

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ÇOKLU DÖVME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN ULTRA İNCE TANELİ
CuNi₂SiCr ALAŞIMININ ELEKTRİKSEL AKIM ALTINDAKİ TRİBOLOJİK
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Abdülkadir COŞKUN

ARALIK 2024

TRABZON



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ÇOKLU DÖVME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN ULTRA İNCE TANELİ
CuNi₂SiCr ALAŞIMININ ELEKTRİKSEL AKIM ALTINDAKİ TRİBOLOJİK
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

Abdülkadir COŞKUN

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
“ MAKİNA YÜKSEK MÜHENDİSİ ”
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 26 /11 / 2024

Tezin Savunma Tarihi : 13 / 12 / 2024

Tez Danışmanı : Dr. Öğr. Üyesi Harun YANAR

Trabzon 2024

ÖNSÖZ

Bakır Nikel Silisyum alaşımları yüksek mukavemet ve yüksek elektriksel iletkenlik gerektiren uygulamalarda sıklıkla kullanılan sert bakır alaşımlarından birisidir. Bu tip alaşımlar sahip oldukları özellikler ile ön plana çıksa da birçok özelliğinin geliştirilmesine ihtiyaç vardır. Bu çalışmada Cu-Ni-Si alaşımının aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden biri olan Çok Yönlü Dövme işlemi ve yaşlandırma işleminin farklı prosesler altında farklı oranlarda uygulanmasıyla yüksek sertlik ve dayanım, yüksek aşınma direnci, yüksek elektriksel iletkenlik ve yeterli oranlarda süneklilik özelliklerinin birlikte sağlanacağı optimum prosesler elde edilmeye çalışılmıştır.

Bu konuyu seçmeme vesile olan danışman hocam Sayın Dr. Öğr. Üyesi Harun YANAR hocama teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca tez çalışması sürecinde bana desteklerini esirgemeyen Prof. Dr. Gençaga PÜRÇEK, Doç. Dr. Murat SEKBAN, Arş. Gör. Sadun KARABIYIK, Arş. Gör Melih USTALAR'a ve Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgâhları Laboratuvarı'nda görevli teknisyenlere teşekkür ederim.

Bu çalışma boyunca desteklerini hayat boyu esirgemeyen canım ailem ve bütün dostlarıma teşekkür ederim.

Bu tez çalışmasının bundan sonraki çalışmalara katkı sağlamasını temenni ederim.

Abdülkadir COŞKUN

Trabzon 2024

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Çoklu Dövme Yöntemiyle Üretilen Ultra İnce Taneli CuNi₂SiCr Alaşımının Elektriksel Akım Altındaki Tribolojik Davranışının İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Dr. Öğr. Üyesi Harun YANAR’ın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri kendim topladığımı, deneyleri ve analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 13/12/2024

Abdülkadir COŞKUN

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XI
SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ	XII
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Bakır Alaşımları	2
1.2. Geleneksel Bakır Alaşımları	3
1.3. Sert Bakır Alaşımları.....	6
1.3.1. Bakır-Berilyum (Cu-Be) Alaşımları	7
1.3.2. Bakır Krom (Cu-Cr) Alaşımları.....	8
1.3.3. Bakır-Nikel (Cu-Ni) Alaşımları	8
1.3.4. Bakır-Kobalt (Cu-Co) Alaşımları	10
1.4. Mukavemet Artırmada Kullanılan Aşırı Plastik Deformasyon Uygulamaları.....	10
1.4.1. Cu-Ni-Si Alaşıma Uygulanan Aşır Plastik Deformasyon Uygulamaları.....	13
1.5. Literatür Özeti	15
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	18
2.1. Alaşımların Üretimi.....	18
2.2. Çok Yönlü Dövme (ÇYD) İşlemi	18
2.3. Uygulanan Prosesler.....	19
2.4. Mikro Yapısal İncelemeler.....	20
2.5. Mekanik Özellik İncelemeleri	20
2.6. İletkenlik İncelemeleri.....	21
2.7. Aşınma Davranışının İncelenmesi.....	22
3. BULGULAR VE TARTIŞMA	24
3.1. Mikroyapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular	24

3.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	30
3.2.1. Sertlik Değişimleri	30
3.2.2. Temel Mukavemet ve Süneklik Değerleri	32
3.2.3. Elektriksel İletkenlik Değerleri	35
3.3. Tribolojik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	35
4. SONUÇLAR.....	56
5. ÖNERİLER.....	58
6. KAYNAKÇA.....	59
ÖZGEÇMİŞ	



Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

ÇOKLU DÖVME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN ULTRA İNCE TANELİ CuNi₂SiCr ALAŞIMININ ELEKTRİKSEL AKIM ALTINDAKİ TRIBOLOJİK DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

Abdülkadir COŞKUN

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Harun YANAR
2024, 63 Sayfa

Bu çalışma kapsamında Cu₂NiSiCr alaşımına Çok Yönlü Dövme (ÇYD) ve yaşlandırma işlemlerinin farklı kombinasyonlarını içeren prosesler uygulanmıştır. İlgili alaşımın yapısında farklı işlem adımları sonrası ortaya çıkan mikroyapısal, mekaniksel ve tribolojik özellik değişimleri sistematik bir şekilde incelendi. Elde edilen bulgulara göre, alaşımın yapısında ortaya çıkan değişimlerin ÇYD ve yaşlandırma işlemlerine bağlı olduğu ve en iyi mekanik ve tribolojik çıktıların deformasyonun ardından uygulanan yaşlandırma sonrasında (Proses-4) elde edildiği görüldü. Nitekim, yalnızca yaşlandırılmış (Proses-2) alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımı değerleriyle kopma uzaması ve elektriksel iletkenlik değerleri sırasıyla 278 Hv, 280 MPa, 448 MPa, %10,7 ve %40 IACS olarak elde edilirken, Proses-4 koşullarında bu değerler 342 Hv, 700 MPa, 747 MPa, %7 ve %33 IACS seviyelerine kadar ulaşmıştır. Alaşımın mekanik özelliklerinde ÇYD ve yaşlandırma işlemleri etkisiyle oluşan bu iyileşme daha yüksek aşınma direncini de beraberinde getirmiştir. Nitekim, Proses-4 sonrası elde edilen ultra ince taneli örnekler, Proses-2 kapsamında elde edilen iri taneli örneklerle kıyasla daha yüksek aşınma direnci sergilemektedir. Ancak, her iki yapının da aşınma direnci uygulanan akım yoğunluğuyla birlikte kötüleşmektedir.

Anahtar Kelimeler: Cu-Ni-Si alaşımı, Çok Yönlü Dövme, Akım Altında Aşınma

Master Thesis

SUMMARY

INVESTIGATION OF THE TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF ULTRA-FINE GRAINED CuNi₂SiCr ALLOY PRODUCED BY MULTI DIRECTIONAL FORGING METHOD UNDER ELECTRICAL CURRENT

Abdülkadir COŞKUN

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Assoc. Prof. Harun YANAR
2024, 63 Pages

In this study, processes involving different combinations of multi-directional forging (MDF) and aging steps were applied to the Cu₂NiSiCr alloy. The microstructural, mechanical, and tribological property changes that occur after different process steps in the microstructure of the alloy were systematically examined. According to the obtained results, it was seen that the changes in the structure of the alloy were due to MDF and aging steps (Process-4), and the best mechanical and tribological properties were obtained after Process-4. As a matter of fact, after the condition identified as quenched and aging steps (Process-2), the hardness, yield, and tensile strength values of the alloy, elongation to failure, and electrical conductivity values were obtained as 278 Hv, 280 MPa, 448 MPa, 10.7%, and 40% IACS, respectively, while after the Process-4, these values reached to 342 Hv, 700 MPa, 747 MPa, 7%, and 33% IACS levels. This improvement in the mechanical properties of the alloy caused by MDF and aging processes has also brought about higher wear resistance. However, the wear resistance of both structures decreases with the applied current density.

Key Words: Cu-Ni-Si alloy, Multi Directional Forging, Wear Under Electrical Current

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1. Bakırın yapısına katılan bazı katkı elementleri ve bunları elektriksel iletkenliğe olan etkisi.....	2
Şekil 2. Cu-Sn Faz Diyagramı	4
Şekil 3. Cu-Zn Faz Diyagramı	5
Şekil 4. Bakır alaşım grupları ve bu alaşımların sahip olduğu akma mukavemeti ve elektriksel iletkenlik değerleri.....	7
Şekil 5. Cu-Ni Faz Diyagramı	9
Şekil 6. Tanelerin Yapılarına Göre Boyutları	11
Şekil 7. ÇYD işlemi; (a) ÇYD kalıbı, (b) ÇYD işleminin uygulama adımları.....	19
Şekil 8. Prosesler kapsamında uygulanan işlem adımları.....	20
Şekil 9. Çalışma kapsamında ÇYD uygulanmış kütleli numune ve bunun üzerinden çıkarılan test numuneleri ve boyutları.....	21
Şekil 10. Tribolojik sistemin şematik gösterimi: (a) Lineer hareket modülü adapte edilmiş tribometre (UTS Tribolog), (b) Elektrik akım taşınımı tribolojik sistemin şematik gösterimi ve (c) Elektrik akım taşınımı tribolojik sistemdeki temas durumlarının şematik gösterimi	23
Şekil 11. Proses-2 kapsamında elde edilen yapıya ait farklı büyütme ölçeklerindeki optik mikroskop görüntüleri.	25
Şekil 12. Proses-3 (Çözündürme + 6 Paso ÇYD) kapsamında elde edilen numunelerin yapısına ait farklı büyütme ölçeklerindeki OM görüntüleri.....	26
Şekil 13. Proses-3 kapsamında uygulanan (Çözündürme + 6 Paso ÇYD) işlem adımları sonrası elde edilen yapıya ait EBSD görüntüleri.....	28
Şekil 14. Proses-6 kapsamında uygulanan (Çözündürme + 6 Paso ÇYD + Yaşlandırma) işlem adımları sonrası elde edilen yapıya ait EBSD görüntüleri.....	29
Şekil 15. Proses-2,4 ve 6 numunelerine yapılan yaşlandırma sonucu elde edilen sertlik değerleri	31
Şekil 16. Farklı proses koşullarına tabi tutulan numunelerin gerilme-%uzama diyagramı	34
Şekil 17. Proses-2 ve proses-4 numunelerin aşınma testi sonucunda elde edilen hacim kayıpları	37
Şekil 18. Proses-2 sonrası elde edilen aşınma izlerinin (a)-(d) 3 boyutlu morfolojisinin görüntüleri, (e) maks. aşınma profili derinliği, (f)-(j) proses-4 sonrası elde edilen aşınma izlerinin 3 boyutlu morfolojisinin görüntüleri, (k)-(l) maks. aşınma profili derinliği.	38

Şekil 19.	(a)-(c) Proses-2 numunelerine akımsız bir ortamda yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	40
Şekil 20.	(a)-(c) Proses-4 numunelerine akımsız bir ortamda yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	41
Şekil 21.	(a)-(c) Proses-2 numunelerine 10A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	43
Şekil 22.	(a)-(c) Proses-4 numunelerine 10A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	44
Şekil 23.	(a)-(c) Proses-2 numunelerine 20A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	47
Şekil 24.	(a)-(c) Proses-4 numunelerine 20A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	48
Şekil 25.	(a)-(c) Proses-2 numunelerine 40A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	51
Şekil 26.	(a)-(c) Proses-4 numunelerine 40A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.....	52
Şekil 27.	Proses-2 kapsamında elde edilen İT'li yapının farklı akım yoğunluklarında test edilmesi sonrası ortaya çıkan anlık ve ortalama sürtünme katsayısı değişimleri	55
Şekil 28.	Proses-4 kapsamında elde edilen UİT'li yapının farklı akım yoğunluklarında test edilmesi sonrası ortaya çıkan anlık ve ortalama sürtünme katsayısı değişimleri	55

TABLÖLAR DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Geleneksel Bakır Alaşımları Mekanik Özellikleri.....	6
Tablo 2. Çalışmalarda kullanılan CuNi ₂ SiCr alaşımının kimyasal bileşimi	18
Tablo 3. Proses-1 ve Proses-2 aşamaları sonrası elde edilen yapılarda yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak elde edilen sertlik değerleri.....	32
Tablo 4. Proses-1, Proses-2, Proses-3 ve Proses-4 kapsamında elde edilen yapılara ait akma ve çekme dayanımları, kopma uzaması ve elektriksel iletkenlik değerleri	35

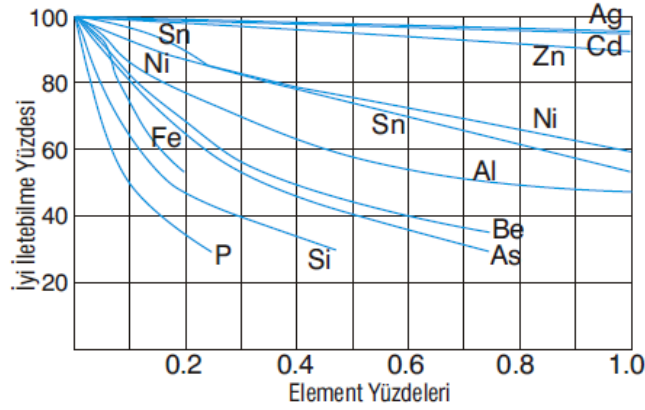
SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ

APD	: Aşırı Plastik Deformasyon
HMK	: Hacim Merkez Kübik Yapı
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik Yapı
Cu	: Bakır
NAB	: Nikel Alüminyum Bronz
Cu-Ni	: Bakır Nikel
Cu-Ni-Si	: Bakır Nikel Silisyum
NAB	: Nikel Alüminyum Bronz
ÇYD	: Çok Yönlü Dövme
Hv	: Vickers Sertlik Değeri
IACS	: Uluslararası Tavlanmış Bakır Standartı (İletkenlik)
A	: Amper
MPa	: Mega Paskal
İT	: İri Taneli Yapı
UİT	: Ultra İnce Taneli Yapı
NT	: Nano Taneli Yapı
N	: Newton
m	: Metre
nm	: Nano Metre
µm	: Mikro Metre
mg	: Miligram
EBSD	: Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu
EKAE/B	: Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon/Basma
YBB	: Yüksek Basınç Altında Burma
km/s	: Kilometre / Saat

1. GENEL BİLGİLER

İnsanlığın doğuşundan bugüne değin kullanılan tüm malzemeler arasında bakır, medeniyetin inşası üzerinde en derin etkilere sahip olan malzemelerden biridir. Bakır hemen hemen tüm dünyada yaygın olarak bulunabilmesinin yanında doğada doğrudan kullanılabilir formda oluşabilen nadir metallere birisidir. Bakırın kimyasal ve fiziksel özelliklerine bakıldığında, periyodik tabloda Cu sembolü ile temsil edilir ve 1B grubu elementlerinden biridir. Yüzey merkez kübik kristal yapısına sahip bir geçiş elementi olan bakırın yoğunluğu $8,96 \text{ g/cm}^3$ olup ergime noktası $1084,62 \text{ }^\circ\text{C}$ 'dir. Elektriksel iletkenliği %99,95 olan bakır en yüksek elektriksel iletkenlik değerine sahip elementlerden birisidir. Saf bakır sahip olduğu kolay işlenebilirlik, korozyon direnci, yüksek termal ve elektriksel iletkenlik özellikleri sayesinde raylı sistem uygulamalarında havai hatlarında, motor bobinlerinde ve jeneratörlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bakırın mükemmel ısı ve elektriksel iletkenliğinin yanında sahip olduğu sünek yapısı sayesinde dövülebilir oluşu ve yüksek korozyon direnci insanoğlunun hızla değişen teknolojinin hayata geçirilmesinde ve ikame ettirilmesinde en büyük yardımcısı olmuştur (Collini, 2012)

Ticari bakır %99,3 oranında bir saflıkla sunulmaktadır. Ticari bakır düşük mukavemet ve sertliğin yanında sünek bir yapıya sahiptir. Saf bakırın sertlik, mukavemet ve iletkenlik gibi birçok özelliğinin iyileştirilmesi için katkı elementi olarak nikel, silisyum, çinko, zirkonyum, gümüş, fosfor, demir, berilyum, kükürt, kadmiyum gibi birçok elementler katılarak alaşımlama yapılmaktadır (Şekil 1). Bakır ve bakır bazlı alaşımların sahip oldukları genel özellikler katkı elementinin türüne ve oranına bağlıdır. Bunlardan en yaygın olarak kullanılan ve bilinenleri ise bronz ve pirinç alaşımlarıdır. Günümüzde de aktif olarak kullanılan bu malzemelerin sahip oldukları mekanik özellikler Tablo 1'de özetlenmiştir.



Şekil 1. Bakırın yapısına katılan bazı katkı elementleri ve bunları elektriksel iletkenliğe olan etkisi (Koçak, 2006)

Bakır ve bakır alaşımları çok çeşitli ileri teknoloji uygulamalarda ve birçok endüstriyel alanda sıklıkla tercih edilen bir malzeme grubu haline gelmiştir. Bu endüstrilerin başında demiryolları, otomotiv ve elektronik alanları gelmektedir. Son yıllarda özellikle demiryollarında yaşanan teknolojik gelişmeler sonucunda artan süratler ve uzayan rotalar beraberinde yeni malzeme ihtiyaçlarını ortaya çıkarmıştır. Bu ihtiyaçların başında ise saatte 250-300 km/saat hızlarla ilerleyen yüksek hızlı trenlere enerji aktarımı sırasında kullanılan sistemler gelmektedir. Bu nedenle yüksek hızlı trenlerin hızlarının artırılması konusunda en büyük engellerden biri de katener ve pantograf bileşenlerinin birbirine kayar sürtünmeli teması ile elektrik iletimi yapması esnasında ortaya çıkan yüksek mekanik aşınma olarak görülmektedir. Bu elektrik aktarım sistemlerinin temel yetersizliği sistemde kullanılan malzemelerin ihtiyaç duyulan elektrik iletkenlik ve mekanik özellikler arasındaki optimum dengeyi sağlayamamasıdır.

1.1. Bakır Alaşımları

Saf bakır sahip olduğu yüksek termal ve elektriksel iletkenlik özellikleri, atmosfer ve sulu ortamlarda korozyonuna karşı olan direnci, sünek ve yumuşak yapısı sayesinde yüksek şekillendirilebilirlik kabiliyeti nedeniyle pek çok endüstriyel uygulamada yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak, saf yapısından kaynaklı ilgili alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerinin pek çok uygulama için yetersiz olması aşınma direncinin de ciddi anlamda düşük olmasına neden olmaktadır. Bu yüzden bakır esaslı alaşım üzerine yürütülen çalışmalarda daha çok elektriksel iletkenlik ve süneklik değerlerinde ciddi bir azalmaya

sebepe olmadan alaşımların sertlik, mukavemet değerleriyle birlikte aşınma direncinin de iyileştirilmeye çalışıldığı görülmektedir. Talep edilen bu çıktıların elde etmek amacıyla, yoğun çalışmalar yapılmakta olup, bu çalışmalarda katı çözelti sertleştirilmesi veya yaşlandırma sertleştirilmesi yoluyla sertlik ve mukavemet değerleri artırılmaya çalışılmaktadır (D. Zhao vd., 2003). Bu çalışmaların ilk örneği olan bronz yaklaşık 4000 yıldır kullanıldığı bilinirken, pirincin ise Roma döneminden önce kullanılmaya başlandığı tahmin edilmektedir. Bunların dışında günümüzde kullanılan diğer bakır alaşımları daha çok son yüzyıl içinde değişen teknolojinin ihtiyaçları doğrultusunda geliştirilmiş ve hala geliştirme çalışmaları devam eden malzemelerdir (Koçak, 2006). Günümüzde bakır alaşımları genel olarak geleneksel bakır alaşımları ve sert bakır alaşımları olmak üzere 2 gruba ayrılarak ele alınmaktadır.

1.2. Geleneksel Bakır Alaşımları

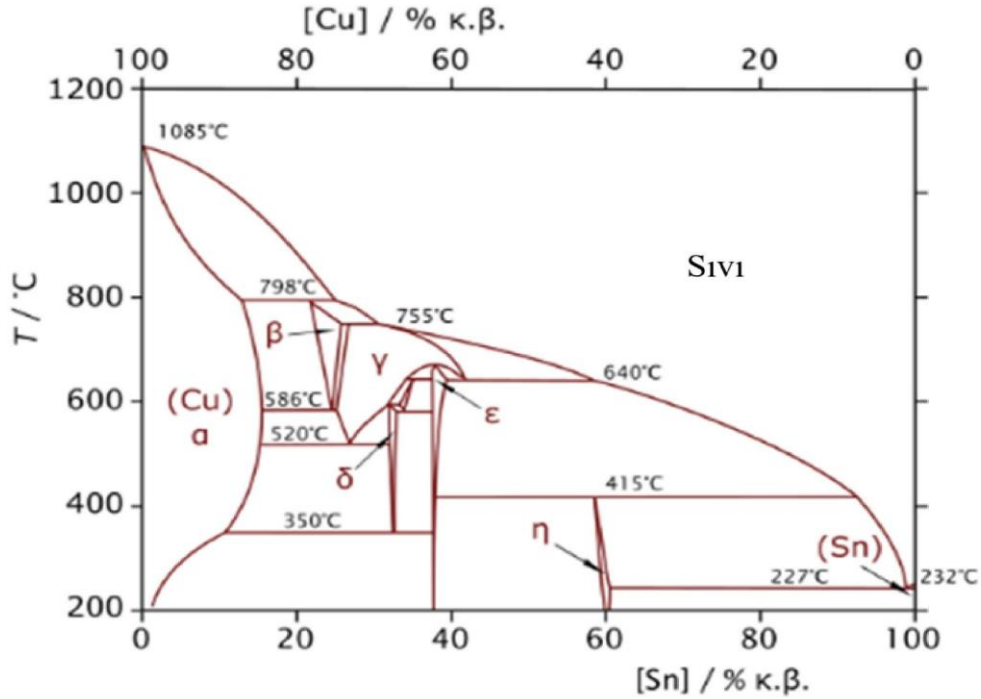
Bronzlar esas olarak kalay içeren bakır esaslı malzemelerdir (Şekil 2). Bakırın çinko içermeyen alaşımları genel olarak bronz olarak isimlendirilmektedir. Bronzlar ise ana alaşım elementine göre tanımlanmaktadır. Bu alaşımlar dövme ve döküm şeklinde üretilmektedir. En yaygın kullanım alanı bulmuş bronz alaşımları ise kalay bronzları ve alüminyum bronzlarıdır. Bu malzemelere ait genel özellikler Tablo 1’de gösterilmektedir.

Kalay bronzlarının öne çıkan özellikleri arasında atmosferik ve korozyon direnci, yüksek elektriksel iletkenlik ve iyi aşınma direnci bulunurken, iyi yağlayıcılık özellikleri sayesinde birçok tribolojik uygulamada tercih sebebidir. Kalay bronzları yüksek mukavemet ve yüksek aşınma direnci sayesinde kalıpcılıkta ve makine imalatında çeliğe alternatif malzeme olarak sunulmaktadır. Çelikten daha iyi ısı iletkenliğe sahip olması plastik esaslı malzemelerin kalıplarında çeliğe alternatif olmasında etkili olmuştur. Bunun dışında, kızaklar, köprü yatakları, hadde yatakları döner tabla ve muylu yatakları gibi yüksek veya düşük yüklü yataklarda yaygın olarak tercih edilmektedir (Koçak, 2006).

Alüminyum esaslı bronz malzemeler ise dört ana gruba ayrılmaktadır. İlk iki grup içerdiği alüminyum oranına göre sınıflandırılırken, diğer iki grup ise alaşım elementine göre ayrılmaktadır. Alfa bronz alaşımları % 8’den daha az alüminyum katkısı içerdiği ve düşük miktarlarda alaşım elementine sahip olduğu için sıcak ve soğuk olmak üzere iyi işlenebilirlik özelliklerine sahipken, İki fazlı bronz alaşımları %8 ila 11 arasında alüminyuma ek olarak demir ve nikel katkıları içeren bakır esaslı alaşımlardır. Beta fazının oluşumu sonucu

mukavemeti artan bu alaşımlar üstün aşınma dayanımı istenen uygulamalarda tercih sebebidir. Bu grup sıcak işlemeye ve döküme uygun alaşımlardır (Koçak vd., 2014).

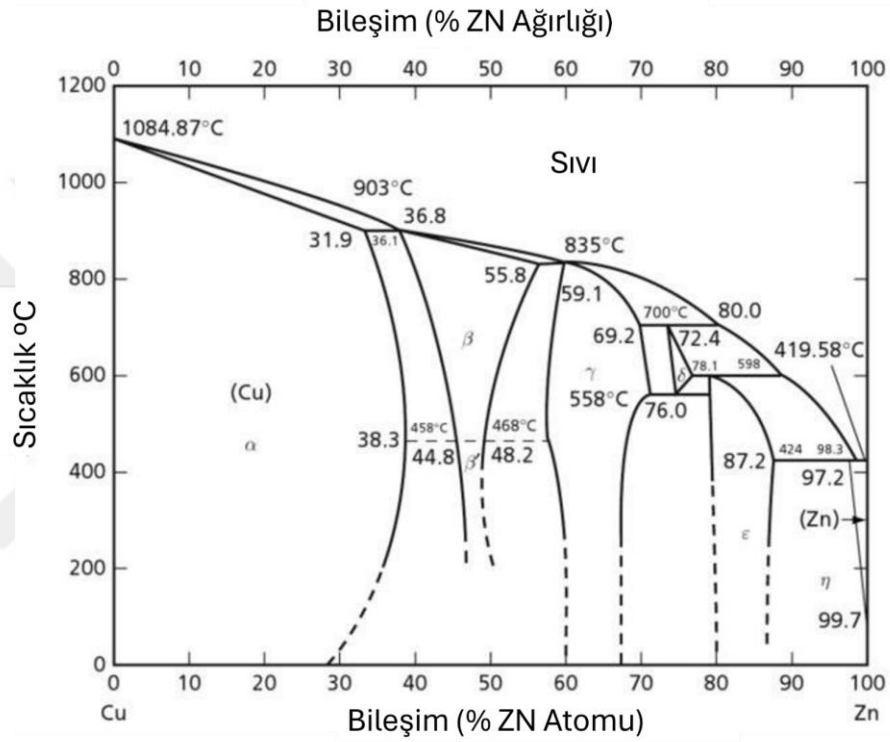
Alaşım elementi ekleyerek birçok bronz geliştirme çalışması yapılmıştır. Bunlardan ana alaşım elementi mangan olan alaşımlar korozyon dayanımı ve döküm kabiliyeti sayesinde yaygın olarak pervane imalatında kullanılmaktadır. Bunun dışında yaklaşık olarak %5 nikel ve %5 demir eklenmesiyle elde edilen nikel-alüminyum bronzları (NAB) ise özellikle yüksek yük altında ve deniz suyuna karşı yüksek korozyon ve aşınma direnci gerektiren aşınma dayanımlı makine parçalarında, uçak iniş takımları dişlilerinde, pres yatakları ve kızaklarında yaygın kullanım alanı bulmuştur (Koçak vd., 2014)



Şekil 2. Cu-Sn faz diyagramı

Geleneksel bakır alaşımlarından en yaygın kullanım alanı bulmuş diğer alaşım ise pirinçtir. Pirinç, çinkonun ana alaşım elementi olduğu bakır esaslı alaşımdır. Korozyon direnci, yüksek ısı ve elektrik iletkenliği ve yüksek mukavemet gibi özellikleri ile ön plana çıkan pirinçler elektrik iletim parçalarında, kondansatörlerde, iletim borularında kullanılmasının yanı sıra kıvılcım çıkartmamasından dolayı patlayıcı ve yanıcı tehlikesi bulunan ortamlarda sıklıkla tercih edilmektedir. Pirinçlerin özellikleri yapısında yer alan çinko miktarı ile orantılıdır. Bakır-çinko faz diyagramına bakıldığında ağırlıkça %35 çinko oranına kadar çinkonun bakır matris içerisinde çözündüğü ve tek fazlı α katı çözeltisini

oluşturduğu görülmektedir (Şekil 3). Daha yüksek çinko oranlarına sahip bakır-çinko alaşımlarında ise oda sıcaklığı koşulları altında iki fazlı ($\alpha + \beta$) bir yapı görülmektedir. Tek fazlı α (alfa) alaşımları soğuk şekillendirilmeye, iki fazlı ($\alpha + \beta$) alaşımlar ise sıcak plastik deformasyon işlemlerine (dövme, ekstrüzyon) daha elverişlidir. Hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip olan β fazı yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip α fazından daha sert olduğundan çinko oranı arttıkça alaşımın mukavemeti de artmaktadır (H.Yanar, 2014).



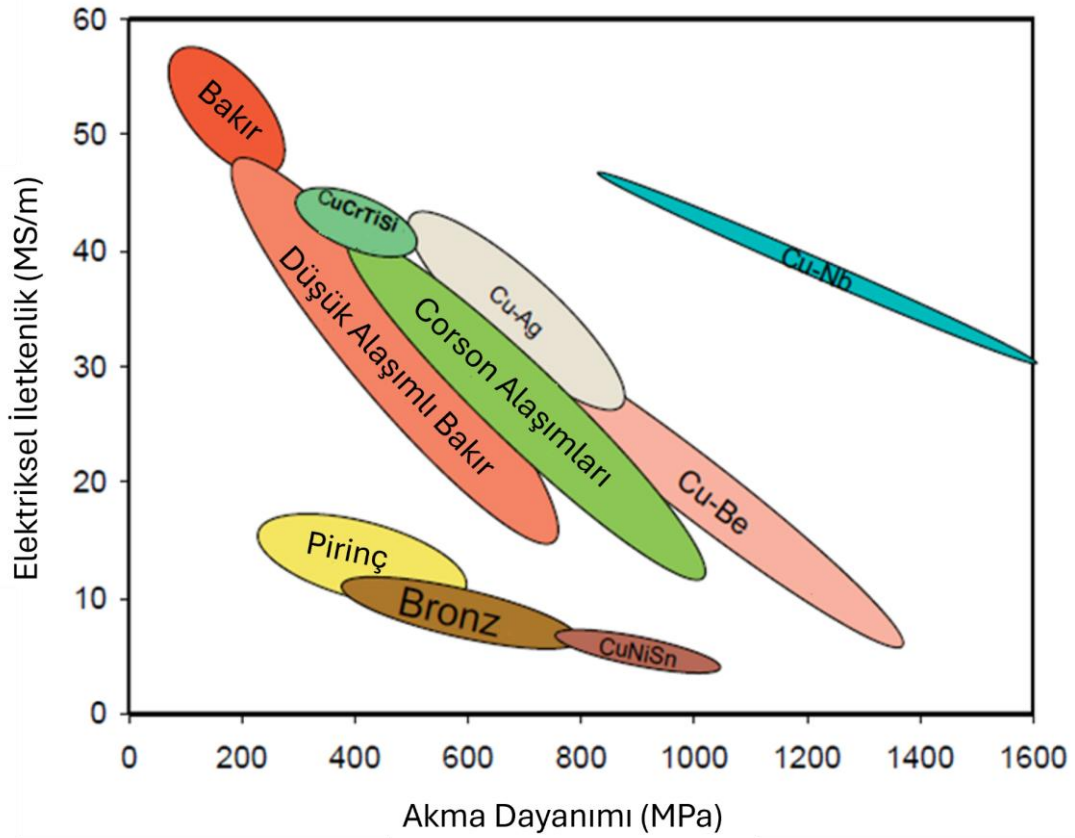
Şekil 3. Cu-Zn faz diyagramı

Tablo 1. Geleneksel bakır alaşımlarının mekanik özellikleri

Malzeme	Bileşim (% Ağı.)	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Saf Bakır	(Cu %99,9)	200	120	32
Kalay Bronzu	Cu-%10Sn%Zn	310	152	25
Alüminyum Bronzu	Cu-%4Fe%11Al	586	241	18
Nikel Alüminyum Bronzu	Cu-%4Fe%11Al5Ni	750	450	4-8
Kartuş (Alfa) Pirinç	Cu-%30Zn	300	75	68
Otomat (Alfa Beta) Pirinç	Cu-%35,5Zn%2,5Pb	500	300	18

1.3. Sert Bakır Alaşımları

Sert bakır alaşımları, katı çözültü sertleşmesi, çökelme sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi ve tane sınırı sertleşmesi gibi birçok mukavemet artırıcı mekanizma kullanılarak sertleştirilebilen ve endüstriyel anlamda çok geniş kullanım alanlarına sahip bakır alaşımlarıdır. Bu nedenle ayrı bir bölüm olarak irdelenmesi gerekmektedir. Saf bakır mükemmel elektriksel iletkenlik değerlerine rağmen oldukça düşük mukavemete sahip bir elementtir. Son yıllarda elektronik endüstrisi başta olmak üzere, pek çok sektörde yaşanan teknolojik gelişmeler neticesinde ortaya çıkan ihtiyaçlar araştırmacıları yüksek dayanımlı ve yüksek elektriksel iletkenliğe sahip bakır alaşımları geliştirme çalışmalarına yönlendirmiştir. Bu sebeple sert bakır alaşımlarının geliştirilmesindeki temel ilke, bakırın sahip olduğu yüksek elektriksel iletkenlik değerleri fazla düşürülmeden sertliğin olabildiğince yüksek düzeylere çıkarılmasıdır. Yapılan bu çalışmalarda alaşımların ticarileşme potansiyelinin daha yüksek olduğu büyük ölçekli ve düşük maliyetli proseslerle uygun alaşım geliştirme çalışmaları ön plana çıkmaktadır (Lu vd., 2004). Bu kapsamda çalışılan temel bazı sert bakır alaşım grupları aşağıda detaylandırılmıştır.



Şekil 4. Bakır alaşım grupları ve bu alaşımların sahip olduğu akma mukavemeti ve elektriksel iletkenlik değerleri

1.3.1. Bakır-Berilyum (Cu-Be) Alaşımları

Sert bakır alaşımları arasında gösterilen Cu-Be esaslı alaşımlar yaklaşık olarak %0,35-2,85 berilyum elementi içermektedir. İlgili alaşım elementi içerisinde berilyum elementi oranı arttıkça aşınma direncinin de arttığı bilinmektedir. İlgili alaşım grubuyla yapılan çalışmalarda yaşlandırma işlemleri ile birlikte alaşımın sertliğinin yaşlandırma sonrası yaklaşık 3 kat arttığı görülmüştür (Montecinos & Tognana, 2024). 1970’li yıllardan itibaren ise uygun yaşlandırma ve soğuk şekillendirme işlemleriyle birlikte bakır-berilyum alaşımlarının birçok çelikten daha yüksek mekaniksel özelliklere sahip olabileceği görülmüştür. Yüksek mekaniksel özelliklere rağmen tribolojik özelliklerinin ise diğer bakır alaşımlarına benzer olduğu bilinmektedir. Yaşlandırma işlemleri sonucu oluşan çökeltiler yüksek mukavemet ve sertlik değerlerinin elde edilmesinde anahtar rolü üstlenmektedir. Sahip olduğu bu yüksek mekanik özellikleri sayesinde plastik enjeksiyon kalıplarından

uçakların iniş takımlarında kullanılan dişlilere kadar geniş bir kullanım alanı bulan bakır-berilyum alaşımları son yıllarda yapılan çalışmalarda üretimi esnasında insan sağlığına zararlı etkileri olan berilyum gazlarının ortaya çıkması nedeniyle kullanımı kısıtlanmaya başlamıştır (Ryou vd., 2011).

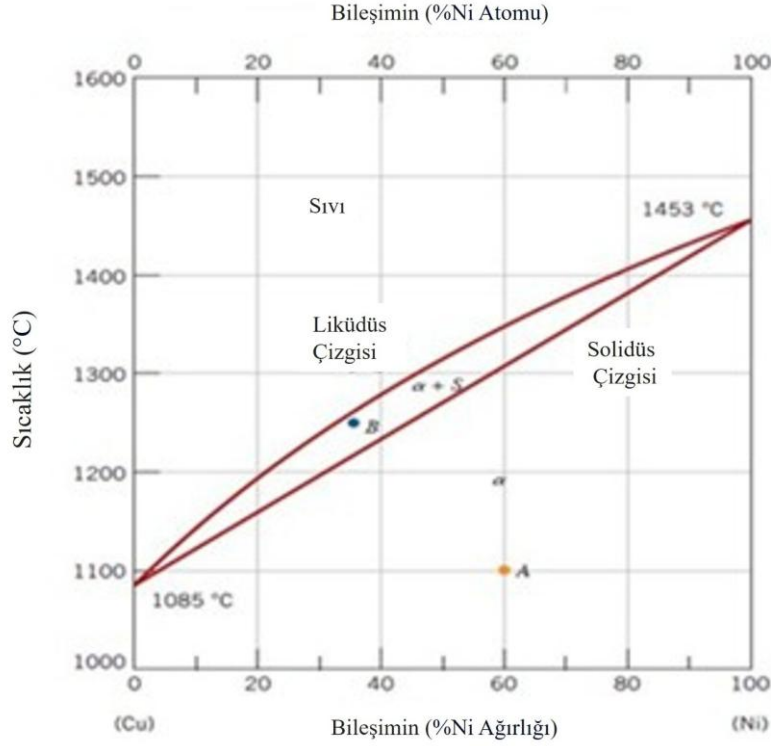
1.3.2. Bakır Krom (Cu-Cr) Alaşımları

Sert Bakır Alaşımlarının ilk uygulamalarından olan Cu-Cr alaşımları YMK ve HMK yapı bileşimine sahip alaşım sistemlerinden biridir. Bu alaşımın mekanik özellikleri saf bakırın mekanik özelliklerinin yaklaşık iki katı olmasının yanında, Cu-Be alaşım grubunun üretiminde yaşanan problemlerin üstesinden gelmek için de geliştirilmiştir. Günümüzde, Cu-Cr alaşımları yüksek elektriksel ve termal iletkenlik özelliklerinin yanında yüksek mukavemet ve düşük üretim maliyetleri nedeniyle başta erozyon makinelerinde dalıcı elektrod olarak, direnç kaynak makinalarında kaynak elektrotları ve diskleri gibi yaygın kullanım alanları bulmuştur. Kullanım alanlarında yaşanan teknolojik gelişmeler ilgili alaşımdan talep edilen isterleri daha da geliştirmiş olup, günümüzde bakır-krom alaşımlarının sertlik değerinin daha da yükseltilmesi amacıyla Zr (Purcek vd., 2014), Nb (Minneci vd., 2021) ve Ti (Fu vd., 2021) gibi farklı elementler ile ilgili birçok çalışma halen sürdürülmektedir. Bu çalışmalarının yanında son zamanlarda, geleneksel sertleştirme yöntemlerine ek olarak aşırı plastik deformasyon işlemleri de uygulanarak sertlik ve mukavemet değerleri artırılmaya çalışılmaktadır.

1.3.3. Bakır-Nikel (Cu-Ni) Alaşımları

Cu-Ni esaslı alaşımların ilk çalışmaları 1927 yılında Corson (Corson, 1927) tarafından yapıldığı bilinmektedir. Bu nedenle bu alaşım grubu Corson alaşımları olarak da bilinir. Bakır ve Nikel elementlerinin ikisi de YMK yapılı olup, atom yarıçapları ve elektronegatiflikleri yakın ve valans özellikleri benzer olduğundan birbirleri içerisinde tamamen çözünebilen bir alaşım sistemidir. Bakır-Nikel esaslı alaşımlar tipik yaşlandırma sertleşmesi uygulanabilen alaşım grubundadırlar. Bakır-Nikel alaşımlarında yoğunlukla katkı elementi olarak Silisyum tercih edilmektedir. Bunun sebebi yaşlandırma işlemlerinden sonra ortaya çıkan Ni-Si fazları dislokasyonların hareketini kısıtlayarak malzemenin mukavemetini artırmasıdır. Cu-Ni-Si alaşım sistemi hem yüksek mukavemet hem de yüksek elektriksel iletkenlik özelliklerine sahip olmasının yanında düşük üretim koşulları ve toksik

olmayan bir üretim sürecine sahip olması ilgili alaşımin birçok endüstride kullanılmasının önünü açmaktadır (Azzeddine vd., 2014; Yu vd., 2023).



Şekil 5. Cu-Ni faz diyagramı

Bakır-Nikel-Silisyum alaşım grubu üzerinde yapılan geliştirme çalışmaları iki ana yaklaşımla devam ettirilmektedir. Bunlardan ilki ilgili alaşıma ilave alaşım elementi ekleme çalışmalarıken diğeri ise daha kolay ve ucuz bir üretim süreci geliştirme çalışmalarıdır. Alaşım elementi ekleme çalışmalarında Mg (Monzen & Watanabe, 2008), Fe ve Al (Li vd., 2017), Ti (Kim vd., 2013), Cr ve Zr (Kim vd., 2013), Mo ve Zr (Li vd., 2017), Ag (Krupińska vd., 2020) gibi bir veya birden çok katkı elementi ekleme çalışmaları yürütülmektedir. Bu çalışmaların yanı sıra plastik deformasyon gibi farklı mukavemet artırma mekanizmaları uygulanarak mukavemet değerinin yükseltilmeye çalışıldığı farklı uygulamalarda dikkati çekmektedir. Ancak, geleneksel yöntemlerin uygulanmasıyla elde edilen iyileştirmeler sınırlı kalmakla birlikte elektriksel iletkenlik ve süneklik gibi bazı özelliklerin ciddi anlamda bozulmasına da sebep olabilmektedir.

1.3.4. Bakır-Kobalt (Cu-Co) Alaşımları

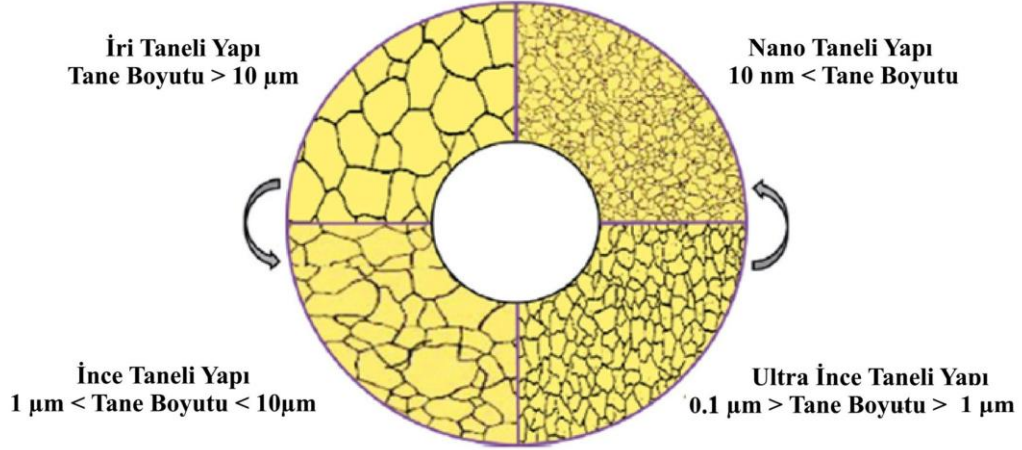
Cu-Co alaşım grubu genel olarak iki amaç doğrultusunda geliştirilmiştir. Bunlardan ilki, Bakır-Nikel-Silisyum (Cu-Ni-Si) alaşım grubunda yaşlandırma sırasında ortaya çıkan Ni_2Si çökeltilerin kontrol edilmesinde yaşanan güçlükleri ve geri kalan çözünmüş Nikel (Ni) içeriğinin elektriksel iletkenliği olumsuz yönde etkilerini ortadan kaldırmak için Ni katkı yerine Kobalt (Co) elementi tercih edilmiştir (Li vd., 2019). Bu kapsamda Cu-Ni-Si alaşımında oluşan Ni_2Si çökeltilere benzer ortogonal yapıya sahip Co_2Si çökeltilerin oluşturulması hedeflenmiştir. Yapılan çalışmalarda daha yüksek elektriksel iletkenlik ve sertlik elde edilmiştir (Zhao vd., 2022). İkinci olarak ise Cu-Co bileşimine titanyum elementi katkısı yapılarak tipik bir yaşlandırma sertleşmesi elde edilmesidir. Diğer bileşimlerden farklı olarak yaşlandırma sırasında Cu-Ti, Spinodal ayrışma sürecine sahiptir. Bakır-Titanyum alaşımlarının yaşlandırılması sırasında ortaya çıkan Cu-Ti çökeltileri sertlik ve mukavemet üzerinden olumlu etkiye sahipken, elektriksel iletkenlik üzerinde olumsuz etki oluşturmaktadır. Bu çalışmalarda Cu-Ti çökeltilerinin sertlik ve mukavemet üzerindeki olumlu etkilerinden faydalanırken, yapıda Co-Ti çökeltileri oluşturarak Cu-Ti çökeltilerin elektriksel iletkenlik üzerindeki olumsuz etkilerinin azaltılması hedeflenmektedir (Yu vd., 2023).

1.4. Mukavemet Artırmada Kullanılan Aşırı Plastik Deformasyon Uygulamaları

Malzemelerin özellikleri yapılarına bağlıdır. Malzemelerin yapıları ise içerdikleri atomların dizilişine ve birbirlerine bağlanma biçimlerine göre değişir. Atomların malzeme içerisindeki dizilişleri birim hücreler yardımıyla gösterilebilir. Milyarlarca birim hücrenin belli bir düzen içerisinde bir araya gelmeleri sonucunda ise malzemelerin taneleri oluşmaktadır (Savaşkan, 2017). Tane boyutu metal malzemelerin fiziksel ve mekanik özelliklerini belirleyen en önemli faktörlerden birisidir. Genel olarak tane boyutunda ortaya çıkan küçülme Hall-Petch ilişkisine göre metal malzemenin sertlik ve mukavemetini artırmaktadır.

Şekil 6'da gösterildiği üzere malzemeler tane boyutuna göre 4 farklı kategoride incelenebilir. Bunlar: Endüstriyel ürünlerde yaygın olarak kullanılan ve esas olarak döküm şeklinde üretilen kaba taneli malzemelerin ortalama tane boyutu $10\ \mu m$ 'den daha büyüktür. Termomekanik işlemler ile şekillendirmelerin gerçekleştirildiği ince taneli (İT) malzemeler

ise yaklaşık olarak 1-10 μm tane boyutuna sahiptir. Ultra ince tane (UİT) yapılı olan malzemelerin ortalama tane boyutları ise yaklaşık olarak 1 μm 'nin altında ve 0,1 μm 'den büyüktür. Son olarak 10 nm'nin altında ortalama tane boyutuna sahip malzemeler ise nano tane (NT) yapılı olarak bilinmektedir (Faraji vd., 2018).



Şekil 6. Tanelerin yapılarına göre boyutları

Metallerde kullanılan geleneksel şekillendirme yöntemleriyle malzemenin sertlik ve mukavemetini artırmak malzemelerin kristal yapısında oluşturulan çarpılma ve yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun artırılması esasına dayanmaktadır. Ancak bu durum süneklik ve elektriksel iletkenlik gibi malzemenin birçok özelliğini de olumsuz yönde etkilemektedir. Bu yüzden, geleneksel yöntemlere alternatif olarak, temel sertleştirme mekanizması tane inceltme olan aşırı plastik deformasyon yöntemleri ortaya koyulmuştur. Aşırı Plastik Deformasyon (APD) yöntemi olarak en çok kullanılan yöntemler arasında Eş Kanallı Açısız Ekstrüzyon/Basma EKAE/B, yüksek basınç altında burma (YBB), sürtünme-karıştırma proses (SKP) ve Çok Yönlü Dövme (ÇYD) işlemleri bulunmaktadır. EKAE/B yöntemi malzemenin boyutlarında ve hacminde bir değişme olmaksızın kayma yoluyla malzemenin yapısında aşırı oranda deformasyon etkisi üreten bir yöntemdir. Bu yöntemde malzeme aynı işleminden birçok kez geçirildiği için ultra ince taneli yapı elde edilebilmektedir. İlgili yöntem, Valiev tarafından UİT yapılı malzemeler üretmek amacıyla ortaya koyulmuştur (Valiev vd., 2000; Valiev & Langdon, 2006). EKAE işlemi uygulanan malzemenin özellikleri işlem sonunda oluşan iç yapısal değişimlere bağlıdır. Bu değişimler ise işlem sırasında uygulanan rota ve paso sayısı ile doğrudan ilişkilidir. EKAE/B yönteminin yüksek kalıp ve pres

maliyetlerinin yanında küçük boyutlu numunelere uygulanması ve sınırlı üretim kapasitesi nedeniyle endüstriyel anlamda kullanımı sınırlıdır. EKAE işlemi sırasında malzemenin içyapısında deformasyon ve yoğun dislokasyon üretimine dayalı tane inceltme mekanizması etkin olduğu için diğer geleneksel mukavemet artırma mekanizmalarıyla karşılaştırıldığında daha fazla mukavemet artışı sağlarken, geleneksel yöntemlerde karşılaşılan sünekliğin azalması durumunda nispeten önlenebilmektedir.

YBB prosesi bir tane inceltme yöntemi olup işlem sonucunda daha gelişmiş özellikler ve UİT veya NT yapılar elde edilebilmektedir. İlk çalışmaları 1935 yılında Bridgman tarafından döner bir altlık kullanılarak yapılmıştır (Edalati & Horita, 2016). Diğer aşırı plastik deformasyon yöntemlerinde olduğu gibi numunelerin boyut ve hacimleri korunduğu bu yöntemde numuneye aşırı plastik deformasyonu uygulanarak malzemenin sertlik, mukavemet ve aşınma direnci gibi özelliklerinde iyileştirme sağlanırken aynı zamanda yüksek elektriksel iletkenlik değerleri de elde edilebilmektedir.

SKP, geleneksel sürtünme karıştırma kaynak uygulamalarından türetilmiş ve ergime olmaksızın malzemenin yapısında karıştırma ile oluşturulan bir deformasyon tekniğidir. Uygulamanın esası, takım ve malzeme arasındaki sürtünme ve malzemenin plastik deformasyonuna dayanmaktadır. Takım malzeme içerisinde sürtünmeden kaynaklı ısı oluşturarak etrafındaki malzemeyi yumuşatmaktadır. Bu yolla malzeme takımın uç ön bölgesinden arka kısmına doğru taşınmaktadır. İşlem sırasında, malzeme yüksek sıcaklıkta yoğun bir plastik deformasyona maruz kalır, bunun sonucunda daha küçük boyutlu yeniden kristalleşmiş taneler oluşur. Bu işlem sonucunda elde edilen daha küçük taneli yapı daha iyi mekanik özelliklerin elde edilmesini sağlamaktadır (Mishra & Ma, 2005).

ÇYD işlemleri, endüstride büyük boyutlu malzemelerin tane boyutunun inceltilmesi işlemlerinin düşük maliyetle gerçekleştirilmesine yönelik olarak 1990'lı yılların başlarında geliştirildiği bilinmektedir. Bu sebeple endüstriyel kullanılabilirliği ön plana çıkan bir yöntemdir. İşlemin esası malzemenin üç ana ekseninde tekrarlı bir şekilde belirlenen deformasyon oranlarında dövülmesi dayanmaktadır. Her bir pasoda malzeme 90° döndürülerek farklı bir bölgeye presleme uygulanır. 3 paso uygulanan işlemler 1 çevrim olarak kabul edilir. Uygulama açık ve kapalı kalıplar kullanılarak yapılabilmektedir. Bu uygulamanın en büyük avantajı büyük kütleli parçalara düşük pres kuvvetlerinde uygulanabilmesidir. En önemli dezavantajı ise diğer APD yöntemlerinde olduğu gibi yapısal homojenitenin sağlanamaması ve yeterli ölçüde tane boyutunun inceltilememesi olarak

bilinmektedir. Ancak paso sayısında artış yapılarak ve işlem sonrası yapılacak tavlama ısı işlemi ile daha ince boyutlu taneler elde edilebilmektedir. Haliyle işlem sırasında uygulanan paso ve toplam deformasyon sayısının uygulanan malzemenin özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu söylenebilir (Karabiyik).

1.4.1. Cu-Ni-Si Alaşıma Uygulanan Aşır Plastik Deformasyon Uygulamaları

APD yöntemleri ile tane inceltme modern malzeme biliminin en ilgi çekici konularından birisidir. Bakır ve bakır alaşımlarının mukavemetini artırma çalışmalarında sıklıkla kullanılmaktadır. Bakır alaşımları ve aşırı plastik deformasyon uygulamalarıyla ilgili çalışmalar aşağıdaki detaylandırılmıştır.

Watanabe (Watanabe vd., 2018) çözeltiye alınıp ardından su verildikten sonra elde ettikleri aşırı doymuş katı çözelti Cu-2,5Ni-0,55Si alaşımına YBB işlemi uygulamıştır. 10 tur uygulanan YBB işlemi sonrası 70 nm ortalama tane boyutu elde edilmiştir. Ardından bu yapıya uygulanan yaşlandırma ile pik noktada 960 MPa çekme dayanımı ve Uluslararası Tavlanmış Bakır Standardına göre %25 IACS elektriksel iletkenlik elde edilirken, Aşırı yaşlandırma koşullarında sırasıyla 690 MPa ve %42 IACS değerleri elde edilmiştir.

Khereddine (Khereddine, Larbi, vd., 2013) tarafından oda sıcaklığında uygulanan HPT işlemi ve 423 K'deki EKAE/B işlemleri sonrası Cu-2,5Ni-0,6Si alaşımında sertlik ve mikro yapı değişimleri araştırılmıştır. Sertlik, 12 paso EKAE/B işleminden sonra kademeli olarak 195 Hv'a kadar yükseldiği ve ortalama tane boyutunu 45nm olarak tespit edilmiştir. 3 tur YBB işleminden sonra ortalama tane boyutu 45 nm'ye sertlik değeri 190Hv'e yükseldiği tespit edilmiştir.

Azzeddine (Azzeddine vd., 2014), Cu-2,5Ni-0,6Si alaşımının EKAE/B ve HPT ile aşırı plastik deformasyonunu çalışmış ve çökelti ve faz değerlendirmeleri yaparak δ -Ni₂Si ve γ -Ni₅Si₂ olmak üzere iki tür çökelti tanımlamışlardır. Yaşlandırma işleminden sonra, ince bir şekilde dağılmış olan bu çökeltilerin dislokasyon hareketini engellediğini ve bu sayede malzemenin mukavemetinin artabileceği belirtilmiştir.

Lee, (Lee vd., 2014), Cu-2,91Ni-0,63Si alaşımının YBB ve yaşlandırma işlemlerinin mekanik özellikler üzerindeki birleşik etkisini inceleyen bir çalışma yaptı. 6 GPa'lık bir basınç değerinde, 1 devir/dakika dönüş hızında 5 tur gerçekleştirilen YBB işlemi ile 150 nm tane boyutu elde edildi. İşlem sonrası yapılan 200-300-400°C/2 saat yapılan yaşlandırma

işlemlerinde sırasıyla 260 Hv, 320 Hv ve 255 Hv sertlik değerleri elde edildi. Çözündürme durumunda elde edilen %25 IACS değerindeki iletkenlik yaşlandırma ile yaklaşık olarak %30 IACS değerlerine gelmiştir.

Khereddine (Khereddine, Hadj Larbi, vd., 2013), ticari olarak kullanılan Cu–2,5%Ni–0,6%Si alaşımını oda sıcaklığında 10 tur YBB işlemine tuttuktan sonra 200 nm ortalama tane boyutu elde etmişlerdir. Bu işlem sırasında malzemenin homojen tane yapısı oluşma kabiliyeti incelendiğinde, homojen yapının disk kenarlarında daha hızlı oluşurken disk merkezlerinde daha yavaş bir seyirde olduğu belirlenmiştir. YBB işleminde 5 devirden sonra tanelerin yaklaşık olarak %68'i yüksek açılı tanelerden olduğu ve tanelerin dislokasyon yoğunluğunun arttığı ifade edilmiştir.

Elibol (Elibol, 2021), yaptığı çalışmada farklı oranlardaki Cr elementinin EKAE/B ve yaşlandırma işlemleriyle CuNiSi alaşımının mekanik ve fiziksel özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır. CuNiSiCr alaşımlarının sertliği, Cr içeriği arttıkça artmaktadır. İki paso EKAE/B işlemi tüm oranlarda sertlik artışına sebep olmuştur. Krom katkısının elektriksel iletkenliğe olumlu etkisine rağmen EKAE/B işlemleri sonrası elektriksel iletkenlik değerinde azalmalar gerçekleşmiştir. Aşırı yaşlandırmanın toparlanma etkileri sebebiyle elektriksel iletkenliğe olumlu etkileri olmuştur.

Hadj Larbi (Hadj Larbi vd., 2015), ticari bir malzemede mikroyapı değişimini değerlendirmek için Cu–2,5Ni–0,6Si (ağ.%) alaşımını EKAE/B işlemi uygulamıştır. Yapılan Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu (EBSD) çalışmalarıyla 12 paso EKAE/B işlemi sonunda 0.9 µm boyutunun elde edildiği belirlenmiştir. Ayrıca bu taneler ekstrüzyon yönüne ve deformasyona göre yönlendiği belirtilmektedir. Ayrıntılı incelemelerde EKAE/B sayısı arttıkça tane sınırı yönelim açılarının arttığı belirlenmiştir.

Sun (Sun vd., 2018), CuCrZr ve CuNiSiCr alaşımlarını sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) yöntemiyle birleştirerek malzeme özellikleri ve mikroyapı değişimlerini araştırmıştır. Çalışmanın amacı CuCrZr alaşımın iletkenliği, CuNiSiCr alaşımın sertliğinin birleşik etkisini kullanabilmektir. Yapılan mikro yapı değerlendirmelerinde CuNiSiCr alaşımından Cr ve NiSi çökeltileri, CuCrZr alaşımından ise Cr çökeltileri tespit edilmiştir. Bağlantı noktalarında yüksek sıcaklık nedeniyle sertlik ve çekme dayanımlarında düşüş gözlemlenmiştir.

1.5. Literatür Özeti

Ticari olarak kullanılan saf bakır ve bakır alaşımları yüksek elektriksel ve termal iletkenlik, kolay işlenebilirlik, üretim kolaylığı, üstün korozyon dayanımı ve nispeten yeterli dayanım ve yorulma davranışları nedeniyle yüzyıllardır birçok endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Bakırın içerisine ilave edilen farklı alaşım elementleri, bakır kafesinde çözünerek veya yeni fazlar meydana getirerek bakırın mekanik ve fiziksel özelliklerini artırabilmektedir. Bu sayede bakırın iletkenlik ve mekanik özellikleri yükseltilebilir. Sert bakır alaşımları da bu sertleştirme mekanizması kullanılarak geliştirilen ve çok geniş kullanım alanı bulan alaşımlardır. Bu alaşımlar pek çok ileri mühendislik uygulamasında ve birçok endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır.

Sert bakır alaşımlarından olan ve yüksek sertlik ve yüksek elektriksel iletkenliğe sahip olan CuNiSi, CuCr ve CuBe alaşımları elektronik ve demiryolları gibi birçok endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. CuBe alaşımları sert bakır alaşımları arasındaki en sert alaşım grubu olmasına rağmen son yıllarda yapılan çalışmalarda toksik etkilerinin ortaya çıkmasının ardından alternatif alaşım ihtiyacı ortaya çıkmıştır. İlk çalışılan alaşımlarından olan CuCr alaşımları Zr katkısıyla beraber yüksek elektriksel iletkenliğe ve nispeten yüksek sertlik ve mukavemet değerlerine sahiptir. Ancak literatüre bakıldığında hakkında kapsamlı çalışmalar yapıldığı görülmektedir. CuNiSi alaşımları nispeten yüksek elektriksel iletkenlik ve yüksek sertlik değerlerine sahip olmasına rağmen hala yeterli çalışmaların yapılmadığı ve literatürde daha fazla araştırmaya ihtiyacın olduğu dikkati çekmektedir.

CuNiSi alaşımları, punta ve kaynak elektrotlarında, dikiş kaynağı disklerinde, projeksiyon ve alın kaynağı elektrodlarında ve paslanmaz çeliklerin kaynağı gibi endüstriyel uygulamaların yanı sıra elektronik ve elektroteknik uygulamalarda kullanımı yaygındır. Ayrıca Biyo-tıp endüstrisinde, yüksek kaliteli implantlar, protezler ve tıbbi cihazların üretimi gibi birçok ileri mühendislik uygulamalarında da anahtar rol oynamaktadır. CuNiSi alaşımlarının esas olarak sahip olmuş olduğu nispeten yüksek elektriksel iletkenlik, içeriğinde yer alan yüksek miktarda bakır elementinden kaynaklanıyorken sahip olmuş olduğu yüksek sertlik katı çözelti sertleşmesine olan uygunluğu sebebiyledir.

CuNiSi alaşımları sahip olduğu bu özellikler sebebiyle elektronik ve demiryolu endüstrilerinde de kullanım alanı bulmaktadır. Lakin demiryolu endüstrisinde yaşanan teknolojik gelişmeler neticesinde hızlı tren sistemlerinde ulusal şebekeden alınan elektrik

enerjisinin tren sistemine aktarılmasında görev alan ve mekanik sürtünme altında görev yapan katener pantograf sistemlerinde yeni ve daha gelişmiş malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Bunun başlıca sebepleri artan hızlarla ve artan yolcu sayıları ve hat yoğunlukları sistemde aşınmanın daha yüksek seviyelere çıkmasına ve ortaya çıkan bu aşınmanın elektrik iletimini zorlaştırması olarak gösterilebilir. Hızlı tren sistemlerinin daha hızlı ve verimli hizmet verebilmesini sağlamak için enerji aktarım organlarında görev yapan malzemelerin geliştirilmesi veya yeni malzemelerin kullanımı önem arz etmektedir. Geleneksel şekillendirme yöntemlerinin malzeme özelliklerini bir yandan iyileştirirken diğer yandan bazı özelliklerini zayıflatması araştırmacıları yeni yöntemler bulmaya ve denemeye yöneltmiştir. Dolayısıyla öyle bir uygulama ve proses uygulanmalı ki, malzeme yüksek mekaniksel dayanım özellikleri kazanırken, diğer özelliklerinin de etkilenmemesi hatta belli oranlarda iyileşmesi sağlanabilmelidir.

Son yıllarda malzeme özelliklerinin mikroyapısal tasarım yöntemleriyle geliştirilmesine yönelik araştırmalar birçok alanda hız kazanarak devam etmektedir. Modern malzeme bilimi açısından önemli araştırma konularından biri haline gelen APD yöntemlerine olan ilgi ise bu sebeple giderek artmaktadır. Bu yöntemlerde hem ince taneli veya ultra ince taneli yapıların elde edilmesi sağlanırken hem de malzemenin birçok özelliği iyileştirilebilmektedir. Bu yöntemlerde genel olarak sertleşme mekanizması tane incelmesi yoluyla gerçekleşmektedir.

Bakır ve bakır alaşımlarının tane incelmesi yöntemiyle sadece sertlik ve mukavemetleri iyileşirken elektriksel iletkenlik özelliklerini büyük oranda olumsuz etkilemektedir. Bu durumu önlemek amacıyla aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin olumsuz özelliklerini telafi edecek farklı ve kombine uygulamalara ihtiyaç vardır. Bu noktada klasik yaşlandırma işlemi en verimli seçenek olarak göze çarpmaktadır. Yapılan çalışmalara bakıldığında CuNiSi alaşımlarına ilk olarak Corson (Corson, 1927), tarafından yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Corson yaptığı çalışmada bakır matris içerisinde çökelen fazları Ni_2Si olarak tanımlamıştır. Sonrasında Okamoto (Okamoto, 1939), tarafından yapılan çalışmada ise çökelen fazlar $\gamma-Ni_5Si_2$ ve Robertson (Robertson vd., 1961), tarafından yapılan yaşlandırma çalışmasında ise çökelen fazlar $\beta-Ni_3Si$ olarak tanımlanmıştır. Son yıllarda yapılan çalışmalarda ise alaşım içerisinde çökelen fazlar $\delta-Ni_2S$ ve $\beta-Ni_3Si$ olarak tanımlanmıştır (Q Lei vd., 2013; Lei vd., 2011; Q. Lei vd., 2013).

Yapılan kapsamlı literatür araştırması sonucunda aşırı plastik deformasyon ve klasik yaşlandırma işlemlerinin kombine bir şekilde uygulandığı belli başlı bazı çalışmalar mevcuttur. Bu çalışmalarda ÇYD işleminin ve yaşlandırma işleminin mukavemet, sertlik ve elektriksel iletkenlik değerleri üzerindeki etkileri incelenmiş ve APD ile elde edilen ultra ince taneli yapıların yaşlandırma özellikleri değerlendirilmiştir. Bu çalışmalar halen devam etmekte olup konu güncelliğini korumaktadır.

Yapılan çalışmalar incelendiğinde ticari olarak kullanılan CuNiSi esaslı bazı alaşımlar üzerinde sadece temel araştırmalar yapıldığını görülmektedir. Ancak, CuNiSi alaşımının tribolojik yönünün hiç ele alınmadığı, deformasyon ve yaşlandırma işlemlerinin tribolojik özelliklere olan etkisini farklı elektriksel akım koşulları altında değerlendiren herhangi bir çalışma bulunmamaktadır. Bu yüzden bu tez çalışması iri taneli ve ÇYD ile üretilen ultra ince taneli CuNi₂SiCr alaşımının elektriksel akım altındaki tribolojik davranışını karşılaştırmalı olarak incelemeyi amaçlamaktadır. Bu kapsamda öncelikle uygun pasoda ÇYD işlemi uygulanacak ve ardından optimum mekanik, fiziksel ve elektriksel iletkenlik özellikleri için klasik yaşlandırma koşulları belirlenecektir. Prosesler sonrasında malzemenin yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerinin değerlendirilmesi yapılacaktır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi

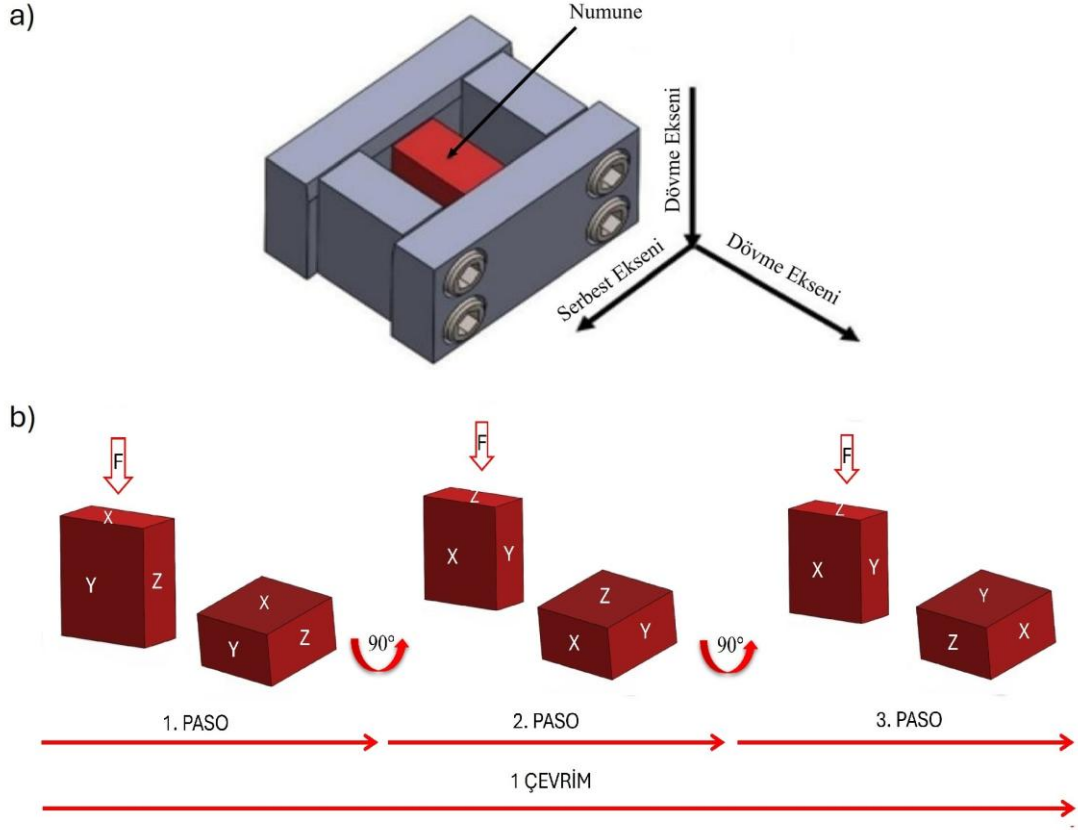
Çalışma kapsamında kullanılan alaşım SAĞLAM Metal (Kocaeli, Türkiye) firması tarafından silindirik kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilmiştir. Döküm sonrası ilgili alaşım 900 °C de uygulanan homojenleştirme işleminin ardından sıcak dövme yöntemiyle kare kesitli hale getirilmiştir. Dövme işleminin ardından tekrardan alaşım çözündürülerek su verilmiş ve ardından yapay yaşlandırılarak bu formda piyasaya sürülmüştür. Çalışma kapsamında ticari formda elde edilen ilgili alaşımın kimyasal bileşimi Tablo1’ de verilmiştir.

Tablo 2. Çalışmalarda kullanılan CuNi2SiCr alaşımının kimyasal bileşimi

Elementlerin ağırlık oranı (%)				
Nikel	Silisyum	Krom	Diğer	Bakır
2,6	0,7	0,4	0,3	Kalan

2.2. Çok Yönlü Dövme (ÇYD) İşlemi

ÇYD işleminde kullanılan kalıbın ve uygulama adımlarını içeren şematik Şekil 7 (a) da verilmiştir. İlgili kalıp kullanılarak uygulanan deformasyon işlemi 150 tonluk bilgisayar kontrollü bir hidrolik presle oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. İlk olarak ilgili proses sırasında sürtünmenin olumsuz etkilerini uzaklaştırmak için kalıp ve numune yüzeyleri katı bir yağlayıcı olan gresle iyice yağlandı. Ardından numune Şekil 7(b)’de gösterilen x yüzeyinden 1mm/s ilerleme hızında %50 oranında deforme edildi ve bu adım 1 paso olarak tanımlandı. Bu adımın akabinde numune bir ekseninde 90° çevrilerek sırasıyla diğer yüzeylerinden de aynı oranda deforme edildi. 3 paso sonrası bütün yüzeylerden deformasyon uygulanmış olup bu süreç bir çevrim olarak tanımlandı (Şekil 7(b)).



Şekil 7. ÇYD işlemi; (a) ÇYD kalıbı, (b) ÇYD işleminin uygulama adımları

2.3. Uygulanan Prosesler

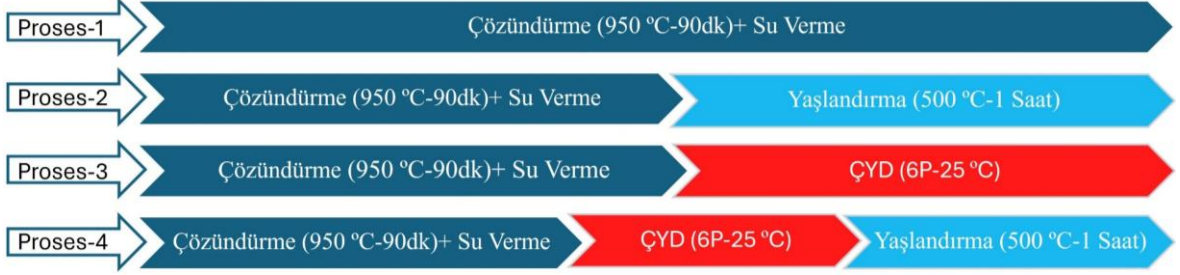
CuNiSi2Cr malzemeden elde edilen numuneler tel erozyon cihazı kullanılarak ile 40x40x20 mm³ kalınlığa getirilmiştir. Uygun ölçülere getirilen numunelere Şekil 8’ de yer alan işlem adımları uygulanmıştır.

Proses 1: İlgili proses kapsamında CuNiSi2Cr ticari alaşıma 950°C’de 90 dakika çözündürme işlemine tabi tutulup hemen ardından su verme işlemi gerçekleştirildi.

Proses 2: İlgili proses kapsamında CuNiSi2Cr ticari alaşımı 950°C’de 90 dakika çözündürme işlemine tabi tutulduktan sonra hemen su verme işlemi gerçekleştirildi. Sonrasında ise bu alaşıma 500°C’de 1 saat yaşlandırma işlemi uygulandı.

Proses 3: İlgili proses kapsamında CuNiSi2Cr alaşım 950°C’de 90 dakika çözündürme işlemine tabi tutulup su verme işlemi gerçekleştirildi. Ardından ilgili numuneler oda sıcaklığında 6 paso (2 çevrim) ÇYD işlemine tabi tutuldu.

Proses 4: Proses-3 kapsamında 2 çevrim ÇYD işlemi uygulanan alaşıma 450°C’de 1 saat yaşlandırma işlemi uygulandı.



Şekil 8. Prosesler kapsamında uygulanan işlem adımları

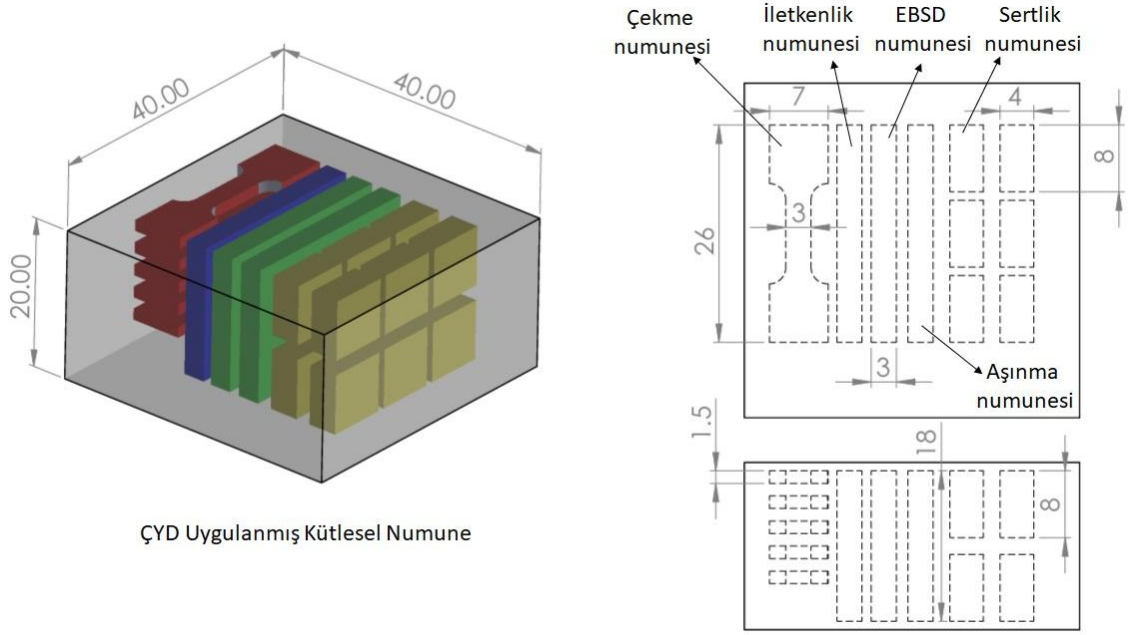
2.4. Mikro Yapısal İncelemeler

İlgili prosesler sonrası ortaya çıkan mikro yapısal durumların belirlenebilmesi için Optik Mikroskop (OM) ve EBSD kullanıldı. OM incelemeleri öncesinde numune yüzeyleri 1000-2500 gritlik zımparaları kullanılarak zımparalandı. Sonrasında keçe ve farklı boyutlarda alümina çözeltisi (5µm, 1µm ve 0.3µm) kullanılarak parlatıldı. Parlatılan numuneler 5gr FeCl₃+10ml HCl ve 100 ml saf su içeriğine sahip bir dağlayıcı solüsyon içerisinde dağlanarak yapıları ortaya çıkarıldı ve OM da farklı büyütmelerde görüntüleri alındı. EBSD incelemeleri için numuneler benzer şekilde parlatıldıktan sonra Zeiss Sigma 500 SEM cihazında incelemeler yapıldı. Bu incelemelerde alaşıma ait tane boyutu ve morfolojisi, ortalama tane yönelim haritaları (KAM) ve tanelerin yapısal durumları ortaya koyulmaya çalışıldı.

2.5. Mekanik Özellik İncelemeleri

Uygulanan deformasyon ve yaslandırma işlemleri sonrasında elde edilen yapıların sertlik değerlerinin belirlenmesi için konumları ve boyutları Şekil 9’da gösterilen numuneler üzerinde mikro sertlik ölçümleri yapıldı. Sertlik ölçümleri Vickers Duramin sertlik ölçüm cihazı kullanılarak 500 gr. yük ve 12 sn. bekleme süresinde 10 farklı ölçüm alınarak gerçekleştirildi ve bu ölçümlerin aritmetik ortalaması hesaplanarak ilgili yapıya ait ortalama sertlik değeri belirlendi.

Mukavemet ve süneklik değerlerinin belirlenmesi için farklı prosesler uygulanmış numuneler üzerinden tel erozyon yöntemi kullanılarak çıkartılan $3 \times 1,5 \times 26 \text{ mm}^3$ boyutlarına ve yassı şekilli numuneler kullanıldı. İlgili numuneler oda sıcaklığında ve $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında Instron 3382 universal çekme-basma test cihazı kullanılarak çekme testine tabi tutuldu. Her koşulda çekme testleri en az 3 kez tekrarlandı. Bu testlerden elde edilen değerlerin ortalaması alınarak ilgili koşuldaki numuneye ait akma, çekme ve yüzde uzama değerleri belirlendi.



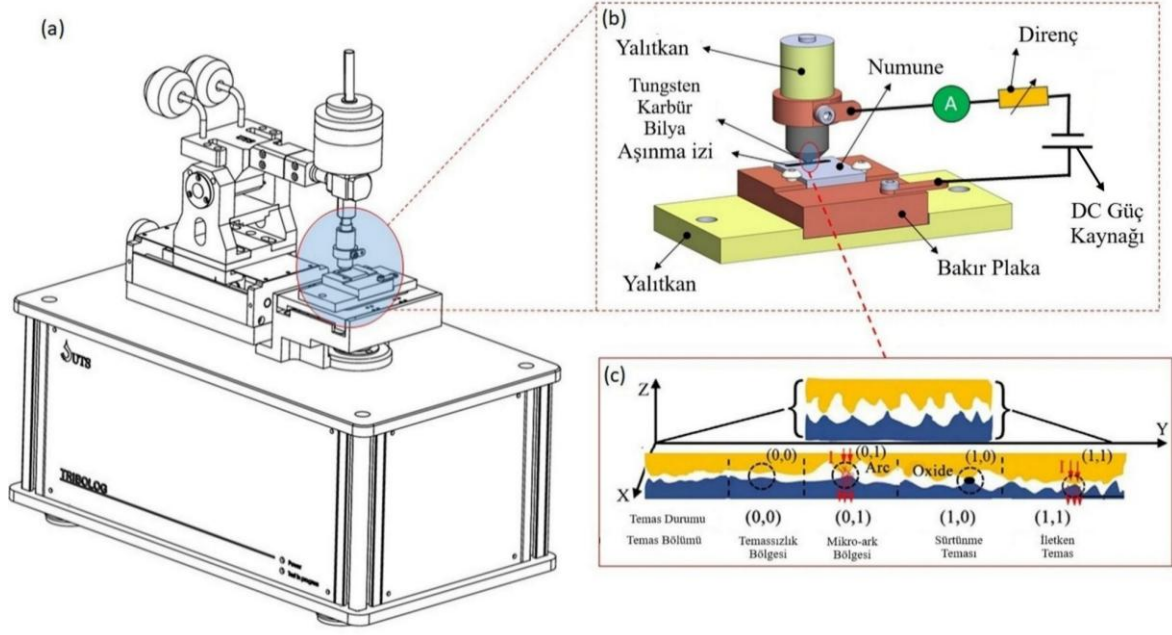
şekil 9. Çalışma kapsamında ÇYD uygulanmış kütlesel numune ve bunun üzerinden çıkarılan test numuneleri ve boyutları

2.6. İletkenlik İncelemeleri

İlgili prosesler sonrası elde edilen yapıların Elektriksel iletkenlik değerlerinin belirlenmesi için numune üzerinden çıkarılan $20 \times 20 \times 3 \text{ mm}^3$ boyutlarına sahip numuneler kullanıldı (şekil 9). Sertlik lmleri öncesinde numunelerin yüzeyleri kademeli olarak 250-600-800-1200 gritlik zımparalar ile zımparalanarak ölçümler için uygun hale getirildi. Elektriksel iletkenlik lmleri Fischer Sigmascope cihazı kullanılarak %IACS cinsinden ölçüldü.

2.7. Aşınma Davranışının İncelenmesi

Çalışma kapsamında belirlenen proses adımları sonrası numunelerin belirlenen koşullardaki sürtünme-aşınma davranışları ark etkili aşınma test modülü adaptasyonu yapılmış şematik gösterimi Şekil 10 (a)'da verilen UTS Tribolog (UTS Triboloji) cihazı kullanılarak ortaya koyulmaya çalışıldı. Sisteme uyarlanan Marxlow KXN-1560D marka doğru akım güç kaynağı sayesinde test suresince temas yüzeyinden belirlenen seviyede sabit akımın geçmesi sağlandı (Şekil 10(b)). İlgili testler ASTM G133 standardına uygun olarak gerçekleştirildi. Atmosfer koşullarında ve kuru ortamda uygulanan testlerde normal yük 10 N, çalışma frekansı 2 Hz, strok uzunluğu 10 mm ve kayma mesafesi 150 m (7500 çevrim sayısı) olarak seçildi. Testlerde karşıt yüzey olarak ~2200 Hv seviyesinde sertlik değerine sahip olan iletken tungsten karbür bilye kullanıldı. İlk olarak proses 2 ve proses 6 adımları sonrası elde edilen örneklerin akımsız koşullardaki aşınma davranışı ortaya koyulmaya çalışıldı. Ardından elektrik akım seviyesi 10A, 20A ve 40A seçilerek sürtünme aşınma testleri tekrardan gerçekleştirildi. Akımsız ve akımlı koşullarda uygulanan testler saçılımaların önlenmesi amacıyla en az 2 kez tekrarlandı. Testler sırasında sürtünme katsayısı sürekli kayıt altına alınarak sürtünme katsayısının anlık değişimleri ortaya koyuldu. Aşınma sonrası sürtünme kayıplarının ve yüzey topografik görüntülerinin elde edilmesi için Nanofocus µscan lazer profilometresi kullanılarak 2D ve 3D yüzey görüntüleri elde edildi. Bu görüntülerdeki verileri kullanarak ilgili numunelere ait hacimsel aşınma kayıpları ortaya koyuldu. Ayrıca, sürtünme mekanizmalarının saptanması için detaylı Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Yüzey Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDS) analizleri gerçekleştirildi. Bu incelemelerde Zeiss EVO LS10 markalı taramalı elektron mikroskobu kullanıldı.

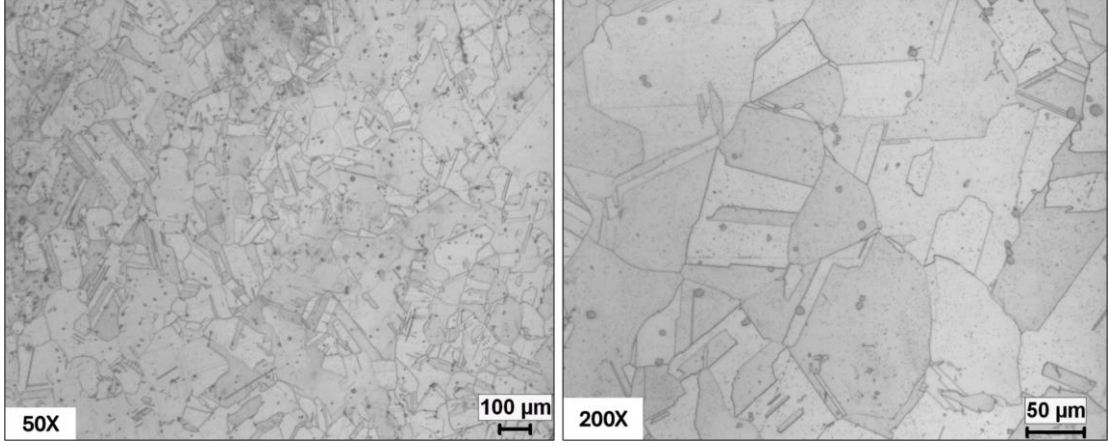


Şekil 10. Tribolojik sistemin şematik gösterimi: (a) lineer hareket modülü adapte edilmiş tribometre (UTS Tribolog), (b) elektrik akım taşıyıcılı tribolojik sistemin şematik gösterimi ve (c) elektrik akım taşıyıcılı tribolojik sistemdeki temas durumlarının şematik gösterimi (Huang vd., 2024)

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

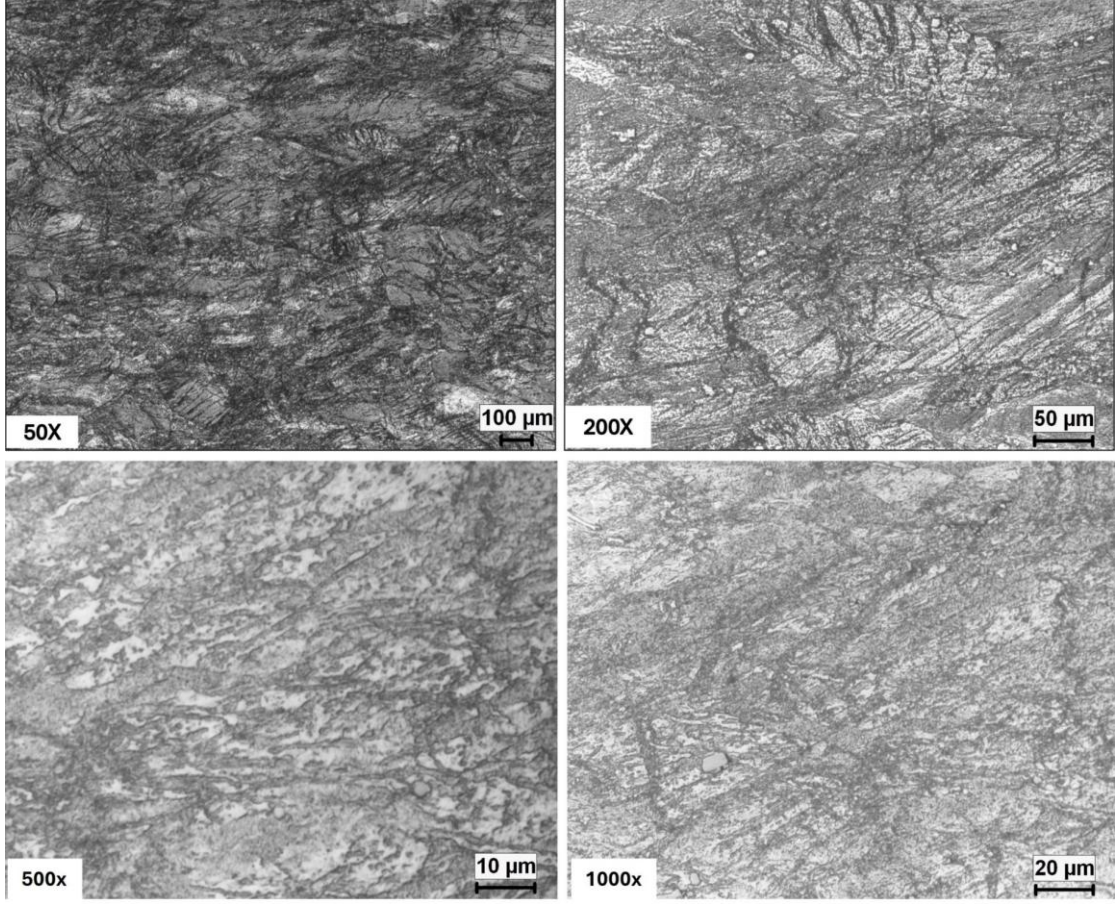
3.1. Mikroyapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular

Şekil 11’de çalışma kapsamında kullanılan CuNi₂SiCr bakır numunesinin proses-2 koşulları sonrası sahip olduğu mikroyapıya ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Genel olarak bakıldığında yapıda boyutları 50 µm ile 200 µm arasında değişen iri ve ince tanelerin bir arada olduğu bir yapı dikkati çekmektedir. Alınan bu görüntüler üzerinden lineer kesiştirme metodu kullanılarak yapılan ortalama tane boyutu ölçümlerinde yapının 120±25 µm ortalama tane boyutuna sahip olduğu belirlendi. Ayrıca ilgili görsellerden de net olarak görüldüğü üzere, yapıda yoğun olarak ikiz sınırlarının var olduğu ve bu oluşumların yapı genelinde homojen dağıldığı dikkati çekmektedir. İkiz sınırlarının genel olarak düşük istiflenme kusuru enerjisine sahip alaşımların yapısında tavlama sonrası yoğun olarak oluştuğu ifade edilmektedir. Tez çalışması kapsamında ilgili alaşımın yapısında yaşlandırma işlemi sırasında oluşan çökeltilerin formunu ve şekillerinin tespitine yönelik TEM ve XRD çalışmaları yapılamamıştır ancak mevcut literatür incelendiğinde Cu–Ni–Si ve Cu-Ni-Si-Cr alaşımlarının yapısında genel olarak yaslandırma sırasında Ni₂Si (Wang vd., 2021),(Semboshi vd., 2016),(Lai vd., 2022), Ni₅Si₂ (Wu vd., 2015) ve Ni₃Si (Lai vd., 2022) çökeltilerinin oluştuğu ifade edilmektedir. Özellikle Ni içeriğinin %5’ten az olduğu alaşımlarda stabil ve güçlendirici faz olarak yapıda 3-4 nm çapa sahip olan δ-Ni₂Si intermetalik bileşiğinin var olduğu ifade edilmektedir (Semboshi vd., 2016) (D. M. Zhao vd., 2003) [(Yi vd., 2018) (Lei vd., 2017).



Şekil 11. Proses-2 kapsamında elde edilen yapıya ait farklı büyütmelelerdeki optik mikroskop görüntüleri.

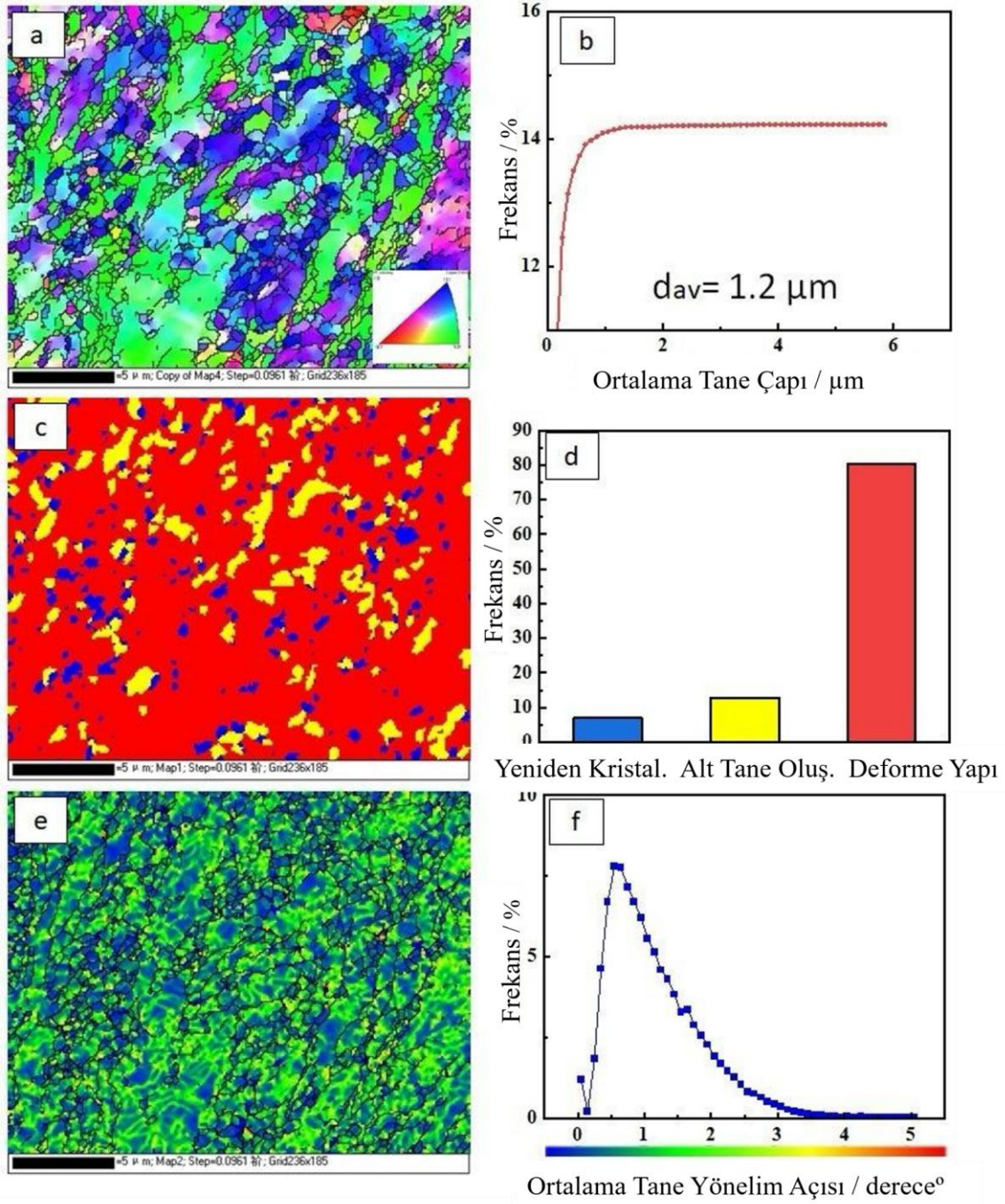
6 Paso ÇYD işlemi sonrası elde edilen mikro yapıya ait OM görüntüleri Şekil 12’de gösterilmiştir. Genel olarak bakıldığında oda sıcaklığında uygulanan deformasyon sonrası yapı genelinde yoğun deformasyon bantlarının olduğu ve yapının ciddi oranda değişikliğe uğradığı net olarak görülebilmektedir. İlgili görüntülerden de anlaşıldığı üzere deformasyon sonrasında tane boyutunun önemli oranda incelenerek mikron seviyelere kadar yaklaştığı ifade edilebilir. Ancak ilgili yapıya ait tane boyutu ilgili görseller üzerinden hesaplanamamıştır.



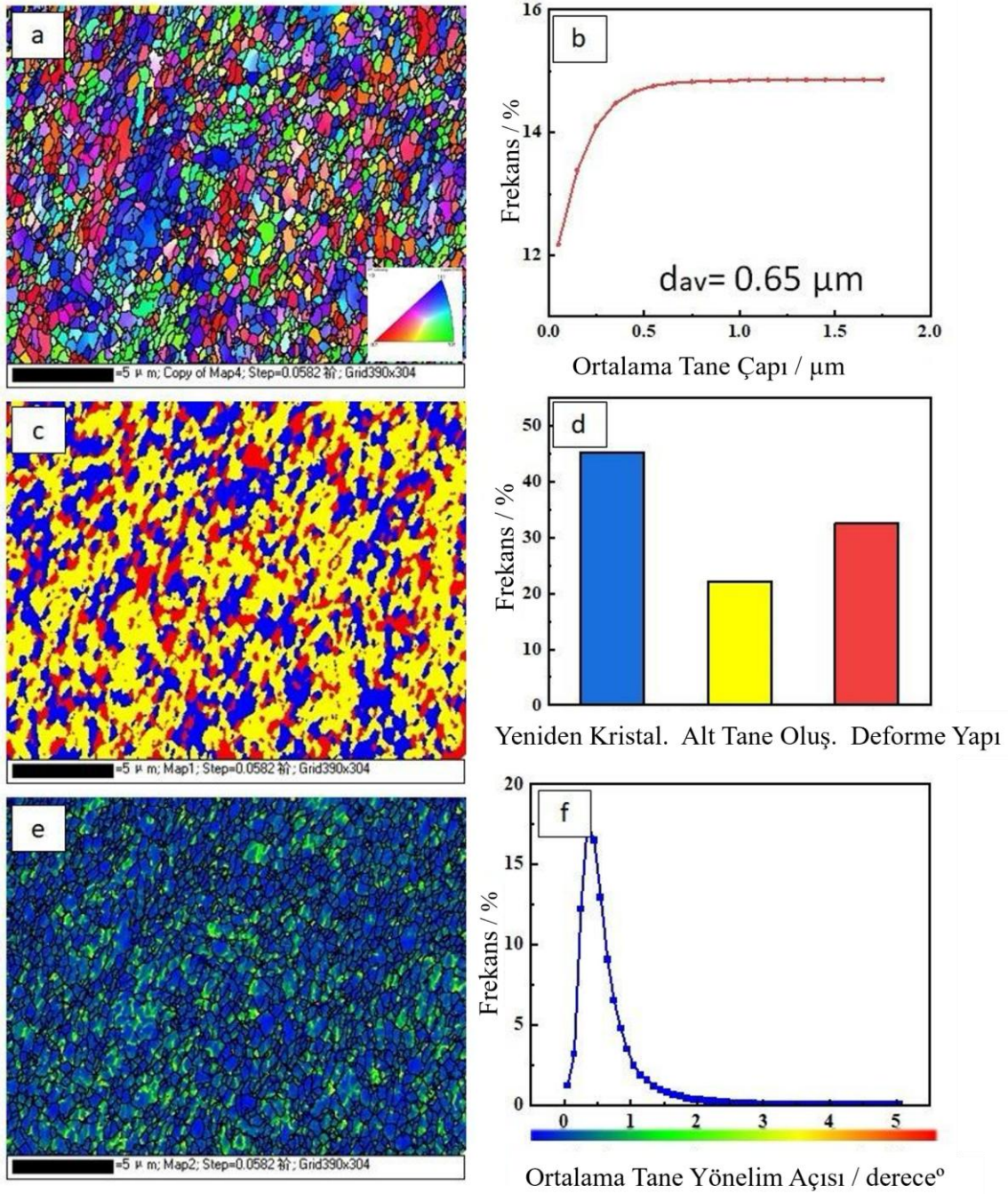
Şekil 12. Proses-3 (Çözündürme + 6 Paso ÇYD) kapsamında elde edilen numunelerin yapısına ait farklı büyütmelerdeki OM görüntüleri

Şekil 13'te ise Proses-3 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen yapıya ait EBSD analiz sonuçları verilmiştir. Genel olarak incelendiğinde çözündürülmüş durumda olan alaşımın yapısının oda sıcaklığında 6 paso (2 çevrim) olarak uygulanan ÇYD işlemi sonrası ciddi oranda değiştiği ve tane boyutunun önemli oranda incelendiği dikkati çekmektedir. Yapı genelinde bimodal bir yapının ortaya çıktığı boyutları 300 nm ile 6 µm arasında değişen ince ve iri tanelerin bir arada bulunduğu açıkça görülebilmektedir (Şekil 13 (a-b)). İlgili görüntüler kullanılarak yapılan ölçümlerde deformasyon sonrası elde edilen yapının ortalama tane boyutunun 1,2 µm olduğu belirlenmiştir. Öte yandan ortaya çıkan bu yapının %80 oranda deforme edilmiş tanelerden oluştuğu ayrıca bu tanelerin yanında alt tane oluşumunun ve yeniden kristalleşmiş tanelerinde yapıda sınırlı oranda bulunduğu söylenebilir (Şekil 13(c-d)). Bu durum EBSD görüntüleri üzerinden yapılan bölgesel yönelim haritaları üzerinden de net olarak görülebilmektedir. Nitekim, (Şekil 13(e-f))'de verilen görüntülere bakıldığında özellikle yoğun deformasyona uğramış bölgelerde

dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak yönelim açısının arttığı dikkati çekmektedir. Dövülmüş yapının pik noktada yaşlandırılması sonrası elde edilen yapının genel durumunun belirlenmesi amacıyla tekrardan EBSD çalışması yapılmış ve ilgili yapıya ait EBSD görüntüleri şekil 14'te verilmiştir. Genel olarak bakıldığında yapıdaki tane incelme etkisinin yaşlandırma işlemiyle birlikte devam ettiği ve ortalama tane boyutunun $0,65 \mu\text{m}$ seviyesine kadar düştüğü görülebilmektedir (Şekil 14(b)). Tane boyutunda görülen bu düşüş etkisinin yaşlandırma işlemi sırasında yapıda yeniden kristalleşme mekanizmasının aktifleşmesiyle ilişkili olduğu değerlendirilmektedir (Şekil 14(a-b)). Ayrıca, uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası yapı genelinde ÇYD işlemi sonrasında deformasyona uğramış tane yoğunluğunun ciddi oranda azaldığı dikkati çekmektedir. (Şekil 14(c-d)) da verilen görüntüler incelendiğinde yapıda yaşlandırma işlemi sonrası yeniden kristalleşme mekanizmasının aktifleştiği ve yeniden kristalleşmiş tane oranının %50 seviyesine kadar ulaştığı ve yapının büyük oranda bu tanelerden ve alt tanelerden oluştuğu görülmektedir. Nitekim literatür çalışmalarına bakıldığında Cu-Ni-Si esaslı alaşımların aşırı plastik deformasyonu üzerine detaylı çalışmaların yapılmadığı ancak Khereddine tarafından yapılan bir çalışmada aşırı plastik deformasyon etkisiyle benzer oranda tane incelmesinin elde edildiği ve deformasyon oranı arttıkça incelme etkisinin daha belirgin şekilde gözlendiği ifade edilmektedir (Khereddine, Hadj Larbi, vd., 2013), (Hadj Larbi vd., 2015; Lee vd., 2014).



Şekil 13. Proses-3 kapsamında uygulanan (Çözündürme + 6 Paso ÇYD) işlem adımları sonrası elde edilen yapıya ait EBSD görüntüleri.



Şekil 14. Proses-6 kapsamında uygulanan (Çözündürme + 6 Paso ÇYD + Yaşlandırma) işlem adımları sonrası elde edilen yapıya ait EBSD görüntüleri.

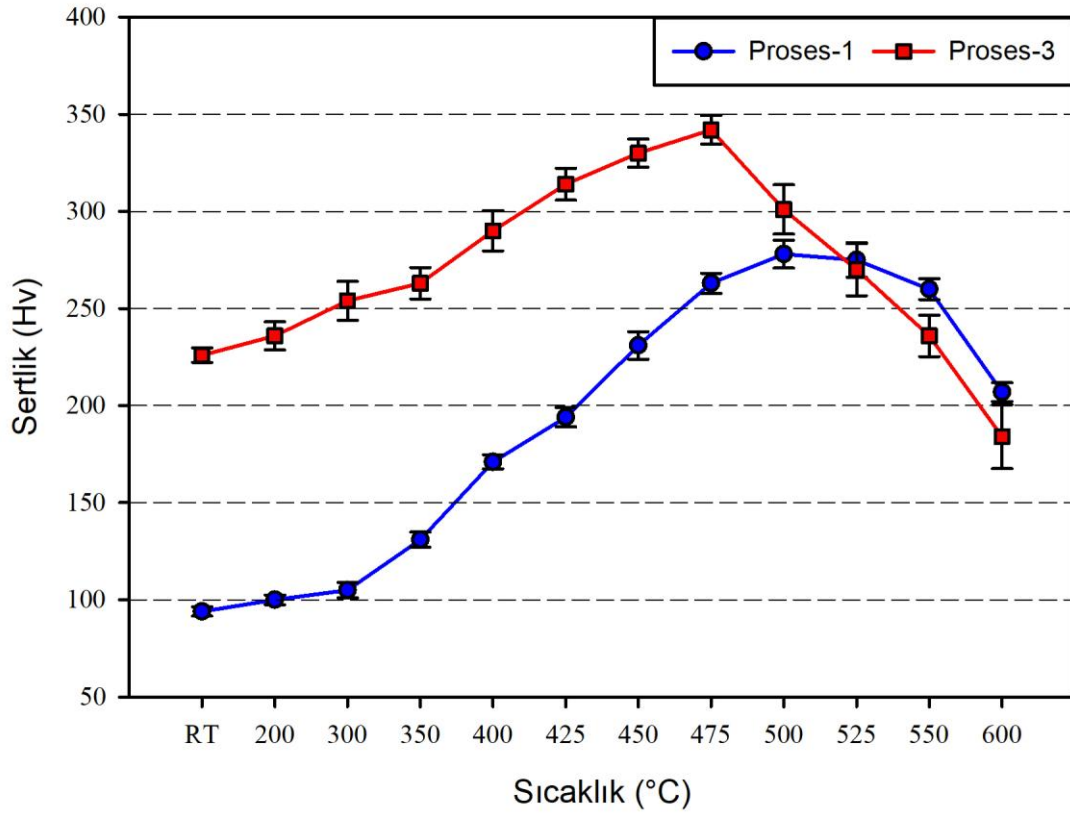
3.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

3.2.1. Sertlik Değişimleri

Çalışma kapsamında Proses-1 ve Proses-3 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen yapılar 200°C ile 600°C arasında değişen farklı sıcaklık seviyelerinde 1 saat yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş ve elde edilen yapılara ait sertliklerin yaşlandırma sıcaklığına bağlı değişimleri Şekil 15 ve Tablo 3'te verilmiştir. Proses-1 (çözündürme+su verme) sonrası alaşımın sahip olduğu $94,1 \pm 2,35$ sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığındaki artışa bağlı olarak yükseliş gösterdiği ve 500°C-525°C sıcaklık aralığında pik değeri olan 278 Hv sertliğe ulaştığı dikkati çekmektedir. Yaşlandırma işlemiyle birlikte sertlik değerinde görülen bu artış yapıda ince ve bağdaşık formdaki çökelti oluşumlarıyla ilişkilendirilmektedir (Q. Lei vd., 2013). Alaşımın 525°C sıcaklık seviyesi üzerinde yaşlandırıldığında ise sertlik değerinin azalma trendine girdiği, 550 °C'nin üzerinde ise hızlı bir şekilde düşmeye başladığı (aşırı yaşlanma sürecine girdiği) ve 600°C'de yapılan yaşlandırma sonrasında ise sertliğinin $207 \pm 4,88$ seviyesine kadar gerilediği görülmektedir. Bu durum ise yapıda oluşturulan ince ve bağdaşık çökeltilerin irileşmeye başlaması, çökeltilerin matris yapıyla olan bağdaşıklığının bozulması ve tane irileşmesinin başlamasıyla ilişkilendirilebilir (Şekil 15 ve Tablo 3).

Proses-3 kapsamında çözündürülmüş yapıya uygulanan 2 çevrim (6 paso) ÇYD işlemi sonrası elde edilen örnekler Proses-1 kapsamında oluşu gibi benzer sıcaklık aralığında ve sürelerde yaşlandırma işlemine tabi tutularak sertlik değeri ölçülmüş ve sıcaklıkla değişimleri Şekil 15'te verilmiştir. Genel olarak bakıldığında çözündürülmüş ve su verilmiş yapıya uygulanan 6 paso ÇYD işlemi alaşımın ÇYD öncesi sertlik değerini $94,1$ seviyesinden $226 \pm 5,73$ Hv seviyesine kadar yükselttiği ve sertlik değerinde deformasyon etkisiyle %141 oranında bir artış elde edildiği dikkati çekmektedir. Sertlik değerinde ortaya çıkan bu artış etkisi matris yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun artması ve tane incilmesi etkisine bağlanarak açıklanabilir (Şekil15). İlgili yapıya deformasyon sonrası uygulanan yaşlandırma işlemiyle yapının sertlik değerinin artmaya devam ettiği ve 450-475°C civarında maksimum değeri olan $342 \pm 12,8$ Hv değerine kadar ulaştığı görülmektedir (Şekil 15). Deformasyon sonrası yaşlandırma etkisiyle sertlik değerlerinde görülen bu artış etkisi yapıda oluşturulan nano boyutlu ve bağdaşık çökeltilerle ilişkilidir. Genel olarak bakıldığında deforme edilmiş yapıda deformasyona uğramamış yapıya (Proses-1) kıyasla maksimum sertlik değerine (pik sertlik değerine) daha düşük sıcaklıklarda ulaşılmaktadır.

Bu durum soğuk deformasyon etkisiyle yaşlandırma sürecinin hızlandığının bir göstergesi olarak ifade edilebilir ve yapıdaki artan dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak artan iç enerjiyle ilişkilendirilebilir (Purcek vd., 2016). Ayrıca, yaşlandırma sürecinde Proses-1 (Çözündürme + su verme) kapsamında elde edilen yapıda Proses-3 (Çözündürme + su verme + 6 paso ÇYD) kapsamında elde edilen yapıya kıyasla daha belirgin (daha yüksek oranda) bir sertlik artışı ortaya çıkmaktadır. Proses-1 kapsamında elde edilen yapıda yalnızca çökelti oluşumuna bağlı sertlik artışı görülürken deforme edilmiş yapıda (Proses-3) yaşlandırma sırasında hem sertleşme hem de yumuşama söz konusudur. Deforme edilmiş yapıda çökelti oluşumuyla sertlik artışı elde edilirken yapısındaki dislokasyon yoğunluğunun azalmasına veya dislokasyonların yeniden düzenlenmesine bağlı olarak ortaya çıkan bir yumuşama etkisi oluşmaktadır. Yaşlandırma sıcaklığının 475 °C'nin üzerine çıkartıldığında ise sertlik değerlerinde hızlı bir azalma meydana gelmektedir. Bu düşüş trendinin hem yapıdaki bağdaşık çökeltilerin kararsız hale gelmesi ve irileşmesi, hem de yapıdaki dislokasyonların yeniden düzenlenmesi ve yeniden kristalleşme neticesinde ortaya çıktığı söylenebilir (Cheng vd., 2014).



Şekil 15. Proses-2,4 ve 6 numunelerine yapılan yaşlandırma sonucu elde edilen sertlik değerleri

Tablo 3. Proses-1 ve Proses-2 aşamaları sonrası elde edilen yapılarda yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak elde edilen sertlik değerleri.

Yapısal Durumlar		Proses-1 (Hv)	Std. Sap.	Proses-3 (Hv)	Std. Sap.
Yaşlandırma Sıcaklıkları (°C) / 1 saat	25	94,12	2,35	226,5	5,73
	200	99,53	2,51	236	7,51
	300	105	3,96	254,1	8,25
	350	130,87	3,94	263	8,76
	400	171,37	3,06	290,1	10,83
	425	194,12	4,99	314,4	9,32
	450	231,12	7,1	330,2	9,35
	475	263,87	5,19	342	12,79
	500	278	7,21	301,7	14,27
	525	275,25	8,84	270,9	16,39
	550	260,25	5,41	236,9	14,59
	600	207,87	4,88	184,5	14,8

3.2.2. Temel Mukavemet ve Süneklik Değerleri

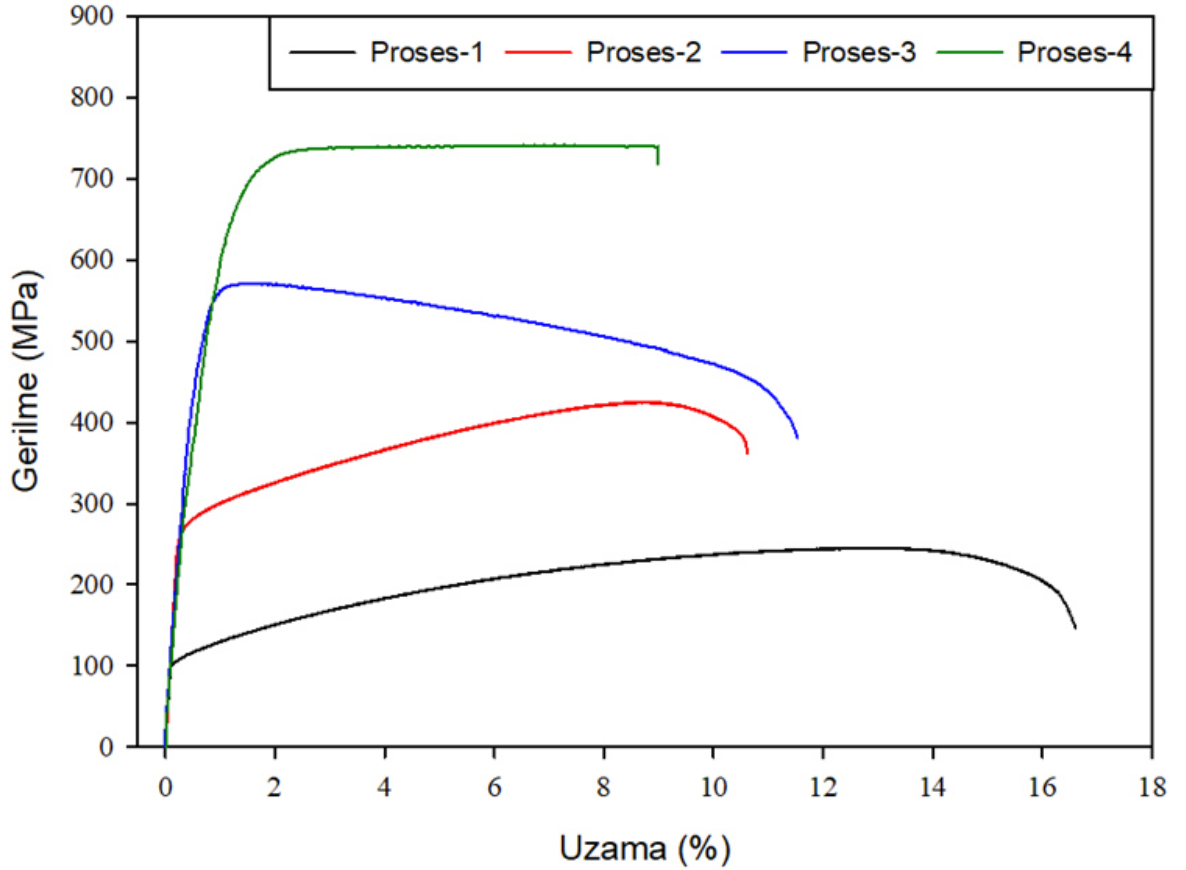
Proses-1 kapsamında çözündürülmüş ve su verilmiş ve sonrasında bu alaşım yaşlandırılarak elde edilmiş (Proses-2) alaşıma ait gerilme-uzama eğrileri ve bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Tablo 4'te verilmiştir. Genel olarak bakıldığında Proses-1 kapsamında elde edilen alaşım sahip olduğu iri taneli yapısı sayesinde yüksek süneklik ve düşük mukavemet değerlerine sahiptir. Nitekim ilgili alaşım akma, çekme ve süneklik (uzama) değerlerine bakıldığında sırasıyla 119 ± 14 MPa, 234 ± 25 MPa ve $18,5 \pm 2,1$ olduğu görülmektedir. Ayrıca, ilgili alaşımın geniş bir homojen plastik deformasyon bölgesine sahip olduğu ve çekme sırasında büyük oranda homojen olarak deforme olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum büyük oranda dislokasyonsuz bir içyapıya sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Bu yapıya ait alaşımın akma ve çekme dayanımı arasındaki var olan büyük farkta bu durumu doğrular niteliktedir. Proses-1'e ait yapının pik sertlik değerine karşılık gelen sıcaklık ve sürede ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$ –1 saat) yaşlandırılması sonrası elde edilen yapıya (Proses-2) ait gerilme-uzama eğrisi incelendiğinde, çökelti oluşumuna bağlı olarak eğri karakterinin değiştiği alaşımın akma ve çekme dayanımı değerlerinin arttığı, süneklik değerinin ise azaldığı dikkat çekmektedir. Nitekim ilgili yapıya ait akma dayanımı değeri yaşlandırma öncesi duruma göre 136 artarak $280 \pm 2,82$ MPa'a, çekme dayanımı ise

%91 artışla $448 \pm 32,5$ MPa'a yükselirken, uzama değeri ise %40 azalarak $10,7 \pm 0,3$ seviyesine gerilemiştir. Ayrıca, uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası homojen plastik deformasyon bölgesi bir miktar daralsa da Proses-1'e ait eğriye benzer şekilde geniş bir homojen plastik deformasyon bölgesine sahip eğri karakterinin ortaya çıktığı görülmektedir. Gerilme ve süneklik değerlerinde ortaya çıkan bu farklılık, yaşlandırma sonucu içyapıdaki çökeltilerin oluşması ve bu nedenle çoğalan dislokasyonların hareketlerinin güçleşmesinden kaynaklanmaktadır.

Proses-1 kapsamında çözündürülmüş ve ardından su verilmiş alaşıma oda sıcaklığında 6 paso (2 çevrim) olarak uygulanan ÇYD işlemi sonrası elde edilen yapıya (Proses-3) ait gerilme-uzama eğrisi Şekil 16'da verilmiştir. Genel olarak bakıldığında uygulanan plastik deformasyonun alaşımın gerilme-uzama eğrisinin değişim karakteri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu dikkati çekmektedir. Deformasyon öncesi yapıya (Proses-1) kıyasla alaşımın homojen deformasyon bölgesinin neredeyse ortadan kalktığı alaşımın akma dayanımını geçmesi sonrası hızlı bir şekilde çekme dayanımına ulaştığı görülmektedir (Şekil 16). Bu durum alaşımın akma ve çekme dayanımı değerlerinin birbirine yakınlığından da rahatlıkla anlaşılabilmektedir (Tablo 4). Fakat ilgili yapıya sahip alaşımda Proses-1 ve Proses-2 kapsamında elde edilen yapıların aksine homojen olmayan deformasyon bölgesinin uzadığı dikkati çekmekte olup deformasyon daha çok homojen olmayan türde gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Ayrıca, yapıya uygulanan ÇYD işlemi alaşımın akma ve çekme dayanımı değerlerini ciddi oranda artırırken süneklik değerinde ise önemli bir değişime sebep olmamıştır. Nitekim, 6 paso ÇYD işlemi sonrası alaşımın akma ve çekme dayanımı değerleri ile uzama (%) değeri sırasıyla 576 ± 59 MPa, 595 ± 33 MPa ve $9,5 \pm 4,2$ olarak elde edilmiştir. Deformasyon öncesi yapıyla kıyaslandığında akma ve çekme dayanımı değerlerinde sırasıyla %385 ve %155 oranında bir artış elde edilirken süneklik değeri ise %50 oranında azalmaya uğramıştır. Alaşımın temel mukavemet değerlerinde ortaya çıkan bu ciddi artış yapıda oluşturulan ciddi orandaki tane incelme etkisi ve dislokasyon yoğunluğundaki artışla ilişkilendirilebilir. Nitekim alaşımın deformasyon öncesi yapısının $120 \mu\text{m}$ ortalama tane boyutuna sahip olduğu bilinirken (Şekil 11), deformasyon sonrası tane boyutunun $1,2 \mu\text{m}$ seviyesine kadar azaldığı EBSD görüntüleriyle ortaya koyulmuştu. Ortalama tane boyutunda ortaya çıkan bu ciddi düşüş Hall-Petch bağlantısına göre alaşımın temel mukavemet değerlerinin artışındaki temel etkenlerden biri olarak ifade edilebilir.

Proses-3 kapsamında uygulanan deformasyon sonrası alaşımın tekrardan pik sertlik değerine karşılık gelen sıcaklık ve sürede ($475 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat) yaşlandırılmasıyla elde edilen

yapıya (Proses-4) ait gerilme uzama eğrisi Şekil 16'da gösterilmiştir. Genel olarak bakıldığında alaşımın mukavemet değerlerinin deformasyon sonrası uygulanan yaşlandırma işlemiyle birlikte daha da artırılarak maksimum değere ulaştığı görülmektedir. Nitekim ilgili yapıya akma, çekme mukavemet değerleri ve kopma uzaması değeri sırasıyla 700 ± 41 MPa, $747 \pm 5,65$ MPa ve $7 \pm 1,4$ olarak elde edilmiştir. Mukavemet değerlerinde görülen bu artış ve süneklikte ortaya çıkan kısmi azalma etkisi sertlik değerleriyle paralellik göstermekte olup yapıda oluşturulan nano boyutlu ve bağdaşık çökeltilerle ilişkilendirilebilir. Ayrıca, mukavemet değerlerinde görülen bu artışta yaşlandırma ile ortaya çıkan ortalama tane boyutundaki azalmanın da etkisinin olduğu açıktır. Nitekim deforme edilmiş yapının yaşlandırılması sonrası yapıda yeniden kristalleşme mekanizmasının aktifleşmesiyle ortalama tane boyutunda bir incelmenin olduğu EBSD görüntüleriyle ortaya konulmuştu (Şekil 14).



Şekil 16. Farklı proses koşullarına tabi tutulan numunelerin gerilme-%uzama diyagramı

Tablo 4. Proses-1, Proses-2, Proses-3 ve Proses-4 kapsamında elde edilen yapılara ait akma ve çekme dayanımları, uzama ve elektriksel iletkenlik değerleri

Uygulanan İşlemler	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Elektriksel İletkenlik (%IACS)
Proses-1	119±14	234±25	18,5±2,1	17,4
Proses-2	280±2,82	448±32,5	10,7±0,3	40,4
Proses-3	576±59	595±33	9,5±4,2	15,9
Proses-4	700±41	747±5,65	7±1,4	33,5

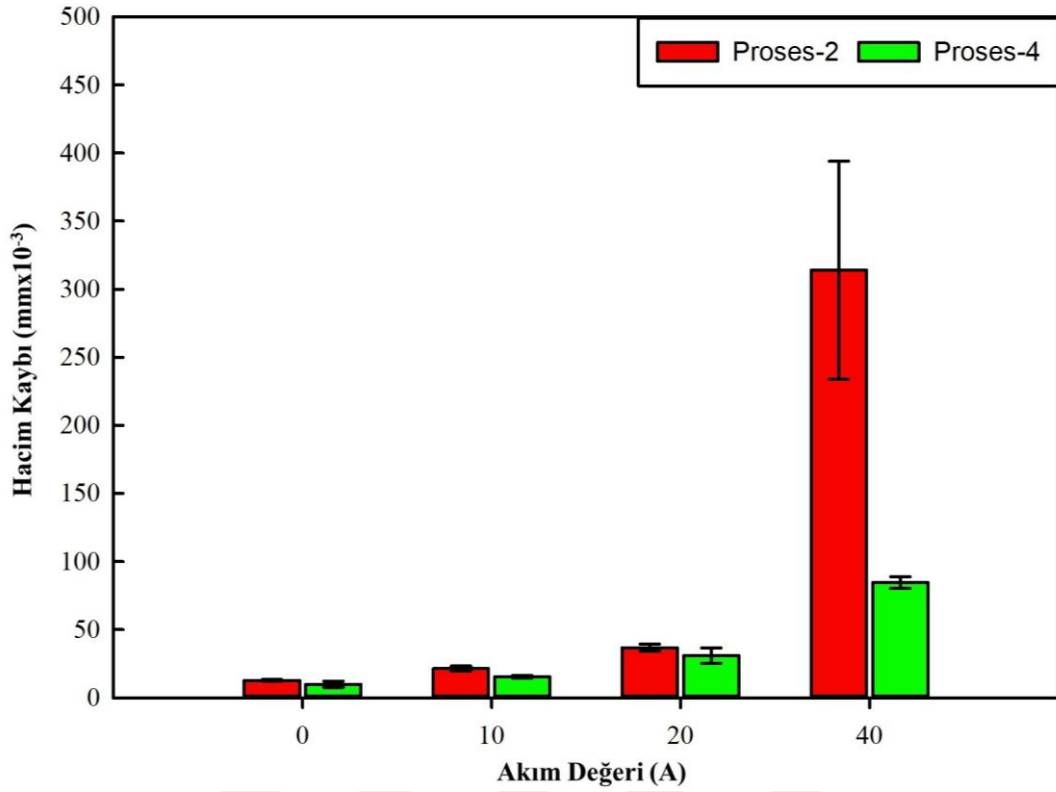
3.2.3. Elektriksel İletkenlik Değerleri

IACS göre yapılan elektriksel iletkenlik ölçümlerinde Proses-1 sonunda elektriksel iletkenlik değeri %17,4 IACS olarak ölçülürken, 450°C’de 1 saat yaşlandırma işlemiyle iletkenlik değerinin tekrardan artış göstererek %40,4 değerine kadar ulaşmaktadır. Bu durum çözündürme işlemiyle düşen iletkenlik değerinin yapıda oluşturulan ince çökelti oluşumuyla tekrardan artırılabilceğini göstermektedir. Diğer taraftan, çözündürülmüş ve ardından su verilmiş yapıya uygulanan ÇYD işlemi sonrası elektriksel iletkenlik değerinin %17,4 seviyesinden %15,8 seviyesine kadar gerilemiştir. Bu durum büyük oranda yapıdaki soğuk deformasyon etkisiyle artan dislokasyon yoğunluğu ve matris yapının bozulmasıyla ilişkilendirilebilir. Deformasyon sonrası ultra ince taneli formda elde edilen bu yapının iletkenliği sonrasında uygulanan yaşlandırma işlemiyle tekrardan artırılarak %33,5 seviyesine kadar yükselmiştir. Bu durum UİT yapı oluşumunun iletkenlik üzerinde sınırlı bir etkisinin bulunduğunu göstermektedir. Nitekim elde edilen bu sonuçlar literatürde yer alan farklı çalışmalarda ulaşılan bulgularla uyumludur (Cheng vd., 2014) (Young G. Kim, 1986).

3.3. Tribolojik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

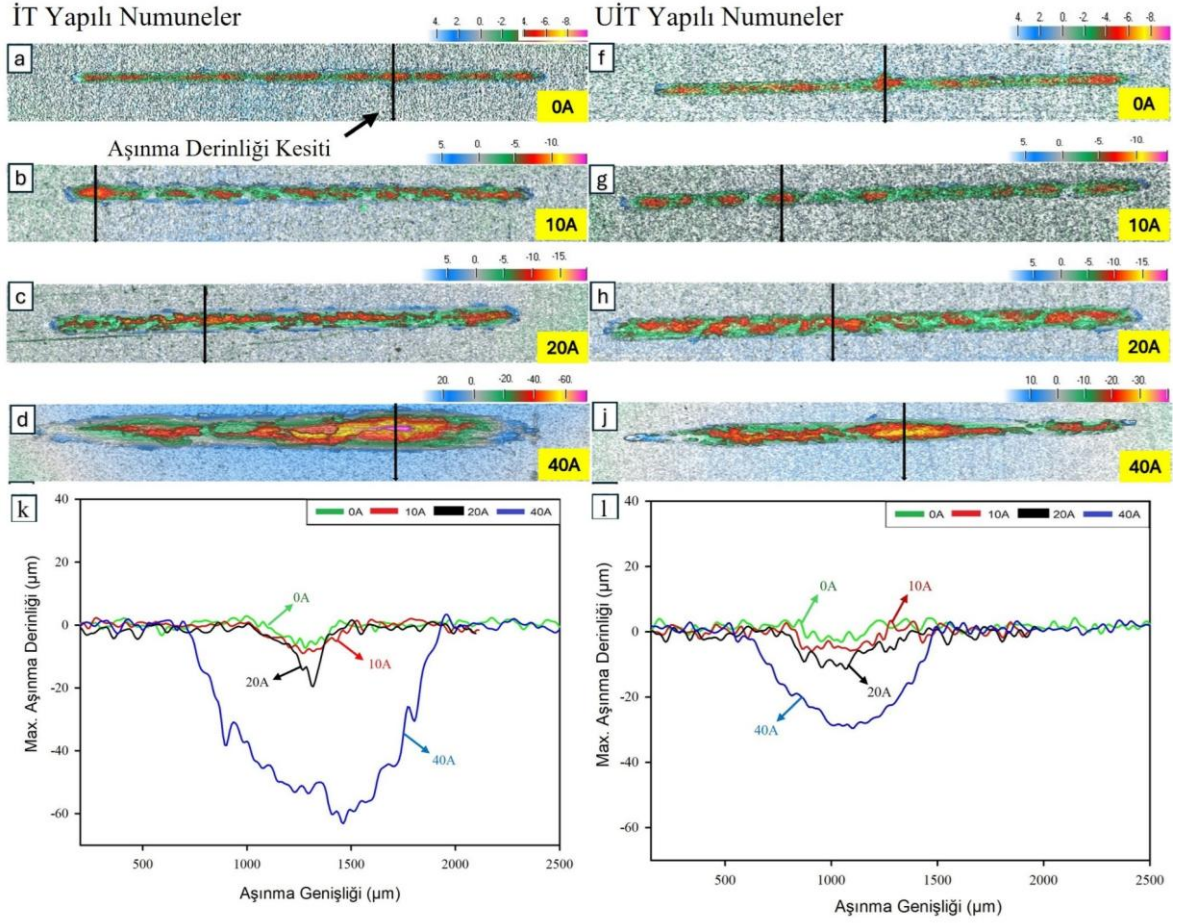
Şekil 17’de proses-2 ve proses-4 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen yapılara farklı koşullarda uygulanan sürtünme aşınma testlerinden elde edilen hacim kayıpları gösterilmektedir. Genel olarak bakıldığında hem deformasyona bağlı tane

incelmesinin hem de uygulanan test koşullarının CuNi₂SiCr alaşımın aşınma kayıplarını doğrudan etkilediği açık bir şekilde görülmektedir. Bütün test koşullarında UİT’li yapıya sahip numunelerin bütün test koşullarında daha düşük aşınma kayıpları sergilediği görülürken, test sırasında uygulanan akım değerinin artmasıyla birlikte aşınma kayıplarının da ciddi anlamda arttığı dikkati çekmektedir. Nitekim, iri taneli numune için hacimsel aşınma kaybı, akımsız test koşulları altında $12,82 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ olarak ölçülürken, bu değer 10A, 20A ve 40A’lık elektrik akımı altında sırasıyla $21,36 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$, $36,71 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ ve $313,96 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ seviyesine kadar yükseldiği dikkati çekmektedir. Bu değer, UİT yapıları örnekler için 0A, 10A, 20A ve 40A koşulları altında sırasıyla $9,84 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$, $15,51 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$, $311 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ ve $84,61 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ olarak elde edilmiştir. Artan elektrik akımı yoğunluğuyla birlikte hacimsel kayıpta görülen bu artış 10A ve 20A akım koşullarında sınırlı kalırken, akım değeri en yüksek yoğunluğa çıkartıldığında (40A) hacimsel kayıp değeri İT ve UİT’li numuneler için akımsız koşullara kıyasla sırasıyla 24,5 ve 8,6 kat artış göstermiştir. 40A akım seviyesinde yaşanan bu denli yüksek hacim kaybı artışı farklı aşınma mekanizmalarının aktif hale gelmesiyle ilişkilendirilmektedir. Literatürde yer alan birçok çalışmada da akım yoğunluğu arttıkça aşınma kayıplarının da arttığı bildirilmektedir. Bu artış etkisi ilgili çalışmalarda elektrik akımına bağlı artan oksidasyon ve ark erozyonu gibi ek aşınma mekanizmalarının etkinliğinin artmasıyla ilişkilendirilmiştir. Öte yandan bütün test koşullarında UİT yapıları numunelerin bütün koşullarda İT yapıya sahip numunelerden daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu görülmektedir. Bu durum, büyük oranda yapıların sahip olduğu sertlik ve mukavemet değerleriyle ilişkilendirilebilir. Nitekim mevcut literatür incelendiğinde, genel olarak daha yüksek sertliğe ve mukavemete sahip malzemelerin temas yüzeylerinden kayma sırasında malzeme koparılmasının daha zor olduğu ve bu sebeple de numunenin sertliği arttıkça hacim kaybının azaldığı ifade edilmektedir (Hu vd., 2020).



Şekil 17. Proses-2 ve proses-4 numunelerin aşınma testi sonucunda elde edilen hacim kayıpları

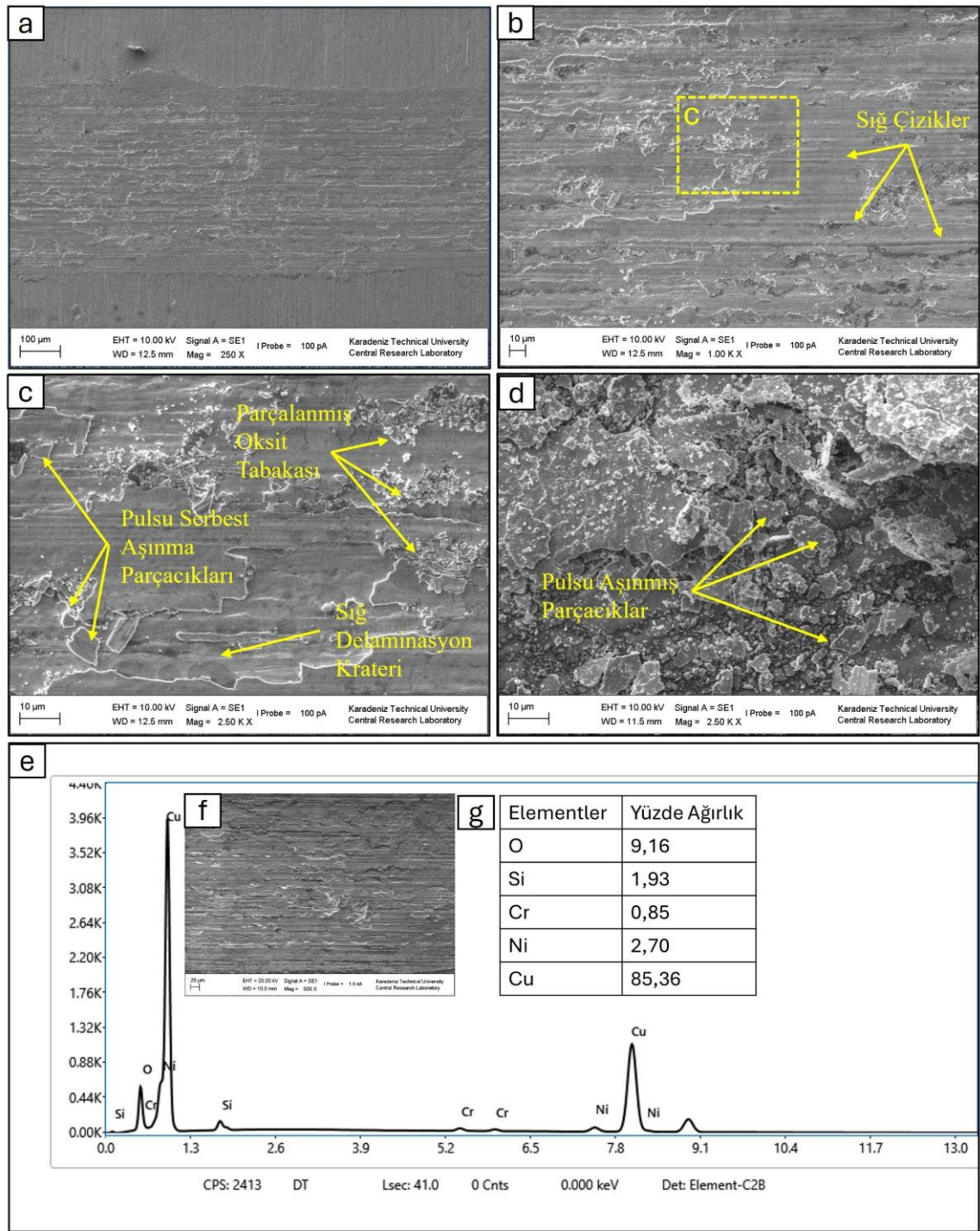
Hem İT'li hem de UİT'li yapıların aşınma testleri sonrası aşınma izleri üzerinden alınan üç boyutlu (3D) yüzey topografik görüntüleri ve bu görüntüler üzerinden elde edilen iki boyutlu aşınma izi derinlik profilleri (maksimum derinlik noktasından alınan 2 boyutlu profiller) Şekil 18'de verilmiştir. Genel olarak incelendiğinde maksimum aşınma izi derinliği ve genişliğinin hem İT'li hem de UİT'li yapılar için akım oranı arttıkça artış gösterdiği dikkati çekmektedir. Ancak, UİT'li yapıya sahip numunelerin İT'li numunelerle kıyaslandığında bütün akım yoğunlukları altında daha dar ve daha sığ bir aşınma izine sahip olduğu söylenebilir. Aşınma kayıplarında ortaya çıkan bu azalma etkisi ÇYD işlemiyle yapıda oluşturulan UİT'li oluşuma bağlı olarak açıklanabilir. Nitekim bu sonuçlar aşınma miktarının sertlikle negatif korelasyonlu olduğunu gösteren tribolojik literatürdeki diğer çalışmalarla tutarlılık göstermektedir.



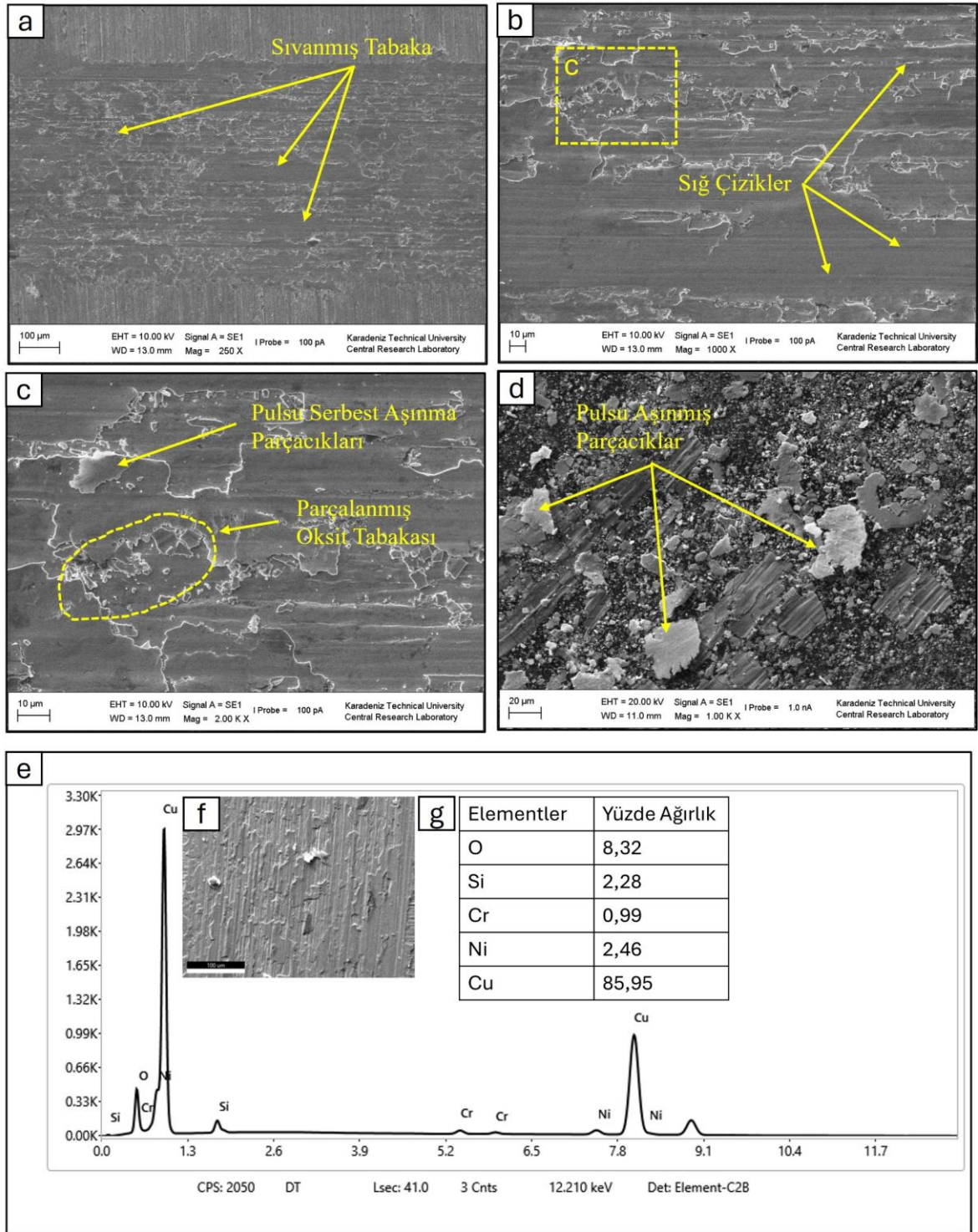
Şekil 18. Proses-2 sonrası elde edilen aşınma izlerinin (a)-(d) 3 boyutlu morfolojisinin görüntüleri, (e) maks. aşınma profili derinliği, (f)-(j) proses-4 sonrası elde edilen aşınma izlerinin 3 boyutlu morfolojisinin görüntüleri, (k)-(l) maks. aşınma profili derinliği.

Proses-2 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen numunelerin akımsız bir ortamda (0A) gerçekleştirilen sürtünme aşınma testi sonunda elde edilen aşınma izlerine ait detaylı SEM görüntüleri ve bu yüzeyleri üzerinde yapılan Yüzey Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDS) analizine ait veriler Şekil 19’ da verilmiştir. Genel olarak bakıldığında İT’li yapılı numuneleri aşınma yüzeyinin oldukça homojen bir yüzey görünümüne sahip olduğu dikkati çekmektedir. BU durum ilgili numuneler için akımsız ortamda gerçekleştirilen test kapsamında yaygın aşınma mekanizmasının adezyon olduğunu göstermektedir. Bu sebeple yüzeyde yer alan aktif aşınma mekanizması olan adezyonun sebep olduğu sığ delaminasyon kraterleri aşınmış yüzey görüntülerinde yaygın bir şekilde görülebilmektedir (Şekil 19(c)). Ayrıca, numunelerin 0A koşulları altında test edilmesi sırasında bilye ve numunenin temas yüzeylerindeki plastik deformasyondan kaynaklı ısı yoğunluklarında artış gerçekleşmektedir. Temas yüzeylerinde oluşan bu ısı yoğunluğunun

oksit oluşumunu arttırdığı bilinmektedir. Nitekim, yüzeyden alınan detay görüntüler incelendiğinde yüzeyde ince bir oksit filminin var olduğu hatta bu oksit filminin tekrarlı gerilmeler altında pul pul parçalanmalar yaşayarak yüzeyden koptuğu dikkati çekmektedir. Bu koşullar altında İT'li numunenin yüzeyinden alınan EDS analizlerine bakıldığında ise (haritalama) ağırlıkça %9,16 seviyesinde bir oksijenin varlığı yüzeydeki oksit tabakasının varlığını doğrulamaktadır. Diğer taraftan aynı koşullarda test edilen UİT'li yapıya ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 20'de verilmiştir. Genel olarak incelendiğinde UİT'li numunelerin yüzeyinde geniş ve ince bir sürtünme filminin var olduğu yüzey görünümü olarak İT'li numunelere kıyasla belirgin bir farklılığın ortaya çıkmadığı söylenebilir. Yüzeyden yapılan EDS analizleri ve film tabakasında gözlenen keskin köşeli parçalanmalar yüzeyde oksitlenmenin var olduğunun açık bir göstergesidir. Tekrar eden çevrimler neticesinde parçalanan bu sert oksit tabakası hem İT'li hem de UİT'li yapılarda ara yüzeyde üçüncü parçacık etkisi yaparak nispeten daha yumuşak olan temas arayüzeyinde abrasiv aşınmayı artırıcı rol oynamaktadır. Nitekim, her iki yapıda da aşınma yüzeylerinde görülen nispeten sık çizikler (Şekil 20-21(b)) bu durumu destekler niteliktedir (R.G. Zhenga, 2010).

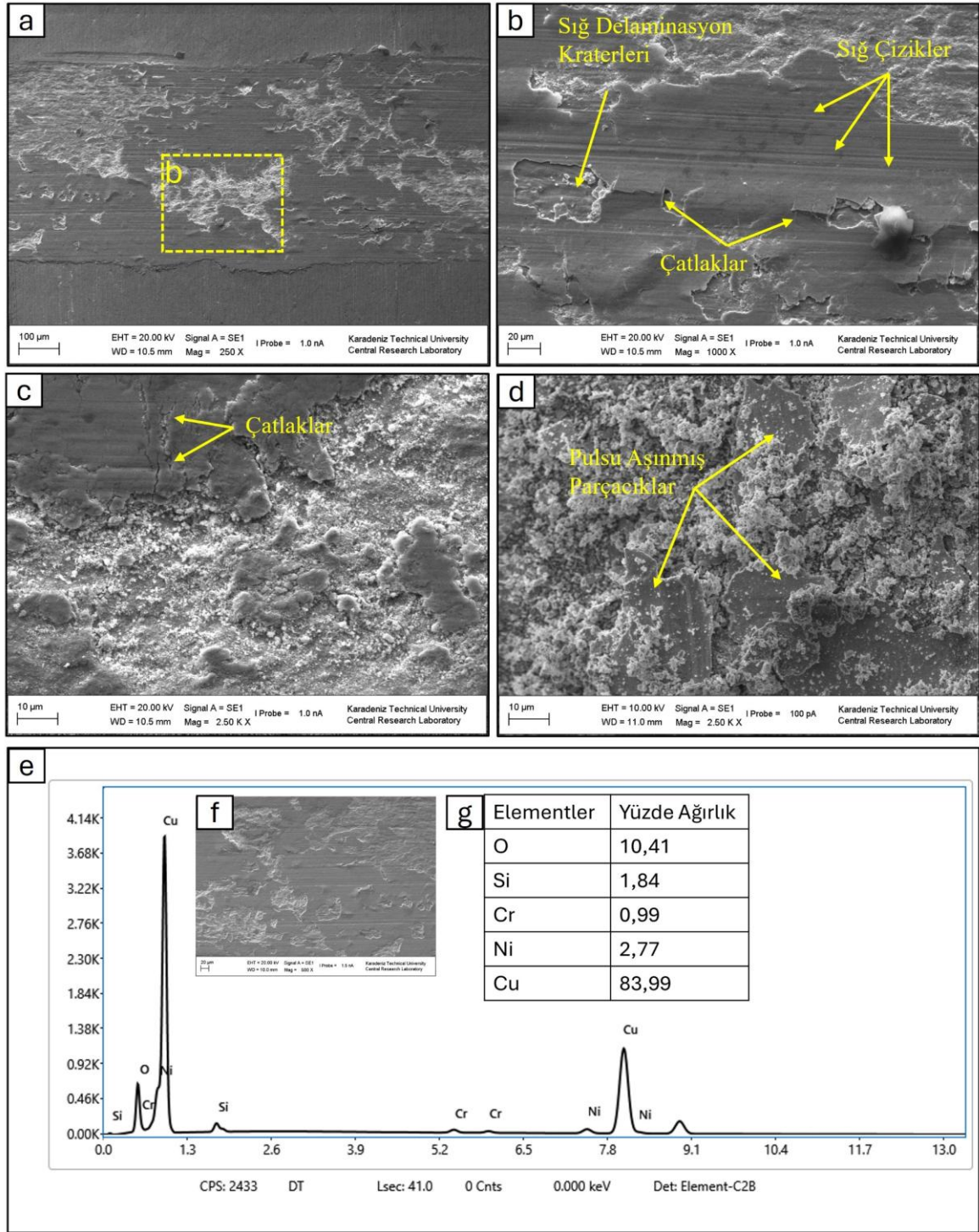


Şekil 19. (a)-(c) Proses-2 numunelerine akımsız bir ortamda yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

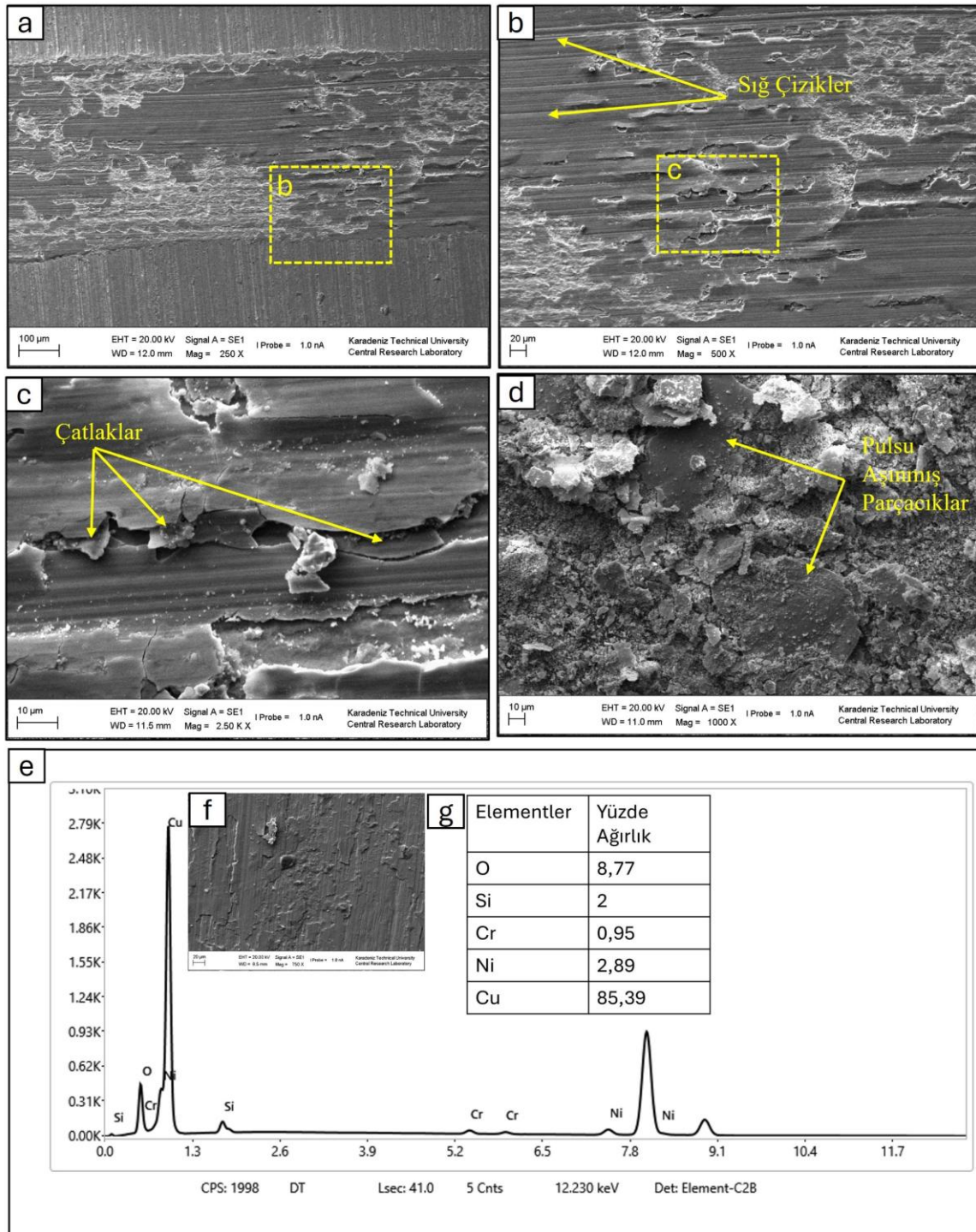


Şekil 20. (a)-(c) Proses-4 numunelerine akımsız bir ortamda yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

Proses-2 ve Proses-4 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen İT’li ve UİT’li numunelerin 10A akım altında gerçekleştirilen sürtünme aşınma testi sonunda elde edilen yüzey görüntüleri ve EDS analiz verileri Şekil 21 ve Şekil 22 de gösterilmektedir. 10A akım altında gerçekleştirilen sürtünme-aşınma testleri sonrası yapılan yüzey incelemelerinde aşınma mekanizmaları açısından belirgin bir farklılık tespit edilememiştir. 10A akım uygulaması test sırasında numune yüzeylerinde kısıtlı bir etki gösterdiği ve yalnızca yüzeydeki film tabakasının bir miktar kalınlaştığı dikkati çekmektedir. Akımsız koşullarda uygulanan aşınma testi sonunda tespit edilen geniş ve pürüzsüz oksitlenmiş sürtünme filmi hala her iki numunenin aşınmış yüzeylerinin büyük çoğunluğunu kaplamaktadır. Ancak bu sürtünme filmi üzerinde oluşan geniş delaminasyonlar her iki örnekte de aşınma oranlarını bir miktar artırmaktadır. Delaminasyon, yüzeyin altında yer alan çatlakların tekrarlı gerilmelerin etkisiyle ilerleyerek diğer çatlaklarla birleşmesi ve kayma yüzeyine paralel olarak büyüyerek yüzeye ulaşması ve nihayetinde geniş bir yüzey tabakasının aşınma yüzeyinden koparak uzaklaşması olarak ifade edilmektedir (Ding vd., 2011). Ayrıca, test süresince uygulanan elektriksel akımın taşınımı ve sürtünme sırasındaki deformasyona bağlı olarak daha fazla ortaya çıkan ısı etki teması ara yüzeyinde oksit yoğunluğunun artmasına, bu durumda yüzey filminin daha da gevrekleşmesinde etkili olduğu düşünülmektedir. Bu durum her iki numunenin sürtünme yüzeyinde de açık bir şekilde görülebilmektedir. Film tabakasında görülen parçalanmalar ve keskin kenarlı parçacık oluşumları (Şekil 22(c)) film tabakasındaki oksitlenme etkisini doğrular niteliktedir. Ayrıca, her iki numunenin yüzeylerinde yapılan EDS analizinde oksit varlığının akımsız uygulamaya göre nispeten artış gösterdiği gözlemlenmektedir (Şekil 21(g) ve Şekil 22(g)). Bu durumun ilgili koşullar altında oksitlemeye dayalı aşınma kayıplarını artırdığı söylenebilir. Nitekim, Paulmier, yaptığı çalışmalarda elektrik akımının yüzey sıcaklığını artırarak oksidasyonu teşvik ettiğini ve oksitlerin alt tabakanın mekanik özelliklerini etkilediğini rapor etmiştir. (A. Bouchoucha, 1997; D Paulmier, 1990)



Şekil 21. (a)-(c) Proses-2 numunelerine 10A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

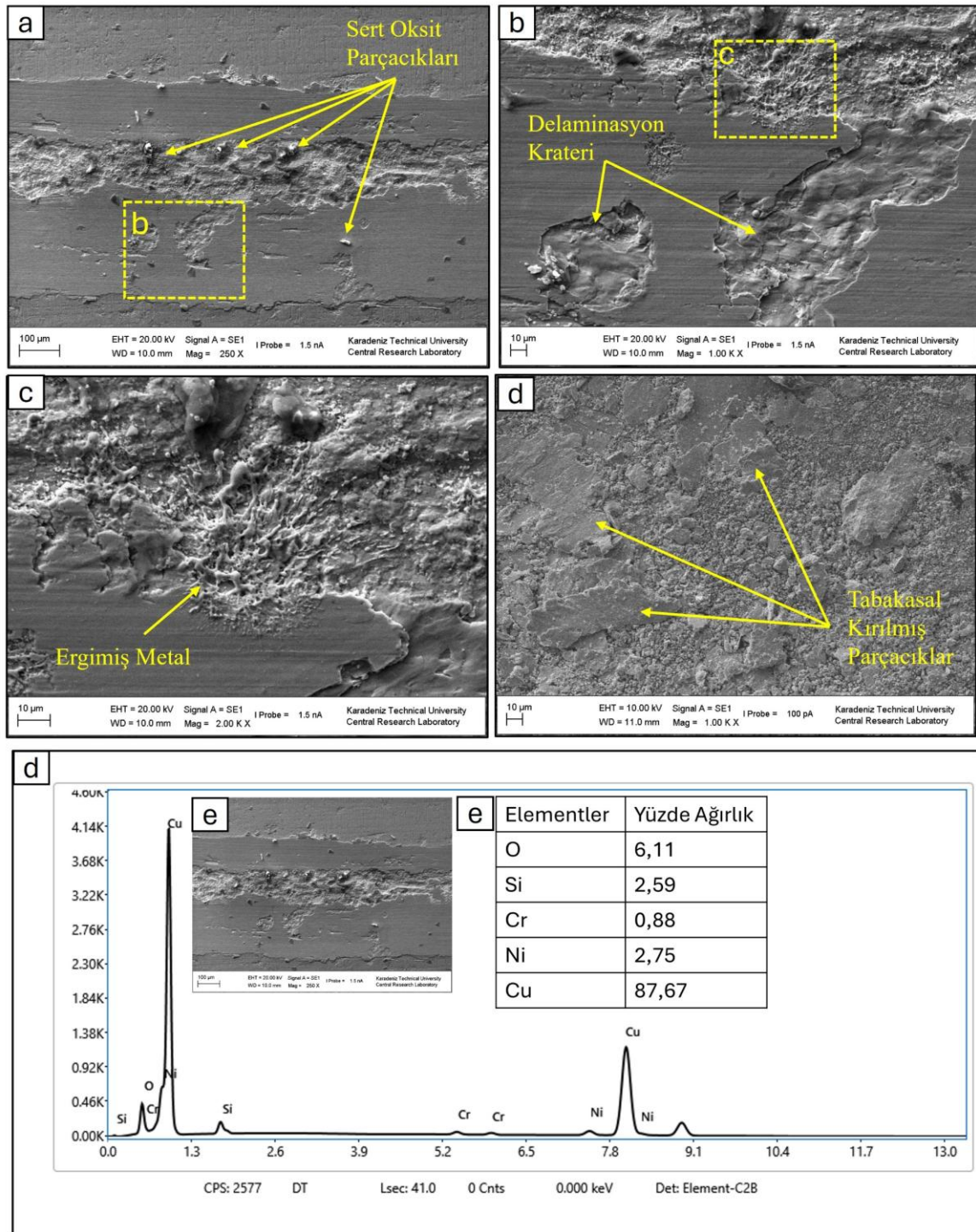


Şekil 22. (a)-(c) Proses-4 numunelerine 10A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütmelerdeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

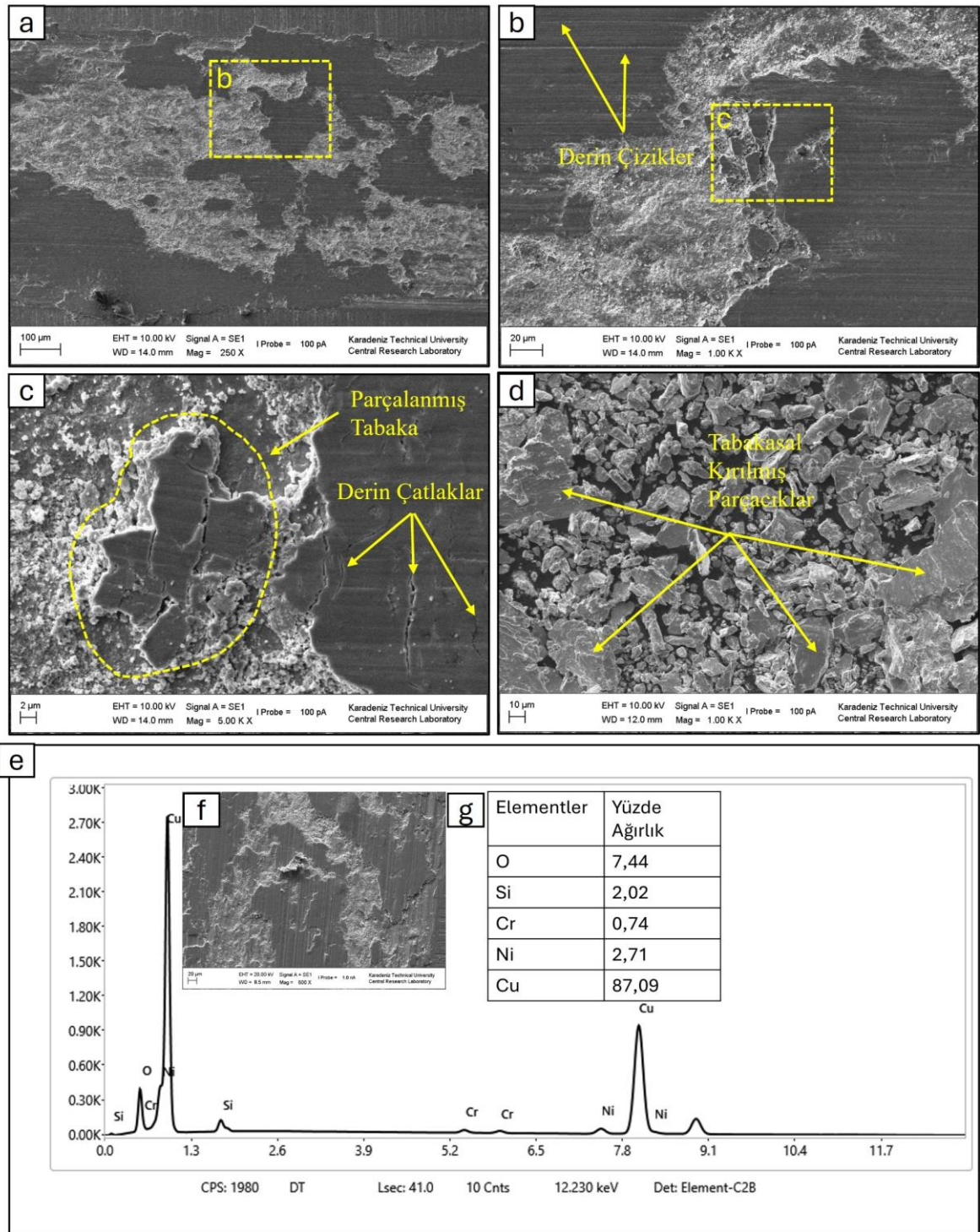
Şekil 23 ve Şekil 24 sırasıyla iri ve ultra ince taneli yapıya sahip olan örneklerin 20A akım altında gerçekleştirilen sürtünme aşınma testi sonunda elde edilen sürtünme yüzeyi görüntülerini göstermektedir. Genel olarak bakıldığında akımsız ve 10A koşullarında yapılan testlere kıyasla 20A akım altında gerçekleştirilen testlerde her iki numunede de aşınma yüzeyi görünümünün değişmeye başladığı dikkati çekmektedir. Her iki numune yüzeyinde de belirli bölgelerde sürtünme filmi sürekliyen belirli bölgelerde ise sürtünme filminin tamamen ortadan kalktığı söylenebilir. Bu durum büyük oranda temas mekanizmasıyla ilişkilendirilebilir. Nitekim, literatür çalışmaları incelendiğinde akım altında gerçekleştirilen tribolojik testlerle 3 farklı temas türünün olduğu bildirilmektedir (Huang vd., 2024). Özellikle sürtünme filminin sürekli olduğu noktalarda akımın iletim yoluyla taşındığı, temasın olmadığı ancak yüzeylerin oldukça yakın olduğu noktalarda akımın elektriksel ark yoluyla iletildiği ve ara yüzeyde sert aşınma parçacıklarının bulunduğu durumda ise üçüncül parçacıklar üzerinden temasın sağlandığı ifade edilmektedir. Bu aşamada 20A altında gerçekleştirilen testlerde bu durumun ortaya çıkmaya başladığı açık bir şekilde görülebilmektedir. Özellikle iri taneli numunenin yüzeyinde sürtünme filminin var olduğu bölgede kararlı bir temasın olduğu düşünülürse akımın bu bölgede iletim yoluyla taşındığı söylenebilir. Sürtünme filminin olmadığı bölgeye bakıldığında ise akımın ark yoluyla taşındığını gösteren önemli kalıntıları görmek mümkündür. Nitekim Şekil 23(c)'de verilen görüntüde ark etkisiyle ergime yapmış 20-30 mikron çapında metal kalıntılarının varlığı bu durumun en önemli göstergesidir. Temas yüzeyinde oluşan bu arkın 20000 °C civarına kadar çıkan bir sıcaklığa sahip olduğu ifade edilmektedir (Sushmitha, 2024). Bu denli yüksek bir ısının temas yüzeyinde ciddi ergime etkileri oluşturması beklenen bir durumdur. Ark etkisiyle eriyen metal hızlıca tekrardan katılarak sert bir yapı kazanmaktadır. Tekrarlı gerilmeler altında bu sert kısımlar kolayca kırılarak aşınma yüzeyinde sert parçacıkların artmasına dolayısıyla da üçüncül parçacıklar üzerinden temasın oluşmasına katkı sağlamaktadır. Aşınma yüzeyi üzerinde görülen sert ve oksitlenmiş serbest parçacıklar ve bunların temas yüzeyinde oluşturduğu derin çizikler bu durumu doğrular niteliktedir. Ayrıca, sürekli sürtünme filmi tabakasının da bu koşullar altında daha kalın olduğu ve üzerinde yer yer geniş ve derin delaminasyon kraterlerinin olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum ise büyük oranda ısı etkisiyle yumuşama etkisi gösteren temas yüzeyinde daha kolay adhezyonun gerçekleşmesiyle ilişkilendirilebilir. Nitekim bu koşullar altında hem plastik deformasyon kaynaklı hem de akım kaynaklı bir ısı üretimi söz konusudur. Akım şiddetinin artması ortaya çıkan ısısında ciddi oranda

artmasında etkili olduğu değerlendirilmektedir. Özetle, ilgili koşullar altında ark erozyonu, oksidasyon, abrazyon ve adhezyon türü aşınmaların etkin olduğunu söylemek mümkündür. 20A altında yapılan testlerde hem İT’li hem de UİT’li numunelerin yüzeyinde de farklı türden mekanizmaların aynı anda etkin olması söz konusu koşullar altında akımsız ve 10A koşullarına kıyasla daha fazla aşınma kaybının ortaya çıkmasında etkili olmuştur. Ancak, hacimsel kayıplar açısından bu şartlar altında İT’li numunelerin UİT’li numunelere kıyasla daha fazla aşınması abraziv etkili aşınmaya karşı olan düşük direnciyle ilişkilidir. UİT’li yapının daha yüksek sertlik ve mukavemet değerlerine sahip olması aşınma direnci açısından önemli katkı sağladığı söylenebilir.





Şekil 23. (a)-(c) Proses-2 numunelerine 20A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.



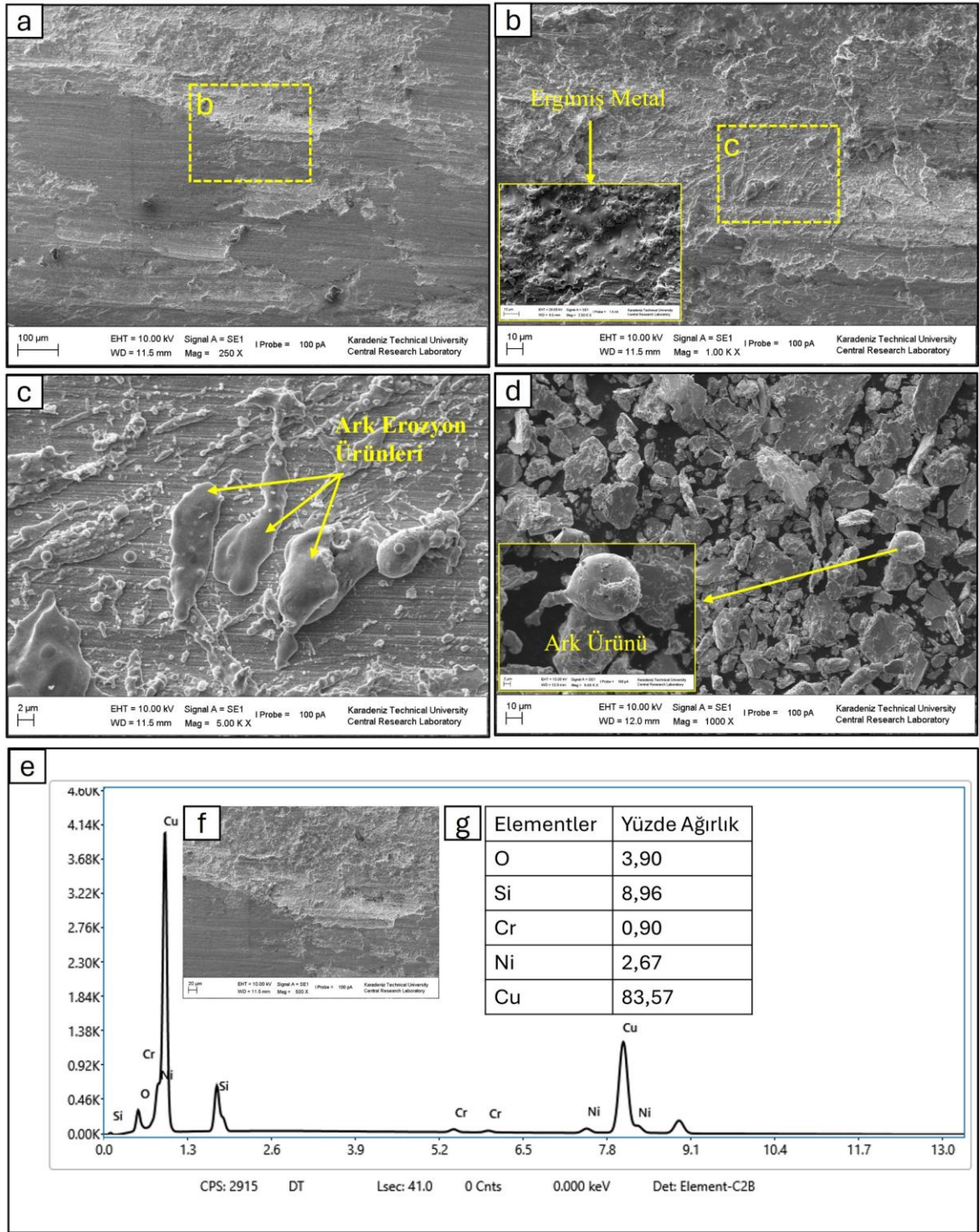
Şekil 24. (a)-(c) Proses-4 numunelerine 20A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

Taşınan akım değerinin 40A'e yükseltildiği durumda iri ve ultra ince taneli yapıya sahip olan örneklerin sürtünme yüzeyi SEM görüntüleri ve EDS analizleri sırasıyla Şekil 25 ve Şekil 26'da gösterilmiştir. İri taneli yapıya ait görüntüler incelendiğinde (Şekil 25) açıkça görülebileceği üzere, sürtünme yüzeyi morfolojisi 0A, 10A ve 20A koşullarındaki durumlara kıyasla önemli ölçüde değişmiştir. 0A, 10A ve 20A koşullarında daha homojen bir sürtünme yüzeyi görünümü mevcutken daha da artan akım değeriyle ortaya çıkan yüksek ısıl etkiler aşındırıcı etkileri de artırmaktadır. Kayma sırasında yüzey koşullarının bozulması, bilya ve numune yüzeyleri arasında yer alan gerçek temas alanların zayıflamasına neden olur. Elektriksel akım taşınımı aşınma testinde, yüzeyler arasındaki zayıf temas noktalarına yoğunlaşır. Bu zayıf temas noktalarından geçen elektrik akımı önemli miktarda joule ısısının üretilmesine katkı sağlamaktadır. Ara yüzeyde akım yoğunluğuna ve temas direncine bağlı olarak ortaya çıkan bu ısı aşağıda verilen 2 numaralı eşitlik kullanılarak hesaplanabilir (Prashad, 2005.).

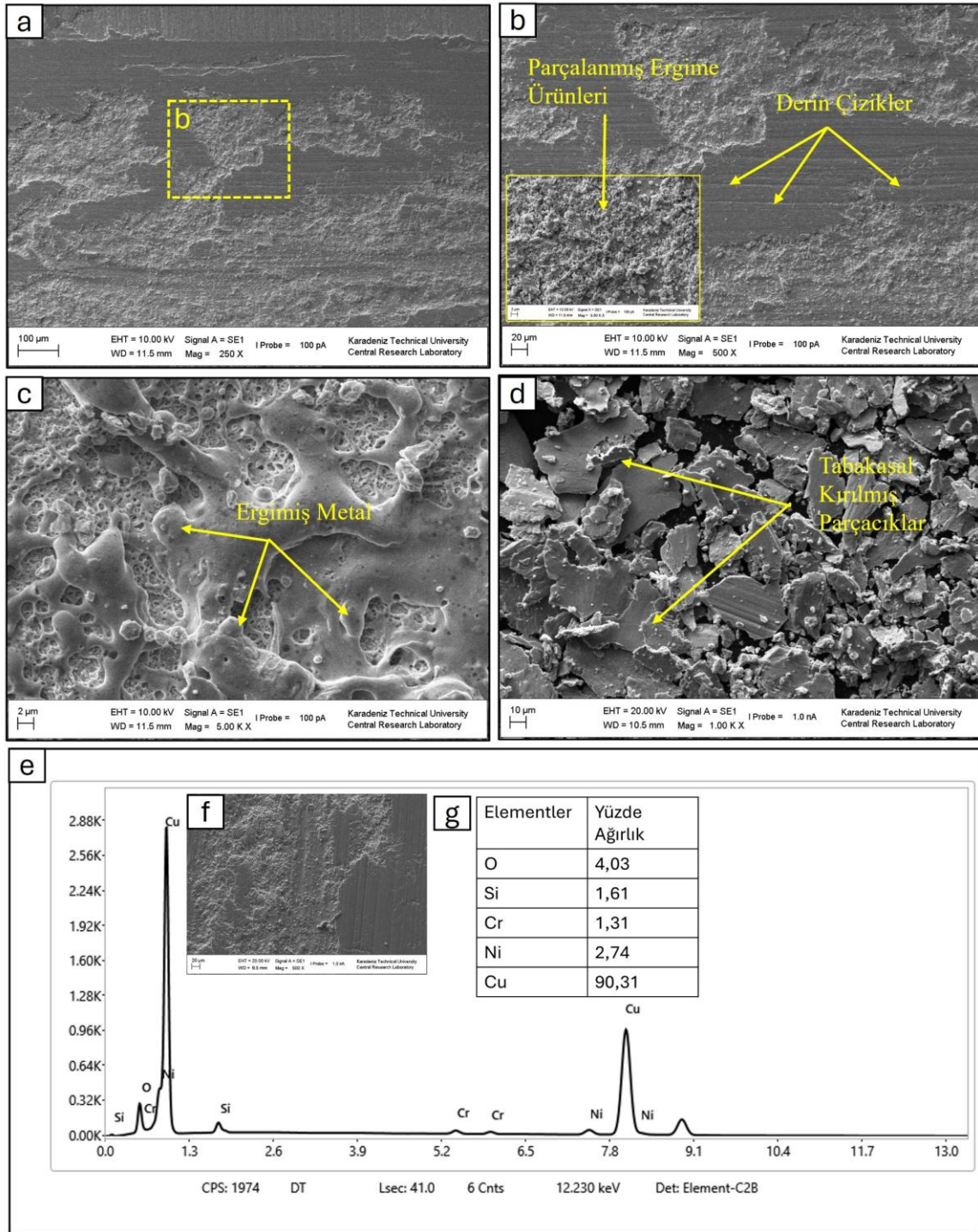
$$q = I^2 R_b T \quad (1)$$

Burada q ortaya çıkan ısıyı, I akımı, R_b direnci ve t ise süreyi temsil eder. Üretilen ısı akımın iki katına çıkarılmasıyla 4 kat artması bu koşullar altında akım kaynaklı daha yüksek ısının üretildiğini göstermektedir. Bunun yanında aşınma sırasında ortaya çıkan deformasyon etkisiyle de ısı üretimi sürtünme ara yüzeyinde sıcaklığın ciddi seviyelere yükselmesine ve Cu-matrisinin daha şiddetli oksitlenmesine neden olmaktadır. Oksitlenen ara yüzeyde iletim kaynaklı elektrik akımı taşınımının zorlaşması temas yüzeyleri arasında ark oluşumunu tetiklemekte bu durum ise da fazla ısının ortaya çıkmasında etkili olmaktadır. 40A koşulları altında ortaya çıkan yüksek ısıl etkiler temas ara yüzeyinde ciddi oranda ark erozyonu, oksitlenmeye bağlı sert parçacık üretimi ve bunu neticesinde ciddi bir abrazyon etkisinin görülmesinde etkili olmuştur. Nitekim temas yüzeyi üzerinde görülen ergime noktaları (Şekil 25(b)) ve oksit veya sert aşınma parçacıklarının ürettiği derin çizikler (Şekil 26(b)) bu durumu doğrular niteliktedir. Öte yandan akım yoğunluğu arttıkça temas yüzeyinde yaşanan bu sıcaklık artışı aynı zamanda yerel yumuşamalara ve aşınan yüzeylerde adezyon kaynaklı kalın sıvanmış tabakaların daha kolay oluşmasına neden olmaktadır (Şekil 25(a)). Elektrik arkı ve tekrarlanan kaymadan kaynaklanan ısıl ve mekanik gerilmeler, yüzey üzerinde yer alan sıvanmış adeziv katman üzerinde mikro çatlakların oluşmasına neden olmaktadır (Şekil 25). Bu çatlakların büyümesi ve derinleşmesi sıvanmış tabakada ciddi

parçalanmalara neden olmaktadır. Bu durum ise bakır numunelerin aşınma kayıplarını daha da artırmaktadır (Ma vd., 2008). İri taneli yapıya sahip örneklerde görülen bu aşınma etkileri, benzer şekilde UİT'li örneklerde de ortaya çıkmaktadır. Ancak, UİT'li örneklerin yüzeylerine bakıldığında ergimiş bölgeleri görmek mümkün olmamıştır. Bu durum büyük oranda ilgili ergime ürünlerinin tekrarlı git-gel hareketleri sırasında parçalanarak ufalanmasından kaynaklıdır. Nitekim bu koşullar altında UİT numunelerin yüzeyindeki nispeten küresel formdaki yoğun aşınma ürünlerinin varlığı bu kırılma etkisini doğrulamaktadır. Bu parçacıklar nispeten daha yumuşak olan temas ara yüzeyinde şiddetli bir kazıma etkisi yaratıp abrasiv aşınma oranlarını artırarak şekil 17'de görüleceği üzere UİT'li örneklerin hacim kayıplarını artırmaktadır (Trevisiol vd., 2017). Bu etkinin, UİT yapılı numunelerle kıyaslandığında İT örneklerde daha belirgin olduğu söylenebilir. Bu durum, UİT örneklerinin daha yüksek sertlik ve mukavemet değerine sahip olmasıyla ilişkilidir. Daha yüksek sertlik ve mukavemet değeri, sert parçacıkların yüzeye zarar vermesini engelleyerek yüzeyde yuvarlanmasına izin verir. Ara yüzeyde yuvarlanan bu parçacıklar zamanla temas ara yüzeyinden uzaklaşabilir ve örneklerin aşınma oranını artırabilir veya tekrarlanan kayma sırasında temas ara yüzeyindeki boşluklara ve çukurlara sıkışarak nispeten daha yoğun ve kararsız bir kalın tribo-katmanın oluşmasına katkı sağlayabilir. Hem İT'li hem de UİT'li numunelerin yüzeyinden yapılan EDS analizleri oksijen oranının diğer akım oranlarında test edilen örneklerden daha düşük bir seviyede olduğu göstermektedir (Şekil 25(g) ve Şekil 26(g)). Bu durum oksitlenmiş film tabakasının kırılmayla yüzeyden uzaklaşması veya mikro ergime ürünlerinin hızlı katılaşmaları esnasında yapıya oksijenin difüze olamamasına bağlı olarak oksijensiz yapıların oluşmasıyla ilişkilendirilebilir (Davis, 1983).



Şekil 25. (a)-(c) Proses-2 numunelerine 40A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

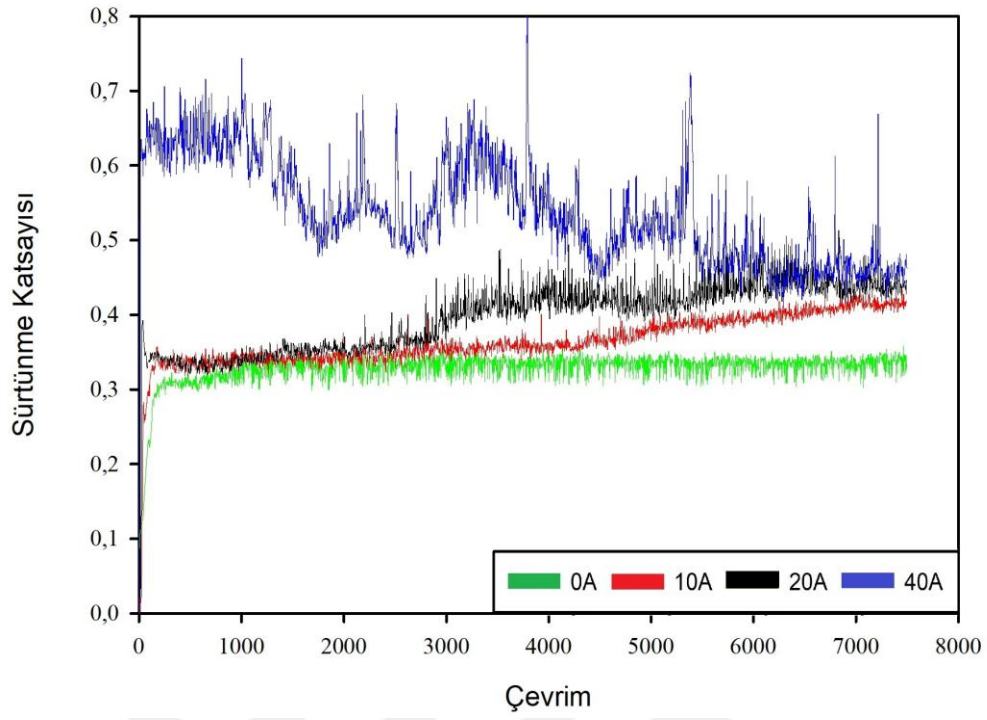


Şekil 26. (a)-(c) Proses-4 numunelerine 40A akım altında yapılan aşınma deneyi sonrası farklı büyütme ölçeklerindeki yüzey SEM görüntüleri, (d) toz SEM görüntüleri, (e)-(g) deney sonrası yüzey EDS analizi, (f) EDS analizi yapılan yüzeyin SEM görüntüsü.

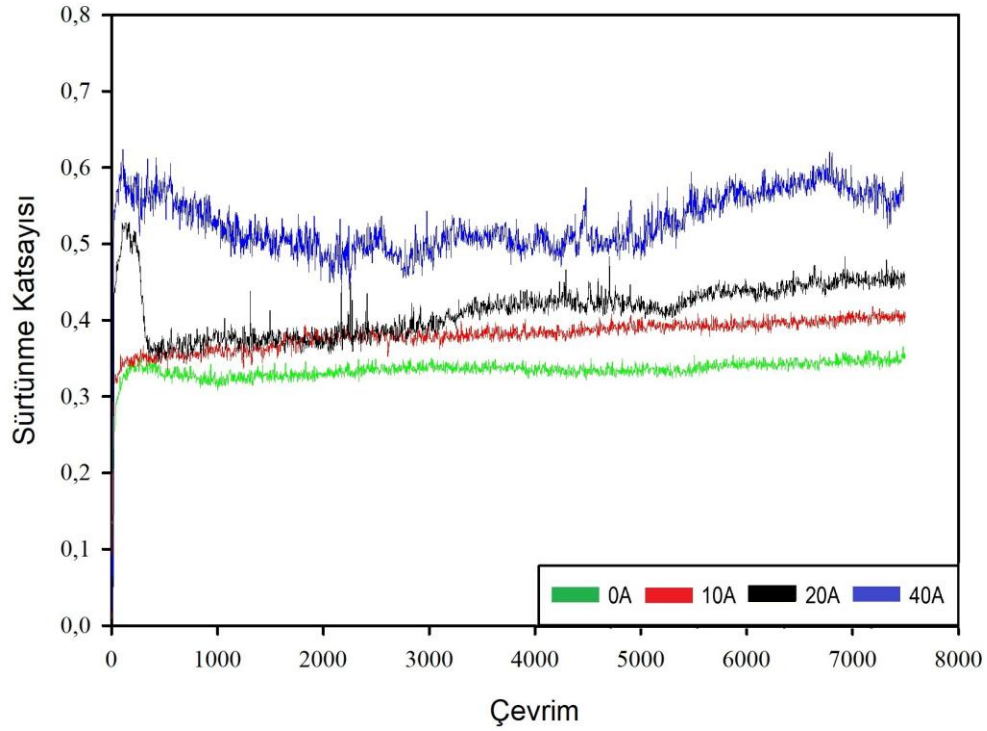
İT'li ve UİT'li örnekler için farklı akım koşulları altında gerçekleştirilen testlerde elde edilen anlık sürtünme katsayısı değişimleri ve bu eğrilerden elde edilen ortalama sürtünme katsayısı değerleri sırasıyla Şekil 27 ve Şekil 28'de verilmiştir. Genel olarak bakıldığında sürtünme testleri sırasında taşınan akım yoğunluğunun örneklerin hem anlık hem de ortalama sürtünme katsayısı değişimleri üzerinde etkili olduğu görülmektedir. Her iki yapıda da genel olarak akım değeri arttıkça ortalama sürtünme katsayısı değerinin arttığı dikkati çekmektedir. Örneğin, İT'li örneklerde ortalama sürtünme katsayısı değeri 0A, 10A, 20A ve 40A koşulları için sırasıyla $0,29 \pm 0,05$, 0,36, $0,38 \pm 0,01$ ve $0,52 \pm 0,01$ olarak elde edilirken, aynı koşullar altında bu değer UİT yapılı örneklerde sırasıyla 0,33, $0,38 \pm 0,01$, 0,41 ve $0,54 \pm 0,02$ olarak elde edilmiştir. Genel olarak artan akım değeriyle birlikte ortalama sürtünme katsayısı değerinde görülen artış etkisi özellikle yüksek akım yoğunluğa sahip koşullarda daha belirgindir. Öte yandan, aşınma sırasındaki akım taşınımının sürtünme katsayısının anlık değeri ve kararlılığı üzerinde de etkili olduğu açık bir şekilde görülebilmektedir. Özellikle her iki yapıda da akımsız koşullarda anlık sürtünme katsayısının testin başlangıcında hızlı bir şekilde yükselerek 0,29-0,33 seviyesine kadar yükseldiği ve test süresince bu seviyedeki değerini koruyarak oldukça kararlı bir davranışın ortaya çıktığı söylenebilir. Taşınan akım yoğunluğu 10A seviyesine çıkarıldığında anlık sürtünme katsayısı değerinin hem İT'li hem de UİT'li yapılar için testin başlangıcında akımsız koşullarda ulaştığı seviyenin bir miktar üzerine çıktığı görülmektedir. Ancak, test devam ettikçe sürtünme katsayısında kademeli bir artışın gözlemlendiği ve testin sonrasına doğru İT'li ve UİT'li örnekler için sırasıyla 0,36 ve 0,38 seviyesine kadar ulaştığı dikkati çekmektedir. Testin başlangıcı ile sonu arasında görülen bu yükselme etkisi her iki örnekte de 20A koşullarında daha belirgin şekilde ortaya çıktığı dikkati çekerken, 20A koşullarında sürtünme katsayısında saçılım etkisinin de arttığı göze çarpmaktadır. Özellikle İT'li örneğe ait sürtünme katsayısı değişiminde 2500-3000 çevrim sonrası belirgin kararsızlığın (saçılımın) ortaya çıktığı fark edilirken, bu durumun UİT'li örnekte nispeten daha sınırlı olduğu söylenebilir. 20A koşullarında sürtünme katsayısında yapıya bağlı olarak ortaya çıkan bu farklılaşma etkisi büyük oranda ara yüzeydeki temas koşulları ve aşınma mekanizmalarıyla ilişkilendirilebilir. Nitekim, bu koşullarda elde edilen aşınma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde (Şekil 23 ve Şekil 24) yüzey koşullarının akımsız ve 10A koşullarına göre ciddi oranda değiştiği ve yüzeyde farklı aşınma mekanizmalarının ortaya çıktığı ifade edilmiştir. Yüzey koşullarının değişmesi sürtünme sırasındaki temas koşullarının da değiştiğini işaret etmekte olup bu durum sürtünme katsayısının anlık

değerinde bir saçılım olarak ortaya çıkmıştır. UİT'li örneklerin aşınma yüzeyinin nispeten daha kararlı olması sürtünme katsayısının anlık değişiminde görülen saçılımın daha sınırlı ortaya çıkmasında etkilidir. Diğer taraftan, taşınan akım yoğunluğu 40A'ye çıkartıldığında sürtünme katsayısının testin başlangıcında her iki yapıda da 0,60 seviyesinin üzerine kadar yükseldiği, sonrasında ise bir düşüş trendine girdiği göze çarpmaktadır. Gerek test başlangıcında gerekse de test süresince elde edilen anlık sürtünme katsayısı değeri 40A koşullarında diğer koşullara kıyasla (0A, 10A ve 20A) çok daha belirgin şekilde yükseliş göstermiştir. Bu durum ark etkisiyle her iki numune temas yüzeyinin ciddi şekilde bozulduğunun bir göstergesidir. Nitekim ilgili koşullara ait aşınma yüzeyi SEM görüntüleri de bu durumu desteklemektedir (Şekil 25 ve Şekil 26). Ayrıca, 40A koşullarında sürtünme katsayısında görülen saçılım etkisi çok ciddi boyutlara ulaşmış olup bu durumda yüzey koşullarının sürtünme sırasında sürekli değiştiğini işaret etmektedir (Şekil 27 ve Şekil 28).

Genel olarak bakılırsa, matris yapısındaki UİT oluşumu ve uygulanan elektrik akımı yoğunluğu anlık ve ortalama sürtünme katsayısı değerini değiştirmekte ve değişim karakterini etkilemektedir. Sonuçlar, deformasyon kaynaklı UİT oluşumunun sürtünme katsayısı değeri üzerindeki etkisinin sınırlı olduğunu göstermektedir. UİT yapıları örneklerin ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin tüm test koşullarında İT yapıları örneklerle kıyasla nispeten daha düşük veya oldukça yakın olduğu söylenebilir. Ancak UİT oluşumuyla sürtünme katsayısında bütün test koşullarında daha kararlı bir değişim ortaya çıkmaktadır. Bu durum UİT'li yapının sert ve daha mukavemetli olması ve dolayısı ile bu yapılarda plastik deformasyonun zor gerçekleşmesiyle ilişkilendirilebilir.



Şekil 27. Proses-2 kapsamında elde edilen İT'li yapının farklı akım yoğunluklarında test edilmesi sonrası ortaya çıkan anlık ve ortalama sürtünme katsayısı değişimleri.



Şekil 28. Proses-4 kapsamında elde edilen UİT'li yapının farklı akım yoğunluklarında test edilmesi sonrası ortaya çıkan anlık ve ortalama sürtünme katsayısı değişimleri.

4. SONUÇLAR

Bu araştırma kapsamında CuNi₂SiCr alaşımına Çözündürme, Yaşlandırma ve Çok Yönlü Dövme işlemleri ayrı veya kombine bir şekilde uygulanması sonrası elde edilen farklı mikro yapıların mekanik ve elektriksel akım altında tribolojik davranışı sistematik bir şekilde incelenmiştir. Çalışma kapsamında elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

1. Ticari formda elde edilen alaşımın çözündürme ve ardından su verme işlemi sonrası (Proses-1) alaşımın ortalama tane boyutu 120 μm olarak elde edilmiştir. İlgili işlem adımları sonrasında ticari alaşımın elektriksel iletkenlik değeri %40,4 IACS seviyesinden %17,4 IACS seviyesine kadar gerilemiştir.
2. Proses-1 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrasında alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri sırasıyla 94 Hv, 119 MPa, 234 MPa ve %18,5 olarak elde edilmiştir.
3. Proses-1 kapsamında uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen alaşıma 500 °C'de 1 saat olarak uygulanan yaşlandırma işlemleri sonrası (Proses-2) alaşımın tane boyutu değişmezken yapıda oluşturulan nano boyutlu bağdaşık çökeltilerle sertlik, mukavemet ve elektriksel iletkenlik seviyeleri artırılmıştır. Proses-1 kapsamındaki alaşımın sertlik değeri 94 Hv seviyelerindeyken yaşlandırma işlemi sonrası 278 Hv seviyesine kadar ulaşırken, akma, çekme ve elektriksel iletkenlik değerleri ise 119 MPa, 234 MPa ve %17,4 IACS seviyesinden sırasıyla 280 MPa, 448 MPa ve %40,4 IACS seviyesine kadar yükselmiştir.
4. Proses-1 kapsamında elde edilen alaşıma oda sıcaklığında 6 paso olarak uygulanan çok yönlü dövme işlemi sonrası (Proses-3) alaşımın ortalama tane boyutu 120 μm seviyesinden önemli oranda incelmeye uğrayarak, 1,2 μm seviyesine kadar küçülmüştür. 6 paso ÇYD işlemi sonrası alaşımın elektriksel iletkenlik değerleri %17,4 IACS seviyesinden %15,8 seviyesine kadar gerilemiştir.
5. Proses-3 kapsamında uygulanan 6 paso ÇYD işlemi ile alaşımın sertlik değeri 94 Hv'den 226 Hv seviyesine kadar ulaşarak yaklaşık %141 oranında artış elde edilmiştir. Akma ve çekme dayanımı değerlerinde de benzer şekilde %385 artış göstererek 576 MPa ve %155'lik bir artış göstererek 595 MPa olarak tespit edilmiştir.
6. Proses-3 kapsamında uygulanan 6 paso ÇYD işlemi sonrası uygulanan yaşlandırma işlemi ile (Proses-4) 226 Hv olan sertlik değeri daha da artarak 342 Hv sertlik

seviyesine ulaşarak %51 oranında artış elde edilmiştir. Benzer şekilde akma dayanımı 576 MPa dan 700 MPa seviyesine yükselerek %22, çekme dayanımı 595 MPa'dan 747 MPa ulaşarak %25 artmıştır.

7. Proses-4 kapsamında ÇYD işlemi uygulanmış alaşıma uygulanan yaşlandırma ile ortalama tane boyutu 0.65 μm seviyesine kadar düşerken %15,8 IACS olan iletkenlik değeri ise %33,5 IACS seviyelerine yükselmiştir.
8. Uygulanan ÇYD ve yaşlandırma işlemiyle elde edilen ultra ince yapılı örneklerin iri tane yapılı formlarına kıyasla her koşulda daha yüksek aşınma direncine sahip olduğu belirlenmiştir.
9. Hem iri taneli hem de ultra ince taneli örneklerde aşınma testi sırasında uygulanan akım alaşımın aşınma oranlarını artırmaktadır. Hem İT'li hem de UİT'li örneklerde akım oranı arttıkça örneklerin aşınma kayıpları artış göstermektedir. Bu artış etkisi yüksek akım yoğunluklarında daha belirgin bir şekilde ortaya çıkmaktadır.
10. Sürtünme aşınma testi sırasındaki akım taşınımı her iki yapıdaki örneklerin anlık ve ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin etkilemektedir. Akım yoğunluğu arttıkça ortalama sürtünme katsayısı değeri belirgin şekilde yükselirken, anlık sürtünme katsayısı değerlerinde ise ciddi kararsızlık ve dalgalanmalar ortaya çıkmaktadır.
11. Akımsız veya düşük akım yoğunluğuna sahip koşullarda her iki yapıda da daha çok adhezyon ve oksidasyona bağlı bir aşınma gerçekleşirken, akım yoğunluğu arttıkça aşınma mekanizması değişmekte ve ark kaynaklı erozyon ve ergime ile yoğun oksidasyon etkisi ortaya çıkmaktadır. Aşınma mekanizmasında ortaya çıkan bu değişim yüksek akım yoğunluğu şartlarında abrasiv etkili aşınmayı daha etkin hale getirmektedir.

5. ÖNERİLER

Çalışma boyunca elde edilen bilgi ve tecrübeler ışığında Cu-Ni-Si alaşımının gelecek çalışmalarında aşağıda yer alan konular önerilebilir.

1. Cu-Ni-Si alaşımının akım altındaki tribolojik davranışı farklı yük ve farklı çalışma frekansı değerleri altında incelenebilir.
2. Yüksek mukavemet ve nispeten yüksek elektriksel iletkenliğe sahip sert bakır alaşımlarından biri olan Cu-Ni-Si alaşımında Cr yerine farklı element katkıları yapılarak bu elementlerin alaşımın mekanik özellikleri ve elektriksel iletkenlik değerleri üzerindeki etkileri incelenebilir.
3. Çalışma kapsamında ÇYD işlemi yalnızca oda sıcaklığında uygulandığı için farklı uygulama sıcaklığında uygulanan ÇYD işlemlerinin mikroyapı, mekanik ve tribolojik özelliklere olan etkisi incelenebilir.
4. Alaşımın yapısında detaylı TEM çalışmaları yapılarak mikroyapısal oluşumu ve yaşlanma karakteri daha detaylı tartışılabilir.
5. Alaşıma farklı aşırı plastik deformasyon yöntemleri uygulanarak bunların yapısal dönüşüm ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenebilir

6. KAYNAKÇA

- A. Bouchoucha, H. Z. b., E.K. Kadiri b, D. Paulmier. (1997). Influence of electric fields on the tribological behaviour of electrodynamical copper/ steel contacts. *Wear, Vol 2003-2004*.
- Azzeddine, H., Mehdi, B., Hennet, L., Thiaudière, D., Alili, B., Kawasaki, M., Bradai, D., & Langdon, T. G. (2014). An in situ synchrotron X-ray diffraction study of precipitation kinetics in a severely deformed Cu–Ni–Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 597, 288-294.
- Cheng, J. Y., Tang, B. B., Yu, F. X., & Shen, B. (2014). Evaluation of nanoscaled precipitates in a Cu–Ni–Si–Cr alloy during aging. *Journal of Alloys and Compounds*, 614, 189-195.
- Corson, M. (1927). Copper alloy systems with variable alpha range and their use in the hardening of copper. *AIME TRANS, E 27*, 435-450(8).
- D Paulmier, A. B. a. H. Z. (1990). Influence of the electrical current on wear in a sliding contact copper-chrome steel and connection with the environment. *Vacuum, volume 41. numbers 7-9 pages*.
- DAVIS, B. B. A. R. E. (1983). Surface Analysis Study Of Electrical-Arc-Induced Wear *ThinSolidFilms*, , 135-156.
- Ding, T., Chen, G. X., Bu, J., & Zhang, W. H. (2011). Effect of temperature and arc discharge on friction and wear behaviours of carbon strip/copper contact wire in pantograph–catenary systems. *Wear*, 271(9-10), 1629-1636.
- Edalati, K., & Horita, Z. (2016). A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988. *Materials Science and Engineering: A*, 652, 325-352.
- Elibol, Ç. (2021). Effect of Severe Plastic Deformation on the Mechanical and Electrical Properties of Cr-modified Cu-Ni-Si Alloys [Cr Modifiyeli Cu-Ni-Si Alaşımlarının Mekanik ve Elektriksel Özellikleri Üzerine Aşırı Plastik Deformasyon Etkisi]. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi*(27), 866-872.
- Faraji, G., Kim, H. S., & Kashi, H. T. (2018). *Severe plastic deformation: methods, processing and properties*. Elsevier.
- Fu, S., Liu, P., Chen, X., Zhou, H., Ma, F., Li, W., & Zhang, K. (2021). Effect of aging process on the microstructure and properties of Cu–Cr–Ti alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 802, 140598.
- H.Yanar. (2014). *Aşırı plastik deformasyon ve yaşlandırma işlemlerinin bileşik etkisiyle yüksek performanslı cu-cr-zr elektrot malzemesinin geliştirilmesi* Karadeniz Teknik Üniversitesi].

- Hadj Larbi, F., Azzeddine, H., Baudin, T., Mathon, M.-H., Brisset, F., Helbert, A.-L., Kawasaki, M., Bradai, D., & Langdon, T. G. (2015). Microstructure and texture evolution in a Cu–Ni–Si alloy processed by equal-channel angular pressing. *Journal of Alloys and Compounds*, 638, 88-94.
- Hu, Y., Zhou, L., Ding, H. H., Tan, G. X., Lewis, R., Liu, Q. Y., Guo, J., & Wang, W. J. (2020). Investigation on wear and rolling contact fatigue of wheel-rail materials under various wheel/rail hardness ratio and creepage conditions. *Tribology International*, 143.
- Huang, Q., Song, C., Liu, Z., Hou, X., Pang, X., Sun, C., Lu, H., Wang, S., & Zhang, Y. (2024). Research progress on the characteristics of current-carrying tribology in electrical transmission. *Space Solar Power and Wireless Transmission*, 1(1), 37-47.
- Karabiyik, S. *Çok yönlü dövme işleminin çinko ve bakır içeren Al-7Si esaslı alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin incelenmesi* Fen Bilimleri Enstitüsü].
- Khereddine, A. Y., Hadj Larbi, F., Azzeddine, H., Baudin, T., Brisset, F., Helbert, A.-L., Mathon, M.-H., Kawasaki, M., Bradai, D., & Langdon, T. G. (2013). Microstructures and textures of a Cu–Ni–Si alloy processed by high-pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 574, 361-367.
- Khereddine, A. Y., Larbi, F. H., Kawasaki, M., Baudin, T., Bradai, D., & Langdon, T. G. (2013). An examination of microstructural evolution in a Cu–Ni–Si alloy processed by HPT and ECAP. *Materials Science and Engineering: A*, 576, 149-155.
- Kim, H. G., Lee, T. W., Kim, S. M., Han, S. Z., Euh, K., Kim, W. Y., & Lim, S. H. (2013). Effects of Ti addition and heat treatments on mechanical and electrical properties of Cu–Ni–Si alloys. *Metals and Materials International*, 19(1), 61-65.
- Koçak, H. (2006). Bakır alaşımları el kitabı. *Sağlam Metal*, 1-32.
- Koçak, T., Yanar, H., Pürçek, G., & Birol, F. (2014). Bir nikel alüminyum bronzu (CuAl10Ni5Fe4) ile kalay bronzunun (CuSn11) sürtünme ve aşınma özellikleri açısından karşılaştırılması. 2. *Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu (IISS'15)*, Karabük, Türkiye.
- Krupińska, B., Borek, W., Krupiński, M., & Karkoszka, T. (2020). The Influence of Ag on the Microstructure and Properties of Cu–Ni–Si Alloys. *Materials*, 13(15), 3416.
- Lai, Z., Mai, Y., Song, H., Mai, J., & Jie, X. (2022). Heterogeneous microstructure enables a synergy of strength, ductility and electrical conductivity in copper alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 902, 163646.
- Lee, S., Matsunaga, H., Sauvage, X., & Horita, Z. (2014). Strengthening of Cu–Ni–Si alloy using high-pressure torsion and aging. *Materials Characterization*, 90, 62-70.
- Lei, Q., Li, Z., Dai, C., Wang, J., Chen, X., Xie, J., Yang, W., & Chen, D. (2013). Effect of aluminum on microstructure and property of Cu–Ni–Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 572, 65-74.

- Lei, Q., Li, Z., Wang, M., Zhang, L., Gong, S., Xiao, Z., & Pan, Z. (2011). Phase transformations behavior in a Cu–8.0 Ni–1.8 Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(8), 3617-3622.
- Lei, Q., Li, Z., Xiao, T., Pang, Y., Xiang, Z. Q., Qiu, W. T., & Xiao, Z. (2013). A new ultrahigh strength Cu–Ni–Si alloy. *Intermetallics*, 42, 77-84.
- Lei, Q., Xiao, Z., Hu, W., Derby, B., & Li, Z. (2017). Phase transformation behaviors and properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 697, 37-47.
- Li, D., Wang, Q., Jiang, B., Li, X., Zhou, W., Dong, C., Wang, H., & Chen, Q. (2017). Minor-alloyed Cu-Ni-Si alloys with high hardness and electric conductivity designed by a cluster formula approach. *Progress in Natural Science: Materials International*, 27(4), 467-473.
- Li, J., Huang, G., Mi, X., Peng, L., Xie, H., & Kang, Y. (2019). Influence of the Ni/Co Mass Ratio on the Microstructure and Properties of Quaternary Cu-Ni-Co-Si Alloys. *Materials*, 12(18), 2855.
- Lu, Q., Shen, Y., Chen, X., Qian, L., & Lu, K. (2004). Ultrahigh Strength and High Electrical Conductivity in Copper. *Science (New York, N.Y.)*, 304, 422-426.
- Ma, X. C., He, G. Q., He, D. H., Chen, C. S., & Hu, Z. F. (2008). Sliding wear behavior of copper–graphite composite material for use in maglev transportation system. *Wear*, 265(7-8), 1087-1092.
- Minnecci, R. P., Lass, E. A., Bunn, J. R., Choo, H., & Rawn, C. J. (2021). Copper-based alloys for structural high-heat-flux applications: a review of development, properties, and performance of Cu-rich Cu–Cr–Nb alloys. *International Materials Reviews*, 66(6), 394-425.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50(1), 1-78.
- Montecinos, S., & Tognana, S. (2024). Influence of aging temperature on the microstructure and mechanical properties of a Cu-2Be alloy. *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*, 8, 100105.
- Monzen, R., & Watanabe, C. (2008). Microstructure and mechanical properties of Cu–Ni–Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 483-484, 117-119.
- Okamoto, M. (1939). The Investigation of the Equilibrium State of the Whole System Copper-Nickel-Silicon. *J. Jpn. Inst. Met.*, 3, 365-402.
- Prashad, H. (2005.). *Tribology in Electrical Environments*. Elsevier Science.
- Purcek, G., Yanar, H., Demirtas, M., Alemdag, Y., Shangina, D. V., & Dobatkin, S. V. (2016). Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloy by combining multi-route ECAP and aging. *Materials Science and Engineering: A*, 649, 114-122.

- Purcek, G., Yanar, H., Saray, O., Karaman, I., & Maier, H. J. (2014). Effect of precipitation on mechanical and wear properties of ultrafine-grained Cu–Cr–Zr alloy. *Wear*, 311(1), 149-158.
- R.G. Zhenga, b., Z.J. Zhanb,*, W.K. Wang, b. (2010). Wear behavior of Cu–La₂O₃ composite with or without electrical current. *Wear*, 72–76.
- Robertson, W., Grenier, E., & Nole, V. (1961). The structure and associated properties of an age hardening copper alloy. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 221(3), 503-512.
- Ryou, M., Lee, B.-S., Jeong, B.-Y., & Kim, M.-H. (2011). The Influence of Aging Treatment on the Mechanical and Electrical Properties of Cu-Be Alloy. *Journal of the Korea Foundry Society*, 31.
- Savaşkan, T. (2017). Malzeme bilimi ve malzeme muayenesi. *Celpler Matbaacılık*, 347-350.
- Semboshi, S., Sato, S., Iwase, A., & Takasugi, T. (2016). Discontinuous precipitates in age-hardening Cu-Ni-Si alloys. *Materials Characterization*, 115.
- Sun, Y., He, D., Xue, F., Ruilin, L., & He, G. (2018). Microstructure and Mechanical Characterization of a Dissimilar Friction-Stir-Welded CuCrZr/CuNiCrSi Butt Joint. *Metals*, 8, 325.
- Sushmitha, S. V., Chennu, R., Reddy, S. S., & Gurudev (2024). Arc Flash Effects: A Comprehensive Review. *Power Research. A Journal of CPRI*, 20(1), 83–87.
- Trevisiol, C., Jourani, A., & Bouvier, S. (2017). Effect of hardness, microstructure, normal load and abrasive size on friction and on wear behaviour of 35NCD16 steel [Article]. *Wear*, 388-389, 101-111.
- Valiev, R., Islamgaliev, R., & Alexandrov, I. V. (2000). Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation. *Progress in Materials Science*, 45, 103-189.
- Valiev, R. Z., & Langdon, T. G. (2006). Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, 51(7), 881-981.
- Wang, Z., Li, J., Fan, Z., Zhang, Y., Hui, S., Peng, L., Huang, G., Xie, H., & Mi, X. (2021). Effects of Co Addition on the Microstructure and Properties of Elastic Cu-Ni-Si-Based Alloys for Electrical Connectors. *Materials*, 14(8), 1996.
- Watanabe, H., Kunimine, T., Watanabe, C., Monzen, R., & Todaka, Y. (2018). Tensile deformation characteristics of a Cu–Ni–Si alloy containing trace elements processed by high-pressure torsion with subsequent aging. *Materials Science and Engineering A*, 730.
- Wu, X., Yang, M., Yuan, F., Wu, G., Wei, Y., Huang, X., & Zhu, Y. (2015). Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 112(47), 14501-14505.

- Yi, J., Jia, Y., Zhao, Y., Xiao, Z., He, K., qi, W., Wang, M., & Li, Z. (2018). Precipitation behavior of Cu-3.0Ni-0.72Si alloy. *Acta Materialia*.
- Young G. Kim, T. Y. S., Jae H. Han, Alan J. Ardell. (1986). Effect of heat treatment on precipitation behaviour in a Cu-Ni-Si-P alloy. *Journal materials of science, Vol 21* 1357-1362.
- Yu, J., Zhao, F., Yang, H., Liu, J., Ma, J., & Fang, Y. (2023). Progress in research on nanoprecipitates in high-strength conductive copper alloys: a review. *Journal of Zhejiang University-SCIENCE A*, 24, 206-225.
- Zhao, D., Dong, Q. M., Liu, P., Kang, B. X., Huang, J. L., & Jin, Z. H. (2003). Aging behavior of Cu–Ni–Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 361(1), 93-99.
- Zhao, D. M., Dong, Q. M., Liu, P., Kang, B. X., Huang, J. L., & Jin, Z. H. (2003). Structure and strength of the age hardened Cu–Ni–Si alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 79, 81-86.
- Zhao, F., Lei, C., Zhao, Q., Yang, H., Ling, G., Liu, J., Zhou, H., & Wang, H. (2022). Predicting the property contour-map and optimum composition of Cu-Co-Si alloys via machine learning. *Materials Today Communications*, 30, 103138.

ÖZGEÇMİŞ

Abdülkadir COŞKUN, İlköğrenimini Karlıbel İlköğretim Okulu'nda bitirdi. Lise eğitimine 2012 yılında Şile Oya-Ali Osman Keçici Anadolu Öğretmen Lisesi'nde başlayıp 2016 yılında Ümraniye Fen Bilimleri Temel Lisesi'nde tamamladı. 2016 öğretim yılında Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği bölümünde lisans eğitimine başladı. 2021 yılında bu bölümden mezun oldu. 2022 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim dalında tezli yüksek lisans programına başladı. 2024 yılından itibaren Karadeniz Teknik Üniversitesi Sürmene Deniz Bilimleri Fakültesi Gemi Makineleri İşletme Mühendisliği Bölümü'nde araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır. İyi derece İngilizce bilmektedir.