri Şekil 7.6'da gösterilen EDS donanımlı Carl Zeiss Ultra Plus marka cihaz kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 7.4. Optik mikroskop cihazı.



Şekil 7.5. XRD cihazı.



Şekil 7.6. SEM cihazı.

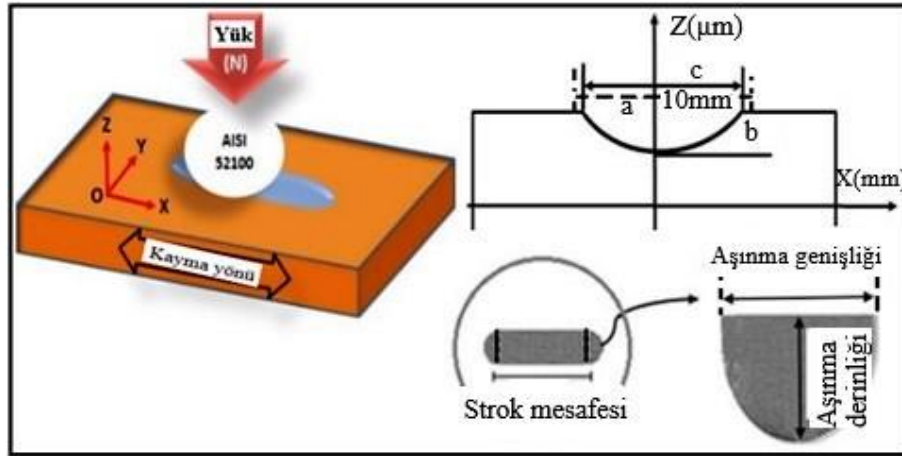
7.4. AŞINMA TESTLERİ

Aşınma testleri, oda sıcaklığında 5, 10, 20 ve 40N normal yükler altında ileri geri aşınma yöntemi ile Şekil 7.7'de gösterilen tribometre test cihazı (UTS, T10/20) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma testinden önce tüm numune yüzeyleri 800 grit SiC kağıt ile zımparalanıp alkolle temizlenerek ve kurutulmuştur. Numunelerin yüzey alanı, 150 mm/s kayma hızında 62 HRC sertliğe sahip aşındırıcı AISI 52100 çelik bilyeye karşı yüklenerek ve kaydırılmıştır. Tüm aşınma testleri oda sıcaklığında, kuru ortamda ve ağırlıkça %3.5 NaCl çözeltisi içinde korozif ortamda olmak üzere iki farklı ortamda gerçekleştirilmiştir. Tüm aşınma testleri için kayma mesafesi 1000m olarak gerçekleştirilmiştir. Veri saçılmasını en aza indirmek için testler üç kez tekrar edilerek yapılmıştır. Aşınma hızlarının hesaplanmasında bu üç tekrarlı test sonuçlarının ortalaması rapor edilmiştir. Formül 7.1'de aşınma hacim kaybı hesaplama yönteminde; V_w aşınma hacmi kaybı, c strok mesafesi ve a, b'nin sırasıyla aşınma genişliği ve derinliğini ifade etmektedir. Tüm değişkenlerin yer aldığı şematik çizim Şekil 7.8'de verilmiştir.



Şekil 7.7. Aşınma test cihazı.

$$V_w(\text{mm}^3) = \frac{2ab}{3} \cdot c \quad (7.1)$$

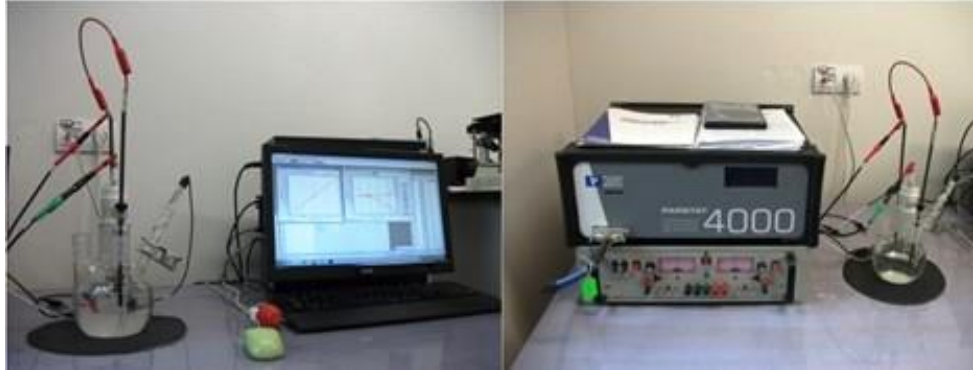


Şekil 7.8. Aşınma hacminin hesaplanması için kullanılan şematik gösterim.

7.5. KOROZYON TESTLERİ

Tüm numunelerin potansiyodinamik korozyon testleri Parstat4000 potansiyostat cihazı kullanılarak %3.5 NaCl ve %3.5 H₂SO₄ olmak üzere iki farklı çözelti içerisinde yapılmıştır. Ölçümler açık devre potansiyelinde 900 saniye ölçüm süresi, 1mV/s

tarama hızı, -0.5V-0.5V tarama aralığında yapılmıştır. Şekil 7.9'da potansiyostat cihazının fotoğrafı görülmektedir. Daldırma testleri %3.5 NaCl ortamında 24, 48, 72, 96, 168 ve 240 saat aralıklarında ve %3.5 H₂SO₄ ortamında ise 2, 4, 8, 16, 24, 168 ve 240 saat aralıklarında yapılmıştır. Tüm numunelerin daldırma öncesinde ve belirtilen saat aralıklarını doldurduktan sonra yüzeylerindeki korozyon ürünlerinin giderilmesi amacıyla kromik asit çözeltisi kullanılarak temizliği yapılmış ve sonrasında tartımları alınmıştır.



Şekil 7.9. Korozyon test cihazı.

7.6. ELEKTRİKSEL İLETKENLİK TESTLERİ

Elektrik iletkenlik ölçümleri oda sıcaklığında 4 noktalı ölçüm yapan Şekil 7. 10'da fotoğrafı verilen Nanomagnetics ezHems cihazı ile yapılmıştır. Numunelere 10mA akım verilmiş ve her bir numune için en az üç ölçüm yapılmış ve ortalaması alınmıştır.



Şekil 7.10. Elektrik iletkenlik ölçüm cihazı.

BÖLÜM 8

DENEYSEL ÇALIŞMALARIN SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

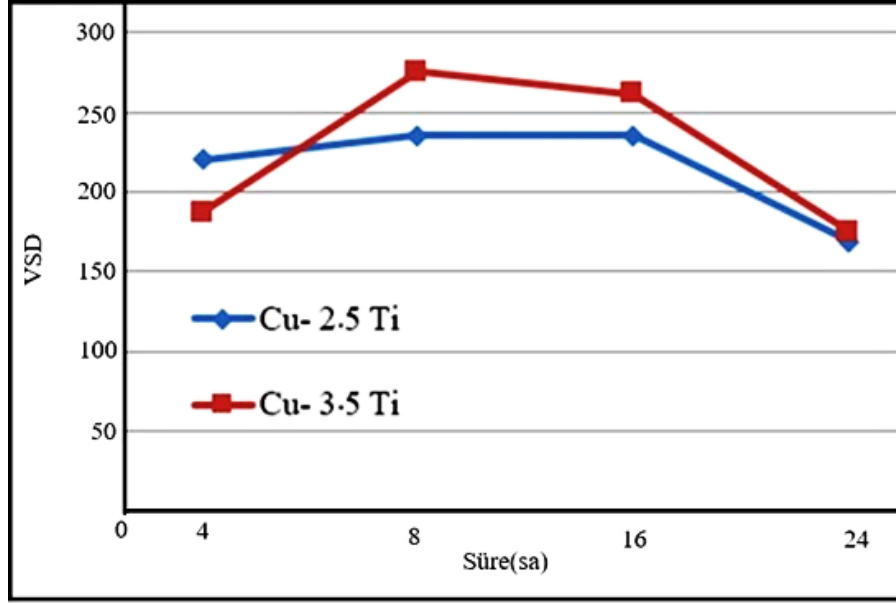
Döküm işlemi yapıldıktan sonra nominal bileşimlerde (Bkz. Çiz. 7.1) elde edilen dört farklı alaşım kullanılarak deneysel çalışmalar gerçekleştirilmiştir.

8.1. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI

Her bir alaşım numunesinin Vickers sertlik değerleri (VSD); döküm sonrası (C), homojenleştirme (H), çözeltiye alma (ST), yaşlandırma (AG) ve homojenleştirme sonrası % 40 soğuk deformasyon, çözeltiye alma ve yaşlandırma (CD+AG) olmak üzere farklı ısıl işlem uygulamaları sonrasında ölçülmüştür.

Cu-Ti alaşım sistemlerinde sertleşme fenomeni; 300° ila 500°C arasındaki sıcaklıklarda yaşlanma sırasında meydana gelen spinodal ayrışma, α yarı kararlı faz oluşumu ve süreksiz ya da hücreyel β fazı gibi ayrışmaların sertleşme mekanizmasında meydana getirdiği değişikliklerin araştırılması ile başlamıştır [50, 52, 83, 84]. Çalışmamızda Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti numunelerinde 450°C yaşlandırma sıcaklığında pik yaşlandırma süresinin tespitinde sertlik değerlerindeki değişim izlenmiştir. Buna göre 450°C'de 4, 8, 16 ve 24sa. sürelerde yaşlandırma sonrası sertlik değerlerindeki değişim Şekil 8.1'de görülmektedir. Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti alaşım numuneleri için en yüksek sertlik değeri 8 saat yaşlandırmadan sonra elde edildiği için diğer tüm numuneler için de aynı ısıl süreç olan 450°C'de 8 saat yaşlandırma süresi seçilmiştir. 8 saatin üzerindeki yaşlandırma sürelerinde sertlikte meydana gelen azalma süreksiz çökelme ve çökeltilerin irileşme sürecinin bir sonucu olarak açıklanabilir.

Çizelge 8.1'de tüm alaşım numunelerinin uygulanan ısıl işlemler sonrası sertlik değerleri görülmektedir.



Şekil 8.1. Yaşlandırma süresinin sertlik değerine etkisi.

Çizelge 8.1. Numunelerin Vickers sertlik değerleri (VSD).

Alaşım	C	H 900°C 24 sa.	ST 850°C 2 sa.	AG 450°C 8 sa.	CD+ AG %40 def+ 450°C 8 sa.
<i>Cu- 2.5Ti</i>	124	171	85	235	272
<i>Cu- 3.5Ti</i>	179	196	123	275	290
<i>Cu- 3.5Ti- 1Mg</i>	190	211	97	280	298
<i>Cu- 3.5Ti- 1Cr</i>	214	245	105	290	305

Çizelge 8.1 incelendiğinde homojenizasyon sonrası çözeltiliye alınan tüm numunelerin sertlikleri düşük çıkmıştır. Bunun sebebi homojenizasyon sonrası çözeltiliye alma işlemi ile intermetalik faz çökeltilerinin neredeyse tamamının çözünmesinden kaynaklanır. Yine ardından uygulanan yaşlandırma işlemi ile sertliklerin tekrar yükseldiği görülmektedir. Bu durum yaşlandırılmış alaşımın mikro yapısında yüksek dağılımlı ikincil intermetalik faz çökeltilerinin mevcudiyeti nedeniyle çökelme sertleştirme işlemlerinden kaynaklı sertleşme olasılığını gösterir [82]. Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti alaşım numunelerinin sertliklerini karşılaştırdığımızda %1'lik Ti artışı ile döküm numunede %44, homojenleştirilmiş numunede %15, yaşlandırılmış numunede %17 ve %40 soğuk deforme sonrası yaşlandırılmış numunede %7 artış olduğu tespit edilmiştir. Ti oranının artması ile matrise göre yüksek sertliğe sahip intermetalik fazların hacim oranının artmasından kaynaklı olarak sertlikte artış olduğu söylenebilir.

Çalışmamızda en yüksek sertlik değeri Cu-3.5Ti numunesinde elde edilmiştir. Bu yüzden alaşım elementi ilavesi bu numuneye yapılmış ve alaşım elementleri ilavesinin etkileri araştırılmıştır. Mg ve Cr alaşım elementlerinin ilavesi numunelerin sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti numunesinin sertlik değeri 275VSD ölçülmüşken, bu değer Cu-3.5Ti-1Mg nin AG numunesinde 280VSD ve Cu-3.5Ti-1Cr nin AG numunesinde 290VSD olarak tespit edilmiştir. Markandeya ve arkadaşlarının Cu-3Ti-1Cr ve Cu-4Ti-1Cr alaşımlarını kullanarak yaptıkları bir çalışmada çözelti ile muamele edilmiş durumdaki numunelerin sertlik değerleri sırasıyla 118 ve 222VSD, yaşlandırılmış numunelerin ise sırasıyla 277 ve 326VSD bulunmuştur [60]. Bu sonuçlar hem Ti oranının artması hem de alaşım elementi ilavesi ile sertlikte bir iyileşme meydana geldiğini göstermekle beraber bizim çalışmamızla da uyum göstermektedir.

Cu-3.5Ti-1Cr alaşımında gözlenen sertlik artışının sebebi olarak $TiCr_2$ intermetalik fazı gösterilebilir. Cr ve Ti, $600^{\circ}C$ 'nin altındaki sıcaklıklarda birbirleri içinde sınırlı çözünebilirliğe sahiptir ve sistemde bir intermetalik faz olan $TiCr_2$ 'yi oluşturur. Bir miktar kromun çökeltme (güçlendirme) fazına girerek hacim fraksiyonunda bir artış ile birlikte sertlikte de artışa yol açması beklenir [60].

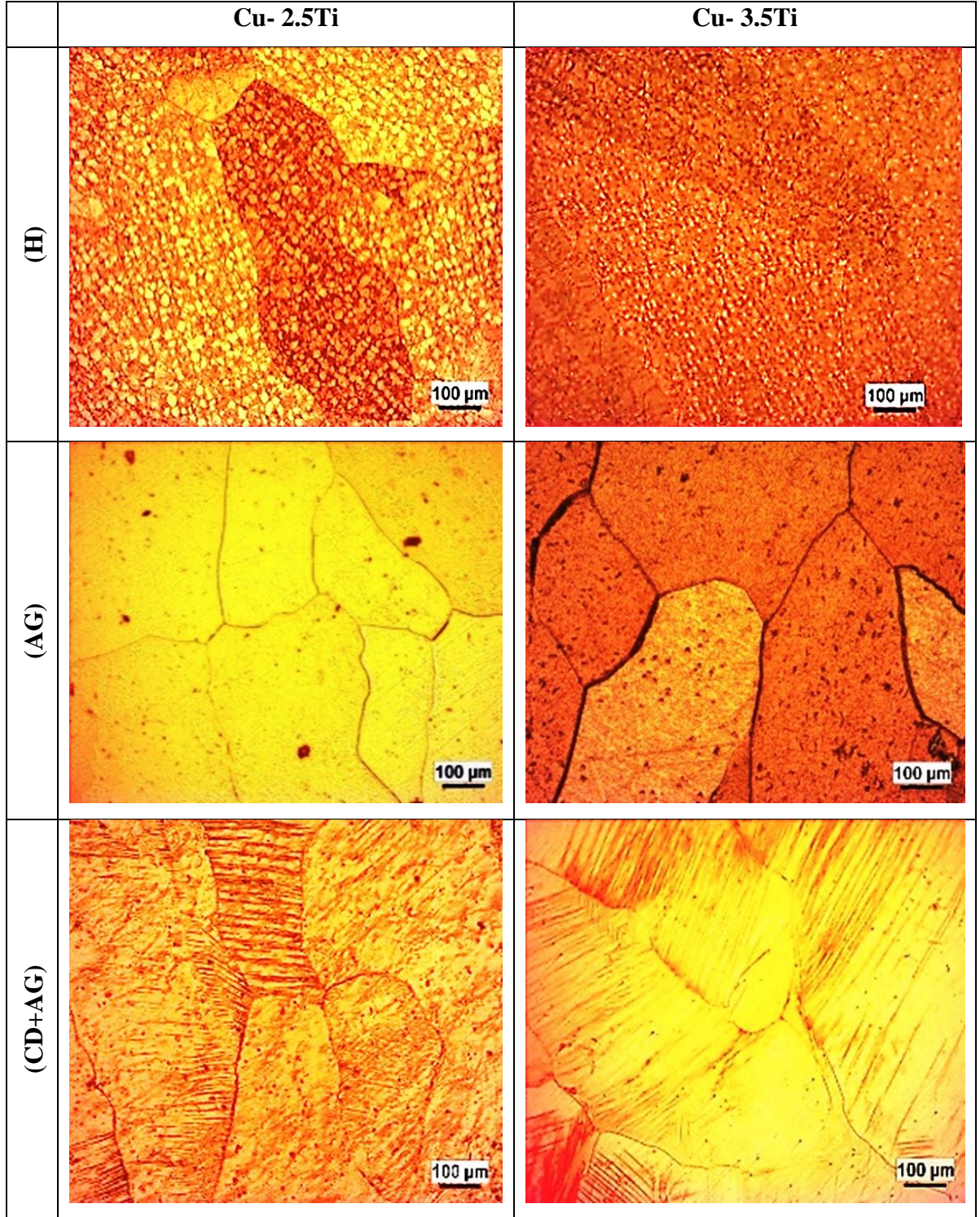
Çalışmamızda kullandığımız tüm alaşım numunelerinde %40 soğuk deformasyon sonrası yaşlandırılmış numunelerin sertlik değerlerinin en yüksek değerlere sahip olduğu görülmektedir. AG ve CD+AG numuneleri karşılaştırıldığında Cu-2.5Ti için deformasyon sonrası sertlikteki artış %16 olurken Cu-3.5Ti numunesinde deformasyon sonrası sertlikteki artış %5.5 olarak bulunmuştur. Ti oranındaki artış ile aşırı doymuş titanyumun, titanyum çökeltleri yoluyla yaşlanma üzerine sertlikte artışa neden olabileceği düşünülebilir. Alaşım elementleri ilave edilen CD+AG numuneleri için Cu-3.5Ti-1Cr ve Cu-3.5Ti-1Mg alaşımlarının sertlik değerleri sırasıyla 305 ve 298VSD olarak ölçülmüştür. Bu değerler %40deformasyon yapılmamış aynı alaşımlarda sırasıyla 290 ve 280 VSD olarak tespit edilmiştir. Soğuk deformasyonun alaşımların sertliklerini artırdığı açıkça görülmektedir. Deforme edilen numunelerin sertlik değerlerindeki bu artışın nedeni olarak muhtemelen alaşımların yoğun mikro yapıya sahip olması ve süreksiz faz çökeltmesini engellemesi şeklinde değerlendirilebilir. Dislokasyon ve çökelti fazlar arasındaki etkileşim, dislokasyon

hareketini engeller [67]. Nagarjuna ve arkadaşlarının [85] çalışmasında %20-80 aralığındaki ön soğuk deformasyon işlemlerinin 400, 450 ve 500°C gibi farklı sıcaklıklardaki her durum için sertliği artırdığı sonucu bulunmuştur. Deformasyonun sertlik üzerine olan bu olumlu etkisi literatürde bildirilenlerle tez çalışmamızda elde edilen sonuçlar arasında tutarlılık göstermektedir.

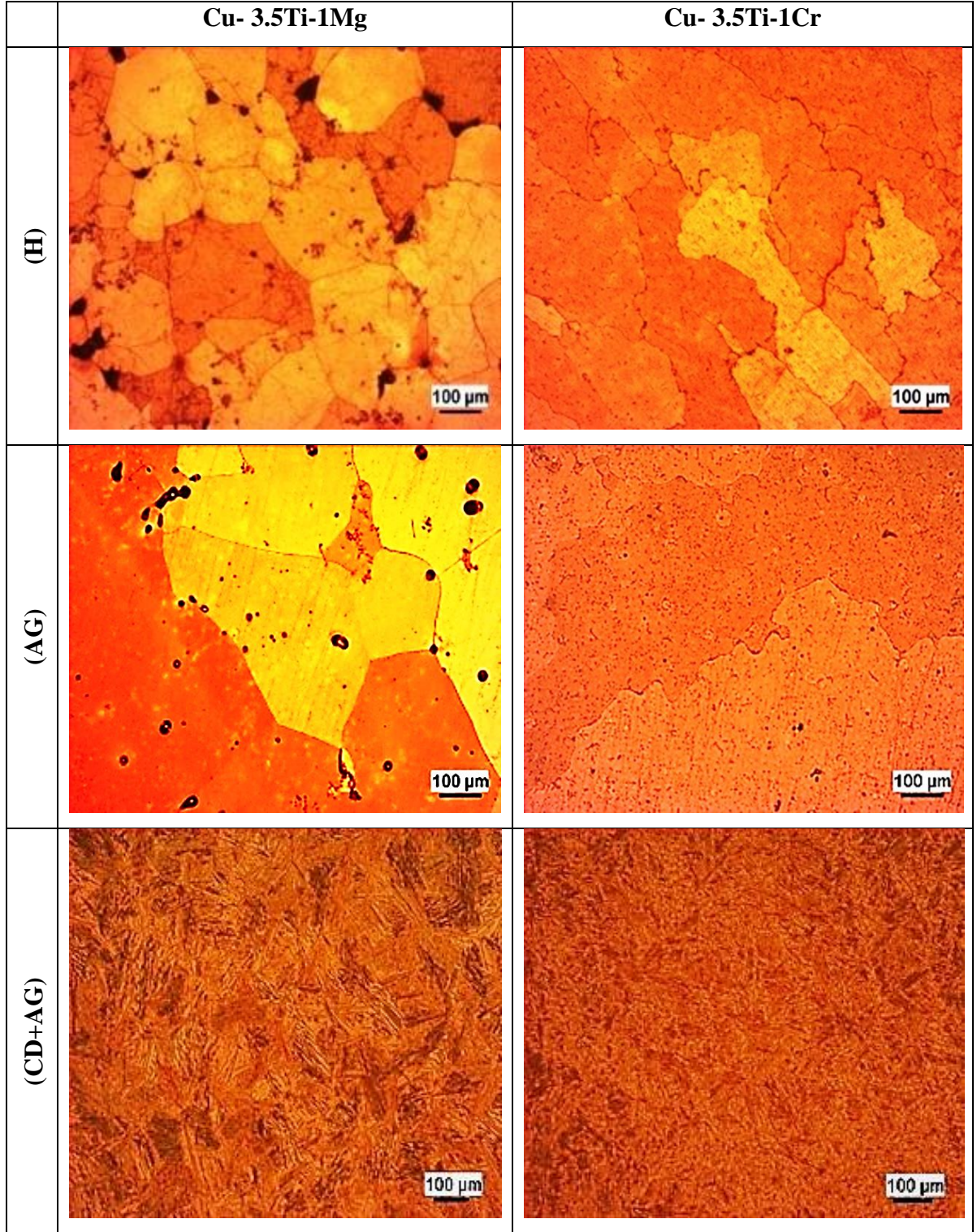
8.2. MİKROYAPI KARAKTERİZASYON SONUÇLARI

Şekil 8.2’de Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, alaşım numunelerinin Şekil 8.3’de ise Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr alaşım numunelerinin optik mikroskop görüntüleri homojenleştirilmiş (H), homojenleştirilmiş+çözeltiye alınmış+pik yaşlandırılmış(AG) ve homojenleştirilmiş+%40 soğuk deforme uygulanmış+çözeltiye alınmış+pik yaşlandırılmış (CD+AG) olmak üzere farklı ısıl işlem uygulamaları sonrasında verilmiştir. Şekil 8.2’de homojenleştirilmiş (H) Cu-2.5 Ti ve Cu-3.5Ti alaşımlarında tipik olarak gözlenen makro-homojen parçacık dağılımına ait mikroyapı ve eş eksenli taneler görülmektedir. Yaşlandırılmış (AG) numunelerde ise tane sınırları ve heterojen olarak dağılmış taneler görülmüştür.

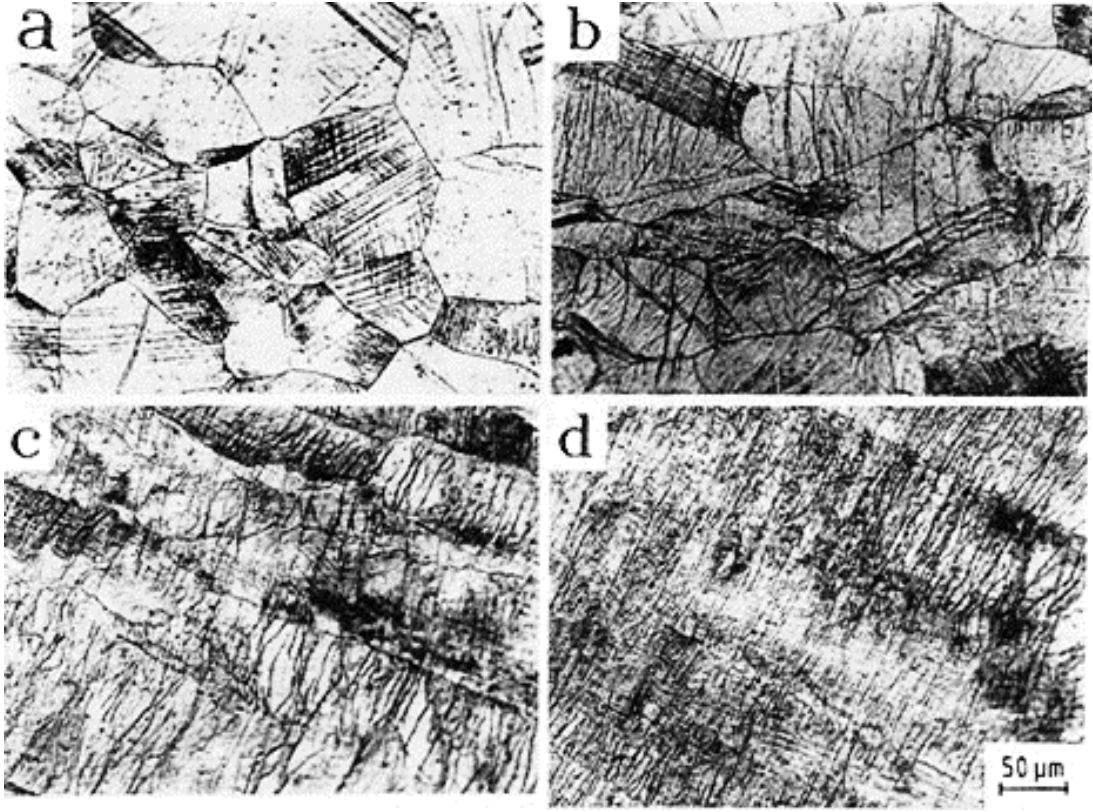
Ti içeriğinin bir fonksiyonu olarak Cu-Ti alaşımlarının mikroyapısal değişiminde %6’nın üzerindeki Ti içeriğinin artması ile çökelti sayısı ve çökeltilerin hacim oranının arttığı, çökeltilerin birleşerek çökelti boyutunu artırdığı ve böylece çökelti sertleşirmesinin etkisini azalttığı yönünde görüş bildirilmiştir [86]. Şekil 8.3 incelendiğinde alaşım elementi ilave edilen numunelerde tane boyutlarının küçüldüğü görülmüştür. Bu durum Mg ve Cr ilavesinin Cu-Ti matrisi içerisinde tane büyümesini kısıtlayarak tane boyutunda bir iyileşme yarattığı şeklinde yorumlanabilir. Eş eksenli tanelerin soğuk deformasyon dolayısıyla bozulmasından kaynaklı olarak tüm numunelerin %40 soğuk deforme edilmiş hallerinde ince deformasyon çizgilerinin meydana geldiği söylenebilir. Kesişen kristalografik düzlemlerde gözlemlenen bu çizgisel işaretler oldukça düz bir formda gözlemlenmiştir. Benzer yapı formu Nagarjuna ve arkadaşlarının [85] çalışmasında da rapor edilmiştir. Sözü ettiğimiz bu çalışmanın Şekil 8.4’de artan deformasyon miktarına bağlı olarak mikroyapısında meydana gelen değişimlerinin optik fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 8.2. Farklı ısıl işlemler uygulanmış Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, alaşım numunelerinin optik fotoğrafları.



Şekil 8.3. Farklı ısıl işlemler uygulanmış Cu-3.5Ti-1Mg, Cu-3.5Ti-1Cr alaşım numunelerinin optik fotoğrafları.

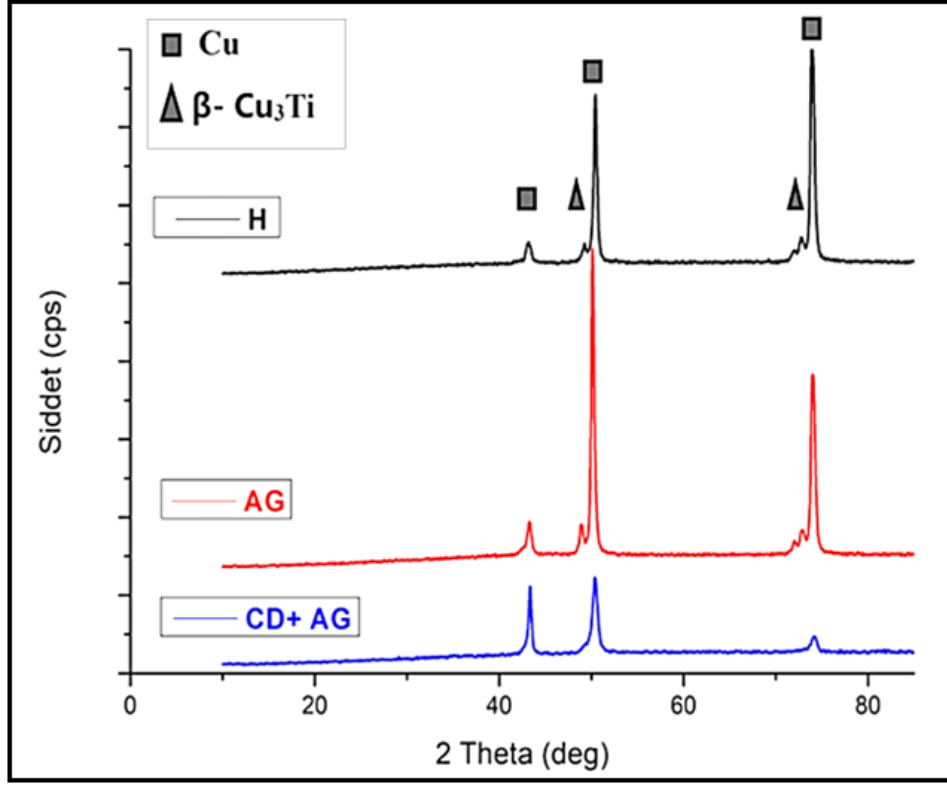


Şekil 8.4. Soğuk deforme edilmiş Cu-4.5Ti alaşımının optik fotoğrafları a) %25, b) %50, c) %75 ve d) %90 soğuk deformasyon [85].

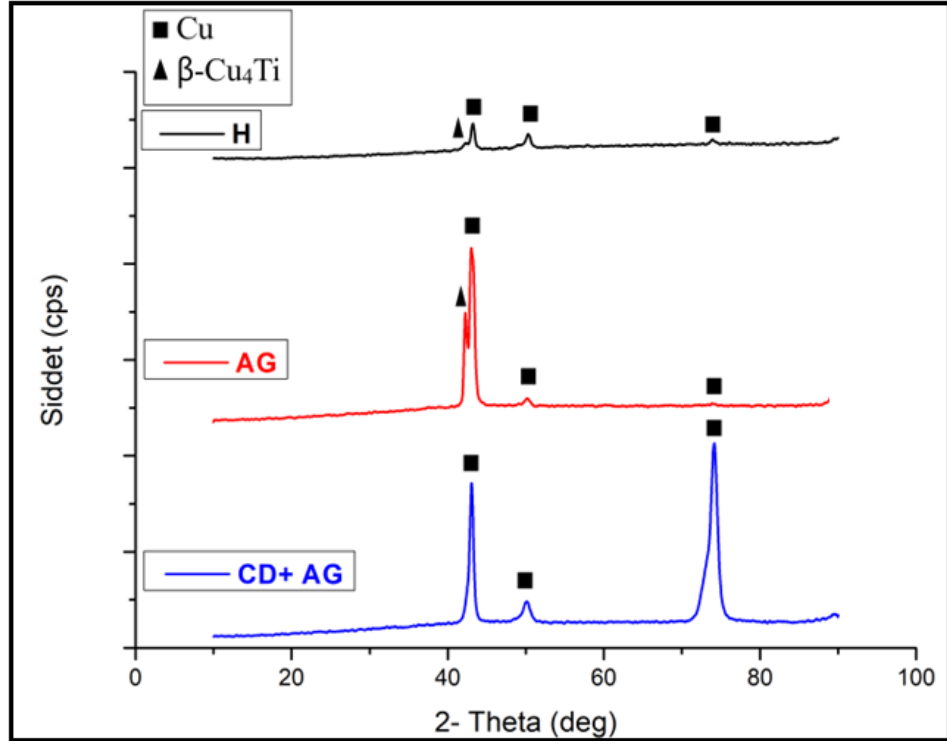
%25 soğuk deforme edilmiş Cu-4.5Ti alaşımında ince deformasyon çizgilerinin varlığı rapor edilmiştir. %50 deformasyon uygulaması sonrasında ise hafifçe uzamış taneler görülmüş ve deformasyon çizgilerinin dalgalı bir form eğiliminde olduğu bildirilmiştir. Daha yüksek deformasyon uygulamalarında tanelerin oldukça uzamış olduğu tespit edilmiştir [85].

Deforme edilmiş ve alaşım elementi ilave edilmiş numunelerde yaşlandırma ile birlikte şiddetli gerinim oluşması tek fazlı bir yapı sergilenmesine yol açar [61]. Eş eksenli tanelerin deforme olmuş ve haddeleme yönünde uzamış olduğu söylenebilir. Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinde deformasyon ile taneler arasındaki mesafenin azaldığı ve tanelerin haddeleme yönü boyunca uzadığı görülmüştür. Soğuk deformasyon sırasında tane değişiminin şematik diyagramına bakılacak olursa (Bkz. Şekil 2.3) soğuk deformasyondan sonra eş eksenli taneden belirgin bir uzunlamasına değişimin olduğu görülebilir.

Şekil 8.5-8.7’de sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr alaşımlarının farklı ısıl işlemler uygulaması sonrası XRD grafikleri verilmiştir. Bölüm 6, Şekil 6.1’de artan Ti içeriği ile Cu₄Ti çökelmeleri olasılığını ima eden Cu-Ti ikili sistemi için kısmi bir faz diyagramı verilmiştir. Buna göre Cu₄Ti çökelmeleri ile ilgili olarak iki sıralı faz oluşumu rapor edilmiştir. Cu-Ti sisteminde çeşitli ara fazlar, yani Cu₄Ti, Cu₃Ti₂, Cu₄Ti₃, CuTi ve CuTi₂ gözlemlenebilir. Bunlardan CuTi₃ çökeltileri, Ti bakımından zengin bölgelerin oluşması ve Cu₄Ti kararlı fazının çökertilmesinden sonra 500°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda oluşur [85,71]. Cu-Ti alaşımlarındaki bu çökeltilere geçici çökeltiler denir. Bu fazların serbest enerjisi Cu₄Ti çökeltilerinininkinden daha azdır [88]. Çalışmamızda uygulanan homojenleştirme işleminde (900°C- 24 sa.), iki faz muhtemelen bir arada bulunmaktadır. Bunlar, kararlı β-Cu₃Ti ve β-Cu₄Ti fazının çökelmesinden kaynaklanan fazlar olarak tahmin edilmektedir. XRD profilleri genel olarak, Cu katı çözeltilisinden β-Cu₃Ti ve β-Cu₄Ti fazlarından tepe noktaları sergilemiştir. Ancak α-Cu₄Ti fazının küçük hacimli fraksiyonu nedeniyle hiçbir tepe noktası göstermemiştir. Daha önce homojenize edilmiş alaşımın 850°C'de çözeltiliye alma işlemi, intermetalik Cu₃Ti faz çökeltilerinin neredeyse tamamen çözünmesine neden olur. Bu, homojenleştirmeden sonra bir alaşımın tipik özelliği olan sertlik düşüşü ile sonuçlanır (Bkz. Çizelge 8.1).



Şekil 8.5. Cu-2.5Ti numunesinin XRD grafiği.



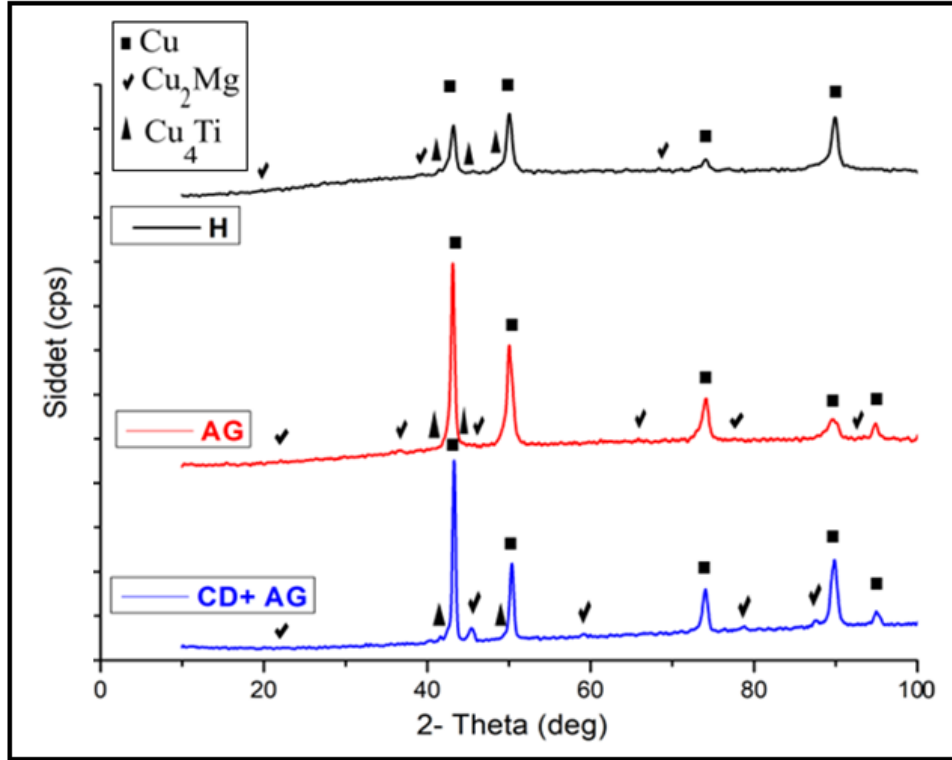
Şekil 8.6. Cu-3.5Ti numunesinin XRD grafiği.

Şekil 8.7’de ve Şekil 8.8’ de alaşım elementi ilave edilen Cu-Ti alaşımlarında yaşlandırılmış durumdaki çökelme davranışı, daha önce Hakkarainen [84], Laughlin ve Cahn [52], Datta ve Soffa [50] ile Nagarjuna ve arkadaşları [8, 9] tarafından bildirilenlere benzerdir.

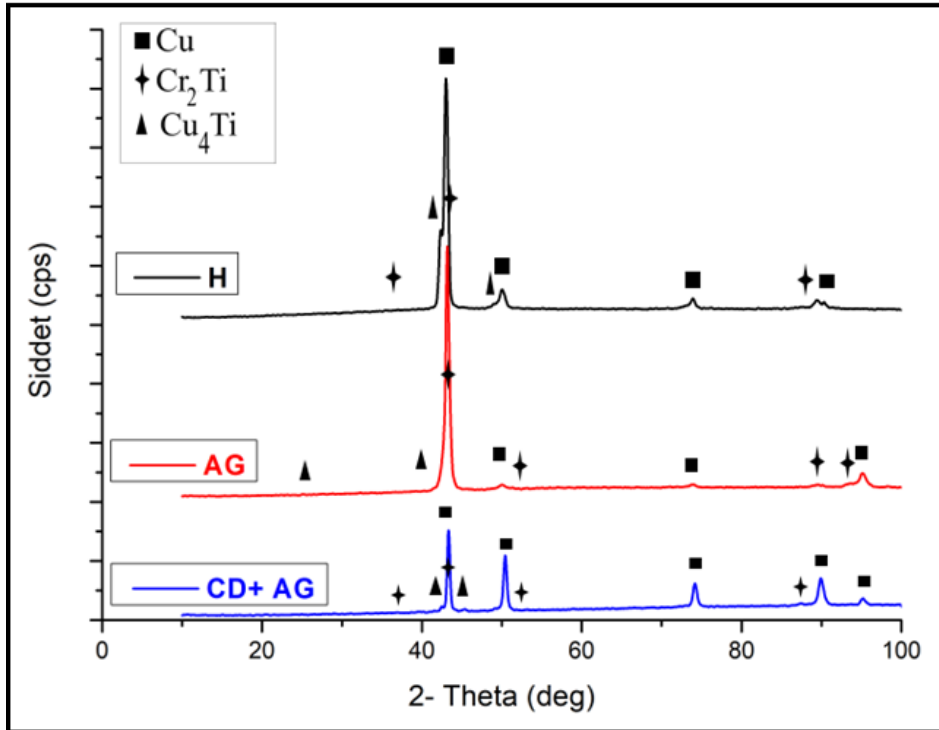
Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin XRD profilinden açıkça görüldüğü gibi alaşımın uygulanan tüm ısıl işlemlerde, soğuk haddeleme öncesi ve sonrasında ağırlıklı olarak Cu, Cu₂Mg fazı ve Cu₄Ti fazından oluştuğu gözlemlenmiştir. Cu fazının tepe noktasının deformasyon ile sağa doğru kaydığı gözlenmiştir.

Cu-3.5Ti-1Cr üçlü alaşımında, tüm ısıl işlem koşullarında mevcut olan Cr₂Ti fazına az miktarda krom ve titanyum bağlıdır. Cr₂Ti kübik yapıya sahiptir. Markandeya ve arkadaşlarının [60] bildirdiğine göre çözelti ile muamele edilmiş durumda, iki farklı Cu-Ti-Cr alaşımı titanyum içeriğine bağlı olarak farklı mikro yapısal özelliktedirler. Cu-3Ti-1Cr alaşımı, herhangi bir çökelme olmadan tek fazlı bir yapı gösterirken, Cu-4Ti-1Cr su verme sırasında oluşan ince β'-Cu₄Ti çökeltileri ortaya çıkarır. Nagarjuna ve Balasubramanian [71] çalışmalarında bu tip yapının ağırlıkça yaklaşık %4'ten fazla Ti içeren Cu-Ti ikili alaşımlarında görüneceğini bildirmişlerdir. Yine Markandeya ve arkadaşlarının [60] bildirdiğine göre Cu-Ti-Cr alaşımları, pik yaşlandırılmış durumda bol miktarda ince, bakır zengini Cu₄Ti çökeltilerine sahiptir. Krom, su verme sırasında titanyum ile birlikte katı çözeltide tutulduğundan bir kısmının pik yaşlandırmadan sonra bile matriste katı çözeltide olması beklenir.

Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin XRD profilinde görüldüğü gibi uygulanan tüm ısıl işlem koşullarında Cu, Cr₂Ti ve Cu₄Ti fazlarından oluştuğu gözlenmiştir. Cu-3.5Ti numunesinin XRD profili (Bkz. Şekil 8.6) ile alaşım elementi ilave edilmiş Şekil 8.7 ve Şekil 8.8’deki XRD profilleri karşılaştırıldığında Cr ve Mg ilavelerinin mikroyapıda meydana getirdiği fazlar dolayısıyla yaşlandırmada çökelme sertleştirmesinin daha etkin kılındığı söylenebilir.

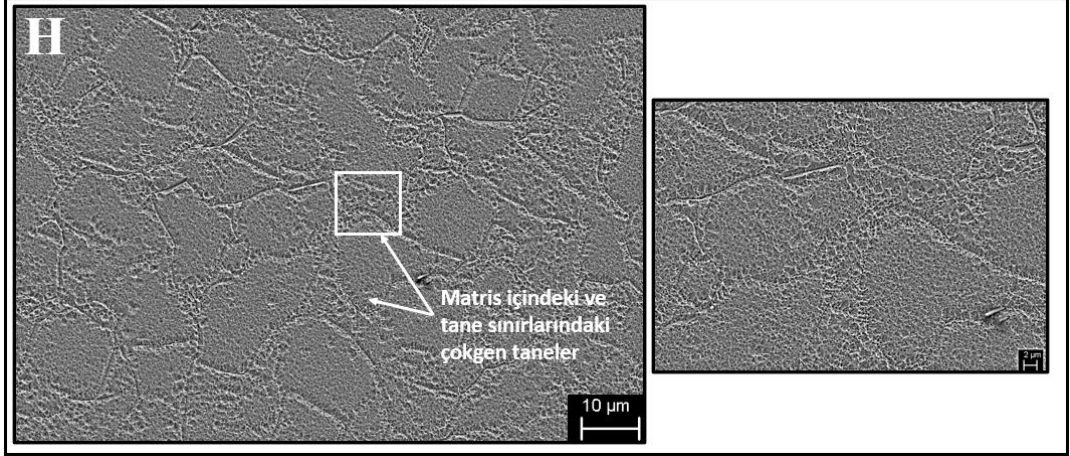


Şekil 8.7. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin XRD grafiği.

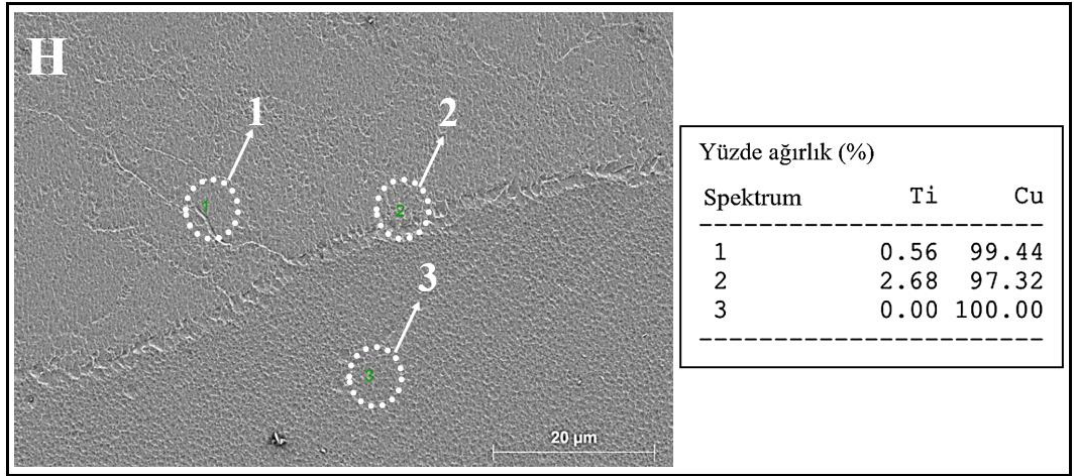


Şekil 8.8. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin XRD grafiği.

Şekil 8.9’da homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti alaşım numunesinin SEM fotoğrafı ile Şekil 8.10’da EDS analiz sonuçları verilmiştir. Yapının tek bir aşırı doymuş Cu katı çözelti fazı içerdiği görülmektedir. Tane sınırlarında Ti açısından zengin küçük çökelti görülür. Çökeltilerin belirli bir bölgede konsantre olduğu görülmektedir.



Şekil 8.9. Homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.

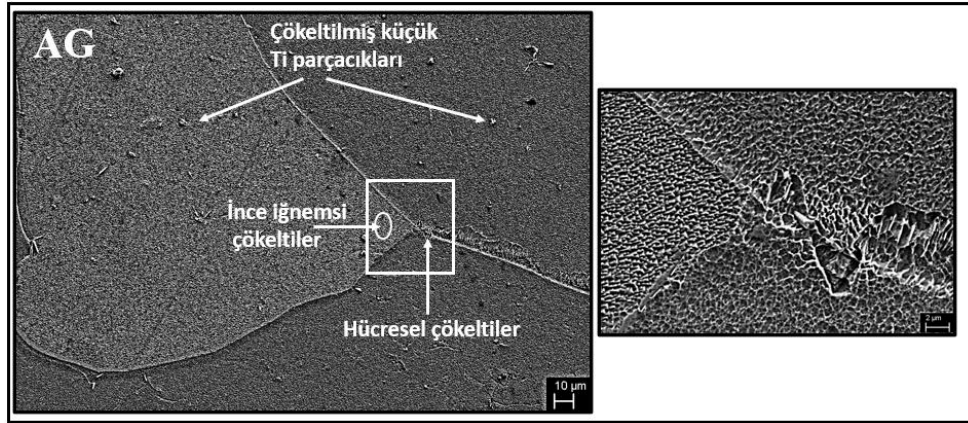


Şekil 8.10. Homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti alaşımının EDS analizi.

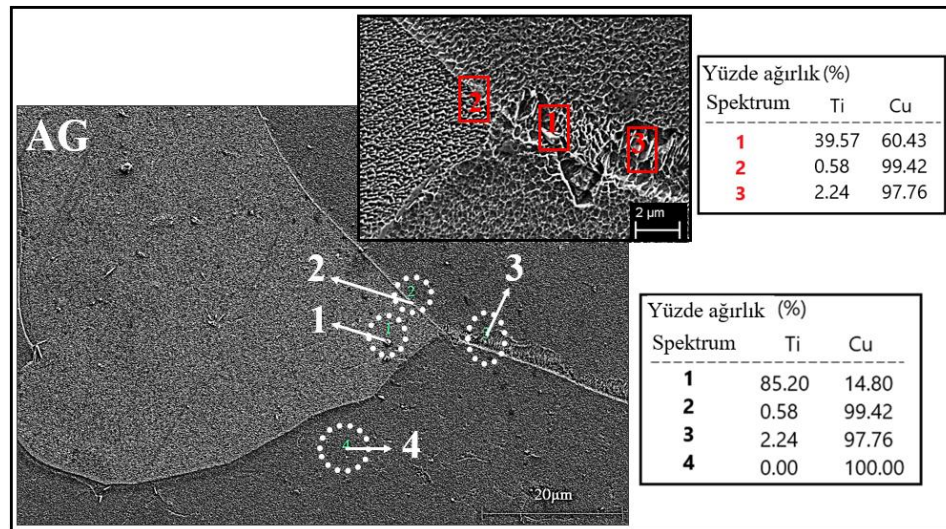
Şekil 8.11’de sertlik açısından en yüksek yaşlandırma koşulu olan 450°C’de 8 saat yaşlandırılan numunede (AG), tüm tane içlerinde dağılmış halde ince iğne şeklinde çökelti ile tane sınırlarından az miktarda, tane içlerine doğru ilerleyen hücresel çökeltilerin birlikte olduğu görülmektedir. Alaşımında hacim merkezli tetragonal yapıya sahip düzenli, yarı kararlı ve uyumlu Cu₃Ti fazından oluşan bol miktarda ince çökeltilerin gözlemlendiği söylenebilir. Bu faz, esas olarak, bu alaşımların pik

yaşlandırılmada sertleşmesinden sorumludur. Ayrıca homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti numunesine kıyasla pik yaşlandırılmış numunedeki tane sınırları çok daha keskin ve ince görünmektedir. Hücresel çökeltilerin hacim oranının (iğne şeklindeki çökeltiler ile karşılaştırıldığında) yaşlanma süresinin artmasıyla (ileri yaşlandırma) birlikte arttığı ve numunede hücresel çökeltilerin baskın hale geldiği bildirilmiştir [56].

Şekil 8.12'deki EDS analizinden de anlaşıldığı üzere tane içlerinde dağılmış olarak görülen ince çökeltilerin yarı kararlı Cu_3Ti sürekli ve uyumlu parçacıklardan müteşekkil olduğunu söylemek mümkündür. Tane sınırlarında ise Cu ile az miktarda kararlı $\beta-Cu_3Ti$ süreksiz parçacıkları içeren hücresel bileşenlere rastlanılmıştır. XRD grafiklerinden elde edilen faz bilgisi bu sonuçları doğrular niteliktedir (Bkz. Şekil 8.4).

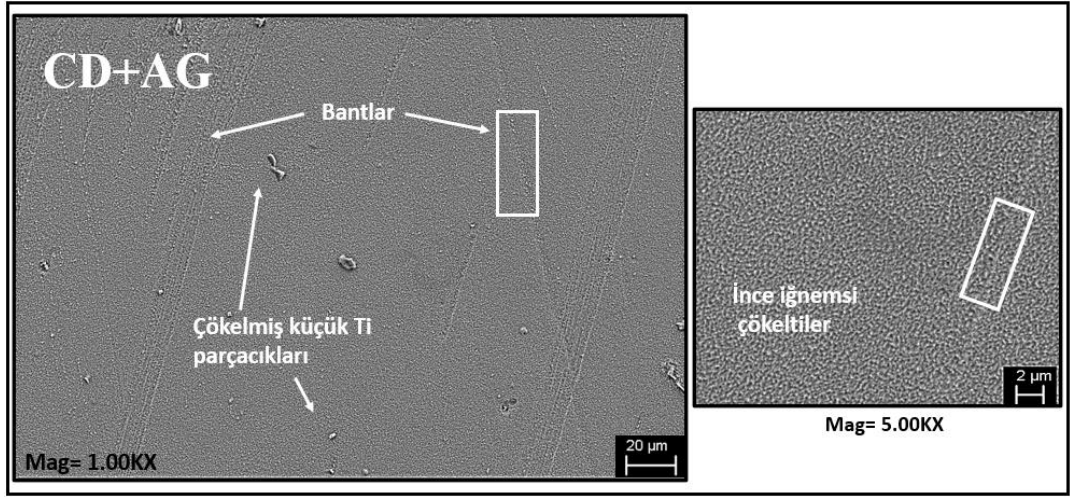


Şekil 8.11. Yaşlandırılmış Cu-2.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.

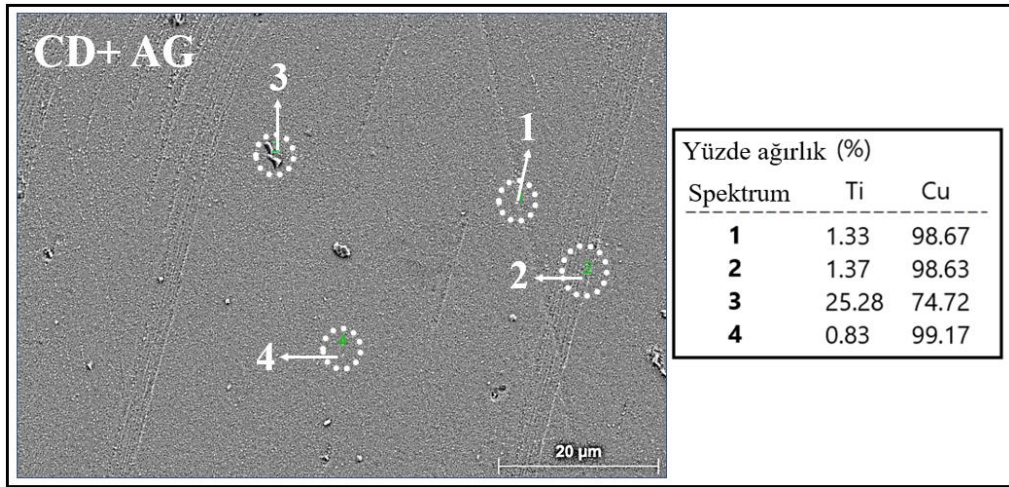


Şekil 8.12. Yaşlandırılmış Cu-2.5Ti alaşımının EDS analizi.

Şekil 8.13 ve Şekil 8.14'te sırasıyla Cu-2.5Ti alaşımının CD+AG numunesinin SEM fotoğrafı ve EDS analiz sonuçları verilmiştir. H ve AG örnekleriyle karşılaştırıldığında homojenleştirme sonrası %40 deforme edilmiş numunede belirgin tane sınırları gözlenmemekle birlikte yarı kararlı β -Cu₃Ti sürekli parçacıklarının yaygın olarak dağılım gösterdiği gözlenmiştir. Bununla birlikte kaba ve ince boyutlu Ti çökeltilerinin bulunduğu görülmektedir. %40 deformasyon ile birlikte numunede bant şeklinde oluşumlar gözlenmektedir. Bu bantların ikizlenmeye bağlı olarak meydana geldiği ve deformasyon miktarının artması ile birlikte bantlar arasındaki mesafenin yok denecek kadar azalarak birbirlerine yaklaştığı Nagarjuna'nın çalışmasında rapor edilmiştir [85].

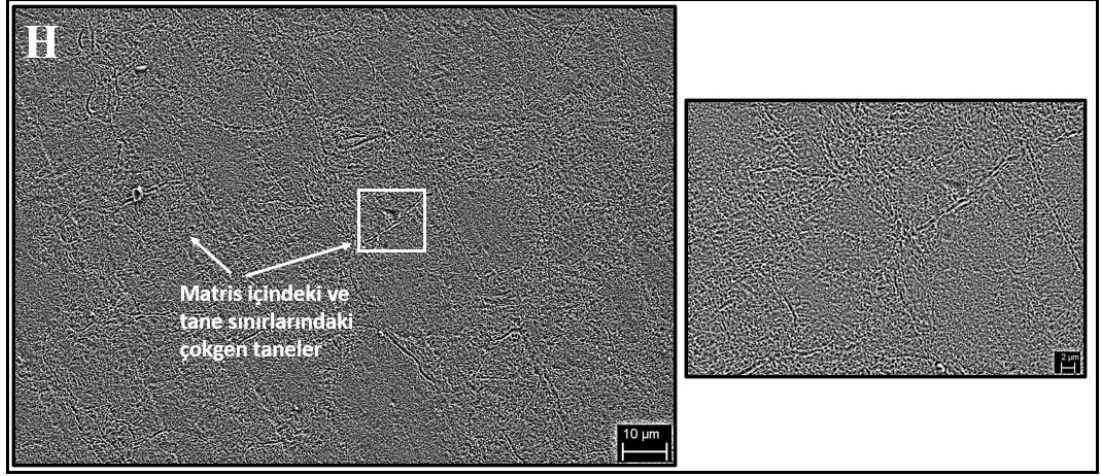


Şekil 8.13. %40 Deforme+Cu-2.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.

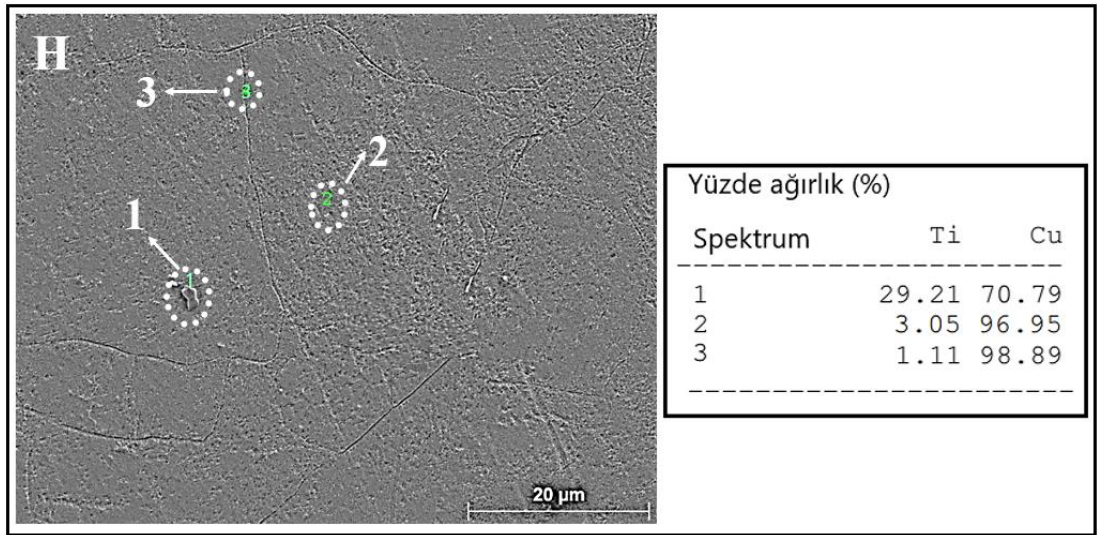


Şekil 8.14. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-2.5Ti alaşımının EDS analizi.

Şekil 8.15 ve Şekil 8.16’da sırasıyla Cu-3.5Ti alaşım numunesinin homojenizasyon sonrası SEM fotoğrafı ve EDS analizleri verilmiştir. Ağırlıkça %1 oranındaki Ti artışının Cu-3.5Ti numunesinin matris içerisindeki ve tane sınırlarındaki polygonal taneciklerin daha ince boyutlu olarak çökeldiği görülmektedir. Tane sınırları da daha az belirgin olarak gözlenmiştir.



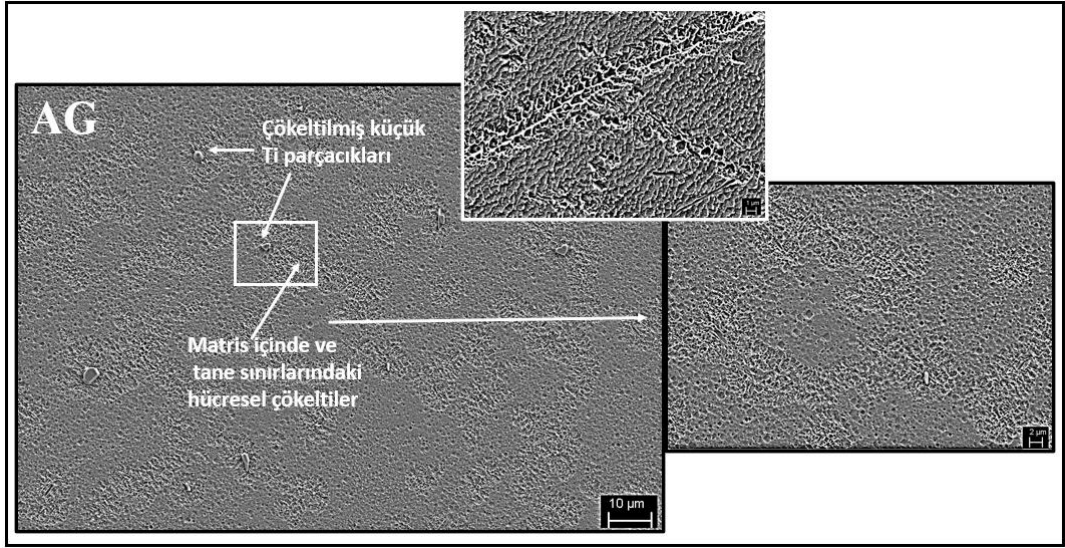
Şekil 8.15. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti alaşımının SEM fotoğrafı.



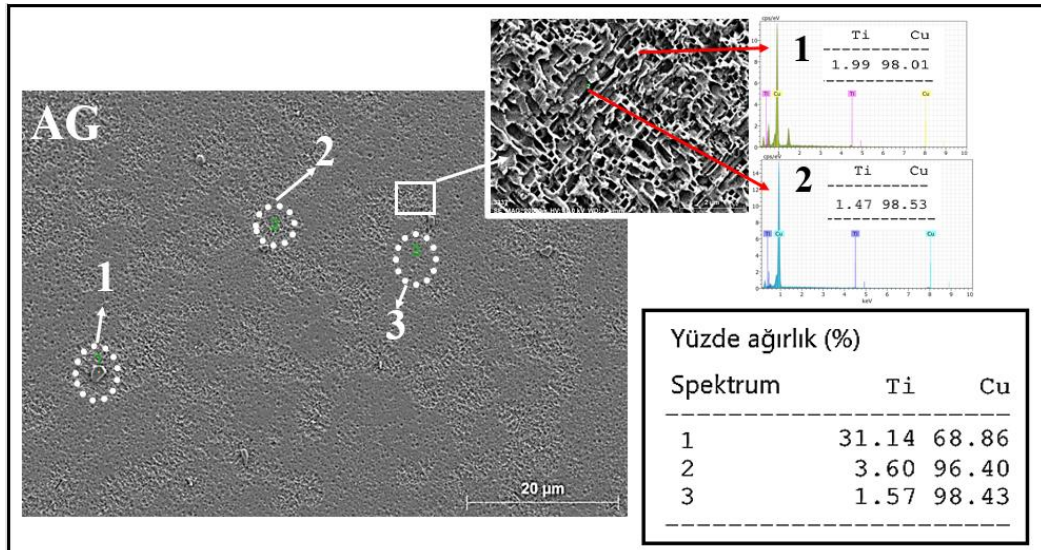
Şekil 8.16. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti alaşımının EDS analizi.

Şekil 8.17 ve Şekil 8.18’de sırasıyla Cu-3.5Ti alaşımının yaşlandırma sonrası SEM fotoğrafı ve EDS analizi verilmiştir. Yaşlandırılmış Cu-2.5Ti ile karşılaştırıldığında Cu-3.5Ti (AG) alaşımında tane sınırları keskin bir şekilde belirgin değildir. Geniş tane sınırlarında fazla miktarlarda ve daha küçük boyutlarda hücresel çöktellerin birlikte

olduğu ve bu bölgelerde yoğunlaştığı görülmektedir. Cu-2.5Ti numunesinden farklı olarak matris içinde iğnemi taneler, yerini sürekli ve yarı kararlı yapıdaki hücresel çökeltilere bırakmıştır. Sertlikteki artış sebebinin de tetragonal yapıdaki bu çökeltiler olduğu düşünülebilir. EDS ve XRD analizlerinden yarı kararlı β -Cu₄Ti süreksiz hücresel çökeltiler ağırlıktadır. β -Cu₄Ti fazının XRD analizinde keskin pik vermesinin sebebinin bu hücresel çökeltiler olduğu söylenebilir.

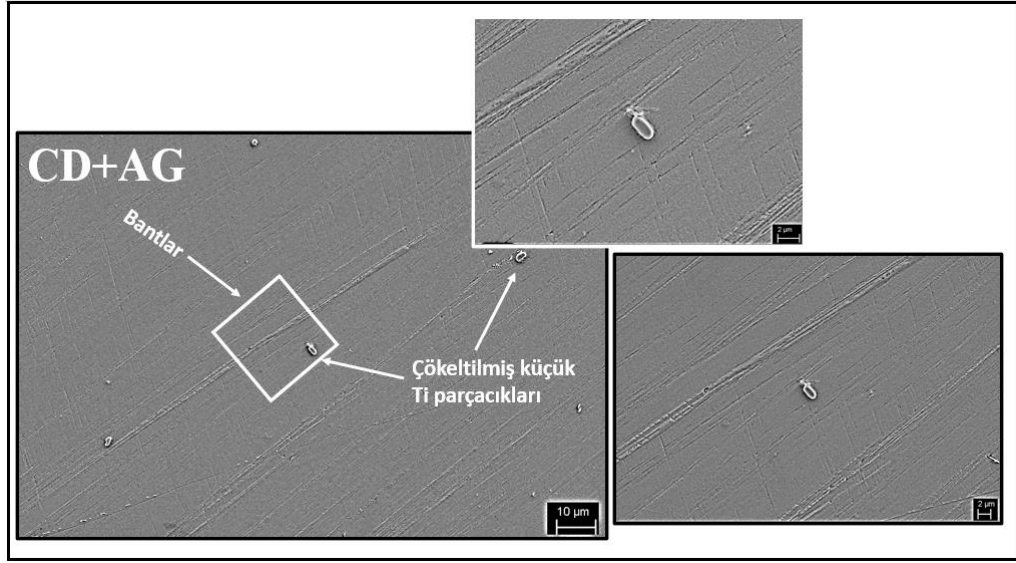


Şekil 8.17. Cu-3.5Ti alaşımının yaşlandırma sonrası SEM fotoğrafı.

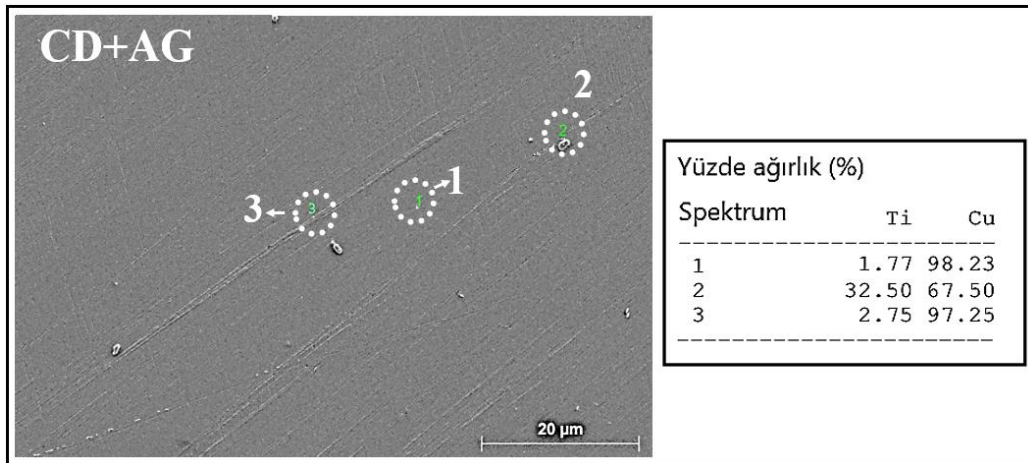


Şekil 8.18. Cu-3.5Ti alaşımının yaşlandırma sonrası EDS analizi.

Şekil 8.19 ve 8.20’de Cu-3.5Ti (CD+AG) numunesine ait sırasıyla SEM fotoğrafı ve EDS analizi sonuçları verilmiştir. Cu-2.5Ti (CD+AG) numunesinde görülen benzer ikizlenme bantları Cu-3.5Ti (CD+AG) numunesinde de mevcuttur. Her iki örnekte görüldüğü gibi (Bkz. Şekil 8.13) çökelmiş Ti parçacıkları deformasyon yönünde ve bu ikizlenme bantları doğrultusunda yer almaktadır. Şekil 8.20’de verilen EDS analizinden hüresel çökeltilerin bantlar üzerinde ve matris içinde dağıldığı anlaşılmaktadır.



Şekil 8.19. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti numunesinin SEM fotoğrafı.

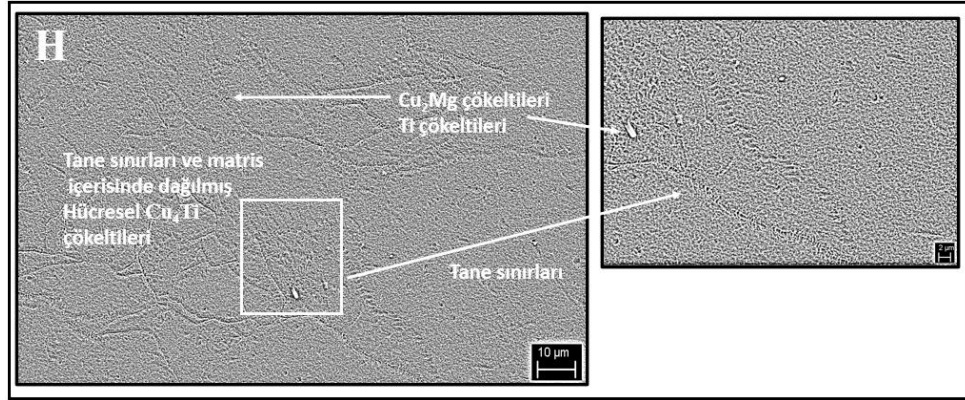


Şekil 8.20. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti numunesinin EDS analizi.

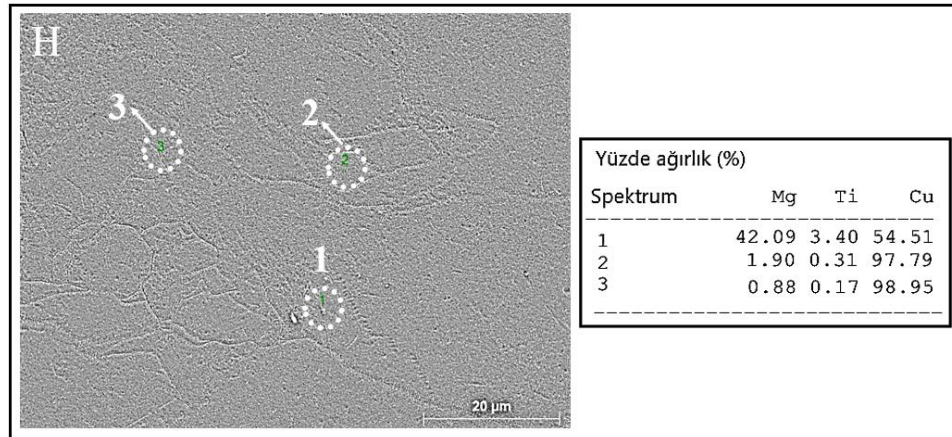
Cu-3.5Ti alaşımına ilave edilen Mg ve Cr elementlerinin mikroyapıda meydana getirdikleri değişiklikleri SEM fotoğrafları ve EDS analizi sonuçlarından

değerlendirecek olursak; %1 Mg ilave edilen Cu-3.5Ti-1Mg (H) numunesine ait sırasıyla SEM fotoğrafı ve EDS analizi Şekil 8.21 ve Şekil 8.22'den görüldüğü üzere. homojenleştirilmiş numunede genel olarak tane sınırları ve tane içlerinde dağılmış hücrel çökeltilerin hakim olduğu söylenebilir.

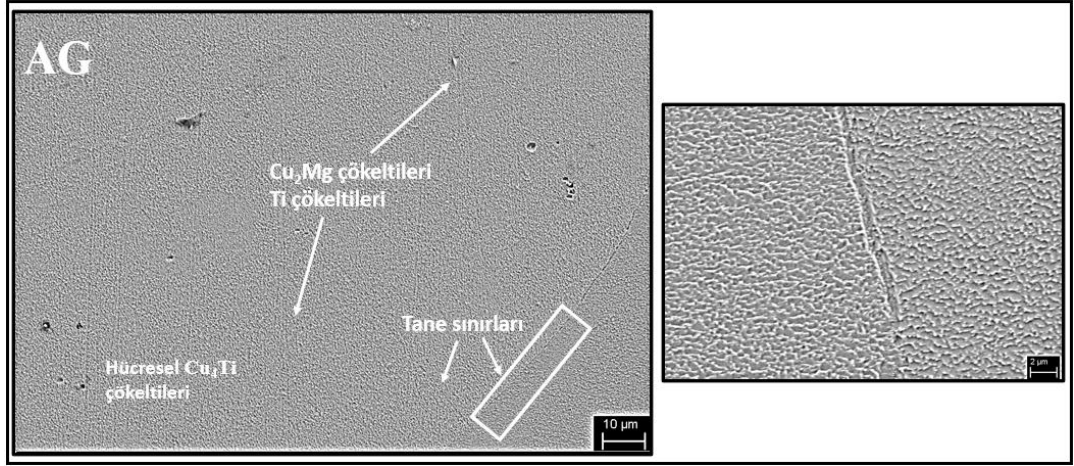
Pik yaşlandırma ile birlikte Şekil 8.23'deki SEM fotoğrafı ve Şekil 8.24'deki EDS analizi sonuçlarından görüldüğü gibi bu çökelti dağılımı korunurken tane sınırlarının fazla belirgin olmadığı gözlenmiştir. Cu-3.5Ti-1Mg alaşımının XRD profilinden (Bkz. Şekil 8.7) tespit edildiği üzere bu çökeltilerin deformasyon öncesi ve sonrasında genel olarak β -Cu₄Ti, Cu₂Mg çökeltilerinden oluştuğu, hem homojenleştirilmiş hem de yaşlandırılmış numunelerde biçimsel olarak benzer yapı formları sergilediği görülmektedir. Bu yapı formunu katmanlı hücrel yapı ve daha az çubuk benzeri fazlar şeklinde tarif edebiliriz.



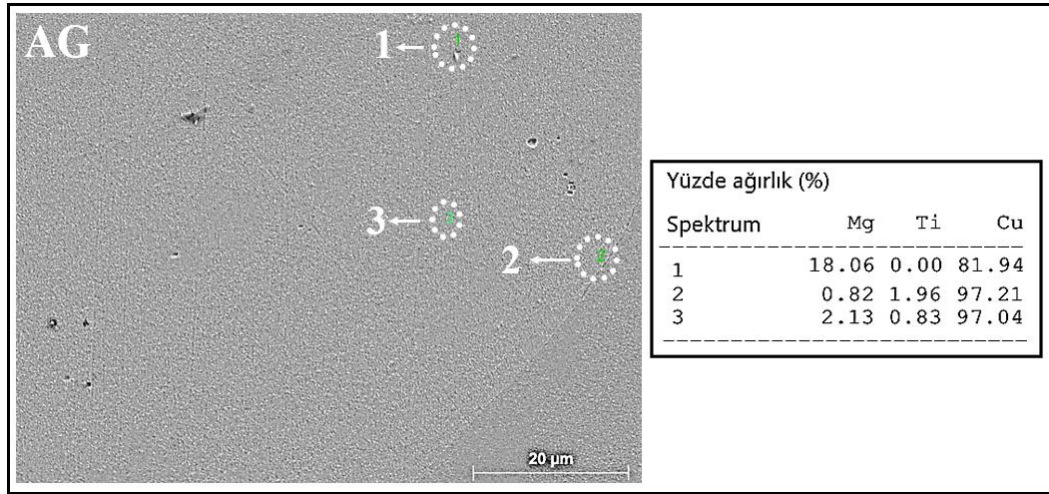
Şekil 8.21. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin SEM fotoğrafı.



Şekil 8.22. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin EDS analizi.

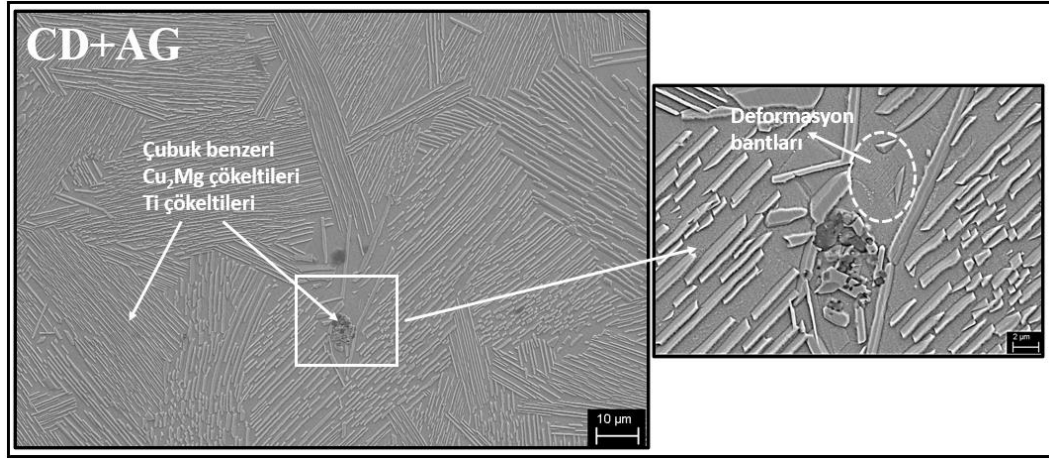


Şekil 8.23. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin SEM fotoğrafı.

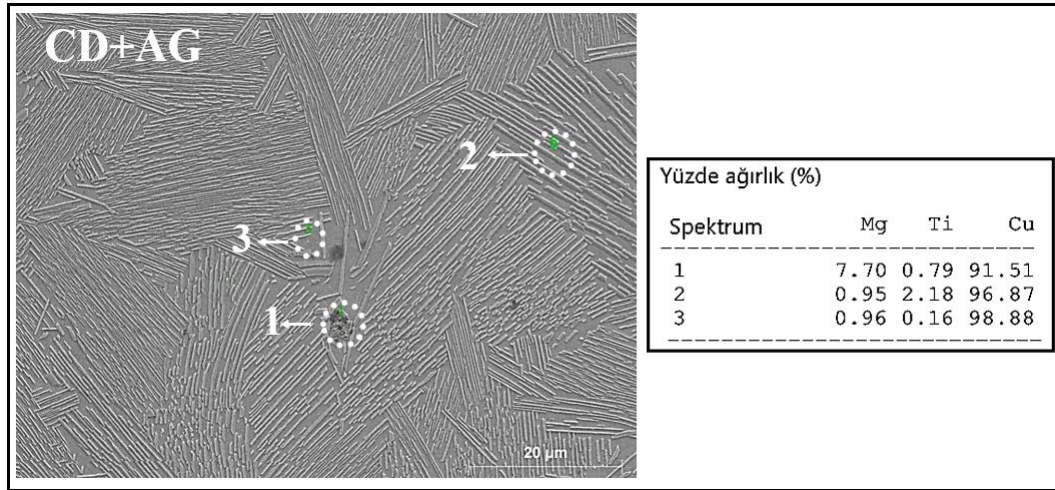


Şekil 8.24. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin EDS analizi.

Homojenleştirme sonrası %40 soğuk deformasyon uygulamasının ardından 850°C'de 2sa çözeltiliye alınan ve ardından pik yaşlandırma yapılan Cu-3.5Ti-1Mg (CD+AG) numunesinin Şekil 8.25 ve Şekil 8.26'da sırasıyla SEM fotoğrafı ve EDS analizi verilmiştir. H ve AG örneklerinden farklı olarak deformasyon ile Cu₂Mg ve hücresele β-Cu₄Ti süreksiz fazlarının çubuksu formlarda mikroyapı içerisinde dağılmış olduğu göze çarpmaktadır. Çubuksu yapıların küçük açılarda ve birbirlerine paralel olarak dizilim gösterdiği görülmektedir. EDS sonuçları ile aynı numunenin XRD profilinde gözlenen fazlar açısından tutarlılık olduğu görülmektedir. H ve AG numunelerinde olduğu gibi deformasyon sonrası; Cu, Cu₂Mg fazı ve Cu₄Ti fazları yine mikroyapıda mevcuttur.



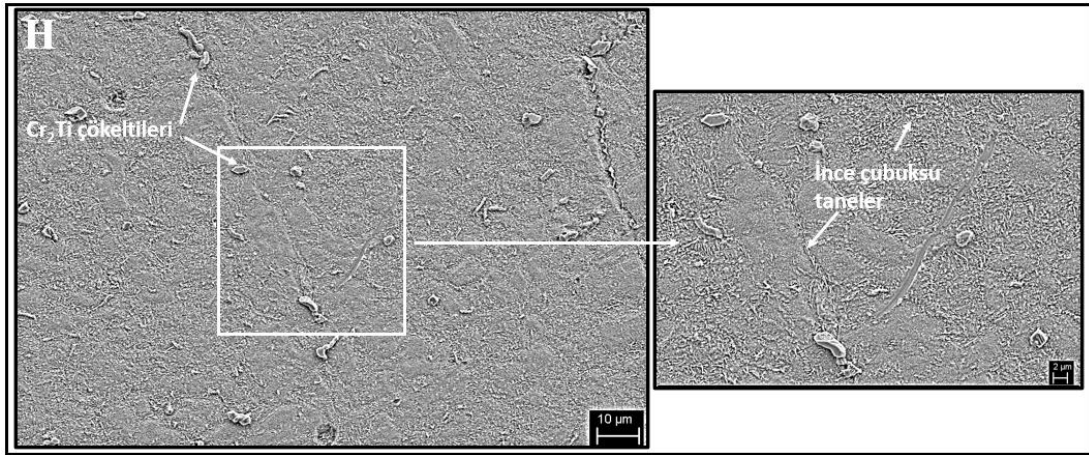
Şekil 8.25. %40 Deforme+yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin SEM fotoğrafı



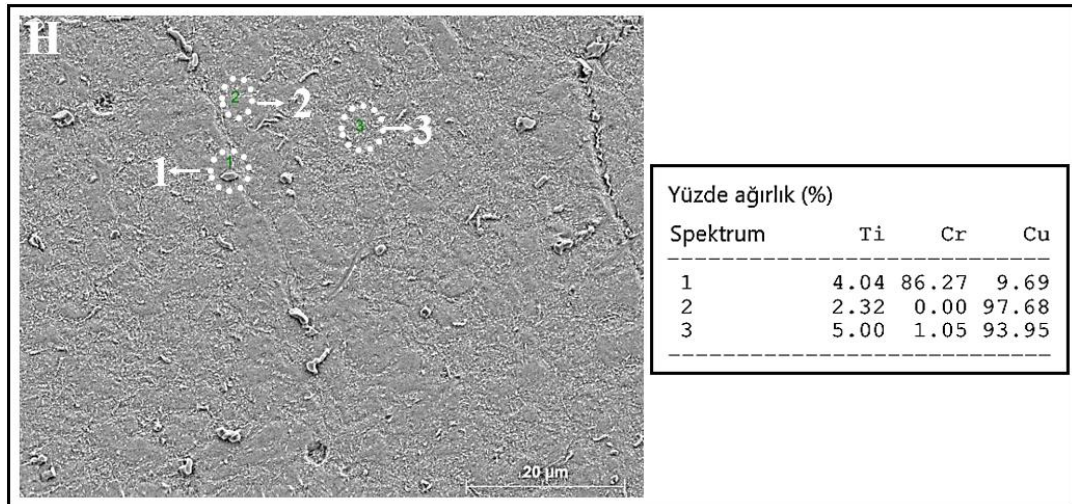
Şekil 8.26. %40 Deforme+yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin EDS analizi.

%1'lik Cr ilavesi ile Cu-3.5Ti-1Cr (H) alaşımının mikroyapısında meydana gelen değişimlere baktığımızda Şekil 8.27'deki SEM fotoğrafından ve Şekil 8.28'deki EDS analizi sonuçlarına göre homojenleştirilmiş numunede Mg ilavesi yapılmış olan Cu-3.5Ti numunesinden farklı olarak süreksiz ve küçük boyutlu çubuk benzeri Cr_2Ti çöktelleri ile inklüzyon olarak nitelendirilebilecek iri boyutlu çözünmemiş çökelti parçacıklarının ağırlıkta olduğu görülmektedir. Cu-3.5Ti-1Cr üçlü alaşımında, tüm ısıl işlem koşullarında mevcut olan Cr_2Ti çöktellerine az miktarda krom ve titanyum bağlıdır. Cr_2Ti kübik yapıya sahip Cu_2Mg tipine benzerdir. İnce çubuksu çöktellerin tane sınırlarında yoğunlaştığı ve tane içlerine doğru devam ettiği gözlenmektedir. Mg katkılı alaşıma nazaran çubuk benzeri çökelti yoğunluğunun daha fazla olması Cu-3.5Ti-1Cr alaşımının daha sert olmasına sebep olarak düşünülebilir.

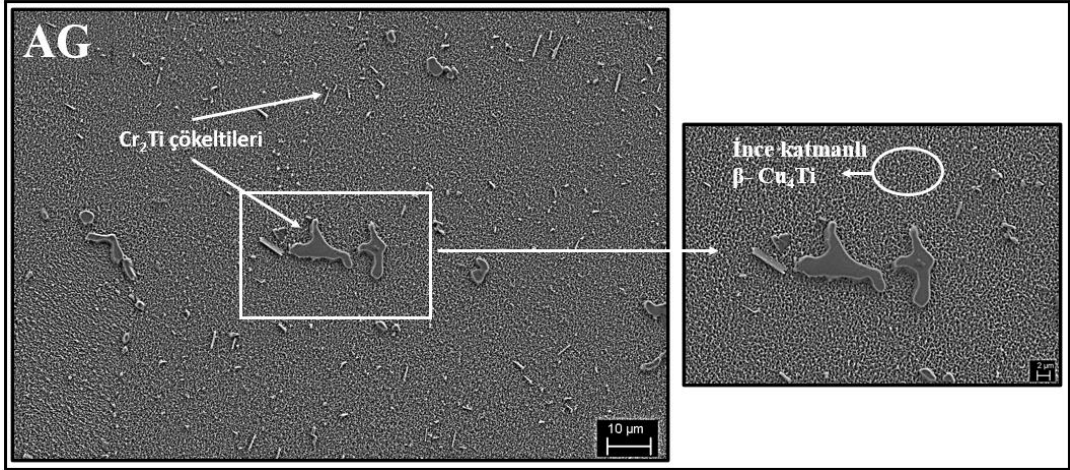
Cu-Ti alaşımlarının pik yaşlandırmasında, Cr ilavesinden dolayı çökeltme sertleştirilmesi daha etkili hale gelmiştir. Pik yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr alaşımının Şekil 8.29 SEM fotoğrafı ve Şekil 8.30 EDS analizi sonuçlarında düzenli ve yarı kararlı (Cu_4Ti) fazın çökmesi nedeniyle alaşımda tutarlılık gözlenmektedir. Kaba çökeltilerin mikroyapı içerisinde halen mevcut olmakla birlikte ince çubuk benzeri Cr_2Ti çökeltilerinin boylarının nispeten daha uzun olduğu ayrıca çok ince katmanlı sürekli $\beta\text{-Cu}_4\text{Ti}$ faz çökeltilerinin bulunduğu görülmektedir.



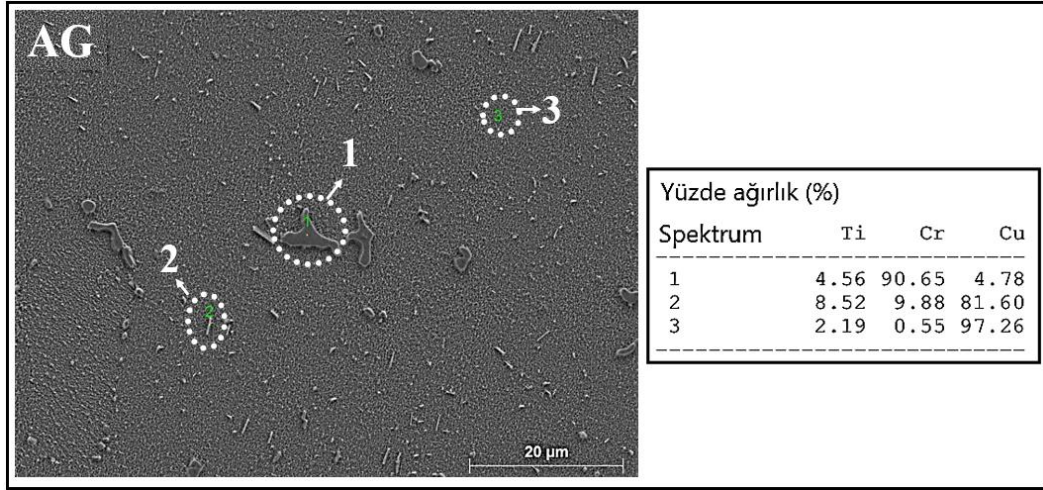
Şekil 8.27. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin SEM fotoğrafı.



Şekil 8.28. Homojenleştirilmiş Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin EDS analizi.

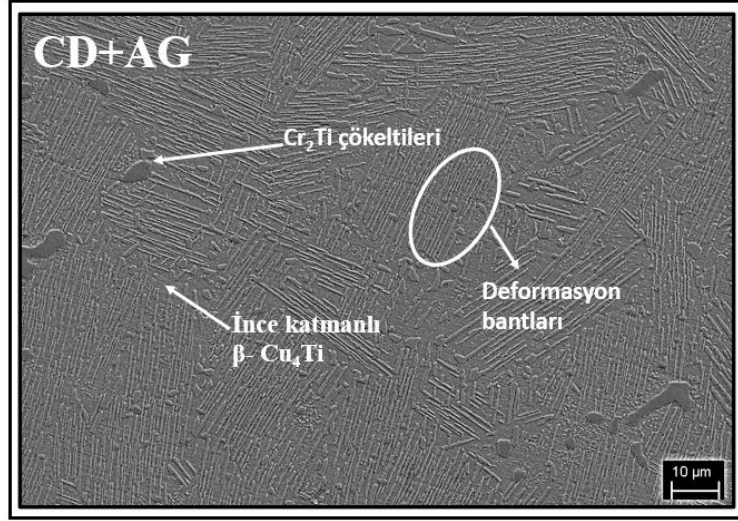


Şekil 8.29. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin SEM fotoğrafı.

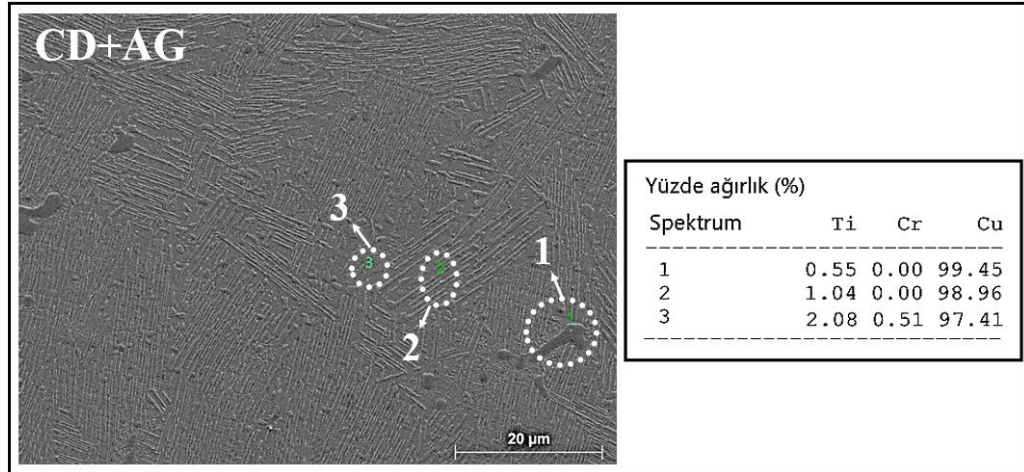


Şekil 8.30. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin EDS analizi.

%40 Soğuk deformasyon sonrası yaşlandırma işlemi yapılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin pik yaşlandırma durumunda şiddetli gerinim işaretleri olan tek fazlı bir yapı sergilediği söylenebilir (Bkz. Şekil 8.3). Şekil 8.31 SEM fotoğrafı ve Şekil 8.32 EDS analizleri üzerinden süreksiz çökelmenin başlangıcı ile birlikte deforme olmuş bir tane yapısı görülmektedir. Dislokasyon hücreleri ve deformasyon bantlarına ek olarak, düzenli, yarı kararlı ve uyumlu bir çökelti olan β -Cu₄Ti görülmektedir. Mg katkılı Cu-3.5Ti alaşımına göre deformasyon bantlarının daha ince ve yakın mesafede olduğu gözlenmektedir. Bu nedenle, Cu-3.5Ti-1Cr alaşımında görülen soğuk işlem uygulaması nedeniyle Cr ilavesi yapılmamış Cu-3.5Ti alaşımına kıyasla sertlikteki daha yüksek yüzde artışı, deformasyon işlemi sırasında oluşan dislokasyon ağlarının büyük etkisinden kaynaklanabilir.



Şekil 8.31. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin SEM fotoğrafı.



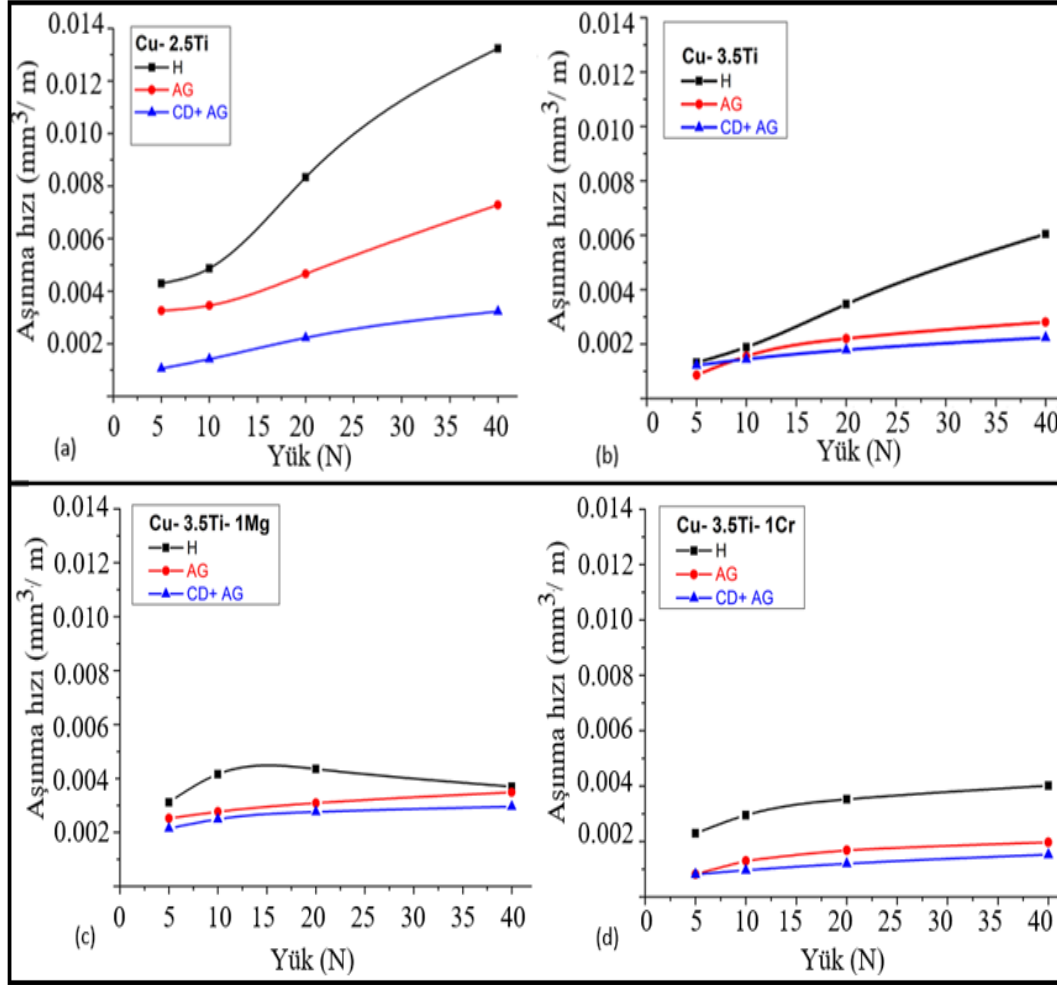
Şekil 8.32. %40 Deforme+ yaşlandırılmış Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin EDS analizi.

8.3. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI

8.3.1. Aşınma Oranı/ Hızı

Aşınma testleri oda sıcaklığında kuru ortam ve %3.5NaCl korozif ortam olmak üzere iki farklı ortamda yapılmıştır. Şekil 8.33 (a)-(d)'de sırasıyla kuru ortamda; Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr alaşım numunelerinin ve Şekil 8.34 (a)-(d) arasında sırasıyla korozif ortamda; Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr alaşım numunelerinin farklı yüklere bağlı olarak aşınma hızı grafikleri verilmiştir. Tüm grafiklerden hem kuru ortam hem de korozif ortam için artan yük

miktarına bağılı olarak aşınma hızlarının da arttığı görülmektedir. Bu artış miktarları homojenleştirilmiş numunelerde en fazla, %40 soğuk deforme edilmiş ve ardından yaşlandırılmış numunelerde en az olacak şekilde gözlenmiştir.

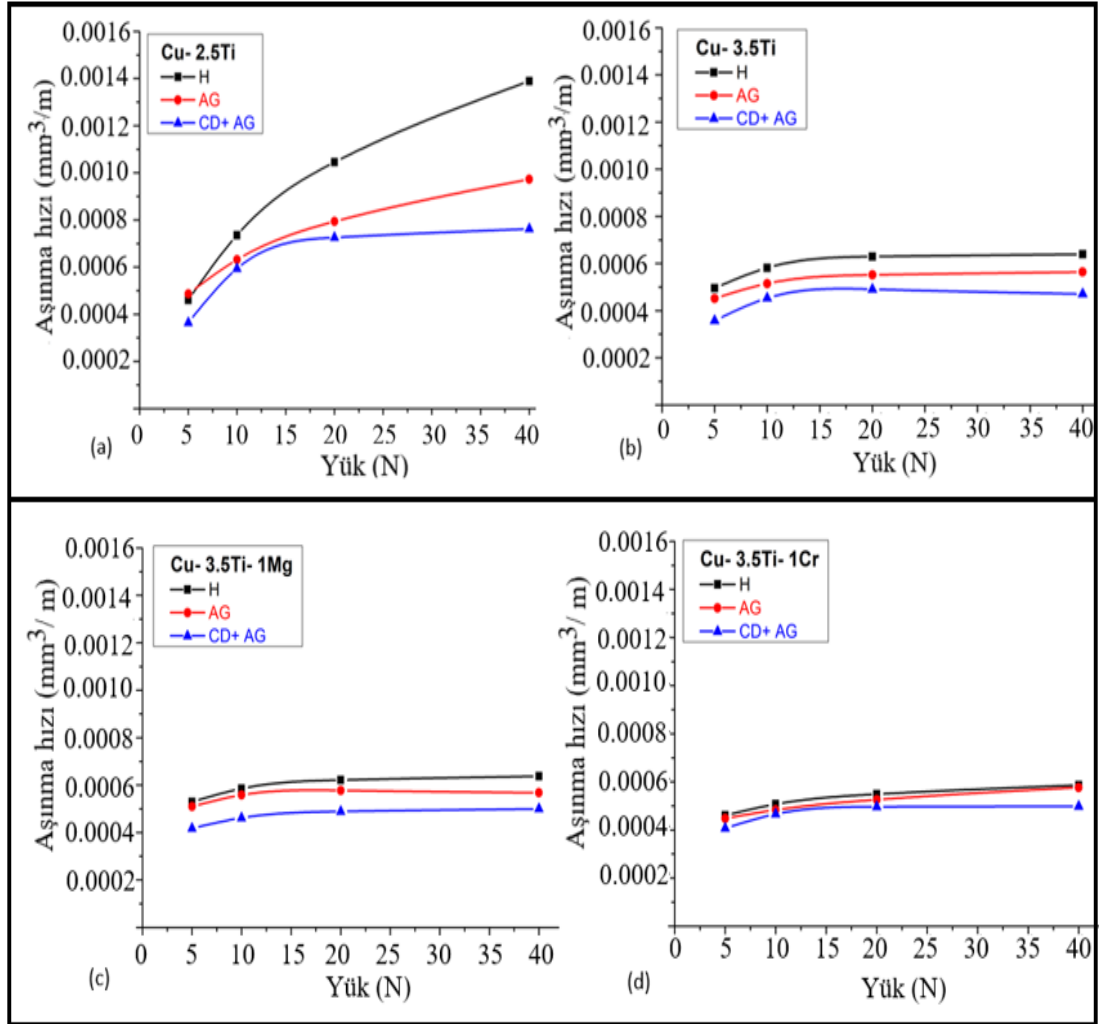


Şekil 8.33. Kuru ortamda numunelerin aşınma hızı grafikleri.

Şekil 8.33(a)-(b)'deki grafikler incelendiğinde %1'lik Ti artışı ile kuru ortamda aşınma hızları homojenleştirilmiş numunelerde %59 oranında, yaşlandırılmış numunelerde %55 oranında ve soğuk deformasyon+yaşlandırılmış numunelerde %19 oranında azalmıştır. Şekil 8.33 (c)- (d) Cu-3.5Ti numunesine %1Cr elementi ilavesinin %1Mg alaşım elementi ilavesine göre AG ve CD+AG örneklerinde aşınma hızlarında belirgin azalma ile sonuç verdiği görülmektedir.

Benzer durum Şekil 8.34'deki %3.5NaCl korozif ortamdaki aşınma hızlarında da tespit edilmiştir. Ancak korozif ortam, sürtünmeyi ve aşınmayı azaltmak ve ısıyı

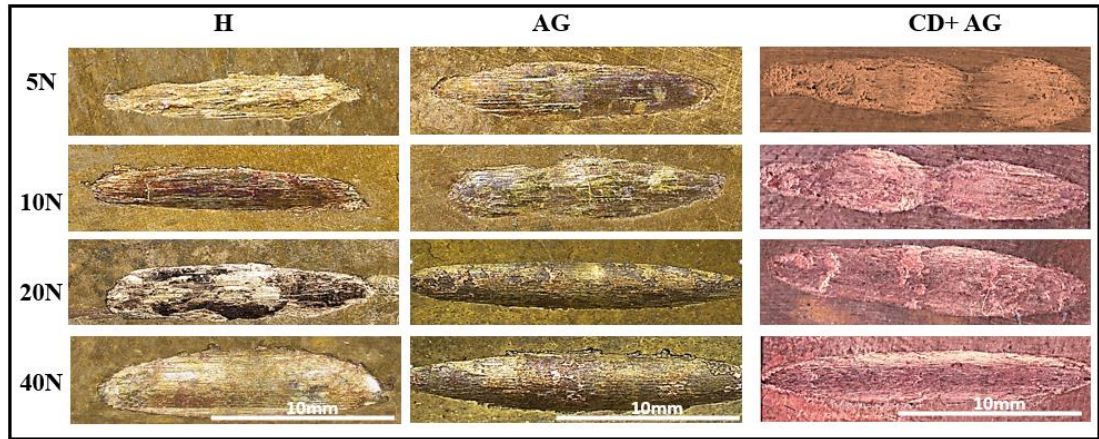
uzaklaştırmak için kayan iki katının ara yüzeyinde yağlayıcı görevi üstlenerek temas etkiler. Bu yüzden korozyif ortam aşınma hızları kuru ortam aşınma hızlarına göre daha düşüktür. Sırasıyla H, AG ve CD+AG numunelerinin aşınma hızlarındaki azalma veya aşınma direncindeki artma sertlikteki artışa bağlanabilir. AG ve CD+AG numunelerinin daha yüksek sertlik değerleri, onların mekanik olarak daha dayanıklı olduklarını ve aşınmaya karşı H numunelere göre daha dirençli olduklarını göstermektedir. En yüksek sertliğe sahip numuneler (CD+AG) (Bkz. Çizelge 8.1), Archard Kuralında da belirtildiği gibi en düşük aşınma oranını gösterirler. Yüksek sertliğe sahip bir malzeme daha düşük aşınma oranları sergiler [89].



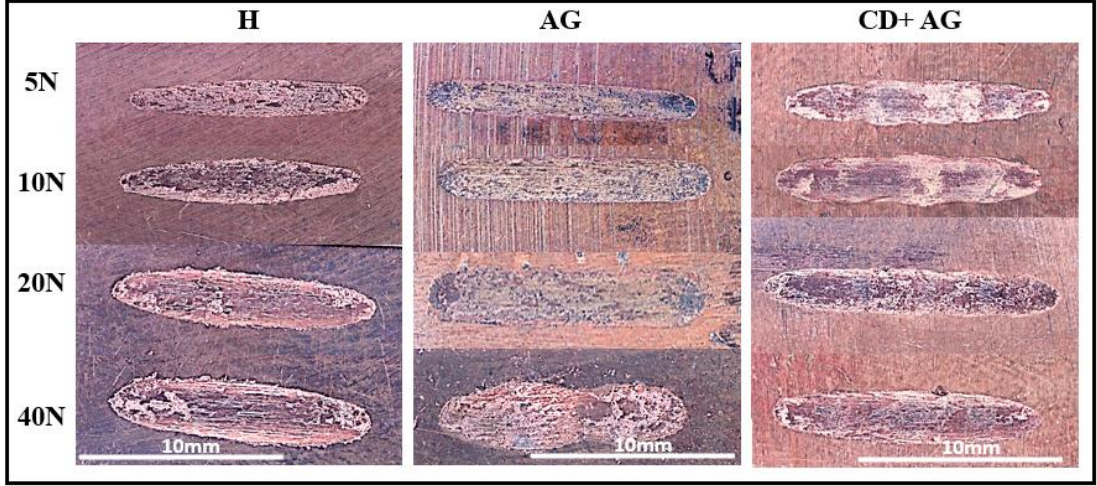
Şekil 8.34. %3.5 NaCl Korozyif ortamında numunelerin aşınma hızı grafikleri.

8.3.2. Aşınma yüzeylerinin incelenmesi

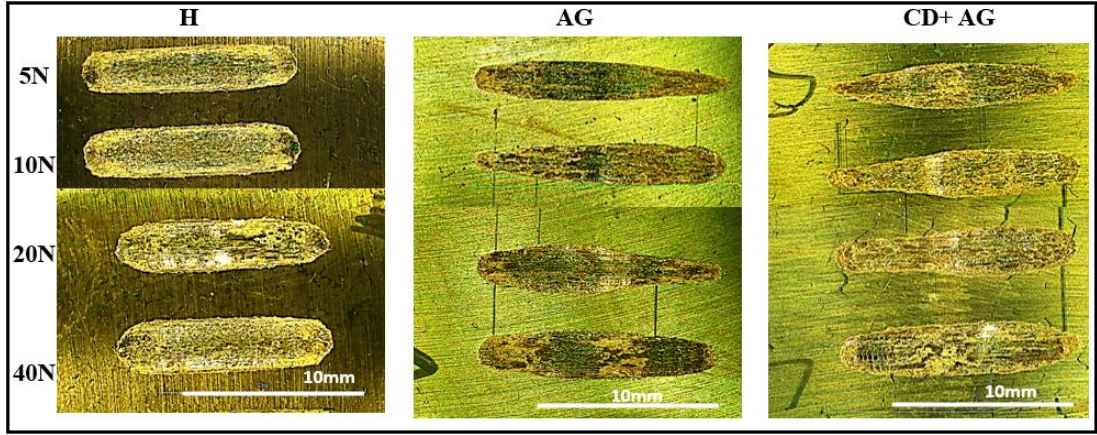
Şekil 8.35’den Şekil 8.38’e sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin 5-10-20 ve 40N yükleri altında kuru ortam aşınma testleri sonrası makro görüntüleri verilmiştir. Yüzey izleri incelendiğinde tüm numuneler için yük miktarı arttıkça aşınan alanın arttığı ve bu alanların sırasıyla homojenleştirilmiş numunelerde yük miktarına bağlı olarak en fazla, %40 soğuk deforme edilip yaşlandırılmış numunelerde en az olduğu gözlenmiştir. Şekil 8.39’den Şekil 8.42’ye sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin 5-10-20 ve 40N yükleri altında %3.5NaCl sulu çözeltisi içindeki korozif ortam aşınma testleri sonrası makro görüntüleri verilmiştir. Kuru ortam ve korozif ortamdaki aşınma yüzeyleri karşılaştırıldığında; kuru ortamda yüzey izlerinin pürüzlü ve aşınma izlerinin daha geniş ve derin olduğu gözlemlenmiştir. Korozif ortamda aşınma yüzey izlerinin sıg ve dar hale geldiği görülmüştür. Makro fotoğraflardan (Bkz. Şekil 8.35- Şekil8.42) elde edilen sonuçlar kuru ortamdaki aşınma direncinin en düşük, %3.5NaCl çözeltisi içinde ise en yüksek olduğunu göstermiştir. Artan Ti içeriğinde hem aşınma genişliği hem de aşınma hacminin azaldığı gözlenmiştir. Bu durum Şekil 8.33 ve Şekil 8.34’de verilen aşınma hızı grafiklerinden de anlaşılacağı üzere aşınma direncinin güçlendiğini göstermiştir.



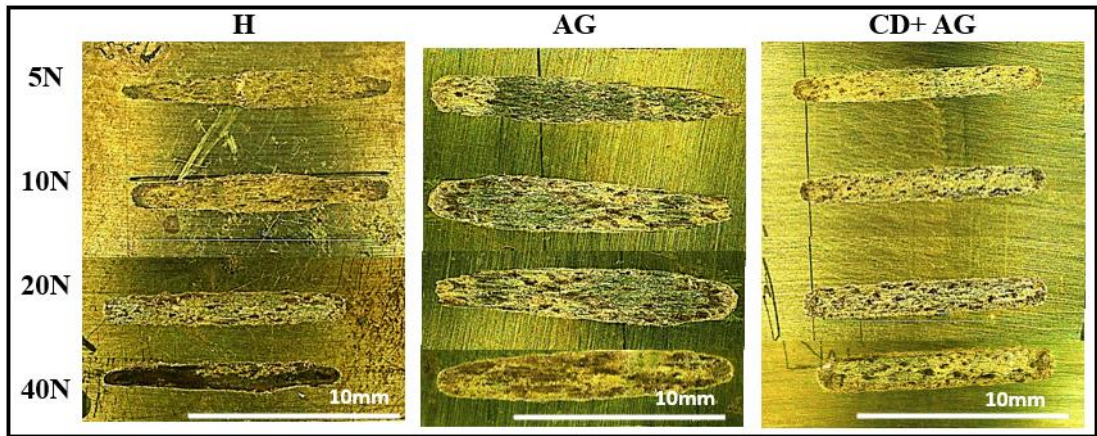
Şekil 8.35. Cu-2.5Ti numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



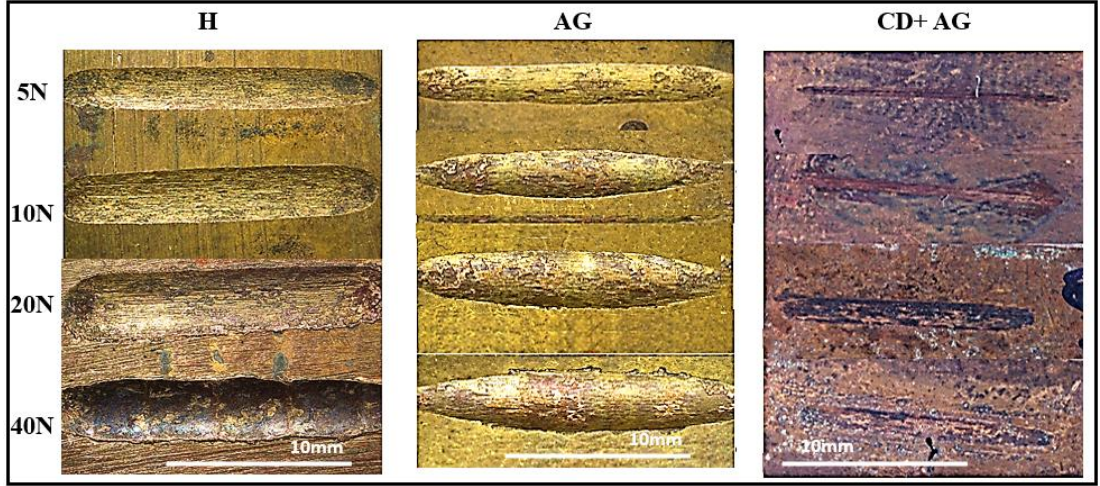
Şekil 8.36. Cu-3.5Ti numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



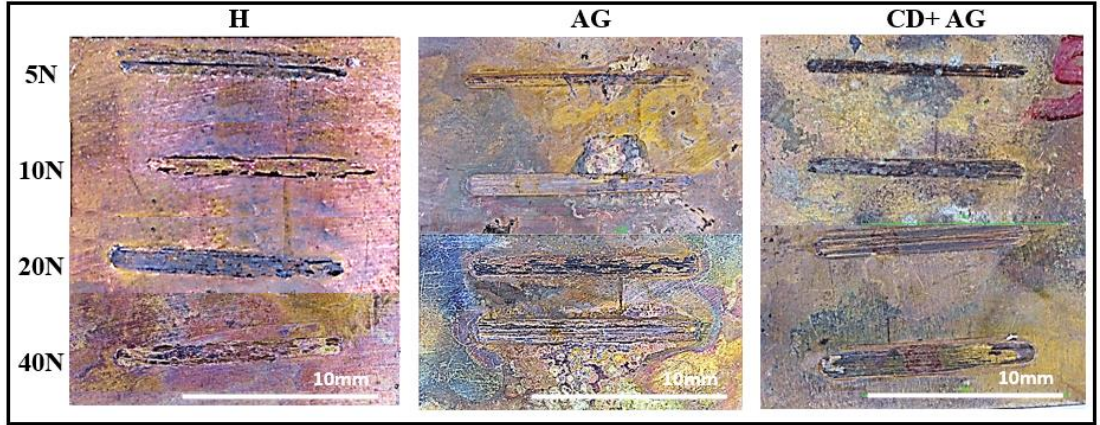
Şekil 8.37. Cu-3.5Ti-1Mg numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



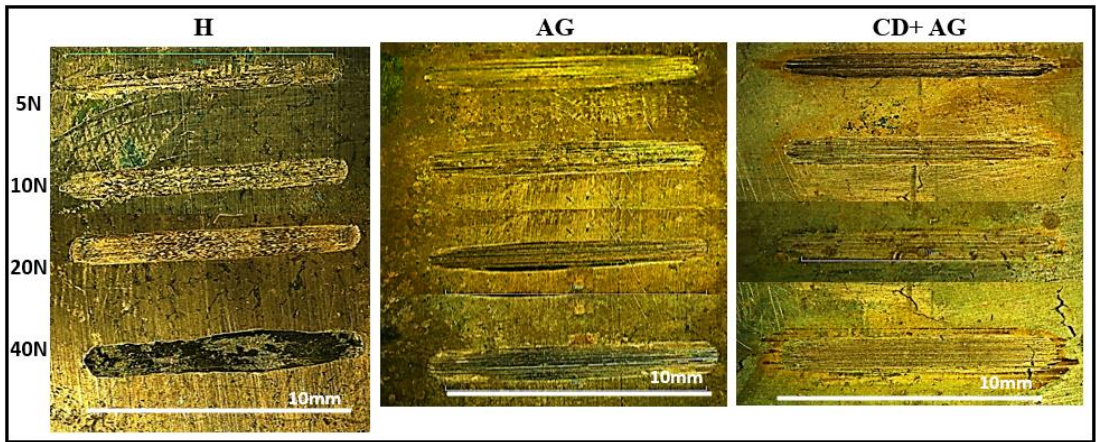
Şekil 8.38. Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin kuru ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



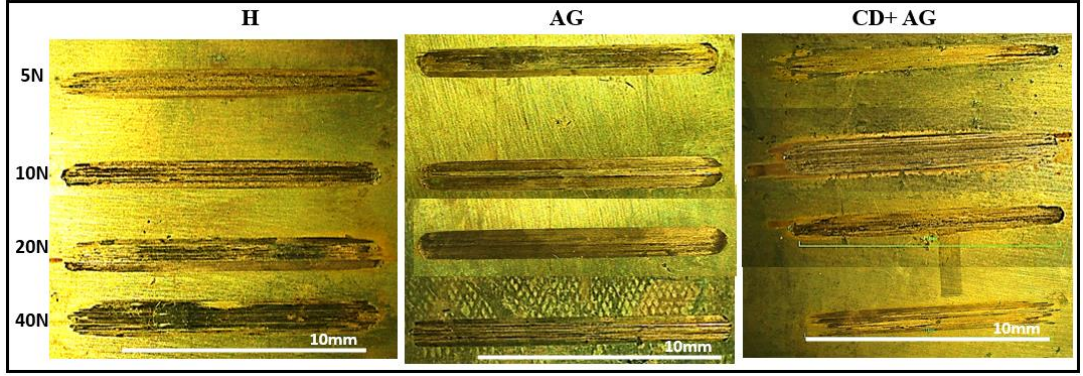
Şekil 8.39. Cu-2.5Ti numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



Şekil 8.40. Cu-3.5Ti numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



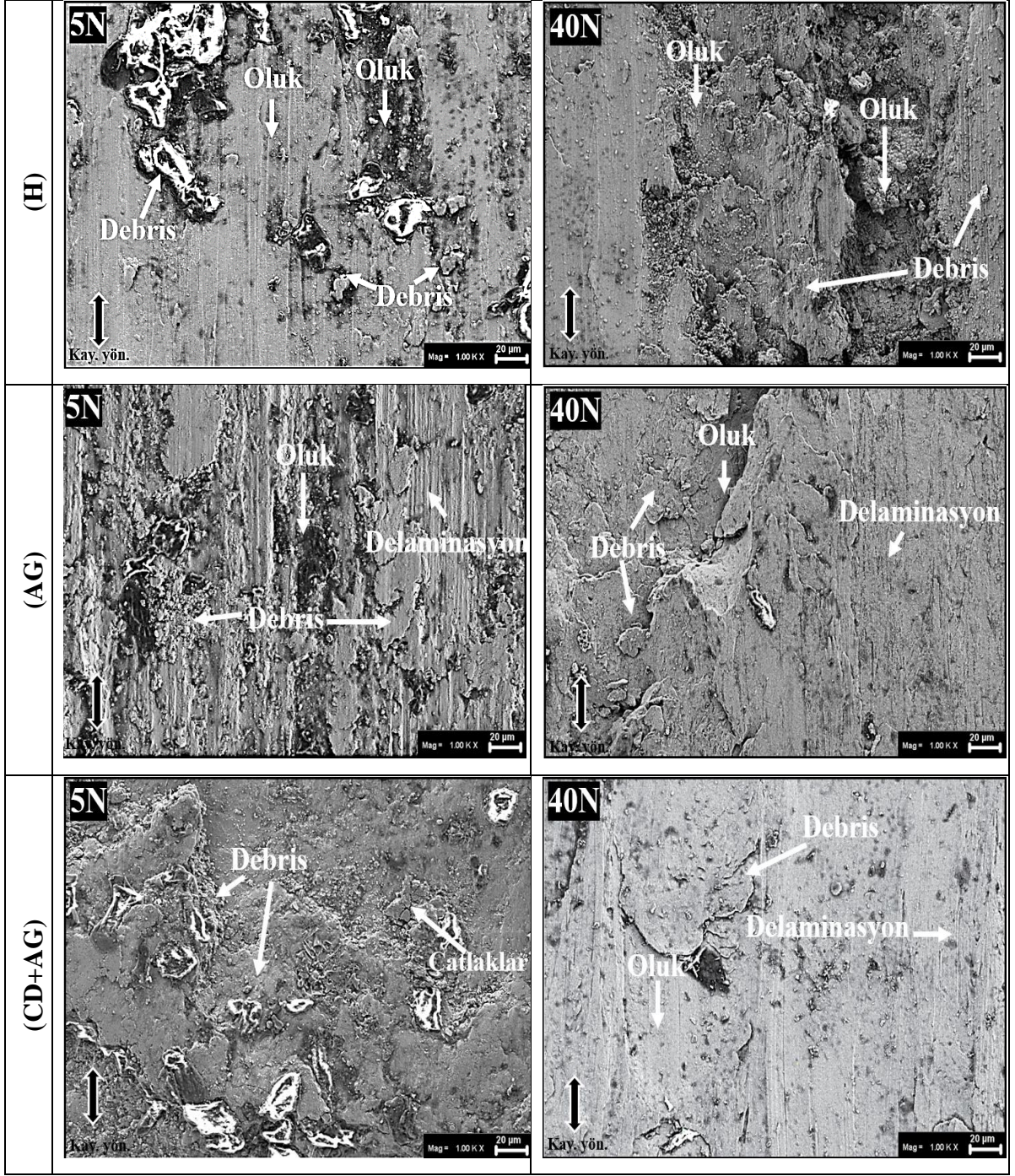
Şekil 8.41. Cu-3.5Ti-1Mg numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.



Şekil 8.42. Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin korozif ortam aşınma yüzeylerinin makro fotoğrafları.

Her iki ortamdaki aşınma izi yüzeylerinin farklılıklarını ve aşınma mekanizmalarının anlaşılması için, aşınma yüzeyleri, en düşük 5N ve en yüksek 40N yük uygulamalarının sonrasında SEM ile incelenmiştir. İleri geri kayma işlemi sırasında, döngüsel çekme ve basınç gerilmeleri, malzemelerin yüzey pürüzleri üzerinde ciddi stres konsantrasyonlarına neden olur. Uygulanan yük ile geometrik ve mekanik özellikler (sertlik gibi) pürüz deformasyonunun tipini belirleyen ana faktörlerdir [92,93].

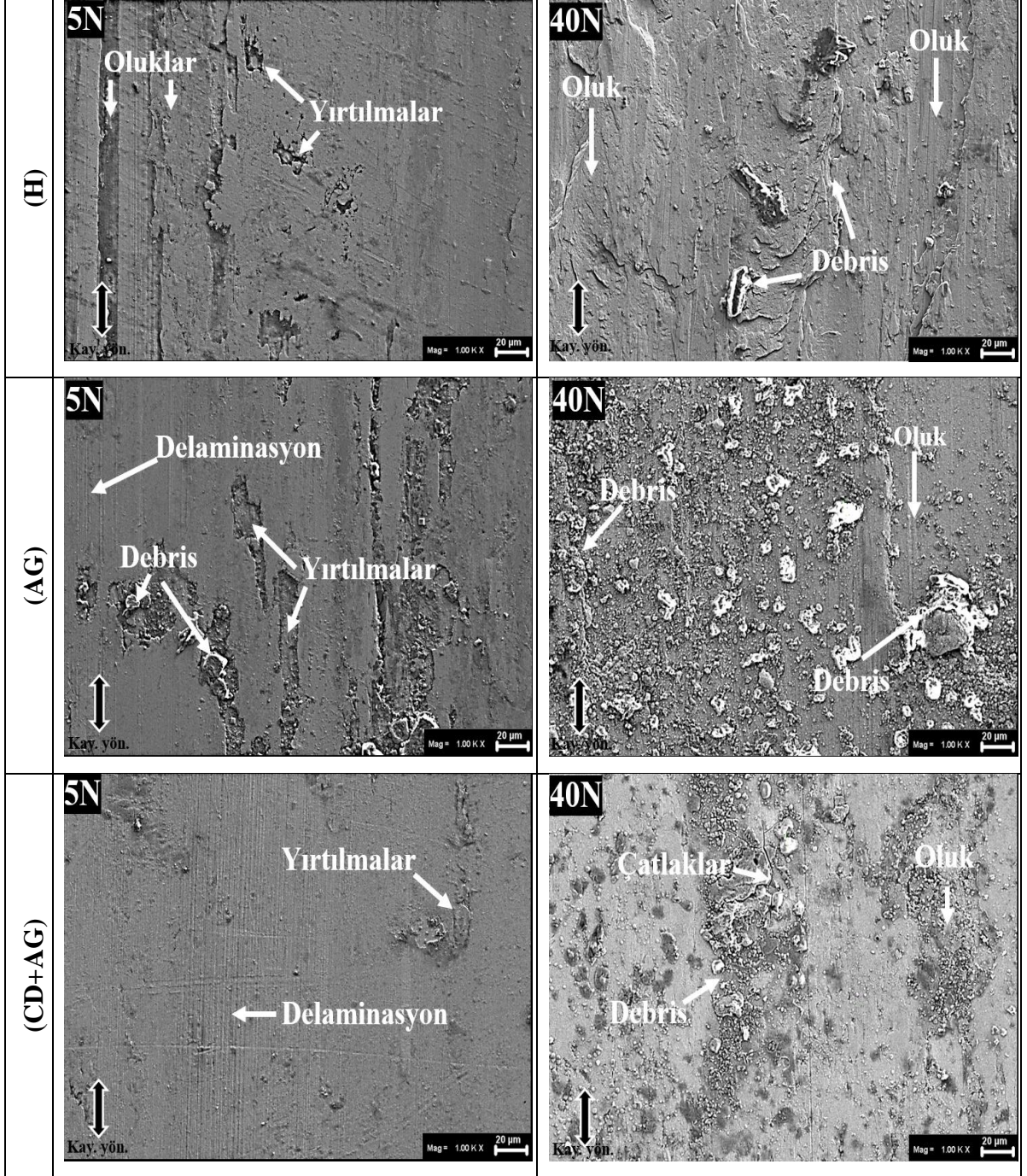
Şekil 8.43'te Cu-2.5Ti numunesinin kuru ortamda aşınma sonrası SEM fotoğrafları verilmiştir. Kuru ortamda aşınmış yüzeylerde plastik deformasyon bölgeleri, oluklar ve kalıntılar(debris) görülmektedir. 5N yük altında yüzey izlerinden tüm örneklerde abrasif aşınmanın hakim olduğu söylenebilir. Yük miktarı 40N olduğunda numunelerin aşınma kalıntısı ürettiği ve tüm numunelerde adhesif aşınmanın baskın olduğu görülmektedir. Cu-2.5Ti numunesinin 40N yük altında H örneğinde büyük pulsu tip döküntülerin kenarları bu numunenin daha az sertlik değerine sahip olmasından dolayı kendi üzerine kıvrılmıştır. Aşınma ile kaldırılan malzeme, kayma sırasında aşınmış yüzeye bulaşmış ve daha düzgün bir yüzey oluşturmuştur. AG ve CD+AG numuneleri için sertlik artışına bağlı olarak malzeme delaminasyonunun azaldığı söylenebilir ki bu da bu numunelerde adhesif mekanizmanın oluşumunun kanıtı olarak gösterilebilir. Yüzey altı çatlaklarından oluşan aşınma döküntülerinin bir sonucu olarak kalıntı malzemelerin, delaminasyon üretmiş olduğu söylenebilir. Bu durum, artan yük nedeniyle adhesif aşınma ve ayrıca plastik deformasyon bölgelerinin oluştuğunu gösterir.



Şekil 8.43. Cu-2.5Ti numunesinin kuru ortamda aşınma sonrası SEM fotoğrafları.

Şekil 8.44'deki Cu-2.5Ti numunesinin %3.5NaCl korozif ortamdaki SEM fotoğrafları incelendiğinde 5N'luk yük uygulamasında aşınan yüzeylerde debrislerin yerini küçük yırtılmaların aldığı gözlenmiştir. 40N yük altında, aşınma döküntüleri ile birlikte olukların daha belirgin hale geldiği gözlenmiştir. Korozif ortam kayma morfolojileri

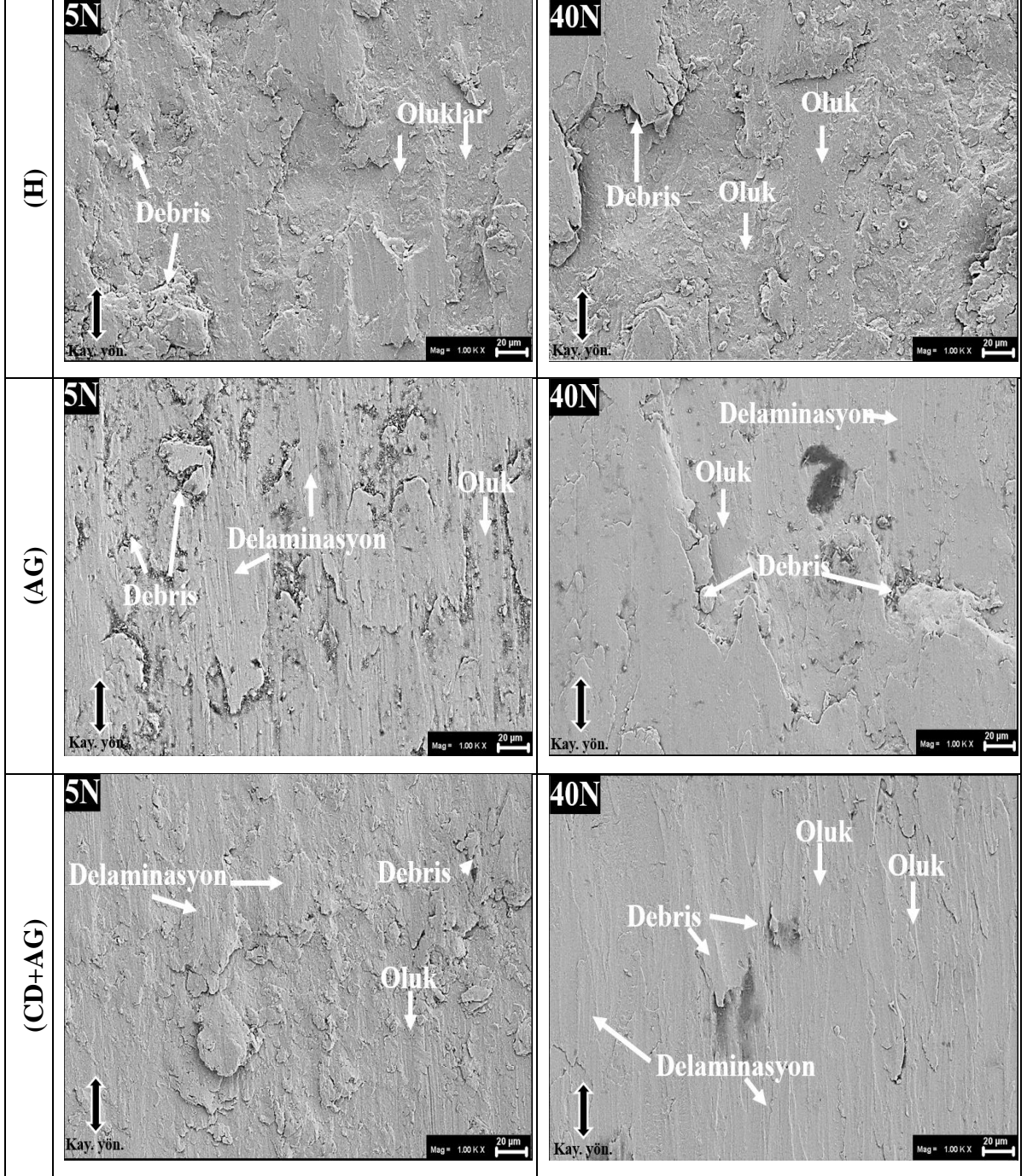
için, tüm aşınmış izler, üretilen kalıntı malzemenin aşındırıcılığını doğrulayan kayma yönüne paralel oluklar gibi tipik abrasif aşınma özelliğini içerir.



Şekil 8.44. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5 NaCl korozif ortamda aşınma sonrası SEM fotoğrafları.

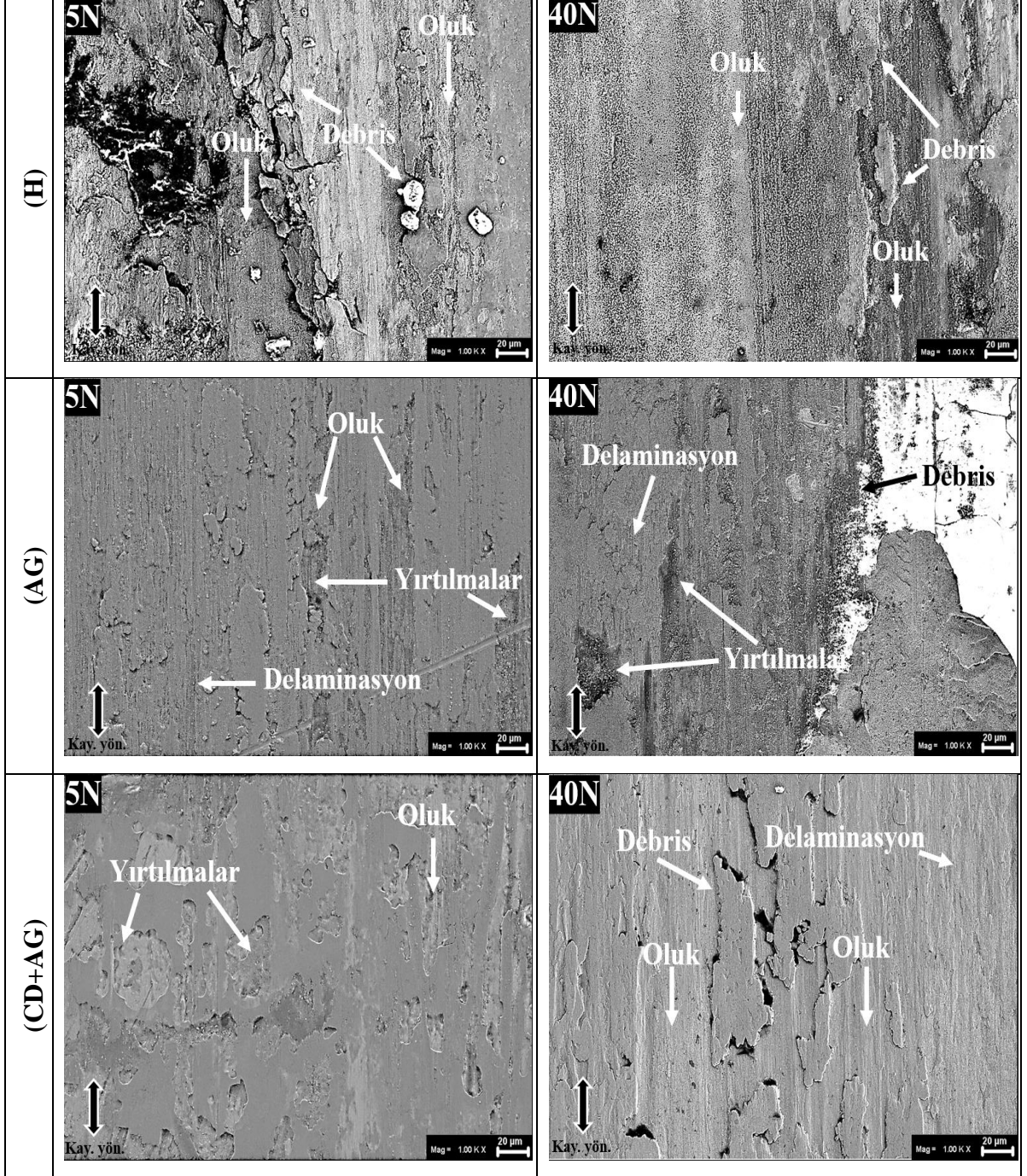
Şekil 8.45'te Cu-3.5Ti numunesinin kuru ortamda aşınma sonrası SEM fotoğrafları verilmiştir. Ti oranının artması ile hem kuru ortam hem korozif ortamdaki aşınma

yüzeylerinin Cu-2.5Ti numunesi ile karşılaştırıldığında düzgün bir morfolojiye sahip olduğu gözlenmiştir. Cu-3.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası oluk izlerinin daha az görülebilirliğinin sebebi olarak sertlik değerlerinin daha yüksek olması gösterilebilir.



Şekil 8.45. Cu-3.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.

Şekil 8.46'da %3.5NaCl korozif ortamdaki Cu-3.5Ti numunesine ait sırasıyla H, AG ve CD+AG örneklerinde artan sertlik değerleri dolayısıyla yüzey morfolojilerinin düzleştiği gözlenmiştir. Genel aşınma mekanizmasının Cu-3.5Ti numunesi için de adhesif aşınma olduğu gözlenmiştir.

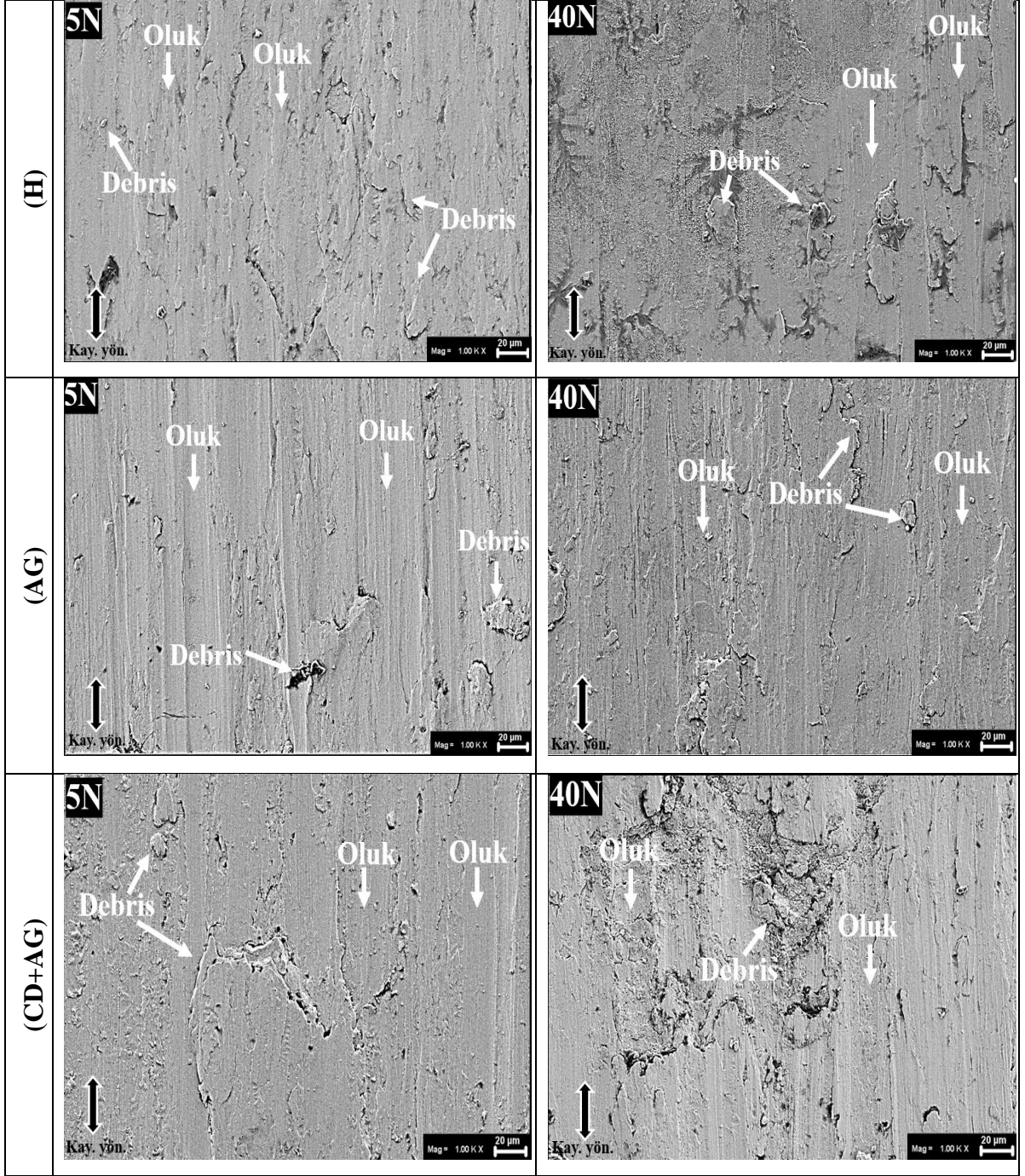


Şekil 8.46. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5 NaCl korozif ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.

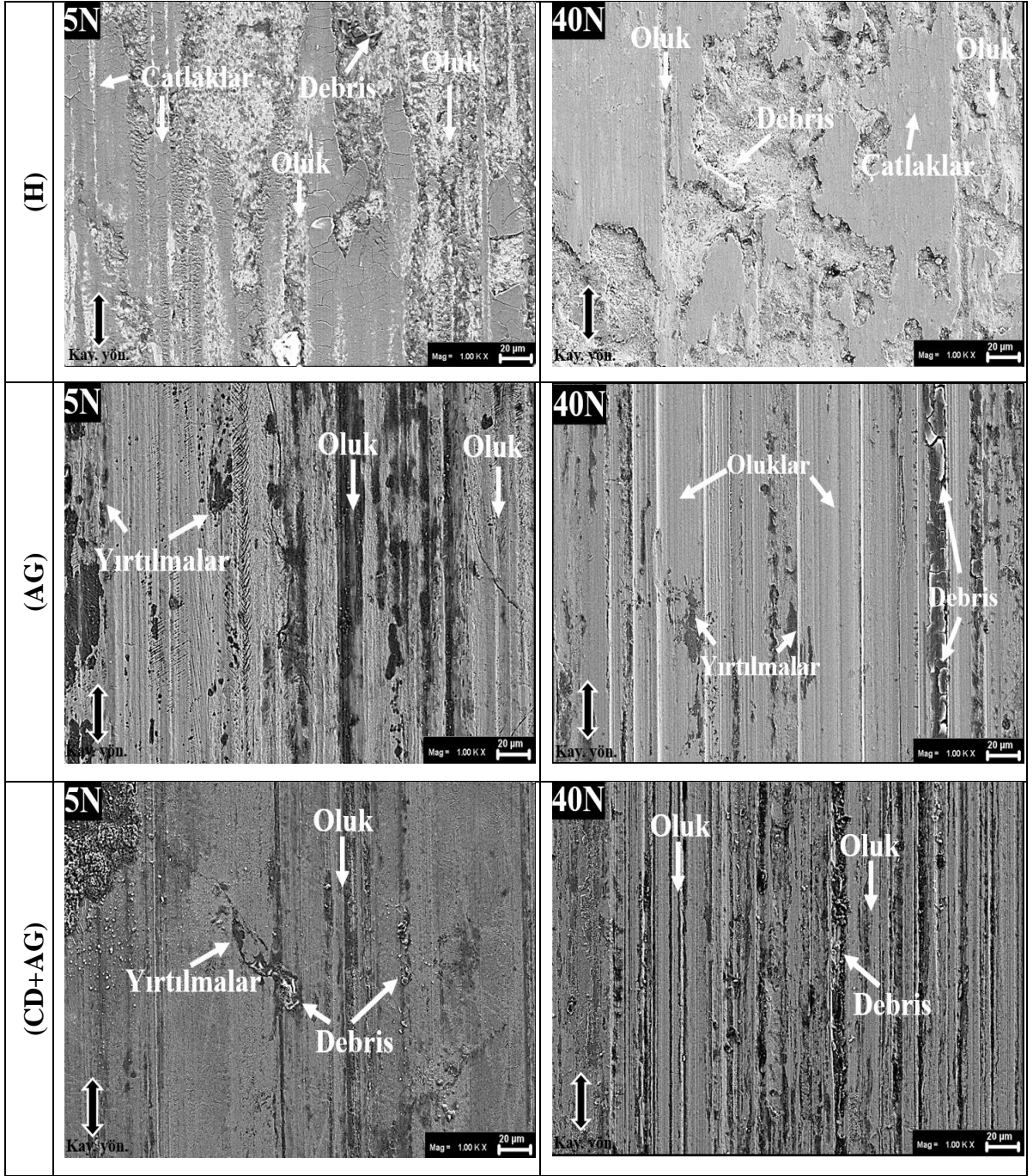
Şekil 8.47 ve Şekil 8.48 sırasıyla kuru ortam ve %3.5 NaCl korozif ortamlarda katkılı Cu-Ti alaşımlarından; Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin ve Şekil 8.49 ile Şekil 8.50 ise sırasıyla kuru ortam ve %3.5 NaCl korozif ortamlarda katkılı Cu-Ti alaşımlarından; Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin aşınma sonrası SEM fotoğraflarını göstermektedir. Genel olarak kuru ortamda baskın aşınma mekanizmasının, hem Cu-3.5Ti-1Mg hem de Cu-3.5Ti-1Cr numuneleri için yapıdaki olukların varlığı sebebiyle abrasif aşınma olduğu söylenebilir. Korozif ortamda ise adhesif aşınmanın baskın hale geldiği gözlenmiştir. Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin daha yüksek sertlik değerlerine sahip olmasından kaynaklı olarak Cu-3.5Ti-1Mg numunelerine göre yüzey morfolojilerine bakıldığında sırasıyla H, AG ve CD+AG örneklerinde giderek pürüzlülüğü azalan bir görüntü tespit edilmiştir. Korozif ortamda artan yük miktarı ile debrislerin belirgin hale geldiği gözlenmiştir.

Genel olarak Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numuneleri için kuru ortamda tüm numunelerin SEM fotoğraflarında görülen irili ufaklı debrislerin aşınan yüzeylerde bilyeden kopup aşınma ile yüzeye yapışan parçaları da içerebileceği düşünülebilir. Bunun sebebi olarak kullanılan çelik bilye sertliğinin (62.5HRC), aşınma sırasında Cu-Ti matrisin yüzeyinden özellikle artan yüklerde(40N) daha hızlı olacak biçimde parçacıklar çıkartarak, bilye yüzeyindeki sert pürüzlerin numune yüzeylerine nüfuz edebileceği şeklinde açıklanabilir. Bunlar, çelik bilyenin karşı yüzeyindeki sert pürüzlerin veya numune ile bilye arasındaki sert parçacıkların oluk benzeri izler çıkartmasıyla aşınmaya neden olarak, bu parçacıkların numuneye sürtünerek abrasif aşınmaya sebep olan tipik özelliklerdir [94].

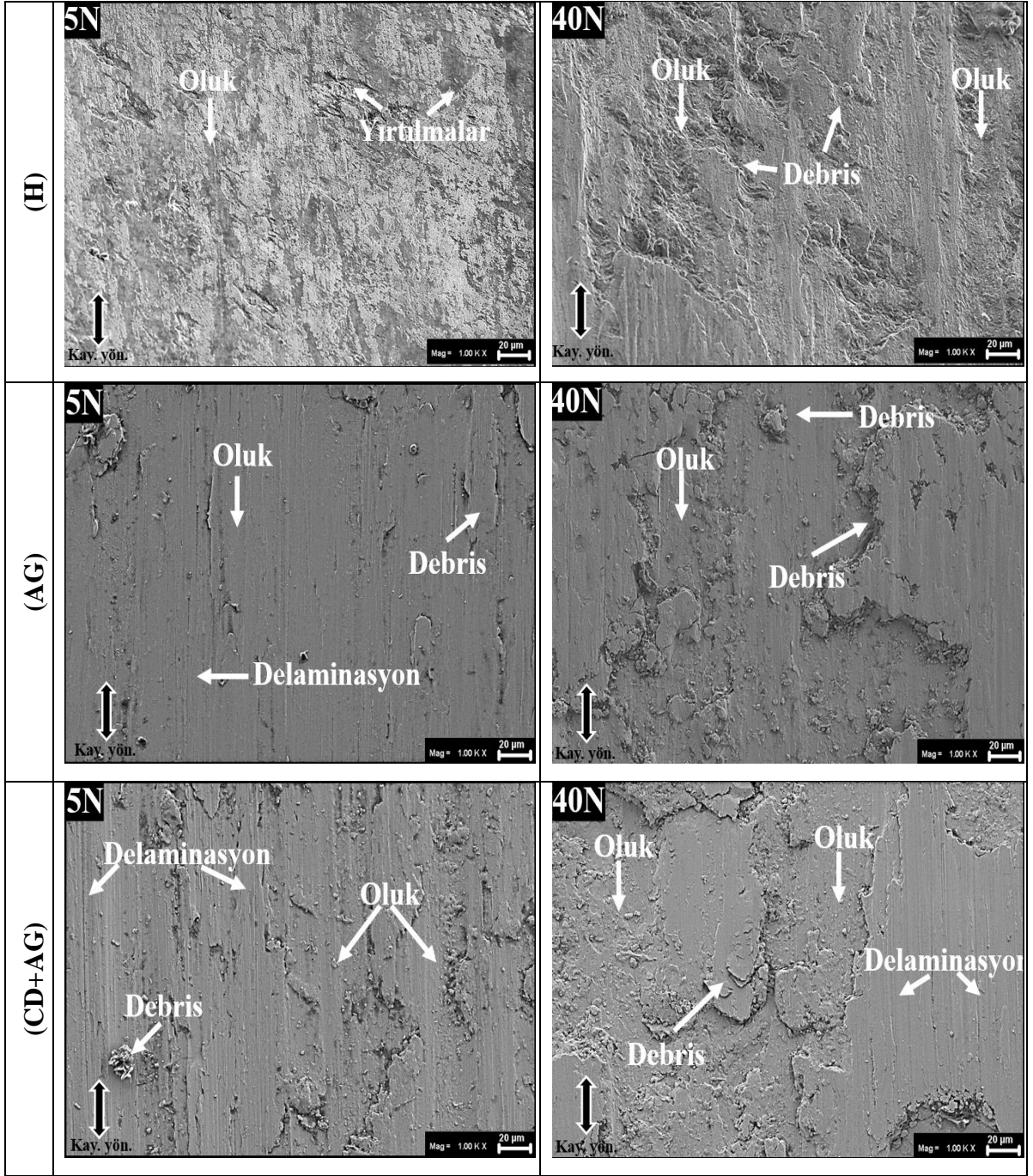
Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numuneleri için korozif ortam aşınma izleri incelendiğinde baskın aşınma mekanizmasının adhesif olduğu söylenebilir. Klorür iyonunun, metalin çözünmesini hızlandırabileceği ve bir tür metal klorür bileşiği oluşturmak için metalle reaksiyona girebileceği söylenebilir. Genel olarak, deniz suyu korozyonu, deniz suyu ortamındaki numunelerin spesifik aşınma oranına katkıda bulunur. Bununla birlikte, korozyon ürünleri kayma işlemi sırasında bilyenin ve numunenin temas alanını azaltmış ve bu nedenle korozyon ürünleri yağlayıcı bir etki göstermiştir [95,89].



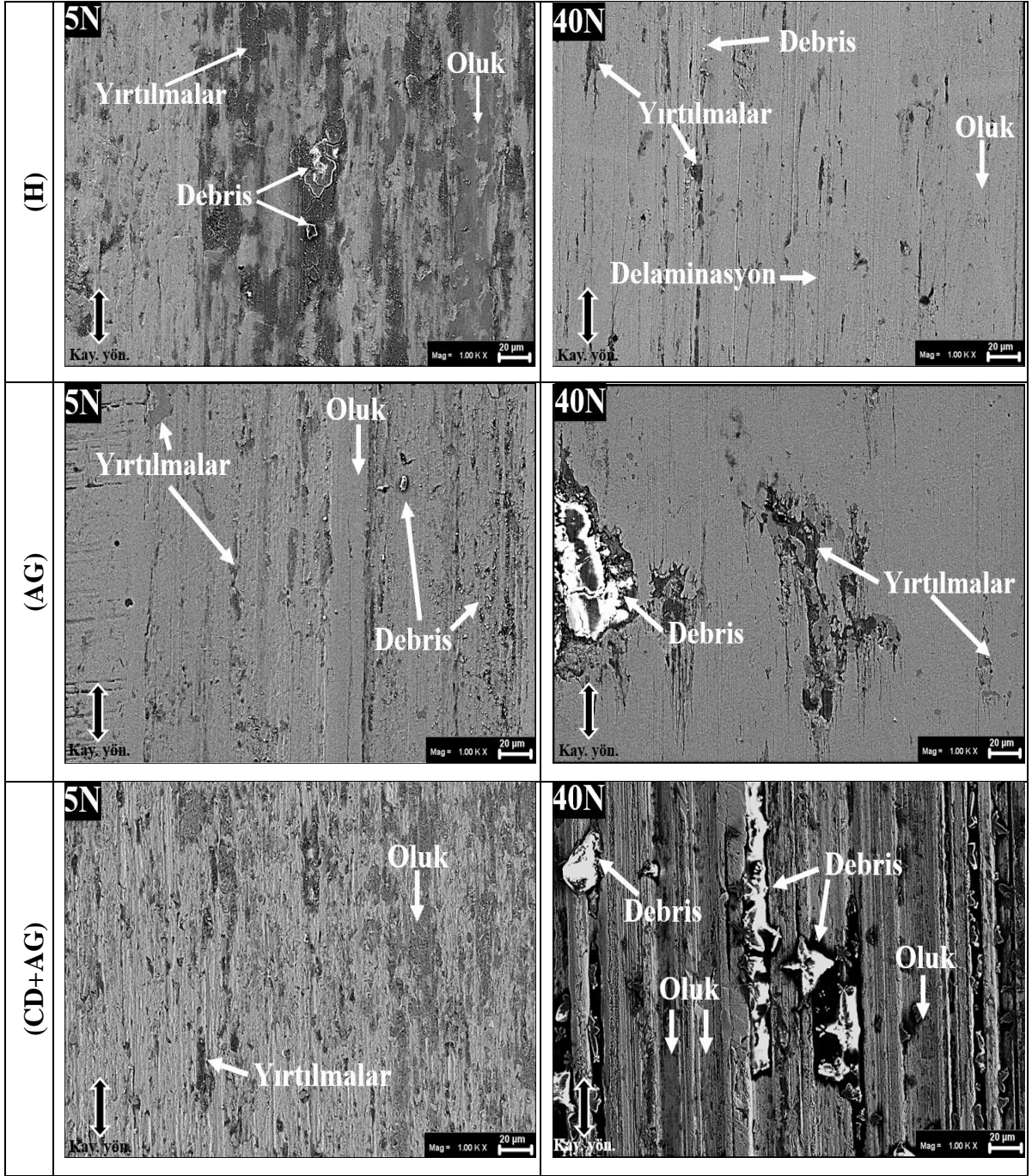
Şekil 8.47. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin kuru ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.



Şekil 8.48. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5 NaCl korozif ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.



Şekil 8.49. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin kuru ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.



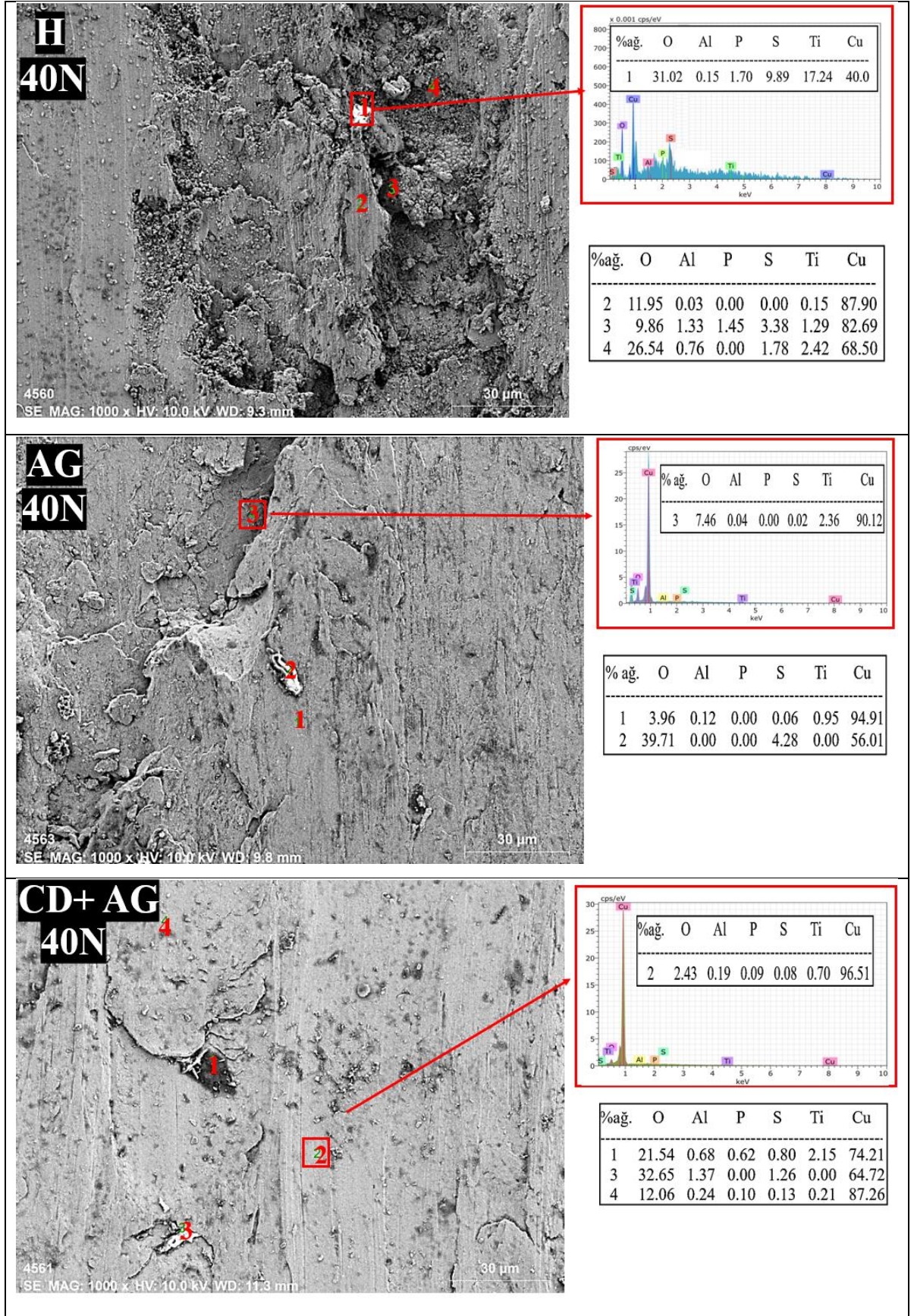
Şekil 8.50. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin korozif ortam aşınma sonrası SEM fotoğrafları.

SEM fotoğraflarında işaretlenen çeşitli bölgelerin kimyasal bileşimlerini daha derinden anlamak için uygulanan en yüksek yük olan 40N'a karşılık gelen aşınma izlerinin EDS analizleri yapılmıştır. Analizler aşınma izlerinin merkezine karşılık gelen element taramalarının sonuçlarını göstermektedir.

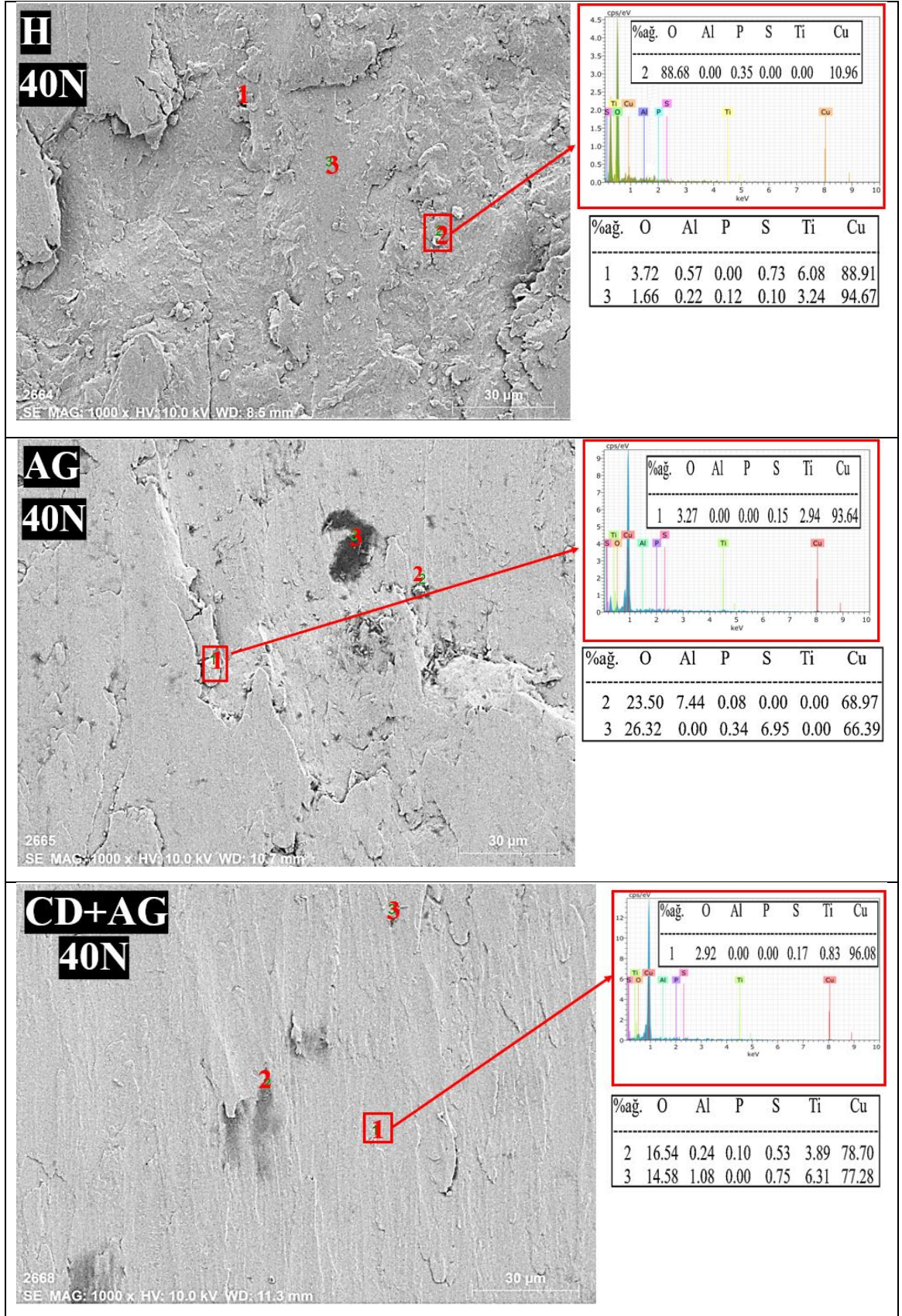
Şekil 8.51'dan Şekil 8.54'e sırasıyla 40N yük altında ve kuru ortamda aşınma sonrası Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin aşınma yüzeylerinin EDS analizleri SEM fotoğrafları ile birlikte verilmiştir.

Homojenleştirilmiş Cu-2.5Ti numunesinde derin ve belirgin biçimde oluk izleri görülmüştür. Bu oluklar üzerinde yer yer yüzeye yapışan beyaz döküntü aglomeratları, yüksek aşınma ısı ve basıncı ile üretilen oksitlerdir. Şekil 8.46'da listelenen EDS analizi; O, Al, P ve S'nin varlığını göstererek, aşınma mekanizmalarının abrasif aşınma ve oksidatif aşınma olduğunu gösterir. Sırasıyla Şekil 8.53- 8.55; Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin EDS analizlerinde yüzeydeki beyaz kalıntılar azalıyor gibi görünüyor ve aşınmış yüzeylerin bazı bölgelerinde adhesif aşınma ile ilişkili soyulmaların meydana geldiği gözlenmiştir. Azalan oksijen oranları oksidatif aşınmanın, yerini adhesif aşınmaya bıraktığını doğrular niteliktedir. Adhesif aşınma işleminde, yüzeyin soyulması, aşınma yüzeyinin maruz kalabileceği kapasiteyi gösterir [96]. Aşınma artıkları sıyrılarak döngüsel stres altında bu gibi yüzeylerde delaminasyonlar oluşturmuştur. Şekil 8.52'de Cu-3.5Ti numunesinde Ti oranının artması ve uygulanan ısı işlemler dolayısıyla sırasıyla H, AG ve CD+AG örneklerinde artan sertlik oranına bağlı olarak aşınma sonrası giderek daha pürüzsüz yüzey izleri elde edildiği tespit edilmiştir. Delaminasyon bölümlerinin dışındaki açık gri renkli ve koyu bölgelerden elde edilen EDS analizlerinde nispeten daha düşük oksijen oranı elde edilmiştir.

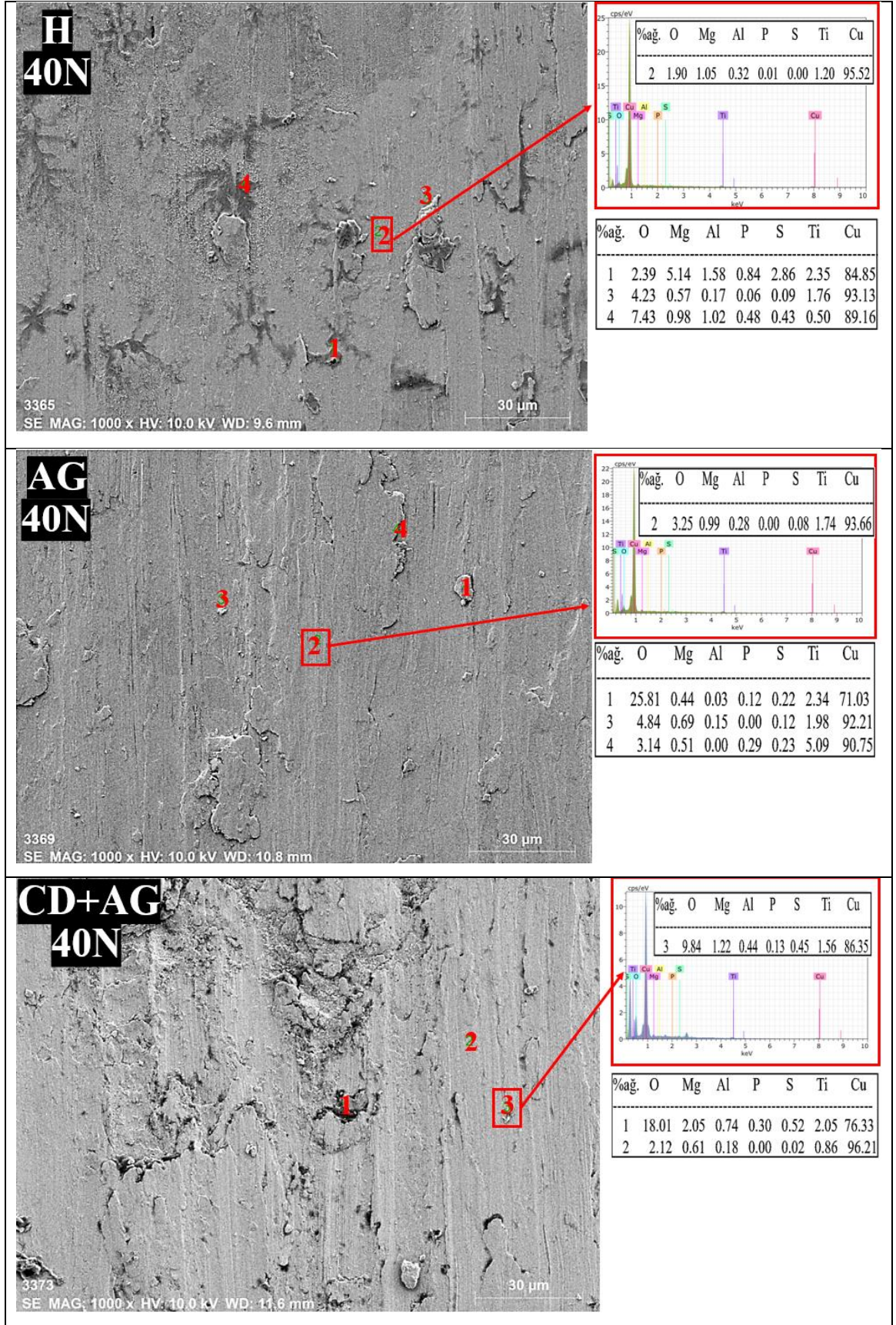
Şekil 8.53 Cu-3.5Ti-1Mg ve Şekil 8.54 Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin EDS analizleri incelendiğinde Cr ilavesinin Mg ilave edilmiş numuneye göre oksidatif aşınmaya daha yatkın olduğu söylenebilir. Oksijen oranları karşılaştırıldığında her iki numune için de bu eğilimin en fazla H ve daha sonra AG örneklerinde olduğu söylenebilir. CD+AG örneklerinde ise oksijen oranı en az olarak tespit edilmiştir. Dolayısıyla yaşlandırma öncesi soğuk deforme edilen numunelerde oksidatif aşınma en azdır denilebilir.



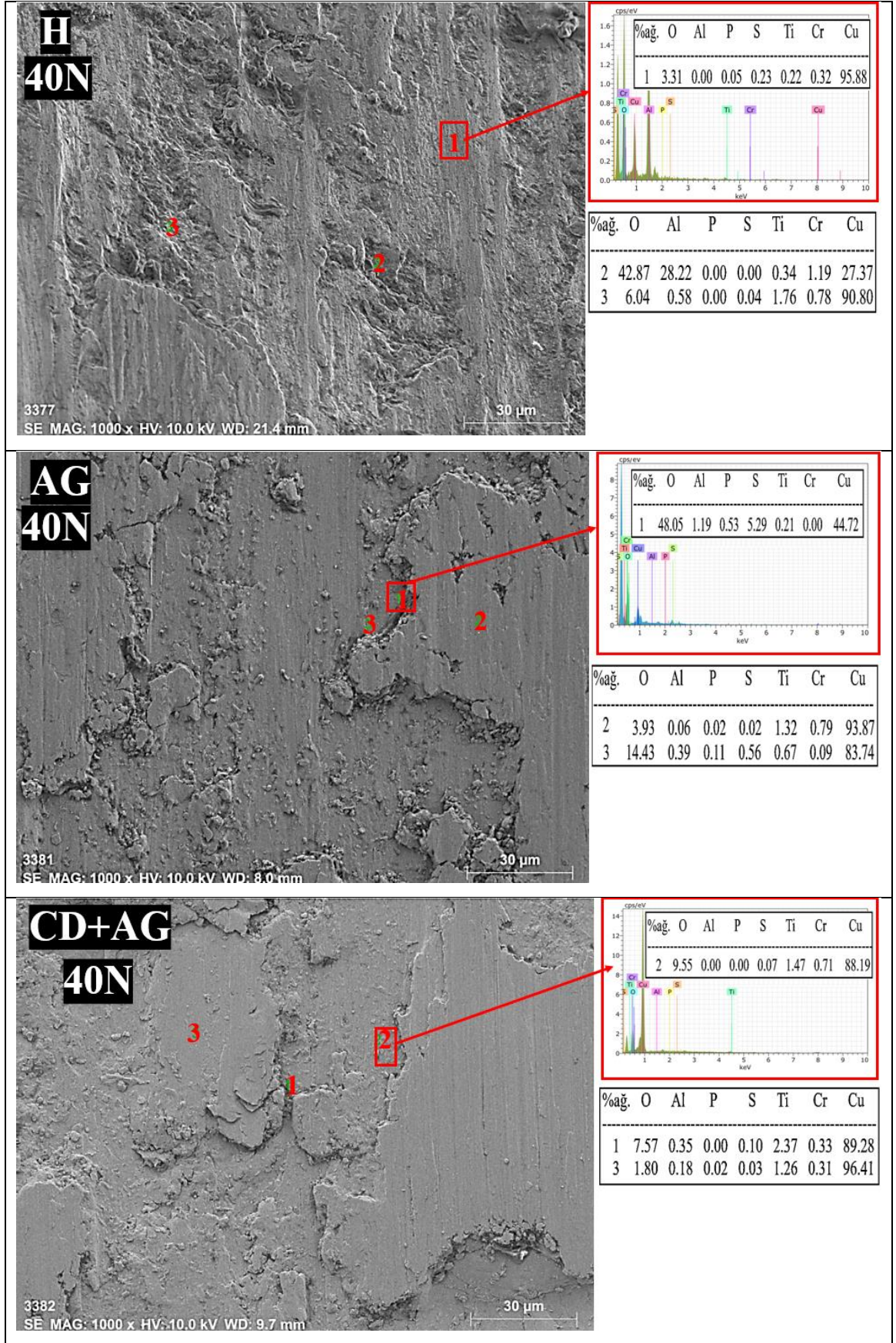
Şekil 8.51. Cu-2.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi.



Şekil 8.52. Cu-3.5Ti numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi.



Şekil 8.53. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi.

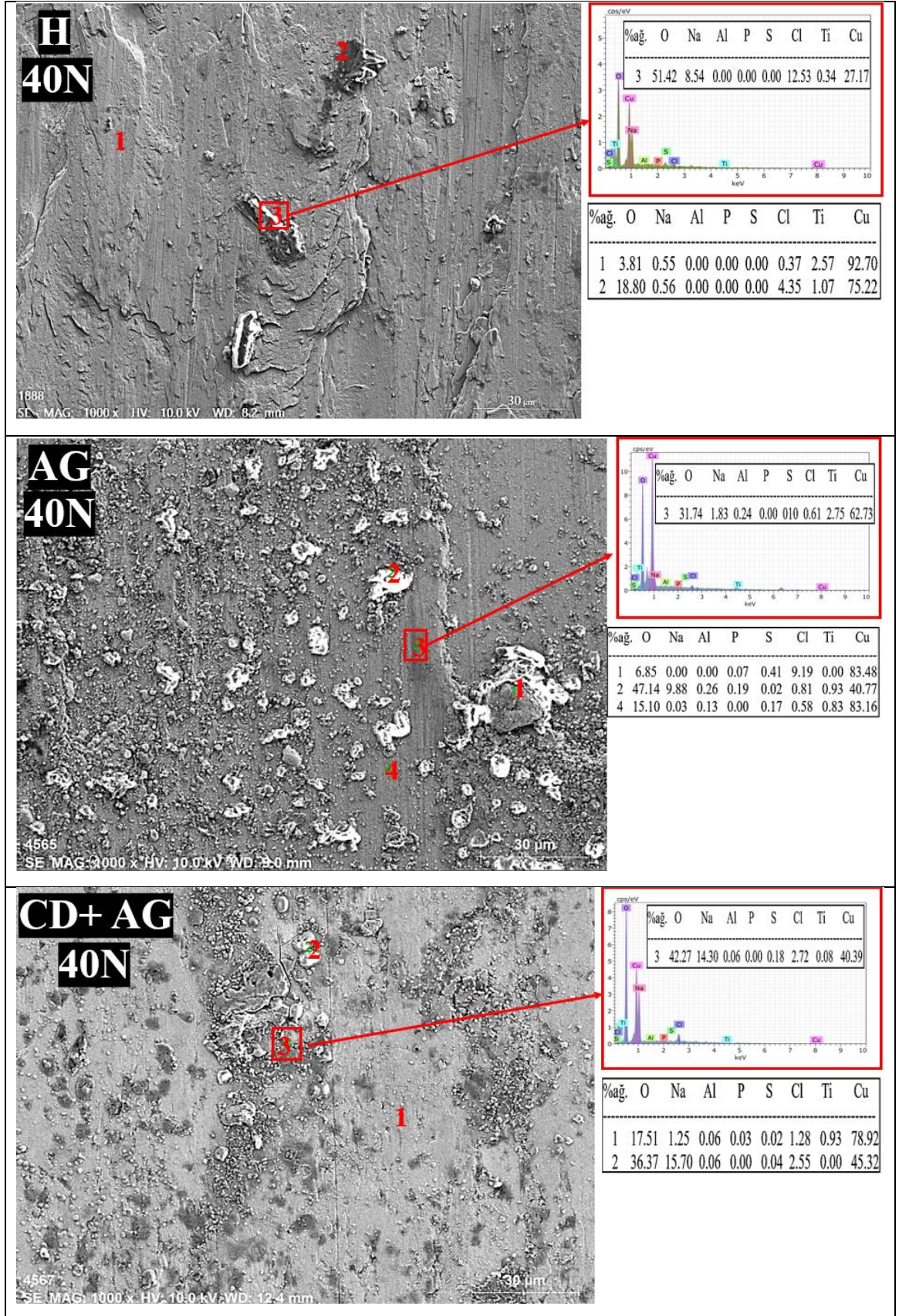


Şekil 8.54. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin kuru ortam aşınma sonrası EDS analizi.

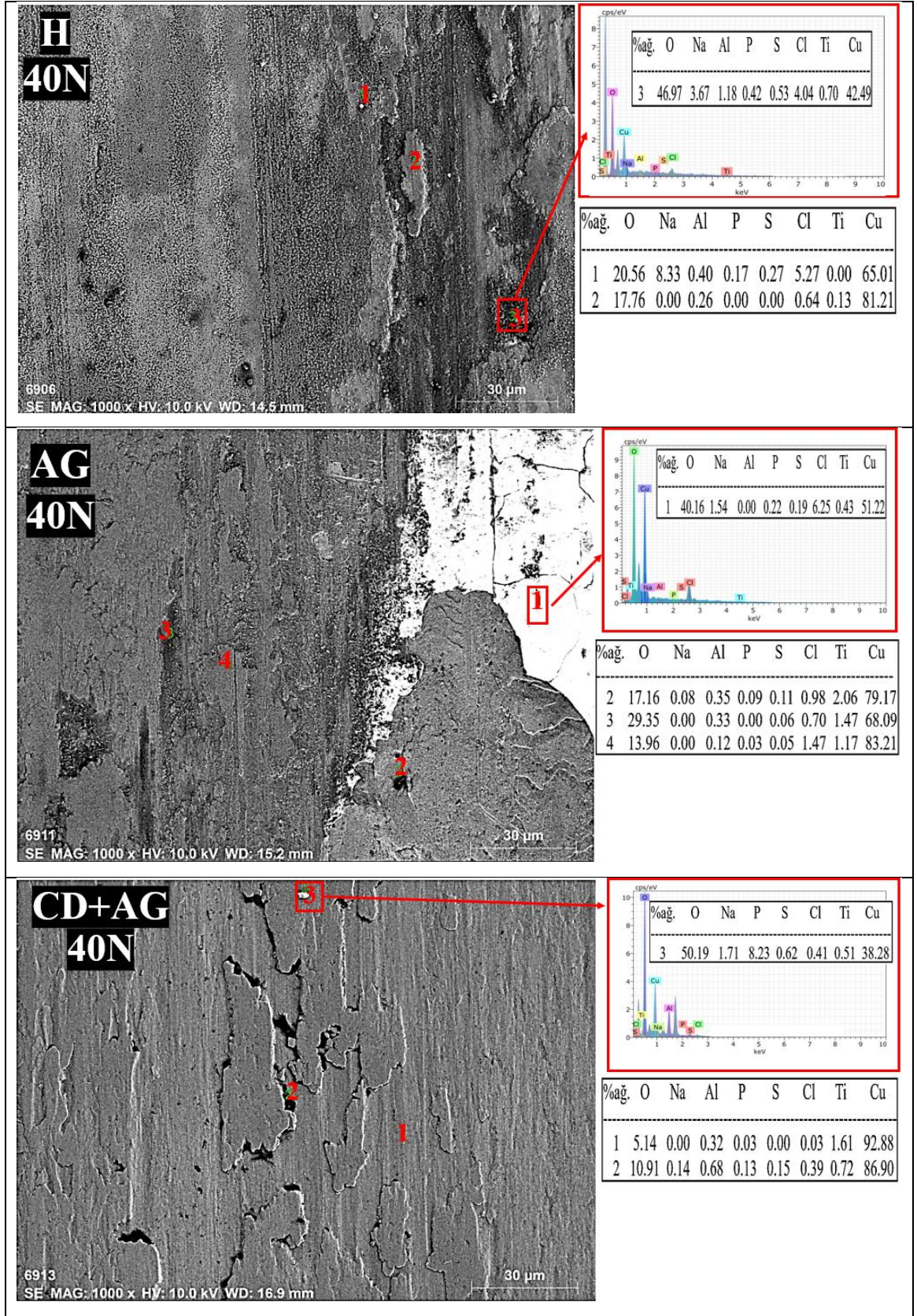
Şekil 8.55-8.58'e sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerine ait 40N yük altında %3.5 NaCl sulu çözeltisi içinde korozif ortam aşınma yüzeylerinin EDS analizleri verilmiştir. Şekil 8.55 Cu-2.5Ti numunesinde oluk izleri belirgindir. Ayrıca aşınma sırasında yoğun olarak meydana gelen kalıntıların (debris) yüzeylere yapıştığı gözlenmiştir. Buna göre oluklar, aşınmış numunenin kendisinden ayrılan döküntülerin mekanik olarak yüzeye sürünmesinin bir sonucu olarak kabul edilebilir. Bu nedenle, %3.5NaCl sulu çözeltide baskın aşınma mekanizmasının abrasif aşınma ve delaminasyon olduğu söylenebilir. Debris ve delaminasyon olarak adlandırılan bölgelerden alınan EDS analizi sonuçlarına göre beyaz ve açık renkli bölgelerin yüksek oranda O ve bir miktar Cl içerdiği görülmektedir. Cu-2.5Ti H ve AG örneklerinde bu bölgeler daha fazla gözlenirken CD+AG örneğinde aşınan yüzeyde açık gri renk hakimiyeti ile göreceli olarak daha düzgün bir yüzeye sahip olduğu gözlenmiştir. Ağırlıklı olarak O'nin yüzeye dağılmış olduğu söylenebilir. Bu durumda H ve AG örneklerinde CuCl ve Cu₂O olduğu yüzeydeki nispeten şiddetli aşınma görünümünün Cl iyonlarından kaynaklanabileceği, CD+ AG örneğinde ise CuO pasif filmin olduğu ve yüzey pürüzsüzlüğünün oluşan pasif filmin koruyuculuğundan kaynaklanabileceği önerilebilir.

Şekil 8.56 Cu-3.5Ti numunesi, bir miktar debris, daha ince oluklar ve oyuklara doldurulmuş pulumsu şekiller ortaya çıkarmıştır. H ve AG numunelerinde beyaz bölgeleden yüksek oranda O ve Cl elementi tespit edilmiştir. CD+AG örneğinde ise Cu-2.5Ti CD+AG örneğinde olduğu gibi bu oranlar daha düşük çıkmıştır. Her iki numune örneğinde de görülen bu ortak özellik dolayısıyla CD+AG örneklerinin aşınmaya karşı daha dirençli olduğu söylenebilir.

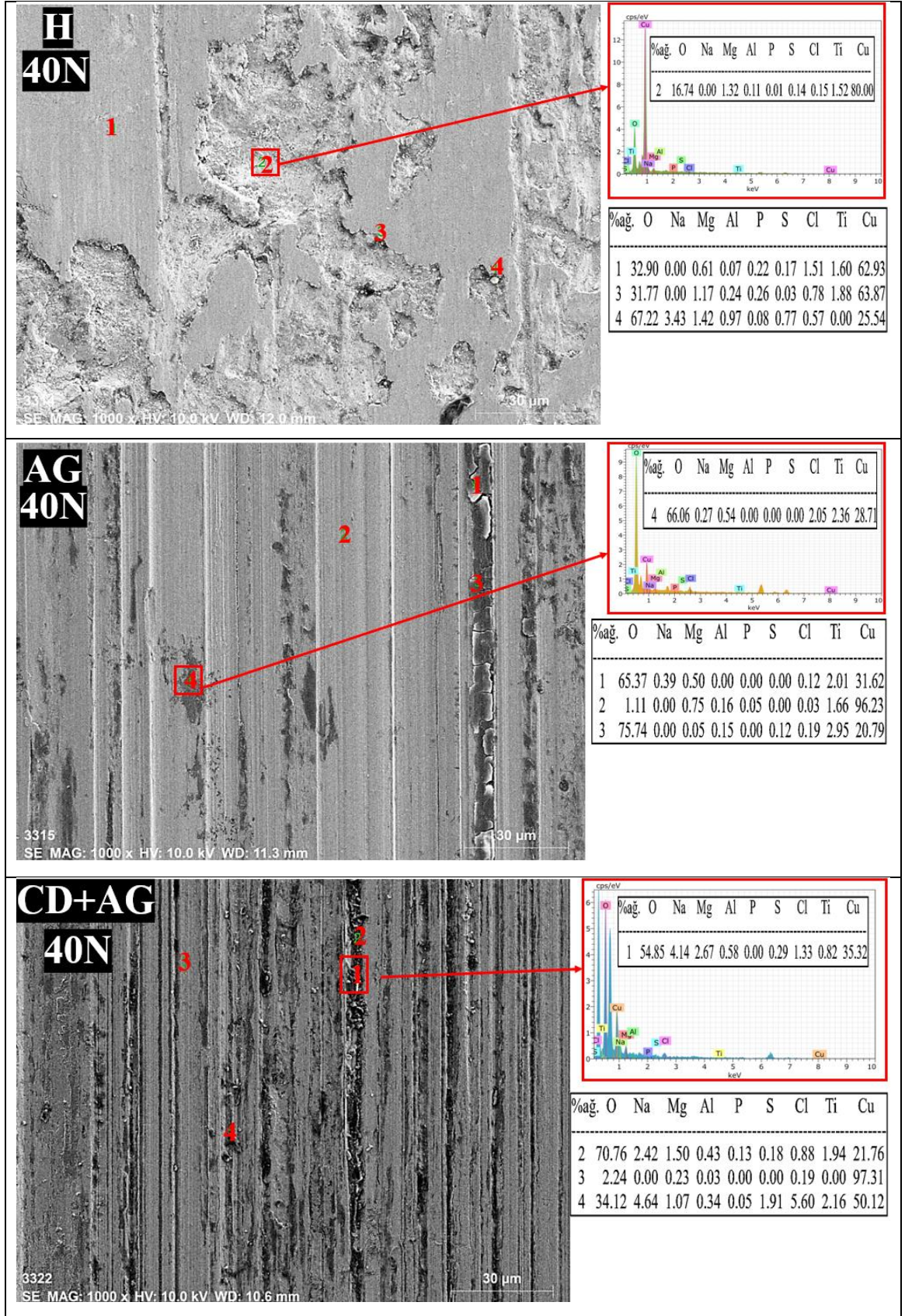
Şekil 8.57 Cu-3.5Ti-1Mg ve Şekil 8.58 Cu-3.5Ti-1Cr numunelerindeki oyukların daha sığ görünmesi ve buralardan alınan EDS analizi sonuçlarına dayanarak katkılı Cu-Ti alaşımının korozif ortamda MgO ve CrO gibi koruyucu film oluşturarak aşınmaya daha dirençli bir hale geldiği yorumu yapılabilir. Cu-3.5Ti-1Cr alaşımında daha yüksek oranda O elementi bulunması dolayısıyla Cu₂O pasif film oluşturmaya daha yatkın olduğu, aşınmaya karşı direncinin Cu-3.5Ti-1Mg alaşımından daha iyi olduğu söylenebilir. Sertlik sonuçları da bu görüşü destekler niteliktedir.



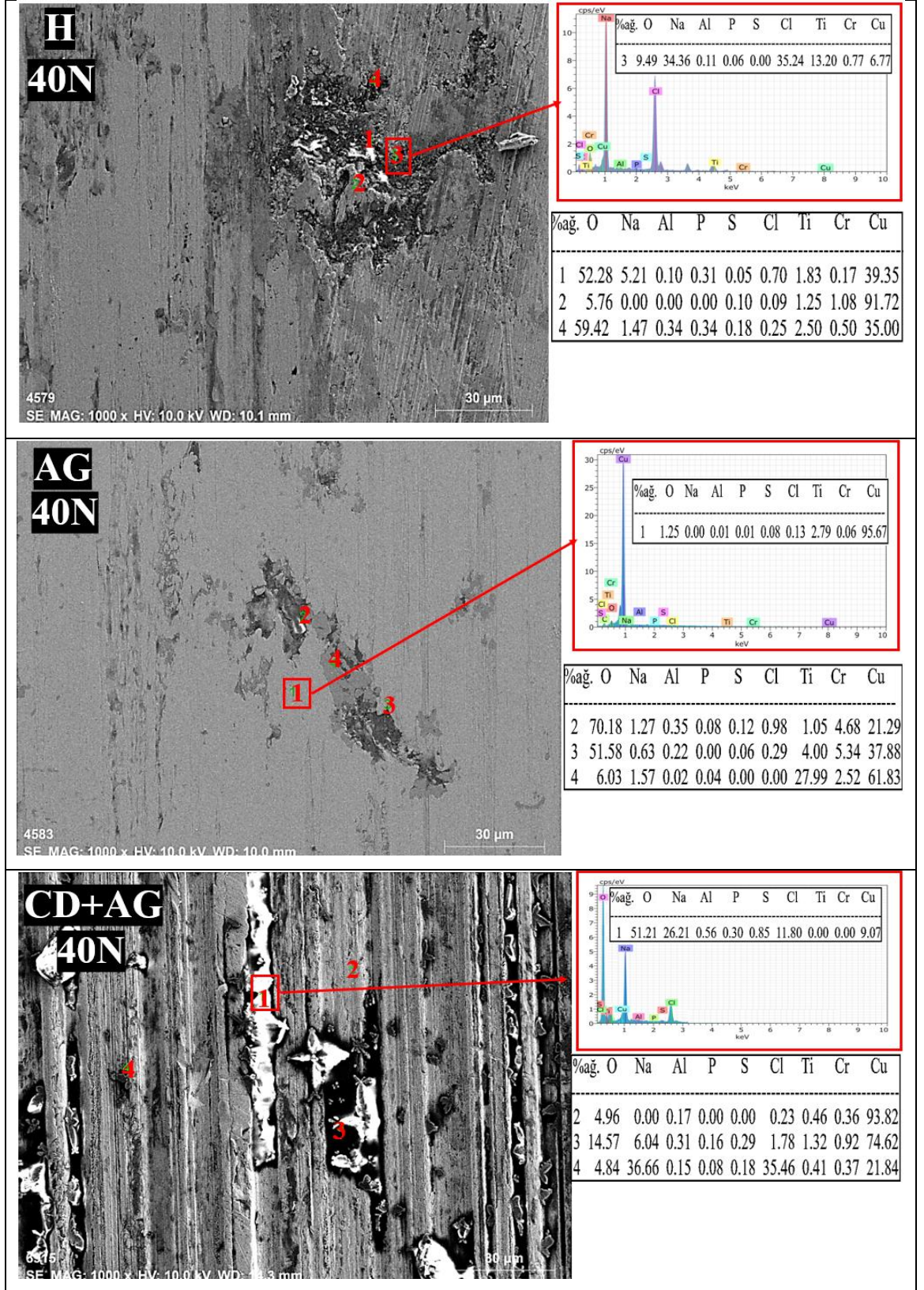
Şekil 8.55. Cu-2.5Ti numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.



Şekil 8.56. Cu-3.5Ti numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.



Şekil 8.57. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.



Şekil 8.58. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin korozif ortam aşınma sonrası EDS analizi.

8.4. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI

8.4.1. Elektrokimyasal Ölçümler

Tüm alaşım numunelerinin korozyon davranışları oda sıcaklığında %3.5NaCl ve %3.5H₂SO₄ olmak üzere iki farklı ortamda incelenmiştir. Korozyon hızlarını incelemek için potansiyodinamik polarizasyon testleri açık devre potansiyelinde yapılmıştır. Açık devredeki anodik veya katodik akım değerine Korozyon Akımı (I_{corr}) denir ve bu değer ne yazık ki doğrudan ölçülemez. Ancak, elektrokimyasal teknikler kullanılarak tahmin edilebilir. Herhangi bir gerçek sistemde, I_{corr} ve korozyon hızı(oranı); metal türü, çözelti bileşimi, sıcaklık, çözelti hareketi, metalin geçmişi ve benzeri etkenler dahil olmak üzere birçok sistem değişkeninin bir fonksiyonudur [90]. Polarizasyon eğrilerinden Tafel ekstrapolasyon grafikleri kullanılarak I_{corr} değerleri ölçülebilir. Deneylerimizde ASTM G102 standardına [91] göre 8.1 eşitliğinde verilen formülle korozyon hızı hesaplanmıştır.

$$\text{Korozyon hızı} = \frac{k_1 \cdot i_{\text{corr}} \cdot EW}{d \cdot SA} \quad (8.1)$$

Formülde; $k_1 = 3.27 \cdot 10^{-3}$, EW= eş değer ağırlık, d= yoğunluk ve SA= ölçüm numunesinin yüzey alanının ifade eder.

Korozyon hızı, mm/yıl olarak hesaplanmıştır. Korozyon testlerinde kullandığımız Parstat 4000 potansiyostat cihazının VersaStudio yazılımı ile verilen grafiklerden hesaplanan korozyon akımı (I_{corr}), korozyon potansiyeli (E_{corr}) ve korozyon hızı (mm/yıl) değerleri %3.5NaCl ile %3.5H₂SO₄ ortamlarında sırasıyla Çizelge 8.2 ve Çizelge 8.3'de verilmiştir.

%3.5NaCl çözeltisi içerisinde tüm numunelerin uygulanan potansiyel ile anodik akımlarında artışın meydana geldiği görülmüştür. Bu artışın homojeleştirilmiş (H) numunelerde en fazla ve %40 deforme+ yaşlandırılmış (CD+AG) numunelerde ise en az değerlerde olduğu gözlenmiştir. Bu durum Cu'nun aktif olarak çözündüğünün bir göstergesidir [77]. Anodik reaksiyonlar metale elektron salar. Fazla elektronlar

metalin potansiyelini daha negatif değerlere doğru kaydırır ve anodik reaksiyonu yavaşlatarak katodik reaksiyonu hızlandırır böylece korozyondan korur [90]. Genel olarak tüm kompozisyonlar için %3.5NaCl çözeltisi içinde CD+AG numunelerinin polarizasyon eğrilerinin sola doğru yani pasif bölgeye kaydığı görölmektedir. E_{corr} değerleri; sırasıyla H, AG ve CD+AG numuneleri için daha negatif değerlere doğru kayarken I_{corr} değerleri ise azalmıştır. Korozyon hızlarının homojenleştirilmiş numunelerde en yüksek ve CD+AG numunelerinde ise en düşük değerlerde olduğu görölmektedir. Korozyon direncindeki gelişmeler, daha fazla tane sınırının bir korozyon bariyeri görevi gördüğü tane inceltme sayesinde olmuştur [97]. Cu-2.5Ti numunesi ile karşılaştırıldığında %1'lik Ti ilavesinin Cu-3.5Ti numunesinin korozyon direncini artırdığı görölmektedir. Bu durum Ti oranının artması ile muhtemelen titanyum oksit pasif film oluşumunun meydana gelmesinden kaynaklanabilir [78]. Yine aynı şekilde alaşım elementlerinin ilavesi ile korozyon direncinin arttığını söylemek mümkündür. Mg ve Cr ilavesi ile mikroyapının içerisinde daha fazla ince boyutlu tanelerin oluşmasına olanak sağlaması ve yine bu elementlerin oksijene bağlanarak pasif film oluşturabilme kabiliyetini artırması dolayısıyla korozyona karşı daha dirençli hale geldiği varsayılabılır.

%3.5H₂SO₄ çözeltisi içinde Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti numunelerinin %3.5NaCl ortamındakinden farklı olarak daha saldırgan bir ortam içerisinde olduğu görölmektedir. Mg ve Cr ilavesinin H₂SO₄ ortamında korozyon hızında belirgin bir düşme sağladığı ve korozyon direncini artırdığı gözlenmektedir. Hem NaCl hem de H₂SO₄ ortamlarında alaşım elementleri ilave edilen numunelerin korozyon hızlarında gözlenen bu belirgin düşmenin nedeni olarak Cu-Ti matris fazı içerisinde katkı elementlerinin oluşturduğu fazların korozyonun ilerlemesinde elektrokimyasal bariyer gibi davranmış olabileceği düşünölebilir.

Farklı ısı işlem uygulanmış numunelere ait polarizasyon eğrileri şu sırada verilmiştir: Şekil 8.59- 8.62 arasındaki şekiller sırasıyla; Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin %3.5NaCl sulu çözeltisi içindeki elektrokimyasal polarizasyon eğrilerini göstermektedir. Şekil 8.63- 8.66 arasındaki şekiller ise sırasıyla; Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Şekil Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin

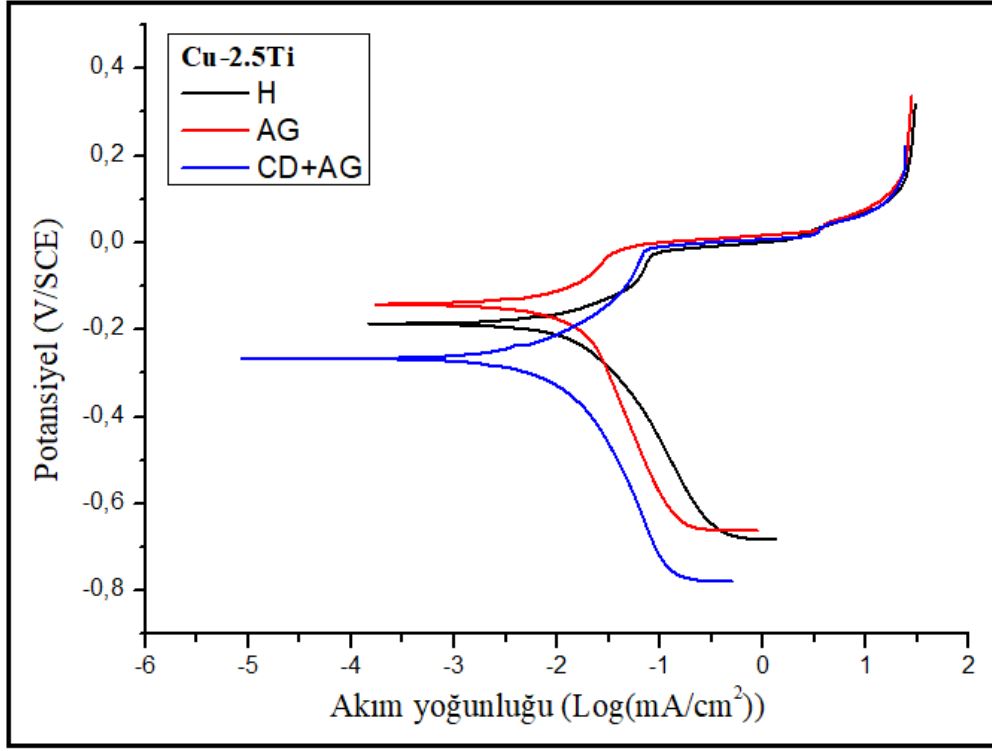
%3.5H₂SO₄ sulu çözeltisi içindeki elektrokimyasal polarizasyon eğrilerini göstermektedir.

Çizelge 8.2. Numunelerin %3.5NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon parametreleri.

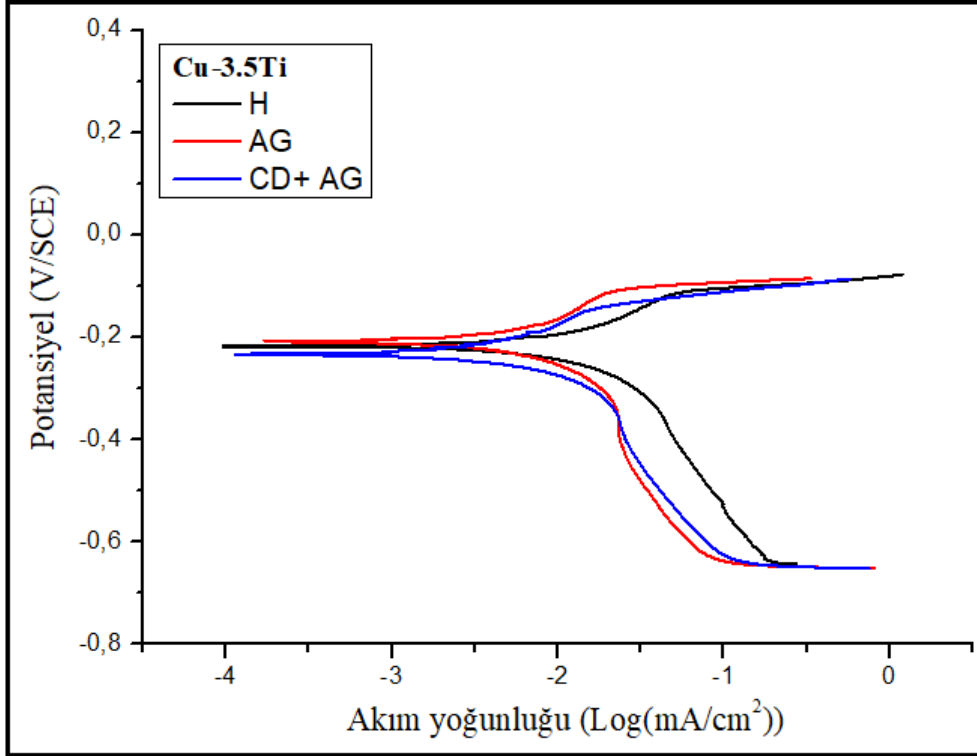
Numuneler (%3.5 NaCl ortamında)		i_{corr} ($\mu A.cm^{-2}$)	E_{corr} (mV/SCE)	Korozyon hızı (mm/yıl)
Cu-2.5Ti	H	23.101	-187	0.266
	AG	18.085	-137	0.208
	CD+ AG	13.283	-263	0.153
Cu-3.5Ti	H	31.652	-215	0.363
	AG	8.079	-210	0.092
	CD+ AG	12.468	-229	0.143
Cu-3.5Ti-1Mg	H	10.658	-187	0.123
	AG	10.050	-196	0.116
	CD+ AG	5.683	-224	0.065
Cu-3.5Ti-1Cr	H	10.058	-181	0.116
	AG	8.033	-184	0.092
	CD+ AG	7.583	-195	0.087

Çizelge 8.3. Numunelerin %3.5H₂SO₄ çözeltisindeki potansiyodinamik polarizasyon parametreleri.

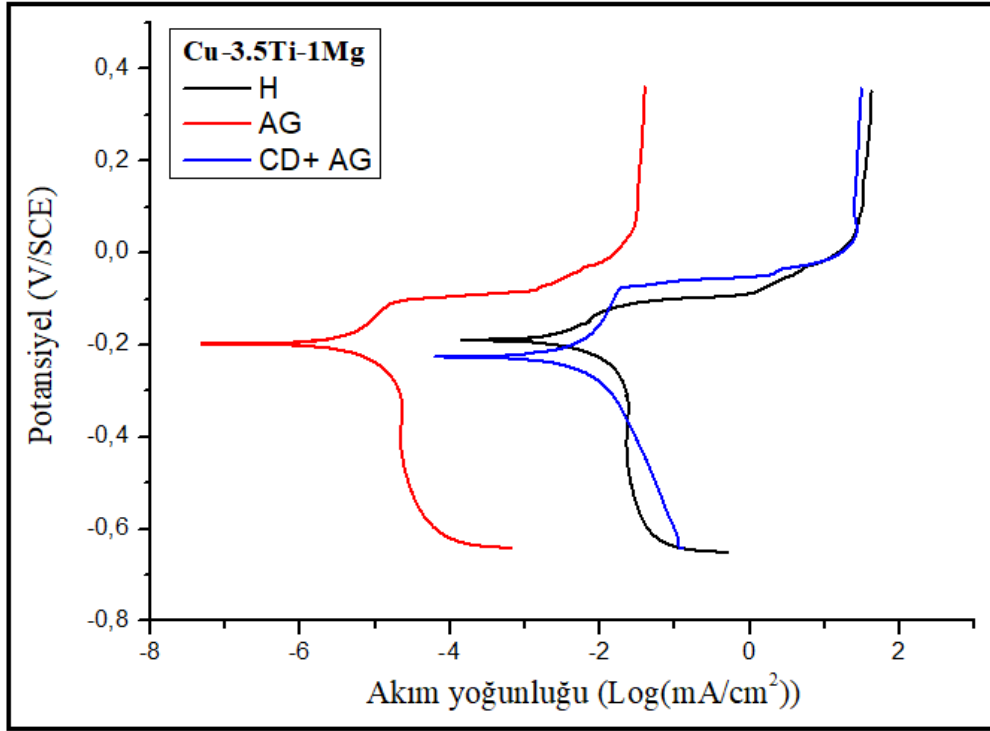
Numuneler (%3.5 H ₂ SO ₄ ortamında)		i_{corr} ($\mu A.cm^{-2}$)	E_{corr} (mV/SCE)	Korozyon hızı (mm/yıl)
Cu-2.5Ti	H	78.201	113	0.901
	AG	21.918	-33	0.252
	CD+ AG	10.079	-81	0.116
Cu-3.5Ti	H	73.065	20	0.840
	AG	49.090	21	0.564
	CD+ AG	7.194	-25	0.082
Cu-3.5Ti-1Mg	H	6.625	4	0.076
	AG	6.050	45	0.070
	CD+ AG	4.193	-10	0.048
Cu-3.5Ti-1Cr	H	10.625	8	0.122
	AG	4.125	-10	0.047
	CD+ AG	3.925	-30	0.045



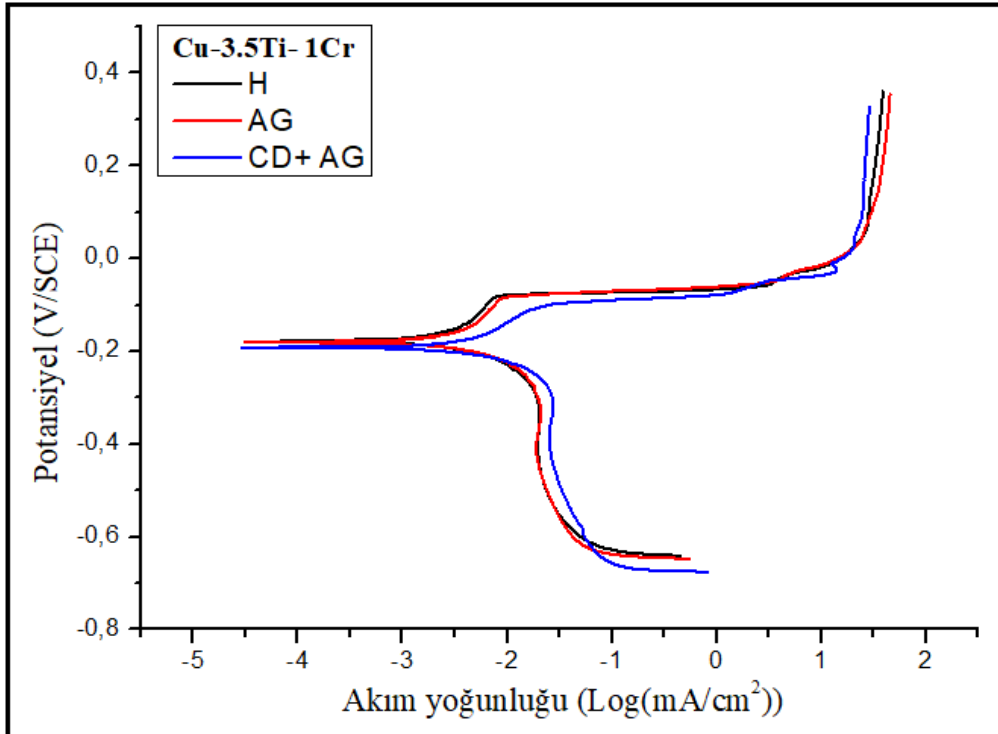
Şekil 8.59. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



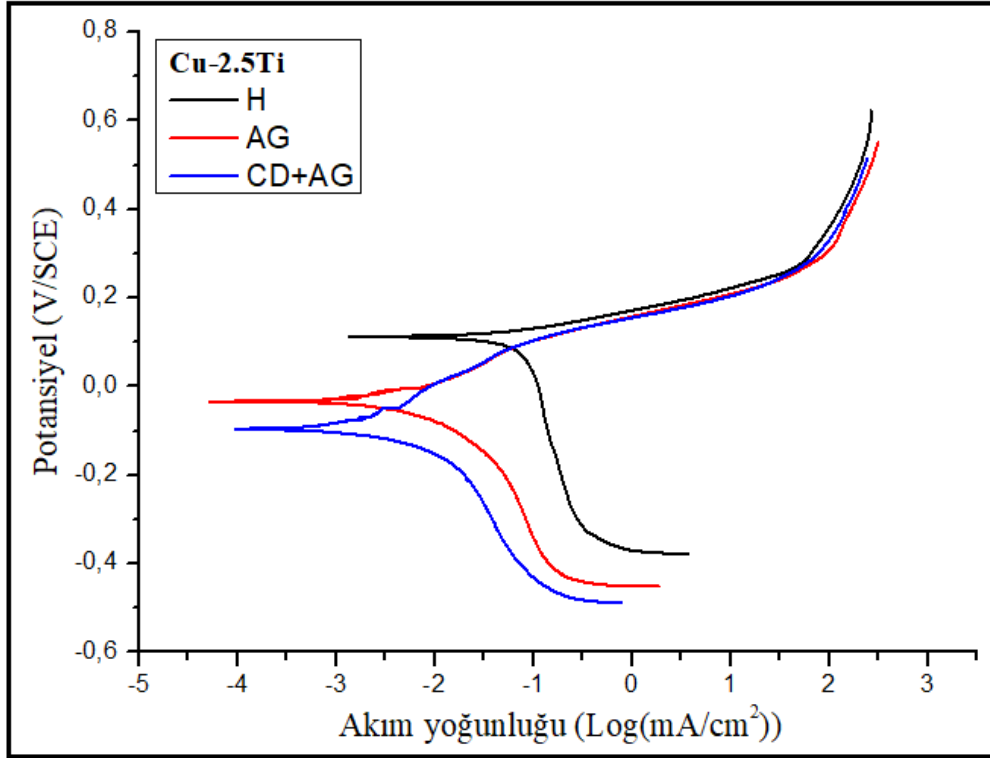
Şekil 8.60. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



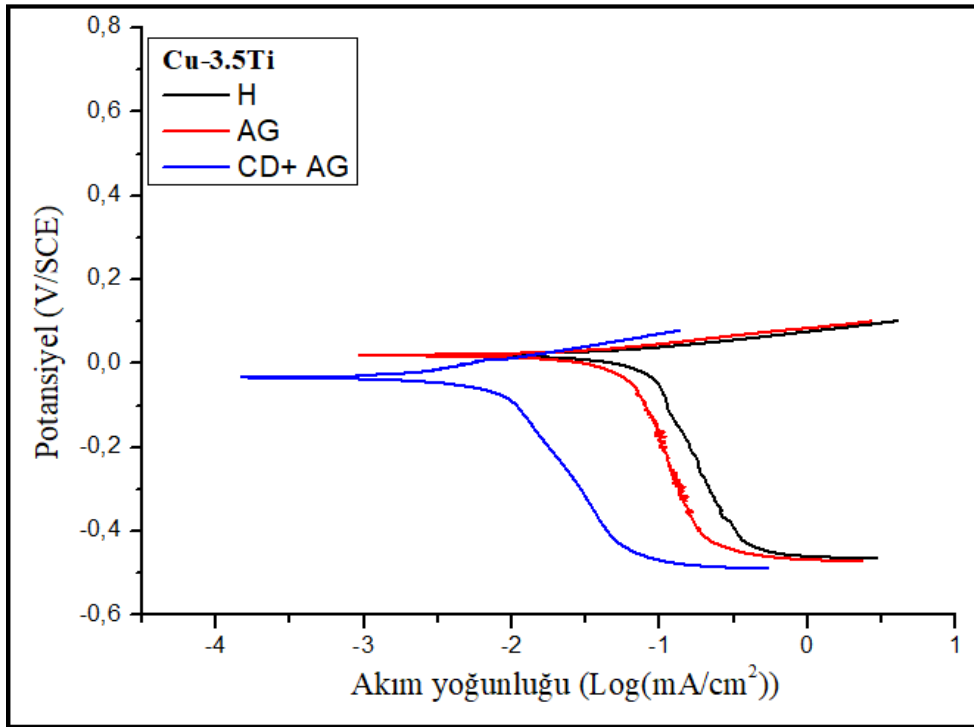
Şekil 8.61. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



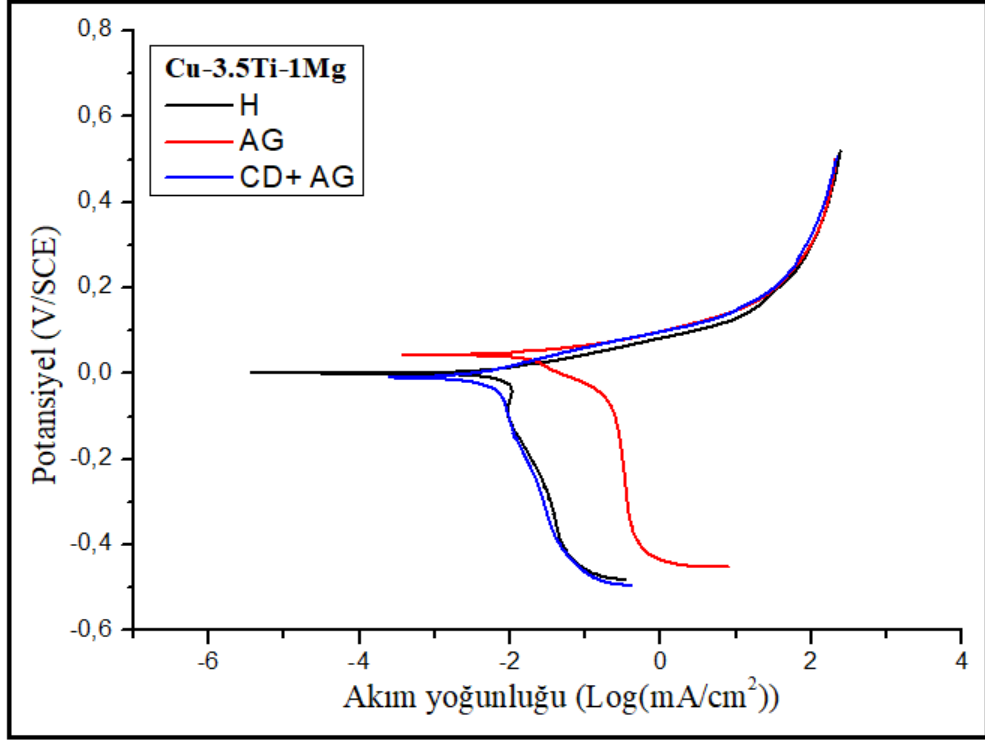
Şekil 8.62. Cu-3.5Ti-1Cr numunesininin %3.5NaCl sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



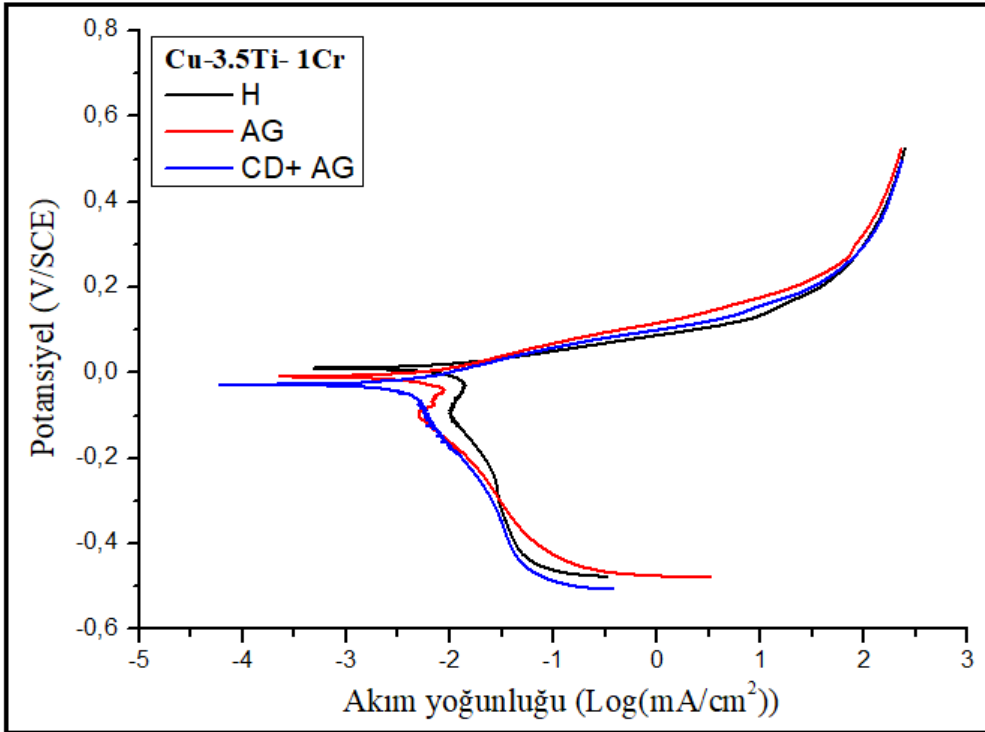
Şekil 8.63. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5H₂SO₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



Şekil 8.64. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5H₂SO₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



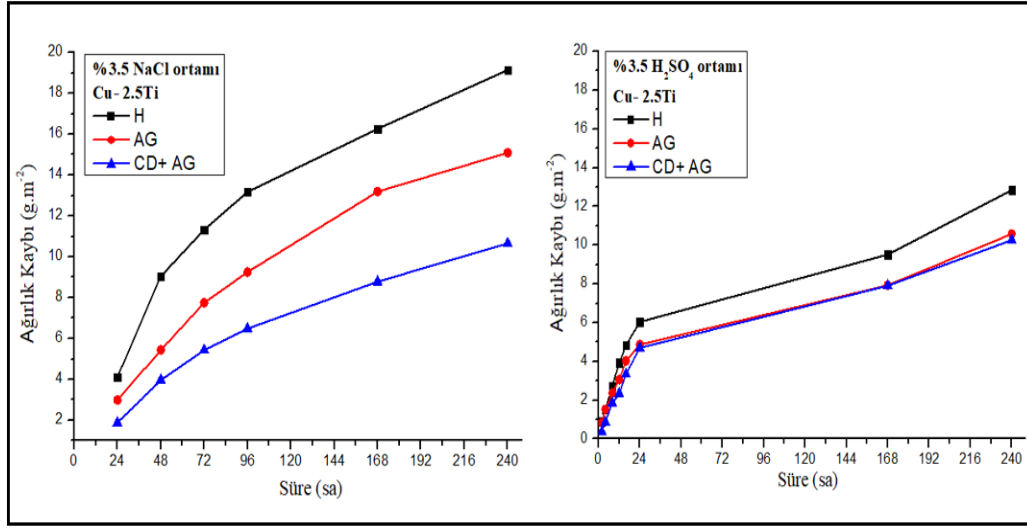
Şekil 8.65. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5H₂SO₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.



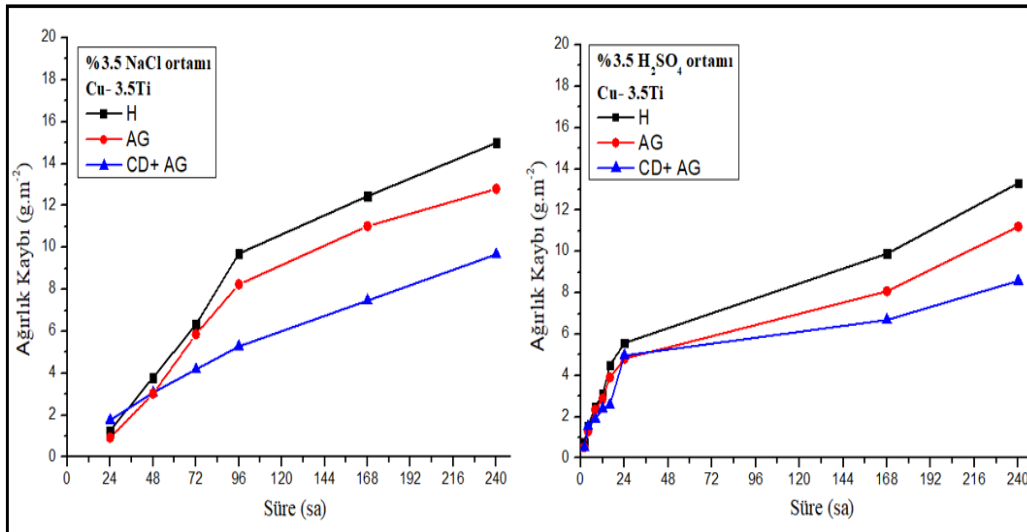
Şekil 8.66. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5H₂SO₄ sulu çözeltisi içindeki polarizasyon eğrileri.

8.4.2. Daldırma Testi Sonuçları

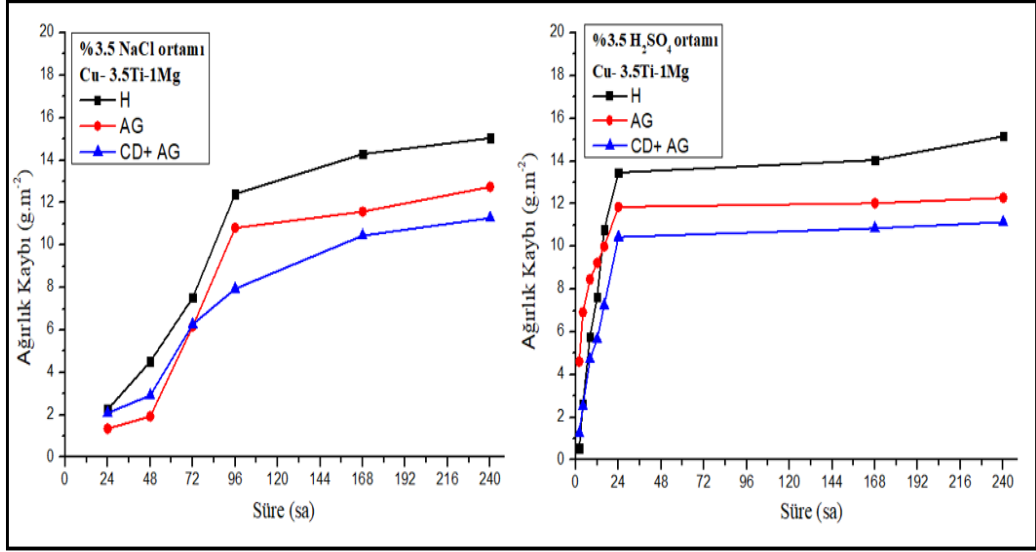
Potansiyodinamik test sonuçlarından elde edilen korozyon verilerinin desteklenmesi amacıyla tüm numune örneklerine daldırma testleri yapılmıştır. %3.5NaCl ortamında 24-48-72-96-168-240 saat ve %3.5H₂SO₄ ortamında 2-4-8-12-16-24-168-240 saat olmak üzere daldırma sonrası numunelerin ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Şekil 8.67-8.70'de sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin farklı ısıl işlem uygulanmış örneklerinin %3.5NaCl ve %3.5H₂SO₄ olmak üzere iki farklı ortamda karşılaştırmalı olarak ağırlık kayıpları gösterilmiştir.



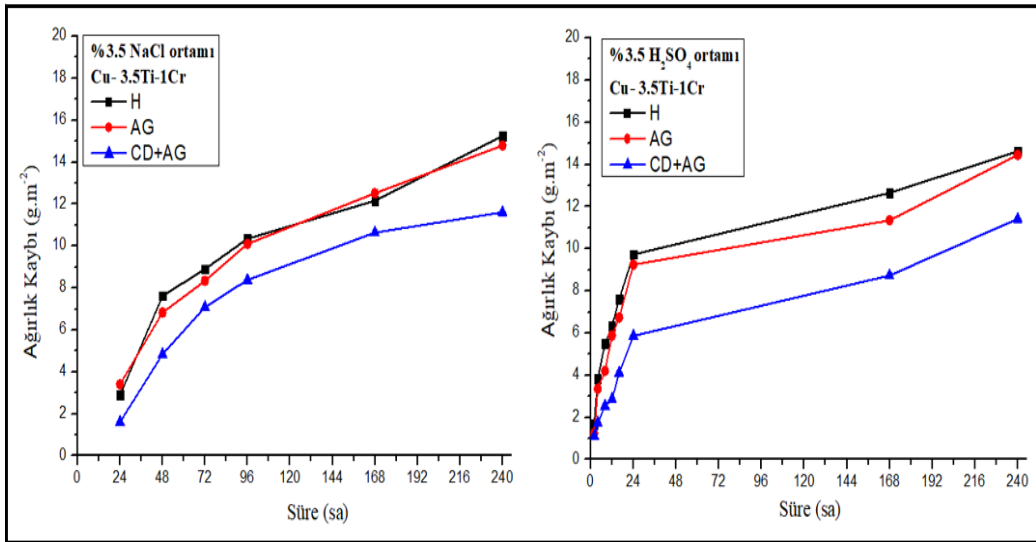
Şekil 8.67. Cu-2.5Ti numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri.



Şekil 8.68. Cu-3.5Ti numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri.



Şekil 8.69. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri.



Şekil 8.70. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin iki farklı ortamdaki ağırlık kaybı grafikleri.

Tüm numunelerin ağırlık kaybı grafikleri incelendiğinde ortak özellik olarak her iki ortam için homojenleştirilmiş numune örneklerinin en fazla ağırlık kayıplarına sahip olduğu tespit edilmiştir. En az ağırlık kaybına uğrayan numune örnekleri ise CD+AG olmuştur. Spesifik olarak numuneler arasında en fazla ağırlık kaybının %3.5NaCl ortamında Cu-2.5Ti numunesinde, en az ağırlık kaybının ise Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinde olduğu gözlenmiştir.

%3.5NaCl ortamındaki daldırma testi sonuçları potansiyodinamik test sonuçları ile karşılaştırıldığında yıllık korozyon hızı yüksek olan numunelerin, daldırma testleri sonrası ağırlık kayıplarının da en yüksek olduğu yönündedir ve her iki testin sonunda elde edilen sonuçlar birbiri ile uyumlu olarak bulunmuştur.

%3.5H₂SO₄ ortamında daldırma testi sonrası ise Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti numunelerinin %3.5NaCl ortamına göre daha az ağırlık kaybına uğradığı buna rağmen Ti oranının artması ile ağırlık kaybının azaldığı gözlenmiştir. Bu durum Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinde ise %3.5H₂SO₄ ortamında daha az ağırlık kaybı olmakla birlikte %3.5NaCl ortamında gözlenen ağırlık kaybına yakın bir seyirde gerçekleşmiştir. Potansiyodinamik test verileri ile karşılaştırıldığında sonuçların birbiri ile uyumlu olduğu görülmektedir.

Daldırma testi grafiklerinde belirgin olan bir diğer durum ise %3.5NaCl ortamında tüm numunelerin ilk 96 saatte, %3.5H₂SO₄ ortamında ise ilk 24 saatte hızlı bir ağırlık kaybına uğramaları olmuştur. %3.5NaCl ortamında alaşımların yüzeyindeki korozyon ürünlerinin oluşturduğu koruyucu korozyon filminin %3.5 H₂SO₄ ortamına göre daha uzun sürede meydana geldiğini söylemek mümkündür. %3.5 H₂SO₄ ortamında artan daldırma süresinin Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numuneleri üzerinde oluşan filmin daha koruyucu hale geldiğini buna rağmen %3.5NaCl ortamında Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti numuneleri üzerinde oluşan koruyucu filmin kararsız özellik göstererek kütle kaybının devam etmesine neden olduğu düşünülebilir.

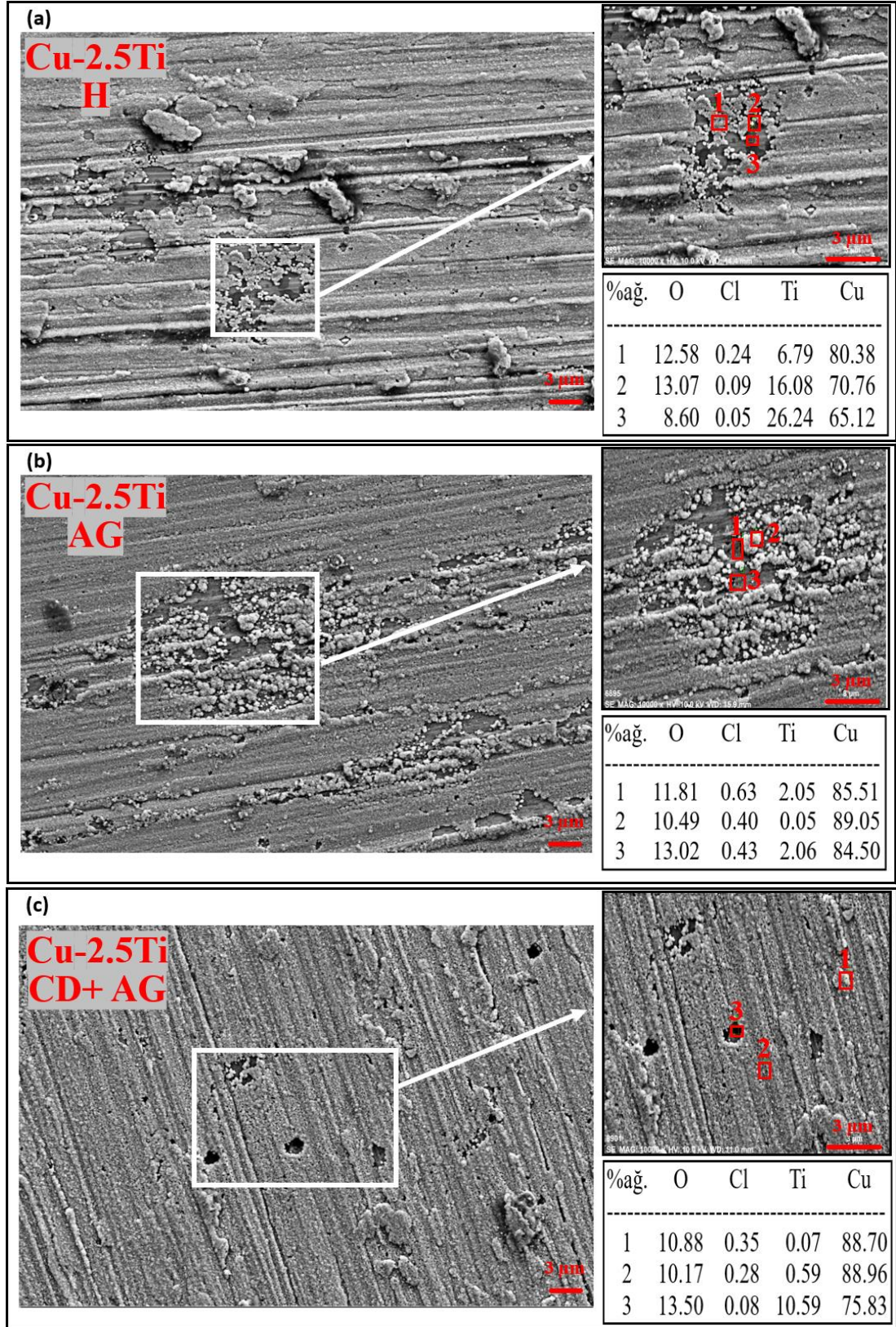
Her iki ortam için de uzun korozyon süresi ile ağırlık kaybı artmıştır. %3.5NaCl ortamında artan daldırma süresi Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin kütle kaybı grafiğinde yatay seyirde ilerlemiş olmasından ötürü, koruyucu filmin kararlılığını korumuş olduğu söylenebilir.

8.4.3. Korozyon Sonrası Yüzey Görüntüleri

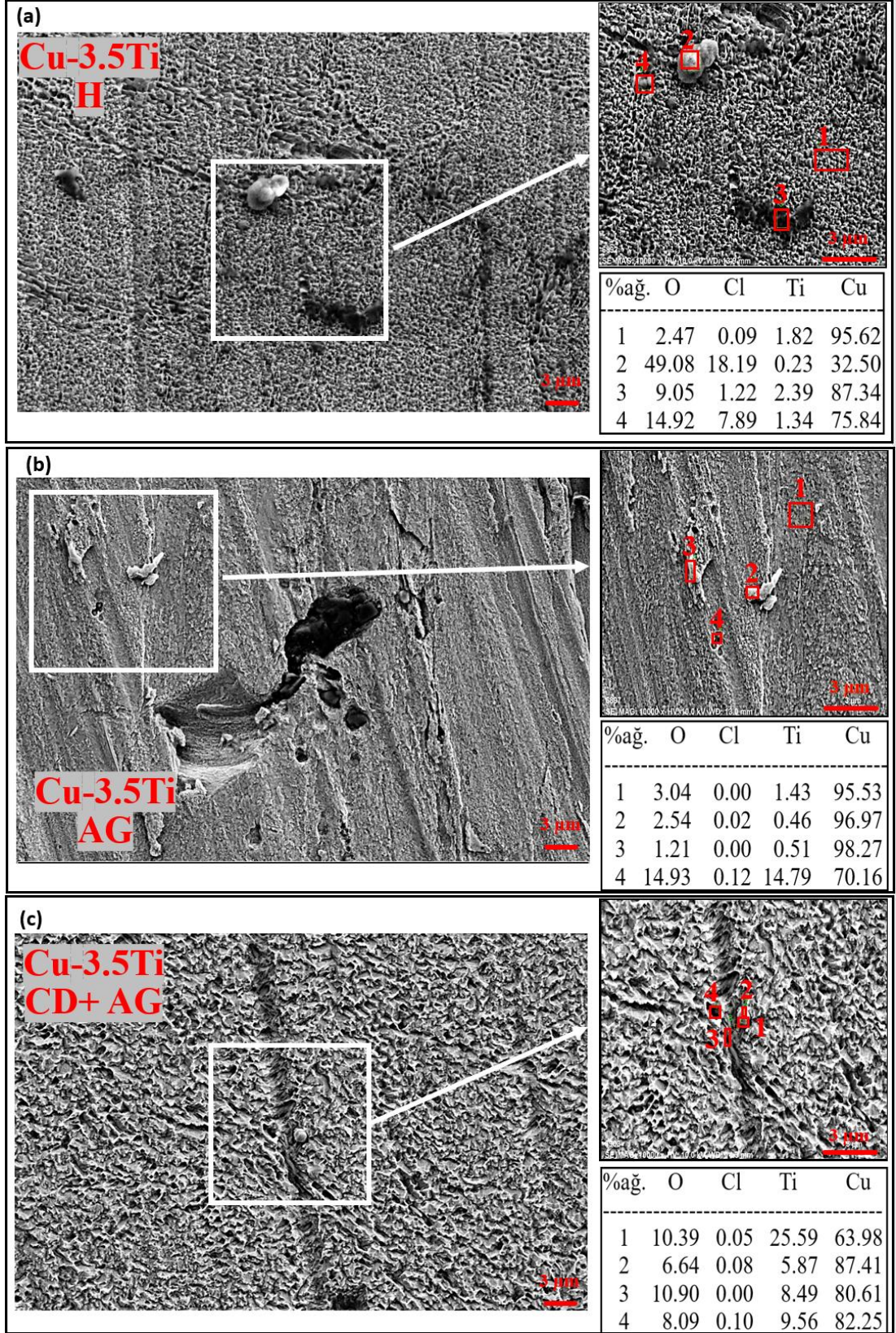
Daldırma testi grafiklerinden %3.5NaCl ortamında tüm numunelerin ilk 96 saatte, %3.5H₂SO₄ ortamında ise ilk 24 saatte hızlı bir ağırlık kaybına uğradıkları tespit edilmiştir. Bu süreler içerisinde Cu-Ti alaşımlarındaki korozyon mekanizmalarının

daha net anlaşılabilmesi için korozyon ürünleri temizlenmeden tüm numuneler ağırlıkça %3.5NaCl çözeltisine 90 saat ve ağırlıkça %3.5H₂SO₄ çözeltisine 20 saat daldırıldıktan sonra korozyon yüzey görüntüleri EDS sonuçları ile birleştirilerek incelenmiştir. Şekil 8.71- 8.74 sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin %3.5 NaCl çözeltisine 90 saat daldırıldıktan sonra çekilen SEM fotoğrafları ve EDS sonuçlarını göstermektedir. Şekil 8.71- 8.74'deki SEM fotoğraflarında ve işaretli bölgelerden alınan EDS analiz sonuçlarına dayanarak görülen; parlak beyaz granüler korozyon ürünlerinin, CuCl ve gri filmin, Cu₂O olduğu sonucuna varılabilir. Genel olarak homojenleştirilmiş numunelerin yüzeyleri, çok sayıda CuCl partikülü içeren oksitlenmiş film ile kaplanmıştır. CuCl partiküllerinin varlığı, yüzeylerde çok sayıda çukurun oluştuğunu da göstermektedir. Yaşlandırılmış numunelerin yüzeylerinde, O elementinin daha az tespit edilmesi, oksitlenmiş filmlerin genellikle daha az CuCl partikülü içeriyor olabileceğini düşündürür. Numuneler üzerindeki CuCl ve Cu₂O korozyon saldırısını azaltan koruyucu pasivizasyon tabakası görevi görür [75]. Özellikle deformasyon sonrası yaşlandırılmış (CD+AG) numunelerin yüzeylerinde ise çok daha az O elementi tespit edilmiştir. Cu-Ti alaşımlarının korozyon ürünlerinin morfolojileri, farklı ısıl işlem uygulamasında; H, AG, ve CD+AG sıralamasına doğru korozyon derecesinin azaldığını göstermektedir. Bu durumun CD+AG numune örneklerinde daldırma sonrası meydana gelen koruyucu filmin daha belirgin ve kompakt hale gelmesinden kaynaklanmış olduğu söylenebilir.

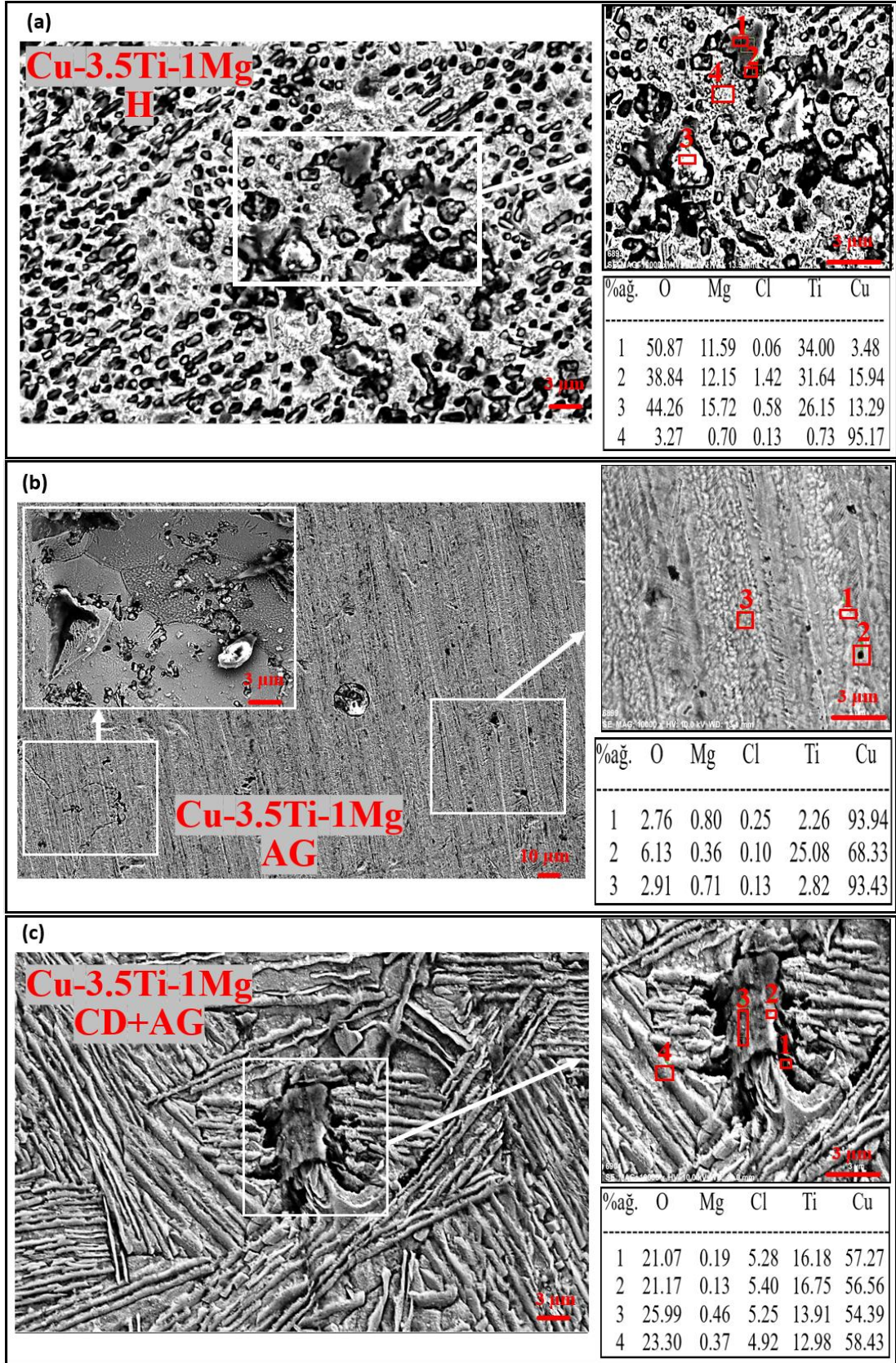
Şekil 8.75- 8.78 sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin %3.5 H₂SO₄ çözeltisine 20 saat daldırıldıktan sonra korozyon ürünleri temizlenmeden çekilen SEM fotoğrafları ve EDS sonuçlarını göstermektedir. Sülfat çözeltisi içinde test edilen numuneler için, korozyon ürünleriyle kaplanan yüzeylerde esas olarak O, S ve H elementleri tespit edilmiştir. Yaşlandırma öncesi deforme edilmiş Cu-Ti numunelerinin yüzeylerinde daha az O elementi tespit edilmiştir.



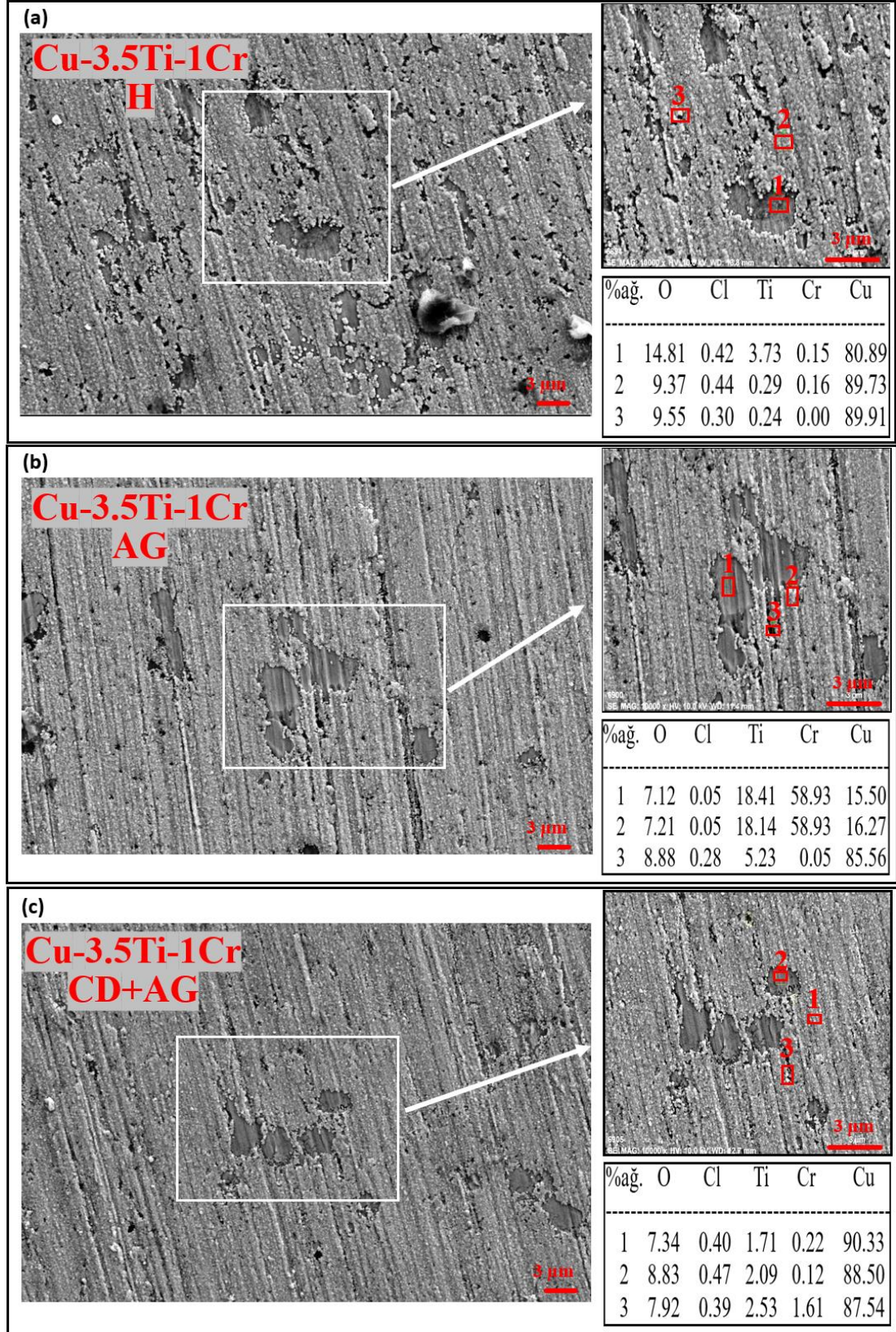
Şekil 8.71. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış SEM yüzey görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



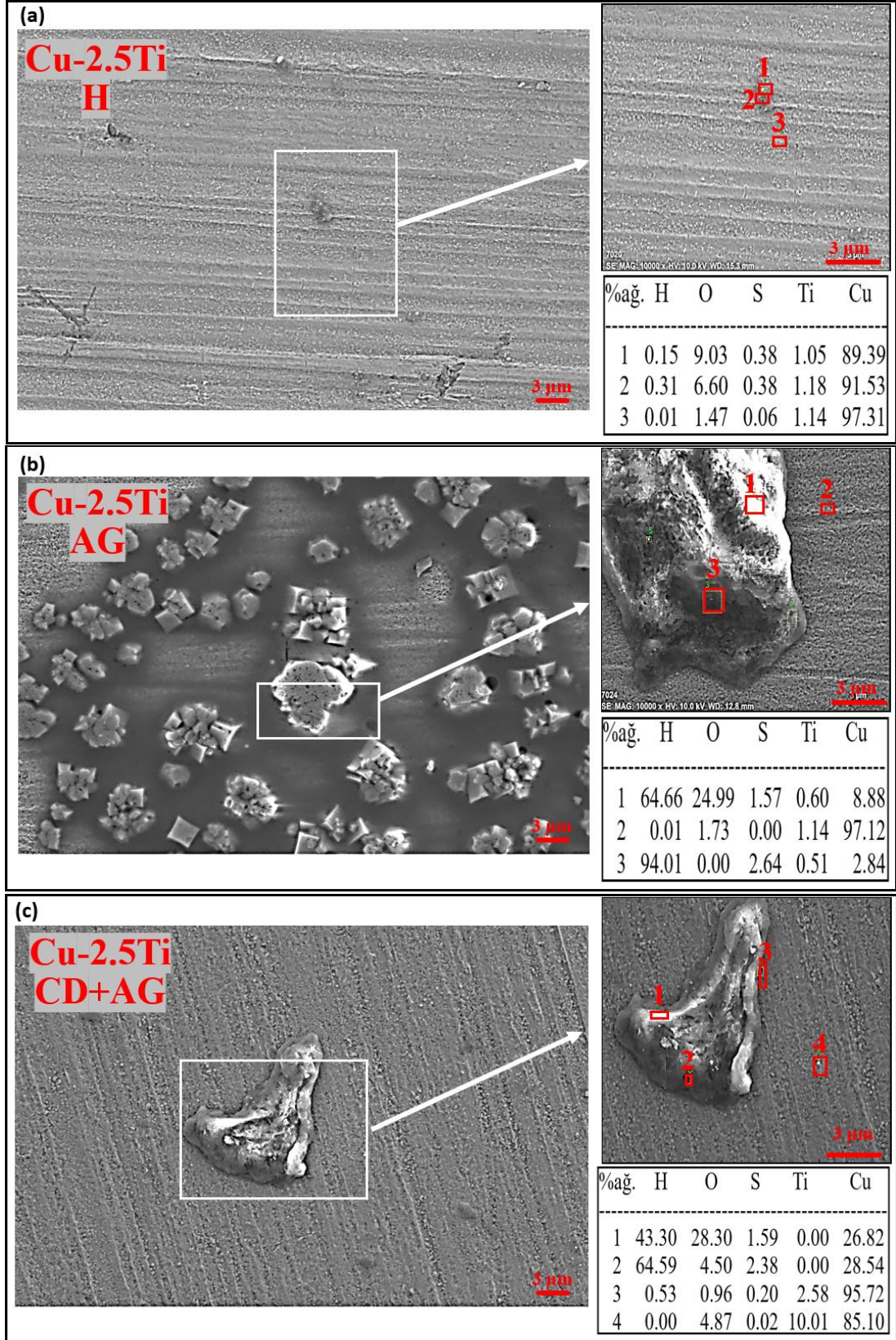
Şekil 8.72. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları (a) H, (b) AG, (c) CD+ AG.



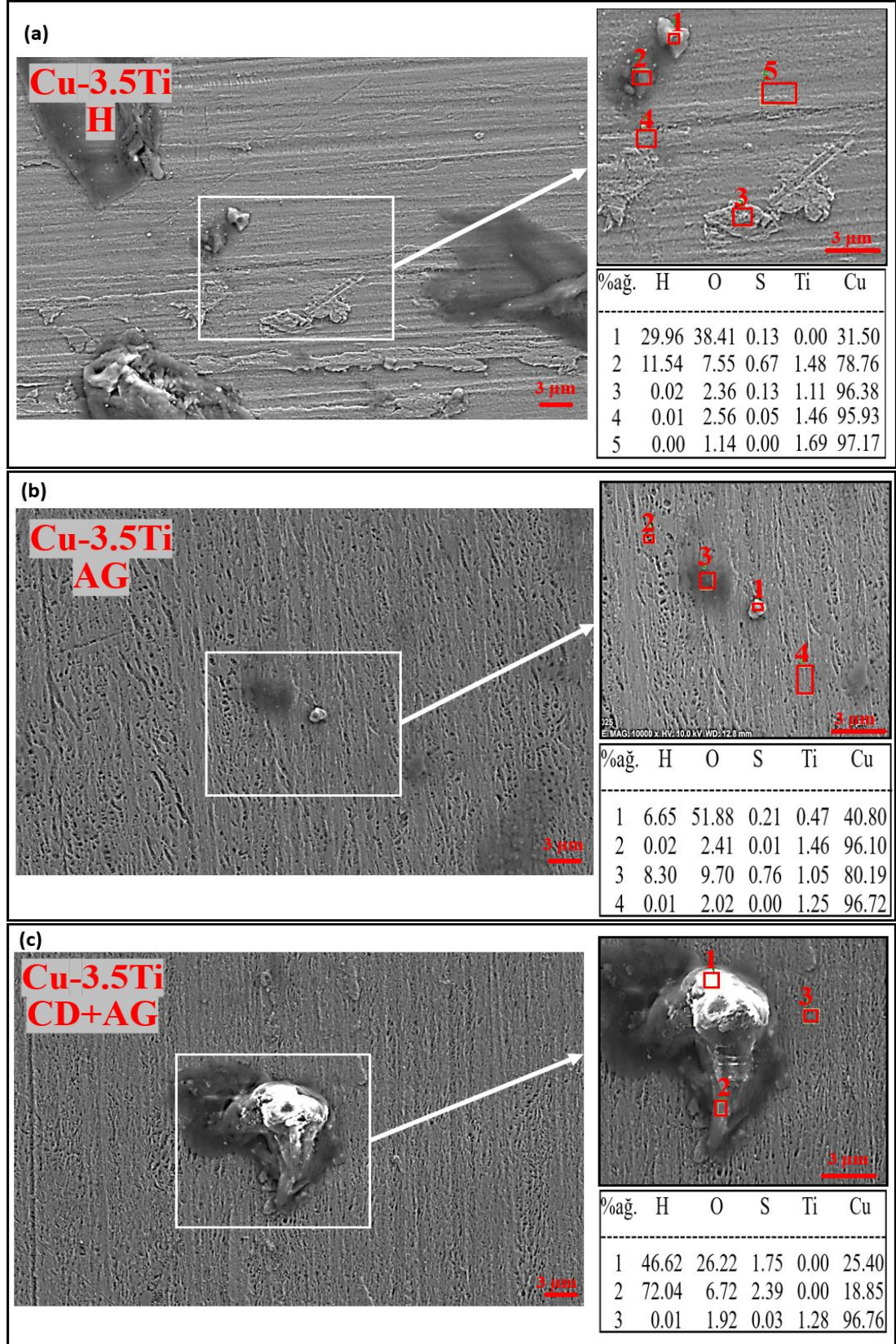
Şekil 8.73. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



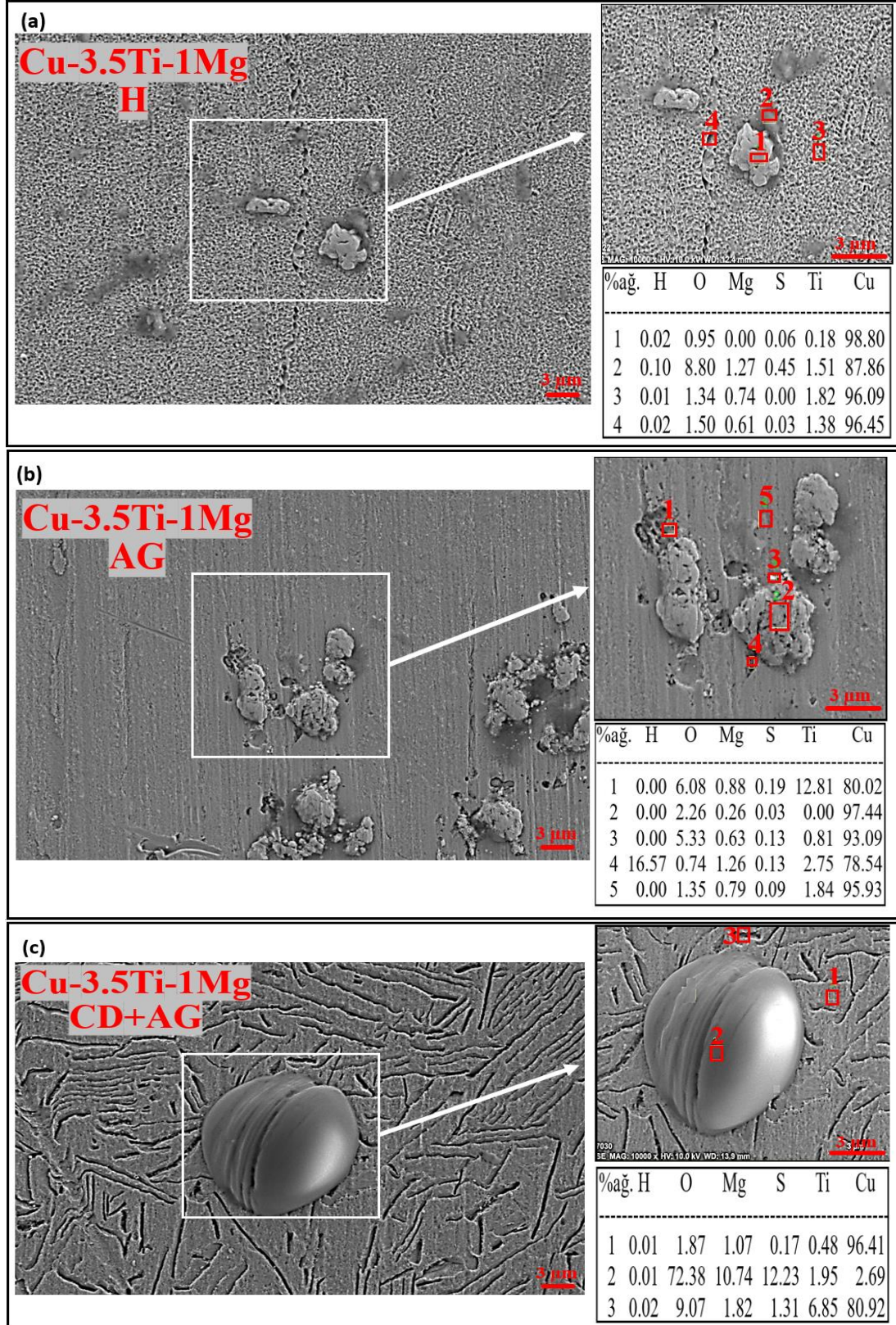
Şekil 8.74. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde 90 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları (a) H, (b) AG, (c) CD+ AG.



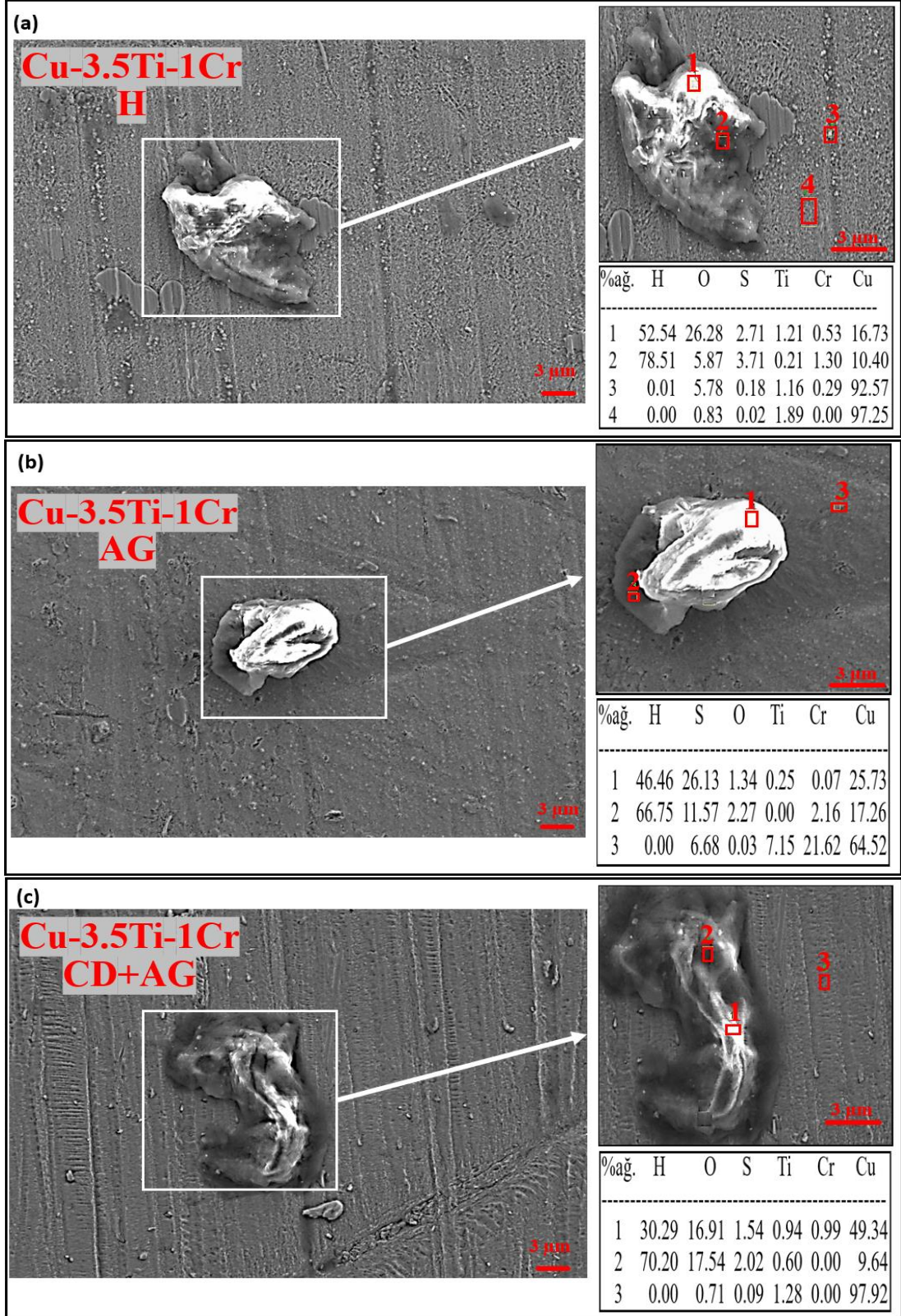
Şekil 8.75. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



Şekil 8.76. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



Şekil 8.77. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



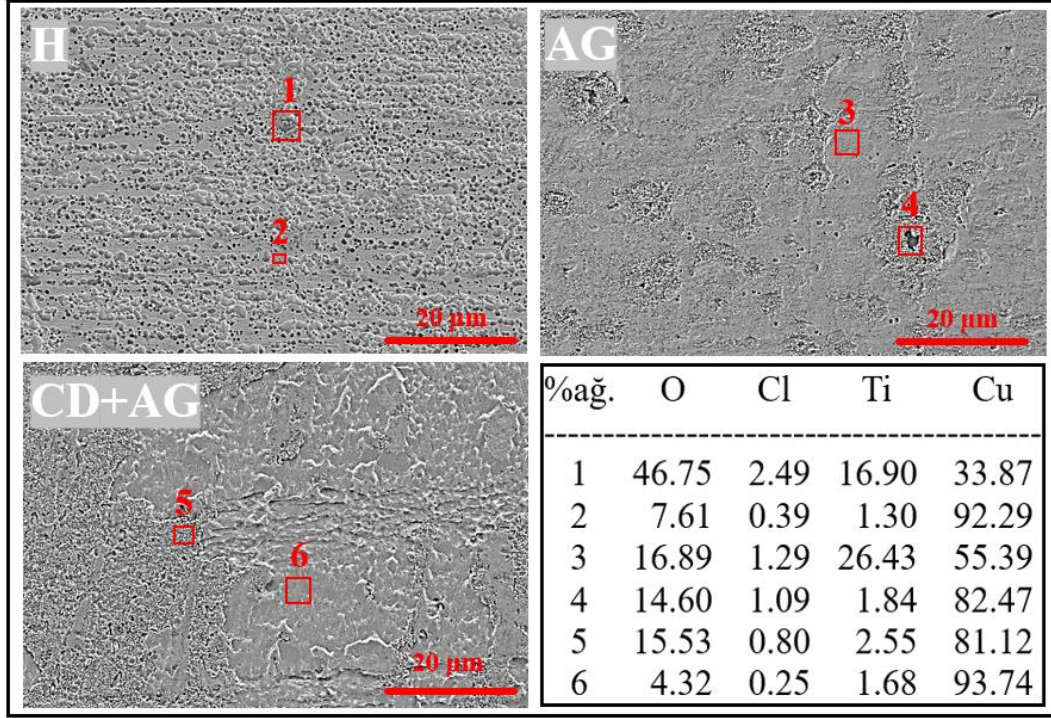
Şekil 8.78. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde 20 saat korozyona uğramış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.

Korozyon sürecini daha detaylı incelemek amacıyla 10 günlük daldırma süresi tamamlandıktan ve korozyon ürünleri temizlendikten sonra tüm Cu-Ti alaşım numunelerinin yüzey morfolojileri incelenmiş ve belirli bölgelerden EDS analizi ölçümleri yapılmıştır.

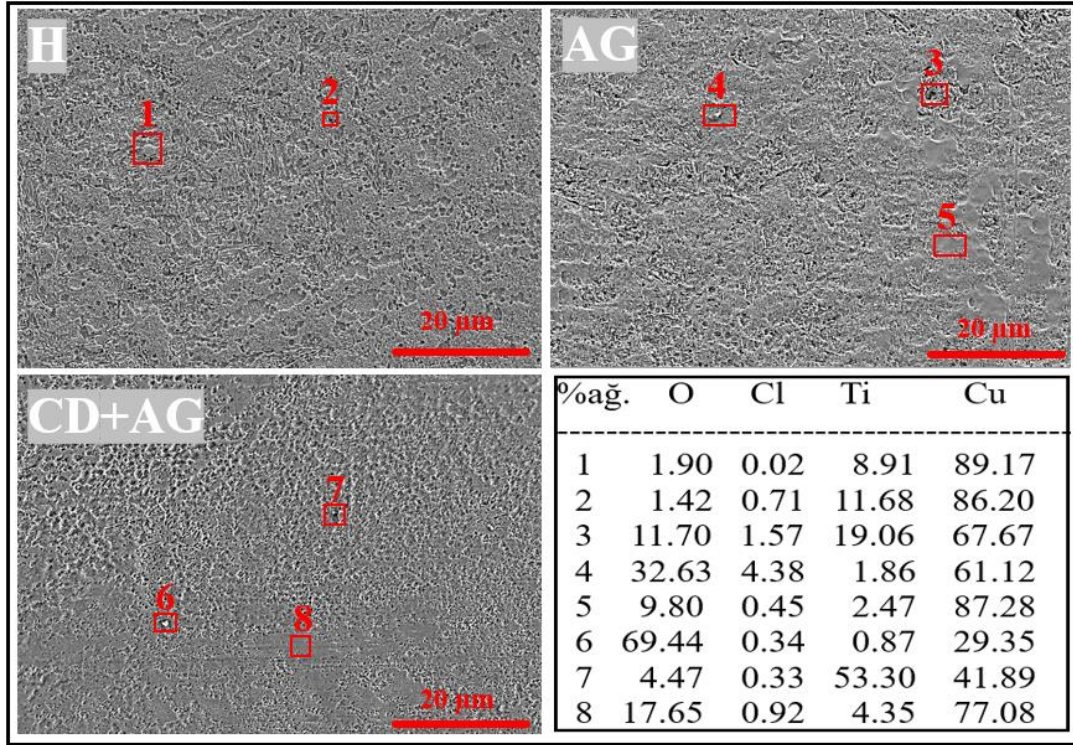
Şekil 8.79'dan 8.82'ye sırasıyla Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr olmak üzere farklı ısıl işlem uygulanmış numunelerin, %3.5NaCl çözeltisinde daldırma sonrası korozyon ürünleri temizlenerek çekilen SEM fotoğrafları ile birlikte EDS analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 8.79'da Cu-2.5Ti ve Şekil 8.80'de Cu-3.5Ti numunelerinin homojenleştirilmiş örneklerinde genel (uniform) korozyon mekanizmasının hakim olduğu gözlenmektedir. Bunun dışında yaşlandırılmış (AG) ve deforme edilmiş (CD+AG) numuneleri için yüzeyde kademeli olarak daha düşük korozyon dereceleri gözlenmektedir. Tüm örneklerde hem taneler arası hem de çukurcuk korozyonu görülmüştür. Du ve arkadaşları [98], Cu ve Ti'nin galvanik çiftlerindeki potansiyel farkın başlangıçta kısmen yüzey termodinamik eylemlerini engelleyebileceğini, agresif (Cl⁻)'nin bakır üzerindeki aktif korozyon bölgelerine difüzyonunu hızlandırabileceğini ve sonuç olarak çukurcuk korozyonunun başlamasını hızlandırabileceğini gözlemlemişlerdir. Cu-2.5Ti homojenleştirilmiş numunede çukurlar uniform olarak dağılım göstermiştir. Bu durum %1'lik Ti oranının artırılması ile Cu-3.5Ti homojenleştirilmiş numunede daha pürüzsüz bir yüzey morfolojisi görünümündedir. Buna sebep olarak Ti miktarı ile β ve $\alpha+\beta$ ötektik fazlarının sürekli ağ şeklinin bozularak daha kopuk ve izole partiküllere dönüşmesi ve Ti'nin oksijen afinitesinin yüksek olması nedeniyle oluşturduğu koruyucu oksit filminin korozyon hızını azaltıcı bir etki göstermesi şeklinde açıklanabilir [99]. Bu sonuç Şekil 8.67 ve Şekil 8.68'deki ağırlık kaybı sonuçları ile uyumluluk göstermektedir. Yaşlandırılmış numunelerde ince iğne şekilli α -Cu₄Ti fazı ve hücrel β -Cu₄Ti fazlarının yaşlandırma aşamasında tane sınırlarında çökmesi nedeniyle taneler arası korozyona karşı duyarlılık olduğu söylenebilir. Tanelerin içindeki düşük Ti içeriği göz önüne alındığında, bu çökeltilerin çukurcuk korozyonunda önemli bir rol oynadığı ortaya çıkmaktadır [77]. Galvanik korozyon prensibinde, anod/katod oranının büyümesi galvanik korozyon hızının azalmasına neden olur. Ti ilavesi ile birim alana düşen intermetalik faz miktarının ($\alpha+\beta$ ötektik ve/veya β) azalması katod miktarının da azalması sonucunu doğurur ve böylece korozyon hızı düşer [99]. Bakırın

Ti ile galvanik bağlanması, yüzeyde korozyon ürünlerinin çökmesine neden olarak, bakır ve titanyumun çözünme hızını düşürür. Bu nedenle yüzey, korozyon ürünleri tarafından bloke edilir ve korozyon reaksiyonu yavaşlar [100]. Wei ve arkadaşlarının [77] yaptıkları çalışmada, uzatılmış yaşlanma süreleri (24 saat) ile hücresel β -Cu₄Ti fazlarının baskın olduğu tespit edilmiştir. Bu durumu, Cu fazlar ve β -Cu₄Ti çökeltilerinin, bir "sarıcı etki" sağlayarak rafine katmanlı mikro yapıda dönüşümlü olarak yer alması dolayısıyla korozyon direncini geliştiren bir faktör olarak açıklamışlardır. Deforme edilmiş numunelerde mikroyapı daha yoğun olduğundan daha fazla tane sınırlarına sahiptir. Tane sınırlarının artması korozyon bariyeri görevini üstlenmesi dolayısıyla korozyon direncinde artış sağlayacağı söylenebilir.

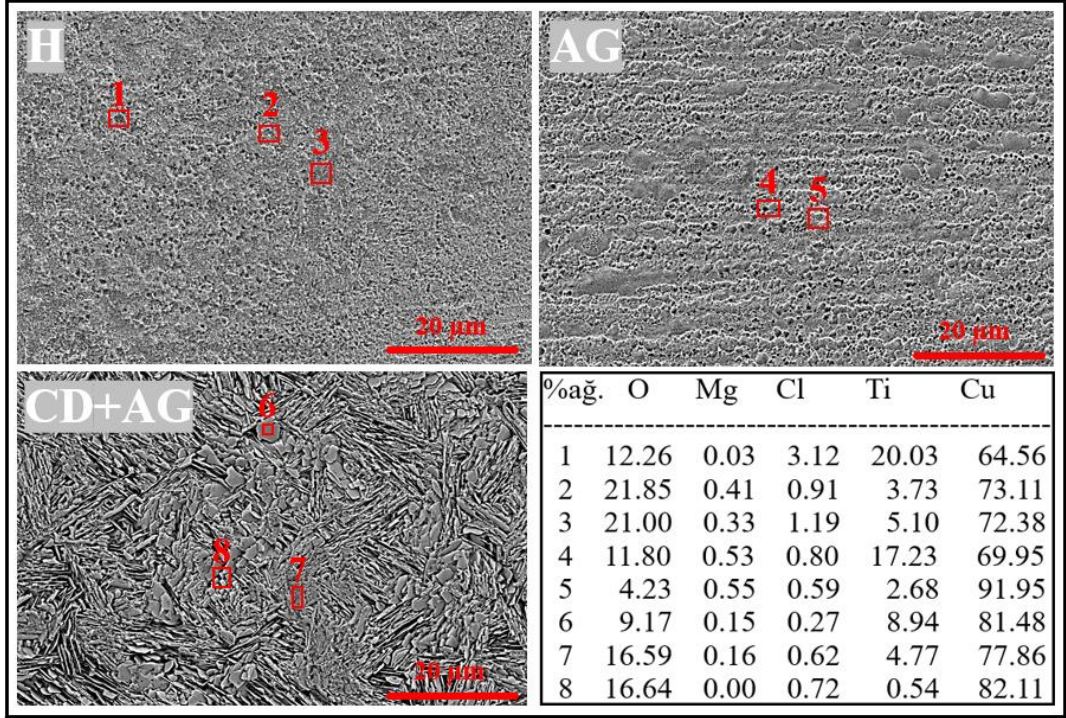
%1Mg ve %1Cr ilaveleri yapılmış Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinde de benzer korozyon mekanizmalarının oluştuğu söylenebilir. Şekil 8.81 ve Şekil 8.82'de homojenleştirilmiş örneklerde yüzeyi kaplayan genel korozyon mekanizması gözlenirken AG ve CD+AG örneklerinde çukurcuk ve taneler arası korozyon gözlenmiştir. Cu-3.5Ti kompozisyonuna alaşım elementi ilavesi korozyon direncini iyileştirmesi bakımından deforme edilmiş örneklerde fark yaratmıştır. Bu ilavelerin tane geometrisini etkileyerek tane sınırlarının artmasında ve dolayısıyla korozyon hızının azalmasında etkili olduğu düşünülebilir. EDS sonuçlarında ağırlıkça daha düşük oranlarda oksijen tespit edilmiş olması ve ağırlık kaybı grafikleri bu savı destekler niteliktedir. Kendi arasında Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerini karşılaştıracak olursak Cr ilavesinin korozyon direncini artırdığını söylemek mümkündür. EDS sonuçlarından da görüldüğü gibi ağırlıkça oksijen miktarının düşük olması oksijene yatkınlığın azalması neticesinde korozyon dayanımını artırmıştır denilebilir.



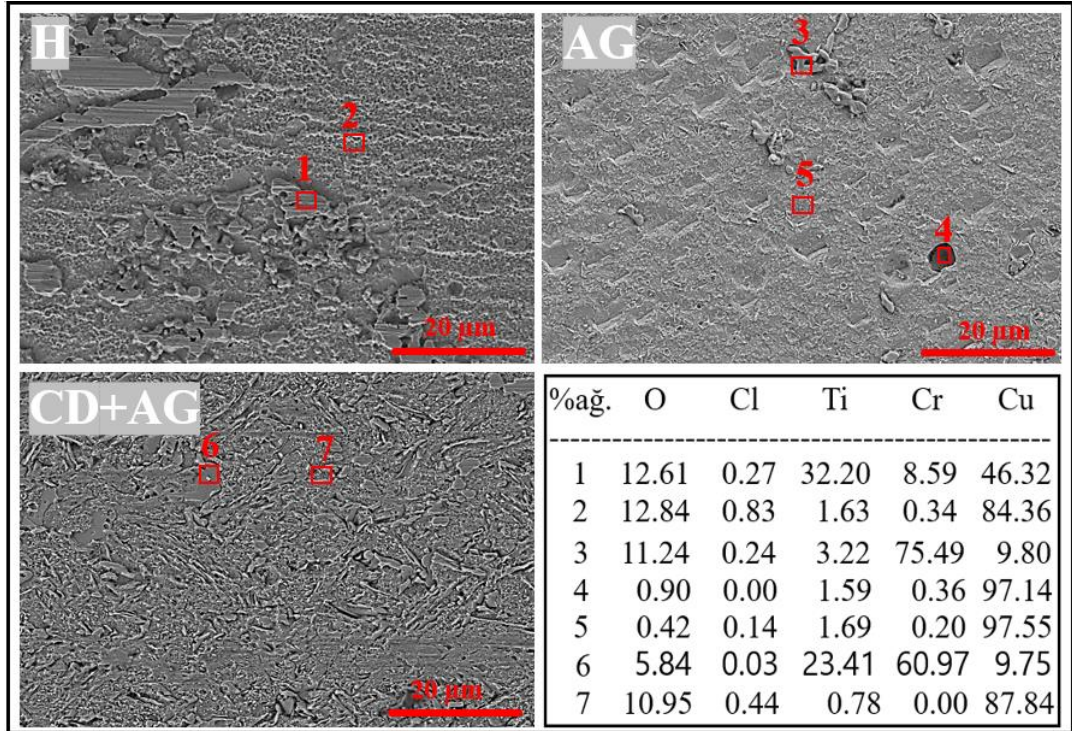
Şekil 8.79. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



Şekil 8.80. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



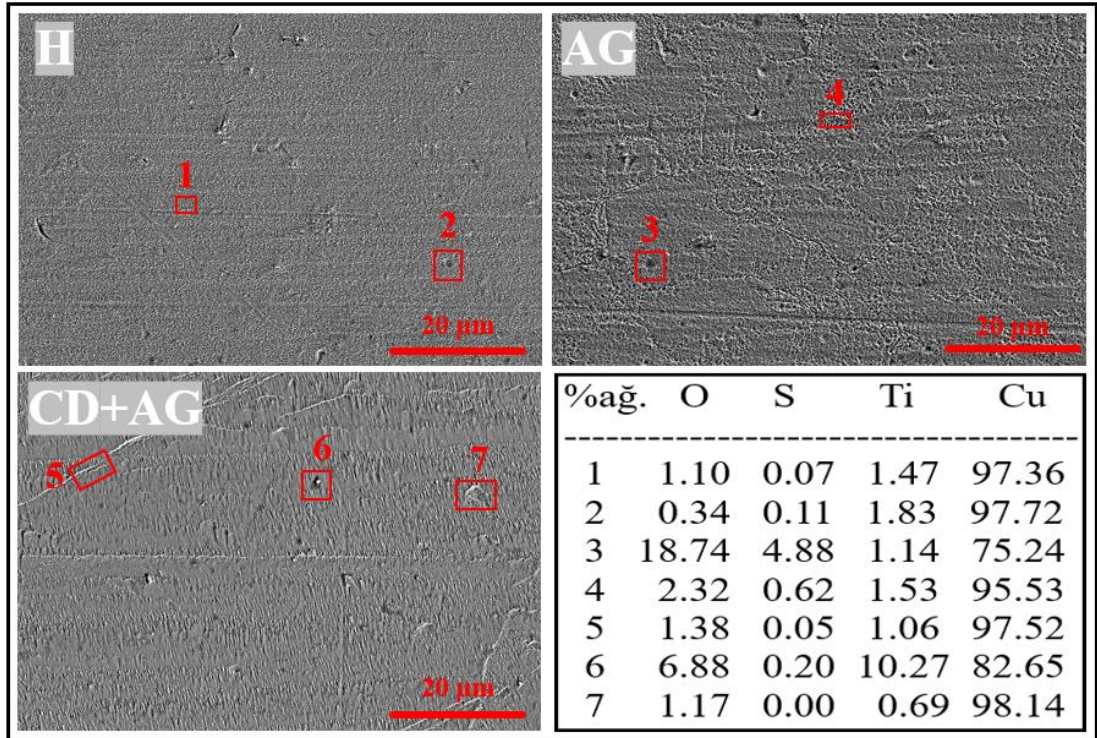
Şekil 8.81. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



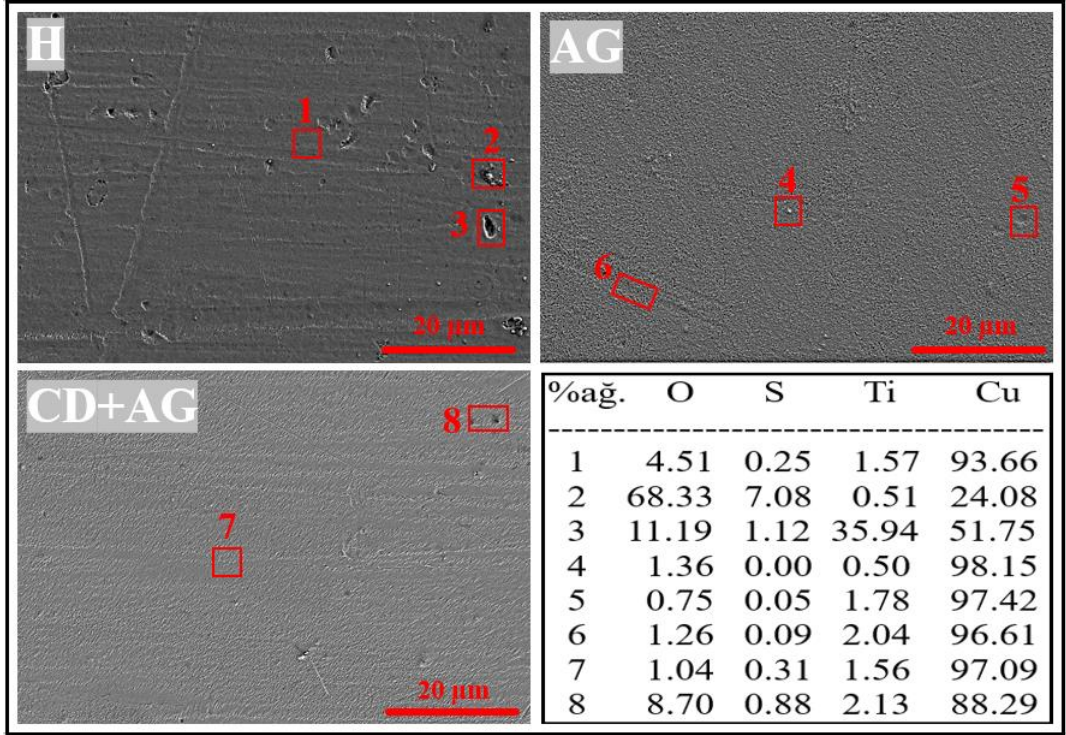
Şekil 8.82. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5NaCl çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.

Cu-2.5Ti, Cu-3.5Ti, Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinin sırasıyla Şekil 8.83'den Şekil 8.86'ya %3.5H₂SO₄ sulu çözelti içinde 10 günlük daldırma sonrası korozyon ürünleri temizlendikten sonra çekilen SEM fotoğrafları ile birlikte EDS sonuçları verilmiştir.

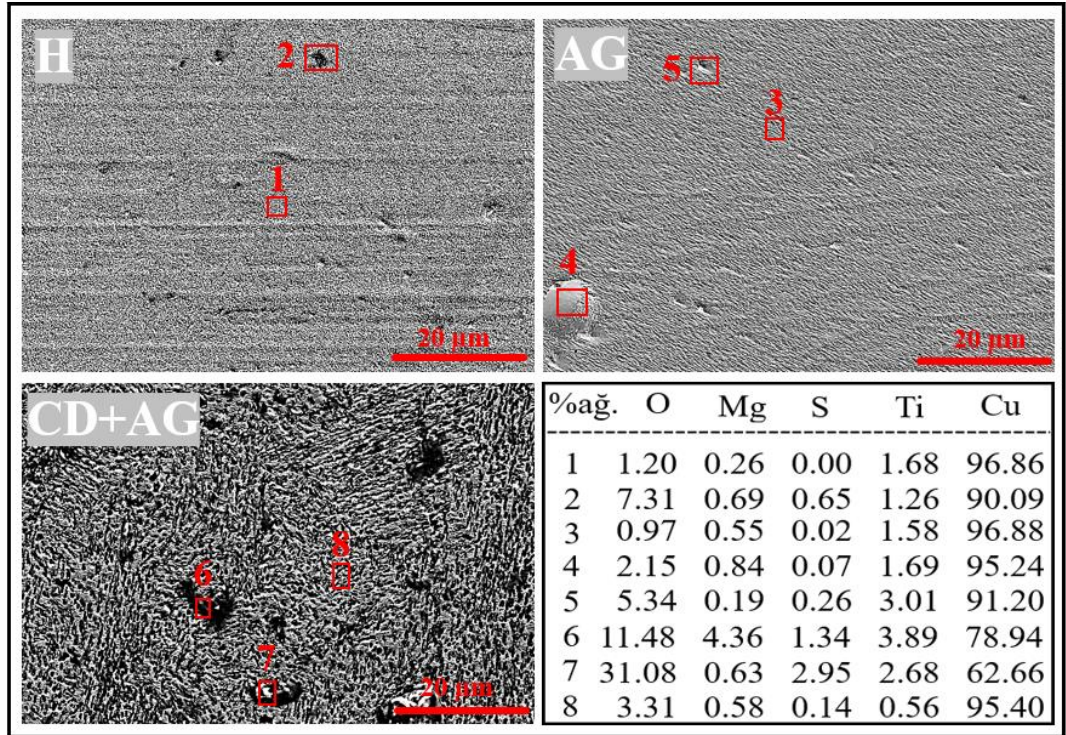
Şekiller incelendiğinde ilk göze çarpan %3.5NaCl sulu çözeltideki yüzey morfolojilerine göre %3.5H₂SO₄ ortamındaki yüzey morfolojilerinin daha pürüzsüz görünümde olmasıdır. Tüm numunelerde uniform korozyonun meydana geldiğini söylemek mümkündür. EDS sonuçlarına bakıldığında %3.5NaCl ortamına göre Ti oranları daha düşük çıkmıştır. Alaşımların, muhtemelen titanyum oksitten oluşan pasif bir film oluşturarak zaman geçtikçe korozyona karşı daha yüksek bir direnç gösterme eğiliminde olduğu söylenebilir. Bu eğilim daldırma testi sonrası kütle kaybı grafiklerinden de anlaşılmaktadır.



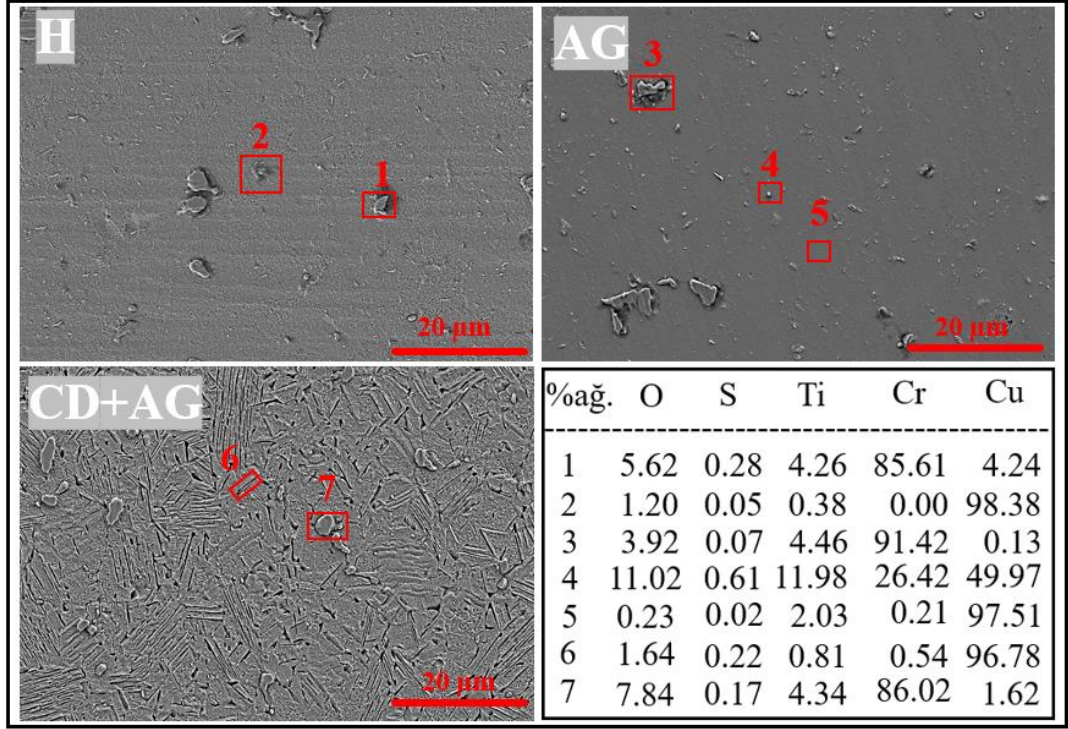
Şekil 8.83. Cu-2.5Ti numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



Şekil 8.84. Cu-3.5Ti numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



Şekil 8.85. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.



Şekil 8.86. Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin %3.5H₂SO₄ çözeltisinde korozyon ürünleri temizlendikten sonra yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları.

8.5. ELEKTRİKSEL İLETKENLİK TESTİ SONUÇLARI

Cu-Ti alaşımlarının kimyasal kompozisyon içeriklerinin ve uygulanan farklı ısıl işlem süreçlerinin elektriksel iletkenliğe etkilerinin anlaşılabilmesi için 4 nokta ölçüm yöntemi kullanılarak iletkenlik testleri gerçekleştirilmiştir. Çizelge 8.4’de tüm numunelerin sertlik değerleri ile birlikte elektriksel iletkenlik değerleri verilmiştir. İletkenlik değerlerinin tüm homojenleştirilmiş numune örneklerinde en az ve soğuk deforme sonrası yaşlandırılmış numune örneklerinde en yüksek değerde olduğu görülmektedir. Cu-3.5Ti numunesinin Cu-2.5Ti numunesine göre iletkenliği daha iyi elde edilmiştir. %1’lik Ti ilavesi hem sertliği hem de iletkenliği iyileştirici etki göstermiştir. Cu-3.5Ti numunesine Mg alaşım elementi ilavesinin iletkenliği artırdığı gözlenirken Cr elementi ilavesi ise Cu-3.5Ti numunesi ile karşılaştırıldığında sadece H ve AG örneklerinde iyileştirici etki göstermiştir. Cu-3.5Ti numunesinin CD+AG örneğinde iletkenlik değeri %10.08 IACS iken Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin CD+AG örneğinde bu değer %9.28 olarak elde edilmiştir.

Çizelge 8.4. Cu-Ti alaşım numunelerinin elektriksel iletkenlik değerleri.

Özellik	Cu-2.5Ti			Cu-3.5Ti			Cu-3.5Ti-1Mg			Cu-3.5Ti-1Cr		
	H	AG	CD+AG	H	AG	CD+AG	H	AG	CD+AG	H	AG	CD+AG
Sertlik (HV5)	171	235	272	196	275	290	211	280	298	245	290	305
Elektriksel iletkenlik (% IACS)	1.4	3.38	8.48	2.18	5.24	10.05	5.65	6.57	15.88	3.16	6.45	9.28

Çizelge 8.4'deki verilere dayanarak numuneler arasındaki elektrik iletkenlik değerlerindeki değişimin; mikro yapı farklılığından, farklı titanyum konsantrasyonlarına sahip bu alaşımlardaki çökeltilerin hacim fraksiyonundan kaynaklanabileceği söylenebilir. Bu durumun, alaşımlarda çökeltme yoluyla çözünmüş titanyum miktarındaki azalmalardan kaynaklandığı düşünülmektedir [81].

Matris içerisinde çözünen farklı atomlar, Cu'nun iletkenliği üzerinde değişen derecelerde etkiye sahip olacaktır. Dislokasyon merkezindeki Ti atomlarının difüzyon hızı, matristeki kristal kafestekinden çok daha büyüktür. Soğuk deformasyon sürecinin neden olduğu dislokasyon yoğunluğundaki değişiklik, çözünen atomların difüzyon katsayısında da önemli bir değişikliğe neden olur. Soğuk deformasyon işlemi, malzemenin dislokasyon yoğunluğunu artırır. Bu dislokasyonların varlığı, çözünen atomların hızlıca çözünerek çökmesi için bir kanal haline gelir. Bu nedenle, alaşım, soğuk deformasyon işleminden sonra çözünen atomların çözünme hızını artırır, Cu matrisini arındırır ve malzemeyi iletken hale getirir, iletkenlik hızla yükselir [101].

BÖLÜM 9

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada hammadde olarak %99.99 saflıkta oksijensiz elektrolitik bakır ve bir Cu-Ti ana alaşım indüksiyon ocağında argon atmosferinde ergitilerek ve külçeler halinde döküm yapılmıştır. Nominal bileşimlerde Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti ile ilave alaşım elementlerinin mekanik ve elektrik iletkenliğine etkilerinin araştırılması amacıyla Cu-3.5Ti-1Cr ve Cu-3.5Ti-1Mg bileşimlerine sahip olmak üzere dört farklı kompozisyonda alaşım numuneleri elde edilmiştir. Üretilen tüm numuneler için mikroyapı karakterizasyonu, mekanik, aşınma ve korozyon testleri gerçekleştirildi. Çalışmanın sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

1. Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti numunelerinde 450°C yaşlandırma sıcaklığında pik yaşlandırma süresinin tespitinde sertlik değerlerindeki değişim izlenmiştir. Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti alaşım numuneleri için en yüksek sertlik değeri 8 saat yaşlandırmadan sonra elde edildiği için diğer tüm numuneler için de aynı ısıl süreç olan 450°C'de 8 saat yaşlandırma süresi seçilmiştir.
2. Ti oranının artması ile matrise göre yüksek sertliğe sahip intermetalik fazların hacim oranının artmasından kaynaklı olarak sertlikte artış olduğu tespit edilmiştir. Çalışmamızda en yüksek sertlik değeri Cu-3.5Ti bileşiminde elde edilmiştir. Mg ve Cr alaşım elementlerinin ilavesi numunelerin sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur. Yaşlandırılmış Cu-3.5Ti için sertlik 275VSD ölçülmüşken bu değer Cu-3.5Ti-1Mg için AG numunesinde 280VSD ve Cu-3.5Ti-1Cr için AG numunesinde 290VSD olarak tespit edilmiştir.
3. Homojenleştirilmiş(H) Cu-2.5 Ti ve Cu-3.5Ti alaşımalarında tipik olarak gözlenen makro- homojen parçacık dağılımına ait mikroyapı ve eş eksenli taneler görülmüştür. Yaşlandırılmış(AG) numunelerde ise tane sınırları ve

heterojen olarak dağılmış taneler görülmüştür. XRD profilleri genel olarak, Cu katı çözeltilisinden ve β -Cu₄Ti fazlarından tepe noktaları sergilemiş, ancak küçük hacimli fraksiyonu nedeniyle α -Cu₄Ti fazından hiçbir tepe noktası göstermemiştir. Cu-3.5Ti-1Mg numunesinin XRD profilinde alaşımın uygulanan tüm ısıl işlemlerde, soğuk haddeleme öncesi ve sonrasında ağırlıklı olarak Cu, Cu₂Mg fazı ve Cu₄Ti fazından oluştuğu gözlemlenmiştir. Cu-3.5Ti-1Cr üçlü alaşımında, tüm ısıl işlem koşullarında mevcut olan Cr₂Ti çökeltilerine az miktarda krom ve titanyum bağlı olduğu bulunmuştur.

4. SEM ve EDS analizleri sonuçlarına göre; homojenleştirilmiş numunelerde genel olarak tane sınırları ve tane içlerinde dağılmış hücrel çökeltilerin hakim olduğu yaşlandırılmış numunelerde ise matris içinde iğnemsiz tanelerin, yerini sürekli ve yarı kararlı yapıdaki hücrel çökeltilere bıraktığı gözlenmiştir. Cu-3.5Ti (CD+AG) ve Cu-2.5Ti (CD+AG) numunelerinde ikizlenme bantları görülmüştür. Çökeltilmiş Ti parçacıklarının deformasyon yönünde bu ikizlenme bantları doğrultusunda yer aldığı ve hücrel çökeltilerin bantlar üzerinde ve matris içinde dağıldığı anlaşılmıştır. Cu-Ti alaşımlarının pik yaşlandırmasında, Cr ilavesinden dolayı çökeltilme sertleştirmesinin daha etkili hale geldiği tespit edilmiştir.
5. Hem kuru ortam hem de korozif ortam için artan yük miktarına bağlı olarak aşınma hızlarının da arttığı gözlenmiştir. Bu artış miktarları homojenleştirilmiş numunelerde en fazla soğuk deforme edilmiş ve ardından yaşlandırılmış numunelerde en az olacak şekilde tespit edilmiştir.
6. %3.5NaCl çözeltisi içerisinde tüm numunelerin uygulanan potansiyel ile anodik akımlarında artışın meydana geldiği görülmüştür. Bu artışın homojenleştirilmiş (H) numunelerde en fazla ve %40 deforme+ yaşlandırılmış (CD+AG) numunelerde ise en az değerlerde olduğu gözlenmiştir. %1'lik Ti ilavesi ile Cu-3.5Ti numunesinin korozyon direncinin arttığı görülmüştür. Aynı şekilde alaşım elementlerinin ilavesi ile korozyon direncinin arttığı gözlenmiştir. Mg ve Cr ilavesinin H₂SO₄ ortamında korozyon hızında belirgin bir düşme sağladığı ve korozyon direncini artırdığı gözlenmiştir.
7. Tüm numunelerin ağırlık kaybı grafikleri incelendiğinde ortak özellik olarak her iki ortam için homojenleştirilmiş numune örneklerinin en fazla ağırlık kayıplarına sahip olduğu tespit edilmiştir. En az ağırlık kaybına uğrayan

numune örnekleri ise CD+AG olmuştur. Spesifik olarak numuneler arasında en fazla ağırlık kaybının %3.5NaCl ortamında Cu-2.5Ti numunesinde ağırlık kaybının ise Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinde olduğu gözlenmiştir. %3.5 H₂SO₄ ortamında daldırma testi sonrası ise Cu-2.5Ti ve Cu-3.5Ti numunelerinin %3.5NaCl ortamına göre daha az ağırlık kaybına uğradığı buna rağmen Ti oranının artması ile ağırlık kaybının azaldığı gözlenmiştir. Bu durum Cu-3.5Ti-1Mg ve Cu-3.5Ti-1Cr numunelerinde ise %3.5H₂SO₄ ortamında daha az ağırlık kaybı olmakla birlikte %3.5NaCl ortamında gözlenen ağırlık kaybına yakın bir seyirde gerçekleşmiştir.

8. Cu-3.5Ti numunesinin Cu-2.5Ti numunesine göre iletkenliği daha iyi elde edilmiştir. %1'lik Ti ilavesi hem sertliği hem de iletkenliği iyileştirici etki göstermiştir. Cu-3.5Ti numunesine Mg alaşım elementi ilavesinin iletkenliği artırdığı gözlenirken Cr elementi ilavesi ise Cu-3.5Ti numunesi ile karşılaştırıldığında sadece H ve AG örneklerinde iyileştirici etki göstermiştir. Cu-3.5Ti numunesinin CD+AG örneğinde iletkenlik değeri %10.08 IACS iken Cu-3.5Ti-1Cr numunesinin CD+AG örneğinde bu değer %9.28 olarak elde edilmiştir.

KAYNAKLAR

1. American Metal Company Limited, Climax Molybdenum Company, "Purity: A short history," *AMAX Copper News*, 12: No.1. (1972).
2. Seaborg, G.T., "Our heritage of the elements", *Metallurgical Transactions A*, (11A): 5-19 (1980).
3. Kranzberg, M., Smith, C.S., "Materials in history and society", *Materials Science and Engineering Part I*, Elsevier Sequoia S.A., 1-39 (1979).
4. Copper Development Association, "The copper advantage: A guide to working with copper and copper alloys", *Copper Development Assoc.*, New York, A1360, 1- 27 (2010).
5. Konečná, R., Fintová, S., "Copper and copper alloys: Casting, classification and characteristic microstructures", Copper Alloys-Early Applications and Current Performance-Enhancing Processes, Editör: Collini, L., *InTech*, Croatia, 11-38 (2012).
6. Gosh, G., Miyake, J., Fine, M. E., "The systems based design of high strength, high conductivity alloys", *The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, 49: 56-60 (1997).
7. Davis, J. R., "ASM Specialty handbook copper and copper alloys", *ASM International*, Materials Park, OH, p. 3 (2001).
8. Nagarjuna, S., Srinivas, M., Balasubramanian, K., Sarma, D.S., "The alloy content and grain size dependence of flow stress in Cu-Ti alloys" *Acta Metall. Mater.*, 44: 2285-2293 (1996).
9. Nagarjuna S., Balasubramanian K., Sarma D.S., "Effect of Ti additions on the electrical resistivity of copper", *Mat. Sci. Eng. A*, 225: 118-124 (1997).
10. Soffa, W. A., Laughlin, D. E., "High strength age hardening copper-titanium alloys: redivius", *Prog. Mater. Sci.*, 49: 347-366 (2004).

11. Szkliniarz, A., Blacha, L., Szkliniarz, W., Łabaj, J., “Characteristics of plasticity of hot deformed Cu-Ti alloys”, **Archives of Metallurgy and Materials**, 59(4): 1113-1118 (2014).
12. Szkliniarz, A., Szkliniarz, L., Blacha, W. L., Siwiec, G. “Microstructure of hot deformed Cu-3Ti alloy”, **Arch. of Metall. and Mater.** **61**, (1): 347-352 (2016).
13. Nagarjuna, S., Sharma, K. K., Sudhakar, I., “Age hardening studies in a Cu-4.5Ti-0.5Co alloy”, **Materials Science and Engineering A313**, (1-2): 251-260 (2001).
14. Nagarjuna, S., Sarma D.S., “Effect of cobalt additions on the age hardening of Cu-4.5Ti alloy”, **Journal of Materials Science**, 37: 1929-1940 (2002).
15. Wang, F., Li, Y., Wakoh, K., Koizumi, Y., Chiba, A., “Cu-Ti-C alloy with high strength and high electrical conductivity prepared by two-step ball-milling processes” **Materials and Design**, 61: 70-74 (2014).
16. Nielsen, W.D. Jr., “Metallurgy of copper base alloys”, Western Reserve Manufacturing Co. Inc, A copper alliance member, https://www.copper.org/resources/properties/703_5/ (2017).
17. Flinn, R.A., “Copper, brass and bronze castings”, **Non-Ferrous Founders' Society**, Inc., Cleveland (1961).
18. Koçak, H., “Bakır alaşımları el kitabı”, **Sağlam Metal**, İstanbul, 12-15, 27-32, 33-35 (2006).
19. European copper institute, “Brass”, <http://copperalliance.eu/about-copper/copper-and-its-alloys/alloys/brass/> (2018).
20. European copper institute, “Bronze”, <http://copperalliance.eu/about-copper/copper-and-its-alloys/alloys/brass/> (2018)
21. European copper institute, “Copper-Nickels”, <http://copperalliance.eu/about-copper/copper-and-its-alloys/copper-nickels/> (2018).
22. European copper institute, “Nickel-Silver”, <http://copperalliance.eu/about-copper/copper-and-its-alloys/alloys/nickel-silver/> (2018).

23. İnternet: European copper institute, “Copper-Beryllium”, <http://copperalliance.eu/about-copper/copper-and-its-alloys/alloys/beryllium-copper/> (2018).
24. Boyer, H.E., “Heat treating of nonferrous alloys”, *Metallogr. Microstruct. Anal.*, 2: 190-195 (2013).
25. Novikov, İ.İ., “Metallerin ısııl işlem teorisi”, *Nobel Akademik Yayıncılık*, Çeviri: Said, G., Ankara, Bölüm1: 5-20 (2012).
26. Zeren, B., “Soğuk çekilmiş alfa-beta pirincinde gerilim giderme tavlamaının kalıntı gerilim etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kütahya Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı*, Kütahya, 24 (2019).
27. Brooks, C. R., “Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys”, *American Society for Metals*, 29 (1982).
28. Altuğ, G. S., “Çökelti sertleştirilmiş bakır alaşımlarının mekanik ve elektriksel özelliklerinin değerlendirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, 5-8 (2014).
29. Kayalı, E.S., “Metallere plastik şekil verme ilke ve uygulamaları” *İTÜ Yayınları*, İstanbul (1986).
30. Soboyejo, W. “Mechanical properties of engineered materials”, *Marcel Dekker Inc.*, 2003.
31. Abbas, R. A., “Effect of precipitation hardening on mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA2024-T3 to AA7075-T 73 aluminum alloys”, Yüksek Lisans Tezi, *Department of Production Engineering and Metallurgy of the University of Technology*, Irak, 33 (2015).
32. Source Metals Engineering Institute Course 1, Lesson 12, *American Society for Metals*, p 4,10-12 (1977).
33. Revie, R.W., Uhlig, H.H., “Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering”, *Wiley- Interscience*, 4th ed., New Jersey, 9-38, 53-79, 367-371 (2008).
34. Roberge, P.R., “Corrosion engineering”, Chapters: Corrosion basics-Corrosion electrochemistry, *Mc Graw-Hill Professional*, Access engineering (2008).

35. Yalçın, H., Koç, T., “Mühendisler için korozyon”, *TMMOB-Kimya Mühendisleri Odası*, Ankara, 9-17-20, 20-55 (1997).
36. Çiçek, B., “Mg₂Si partikül takviyeli Mg alaşımlarının aşınma ve korozyon özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği*, Karabük, 40-42 (2011).
37. Çiçek, B., “Mg₂Si partikül takviyeli Mg alaşımlarının aşınma ve korozyon özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği*, Karabük, 40-42 (2011).
38. Sequeira, C. A. C., “Corrosion of copper and copper alloys” , *Uhlig's Corrosion Handbook*, 2nd edition, Editor: Revie , R. W., Wiley, New York , p: 755 (2000).
39. Cohen, A., “Corrosion of copper and copper alloys” , *ASM Handbook Corrosion: Materials*, Vol. 13B, Materials Park OH, p: 137 (2005).
40. Daniel, P., Rapp, R., “Advances in corrosion science and technology”, Vol. 5, Editor: Fontana,M., Staehle, R., , *Plenum Press.*, New York, p: 114 (1976).
41. Buckley, D. H., “Tribological properties of surfaces”, *Thin Solid Films*, 53: 271-283 (1978).
42. Fındık, F., “Latest progress on tribological properties of industrial materials”, *Materials and Design*, 57: 218-244 (2014).
43. Stachowiak GW, Batchelor AW., “Engineering tribology”, *Butterwoth Heinemann*, London, (2011).
44. Aydın, F., “Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen farklı partikül takviyeli magnezyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği*, Karabük, 27 (2018).
45. Lim C.Y.H., Lim S.C., Gupta M., “Wear behaviour of SiCp-reinforced magnesium matrix composites” *Wear*, 255: 629-637 (2003).
46. Suh Nam, P., “The delamination theory of wear”, *Wear*, 25: 111-124 (1973).

47. NFFS, Non- Ferrous Founders' Society, "Copper casting alloys", *CDA-Copper Development Association*, New York, 69 (1994).
48. Materion Performance Alloys, "A bridge too far: Measuring electrical conductivity", *Technical Tidbits*, Issue: 104 (2017).
49. Waremra, R. S., Betaubun, P., "Analysis of electrical properties using the four point probe method", *E3S Web of Conferences*, 73: 1-4 (2018).
50. Datta, A., Soffa, W. A., "The structure and properties of age hardened Cu-Ti alloys", *Acta Metallurgica* ,24: 987-1001 (1976).
51. Rdzawski,Z., Stobrawa, J., Głuchowski, W., Konieczny, J., "Thermomechanical processing of CuTi4 alloy", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 42/1-2*, 9-25 (2010).
52. Laughlin, D.E., Cahn, J.W., "Spinodal decomposition in aged hardening copper–titanium alloys", *Acta Metall.*, 23: 329-39 (1975).
53. Richards, M. J., Cahn, J. W., "Pairwise interactions and the ground state of ordered binary alloy" *Acta Metall*, 19: 1263-77 (1971).
54. Nesbit, L. A., Laughlin, D. E., "Ordering in an off-stoichiometric Ni-Mo alloy" *Acta Metall*; 26: 815-25 (1978).
55. Soffa, W. A., Laughlin, D. E., "Decomposition and ordering processes involving thermodynamically first-order, order-disorder transformations" *Acta Metall*; 37: 3019-28 (1989).
56. Semboshi, S., Amano, S., Fu, J., Iwase, A. and Takasugi, T., "Kinetics and equilibrium of age- induced precipitation in Cu-4Ti binary alloy", *Metall. Mater. Trans. A*,48: 1501-1511 (2017).
57. Semboshi, S., Ishikuro, M., Sato, S., Wagatsuma, K., Takasugi, T., "Extraction of precipitates from age- hardenable Cu- Ti alloys", *Mater. Charact.*, 82: 23-31 (2013).
58. Semboshi, S., Kaneno, Y., Takasugi, T., Masahahi, N., "Suppression of discontinuous precipitation in Cu-Ti alloys by aging in a hydrogen atmosphere" *Metall. Mater. Trans. A.*, 51: 3704-3712 (2020).

59. Semboshi, S., Sato, M., Kaneno, Y., Iwase, A., Takasugi, T., “Grain boundary character dependence on nucleation of discontinuous precipitates in Cu-Ti alloys”, *Journal of Materials*, 10: 415 (2017).
60. Markandeya, R. Nagarjuna, S., Sarma, D. S., “Precipitation hardening of Cu-Ti-Cr alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 371: 291-305 (2004).
61. Markandeya, R. Nagarjuna, S., Sarma, D. S., “Effect of prior cold work on age hardening of Cu-3Ti-1Cr alloy”, *Materials Characterization*, 57: 348-357 (2006).
62. Liu, J., Wang, X., Ran, Q., Zhao, G., Zhu, X., “Microstructure and properties of Cu-3Ti-1Ni alloy with aging process”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 26: 3183-3188 (2016).
63. Lebreton, V., Pachoutinski, D., Bienvenu, Y., “An investigation of microstructure and mechanical properties in Cu-Ti-Sn alloys rich in copper”, *Materials Science and Engineering A*, 508: 83-92 (2009).
64. Markandeya, R. Nagarjuna, S., Sarma, D. S., “Characterization of prior cold worked and age hardened Cu-3Ti-1Cd alloy”, *Materials Characterization*, 54: 360-369 (2005).
65. Liu, J., Wang, X., Ran, Q., Liu, Y., Li, C., “Pre-deformation and aging characteristics of Cu-3Ti-2Mg alloy”, *Rare Metal Materials and Engineering*, 47(7): 1980-1985 (2018).
66. Jiang, Y., Li, D., Zhang, X., Zou, J., “Effects of various strengthening methods on the properties of Cu-Ti-B alloys”, *Materials Science and Technology*, 34(3): 340-346 (2017).
67. Li, C., Wang, X., Li, B., Shi, J., Liu, Y., Xiao, P., “Effect of cold rolling and aging treatment on the microstructure and properties of Cu-3Ti-2Mg alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 818: 152915 (2020).
68. Wei, H., Cuia, Y., Cuia, H., Wei, Y., Hou, L., “Effects of multiple trace alloying elements on the microstructure and properties of Cu-4 wt% Ti alloys”, *Materials Science & Engineering A*, 707: 392-398 (2017).
69. Liu, J., Wang, X., Guo, T., Zou, J., Yang, X., “Microstructural evolution and properties of aged Cu-3Ti-3Ni alloy”, *Rare Metal Materials and Engineering*, 45(5): 1162-1167 (2016).

70. Fernee, H., Nairn, J., Atrens, A., “Precipitation hardening of Cu-Fe-Cr alloys Part I: Mechanical and electrical properties”, *Journal of Materials Science*, 36: 2711-2719 (2001).
71. Nagarjuna, S., Balasubramanian, K., “Effect of prior cold work on mechanical properties, electrical conductivity and microstructure of aged Cu-Ti alloys”, *Journal of Materials Science*, 34: 2929-2942 (1999).
72. Kazunari, M., Yuki, I., Hirotaka, M., Hiroyuki, M., “Solid-solution copper alloys with high strength and high electrical conductivity”, *Scripta Materialia*, 68: 777-780 (2013).
73. Saito K., Suzuki, M., Semboshi, S., Sato, K., Hayasaka, Y., “Isothermal aging behaviors of copper-titanium-magnesium supersaturated solid-solution alloys”, *Materials Transactions*, 61(10): 1912-1921 (2020).
74. Karakulak, E., “Toz metalurjik Cu-Ti malzemelerin sinterlenmesi ve karakterizasyonu”, *CBU J. of Sci.*, 13,(1): 245-250 (2017).
75. Ramesh, S., Shivananda, H., “Investigation of tribological and corrosion behavior of Cu-Ti alloy processed by multiaxial cryoforging”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29: 3287-3296 (2020).
76. Ramesh, S., Shivananda, H.N., Sahu, S., , Gopi, K.R., Shivaram, M.J., “Influence of multiaxial cryoforging on microstructural, mechanical, and corrosion properties of copper-titanium alloy”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28: 7629-7641 (2019).
77. Wei, H., Wei, Y., Hou, L., Dang, N., “Correlation of ageing precipitates with the corrosion behaviour of Cu-4 wt.%Ti alloys in 3.5 wt.%NaCl solution”, *Corrosion Science*, 111: 382-390 (2016).
78. Eze, A.A., Jamiru, T.T., Sadiku, E.R., Durowoju, M.O., Kupolati, W.K., Ibrahim, I.D., Obadele , B.A., Olubambi, P.A., Diouf, S., “Effect of titanium addition on the microstructure, electrical conductivity and mechanical properties of copper by using SPS for the preparation of Cu-Ti alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, 736: 163-171(2018).
79. Wei, H., Hou, L., Cui, L., Wei, L., “Effect of Ti content on corrosion behavior of Cu-Ti alloys in 3.5%NaCl solution”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 28: 669-675 (2018).

80. Hanoz, D., Settimi, A.G., Pezzato, L., Dabala, M., “Effect of precipitation hardening on corrosion resistance of Cu-4.5 wt.%Ti”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30: 1306-1317 (2021).
81. Suzuki, S., Hirabayashi, K., Shibata, H., Mimura, K., Isshiki, M., Waseda, Y., “Electrical and thermal conductivities in quenched and aged high-purity Cu-Ti alloys”, *Scripta Materialia*, 48: 431-435 (2003).
82. Szkliniarz, A., “Formation of Microstructure and properties of Cu-3Ti alloy in thermal and thermomechanical processes”, *Archives of Metallurgy Materials*, 62(1): 223-230 (2017).
83. Ecob, R.C., Bee, J.V., Ralph, B., “The cellular reaction in dilute copper-titanium alloys”, *Metallurgical Transaction A*, 11: 1407-1414 (1980).
84. Hakkarainen, T., “Formation of coherent Cu₄Ti precipitates in copper-rich copper-titanium alloys: Dissertation”, D. Tech thesis, *Helsinki University of Technology*, Helsinki, Finland (1971).
85. Nagarjuna S., Balasubramanian K., Sarma D.S., “ Effects of cold work on precipitation hardening of Cu-4.5 mass%Ti alloy”, *Materials Transactions JIM*, 36(8): 1058-1066 (1995).
86. Suk, H.G., Hong, H.S., “Effects of alloying element and heat treatment on properties of Cu-Ti alloys”, *J. Kor. Inst. Surf. Eng.*, 42(5): 246-249 (2009).
87. Kondo, S., Hiromichi, N., Morimura, T., “ on the cold solubility extension by rapid quenching and spinodal decomposition during aging in melt-spun Cu-Ti alloys”, *Materials Transactions A*, 60(2): 338-345 (2019).
88. Hirataa, V.M.L., Santiagoa, F.H., Saucedo-Muñoz, M.L., Rosalesa, H.J.D., Mercado, A.M.P., “Analysis of β'(Cu₄Ti) precipitation during isothermal aging of a Cu-4wt.%Ti alloy”, *Materials Research*, 21(5): 1-7 (2018).
89. Archard, J.F., “Contact and rubbing of flat surfaces”, *Journal of Applied Physics*, 24: 981 (1953).
90. Application note, “Getting started with electrochemical corrosion measurement”, Gamry Instruments, www.gamry.com (2010).
91. ASTM, “Standard practice for calculation of corrosion rates and related information from electrochemical measurements”, *Annual Book of ASTM Standards*, G 102-89 (1994).

92. Smith, A.F., “Influence of environment on the unlubricated wear of 316 stainless steel at room temperature”, *Tribology International*, 19(1): 1-7 (1986).
93. Liao, Z., Hua, N., Chen, W., Huang, Y., Zhang, T., “Correlations between the wear resistance and properties of bulk metallic glasses”, *Intermetallics*, 93: 290-298 (2018).
94. Hokkirigawaand, K., Kato, K., “An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear”, *Tribology International*, 51-57 (1988).
95. Zhou, F., Wang, Y., Ding, H., Wang, M., Yu, M., Dai, Z., “Friction characteristic of micro-arc oxidative Al₂O₃ coatings sliding against Si₃N₄ balls in various environments”, *Surface and Coatings Technology*, 202: 3808-3814 (2008).
96. Yu, F., Wang, H., Yuan, G., Shu, X., “Effect of Cu content on wear resistance and mechanical behavior of Ti-Cu binary alloys”, *Appl. Phys. A.*, 123:278 (2017).
97. Jiang, J., Ma, A., Saito, N., Shen, Z., Song, D., Lu, F., Nishida, Y., Ynag, D., Lin, P., “Improving corrosion resistance of RE- containing magnesium alloy ZE41A through ECAP”, *Journal of Rare Earths*, 27(5): 248 (2009).
98. Du, X., Yang, Q., Chen, Y., Yang, Y., Zhang, Z., “Galvanic corrosion behavior of copper/titanium galvanic couple in artificial seawater”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 24: 570-581 (2014).
99. Candan, Ş., Kuşdemir, H., Türkmen, M., Koç, E., Ünal, M., Candan, E., “AZ91 magnezyum alaşımının korozyon davranışları üzerine Ti elementinin etkisi”, *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, 13-15 Mayıs, Karabük, Türkiye (2009).
100. Xavier, J.R., “Galvanic corrosion of copper/titanium in aircraft structures using a cyclic wet/dry corrosion test in marine environment by EIS and SECM techniques”, *SN Applied Sciences*, 2:1341 (2020).
101. Huang, L., Cui, Z., Meng, Z., Zhang, Z., “Effects of microelements on the microstructure evolution and properties of ultrahigh strength Cu-Ti alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 823 (2021).

ÖZGEÇMİŞ

Ceren EFE KDZ. Ereğli Anadolu Lisesi'nden mezun oldu. Kütahya Dumlupınar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Seramik Mühendisliğinde lisans öğrenimini 2003 yılında tamamladı. 2007 yılında Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği anabilim dalında yüksek lisansını tamamladı. 2012 yılında Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi Gökçebey Mithat- Mehmet Çanakcı Meslek Yüksekokulunda öğretim görevlisi olarak göreve başladı. Halen bu görevine devam etmektedir.