

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON VE YAŞLANDIRMA İŞLEMLERİNİN
BİLEŞİK ETKİSİ İLE YÜKSEK PERFORMANSLI Cu-Cr-Zr ELEKTROT
MALZEMESİNİN GELİŞTİRİLMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mak. Müh. Harun YANAR

HAZİRAN 2014
TRABZON

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON VE YAŞLANDIRMA İŞLEMLERİNİN
BİLEŞİK ETKİSİ İLE YÜKSEK PERFORMANSLI Cu-Cr-Zr ELEKTROT
MALZEMESİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

Makine Müh. Harun YANAR

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

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 23.05.2014
Tezin Savunma Tarihi : 19.06.2014**

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK

Trabzon 2014

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalında
Harun YANAR tarafından hazırlanan

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON VE YAŞLANDIRMA İŞLEMLERİNİN
BİLEŞİK ETKİSİ İLE YÜKSEK PERFORMANSLI Cu-Cr-Zr ELEKTROT
MALZEMESİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 03/06/2014 gün ve 1556 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
YÜKSEK LİSANS TEZİ
olarak kabul edilmiştir.**

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK

Üye : Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK

Üye : Doç. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU

Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Bakır-Krom-Zirkonyum (Cu-Cr-Zr) alaşımları daha çok yüksek mukavemet ve iyi iletkenlik gerektiren elektro-mekanik uygulamalar için geliştirilmiş yaşlandırılabilir sert bakır alaşımlarından biridir. Bu alaşımları her ne kadar dayanımı yüksek Cu alaşımlarından biri olsa da, punta kaynak elektrotları gibi yüksek dayanım ve aynı zamanda yeterli iletkenlik gerektiren uygulamaları için hala özelliklerinin geliştirilmesine ihtiyaç duymaktadır. Bu çalışmada, Cu-Cr-Zr alaşımına aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden biri olan eş kanallı açılal-ekstrüzyon (EKAE) ve yaşlandırma işleminin farklı kombinasyonlarını içeren farklı prosesler uygulayarak; yüksek mukavemet, yeterli süneklik ve elektriksel iletkenlik özelliklerinin birlikte sağlanacağı optimum proses ve proses parametrelerinin geliştirilmesine çalışılmıştır.

Bu konuyu seçmeme vesile olarak önemli bir bilgi birikimine sahip olmamı sağladığı ve çalışmalarım sırasında bilgisini ve tecrübesini paylaştığı için hocam Prof. Dr. Genççağ PÜRÇEK'e içtenlikle teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmalarına sağladığı katkılardan dolayı Yrd. Doç. Dr. Onur SARAY'a da teşekkür ederim.

Bu tez çalışması 1533.STZ.2012-2 kod numaralı ve "Aşırı plastik deformasyon ve yaşlandırma işlemlerinin bileşik etkisi ile yüksek performanslı Cu-Cr-Zr elektrot malzemesinin geliştirilmesi ve bunun için yarı mamul pilot üretim sisteminin oluşturulması" başlıklı SAN-TEZ projesi kapsamında Bilim, Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı tarafından desteklenmiştir. Çalışmalar proje ortağı firma olan Sağlam Metal San. AŞ. ile birlikte gerçekleştirilmiş olup, desteklerinden dolayı söz konusu firma çalışanlarına ve özellikle bize her türlü desteği sunan firma sahibi Hakan Koçak'a ve firmanın Ar-Ge danışmanı Dr. Feriha Birol'a teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmalarım boyunca, desteklerini esirgemeyen canım annem, babam, kardeşlerim ve arkadaşlarıma çok teşekkür ederim.

Harun YANAR

Trabzon, 2014

TEZ BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Aşırı Plastik Deformasyon ve Yaşlandırma İşlemlerinin Bileşik Etkisi İle Yüksek Performanslı Cu-Cr-Zr Elektrot Malzemesinin Geliştirilmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK ‘in sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuarlarda 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. 23/05/2014

Harun YANAR

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	III
TEZ BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XIV
SEMBOLLER ve KISALTMALAR DİZİNİ.....	XV
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Bakır ve Bakır Alaşımları.....	4
1.2.1. Geleneksel Alaşımlar.....	4
1.2.2. Sert Bakır Alaşımları (Cu-Cr ve Cu-Cr-Zr Alaşımları).....	7
1.3. Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon/Basma (EKAE/B)Yöntemi	9
1.3.1. Tarihsel Gelişim ve Uygulama Prensibi.....	9
1.3.2. EKAE İşleminin İç Yapısal Özellikler Üzerine Etkisi	14
1.3.3. EKAE İşleminin Malzemelerin Fiziksel, Mekanik, Kimyasal ve Termal Özellikleri Üzerine Etkisi	17
1.3.4. EKAE İşleminin Cu-Cr ve Cu-Cr-Zr Alaşımlarına Uygulanması.....	22
1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	25
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	29
2.1. Deney Malzemesi	29
2.2. Uygulanan Prosesler	29
2.3. Mikro Yapısal İncelemeler	34
2.4. Mekanik Özellik İncelemeleri	35
2.5. Termal Kararlılık İncelemeleri	35
2.6. İletkenlik İncelemeleri.....	36
2.7. Aşınma Davranışının İncelenmesi.....	36
3. BULGULAR	39
3.1. En İyi Prosesi Belirlemeye Yönelik Ön Çalışma Sonuçları.....	39
3.1.1. Proses-1/4 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar.....	39

3.1.2. Proses-5 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar	42
3.1.3. Proses-6 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar	44
3.1.4. Proses-7 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar	45
3.2. Ön Çalışmaların Değerlendirilmesi	47
3.3. Proses-4 Kapsamında Yapılan Detaylı Çalışmalar	48
3.3.1. Mikroyapı	48
3.3.2. Alaşımın Yaşlanma Eğrileri ve Mikro yapıları	50
3.3.3. Mekanik Özellikler	61
3.3.4. Optimum Yaşlandırma Parametrelerinin (sıcaklık-zaman) Belirlenmesi	71
3.3.5. Termal Kararlılık Testleri	78
3.3.6. Elektriksel İletkenlik	82
3.3.7. Tribolojik Özellikler	84
4. İRDELEME	90
5. SONUÇLAR	101
6. ÖNERİLER	104
7. KAYNAKLAR	105
ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON VE YAŞLANDIRMA İŞLEMLERİNİN BİLEŞİK
ETKİSİ İLE YÜKSEK PERFORMANSLI Cu-Cr-Zr ELEKTROT MALZEMESİNİN
GELİŞTİRİLMESİ**

Harun YANAR

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Genççağ PÜRÇEK
2014, 115 Sayfa

Bu çalışmada; Cu-Cr-Zr alaşımına eş-kanallı açısal ekstrüzyon/basma (EKAE/B) ve yaşlandırma işlemlerinin farklı kombinasyonlarını içeren değişik prosesler uygulandı. Bu kapsamda belirlenen en iyi proses şartlarındaki parametrelerin Cu-Cr-Zr alaşımının; mikroyapı, mekanik, iletkenlik ve termal kararlılık özellikleri üzerindeki etkileri sistematik bir şekilde incelendi. Bu çalışmalarda, elde edilen özelliklerin büyük oranda EKAE rotasına ve EKAE sonrası uygulanan yaşlandırma parametrelerine bağlı olduğu belirlendi. Rota-Bc'nin özellik çıktıları açısından en iyi EKAE rotası olduğu gösterildi. Bu şartlardaki alaşımın en iyi özellik çıktıları veren optimum yaşlanma parametrik aralıklarının sıcaklık ve süre olarak sırasıyla 400-475°C ve 15-240 dk olduğu belirlendi. Genel olarak, uygulanan çok pasolu EKAE işlemi ile mikron altı tane boyutuna sahip ultra-ince tane yapılı (tane boyutu: 150-200nm) ve yüksek dayanımlı (maksimum akma gerilmesi: 670 MPa) Cu-Cr-Zr alaşımı geliştirildi. Ancak sertlik ve mukavemet özelliklerinde sağlanan bu olağan üstü artış, alaşımın süneklik, termal kararlılık ve elektriksel iletkenlik özelliklerini olumsuz etkiledi. Bu olumsuzluk, EKAE sonrası optimum parametrelerde uygulanan yaşlandırma işlemi ile mukavemet düşüşü oluşturulmadan büyük ölçüde giderildi. Nitekim 8Bc EKAE sonrası 450°C'de uygulanan 60 dk'lık yaşlandırma işlemi sonrası Cu-Cr-Zr alaşımının sertlik, akma mukavemet, iletkenlik değerleri sırasıyla 222 Hv, 670 MPa ve %63 IACS olarak ölçüldü. Bu değerler klasik yaşlandırma sonrası elde edilen 165Hv, 240MPa ve 76%IACS değerleri ile karşılaştırıldığında bu çalışma ile sağlanan iyileşme daha iyi anlaşılmaktadır.

Anahtar Kelimeler: Cu-Cr-Zr alaşımı, Elektrot malzemesi, Aşırı Plastik Deformasyon, Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon, Yaşlandırma

Master Thesis

SUMMARY

DEVELOPING HIGH PERFORMANCE Cu-Cr-Zr SPOT WELDING ELECTRODES MATERIAL WITH COMBINING EFFECT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND AGEING

Harun YANAR

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Dr. Genççağ PÜRÇEK
2014, 115 Pages

In this study, different processes including various combinations of the equal channel angular extrusion/pressing (ECAE/P) and aging processes have been applied to the Cu-Cr-Zr alloy. In this contents, effect of the optimum process parameters determined by the experiments on the microstructural, mechanical, conductivity and thermal stability properties of the Cu-Cr-Zr alloy have been investigated. During this study, it has been obtained properties of the alloy after applied processes mostly depend on the ECAE/P routes and aging parameters applied to the alloy after ECAE/P. It has also been shown that route Bc is the optimum ECAE route considering the achieved properties. Optimum parametric ranges of the aging temperature and aging time to get optimum properties have been determined as 400-475C and 15-240 mins, respectively. In general, ultra fine grained (with 150-200 nm grain size) and high strength (with 670 MPa tensile strength) Cu-Cr-Zr alloy has been developed by multi-pass ECAE processing. However, this extraordinary improvement in hardness and strength of the alloy mostly affected to its ductility, thermal stability and electrical conductivity. This negative effect has been removed by applying aging process after ECAE processing without any strength loss. Thus, hardness, yield strength and conductivity of the Cu-Cr-Zr alloy after aging process following the 8 Bc ECAE and applied at 450C for 60 min are 222 Hv, 670 MPa ve 63 % IACS, respectively. Comparing these result with the 165Hv, 240MPa ve 76%IACS values obtained after classical aging processes, improvement in these properties in this study can be understood better.

Key Words: Cu-Cr-Zr Alloy, Electrode Materials, Severe Plastic Deformation, Equal Channel Angular Extrusion, Ageing

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

- Şekil 1. İkili bakır-krom alaşım sistemine ait faz diyagramı..... 8
- Şekil 2. EKAE kalıbının kanal geometrisini ve kayma kesitini gösteren şematik resimler 11
- Şekil 3. EKAE kalıbında kalıp açılarını gösteren şematik resim 12
- Şekil 4. EKAE işleminde uygulanan temel rotalar ve bu rotaların uygulanışını gösteren şematik resimler 13
- Şekil 5. Farklı rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrası kayma düzlemlerinde meydana gelen değişimleri gösteren şematik resimler 14
- Şekil 6. EKAE işlemi sırasında örnek alınan ve başlangıçta kübik bir geometrideki birim elemanın çeşitli rota ve paso sayılarında geçirdiği deformasyon evrelerini gösteren şematik resim 16
- Şekil 7. SDH yapılu Mg'un EKAE işlemi ile tane boyutunun nasıl incelendiğini gösteren model: (a) EKAE uygulanmamış kaba taneli ilk durum, (b) içyapıda düzensiz dislokasyon oluşumu ve iç enerjinin artması, (c) artan iç enerji ile birlikte dislokasyonların alt tane oluşturacak biçimde yeniden düzenlenmesi ve dislokasyon içermeyen yeni tanelerin çekirdeklenmesi, (d) belli oranda yeniden kristalleşme ile yeni çekirdeklenmiş tanelerin irileşmesi ile oluşan eş eksenli taneler 17
- Şekil 8. Tez ve proje kapsamında ön görülen proses adımlarını gösteren akış şeması 29
- Şekil 9. (a) EKAE işleminin gerçekleştirildiği kalıp sisteminin şematik görünümü ve (b) kalıp geometrik parametrelerini ve numune üzerindeki düzlemleri gösteren şematik resimler 31
- Şekil 10. Cu-Cr-Zr alaşımına uygulanan EKAE işlemindeki rota ve paso sayılarını gösteren şematik resimler 32
- Şekil 11. EKAE işlemi uygulanmış numunelerde çekme, sertlik, iletkenlik, metalografi ve termal kararlılık örneklerinin konumlarını ve inceleme durumlarını gösteren şematik resim 38
- Şekil 12. Aşınma deneylerinin gerçekleştirildiği bilye/pin-on-disk esaslı sürtünme-aşınma deney düzeneğinin (*UTS Tribometer T10*): (a) genel görünümü ve (b) yükleme sisteminin yakından görünümü 38

Şekil 13. Proses-1/4 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri	41
Şekil 14. Proses-5 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri	43
Şekil 15. Proses-6 kapsamında uygulana işlemler sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri	44
Şekil 16. Proses-7 kapsamında uygulana proses sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri	46
Şekil 17. Yedi farklı proses sonrası elde edilen akma ve çekme dayanımlarının karşılaştırılması	47
Şekil 18. Yedi farklı proses sonrası elde edilen kopma uzaması ve üniform uzama değerlerinin karşılaştırılması.....	48
Şekil 19. Çözeltiyeye alınmış durumdaki (proses-1) Cu-Cr-Zr alaşımının içyapısını gösteren optik resim	49
Şekil 20. (a)-(c) Çözeltiyeye alma + 8Bc EKAE işlemi uygulanmış (proses-3) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyültmelerdeki TEM resimleri ve (d) ilgili yapıya ait SAD deseni	50
Şekil 21. Çözeltiyeye alma ve su verme (proses-1) işlemine tabi tutulmuş Cu-Cr-Zr alaşımının yaşlanma eğrisi (Her bir sıcaklık noktasında bir saatlik bir süre yaşlandırma uygulanmıştır).....	51
Şekil 22. Çözeltiyeye alma + 470°C’de 1 saat yaşlandırma (Proses-2) işlemi uygulanmış Cu-Cr-Zr alaşımına ait TEM resimleri: (a) Düşük büyültmeli genel görünüm, (b) SAD deseni görünümü ve (c)-(d) yaşlandırma işlemi sonucu oluşan çökeltilerin yüksek büyültmelerdeki detay görünümleri.....	52
Şekil 23. Rota-A’da 8 pasoluk EKAE işlemi uygulanmış (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişimi	55
Şekil 24. (a)-(d) Rota-A’da 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası 425°C’de 1saat yaşlandırma işlemi uygulanmış (pik nokta) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyültmelerdeki TEM resimleri	56
Şekil 25. Rota-E’de 8 pasoluk EKAE işlemi uygulanmış (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	57

- Şekil 26. (a)-(d) Rota-E’de 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası 475°C’de 1saat yaşlandırma işlemi uygulanmış (pik nokta) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyütmelerdeki TEM resimleri 58
- Şekil 27. Rota-Bc’de 8 pasoluk EKAE işlemi uygulanmış (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişimi 59
- Şekil 28. (a)-(d) Rota-Bc’de 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası 450°C’de 1saat yaşlandırma işlemi uygulanmış (pik nokta) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyütmelerdeki TEM resimleri ve ilgili SAD deseni 60
- Şekil 29. EKAE prosesine tabi tutulmamış (proses-1) ve Rota-A, Rota-E ve Rota-Bc’de 8 pasoluk EKAE proseslerine tabi tutulmuş (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına göre değişimini gösteren grafiklerin aynı eksen takımı üzerinde karşılaştırılması 61
- Şekil 30. Çözeltiyeye alma (proses-1) ve çözeltiyeye alma+yaşlandırma (proses-2) işlemleri uygulanmış alaşımların çekme deneyi sırasında sergiledikleri gerilme-uzama davranışlarını gösteren eğriler 62
- Şekil 31. Rota-A’da uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası (Proses-3) ve 8A EKAE + yaşlandırma (Proses-4) işlemi sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler 65
- Şekil 32. Rota-E’de uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası (Proses-3) ve 8A EKAE + yaşlandırma (Proses-4) işlemi sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler 66
- Şekil 33. Rota-Bc’de uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası (Proses-3) ve 8A EKAE + yaşlandırma (Proses-4) işlemi sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler 67
- Şekil 34. Farklı rotalarda uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemine ve bu işlem sonrası yaşlandırmaya tabi tutulan alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğrilerin karşılaştırılması 68
- Şekil 35. EKAE öncesi prosesler(Proses 1-2) ile farklı rotalarda uygulanan 4 ve 8 pasoluk EKAE işlemi (Proses-3) ve bu işlem sonrası yaşlandırmaya tabi tutulan (Proses-4) alaşımın sahip olduğu akma ve çekme değerlerinin karşılaştırılması 69
- Şekil 36. 8Bc EKAE şartlarında proses edilmiş UİT yapılı Cu-Cr-Zr alaşımının farklı yaşlandırma sıcaklarında zamana bağlı olarak yaşlandırma davranışının gelişimini gösteren sertlik-sıcaklık-zaman (süre) eğrileri 72
- Şekil 37. (a)-(d) rota-Bc’de 8 pasoluk EKAE işlemi (8Bc EKAE) sonrası 425°C’de 4 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütmelerdeki TEM resimleri 74

Şekil 38. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAE işlemi (8Bc EKAE) sonrası 450 °C'de 0,5 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri	75
Şekil 39. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAE işlemi (8Bc EKAE) sonrası 450 °C'de 1,5 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütmelelerdeki aydınlık alan ve karanlık alan görüntüleri ile ilgili SAD desenleri	76
Şekil 40. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAE işlemi (8Bc EKAE) sonrası 450 °C'de 4 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri	77
Şekil 41. (a)-(d) Rota-Bc'de 8 pasoluk EKAE işlemi (8Bc EKAE) sonrası 475 °C'de 0,5 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri	78
Şekil 42. Çözündürme(1010°C-20dk) + su verme + yaşlandırma(470°C-5saat)(proses-2) işlemi uygulanmış durumdaki Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi	79
Şekil 43. Çözündürme(1010°C-20dk) + su verme + 8Bc EKAE +yaşlandırma (425°C-1saat) (Proses-4) işlemi uygulanmış durumdaki UİT yapılu Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi.....	80
Şekil 44. Çözündürme(1010°C-20dk)+su verilmiş+8E EKAE +yaşlandırma(475°C-1saat)(Proses-4) işlemi uygulanmış durumdaki UİT yapılu Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi.....	81
Şekil 45. Proses-2 ve Proses-4 (8Bc ve 8E) işlemleri uygulanmış durumdaki Cu-Cr-Zr alaşımlarının termal kararlılık eğrilerinin karşılaştırılması.....	82
Şekil 46. Cu-Cr-Zr alaşımının dört farklı proses durumunda (a) kütle ve (b) hacim kaybının uygulanan yüke bağlı olarak değişimini gösteren eğriler	85
Şekil 47. Dört farklı proses durumundaki Cu-Cr-Zr alaşımının aşınma sonucu oluşan ağırlık kaybının kayma mesafesine (alınan yola) göre değişimini gösteren eğriler	86
Şekil 48. Çözeltiye alınmış (Proses-1) durumdaki Cu-Cr-Zr numunelerin değişik yükler altında aşındırılmış yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve 10 N'luk yük altında gerçekleşen aşınma deneyi sırasında meydana gelen aşınma parçacıklarının morfolojisi.....	87
Şekil 49. Proses-2 (yaşlandırılmış), proses-3(8Bc EKAE uygulanmış) ve proses-4(8Bc EKAE + yaşlandırılmış) Cu-Cr-Zr numunelerinin değişik yükler altında aşındırılmış yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve 10 N'luk yük altında gerçekleşen aşınma deneyi sırasında meydana gelen aşınma parçacıklarının morfolojisi.....	88

Şekil 50. Proses-2 (yaşlandırılmış), proses-3(8Bc EKAE uygulanmış) ve proses-4(8Bc EKAE + yaşlandırılmış) Cu-Cr-Zr numunelerinin 2 km'lik kayma mesafesinde aşındırılmış yüzey ve yüzey altına ait çeşitli SEM görüntüleri ile yüzeylerden alınan EDS analizi sonuçları 89

TABLULAR DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 1. Saf bakır ve bazı bakır alaşımlarının bileşimi ve mekanik özellikleri	6
Tablo 2. Bakır-Krom-Zirkonyum alaşımının yaşlandırma işlemi sonrası sahip olduğu bazı temel fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri	9
Tablo 3. Çalışmalarda kullanılan Cu-Cr-Zr alaşımının kimyasal bileşimi.....	29
Tablo 4. EKAE öncesi (Proses-1) ve sonrası (Proses-3) uygulanan yaşlandırma işlemindeki zaman ve sıcaklık parametrelerinin değişim sistematığı	33
Tablo 5. Proses-1/4 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri	41
Tablo 6. Proses-5 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri	43
Tablo 7. Proses-6 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri	45
Tablo 8. Proses-7 kapsamında uygulana prosesler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri.....	46
Tablo 9. Farklı prosesler ile üretilmiş alaşımların mekanik özellikleri.....	70
Tablo 10. Proses-1, Proses-2 ve Proses-3 (8A, 8E, 8Bc) işlemi uygulanmış Cu-Cr-Zr alaşımının belirli noktalardaki sertlik ve iletkenlik değerleri	84

SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ

APD	: Aşırı Plastik Deformasyon
Cu	: Bakır
Cu-Cr	: Bakır Krom
Cu-Cr-Zr	: Bakır-Krom-Zirkonyum
EKAE/B	: Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon/Basma
ED	: Ekstrüzyon Yönü
DATS	: Dar Açılı Tane Sınırı
dk	: Dakika
GATS	: Geniş Açılı Tane Sınırı
HMK	: Hacim Merkez Kübit Yapı
Hv	: Vickers Sertlik Değeri
IACS	: Uluslararası Tavlanmış Bakır Standartı (İletkenlik)
keV	: Kilo Elektron Volt
m	: Metre
mg	: Mili Gram
nm	: Nano Metre
MPA	: Mega Paskal
MS	: Mega Siemens(iletkenlik)
mV	: Mili Volt
N	: Newton
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
s	: Saniye
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu
UİT	: Ultra İnce Taneli Yapı
V	: Volt
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik Yapı
μm	: Mikro Metre
Ψ	: Kalıp Dış Köşe Açısı
Φ	: Kalıp İç Köşe Açısı
4A	: Rota-A'da Dört Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
4Bc	: Rota-Bc'de Dört Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune

- 4E : Rota-E’de Dört Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
- 8A : Rota-A’da Sekiz Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
- 8Bc : Rota-Bc’de Sekiz Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
- 8E : Rota-E’da Sekiz Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Günümüz dünyasındaki küresel yarış, malzeme mühendisliği alanında yeni teknolojileri ve üretim yöntemlerini de beraberinde getirmektedir. Öte yandan, teknoloji alanındaki hızlı gelişmeler ve getirdiği rekabet ortamı, kullanıcıların artan istek ve düşüncelerinin üst düzeyde karşılanmasını da zorunlu kılmaktadır. Bu durum kullanılan mühendislik malzemelerinde de kendini göstermektedir. Nitekim pek çok farklı özellikleri bir arada toplayan yeni nesil malzemelere olan ihtiyaç her geçen gün artmaktadır. Üretici ve araştırmacılar bu istekleri karşılayabilmek için iki yönde çalışmalar sürdürmektedirler. Bunlardan birincisini, geleneksel malzemelerin yerine yeni türden malzemelerin geliştirilmesi çabaları oluşturmaktadır. Ancak bu uzun soluklu Ar-Ge çalışmalarını kapsayan ve firmalar için riskler barındıran zahmetli ve maliyetli bir süreçtir. Bu kapsamda yürütülen ikinci çalışmalar ise mevcut mühendislik malzemelerinin yetersiz olan özelliklerinin geliştirilmesi üzerine yürütülmektedir. Bu türden çalışmaları özellikle gelişmekte olan piyasalarda söz sahibi olmak isteyen firmalar tercih etmektedir. Bu çalışmalar sayesinde geleneksel yapıdaki pek çok malzeme yeni teknik ve süreçlerle özellik ve performans açısından iyileştirilebilmektedirler. Bakır ve alaşımları da bu kapsamda değerlendirilebilecek türden malzemelerdir.

Bakır ve bakır alaşımları sahip oldukları mükemmel elektriksel ve termal iletkenliği, üretim kolaylığı, üstün korozyon dayanımı ve nispeten yeterli dayanım ve yorulma davranışları nedeniyle pek çok mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılan temel malzeme gruplarından birini oluşturmaktadır [1,2]. Bu nedenle bu güne kadar hem saf olarak hem de farklı alaşım elementleri ilavesiyle çok fazla sayıda bakır ve alaşımları geliştirilmiştir. Bunlardan Cu-Cr-(Zr) alaşımları ise yüksek mukavemet ve iyi iletkenlik gerektiren (elektro-mekanik) uygulamalar için son dönemlerde geliştirilmiş yaşılandırılabilir sert bakır alaşımlarıdır. Bu alaşımlar sahip olduğu yüksek elektriksel ve termal iletkenlik nedeniyle elektrik direnç kaynak elektrotları ve disklerinde, erozyon makinelerinin dalıcı elektrotlarında, ısı eşanjörlerinde, trolleybüs kablolarında, kontak malzemelerinde ve son yıllarda kırılma tokluğu değerlerinin iyileştirilmesiyle başta füzyon reaktörleri olmak üzere bazı nükleer uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadırlar [3,4]. Esasen bu amaçlar için ilk olarak ikili Cu-Cr alaşımları geliştirilmiştir. Ancak, bu

alaşımların yaşlanma özelliğini ve dolayısıyla katı çökelti mukavemetlenme eğilimini daha da artırmak için söz konusu alaşımlara çok az oranlarda Zr ilave edilerek üçlü Cu-Cr-Zr alaşımları getirilmiştir. Bu alaşımların üstün iletkenlik özelliği yapısında düşük oranlarda Cr ve Zr bulundurmasından, nispeten yüksek dayanımı ise çözündürme yaşlandırmasına çok uygun olmasından kaynaklanmaktadır. Çok küçük boyutlarda (5-50nm) ve matriks yapı ile uyumlu çökeltilerin oluşturulabildiği uygun bir yaşlandırma işlemiyle bu alaşımların sertliği ve mukavemet değerleri önemli oranlarda artırılabilir [5-8]. Bu nedenle, günümüzde bu alaşımlar özellikle elektrik direnç (punta) kaynak elektrot malzemesi olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Ancak gelişen kaynaklı üretim hızları ve otomasyon, bu elektrotların çok daha yüksek performans göstermelerini zorunlu kılmaktadır. Başka bir deyişle imalat sürecinde elektrotların çok daha uzun süre özelliğini koruması ve kolay mantarlaşmaması gerekmektedir. Başka bir deyişle, Cu-Cr-Zr alaşımları her ne kadar dayanımı yüksek Cu alaşımlarından biri olsa da, özellikle punta kaynak elektrot malzemesi olarak hala ömür artışı için geliştirilmeye muhtaç görülmektedir. Özellikle söz konusu alaşımın sertlik, mukavemet ve yorulma davranışının elektriksel ve termal özellikleri fazla bozmadan geliştirilmesi kaynakçılık açısından son derece önemli görülmektedir. Nitekim tüketici talepleri de bu durumu zorlamaktadır. Bu nedenle bu alaşımların sertlik, mukavemet ve yorulma davranışlarının içyapısal dönüşümlerle geliştirilmesi daha uygun görülmektedir. Bu yapılırken, elektriksel özelliklerin, termal kararlılığın ve şekillendirilebilirliğinin fazla etkilenmemesi kaynak elektrot üretimi için çok önemli görülmektedir. Sağlanacak bu tür iyileştirmelerle söz konusu alaşımların farklı alanlarda da kullanımları mümkün olabilecektir. Bu ise geleneksel yöntemlerle elde edilmesi zor olan ve birbirine aykırılık teşkil eden pek çok özelliğin bir arada toplanmasını zorunlu kılmaktadır.

Haddeleme, ekstrüzyon ve dövme gibi geleneksel metal şekillendirme yöntemleri ile mevcut mühendislik malzemelerinin özelliklerinde iyileşmeler elde edilmeye çalışılmaktadır. Ancak, bu türden yöntemlerle hem elde edilen iyileşmeler sınırlı kalmakta hem bir özellik iyileşmesi genel olarak diğer özelliği belli oranda bozmaktadır. Bunun için yeni nesil yöntemlerin de bu kapsamda değerlendirilmesi gerekmektedir. Bu kapsamda mikro-yapısal dizayna yönelik yeni tekniklerde sağlanan gelişmeler dikkat çekmektedir. Bunlardan, özellikle tane boyutunun mikron altı mertebelere kadar incelterek mekanik özelliklerinin iyileştirilmesini amaçlayan yöntemler araştırmacılar arasında büyük ilgi uyandırmıştır [9-11]. Bunların en önemlilerinden biri içyapıda aşırı oranda deformasyon

birikimine dayalı tane inceltmeyi hedefleyen ‘‘aşırı plastik deformasyon (APD)’’ yöntemleridir. Bu yöntemlerin başında ise ‘‘eş kanallı açısız ekstrüzyon/basma (EKAE/P), tekrarlı ekstrüzyon (TE), yüksek basınç altında burma (YBB), kapalı kalıpta tekrarlı dövme (KKTD), birikimli bağ haddesi (BBH) ve tekrarlı bükme-doğrultma (TBD) yöntemleri gelmektedir [12]. Ancak, geliştirilen bu yöntemlerin uygulama alanı ve sağladığı özellikler açısından birbirlerine göre avantaj ve dezavantajları bulunmaktadır. Bu yöntemlerden, ilk defa 1980’li yıllarda Segal ve arkadaşları [13] tarafından geliştirilen EKAE yöntemi günümüze kadar üzerinde en çok çalışılan ve diğer yöntemlere göre önemli üstünlükler içeren bir yöntem olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu yöntemin sağlamış olduğu başlıca üstünlükler; mühendislik uygulamalarında kullanılacak boyutlarda ürünler ortaya çıkarılabilmesi, basit ve ekonomik oluşu, işlem sırasında herhangi bir boyutsal değişim oluşmaması ve oldukça ince taneli ve homojen yapıların elde edilebilmesi şeklinde sıralanabilirler. Bu yöntemle malzemeye ve işlem parametrelerine bağlı olarak tane boyutu 200-1000 nm arasında değişen ultra-ince taneli (UİT) malzemeler üretilebilmektedir. Tane boyutunda meydana gelen incelme ve birikimli dislokasyon artışına dayalı olarak gelişen deformasyon sertleşmesi neticesinde malzemenin sertlik ve mukavemet değerlerinde önemli oranlarda artışlar elde edilebilmektedir. Mukavemet ve sertlik değerlerinde elde edilen büyük oranlardaki artışlar malzemenin süneklik değerlerinde de azalmaya neden olmaktadır. Ancak APD yöntemleri ile üretilen UİT yapıları malzemelerin süneklikleri geleneksel yöntemler sonrasında elde edilen değerlerle kıyaslandığında hala oldukça yüksek olduğu bilinmektedir. Bu nedenle bu yöntem belirli amaçlar için pek çok mühendislik malzemesine uygulanmış ve bu uygulamalardan oldukça olumlu sonuçlar elde edilmiştir.

Bu tez çalışmasında, Cu-Cr-Zr alaşımının hem sertlik ve mukavemet değerlerinde süneklik özelliklerinde radikal azalmalara neden olmadan mevcut yöntemlerin çok üzerinde bir artış sağlayabilmek ve ayrıca elektriksel özellikleri de makul seviyelerde tutabilmek için iki farklı mukavemet artırma yönteminin etkilerinin birleştirilmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda, aşırı plastik deformasyona ve yaşlandırma yöntemleri bu çalışmada farklı kombinasyonlarda birleştirilmeye ve özellikler açısından optimum değerler elde edilmeye çalışılmıştır.

1.2. Bakır ve Bakır Alaşımları

1.2.1. Geleneksel Alaşımlar

Bakır ve bakır esaslı alaşımları antik çağlardan bu yana çok değişik uygulamalarda yaygın olarak kullanılmıştır. Alaşım elementi içermeyen saf bakır son derece yumuşak ve sünek olduğu için talaşlı imalatı zor, ancak soğuk şekil değiştirme kabiliyeti neredeyse sınırsız sayılabilecek ölçüde yüksektir. Diğer yandan bakır normal atmosfer, deniz suyu veya endüstriyel kimyasalların oluşturduğu değişik korozif ortamlarda çok iyi korozyon direncine sahip olup, alaşımlandırma yoluyla korozyon direnci ve mekanik özellikleri daha da iyileştirilebilmektedir [14]. Bakır alaşımlarının çoğu ısı işlem yolu ile sertleştirilemezler. Ancak soğuk deformasyon ve/veya katı çözelti sertleştirmesine uygundurlar. Ticari olarak kullanılan saf bakır ve bazı bakır-esaslı sergiledikleri temel mekanik özellikler Tablo 1’de özetlenmiştir.

Bakır pek çok alaşım elementiyle farklı özelliklerde alaşımlar yapabilmektedir. Bu nedenle günümüze kadar pek çok ticari bakır-esaslı alaşım geliştirilmiştir (Tablo 1) [15,16]. Bakırın çinko ile değişik oranlarda birleşerek yapmış olduğu alaşımlar *pirinç* olarak adlandırılmaktadırlar. Mukavemet ve korozyon dayanımı özellikleri çok yüksek olan pirinçlerin içyapı ve mekanik özellikleri çinko miktarıyla orantılıdır. Bu alaşımlar, bakır alaşımları arasında en yaygın kullanım alanına sahip olanıdır. İkili Cu-Zn faz diyagramı incelendiğinde, ağırlıkça %35 Zn oranına kadar bütün çinkonun bakırın kafes yapısında çözüldüğü ve bu nedenle bu bölgede tek fazlı α -katı çözeltisinin kararlı olarak yer aldığı görülür [15]. YMK yapıya sahip bu faz nispeten yumuşak, sünek ve soğuk şekil değişimine elverişli özelliklere sahiptir. Daha yüksek çinko oranlarına sahip pirinçler ise oda sıcaklığında iki fazlı ($\alpha + \beta$) yapıya sahiptir. HMK kristal yapıya sahip β -fazı α -fazından daha sert ve dayanıklı olduğundan, iki fazlı pirinçler ancak daha yüksek sıcaklıklarda sertleştirilebilmektedir. Mücevherat, mermi kovanları, araç radyatörleri ve madeni paralar bu alaşımların kullanım alanlarına örnek olarak verilebilir. Bakırın; kurşun, alüminyum, silisyum veya nikel gibi diğer bazı alaşım elementleri ile yapmış olduğu alaşımlar ise *bronz* olarak adlandırılmaktadır. Bu alaşımlar pirinçlerden biraz daha yüksek dayanıma sahip olup korozyon dirençleri de daha iyidir. Tablo 1’de muhtelif bronz alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve temel mekanik özellikleri verilmiştir. Genellikle bu alaşımlar iyi korozyon direnci ile birlikte yüksek dayanımın arandığı uygulamalarda sıkça

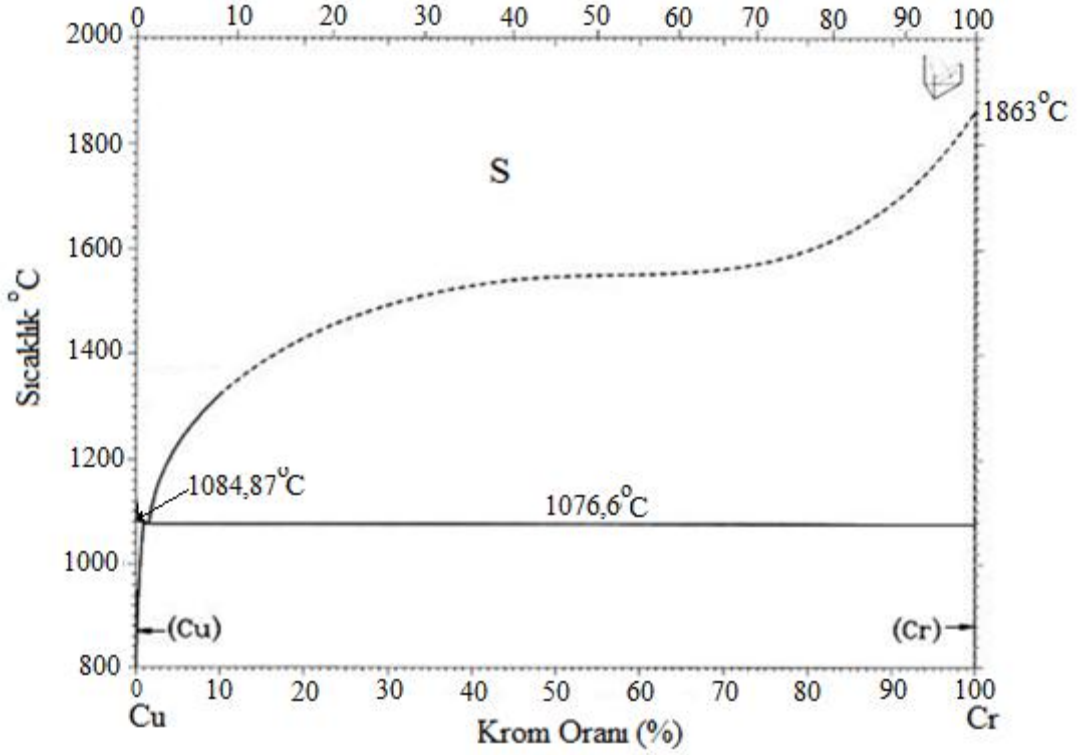
tercih edilmektedirler. Isıl işlem uygulanabilen bakır alaşımlarından en yaygın olarak kullanılanı ise bakır-berilyum alaşımıdır. Bu alaşımın (berilyum bronzunun) mekanik özellikleri Tablo 1’de verilmiştir [15]. Görüldüğü gibi bu alaşım 1400 MPa mertebelerinde çekme dayanımı, mükemmel elektriksel iletkenliği ve çok iyi seviyelerde korozyon direnci ve aşınma dayanımı gibi özellik kombinasyonlarına sahiptir. Bu alaşımların sahip olduğu yüksek dayanım çökme sertleştirilmesi ısıl işlemiyle elde edilmektedir. Ağırlıkça %1-2,5 civarında berilyum içerdikleri için nispeten daha pahalı alaşımlardır. Cerrahi aletler, dişçi takımları, uçakların iniş takımlarındaki yatak kovanları ve yaylar gibi kullanım alanlarında sıkça tercih edilmektedirler.

Tablo 1. Saf bakır ve bazı bakır alaşımlarının bileşimi ve mekanik özellikleri [15,16].

Mekanik Özellikler					
Malzeme	Bileşim (%ağ.)	Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Elektrolitik bakır	Cu- %0,04 O	Tavlanmış	220	69	45
Kurşun pirinci	Cu- %29Zn % 3Pb %1Sn	Dökülmüş	234	83	35
Kartuş pirinci	Cu- %30Zn	Tavlanmış-Soğuk Şekil verilmiş	300	75	68
Sarı pirinç	Cu- %35 Zn	Soğuk Çekilmiş	520	385	15
Otomat pirinci	Cu- %35,5Zn %2,5 Pb	Soğuk Çekilmiş	500	300	18
Berilyum bronzu	Cu- % 1,9Be %0,20Co	Çökelme Sertleştirilmesi uygulanmış	1140-1310	690-860	4-10
Fosfor bronzu	Cu-%5Sn, %0,2P	Tavlanmış-Soğuk Şekil verilmiş	325	130	64
Nikel bronzu	Cu-%30Ni	Tavlanmış-Soğuk Şekil verilmiş	380	125	36
Kurşun bronzu	Cu- % 15Pb %7Sn	Dökülmüş	170	80	8
Alüminyum bronzu	Cu- %4Fe % 11Al	Dökülmüş	586	241	18
Kalay bronzu	Cu-%10Sn % 2Zn	Dökülmüş	310	152	25

1.2.2. Sert Bakır Alaşımaları (Cu-Cr ve Cu-Cr-Zr Alaşımaları)

Hem kolay şekillendirilebilirlik hem de yüksek termal ve elektriksel iletkenlik özelliklerinden dolayı saf bakırın endüstrideki kullanım alanı oldukça geniştir. Özellikle elektrik-elektronik sanayinde kablo ve teller, elektrik kontakları ve elektrik akımının geçmesi gereken diğer parçalarda yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Fakat saf bakırın mekanik özelliklerinin düşük olması özellikle yüksek dayanım gerektiren mühendislik uygulamalarda kullanımlarını büyük ölçüde sınırlandırmaktadır [17]. Yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik özelliklerin yanı sıra ısı ve elektriksel iletkenliğinde birlikte istenildiği durumlarda bakır-krom (Cu-Cr) ve bakır-krom-zirkonyum (Cu-Cr-Zr) gibi ikili ve üçlü sert bakır alaşımları geliştirilmiştir [7,18-20]. Bu alaşımların kullanım yerlerine örnek olarak; kontak malzemeleri, elektrik direnç kaynak elektrotları ve diskleri, erozyon makinelerinde dalıcı elektrod, motor parçaları ve son yıllarda bu malzemelerin kırılma tokluğu değerlerinin iyileştirilmesiyle başta füzyon reaktörleri olmak üzere bazı nükleer uygulamalar verilebilir [3]. Sert bakır alaşımları olarak ilk geliştirilen alaşım Cu-Cr alaşımıdır. Bu alaşıma ait faz diyagramı Şekil 1'de verilmiştir [21]. Faz diyagramı incelendiğinde, genel olarak kromun bakır içerisindeki katı çözünürlüğünün oldukça düşük olduğu görülmektedir. Bu çözünürlük değeri 1077°C gibi çok yüksek sıcaklıklara çıktığında maksimum değer olan %0,89'a ulaşmaktadır. Oda sıcaklığındaki çözünürlük ise sıfır değerlerine yaklaşmaktadır. Bu özellik, söz konusu alaşımın mekanik özelliklerinin gelişmesinde özellikle yaşlandırma ısıl işlemine çok uygun bir yöntem haline getirmektedir. Bu nedenle yaşlandırılmış ikili Cu-Cr alaşımı saf bakır ile kıyaslandığında çok daha iyi mekanik özelliklere sergilemektedir. Bu alaşımda yaşlandırma sonrası elektriksel iletkenlik değerlerinde saf bakıra göre bir miktar kayıp yaşansa da, diğer pek çok bakır alaşımıyla karşılaştırıldığında bu alaşımın hala yeterli iletkenlik özelliğine sahip olduğu söylenebilir. Bu durum, bakır ana matrisinin içerisinde çok düşük oranlarda krom çözünmesinden kaynaklanmaktadır [22]. Cu-Cr alaşımlarının sertlik ve mukavemet değerlerinde elde edilen yüksek artış katı çözelti sertleşmesinin yanı sıra geleneksel bir yöntem olan yaşlandırma işlemi sayesinde yapı içerisinde çok ince ve homojen ikinci faz çökeltisi oluşturulmasından kaynaklanmaktadır [7,23-26,].



Şekil 1. İkili bakır-krom alaşım sistemine ait faz diyagramı [21].

İkili Cu-Cr alaşımlarının yaşlanabilirlik özelliğini ve dolayısıyla mukavemetlenme eğilimini daha da artırmak için, bu alaşımlara çok az oranlarda zirkonyum (Zr) ilave edilerek üçlü Cu-Cr-Zr alaşımları geliştirilmiştir [6, 8, 27-30,]. İkili Cu-Cr alaşımlarına kıyasla daha iyi yaşlandırılabilirlik özelliğine sahip olan Cu-Cr-Zr alaşımlarının yaşlandırma davranışı üzerine son yıllarda önemli çalışmalar yapılmıştır [31-35]. Örneğin Tang ve arkadaşları [27], Cu-Cr-Zr alaşımlarının içyapılarında yaşlandırma sonucu oluşan çökeltilerin Heusler fazı (CrCu_2 (Zr, Mg)) olduğunu, tane sınırlarında ise Cu_4Zr bileşiğinin bulunduğunu rapor etmişlerdir. Üçlü Cu-Cr-Zr alaşımlarının yaşlandırılması sonrasında oluşan fazların analiz edildiği başka bir çalışmada [33] ise, yapıda kromca zengin çökeltilerin daha ince partiküler halde olduğu gözlemlenirken zirkonyumca zengin çökeltilerin ($\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$, Cu_5Zr) daha kaba halde yapıda bulunduğunu bildirmişlerdir. Bu alaşımların özelliklerinin iyileştirilebilmesi için bu çökeltilerin kompozisyonunun belirlenmesi ve yaşlandırma işlemlerinin optimizasyonu büyük önem taşımaktadır. Bu kapsamda yürütülen çalışmalar devam etmektedir.

Belirli kimyasal bileşimdeki bir bakır-krom-zirkonyum alaşımına ait bazı fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikler Tablo 2’de özetlenmiştir. Bu alaşımlar yaşlandırma sonrası termal kararlılıklarını 500°C gibi yüksek sıcaklıklara kadar koruyabilmektedirler [36]. Yaşlandırma sonrası bu alaşımın mukavemet değerleri saf bakırın sahip olduğu değerlerden birkaç kat daha yüksektir. Ancak, çok yüksek mukavemet ve aynı zamanda yeterli elektriksel iletkenlik gerektiren uygulamalar için bu alaşımların özellikleri hala yeterli gözükmemekte ve bu kapsamda geliştirme çalışmaları devam etmektedir.

Tablo 2. Bakır-Krom-Zirkonyum alaşımının yaşlandırma işlemi sonrası sahip olduğu bazı temel fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri [36].

Simgesi	Cu-Cr-Zr
Kimyasal Bileşimi	Cu + (Ağ) % 99,4 - Cr % 0,6-1,0 - Zr % 0,005-0,15
Ergime Sıcaklığı (°C)	1080
Yoğunluğu (gr/cm ³)	8.9 (20°C’de)
Elektriksel İletkenliği(IACS)	% 75-80
Isıl İletkenliği (W/°C mm ²)	≈320
Elektrik Öz Direnci (ohm.m)	≈23
Çalışma Sıcaklığı (°C) üst sınırı	500
Çekme Dayanımı (MPa)	517
Kopma Uzaması (%)	15
Sertlik Değeri (kg.f/mm ²)	83

1.3. Eş Kanallı Açıl Ekstrüzyon/Basma (EKAE/B)Yöntemi

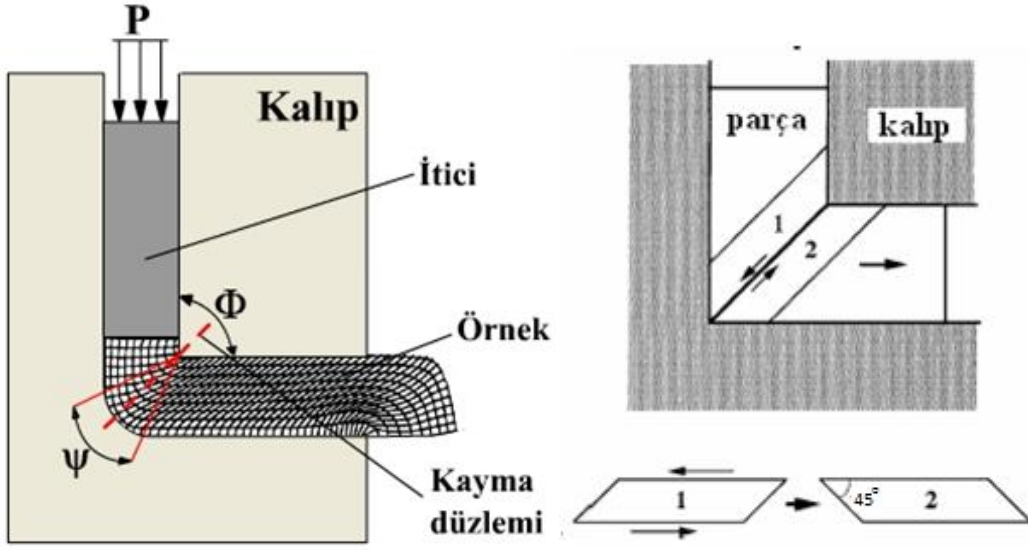
1.3.1. Tarihsel Gelişim ve Uygulama Prensibi

Aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemlerinden biri olan EKAE işlemi son yıllarda üzerinde önemli ve çok sayıda çalışmanın yürütüldüğü bir alan haline gelmiştir. Bu yöntem ilk olarak 1980’li yıllarda Segal ve arkadaşları [13] tarafından geliştirilerek uygulanmıştır. Geliştirildiği yıllarda amaç, tasarlanan EKAE kalıbı sayesinde malzemelere basit bir kayma mekanizması ile aşırı oranlarda plastik deformasyon uygulamak ve bu

deformasyonun etkilerini sayısal olarak incelemek olmuştur. Başka bir deyişle bu yöntem ilk aşamada teorik bazlı çalışmalara konu edilmiştir. Fakat ilerleyen yıllarda bu yöntem ultra-ince tane boyutlu (mikron altı tane boyuna sahip) malzemeler elde etmek için deneysel olarak da kullanılmaya başlanmıştır. Bu kapsamdaki ilk çalışmaları Valiyev ve arkadaşları [9,10] tarafından gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalardan elde edilerek yayımlanan başarılı sonuçlar, diğer ülkelerdeki araştırmacılarında ilgisini çekmiş ve bu yöntem üzerinde teorik ve deneysel çalışmaların gerçekleştirildiği yoğun bir araştırma alanı haline gelmiştir.

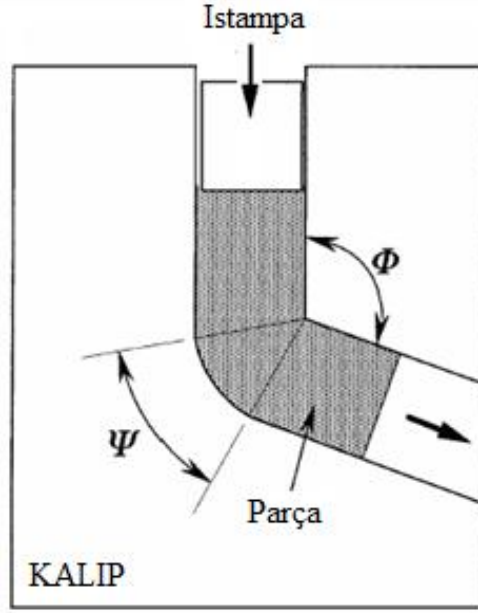
Son yıllarda EKAE yöntemi üzerine pek çok farklı özelliklerin geliştirilmesi kapsamında yoğun araştırma çalışmaları yürütülmektedir. EKAE yöntemi daha çok endüstriyel uygulamalarda kullanılan saf metal ve alaşımlarına uygulanmış ve bu uygulamalardan olumlu sonuçlar elde edilmiştir. EKAE çalışmalarının uygulandığı malzemeler arasında, titanyum ve alaşımları [37-39], alüminyum ve alaşımları [40-42], magnezyum ve alaşımları [43], nikel-esaslı alaşımlar [44], bakır ve alaşımları [45-54] çinko-esaslı alaşımlar [55-57], alaşımlı ve alaşımsız çelikler [58-59] ve kompozit malzemeler [60] sayılabilir.

EKAE işleminin çalışma prensibi ve bu işlemde kullanılan kalıbın kesiti şematik olarak Şekil 2'de gösterilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı gibi söz konusu EKAE kalıbı eş geometriye sahip doğrusal iki kanalın aralarında Φ açısı oluşacak şekilde kesişmesiyle oluşmuş bir geometri içermektedir. EKAE işlemi, kalıbın kanal kesitine göre işlenmiş test numunesinin yağlandıktan sonra giriş kanalı içerisinde bir itici yardımıyla itilmesi şeklinde gerçekleştirilir. Kanallar arasında oluşturulan açısı sebebiyle numune ara kesitten geçerken basit kayma mekanizması ile içyapısal olarak plastik deformasyona uğratılmaktadır [61]. Bu sırada kayma olayı 1 ve 2 düzlemler arasında gerçekleşmektedir (Şekil 2). Giriş ve çıkış kanalları arasında boyutsal bir fark olmadığı için numune boyutunda da bir değişim olmamakta ve sonuç olarak numune veya parça (bilet) istenildiği kadar tekrarlı olarak proses edilebilmektedir. Bunun sonucu olarak da numunede içyapısal olarak birikimli bir deformasyon sağlanmakta ve deformasyon miktarı istenilen seviyelere kadar devam ettirilebilmektedir. Bu nedenle bu işlem aşırı plastik deformasyon yöntemi olarak adlandırılmaktadır.



Şekil 2. EKAЕ kalıbının kanal geometrisini ve kayma kesitini gösteren şematik resimler [62].

Uygulanan EKAЕ işleminde kanallar arasında plastik deformasyonu etkileyen iki önemli geometrik büyüklük bulunmaktadır. Bunlar Şekil 3’te de gösterildiği gibi Ψ ve Φ açılarıdır [63]. Burada; Φ kanallar arasındaki iç köşe açısını, Ψ ise dış köşe yuvarlatma açısını göstermektedir (Şekil 3). Bu açılar mikroyapısal olarak sağlanan plastik deformasyonun seviyesini belirleyen en önemli geometrik parametrelerdir. EKAЕ işlemi sırasında numune kesitinde ve boyutlarında bir değişim meydana gelmediği için, söz konusu numune tekrarlı bir şekilde defalarca EKAЕ işlemine tabi tutulabilmektedir. Bu sayede yüksek birim şekil değişimi elde edilebilmektedir. Tekrarlı ekstrüzyonda paso sayısına ve kanal geometrik büyüklüklerine bağlı olarak uygulanan eşdeğer şekil değişimi miktarı (ϵ_N) aşağıdaki denklem ile belirlenmektedir [63]. Bu denklemde, N numuneye uygulanan paso sayısını (tekrarlı deformasyon sayısını) göstermektedir.

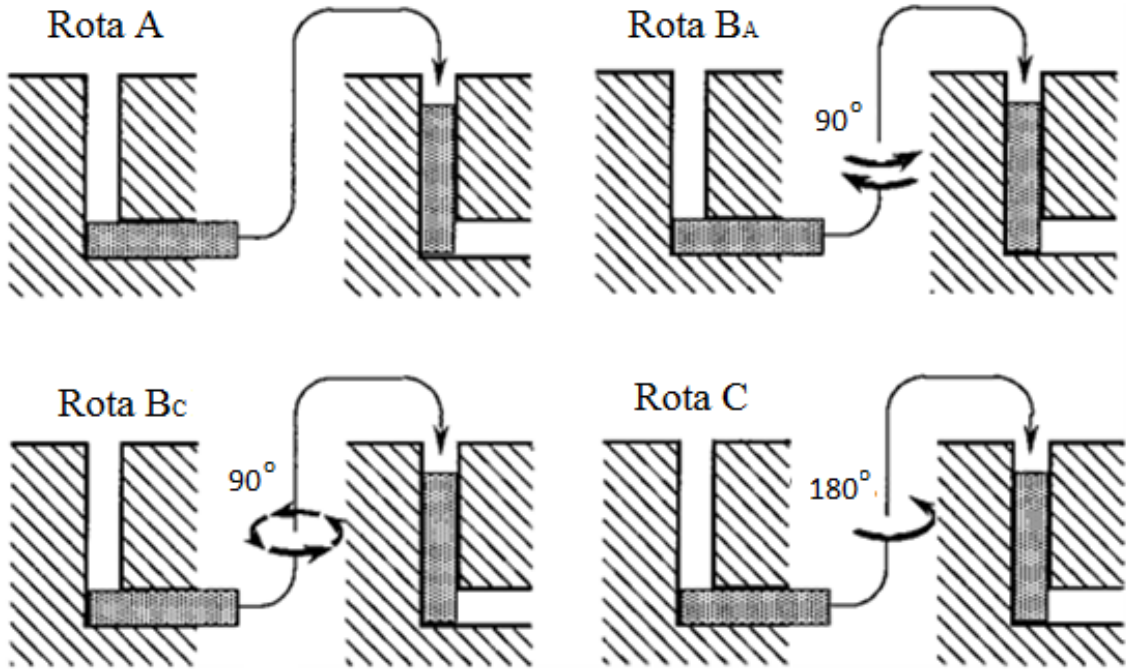


Şekil 3. EKA kalıbında kalıp açılarını gösteren şematik resim [62].

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (1)$$

EKA işlemi sırasında istenen özelliklerin sağlanabilmesi için içyapısal olarak malzemeye uygulanan deformasyon miktarını belirleyen paso sayısı ve pasolara arasında uygulanan rota (döndürme geometrisi) kritik bir öneme sahiptir. EKA işlemine tabi tutulacak numunede birbirini takip eden pasolar arasında yapılan döndürme işlemine EKA rotası adı verilmektedir. EKA işleminde A, B, C olarak bilinen 3 temel rota bulunmaktadır [62]. Rota-A'da tekrarlı ekstrüzyon işlemine tabi tutulan numune, pasolar arasında döndürülmeden bir önceki pasodaki konumunda tekrar kalıba sokulmaktadır. Rota-B'de ise numune pasolar arasında 90° döndürülerek tekrar kalıba yerleştirilmektedir. Bu rotada iki alternatif söz konusudur. Eğer numune ikinci basma işleminden sonra 90° döndürüldüğünde tekrar ilk basıldığı konuma geliyorsa bu Rota-B_A olarak adlandırılmaktadır. Eğer numune sürekli saat yönüne ters olarak 90° döndürülüyorsa bu durumda uygulanan rota Rota-B_C adını almaktadır. Rota-C'de ise numune her paso arasında 180° döndürülüp tekrar kalıba koyularak EKA işlemine tabi tutulmaktadır. Son yıllarda bu temel rotaların kombinasyonları şeklinde uygulanan farklı rotalar da geliştirilmiştir.

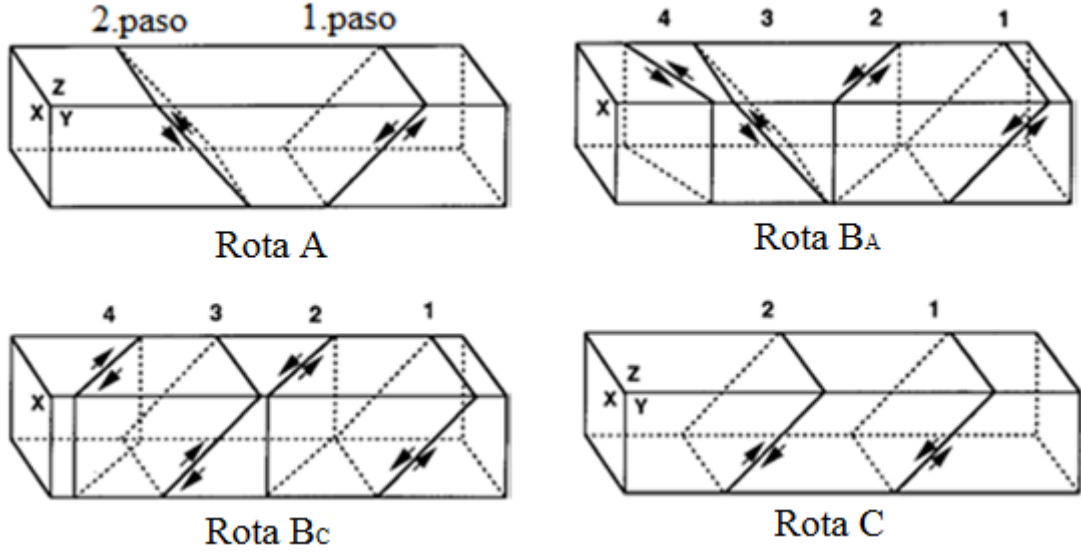
Çok pasolu EKAE işleminde uygulanan dört temel rotanın uygulanış prensibini gösteren şematik resim Şekil 4'te gösterilmiştir. Malzemeye uygulanan toplam deformasyon miktarı ise paso sayısına bağlı olarak hesaplanmaktadır. Ayrıca mikro yapısal olarak tane boyutunda sağlanan incelme miktarı ve bunun homojen olarak elde edilmesi de yine paso sayısına ve uygulanan rotaya bağlı olarak gelişmektedir. En az 4 pasoluk EKAE işleminin uygulanması, malzemelerin gerek özellik gelişimi ve gerekse istenilen tane incelmesinin ve homojenizasyonunun sağlanmasında önemli olduğu belirlenmiştir. Ayrıca düşük paso sayısı ya da deformasyon miktarlarında oluşan yeni taneler daha çok dar açılı sınırlarla ayrılmış alt tane konumunda iken, bunlar paso sayısı arttıkça geniş açılı sınırlarla ayrılmış tane konumuna dönüşmektedirler [64]. Bu nedenle, rotaya da bağlı olarak uygulanacak paso sayısının istenilen mikroyapısal ve mekanik özellik değişimlerini ve bu değişimlerin homojenliğini sağlayacak miktarda seçilmesi önemlidir.



Şekil 4. EKAE işleminde uygulanan temel rotalar ve bu rotaların uygulanışını gösteren şematik resimler [62].

Aşağıda dört temel EKAE rotasında paso sayısına bağlı olarak meydana gelen kayma düzlemindeki değişimler verilmiştir (Şekil 5). Rotalar arasındaki döndürme farklılığı tekrarlı deformasyon sırasında oluşan kayma şekil değişiminin farklı kayma düzlemlerinde oluşmasını da sağlamaktadır. Her seferinde farklı kayma düzlemlerinde oluşan

deformasyon tane incelme derecesini ve içyapısal yöne bağlılık (doku oluşumu) durumlarını etkilemektedir. Dolayısıyla her bir rota malzemeye bağlı olarak belli oranda farklı mikroyapı ve mekanik özellik değişimlerini de beraberinde getirmektedir.



Şekil 5. Farklı rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrası kayma düzlemlerinde meydana gelen değişimleri gösteren şematik resimler [62].

1.3.2. EKAE İşleminin İç Yapısal Özellikler Üzerine Etkisi

EKAE işlemi sırasında numuneler kalıp içerisinde deformasyon düzleminde geçirilirken basit kayma mekanizmasıyla plastik deformasyona maruz kalmaktadır (Şekil 2). Bir pasoluk EKAE işlemi sırasında uygulanan plastik deformasyonun seviyesi yukarıda (1) nolu denklemde verildiği gibi kalıp iç köşe ve dış köşe açılarına bağlı olarak belirlenmektedir [63]. Mesela kalıbın iç köşe açısı 90° ve dış köşe yuvarlatma açısının 0° olması durumunda, bir pasoda uygulanan eş değer deformasyon miktarı ilgili bağıntıya göre yaklaşık 1,16 olarak hesaplanmaktadır. Ayrıca, kalıp kanal geometrisi gereği (giriş ve çıkış kanal kesitleri eşit olduğundan) numune deformasyon sonunda önemli bir kesit değişimine de uğramamaktadır. Dolayısıyla numuneye teorik olarak sonsuz sayıda paso (tekrarlı proses) uygulanabilmekte ve malzemenin iç yapısında birikimli olarak aşırı oranda plastik şekil değişimi (deformasyon) oluşturulabilmektedir. Öte yandan, pasolar arasında numunenin kalıba giriş pozisyonunda da değişiklikler yapılarak (farklı rotalar uygulanarak), mikroyapısal değişim anlamında da seçicilik sağlanabilmektedir. Bu

nedenle, EKAE işlemi sırasında oluşan içyapısal değişimler uygulanan rota ve paso sayısına önemli oranda bağlılık göstermektedir [63]. Farklı EKAE rotaları deformasyonun her paso veya pasolar sonrası farklı düzlemlerde gelişmesine neden olmakta ve bu sayede mikroyapısal homojenizasyon, tane boyutu ve boyut dağılımı, doku (tekstür) oluşumu gibi temel yapısal bileşenler değiştirilebilmektedir.

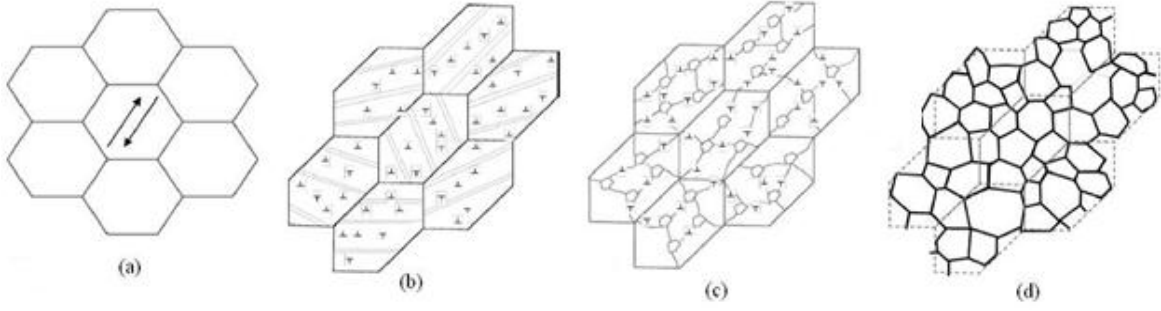
Farklı rotalarda gerçekleştirilmiş EKAE işlemi sonrasında elde edilen yapısal değişimler teorik olarak da incelenmiştir [65]. Şekil 6'da içyapıdaki kübik bir elemanın çeşitli rota ve farklı paso sayılarında EKAE işlemi uygulanması sırasında geçirdiği deformasyon evreleri gösterilmiştir. Bu şekilden de görüldüğü gibi, rota-A ve rota-B_A'da yapılan EKAE işleminde kübik elemanın çarpılması paso sayısı arttıkça artmakta ve ekstrüzyon yönü ile belli bir açıda uzayarak yönlenmiş bir tane morfolojisi elde edilmektedir. Rota-B_C ve rota-C de ise sırasıyla, dördüncü ve ikinci pasoda deformasyon yönü tersine dönmektedir. Bu nedenle kübik eleman belirtilen paso sayılarında yaklaşık deformasyon öncesi sahip olduğu geometriye tekrar dönmektedir. Ayrıca, rota-A ve rota-C'de kübik elemanın Z düzleminde herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği bu şekilden görülmektedir.

EKAE işlemi sırasında meydana gelen tane incelleme mekanizması ise Şekil 7'de şematik olarak gösterilmiştir [66]. Bu şekilden, deformasyonun başlangıç aşamasında (ilk paso sonrası) içyapıda soğuk veya ılık deformasyona bağlı olarak önemli oranda düzensiz dislokasyonların oluştuğu gözlenmektedir (Şekil 7(a)). Artan paso sayısı ile dislokasyon yoğunluğu da artmakta ve belli bir noktadan sonra poliganize (belli enerji seviyelerinde kümelenme ve konumlanma) duruma geçerek yavaş yavaş alt tane sınırlarını oluşturmaktadır (Şekil 7(b)-(c)). Dislokasyon sınırları ile ayrılmış bu bölgeler deformasyon doğrultusuna paralel olacak şekilde yönlenmekte ve içyapının sahip olduğu yüksek iç enerji nedeniyle daha kararlı konuma dönmek istemektedirler. Bu durum ise dislokasyon sınırları ile ayrılmış bölgeler arasında belirli bir açısal yönelim farkının oluşmasına sebep olmaktadır. Buna göre, söz konusu sınırların ayırdıkları bölgeler arasındaki yönelim farkı 15°'den büyük olması durumunda geniş açılı tane sınırı (GATS), küçük olması durumunda ise dar açılı tane sınırı (DATS) oluşmaktadır [64]. Uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi sonrası yapıda oluşturulan alt tane sınırları çoğunlukla DATS şeklinde gerçekleşmektedir. Paso sayısının ve dolayısıyla deformasyon miktarının artmasıyla bir paso sonrası yapıda hakim olan alt taneler arasındaki yönelim farkı da giderek artmakta ve yapıdaki sınırlar büyük oranda GATS karakterine dönüşmektedir [64]. Deformasyonun devam etmesiyle

yapıdaki GATS oranı artarken bu sınırlar arasındaki mesafe de azalmaktadır [67]. Sonuç olarak, çok pasolu EKAE işlemi sırasında malzemenin iç yapısında deformasyona dayalı tane incelme mekanizması etkin olmakta ve mikron altı mertebelerde tane boyutuna sahip ultra-ince taneli (UİT) mikroyapılar oluşmaktadır (Şekil 7(d)).

		Paso sayısı									
Rota	Düzlem	0	1	2	3	4	5	6	7	8	
A	X										
	Y										
	Z										
B _A	X										
	Y										
	Z										
B _C	X										
	Y										
	Z										
C	X										
	Y										
	Z										

Şekil 6. EKAE işlemi sırasında örnek alınan ve başlangıçta kübik bir geometrideki birim elemanın çeşitli rota ve paso sayılarında geçirdiği deformasyon evrelerini gösteren şematik resim [65].



Şekil 7. SDH yapılı Mg'un EKAЕ işlemi ile tane boyutunun nasıl incelendiğini gösteren model: (a) EKAЕ uygulanmamış kaba taneli ilk durum, (b) içyapıda düzensiz dislokasyon oluşumu ve iç enerjinin artması, (c) artan iç enerji ile birlikte dislokasyonların alt tane oluşturacak biçimde yeniden düzenlenmesi ve dislokasyon içermeyen yeni tanelerin çekirdeklenmesi, (d) belli oranda yeniden kristalleşme ile yeni çekirdeklenmiş tanelerin irileşmesi ile oluşan eş eksenli taneler [66].

1.3.3. EKAЕ İşleminin Malzemelerin Fiziksel, Mekanik, Kimyasal ve Termal Özellikleri Üzerine Etkisi

Metalik malzemelerin klasik yöntemlerle uygulanan soğuk şekil verme işlemleri sırasında meydana gelen pekleşme mekanizmasıyla sertlik ve mukavemet değerleri belli oranlarda artırılabilir. Fakat bu artış süneklik ve tokluk değerlerinde ciddi düşmeyi de beraberinde getirmektedir [68]. Bu durumun genel olarak EKAЕ işlemi sonrası da geçerli olduğu söylenebilir. Ancak bu işlem sonrası elde edilen mukavemet artışları geleneksel yöntemlere göre çok daha yüksek mertebelerde gerçekleşmektedir. Öte yandan EKAЕ sonrası malzemelerin süneklik değerlerinde belli bir azalma olmakla birlikte, bu azalma aşırı tane incilmesi nedeniyle geleneksel yöntemlere göre daha sınırlı kalmaktadır. Bu durum Al [69] ve Cu [70] gibi YMK metal ve alaşımlar ile HMK yapıdaki çeliklerde [71] açık bir şekilde gözlenmektedir. Ancak, EKAЕ işlemi sonrası bazı şartlardaki malzemelerde sertlik ve mukavemet artışıyla birlikte süneklik değerlerinde de paralel bir artışın olduğu gözlenmiştir. Bu durum özellikle gevrek yapılı dökülmüş durumdaki Ti- [37,38], Mg- [43] ve Zn- [55,56] esaslı bazı alaşımlar için deneysel olarak gözlemlenmiştir.

EKAЕ işlemi sonrası mukavemet değerlerinde meydana gelen büyük artış iki temel nedene dayandırılmaktadır. Bunlardan birincisi tane boyutu etkisi (Hall-Petch etkisi), diğeri ise pekleşme etkisidir (dislokasyon etkisi). Çok pasolu EKAЕ sonrası malzemenin

tane boyutu mikron altı mertebelere kadar incelmekte ve dolayısı ile birim hacme düşen tane sınırı (GATS ve DATS) oranı da önemli oranda artmaktadır. Bu sınırlar ise dislokasyon hareketine önemli bir engel teşkil ettiğinden UİT yapılı malzemelerin mukavemet değerleri iri tane boyutlu başlangıç durumlarına göre önemli ölçüde artmaktadır. Öte yandan, soğuk veya ılık deformasyon bölgesinde EKAE aracılığı ile uygulanan aşırı plastik deformasyon içyapıda dislokasyon yoğunluğunun önemli ölçüde artmasına da neden olmaktadır. Bu durum ise dislokasyonların birbirleriyle ve tane sınırı gibi diğer mikro yapısal hatalarla etkileşim ihtimalini de artırmaktadır. Buna bağlı olarak malzemenin mukavemetinde de önemli oranda ilave artışlar sağlanmaktadır [72]. Proses edilen malzemelerin süneklik değerlerinde meydana gelen azalma ise, EKAE işlemi sırasında aşırı dislokasyon artışının daha sonra uygulanan çekme gibi ikincil deformasyon sırasında yeni dislokasyonların oluşmasını engellemesinden kaynaklanmaktadır. Buna bağlı olarak da gerilme-uzama diyagramında deformasyon sertleşmesi (üniform uzama) bölgesi sınırlı kalmakta ve sonuç olarak toplamda süneklik azalmaktadır [73,74]. EKAE sonrası süneklik azalmasının geleneksel deformasyon yöntemlerine göre daha az olması ise aşırı incelen tane yapısına dayandırılmaktadır. Deformasyon sırasında aşırı incelen tane sınırlarının birbiri üzerinde düşük sıcaklıklarda bile belli oranda kayarak süneklığe pozitif bir katkı sağladığı düşünülmektedir. Dökülmüş durumdaki alaşımların süneklik değerlerinde meydana gelen artış ise, EKAE sırasında dendritik veya lamelli döküm yapısının ortadan kalkarak daha homojen, gözenek içermeyen, çentik hassasiyeti düşük bir yapının oluşmasına dayandırılmaktadır [42,75].

Mühendislik uygulamalarında kullanılan malzemelerin pek çoğunun yüksek mukavemet ve yeterli süneklik değerlerine sahip olması beklenir. Ancak çoğu zaman bu durum yeterli değildir. Uygulamada mukavemet ve süneklik değerlerinin yanında yorulma davranışının da dikkate alınması gerekmektedir. Bu yüzden özellikle son yıllarda EKAE işleminin mühendislik malzemelerinin yorulma davranışı üzerine olan etkisi de yoğun bir şekilde araştırılmıştır [45-49]. Genel olarak malzemelerin EKAE işlemi sonrası süneklik değerlerinde radikal azalmalar olamadan mukavemet değerlerinin artması, bu malzemelerin yorulma dayanımlarını da artırması beklenmektedir. Ancak bu konuda yapılan çalışmalar, EKAE işlemi sonrası malzemenin yorulma davranışlarının yorulma karakterinin düşük ya da yüksek çevrimli olma durumuna bağlı olarak değiştiğini ortaya koymuştur [45, 47,76]. Nitekim, yapılan çalışmalarda yüksek çevrimli yorulma deneylerinde, Ti [77], Cu [78] ve Cu-esaslı [45,46,48], Ni-esaslı [79] alaşımların EKAE

işlemi sonrası yorulma dayanımlarının ve yorulma ömürlerinin arttığı görülmüştür. Ancak Cu [45] ve Al-Mg [80] gibi alaşımların EKAE işlemi sonrasında düşük çevrimli yorulma deneylerinde yorulma ömürlerinin azaldığı belirlenmiştir. Öte yandan, EKAE işlemi sonrasında tane büyümesine neden olmayacak sıcaklıklarda kısa süreli olarak uygulanan ısıtıl işlem ile düşük çevrimli yorulma ömrünün de belli oranda artırıldığı rapor edilmiştir. Bu davranış uygulanan ısıtıl işlem ile dislokasyon hareket serbestliğinin artması ve böylece kayma bandı oluşturma eğiliminin azalmasına dayandırılarak açıklanmıştır [76].

Sürtünme ve aşınma davranışları, malzemelerin sertlik ve mukavemet değerleri ile süneklik özelliklerinden büyük oranda etkilenmektedir. EKAE işlemine tabi tutulan malzemelerin söz konusu özelliklerinde meydana gelen iyileşmeler malzemelerin sürtünme ve aşınma davranışlarını da olumlu yönde etkileyeceği beklenmektedir. Yapılan sınırlı sayıda çalışmalarda bu tespiti doğrulamaktadır. Nitekim bu çalışmaların birinde EKAE işlemi uygulanmış titanyumun değişik basınç değerlerinde EKAE işlemi öncesi duruma göre daha düşük sürtünme katsayısı sergilediği görülmüştür [81]. Ayrıca, ticari ZA-8 alaşımında EKAE işlemi sonrasında aşınma direncinin arttığı ve bu artışın basınç artışıyla beraber daha da belirginleştiği gözlenmiştir [82]. Ancak, bu durum malzemelere göre değişiklik önemli değişiklik gösterebileceği de tespit edilmiştir. Nitekim, Pürçek ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalarda EKAE işlemi kullanılarak elde edilmiş UİT yapılı Ti [39], Al-Si [83] gibi mühendislik malzemelerinin aşınma davranışlarında proses öncesi duruma göre önemli bir değişimin olmadığı belirlenmiştir. Bu paradoksal durumun, söz konusu malzemelerin aşınma mekanizmalarının mukavemet artışının önüne geçmesinden kaynaklandığı öne sürülmüştür. Örneğin, titanyumun aşınmasından mukavemet ve sertlik artışından çok, yüzeyde oluşan ve koruyucu olmayan oksit önemli bir etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Dolayısıyla oksitatif aşınma mekanizması sertlik artışına bağlı olarak gelişebilecek aşınma direnci artışını da elimine etmektedir. Bu durum diğer pek çok mühendislik malzemesi içinde geçerli olabilecek bir yaklaşım olarak değerlendirilmektedir.

EKAE yönteminin malzemelerin darbe tokluğu üzerine etkisini inceleyen çok fazla çalışmaya rastlanmamıştır. Çünkü gerçek deformasyon değerlerine ulaşmak için gerekli numune boyutlarının oldukça büyük olması yapılan araştırmaları sınırlamaktadır. Bu kapsamda yapılan bir çalışmada Al-12Si alaşımına uygulanan EKAE işleminin söz konusu malzemenin çentik darbe dayanımına olan etkileri incelenmiştir [84]. Bu çalışmada EKAE işleminin ilgili alaşımın çentik darbe dayanımını işlem öncesi duruma göre önemli oranda

artırdığı gözlemlenmiştir. Elde edilen bu artış ise EKAE işlemi sonrasında dentritik döküm yapısının kaybolması ve EKAE işlemi ile kırılan Si tanelerinin yapıda homojen bir şekilde dağılmasına dayandırılarak açıklanmıştır. Benzer şekilde Stalyarov ve arkadaşları [85] tarafından yapılan bir çalışmada ise ticari saflıktaki titanyuma EKAE işlemi ile birlikte uygulanan haddeleme işleminin bu malzemenin tokluk değerlerini işlem öncesi duruma göre artırdığı belirtilmiştir. Ayrıca, Zn-Al döküm alaşımlarının çentik darbe tokluğunun EKAE işlemi sonrası değişimi incelenmiş ve benzer şekil de bu alaşımlarda da işlem öncesi duruma göre darbe tokluğu değerlerinin önemli oranda arttığı gözlemlenmiştir [75]. Elde edilen bu artış değerleri de çentik hassasiyeti yüksek olan döküm yapısının EKAE işlemi sonrası ortadan kalkmasına ve elde edilen ince tane yapısına dayandırılarak açıklanmıştır. Öte yandan, EKAE işlemleri sonrası oluşan UİT yapısının malzemelerin sünek-gevrek geçiş davranışına olan etkileri de belli oranda incelenmiştir. Yapılan bir çalışmada, IF-çeliğinin çok pasolu EKAE işlemi sonrası UİT yapılı hale getirildikten sonra sünek-gevrek geçiş sıcaklığının önemli oranda azaldığı tespit edilmiştir [86]. Bu konuda HMK yapılı malzemeler üzerine yapılan diğer bazı çalışmalarda da benzeri sonuçlar elde edilmiştir [87].

EKAE işlemi sonrasında UİT yapılı hale getirilen malzemelerin mekanik özelliklerinde genel olarak elde edilen iyileşmeler pek çok uygulama için önemli avantajlar sağlamaktadır. Ancak, UİT yapılı malzemelerin uygulamalarda kullanılabilmesi için dövülebilirlik ve şekillendirilebilirlik özelliklerinin de bilinmesi gerekmektedir. Literatürel birikime bakıldığında bu konuda sınırlı sayıda çalışmanın yapıldığı gözlemlenmiştir. Yanagida ve arkadaşları [88] tarafından yapılan bir çalışmada, farklı oranlarda karbon içeren çeliklere uygulanan EKAE ve soğuk haddelemenin söz konusu malzemenin dövülebilirlik özelliklerine olan etkisi araştırılmıştır. Bu çalışmada soğuk haddelemenin tersine, EKAE işlemi sonrasında çeliklerin dövülebilirlik özelliklerinde önemli bir bozulmanın olmadığı tespit edilmiştir. Genel olarak bakıldığında, elde edilen UİT yapısının malzemelerin daha hassas boyutlarda ve yüksek yüzey kalitesinde şekillendirilebilirliklerine katkı sağlayacağı ön görülmektedir. Ancak, farklı rota ve paso sayılarında EKAE işlemi uygulanmış durumdaki IF-çeliğinin şekillendirilebilirliğinin araştırıldığı bir çalışmada, uygulanan EKAE işlemi sonrasında az da olsa şekillendirilebilirliğin azaldığı gözlemlenmiştir [89]. Bu çalışmada, kütleli formdaki IF-çeliğine farklı rotalarda uygulanan EKAE işleminin, söz konusu çeliğin şekillendirilebilirlik davranışını çok fazla olmasa da belli oranda olumsuz etkilediği

belirlemiştir. Bu durum çeliğin yapısında UİT oluşumu sonrası deformasyon sertleşme kabiliyetinin azalmasına dayandırılarak açıklanmıştır. Bu çalışmada ayrıca çeliğin şekillendirilebilirlik kabiliyeti rotaya bağlı olarak da nasıl değiştiği de incelenmiştir. Buna göre; en düşük ve en yüksek şekillendirilebilirlik özelliği sırasıyla rota-A'da ve rota-C'de uygulanan çok pasolu EKAE işlemleri sonrası elde edilmiştir. Ayrıca, bu çalışmada EKAE işlemi sonrası farklı sıcaklıklarda uygulanan tavlama işleminin IF-çeliğinin şekillendirilebilirlik kabiliyetini, rotadan bağımsız olarak iyileştirdiği de gözlemlenmiştir. Bu durum ise EKAE işlemi sonrası azalan deformasyon sertleşmesi kabiliyetinin tavlama işlemleri ile yeniden geri kazandırılmasına dayandırılarak açıklanmıştır.

EKAE işlemine tabi tutulan malzemelerin korozyona karşı davranışı ile ilgili sınırlı sayıda çalışmaya rastlanmıştır. Vinogradov ve arkadaşları [90] tarafından yapılan bir çalışmada EKAE sonrası bakırın korozyon davranışında önemli bir değişimin olmadığı ortaya konulmuştur. Buna karşın Rofogha ve arkadaşları [91], proses edilmiş Ni-P alaşımının korozyon davranışının iyileştiğini gözlemlemişlerdir. Öte yandan, EKAE işleminin 1050Al alaşımının elektrokimyasal özellikleri üzerine etkisinin araştırıldığı bir çalışmada ise, proses sonrası alaşımın korozyon direncinin artan paso sayısı ile arttığı tespit edilmiştir [92].

EKAE işlemi uygulanmış malzemelerin içyapılarının yüksek dislokasyon ve dolayısıyla yüksek iç enerjiye sahip olması nedeniyle termal kararlılığının düşük olacağı ön görülebilir. Ancak yapılan çalışmalar bu özelliğin UİT yapısı oluşumu sonrası beklenen ölçüde bozulmadığını göstermiştir. Nitekim, Horita ve arkadaşları [93] tarafından bazı Al alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda, alaşımların yaklaşık 200 °C sıcaklığa kadar termal kararlılıklarını korudukları ve önemli bir tane irileşmesi göstermedikleri belirlenmiştir. Diğer taraftan, Zhilyaev ve arkadaşları [94] tarafından yapılan bir çalışmada ise UİT yapılı nikel malzemeye oda sıcaklığı ile 200°C arasında uygulanan ısıtma işleminin tane boyutunu çok yavaş bir şekilde artırmaya başladığı gözlemlenmiştir. EKAE işlemi ile UİT yapılı hale getirilen 1200 ve 3103 serili Al alaşımlarına 130°C - 330°C arasındaki sıcaklıklarda uygulanan ısıtma işlemler sonucunda her iki alaşımın tane yapısının 240°C sıcaklığa kadar kararlı olarak kalabildiği saptanmıştır [95]. IF-çeliği üzerine yapılan bir çalışmada ise uygulanan farklı EKAE rotalarının termal kararlılık üzerine olan etkisi araştırılmıştır. Çalışma kapsamında UİT yapılı hale getirilen alaşımın işlem rotasından bağımsız olarak yaklaşık 450°C'ye kadar yapıda herhangi bir

tane irileşmesi olmadan kendini koruyabildiği gözlemlenmiştir [96]. Bu durum iri taneli başlangıç malzemesinde ise yaklaşık 500°C olarak belirlenmiştir.

EKAE işlemi sonrası malzemelerin süperplastik davranışlarının nasıl etkilendiği üzerine de yoğun bir araştırma çalışmaları yapılmaktadır. Klasik bir malzemenin süperplastik deformasyon özelliği gösterebilmesi için en önemli şartlardan birisi sahip olması gereken tane boyutunun çok küçük (3-10µm arasında) olmasıdır. EKAE sonrası malzemelerin tane boyutunun mikron altı mertebelere kadar küçülmesi, bu işlemin malzemelerin süper plastik özelliklerini olumlu yönde etkilemesine neden olmaktadır [97,98]. Nitekim süperplastik davranış sergilediği bilinen Zn-22Al alaşımı üzerine yapılan bazı çalışmalar, EKAE işlemi sonrası alaşımın süperplastik davranışının geleneksel yöntemlere göre çok daha fazla geliştiğini göstermiştir. Hatta bazı alaşımlarda tane boyutu mikron altı mertebelere indirildiğinde, bu alaşımların oda sıcaklığında bile süperplastik davranış sergileyebilecekleri gösterilmiştir. Ayrıca tane boyutu küçüldükçe süperplastik özelliğin elde edildiği deformasyon hızlarının da düştüğü tespit edilmiştir. Tanaka ve arkadaşları [99,100] Zn-22Al alaşımına oda sıcaklığı ve 100°C’de ayrı ayrı EKAE işlemleri uygulamışlar ve oda sıcaklığında uygulanan EKAE işleminden sonra elde edilen ortalama tane boyutunun daha küçük olduğunu belirlemiştirler. Bu çalışmada, alaşımın süperplastik davranışının ise EKAE işlemi öncesi duruma göre önemli oranda geliştiği tespit edilmiştir. Kumar ve arkadaşları [101,102] tarafından yapılan başka bir çalışmada ise ilk tane boyutu 1,8 µm olan Zn-22Al alaşımına 200 °C’de 4 ile 24 paso sayılarında EKAE işlemi uygulamışlardır. Bu çalışmada, 4 ve 8 pasoluk EKAE işlemleri sonrasında tane boyutları sırası ile 0,8 µm ve 0,7 µm olarak belirlenmiş ve bundan sonraki paso sayısı artışlarının tane boyutu üzerinde çok fazla etkili olmadığı ortaya konulmuştur. Nitekim, söz konusu alaşım 12 pasoluk EKAE sonrası $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızında %280 uzama göstermiştir. EKAE işlemi sonrası, alüminyum [103], magnezyum [104], bakır [105] ve nikel [106] alaşımları gibi çeşitli malzemelerin süperplastik davranışları da incelenmiştir. Bu alaşımların da UİT yapılı durumda proses öncesi duruma göre çok daha yüksek süperplastik uzama sergiledikleri belirlenmiştir.

1.3.4. EKAE İşleminin Cu-Cr ve Cu-Cr-Zr Alaşımlarına Uygulanması

Detaylı literatür incelemesi yapıldığında ikili Cu-Cr ve üçlü Cu-Cr-Zr alaşımlarının tane boyutunu mikron altı mertebelere indirip, bu özelliği yaşlandırma davranışıyla

birleştiren çok sınırlı sayıda çalışmanın mevcut olduğu görülmektedir. Bu çalışmaların çoğunda ise ikili Cu-Cr alaşımına uygulanan EKAE işleminin alaşımın yapısal ve mekanik özelliklerinde meydana getirdiği değişimler araştırılmıştır [46, 47, 53, 107]. Nitekim Xu ve arkadaşları [46] tarafından yapılan bir çalışmada, EKAE yöntemi ile UİT'li hale getirilmiş Cu-Cr alaşımının mikro yapısal ve mekanik özelliklerinin yanı sıra yorulma davranışı da incelenmiştir. Bu çalışmada aşırı doymuş katı çözeltili halindeki alaşım 480°C'de 4 saat yaşlandırıldıktan sonra oda sıcaklığında ve farklı paso sayılarında EKAE işlemine tabi tutulmuştur. Bu çalışmada farklı paso sayılarında EKAE işlemine tabi tutulan alaşımın tane boyutu belirlenmiş ve uygulanan paso sayısına bağlı olarak yapıda oluşturulan eşdeğer şekil değişiminin mekanik özellikler üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Bu araştırmaya göre, artan paso sayısı ile birlikte ortalama tane boyutunun azaldığı ve buna bağlı olarak mukavemet değerlerinin de arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, yapıda oluşturulan eşdeğer şekil değişiminin artmasıyla (artan paso sayısı ile) birlikte oluşan alt taneler arasındaki yönelim farkının da arttığı belirtilmiştir. Bu çalışmada 4 ve 6 pasoda EKAE işlemi uygulanmış ikili Cu-Cr alaşımı ile EKAE işlemi uygulanmamış Cu-Cr alaşımının yüksek çevrimli yorulma davranışları da karşılaştırılmıştır. Elde edilen veriler UİT yapısına sahip alaşımın yorulma dayanım sınırının proses öncesi duruma göre önemli oranda arttığını göstermiştir. Bu artış tane inceliği ve yaşlandırmanın etkisi ile yapının daha kararlı hale gelmesine dayandırılmıştır. Öte yandan, EKAE işlemi sonrasında uygulanan haddeleme işleminin; alaşımın yapısal, mekanik ve elektriksel iletkenlik gibi özellikleri üzerine etkisi de araştırılmıştır [53]. Bu çalışmada çözeltiliye alınan alaşıma 4 ve 8 paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrası oda sıcaklığında %95 oranında haddeleme işlemi de uygulanmıştır. Uygulanan 4 ve 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası Cu-Cr alaşımının çekme dayanımı sırasıyla 460MPa ve 485MPa olarak elde edilebilirken, haddeleme işlemi sonrasında bu değerler sırasıyla 570MPa ve 579MPa olarak ölçülmüştür. Bu ilave artış ise EKAE işlemi sonrası uygulanan haddeleme işleminin içyapıda daha fazla oranda dislokasyon birikimi sağlamasına dayandırılarak açıklanmıştır. Ayrıca bu çalışmada farklı kombinasyonlarda deforme edilen alaşımın yaşlandırma işlemi öncesinde sahip olduğu düşük elektriksel iletkenlik değeri, alaşımın farklı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırılmasıyla geliştirilmeye çalışılmıştır. UİT yapıya hale getirilen Cu-Cr alaşımının yapısal ve mekanik özelliklerinin incelendiği başka bir çalışma da Vinogradov ve arkadaşları [47] tarafından gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada, alaşıma farklı rotalarda uygulanan deformasyon sonrasında tane boyutu ve tane morfolojisindeki değişimler karşılaştırılmış ve bu kapsamda

en iyi çıktıları veren durum belirlenmeye çalışılmıştır. Diğer yandan bu çalışmada rotalarda oluşturulan farklılığın mukavemet ve yorulma davranışı üzerindeki etkisi de araştırılmıştır. Tane şekli ve yönlenmesinin mukavemet değerleri ve yüksek çevrimli yorulma davranışı üzerindeki etkisinin az olduğu gözlemlenirken, bunların düşük çevrimli yorulma davranışı üzerinde daha etkili olduğu belirlenmiştir. Diğer yandan, Cu-Cr alaşımının tribolojik özellikleri, uygulanan soğuk deformasyona bağlı olarak incelenmiştir [107]. Genel olarak soğuk deformasyon oranının artmasıyla aşınma oranının da arttığı, ancak sürtünme katsayısının ise azaldığı belirtilmiştir.

Başlangıçta ikili olarak üretilen Cu-Cr alaşımları, yaşlandırılabilirlik özelliğini ve dolayısıyla mukavemetlenme eğilimini daha da artırmak için söz konusu alaşımlara çok az oranlarda Zr ilave edilerek üçlü Cu-Cr-Zr alaşımları üretilmiştir. Bu alaşımlara aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin uygulanması üzerine de sınırlı sayıda çalışma yapılmıştır [45, 48, 49, 52, 54]. Bu çalışmalarda da daha çok mikroyapı-mekanik özellik-yaşlanma davranışı arasındaki ilişkiler incelenmiştir. Vinogradov ve arkadaşları [45] tarafından yapılan bir çalışmada, EKAE yöntemiyle UİT yapılı hale getirilen Cu-Cr-Zr alaşımının yapısal ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler incelenmiştir. Ayrıca bu çalışmada UİT yapılı hale getirilen alaşımın yaşlandırma karakterinin belirlenmesine yönelik çalışmalar da yapılmıştır. Uygulanan çok pasolu EKAE işlemi sonrası alaşımda yaklaşık 200 nm tane boyutuna sahip bir içyapı oluşmuştur. Bu içyapının ise daha çok geniş açılı sınırlarla birbirinden ayrılan tanelerden oluştuğu da gözlemlenmiştir. Bu çalışmada EKAE işlemi sonrası elde edilen UİT'li yapının EKAE öncesi duruma göre akma dayanımında önemli oranda gelişme sağlandığı da belirlenmiştir. Öte yandan bu çalışmada, EKAE işlemi sonrası elektriksel iletkenlik değerlerinde yaşanan azalmanın giderilmesi ve daha kararlı bir yapı elde edilmesi için yaşlandırma işlemi uygulanmış ve bu işlem sonrası yapıda oluşturulan 5-20 nm boyutlarındaki ince çökelti sayesinde yapının daha kararlı bir hale geldiği ve iletkenlik değerlerinin kabul edilebilir seviyelerde kaldığı rapor edilmiştir. Ayrıca bu alaşımın yüksek çevrimli yorulma davranışının UİT yapısının oluşmasıyla geliştiği de belirlenmiştir. Bu durum mukavemet değerlerinde elde edilen iyileşme ile açıklanmıştır. Aşırı plastik deformasyon ve yaşlandırmanın bileşik etkisinin Cu-Cr-Zr alaşımının mukavemet ve süneklik değerlerine olan etkisi başka bir çalışmada incelenmiş ve özellikler açısından optimizasyon yapılmaya çalışılmıştır [54]. Bu çalışma sonunda etkin bir yaşlandırma optimizasyonu ile alaşımın yüksek mukavemet ve aynı zamanda iyi süneklik özelliği sergileyebileceği gösterilmiştir. Cu-Cr-Zr alaşımına

uygulanan EKAE ve sıcak ekstrüzyon işlemlerinin bileşik etkisi ile mekanik özellikler ve içyapıda meydana gelen değişimlerin araştırıldığı başka bir çalışmada ise [52], tane boyutunun yaklaşık 200 nm mertebelerine kadar indirildiği ve oluşan yeni ÜİT'li içyapının büyük oranda GAT'li olduğu belirlenmiştir. Ayrıca bu çalışmada, EKAE ve yaşlandırmanın bileşik etkisi sonrasında akma dayanımının da ise büyük oranda arttığı gözlemlenmiştir.

1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Ticari saf bakır ve bakır alaşımları sahip oldukları yüksek elektriksel ve termal iletkenliği, üretim kolaylığı, üstün korozyon dayanımı ve nispeten yeterli dayanım ve yorulma davranışı nedeniyle pek çok mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılan malzeme gruplarından birini oluşturmaktadır [1]. Bakır esaslı alaşımlar içerisinde son dönemlerde geliştirilmiş olan ve sert bakır alaşımları olarak bilinen ikili Cu-Cr ve üçlü Cu-Cr-Zr alaşımları ise yüksek mukavemet ve iyi iletkenlik gerektiren uygulamalarda (elektro-mekanik uygulamalar) yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Bu alaşımlar sahip olduğu yüksek elektriksel ve termal iletkenlik nedeniyle elektrik direnç kaynak elektrotları ve diskleri, erozyon makinalarında dalıcı elektrotlar, ısı eşanjörleri, trolleybüs kabloları, kontak malzemeleri ve son yıllarda kırılma tokluğu değerlerinin iyileştirilmesiyle başta füzyon reaktörleri olmak üzere bazı nükleer uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Esasen bu kapsamda ilk olarak ikili Cu-Cr alaşımı geliştirilmiştir. Ancak, yaşlanabilirdik özelliğini ve dolayısıyla mukavemetlenme eğilimini daha da artırmak için söz konusu alaşıma çok az oranlarda Zr ilave edilerek üçlü Cu-Cr-Zr alaşımı getirilmiştir. Bu alaşımın üstün iletkenlik özelliği içyapısında bulunan çok düşük oranlardaki Cr ve Zr elementlerinden, nispeten yüksek dayanımı ise alaşımın çözündürme yaşlandırmasına çok uygun olmasından kaynaklanmaktadır. İnce ve matris yapı ile uyumlu çökeltilerin oluşturulabildiği uygun bir yaşlandırma işlemiyle, alaşımın sertliği ve mukavemeti yük oranlarda artırılabilir. Bu nedenle, günümüzde bu alaşım özellikle punta kaynak elektrot malzemesi olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Ancak gelişen kaynaklı üretim hızları ve otomasyon, punta kaynak elektrotlarından çok daha yüksek performans ve uzun ömür elde edilmesini zorunlu hale getirmektedir. Başka bir deyişle, imalat sürecinde elektrotların çok daha uzun süre özelliğini koruması ve çalışma sırasında kolay yumuşayıp mantarlaşmaması gerekmektedir. Cu-Cr-Zr alaşımları her ne kadar

dayanımı yüksek Cu alaşımlarından biri olsa da, özellikle punta kaynak elektrot uygulamaları için hala özelliklerinin geliştirilmesine ihtiyaç duymaktadır. Özellikle söz konusu alaşımın sertlik, mukavemet ve yorulma davranışının elektriksel ve termal özellikleri fazla etkilemeden geliştirilmesi bu tarz uygulamalar açısından son derece önemli gözükmektedir. Bu kapsamda bazı geleneksel yöntemlerin uygulanması ön görülebilir. Ancak, bu tür yöntemlerle alaşımın hem mukavemet hem de elektriksel iletkenlik gibi esasen birbirine ters özelliklerinin geliştirilmesi çok zor gözükmektedir. Ayrıca, bu türden geleneksel yöntemlerle elde edilebilecek sertlik ve mukavemet artışları da sınırlı kalmaktadır. Bunun için bu türden alaşımların istenilen özelliklere kavuşturulabilmesi için geleneksel yaklaşımların dışında bazı yöntemlerin ve/veya süreçlerin de geliştirilerek uygulanması önemli gözükmektedir. Başka bir deyişle, uygulanacak yöntem ve/veya sürecin söz konusu alaşımın bir taraftan sertlik ve mukavemetini en üst seviyelerde artırırken, diğer yandan elektriksel iletkenlik, süneklik, termal kararlılık ve şekillendirilebilirlik gibi özelliklerinin de performans açısından fazla etkilenmemesi gerekmektedir. Bu ise geleneksel yöntemlerle elde edilmesi zor olan ve birbirine aykırılık teşkil eden pek çok özelliğin bir alaşımda toplanması anlamına gelmektedir. Dolayısıyla öyle bir metod ve süreç tanımlanmalı ki, alaşım çok yüksek sertlik ve mukavemet kazanırken, diğer özelliklerinin de etkilenmemesi hatta belli oranlarda iyileşmesi sağlanabilsin. Bu kapsamda malzeme özelliklerini mikroyapısal dizayn teknikleriyle geliştirilmesine yönelik pek çok yöntem üzerinde yoğun araştırmalar yapılmaktadır. Bunlar arasında aşırı deformasyona dayalı tane inceltme yöntemleri son yıllarda üzerinde ilginin arttığı bir alan haline gelmiştir. Bu kapsamda özellikle malzemeye içyapısal olarak aşırı oranda plastik deformasyon uygulamasını esas alan ve buna bağlı olarak tane boyutunu mikron altı mertebelere kadar indirebilen yöntemler geliştirilmeye çalışılmaktadır. Bu teknikler arasında ise eş kanallı açısız ekstrüzyon/basma (EKAE/B) yöntemi son yıllarda üzerinde yoğun çalışmaların yapıldığı ve uygulamaya aktarılacak bir yöntem olarak karşımıza çıkmaktadır.

İlk olarak aşırı plastik deformasyonun teorik incelenmesi için geliştirilen EKAE yöntemi, daha sonra mikron altı tane boyutuna sahip UİT yapılı malzemelerin geliştirilmesi için kullanılmaya başlanmıştır. EKAE yönteminin diğer APD yöntemlerine göre pek çok üstünlükleri olduğu bilinmektedir. Bunlar; proses sonrası üniform mikroyapıların elde edilmesi, tane morfolojisinin ve tekstür (doku) oluşumunun kontrol edilebilmesi ve proses işleminin çok daha kolay olması sayılabilir. Ayrıca, bu yöntemle çok daha büyük

boyutlarda ve kütleli formda ultrakristalin yapıli malzemelerin üretilmesi ve üretilen malzemelerin mühendislik uygulamalarında kullanılabilir boyutlarda olması yöntemin önemli üstünlüklerinden birini oluşturmaktadır. Kalıp giriş ve çıkış kanallarının kesit alanında önemli bir boyut farkının olmaması ve malzemenin kanal içerisinden geçişi sırasında mikro yapısal olarak açılabilir bir deformasyonun meydana getirilmesi bu yöntemi geleneksel ekstrüzyon yönteminden ayıran en önemli özelliktir. Bu sayede aynı numune (ya da parça) ardı ardına teorik olarak sonsuz sayıda EKAE işleme tabi tutularak aşırı oranda deformasyona uğratabilmektedir. Böylece, malzeme iç yapısında büyük deformasyon oranları ve dolayısıyla büyük oranda tane incelmeleri (100-1000nm) sağlanabilmektedir. Bu yöntemin diğeri bir avantajı da, birbiri peşine yapılan proseslerde numunenin kanala giriş rotasının değiştirilerek yapısal dönüşümlerde ve dolayısıyla elde edilmesi hedeflenen özelliklerde kontrollü iyileşmeler sağlanabilmesidir.

Ancak elektromekanik uygulamalarda malzemenin sadece mekanik özelliklerinin geliştirilmesi yeterli olmamaktadır. Başka bir değışle, malzemede çok yüksek mukavemetler elde edilirken, iletkenlik özellikleri ise büyük oranda bozulmaktadır. Bunun önüne geçilmesi ise ancak birbirinin negatif yönlerini düzeltebilecek bazı kombine işlemlerin uygulanmasıyla mümkün olabilecektir. Olaya Cu-Cr-Zr özelinde bakıldığında ise, çok pasolu EKAE işlemi ile söz konusu alaşımın sertlik ve mukavemeti önemli oranda artırılabilir. Ancak, bu önemli oranda iletkenlik azalmasını da beraberinde getirecektir. Bunun önlenmesi ise ancak EKAE işlemi ile klasik yaşlandırma işlemlerinin birleştirilmesi ile mümkün olabilecektir. Gerçekleştirilen kapsamlı literatür araştırması, EKAE gibi aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin yaşlandırma işlemiyle kombine bir şekilde uygulanmasıyla ilgili bazı çalışmaların mevcut olduğunu göstermektedir. Ancak bugüne kadar gerçekleştirilen çalışmalarda daha çok çökelti sertleştirmesine uygun Al alaşımları kullanılmıştır. Bu çalışmaların çoğunda, deformasyona dayalı yaşlandırma kinetiğı aydınlatılmaya çalışılmış ve bunun beraberinde getirdiğı özellik değışimleri çalışılmıştır. Öte yandan, gerçekleştirilen EKAE işleminin birlikte getirdiğı bazı dezavantajları gidermek için bu iki yöntemin birlikte sağlayacağı faydalardan yararlanılmaya da çalışılmıştır. Bu kapsamda özellikle EKAE sonrası süneklik azalmasının giderilmesi ve şekillendirilebilir UİT'li malzeme üretmek için bu bileşik yöntem denenmiştir. Bu kapsamdaki çalışmalar halen devam etmekte olup ilgili mekanizmalar aydınlatılmaya çalışılmıştır. Cu-esaslı alaşımlara EKAE ve yaşlandırma işleminin birlikte uygulanmasına yönelik literatürde sınırlı sayıda çalışmanın olduğu görülmektedir. Bu çalışmalarda UİT

yapılı hale getirilen Cu-Cr-Zr alaşımının mikro yapısal ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler belli oranda incelenmiştir. Ardından, ikili Cu-Cr alaşımını üzerine gerçekleştirilen çalışmada farklı rotalarda yine yapısal ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişimler araştırılmıştır.

Yukarıda özetlenen literatürel bilgiler, önerilen proje kapsamında bazı ön çalışmaların mevcut olduğunu göstermektedir. Nitekim, özellikle Al esaslı alaşımlar üzerine bu konuda çok sayıda literatürel birikimin olduğu dikkati çekmektedir. Ancak, bu çalışmaların çoğunun temel araştırmalar niteliğinde olduğu ve direk endüstriyel uygulamayı hedefleyen bir çalışmanın henüz mevcut olmadığı açıkça görülmektedir. Ayrıca, elektriksel ve termal özellik değişimleriyle ilgili henüz sistematik bir çalışmanın da yapılmadığı dikkati çekmektedir. Özellikle Cu-Cr-Zr alaşımını üzerine punta kaynak elektrotu özelinde bir çalışmanın yapılmadığı görülmektedir. Öte yandan, EKAE işleminin endüstriyel ölçeğe aktarılmasıyla ilgili de çalışmaların yeni yeni başladığı ve bu kapsamda önemli bir boşluğun olduğu görülmektedir. Özellikle belli bir uygulamayı hedefleyen herhangi bir EKAE+yaşlandırma proses sürecinin tanımlanmadığı görülmektedir. Bu nedenle önerilen proje çalışması Cu-Cr-Zr kaynak elektrot malzemesinin kaynak performansını artırıcı yönde özelliklerinin geliştirilmesi üzerine kurulmuştur. Bu kapsamda, öncelikle yaşlandırma ve EKAE işlemlerini içeren bir seri proses tanımlanacak ve bu kapsamda optimum özellik çıktılarını sağlayacak sistematik EKAE ve yaşlandırma çalışmaları yapılacaktır. Bu çalışmalar sırasında derinlemesine yapısal, mekanik ve tribolojik özellik incelemeleri gerçekleştirilecek, özellik çıktıları açısından optimum parametreler belirlenecektir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. Deney Malzemesi

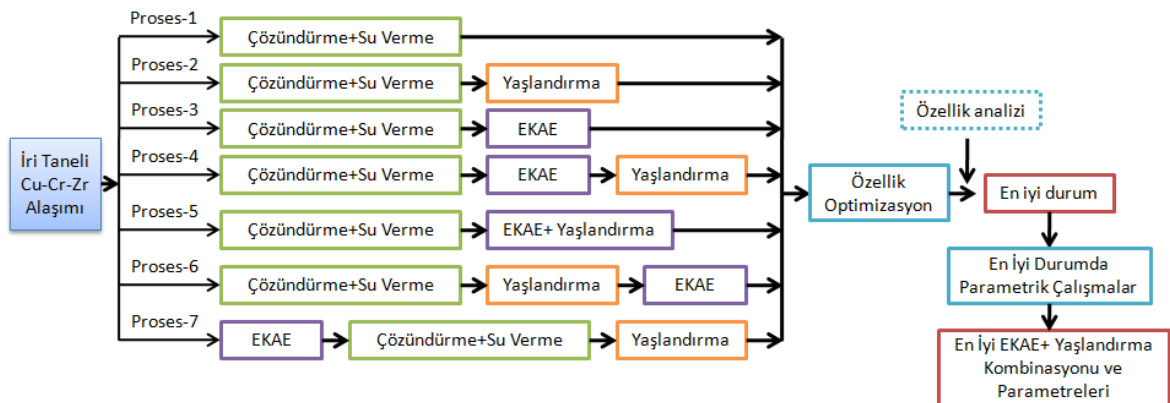
Bu tez çalışması, esasen yürütülmekte olan San-Tez projesi kapsamında üretilmiştir. Çalışmada kullanılan malzeme proje ortağı olan Sağlam Metal San. ve Tic. A.Ş firması tarafından üretilen ve kimyasal bileşimi Tablo 3'te verilen üçlü Cu-Cr-Zr alaşımıdır. Bu alaşım söz konusu firma tarafında punta kaynak elektrot malzemesi olarak üretilmektedir.

Tablo 3. Çalışmalarda kullanılan Cu-Cr-Zr alaşımının kimyasal bileşimi

Elementlerin ağırlık oranı (%)								
Cu	Cr	Zr	Fe	Pb	Zn	Ni	As	Sn
>98,9	0,72-1.0	0,080-0.10	0,017	0,012	0,035	0,016	0,017	0,01

2.2. Uygulanan Prosesler

Tez ve proje kapsamında ön görülen iş planı genel hatlarıyla Şekil 8'de verilmiştir. Bu iş planı çerçevesinde söz konusu alaşıma aşağıda tanımlanan 7 farklı proses uygulanmıştır (Şekil 8).



Şekil 8. Tez ve proje kapsamında ön görülen proses adımlarını gösteren akış şeması

a) Proses 1: Çözeltiye alma + su verme

Bu proseste Cu-Cr-Zr alaşımı 1010°C'deki fırında 20 dk tavlandıktan sonra su verilerek aşırı doymuş katı çözelti oluşturulmuştur.

b) Proses 2: Çözeltiye alma + su verme + yaşlandırma(Proses-1+ yaşlandırma)

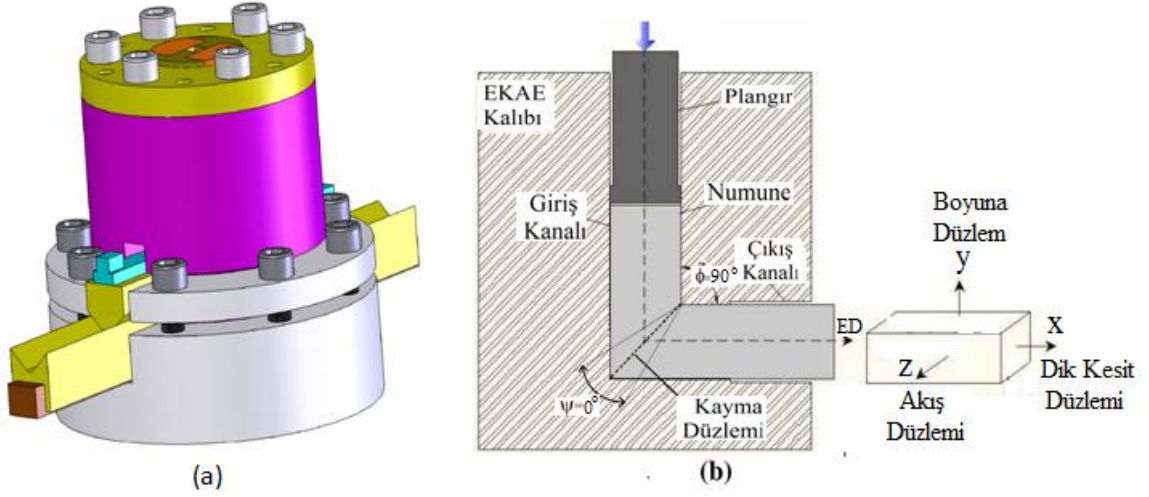
Bu kapsamda alaşım çözeltiye alma+su verme sonrası (Proses 1 sonrası) 470 °C'de 5saat yaşlandırıldı. Bu yaşlandırma sıcaklığı ve süresi firma bünyesinde uygulanan değerlere karşılık gelmektedir. Ayrıca, mevcut literatür birikimi de bu alaşım için mukavemet ve iletkenlik optimizasyonu açısından bu yaşlandırma parametrelerinin yeterli olacağını göstermektedir. Öte yandan, bu çalışma kapsamında çözeltiye alınma sonrası uygulanan yaşlandırma işlemi için de optimum sıcaklık ve zaman belirleme testleri yapılmıştır. Bunun için Tablo 4'te verilen yaşlandırma parametreleri kullanılarak optimum sıcaklık ve zaman değişkenleri belirlenmiştir.

c) Proses 3: Çözeltiye alma + su verme + EKAE işlemi (Proses-1+ EKAE işlemi)

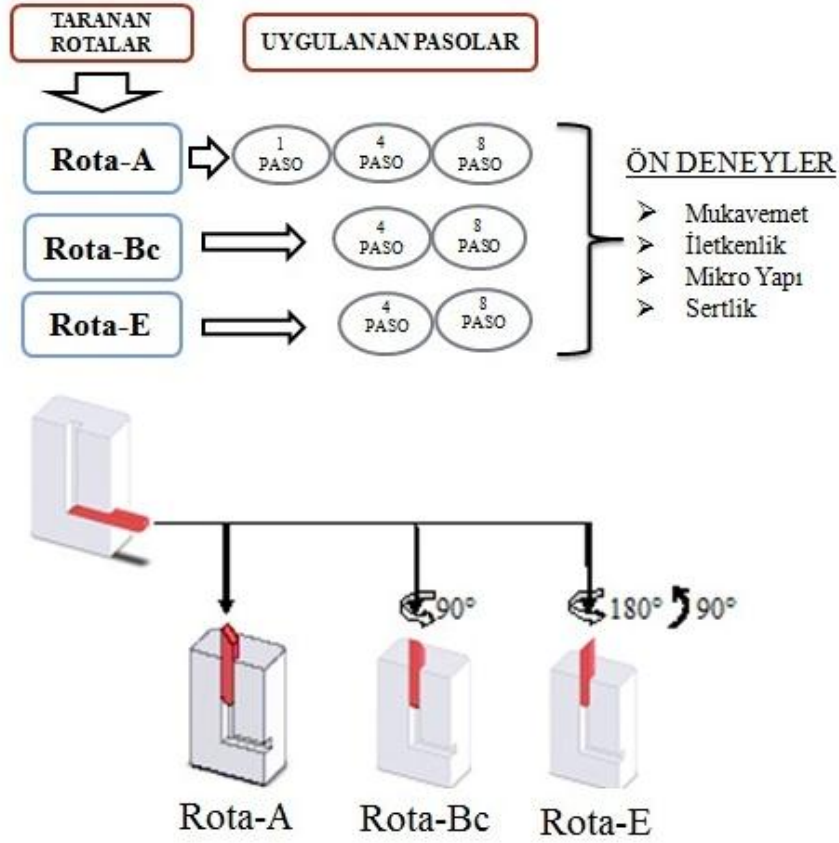
Bu kapsamda aşırı doymuş durumdaki (çözeltiye alınmış+su verilmiş) alaşıma EKAE yöntemiyle aşırı oranda plastik deformasyon uygulandı ve bu sayede alaşım ultra-ince tane (UİT) yapılı hale getirildi. Alaşımlara EKAE işleminde kullanılan kalıbın şematik resmi ve kanal geometrisi ile geometrik parametreleri gösteren kesit resmi Şekil 9'da verilmiştir. Bu kalıpta, kalıp iç köşe açısı (ϕ) 90° ve dış köşe yuvarlatma açısı (ψ) 0° olarak belirlenmiştir. Çalışmalarda 13mmx13mmx130mm ve 20mmx20mmx140mm kanal boyutlarına sahip iki farklı kalıp kullanıldı. EKAE işlemleri sırasında numuneler bir itici (plangır) yardımı ile giriş ve çıkış kanallarının kesiştiği deformasyon düzleminde geçirildi. EKAE işlemleri oda sıcaklığında ve 1mm/s'lik ilerleme hızında gerçekleştirildi. Bu işlem sırasında numune ile kalıp kanal yüzeyleri arasındaki sürtünme etkisi numune ve kanal yüzeylerine sürülen grafit esaslı bir katı yağlayıcı ile azaltıldı.

EKAE işlemleri Şekil 10'da şematik olarak gösterilen üç temel rotada ve farklı paso sayılarında gerçekleştirildi. Bu sayede özellik çıktıları açısından optimum rota ve paso sayısı belirlenmeye çalışıldı. Rota-A'da numuneler döndürme olmadan, rota-Bc'de pasolar arasında 90° döndürülerek ve rota E'de ise sırasıyla 180°-90° -180° şeklinde döndürülerek

EKAE işlemlerine tabi tutuldu. Bu rotalarda oda sıcaklığında toplam 8 pasoluk EKAE işlemleri uygulandı.



Şekil 9. (a) EKAE işleminin gerçekleştirildiği kalıp sisteminin şematik görünümü ve (b) kalıp geometrik parametrelerini ve numune üzerindeki düzlemleri gösteren şematik resimler



Şekil 10. Cu-Cr-Zr alaşımına uygulanan EKAЕ işlemindeki rota ve paso sayılarını gösteren şematik resimler

d) Proses 4: Çözeltiye alma + su verme + EKAЕ işlemleri + yaşlandırma (proses-3+ yaşlandırma)

Proses 4’de farklı şartlarda EKAЕ işlemleri uygulanmış durumdaki Cu-Cr-Zr alaşımına, 100 °C ile 700 °C aralığındaki farklı sıcaklıklarda bir saat süreyle ve belirli sıcaklıklarda 15 dk -240 dk zaman aralıklarında yaşlandırma işlemleri uygulandı. Bu sayede uygulanan EKAЕ işlemleri sonrasında ilgili alaşımın yaşlanma kinematığında ortaya çıkan değişiklikler ve optimum parametreler belirlenmeye çalışıldı.

Sonuçlar bölümünde de anlatıldığı gibi özellik çıktıları açısından en iyi durumu proses 4 sağladığı için, bu durumda yaşlandırma işlemleri daha ayrıntılı olarak incelendi. Bu kapsamda EKAЕ işlemleri 3 farklı rota ve paso sayılarında uygulanarak rota ve paso sayısının mikro yapıya ve özellik çıktılarına olan etkileri ortaya konularak optimum proses parametreleri belirlendi. EKAЕ işlemleri uygulanmış alaşımın yaşlandırılma şartlarının da

daha iyi belirlenebilmesi için iki türlü deneysel yol izlendi. İlk olarak UİT yapılı alaşımın optimum yaşlandırma sıcaklığının belirlenmesi için 100°C – 700°C sıcaklık aralıklarında 1 saatlik süre ile yaşlandırma işlemleri gerçekleştirilerek sertlik ölçümleri yapıldı. Bu sayede her bir şart (rota) için alaşımın yaşlandırma eğrisi belirlendi. Bu sonuçlar incelendiğinde, proses rotası olarak Rota-Bc'nin en iyi özellik çıktuları sağladığı belirlendi. Bu nedenle ikinci aşama çalışmalarında sadece bu rota (Bc) esas alınarak çalışmalara devam edildi. İkinci aşamada yürütülen çalışmalarda ise seçilen belirli sıcaklıklar için yaşlandırma zamanı taramaları yapılarak, alaşımın farklı sıcaklıklardaki yaşlandırma kinetiği ortaya çıkarıldı. Bunun için 400°C – 475°C aralığında 4 farklı sıcaklık belirlenerek ve her bir sıcaklıkta 15 – 240 dk arasında değişen sürelerde yaşlandırma işlemleri uygulandı. Bu işlemler konumları Şekil 4'de gösterilen ve boyutları 13mmx13mmx3mm olan numunelerle gerçekleştirildi. Bütün yaşlandırma işlemleri, vakum ve koruyucu atmosfer ortamı içeren özel bir fırın kullanılarak gerçekleştirildi. Uygulanan yaşlandırma işlemlerinde kullanılan sıcaklık ve zaman gibi parametrik değişkenler Tablo 4'te verilmiştir.

Tablo 4. EKAE öncesi (Proses-1) ve sonrası (Proses-3) uygulanan yaşlandırma işlemindeki zaman ve sıcaklık parametrelerinin değişim sistematığı

		<i>SICAKLIK (°C) / Isaat</i>																
<i>Proses-1</i>	-																	
<i>Proses-3</i>	<i>Rota-A</i>	8 Paso	100	200	300	350	375	400	425	450	475	500	525	550	600	650	700	
	<i>Rota-Bc</i>																	
	<i>Rota-E</i>																	
		<i>ZAMAN (dk)</i>																
<i>Proses-3</i> (<i>Rota-Bc</i> / 8 Paso)	<i>SICAKLIK</i> (°C)	400	15	30	60	90	120	150	180	240								
		425																
		450																
		470																
		500																

- e) Proses 5: Çözeltiye alma + su verme + dinamik yaşlandırma (EKAE + yaşlandırma)

Bu proste çözeltiye alma işlemi sonrası alaşım dinamik yaşlandırma işlemine tabi tutuldu. Bu işlem söz konusu alaşımın uygun sıcaklıklarda ve çok yavaş ilerleme hızlarında EKAE kalıbından geçirilmesi şeklinde uygulandı. Bu sayede alaşıma bir taraftan aşırı plastik deformasyon uygulanırken, aynı zamanda dinamik olarak yaşlandırma işlemi de gerçekleştirildi. Bu kapsamda ilk etapta alaşım rota-Bc'de 7 pasoluk EKAE işlemine tabi tutuldu ve ardından ilave bir pasoluk EKAE işlemi yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilerek yaşlandırma işlemi uygulandı. Bunun için dinamik yaşlandırma sıcaklığı olarak 400°C ve 460°C değerleri seçildi. Son pasoda (8. paso) EKAE kalıbı bu sıcaklığa kadar ısıtılarak plastik deformasyon ve sıcaklığın birlikte etkidiği ortamda yaşlandırma yapıldı.

- f) Proses 6: Çözeltiye alma + su verme + yaşlandırma + EKAE işlemi

Bu proste çözeltiye alınarak su verilen (proses-1) alaşım proses-2'de olduğu gibi önce 470 °C'de 5 saat yaşlandırıldı. Bu yaşlandırma sonrası alaşıma oda sıcaklığında Rota-Bc'de toplam 8 pasoluk EKAE işlemi uygulandı.

- g) Proses 7: EKAE işlemi + çözeltiye alma + su verme + yaşlandırma

Dökülen alaşıma dövme işlemi sonrası ve çözündürme işlemi öncesi oda sıcaklığında ve Rota-Bc'de 8 pasoluk EKAE uygulandı. Daha sonra ise deforme edilen alaşım proses-1'de olduğu gibi 1010°C'de 20 dk çözeltiye alındı ve su verildi. Ardından söz konusu alaşım proses 2'de olduğu gibi 470°C'de 5 saat yaşlandırma işlemine tabi tutuldu.

2.3. Mikro Yapısal İncelemeler

Tez ve proje kapsamında ilgili alaşıma uygulanan yaşlanma mekanizmalarının daha iyi aydınlatılması için ileri düzeyde mikro yapısal incelemeler gerçekleştirildi. Bu çalışmalarda hem optik mikroskop hem de geçirimli elektron mikroskobu (TEM) incelemelerinden yararlandı. Optik mikroskop incelemesi için numuneler standart kesme, kalıplama, zımparalama ve parlatma aşamalarından geçirildikten sonra %20'lik nitrik asit

çözeltisinde dağlandı ve ardından bir optik mikroskop yardımıyla incelenerek içyapı resimleri çekildi. Çekilen içyapı resminden faydalanılarak çözeltiye alınmış durumdaki alaşımın tane büyüklüğü lineer kesiştirme yöntemi ile belirlendi. İleri düzeyde mikro yapısal incelemeler için ise 200 kV'da çalışan FEI Tecnai F20 model TEM mikroskop kullanıldı. Bunun için 0,5 mm kalınlığındaki TEM numuneleri öncelikle 0.15 mm kalınlığına kadar mekanik olarak zımparalanarak inceltildi. Sonrasında ise bu numuneler -40 °C sıcaklık ve 25 V gerilim altında %5'lik perklorik asit çözeltisine koyularak TEM incelemeleri için çok ince delikli folyolar haline getirildi. EKAE uygulanmış durumdaki UİT yapıları numunelerin TEM incelemeleri ekstrüzyon doğrultusuna paralel ve dik düzlemler üzerinden gerçekleştirildi (Şekil 11). Ayrıca, çökeltilerin daha iyi belirlenebilmesi için bazı bölgelerden SAD desenleri de alınarak yaşlandırma davranışı daha iyi karakterize edilmeye çalışıldı.

2.4. Mekanik Özellik İncelemeleri

Tüm prosesler ve ısıl işlemler sonrası numunelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi için sertlik ve çekme deneyleri yapıldı. Sertlik deneyleri, EKAE uygulanmış numuneler içerisindeki konumu Şekil 11'de gösterilen sertlik örnekleri üzerinden Vickers sertlik ölçme yöntemine göre gerçekleştirildi. Numunelerin sertlik değerleri 0,5 kg yük ve 15s bekleme süresinde gerçekleştirilen 10 farklı ölçümün aritmetik ortalaması alınarak belirendi. Çekme deneyleri için 1,5mm x 3mm x 26mm boyutlarındaki numuneler tel erozyon yöntemi ile kesilerek çıkarıldı (Şekil 11). Örnekler oda sıcaklığında ve $5,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında çekme testlerine tabi tutularak gerilme-%uzama eğrileri çizildi ve bu eğrilerden yararlanılarak alaşımın temel mukavemet ve süneklik değerleri belirlendi.

2.5. Termal Kararlılık İncelemeleri

Proses-4 işleminde elde edilen yaşlandırma eğrisinin pik noktasına karşılık gelen durumlardaki numunelerin termal kararlılık davranışlarının belirlenmesi için farklı sıcaklıklarda ısıl işlemler uygulandı. Bunun için 100°C-700°C sıcaklık aralığında ki 9 farklı sıcaklıkta 1 saatlik sürelerle ısıl işlemler yapıldı ve ardından sertlik ölçümleri gerçekleştirildi. Bu sayede yaşlandırılmış durumdaki UİT yapıları Cu-Cr-Zr alaşımının sıcaklığa bağlı özellik değişimleri ve kararlı çalışma sıcaklık aralıkları belirlenmeye

çalışıldı. Bu kapsamda yürütülen çalışmalar yine atmosfer kontrolü ve vakum ortamı içeren bir fırında, konumları Şekil 11’de verilen 5mm x 5mm x 6mm boyutlarında örnekler kullanılarak gerçekleştirildi.

2.6. İletkenlik İncelemeleri

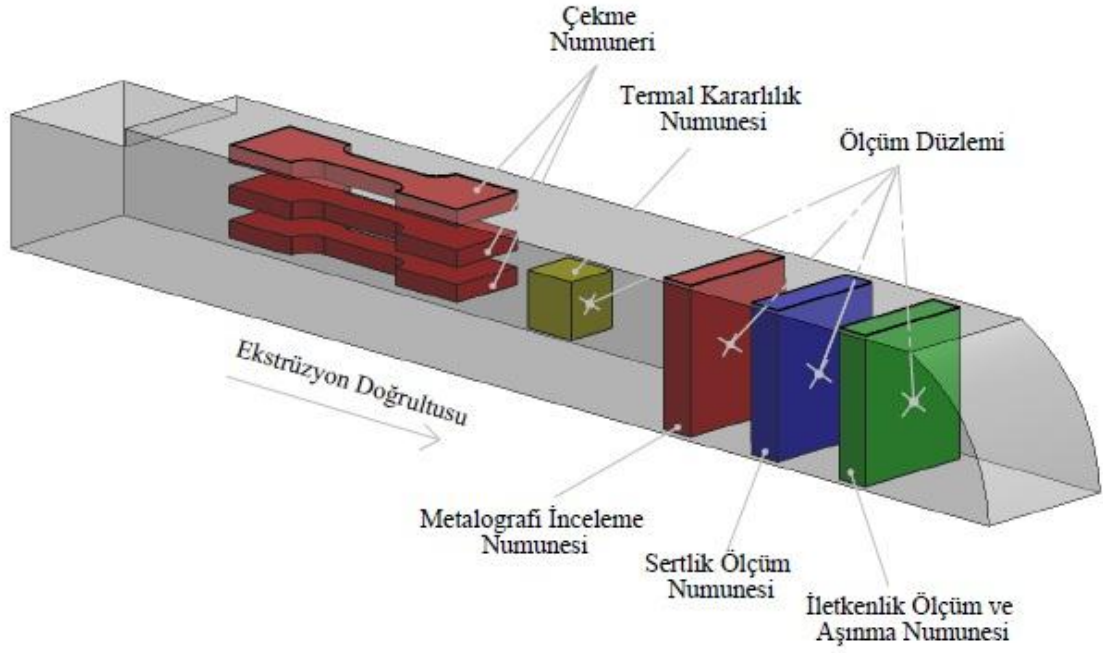
Optimum özellik çıktıları veren belli şartlardaki alaşımların iletkenlik özelliklerindeki değişimler de belirlenmeye çalışıldı. Bunun için EKAE numunesi içindeki konumları Şekil 11’de verilen 13mm x 13mm x 3mm boyutlarındaki örnekler hazırlanarak iletkenlik ölçümleri yapıldı. Bu ölçümler 12,7 mm çapında bir prop ile gerçekleştirildi. İletkenlik ölçümleri için hem % IACS hem de MS/m türünden ölçüm yapabilen, 60-500 kHz aralığındaki frekanslarda çalışabilen ve oda sıcaklığında ± 0.1 ölçüm hassasiyetine sahip AUTOSIGMA 2000 cihazı kullanıldı.

2.7. Aşınma Davranışının İncelenmesi

Farklı proseslere (proses-1, proses-2, proses-3 ve proses-4) tabi tutulmuş Cu-Cr-Zr alaşımının aşınma davranışlarında meydana gelen değişimlerin incelenmesinde görünümü Şekil 12’de verilen bilye/pin-on-disk esaslı sürtünme-aşınma deney düzeneği (*UTS Tribometer T10*) kullanıldı. Söz konusu aşınma düzeneği; numune tutucu disk, bilye tutucu, yükleme kolu, yükleme kolu üzerine yerleştirilmiş temassız sürtünme kuvveti ölçme özelliğine sahip sensör, elektrik motoru ve sistemin kontrolünü sağlayan özel bir yazılımdan oluşmaktadır. İlgili deney düzeneği, elektrik motoru ile üretilen gücün bir kayış kasnak mekanizması ile dikey yataklanmış mile ve bu mile bağlı olan numune tutucu diske aktarılması ve karşı aşındırıcı bilyenin yükleme kolu üzerine yerleştirilen ağırlıklar ile disk üzerindeki numuneye bastırılması esasına göre çalışmaktadır. Öte yandan aşınma numunesi ile aşındırıcı bilye arasında oluşan sürtünme kuvveti elastik kol ve hassas sensörler yardımıyla temassız olarak ölçülmektedir. İlgili yazılım sayesinde deney sırasında bütün veriler bilgisayar ortamında hem nümerik hem de grafiksel olarak izlenebilmektedir. Aşınma deneyi numuneleri (Şekil 11) farklı proseslere tabi tutulan Cu-Cr-Zr alaşımlarından 13mm x 13mm x 4mm boyutlarında elektro-erozyon (wire-EDM) yöntemi ile çıkarıldı. Deney öncesinde bütün numuneler 200-1200 numaralı zımparalar ile zımparalanarak ortalama yüzey pürüzlülüğü (R_a) 0,2 μm olacak şekilde hazırlandı.

Deneyleerde aşındırıcı olarak 2500 Hv sertliğinde ve 5,5 mm çapında alümina bilyeler kullanıldı.

Aşınma deneyleri, basıncın ve kayma mesafesinin etkilerini görebilmek için iki farklı grupta gerçekleştirildi. Basıncın etkisinin araştırıldığı deneyler, zaman (30 dk) ve hız ($0,2 \text{ ms}^{-1}$) sabit tutularak 2,5-10N aralığında değişen 4 farklı yük değerinde gerçekleştirildi. Yola bağlı deneyler ise, 5N'luk sabit yük ve $0,2 \text{ ms}^{-1}$ 'lik sabit hız altında ve 2000 m'ye kadar değişen farklı kayma yolu mesafelerinde gerçekleştirildi. Bu sayede hem basıncın hem de uzun çalışma periyotlarının alışımanın aşınma davranışında nasıl bir etkiye sahip olduğu anlaşılmaya çalışıldı. Aşınma deneylerinde ortaya çıkan kütle kaybı, $\pm 0.1 \text{ mg}$ hassasiyetine sahip bir terazi kullanılarak belirlendi. Hacim kaybı değerleri ise, profilometre yardımıyla çıkarılarak izin kesit alanı hesaplanıp belirlenen ortalama kesit alanının ortalama iz çapı ile çarpılmasıyla hesaplandı. Bu ölçümler öncesi aşınmış numuneler aseton+alkol karışımı içerisinde ultrasonik olarak temizlenerek toz, kalıntı aşınma ürünü ve kirden arındırıldı. Aşınma deneyleri sonrası seçilen bazı şartlardaki alışımların aşınma yüzeyleri, yüzey altı kesitleri ve aşınma parçacıkları bir taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelendi ve etkin olan aşınma mekanizmaları aydınlatılmaya çalışıldı.



Şekil 11. EKAE işlemi uygulanmış numunelerde çekme, sertlik, iletkenlik, metalografi ve termal kararlılık örneklerinin konumlarını ve inceleme durumlarını gösteren şematik resim



Şekil 12. Aşınma deneylerinin gerçekleştirildiği bilye/pin-on-disk esaslı sürtünme-aşınma deney düzeneğinin (UTS Tribometer T10): (a) genel görünümü ve (b) yükleme sisteminin yakından görünümü

3. BULGULAR

3.1. En İyi Prosesi Belirlemeye Yönelik Ön Çalışma Sonuçları

Tez ve proje kapsamında yapılacak çalışmalar için çözündürme, EKAE ve yaşlandırma işlemlerinin farklı kombinasyonlarını içeren 7 farklı proses ön görülmüştür. Bu proseslerden özellik çıktıları bakımından en iyi olanın belirlenmesi ve kapsamlı çalışmaların o proses üzerinden yürütülmesi çalışmaların verimliliği ve etkin hedefe gitme açısından faydalı olacaktır. Bu nedenle, alışıma öncelikle bütün ön görülen prosesler uygulandı ve her bir proses sonrası gerçekleştirilen çekme testleriyle mekanik özelliklerde meydana gelen değişimler belirlendi. Bu sayede özellik çıktıları açısından en iyi proses belirlenerek, derinlemesine çalışmalar bu temel prosesler üzerine kurgulandı. Bu kapsamda yürütülen çalışma sonuçları aşağıda ayrıntılı bir şekilde verilmiştir.

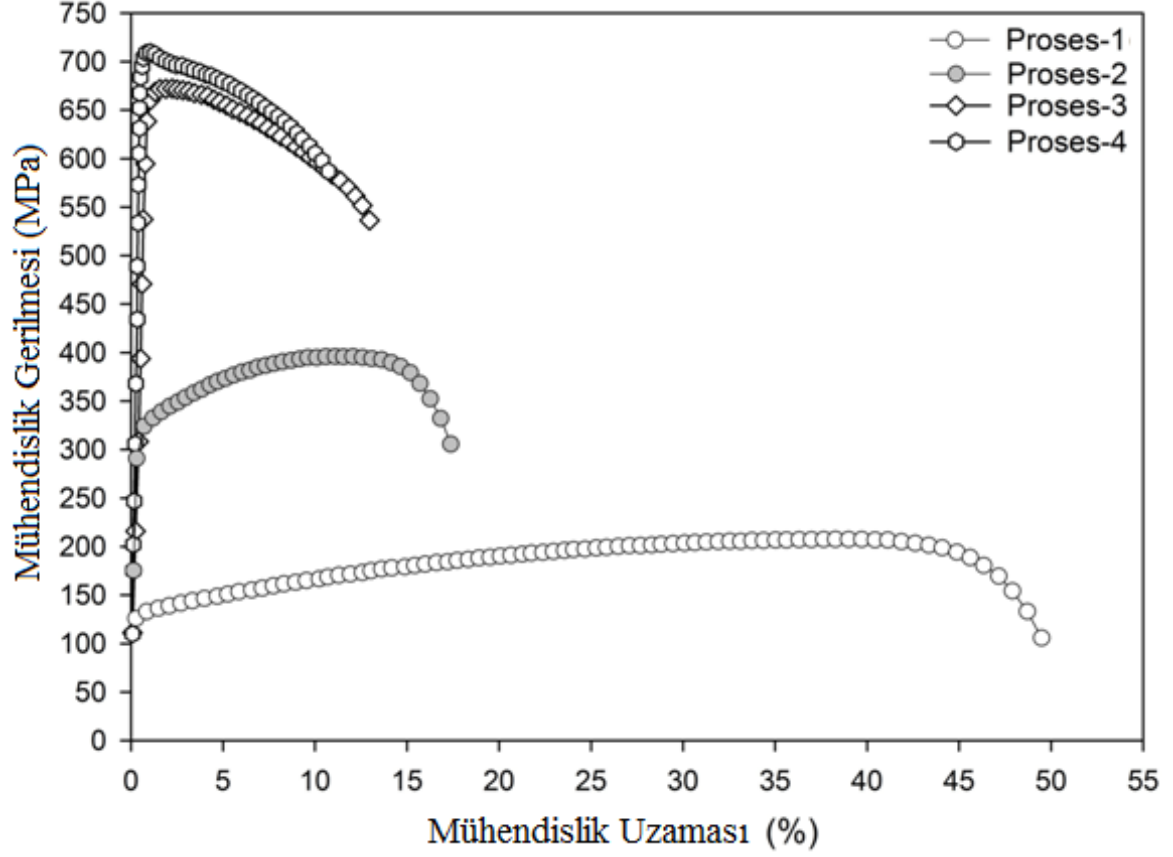
3.1.1. Proses-1/4 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar

Bu kapsamda yürütülen çalışmalarda proses-1, proses-2 ve proses-3 ve proses-4'ü kapsayacak şekilde tamamlayıcı çalışmalar yapıldı. Çünkü, proses-4 kendinden önceki bütün proseslerin tamamlanmasıyla ancak uygulanabilmektedir. Bu kapsamda gerçekleştirilen dört farklı proses sonrası gerçekleştirilen çekme testi ile elde edilen gerilme-uzama eğrileri Şekil 13'te, bu eğrilerden çıkan temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 5'te verilmiştir. Bu şekil ve tablo verileri incelendiğinde, çözeltiye alınmış (Proses-1) durumdaki alaşımın iri taneli mikro yapısıyla uyumlu olarak çok düşük mukavemet ve çok yüksek sünekliğe sahip olduğu görülmektedir. Nitekim söz konusu alaşım 120 MPa akma dayanımı ve yaklaşık %51'lik kopma uzaması değerleri sergilemiştir (Tablo 5). Ayrıca, gerilme-uzama eğrisi yakından incelendiğinde, bu şarttaki alaşımın geniş bir deformasyon sertleşme bölgesinin bulunduğu ve dolayısıyla deformasyonun büyük oranda üniform bölgede gerçekleştiği de söylenebilir. Akma ve çekme dayanımları arasındaki büyük fark da bu sonucu doğrulamaktadır (Tablo 5). Uygulanan yaşlandırma işlemi (Proses-2) ise çökeltiye alınmış durumdaki alaşımın gerilme-uzama eğrisinin karakterini belli oranda değiştirmiştir. Oluşan çökelti sertleşmesi sonucu malzemenin mukavemet değeri artarken, sünekliği ise azalmıştır. Nitekim,

yaşlandırma işlemi sonrası alaşımın akma mukavemeti 120 MPa'dan 241 MPa'a çıkarken kopma uzaması değeri ise %51'dan %17'ye düşmüştür.

Çözündürülmüş Cu-Cr-Zr alaşımına rota-Bc'de 8 paso sayısında uygulanan EKAE işlemi (proses-3) sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri de Şekil 13'te gösterilmiş ve bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 5'te verilmiştir. Bu eğriler incelendiğinde, çözeltiye alınmış alaşıma uygulanan EKAE işlemi söz konusu alaşımın mukavemet değerlerini önemli oranda arttırırken, süneklik değerlerinin ise azalmasına neden olmuştur. Alaşımın gerilme-uzama eğri karakteri de uygulanan çok pasolu EKAE işleminden etkilenmiş ve homojen deformasyon bölgesi büyük oranda daralmıştır. Nitekim, bu işlem sonrası alaşım akma noktasından sonra hızlı bir şekilde maksimum çekme noktasına ulaşmakta ve ardından uzamanın büyük bölümü homojen olmayan deformasyon karakterinde gelişmektedir. Tablo 3'te verilen değerler incelendiğinde, uygulanan EKAE işleminin alaşımın mukavemet ve sünekliği üzerinde çok etkili olduğu da görülmektedir. Genel olarak uygulanan çok pasolu EKAE işlemi çözündürülmüş durumdaki alaşımın mukavemet değerlerini çok büyük oranlarda arttırmakta, ancak süneklik özelliklerinde ise azalmaya neden olmaktadır. Nitekim rote-Bc'de gerçekleştirilen 8 pasoluk EKAE işlem sonrası alaşımın akma dayanımı 661 MPa olarak ölçülmüştür. Bu değer çözündürülmüş durumdaki alaşımın 120 MPa'lık akma dayanımıyla karşılaştırıldığında, EKAE işlemi sonrası meydana gelen artışın büyüklüğü daha iyi anlaşılmaktadır. Bu değerler ayrıca çözündürme + su verme sonrası uygulanan klasik yaşlandırma ile elde edilen değerlerin de çok üzerindedir. Nitekim klasik yaşlandırma sonrası ancak 241 MPa'lık bir akma dayanımına ulaşılabilinmiştir. Süneklik değerinin bir göstergesi olan yüzde kopma uzaması değerleri ise uygulanan çok pasolu işlemler sonrası önemli oranda azalmıştır. Nitekim çözündürülmüş durumda %51 olan kopma uzaması değeri 8 pasoluk EKAE işlemleri sonrası %14 olarak ölçülmüştür. Bu değerler klasik yaşlandırma sonrası elde edilen değerlere yakın gözükse de, bu durum toplam uzama için geçerlidir. Üniform şekil değişimi açısından bakıldığında, EKAE işlemi sonrası alaşımın çok düşük oranda bir homojen uzama gösterdiği ve deformasyonun büyük bölümünün homojen olmayan karakterde gerçekleştiği söylenebilir. 8 pasoluk işlem sonrası üniform uzama % 1 değerlerine kadar inmiştir. Bu durum plastik şekil verme açısından bir problem olsa da, bu alaşımın uygulama alanı olan elektrot malzemesi olarak kullanılmasında bir sorun oluşturmayacağı düşünülmektedir. Çünkü elektrotlar kullanımı

gereği daha çok elastik deformasyon bölgesinde çalışmakta ve akma noktasının mümkün olduğu kadar yüksek olması tercih edilmektedir.



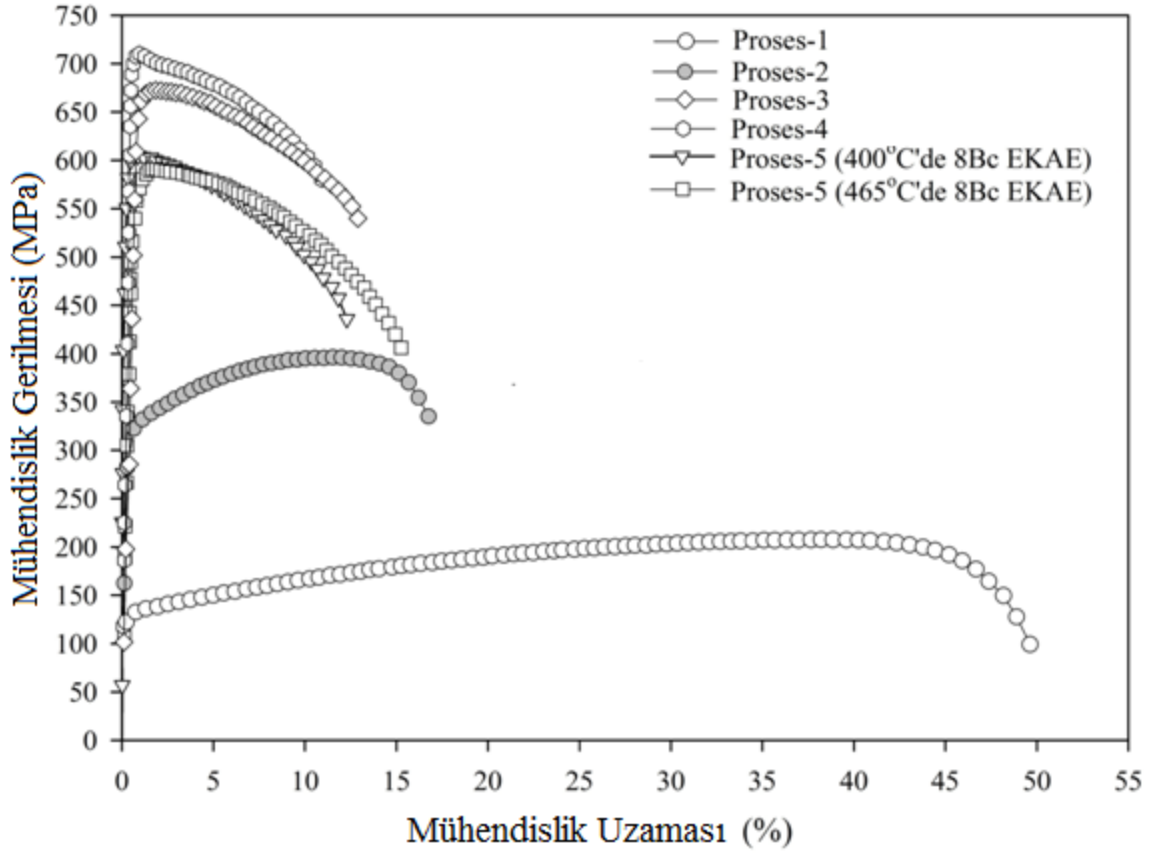
Şekil 13. Proses-1/4 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri

Tablo 5. Proses-1/4 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri

Prosesler	Mekanik Özellikler			
	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Üniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Proses-1	120±12	189±25	41±4	51±1
Proses-2	241±15	396±8	15±4	17±4
Proses-3	661±45	688±41	2±0,35	14±2
Proses-4	670±23	699±16	0,9±0,1	11±1

3.1.2. Proses-5 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar

Bu proses, alaşıma EKAE ve yaşlandırma işlemlerini (deformasyon etkisi altında dinamik yaşlandırma) aynı anda uygulamak için tasarlanmıştır. Bu kapsamda yapılan işlemler sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama eğrileri Şekil 14'de gösterilmiş ve bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 6'da verilmiştir. Bu veriler incelendiğinde, deformasyona dayalı dinamik olarak uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası alaşımın mukavemet değerlerinin yine önemli oranda arttığı ancak süneklik değerlerinin ise yine azaldığı görülmektedir. Nitekim, 400°C ve 460°C sıcaklıklarda uygulanan EKAE prosesleri sonrası alaşımın akma mukavemeti proses öncesi 120 MPa'dan sırasıyla 597 MPa ve 536 MPa'a çıkmıştır. Kopma uzaması değeri ise aynı sıcaklıklarda %51'den sırasıyla %13 ve %16 değerlerine inmiştir. Ayrıca gerilme-uzama davranışı da yine değişerek uzama büyük oranda homojen olmayan deformasyon bölgesinde gerçekleşmektedir. Ancak proses sonrası elde edilen sonuçlar proses-4 sonrası elde edilenler ile karşılaştırıldığında, mukavemet açısından daha düşük seviyelerde kaldığı görülmektedir. Nitekim, proses-4 sonrası aynı alaşımın akma mukavemeti 670 MPa olarak belirlenmiştir.



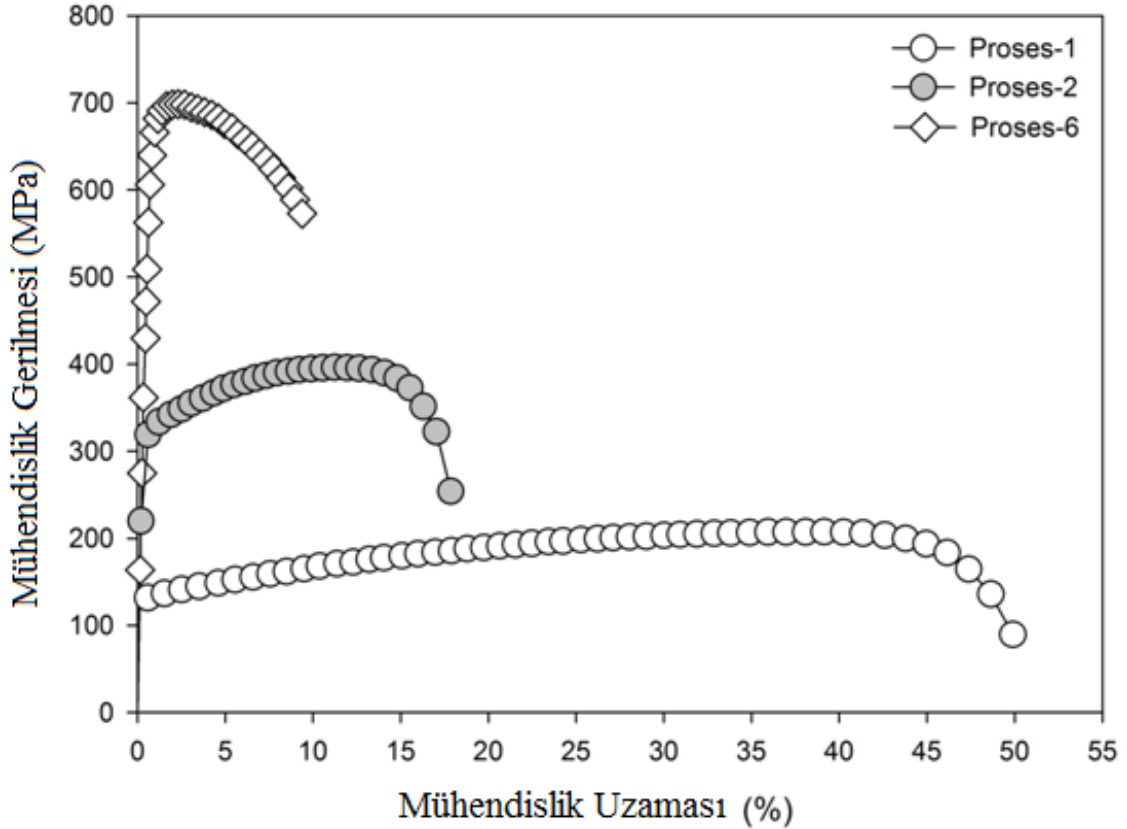
Şekil 14. Proses-5 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri

Tablo 6. Proses-5 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri

		Mekanik Özellikler			
Prosesler		Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Üniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Proses-1		120±12	189±25	41±4	51±1
Proses-2		241±15	396±8	15±4	17±4
Proses-3		661±45	688±41	2±0,35	14±2
Proses-4		670±23	699±16	0,9±0,1	11±1
Proses-5	400°C	597±4	605±4	1,12±0,2	13±1,5
	465°C	536±18	570±20	1,88±0,6	16±0,4

3.1.3. Proses-6 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar

Proses-6 kapsamında Cu-Cr-Zr alaşımına çözündürme + su verme ve yaşlandırma işlemleri sonrası çok pasolu EKAE prosesi uygulanmıştır. Bu kapsamda yapılan işlemler (Şekil 8) sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler Şekil 15'te, bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 7'de verilmiştir. Bu veriler incelendiğinde, yaşlandırma işlemi sonrası uygulanan EKAE prosesi sonrası alaşımın mukavemet değerlerinin yaşlandırılmış duruma göre önemli oranda arttığı ancak süneklik değerlerinin ise belirgin bir şekilde azaldığı görülmektedir. Nitekim, yaşlandırma sonrası uygulanan EKAE prosesi ile alaşımın akma mukavemeti 241 MPa'dan 630 MPa'ya çıkarken, süneklik değeri ise %17'den %8 düşmektedir. Ayrıca bu proses sonrası gerilme uzama davranışı da değişerek, uzama büyük oranda homojen olmayan karakterde gelişti.



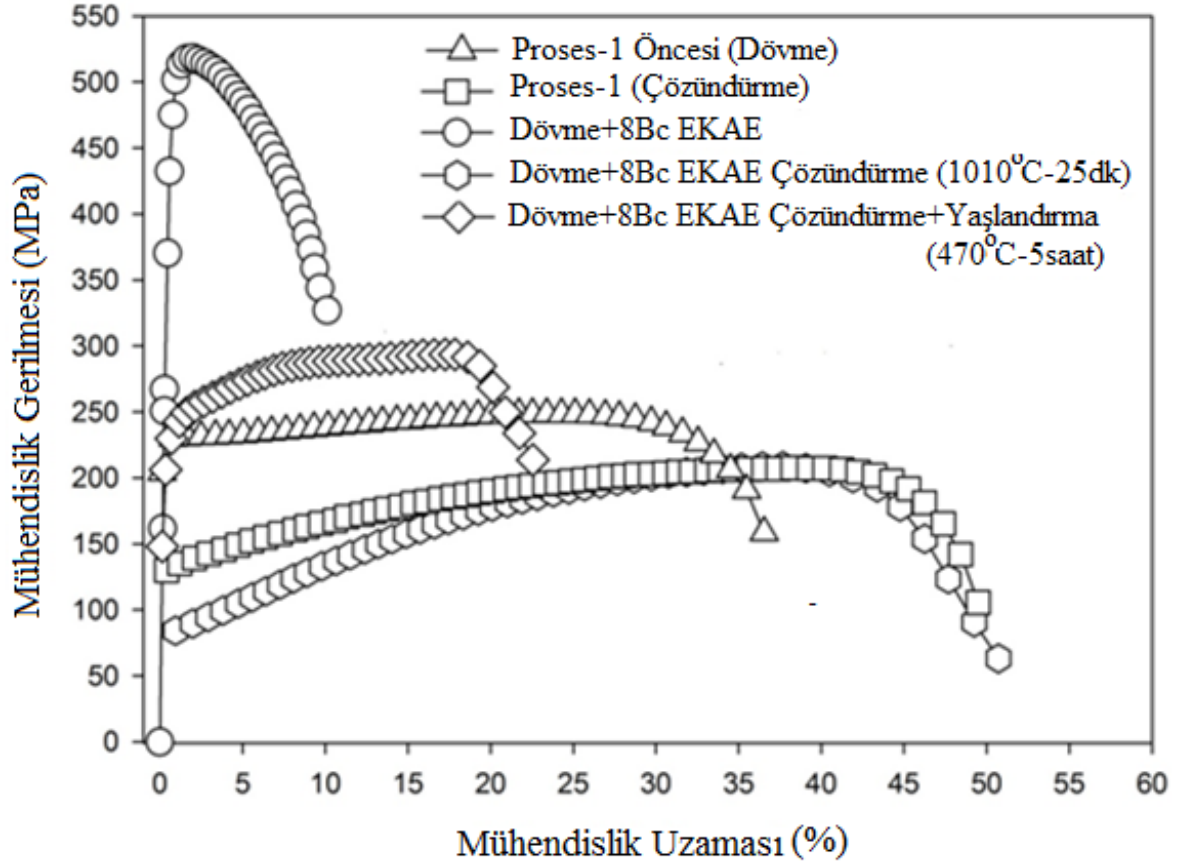
Şekil 15. Proses-6 kapsamında uygulana işlemler sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri

Tablo 7. Proses-6 kapsamında uygulanan işlemler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri

Prosesler	Mekanik Özellikler			
	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Üniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Proses-1	120±12	189±25	41±4	51±1
Proses-2	241±15	396±8	15±4	17±4
Proses-6	630±14	681±17	2±0,2	8±1

3.1.4. Proses-7 Kapsamında Yürütülen Çalışmalar

Bu proses kapsamında Cu-Cr-Zr alaşımına çözündürme işlemi öncesi (dövülmüş durum) EKAE prosesi uygulanmış ve ardından çözündürme, su verme ve yaşlandırma adımları izlenmiştir. Bu kapsamda yapılan işlemler (Şekil 8) sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler Şekil 16'da, bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 8'de verilmiştir. Bu veriler incelendiğinde, başta uygulanan EKAE işlemi sonrası alaşımın mukavemeti önemli oranda arttığı görülmektedir. Bu işlem sonrası alaşım 471 MPa akma mukavemeti ve % 13 kopma uzaması değeri sergilemiştir. Ancak bu aşamadan sonra uygulanan çözündürme işlemi yeniden kristalleşme nedeniyle alaşımın mukavemet değerlerinin yeniden deformasyon öncesi konumuna doğru gerilemesine neden olmuştur. Nitekim, bu işlem sonrası alaşımın akma mukavemeti değeri 80 MPa'a düşerken, kopma uzaması değeri yeniden artarak % 55 değerini almıştır. Bu aşamadan sonra uygulanan yaşlandırma işlemi ise alaşımın mukavemet değerlerinin yeniden artmasına neden olmuştur. Nitekim bu işlem sonrası alaşımın akma mukavemeti 215 MPa değerine çıkarken, kopma uzaması değeri ise %23 değerine düşmüştür. Ancak bu işlem sonunda elde edilen mukavemet değerlerine bakıldığında, bu değerlerin diğer durumlarla ve özellikle de proses-4'e göre düşük olduğu görülmektedir.



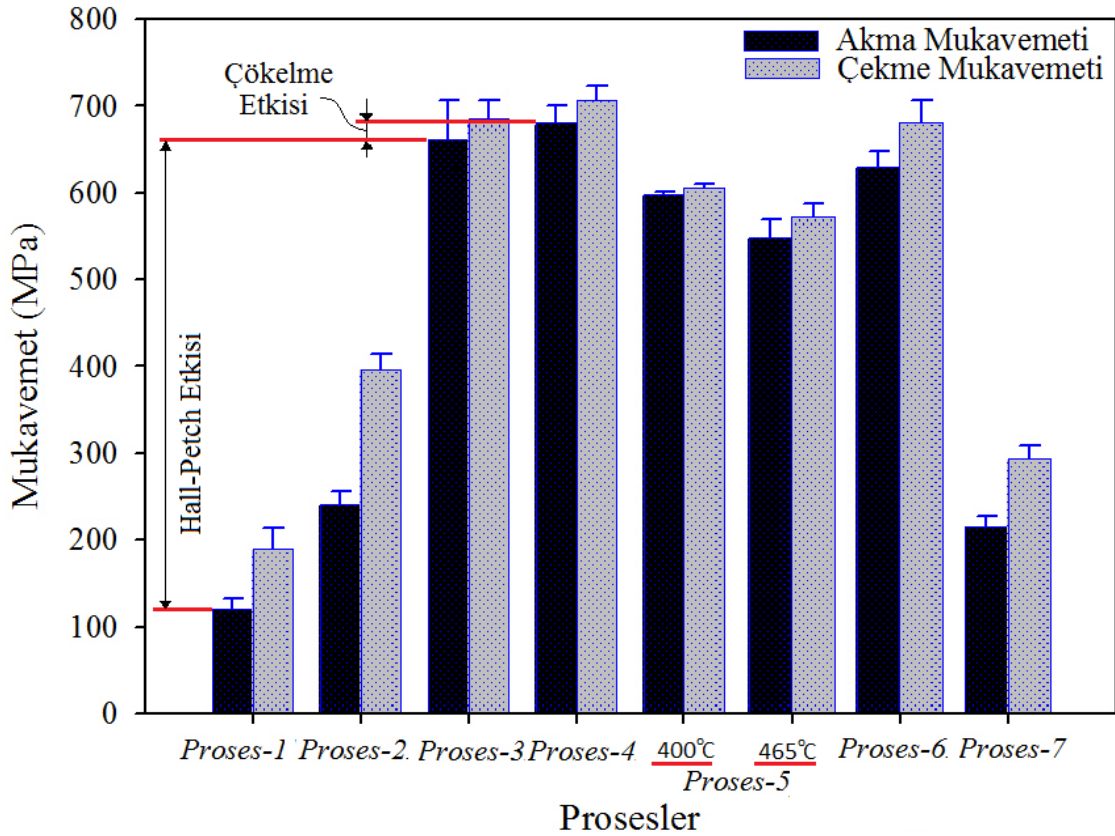
Şekil 16. Proses-7 kapsamında uygulana proses sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri

Tablo 8. Proses-7 kapsamında uygulana prosesler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri

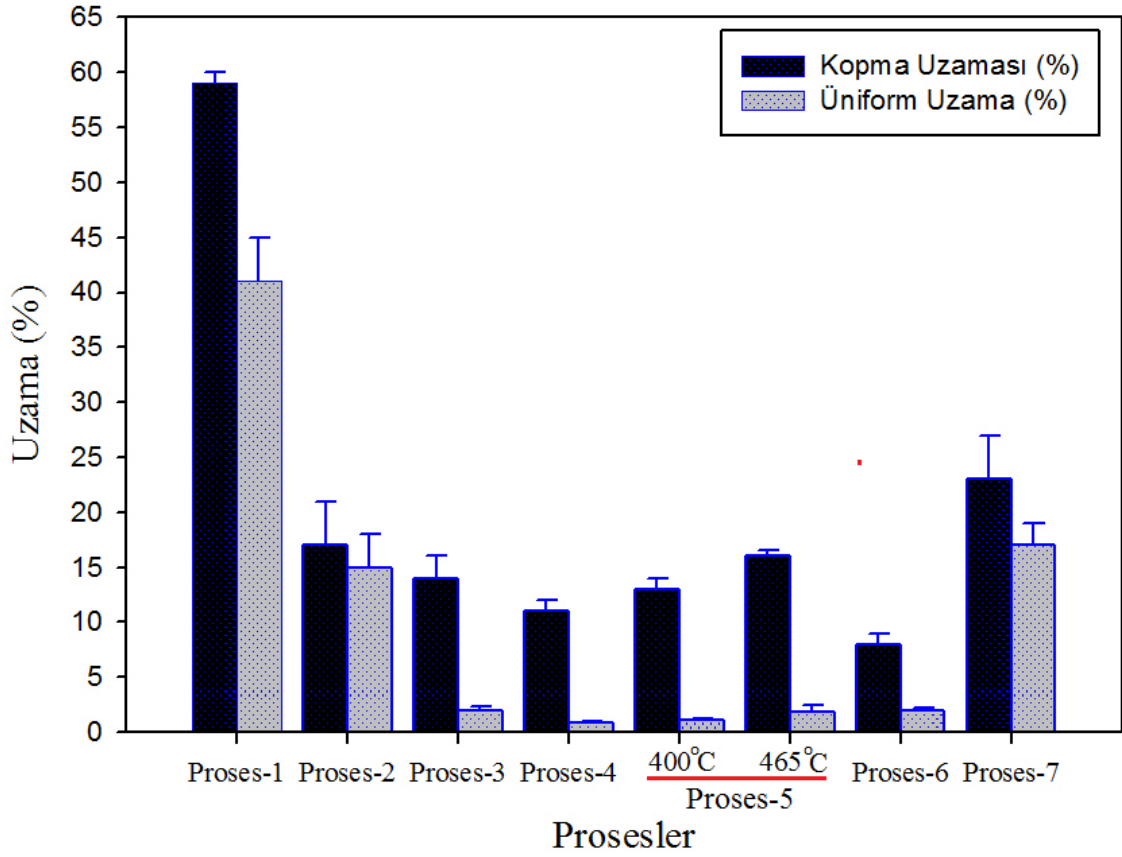
Prosesler	Mekanik Özellikler			
	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Üniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Proses-1 Öncesi (Dövme)	225±11	248±17	26±4	35±5
Proses-1 (Çözündürme+Su Verme)	120±12	189±25	41±4	51±1
Dövme+8Bc	471±15	508±21	2±0,15	13±1
Dövme+8Bc+Çözündürme+Su verme	80±17	208±13	37±2	55±4
Dövme+8Bc+Çözündürme+Yaşlandırma (Proses-7)	215±12	294±15	17±2	23±4

3.2. Ön Çalışmaların Değerlendirilmesi

Uygulanan bütün prosesler sonrası elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerlerinin daha iyi karşılaştırılabilmesi ve en uygun prosesin belirlenebilmesi için elde edilen sonuçlar Şekil 17-18’de özetlenmiştir. Bu şekilde verilen değerlere göre en iyi durum olarak proses-4 ön plana çıkmaktadır. Nitekim bu proses sonrası en yüksek akma ve çekme mukavemeti değerleri elde edilmiştir. Ayrıca elektriksel iletkenlik değerlerinin de bu durum sonrası uygulama açısından yeterli olabileceği düşünülmektedir. Dolayısıyla proses-4 kapsamında uygulanacak EKAE ve yaşlandırma işlemleri daha geniş bir parametrik içerikte incelenerek bu proses için optimum özellik çıktılarını veren şartların belirlenmesi gerekmektedir. Bu kapsamda yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlar devam eden bölümlerde kapsamlı olarak verilmiştir.



Şekil 17. Yedi farklı proses sonrası elde edilen akma ve çekme dayanımlarının karşılaştırılması



Şekil 18. Yedi farklı proses sonrası elde edilen kopma uzaması ve üniform uzama değerlerinin karşılaştırılması

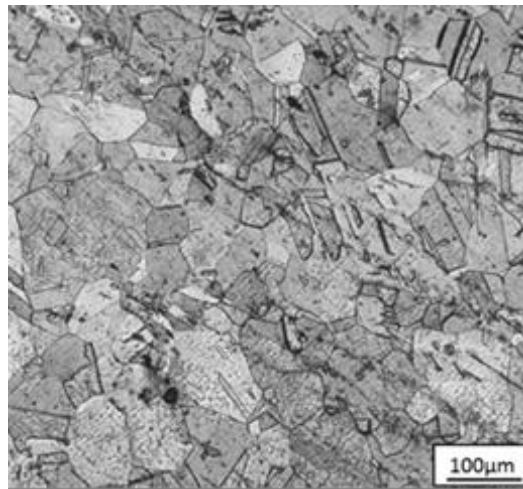
3.3. Proses-4 Kapsamında Yapılan Detaylı Çalışmalar

3.3.1. Mikroyapı

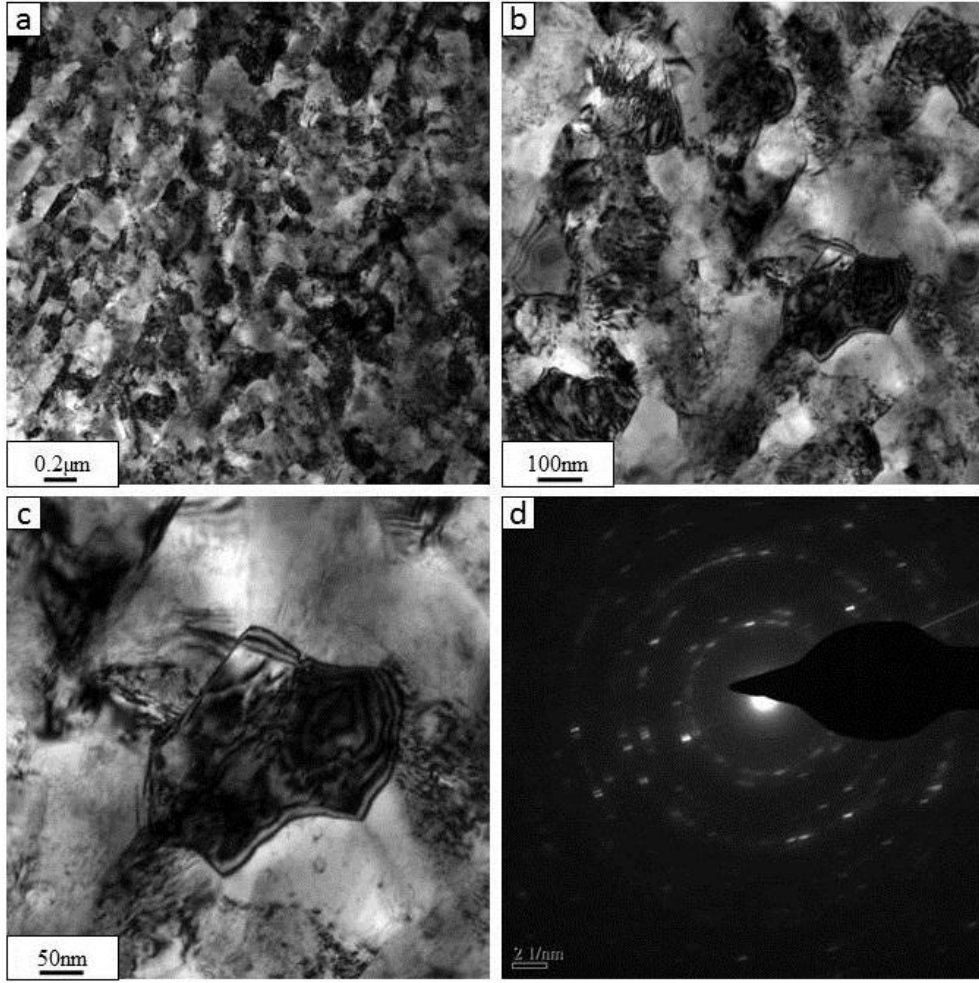
Yaşlandırma ve EKAE prosesleri öncesi çözündürülmüş durumdaki (proses-1) Cu-Cr-Zr alaşımının içyapısına ait optik görüntü Şekil 19'da gösterilmiştir. Çözündürülmüş durumdaki alaşımın içyapısının ortalama 50 μm boyutundaki eşksenli tanelerden oluştuğu görülmektedir. Ayrıca, tane boyutunun yapıdaki dağılımının homojen olmadığı ve çok daha iri ve ince tanelerin içyapıda mevcut olduğu söylenebilir. Öte yandan söz konusu yapıda tavlama sonucu oluşmuş ikiz sınırları da açık bir şekilde izlenmektedir.

Literatürde yayınlanmış çalışmalar, EKAE işlemi sonrasında en etkin tane incelmesinin rota-Bc'de en az 8 paso sayısında uygulanan işlem ile elde edilebildiğine işaret etmektedir. Ayrıca yapılan ve yukarıda verilen ön çalışmalar da bu bilgiyi doğrulamaktadır. Bu nedenle, çok pasolu EKAE yönteminin Cu-Cr-Zr alaşımının içyapısal

özelliklerine etkileri rota-Bc'de 8 paso sayısında uygulanan işlem sonrasında detaylı bir şekilde incelendi. Şekil 20'de çözündürme + su verme + 8Bc EKAE işlemi uygulanmış (proses-3) durumundaki numunelerin ekstrüzyon doğrultusuna dik düzlemdeki içyapılarını gösteren farklı büyültmelerdeki TEM resimleri ve ilgili SAD deseni verilmiştir. Verilen içyapı resimleri incelendiğinde, çözeltiye alınmış durumdaki iri taneli alaşımın uygulanan çok pasolu EKAE işlemi sonrası tane boyutunun incelerek mikron altı mertebelere indiği görülmektedir (Şekil 20). Nitekim başlangıçta yaklaşık 50 μm olan ortalama tane boyutu uygulanan EKAE işlemi ile incelerek ortalama 200 nm (0,2 μm) mertebelerine kadar incelmıştır. Yine bu yapıda çok daha küçük boyutlu taneler (100 nm) ile nispeten daha iri (500 nm) tanelerin de bir arada buldukları dikkati çekmektedir. Oluşan yeni tanelerin ise büyük oranda eş eksenli bir morfoloji sergiledikleri görülmektedir. Ayrıca ilgili içyapı resimlerinden, proses sonrası içyapıda dislokasyon yoğunluğunun arttığı ve dislokasyonların daha çok tane sınırı bölgelerinde dislokasyon ormanı şeklinde toplandığı, tane içi bölgelere doğru ise dislokasyon yoğunluğunun azaldığı izlenmektedir (Şekil 20 (a)-(c)). Söz konusu içyapıda deformasyona dayalı olarak oluşan ince tanelerin daha çok geniş açılı sınırlar ile birbirinden ayrıldıkları hem TEM resimlerinden hem de ilgili SAD desenlerinin halkalaşma eğiliminden anlaşılmaktadır (Şekil 20(d)). Ancak, TEM mikrografları dikkatli incelendiğinde geniş açılı tane sınırları (GATS) kadar etkin olmasa da yapıda hala dar açılı tane sınırlarının (DATS) da varlığı dikkat çekmektedir.



Şekil 19. Çözeltiye alınmış durumdaki (proses-1) Cu-Cr-Zr alaşımın içyapısını gösteren optik resim

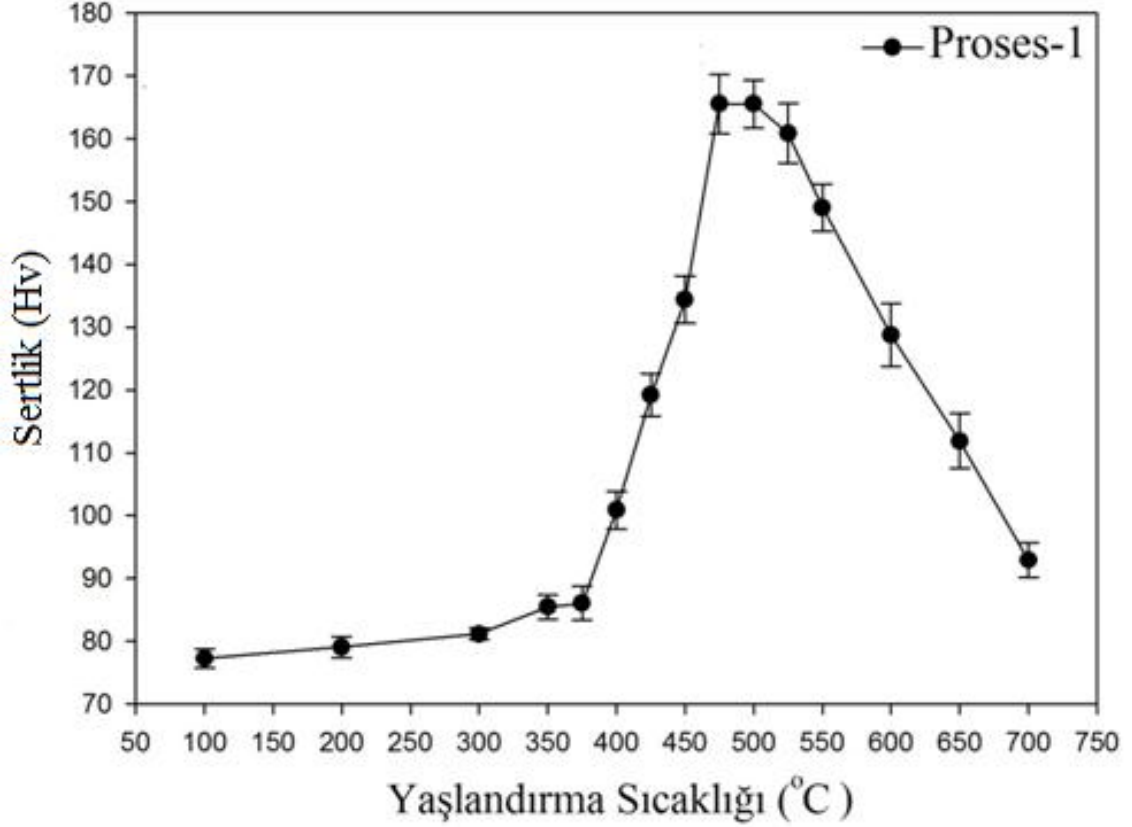


Şekil 20. (a)-(c) Çözeltiye alma + 8Bc EKAİ işlemi uygulanmış (proses-3) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyültmelerdeki TEM resimleri ve (d) ilgili yapıya ait SAD deseni

3.3.2. Alaşımın Yaşlanma Eğrileri ve Mikro yapıları

Çözeltiye alınarak su verilmiş durumdaki (proses-1 şartındaki alaşım) alaşımın yaşlandırma eğrisi (sertlik-yaşlandırma sıcaklığı eğrisi) belirlenerek Şekil 21’de gösterilmiştir. Bu eğriye göre, alaşımında yaklaşık 350°C’ye kadar önemli bir sertlik değişimi meydana gelmemektedir. Ancak bu sıcaklıktan sonra hızlı bir şekilde yaşlanma süreci başlamaktadır. Buna göre alaşım 350-450°C sıcaklık aralığında GP bölgelerinden geçmekte ve 475-500°C sıcaklık aralığında uygulanan bir saatlik tavlama sonrasında en yüksek sertlik değerine ulaşmaktadır (Şekil 18). 500°C’nin üzerindeki sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işlemlerinin ise söz konusu alaşımın sertlik değerinde hızlı bir

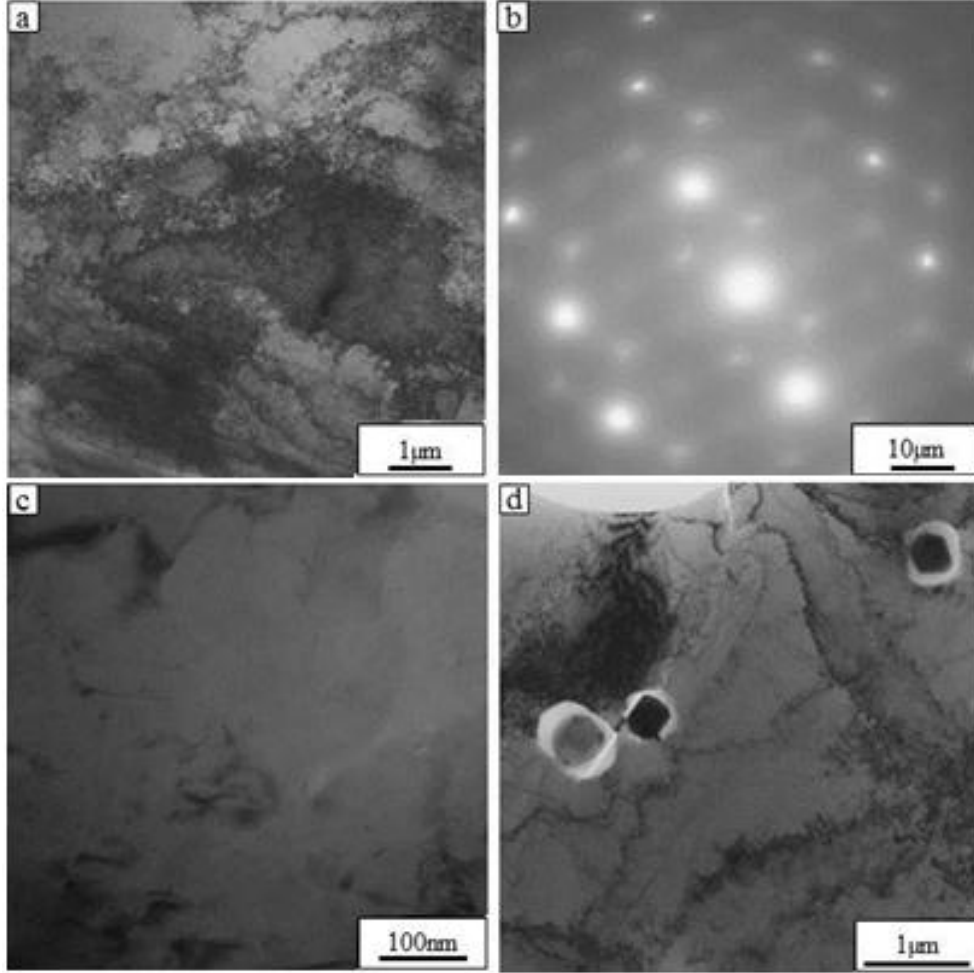
düşme meydana getirdiği ve dolayısıyla bu aşamada alaşımın aşırı yaşlanma bölgesine girdiği görülmektedir.



Şekil 21. Çözeltiye alma ve su verme (proses-1) işlemine tabi tutulmuş Cu-Cr-Zr alaşımının yaşlanma eğrisi (Her bir sıcaklık noktasında bir saatlik bir süre yaşlandırma uygulanmıştır)

Proses-1 sonrası elde edilen yaşlandırma eğrisinin yaklaşık pik (tepe) noktasına karşılık gelen durum (470 °C) için detaylı TEM incelemeleri de gerçekleştirilmiş olup, bu incelemeler sonrası elde edilen içyapılardan seçilmiş bazıları Şekil 22’de gösterilmiştir. Bu resimler incelendiğinde, yaşlandırma işlemi sonrasında alaşımın tane boyutunda önemli bir değişimin olmadığı, ancak yeni içyapıda dislokasyon yoğunluğunun önemli ölçüde arttığı dikkati çekmektedir (Şekil 22(a)). Ayrıca, yaşlandırma sonucu tanelerin içerisinde matris yapısıyla bağdaşık ince çökeltilerin oluşmuş olduğu da görülmektedir (Şekil 22(c)). İlgili resimlerden söz konusu çökelti boyutlarının yaklaşık 20-50 nm aralığında değiştiği anlaşılmaktadır (Şekil 22(c)). Ancak, oluşan içyapıda matris yapıyla bağdaşık olmayan

200-500 nm boyutlarında iri çökeltilerin de varlığı dikkati çekmektedir (Şekil 22(d)). Öte yandan verilen SAD desenlerinden içyapının büyük oranda geniş açılılarla birbirinden ayrılmış iri tanelerden oluştuğu yayılımı az spotlardan da anlaşılmaktadır (Şekil 22 (b)).



Şekil 22. Çözeltiye alma + 470°C'de 1 saat yaşlandırma (Proses-2) işlemi uygulanmış Cu-Cr-Zr alaşımına ait TEM resimleri: (a) Düşük büyültmeli genel görünüm, (b) SAD deseni görünümü ve (c)-(d) yaşlandırma işlemi sonucu oluşan çökeltilerin yüksek büyültmelerdeki detay görüntüleri

Çözeltiye alınmış ve ardından farklı rotalarda 8 pasoluk EKAE işlemleri uygulanarak UİT yapılı hale getirilmiş alaşımın yaşlanma davranışlarında sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişim (yaşlanma eğrisi) ve maksimum sertlik değerine sahip noktalara ait TEM resimleri Şekil 23-28'de gösterilmiştir. Şekil 29'da ise her üç rotada uygulanan işlemler sonrası farklı sıcaklıklarda bir saatlik sürelerde uygulanan yaşlandırma ile elde

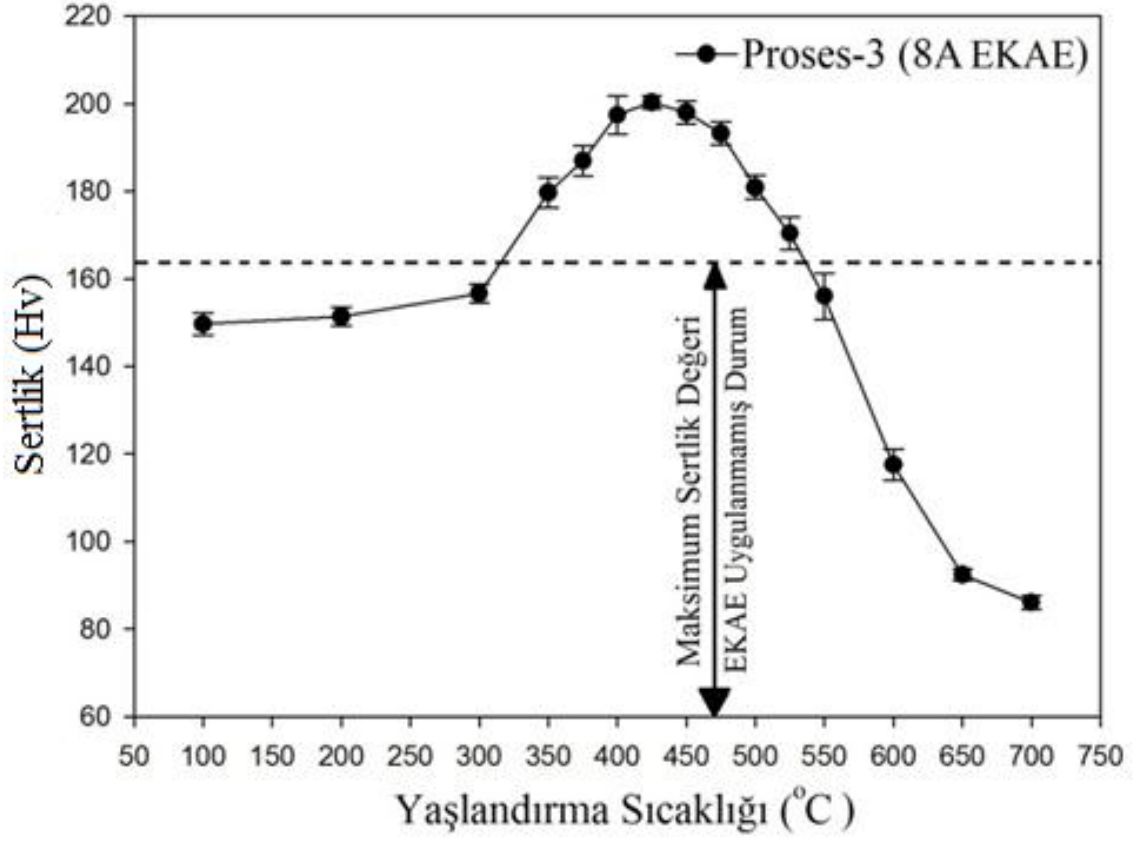
edilen yaşlandırma eğriler sonuçları daha iyi karşılaştırabilmek için birlikte verilmiştir. Genel olarak bakıldığında, farklı rotalarda uygulanan EKAE işlemi sonrasında alaşımın en yüksek sertlik değerine ulaştığı sıcaklık değerlerinin EKAE işlemi görememiş alaşıma göre azaldığı ancak elde edilen maksimum sertlik değerinin ise önemli oranda yükseldiği söylenebilir. Nitekim, rota-A'da uygulanan 8 pasoluk işlem sonrasında en yüksek sertlik değeri 400-450°C'de 200 Hv olarak elde edildi (Şekil 23). Benzer şekilde, Rota-E ve Rota-Bc'de uygulanan 8 pasoluk işlemler sonrasında uygulanan yaşlandırma işlemleri ile elde edilen en yüksek sertlik değerleri ve bu değerlerin elde edildiği sıcaklık aralığı sırasıyla, 207 Hv, 450-500°C (Şekil 25) ve 222 Hv, 400-450°C olarak belirlendi. (Şekil 27). Öte yandan, her üç rotada 8 paso sayısından uygulanan EKAE işlemleri sonrası uygulanan yaşlandırma ile elde edilen maksimum sertlik değerlerinin EKAE uygulanmamış duruma göre önemli oranda arttığı da dikkati çekmektedir. Nitekim EKAE öncesi durumdaki maksimum sertlik değeri 165 Hv iken, bu değer 8A, 8E ve 8Bc şartlarında uygulanan EKAE işlemleri sonrası sırayla 200, 210 ve 230 Hv değerlerine yükseldi. Bu farkın, alaşımlara yaşlandırma işlemi öncesi çok pasolu EKAE işleminin uygulanmasından kaynaklandığı söylenebilir. Nitekim bu işlemler sonrası alaşımın sertlik değerleri zaten yaşlandırma işlemi öncesi duruma göre önemli oranda yükselmektedir. Ardından uygulanan yaşlandırma sertleştirmesi de bu sertlik değerinin daha da artmasına neden olmakta ve sonuçta çok yüksek sertlik değerlerinde UİT yapıları Cu-Cr-Zr alaşımı ortaya çıkmaktadır.

Öte yandan, uygulanan rotaların alaşımın yaşlandırma davranışı üzerindeki etkileri dikkate alındığında, bu davranışın belli oranda uygulanan rotaya bağlı olarak değiştiği söylenebilir. Nitekim farklı rotalarda 8 pasoluk EKAE işlemi uygulanmış alaşımdan elde edilen yaşlanma eğrileri karşılaştırıldığında (Şekil 29), en yüksek sertlik değerinin rota-Bc'de uygulanan 8 pasoluk işlem sonrasında elde edildiği (230 Hv) görülmektedir. En düşük sertlik değeri (200 Hv) ise Rota-A'da uygulanan 8 pasoluk işlem sonrası elde edilmiştir. Bu durumun ise rotaya bağlı içyapı oluşumu, tane yapısı ve morfolojisindeki farklılardan kaynaklanmış olabileceği söylenebilir. Bu nedeni ortaya koyabilmek için söz konusu alaşımın pik noktalarına karşılık gelen şartlardaki iç yapıları TEM ile incelenmiş ve elde edilen iç yapı resimleri Şekil 24, 26 ve 28'de gösterilmiştir. 8A EKAE sonrası elde edilen mikro yapı resimleri incelendiğinde; UİT yapısının varlığını sürdürdüğü, ancak toparlanmaya bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunda belirgin bir azalmanın olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 24). Ayrıca yaşlandırma sonrası tane sınırlarının daha belirgin hale geldiği de görülmektedir. Öte yandan elde edilen içyapıdaki tanelerin uygulanan rotanın

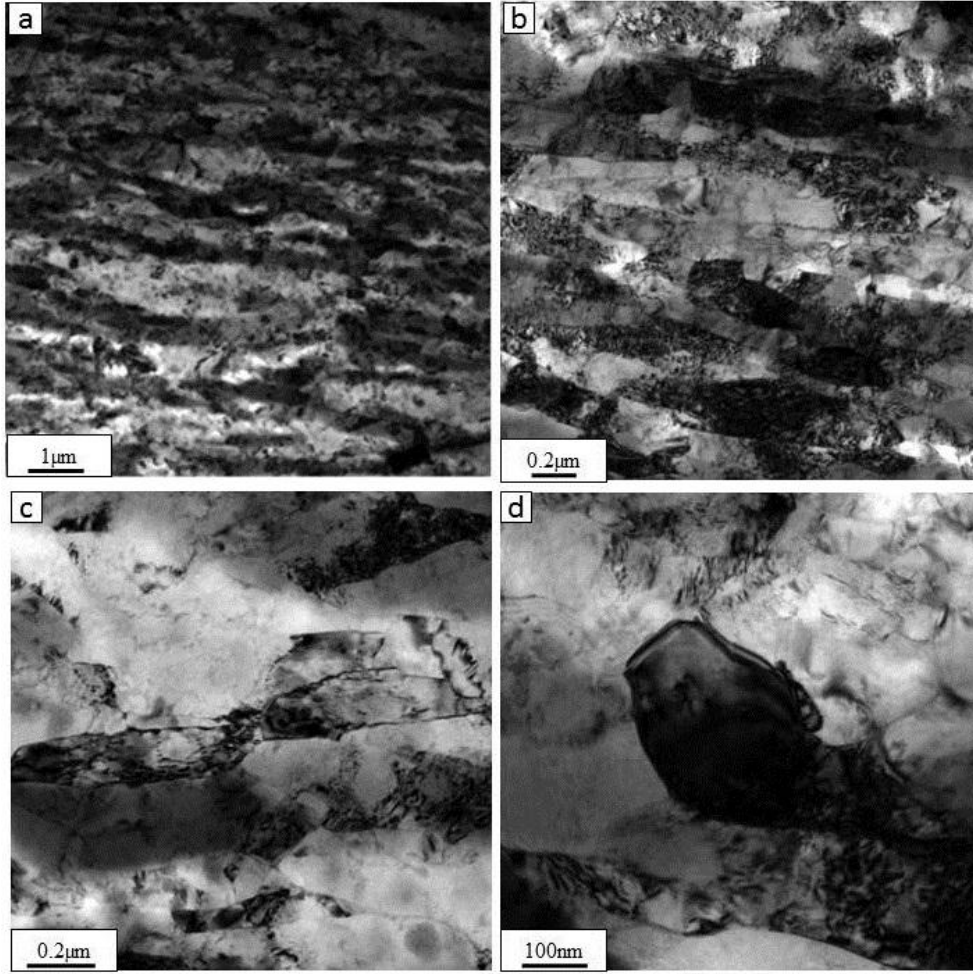
karakterine (pasolar arasında numunenin döndürülmemesi) bağlı olarak yönlendirilip uzadığı da dikkati çekmektedir (Şekil 24). Bu işlem sonrası elde edilen tane boyutunun ise ortalama 500 nm civarında olduğu ve önemli ölçüde en-boy farkının olduğu görülmektedir. Nitekim, ortalama tane uzunluğu 500 – 1000 nm aralığında değişirken, eni ise 200-400 nm aralığında değişmektedir. Bu durum, söz konusu işlem sonrası özelliklerin belli oranda yöne bağlı olacağına da ip ucunu vermektedir. Bu yapıda belirgin çökeltiler gözlenmemiştir. Ancak, Şekil 24 (c)-(d)'de çok küçük (20-50 nm) ve matris yapısal bağdaşık çökelti noktalarının varlığı dikkat çekmektedir.

8E EKAE ve 8Bc EKAE sonrası elde edilen mikro yapı resimleri (Şekil 26 ve Şekil 28) incelendiğinde, bu işlemler sonrası da yine ÜİT yapısının varlığını büyük oranda koruduğu ve toparlanmaya bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunda ise belirgin bir azalmanın olduğu söylenebilir. Ancak, bu rotalarda gerçekleştirilen işlemler sonrası oluşan mikroyapının büyük oranda eş-eksenli tanelerden oluştuğu, belirgin bir yönlendirilmenin olmadığı ve tane boyutunun ise daha küçük olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum ise ilgili rotaların uygulanış şekline kaynaklanmaktadır. Nitekim, Rota-Bc'de numune pasolar arasında saat yönünün tersi istikamette her seferinde 90° döndürülmektedir. Bu nedenle her 4 pasoluk periyod sonrası 360°'lik dönüş tamamlanmakta ve yaklaşık eş-eksenli bir tane morfolojisi meydana gelmektedir. Bu durum 4'ün katları şeklinde uygulanan pasolar için de geçerlidir. Dolayısıyla 8 paso sonrası da eş-eksenli ve daha ince taneli bir yapı meydana gelmektedir. Rota-E'de ise pasolar arasında 90° ve 180°'lik döndürmeler söz konusu olup, yine rota-Bc'ye benzer bir tane morfolojisinin oluştuğu görülmektedir.

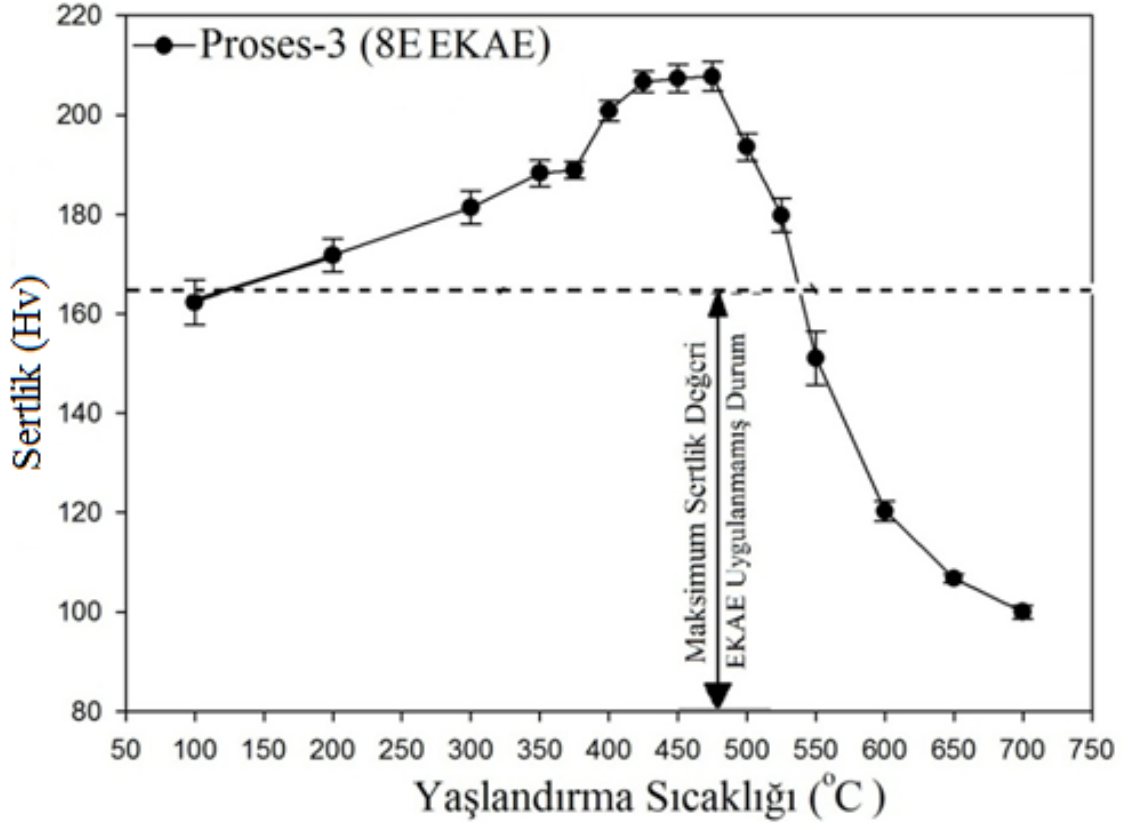
Yukarıda verilen sonuçlar irdelendiğinde gerek ulaşılan maksimum sertlik değerleri ve gerekse mikroyapı morfolojisi bakımından en uygun EKAE rotasının Rota-Bc olduğu söylenebilir (Şekil 29). Bu nedenle bundan sonraki bölümlerde EKAE işlemlerinde sadece rota-Bc kullanılmış ve çalışmalar bu rota üzerine bina edilmiştir.



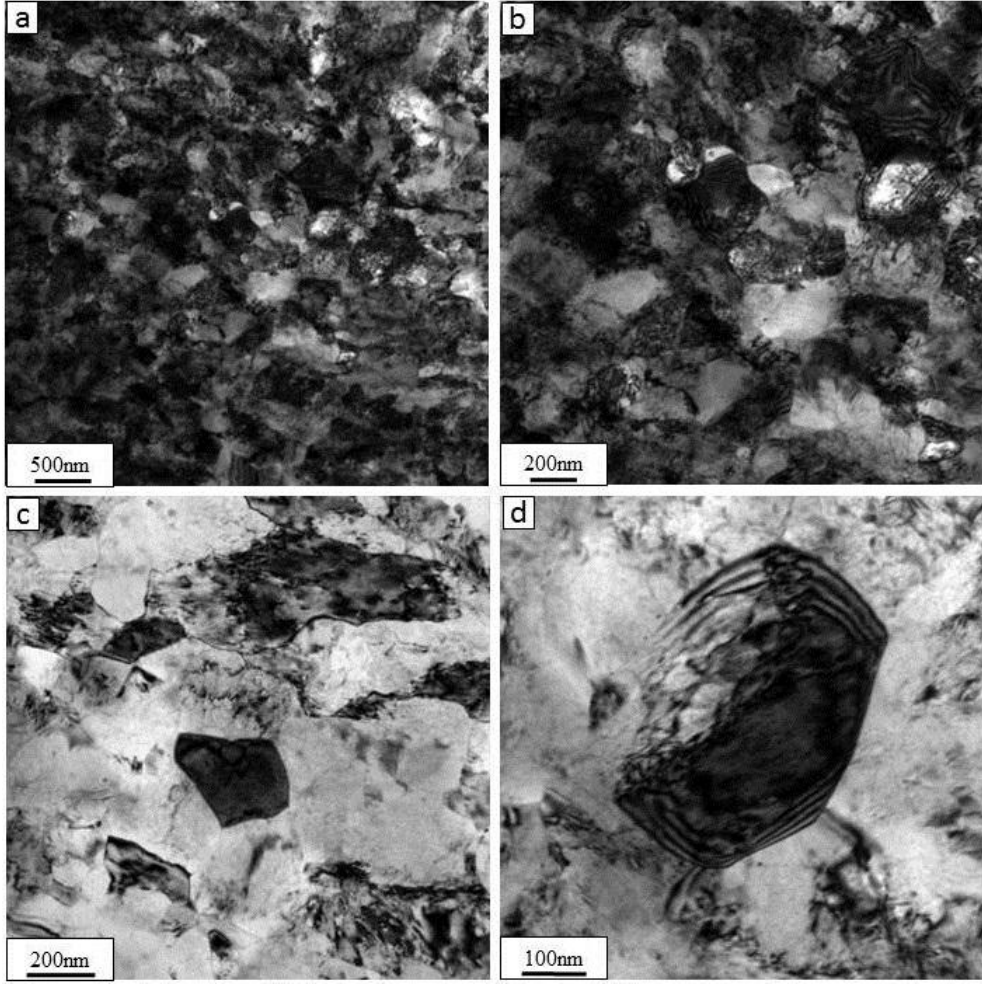
Şekil 23. Rota-A'da 8 pasoluk EKAЕ işlemi uygulanmış (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişimi



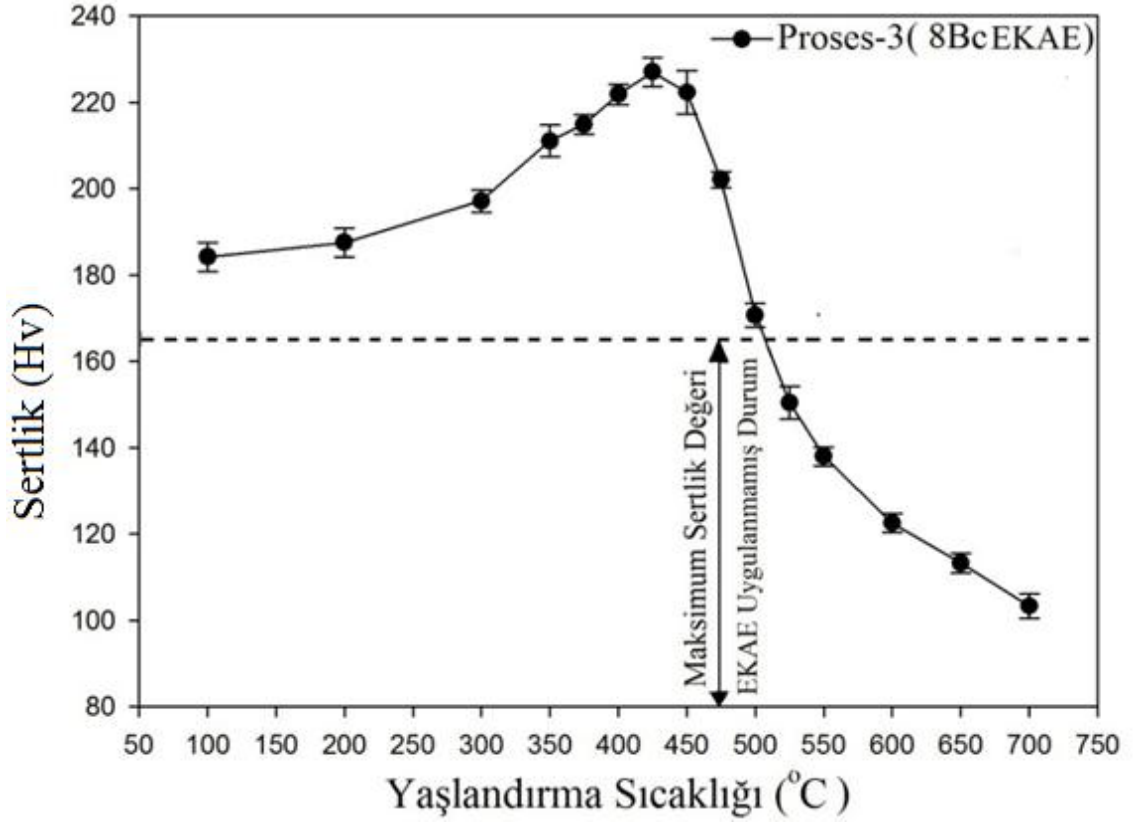
Şekil 24. (a)-(d) Rota-A'da 8 pasoluk EKAET işlemi sonrası 425°C'de 1 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış (pik nokta) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri



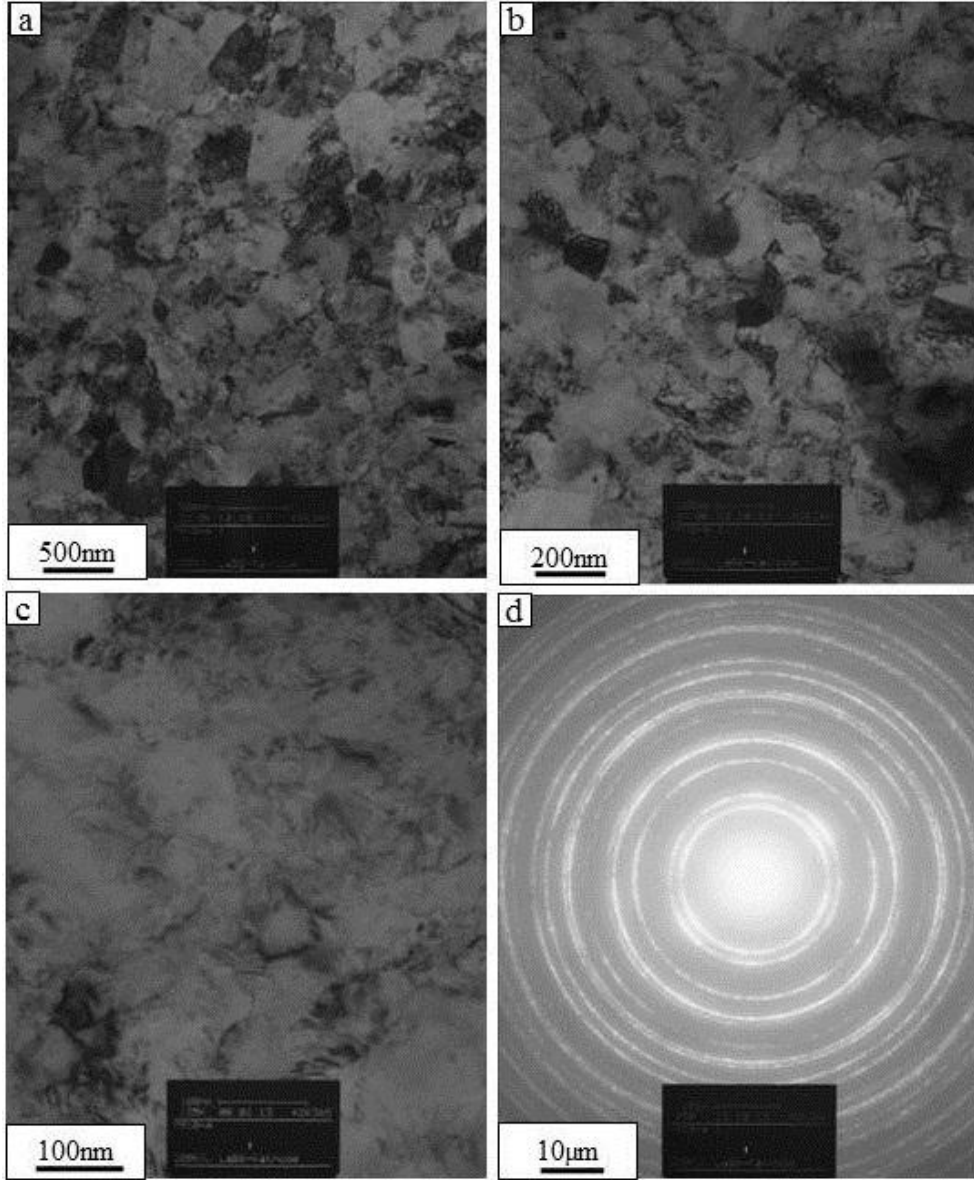
şekil 25. Rota-E'de 8 pasoluk EKAЕ işlemi uygulanmış (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişimi



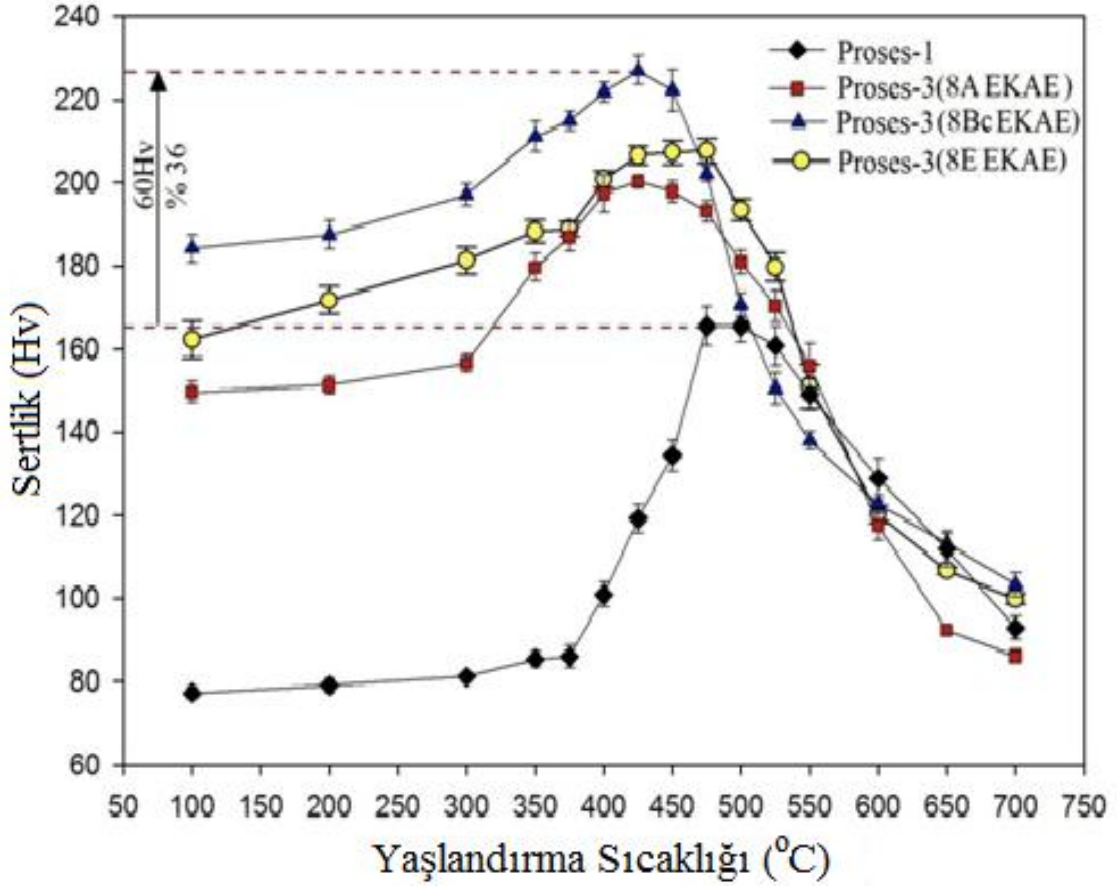
Şekil 26. (a)-(d) Rota-E'de 8 pasoluk EKAET işlemi sonrası 475°C'de 1 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış (pik nokta) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyütmelerdeki TEM resimleri



Şekil 27. Rota-Bc'de 8 pasoluk EKAЕ işlemi uygulanmış (proses-3) UİT yapılı alaşımın sertlik değerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişimi



Şekil 28. (a)-(d) Rota-Bc'de 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası 450°C'de 1saat yaşlandırma işlemi uygulanmış (pik nokta) Cu-Cr-Zr alaşımına ait farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri ve ilgili SAD deseni

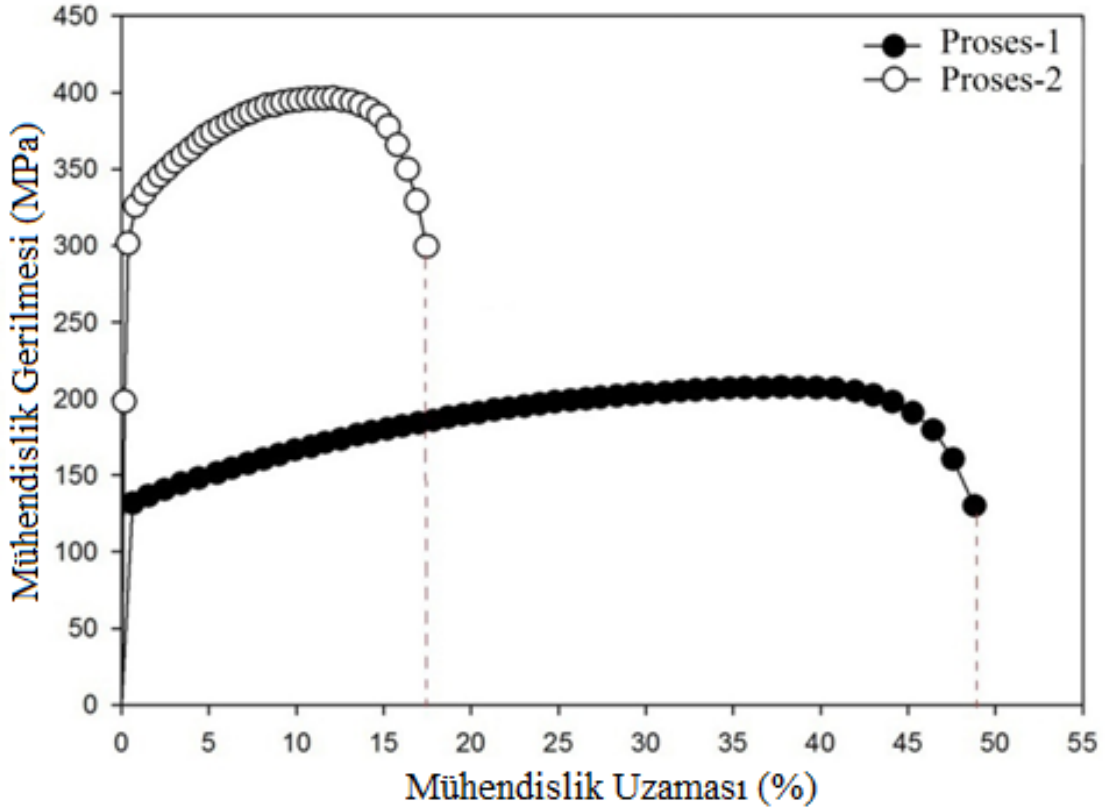


Şekil 29. EKAЕ prosesine tabi tutulmamış (proses-1) ve Rota-A, Rota-E ve Rota-Bc’de 8 pasoluk EKAЕ proseslerine tabi tutulmuş (proses-3) UİT yapıları alaşımın sertlik değeri nin yaşlandırma sıcaklığına göre değişimini gösteren grafiklerin aynı eksen takımı üzerinde karşılaştırılması

3.3.3. Mekanik Özellikler

EKAЕ işlemi öncesinde çözündürülmüş (proses-1) ve ardından yaşlandırılmış (proses-2 işlemi uygulanmış) Cu-Cr-Zr alaşımının gerilme-uzama eğrileri Şekil 30’da, bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 9’da verilmiştir. Bu şekil ve tablo incelendiğinde, çözültüye alınmış (Proses-1) durumdaki alaşımın iri taneli mikro yapısıyla uyumlu olarak çok düşük mukavemet ve çok yüksek süneklığe sahip olduğu görülmektedir. Nitekim söz konusu alaşım 120 MPa akma dayanımı ve yaklaşık %51’lik kopma uzaması değerleri sergilemektedir (Tablo 9). Ayrıca, gerilme-uzama eğrisi yakından incelendiğinde, alaşımın geniş bir deformasyon sertleşme bölgesinin bulunduğu ve dolayısıyla deformasyonun büyük oranda üniform bölgede gerçekleştiği söylenebilir.

Akma ve çekme dayanımları arasındaki büyük fark da bu sonucu doğrulamaktadır (Tablo 9). Bu durum, çözeltiye alınmış durumdaki alaşımın iri tane yapısı ve nispeten dislokasyon içermeyen içyapısından kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla çekme işlemi sırasında uygulanan deformasyon ile içyapıdaki dislokasyon yoğunluğu artmakta ve deformasyon sertleşmesi daha geniş bir aralıkta meydana gelmektedir. Uygulanan yaşlandırma işlemi (Proses-2) ise çözeltiye alınmış durumdaki alaşımın gerilme-uzama eğrisinin karakterini belli oranda değiştirmiştir. Oluşan çökelti sertleşmesi sonucu malzemenin mukavemet değeri artarken, sünekliği ise azalmıştır. Nitekim, yaşlandırma işlemi sonrası alaşımın akma mukavemeti 120 MPa'dan 241 MPa'a çıkarken kopma uzaması değeri ise %51'den %17'ye düşmüştür. Bu durum, yaşlandırma sonucu içyapıdaki çökeltilerin oluşması ve bu nedenle çoğalan dislokasyonların hareketlerinin güçleşmesinden kaynaklanmaktadır.

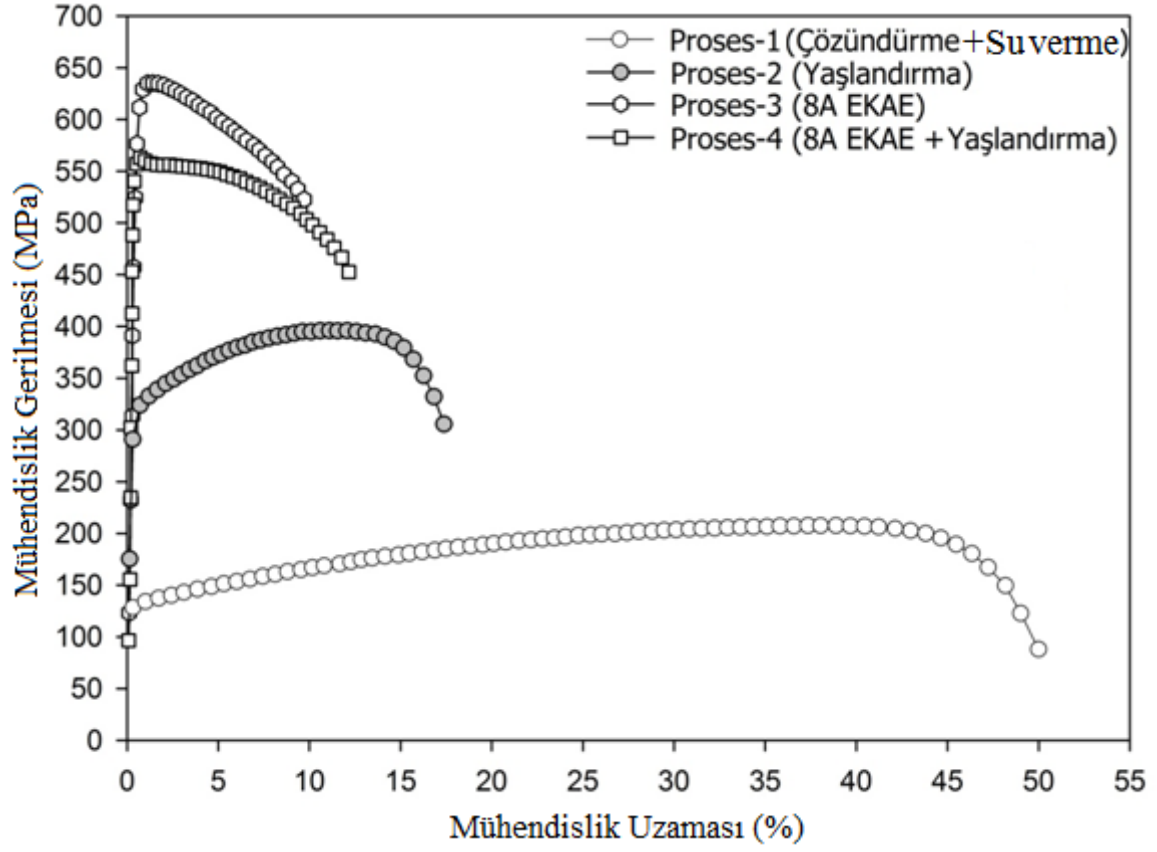


Şekil 30. Çözeltiye alma (proses-1) ve çözeltiye alma+yaşlandırma (proses-2) işlemleri uygulanmış alaşımların çekme deneyi sırasında sergiledikleri gerilme-uzama davranışlarını gösteren eğriler

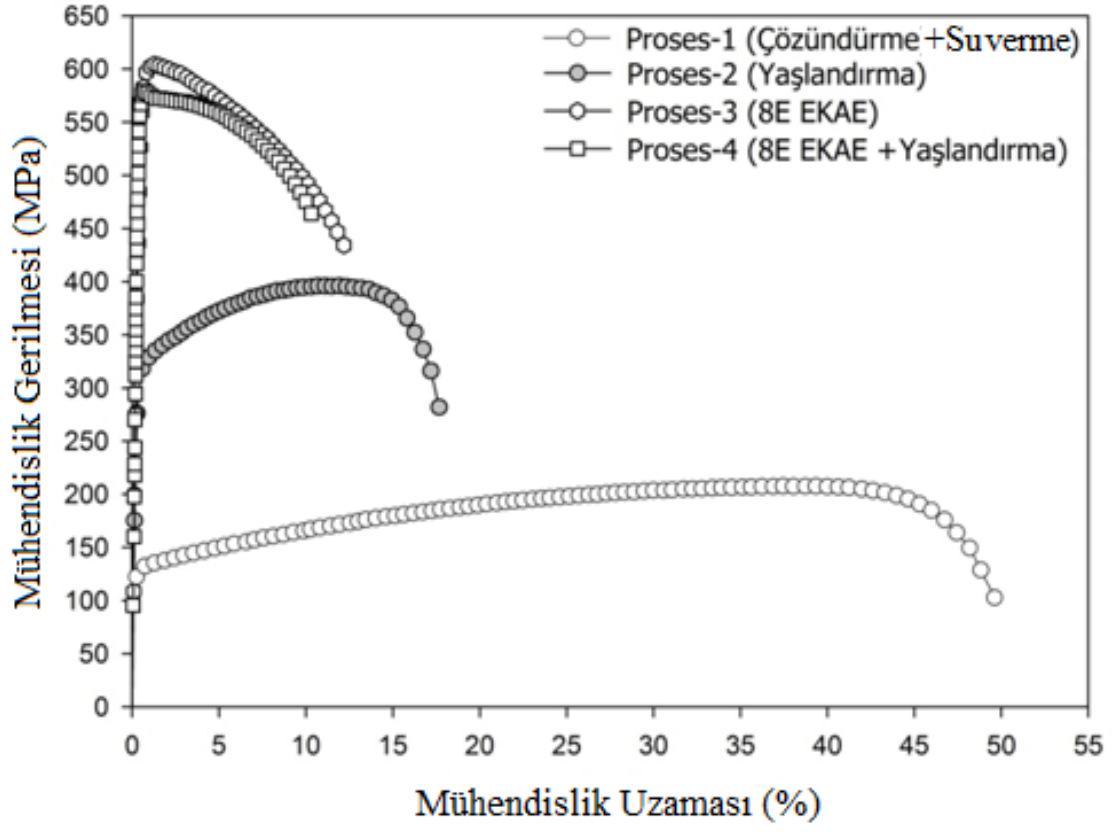
Çözündürülmüş Cu-Cr-Zr alaşımına farklı rotalarda 8 paso sayısında uygulanan EKAE işlemleri (proses-3) sonrası elde edilen gerilme-uzama eğrileri Şekil 31-33'te ve bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri ise Tablo 9'da verilmiştir. Söz konusu EKAE rotalarında uygulanan 8 pasoluk işlemler sonrasında yaşlandırılan alaşımların gerilme-uzama eğrileri de aynı diyagramlarda (Şekil 34-35) sunulmuştur. Genel olarak incelendiğinde çözeltiye alınmış alaşıma uygulanan EKAE işlemleri söz konusu alaşımın mukavemet değerlerini önemli oranda arttırırken, süneklik değerlerinin ise azalmasına neden olmaktadır. Alaşımın gerilme-uzama eğri karakteri de uygulanan çok pasolu EKAE işleminden etkilenmekte ve homojen deformasyon bölgesi büyük oranda azalmaktadır. Nitekim, bütün rota ve paso sayılarında alaşım akma noktasından sonra hızlı bir şekilde maksimum çekme noktasına ulaşmakta ve ardından uzamanın büyük bölümü homojen olmayan deformasyon karakterinde gelişmektedir. Tablo 9'da verilen değerler incelendiğinde, uygulanan EKAE işlemleri uygulanan rota ve paso sayısına bağlı olarak alaşımın mukavemet ve sünekliğini etkilediği görülmektedir. Genel olarak uygulanan çok pasolu EKAE işlemleri çözündürülmüş durumdaki alaşımın mukavemet değerlerini çok büyük oranlarda arttırmakta, ancak süneklik özelliklerinde ise azalmaya neden olmaktadır. Nitekim, 4 paso sonrası rota-A, rota-E ve rota-Bc'de sırasıyla 475 MPa, 456 MPa ve 549 MPa olarak elde edilen akma mukavemeti değerleri, aynı rotalarda uygulanan 8 pasoluk işlemler sonrası artarak sırasıyla 591 MPa, 551 MPa ve 661 MPa değerlerine yükselmiştir. Bu değerler çözündürülmüş durumdaki alaşımın 120 MPa'lık akma dayanımıyla karşılaştırıldığında EKAE işlemi sonrası meydana gelen artışın büyüklüğü daha iyi anlaşılmaktadır. Bu değerler ayrıca çözündürme+su verme sonrası uygulanan klasik yaşlandırma ile elde edilen değerlerin de çok üstünde gerçekleşmiştir. Nitekim klasik yaşlandırma sonrası ancak 241 MPa'lık bir akma dayanımına ulaşılabilmiştir. Süneklik değerinin bir göstergesi olan yüzde kopma uzaması değerleri ise uygulanan çok pasolu işlemler sonrası önemli oranda azalmıştır. Nitekim, çözündürülmüş durumda %51 olan kopma uzaması değeri 8 pasoluk EKAE işlemleri sonrası rota-A, rota-E ve rota-Bc için sırasıyla %11, %13 ve %14 olarak ölçülmüştür. Bu değerler klasik yaşlandırma sonrası elde edilen değerlere yakın gözükse de, bu durum toplam uzama için geçerlidir. Üniform şekil değişimi açısından bakıldığında, EKAE işlemi sonrası alaşımın çok düşük oranda bir homojen uzama gösterdiği ve deformasyonun büyük bölümünün homojen olmayan karakterde gerçekleştiği söylenebilir. Nitekim, 8 pasoluk işlemler sonrası üniform uzama bütün rotalarda % 1 değerlerine kadar inmiştir. Bu durum plastik şekil verme açısından bir

problem olsa da, bu alařımın uygulama alanı olan elektrot malzemesi olarak kullanılmasında bir sorun oluřturmayacađı dūřunūlmektedir. unkū, elektrotlar kullanımı geređi daha çok elastik deformasyon bōlgesinde çalıřmakta ve akma noktasının mūmkūn olduđu kadar yūksək olması tercih edilmektedir.

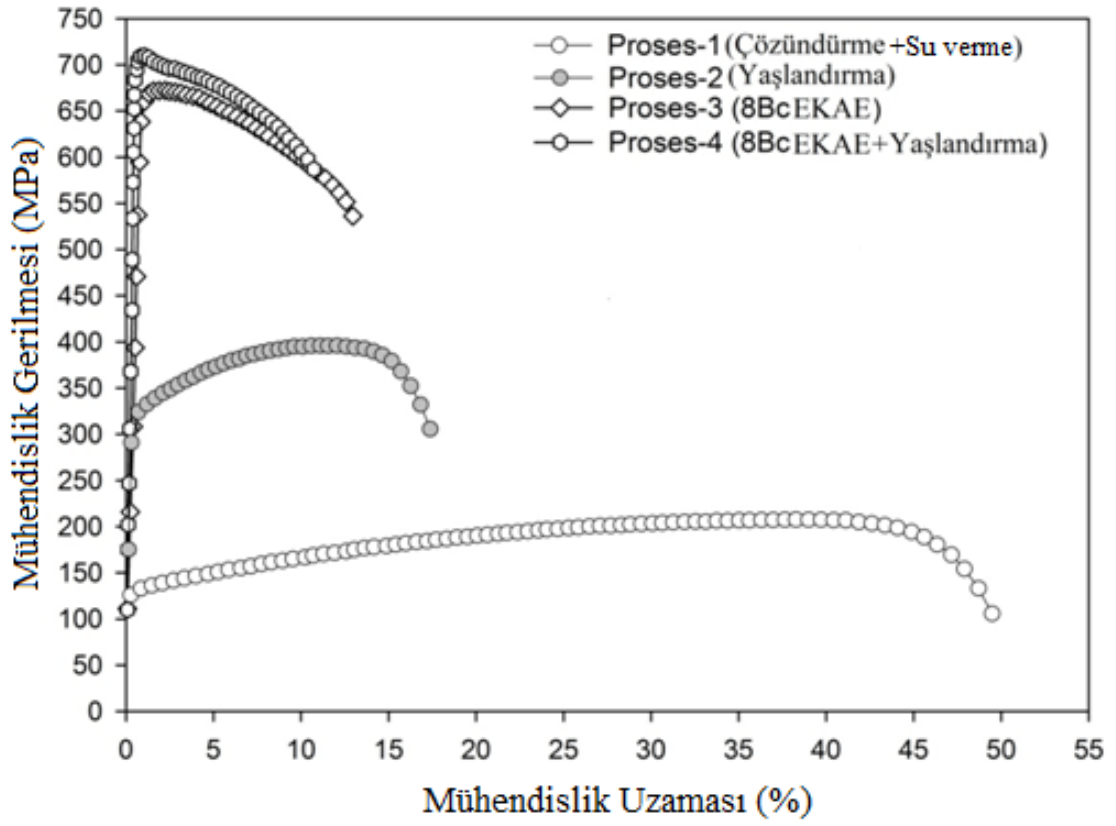
Farklı rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işlemleri ile UİT yapılı hale getirilen alaşımın yaşlandırılması sonucunda gerilme-uzama davranışında ve mukavemet-sūneklik değerlerinde uygulanan proses rotasına da bağlı olarak değişimler meydana gelmektedir. Nitekim, rota-A ve rota-E’de 8 paso sayısında EKAE işlemine tabi tutulmuş UİT yapılı alaşımın yaşlandırılması durumunda, mukavemet değerlerinin belli oranda azaldığı ilgili eğrilerden sōylenebilir. (şekil 31-32 ve Tablo 9). Bu durumun, aşırı oranda plastik deformasyon uygulanmış içyapının yaşlandırma ısıl işlemi sırasında etkin toparlanması nedeniyle ortaya çıktığı dūřunūlmektedir. Őte yanda, rota-Bc’de uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası ise UİT yapılı alaşımın mukavemet değerlerinin azalmadığı, hatta belli oranda artış gōsterdiđi sōylenebilir. Őte yandan EKAE sonrasında uygulanan yaşlandırma, işlem rotasından bağımsız olarak, sūneklik değerlerinde önemli bir değişime neden olmamaktadır.



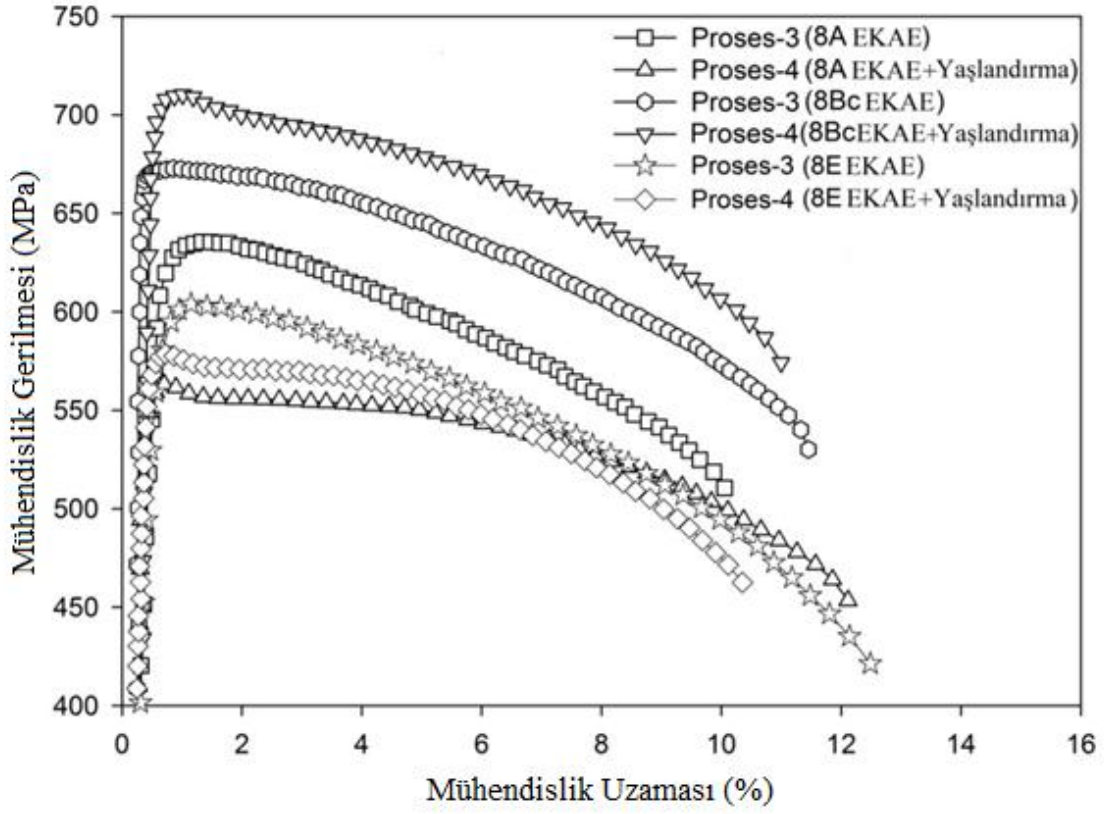
Şekil 31. Rota-A'da uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası (Proses-3) ve 8A EKAE + yaşlandırma (Proses-4) işlemi sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler



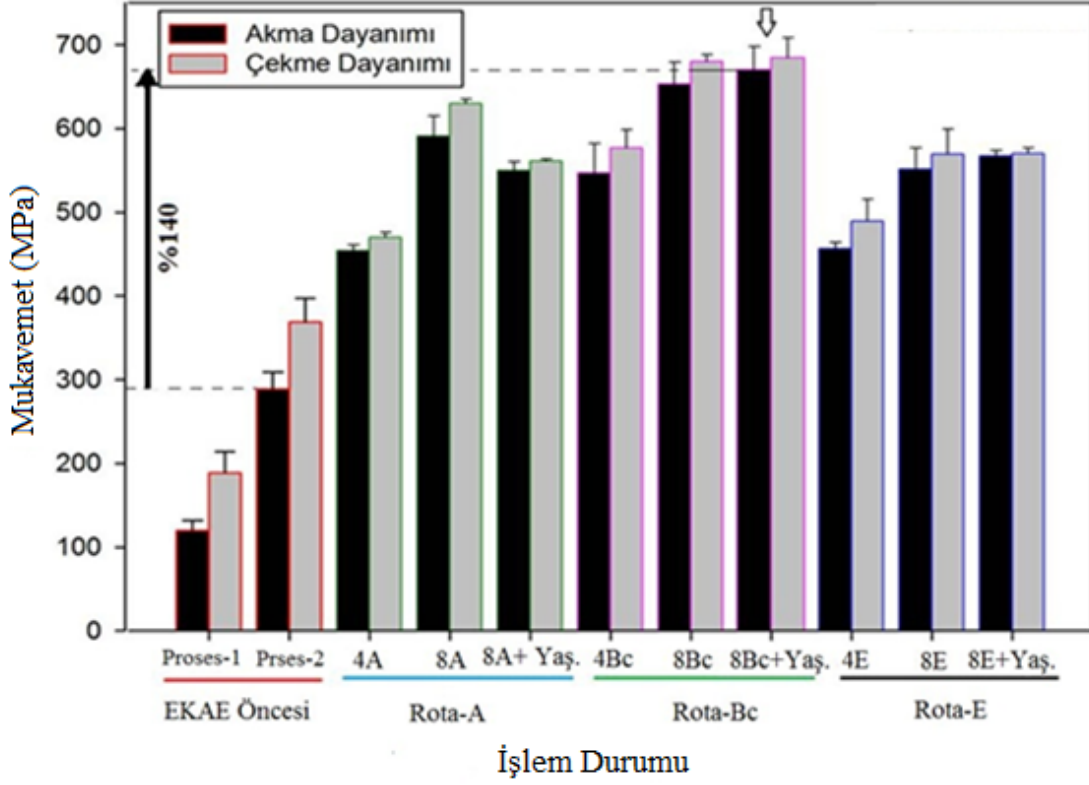
Şekil 32. Rota-E’de uygulanan 8 pasoluk EKAЕ işlemi sonrası (Proses-3) ve 8A EKAЕ + yaşlandırma (Proses-4) işlemi sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler



Şekil 33. Rota-Bc’de uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemi sonrası (Proses-3) ve 8A EKAE + yaşlandırma (Proses-4) işlemi sonrası alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğriler



Şekil 34. Farklı rotalarda uygulanan 8 pasoluk EKAE işlemine ve bu işlem sonrası yaşlandırmaya tabi tutulan alaşımın sergilediği gerilme-uzama davranışını gösteren eğrilerin karşılaştırılması



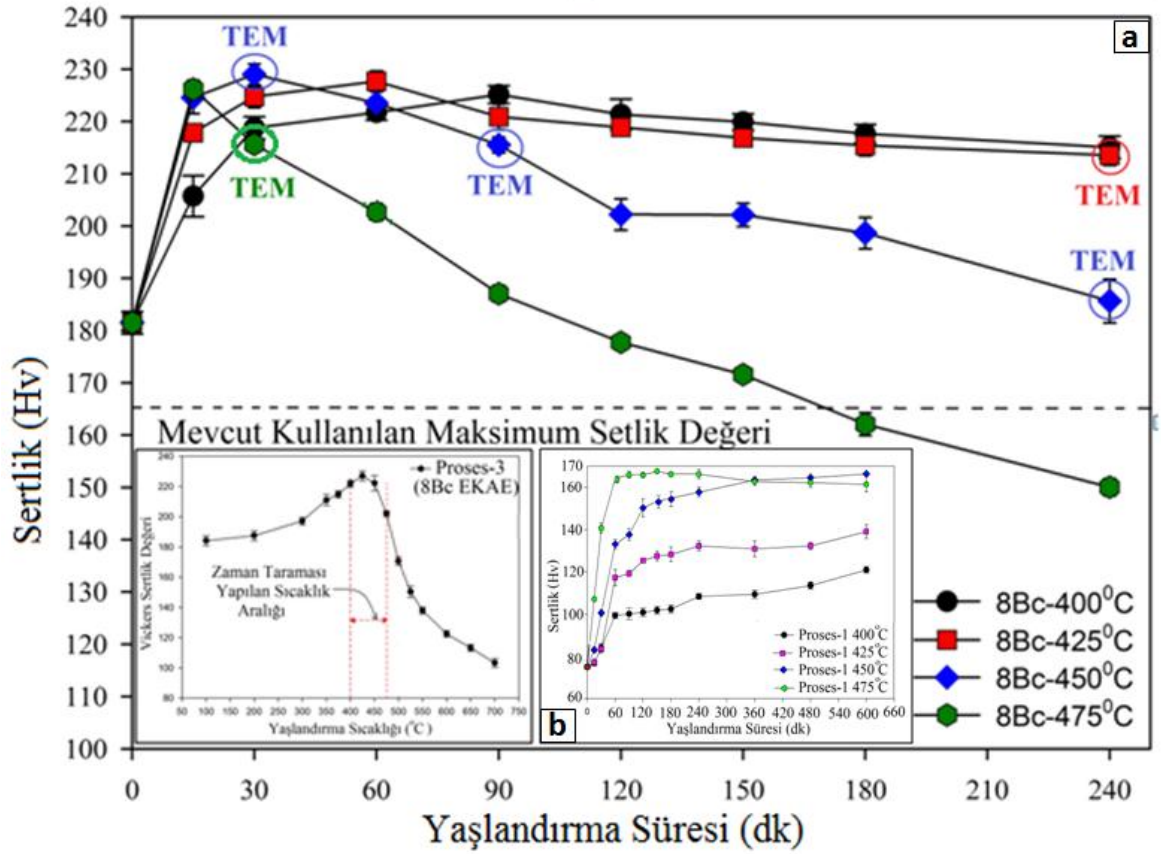
Şekil 35. EKAE öncesi prosesler(Proses 1-2) ile farklı rotalarda uygulanan 4 ve 8 pasoluk EKAE işlemi (Proses-3) ve bu işlem sonrası yaşlandırmaya tabi tutulan (Proses-4) alaşımın sahip olduğu akma ve çekme değerlerinin karşılaştırılması

Tablo 9. Farklı prosesler ile üretilmiş alaşımların mekanik özellikleri

İşlem durumu	Mekanik Özellikler			
	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Kopma uzaması (%)	Uniform Uzama (%)
Proses-1 (Çözündürme+Su verme) (1010 °C'de 20 dk)	120±12	189±25	51±1	41±4
Proses-2 (Çözündürme + Su verme +Yaşlandırma) (470 °C'de 5sa)	241±15	396±88	17±4	15±4
Proses-3 (Çözündürme+Su verme+ 4A)	457±8	470±10	10±1	1,1±0,1
Proses-3 (Çözündürme+Su verme+ 8A)	591±12	630±5	11±1	1,28±0,3
Proses-4 (Çözündürme+ Su verme+ 8A+Yaşlandırma)	540±21	549±15	15±3	0,75±0,1
Proses-3 (Çözündürme+Su verme+ 4E)	456±10	488±28	10±2	1,1±0,5
Proses-3 (Çözündürme+ Su verme+ 8E)	551±26	569±23	13±1	1,2±0,4
Proses-4 (Çözündürme+Su verme+ 8E+Yaşlandırma)	566±6	571±5	12±2	0,75±0,1
Proses-3 (Çözündürme+Su verme+ 4Bc)	549±21	577±28	11±1	1,5±0,3
Proses-3 (Çözündürme+Su verme+8Bc)	661±45	688±41	14±2	2±0,35
Proses-4 (Çözündürme+Su verme+ 8Bc+Yaşlandırma)	670±23	699±16	11±1	0,9±0,1

3.3.4. Optimum Yaşlandırma Parametrelerinin (sıcaklık-zaman) Belirlenmesi

Bir önceki bölümde en iyi durum olarak belirlenen proses-4'te farklı EKAE rotalarının alaşımın mukavemetine ve yaşlandırma davranışına olan etkileri incelenmiş ve en iyi rota olarak Rota-Bc belirlenmişti. Bu nedenle, bu rota üzerinde yaşlandırma parametrelerini de (yaşlandırma zamanı ve sıcaklığı) işin içine sokarak bu proses sonrası uygulanacak yaşlandırma için en uygun parametrelerinin belirlenmesi çalışmaları daha kapsamlı olarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 36'da 8Bc EKAE şartlarında proses edilmiş UİT yapılı Cu-Cr-Zr alaşımının farklı yaşlandırma sıcaklarında (400°C, 425°C, 450°C ve 475°C) zaman bağlı (15, 30, 60, 120, 180, 240 dk) olarak yaşlandırma davranışının gelişimini gösteren sertlik-sıcaklık-zaman (süre) eğrileri verilmiştir. Bu eğrilere göre alaşım 400°C'de maksimum sertlik noktasına (225 Hv) 90 dk'lık sürede ulaşılmakta ve bundan sonra artan yaşlandırma zamanı ile alaşımın sertliğinde önemli bir değişme gözlenmemektedir. Nitekim bu sıcaklıkta 240 dk sonrası 215 Hv'lik bir sertlik değeri ölçülmüştür. Yaşlandırma sıcaklığı 425°C'ye çıkarıldığında ise alaşım 60 dk sonunda maksimum sertlik değerine (227 Hv) ulaşmakta ve bundan sonra artan zaman ile sertlik değeri çok belirgin olmasa da azalma eğilimine girmektedir. Bu şartlarda 240 dk sonra elde edilen sertlik değeri ise 213 Hv olarak belirlenmiştir. 450°C yaşlandırma sıcaklığında alaşım çok daha hızlı yaşlanmakta ve maksimum sertliğe 30 dk sonunda ulaşmaktadır. Ardından ise artan tavlama süresi ile alaşımın sertliğinde belirgin bir azalma başlamakta ve 240 dk sonunda bu değer 185 Hv'ye düşmektedir. Ancak bu şartlarda elde edilen sertlik değeri bile hala klasik yaşlandırma işlemi sonrası elde edilene (165 Hv) göre oldukça yüksektir (Şekil 36). 475°C'de yapılan yaşlandırma işleminde ise maksimum sertlik değerine ilk 15 dk içinde ulaşılmakta ve bundan sonra hızlı bir şekilde aşırı yaşlanma sürecine girilerek alaşımın sertlik değeri çok hızlı bir şekilde düşmektedir. Bu sıcaklıkta 240 dk sonrası elde edilen sertlik değeri klasik yaşlandırma ile ulaşılanın bile altına inmektedir (Şekil 36).

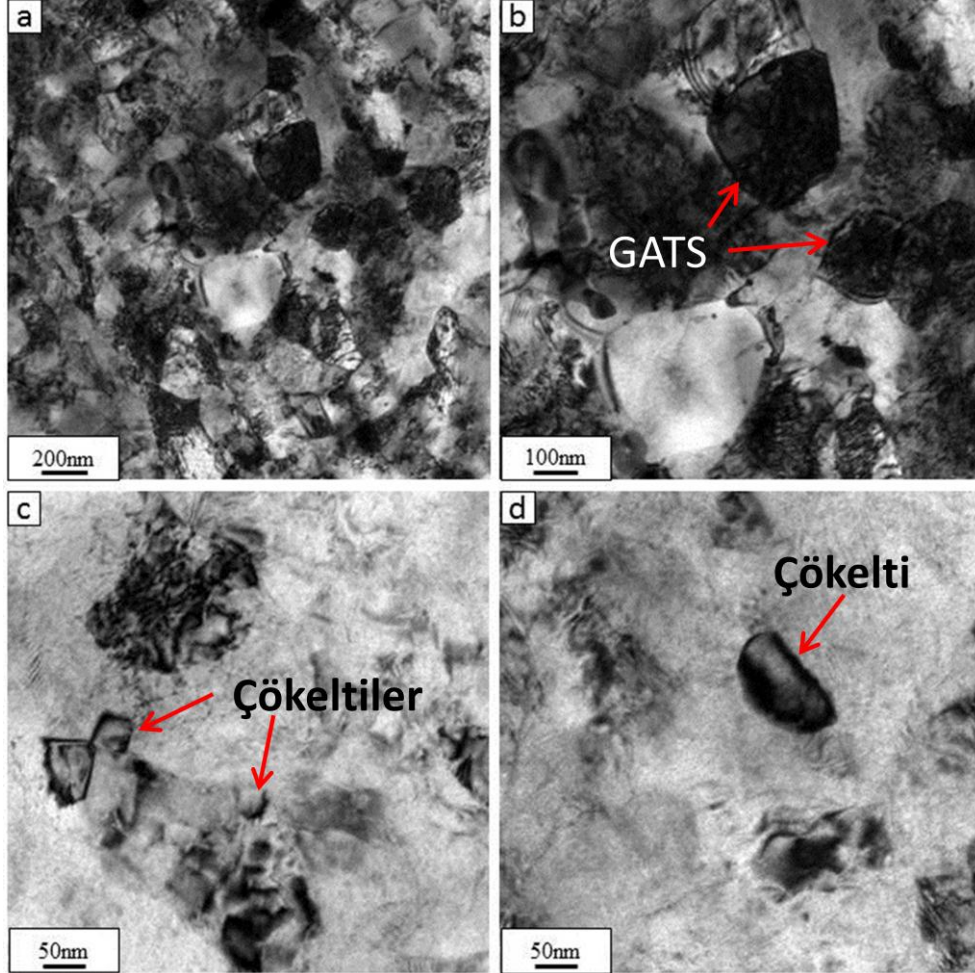


Şekil 36. 8Bc EKAЕ şartlarında proses edilmiş UİT yapıları Cu-Cr-Zr alaşımının farklı yaşlandırma sıcaklarında zamana bağlı olarak yaşlandırma davranışının gelişimini gösteren sertlik-sıcaklık-zaman (süre) eğrileri, (b) İri tane yapıları Cu-Cr-Zr alaşımına ait sertlik-sıcaklık-zaman (süre) eğrileri

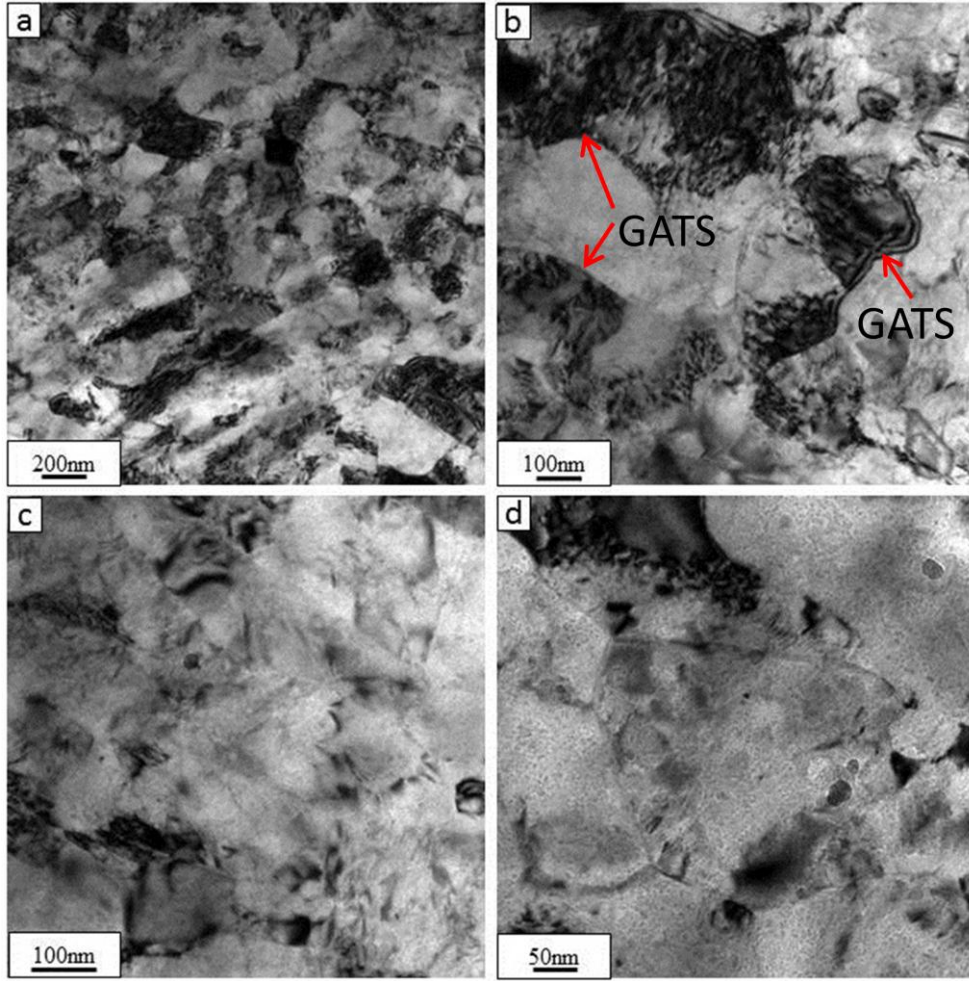
8Bc EKAЕ şartlarında proses edilmiş UİT yapıları Cu-Cr-Zr alaşımı seçilen bazı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırıldıktan sonra içyapılarından meydana gelen değişimler TEM ile ayrıntılı bir şekilde incelenmiş ve elde edilen resimlerden bazıları Şekil 37-41'de gösterilmiştir. UİT yapıları alaşıma 425 °C'de 4 saat uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası içyapının tane boyutu ve morfolojisi açısından fazla etkilenmediği, ancak toparlanan yapıda dislokasyon yoğunluğunun önemli oranda azaldığı görülmektedir (Şekil 37). Bu içyapıda taneler yine mikron altı boyutlarda olup (200 nm - 300 nm), morfolojik olarak da çoğunlukla eş eksenli konumlarını korumaktadır. Ancak bu işlem sonrası tane sınırlarının daha belirgin hale geldiği ve hiç dislokasyon içermeyen tanelerin de yapıda etkin olduğu gözlenmektedir. Bu yapıda yaşlandırma sonucu 20-60 nm boyut aralığında küçük çökeltilerin oluştuğu da yüksek büyültmeli TEM resimlerinden görülmektedir (Şekil 37(c)-(d)). Bu yapıda çökeltilerin büyük bir bölümünün matris yapıyla bağdaşık olduğu, ancak az

da olsa ana yapı ile bağdaşıklığı kalkmış çökeltilerin de bulunduğu söylenebilir (Şekil 37(c)-(d)). UİT yapılı alaşıma 450°C’de 30 dakikalık yaşlandırma işlemi uygulandığında gerek tane boyutu, gerek tane morfolojisi ve gerekse çökelti boyut ve dağılımı bakımından 425°C’de 4 saat yaşlandırma sonrası elde edilen yapı ile yaklaşık benzer bir yapının ortaya çıktığı görülmektedir (Şekil 38). Aynı sıcaklıkta yaşlandırma süresi 90 dk’ya çıkarıldığında da UİT içyapıda radikal değişikliklerin olmadığı görülmektedir. Ancak, diğer yapılardan farklı olarak burada tavlama ikizlerinin oluşmaya başladığı, aşırı deformasyon sonrası oluşmuş olan dislokasyon yığınlarının büyük oranda ortadan kalktığı ve özellikle tane içi dislokasyonsuz bölgelerin oranının daha da arttığı gözükmemektedir. Ayrıca bu resimlerden tane boyutlarında yine önemli bir irileşmenin olmadığı, ancak tane sınırların çok daha belirgin hale geldiği söylenebilir. Bu mikro yapıda yaşlandırma sırasında oluşan çökeltileri daha net görüntülemek için TEM koyu alan görüntüleme yöntemi de kullanılmıştır (Şekil 39(e)). Bu görüntü incelendiğinde, yapıda 20nm’nin altında çok ince çökeltilerin bulunduğu açıkça görülmektedir. Aynı sıcaklıkta yaşlandırma süresi 240 dk’ya çıkarıldığında UİT yapılı alaşımın içyapısında belirgin değişikliklerin olduğu görülmektedir (Şekil 40). Bu yapıda deformasyona dayalı olarak oluşan UİT yapısının belli oranda irileşmeye başladığı ve içyapıdaki dislokasyon yoğunluğunun da dikkate değer oranda azaldığı ayrıca bu yapıda mikron civarında boyuta sahip hala ince tanelerin bulunduğu, ancak belli bölgelerde yeniden kristalleşmeye bağlı olarak bazı tanelerin irileştiği (10 μm ’nin üzerine çıktığı) da gözlenmektedir. Başka bir deyişle bu yapıda bimodal türden bir içyapının oluşmaya başladığı görülmektedir. Öte yandan bu yapıda tavlamaya bağlı olarak belirgin ikiz sınırları ve bantları da yoğun bir şekilde oluşmuştur (Şekil 40(a)-(c)). Bu içyapıda çökeltilerin iki farklı formda bulunduğu da dikkati çekmektedir. Aşırı yaşlanmaya bağlı olarak bazı çökeltilerin irileşerek matris yapıyla bağdaşıklığının ortadan kalktığı, ancak hala bağdaşık küçük boyutlu çökeltilerin de yapıda bulunmaya devam ettiği görülmektedir (Şekil 40(c)-(d)). Tavlama sıcaklığı 475°C’ye çıkarıldığında ise çok kısa sürelerde yaşlanma işleminin gerçekleştiği görülmektedir. 475°C’de 30 dk’lık yaşlandırma işlemi sonrası UİT alaşımın içyapısının hale büyük oranda varlığını koruduğu, ancak toparlanma ve belli oranda (kısmi) yeniden kristalleşme etkisi ile bazı tanelerin tamamen dislokasyonsuz hale geldiği ve tane sınırlarının da daha belirginleştiği söylenebilir. Ayrıca, bu yapıda daha belirgin ve iri ikiz sınırları ve bantlarının da olduğu verilen detay görüntülerden açıkça gözükmemektedir (Şekil 41(b)-

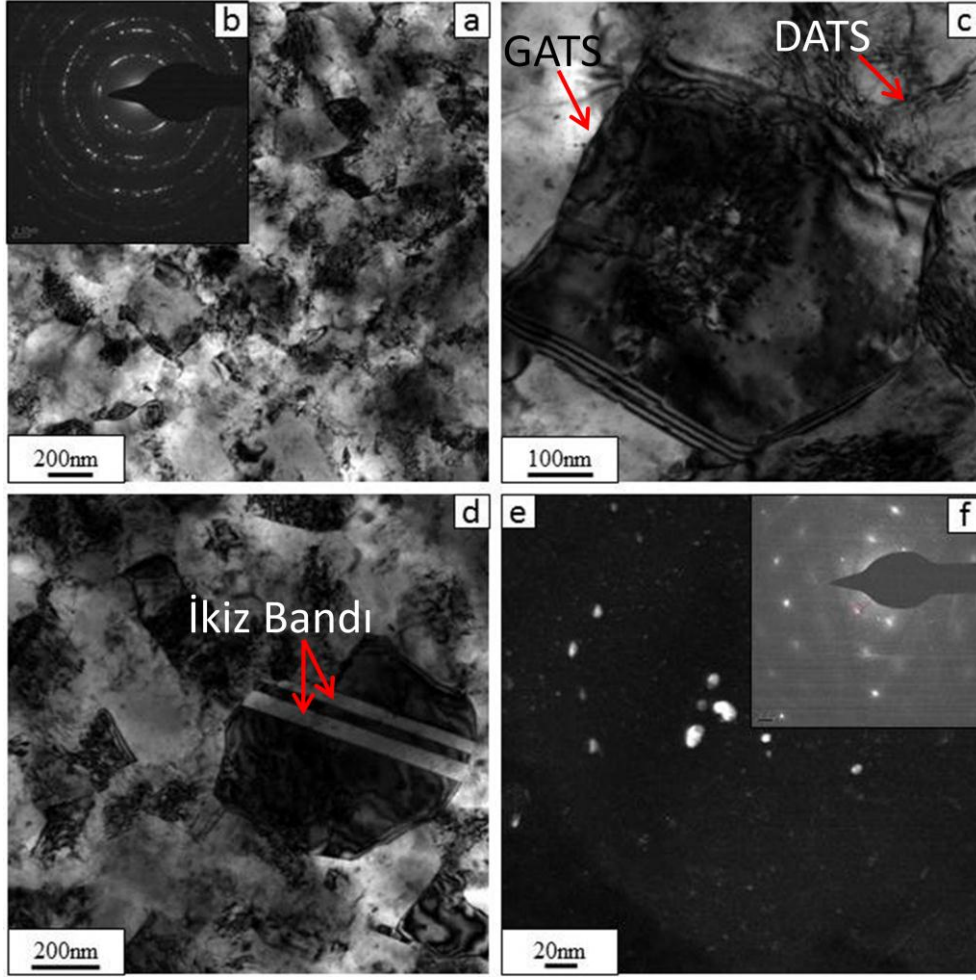
(c). Öte yandan yaşlandırma sırasında çok küçük ve belli oranda matris yapıyla bağdaşık çökeltilerin de oluştuğu ilgili resimlerden gözükmemektedir (Şekil 41(d)-(e)).



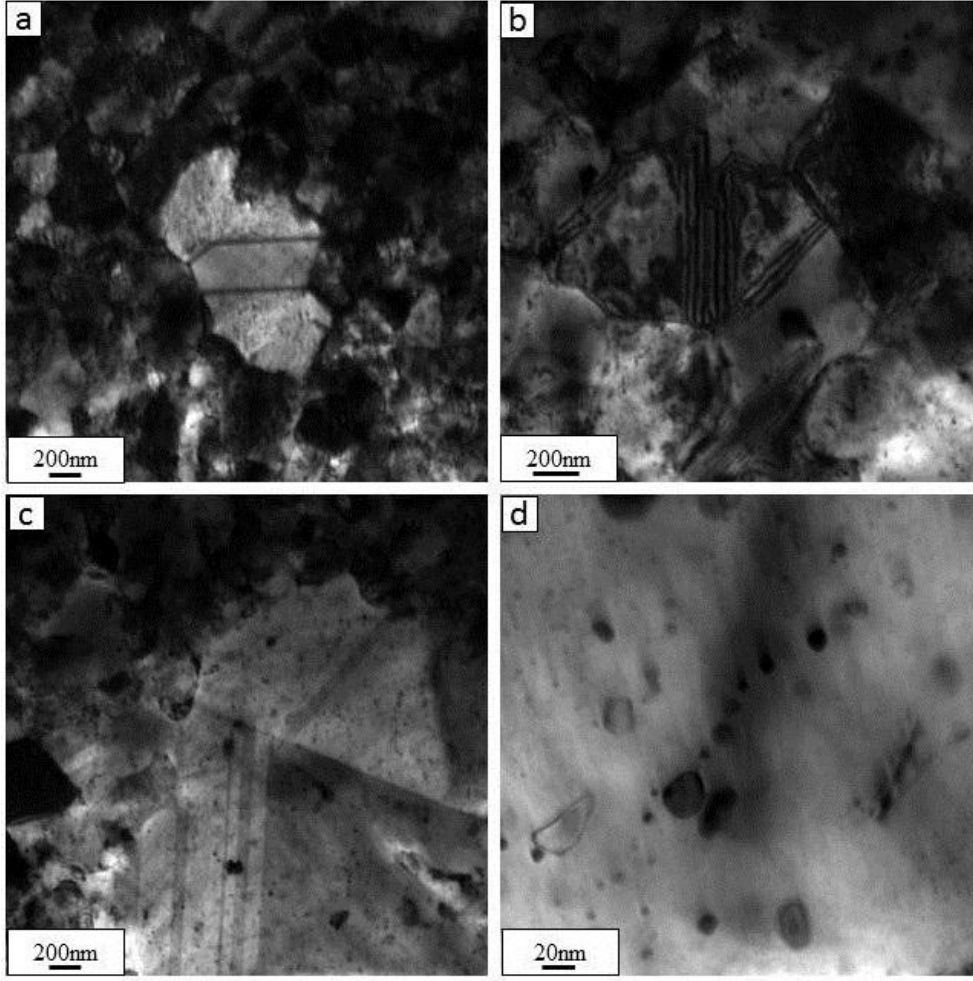
Şekil 37. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAET işlemi (8Bc EKAET) sonrası 425°C'de 4 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütme ölçeklerindeki TEM resimleri



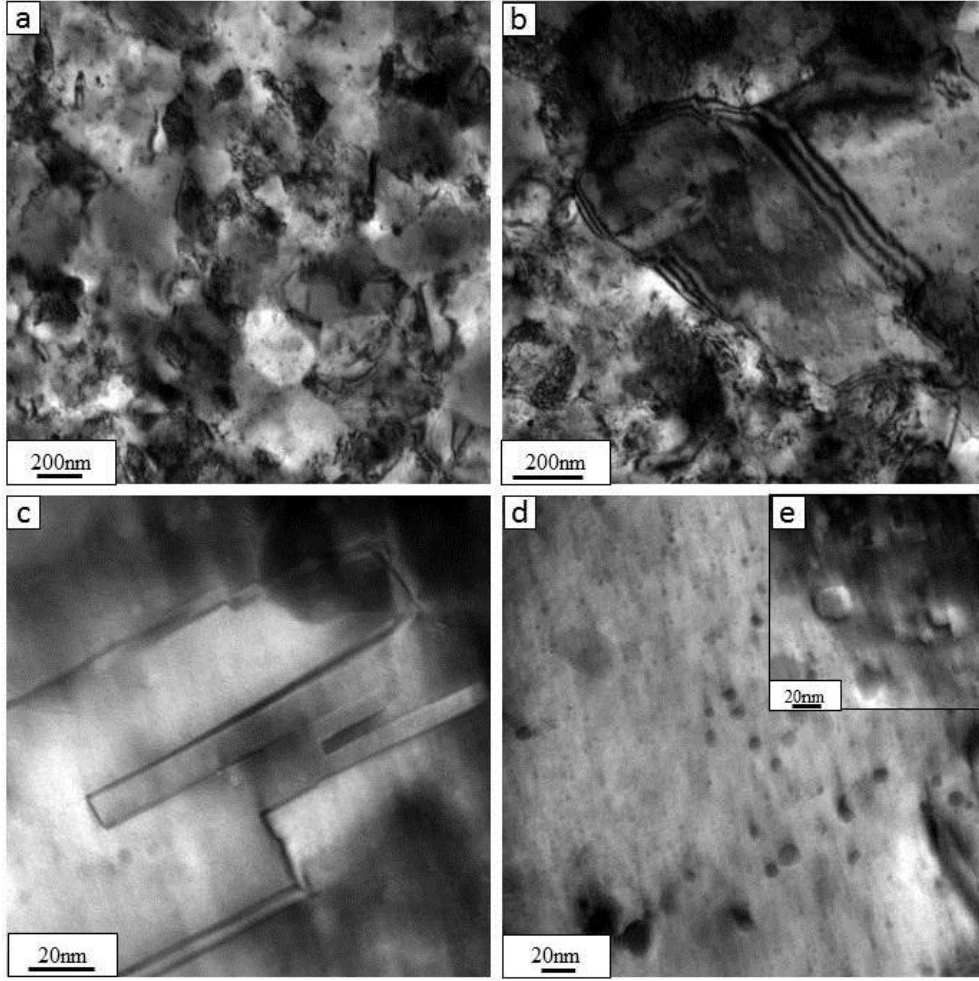
Şekil 38. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAIE işlemi (8Bc EKAIE) sonrası 450 °C'de 0,5 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çöktelleri gösteren farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri



Şekil 39. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAIE işlemi (8Bc EKAIE) sonrası 450 °C'de 1,5 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çöktürleri gösteren farklı büyütmelelerdeki aydınlık alan ve karanlık alan görüntüleri ile ilgili SAD desenleri



Şekil 40. (a)-(d) rota-Bc'de 8 pasoluk EKAET işlemi (8Bc EKAET) sonrası 450 °C'de 4 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çöktelleri gösteren farklı büyütmelerdeki TEM resimleri

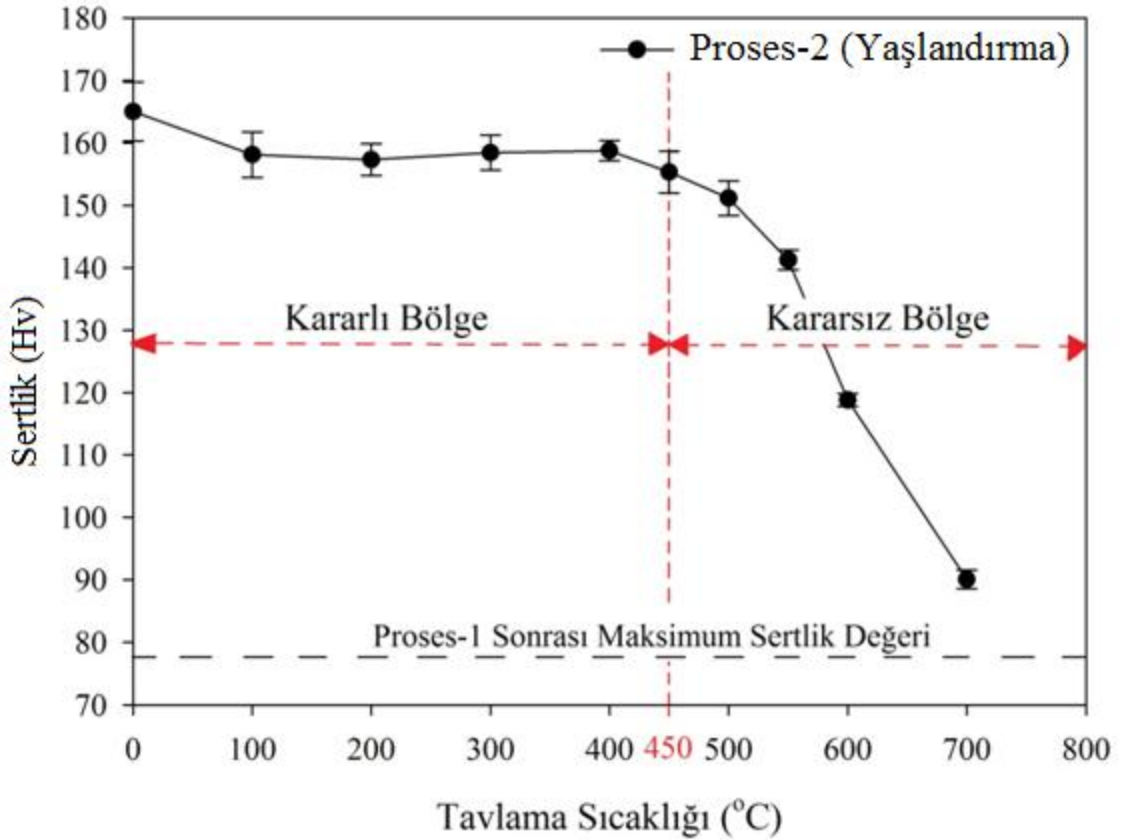


Şekil 41. (a)-(d) Rota-Bc'de 8 pasoluk EKAIE işlemi (8Bc EKAIE) sonrası 475 °C'de 0,5 saat yaşlandırılmış Cu-Cr-Zr alaşımında genel yapıyı ve çökeltileri gösteren farklı büyütmelelerdeki TEM resimleri

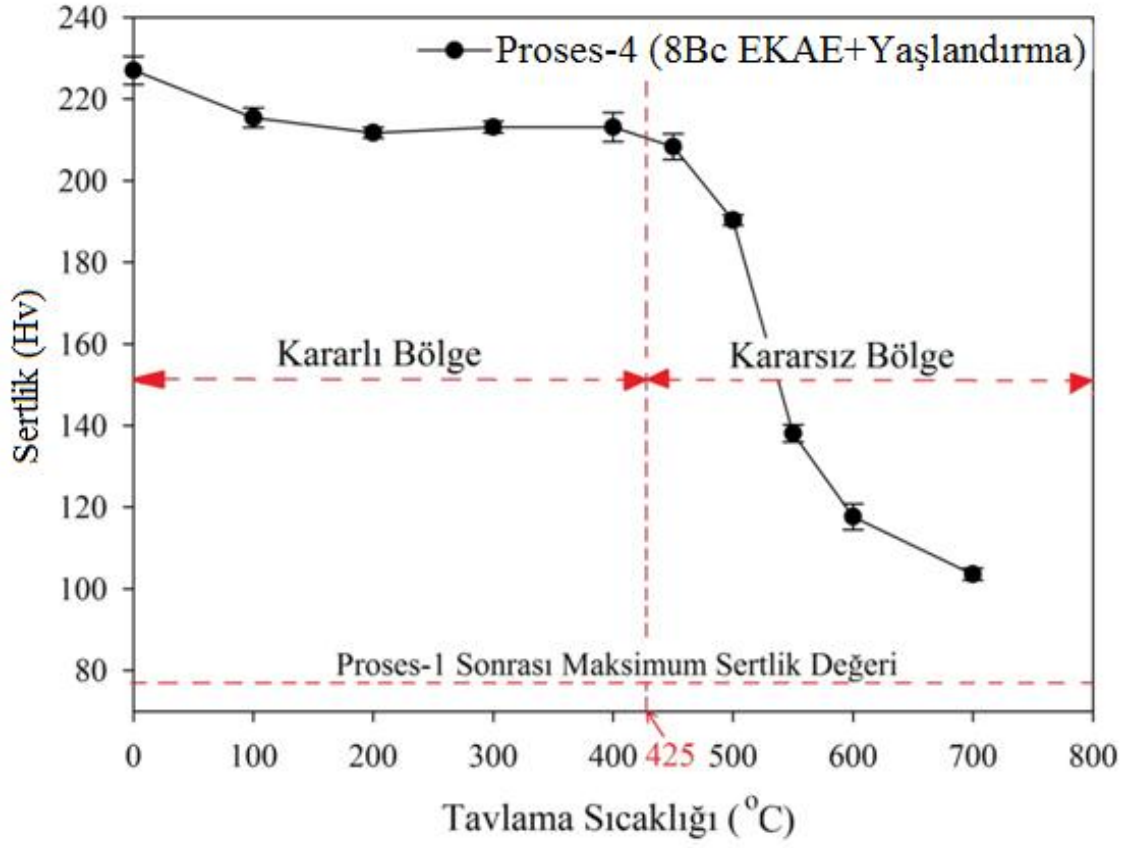
3.3.5. Termal Kararlılık Testleri

Cu-Cr-Zr alaşımına farklı şartlarda uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası termal kararlılıkları da incelenmiş ve elde edilen eğriler Şekil 42-45'te gösterilmiştir. Bu incelemeler yaşlandırma eğrisinin maksimum noktasına karşılık gelen şartlar esas alınarak gerçekleştirildi. Şekil 42'de 1010°C'de 20 dk çözeltiye alınıp su verildikten sonra 470°C'de 5 saat yaşlandırılmış (endüstriyel uygulama şartları) Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi gösterilmiştir. Buna göre, alaşımın 450°C'ye kadar sertlik değerinde önemli bir azalmanın görülmediği ve dolayısıyla yaklaşık bu noktaya kadar termal kararlılığını koruduğu söylenebilir. Bu sıcaklıktan sonra ise alaşımın sertlik değerinin aşırı yaşlanma nedeniyle hızlı bir şekilde düştüğü ve dolayısıyla termal kararlılığın bozulduğu

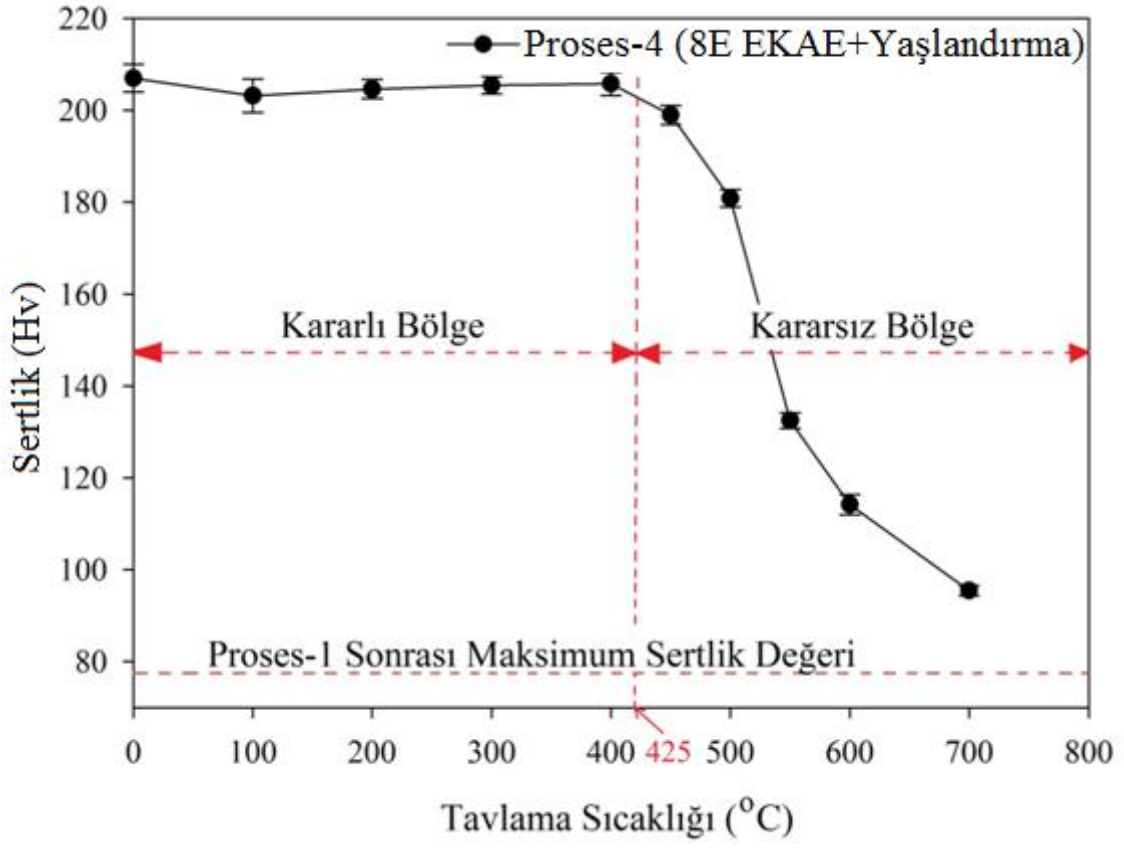
görülmektedir. Şekil 43 ve 44'te ise sırasıyla 8Bc EKAE ve 8E EKAE işlemlerine tabi tutulduktan sonra sırasıyla 450°C'de 1 saat ve 475°C'de 1 saat yaşlandırılmış alaşımların termal kararlılıklarını gösteren eğriler verilmiştir. Bu eğriler incelendiğinde, yine yapının yaklaşık 425°C sıcaklığa kadar kararlılığını koruduğu ve ardından hızlı bir şekilde yumuşadığı görülmektedir. 700°C'de uygulanan 1 saatlik ısıtım işlemi ise her iki durumdaki alaşımı da tamamen yeniden kristalleştirdiği ve aşırı yaşlandırdığı anlaşılmaktadır. Nitekim bu şartlarda elde edilen sertlik değerleri yaklaşık 100 Hv civarındadır (Şekil 45). Bu değer çözeltiye alınmış alaşımın sertliğine yakın bir değer olup, bu sonucu doğrulamaktadır. Burada 8Bc EKAE ve 8E EKAE işlemleri arasında bir karşılaştırma yapıldığında, termal kararlılık bakımından 8Bc EKAE işlemine tabi tutulmuş alaşımın az da olsa termal olarak daha kararlı olduğu söylenebilir (Şekil45).



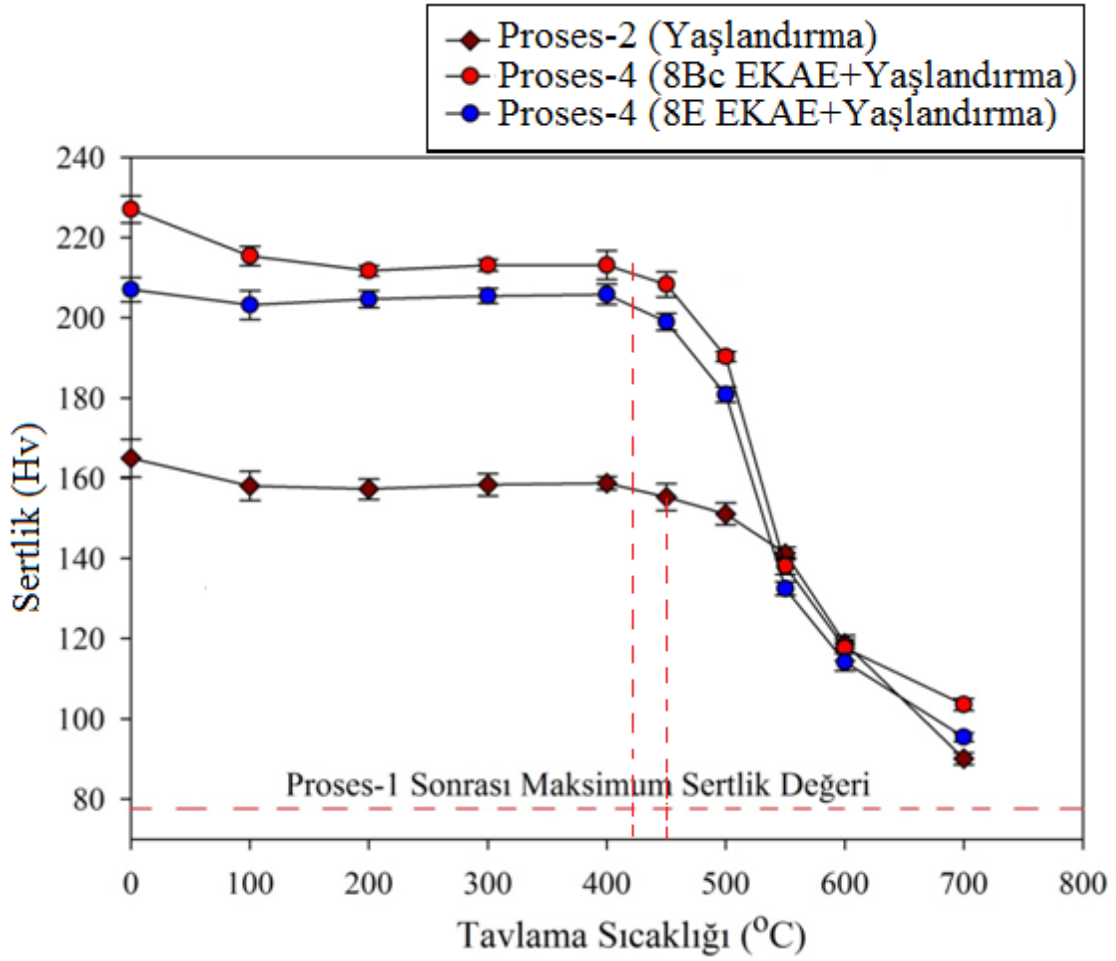
Şekil 42. Çözündürme(1010°C-20dk) + su verme + yaşlandırma(470°C-5saat)(proses-2) işlemi uygulanmış durumdaki Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi



Şekil 43. Çözündürme(1010°C-20dk) + su verme + 8Bc EKAE +yaşlandırma (425°C-1saat) (Proses-4) işlemi uygulanmış durumdaki UİT yapılı Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi



Şekil 44. Çözündürme(1010°C-20dk)+su verilmiş+8E EKAЕ +yaşlandırma(475°C-1saat)(Proses-4) işlemi uygulanmış durumdaki UİT yapılı Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılık eğrisi



Şekil 45. Proses-2 (Yaşlandırma) ve Proses-4 (8Bc EKAЕ+ Yaşlandırma ve 8E EKAЕ +Yaşlandırma) işlemleri uygulanmış durumdaki Cu-Cr-Zr alaşımlarının termal kararlılık eğrilerinin karşılaştırılması

3.3.6. Elektriksel İletkenlik

Tez kapsamında yüksek performanslı Cu-Cr-Zr elektrot malzemesinin hem sertlik ve mukavemet açısından hem de elektriksel iletkenlik açısından geliştirilmesine çalışılmaktadır. Bu nedenle sertlik, mukavemet ve termal kararlılığın yanında, geliştirilen alaşımın elektriksel iletkenlik özelliğinin de önemli bir parametre olarak dikkate alınması gereği ortaya çıkmaktadır. Bu yüzden sertlik ve mukavemet değerlerinde sağlanan iyileşme elektriksel iletkenlikte aşırı bir azalmaya neden olmadan elde edilmelidir. Dolayısıyla bu çalışmada her bir proses sonrası alaşımın elektriksel iletkenlik değerlerinde meydana gelen değişimler de belirlenmiş ve elde edilen sonuçlar Tablo 10'da verilmiştir. Bu değerler incelendiğinde, çözeltiye alınmış durumdaki alaşımın nispeten yüksek bir elektriksel

iletkenliğe (67 %IACS) sahip olduğu görülmektedir. Bu alaşımın klasik yaşlandırma işlemi sonrası (mevcutta firma bünyesinde kullanılan durum) bu iletkenliğinin bir miktar artarak 76 %IACS 'ye yükseldiği görülmektedir. Çözündürülmüş durumdaki alaşıma uygulanan çok pasolu EKAE işlemi ise beklendiği gibi proses rotasından bağımsız olarak elektriksel iletkenlik değerini önemli ölçüde düşürmüştür. Nitekim çözündürülmüş durumda 67 %IACS olan elektriksel iletkenlik, uygulanan EKAE işlemi sonrasında rota ve paso sayısından bağımsız olarak 30 %IACS mertebelerine kadar azalmıştır. Bu durum, aşırı plastik deformasyon sonrası içyapıda dislokasyon yoğunluğunun önemli ölçüde artması ve iç enerjinin yükselmesinden kaynaklanmaktadır. Öte yandan, EKAE işlemi sonrası uygulanan yaşlandırma işlemi ise elektriksel iletkenlik değerinin yeniden toparlanmasına ve uygulama açısından kabul edilebilir seviyelere gelmesine neden olmuştur. Nitekim optimum şartlarda yapılan yaşlandırma işlemi sonrası iletkenlik değerleri tekrar 70 %IACS mertebelerine kadar çıkmaktadır (Tablo 10). Bu durum, işlem parametrelerinin optimizasyonu ile bu değerlerin elektrot uygulamaları açısından daha da yükseltilebileceğini göstermektedir. Elektriksel iletkenlikte meydana gelen artış, yaşlandırma işlemi ile içyapıda etkin bir toparlanmanın oluşmasına dayandırılmaktadır. Tablo 10'da 8Bc EKAE işlemi sonrası uygulanan yaşlandırma işlem parametrelerine bağlı olarak elektriksel iletkenlik değerinin yaşlandırma sıcaklığı ve süresinden önemli ölçüde etkilendiği görülmektedir. Nitekim, proses-3 kapsamında 425°'de 240 dk uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası sertlik değerinde fazla bir kayıp olmadan 69 %IACS değerinde bir iletkenlik elde edilmiştir. Ayrıca, 450°C'de 120 dk'lık yaşlandırma sonrası ise 202 Hv sertlik ve 71 %IACS değerinde bir iletkenlik elde edilmiştir. Uygulama açısından yaklaşık 70 %IACS değerlerinde bir iletkenliğin yeterli olacağı düşünüldüğünde, bunun sertlik değerinde fazla düşüş oluşturmadan yaşlandırma parametreleri (sıcaklık-zaman) üzerinden optimize edilebileceği görülmektedir. Bu kapsamdaki çalışmalar devam etmektedir.

Tablo 10. Proses-1, Proses-2 ve Proses-3 (8A, 8E, 8Bc) işlemleri uygulanmış Cu-Cr-Zr alaşımının belirli noktalardaki sertlik ve iletkenlik değerleri

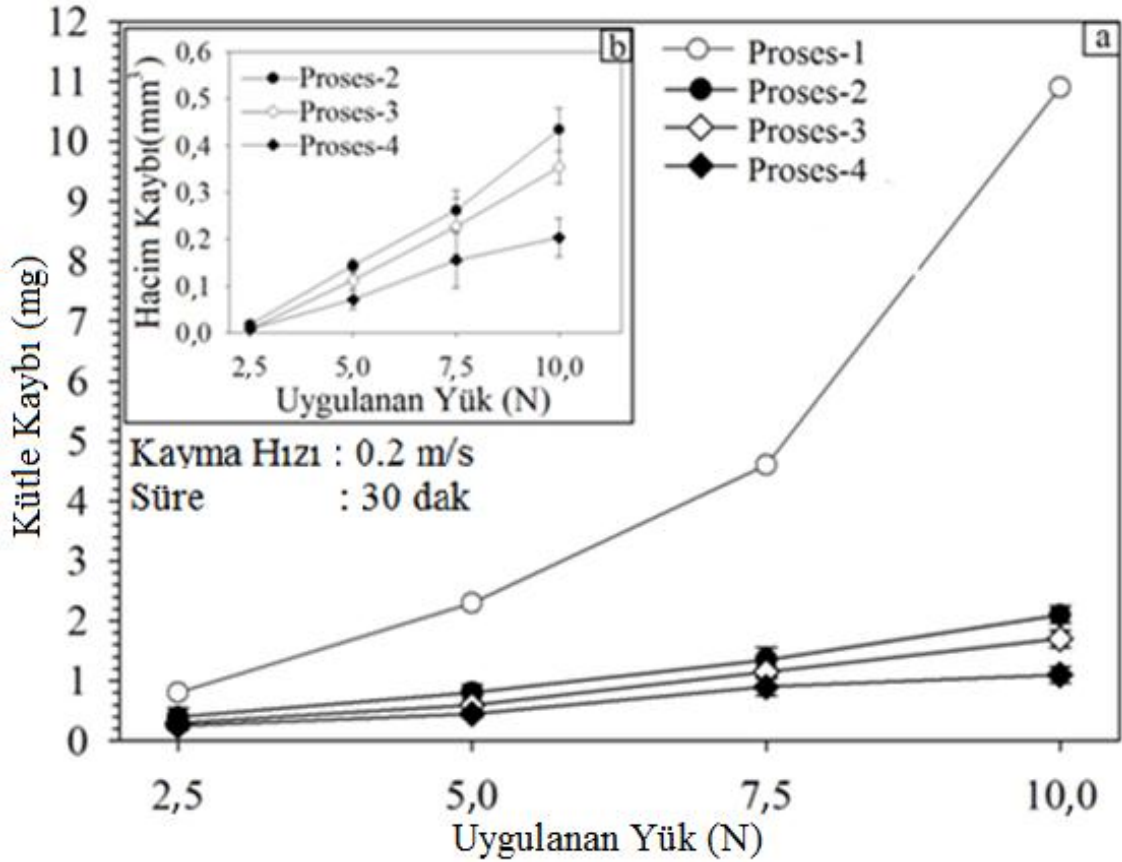
			İletkenlik Değerleri (% IACS) / Sertlik Değeri (Hv)					
Proses-1			67 / 78					
Proses-2			76 (Mevcut kullanılan durum) / 163					
			Yaşlandırma Sıcaklığı (°C) / Yaşlandırma Süresi (saat)					
Özellik			0	400 / 1	425 / 1	450 / 1	475 / 1	500 / 1
Proses-3	8A	Sertlik (Hv)	148±1,8	197±4,4	200±1,5	197±2,6	193±2,6	180±2,7
		İletkenlik (%IACS)	33	-	58	-	-	73
	8E	Sertlik (Hv)	160±2,3	200±2,0	206±2,1	207±2,8	207±3,0	193±2,8
		İletkenlik (%IACS)	32	-	-	-	68	71
	8Bc	Sertlik (Hv)	180±2,6	221±2,3	227±3,4	223±2,3	202±1,9	170±2,8
		İletkenlik (%IACS)	33	-	-	63	-	-
			Yaşlandırma Süresi (dk)					
Sıcaklık (°C)		Özellik	15	30	60	90	120	240
Proses-3 (8Bc)	25	Sertlik (Hv)	180±2,1					
		İletkenlik (%IACS)	33					
	400	Sertlik (Hv)	205±3,9	218±2,1	221±2,3	225±1,7	221±2,9	215±3,1
		İletkenlik (%IACS)	-	-	-	54	-	61
	425	Sertlik (Hv)	217±1,6	224±2,1	227±3,4	220±2,4	218±1,1	213±1,9
		İletkenlik (%IACS)	-	-	59	-	-	69
	450	Sertlik (Hv)	224±3	229±2	223±2,3	215±1,5	202±3	185±4,2
		İletkenlik (%IACS)	-	-	63	-	71	75
	475	Sertlik (Hv)	226±1,7	215±1,1	202±1,9	187±1,5	177±1	150±1,6
		İletkenlik (%IACS)	52	-	71	-	-	-
	500	Sertlik (Hv)	225±2,1	190±2,7	170±2,8	154±3,4	147±2	138±1,4
		İletkenlik (%IACS)	62	70	-	-	-	-

3.3.7. Tribolojik Özellikler

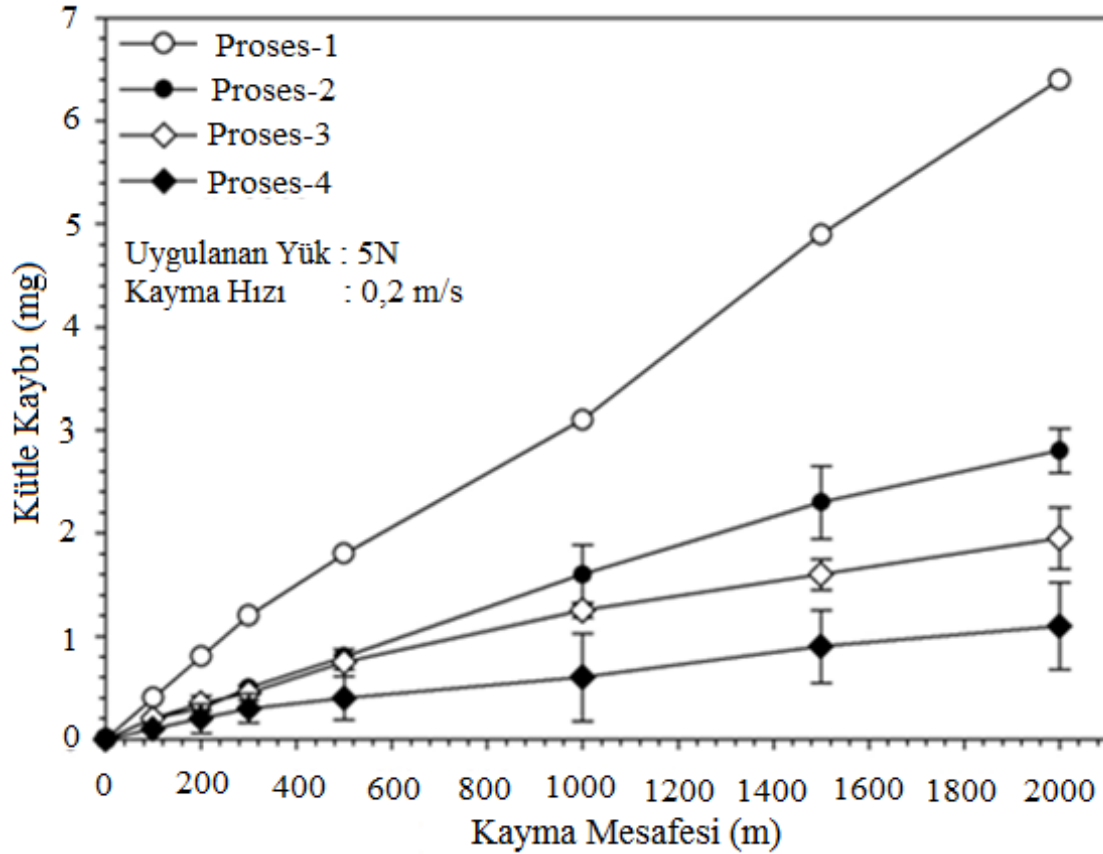
Cu-Cr-Zr alaşımının proses-1, proses-2, proses-3 ve proses-4 işlemleri sonrasında sergilediği aşınma davranışının uygulanan yüke göre değişimini gösteren eğriler Şekil 46'da verilmiştir. Söz konusu eğriler incelendiğinde, genel olarak aşınma neticesinde meydana gelen ağırlık ve hacim kaybının bütün şartlarda artan yük ile birlikte arttığı gözükmemektedir (Şekil 46). Diğer proseslerden farklı olarak Proses-1 sonrası alaşımın ağırlık kaybı 7,5 N'a kadar uygulanan yük ile yaklaşık lineer bir şekilde artarken, bu değerden sonra ağırlık kaybı artmaktadır. Bu durum diğer üç proses sonrası değişmekte ve uygulanan yük arttıkça meydana gelen ağırlık kaybı da lineer bir şekilde artmaktadır. Öte yandan, proses-1 sonrası uygulanan diğer bütün ilave prosesler alaşımın aşınma direncini önemli ölçüde artırmıştır (Şekil 46). Nitekim, 2, 3, ve 4 nolu prosesler sonrası alaşımın hem aşınma direnci artmakta hem de alaşım daha kararlı bir aşınma davranışı sergiler duruma gelmektedir. Ayrıca bu eğrilerden, alaşımın 2, 3 ve 4 nolu prosesler

sonrası uygulanan düşük yükler altında alaşımda dikkate değer bir aşınma kaybının olmadığı da gözükmektedir. Ancak, artan yük değeri ile birlikte aşınma miktarı belli oranda artmaktadır. Bütün şartlar içerisinde en yüksek aşınma direncinin proses-4 kapsamında uygulanan 8Bc EKAE+yaşlandırma sonrası elde edilmiş olduğu ilgili eğrilerden görülmektedir (Şekil 46).

Farklı proseslere tabi tutulmuş Cu-Cr-Zr alaşımının sabit basınç altında (5 N) kayma mesafesine bağlı olarak sergilediği aşınma davranışı Şekil 47’de gösterilmiştir. Buna göre, genel olarak bütün prosesler sonrası alaşımda meydana gelen ağırlık kaybının kayma mesafesi ile yaklaşık olarak doğrusal bir şekilde arttığı gözlemlenmiştir. Yine benzer şekilde proses-1 sonrasında alaşım diğer proseslerle karşılaştırıldığında bütün kayma mesafelerinde daha fazla ağırlık (veya hacim kaybı) sergilemektedir. Proses-1 sonrası uygulanan diğer işlemlerin alaşımın aşınma direncini önemli oranda iyileştirmektedir. Bu şartlardaki en yüksek aşınma direnci yine bütün kayma mesafelerinde proses-4 işlemine tabi tutulan alaşımda gözlenmiştir.



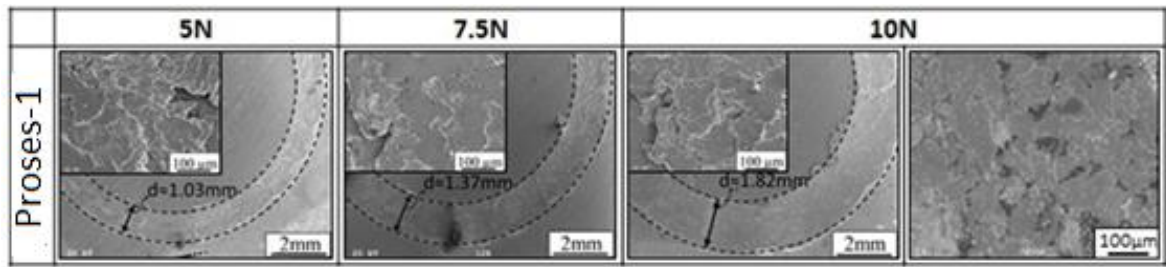
Şekil 46. Cu-Cr-Zr alaşımının dört farklı proses durumunda (a) kütle ve (b) hacim kaybının uygulanan yüke bağlı olarak değişimini gösteren eğriler



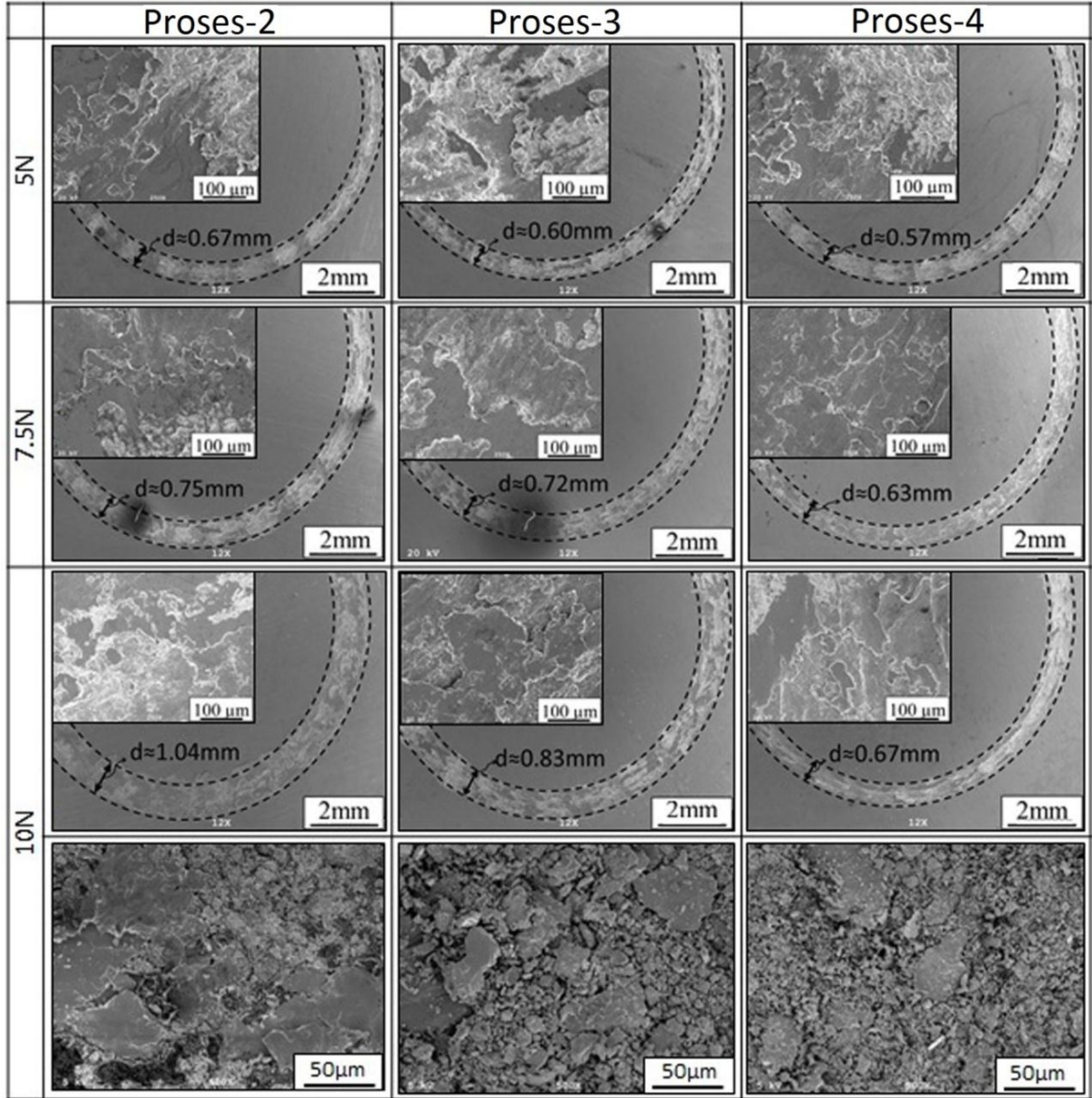
Şekil 47. Dört farklı proses durumundaki Cu-Cr-Zr alaşımının aşınma sonucu oluşan ağırlık kaybının kayma mesafesine (alınan yola) göre değişimini gösteren eğriler

Cu-Cr-Zr alaşımının bütün durumlarda meydana gelen etkin aşınma mekanizmalarını açık bir şekilde ortaya koyabilmek için örneklerin yüzey ve yüzey altı bölgeleri ile örneklerden toplanan aşınma parçacıkları SEM mikroskobu ile incelenmiş ve ilgili resimler Şekil 48-49'da verilmiştir. Genel olarak incelendiğinde kayma sonucu oluşan aşınma yüzeylerinde önemli ölçüde plastik deformasyonun etkin olduğu gözükmektedir. Bu durum aşınma yüzeylerinde meydana gelen sıvama izlerinden net bir şekilde anlaşılmaktadır. Bilindiği üzere sünek metallerde aşınma sırasında görülen sıvama işlemi plastik deformasyonun en önemli işaretidir []. Şekil 48'de verilen SEM resimleri incelendiğinde proses-1 sonrasında aşınma yüzeylerinde önemli oranda plastik deformasyonun yani sıvama işleminin gerçekleştiği gözükmektedir. Nitekim aynı yükler altında yapılan aşınma deneyleri sonrasında aşınma izinin genişliğinin proses-1 sonrası çok daha büyük olması plastik deformasyonun bu proses için daha etkin gerçekleştiğini göstermektedir (Şekil 48-49).

SEM resimlerinden de anlaşıldığı üzere, proses-1 sonrası uygulanan ilave işlemler (yaşlandırma, EKAE, EKAE+yaşlandırma) alaşımın sertlik değerinde meydana getirdiği artışa bağlı olarak aşınma direncini de önemli ölçüde artırmıştır (Şekil 49). Bu artış aşınma izlerinin genişliğindeki azalma ile de net bir şekilde anlaşılmaktadır (Şekil 48-49). Genel olarak bakıldığında proses-1 durumunda etkili olan adhezif aşınma mekanizması varlığını diğer proseslerde de belli oranda sürdürürken, bu prosesler sonrası abrazyif ve oksitatif türden mekanizmaların da etkili olduğu ilgili SEM resimlerden anlaşılmaktadır. Yüzey fotoğraflarında görülen açık renkli oluşumlar oksit formlarını, ince çizikler ise gerek oluşan oksit parçacıklarının ve gerekse ara yüzeye yuvarlanan ince ve sert aşınma parçacıklarının oluşturduğu abrazyif aşınma etkisini göstermektedir. Diğer taraftan, prosesler kendi içinde incelendiğinde uygulanan yük miktarının artırılmasıyla birlikte aşınma oranının da paralel olarak arttığı görülmektedir. Bu artış ilgili resimlerde, yük arttıkça basma bilyesinin geniş bir batma alanı oluşturmasından da açıkça anlaşılmaktadır (Şekil 49). Ölçülen kütle kaybı değerleri de bu sonucu doğrulamaktadır (Şekil 46). Ayrıca artan yük oranıyla birlikte sıvama mekanizmasının da etkin olarak ortaya çıktığı ilgili SEM resimlerinden görülmektedir (Şekil 49). Öte yandan, aşınma deneyleri sonrası aşınma ürünü olarak ortaya çıkan parçacıklar proses-1 sonrasında geniş ve deforme olmuş yassı parçacıklar şeklinde iken, ilave işlemler sonrasında alaşımın sertlik değerinin artmasıyla birlikte bu parçacıkların boyutsal olarak incelendiği ve yassı parçacıkların yanında küçük eş eksenli partiküllerin de aşınma ürünü olarak ortaya çıktığı görülmektedir (Şekil 48-49). Bu durum özellikle proses-3 ve proses-4 sonrası daha belirgin bir hal almaktadır (Şekil 49).



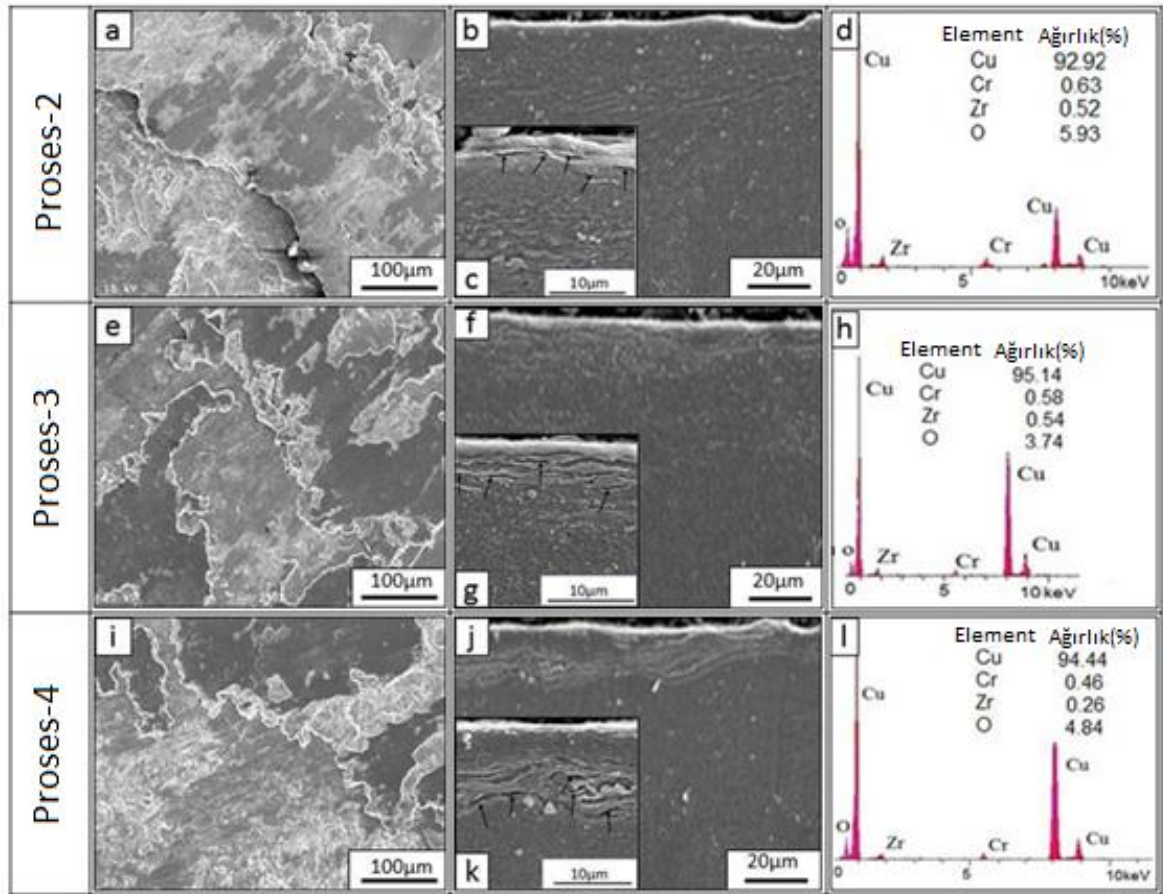
Şekil 48. Çözeltiyeye alınmış (Proses-1) durumdaki Cu-Cr-Zr numunelerin değişik yükler altında aşındırılmış yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve 10 N'luk yük altında gerçekleşen aşınma deneyi sırasında meydana gelen aşınma parçacıklarının morfolojisi



Şekil 49. Proses-2 (yaşlandırılmış), proses-3(8Bc EKAЕ uygulanmış) ve proses-4(8Bc EKAЕ + yaşlandırılmış) Cu-Cr-Zr numunelerinin değişik yükler altında aşındırılmış yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve 10 N'luk yük altında gerçekleşen aşınma deneyi sırasında meydana gelen aşınma parçacıklarının morfolojisi

Sabit yük ve sabit hız altında 2 km'lik kayma yolu sonrası numunelerin aşınma yüzeyleri, yüzey altı bölgeleri ve EDS analizleri Şekil 50'de gösterilmiştir. Aşınma yüzeylerine ait SEM resimleri incelendiğinde, yukarıda da açıklandığı gibi, adhesif, abrasif ve oksidatif türden karma aşınma mekanizmalarının proses-(2,3,4) sonrası daha etkili olduğu söylenebilir (Şekil 50(a),(e),(i)). Aşınma sonrası meydana gelen yüzey altı morfolojileri incelendiğinde, aşınma sırasında tabakalı bir yüzey altı bölgesinin oluştuğu

da görülmektedir (Şekil 50(b), (f), (j)). Ayrıca bu tabakalar arasında mikro çatlakların da oluştuğu dikkati çekmektedir. Bu çatlaklar ise özellikle proses-3 ve proses-4’de daha belirgin bir şekilde ortaya çıkmaktadır (Şekil 50(g),(k)). SEM-EDS analizlerinde ortaya çıkan oksijen pikleri ise aşınma sırasında ara yüzeyde oksit formlarının oluştuğunu göstermektedir (Şekil 50(d), (h), (l)). Bu sonuçlar, değişik proseslerle sertleştirilen Cu-Cr-Zr alaşımının adhesif, abrasif ve oksidatif gibi kompleks mekanizmalar ile meydana geldiğini göstermektedir. Ancak, aşınma testi sırasında ortaya çıkan plastik deformasyona dayalı sıvama tabakası oluşumu ile karakterize edilebilecek adhesif aşınma hala en etkin mekanizma olarak dikkati çekmektedir.



Şekil 50. Proses-2 (yaşlandırılmış), proses-3(8Bc EKAE uygulanmış) ve proses-4(8Bc EKAE + yaşlandırılmış) Cu-Cr-Zr numunelerinin 2 km’lik kayma mesafesinde aşındırılmış yüzey ve yüzey altına ait çeşitli SEM görüntüleri ile yüzeylerden alınan EDS analizi sonuçları.

4. İRDELEME

İri tane yapılı Cu-Cr-Zr alaşımı (proses-1 durumu) yaşlandırma öncesi genel olarak çok düşük sertlik ve mukavemet, ancak yüksek süneklik özelliği sergilemektedir (Şekil 30, Tablo 9). Bu durum iri tane yapısı nedeniyle (ortalama tane boyutu: 50 μm) birim hacimdeki tane sınırı oranının düşük olması ve dolayısıyla tane sınırının mukavemet artışı üzerindeki etkisinin az olmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca bu başlangıç yapısında dikkate değer oranda dislokasyonun bulunmaması bir taraftan mukavemetin düşük kalmasına neden olurken, diğer taraftan şekillendirilebilirliğin bir ölçüsü olan sünekliğin yüksek kalmasına neden olmaktadır. Geleneksel yapıdaki bu alaşıma proje ortağı firmanın uyguladığı şartlarda (470°C'de 5 saat) yapay yaşlandırma işlemi uygulandığında, söz konusu alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri beklendiği gibi dikkate değer oranda artmaktadır. Bu artışın temel nedeni ise, yaşlandırmaya bağlı olarak iri taneli içyapıda mikron altı mertebelerdeki (20-50 nm ölçü aralığında) çökeltilerin oluşmasıdır [28-30]. Büyük oranda matris yapıyla bağdaşık olarak meydana gelen bu çökeltiler dislokasyon hareketlerini engelleyerek ve aynı zamanda kendileri dislokasyon kaynakları gibi çalışarak alaşımın sertlik ve mukavemetinin artmasına neden olmuştur. Öte yandan bu oluşum iç yapısal olarak iç enerji ve çentik hassasiyetini artırdığı ve buna bağlı olarak ikincil deformasyon sırasında deformasyon sertleşme kabiliyetini azalttığı için alaşımın sünekliği de beklendiği gibi azalmaktadır.

İri tane yapılı Cu-Cr-Zr alaşımına farklı rotalarda EKAE işlemleri uygulandığında söz konusu alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri önemli oranda artarken, süneklik değerini ise büyük oranda azalmaktadır (Şekil 31, 32 ve 33). Bu artış söz konusu alaşımın içyapısında çok pasolu EKAE işlemleri sonrası meydana gelen değişime dayandırılarak açıklanabilir. Nitekim çok pasolu EKAE işlemi sonrası alaşımın mikro yapısı aşırı oranda incelenerek, mikron altı tane boyutuna sahip ultra-ince tane yapıli hale gelmektedir (Şekil 20). Şöyle ki, alaşımın 50 μm olan başlangıç tane boyutu 8Bc EKAE sonrası yaklaşık 200 nm mertebelerine kadar inmektedir. Ayrıca aşırı deforme edilen bu yapıda dislokasyon yoğunluğu da büyük ölçüde artmakta ve dislokasyon ormanları oluşmaktadır (Şekil 20(a)-(c)). Dolayısıyla, Cu-Cr-Zr alaşımının mukavemet ve sertlik değerlerindeki bu artış hem tane boyutu hem de dislokasyon sertleşme mekanizmalarından kaynaklanmaktadır [45,46,51]. Öte yandan 8Bc EKAE sonrası elde edilen sertlik ve mukavemet değerlerinin

geleneksel yaşlandırma sonrası elde edilen değerlerden yüksek olduğu da dikkati çekmektedir (Şekil 29 ve 33). Bu artış deformasyona dayalı tane incelme mekanizmasının mukavemet ve sertlik üzerinde yaşlandırma işlemine göre daha etkili olduğunu göstermektedir. Bu durum ise yukarıda da açıklandığı gibi UFG oluşumu sırasında hem tane incelmesinin hem deformasyon sertleşmesinin aynı anda etkili olmasından kaynaklanmaktadır.

Cu-Cr-Zr alaşımın tane yapısında meydana gelen bu alışılmışın dışındaki incelme çok pasolu EKAE ile uygulanan aşırı plastik deformasyona dayalı olarak gelişen alt tane oluşumu ve gelişimi mekanizmasıyla açıklanabilir [66]. Buna göre, çok pasolu EKAE ile uygulanan aşırı plastik deformasyonun ilk kademelerinde (düşük paso sayılarında) dislokasyonlar tarafından oluşturulan ve dar açılı tane sınırları (alt tane sınırları) ile ayrılmış hücresel yapılar oluşmaktadır [66]. Deformasyonun ilerleyen kademelerinde (artan paso sayılarında) dislokasyonlar tarafından oluşturulan alt taneler arasındaki açılal yönelim farkı da artmaktadır. Bunun sonucunda birbirinden büyük ölçüde geniş açılı sınırlarla ayrılmış alt taneler ortaya çıkmakta ve bu taneler tıpkı birincil taneler gibi özellikler üzerinde etkili olmaya başlamaktadır. Başka bir deyişle, toplamda malzemenin içyapısı geniş açılı tanelerin bir nevi bölünerek çoğalması esasına göre yeniden yapılanmakta ve birim hacim başına düşen tane sayısı ve dolayısıyla bunları birbirinden ayıran sınırlar artmaktadır. Bu yapılanmaya bağlı olarak, uygulanan çok pasolu EKAE işlemi (aşırı oranda deformasyon) ile geleneksel deformasyon yöntemleriyle elde edilmesi mümkün olamayacak ölçüde incelmış mikron altı tane boyutunda ultra-ince taneli (ultra-kristalin yapılı) Cu-Cr-Zr alaşımı üretilmektedir. Bu durum ilgili TEM resimlerinden de açıkça gözükmektedir (Şekil 20). Ayrıca TEM resimleriyle birlikte verilen difraksiyon desenleri de bu sonucu desteklemektedir. Şöyle ki, çözeltiye alma işlemi sonrası yaşlandırılan alaşımın (proses-2) sahip olduğu iri taneli yapıya ait difraksiyon desenleri önemli bir yayılım göstermeden noktasal bir biçimde ortaya çıkarken (Şekil 22(b)), bu desenler EKAE işlemi sonrası yayılarak büyük oranda halkasal forma dönüşmektedir (Şekil 20 (d)). Bu durum mikro yapının çok ince tanelerden oluştuğunu gösteren bir diğer gösterge olarak değerlendirilmektedir [46,53].Tane boyutunda meydana gelen bu incelme, deformasyon işleminin ilk aşamalarında çok daha etkin olarak gelişirken, artan deformasyon oranı ile etkinliğini kaybetmekte ve sonuçta yapısal incelme oranı azalmaktadır[64]. Bu durumun, artan deformasyon miktarıyla oluşan dislokasyonların artış oranlarının düşmesinden ve oluşan dislokasyonların yeni alt tane sınırları oluşturma

eğiliminin azalmasından kaynaklanmış olduğu düşünülmektedir[64]. Ayrıca deformasyonun ilk aşamalarında deformasyona dayalı olarak dislokasyonların poligamize olmasıyla oluşan yeni taneler genelde daha çok dar açılı sınırlarla birbirinden ayrılırken, deformasyon miktarı arttıkça bu açısız yönelimin arttığı ve 8 pasoluk EKAE sonrası ise daha çok geniş açılı sınırlarla birbirinden ayrılan tanelerin yapıya hakim olduğu görülmektedir (Şekil20 (a)-(c)).

Aşırı plastik deformasyonla UİT yapıya hale getirilerek sertlik ve mukavemeti büyük oranda artırılan Cu-Cr-Zr alaşımının, bu değerlerinin mümkünse daha da geliştirmek ve azalan elektriksel iletkenlik değerini tekrar uygulanabilir seviyelere çekmek için söz konusu alaşıma farklı kombinasyonlarda EKAE + yaşlandırma işlemleri (Proses-4,5,6 ve7) uygulandı. Uygulanan bu prosesler arasında bir karşılaştırma yapıldığında, özellik çıktıları açısından en iyi durumun proses-4 sonrası elde edildiği söylenebilir (Şekil17,18). Nitekim proses-5’de uygulanan termo-mekanik EKAE işlemi sonrası alaşımın mukavemet değerleri belli oranda yükselmesine rağmen, çıkılan seviyeler proses-4 sonrası elde edilen değerlere göre düşük kalmaktadır(Şekil 14). Bunun nedeni, aşırı plastik deformasyonun ve yaşlandırma işleminin birleştirilerek uygulaması neticesinde yaşlanma kontrolünün zor gerçekleştirilmesi ve alaşımın aşırı yaşlanma sürecine geçmesinden kaynaklanmış olabilir. Öte yandan bu türden birleştirilmiş bir prosesin endüstriyel uygulama anlamında maliyet ve üretim verimliliği açısından faydalı olacağı söylenebilir. Kaldı ki bu türden termo-mekanik EKAE işleminin alüminyum alaşımlarında uygulandığı ve akademik anlamda bilgi birikimi sağlandığı görülmektedir [108,109]. Dolayısıyla bu çalışmada su verme sonrası yaşlandırma sıcaklığı bölgesinde uygulanan EKAE işleminde işlem parametrelerinin daha dikkatli kontrol edilerek özellik çıktıları açısından optimum verilerin elde edilmesi son derece önemlidir. Bu çalışmada bu kapsamda bir giriş çalışması yapılmış olup, daha sistematik ve kapsamlı bir çalışmanın yapılması daha uygun olacaktır. Devam eden proje çalışmalarında proses-5 kapsamındaki çalışmalar bu açıdan derinleştirilerek sürdürülecektir. Proses-6 kapsamında ise Cu-Cr-Zr alaşımına öncelikle yaşlandırma (470 °C’de 5 saat) ve ardından çok pasolu EKAE işlemi uygulanmıştır. Bu proses sonrası alaşımın yaşlandırılmış durumdaki mukavemet değerlerinde önemli artışlar sağlanırken, süneklik değerinin ise azalma gözlenmiştir (Tablo 7). Mukavemet değerlerinde sağlanan bu artış yaşlanmış durumdaki alaşımın oda sıcaklığında aşırı plastik deformasyona uğratılması ve dolayısıyla deformasyon sertleşmesi ve tane incilmesi mekanizmalarının etkili olmasından kaynaklanmaktadır. Süneklik değerinin azalması ise artan dislokasyon

yoğunluğu ve bu nedenle homojen deformasyon bölgesinin daralmasından kaynaklanmaktadır (Şekil 15). Bu mekanizmalar yukarıda detaylı bir şekilde açıklanmıştır. Ancak, daha sonraki bölümde de değinileceği gibi bu durumdaki alaşımın elektriksel iletkenlik değerleri yetersiz kalmaktadır. Bunun nedeni ise aşırı deforme olmuş yapıdaki elektron hareketlerinin kısıtlanmasıdır. Bu açıdan değerlendirildiğine, bu tür bir kombinasyonun Cu-Cr-Zr alaşımının iletkenliğin önemli olduğu uygulamalar için çok fazla tercih edilmeyeceği düşünülmektedir. Proses-7 kapsamında alaşıma çözündürme+ su verme işlemi öncesi EKAE uygulanmış ve ardından sırasıyla çözündürme+su verme ve yaşlandırma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Bu işlemler sonrası alaşımın mukavemet değerlerinin çok düşük olduğu görülmektedir. Bu proses işleminde EKAE sonrası yüksek sıcaklıkta çözündürme işleminin uygulanmış olması aşırı oranda deforme olan yapıyı tamamen yeniden kristalleştirmekte ve dolayısıyla EKAE ile kazanılan mukavemet artışı tamamen ortadan kalkmaktadır. Ardından uygulanan yaşlandırma işlemi ile ancak belli bir mukavemet artışı sağlanabilmektedir. Bu nedenle proses-7 kapsamında uygulanan işlemlerin de yüksek sertlik ve mukavemet açısından yeterli olmayacağı ortaya çıkmıştır. Dolayısıyla mevcut sonuçlar değerlendirildiğinde, gerek özellik çıktıları ve gerekse özellik geliştirebilme opsiyonları açısından proses-4 kapsamındaki işlemlerin Cu-Cr-Zr alaşımı için en uygun olduğu açık bir şekilde gözükmektedir. Bu nedenle bundan sonraki bölümlerde de irdeleneceği gibi, proses-4 kapsamındaki sistematik çalışmalara ağırlık verilmiştir.

Proses-4 kapsamında farklı rotalarda uygulanan EKAE işlemi sonrası elde edilen yaşlanma eğrileri incelendiğinde, uygulanan bu işlemin alaşımın yaşlanma eğilimini artırdığı ve daha düşük sıcaklık ve/veya daha kısa sürelerde pik noktalara ulaşıldığı görülmektedir (Şekil 29). Bu durum çok pasolu EKAE sırasında alaşımın iç yapısında meydana gelen önemli oranda iç enerji artışına dayandırılarak açıklanabilir. Bilindiği gibi aşırı plastik deformasyon mikro yapıda dislokasyon oranını, tana sınırı miktarını ve dolayısıyla deformasyon sonrası toplam iç enerji seviyesini büyük oranda artırmaktadır [110,111,112]. Buna bağlı olarak da UİT'li iç yapıdaki alaşım daha hızlı yaşlanma eğilimine girmekte ve GP zonları hızlı bir şekilde geçilerek nispeten daha düşük sıcaklık ve/veya kısa sürelerde pik noktalara ulaşılmaktadır. Nitekim sertlik-yaşlandırma sıcaklığı eğrilerinden; 8A, 8E ve 8Bc sonrası elde edilen maksimum sertlik değerlerinin yaklaşık 400 -450 °C sıcaklık aralığında gerçekleştiği dikkati çekmektedir. Bu değer EKAE öncesi iri taneli yapıdaki alaşımda yaklaşık 475-500°C'de gerçekleşmektedir (Şekil 29).

Proses-4 kapsamında farklı rotalarda uygulanan EKAE işlemleri sonrası elde edilen yaşlanma eğrileri yakından incelendiğinde, ölçülen sertlik değerlerinin uygulanan EKAE rotasına bağlı olarak da değiştiği ve genel olarak ulaşılan sertlik değerinin klasik yaşlandırma sonrası elde edilen değerlerin çok üzerinde olduğu görülmektedir (Şekil 29). Ayrıca, yaşlandırma öncesi sertlik değerlerinin yine belli oranda uygulanan EKAE rotasına bağlı olarak değiştiği de dikkati çekmektedir. Elde edilen verilere göre (Şekil 29), 8A EKAE işlemi sonrası alaşım en düşük sertlik değerine sahip olurken, en yüksek sertlik değeri ise 8Bc EKAE sonrası elde edilmektedir. Bu fark uygulanan rotaya bağlı olarak meydana gelen içyapısal farklılıklardan kaynaklanmış olabilir. Şöyle ki, 8A sonrası büyük oranda yönlendirilerek uzamış UİT'li yapı oluşurken, 8Bc sonrası ise daha çok eş eksenli tanelerden oluşan daha ince tane boyutuna sahip bir içyapı meydana gelmektedir (Şekil 24, 28). İlgili TEM resimleri(Şekil 24) incelendiğinde; 8A EKA sonrası mikro yapının nispeten daha iri tanelerden oluştuğu ve yüksek en-boy oranından dolayı belli doğrultularda tane sınırı oranının az olduğu söylenebilir. Bu yapı yaşlandırma sırasında ise büyük oranda mevcudiyetini korumakta ve sertlik artışı sadece yaşlandırma etkisiyle oluşmaktadır. Dolayısıyla, başlangıçtaki sertlik farkı yaşlandırma sonrasına da yansımakta ve diğer rotalara göre 8A sonrası daha düşük sertlikteki pik noktasına erişilebilmektedir. 8Bc ve 8E sonrası yaşlandırma ile elde edilen sertlik değerlerinde meydana gelen fark ise yine her iki durumdaki mikro yapı farklarına dayandırılabilir. Bütün rotalar arasında en küçük tane boyutu (200 nm) 8Bc sonrası elde edilmektedir. Bu durum ilgili TEM resimlerinden de görülmektedir (Şekil24, 26 ve 28). Ayrıca 8Bc sonrası nispeten daha büyük oranda GATS oluşmaktadır (Şekil 28). Bu mikro yapısal farklılıklardan dolayı, gerek EKAE sonrası ve gerekse EKAE+yaşlandırma sonrası en yüksek sertlik değeri 8Bc EKAE ile elde edilmektedir.

Yukarıda verilen sonuç ve irdelemelerden, proses-4 kapsamında uygulanan en iyi EKAE şartının 8Bc olduğu görülmektedir. Bu nedenle, bu durumdaki alaşımın yaşlandırma kinetiğinin daha derinlemesine araştırılması için farklı yaşlandırma sıcaklığı ve sürelerinde yaşlandırma kinetiğine yönelik çalışmalar yapılmıştır (Şekil 36 (a)). Buna göre, bütün sıcaklıklarda EKAE sonrası yaşlanmanın klasik yaşlandırma davranışına göre çok daha hızlı geliştiği söylenebilir. Bu durum, yine EKAE ile uygulanan aşırı plastik deformasyon ile alaşımın iç yapısında yüksek oranda enerji depolanması ve bu enerjinin de yaşlandırma sırasında ilave bir itici güç vazifesi görmesinden kaynaklanmaktadır [113]. Bu çalışmada her ne kadar EKAE sonrası depolanan artık enerji seviyesi ölçülmemiş olsa da, mevcut

literatür birikimi ve alınan TEM resimleri UFG yapılarıdaki iç enerji artışını net bir şekilde ortaya koymaktadır [110,111,112]. Mevcut EKAE öncesi durumda 475°C sıcaklıkta 1 saat sonrası pik noktalara ulaşılmakta ve bu noktadan sonra önemli bir sertlik düşüşü yaşanmamaktadır (Şekil 36 (b)). Ancak, 8Bc EKAE sonrası aynı yaşlandırma sıcaklığında çok kısa sürelerde (yaklaşık 15 dk) pik nokta yakalanmakta ve ardından hızlı bir şekilde aşırı yaşlanma bölgesine girilmektedir. Bu değişim diğer sıcaklık değerleri için de büyük oranda geçerlidir (Şekil 36). Bu hızlı yaşlanma davranışı, yaşlandırma eğrisinin belli noktalarına karşılık gelen TEM resimlerinden de belli oranda çıkarılabilir. Nitekim, TEM resimlerinde farklı sıcaklık ve sürelerdeki yaşlandırma işlemlerine rağmen UFG yapının varlığını büyük oranda koruduğu dikkati çekmektedir (Şekil 37-41). Ayrıca, bu yapılarda yoğunluğu azalsa bile hala dislokasyon çizgilerinin etkinliğini koruduğu da görülmektedir. Klasik yaşlandırma öncesi yapı ise iri taneli, dislokasyon içermeyen ve bu nedenle iç enerji seviyesinin düşük olması ön görülebilen bir formda bulunmaktadır (Şekil 19). Öte yandan, ilgili TEM resimlerinden yaşlandırma sıcaklığı ve zamanına bağlı olarak UİT'li içyapıda belli değişimlerin olduğu da söylenebilir. 8Bc EKAE sonrası 425°C 'de uygulanan 4 saatlik yaşlandırma işlemi alaşımın UFG yapısında gerek tane boyutu ve gerekse tane morfolojisi açısından önemli bir değişime neden olmamıştır. Ancak, belli oranda toparlanmanın meydana geldiği dislokasyon yoğunluğunun azalmasından ve tane sınırlarını daha belirgin hale gelmeye başlamasından anlaşılmaktadır (Şekil 37). Bu durum sertlik-yaşlandırma süresi eğrisinden de görülmektedir (Şekil 36). Yaşlandırma sıcaklığının artırılması hem toparlanma etkisinin artmasına hem de mikro yapısal olarak dislokasyon yoğunluğunun azalmasına neden olmaktadır. Bu ise yapıya verilen dış enerjinin veya belli bir dış enerji seviyesinde sürenin artırılmasından kaynaklanmaktadır. Bilindiği gibi, özellikle iletkenliğin öncelendiği bu tür çalışmalarda sıcaklığın mümkün olan en düşük seviyede tutulması ve sürenin artırılması hem ulaşılabilecek sertlik seviyesinin artmasına hem de kullanılabilir iletkenlik seviyelerinin yüksek sertlik değerlerinde elde edilebilmesine imkân sağlayacaktır. Bu nedenle elde edilen sıcaklık-zaman-sertlik eğrileri optimum özellik çıktıları açısından değerlendirilmeli ve uygulama açısından parametrik seçimler ona göre yapılmalıdır.

Yaşlandırma sıcaklığı ve süresine bağlı olarak UFG Cu-Cr-Zr alaşımında görülen bir diğer yapısal durum ise tavlama ikizlerinin ortaya çıkmasıdır (Şekil 39-41). Bu yapı ancak 450°C 'de 90 dk'lık yaşlandırma sonrası oluşmaya başlamakta ve gerek yaşlandırma süresi ve gerekse yaşlandırma sıcaklığı arttıkça daha da belirginleşmektedir (Şekil 39-41). Bu

yapı özellikle 475°C'de uygulanan yaşlandırma sonrası çok daha iri ve belirgin bantlar şeklinde kendini göstermektedir (Şekil 41). Özellikle bakır alaşımları gibi istiflenme hata enerji seviyesi yüksek malzemelerde bu türden tavlama ikizlerinin oluşumu beklenen bir durumdur. Ancak burada tavlama öncesi UFG formundaki bir yapının olması, bu oluşumu daha da radikal hale getirmiştir. Bu ise aşırı deforme edilmiş ve yüksek enerjili yapılarda ikiz oluşumunun daha hızlı gelişebileceğini göstermesi bakımından önemlidir.

Cu-Cr-Zr alaşımı termal kararlılığını proses-4 kapsamındaki işlemler sonrası uygulanan rotadan bağımsız olarak yaklaşık 425°C'ye kadar koruduğu görülmektedir (Şekil 45). Geleneksel yaşlandırma sonrası ise termal kararlılık sınır sıcaklığının yaklaşık 450°C olduğu bilinmektedir (Şekil 42). Dolayısıyla uygulanan kompleks deformasyon ve yaşlandırma adımları sonrası alaşımın termal kararlılığında yaklaşık 25°C'lik bir azalma olduğu söylenebilir. Bu azalma, alaşıma yaşlandırma öncesi uygulanan aşırı plastik deformasyondan kaynaklanmış olabilir. Çünkü, aşırı oranda deforme olmuş UİT yapılarının yüksek oranda iç enerji birikimine sahip olduğu bilinmektedir [111,112]. Bu birikim yaşlandırma sırasında toparlanma etkisiyle tamamen ortadan kalkmamakta ve yaşlandırma sonrası da varlığının bir miktarını devam ettirmektedir. Nitekim EKAE sonrası gerek tane sınırı oranlarının ve gerekse dislokasyon yoğunluğunun artışından kaynaklanan bu yüksek enerji seviyesinin yaşlandırma sonrası da varlığını belli oranda sürdürdüğü ilgili TEM resimlerinden de anlaşılmaktadır (Şekil 24, 26 ve 28). Bu resimlerden, EKAE+yaşlandırma sonrası UİT'li içyapının varlığını büyük oranda sürdürüyor olması ve bu içyapıda dislokasyonca yoğun bölgelerin bulunması söz konusu tespiti doğrulamaktadır.

Cu-Cr-Zr alaşımlarının elektromekanik uygulamalarda yaygın olarak kullanılabilmesi hem yüksek mukavemet hem de yeterli elektriksel iletkenliğe sahip olması gerekmektedir. Bu nedenle belli şartlardaki alaşımın iletkenlik özelliğindeki gelişimler de sistematik bir şekilde incelenmeye çalışılmıştır. Elde edilen sonuçlara çözümlenmiş durumdaki alaşımın düşük olan iletkenlik değeri (%67 IACS) firma bünyesinde uygulanan klasik yaşlandırma işlemi (470°C'de 5 saat) sonrası arttığı ve %76 IACS değerine çıktığı görülmektedir. Bu artış su verme sonrası oluşan aşırı gerilmiş yapının büyük oranda rahatlaması ve elektron hareketlerine daha elverişli hale gelmesinden kaynaklanmaktadır. Çünkü 470°C sıcaklık bu alaşım için üst toparlanma sıcaklığı olup, bu sıcaklığın birikmiş iç enerji ve yapısal distorsiyonun büyük oranda giderilmesi için yeterli olacağı düşünülmektedir. Ancak yaşlandırma sonrası oluşan çökeltilerin elektriksel iletkenlik

üzerinde olumsuz bir etki oluşturması beklenirken, bu etkinin çok sınırlı kaldığı da dikkati çekmektedir. Bu olumlu durumunun ise yapıdaki çökeltilerin çok küçük boyutlarda (20-50nm) oluşması ve bunların içyapıda genellikle homojen dağılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Su verme sonrası uygulanan çok pasolu EKAE işlemi (proses-3) ise alaşımın elektriksel iletkenliğini olumsuz etkileyerek, bu değeri yaklaşık %33 IACS'ya kadar düşürmüştür. Bu radikal düşüş aşırı plastik deformasyona adayalı olarak gelişen tane sınırı oranının ve dislokasyon yoğunluğunun artmasından kaynaklanmaktadır (Şekil 20). Bu tür UİT'li bir içyapıda gerek tane sınırları ve gerekse dislokasyonlar elektronların hareketlerini kısıtlayan önemli faktörler olup, sonuçta alaşımın elektriksel iletkenliği azaltmaktadır [111,112]. UİT yapıları alaşıma uygulanan yaşlandırma işlemi, alaşımın elektriksel iletkenliği yaşlandırma sıcaklığı ve süresine bağlı olarak artırmaktadır. Nitekim, 400°C'de 4 saat uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası alaşımın iletkenliği %33IACS'den %61 IACS'ye çıkmaktadır. Sıcaklık 450°C'ye çıkarıldığında aynı sürede uygulanan yaşlandırma işlemi alaşımın iletkenlik değerini %75IACS'ye çıkarmaktadır. Sıcaklık 475°C'ye çıkarıldığında yaklaşık bu seviyedeki iletkenlik 1 saatlik yaşlandırma sonrasında elde edilmektedir. Elektriksel iletkenlik değerindeki bu artış, yaşlandırma sıcaklığı ile aşırı deforme olmuş yapının toparlanmasından kaynaklanmaktadır. Toparlanan içyapıda dislokasyonlar hem belli oranda birbirlerini yok ederek azalmakta hem de belli enerji seviyelerinde poliganize olmaktadır. Bu oluşum içyapıdaki elektron hareketlerinin daha kolay gerçekleşmesine ve bu sayede elektriksel iletkenliğinin artmasına neden olmaktadır.

Elde edilen sonuçlar, Cu-Cr-Zr alaşımının sertlik ve mukavemetinin alaşımın aşınma davranışı üzerinde etkili olduğunu göstermektedir (Şekil 46). Çözeltiye alınıp su verilmiş durumdaki alaşım (proses-1) düşük akma mukavemeti ve sertliğe (120 MPa, 80 Hv0,5) sahip olup, bu yüzden yetersiz aşınma direnci sergilemektedir (Şekil 46). Su verme sonrası mukavemet artırma amaçlı uygulanan bütün prosesler alaşımın aşınma direncini artırmaktadır (Şekil 46). Bilindiği gibi malzemelerin sertlik ve mukavemetinin artması aşınma direncinin de artmasını neden olmakta ve aşınma sonucu kayma yüzeyinde meydana gelen malzeme kaybını azaltmaktadır. Bu çalışmada uygulanan ilave proseslerle yüksek mukavemetli hale getirilen Cu-Cr-Zr alaşımı iri taneli ve düşük mukavemetli başlangıç malzemesine göre daha az aşınma kaybı ve daha yüksek aşınma direnci sağlamaktadır (Şekil 46). Ayrıca, alaşımın aşınma direnci uygulanan proseslere bağlı olarak artan sertlik ve mukavemet değerlerindeki artışa paralel şekilde artmaktadır. Proses edilen alaşımlar içerisinde, en yüksek aşınma direnci su verme sonrası uygulanan

EKAE+yaşlandırma (proses-4) işlemi sonrası elde edilmiştir. Bu durumdaki alaşım aynı zamanda en yüksek sertlik ve mukavemet değerlerine de sahiptir. Sadece EKAE uygulanmış (proses-3) durumdaki alaşım EKAE+yaşlandırma işlemi uygulanmış duruma göre daha düşük bir aşınma direnci sergilemektedir. Su verme sonrası uygulanan yaşlandırma işlemi ise alaşımın aşınma direncini proses edilen durumlar arasında en az artırmaktadır. Sadece yaşlandırma ile aşınma direncinde meydana gelen artış yapıda oluşturulan çökelti sertleşmesinden kaynaklanmaktadır. Yaşlandırma sırasında çökelen ikinci faz parçacıkları alaşımın plastik deformasyona karşı direncini artırarak mukavemet ve sertliğini yükseltmekte ve bu yüzden aşınma direncini de iyileştirmektedir [114,].

Elde edilen SEM resimleri de alaşımın aşınma direncinin sertlik ve mukavemet değerleriyle ilişkili olduğunu göstermektedir. Nitekim, plastik deformasyonun en önemli işaretlerinden birisi olan sıvama mekanizmasının çözültüye alınıp ardından su verilen alaşıma (proses-1) uygulanan ilave işlemler neticesinde sertlik ve mukavemet artışıyla paralel olarak azaldığı gözükmemektedir (Şekil 48, 49). İlgili SEM resimleri incelendiğinde, en düşük aşınma direncinin proses-1 sonrasında sergilendiği görülmektedir. Bu durum, proses-1 sonrası kayma yüzeyinde meydana gelen sıvama mekanizmasının daha etkin olarak ortaya çıkmasından net olarak anlaşılmaktadır (Şekil 48). Ayrıca aşınma sonrası oluşan kayma izinin proses-1 sonrası daha geniş bir formda oluşması bu durumu doğrulamaktadır. Alaşıma proses-1 sonrasında uygulanan EKAE+yaşlandırma işlemleri neticesinde hem sıvama mekanizmasının azaldığı hem de aşınma izi genişliğinin daha dar olarak elde edildiği görülmektedir. Bu durum ise uygulanan işlemler neticesinde alaşımın sertlik ve mukavemetinde meydana gelen artışa dayandırılarak açıklanabilir. Öte yandan, aşınma deneyleri sonrası aşınma ürünü olarak ortaya çıkan parçacıklarda aşınma durumunu etkin bir şekilde ortaya koymaktadır. Elde edilen bu parçacıklar proses-1 sonrasında geniş ve deforme olmuş yassı parçacıklar şeklinde iken, ilave işlemler sonrasında bu parçacıkların boyutsal olarak incelendiği ve yassı parçacıkların yanında küçük ve eş eksenli partiküllerin de aşınma ürünü olarak ortaya çıktığı görülmektedir (Şekil 48, 49). Bu durum proses-1 sonrası alaşımın sahip olduğu yüksek süneklik özelliğini uygulanan yaşlandırma ve EKAE işlemleri neticesinde büyük oranda kaybederek mukavemetleşmesi ve buna bağlı olarak sünekliğinin azalması ile ilişkilendirilmektedir.

Cu-Cr-Zr alaşımının aşınmasında birden çok aşınma mekanizması etkin olmaktadır. Başka bir deyişle, adeziv, ositativ, abraziv ve deliminasyon türü aşınma mekanizmalarının bu alaşımın aşınmasında etkili olduğu ilgili SEM resimlerin görülmektedir (Şekil 49).

Ancak, bütün prosesler sonrası alaşımın aşınmasında adeziv türden aşınmanın daha etkili olduğu söylenebilir. Bu mekanizma kayma yüzeyinde aşırı plastik deformasyon, malzeme transferi ve yüzeyde sıvama tabası şeklinde karakterize edilmektedir [115]. SEM resimlerine bakıldığında ise artan sertliğe bağlı olarak bu mekanizmanın etkinliği azalsa bile diğer mekanizmalara göre hala hakim durumda olduğu söylenebilir. Ayrıca, bu aşınma mekanizması artan basınç değerleriyle daha da etkin hale gelmekte ve aşınan malzeme yüzey boyunca tabakalı bir sıvama etkisi oluşturmaktadır (Şekil 48, 49). Bu mekanizma en yumuşak yapı olan su verilmiş durumdaki alaşımda çok daha belirgin ve kalın bir sıvama tabakası ile ortaya çıkarken, uygulanan ilave proseslerle sertlik artışına bağlı olarak etkinliğini kaybetmekte ve diğer mekanizmaların da etkinleşmeye başlamasına neden olmaktadır. Öte yandan gerek SEM resimlerinden (yüzeydeki açık tonlar) ve gerekse SEM-EDS analizlerinden (Şekil...) alaşımın aşınma yüzeyinde oksit tabakasının da oluştuğu görülmektedir. Bu Cu-esaslı alaşımlarda beklenen bir durumdur. Çünkü, bakırın oksijene karşı ilgisi yüksek olup, özellikle kayma sürtünmesi sırasında ortaya çıkan ısının da etkisiyle yüzeyde ve yüzeyler arasında aşınma ürünlerinde etkin ve hızlı bir oksidasyon meydana gelmektedir. Oluşan metal oksit formları gevrek yapıları nedeniyle kaymanın devamında basıncın da etkisiyle kırılmakta ve kayma yüzeyleri arasında gerek yuvarlanarak ve gerekse sürüklenerek abraziv aşınmaya da neden olmaktadır. Bu etki aşınma yüzeylerinden alınan SEM resimlerinden görülmektedir (Şekil 49). Ayrıca, elde edilen SEM resimlerinden gerek yüzey bölgelerinde ve gerekse yüzey altında delimasyon (çatlak oluşumu, ilerlemesi ve yüzeyden küçük pulcuklar şeklinde ayrılması) etkilerinin de olduğu söylenebilir. Bu etki özellikle uzun süreli çalışmalarda ve yüksek basınç değerlerinde daha belirgin bir duruma geçmektedir. Aşınma ürünleri içerisinde yassı pulcuklar şeklinde parçacıkların olması ve ayrıca yüzey altı bölgelerdeki mikro çatlakların varlığı bu durumu doğrulamaktadır (Şekil 50(c)-(g)-(k)). Ayrıca artan sertlik ve mukavemet ile birlikte bu türden aşınma mekanizmasının da etkinliği artmaktadır. Çünkü, artan sertlik ve mukavemetle birlikte alaşımın sünekliği azalmakta ve nispi olarak gevrekliği artmaktadır. Bu ise yüzey ve yüzey altında çatlak oluşumu ve ilerlemesini hızlandırarak söz konusu mekanizmayı daha etkili hale getirmektedir.

Aşınma çalışmalarında ortaya çıkan önemli bir bulgu da, elde edilen aşınma ve/veya hacim kaybı değerlerinin aşağıda verilen Archard (2) eşitliğine uymasındır [116].

$$Q = KWL/H \quad (2)$$

Bu eşitlikte; Q meydana gelen toplam hacim kaybını, W uygulanan normal yükü, H alaşımın sertliğini, L kayma mesafesini ve K ise malzemeye ve şartlara bağlı aşınma sabitini göstermektedir. Bu eşitlik, aşınmaya bağlı hacim kaybının kayma mesafesiyle doğru orantılı, ancak alaşımın sertliği ile ters orantılı olduğunu söylemektedir. Cu-Cr-Zr alaşımın aşınma testlerinde, kayma mesafesi arttıkça aşınmaya bağlı hacim kaybının yaklaşık lineer olarak arttığı, ancak sertlik ve mukavemetin artmasıyla bu kaybın orantısız olarak azaldığı ilgili şekillerden görülmektedir (Şekil 47). Bu durum Cu-Cr-Zr alaşımının kuru şartlardaki aşınma davranışının Archard yaklaşımına uyduğunu göstermektedir. Bu yaklaşımın iri taneli geleneksel malzemeler için geçerli olması beklenen bir durumdur. Ancak aynı yaklaşımın mikron altı tane boyutuna sahip UİT yapıları bu tür alaşımlarda da geçerli olabileceğinin ortaya konulması önemli olup, bu anlamdaki literatürel birikime de katkı sağlayacak niteliktedir. Ancak bu sonucun diğer farklı yapıdaki malzeme grupları için de test edilerek doğruluğunun belirlenmesi ve bu sayede genel bir yargıya varılması önemlidir. Dolayısıyla bu kapsamda daha sistematik çalışmaların yapılması gerekmektedir.

5. SONUÇLAR

1. 1 İri tane yapılı (50µm) Cu-Cr-Zr alaşımı geleneksel yaşlandırma işlemine (470°C'de 5 saat) tabi tutulduğunda alaşımın mukavemet ve elektriksel iletkenlik değerleri artmaktadır. Nitekim başlangıç durumunda 120MPa ve 80 Hv olan alaşımın akma dayanımı ve sertlik değeri yaşlandırma sonrası sırasıyla 241 MPa ve 165 Hv değerlerine çıkarken, elektriksel iletkenlik değerleri ise %67 IACS'den %76 IACS'ye yükselmiştir.
2. İri taneli Cu-Cr-Zr alaşımına uygulanan 8Bc EKAE işlemi söz konusu alaşımın mikro yapısını aşırı oranda incelterek mikron altı boyuttaki tanelerden oluşan UİT yapılı hale dönüştürmektedir. Bu işlem sonrası alaşımın ortalama tane boyutu deformasyona dayalı tane incelme mekanizması ile ortalama 200nm değerine kadar düşmektedir.
3. 8Bc EKAE sonrası (proses-3) alaşımın mukavemet değerleri tane boyutu ve deformasyon sertleşmesi mekanizmalarıyla büyük oranda artarken, süneklik ve elektriksel iletkenlik değerleri ise aşırı plastik deformasyon ile oluşan içyapısal etkilerden dolayı dikkate değer ölçüde azalmaktadır. Bu işlem sonrası alaşımın akma mukavemeti ve sertlik değerleri sırasıyla 661 MPa ve 180 Hv_{0,5} olurken, toplam kopma uzaması ve elektriksel iletkenlik değerleri ise sırasıyla %14 ve %33 IACS olmuştur.
4. 8Bc EKAE şartlarında proses edilmiş olan alaşıma uygulanan yaşlandırma işlemi (proses-4)(450°C'de 60 dk)), söz konusu alaşımın mukavemet değerlerini katı çökelti sertleştirme esasına göre artırırken, yaşlandırma sırasında meydana gelen toparlanma etkisiyle elektriksel iletkenlik değerleri de yeniden artmaktadır. Bu dubleks işlem sonrası alaşımın akma mukavemeti 670 MPa'a, elektriksel iletkenliği ise % 63 IACS değerine yükselmiştir.
5. 8Bc EKAE sonrası farklı yaşlandırma parametrelerinde uygulanacak yaşlandırma işlemleri ile Cu-Cr-Zr alaşımının mukavemet-süneklik-elektriksel iletkenlik özelliklerinin optimize edilebileceği gösterilmiştir.
6. Cu-Cr-Zr alaşımının sertlik, mukavemet ve elektriksel iletkenlik değerleri 8Bc EKAE sonrası uygulanan yaşlandırma işleminde sıcaklık ve süreyle önemli ölçüde değişmektedir. 400°C gibi düşük yaşlandırma sıcaklıklarında maksimum sertlik noktasına 2 saat gibi çok uzun sürelerde ulaşılırken, yaşlandırma sıcaklığı 450°C çıkarıldığında pik noktaya 30 dk gibi çok daha kısa sürelerde erişilmektedir.
7. 8Bc EKAE+yaşlandırma dubleks işlemi sonrasında alaşımın iletkenliği düşük sıcaklıklarda çok uzun süreler sonunda uygulanabilir değerlere erişirken, sıcaklık artırıldığında bu değerlere hızlı mikro yapısal toparlanmadan dolayı daha kısa sürelerde erişilebilmektedir. 425°C'de uygulanan 240 dk'lık yaşlandırma sonunda

%69 IACS değerinde bir iletkenlik elde edilirken, bu değer 475°C'de 60 dk'lık yaşlandırma sonunda %71 IACS ve 500°C'de 30dk'lık yaşlandırma sonunda ise %70 IACS seviyelerine çıkmaktadır.

8. Bu çalışma sonunda optimum özellik çıktıları açısından; “1010°C'de 20 dk çözündürme+su verme +8Bc EKAE + 450°C'de 60 dk yaşlandırma” işlem adımlarının uygun olacağı söylenebilir. Nitekim bu işlem adımları sonunda alaşımın sertlik, akma mukavemeti, kopma uzaması ve elektriksel iletkenlik değeri sırasıyla 223Hv, 670MPa, %11, %63 IACS olarak ölçülmüştür.
9. Çözündürme + su verme + 8Bc EKAE + 450°C'de 60 dk yaşlandırma işlemi sonrası Cu-Cr-Zr alaşımının termal kararlılığı su verme sonrası uygulanan klasik yaşlandırmaya (470°C'de 5saat) göre çok belirgin olmasa da içyapıdaki enerji artışına bağlı olarak bir miktar azalmaktadır. Yaşlandırılmış iri tane yapılı alaşımın termal kararlılık sınır sıcaklığı yaklaşık 450°C iken, bu sıcaklık 8Bc EKAE + 450°C'de uygulanan 1 saat'lik yaşlandırma sonrası 425°C'ye düşmektedir.
10. Proses-5 kapsamında EKAE işlemi sırasında uygulanan dinamik yaşlandırma alaşımın mukavemet değerlerini proses sıcaklığına da bağlı olarak artırmaktadır. Ancak bu durumda elde edilen mukavemet değerleri proses-4 kapsamında elde edilen değerlere göre daha düşüktür. Ancak bu prosesin etkin parametrik (proses sıcaklığı, süresi ve soğutma) çalışmalarla daha da geliştirilmesi ve özellik çıktıları açısından sistematik çalışmaların yapılması gerekmektedir.
11. Proses-6 kapsamında; yaşlandırılmış durumdaki alaşıma uygulanan 8Bc EKAE işlemi alaşımın mukavemet değerlerini artırmakta ancak elektriksel iletkenlik değerlerini aşırı içyapısal distorsiyon nedeniyle uygulanamayacak ölçüde düşürmektedir.
12. Proses- 7 kapsamında; 8Bc EKAE işlemi sonrası uygulanan çözündürme+su verme+ yaşlandırma işlemi alaşımın mukavemet değerlerinde deforme olmuş yapının yeniden kristalleşmesi nedeniyle klasik yaşlandırma sonrasına göre önemli bir değişime neden olmamaktadır.
13. Sonuçlar aşınma direnci açısından değerlendirildiğinde, Cu-Cr-Zr alaşımına çözündürme+su verme sonrası uygulanan geleneksel yaşlandırma (proses-2), 8Bc EKAE (proses-3) ve EKAE+yaşlandırma (proses-4) işlemleri alaşımın aşınma direncini iri taneli başlangıç durumuna göre kazanılan sertlik ve mukavemet oranları nispetinde artırmaktadır.
14. Cu-Cr-Zr alaşımının aşınma davranışı Archard yaklaşımı ile uyum içerisindedir. Alaşımın aşınma sonucu meydana gelen hacim veya kütle kaybı artan sertlik değeriyle doğrusal olarak azalmakta, artan kayma mesafesi ile doğrusal olarak artmaktadır.
15. Uygulanan prosesler içerisinde aşınma davranışı bakımından en iyi durum, sertlik ve mukavemet artışına paralel olarak proses-4 olarak tanımlanan çözeltiyeye alma+su verme + 8Bc EKAE+yaşlandırma işlemleri sonrası gözlenmektedir.

16. Uygulanan prosesler sonrası Cu-Cr-Zr alaşımı genel olarak; adheziv, oksidativ, abraziv ve deliminasyon türünden kompleks aşınma mekanizmaları sergilemektedir. Baskın olan adheziv aşınma davranışının etkinliği prosesler neticesindeki sertlik artışıyla birlikte etkinliği azalmakta, diğer mekanizmaların etkinliği ise artmaktadır. Çalışma sırasında bakırın oksijenle etkileşmesi sırasında meydana gelen oksidativ aşınma beraberinde abraziv aşınmayı da tetiklemektedir. Deliminasyon aşınma mekanizması ise özellikle yüksek basınçlarda ve uzun süreli çalışmalar sonrası etkin hale gelmektedir.

6. ÖNERİLER

1. Aşırı plastik deformasyon ve yaşlandırma işleminin aynı anda yapıldığı (Deformasyona dayalı yaşlanma) çalışmalar planlanıp,gerek deformasyon gerekse yaşlandırma parametreleri optimize edilebilir. Bu sayede endüstriyel ölçekte daha uygulanabilir bir yöntem geliştirilebilir.
2. Punta kaynak elektrotu üzerinden bakıldığında alaşımın termal ve mekanik yorulma davranışları incelenebilir.
3. Alaşımların elektromekanik uygulamaları dikkate alındığından gerçek şartları simüle etmesi bakımından prosesler sonrası elektrik akımı altında aşınma testleri gerçekleştirilebilir.
4. Bu alaşımın uygulanan mukavemetlendirme işlemleri sonrası şekillendirilebilme davranışları uygun deneysel yöntemlerle incelenebilir.
5. Sağlanan mukavemet ve sertlik artışlarının punta kaynak elektrot uygulamalarındaki etkinliği gerçek şartlarda test edilerek üretilen elektrotların performansları geleneksel olarak kullanılan elektrotlarla karşılaştırılabilir.
6. Cu-Cr-Zr alaşımına iletkenliği artırıcı yeni bileşenler ilave edilerek uygulanan prosesler sonrası iletkenliğe olan etkileri araştırılabilir.
7. UİT yapılı malzemelerin aşınmasında Archerd yaklaşımının geçerliliği daha çok malzeme grubu için de yapılarak, bu konuda genel yargılara varılabilir.

7. KAYNAKLAR

1. E. Boyer and T.L.Gall (Eds.), *Metals Handbook, Desk Edition*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, (1985), 71.
2. Davis, J.W., Kalinin, G.M., *Material Properties and Design Requirements for copper Alloys Used in İTER*, *Journal of Nuclear Materials*, 258-263,1(1998), 323-328.
3. Tomioka, Y. ve Miyake, J., *Proceedings of Electronic Components and Technology Conference*, 1999, 714-20.
4. Edwards, D.J., Singh, B.N. ve Tahtinen, S., *Effect of Heat Treatments on Precipitate Microstructure and Mechanical Properties of a Cu-Cr-Zr Alloy*, *Journal of Nuclear Materials*, 367-370 (2007) 904-909.
5. Mu, S.G., Guo, F.A., Tang, Y.Q., Cao, X.M. ve Tang, M.T., *Study on Microstructure and Properties of Aged Cu-Cr-Zr-Mg-RE Alloy*, *Materials Science and Engineering A*, 475 (2008) 235-240.
6. Su, J.H., Dong, Q.M., Liu, P., Li, H.J. ve Kang, B.X., *Research on Ageing Precipitation in a Cu-Cr-Zr-Mg Alloy*, *Materials Science and Engineering A*, 392 (2005) 422-426.
7. Weatherly, G.C., Humble, P. ve Borland, D., *Precipitation in a Cu-0.55wt% Cr Alloy*, *Acta Materialia*, 27 (1979) 1815-1828.
8. Batra, I.S., Dey, G.K., Kulkarni, U.D. ve Banerjee, S., *Precipitation in a Cu-Cr-Zr Alloy*, *Materials Science and Engineering A*, 356 (2003) 32-36.
9. Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G., *Principles of Equal-Channel Angular Pressing as a Processing Tool for Grain Refinement*, *Progress in Materials Science*, 51 (2006) 881-981.
10. Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.K. ve Alexandrov, I.V., *Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation*, *Progress in Materials Science*, 45 (2000) 103-189.
11. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A. ve Yanagida, A., *Severe Plastic Deformation (SPD) Progresses for Metals*, *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 57 (2008) 716-735.

12. Rosochowski, A., Processing Metals by Severe Plastic Deformation, Solid State Phenomena, 9 (2005) 101-102.
13. Segal, V.M., Materials Processing by Simple Shear, Material Science and Engineering A, 197 (1995) 157-164.
14. Barbucci, A., Farne, G., Matteazzi, P., Riccieri, R. ve Cerisola, G., Corrosion Behaviour of Nanocrystalline Cu₉₀Ni₁₀ Alloy in Neutral Solution Containing Chlorides, Corrosion Science, 41 (1998) 463-475.
15. Callister, W.D., ve Rethwisch, D.G., Materials Science and Engineering, Genel, K., 8. Baskı, s. 312, Nobel Akademik Yayıncılık, 2013.
16. Askeland, D. R., Fulay, P. P., ve Bhattacharya, D.K., Essentials of Materials Science and Engineering, Second Edition, 447, 2010.
17. Lugo, N., Llorca, N., Cabrera, J.M. ve Horita, Z., Microstructure and Mechanical Properties of Pure Copper Deformed Severely by Equal-Channel Angular Pressing and High Torsion, Material Science and Engineering A, 477 (2008) 366-371.
18. Qiang, W.Z., Bo, Z.Y., Jun, R.X., Chao, W., Jiang, W., Guang, Z.Z., Wei-Li, R. ve Ming, R.Z., Electrical and Mechanical Properties of Cu-Cr,Zr Alloy Aged Under Imposed Direct Continuous Current, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 22 (2012) 1106-1111.
19. Batra, I.S., Dey, G.K., Kulkarni, U.D. ve Banerjee, S., Microstructure and Properties of a Cu-Cr-Zr Alloy, Journal of Nuclear Materials, 299 (2001) 91-100.
20. Liu, P., Su, J., Dong, Q. ve Li, H., Microstructure and Properties of Cu-Cr-Zr Alloy after Rapidly Solidified Aging and Solid Solution Ageing, Journal of Materials Science and Technology, 21 (2005) 4.
21. Chakrabarti, D.J. ve Laughlin, D.E., The Cr-Cu (Chromium-Copper) System, Bulletin of Phase Diagrams, 5,1 (1984) 59.
22. Bell, A. ve Davies, H.A., Solid Solubility Extension in Cu-V and Cu-Cr Alloys Produced by Chill Block Melt-Spinning, Material Science and Engineering A, 226 (1997) 1039-1041.
23. Knights, R.W. ve Wilkes, P., Precipitation of Chromium in Copper and Copper-Nickel Base Alloys, Metall. Trans. 6A (1973) 2389-2393.

24. Chbihi, A., Sauvage, X. ve Blavette, D., Atomic Scale Investigation of Cr Precipitation in Copper, Acta Materialia, 60 (2012) 4575-4585.
25. Jia, S.G., Zheng, M.S., Liu, P., Ren, F.Z., Tian, B.H., Zhou, G.S. ve Lou, H.F., Ageing Properties Studies in a Cu-Ag-Cr Alloy, Material Science and Engineering A, 419 (2006) 8-11.
26. Jin, Y., Adachi, K., Takeuchi, T., ve Suziki, H.G., Ageing Characteristics of Cu-Cr in Situ Composite, Journal of Materials Science, 33 (1998) 1333.
27. Tang, N.Y., Tablin, D.M.R. ve Dunlop, G.R., Precipitation and Ageing in High Conductivity Cu-Cr Alloys with Additions of Zirconium and Magnesium, Journal of materials science and Technology, 1 (1985) 270-275.
28. Wnag, K., Liu, K.F. ve Zhang, J.B, Microstructure and Properties of Ageing Cu-Cr-Zr Alloy, Rare Metals, 33, 2 (2014) 134-138.
29. **Mei, Z., Guobiao, L., Zidong, W. ve Maokui, Z., Analysis of Precipitation in a Cu-Cr-Zr Alloy, China Foundry, V.5, N. 4.**
30. Holzwarth, U. ve Stamm, H., The Precipitation Behavior of ITER-grade Cu-Cr-Zr Alloy After Simulating the Thermal Cycle of Hot Isostatic Pressing , Journal of Nuclear Materials, 279 (2000) 31-45.
31. Li, H.Q., Xie, S.S., Mi, X.J. ve Wu, P.Y., Phase and microstructure analysis of Cu-Cr-Zr Alloys, Journal of Materials Science and Technology, 23, 6 (2007) 795.
32. Su, J.H., Liu, P., Li, H.J., Ren, F.Z. ve Dong, Q.M., Phase Transformation in Cu-Cr-Zr-Mg Alloy, Materials Letters, 61, 27 (2007) 4963.
33. Fuxiang, H., Jusheng, M., Honglong, N., Zhiting, G., Chao, L., Shumei, G., Xuetao, Y., Tao, W., Hong, L. ve Huafen, L., Anlysis of Phases in a Cu-Cr-Zr Alloy, Scripta Materialia, 48 (2003) 97-102.
34. Zeng, K.J. ve Hamalainen, M., A Theoretical Study of The Phase Equilibrium in the Cu-Cr-Zr system, Journal of Alloys and Compounds, 220 (1995) 53-61.
35. Zeng, K.J., Hamalainen, M. ve Lilius, K., Phase Relationships in Cu-Rich Corner of The Cu-Cr-Zr Phase Diagram, Scripta Materialia, 32 (1995) 2009-2014.
36. Koçak, H., Bakır ve Bakır Alaşımları, 4. Baskı, Bolokur Teknik Yayıncılık, s63 2013.

37. Kim, I., Kim, J., Shin, D.H., Lee, C.H., ve Hwannng, S.K., Effect of Equal-Channel Angular Pressing Temperature on Deformation Structures of Pure Ti, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 302-310.
38. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Lowe, T.C., ve Valiev, R.Z., Microstructure and Properties of Pure Ti Processed by ECAP and Cold Extrusion, Materials Science and Engineering A, 303 (2001) 82-89.
39. Purcek, G., Saray, O., Kul, O., Karaman, I., Yapıcı, G.G., Haouaoui, M. ve Maier H.J., Mechanical and Wear Properties of Ultrafine-Grained Pure Ti Processed by Multi-Pass Equal-Channel Angular Extrusion, Materials Science and Engineering A, 517 (2009) 97-104.
40. Zhoa, Y.H., Liao, X.Z., Jin, Z., Valiev, R.Z., ve Zhu, Y.T., Microstructures and Mechanical Properties of Ultrafine Grained 7075 Al Alloy Processed by ECAP and Their Evolutions During Annealing, Acta Materialia, 52 (2004) 4589-4599.
41. Tsai, T.L., Sun, P.L., Kao, P.W. ve Chang, C.P., Microstructure and Tensile Properties of A Commercial 5052 Alüminum Alloy Processed by Equal-Channel Angular Extrusion, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 144-151.
42. Saray, O., ve Purcek, G., Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Al-40wt%Zn Alloy Processed by Equal-Channel Angular Extrusion, Journal of Materials Processing Technology, 209 (2009) 2488-2498.
43. Kim, W.J., An, C.W., Kim, Y.S., ve Hong,S.I., Mechanical Properties and Microstructure of an AZ61 Mg Alloy Produced by Equal-Channel Angular Pressing, Scripta Materialia, 47 (2002) 39-44.
44. Krasilnikov, N., Lojkowski, W., Pakiela, Z., ve Valiev, R.Z., Tensile Strength and Ductility of Ultra-Fine-Grained Nickel Processed by Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 397 (2005) 330-337.
45. Vinogradov, A., Patlan, V., Suzuki, Y., Kitagawa, K. ve Kopylov, V.I., Structure and Properties of Ultra-fine Grained Cu-Cr-Zr Alloy Produced by Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 50 (2002) 1639-1651.
46. Xu, C.Z., Wang, Q.J., Zheng, M.S., Zhu, J.W., Li, J.D., Huang, M.Q., Jia, Q.M. ve Du, Z.Z., Microstructure and Properties of Ultra-fine Grain Cu-Cr Alloy Prepared by Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 459 (2007) 303-308.

47. Vinogradov, A., Ishida, T., Kitagawa, K. ve Kopylov, V.I., Effect of Strain Path on Structure and Mechanical Behavior of Ultra-Fine Grain Cu-Cr Alloy Produced by Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 53 (2005) 2181-2192.
48. Vinogradov, A., Suzuki, Y., Ishida, T., Kitagawa, K. ve Kopylov, V.I., Effect of Chemical Composition on Structure and Properties of Ultra-Fine Grained Cu-Cr-Zr Alloys Produced by Equal-Channel Angular Pressing, Materials Transactions, 45, 7 (2004) 2187-2191.
49. Vinogradov, Kitagawa, K. ve Kopylov, V.I., Fracture and Fatigue Resistance of Ultrafine Grain CuCrZr Alloy Produced ECAP, Material Science Forum, 503-504 (2006) 811-816.
50. Takata, N., Ohtake, Y., Kita, K., Kitagawa, K. ve Tsuji, N., Increasing The Ductility of Ultrafine Grained Copper Alloy by Introducing Fine Precipitates, Scripta Materialia, 60 (2009) 590-593.
51. Habibi, A., Ketabchi, M. ve Eskandarzadeh, M., Nano-Grained Pure Copper with High Strength and High Conductivity Produced by Equal-Channel Angular Rolling Process, Journal of Materials Processing Technology, 211 (2011) 1085-1090.
52. Kulczyk, M., Zysk, B., Lewandowska, M. ve Kurzydowski, K.J., Grain Refinement in CuCrZr by SPD processing, Physica Status Solidi A, 207, 5 (2010) 1136-1138.
53. Wei, K.X., Wei, W., Wang, F., Du, Q.B., Alexandrov, I.V., ve Hu, J., Microstructure, Mechanical Properties and Electrical Conductivity of Industrial Cu-0.5%Cr Alloy Processed by Severe Plastic Deformation, Material Science and Engineering A, 528 (2011) 1478-1484.
54. Leon, K.V., Muboz-Morris, M.A. ve Morris, D.G., Optimisation of Strength and Ductility of Cu-Cr-Zr by Combining Severe Plastic Deformation and Precipitation, Material Science and Engineering A, 536 (2012) 181-189.
55. Purcek, G., Altan, B.S. Miskioglu, I. ve Ooi, P.H., Processing of Eutectic Zn-5%Al Alloy by Equal-Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 148 (2004) 279-287.
56. Purcek, G., Improvement of Mechanical Properties for Zn-Al Alloys Using Equal-Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 169 (2005) 242-248.

57. Furukawa, M., Ma, Y., Horita, Z., Nemoto, M., Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G., Microstructural Characteristics and Superplastic Ductility in a Zn-22%Al Alloy with Submicrometer Grain Size, Materials Science and Engineering A, 241 (1998) 122-128.
58. Shin, D.H., Park, K.T. ve Kim, Y.S., Formation of Fine Cementite Precipitates in an Ultra-Fine Grained Low Carbon Steel, Scripta Materialia, 48 (2003) 469-473.
59. Li, S., Gazder, A.A., Bayerlein, I.J., Pereloma, E.V. ve Davies C.H.J., Effect of Processing Route on Microstructure and Texture Development in Equal Channel Angular Extrusion of Interstitial-Free Steel, Acta Materialia, 54 (2006) 1087-1100.
60. Li, Y. Ve Langdon, T.G., Equal Channel Angular Pressing of An Al-6061 Metal Matrix Composite, Journal of Materials Science, 35 (2000) 1201-1204.
61. Segal, V.M., Engineering and Commercialization of Equal Channel Angular Extrusion (ECAE), Materials Science and Engineering A, 386 (2004) 269-276.
62. Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Review Processing of Metals by Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Science, 36 (2001) 2835-2843.
63. Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Principle of Equal Channel Angular Pressing for The Processing of Ultra-Fine Grained Materials, Scripta Materialia, 35 (1996) 143-146.
64. Hughes, D.A., ve Hansen, N., High Angle Grain Boundaries Formed by Grain Subdivision Mechanisms, Acta Materialia, 45 (1997) 3871-3876.
65. Furukawa, M., Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., The Shearing Characteristics Associated with Equal Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 257 (1998) 328-332.
66. Su, C.W., Lu, L. ve Lai, M.O., A Model for The Grain Refinement Mechanism in Equal Channel Angular Pressing, of Mg Alloy from Microstructural Studies, Materials Science and Engineering A, 434 (2006) 227-236.
67. Pragmell, P.B., Bowen, J.R. ve Apps, P.J., Ultra Fine Grain Structures in Aluminum Alloys by Severe Plastic Deformation Processing, Materials Science and Engineering A, 375-377 (2004) 178-185.
68. Valiev, R.Z. ve Alexandrov I.V., A Paradox of severe plastic deformation in Metals, Doklady Physics, 46 (2001) 633-635.

69. Yu, C.Y., Kao, P.W. ve Chang, C.P., Transition of tensile deformation behaviors in Ultrafine-Grained Aluminum, Acta Materialia, 53 (2005) 4019-4028.
70. Lugo, N., Llorca, N., Cabrera, J.M., ve Horita, Z., Microstructures and Mechanical Properties of Pure Copper Deformed Severely by Equal Channel Angular Pressing and High Pressure Torsion, Materials Science and Engineering A, 477 (2008) 366-371.
71. Han, B., Mohamed, F. ve Lavernia, E., Mechanical Properties Iron Processed by Severe Plastic Deformation, Metallurgical and Materials Transactions A, 34 (2003) 71-83.
72. Hansen, N. ve Ralph, B., The Strain and Grain Size Dependence of The Flow Stress of Copper, Acta Materialia, 30 (1982) 411-417.
73. Wang, Y.M., ve Ma, E., Three Strategies to Achieve Uniform Tensile Deformation in a Nanostructured Metal, Acta Materialia, 52 (2004) 1699-1709.
74. Wang, Y., Chen, M., Zhou, F. ve Ma, E., High Tensile Ductility in a Nanostructured Metal, Nature, 419 (2002) 912-915.
75. Purcek, G., Saray, O., Kucukpmeroglu, T. ve Karaman, I., Effect of Plastic Deformation on Tensile Properties and Impact Toughness of Two-phase Zn-40Al Alloy, Materials Science and Engineering A, 490 (2008) 403-410.
76. Höppel, H.W., Kautz, M., Xu, C., Murashkin, M., Langdon, T.G., Valiev, R.Z. ve Mugharbi, H., An Overview: Fatigue Behavior of Ultra-fine Grained Metals and Alloys , International Journal of Fatigue, 28 (2006) 1001-1010.
77. Kim, W.J., Hyun, C.Y. ve Kim, H.K., Fatigue Strength of Ultrafine Grained Pure Ti After Severe Plastic Deformation, Scripta Materialia, 54 (2006) 1745-1750.
78. Agnew, S.R. ve Weertman, J.R., Cyclic Softening of Ultra Fine Grain Copper, Materials Science and Engineering A, 244 (1998) 145-153.
79. Vinogradov, A., Hashimoto, S. ve Kopylov, V.I., Enhanced Strength and Fatigue Life of Ultrafine Grain Fe-36Ni Invar Alloy, Materials Science and Engineering A, 355 (2003) 277-285.
80. Vinogradov, A., Nagasaki, S., Patlan, V., Kitagawa, K. ve Kawazoe, M., Fatigue Properties of 5056 Al-Mg Alloy Produced by Equal Channel Angular Pressing, Nanostructured Materials, 11 (1999) 925-934.

81. Stalyarov, V.V., Shuster, I., Migranov, M., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y.T., Reduction of Friction Coefficient of Ultrafine Grained CP Ti, Materials Science and Engineering A, 371 (2004) 313-317.
82. Purcek, G., Karaman, I., Yapıcı, G.G., Maharbi, M.A., Kucukomeroglu, T. ve Saray, O., Enhancement in Mechanical Behavior and Wear Resistance of Severe Plastically Deformed, Two-phase Zn-Al Alloys, International Journal of Materials Research, 98 (2007) 332-337.
83. Kucukomeroglu, T., Effect of Equal Channel Angular Extrusion on Mechanical and Wear Properties of Eutectic Al-12Si Alloy, Materials and Design, 31 (2010) 782-789.
84. Purcek, G., Saray, O. ve Kul, O., Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Severely Deformed Al-12Si Casting Alloy by Equal Channel Angular Extrusion, Metals and Materials International, 16,1 (2010) 145-154.
85. Stolyarov, V.V., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y.T., Enhanced Low- Temperature Impact Toughness of Nanostructured Ti, AIP, 2006.
86. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. ve Maier, H.J., Impact Toughness of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 43 (2012) 4320-4330.
87. Song, R., Ponge, D. ve Raabe, D., Mechanical Properties of an Ultrafine Grained C-Mn Steel Processed by Warm Deformation and Annealing, Acta Materialia, 53 (2005) 4881-4892.
88. Yanagida, A., Joko, K. ve Azushima, A., Formability of Steels Subjected to Cold ECAE Process, Journal of Materials Processing Technology, 201 (2008) 390-394.
89. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. ve Maier, H.J., Formability of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steels, Metals and Materials International, 44 (2013) 4194-4200.
90. Vinograov, A., Mimaki, T., Hashimoto, S. Ve Valiev, R.Z., On the Corrosion Behavior of Ultrafine Grain Copper Produced by Equi-Channel Angular Pressing, Scripta Materialia, 41 (1999) 319-326.
91. Rofagha, R., Erb, U., Ostrander, D., Palumbo, G. ve Aust, K., The Effect of Grain Size and Phosphorus on The Corrosion of Nanocrystalline Ni-P Alloy, Nanostructured Materials, 2,1 (1993) 1-10.

92. Chung, M.K., Choi, Y.S., Kim, J.G., Kim, Y.M. ve Lee, J.C., Effect of Number of ECAP Pass Time on The Electrochemical Properties of 1050 Al Alloys, Material Science and Engineering A, 366 (2004) 282-291.
93. Horita, Z., Fujinami, T., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Improvement Mechanical Properties for Al Alloys Using Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Technology, 117 (2001) 288-292.
94. Zhilyaev, A.P., Nurislamova, G.V., Valiev, R.Z., Baro, M.D. ve Langdon, T.G., Thermal stability and Microstructural Evolution in Ultrafine-Grained Nickel After Equal Channel Angular Pressing (ECAP), Metallurgical and Materials Transactions A, 33 (2002) 1865-1868.
95. Cabibbo, M., Evangelista, E. ve Latini, V., Thermal Stability Study on two Aluminum Alloys Processed with Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Science, 39 (2004) 5659-5667.
96. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Maier, H.J., High Strength and High Ductility of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steel Produced by ECAE and Annealing, Metallurgical and Materials Transaction A, 43A (2012) 1884-1894.
97. Tanaka, T., Makii, K., Kushibe, A. ve Higashi, K., Room Temperature Deformation Behavior of Zn-22mass%Al Alloy with Nanocrystalline Structure, Materials Transactions, 43,10 (2002) 2449-2454.
98. Tanaka, T., Makii, K., Kushibe, A. ve Higashi, K., Deformation Behavior of Nanocrystalline Zn-22wt%Al Alloy Using Thermomechanical Controlling Process, Engineering Materials, 233-236 (2003) 719-724.
99. Tanaka, T., Watanabe, H. ve Higashi, K., Microstructure in Zn-Al Alloys After Equal Channel Angular Extrusion, Materials Transactions, 44,9 (2003) 1891-1894.
100. Tanaka, T. ve Higashi, K., Superplasticity at Room Temperature in Zn-22Al Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion, Materials Transactions, 45,4 (2004) 1261-1265.
101. Kumar, P., Xu, C. ve Langdon, T. G., The Significance of Grain Boundary Sliding in the Superplastic Zn-22%Al Alloy After Processing by ECAP, Materials Science and Engineering A, 410-411 (2005) 447-450.
102. Kumar, P., Xu, C. ve Langdon, T. G., Mechanical Characteristic of a Zn-22%Al Alloy Processed to Very High Strains by ECAP, Materials Science and Engineering, A 429 (2006) 324-328.

103. Valiev, R.Z., Salimonenko, D.A. ve Tsenev, N.K., Observation of High Strain Superplasticity in Commercial Aluminum Alloys with Ultrafine-Grain Size, Scripta Materialia, 37, 12 (1997) 1945-1950.
104. Yamashita, A., Horita, Z. ve Langdon T.G., Improving the Mechanical Properties of Magnesium and Magnesium Alloy Through Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 300 (2001) 142-147.
105. Neishi, K., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Achieving Superplasticity in Ultrafine-Grained Cu: Influence of Zn and Zr Additions, Materials Science and Engineering A, 352 (2003) 129-135.
106. McFadden, S.X., Mishra, R.S., Valiev, R.Z., Zhilyaev, A.P. ve Mukherjee, A.K., Low-Temperature Superplasticity in Nanostructured Nickel and Metal Alloys, Nature, 398 (1999) 684-686.
107. Kouhanjani, S.A., Bidaki, A.Z., Abedini, M. ve Parvin, N., Influence of Prior Cold Working on The Tribological Behavior of Cu-0.65wt%Cr Alloy, Journal of Alloys and Compounds, 480 (2009) 505-509.
108. Cai, M., Field, D.P. ve Lorimer, G.W., A Systematic Comparison of Static and Dynamic Ageing of Two Al-Mg-Si Alloys, Materials Science and Engineering A, 373 (2004) 65-71.
109. Tabatabaei, N., Taheri, A.K. ve Vaseghi, M., Dynamic Strain Ageing of a Commercial Al-Mg-Si-Cu Alloy During Equal Channel Angular Extrusion Process, Journal of Alloys and Compounds, 502 (2010) 59-62.
110. Choi, S.H., Simulation of Stored Energy and Orientation Gradients in Cold-Rolled Interstitial-Free Steels, Acta Materialia, 51 (2003) 1775-1788.
111. Cao, W.Q., Gu, C.F., Pereloma, E.V. ve Davies, C.H.J., Stored Energy, Vacancies and Thermal Stability of Ultra-fine Grained Copper, Materials Science and Engineering A, 492 (2008) 74-79.
112. Hazra, S.S., Gazder, A.A. ve Pereloma, E.V., Stored Energy of a Severely Deformed Interstitial-Free Steel, Materials Science and Engineering A, 524 (2009) 158-167.
113. Nagarjuna, S., Balasubramanian, K. ve Sarma, D.S., Effect of Cold Work on Precipitation Hardening Cu-4.5mass%Ti Alloy, Materials Transactions, 36,8 (1995) 1058-1066.
114. Saglam, I., Özyürek, D. ve Çetinkaya, K., Effect of Ageing Treatment on Wear Properties and Electrical Conductivity of Cu-Cr-Zr Alloy, Bulletin of Materials Science, 34 (2011) 1465-1470.
115. Rigney, D.A., Transfer Mixing and Associated Chemical and Mechanical Processes During the Sliding of Ductile Materials, Wear, 245 (2000) 1-9.

116. Archard, J.F., Contact and Rubbing of Flat Surfaces , Journal of Applied Physics, 24 (1953) 981-988.

ÖZGEÇMİŞ

Harun YANAR, 1990 yılında Osmancık'ta doğdu. 2007 yılında, Osmancık Süper Lisesi'den mezun oldu. 2012 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi, Mühendislik Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden lisans derecesini aldı. Aynı yıl Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalında yüksek lisans eğitimine başladı. 2013 yılında Bilim Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı tarafından verilen Tekno Girişim Sermaya Desteğini almaya hak kazandı. Ayrıca Sanayi bakanlığı tarafından desteklenen San-Tez projesinde tez öğrencisi olarak yer almaktadır. Harun YANAR'ın uluslararası hakemli bilimsel bir dergide yayınlanmış 1 adet makalesi ve 2 adet ulusal bildirisi bulunmaktadır.

Yüksek Lisans Eğitimi Kapsamında Yayınlanmış Makalesi:

1-G. Purcek, H.Yanar, O.Saray, I.Karaman ve H.J.Maier, Effect of precipitation on mechanical and wear properties of ultrafine-grainedCu–Cr–Zr alloy, Wear, 311, 2014, 149-158.