

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**EŞ KANALLI AÇISAL EKSTRÜZYON İŞLEMİNİN Zn-60Al VE
Zn-60Al-2Cu ALAŞIMLARININ YAPISAL, MEKANİK VE AŞINMA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mak. Müh. Onur SARAY

**Ağustos 2007
TRABZON**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**EŞ KANALLI AÇISAL EKSTRÜZYON İŞLEMİNİN Zn-60Al VE
Zn-60Al-2Cu ALAŞIMLARININ YAPISAL MEKANİK VE AŞINMA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Mak. Müh. Onur SARAY

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
"Makina Yüksek Mühendisi"
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 23.07.2007
Tezin Savunma Tarihi : 21.08.2007**

**Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Gençğa PÜRÇEK
Jüri Üyesi : Prof. Dr. Temel SAVAŞKAN
Jüri Üyesi : Prof. Dr. Ekrem YANMAZ**

Enstitü Müdürü : Prof. Dr. Emin Zeki BAŞKENT

Trabzon 2007

ÖNSÖZ

Çinko-alüminyum esaslı alaşımlar, kolay ve ucuza temin edilebilmeleri, özgün mukavemetlerinin yüksek olması ve üstün tribolojik özellikleri ile kaymalı yatak imalatında çok tercih edilen malzemelerdendir. Ancak bu alaşımların kaymalı yataklar dışındaki mühendislik uygulamalarında da kullanılabilmesi için sahip oldukları düşük süneklik ve mukavemet özelliklerinin iyileştirilmesi gerekmektedir. Bu amaca yönelik olarak uygulanmış birçok yöntem ile alaşımların mukavemet özellikleri artırılırken süneklik özellikleri mühendislik uygulamaları için yeterli seviyelere ulaşamamıştır. Öte yandan eş kanallı açısız ekstrüzyon yöntemi (EKAE) malzemelerin hem mukavemet özelliklerini hem de süneklik özellikleri iyileştirebilmekte ve bu özelliği ile bilinen birçok yöntemden ayrılmaktadır.

Yapılan çalışmada Zn60Al ve Zn60Al2Cu alaşımlarına uygulanan eş kanallı açısız ekstrüzyon yönteminin alaşımların yapısal ve mekanik özellikleri ile aşınma davranışlarına etkisi incelenmiştir. EKAE işlemi uygulanmış alaşımların süneklik, çentik darbe tokluğu gibi teknolojik öneme sahip özellikleri mukavemet değerleri azalmadan iyileştirilmiştir.

Bu konuyu seçmeme vesile olarak önemli bir bilgi birikimine sahip olmamı sağladığı, çalışmalarım sırasında bilgisini ve tecrübesini paylaştığı için Sayın Hocam Yrd. Doç. Dr. Genççağa Pürçek'e teşekkürlerimi sunarım. Çalışmalarım sırasında yardımını ve yapıcı eleştirilerini esirgemediği ve karşılaştığım birçok probleme çözüm getirerek bu çalışmayı tamamlamamda büyük emeğe sahip olan Sayın Hocam Yrd. Doç. Dr. Tefvik Küçükömeroğlu'na teşekkür ederim. Bu çalışmayı destekledikleri için TÜBİTAK ve Karadeniz Teknik Üniversitesi'ne teşekkür ederim. Ayrıca Makina Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgahları laboratuvarında çalışan tüm teknisyenlere teşekkür ederim.

Çalışmalarım boyunca desteklerini esirgemedikleri için ve sevgili ailem ve Serap Hüseyinoğlu'na çok teşekkür ederim.

Onur SARAY

Trabzon 2007

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	II
İÇİNDEKİLER.....	III
ÖZET	V
SUMMARY	VI
ŞEKİLLER DİZİNİ	VII
TABLolar DİZİNİ.....	XI
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Eş-Kanalda Açısal Ekstrüzyon (EKAE).....	3
1.2.1. Uygulama Prensipleri	3
1.2.2. EKAE Yönteminin Geometrik Ve İşlem Parametreleri	6
1.2.2.1. Kalıp Açıları	6
1.2.2.2. EKAE Rotaları	7
1.2.2.3. Ekstrüzyon Sıcaklığı.....	9
1.2.2.4. Ekstrüzyon Hızı	10
1.2.2.5. Ters Basınç Etkisi.....	10
1.3. EKAE İşleminde Tane İncelme Mekanizması	11
1.4. EKAE İşleminin Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi	13
1.4.1. Mukavemet ve Süneklik	13
1.4.2. Yorulma.....	14
1.4.3. Süperplastik Davranış.....	15
1.4.4. Darbe Tokluğu.....	16
1.4.5. Sürtünme ve Aşınma	16
1.4.6. Isıl Kararlılık	17
1.4.7. EKAE Yönteminin Endüstriyel Uygulanabilirliği	17
1.5. Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlar	19
1.5.1. Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlarının Faz Diyagramları	20
1.5.2. Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlarının Mekanik Özellikleri.....	23

1.5.3.	Çinko-alüminyum Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri.....	25
1.6.	Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	26
2.	DENEYSEL ÇALIŞMA	29
2.1.	Deney Alaşımları.....	29
2.2.	Eş Kanallı Açısız Ekstrüzyon İşlemi.....	29
2.3.	Mekanik Özellik İncelemeleri	34
2.4.	Sürtünme ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi	36
3.	BULGULAR	38
3.1.	Alaşımların Kimyasal Bileşimi ve Yapısal İncelemelerinden Elde Edilen Bulgular	38
3.2.	Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	45
3.2.1.	Sertlik	45
3.2.2.	Çekme Deneyinden Elde Edilen Bulgular.....	51
3.2.3.	Çentik Darbe Deneyinden Elde Edilen Bulgular	62
3.3.	Aşınma Deneyinden Elde Edilen Bulgular	67
4.	İRDELEME.....	75
5.	SONUÇLAR	84
6.	ÖNERİLER	86
7.	KAYNAKLAR.....	87
	ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

Kokil döküm yöntemiyle üretilen Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarına değişik rota (Rota-A ve Rota-Bc) ve paso sayılarında (1, 2 ve 4 paso) eş kanalda açısız ekstrüzyon (EKAE) işlemi uygulandı. Uygulanan EKAE işleminin alaşımların yapısal, mekanik (sertlik, mukavemet, süneklik ve tokluk) ve aşınma özellikleri üzerindeki etkileri sistematik bir şekilde incelendi.

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının EKAE işlemi öncesi dökülmüş durumdaki içyapıları alüminyumca zengin α -dendritleri ile bu dendritleri çevreleyen $\alpha+\eta$ ötektoid karışım bölgelerinden oluşmaktadır. Zn-60Al-2Cu alaşımının içyapısında ise bakır katkısından dolayı dendritler arası bölgelerde çökelen θ -fazı da bulunmaktadır. Uygulanan EKAE işlemi alaşımların içyapısını etkileyerek dendritik yapının tamamen kaybolmasına, katılma sırasında oluşan mikro-gözenek ve yapısal homojensizliklerin büyük oranda giderilmesine ve uygulama rotasına bağlı olarak fazların incelenerek yönlendirilmesine neden olmaktadır.

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi söz konusu alaşımların çekme ve akma mukavemetini artırmaktadır. Ancak, bundan sonra uygulanan EKAE işleminde artan paso sayısı ile alaşımların mukavemet değerleri azalmaktadır. Bu azalma Zn-60Al alaşımında daha etkili olarak ortaya çıkmaktadır. Bu azalmaya rağmen, bakır içeren alaşımda 4 paso sonrası elde edilen mukavemet değerleri hala dökülmüş durumda elde edilen değerlerden yüksektir. Uygulanan EKAE işlemi, söz konusu alaşımların süneklik ve tokluk değerlerini artırmaktadır. Bu durum, alaşımlara uygulanan EKAE işlemi ile döküm yapısının ortadan kalkması, yapısal inceltme ve deformasyona bağlı homojenizasyon etkilerine dayandırılarak açıklanmaktadır. Öte yandan, uygulanan EKAE işlemi alaşımların sertlik değerlerini azaltmaktadır. Zn-60Al-2Cu alaşımına Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi, söz konusu alaşımın aşınma davranışını iyileştirmektedir. Bu iyileşme artan yüzey basıncı ve kayma mesafesiyle daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır.

Dökülmüş durumda gevrek bir özellik sergileyen Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları, uygulanan EKAE işlemi ile mukavemet değerlerinde önemli bir azalma olmadan sünek ve tok malzemeler haline gelmektedir.

Anahtar Kelimeler: Eş Kanallı Açısız Ekstrüzyon, aşırı plastik deformasyon, Zn-Al esaslı Alaşımlar, Mekanik Özellikler, Aşınma

SUMMARY

Effect of Equal Channel Angular Extrusion Process on Microstructural, Mechanical and Wear Properties of Zn-60Al and Zn-60Al-2Cu Alloys

In this study, Zn-60Al and Zn-60Al-2Cu alloys were produced by permanent mould casting. After casting, equal channel angular extrusion (ECAE) was applied by using Route-A and Route-Bc up to four passes. Effect of ECAE parameters (Route and pass number) on structural, mechanical and wear properties were examined systematically.

Microstructure of Zn-60Al consists of Al-rich α - dendrites and Zn-rich eutectoid $\alpha+\eta$ phase. Microstructure of Zn-60Al-2Cu alloy composed of the same phases of Zn-60Al alloy and also Cu-rich θ -phase due to copper addition precipitated inter-dendritic regions. The ECAE led to elimination of dendritic structure and elongated and fragmented microconstituents occurred depending on processing route and number of passes.

Strength values of the alloys after one-pass ECAE increased and then decreased by increasing the number of passes. This effect is more pronounced in binary Zn-60Al alloy. After four-pass-ECAE in both routes, the strength values obtained from ternary Zn-60Al-2Cu alloy are higher than those obtained from the alloy in the as-cast state. Ductility and toughness of the alloys increased with increasing the number of ECAE passes in both processing routes due to the elimination of dendritic structure and structural defects, structural refinement and strain induced homogenization. The ECAE process generally improved the wear behavior of the Zn-60Al-2Cu alloy and this effect was found to be more effective in operation conditions of higher applied pressure and longer sliding distance.

Brittleness which is the major drawback of as-cast alloys was overcome by applied ECAE process without considerable decrease in strength values of Zn-60Al alloy and with increase in strength values of Zn-60Al-2Cu alloy.

Key Words: Equal Channel Angular Extrusion, Severe Plastic Deformation, Zn-Al Based Alloys, Mechanical Properties, Wear

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	Aşırı plastik deformasyon yöntemleri: (a) Eş kanallı açılal ekstrüzyon, (b) tekrarlı ekstrüzyon ve basma, (c) yüksek basınç altında burma, (d) kapalı kalıpta dövme, (e) birikimli bağ haddesi (f) tekrarlı bükme-doğrultma	2
Şekil 2.	(a) Dış köşesi yuvarlatılmamış ve (b) dış köşesi yuvarlatılmış bir EKAE kalıbının şematik resmi	5
Şekil 3.	Φ ve Ψ açılarının numuneye uygulanana eş değer şekil değişimine etkisi.....	6
Şekil 4.	EKAE işleminde kullanılan temel Rotalar ve bunların uygulanış biçimlerini gösteren şematik resimler.....	8
Şekil 5.	EKAE işleminde kübik bir elemanın çeşitli paso ve Rota sayılarında deformasyonu.....	8
Şekil 6.	EKAE işleminde ters basıncın uygulanması.....	11
Şekil 7.	SDH yapıllı Mg'un EKAE işleml ile tane boyutunun nasıl incelmişini gösteren modelin şematik resmi. (a) EKAE uygulanmamış durum, (b) düzensiz dislokasyon oluşumu, (c) dislokasyon sınırlarının (dar açılı tane sınırları) oluşturması ve (d) dislokasyon sınırlarının arasındaki açılal yönlendirme farkının artarak alt tane oluşumunun tamamlanması	13
Şekil 8.	Sürekli EKAE yöntemleri. (a) İkili merdane düzeni ile besleme, (b) planet tipi merdaneler ile besleme ve (c) çubuk tipi ürünler için geliştirilen sürekli EKAE yöntem	19
Şekil 9.	İkili çinko-alüminyum faz diyagramı	21
Şekil 10.	Çinko-alüminyum-bakır alaşım sisteminin 350°C sıcaklıkta izotermal kesiti ...	22
Şekil 11.	EKAE kalıbının şematik resimleri: a) montaj durumu, b) Çekirdeği oluşturan parçaların şematik resmi	30
Şekil 12.	Deneylerde kullanılan EKAE kalıbının fotoğrafı	30
Şekil 13.	Kanala ait geometrik parametreler.....	31
Şekil 14.	Deneylerde kullanılan EKAE rotaları: (a) Rota A ve (b) Rota Bc.....	33
Şekil 15.	EKAE ile proses edilen örneklerden metalografik numunelerin çıkarıldığı ve sertlik ölçümlerinin yapıldığı kesitleri gösteren şematik resim	34
Şekil 16.	Çekme numunesinin şekil ve boyutları (a) ve EKAE örneğindeki konumu(b). ..	35
Şekil 17.	(a)Çentik darbe numunesinin boyutları ve (b) EKAE örneğindeki konumu	35
Şekil 18.	Aşınma deney düzeneğinin fotoğrafı	36
Şekil 19.	Aşınma numunelerinin (a) boyutları ve (b) EKAE örneklerindeki konumu	37
Şekil 20.	Zn-60Al alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	40

Şekil 21. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	40
Şekil 22. İkili Zn-60Al alaşımına Rota-A'da uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti	41
Şekil 23. İkili Zn-60Al alaşımına Rota-Bc'de uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti.....	42
Şekil 24. Üçlü Zn-60Al-Cu alaşımına Rota-A'da uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y kesiti.....	43
Şekil 25. Üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımına Rota-Bc'de uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti	44
Şekil 26. Zn-60Al2Cu alaşımının çeşitli rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrası yüksek büyütmede Y-kesitinden çekilen iç yapı resimleri (a) 1 paso (b) Rota-A, 2 paso(c) Rota-A, 4 paso (d) Rota-Bc, 2 paso (e) Rota-Bc, 4 paso	45
Şekil 27. Zn-60Al alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumda, X-,Y- ve Z-kesitlerindeki sertlik değerlerinin paso sayısına göre değişimi: (a) Rota-A ve (b) Rota-Bc	47
Şekil 28. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumda, X-, Y-ve Z-kesitlerindeki sertlik değerlerinin paso sayısına göre değişimi: (a) Rota-A ve (b) Rota-Bc	48
Şekil 29. Zn-60Al alaşımının içyapısını oluşturan fazların dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki mikro-sertlik değerlerinin paso sayısı ile değişimi	50
Şekil 30. Zn-60Al-2Cu alaşımının içyapısını oluşturan fazların dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki mikro-sertlik değerlerinin paso sayısı ile değişimi.....	50
Şekil 31. Zn-60Al alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumlardaki gerilme-uzama diyagramları: (a)Rota-A (b) Rota-Bc.....	52
Şekil 32. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumda gerilme-uzama diyagramları: (a)Rota-A (b) Rota-Bc.....	53
Şekil 33. Zn-60Al alaşımının çekme ve akma dayanımı değerlerinin paso sayısına bağlı olarak değişimi.....	55
Şekil 34. Zn-60Al alaşımının kopma uzaması ve kesit büzülmesi değerlerinin paso sayısına bağlı olarak değişimi	55

Şekil 35. Zn-60Al-2Cu alaşımının çekme ve akma dayanımının her iki işlem rotasında paso sayısına göre değişimi.....	57
Şekil 36. Zn-60Al-2Cu alaşımının kopma uzaması ve kesit büzülmesi değerlerinin her iki işlem rotasında paso sayısına göre değişimi.....	57
Şekil 37. Dökülmüş (0 P) ve değişik rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi görmüş alaşımlardan üretilen çekme numunelerinin deney sonrası elde edilen resimleri (P: Paso sayısı).....	58
Şekil 38. (a) Zn-60Al alaşımına ait dökülmüş, (b) bir pasoluk EKAE işlemi uygulanmış, (c) Rota-A'da iki paso ve (d) Rota-A'da dört pasoluk KAE işlemi uygulanmış, (e) Rota-Bc'de 2 paso ve (f) Rota-Bc'de dört pasoluk EKAE uygulanmış durumdaki çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri.....	59
Şekil 39. (a) Zn-60Al-2Cu alaşımına ait dökülmüş, (b) bir pasoluk EKAE işlemi uygulanmış, (c) Rota-A'da iki paso ve (d) Rota-A'da dört pasoluk KAE işlemi uygulanmış, (e) Rota-Bc'de 2 paso ve (f) Rota-Bc'de dört pasoluk EKAE uygulanmış durumdaki çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri.....	60
Şekil 40. EKAE işlemiyle Rota-Bc'de 4 paso sayısında işlem gören Zn-60Al-2Cu alaşımından üretilen çekme numunesinin kırılma yüzeyinde görülen çukurcukların ve çukurcukların dindeki θ parçacığının büyük büyütmelelerdeki SEM görüntüsü	61
Şekil 41. Alaşımların dökülmüş durumda ve EKAE işlemi sonrasındaki çentik darbe tokluğunun paso sayısına bağlı olarak değişimi: (a)Zn-60Al, (b) Zn-60Al-2Cu	64
Şekil 42. Zn-60Al alaşımından üretilen çentik darbe numunelerinin kırık yüzey resimleri: (a) Dökülmüş, (b) bir paso, (c) Rota-A'da iki paso, (d) Rota-A'da dört paso, (e) Rota-Bc'de iki paso, (f) Rota-Bc'de dört paso	65
Şekil 43. Zn-60Al-2Cu alaşımından üretilen çentik darbe numunelerinin kırık yüzey resimleri: (a) Dökülmüş, (b) bir paso, (c) Rota-A'da iki paso, (d) Rota-A'da dört paso, (e) Rota-Bc'de iki paso, (f) Rota-Bc'de dört paso	66
Şekil 44. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumda ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda ağırlık kaybının uygulanan yüzey basıncıyla değişimi	67
Şekil 45. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda ağırlık kaybının kayma mesafesine bağlı olarak ağırlık kaybı	68
Şekil 46. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda yüzey basıncına bağlı ortalama sürtünme katsayısı.....	69
Şekil 47. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumda ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda kayma mesafesine bağlı ortalama sürtünme katsayısı.....	70

- Şekil 48. Dökülmüş ve Rota-A'da dört pasoluk EKAE işlemi uygulanmış durumdaki Zn-60Al-2Cu alaşımından üretilen ve çeşitli yüzey basınçlarında aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerini SEM resimleri: (a)-(f) dökülmüş, (g)-(l) Rota-A'da 4 dört paso sayısında EKAE işlemi uygulanmış durum 72
- Şekil 49. Dökülmüş ve Rota-A'da çeşitli paso sayılarında EKAE işlemi uygulanmış durumdaki Zn-60Al-2Cu alaşımının SEM görüntüleri: (a) dökülmüş, (b) 1 paso (c) 2 paso ve (d) 4 paso (Kayma mesafesi=11,88 km)..... 74

TABLULAR DİZİNİ

Sayfa No

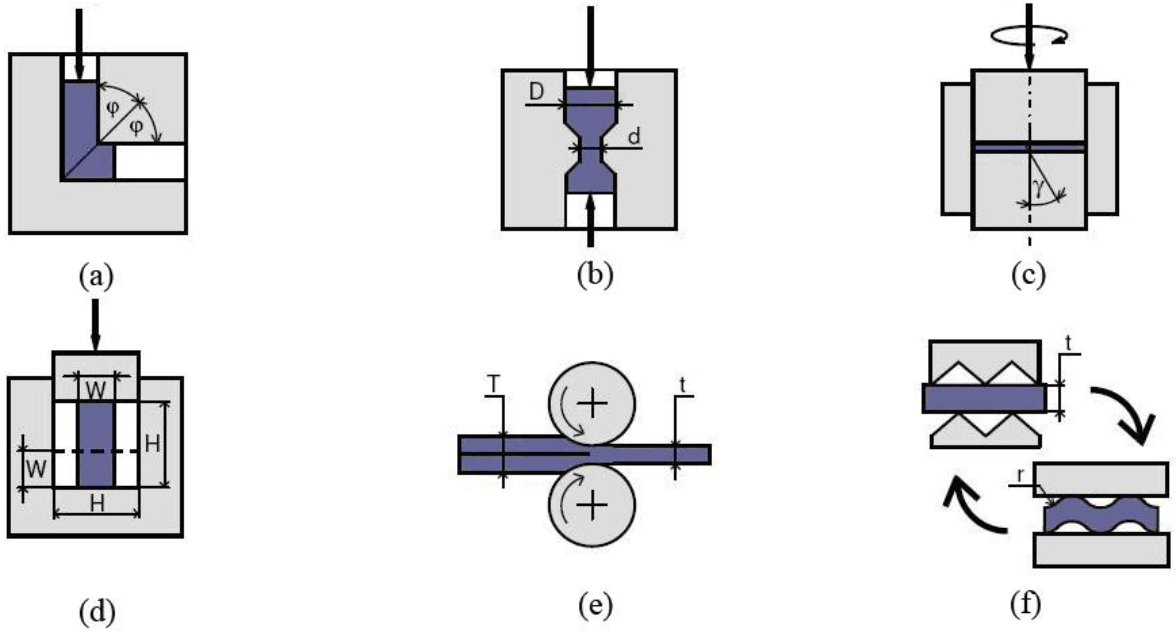
Tablo 1.	İkili çinko-alüminyum alaşım sisteminde gerçekleşen faz dönüşümleri.....	22
Tablo 2.	Zn-Al-Cu alaşım sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri	23
Tablo 3.	EKAE deneylerinde kullanılan işlem parametreleri	32
Tablo 4.	Alaşımın kimyasal bileşimleri.....	38
Tablo 5.	Zn-60Al alaşımının dökülmüş ve Rota-A ve Rota-Bc'de 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işlemine tabi tutulmuş durumlardaki sertlik değerleri	46
Tablo 6.	Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A ve Rota-Bc 'de 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işlemi uygulanmış durumdaki sertlik değerleri	46
Tablo 7.	Zn-60Al alaşımının oluşturan fazların dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki mikro-sertlik değerleri	49
Tablo 8.	Zn-60Al alaşımından dökülmüş durumda ve EKAE işlemi sonrasında elde edilen mekanik özellikler.....	54
Tablo 9.	Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumda ve EKAE işlemi sonrası elde edilen mekanik özellikleri.....	54
Tablo 10.	Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A ve Rota-Bc'de gerçekleştirilen 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası elde edilen çentik darbe tokluğu değerleri	62

1.GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Mühendislik malzemelerinin sertlik, mukavemet ve süneklik gibi temel mekanik özellikleri, o malzemelerin hangi tür mühendislik uygulamalarında kullanılabileceğinin belirlenmesi açısından son derece önemlidir. Bu alanda yapılan çalışmaların çoğu, malzemelerin mekanik özelliklerini geliştiren üretim yöntemleri ya da bu özellikleri iyileştiren üretim sonrası uygulamalar üzerine yoğunlaşmıştır. Öte yandan, hızla devam etmekte olan araştırmalar, mikron altı tane boyutuna sahip (tane boyutu 1-1000 nm) malzemelerin üstün mekanik özelliklere sahip olduğunun anlaşılması ile farklı bir boyut kazanmış ve bu malzemelerin etkin bir şekilde üretimini mümkün kılacak yöntemlerin geliştirilmesi önemli araştırma konuları arasında yerini almıştır [1]. Bu amaç için çeşitli yöntemler geliştirilmiştir. Aşırı plastik deformasyon, mekanik alaşımlama, buhar fazından çöktürme, elektro-kaplama, mikron altı yapıya sahip malzemelerin üretiminde kullanılan başlıca yöntemlerdir [2]. Öte yandan, plastik deformasyonla malzemelerin döküm yapısını değiştirerek tane yapısının inceltmesi ve bu sayede mekanik özelliklerin iyileştirmesi uzun yıllardır bilinen yöntemlerden biridir. Geleneksel plastik deformasyon yöntemleri arasında sayılabilecek ekstrüzyon, dövme ve haddeleme gibi metal şekillendirme yöntemleri ile sağlanan iyileşmeler bazı olumsuzlukları da beraberinde getirmektedir. Ayrıca söz konusu yöntemler işlem itibarıyla yetersizlikler de içermektedir. Bu yöntemlerin tümünde, deforme edilen malzemelerde boyutsal değişim oluşmakta ve bu durum uygulanacak deformasyon oranını sınırlamaktadır. Ayrıca, elde edilen tane incilmesi ve bunun beraberinde mekanik özelliklerdeki iyileşmeler de sınırlı kalmaktadır. Diğer taraftan, homojen olmayan deformasyon nedeniyle kütleli formda malzemenin yapısal ve mekanik özelliklerinde anizotropi oluşmaktadır. Bu tür yetersizlik veya olumsuzlukları gidermek, çok daha küçük tane boyutuna sahip malzemeler üretmek için son yıllarda yoğun çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalar neticesinde aşırı oranda deformasyon uygulayarak malzemenin tane yapısını mikron altı mertebelere kadar incelterek malzemelere geleneksel yöntemlerle elde edilmesi imkansız özellikler kazandıran yöntemler geliştirilmiştir. Bunlar literatürde “aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri” olarak isimlendirilmektedir.

Aşırı plastik deformasyon yöntemleri, geleneksel yapıdaki (iri taneli) malzemelere yüksek miktarda plastik deformasyon uygulanması sonucunda, tanelerin bölünerek geniş açılı tane sınırları ile ayrılmış alt tanelerin oluşturulması ve böylece tane boyutunun mikrometrenin altına düşürülmesi esasına dayanmaktadır [3]. Malzemelere kütleli formda aşırı plastik deformasyon uygulanabilmesi için deformasyona uğrayan malzemenin işlem öncesinde sahip olduğu boyutları işlem sonrasında da koruması gerekmektedir. Başka bir deyişle, deformasyon sırasında malzemede boyutsal değişimin oluşmaması gerekmektedir. Bu sayede söz konusu işlem aynı malzemeye defalarca uygulanabilmektedir. APD yöntemlerinin arasında; eş kanallı açılal ekstrüzyon (EKAE), tekrarlı ekstrüzyon ve basma, yüksek basınç altında burma, kapalı kalıpta tekrarlı dövme, birikimli bağ haddesi ve tekrarlı bükme-doğrultma sayılabilir. [4]. Bu yöntemleri gösteren şematik resimler Şekil 1’de verilmiştir.



Şekil 1. Aşırı plastik deformasyon yöntemleri: (a) Eş kanallı açılal ekstrüzyon, (b) tekrarlı ekstrüzyon ve basma, (c) yüksek basınç altında burma, (d) kapalı kalıpta dövme, (e) birikimli bağ haddesi (f) tekrarlı bükme-doğrultma [4]

Segal ve arkadaşları [4] tarafından 80’li yıllarda önerilmiş olan EKAE yöntemi batılı ülkelerin de bu konu üzerine ilgi göstermesi ve diğere APD yöntemlerine kıyasla sahip olduğu bazı üstünlükler nedeni ile son on yılların önemli araştırma konuları arasında yerini almıştır.

Sözü edilen yöntemin, sahip olduğu başlıca stnlkler arasında basit ve ekonomik oluşu, mühendislik uygulamalarında kullanılabilir boyutta ürün elde edilebilmesi, işlem sırasında malzemede herhangi bir boyutsal değişimin oluşmaması ve kütlesel formda çok ince taneli yapıların elde edilebilmesi sayılabilir. Ayrıca, gereken hidrostatik basıncın nispeten düşük olması ve buna bağlı olarak işlemin basit geometrilere sahip araçlar ile sürdürülebilmesi de bu yöntemin diğer önemli avantajlarını teşkil etmektedir [5].

EKAE yöntemi üzerine özellikle gelişmiş ülkelerde yoğun araştırma-geliştirme çalışmaları yürütülmektedir. Bu çalışmalarda söz konusu yöntem daha çok endüstriyel uygulama alanı olan saf metal ve bazı alaşımlara uygulanmış ve olumlu sonuçlar elde edilmiştir [6]. Bu malzemeler arasında; saf alüminyum ve alüminyum alaşımları [3, 7], saf titanyum ve titanyum alaşımları [8,9], magnezyum alaşımları [10], saf bakır ve bakır alaşımları [11-12], süperplastik çinko-alüminyum alaşımı [13,14], alaşımlı ve alaşımsız çelikler [15-17], kompozit malzemeler [18], toz metalurjisi ile üretilmiş malzemeler [19], metallar arası bileşikler [20], ve hafızalı alaşımlar [21] sayılabilir.

Son yıllarda mühendislik uygulamaları için geliştirilen malzemelerden olan çinko-alüminyum esaslı alaşımlar pek çok demir ve demir dışı alaşımların yerine kullanılması önerilmektedir [22]. Ancak düşük mukavemet, yetersiz süneklik ve tokluk değerleri ile yüksek çalışma sıcaklıklarında boyutsal karasızlık gibi bazı dezavantajlar sözü edilen alaşımların kullanım alanlarını kısıtlamaktadır [23]. Söz konusu alaşımların yukarıda önerilen yöntem ile yetersiz özellikleri belli oranlarda iyileştirilebilirse gelecekte bu alaşımların uygulama alanlarının da artabileceği söylenebilir. Bu alaşımların düşük maliyetleri rekabetin ön plana çıktığı dünyada bir üstünlük olarak oluşturmakta ve basit ve ekonomik sayılabilecek yöntemlerle mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi bu alaşımları eşdeğerlerine göre ne çıkaracaktır.

1.2. Eş-Kanalda Açısal Ekstrüzyon (EKAE)

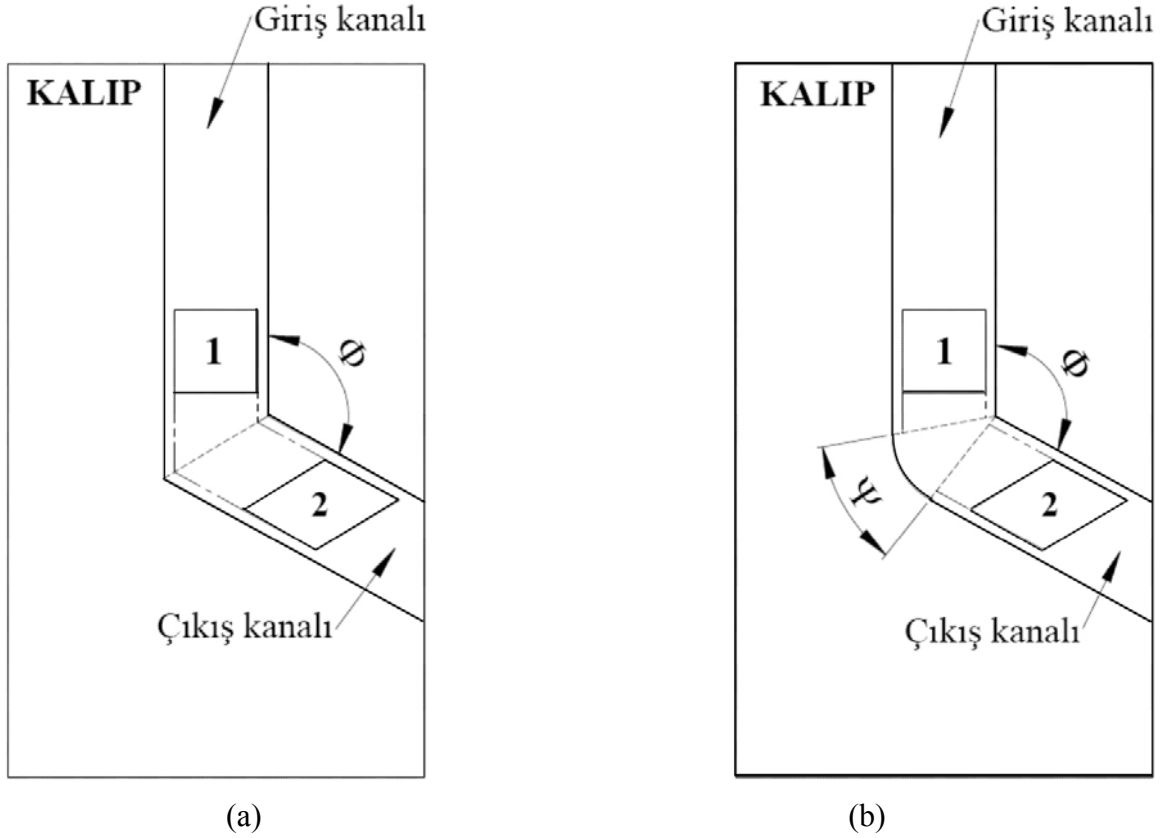
1.2.1. Uygulama Prensipleri

Malzemeye eş kanallı açısal ekstrüzyon ile aşırı oranda plastik deformasyon uygulamak için; eş kesit geometrisine sahip doğrusal iki kanalın aralarında Φ kalıp açısı oluşacak biçimde kesişmesinden meydana gelen ‘‘L’’ Şekilli kanalın açılması ile elde

edilmiş bir kalıp kullanılır. Bu şekilde oluşmuş tipik bir EKAE kalıbının şematik resmi Şekil 2(a)'da verilmiştir.

EKAE yönteminde, giriş kanalına yerleştirilen örnek bir itici yardımıyla çıkış kanalına doğru itilir. Örnek, giriş kanalı ile çıkış kanalının kesiştiği düzlemden (deformasyon bölgesi) geçerken basit kayma mekanizması ile plastik deformasyona maruz bırakılır. Başka bir deyişle, Şekil 2(a)'da henüz deformasyon bölgesinden geçmemiş (1) numaralı kübik eleman kayma düzleminde geçtikten sonra (2) ile gösterilmiş elemanı oluşturacak biçimde şekil değişimine zorlanır. Eş kanalda açısız ekstrüzyon yönteminde kanal yüzeylerinde sürtünme etkilerinin ihmal edilmesi durumunda örneğe uygulanan deformasyon kesit boyunca homojen olarak dağılır. Ancak uygulamada sürtünme etkilerinin göz ardı edilemeyecek kadar büyük değerlerde olması örnek kesitinde homojen deformasyonun gerçekleşmesini engellemektedir. Özellikle örnek yüzeylerinde oluşan aşırı sürtünme etkisi, yüzey ve yüzeye yakın bölgelerde yapısal değişimlere ve buna bağlı olarak mekanik özellik değişimlerine neden olmaktadır. Bu nedenle, EKAE işleminde kullanılan kalıp ve örnek yüzeyleri her pasodan önce uygun yağlayıcılar ile yağlanarak oluşabilecek sürtünme etkisi en aza indirilmeye çalışılır. Öte yandan son yıllarda yapılan çalışmalarda gerek örnek yüzeyindeki sürtünme etkilerini azaltmak gerekse EKAE basıncını düşürmek amacıyla hareketli yüzeylere sahip kalıp geometrileri de tasarlanıp imal edilmektedir [24].

Özellikle deformasyon sertleşmesi davranışı gösteren malzemelere uygulanan EKAE işlemi sırasında keskin köşe geçişine sahip kalıplarda “ölü metal bölgesinin” oluştuğu görülmüştür (Şekil 2 (a)) [25]. Bu durum, örneğin kanal yüzeyi ile temasının kesilmesine ve uygulanan şekil değişiminin örnek kesiti boyunca homojen olmamasına neden olduğu için istenmemektedir [25]. Bu problemin görüldü malzemelerde, kalıbın dış köşesi uygun bir açıda yuvarlatılarak örneğin kanal yüzeyine teması sağlanmaktadır. Bu tip bir yuvarlatmanın uygulandığı eş kanallı açısız ekstrüzyon kalıbının şematik resmi Şekil 2 (b)'de gösterilmiştir.



Şekil 2. (a) Dış köşesi yuvarlatılmamış ve (b) dış köşesi yuvarlatılmış bir EKAE kalıbının şematik resmi

EKAE işleminde örneğe uygulanan şekil değişiminin büyüklüğü giriş ve çıkış kanalının kesiştiği bölgenin geometrik parametrelerine bağlı olarak değişmektedir. Başka bir deyişle örneğe uygulanan şekil değişimi miktarı; kalıp iç köşe açısı (Φ) ve kalıp dış köşe açısı (Ψ) değerlerinin büyüklüğüne bağlıdır. Şekil 2(b)'de görülen kalıp geometrisi için örneğe uygulanan deformasyon miktarı analitik olarak belirlenmiş ve (1) numaralı denklemde görüldüğü gibi ifade edilmiştir [26].

$$\gamma = 2 \cdot \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \quad (1)$$

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cdot \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \right] \quad (2)$$

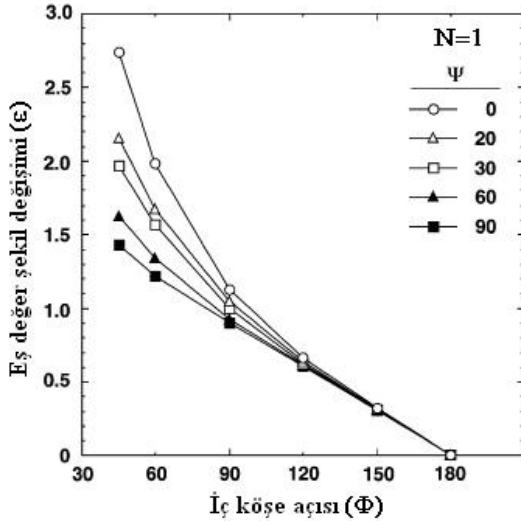
EKAE işlemi sırasında örneğe uygulanan eş değer şekil değişimi miktarı ise (2) numaralı denklemde verilmiştir [6]. Bu denklemde N, örneğe uygulanan paso sayısını göstermektedir.

1.2.2. EKAE Yönteminin Geometrik ve İşlem Parametreleri

EKAE yönteminde kullanılan geometrik ve işlem parametreleri proses sonrası elde edilen yapısal ve mekanik özellikleri büyük ölçüde etkilemektedir. Bu parametreler; kalıp açıları (Φ , Ψ), EKAE rotaları, ekstrüzyon sıcaklığı, ekstrüzyon hızı ve uygulanan ters basınç olarak sıralanabilir.

1.2.2.1. Kalıp Açıları

EKAE kalıbına ait kalıp iç köşe açısının (Φ) ve kalıp dış köşe açısının (Ψ) değeri, örneğe uygulan eşdeğer şekil değişiminin büyüklüğünü belirlemektedir (Şekil 3). Söz konusu kalıp açılarının bir pasoluk EKAE işlemi sonrası örneğe uygulanan şekil değişimine etkisi Şekil 3’de verilmiştir.



Şekil 3. Φ ve Ψ açılarının numuneye uygulanana eş değer şekil değişimine etkisi [27]

Şekil 3’den görüldüğü gibi EKAE işleminde yüksek eş değer şekil değişimi değerlerine ulaşabilmek için Φ ve Ψ değerlerinin olabildiğince küçük seçilmesi gerekmektedir. Ayrıca, kalıp açısının 90° den daha büyük değerlerinde yuvarlatma açısının eşdeğer şekil değişimine çok az etkisi olduğu da görülmektedir.

Kalıp açısının EKAE işlemine etkisi deneysel olarak da incelenmiş ve 90° lik kalıp açısı ile yapılan işlemlerde, geniş açılı tane sınırlarının hacimsel oranının yüksek olduğu ve

bu oranın büyüyen kalıp açısı ile düştüğü görülmüştür [28]. Bu anlamda EKAE işlemi sonrasında elde edilen mikro yapısal özelliklere, işlem sırasında uygulanan toplam deformasyon miktarından çok, her bir pasoda uygulanan deformasyon miktarının etkili olduğu anlaşılmıştır [27, 28].

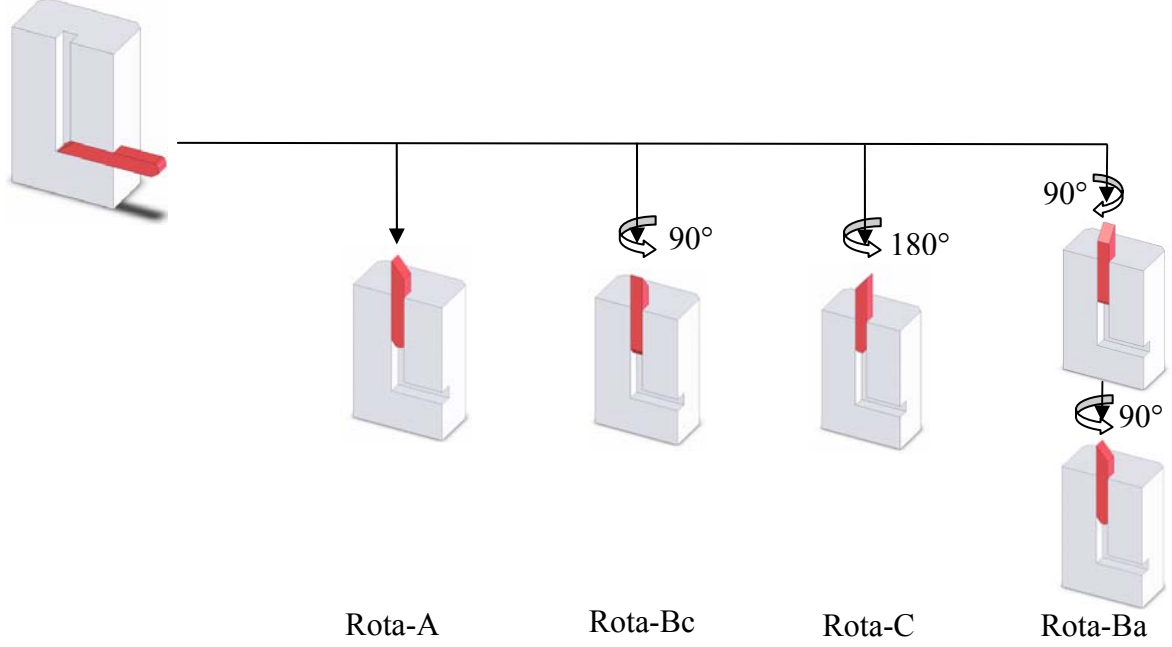
Öte yandan, deformasyonu zor olan gevrek yapılı malzemelere küçük açılı kalıplarla EKAE işlemi uygulamak zorlaşmaktadır. Böyle durumlarda bir pasoda örneğe uygulanan plastik deformasyon miktarını azaltmak için 90° 'nin üzerinde açılara sahip kalıplar da kullanılabilir. Ayrıca, sünek malzemelerin 90° 'den daha küçük kalıp açılarında EKAE işlemine tabi tutulması her bir pasoda uygulanacak plastik deformasyon miktarını artırmakta ve optimum özellikler için uygulanması gereken paso sayısını azaltmaktadır. Bu amaçla yapılan bir çalışmada [27], 60° 'lik kalıp iç köşe açısına sahip EKAE kalıbında saf Al ve Al-Mg-Sc alaşımı başarıyla proses edilmiştir.

1.2.2.2. EKAE Rotaları

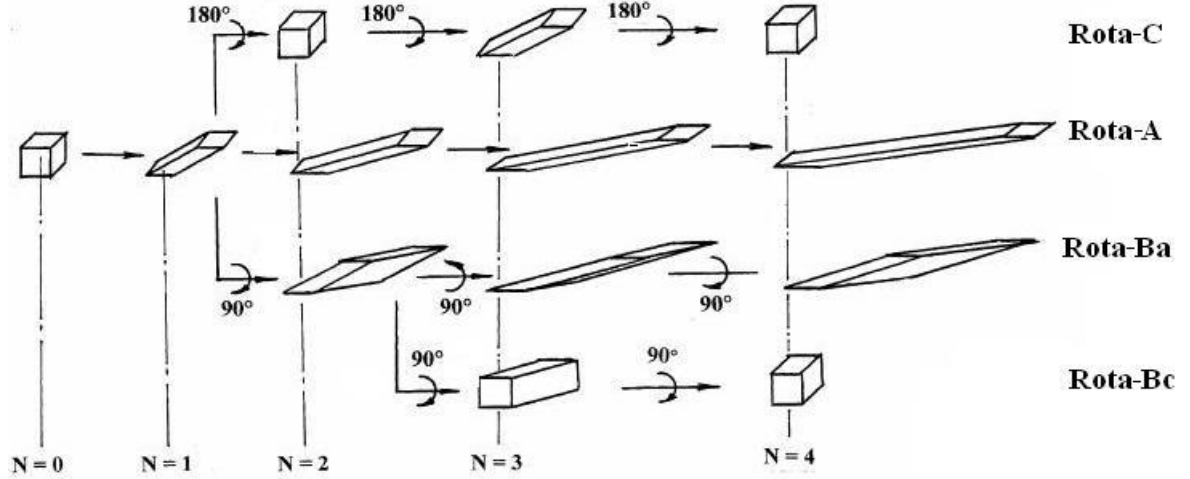
EKAE işlemi ile elde edilen içyapısal özelliklere uygulanan plastik deformasyon miktarının yanında, bu deformasyonun içyapıda sebep olduğu yönlenmeler de önem taşır. Bu nedenle çok pasolu EKAE işleminde, pasolar arasında örneğin kalıba giriş pozisyonu değiştirilerek deformasyonun farklı kayma düzlemlerinde sürdürülmesi sağlanabilir. EKAE işlemi uygulanacak örnekler arasında yapılan pozisyon değişikliği EKAE Rotası olarak adlandırılmaktadır. Rotaların uygulanması ile ortaya çıkan farklı kayma yönleri örneğin içyapısal özelliklerinde ve mekanik özelliklerinde önemli farklılıklara yol açmaktadır [30]. EKAE işleminde uygulanan dört temel rota ve bu rotaların uygulanış biçimleri Şekil 4'de verilmiştir. Rota-A'da örnek pasolar arasında sürekli aynı pozisyonda (döndürülmeden) EKAE kalıbına sokulmaktadır. Rota-Bc'de, örnek her paso arasında hep aynı yönde 90° döndürülerek kalıba yerleştirilir. Rota-C'de, örneğin pasolar arasında hep aynı yönde 180° döndürülerek kalıba yerleştirilir. Rota-Ba'da ise örnek, her paso arasında önceki döndürme konumuna ters yönde 90° döndürülerek kalıba yerleştirilir.

EKAE işlemi sonrası elde edilen tane büyüklüğü ve tanelerin morfolojik özellikleri, uygulanan rotaya bağlı olarak değişmektedir. Bu nedenle çeşitli uygulama rotalarında gerçekleştirilmiş EKAE işlemi sonrasında elde edilen içyapısal özellikler deneysel ve teorik olarak incelenmiştir [31] Şekil 5'de kübik bir elemanın çeşitli rotalar ve farklı paso

sayılarında EKAE işlemi uygulanması sırasında geçirdiği deformasyon kademeleri gösterilmiştir.



Şekil 4. EKAE işleminde kullanılan temel Rotalar ve bunların uygulanış biçimlerini gösteren şematik resimler [31]



Şekil 5. EKAE işleminde kübik bir elemanın çeşitli rota ve paso sayılarında deformasyonu [32].

Şekil 5'de görüldüğü gibi, Rota-A ve Rota-Ba'da yapılan EKAE işleminde kübik elemanın çarpılması paso sayısı arttıkça artmakta ve kayma düzlemi yönünde yönlenme

oluşturmaktadır. Rota-B_C ve Rota-C de ise sırasıyla, 2. ve 4. pasoda deformasyon yönü tersine dönmektedir. Bu nedenle kübik eleman belirtilen paso sayılarında deformasyon öncesi sahip olduğu geometriye dönmektedir.[31].

Segal yaptığı bir çalışmada [32], EKAE sonrasında geniş açılı tane sınırlarıyla ayrılmış eş eksenli ince tanelerin en hızlı Rota-Bc'de elde edildiğini ortaya koymuştur. Yine, Iwanhashi ve arkadaşlarının [33] kanal açıları $\Phi=90^\circ$, $\Psi=20^\circ$ olan EKAE kalıbında yaptığı çalışmada, eş eksenli ve geniş açılı tane sınırları ile ayrılmış Al tanelerin oluşum hızının Rota-Bc de en yüksek olduğu gözlenmiştir. Benzer sonuç aynı kalıp açıları, Al-Mg-Sc alaşımı [34] ve ticari saflıkta Ti [35] için de elde edilmiştir. Furukawa ve arkadaşları [T36], $\Phi=90^\circ$ olması durumunda en hızlı tane incelmesinin yine Rota-Bc ile elde edildiğini belirlemişlerdir. Öte yandan, EKAE işleminin Rota-A'da uygulanması sırasında örneğin ardışık pasolar arasında konumu değiştirilmeden kalıba yerleştirilmesi deformasyonun örneğin farklı bölgelerinde etkili olmasını engellemektedir. Buna bağlı olarak yapı her düzlemde homojen olarak deforme olmamaktadır [32]. Rota C'de yapılan EKAE işlemlerinde ise, ardışık pasolarda kayma düzleminin değişmemesi ve kayma yönünün tersine dönmesi nedeniyle tane inceme mekanizmasının yavaşladığı belirtilmiştir.

$\Phi=120^\circ$ olması durumunda EKAE rotalarının malzemenin mikro yapısal özelliklerine etkisi Prangnell ve arkadaşları [30] tarafından incelenmiştir. Bu incelemede, eş eksenli ve geniş açılı tane sınırları ile ayrılmış tanelerin en etkin şekilde Rota-A'da elde edildiği belirlenmiş, Rota C'nin etkisinin en az olduğu tespit edilmiştir. Zhu ve Lowe [36], EKAE işlemi ile elde edilen tane incelmesinin hangi rotada daha etkin olduğunu belirlerken, malzemede yönlenmenin ortaya çıktığı düzlemlerin göz önünde bulundurulması gerektiğini, buna bağlı olarak eğer yönlenmenin görüldüğü düzlemler ile sonraki pasoda uygulanacak kayma düzlemi arasında bir uyum varsa tane incelmesinin daha etkin olacağını belirtmişlerdir.

1.2.2.3. Ekstrüzyon Sıcaklığı

EKAE işleminin gerçekleştirileceği sıcaklığın belirlenmesinde en önemli faktör malzemenin süneklik özelliğidir. Bu nedenle, ekstrüzyon sıcaklığı belirlenirken deformasyon sırasında çatlak oluşturmayacak en düşük sıcaklık değeri seçilmelidir. Bu değer çok sünek malzemelerde oda sıcaklığı olurken, gevrek karakterli malzemelerde daha

yüksek sıcaklıklar olabilir [37]. EKAE işleminin soğuk deformasyon bölgesinin dışında gerçekleştirilmesi, EKAE işlemi sırasında malzemede toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi gibi etkiler ortaya çıkarabilir. Bu durum, hedeflenen mukavemet artışının elde edilememesine neden olabilir [38].

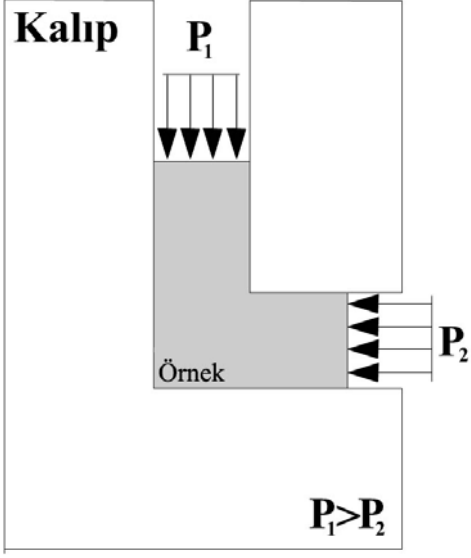
Uygulama sıcaklığının saf Al ve alaşımlarının içyapı özelliklerine etkilerinin incelendiği bir çalışmada, uygulama sıcaklığı arttıkça tanelerin irileştiği ve dar açılı tane sınırına sahip alt tanelerin oranının arttığı belirlenmiştir [38,39]. Ayrıca, sıcaklık arttıkça deformasyon etkisiyle ortaya çıkan yönelme ve anizotropik etkinin azaldığı ve bunların yerine eş eksenli tanelerin meydana geldiği tespit edilmiştir [38–39]. Benzer sonuçlar düşük karbonlu çelikler ile yapılan deneylerden de elde edilmiştir [40].

1.2.2.4. Ekstrüzyon Hızı

Yapılan çalışmalar ekstrüzyon hızının EKAE işlemi sonrası elde edilen özellikler üzerinde çok önemli bir etkisinin olmadığını göstermiştir. Al-%1Mg alaşımı ile yapılan deneylerde, ekstrüzyon hızının EKAE işlemi sonrasında elde edilen tane büyüklüğüne önemli bir etkisinin olmadığı ancak düşük ekstrüzyon hızlarında işlem süresi arttığından tanelerin toparlanması için daha fazla zaman kaldığı ve bu nedenle eş eksenli tanelerin oranının arttığı gözlenmiştir [41]. Aynı çalışmada ekstrüzyon hızının malzemenin akma dayanımı üzerinde önemli bir etki oluşturmadığı belirlenmiştir [41].

1.2.2.5. Ters Basınç Etkisi

Sünekliği düşük veya gevrek karakterli malzemelerin EKAE işlemi sırasında, uygulanan aşırı oranda plastik deformasyon nedeniyle mikro ve/veya makro ölçekte çatlaklar oluşabilmektedir. Bu durumun önlenmesi için uygulama sıcaklığının daha da artırılması gerekmektedir. Bu ise istenilen özelliklerin elde edilmesini güçleştirmektedir. Bu nedenle, EKAE işlemi sırasında oluşabilecek çatlakların önlenmesi veya azaltılması için kalıp çıkış kanalına örneğin hareketine ters yönde bir basınç uygulanması fikri geliştirilmiştir [42]. Bu sayede, daha homojen, çatlaksız ve daha ince taneli içyapıların elde edilmesi hedeflenmiştir [43]. EKAE işleminde ters basınç uygulanması Şekil 6'da şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 6. EKAЕ işleminde ters basıncın uygulanması [42]

Ters basınç uygulayarak yapılan EKAЕ işlemlerinde, örneklerde çatlak oluşumunun azaldığı ve bazı malzemelerin daha düşük sıcaklıklarında bile proses edilebildiğini göstermiştir. Mg alaşımı (AZ31) üzerine yapılan bir çalışmada, ters basınç uygulamak suretiyle EKAЕ için gerekli uygulama sıcaklığı düşürülmüştür [44]. Yapılan başka bir çalışmada ise ters basınç uygulanarak gerçekleştirilen EKAЕ işlemi sonrasında elde edilen ortalama tane boyutunun ters basınç uygulanmamış duruma göre daha küçük olduğu belirlenmiştir [45].

1.3. EKAЕ İşleminde Tane İncelme Mekanizması

EKAЕ işlemi sırasında örnek deformasyon düzleminde geçerken aşırı oranda plastik deformasyona uğramaktadır. İşlem sırasında aşırı plastik deformasyon yönü bilinen basit kayma ile gerçekleştirilmesi mikro yapısal gelişimleri kontrol altında tutmayı mümkün kılmaktadır [46]. EKAЕ işlemi sırasında içyapısal değişimler ve tane incelmesi EKAЕ sırasında uygulanan deformasyon miktarına ve uygulama rotasına bağlıdır [32,47]. Paso sayısının artırılması ile örneğe uygulanan eş değer şekil değişimi miktarının da artması tane boyutunun küçülmesini sağlar. Öte yandan, farklı EKAЕ rotalarının uygulanması ile

deformasyonun farklı düzlemlerde oluşturulması tane incelmesinin daha etkin olarak gerçekleştirilmesi sağlanmaktadır [32].

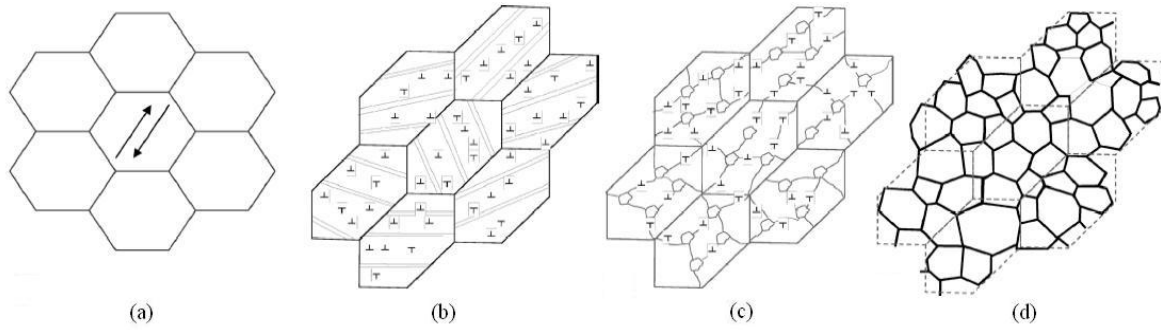
Klasik yöntemlerle plastik şekil verilmiş malzemelerde sıkça görülen dislokasyon sınırları EKAE işlemine tabi tutulmuş malzemelerde de oluşmaktadır [33, 36, 48]. Dislokasyon sınırları temelde tane içerisinde farklı büyüklükte deformasyona maruz kalan bölgeler arasında oluşmaktadır. Klasik plastik deformasyon yöntemlerinde, dislokasyon sınırları ile ayrılan alt taneler arasındaki açısız yönelme farkı birkaç dereceyi geçmez. Bu nedenle, bu oluşumlar klasik anlamda tane olarak nitelenmez. EKAE işlemi sırasında çok büyük oranlarda deformasyonun uygulanması nedeniyle dislokasyon sınırları ile ayrılmış bölgeler deformasyon düzlemine paralel olacak şekilde yönelirken daha kararlı bir konuma doğru dönmek isterler. Bu eğilim dislokasyon sınırları ile ayrılan alt taneler arasındaki açısız yönelme farkının artmasına sebep olmakta, başka bir deyişle tane sınırları arasındaki açısız farkın büyümesine ve sonuçta geniş açılı tane sınırlarının (GATS) oluşmasına neden olmaktadır [49, 50]. Deformasyonun devam etmesi halinde yapıdaki GATS miktarı artarken bu sınırlar arasındaki mesafe azalır [48]. Ardışık EKAE işlemlerinin uygulanması, malzemenin farklı bir kayma düzlemine göre deformasyona uğramasına neden olur. Böylece bir önceki paso sonucu oluşan GATS ağı yön değiştirmeye ya da alt taneler dönmeye zorlanır. Bu durum sonucunda hücreli taneleri oluşturan GATS ağı farklı yönlerde gelişerek çeşitlenir. Sonuçta bant şekilli hücrelerin eş eksenli hücrelere dönüşümü gerçekleşerek tane incelmesinin etkisi artar [31].

Öte yandan, içyapıda ikincil fazların bulunması durumunda tane inceme mekanizmasının daha etkin olarak çalıştığı bilinmektedir [48]. İkincil fazların çevresinde oluşan deformasyon bölgeleri keskin yönelme farkına neden olmakta ve bu fark taneler arasındaki paralelliği bozup, yapının daha düşük deformasyon miktarlarında da incemesine neden olmaktadır [48].

EKAE yönteminin sırasında tane inceme mekanizmasını inceleyen araştırmacılar daha çok kayma sistemi sayısının fazla olması nedeniyle yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahip Al ve alaşımlarını kullanmışlardır. [36, 51]. Diğer kafes yapılarına sahip malzemelerde tane inceme mekanizması hakkında yapılan sınırlı sayıda araştırmanın birinde sıkı düzenli hegzagonal yapıdaki malzemelerin EKAE işlemine tabi tutulması sırasında tane inceme mekanizması incelenmiştir [51].

Sıkı düzenli hegzagonal yapıda deformasyonun gerçekleşebileceği çok az kayma sisteminin olması ve bu nedenle ikizlenmenin de deformasyon mekanizmasında yer aldığı

belirtilmiştir. EKAE işleminin hemen başlangıcında düzensiz dislokasyon üretimi gözlemlenmiştir (Şekil 7(b)). Bu haliyle mikro yapının yeniden kristalleşmesi ve dislokasyonların alt taneler oluşturmaları için sürücü kuvvet gereksinimi yüksektir. Bu nedenle yapıda alt taneler oluşturmak için EKAE işlemi yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilmektedir. Bu şekilde dislokasyon kayması ve tırmanması mekanizmaları ile alt taneler oluşmaktadır (Şekil 7(c)). Alt taneleri ayıran dislokasyon sınırları genellikle küçük açılı karakterdedir. Deformasyonun etkisi ile dislokasyonlar küçük açılı tane sınırlarından geçmeye çalışırken dislokasyon sınırlarına katılmaları hücreler arasındaki açısız yönelim farkını arttırarak geniş açılı tane sınırlarının oluşması sağlanmaktadır (Şekil 7(d)) [51].



Şekil 7. SDH yapıları Mg'nin EKAE işlemi ile tane boyutunun nasıl incelendiğini gösteren modelin şematik resmi. (a) EKAE uygulanmamış durum, (b) düzensiz dislokasyon oluşumu, (c) dislokasyon sınırlarının (dar açılı tane sınırları) oluşturulması ve (d) dislokasyon sınırlarının arasındaki açısız yönelim farkının artarak alt tane oluşumunun tamamlanması [51]

1.4. EKAE İşleminin Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi

1.4.1. Mukavemet ve Süneklik

Metallere klasik yöntemlerle uygulanan soğuk şekil verme işlemleri sırasında meydana gelen pekleşme mekanizmasıyla sertlik ve mukavemet değerleri artar. Ancak bu artış beraberinde süneklik ve tokluk değerlerinde düşmeyi de getirmektedir [52-53]. Öte yandan, yapılan deneysel çalışmalar, EKAE işlemi sonrası çoğu malzemelerde sertlik, mukavemet ve süneklik artışlarının beraber oluşturulabileceğini göstermiştir [48]. Bu durum, özellikle gevrek yapıları dökülmüş durumdaki Ti [8-9], Mg [10, 54], Zn [13, 55] esaslı bazı alaşımlar içinde deneysel olarak gözlemlenmiştir. Mukavemet ve süneklik

değerlerinde birlikte meydana gelen bu artış henüz tam olarak açıklanamamıştır. Bu konuda değişik araştırmacılar farklı görüşler öne sürmektedirler. Süneklik ve mukavemetin beraber artışının açıklayan görüşlerden bazıları, EKAE işlemi sonrasında aşırı plastik deformasyon nedeniyle oluşan geniş açılı tane sınırı oranının artışına ve meydana gelen tane incelmeye dayandırılarak açıklanmaktadır [56]. Bu konudaki diğer bir yaklaşım ise, deformasyon sonrası içyapıda oluşan ince ve iri taneli yapıların bir arada bulunmaları esasına dayanmaktadır. Buna göre, mukavemette görülen artış malzemenin içerdiği ince tanelerden ve bu tanelerin bulunduğu çok eksenli gerilme halinden kaynaklanmaktadır. Süneklik özelliklerindeki iyileşme ise iri tanelerin yapıdaki şekil değişimi homojenliğinin sağlanmasına yardımcı olarak yapının daha homojen şekil değiştirmesi, böylece malzemenin çatlak oluşturmaya daha dirençli bir hale gelmesi nedeni ile ortaya çıkmaktadır [57, 58].

1.4.2. Yorulma

Malzemelerin yorulma davranışları üzerinde EKAE işleminin etkileri son yıllarda yoğun bir şekilde araştırılmaktadır [59]. Malzemelerin EKAE işlemi sonrası artan mukavemet ve süneklik değerleri ile çatlak oluşturma ve ilerleme dirençleri, buna bağlı olarak yorulma dayanımlarının artması beklenir. Bu konuda yapılan çalışmalar, EKAE işlemi sonrası malzemelerin yorulma davranışlarının yorulma işleminin düşük ya da yüksek çevrimli olma durumuna bağlı olarak değiştiğini ortaya koymuştur [59].

Yüksek çevrimli yorulma deneylerinde, Ti [61], Cu [62] ve Ni-esaslı alaşımlar ile Al-Mg [60] alaşımlarının EKAE işlemi sonrasında yorulma dayanımı ve yorulma ömrünün arttığı görülmüştür. Ancak, Cu [62] ve Al-Mg [63] alaşımının EKAE işlemi sonrasında düşük çevrimli yorulma deneylerinde yorulma ömrünün azaldığı görülmüştür.

Öte yandan, EKAE işlemi sonrasında tane büyümesine neden olmayacak sıcaklıklarda kısa süreli olarak uygulanan ısıtma işlemi ile düşük çevrimli yorulma ömrünün uzadığı görülmüştür. Bu davranış uygulanan ısıtma işlemi ile dislokasyonların hareket serbestliklerinin artması ve böylece kayma bandı oluşturma eğiliminin azalmasına dayandırılarak açıklanmıştır [59].

EKAE işleminin yorulma davranışlarına olan etkileri genellikle bakır model alınarak açıklanmaya çalışılmış ve EKAE sonrasında yorulma davranışını belirleyen içyapısal özellikler tam olarak ortaya konulamamıştır. Bu nedenle hem yorulma mekanizmasının

daha iyi anlaşılması hem de diğer malzemelerin EKAE sonrası yorulma davranışının belirlenebilmesi için yoğun çalışmalar devam etmektedir [59].

1.4.3. Süperplastik Davranış

EKAE işlemi sonrası malzemelerin süperplastik davranışlarının nasıl değiştiği konusunda yoğun çalışmalar devam etmektedir. Klasik bir malzemenin süperplastik deformasyon özelliği gösterebilmesi için temelde iki önemli şartın yerine gelmesi gerekmektedir. Bunlardan birincisi malzemenin tane boyutunun çok küçük olması (10µm'den küçük), diğeri ise difüzyonun deformasyon sırasında etkin rol oynayabileceği düşük deformasyon hızı ve yüksek sıcaklık şartlarının sağlanmış olmasıdır. EKAE sonrası malzemelerin tane boyutunun genellikle küçülmesi, bu işlemin malzemelerin süper plastik özelliklerini olumlu yönde etkilemesine neden olmaktadır [52]. Ayrıca, EKAE yöntemi ile üretilmiş malzemelerin içyapısı kararlı durumda değildir. Bu kararsızlık, deformasyon sırasında difüzyon hızını artırarak deformasyonun daha yüksek hızlarda gerçekleştirilmesine olanak sağlamaktadır [64]. Sonuçta, EKAE işlemine tabi tutulmuş malzemeler süperplastik özelliklerini nispeten daha düşük sıcaklıklarda ve daha yüksek deformasyon hızlarında gösterebilmektedirler [52]. Nitekim, yapılan çalışmalar, klasik deformasyon hızlarında (10^{-3} – 10^{-2} s⁻¹) 20-30 dakika arasında süren bir süperplastik şekil verme işleminin EKAE prosesi sonrası 1 dakikada tamamlanabileceğini göstermektedir [65].

EKAE işlemini sonrası $3,3 \times 10^{-2}$ s⁻¹ deformasyon hızında ve 200°C sıcaklıkta çekme deneyine tabi tutulmuş Zn–22%Al süperplastik alaşımı % 1970'e ulaşan oranda bir uzama göstermiştir [14]. Bunun yanında EKAE işlemi sonrası, alüminyum [66], magnezyum [37, 67], bakır [68-69] ve nikel [64] alaşımları gibi çeşitli malzemelerin süperplastik davranışları incelenmiştir. Söz konusu işlem sonrası bu alaşımların EKAE öncesine göre nispeten daha yüksek deformasyon hızlarında ve/veya daha düşük sıcaklıklarda daha yüksek uzama değerleri elde edilmiştir.

1.4.4. Darbe Tokluğu

EKAE yönteminin malzemelerin darbe tokluğu üzerine etkisini inceleyen çok fazla çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu konuda Ma ve arkadaşları [70, 71], ötektik ve ötektik üstü bileşime sahip Al-Si alaşımlarına EKAE işlemi uygulamış ve işlem sonrası söz konusu alaşımların darbe tokluğunda meydana gelen değişimleri incelemiştir. Bu çalışmalarda, uygulanan EKAE işleminin ötektik üstü %23 Si içeren Al-Si alaşımının darbe tokluğunu yaklaşık 18 kat artırdığı belirlenmiştir [71]. Benzer sonuçlar diğer Al-Si grubu alaşımlarından da elde edilmiştir [70]. Elde edilen bu artış, Al-Si alaşımının dendritik karakterli döküm yapısının EKAE sonrası kaybolmasına ve içyapıdaki iğnemi Si parçacıklarının kırılarak incilmesi ve yapıda daha homojen dağılmasına dayandırılarak açıklanmaktadır [71]. Stolyarov ve arkadaşları [72] tarafından ticari saflıktaki Ti üzerine yapılan başka bir çalışmada, EKAE işlemi ile beraber uygulanan haddeleme işleminin malzemenin tokluk değerlerini EKAE işlemi öncesi duruma göre artırdığı belirlenmiştir. Ayrıca, oda sıcaklığının altında yapılan deneylerde de, klasik malzemelerin gösterdiği davranışın aksine sıcaklık azaldıkça darbe tokluğunun arttığı gözlenmiştir [72]. Bu sıra dışı davranış, EKAE sonrası elde edilen yüksek mukavemet ve süneklik değerlerine dayandırılarak açıklanmıştır [72].

1.4.5. Sürtünme ve Aşınma

Sürtünme ve aşınma davranışları, malzemelerin sertlik ve mukavemet değerleri ile süneklik özelliklerinden büyük oranda etkilenmektedir. EKAE işlemine tabi tutulmuş malzemelerin söz konusu özelliklerinde sağlanan iyileşmelerin malzemelerin sürtünme ve aşınma davranışlarını da olumlu yönde etkilemesi beklenir. Yapılan sınırlı sayıdaki çalışmalar da bu tespiti doğrulamaktadır. Nitekim bu çalışmaların birinde, EKAE yöntemi uygulanmış titanyumun değişik basınç değerlerinde EKAE işlemi öncesi duruma göre daha düşük sürtünme katsayısı değerleri sergilediği gözlenmiştir [73].

Aşınma davranışı üzerine yapılan az sayıdaki çalışmalarda ise, EKAE yönteminin malzemelerin aşınma davranışı üzerinde olumlu etkileri olduğu belirlenmiştir. Nitekim bu durum Ti-Ni alaşımının EKAE işlemi sonrası aşınma davranışlarının incelendiği çalışmalarda tespit edilmiştir [74]. Ayrıca, ticari ZA-8 alaşımının da EKAE işlemi sonrası

aşınma direncinin arttığı ve bu artışın basınç artışıyla beraber daha da etkinleştiği gözlenmiştir [75].

1.4.6. Isıl Kararlılık

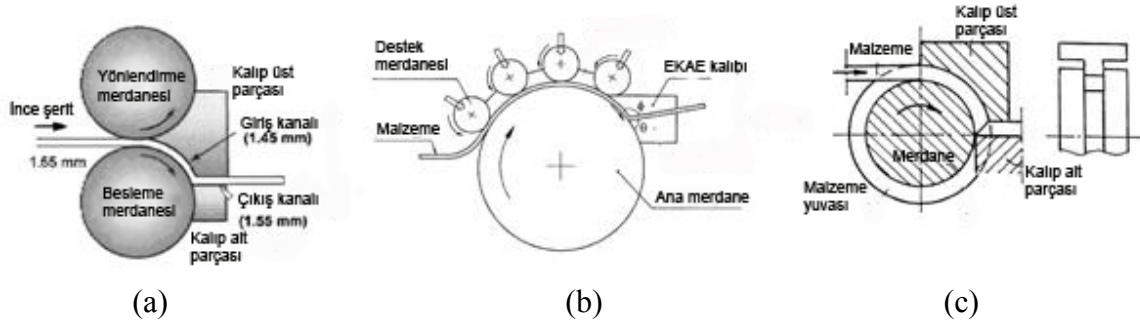
Makine elemanlarında kullanılan malzemelerin çalışma ortamında karşılaştığı önemli etkilerden biri de sıcaklıktır. Dolayısıyla, malzemelerin kullanıldıkları alandaki çalışma ortamından fazla etkilenmemesi, çalışma performansı ve verimlilik açısından önemlidir. EKAE işlemi uygulanmış malzemelerin içyapılarının tam kararlı olmaması nedeniyle ısıl kararlılık açısından bir problem oluşturabileceği düşünülebilir. Ancak, yapılan çalışmalar EKAE işleminin uygulandığı birçok malzemenin ısıl kararlılığını koruduğunu göstermiştir. Nitekim, Horita ve arkadaşlarının [76] bazı Al alaşımları üzerine yaptıkları çalışmalarda, proses edilen malzemelerin 200 °C' de gerçekleştirilen ısıl işlem neticesinde söz konusu alaşımların tane boyutunda önemli bir tane irileşmesi görülmemiştir. Yine Al alaşımları üzerine yapılan başka bir çalışmada, 240 °C'ye kadar söz konusu malzemelerin içyapısının termal kararlılığını koruduğu, ancak bu sıcaklığın üzerine çıkıldığında ise tane irileşmesinin görülmeye başlandığı belirlenmiştir [77]. Süperplastik şekil verme sıcaklığı seviyelerinde ise EKAE işlemi ile elde edilmiş olan içyapının büyük ölçüde ortadan kaybolduğu görülmüştür [77]. Saf titanyumun EKAE işlemi ardından soğuk haddelendiği bir çalışmada, proses sırasında incelmış tanelerin 400°C'ye kadar bu özelliklerini korudukları, ancak sıcaklık değerinden sonra tane irileşmesinin gözlemlendiği belirlenmiştir [78].

1.4.7. EKAE Yönteminin Endüstriyel Uygulanabilirliği

EKAE yöntemi üzerine yapılan çalışmalar daha çok akademik çevreler tarafından araştırma laboratuvarlarında yürütülmektedir. Ancak son zamanlarda bu yöntem endüstriyel uygulayıcıların da dikkatini çekmiş ve bu alanda yatırımlar yapılmaya başlanmıştır. Bu yöntem, diğer aşırı plastik deformasyon teknikleri ile karşılaştırıldığında, büyük boyutta ürünlerin elde edilebilmesi, üretim maliyetlerinin düşük oluşu ve enerji gereksinimlerinin az olması nedeniyle ön plana çıkmaktadır.

EKAE işlemine tabi tutulan malzemelerin kazandığı yüksek mukavemet ve süneklik özellikleri ile yorulma dayanımları, söz konusu malzemeleri başta biyomedikal uygulamalar olmak üzere otomotiv, havacılık, savunma ve uzay endüstrileri ile elektronik ve spor araç ve gereçlerini imalatında kullanılabilir konuma getirmektedir [1]. Mevcut EKAE yöntemi ile daha çok küçük boyutlu dairesel veya kare kesitli numuneler üretilmektedir. Bu neden, EKAE yönteminin endüstriyel uygulamalara tam olarak uyarlanabilmesi için çözülmesi gereken iki önemli problem ortaya çıkmaktadır. Bunların birincisi, EKAE işlemi ile daha büyük kesitlerde parçaların üretilebilmesi, ikincisi ise yöntemin sürekli hale getirilerek malzeme kayıplarının azaltılması ve işlem hızının artırılmasıdır. Bu kapsamda yürütülen çalışmalar hızlı bir şekilde devam etmektedir. Stolyarov ve arkadaşları [79] tarafından yapılan bir çalışmada, EKAE yöntemi ile 60 mm çapında ve 120 mm uzunluğundaki Ti'dan üretilen örneklere uygulanmıştır. Ayrıca, 40x40 mm² boyutlarındaki Al alaşımları oda sıcaklığında EKAE işlemi uygulanabilmiştir. Numune kesitindeki büyümenin, bu numunelerin üretildiği malzemelerin içyapısal özellikler üzerindeki etkisi Chaudhury ve arkadaşları [81] tarafından incelenmiş ve 12,5x12,5 mm², 50x50 mm², 100x100 mm² kesit alanlarına sahip alüminyum alaşımı örneklerle yaptıkları çalışmada kesit alanındaki değişimin EKAE işlemi sonrası elde edilen özelliklerde önemli bir değişim meydana getirmediği saptanmıştır.

Öte yandan, EKAE işleminin verimli bir şekilde üretim süreçlerine konulabilmesi için üretim sürekliliğinin sağlanması gerekmektedir. Bu amaçla gerçekleştirilen sürekli nitelikteki EKAE yöntemleri Şekil 8'de şematik olarak verilmiştir. Bu yöntemler daha çok, ince yassı malzemelere EKAE işleminin sürekli uygulanması için tasarlanmış olup, mevcut plastik şekillendirme hattına yerleştirilmesi amaçlanmıştır. Şekil 8(a)'da verilen yöntemde, malzeme merdaneler yardımıyla EKAE kalıbına sürülmektedir [81]. Şekil 8(b)'de verilen yöntemde malzeme büyük ana merdane ve küçük planet tipi merdanelerin arasından geçirilerek EKAE kalıbına sokulmaktadır [82]. Şekil 8(c)'de ise tel formundaki malzemelerin EKAE işlemlerini sürekli halde gerçekleştirebilecek sistem verilmiştir [32]. Bu yöntemde, çevresel oluk açılmış silindirik merdane malzemeyi sürtünme kuvveti etkisiyle EKAE kalıbına iletmektedir. Endüstriyel uygulamalar için geliştirilen bu yöntemler ile proses edilen malzemelerden elde edilen özellikler, klasik EKAE yöntemi sonrası elde edilen özellikler ile benzerlik göstermektedir



Şekil 8: Sürekli EKAЕ yöntemleri. (a) İkili merdane düzeni ile besleme, (b) planet tipi merdaneler ile besleme ve (c) çubuk tipi ürünler için geliştirilen sürekli EKAЕ yöntem [32, 81, 82]

EKAЕ yönteminin kullanıldığı ilk ticari uygulama Honeywell şirketi tarafından gerçekleştirilmiştir. Bu şirket, Al, Cu ve Cu alaşımlarını EKAЕ işlemleri ile proses ettikten sonra ince film kaplama yüzeyi olarak kullanmıştır. Bu sayede, söz konusu malzemelerin ömrü EKAЕ işlemleri uygulanmamış duruma göre yaklaşık %20 artırılmıştır [32].

Titanyum ve titanyum alaşımları insan dokusuna uyumlu ve vücut sıvılarının korozif etkilerine karşı dirençli olması nedeniyle medikal alanda protez uygulamalarında yoğun bir şekilde kullanılmaktadır [1]. Ancak saf Ti'un mekanik özellikleri bazı medikal uygulamalar için yetersiz kalmaktadır [1]. Metallium firması EKAЕ yöntemini kullanarak, saf Ti malzemeden mukavemet özellikleri iyileştirilmiş, yorulma ve aşınma dayanımı yükseltilmiş protezler üretmeyi başarmıştır.

1.5. Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlar

Çinko-alüminyum esaslı alaşımlar esas itibari ile bronz, pirinç ve dökme demir gibi geleneksel yatak malzemelerinin yerine kullanılmak amacıyla geliştirilmiştir [83]. Bu amaçla geliştirilen en önemli Zn-Al esaslı alaşımlar, ZA-8, ZA-12 ve ZA-27 alaşımlarıdır. Bunların yanında genel mühendislik uygulamaları için geliştirilen ZAMAK ve ALZEN alaşımları da mevcuttur. Halen, hem mevcut alaşımlar hem de yeni bileşimlerde alaşımlar geliştirilmesi ile ilgili çalışmalar sürdürülmektedir [84, 85].

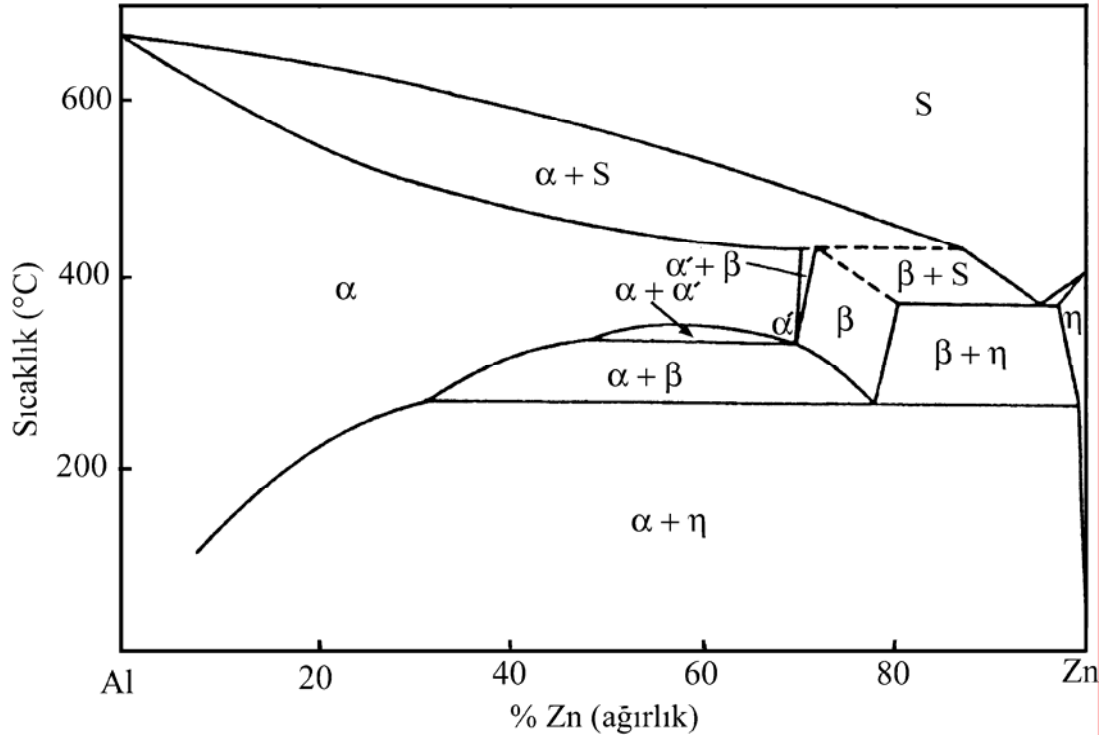
Çinko-alüminyum esaslı alaşımların en önemli özelliklerinin başında yüksek aşınma direncine sahip olmaları gelmektedir. Bunun yanında, özgül mukavemetlerinin (mukavemet/yoğunluk) yüksek olması, üretimlerinin kolay ve ekonomik olması, sert parçacıkları bünyesine alma özelliğine sahip olmaları, yetersiz yağlama, yüksek çalışma hızları ve aşırı basınç şartlarında bile üstün aşınma davranışları sergilemeleri diğer önemli

özellikleri arasındadır [86, 87]. Üstün özelliklerinin yanında, söz konusu alaşımların bilinen bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Bunların başında, bakır içeren alaşımlarda gözlenen boyutsal kararsızlık durumu ile düşük ergime noktaları nedeniyle yüksek sıcaklıklarda gözlenen mukavemet ve sertlik değerlerindeki azalma gelmektedir. Boyutsal kararsızlık problemi, bakırın oluşturduğu kararsız dengeli fazların zamanla kararlı fazlara dönüşmesi sırasında ortaya çıkmaktadır. Sıcaklığın etkisi ile hızlanan bu değişim yataklar gibi boyutsal toleransın çok önemli olduğu uygulamalarda önemli sorunlar ortaya çıkarmaktadır. Bu sorun bakır içeren alaşımlara ısıl işlem uygulayarak veya bakırın yerine Si ve/veya Ni gibi daha stabil alaşım elementleri katılarak önlenabilir [87, 88]. Öte yandan, bu alaşımlar ortaya çıkan aşırı mukavemet düşüşü nedeniyle yüksek sıcaklık uygulamaları için önerilmemektedir [89].

Çinko-alüminyum esaslı alaşımların en önemli kullanım alanı kaymalı yatak uygulamalarıdır. Bunun yanında, otomobil motoru yatakları, güç aktarma organları, silindir kapakları, tarım aletleri, elektronik bağlantı elemanları, bilgisayar kasaları gibi elemanların üretiminde de tercih edilen malzemeler arasında çinko-alüminyum esaslı alaşımlar bulunmaktadır [90]. Son yıllarda, bu alaşımların kullanımlarını kısıtlayan etkenlerin ortadan kaldırılmasına ve bu sayede kullanım alanlarının genişletilmesine çalışılmaktadır.

1.5.1. Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlarının Faz Diyagramları

Çinko-alüminyumun ikili faz diyagramı Şekil 9'da verilmiştir [91]. Faz diyagramında görüldüğü gibi, çinko alüminyumun içerisinde %80 oranına kadar çözünmekte ve yüzey merkezli kübik (YMK) yapılı ve kararsız α , α' ve β faz bölgeleri oluşmaktadır [92]. Sözü edilen fazlar yavaş soğuma ile oda sıcaklığında kararlı α ve η fazlarına dönüşmektedir.



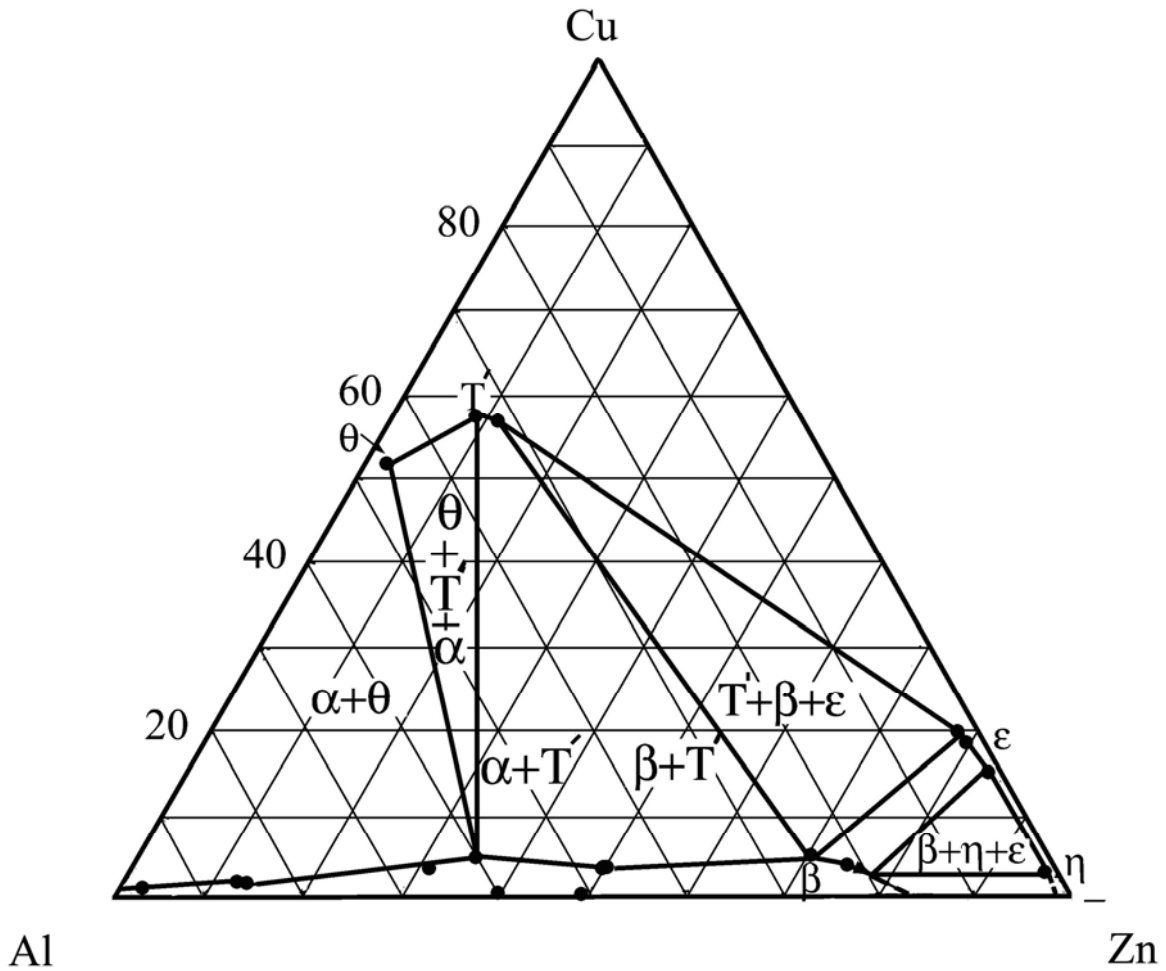
Şekil 9. İkili çinko-alüminyum faz diyagramı [91]

İkili Çinko-alüminyum sisteminde gerçekleşen dönüşümler ve bu dönüşümlerin gerçekleştiği sıcaklık ve bileşim değerleri Tablo 1’de verilmiştir. Buna göre, % 95Zn oranında ve 382 °C sıcaklıkta meydana gelen ötektik dönüşüm sonucunda alüminyumca zengin ve yüzey merkezli kübik yapı (YMK) α -fazı ile çinkoca zengin ve sıkı düzenli hegzagonal (SDH) yapı η -fazı oluşmaktadır [93]. Alüminyumun η -fazı içerisindeki çözünürlüğü azalan sıcaklıkla azalmakta ve oda sıcaklığında %0,5’e kadar düşmektedir. 276 °C ve %78 Zn oranında ötektoid dönüşüm sonucu ile β fazı α ve η fazlarına dönüşmektedir [93].

İkili çinko-alüminyum sistemine bakır katıldığında çinko-alüminyum-bakır alaşım sistemi oluşmaktadır. Bu sisteme ait faz diyagramı tam olarak belirlenmemiş olmakla birlikte, düşük miktarlarda bakır içeren çinko-alüminyum-bakır alaşım sistemi S. Murphy tarafından incelenmiştir [94]. Söz konusu üçlü alaşım sisteminin 350 °C sıcaklıktaki izotermal kesiti Şekil 10’da verilmiştir. Çinko-alüminyum-bakır alaşım sisteminde gerçekleşen faz dönüşümleri ve bu dönüşümlerin gerçekleştiği sıcaklık değerleri ise Tablo 2’de verilmiştir.

Tablo 1. İkili çinko-alüminyum alaşım sisteminde gerçekleşen faz dönüşümleri

Dönüşüm	Dönüşüm Formülü	Dönüşüm noktası	
		Kimyasal bileşim (% Zn)	Sıcaklık (°C)
Ötektik	$\alpha \leftrightarrow \beta + \eta$	95	382
Ötektoid I	$\beta \leftrightarrow \alpha + \eta$	78	276
Ötektoid II	$\alpha' \leftrightarrow \alpha + \beta$	52	340
Peritektik	$\alpha + S \leftrightarrow \beta$	72	443



Şekil 10. Çinko-alüminyum-bakır alaşım sisteminin 350 °C sıcaklıktaki izotermal kesiti [94].

İkili çinko-alüminyum alaşımına bakır katılması ile bakırca zengin kararsız dengeli ϵ (CuZn_4) ve kararlı T' ($\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$) [93] fazları da oluşmaktadır.

Tablo 2. Zn-Al-Cu alaşım sisteminde meydana gelen faz d6nüşümleri [94].

Dönüşüm	$T'+\beta \leftrightarrow \alpha + \varepsilon$	$\beta \leftrightarrow \alpha + \eta$	$\beta + \varepsilon \leftrightarrow \alpha + \eta$	$\alpha + \varepsilon \leftrightarrow T'+\eta$
Dönüşüm sıcaklığı (°C)	288	275	276	268

Üçlü çinko-alüminyum-bakır alaşım sistemine silisyumun katılması ile oluşan d6rtlü alaşım sisteminde silisyumun ç6zünürlüğünün oldukça düşük olması nedeni ile çinko-alüminyum-bakır alaşımları arasındaki faz d6nüşümlerine önemli bir etkisi bulunmadığı görülmüştür [95].

1.5.2.Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Çinko-alüminyum esaslı alaşımların sertlik ve mukavemet değerleri birçok mühendislik uygulaması için yetersiz görülmektedir [96]. Bu alaşımların mekanik özellikleri, içerdikleri alüminyum ve alaşım elementi oranına, soğuma hızına ve alaşıma uygulanan ısıl işleme bağlı olarak değişmektedir [97]. İkili çinko-alüminyum alaşımlarının mukavemet, yorulma ve çentik darbe tokluğu gibi mekanik özelliklerinin artan alüminyum oranı ile arttığı belirlenmiştir [98]. Ayrıca, soğuma hızının çinko-alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri üzerindeki etkileri de incelenmiş ve artan soğuma hızının hem tane ve dendrit büyüklüğünü, hem de ikincil dendrit kolları arasındaki mesafeyi azalttığı görülmüştür [97]. Bunun sonucunda alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinde de artışlar sağlanmıştır [99, 100].

İkili çinko-alüminyum esaslı alaşımlara bakır, silisyum, magnezyum ve nikel gibi alaşım elementlerinin katılması sonucunda söz konusu alaşımların mekanik özelliklerinde önemli iyileşmeler sağlanmıştır. Sözü edilen alaşım elementlerinden bakır, magnezyum ve nikelin daha çok alaşımların mukavemet değerleri üzerinde, silisyumun ise aşınma özellikleri üzerinde daha etkili olduğu belirlenmiştir. [101, 102]. İkili çinko-alüminyum alaşımlarına katılan bakır, katı çözelti sertleşmesi esasına göre %2 değerine kadar alaşımın sertlik ve mukavemetini artırmaktadır. Yapıya bu oranın üzerinde bakır katıldığında ise dendritler arası bölgelerde oluşan ε -fazının miktarı ve boyutları da artmaktadır [99]. ε -fazının sert ve kırılğan intermetalik bir faz olması ve bu fazın yapıdaki oranının artması alaşımı gevrekleştirmekte, özellikle çekme mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır

[96]. Bakır içeren çinko-alüminyum esaslı alaşımların bilinen boyutsal kararsızlık problemini çözmek için uygulanan ısı işlem ise sözü edilen alaşımın mukavemetini düşürmektedir [97].

Silisyumun çinko-alüminyum alaşımlarına katılması ile çekme mukavemetinin arttığı bilinmektedir [104]. Silisyum, çinko-alüminyum esaslı alaşımların mukavemet değerlerini bakır kadar artırmamakta, ancak boyutsal kararsızlık problemi oluşturmaması nedeniyle tercih edilebilmektedir [87].

Üçlü çinko-alüminyum-silisyum alaşımlarının sertlik, mukavemet ve süneklik değerleri silisyum oranından etkilenmektedir [104]. Artan silisyum oranı ile alaşımların yüzde kopma uzaması değerleri azalmaktadır. Ayrıca, ikili Zn-Al alaşımına %2–2,5 oranına kadar silisyum katılması durumunda silisyum fazlarının yapıda nispeten daha homojen dağıldığı ancak bu oranın üzerinde silisyum katkısının yapıda homojen dağılmayan, iri silisyum öbekleri meydana getirdiği ve buna bağlı olarak gelişen çentik etkisinin çekme mukavemetinde düşüşe neden olduğu bilinmektedir [104]. Bunun yanında %2–2,5 den büyük silisyum oranlarında birincil silisyum parçacıkları arasındaki mesafenin artması ve homojen olmayan dağılımın ortaya çıkması nedeni ile sertlik değerinde de düşme görülmektedir [104].

Çinko-alüminyum esaslı alaşımların yüksek çalışma sıcaklıklarında mukavemet değerlerinin azalması çinko-alüminyum esaslı alaşımların uygulama alanlarını kısıtlayan önemli bir problemdir. Bu nedenle söz konusu alaşımlara silisyum ve/veya nikel gibi ergime noktası yüksek alaşımların katılması, bu olumsuz etkiyi belli oranda azaltmaktadır. [87].

Çinko-alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemlerin söz konusu alaşımların mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilediği bilinmektedir. Dökülmüş durumdaki çinko-alüminyum alaşımlarının yapısında bulunan kimyasal bileşim farklılıklarını ortadan kaldırmak ve karasız dengeli fazları kararlı hale getirmek için stabilizasyon ısı işlemi uygulanmaktadır. Ancak, bu ısı işlem sonrası genellikle alaşımların sertlik ve mukavemet değerleri azalmakta, süneklik değerleri ise artmaktadır. Öte yandan, çinko-alüminyum esaslı alaşımlara uygulanan bir diğer ısı işlem ise çözündürme ve ardından yapay yaşlandırmayı içeren T6 ısı işlemidir. Bu işlem, alaşımların dendritik yapısını ortadan kaldırmakta ve çökelmeyle birlikte fazların daha homojen dağılmasını sağlamaktadır [105]. T6 ısı işleminin sözü edilen alaşımların mekanik özelliklerine etkisi yaşlandırma sıcaklığına ve süresine bağlı olarak değişmektedir [107]. Yaşlandırma işlemi sonucunda

alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinde artışlar elde edilmektedir [107]. Alaşımın, nikel ve silisyum gibi yapıda sert fazlar oluşturabilecek elementler içermesi durumunda T6 ısıl işlemi ile elde edilebilecek sertlik değerlerinin de arttığı görülmüştür [107].

Öte yandan, çinko-alüminyum esaslı alaşımların SiC ve grafit gibi çeşitli güçlendiriciler kullanılarak metal matrisli kompozit formuna sokulması ile alaşımın özgül mukavemetinde ve boyutsal kararlığında iyileşmeler elde edilmiştir [108]. Güçlendirici olarak grafit kullanılması durumunda, alaşımların mukavemet ve süneklik değerleri ile basma mukavemeti ve elastisite modülünün arttığı, ancak sertlik değerlerin azaldığı belirlenmiştir [108].

1.5.3. Çinko-alüminyum Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri

İkili çinko-alüminyum alaşımlarının yapısını alüminyumca zengin α -dendritleri ve bu dendritleri çevreleyen çinkoca zengin η -fazı oluşturmaktadır [93]. Bu fazlardan α daha çok yük taşıma ve yapıyı bir arada tutma görevi yaparken, η ise yağlayıcı etkisi nedeniyle kaymayı kolaylaştırarak sözü edilen alaşımların üstün tribolojik özellik sergilemesini sağlamaktadır [102]. Bu alaşımlara katılan temel elementlerden olan bakır yüksek sertliğe sahip ϵ , θ ve T' fazlarını oluşmasını sağlayarak alaşımın sertlik ve mukavemetini ve dolayısı ile yük taşıma kapasitesini arttırmaktadır. Benzer davranış Si içeren alaşımlarda sert silisyum parçacıkları ile de sağlanmaktadır [102].

Çinko-alüminyum esaslı alaşımların sergiledikleri üstün tribolojik özelliklerin diğer bir nedeni ise çalışma esnasında kayma yüzeylerin oluşan alüminyum ve çinko oksit tabakalarıdır. Bu tabaklardan alüminyum oksidin yüksek sertliği nedeniyle yük taşıyıcı ve çinko oksidin ise kaymayı kolaylaştırıcı etkisi nedeniyle alaşımların aşınma dayanımları artmaktadır [102].

İkili çinko-alüminyum alaşımlarına bakır ve/veya silisyum katılması ile elde edilen üçlü ve/veya dördü alaşımların tribolojik özelliklerinin ikili alaşımlara göre daha iyi olduğu görülmüştür. Bakırın %2 oranına kadar katılması ile katı çözelti sertleşmesine bağlı olarak sertlikte ve mukavemette ortaya çıkan artış, aşınma dayanımını da arttırmaktadır. Bu oranın üzerinde bakır katılması durumunda dendritler arası bölgede oluşan ϵ veya T' fazının katı çözelti sertleşmesi etkisini azalması nedeniyle çekme mukavemetinin ve dolayısıyla aşınma direncinin azaldığı bilinmektedir [96].

Çinko-alüminyum-silisyum alaşımlarının aşınma özelliklerinin içerdikleri sert silisyum parçacıklarının sağladığı yük taşıma etkisine bağlı olarak iyileştiği bilinmektedir. Silisyum katkısının çinko-alüminyum-silisyum alaşımlarının aşınma davranışına etkisi, silisyum parçacıklarının büyüklüğüne ve yapıdaki dağılımına bağlıdır [104]. Nispeten ince ve homojen dağılımlı silisyum parçacıklarının alaşımların aşınma davranışını olumlu yönde etkilediği belirlenmiştir. Bu konuda yapılan çalışmalar, alaşımların içermesi gereken silisyum oranının %2'yi geçmemesi gerektiğini ortaya koymuştur [104].

Üçlü çinko-alüminyum-bakır alaşımlarına dördüncü bir alaşım element olarak silisyumun katılması, söz konusu alaşımların hem yüksek sıcaklıklar mekanik özelliklerinin daha iyi korumasını hem de aşınma direncini artmasını sağlamaktadır [86, 87, 101].

Çinko-alüminyum esaslı alaşımlara uygulanan T6 ısıl işleminin, bu alaşımların aşınma davranışının değişik yağlama koşullarında artırdığı belirlenmiştir [87, 106, 109]. Buna karşın, içyapısal dönüşümlerin tamamlanması için uygulanan stabilizasyon işleminin, söz konusu alaşımların aşınma direncini azalttığı gözlenmiştir [110]. Öte yandan, bu alaşımlara SiC gibi bileşikler katılarak üretilen Zn-Al matrisli kompozitlerin aşınma direncinin, matris formundaki yapıya göre arttığı gözlenmiştir [111].

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

EKAE yöntemi malzemelere aşırı plastik deformasyon uygulayarak tanelerin geniş açılı tane sınırları ile ayrılmış alt taneler oluşturma esasına göre incelmesini sağlayan bir üretim yöntemi türüdür. Tane incelmesinin yanında, döküm yapısını bozarak hem fazların yapıdaki dağılımının daha homojen olmasını hem de genellikle üretim sırasında oluşan mikro gözeneklerin büyük ölçüde kapanmasını sağlamaktadır. İçyapıda görülen bu gelişmeler sertlik, mukavemet, süneklik, tokluk, çentik darbe tokluğu ve yorulma ömrü gibi mekanik özellikleri iyileştirmektedir. Bunun yanında süperplastik şekil alma kabiliyeti, aşınma direnci, gibi teknolojik öneme sahip mekanik ve tribolojik davranışlarda da iyileşmeler görülmüştür.

Çinko-alüminyum esaslı alaşımlar kolay ve ucuza temin edilebilmesi, üretimleri sırasında enerji gereksiniminin düşük olması ve özgül mukavemetlerinin yüksek olması gibi özellikleri ile bronz, pirinç, dökme demir ve çelik gibi yatak alaşımlarına alternatif olarak geliştirilmiştir. Ancak, son yıllarda artan üretim maliyetleri dikkatleri tekrar bu

alaşımlar üzerine çekmiştir. Çinko-alüminyum esaslı alaşımlarının tribolojik uygulamalarda başarılı bir şekilde kullanılması mümkün olmasına karşın, diğer mühendislik amaçlı fonksiyonel uygulamalar için süneklik ve mukavemet özellikleri yetersiz kalmaktadır. Söz konusu alaşımların özellikle süneklik, şekillendirilebilirlik ve mukavemet özelliklerinin geliştirilmesi halinde özgül mukavemetin ön plana çıktığı otomotiv ve havacılık gibi bazı uygulamalarda kullanımı mümkün olabilecektir. Bu nedenle çinko-alüminyum esaslı alaşımların geliştirilmesi adına yapılan çalışmalarda, mukavemet ve sünekliğin çeşitli mühendislik uygulamalarının gereksinimlerini karşılayabilecek seviyeye çıkarılması amaçlanmaktadır. Bu amaç doğrultusunda yapılan çalışmaların başında; alaşımlama, ısıl işlem uygulama, çeşitli takviyelerle kompozit forma sokma gelmektedir. Alaşımla daha çok mevcut ikili Zn-Al alaşımlarına Cu ve/veya Si katılması şeklinde yapılmaktadır. Bunların yanında, Mg, Ni ve Ti gibi alaşım elementleri de düşük miktarlarda mukavemet artırıcı olarak söz konusu alaşımlara katılmaktadır. Öte yandan, bu alaşımlara iki türlü ısıl işlem uygulanmaktadır. Birincisi, stabilizasyon veya homojenleştirme ısıl işlemi olup, daha çok stabil bir yapı elde etmek ve belli oranlarda sünekliği artırmak hedeflenmektedir. Ancak bu işlemler sonucunda zaten düşük olan sertlik ve mukavemet değerleri daha da düşmektedir. Ayrıca elde edilen süneklik artışları da çok sınırlı kalmaktadır. İkincisi ise yaşlandırma ısıl işlemi (T6) olup, bu işlem daha çok alaşımların mukavemetini ve aşınma özelliklerini artırmak için uygulanmaktadır. Ancak, bu işlem sonrası alaşımların süneklik değerlerinde yeterli ölçüde iyileşme sağlanamamaktadır. SiC gibi takviyelerle kompozit forma sokmak, söz konusu alaşımların süneklik ve mukavemet değerlerinde az da olsa iyileşmeler sağlamakta ancak, pek çok uygulama için bu iyileşmeler yetersiz kalmaktadır. Özellikle gevrek karakterli olan bu alaşımların süneklik değerlerinin iyileştirilememesi, söz konusu alaşımların kullanım alanının kaymalı yatak uygulamaları ile sınırlı kalmasına neden olmuştur.

Diğer taraftan aşırı plastik deformasyon ile malzemelerin tane yapısı, tane büyüklüğü mikrometreden daha düşük olacak biçimde inceltilerek mekanik özelliklerde bazı iyileşmeler elde edilebileceği görülmüştür. Malzemelere aşırı plastik deformasyon uygulamak için geliştirilen yöntemlerden biri olan EKAE ise gerek uygulamasının daha kolay ve düşük maliyetli olması, gerekse aşırı plastik deformasyonun ticari bir uygulama haline getirilebilmesi için daha elverişli olması nedeni ile en çok ilgi uyandıran aşırı plastik deformasyon yöntemidir. EKAE işlemi ile aşırı plastik deformasyon uygulanan saf metaller ve alaşımların hem mukavemet hem de süneklik değerlerinin arttığı görülmüştür.

Bunun yanında yorulma, darbe, süperplastiklik gibi özelliklerde de önemli iyileşmeler elde edilebileceği bilinmektedir. Çinko-alüminyum esaslı alaşımların mühendislik uygulamalarındaki kullanım alanlarının genişletilmesini mümkün kılacak yüksek süneklik ve mukavemet özelliklerinin, sözü edilen alaşımlara EKAE işlemi uygulayarak kazandırılabilmesi düşünülmektedir.

Bu nedenle, yapılan çalışmada EKAE işlemi ile uygulanan aşırı orandaki plastik deformasyonun çinko alüminyum esaslı alaşımların yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri üzerindeki etkilerinin sistematik bir şekilde incelenmesi hedeflenmiştir.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

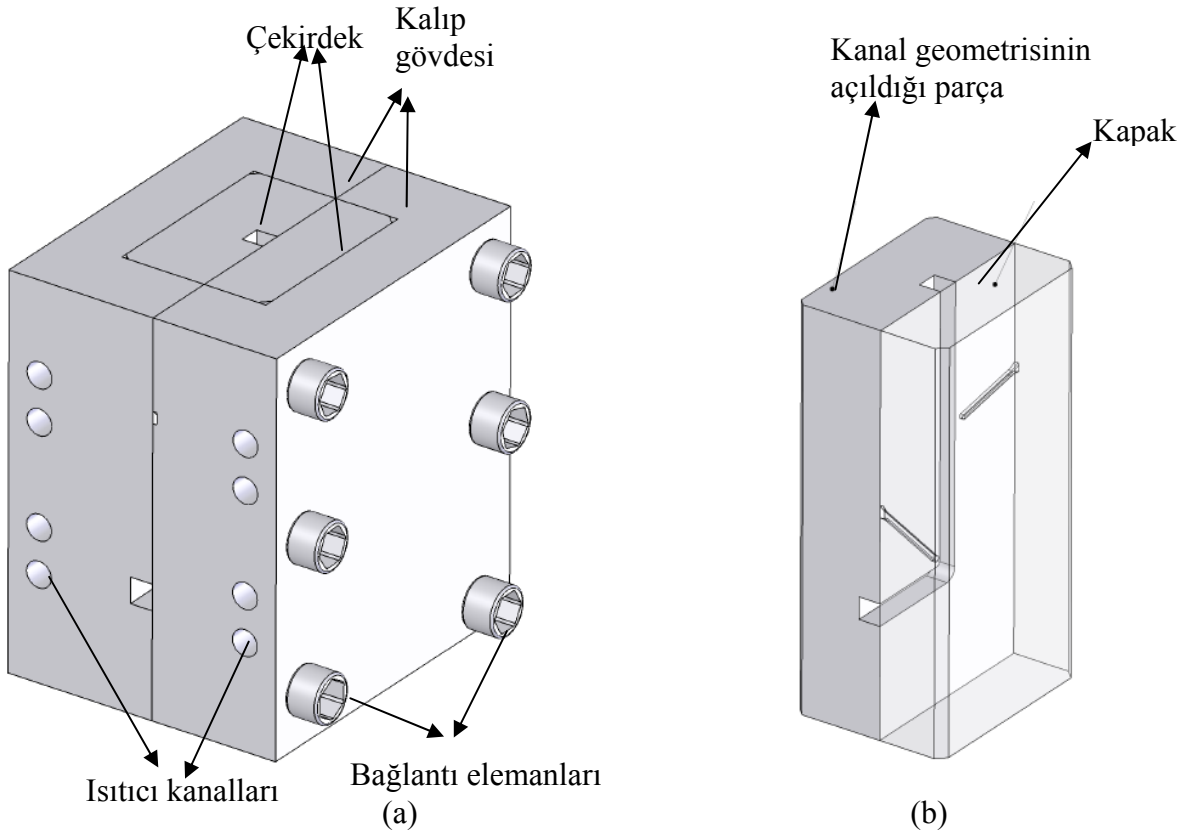
2.1. Deney Alaşımaları

Bu çalışmada bir adet ikili çinko-alüminyum alaşımı ve bir adet üçlü çinko-alüminyum-bakır alaşımı kokil döküm yöntemi ile üretildi. Alaşımın üretiminde yüksek saflıkta (%99,9) çinko ve ticari saflıkta (%99,7) alüminyum kullanıldı. Üçlü Zn-Al-Cu alaşımının üretimi için ihtiyaç duyulan bakır ise, laboratuarda üretilen AlCu50 intermetalik bileşiminden sağlandı.

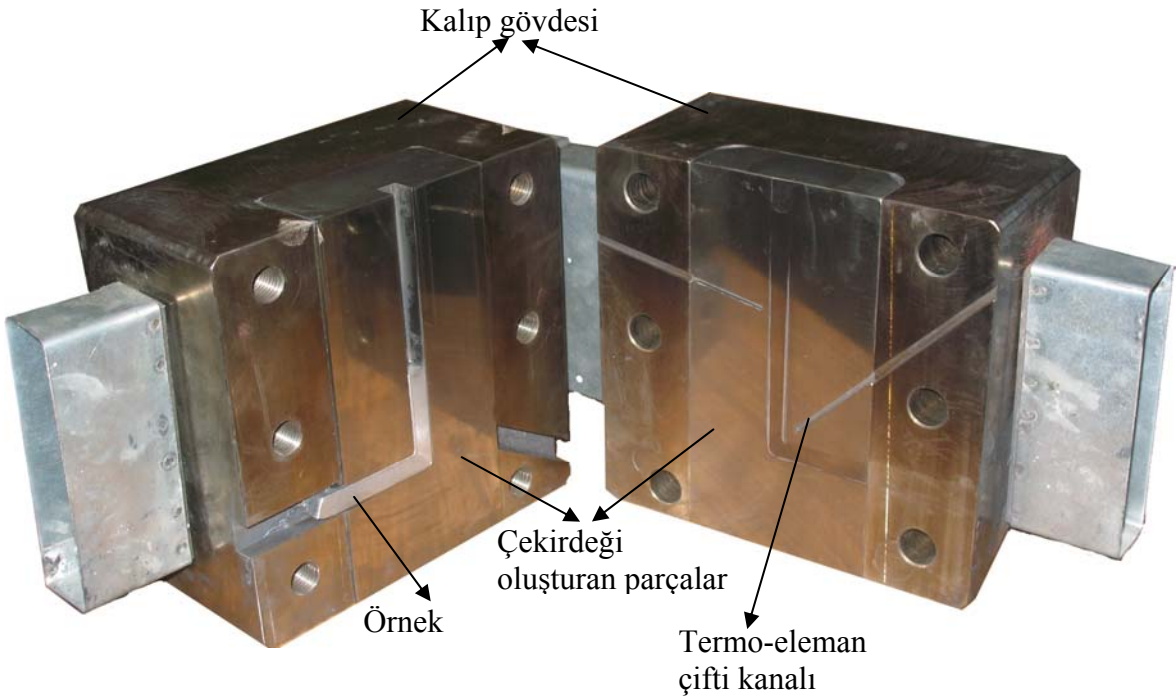
Alaşımın ergitilmesi için imalatı laboratuarda gerçekleştirilen elektrik dirençli bir pota fırını kullanıldı. Alaşımın döküm sıcaklığı kimyasal bileşimleri göz önünde bulundurularak liküdis sıcaklığının yaklaşık 50 °C üzerinde seçildi. Ergitilen alaşımın oda sıcaklığında tutulan konik şekilli kokil kalıplara dökülerek katılaştırıldı. Üretilen alaşımın kimyasal bileşimleri atomik absorpsiyon spektrometresi yardımı ile belirlendi.

2.2. Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon İşlemi

Bu çalışma için bir adet EKAE kalıbı tasarlandı ve imal edildi. Şematik resmi ve fotoğrafları sırasıyla Şekil 11 ve 12’de verilen söz konusu kalıp, kanal geometrisini de içeren çekirdek ve bu çekirdeği çevreleyerek kalıp geometrisinin rijitliğini sağlayan gövde olmak üzere iki kısımdan oluşmaktadır. Kanal geometrisinin açıldığı parça ile kanal yüzeyini kapatarak kapak işlevi gören parça kalıp çekirdeğini oluşturmaktadır. Soğuk iş takım çeliğinden imal edilen bu parçalar su verildikten sonra menevişlenerek 55 RSD-C değerine kadar sertleştirildi. Gerek kanal yüzeylerinin sertliğini artırma, gerekse yüzey pürüzlülüğünü düşürerek aşınma ve sürtünme etkilerini azaltma amacı ile kanal yüzeylerine parlatma ve kaplama işlemleri uygulandı. Kaplama işlemi fiziksel buhar fazında çökertme (PVD) yöntemi kullanılarak yüzeyde ince ve sert CrN tabakası oluşturularak gerçekleştirildi. Kanal yüzeyinin kaplama sonrası sertliği 62 RSD-C olarak ölçüldü. Ayrıca sistemin ısıtılmasını sağlayan rezistans tellerin yerleştirildiği kanallar kalıp gövdesine açılmıştır.

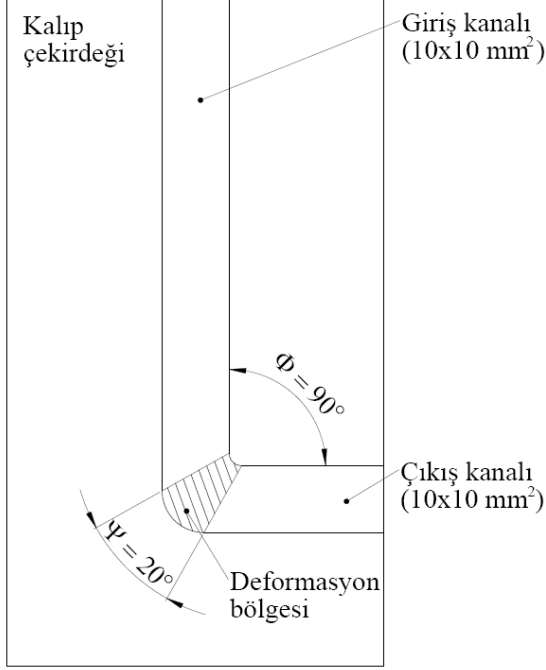


Şekil 11. EKAЕ kalıbının şematik resimleri: a) montaj durumu, b) Çekirdeği oluşturan parçaların şematik resmi



Şekil 12. Deneylerde kullanılan EKAЕ kalıbının fotoğrafı

EKAE işlemi kalıp açısı $\phi=90^\circ$ ve dış köşe yuvarlatma açısı $\psi=20^\circ$ olan $10 \times 10 \text{ mm}^2$ kanal kesimine sahip bir kalıp ile gerçekleştirildi (Şekil 14). Kanala ait geometrik parametreler ve kanal boyutları Şekil 13’de verilmiştir.



Şekil 13. Kanala ait geometrik parametreler

Dökülmüş durumdaki Zn-Al esaslı alaşımlar kristal ve döküm yapılarından dolayı gevrek karakterli malzemelerdir. Bu nedenle söz konusu alaşımlara, yetersiz süneklik özelliklerinden dolayı oda sıcaklığında EKAE işlemi uygulamak mümkün olmamıştır. Söz konusu alaşımların prosesi için oda sıcaklığının üzerinde uygun bir sıcaklığın belirlenmesi gerekmiştir. Öte yandan belirlenecek bu sıcaklık, deformasyon sırasında yeniden kristalleşmenin olmaması için yeniden kristalleşme sıcaklığının altında mümkün olan minimum bir sıcaklık olmalıdır. Bu nedenle yapılan bir seri ön deney sonrası, Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları için en uygun işlem sıcaklığı $90 \pm 2^\circ\text{C}$ olarak belirlenmiştir. Kalıpta bu sıcaklığın elde edilmesi için çubuk tipi 8 adet rezistans kullanıldı. Bu rezistanslar, Şekil 11 ve 12’den de görüldüğü gibi kalıp gövdesine yatay olarak yerleştirildi. Isı yalıtımı, kalıp gövdesinin dış yüzeyine cam yünü ile sarılarak sağlandı. Kalıp sıcaklığı NiCr-Ni tipi termo-eleman çifti kullanılarak deformasyon bölgesinden ve kanal yüzeyine 4 mm’lik

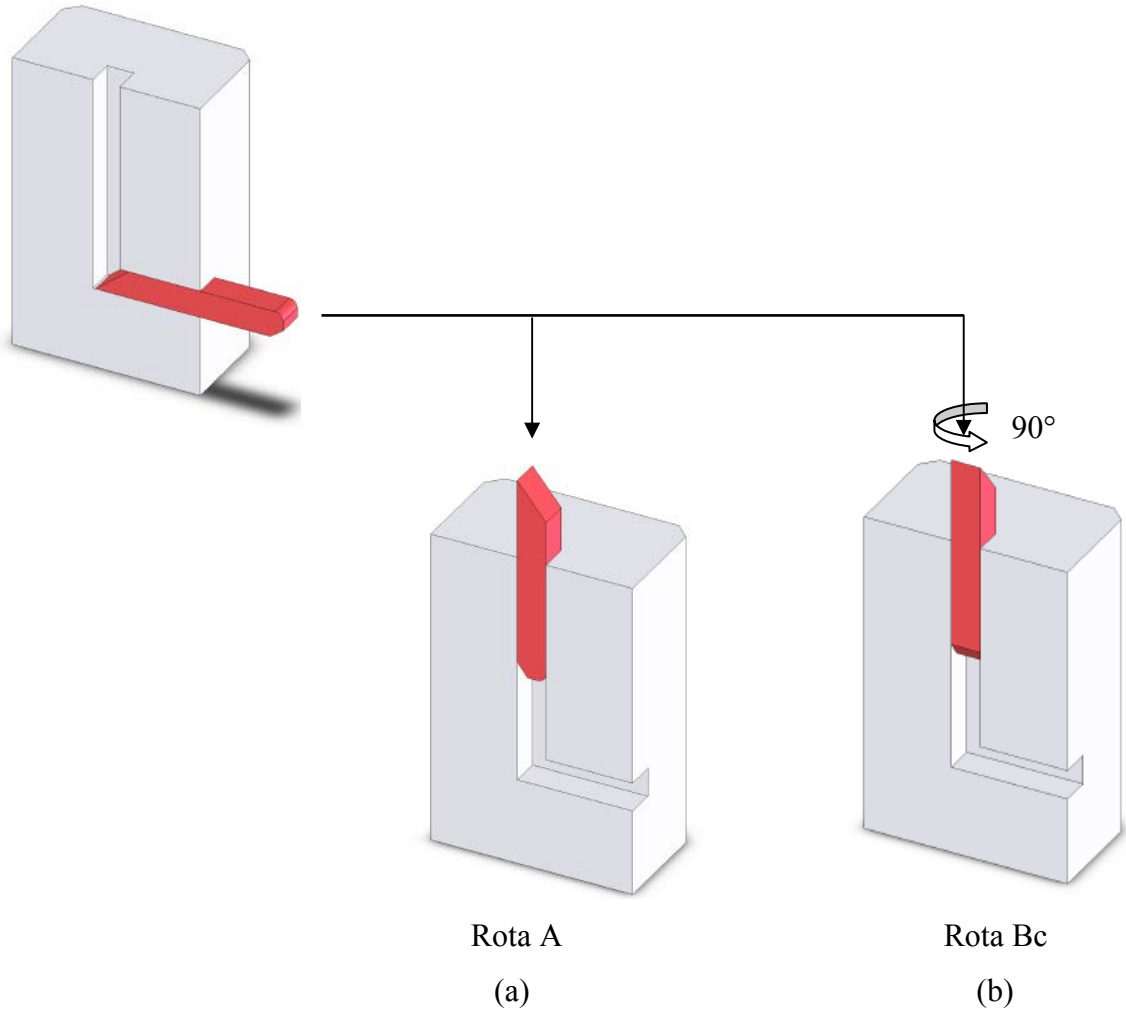
mesafeden ölçüldü (Şekil 12). Bir sıcaklık kontrolörü sayesinde kalıp sıcaklığı $\pm 2^{\circ}\text{C}$ hassasiyetinde sürekli sabit tutuldu.

EKAE işlemi için talaşlı imalat yöntemi ile $9,8 \times 9,8 \times 105 \text{ mm}^3$ boyutlarında örnekler hazırlandı. Deney öncesi ve her paso sonrası örnek ve kalıp yüzeyleri grafit esaslı bir katı yağlayıcı ile yağlandı. Bu sayede, örnek ve kalıp yüzeyleri arasında oluşan sürtünme kuvveti azaltılmaya çalışıldı. İlk ekstrüzyon işlemine başlamadan önce kalıp ve ilgili parçalarının homojen sıcaklığa gelmesi için 30 dakikalık bir süre beklendi. Bu şekilde denge sıcaklığı sağlandıktan sonra örnek giriş kanalına yerleştirilip işlem sıcaklığına ulaşması için 10 dakika daha beklendi. Böylece, örneğin de ayarlanan proses sıcaklığına gelmesi sağlandı. Bu işlemin ardından, giriş kanalına yerleştirilen örnek, takım çeliğinden üretilen $9,9 \times 9,9 \text{ mm}^2$ kesitindeki bir itici ile çıkış kanalına doğru itildi. Bu işlem $0,5 \text{ mm/s}$ 'lik sabit basma hızda gerçekleştirildi. Bu hız değeri literatürdeki çalışmalardan yararlanılarak belirlendi [41].

EKAE işlemi iki farklı rotada gerçekleştirildi. Bu amaçla, literatürde Rota-A ve Rota-Bc olarak tanımlanan rotalar seçildi [32]. Rota A'da örnekler peş peşe uygulanan pasolarda pozisyonlarını değiştirmeden hep aynı konumda kalıp giriş kanalına yerleştirildi. Rota Bc'de ise örnekler, her paso sonrası bir önceki konumlarına göre aynı yönde 90° döndürülerek kalıp giriş kanalına yerleştirildi. Bu rotaların seçilme nedeni EKAE işlemi sonrasında elde edilen içyapının eş eksenli ya da yönlenmiş olması uygulanan rota ile belirlenmekte, Rota-A ile elde edilen yönlenmiş yapının ve Rota-Bc ile elde edilen eş eksenli yapının mekanik özelliklere etkisini görmektir. Sözü edilen EKAE rotalarının uygulanmasını gösteren şematik resim, Şekil 14'de verilmiştir. Tablo 3'de ise EKAE işleminde kullanılan parametreler verilmiştir.

Tablo 3. EKAE deneylerinde kullanılan işlem parametreleri

Alaşım	Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)	Hız (mm.s^{-1})	Uygulama rotası	Paso sayısı
Zn-60Al	90	0,5	Rota-Bc, Rota-A	0, 1, 2 ve 4
Zn-60Al-2Cu	90	0,5	Rota-Bc, Rota-A	0, 1, 2 ve 4

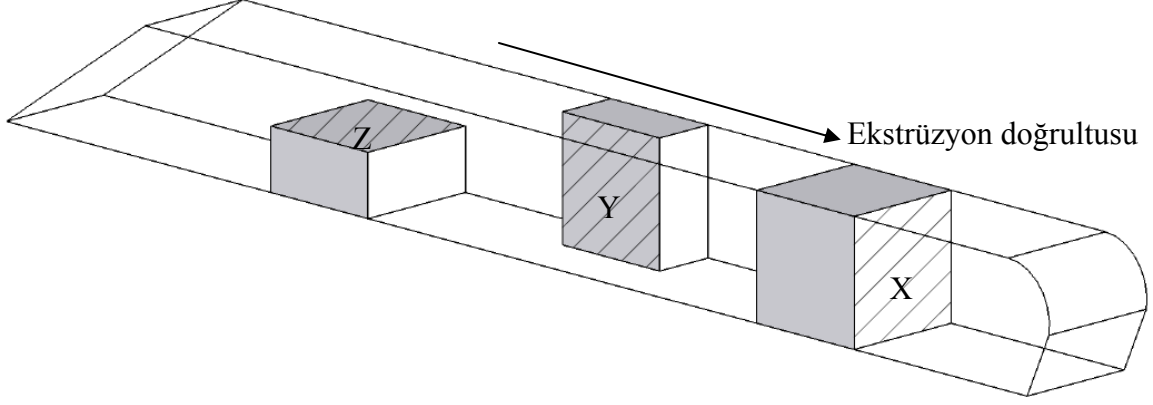


Şekil 14. Deneylerde kullanılan EKAE rotaları: (a) Rota-A ve (b) Rota-Bc

2.2. Yapısal İncelemeler

Yapısal incelemeler için, dökülmüş ve EKAE işlemine tabi tutulmuş alaşımlardan alınan numuneler standart metalografik yöntemlerle hazırlandı. Bu kapsamda numuneler, belli boyutlarda hassas numune kesme cihazlarında kesildi, ısıl etkilerin oluşmaması için soğuk olarak kalıplandı. Zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutuldu. Bu işlemlerden sonra numunelerin yüzeyleri asitik bir ayıraç kullanılarak (250 ml damıtılmış su, 3ml %65'lik HNO_3 , 1ml %40'lık HF ve 1ml %50'lik HCl karışımı) dağlandı. EKAE işlemi ile değişik rota ve paso sayılarında EKAE işlemi uygulanmış örneklerden metalografik numunelerin çıkarıldığı yerler Şekil 15'te verilmiştir. Numuneler çıkarılırken, EKAE işlemi sırasında aşırı sürtünme nedeniyle etkilenmiş yüzey bölgelerinden uzak durulmaya

çalışıldı. Şekil 14'ten de görüldüğü gibi, EKAE örneklerinin ekstrüzyon doğrultusuna dik kesitinden (X), ekstrüzyon doğrultusuna paralel yan kesitinden (Y) olmak üzere iki farklı kesitten metalografi numuneleri çıkarıldı. Hazırlanan numuneler, optik mikroskopta incelenerek iç yapı resimleri çekildi.



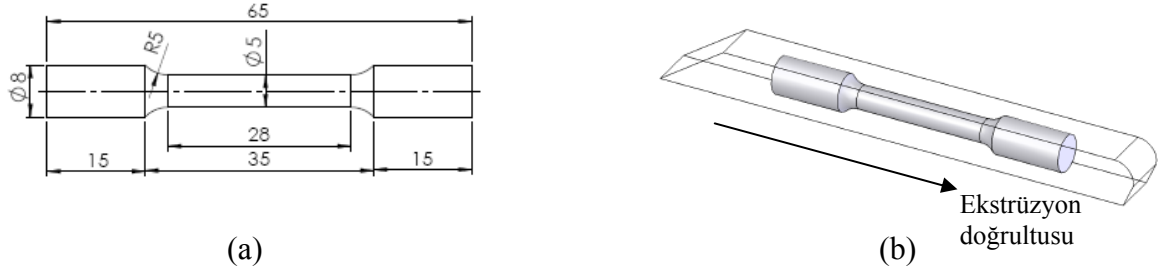
Şekil 15. EKAE ile proses edilen örneklerden metalografik numunelerin çıkarıldığı ve sertlik ölçümlerinin yapıldığı kesitleri gösteren şematik resim.

2.3. Mekanik Özellik İncelemeleri

Alaşımın dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki sertlik değerleri Vickers sertlik ölçme yöntemiyle 20 kgf yük kullanılarak gerçekleştirildi. Her bir şart için elde edilen sertlik değerleri beş ölçümün ortalaması olarak verildi. EKAE işlemi uygulanan örneklerin sertlikleri Şekil 15'da verilen kesitlerden alındı. Dökülmüş durumda ve EKAE işlemi uygulandıktan sonra alaşımın yapısında bulunan fazların mikro sertlikleri Şekil 15'da tanımlanan X-kesitinden Vickers mikrosertlik ölçme yöntemi ile 25 g yük kullanılarak gerçekleştirilen 5 ölçümün ortalaması alınarak belirlendi.

Dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki alaşımın mukavemet ve süneklik değerleri çekme deneyi ile belirlendi. Bu amaçla 100kN kapasiteli elektromekanik bir çekme makinesi kullanıldı. Deneyler için daraltılmış kısmının çapı 5mm ve ölçü uzunluğu 25 mm olan silindirik numuneler hazırlandı. Söz konusu numunelerin şekil ve boyutları ile EKAE işlemi uygulanmış örnekteki konumları Şekil 16'da verilmiştir. Çekme deneyleri $0,01 \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızına karşılık gelen $0,25 \text{ mm/s}$ 'lik sabit çene hızında yapıldı. Deney sırasında uygulanan kuvvet ve meydana gelen uzama değerleri bir bilgisayar yardımıyla sürekli kaydedildi ve sonuçta gerilme-uzama diyagramları çizdirildi.

Çekme deneyi sonucunda, her bir durum için alaşımların akma ve çekme dayanımları, kopma uzaması ve kopma büzülmesi değerleri yapılan en az üç ölçümün ortalaması alınarak belirlendi.

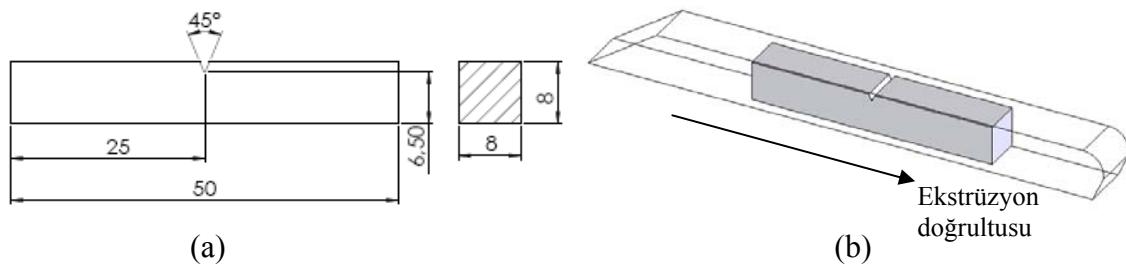


Şekil 16. Çekme numunesinin şekil ve boyutları (a) ve EKAЕ örneğindeki konumu(b)

Alaşımların EKAЕ işlemi öncesi ve sonrası kırılma davranışlarının incelenmesi için kırık yüzeyleri tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) ile incelendi. Bu sayede, alaşımların deformasyon davranışlarına EKAЕ işleminin etkileri araştırıldı.

Alaşımların gerek dökülmüş ve gerekse EKAЕ yöntemi ile proses edilmiş durumlardaki tokluk değerleri çentik darbe deneyi ile belirlendi. Bunun için Şekil 17'de boyutları ve EKAЕ örneğindeki konumları verilen V-çentikli numuneler hazırlandı. Deneyler, 500 kg.cm ölçüm kapasitesine ve 0,05 kg.cm ölçüm hassasiyetine sahip bir Charpy deney makinesi kullanılarak gerçekleştirildi. Her bir durum için en az üç deney yapılarak alaşımların ortalama çentik darbe tokluğu değerleri belirlendi.

Kırılan çentik darbe numunelerinin kırık yüzeyleri SEM ile incelenerek alaşımların kırılma davranışlarında EKAЕ işlemi ile meydana gelen değişimler belirlenmeye çalışıldı.



Şekil 17. (a)Çentik darbe numunesinin boyutları ve (b) EKAЕ örneğindeki konumu

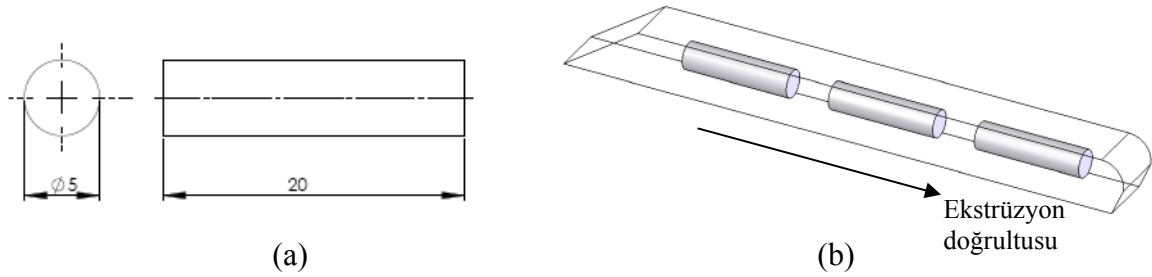
2.4. Sürtünme ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi

Alaşımların gerek dökülmüş gerekse değişik rota ve paso sayılarında EKAE işlemi uygulanmış durumlarda sürtünme ve aşınma davranışları incelendi. Bunun için pin-on-disk esaslı bir aşınma deney düzeneği kullanıldı. Fotoğrafi Şekil 18’de gösterilen deney düzeneği; aşındırma disk, numune tutucusu, numune tutucu yatağı, elektrik motoru, hız kontrol ünitesi ve yük hücresinden oluşmaktadır. Deney düzeneği elektrik motoru ile üretilen gücün kayış kasnak mekanizması ile dikey yataklanmış mile ve bu mile bağlı olan aşınma diskine aktarılması ve aşınma numunesinin takılan ağırlıklar ile diske bastırılması esasına göre çalışmaktadır. Deney sırasında elektrik motorunun sağladığı açısal hız, elektriksel devrede bulunan hız kontrol ünitesi ile ± 1 d/dk hassasiyetinde sabitlenebilmektedir. Yükleme, numune tutucusunun üzerine yerleştirilen ölü ağırlıklar yardımı ile sağlanmaktadır. Aşınma numunesi ve disk arasında oluşan sürtünme kuvveti 200N kapasiteli bir yük hücresi ile mV cinsinden algılanıp bir bilgisayar programı yardımıyla depolanmaktadır.



Şekil 18. Aşınma deney düzeneğinde deneylerin gerçekleştirildiği kısmın fotoğrafı

Aşınma diski, Fe-70 çeliğinden 100 mm çapında üretilmiş olup, uygulanan ısıl işlem ile sertliği 56 RSD-C değerine getirilmiştir. Üretim sonrası taşlanarak parlatılan disk yüzeyinin ortalama yüzey pürüzlülüğü 0,2 μm olarak belirlenmiştir. Bu değer her bir deney öncesi yaklaşık aynı tutulmaya çalışılmıştır. Pürüzlülük değeri, ölçüm boyu 5,6 mm olan bir yüzey pürüzlülüğü ölçüm cihazında 5 ölçümün ortalaması olarak alındı. Sürtünme ve aşınma deneyleri için hazırlanan numunelerin boyutları ve EKAE işlemi uygulanmış örnekteki konumları Şekil 19 (a)-(b)'de verilmiştir.



Şekil 19. Aşınma numunelerinin (a) boyutları ve (b) EKAE örneklerindeki konumu

Aşınma deneyleri, kuru şartlarda kayma yolunun ve basıncın etkilerini görebilmek için iki farklı grupta yapıldı. Basıncın etkisinin araştırıldığı deneyler, 0,3 ile 2,5 MPa arasında değişen 6 yüzey basıncı değerlerinde ve 1,1 m/s sabit kayma hızı ve 2,64 km sabit kayma mesafesinde gerçekleştirildi. Yola bağlı deneyler ise 14,85 km'lik kayma mesafelerinde ve 2 MPa sabit basınç ve 1,1 m/s sabit kayma hızında gerçekleştirildi. Alaşımın aşınma davranışları ağırlık kayıpları ölçülerek belirlendi. Bunun için 0,01mg hassasiyetine sahip bir terazi kullanıldı. Ağırlık ölçümlerinden önce numuneler kimyasal çözücü (trikloretilen) ve alkol-aseton karışımı içerisinde ultrasonik olarak temizlendi.

3. BULGULAR

3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimi ve Yapısal İncelemelerinden Elde Edilen Bulgular

Üretilen deney alaşımlarının kimyasal bileşimlerine ait nominal değerler ve kimyasal analiz sonuçları Tablo 4’de verilmiştir.

Tablo 4. Alaşımların kimyasal bileşimleri

Alaşım	Kimyasal bileşim (% Ağırlık)					
	Nominal değerler			Ölçülen değerler		
	Zn	Al	Cu	Zn	Al	Cu
Zn-60Al	40	60	-	40,7	59,3	-
Zn-60Al-2Cu	40	58	2	40,2	57,9	1,9

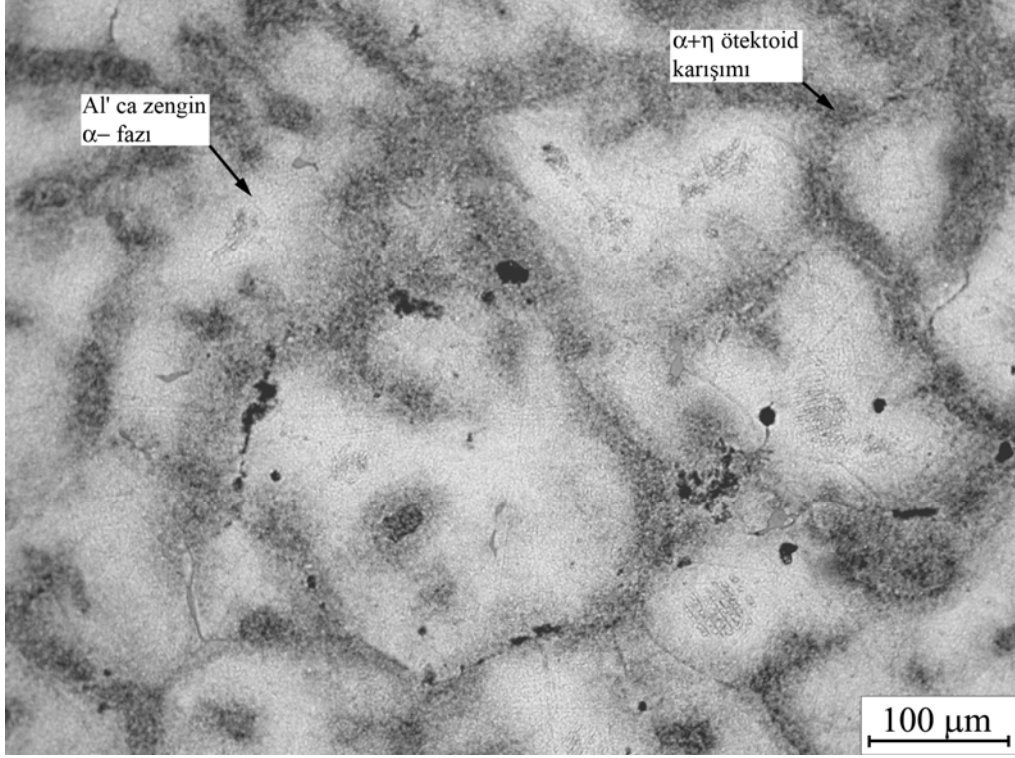
Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının dökülmüş durumdaki içyapı resimleri sırasıyla Şekil 20 ve Şekil 21’de verilmiştir. Zn-60Al alaşımına Rota-A ve Rota-Bc’de uygulanan EKAE işlemi sonrası meydana gelen içyapı değişimlerini gösteren resimleri ise sırasıyla Şekil 22(a)-(f) ve Şekil 23(a)-(f)’de gösterilmiştir. Üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımının aynı şartlardaki içyapı resimleri de Şekil 24 (a)-(e) ve Şekil 25(a)-(f)’de verilmiştir.

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının dökülmüş durumdaki içyapıları alüminyumca zengin α -dendritleri ile bu dendritleri saran $\alpha+\eta$ ötektoid karışımından oluşmaktadır (Şekil 20). Üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımının içyapısında ise ikili alaşımdan farklı olarak bakırca zengin intermetalik bir bileşik olan θ (CuAl_2) fazı bulunmaktadır. Bu faz, dendritler arası bölgelerdeki $\alpha+\eta$ ötektoid karışımının içerisinde ve büyük oranda tane sınırlarında toplanmış durumda bulunmaktadır. Matris yapıyla bağdaşık olmayan söz konusu faz yapı içerisinde belli bölgelerde toplanarak kümelenmeler meydana getirmektedir (Şekil 21). Öte yandan alaşımların içyapısında katılaşma sırasında oluşan mikro-gözenekler de bulunmaktadır. Bu gözenekler, her iki alaşımda da daha çok dendritler arası bölgelerde toplanmıştır.

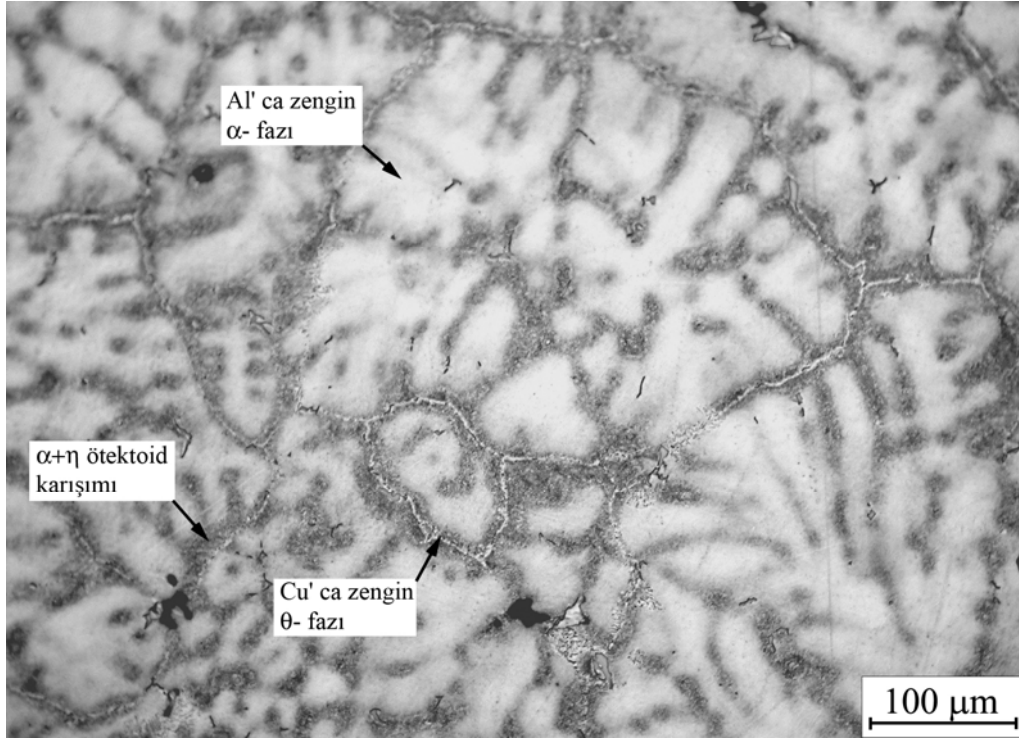
Uygulanan EKAE işlemi, alaşımların içyapılarında önemli değişimler meydana getirmektedir. İkili Zn-60Al alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi sonrası dendritik yapının bozularak fazların deformasyon doğrultusunda yönlendirilerek uzadığı

görülmektedir. Kesiti daralarak uzayan dendritlerin yönlenmeleri Y-kesitinde daha belirgin olarak gözlenmektedir (Şekil 22(b)). Zn-60Al alaşımına Rota-A'da uygulanan EKAE işleminde paso sayısı arttıkça dendritik formunu kaybeden α -fazı deformasyon doğrultusunda uzamaya devam ederken kesit alanı da daralmaktadır (Şekil 22(c)-(f)). Ayrıca, Rota-A'da uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi sonrasında α -fazının (açık renkli bölgeler) en/boy oranı da azalmaktadır. Öte yandan, Şekil 22(b), (d) ve (f)' de gösterildiği gibi, Rota-A'da uygulanan paso sayısı ve dolayısıyla uygulanan deformasyon miktarı arttıkça α -fazının ekstrüzyon doğrultusuyla yaptığı açı da azalmaktadır. Zn-60Al alaşımına Rota-Bc'de uygulanan EKAE işleminin de iki paso sonrasında Y-kesitinde dendritlerin ekstrüzyon doğrultusunda yönlenmesine ve uzamasına neden olduğu görülmektedir (Şekil 23(c)-(d)). Ancak bu etki Rota-A'da oluşturulan etki kadar büyük değildir. Rota-Bc'de uygulanan dört paso sonrasında, incelenen her iki kesitte de deformasyona bağlı olarak meydana gelen yönlenme etkisi çok belirgin değildir. Öte yandan α -fazının 4 paso sonrası toparlanmaya başladığı ve α -fazının kesitinin de iki paso sonrası elde edilen yapıya göre büyüdüğü görülmektedir.

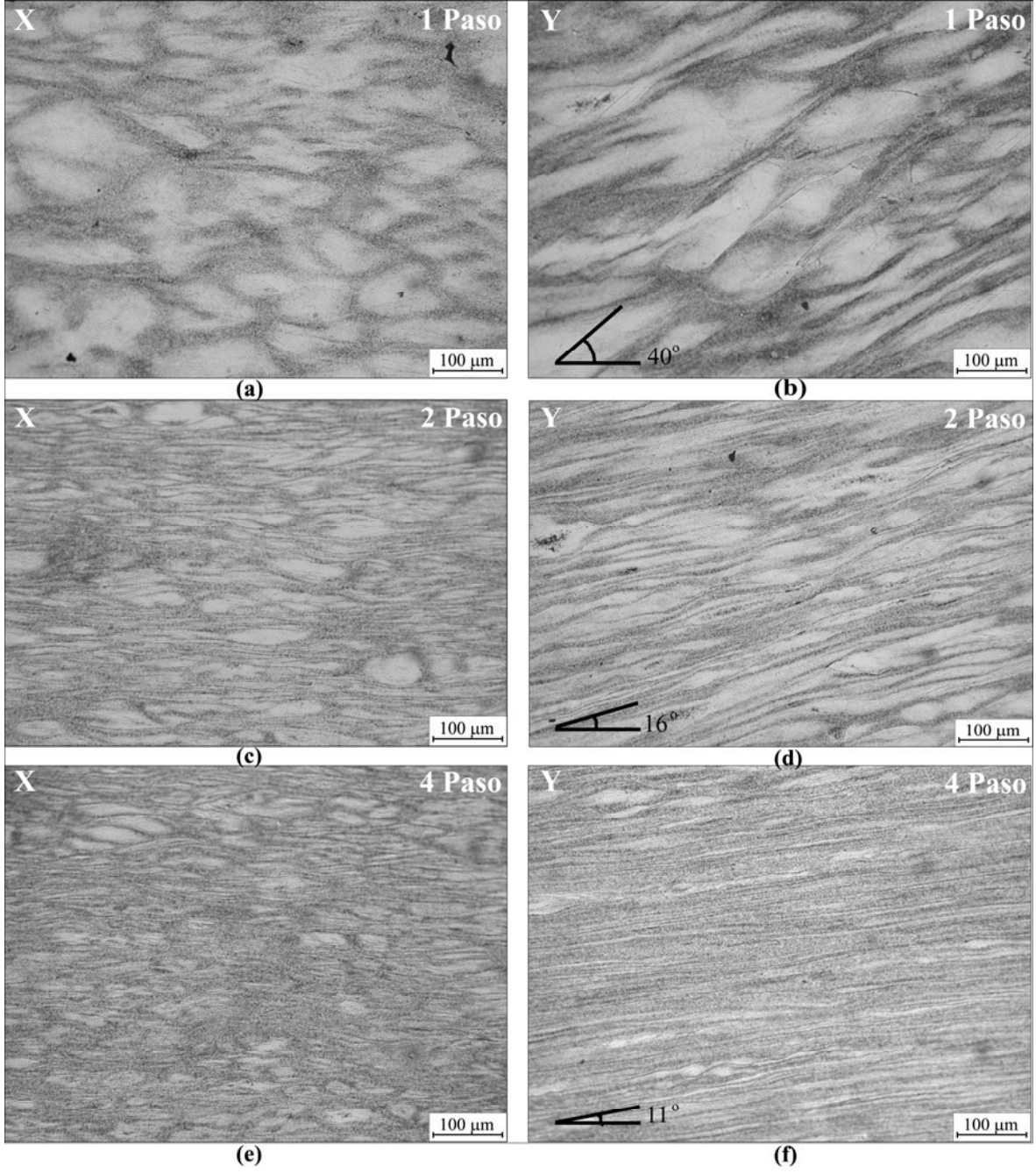
Uygulanan EKAE işlemi üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımında da ikili alaşıma benzer etkiler meydana getirmiştir. Buna göre Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi sonrasında α -fazı artan paso sayısı ile incelenerek uzamakta ve sonuçta fiberimsi bir görünüm almaktadır (Şekil 24(a)-(f)). Rota-Bc'de uygulanan 2 pasoluk EKAE işlemi sonrasında ikili alaşımdan elde edilen yapıya göre α -fazlarının daha iri olduğu ve yönlenmenin de daha belirgin olarak ortaya çıktığı gözlenmektedir. Dört paso sonrası elde edilen yapıda yönlenme etkisinin büyük oranda kaybolduğu ve özellikle α -fazının daha fazla irileştiği gözlenmektedir. Öte yandan, Zn-60Al-2Cu alaşımının içerdiği sert bakırca zengin faz parçacıklarının deformasyon sırasında α -fazları arasında sıkıştığı ve paso sayısı arttıkça kırılarak deformasyon yönünde yapıya yayıldığı gözlenmektedir. Bu etkiyi daha iyi vurgulamak için bakır içeren alaşımın dört paso sonrası elde edilen içyapısının büyük büyütmelelerdeki resimleri Şekil 26(a)-(b)'de gösterilmiştir. Bu şekillerden görüldüğü gibi, söz konusu parçacıkların dökülmüş durumda dendritler arasındaki bölgede oluşturdukları ağ EKAE işlemi sonrasında kırılmaya bağlı olarak bozulurken, kırılma sonrasında oluşan keskin köşeli parçacıklar birbirinden ayrılma eğilimi içerisine girmektedir.



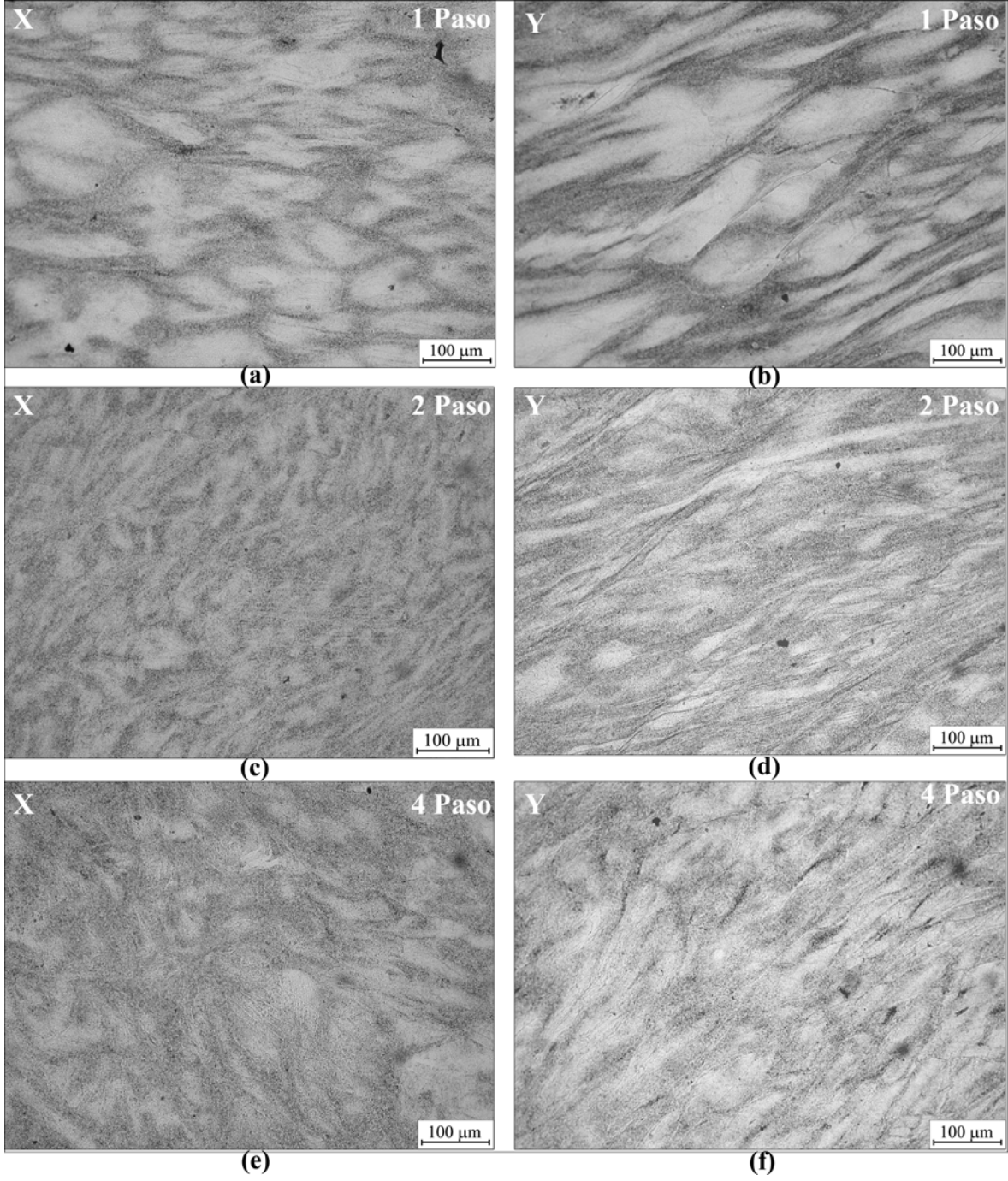
Şekil 20. Zn-60Al alaşımasının dökülmüş durumdaki içyapısı



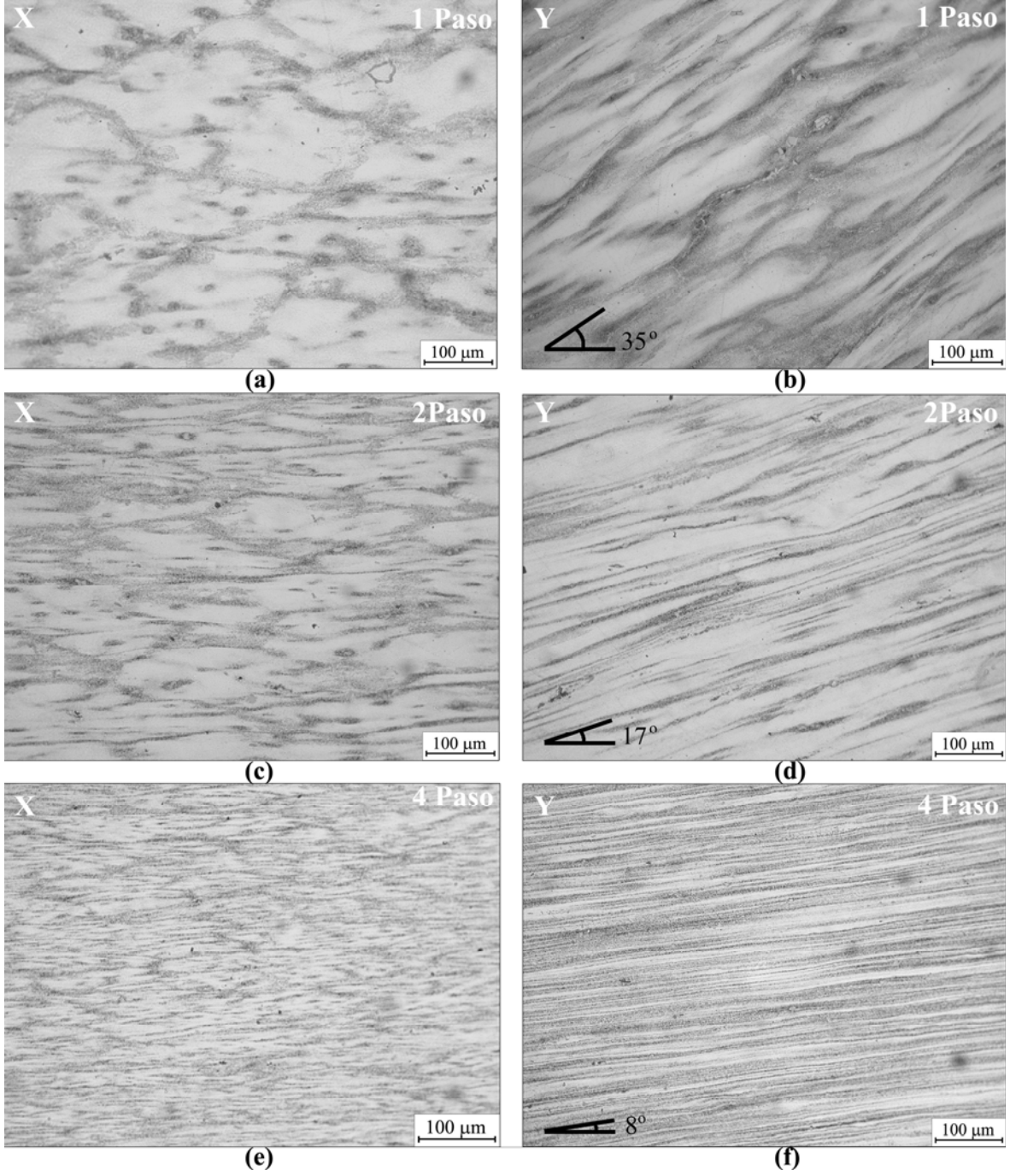
Şekil 21. Zn-60Al-2Cu alaşımasının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



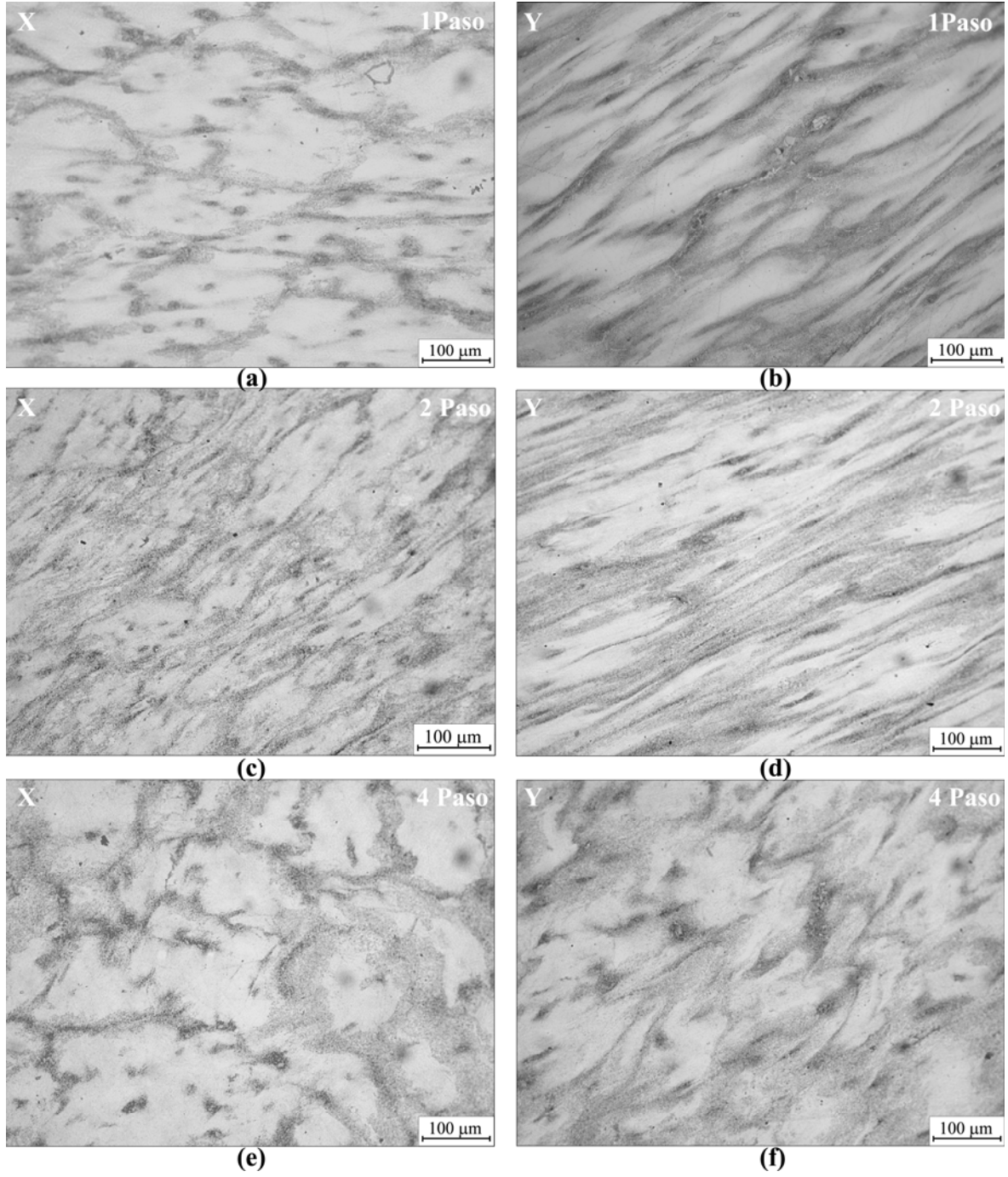
Şekil 22. İkili Zn-60Al alaşımına Rota-A’da uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti



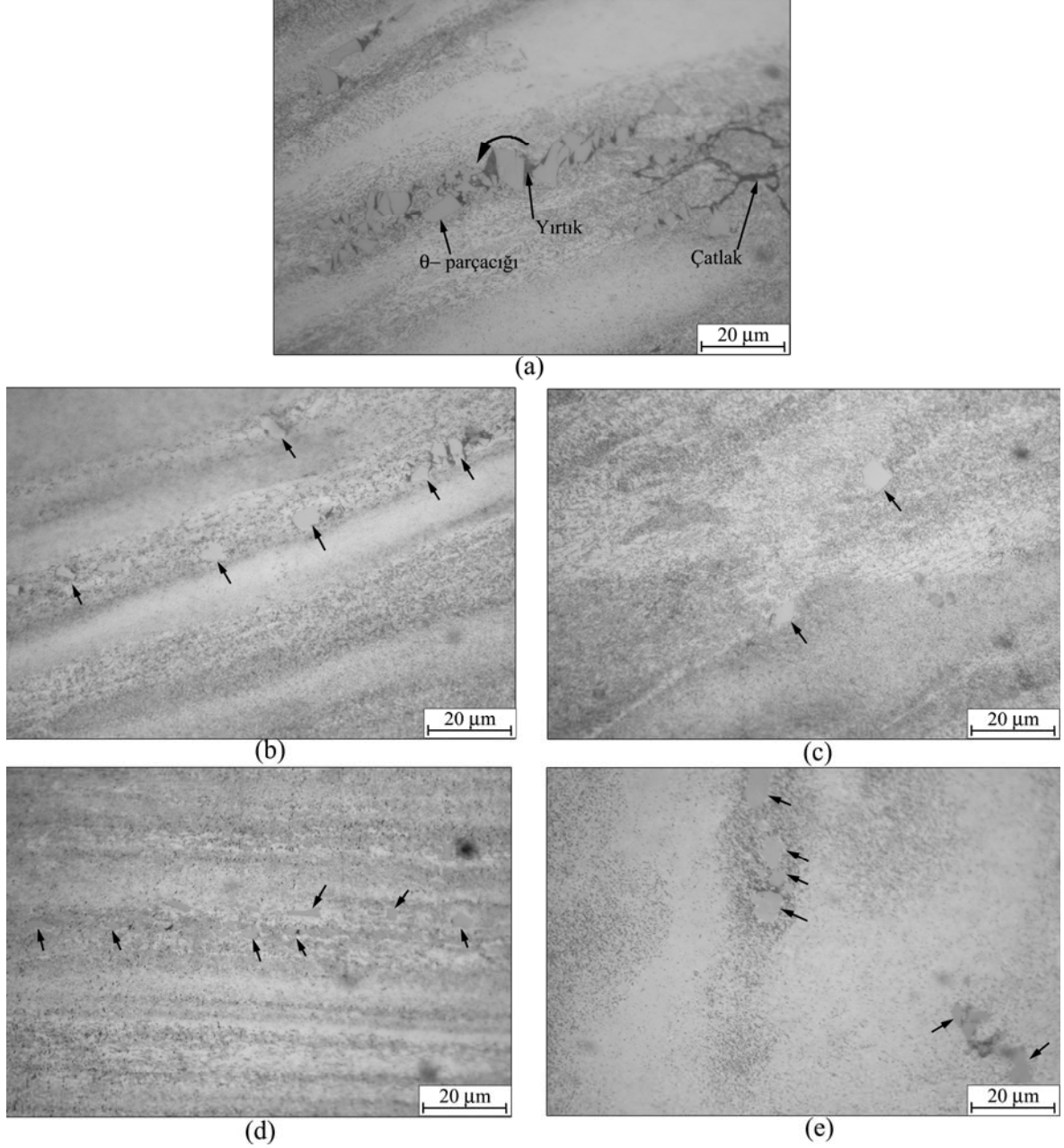
Şekil 23. İkili Zn-60Al alaşımına Rota-Bc’de uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAET işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti



Şekil 24. Üçlü Zn-60Al-Cu alaşımına Rota-A'da uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b) 1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti



Şekil 25. Üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımına Rota-Bc’de uygulanan 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işleminin meydana getirdiği içyapılar: (a) 1 paso, X-kesiti, (b)1 paso, Y-kesiti, (c) 2 paso, X-kesiti, (d) 2 paso, Y-kesiti, (e) 4 paso, X-kesiti ve (f) 4 paso, Y-kesiti



Şekil 26. Zn-60Al₂Cu alaşımının çeşitli rota ve paso sayılarında uygulanan EKAET işlemi sonrası yüksek büyütmede Y-kesitinden çekilen iç yapı resimleri (a) 1 paso (b) Rota-A, 2 paso(c) Rota-A, 4 paso (d) Rota-Bc, 2 paso (e) Rota-Bc, 4 paso (θ- parçacıkları ok işareti ile gösterilmiştir.)

3.2 Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

3.2.1. Sertlik

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının dökülmüş durumda ve EKAET işlemi uygulandıktan sonraki sertlik ölçümleri Şekil 15'de tanımlanan X-, Y-, Z-kesitlerinde

gerçekleştirilmiştir. Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları için elde edilen sertlik değerleri sırasıyla Tablo 5 ve Tablo 6'da, sertlik değerlerinin her iki rota için uygulanan paso sayısı ile değişimleri de yine sırasıyla Şekil 27 ve Şekil 28'de gösterilmiştir.

Tablo 5. Zn-60Al alaşımının dökülmüş ve Rota-A ve Rota-Bc'de 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işlemine tabi tutulmuş durumlardaki sertlik değerleri

Uygulama rotası	Paso sayısı	Sertlik (kg/mm ²)		
		X-kesiti	Y-kesiti	Z-kesiti
	0	90		
	1	94	98	89
	2	89	92	86
Rota-A	4	80	84	81
	2	96	93	84
Rota-Bc	4	74	84	79

Tablo 6. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A ve Rota-Bc 'de 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işlemi uygulanmış durumdaki sertlik değerleri

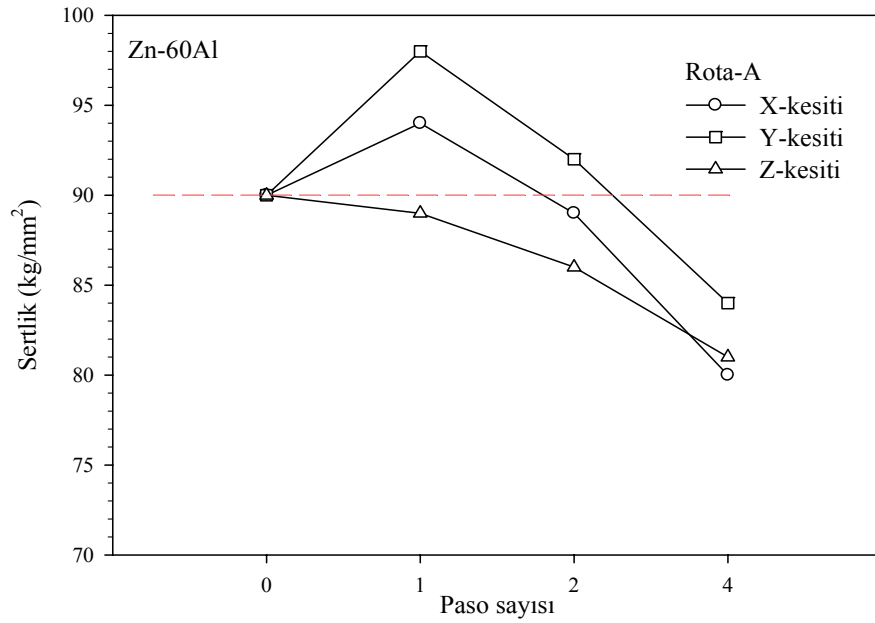
Uygulama rotası	Paso sayısı	Sertlik (kg/mm ²)		
		X-kesiti	Y-kesiti	Z-kesiti
	0	127		
	1	125	122	122
	2	121	117	120
Rota-A	4	110	108	107
	2	115	115	113
Rota-Bc	4	108	107	108

Verilen tablo ve şekiller incelendiğinde, bakır içeren üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımının sertlik değeri hem dökülmüş hem de EKAE işlemi uygulanmış durumda ikili Zn-60Al alaşımının sertlik değerinden daha yüksek olduğu görülmektedir.

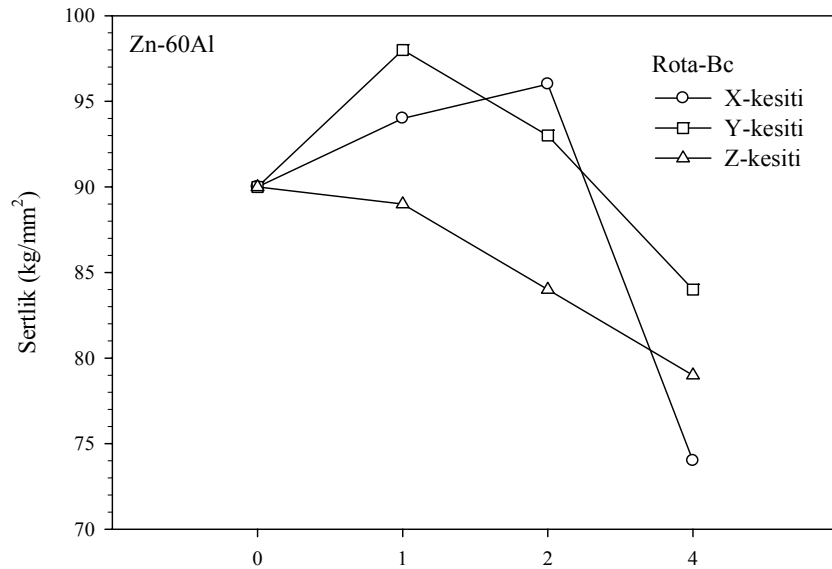
Zn-60Al alaşımının sertliği uygulanan tek pasoluk EKAE işlemi sonrasında X- ve Y-kesitinde artarken Z-kesitinde azalmıştır. Bu iki paso sonrasında X-kesitinde sertlik azalma eğilimine girerken Y-kesitinde artmaya devam etmiştir. Dört paso sonrasında sertlik değeri

her üç kesitte de azalarak dökülmüş durumda elde edilen sertlik değerinin de altına düşmüştür.

Zn-60Al-2Cu alaşımına 1, 2 ve 4 paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrasında alaşımın sertlik değerleri azalmaktadır. X-, Y- ve Z-kesitlerinden ölçülen sertlik değerlerinde de yaklaşık benzer bir değişim izlenmiştir (Şekil 15).

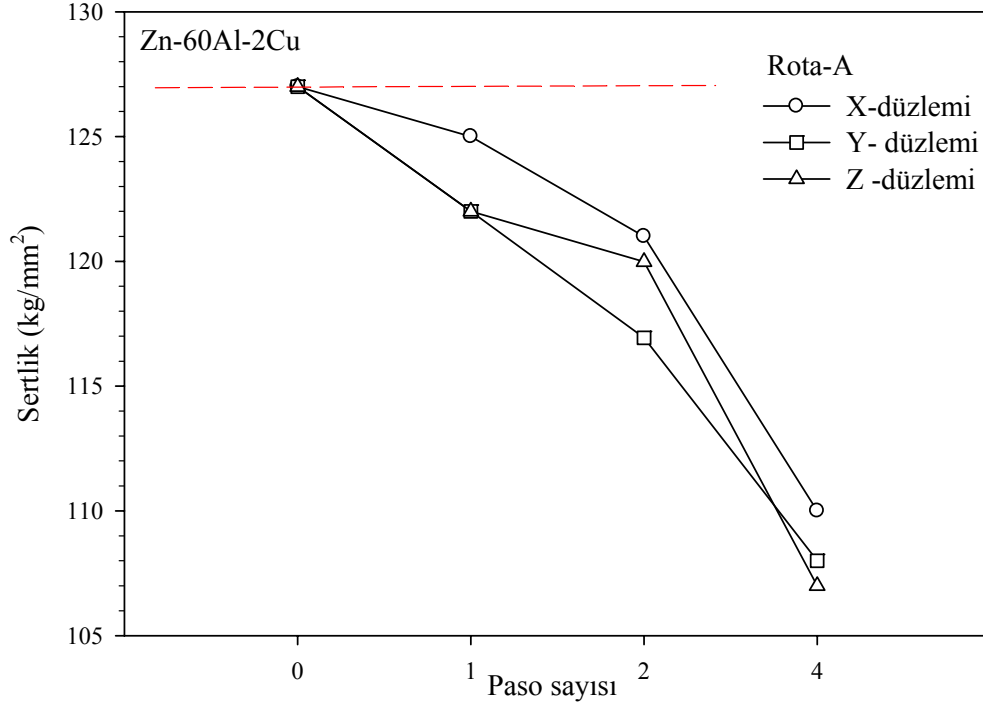


(a)

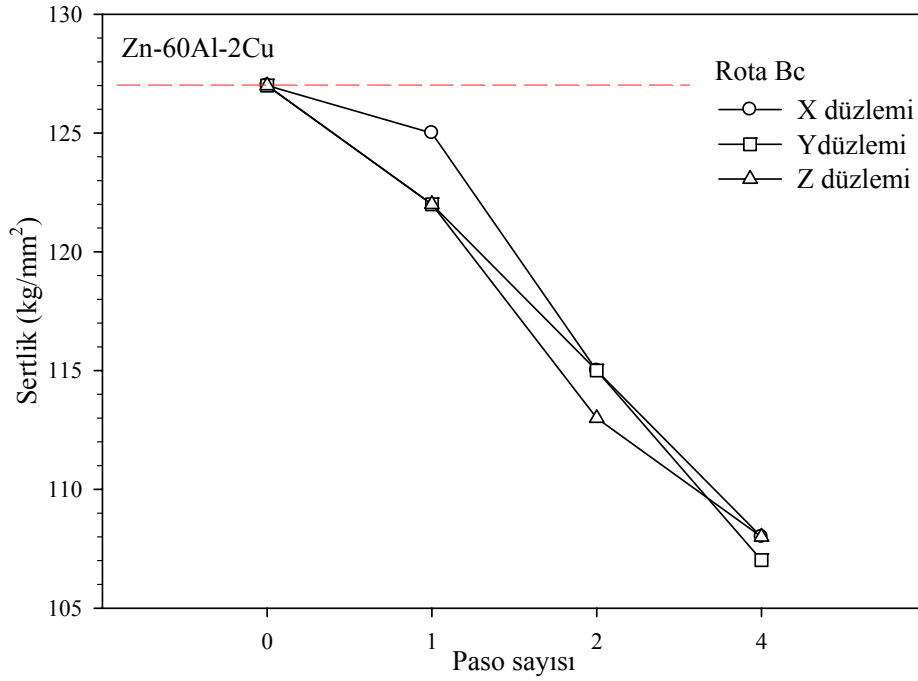


(b)

Şekil 27. Zn-60Al alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumda, X-,Y- ve Z-kesitlerindeki sertlik değerlerinin paso sayısına göre değişimi: (a) Rota-A ve (b) Rota-Bc



(a)



(b)

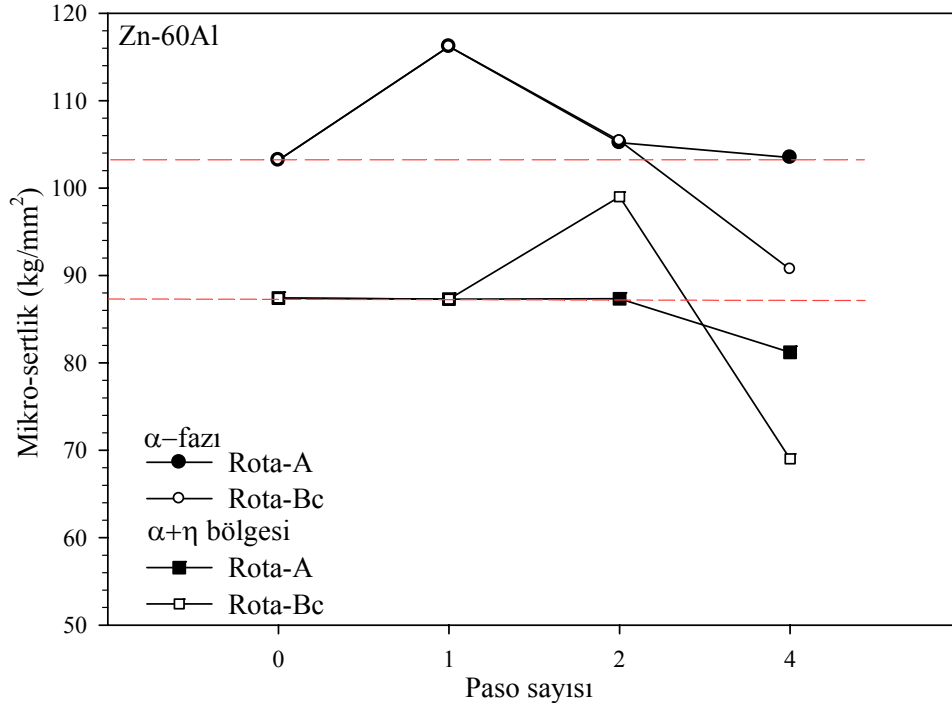
Şekil 28. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve EKAİ işlemi uygulanmış durumda, X-, Y-ve Z-kesitlerindeki sertlik değerlerinin paso sayısına göre değişimi: (a) Rota-A ve (b) Rota-Bc.

Alaşımların içyapısını oluşturan fazların mikro-sertlik değerleri Tablo 7’de verilmiştir. Tablo 7’de verilen değerler incelendiğinde, dökülmüş Zn-60Al-2Cu alaşımındaki dendiritlerin (α -fazı) ve bu dendiritler arasındaki ötektoid karışım bölgesinin ($\alpha+\beta$) mikro-sertliğinin Zn-60Al alaşımındaki aynı faz bölgelerinden ölçülen değerlerden daha yüksek olduğu görülmektedir. Zn-60Al alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi sonrası α -fazının sertliği artmaktadır. Ancak, bir paso sonrası Rota-A’da uygulanan EKAE işlemi sonrası ölçülen mikro-sertlik değerlerinin bir miktar azaldığı, dört paso sonrası ise tekrar arttığı görülmektedir (Şekil 29). Rota-A’da gerçekleştirilen işlem sonrası, ötektoid karışım bölgesinin sertliği ise paso sayısına bağlı olarak az da olsa düşmektedir. Zn-60Al alaşımına Rota-Bc’de uygulan EKAE işlemi α -fazının sertlik değeri paso sayısına bağlı olarak sürekli azaltmaktadır. Ötektoid karışımın sertlik değeri ise iki paso sonrası artıp, dört paso sonrası tekrar azalmaktadır. Öte yandan, iki paso sonrası α - ve $\alpha+\eta$ fazlarının sertlikleri birbirlerine yaklaşmaktadır.

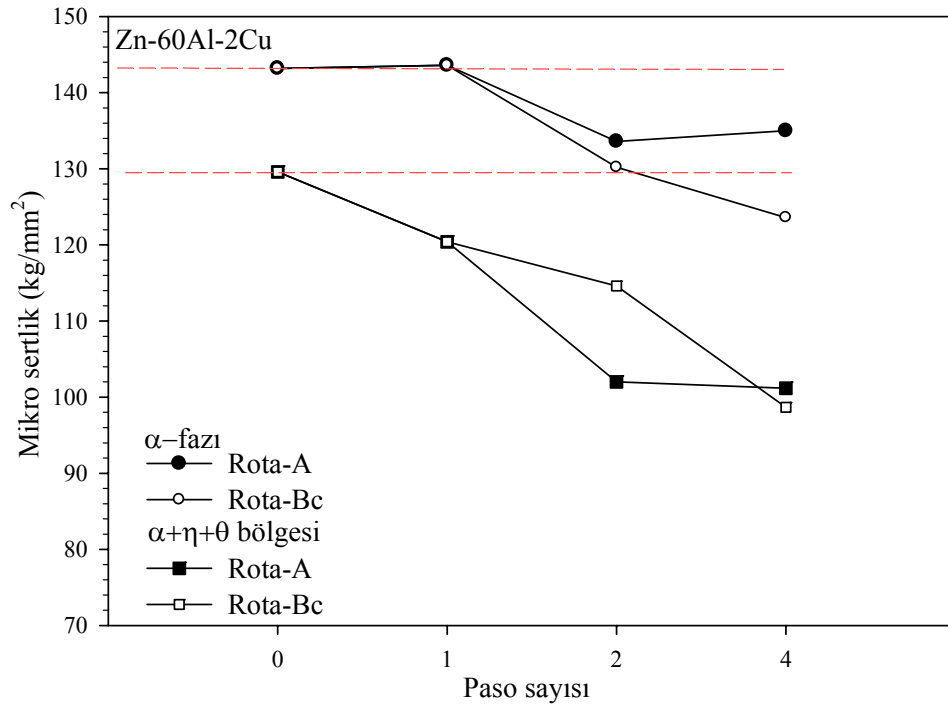
Tablo 7. Zn-60Al alaşımının oluşturan fazların dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki mikro-sertlik değerleri

Uygulama rotası	Paso sayısı	Mikro-sertlik (kg/mm ²)			
		Zn-60Al		Zn-60Al-2Cu	
		α	$\alpha+\eta$	α	$\alpha+\eta+\theta$
	0	103	88	143	130
	1	116	87	144	120
Rota-A	2	105	86	134	102
	4	115	81	135	101
Rot-Bc	2	105	99	130	115
	4	91	69	124	99

Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan EKAE işlemi sonrasında alaşımın içerdiği fazların sertlik değişimi incelendiğinde (Şekil 30), α -fazının sertliği 1 paso sonrasında az miktarda artmıştır. İki paso sonrasında ise α -fazının sertliği hem Rota-A’da hem de Rota-Bc’de uygulanan EKAE işlemi sonrası azalmıştır. Rota-Bc’de uygulanan dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında α -fazından elde edilen sertlik değeri azalmaya devam ederken, Rota-A’da uygulanan dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında söz konusu değer az miktarda artmaktadır. Ötektoid karışım bölgesinin sertliği ise her iki rotada da artan paso sayısına bağlı olarak azalmaktadır. Ancak, bu azalma Rota-Bc’de daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır.



Şekil 29. Zn-60Al alaşımının içyapısını oluşturan fazların dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki mikro-sertlik değerlerinin paso sayısı ile değişimi

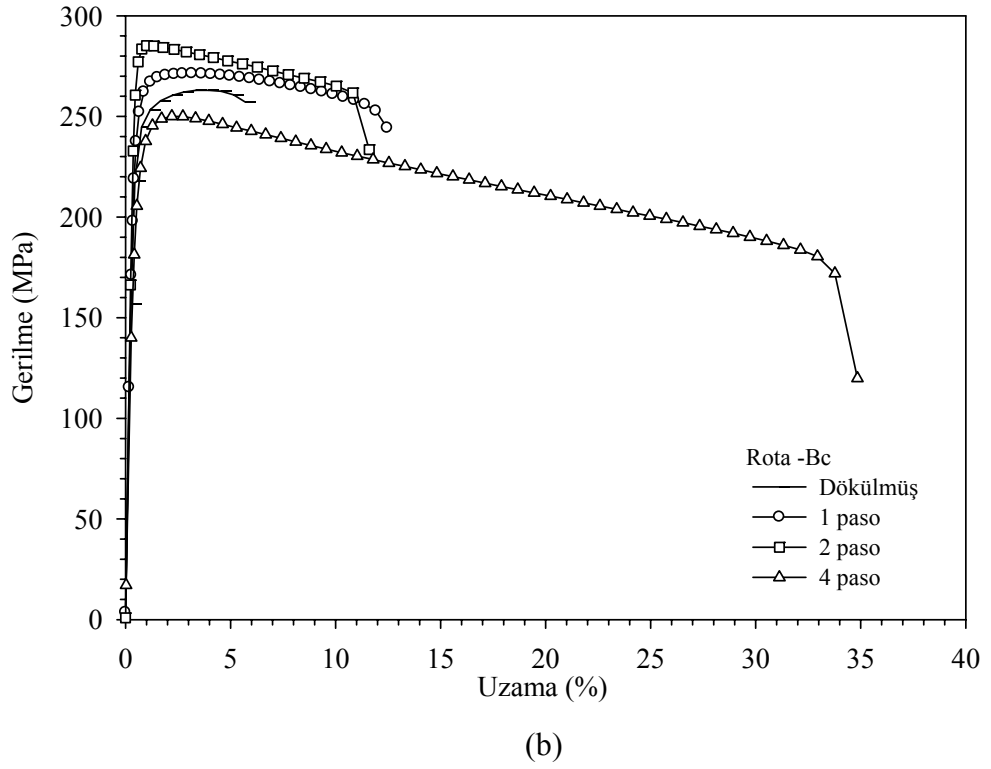
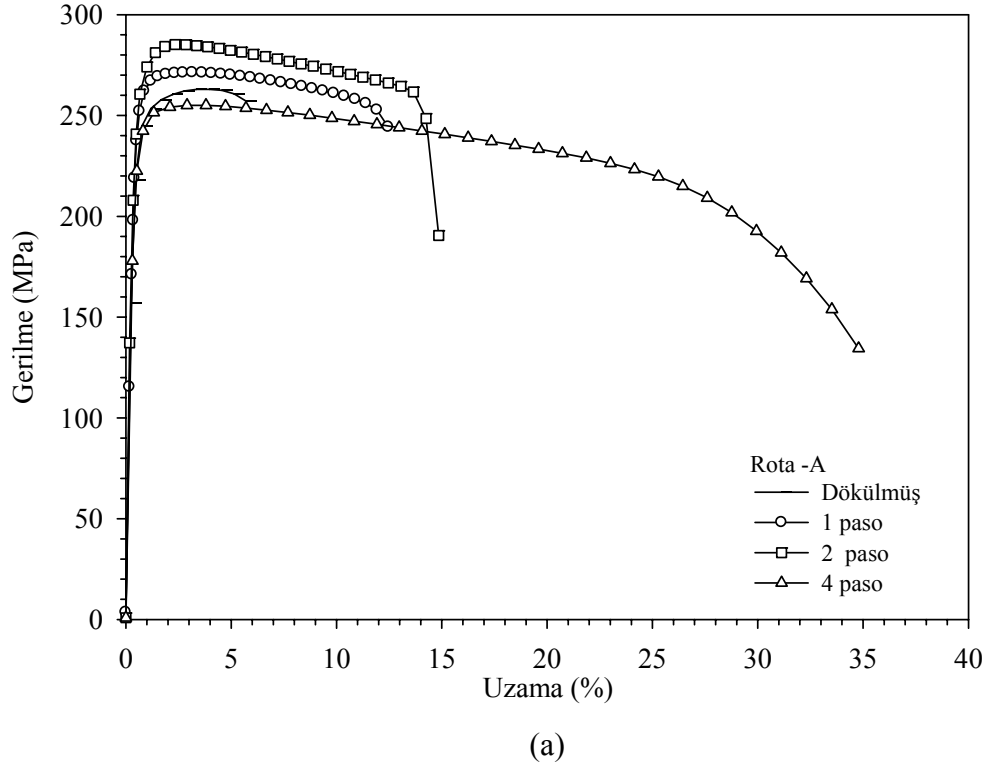


Şekil 30. Zn-60Al-2Cu alaşımının içyapısını oluşturan fazların dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumdaki mikro-sertlik değerlerinin paso sayısı ile değişimi

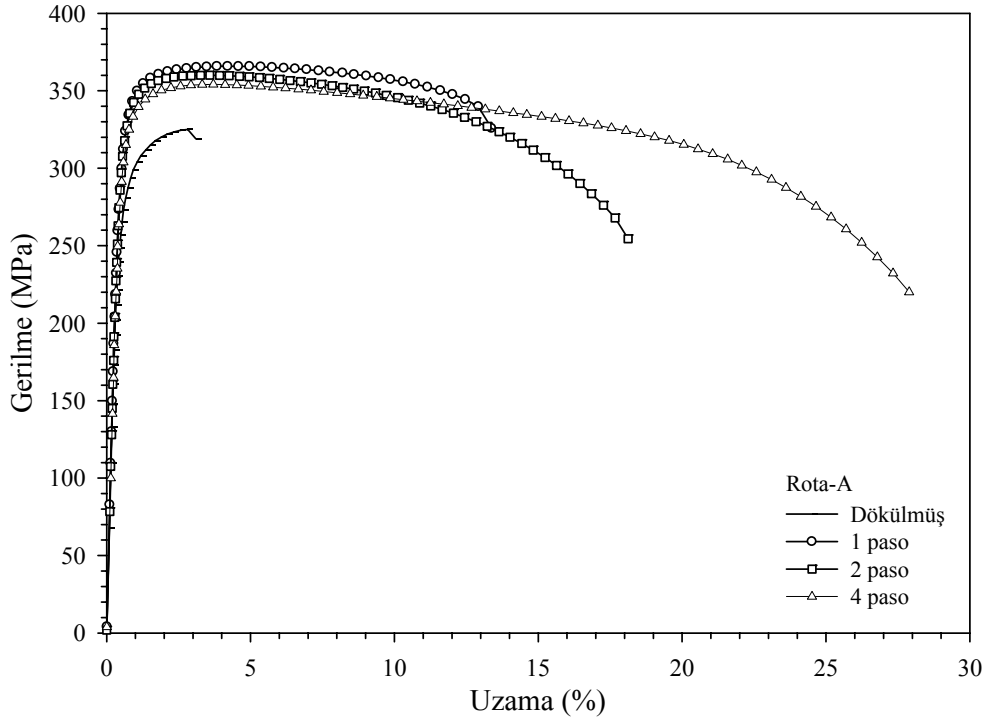
3.2.2. Çekme Deneyinden Elde Edilen Bulgular

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarından dökülmüş durumda ve Rota-A ve Rota-Bc'de bir, iki ve dört paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrası elde edilen gerilme-uzama diyagramları sırasıyla Şekil 31(a)-(b) ve Şekil 32(a)-(b)'de gösterilmiştir. Gerilme-uzama diyagramlarından yararlanılarak belirlenen mukavemet ve süneklik değerleri Tablo 8'de verilmiştir. Alaşımların mukavemet ve süneklik değerlerinin her iki proses rotasında paso sayısı ile değişimi ise Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu için sırasıyla Şekil 33-34 ve Şekil 35-36'da gösterilmiştir.

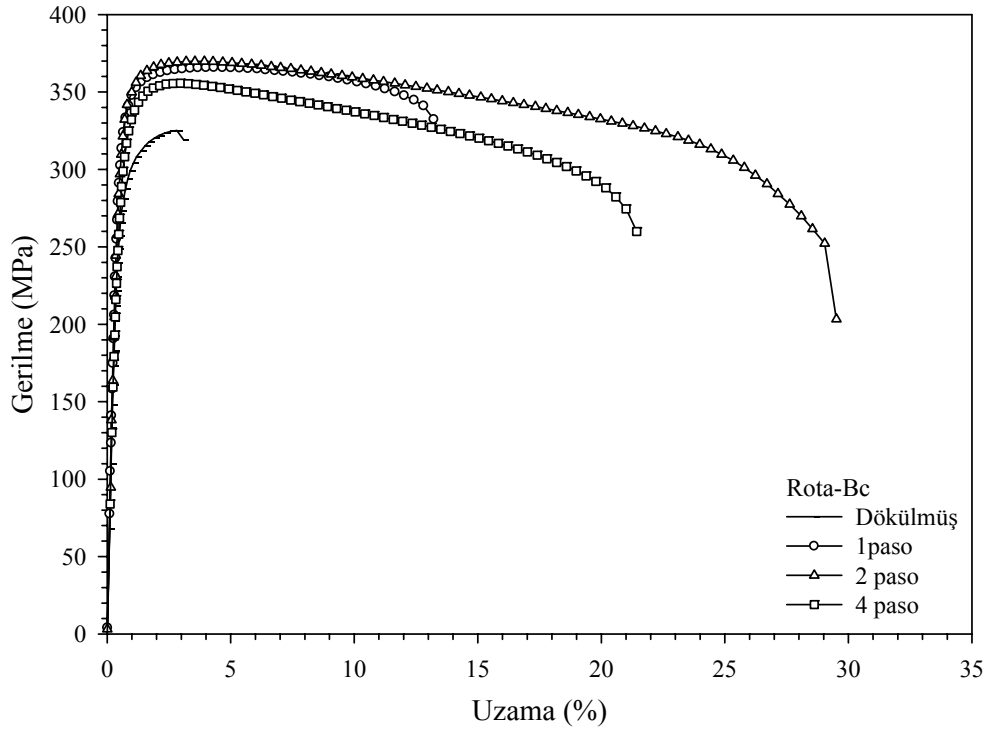
Şekil 31 ve 32'de verilen eğriler incelendiğinde, dökülmüş durumdaki her iki alaşımın da sünekliklerinin düşük olduğu ve çekme dayanımından sonra fazla deformasyona uğramadan koptukları görülmektedir. İkili Zn-60Al alaşımına bakır ilavesi ile elde edilen Zn-60Al-2Cu alaşımının mukavemet değerleri artmış, süneklik değerleri ise azalmıştır. Buna göre Zn-60Al-2Cu alaşımında daha etkin olmak üzere, deney alaşımlarının dökülmüş durumda gevrek karaktere sahip olduğu görülmektedir. Alaşımların EKAE işlemi sonrası deformasyon bölgesinin genişlediği, çekme ve akma dayanımının birbirine yaklaştığı ve çekme noktası sonrası büyük oranda yerel kesit büzülmesinin olduğu görülmektedir. Meydana gelen bu yerel büzülme ikili alaşımda çok daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır (Şekil 31 ve 32). Ayrıca, akma ve çekme dayanımları arasındaki uzama miktarına karşılık gelen homojen deformasyon bölgesinin EKAE işlemi sonrasında da sınırlı olduğu gözükmemektedir. Ancak, üçlü alaşımlarda meydana gelen homojen uzama miktarı ikili alaşıma göre daha fazladır. Ayrıca, çekme dayanımından sonra meydana gelen gerilme değerindeki azalma hızı üçlü alaşımda daha düşüktür. Bununla birlikte EKAE işlemi sonrası elde edilen çekme deneylerinde meydana gelen plastik deformasyon büyük oranda homojen olmayan deformasyon bölgesinde gerçekleşmektedir. Ancak homojen olmayan deformasyon bölgesinde üçlü alaşımdan gözlenen gerilmedeki azalma miktarı ikili alaşıma kıyasla daha düşüktür. Başka bir deyişle, üçlü alaşımda EKAE işlemi sonrası elde edilen boyun verme sırasındaki kesit büzülmesi etkisi daha azdır.



Şekil 31. Zn-60Al alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumlardaki gerilme-uzama diyagramları: (a)Rota-A (b) Rota-Bc



(a)



(b)

Şekil 32. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış durumda gerilme-uzama diyagramları: (a)Rota-A (b) Rota-Bc

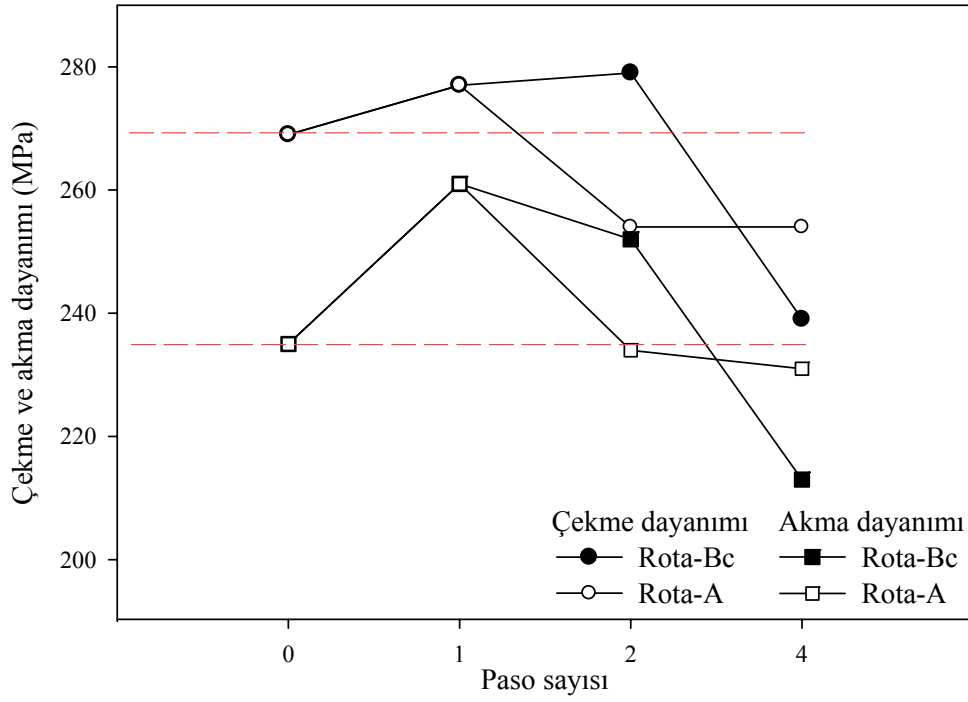
Zn-60Al alaşımından çeşitli uygulama rotası ve paso sayılarında elde edilen mekanik özellikler incelendiğinde, bir paso sonrasında alaşımın dayanım (çekme ve akma dayanımı) ve süneklik değerlerinin (kopma uzaması ve kesit büzülmesi) arttığı görülmektedir (Şekil 33 ve 34). İki paso sonrası alaşımın mukavemet değerleri artan paso sayısıyla genelde azalırken, süneklik değerleri ise artmaya devam etmektedir. Dört paso sonrasında ise alaşıma ait mukavemet değerleri Rota-A'da büyük bir değişim göstermezken, Rota-Bc'de azalmasını sürdürmektedir. Ayrıca artan paso sayısıyla alaşımın süneklik değerleri de artmakta ve dört paso sonrası Rota-A ve Rota-Bc için sırasıyla yaklaşık %33 ve %29 değerine ulaşmaktadır. Buna göre dökülmüş durumda elde edilen yaklaşık %7'lik uzama değeri dört pasoluk EKAE sonrası yaklaşık 4 kat artmıştır.

Tablo 8. Zn-60Al alaşımından dökülmüş durumda ve EKAE işleminde elde edilen mekanik özellikler

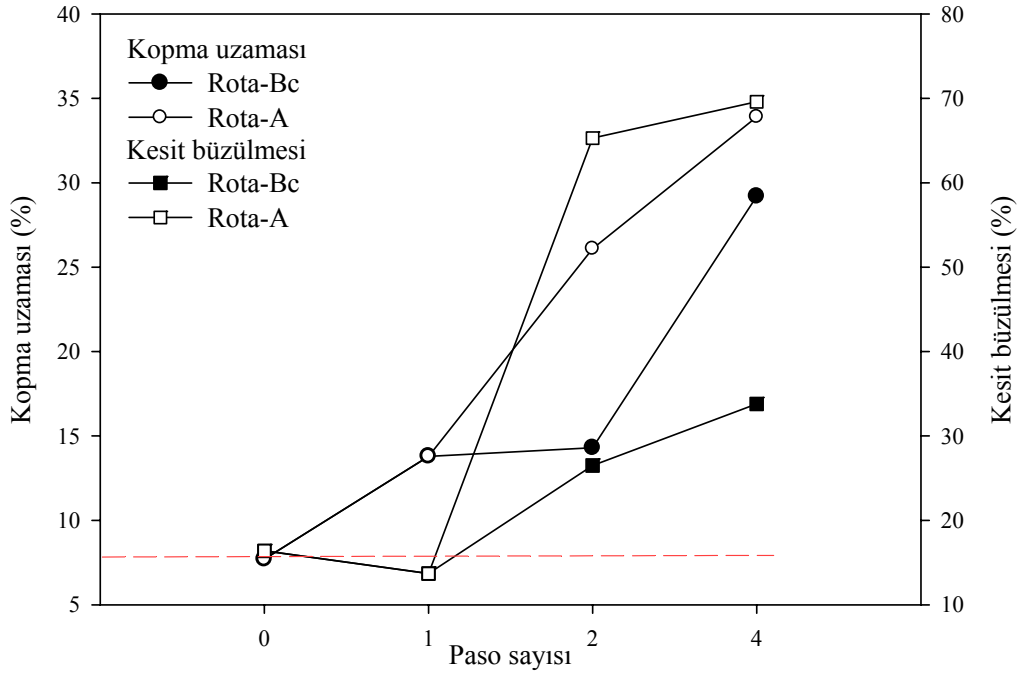
EKAE Rotası	Paso sayısı	Mekanik özellikler				
		Çekme Dayanımı (σ_c) (MPa)	Akma Dayanımı (σ_a) (MPa)	σ_c / σ_a	Kopma uzaması (%)	Kesit büzülmesi (%)
	0	269	235	1,15	7,7	16,4
	1	277	261	1,06	13,8	13,7
Rota-A	2	254	234	1,08	26,1	65,3
	4	254	231	1,10	33,9	69,6
Rota-Bc	2	279	252	1,11	14,3	26,5
	4	239	213	1,12	29,2	33,8

Tablo 9. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumda ve EKAE işleminde elde edilen mekanik özellikleri

EKAE Rotası	Paso sayısı	Mekanik özellikler				
		Çekme Dayanımı (σ_c) (MPa)	Akma Dayanımı (σ_a) (MPa)	σ_c / σ_a	Kopma uzaması (%)	Kesit büzülmesi (%)
	0	326	278	1,17	2,7	5,9
	1	372	330	1,13	16,7	15,1
Rota-A	2	363	327	1,11	15,3	36,4
	4	351	315	1,11	27,6	60,1
Rota-Bc	2	378	339	1,12	25,2	43,7
	4	367	324	1,13	18,3	29,7



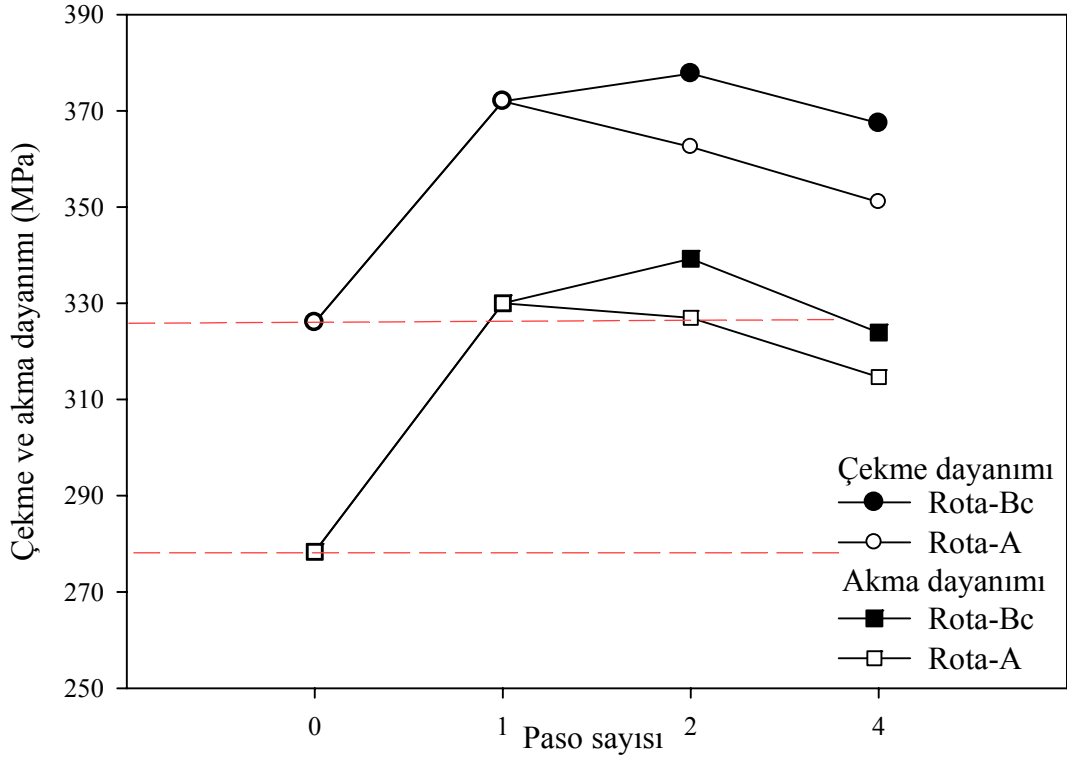
Şekil 33. Zn-60Al alaşımının çekme ve akma dayanımı değerlerinin paso sayısına bağlı olarak değişimi.



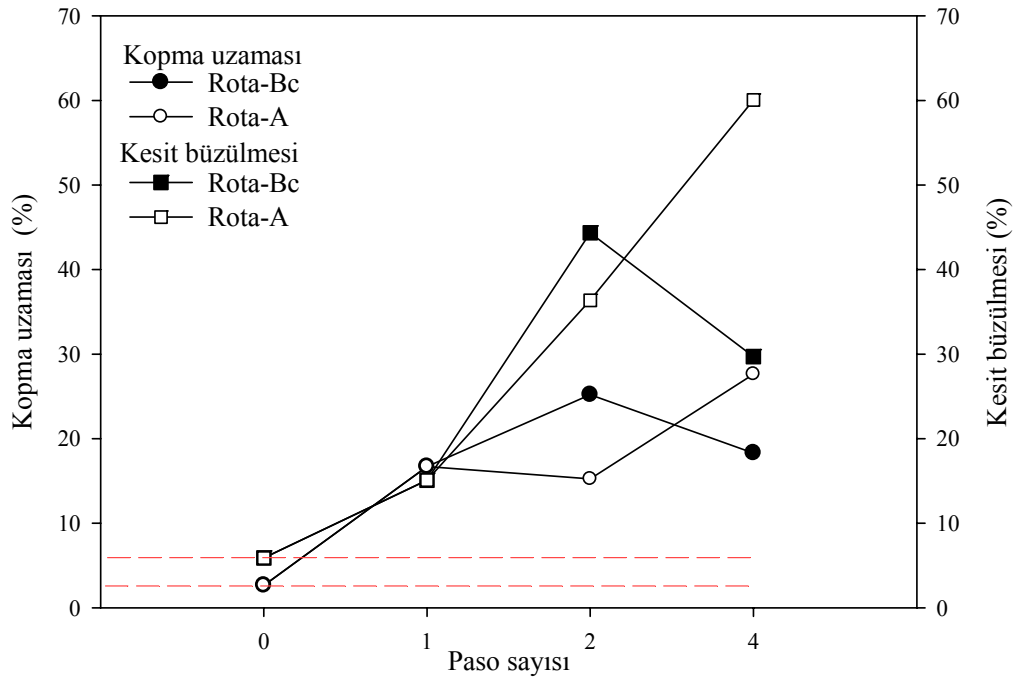
Şekil 34. Zn-60Al alaşımının kopma uzaması ve kesit büzülmesi değerlerinin paso sayısına bağlı olarak değişimi.

Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi, alaşımın mukavemet ve süneklik değerlerini arttırmıştır (Şekil 35 ve 36). Bu artış alaşımın akma dayanımında daha yüksek olmuştur (şekil 35). Ancak, Rota-A da uygulanan iki ve dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında ise alaşımın mukavemet değerleri paso sayısına bağlı olarak devamlı azalmıştır. Rota-Bc'de ise uygulanan iki pasoluk EKAE işlemi sonrasında mukavemet değerleri artarken 4 pasoluk EKAE işlemi sonrasında tekrar azalmıştır. Kopma uzaması ve kesit büzülmesi değerleri Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi sonrasında devamlı artarken, Rota Bc'de uygulanan iki pasoluk işlem sonrası artmış, dört pasoluk işlem sonrası ise azalmıştır (Şekil 35). İkili ve üçlü alaşımların özellikleri karşılaştırıldığında, ilave edilen bakırın alaşımın mukavemet değerlerini artırdığı ancak süneklik değerlerini ise azalttığı görülmektedir.

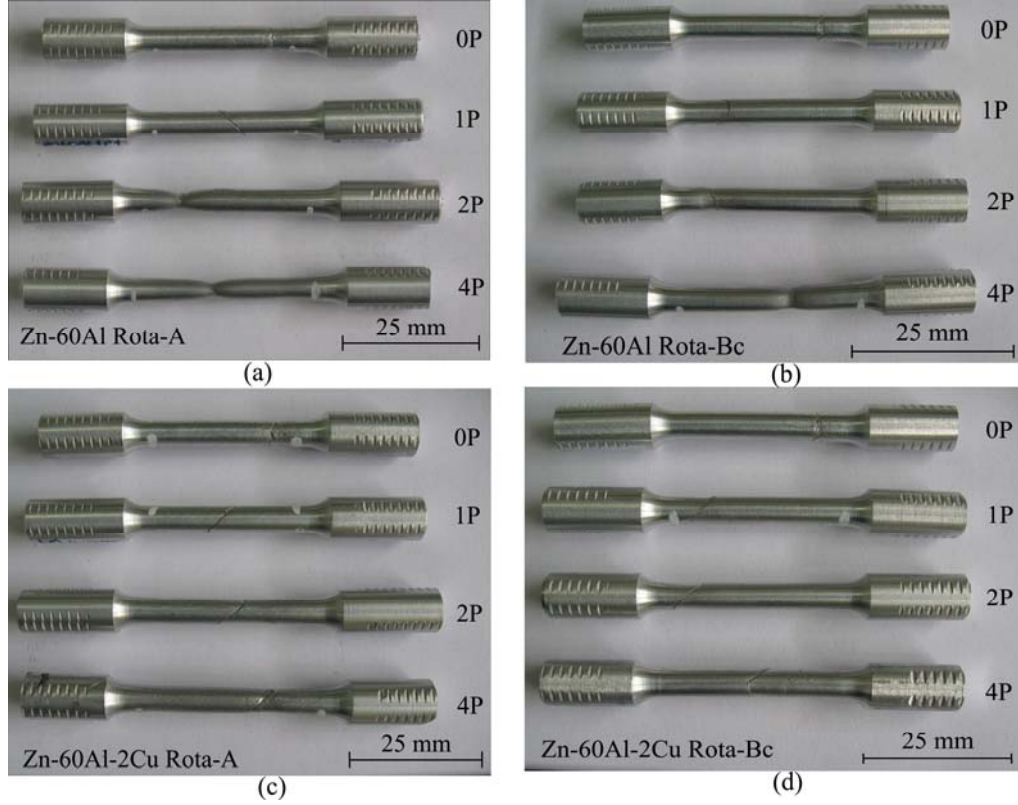
Dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarından üretilen ve çekme deneyine tabi tutulan numunelerin resimleri Şekil 37'de gösterilmiştir. Bu şekilden görüldüğü gibi, dökülmüş durumdaki alaşımlardan üretilen numunelerin kırılma bölgesinde önemli bir deformasyon görülmemektedir. Ayrıca, hissedilir bir boyun verme olayı da gözlenmemektedir. Uygulanan EKAE işlemi sonrası numunelerin kırılma bölgesinde rota ve paso sayısına bağlı olarak bazı değişimler ortaya çıkmıştır. Nitekim ikili Zn-60Al alaşımından üretilen numuneler bir paso sonrası yaklaşık maksimum kayma doğrultusunda kırılmaktadır. Rota-A ve Rota-Bc'de iki ve dört paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrası numunelerin kırılma bölgesinde önemli oranda plastik deformasyon meydana gelmektedir. Ayrıca, kesit büzülmesiyle beraber önemli oranda boyun verme de meydana gelmiştir. Meydana gelen kesit büzülmesi paso sayısı arttıkça her iki işlem rotasında da artmakta ve noktasal kırılmaya doğru gitmektedir. Bakır içeren alaşımdan (Zn-60Al-2Cu) üretilen çekme numunelerinin makro ölçekteki kırılma özellikleri incelendiğinde, bakır içermeyen alaşıma göre daha gevrek bir kırılma davranışı gözlenmektedir. Nitekim bakır içermeyen alaşımdan üretilen numunelerde gözlenen uzama ve boyun verme etkisinin bakır içeren alaşımlarda belirgin olmadığı ve kırılmanın bütün rota ve paso sayılarında yaklaşık maksimum kayma gerilmesi yönünde geliştiği görülmektedir.



Şekil 35. Zn-60Al-2Cu alaşımının çekme ve akma dayanımının her iki işlem rotasında paso sayısına göre değişimi



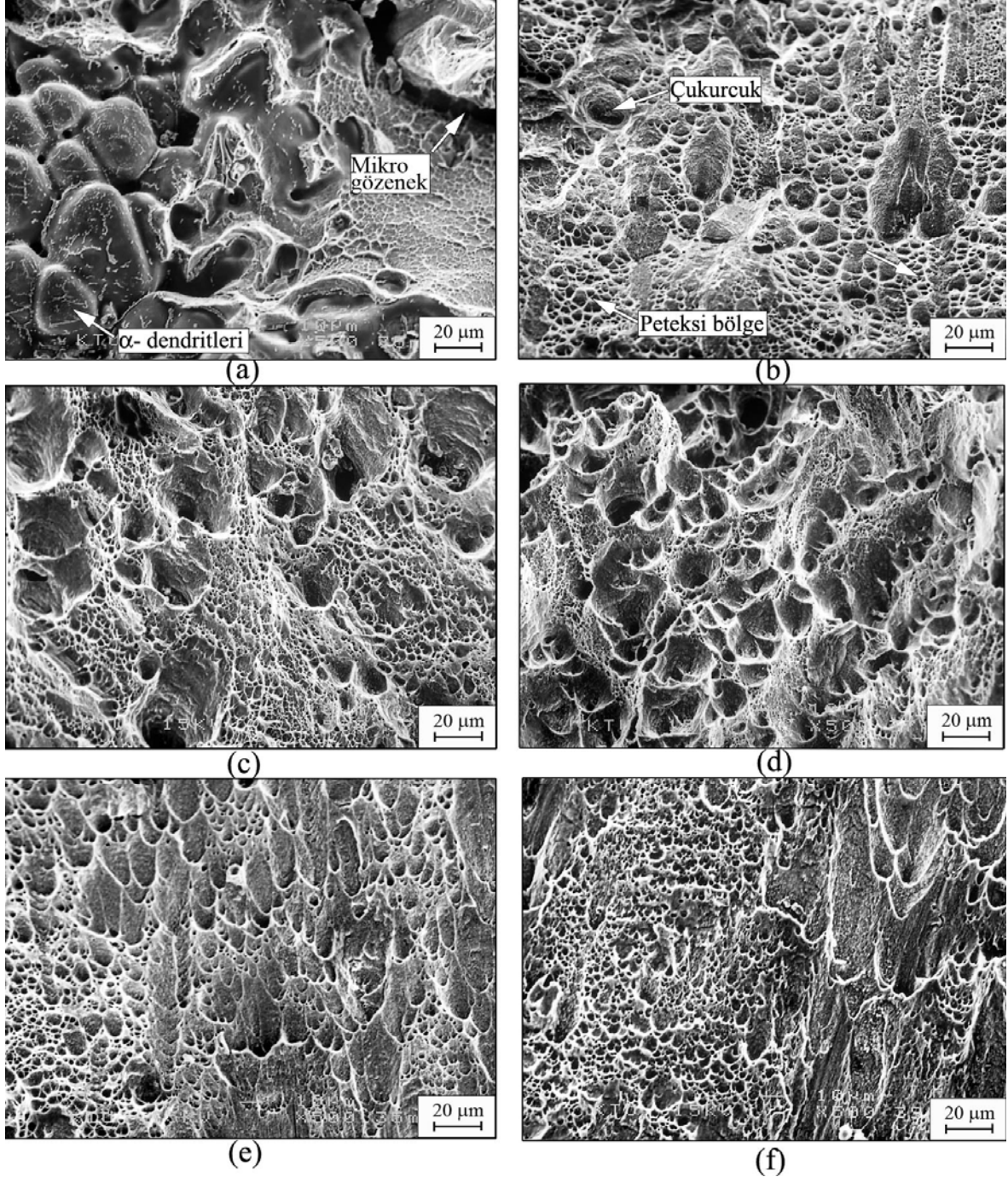
Şekil 36. Zn-60Al-2Cu alaşımının kopma uzaması ve kesit büzülmesi değerlerinin her iki işlem rotasında paso sayısına göre değişimi



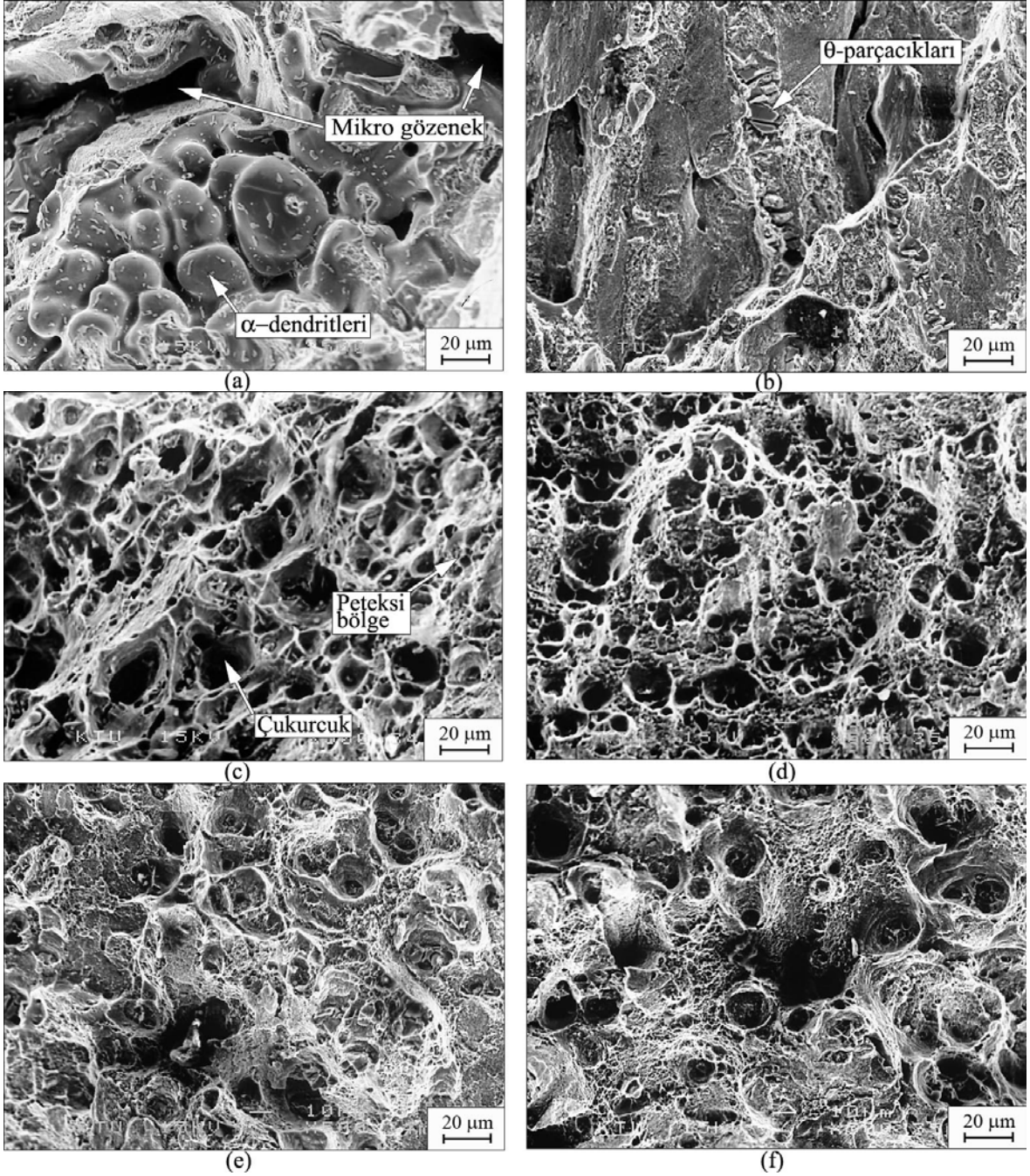
Şekil 37. Dökülmüş (0 P) ve değişik rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi görmüş alaşımlardan üretilen çekme numunelerinin deney sonrası elde edilen resimleri (P: Paso sayısı)

Çekme deneyine tabi tutulmuş numunelerin kırık yüzeylerine ait SEM resimleri Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları için sırasıyla Şekil 38 ve Şekil 39’da verilmiştir. Bu resimler incelendiğinde, dökülmüş durumdaki alaşımların genellikle dendritler arası bölgelerden kırıldığı anlaşılmaktadır (Şekil 38 (a) ve Şekil 39(a)). Uygulanan EKAE işlemi alaşımların kırılma yüzey görünümünü büyük oranda değiştirmiştir. Artan paso sayısıyla alaşımların sünekliği de artmakta ve kırılma yüzeylerinde sünek kırılmayı karakterize eden çukurcuklar oluşmaktadır. Bu oluşum kırılma yüzeyinde peteksi bir kırılma yüzeyinin meydana gelmesini sağlamaktadır. Sözü edilen peteksi bölge çekme deneyi sırasındaki deformasyon ve kopma ile oluşmuş birçok mikro gözenegin bir arada bulunması ile oluşmaktadır. Öte yandan sözü edilen peteksi bölgeyi oluşturan gözeneklerin sayısı, büyüklüğü ve derinliği uygulanan EKAE rotası ve paso sayısına bağlı olarak çeşitlilik göstermiştir. Zn-60Al alaşımına bir paso sayısında uygulanan EKAE işlemi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyinde bazı bölgelerde çok ince ve derin olmayan, bazı bölgelerde de daha iri ancak oldukça derin gözeneklerden oluşan peteksi bölge görülmektedir (Şekil 38(b)). Rota-A’da uygulanan iki ve dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında küçük ve derin

olmayan gözeneklerin derinliklerinin arttığı ve büyük ve derin gözeneklerin ise büyüklüklerinin azalarak daha sık bir peteksi bölge oluşturduğu görülmektedir. Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi sonrasında ise gözeneklerin daha az sayıda, daha sıg ve daha büyük olduğu görülmüştür.



Şekil 38. (a) Zn-60Al alaşımına ait dökülmüş, (b) bir pasoluk EKAE işlemi uygulanmış, (c) Rota-A'da iki paso ve (d) Rota-A'da dört pasoluk KAE işlemi uygulanmış, (e) Rota-Bc'de 2 paso ve (f) Rota-Bc'de dört pasoluk EKAE uygulanmış durumdaki çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri

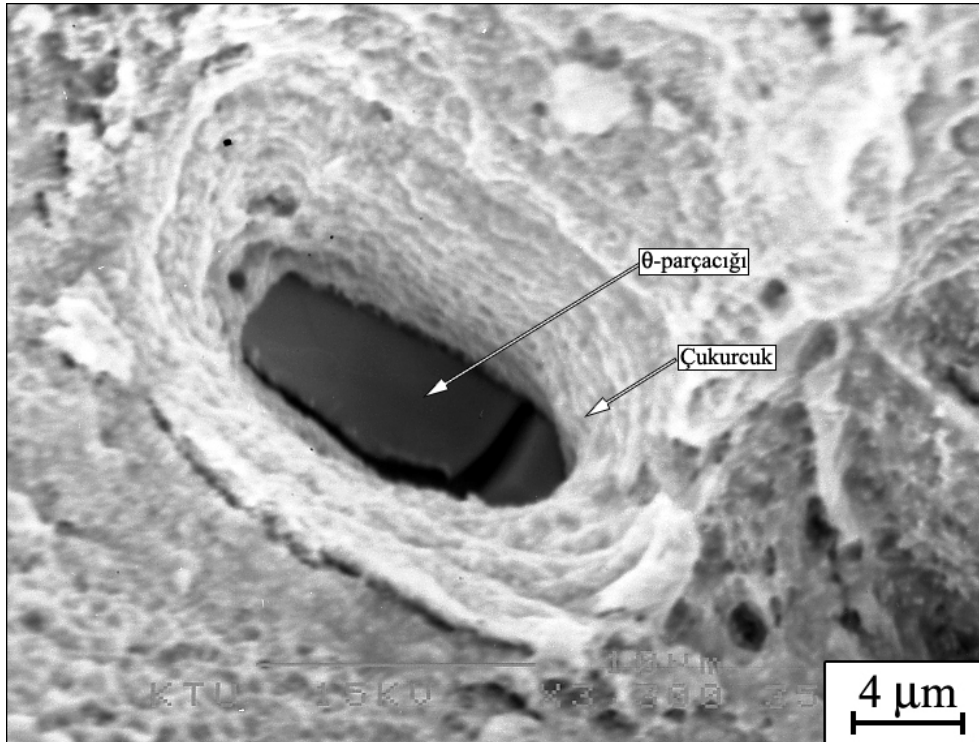


Şekil 39. (a) Zn-60Al-2Cu alaşımına ait dökülmüş, (b) bir pasoluk EKAİ işlemi uygulanmış, (c) Rota-A'da iki paso ve (d) Rota-A'da dört pasoluk EKAİ işlemi uygulanmış, (e) Rota-Bc'de 2 paso ve (f) Rota-Bc'de dört pasoluk EKAİ uygulanmış durumdaki çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri.

Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAİ işlemi sonrasında kırılmanın kayma doğrultusunda yönelmiş bir kesitte gerçekleştiği görülmektedir. Kırılma yüzeyinde peteksi bölge oluşumuna rastlanmamaktadır. Rota-A'da iki ve dört paso sayılarında gerçekleştirilen EKAİ işlemi sonrasında ise paso sayısı arttıkça çok daha ince bir peteksi

bölge ve bunların içerisinde çok daha büyük ve derin çukurcukla oluşmuştur. Rota-Bc'de gerçekleştirilen iki ve dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında ise Rota-A'da işlem görmüş alaşıma göre daha sığ ve yönlendirilmiş çukurcuklar ve bunlar arasında ince peteksi bölgenin bulunduğu görülmektedir. Özellikle dört paso sonrasındaki kırılma yüzeyinde az sayıda, büyük ve sığ gözenekler olduğu görülmektedir.

Üçlü alaşımların kırık yüzeylerinde ortaya çıkan geniş ve derin çukurcukların oluşumunda bakırca zengin fazın etkisini vurgulamak için söz konusu bölgelerin büyük büyütmelerde de SEM resimleri çekildi. Şekil 40'da Rota-Bc'de 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası elde edilen numunenin kırık yüzeyindeki çukurcukların büyük büyütmelerdeki görünümü verilmiştir. Bu resimden, çukurcukların dibinde θ -fazı parçacıkları bulunduğu görülmektedir. Bu durum yapılan EDS analizleriyle de doğrulanmıştır.



Şekil 40. EKAE işlemiyle Rota-Bc'de 4 paso sayısında işlem gören Zn-60Al-2Cu alaşımından üretilen çekme numunesinin kırılma yüzeyinde görülen çukurcukların ve çukurcukların dindeki θ parçacığının büyük büyütmelerdeki SEM görüntüsü.

3.2.3 Çentik Darbe Deneyinden Elde Edilen Bulgular

Dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış alaşımların çentik darbe tokluğu değerleri Tablo 10'da, bu değerlerin Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları için uygulanan paso sayısı ile değişimi sırasıyla Şekil 41(a) ve (b)'de gösterilmiştir.

Tablo 10. Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının dökülmüş ve Rota-A ve Rota-Bc'de gerçekleştirilen 1, 2 ve 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası elde edilen çentik darbe tokluğu değerleri

EKAE rotası	Paso sayısı	Çentik darbe tokluğu (kg.cm/cm ²)	
		Zn-60Al	Zn-60Al-2Cu
	0	116	56
	1	144	49
	2	302	62
Rota-A	4	391	108
Rota-Bc	2	253	63
	4	174	48

Verilen tablo ve şekiller incelendiğinde, Zn-60Al-2Cu alaşımının çentik darbe tokluğunun Zn-60Al alaşımına göre gerek dökülmüş durumda gerekse EKAE işlemi uygulanmış durumda daha düşük olduğu görülmektedir. Zn-60Al alaşımının çentik darbe tokluğu Rota-A'da uygulanan EKAE işleminde aratan paso sayısı ile sürekli olarak artmakta ve dört paso sonunda 391 kg.cm/cm² değerine (dökülmüş durumda elde edilen değer üç katından fazla) erişmektedir (Şekil 41 (a)). Öte yandan Rota-Bc'de uygulanan iki pasoluk EKAE işlemi sonucunda ikili alaşımın çentik darbe tokluğu artarken dört paso sonrasında ise düşmektedir. Ancak dört paso sonunda elde edilen değer dökülmüş durumda elde edilen değerden hala daha yüksektir.

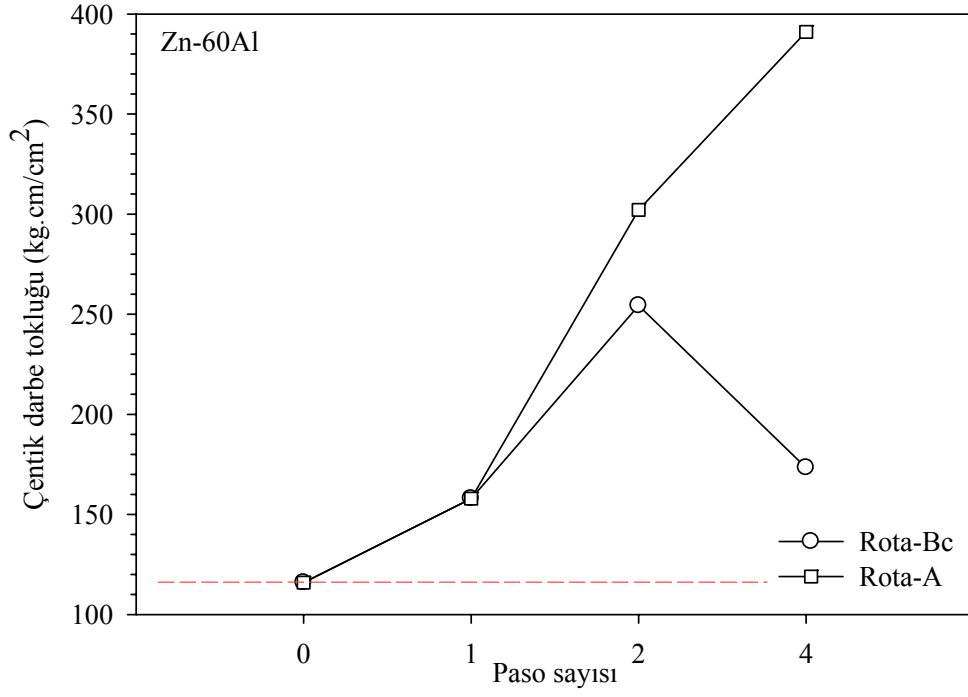
Zn-60Al-2Cu alaşımının çentik darbe tokluğu bir pasoluk EKAE işlemi sonrası azalmaktadır (Şekil 41(b)). Rota-A'da uygulanan EKAE işleminde uygulanan paso sayısı ile beraber çentik darbe tokluğu da artmakta ve dört paso sonrası 108 kg.cm/cm² değerine ulaşmaktadır. Öte yandan, Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi artan paso sayısı ile farklı bir etki oluşturmaktadır. Nitekim, uygulanan iki pasoluk EKAE işlemi sonrası çentik darbe tokluğu artarken dört paso sonrasında tekrar azalmaktadır. Ancak dört

paso sonrası elde edilen çentik darbe tokluğu işlem öncesi durumda elde edilen değerden daha yüksektir.

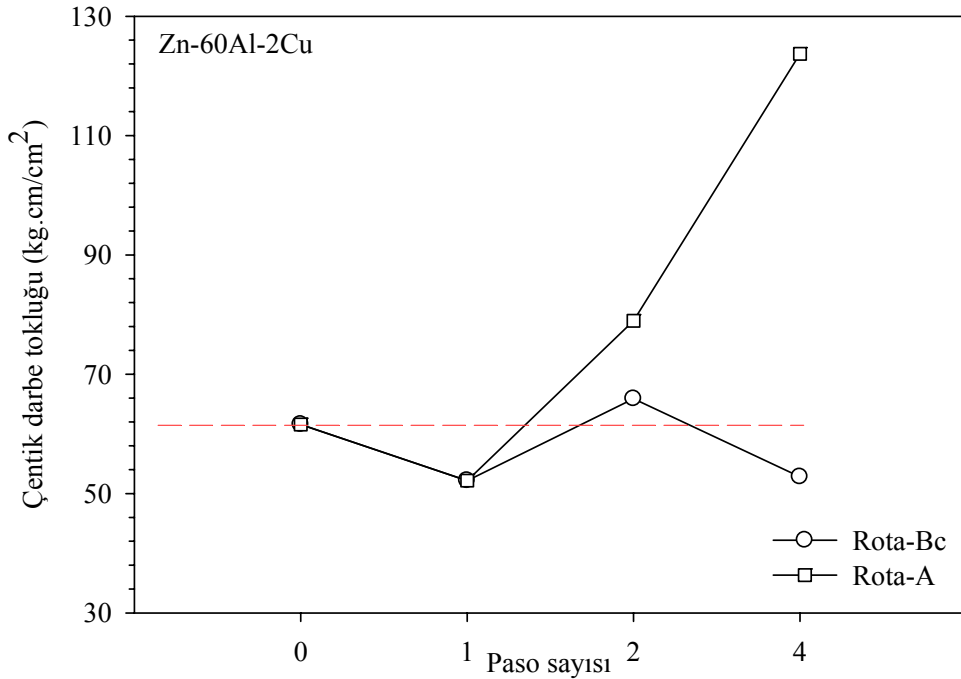
Çentik darbe numunelerin kırık yüzeylerinden elde edilen SEM görüntüleri Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları için sırasıyla Şekil 42 ve 43'de verilmiştir. Dökülmüş durumdaki (işlem öncesi) Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarına ait çentik darbe numunelerinin kırık yüzeyleri incelendiğinde, kırılmanın daha çok dendritler arası bölgede oluşup ilerleyen çatlaklar ile gerçekleştiği görülmektedir. Ayrıca, döküm sırasında dendritler arası bölgelerde oluşan mikro-gözeneklerin dökülmüş numunelerin gevrek kırılmasında etkili olduğu gözükmektedir (Şekil 42(a) ve Şekil 43(a)).

Zn-60Al alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi sonrasında kırılma yüzeyinde çekme deney numunelerinde olduğu gibi büyük ve derin çukurcuklar ile bunların etrafını saran peteksi bir kırılma bölgesi oluşmaktadır (şekil 42(b)). Bu ise gevrek kırılmadan sünek kırılmaya bir geçişin olduğunu göstermektedir. Rota-A'da uygulanan iki ve dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında paso sayısı arttıkça çukurcukların küçülerek sayılarının arttığı gözükmektedir (Şekil 42(c)-(d)) . Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi sonrasında da Rota-A'da görülen gelişmeler görülmekte, ancak oluşan çukurcuk ve peteksi bölgenin daha sınırlı olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 42(e)-(f)).

Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan EKAE işlemi sonrası uygulanan çentik darbe deneyi sonrası elde edilen kırık yüzeylerin görünümü ikili alaşımlardan elde edilen yüzey görünümünden farklılıklar göstermektedir. Nitekim, ikili alaşımların proses sonrası elde edilen kırık yüzeylerinde gözlenen karakteristik çukurcuklar ve ince peteksi bölgelerden oluşan yapı üçlü alaşımların kırık yüzeylerinde çok belirgin olarak ortaya çıkmamaktadır. Ancak, Rota-A'da uygulanan iki ve özellikle de dört pasoluk işlem sonunda belli oranda çukurcuklara rastlanılmaktadır (şekil 43(c)-(d)). Rota-Bc'de ise bu durum gözlenmemekte ve gevrek kırılma izleri hala belirginliğini sürdürmektedir (Şekil 43(d)-(e)).

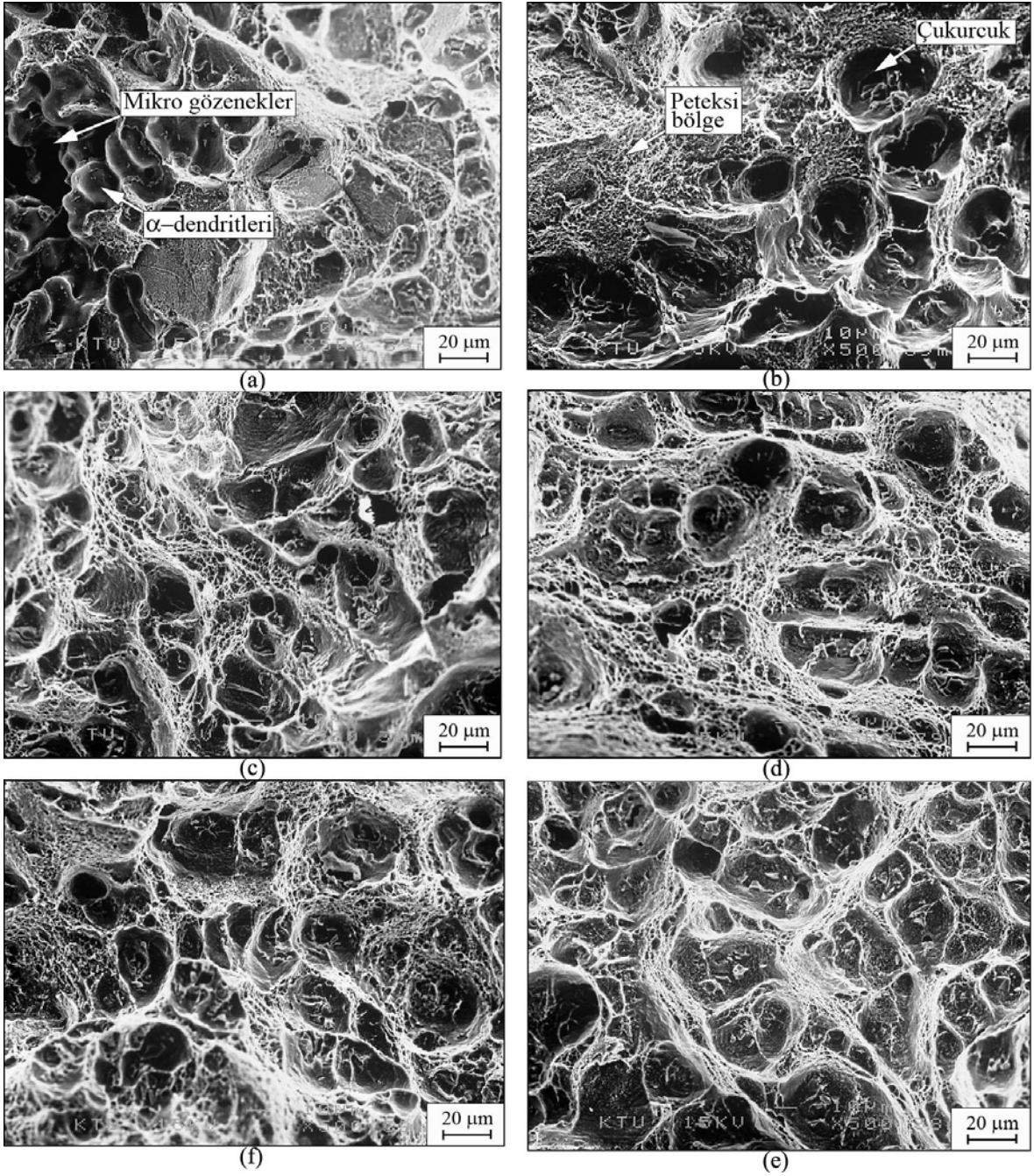


(a)

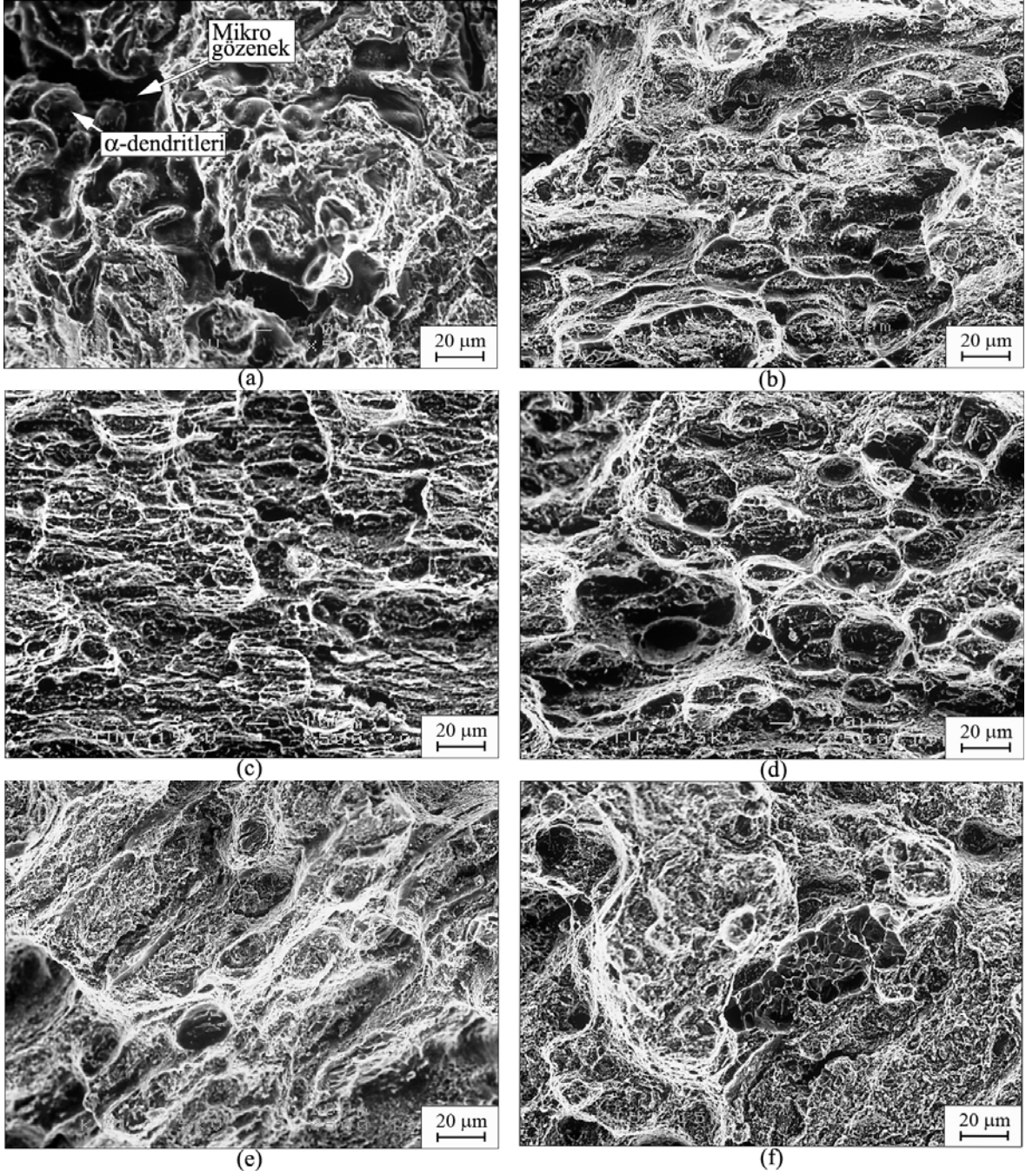


(b)

Şekil 41. Alaşımların dökülmüş durumda ve EKAE işlemi sonrasındaki çentik darbe tokluğunun paso sayısına bağlı olarak değişimi: (a)Zn-60Al, (b) Zn-60Al-2Cu



Şekil 42. Zn-60Al alaşımından üretilen çentik darbe numunelerinin kırık yüzey resimleri: (a) Dökülmüş, (b) bir paso, (c) Rota-A'da iki paso, (d) Rota-A'da dört paso, (e) Rota-Bc'de iki paso, (f) Rota-Bc'de dört paso

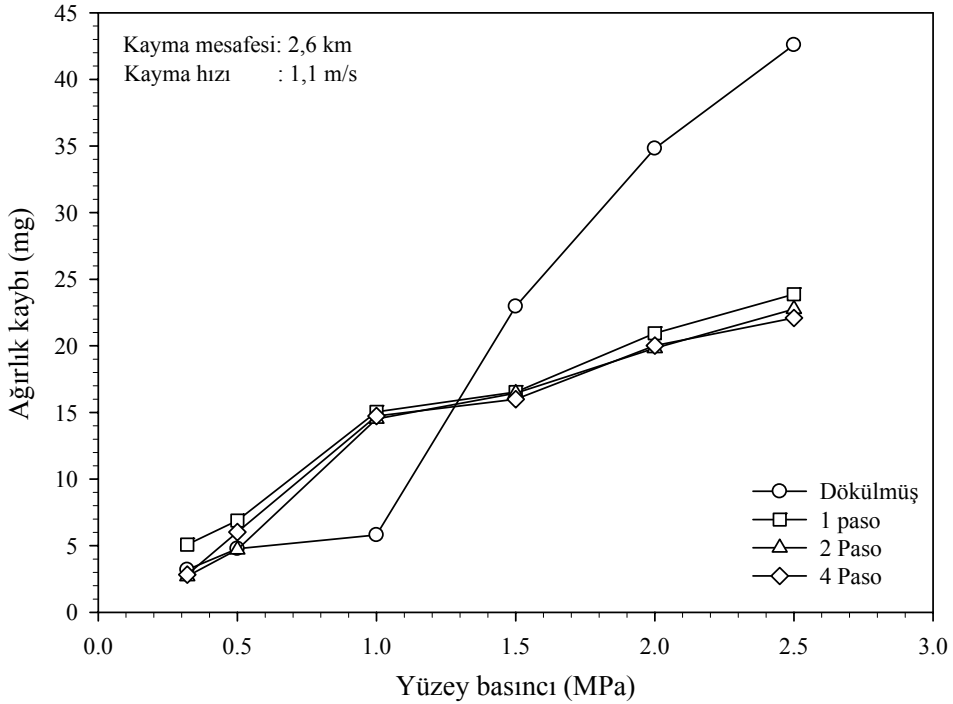


Şekil 43. Zn-60Al-2Cu alaşımından üretilen çentik darbe numunelerinin kırık yüzey resimleri: (a) Dökülmüş, (b) bir paso, (c) Rota-A'da iki paso, (d) Rota-A'da dört paso, (e) Rota-Bc'de iki paso, (f) Rota-Bc'de dört paso

3.3. Aşınma Deneyinden Elde Edilen Bulgular

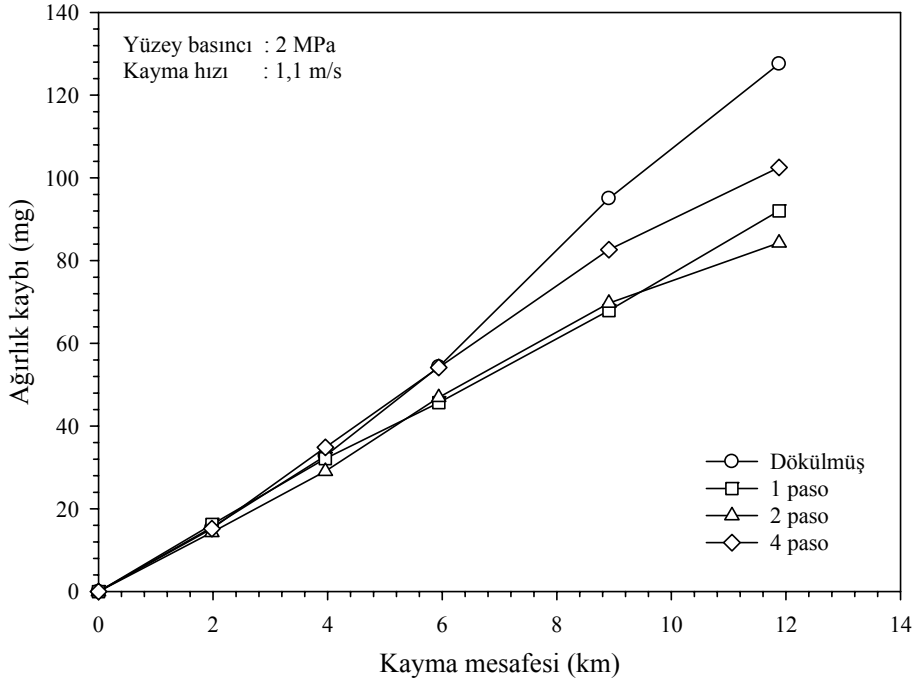
Dökülmüş ve Rota-A'da değişik pasalarda (1, 2 ve 4) EKAE uygulanmış Zn-60Al-2Cu alaşımında meydana gelen ağırlık kaybının uygulanan yüzey basıncına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 44'de verilmiştir. Öte yandan işlem öncesi (dökülmüş) ve işlem sonrası şartlarda üretilen aşınma numunesinde meydana gelen ağırlık kaybının kayma mesafesine göre değişimi ise Şekil 44'de verilmiştir.

Şekil 43'da verilen eğriler incelendiğinde, hem dökülmüş hem de EKAE uygulanmış durumda meydana gelen ağırlık kaybının artan yüzey basıncıyla sürekli arttığı görülmektedir. Yüzey basıncına bağlı olarak meydana gelen ağırlık kayıpları dökülmüş ve işlem görmüş numunelerde farklı bir karakter izlemektedir. Nitekim düşük yüzey basıncı değerlerinde (1 MPa'a kadar), dökülmüş durumdaki numuneler işlem görmüş numunelere göre daha az aşınmaktadır. Ancak bu değerlerin üzerinde uygulanan yüzey basınca değerlerinde dökülmüş durumdaki alaşımın aşınma hızı artmakta ve EKAE işlemi uygulanmış alaşımlara göre çok daha düşük bir aşınma direnci sergilemektedir. Alaşımın aşınma davranışı üzerine uygulanan EKAE pasolarının yaklaşık benzer etkiler gösterdiği ve artan paso sayısı ile alaşımın davranışının fazla değişmediği görülmektedir.



Şekil 44. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumda ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda ağırlık kaybının uygulanan yüzey basıncıyla değişimi

Zn-60Al-2Cu alaşımının kayma mesafesine bağlı aşınma davranışı incelendiğinde (Şekil 45), gerek dökülmüş gerekse çeşitli paso sayılarında EKAE işlemi uygulanmış durumda, alaşımda meydana gelen ağırlık kaybının kayma mesafesi ile yaklaşık doğrusal bir Şekilde arttığı gözükmemektedir. Düşük kayma mesafelerinde dökülmüş ve EKAE işlemi uygulanmış alaşımın aşınma davranışı arasında önemli bir fark gözlenmemektedir. Ancak, yüksek kayma mesafelerinde (4 km'den sonra), uygulanan EKAE işleminin daha etkili olduğu ve işlem görmüş alaşımların dökülmüş duruma göre daha yüksek aşınma direnci sergiledikleri izlenmektedir. Uygulanan paso sayısının, alaşımın aşınma davranışı üzerinde olan etkisi kayma mesafesi arttıķça daha çok hissedilmekte ve en yüksek aşınma dört paso sonrası elde edilmektedir.

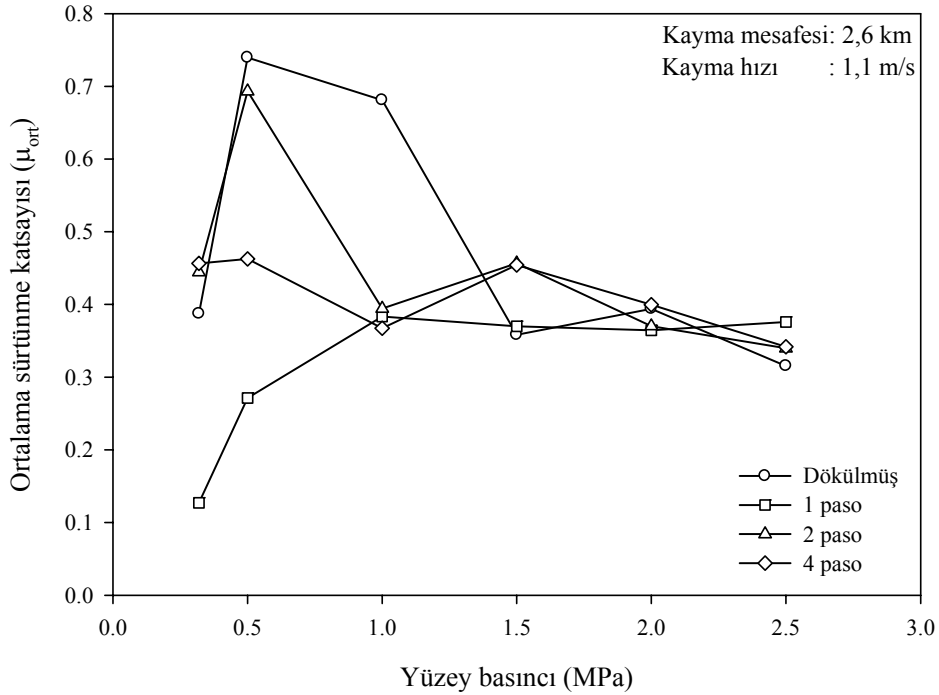


Şekil 45. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda ağırlık kaybının kayma mesafesine bağlı olarak ağırlık kaybı

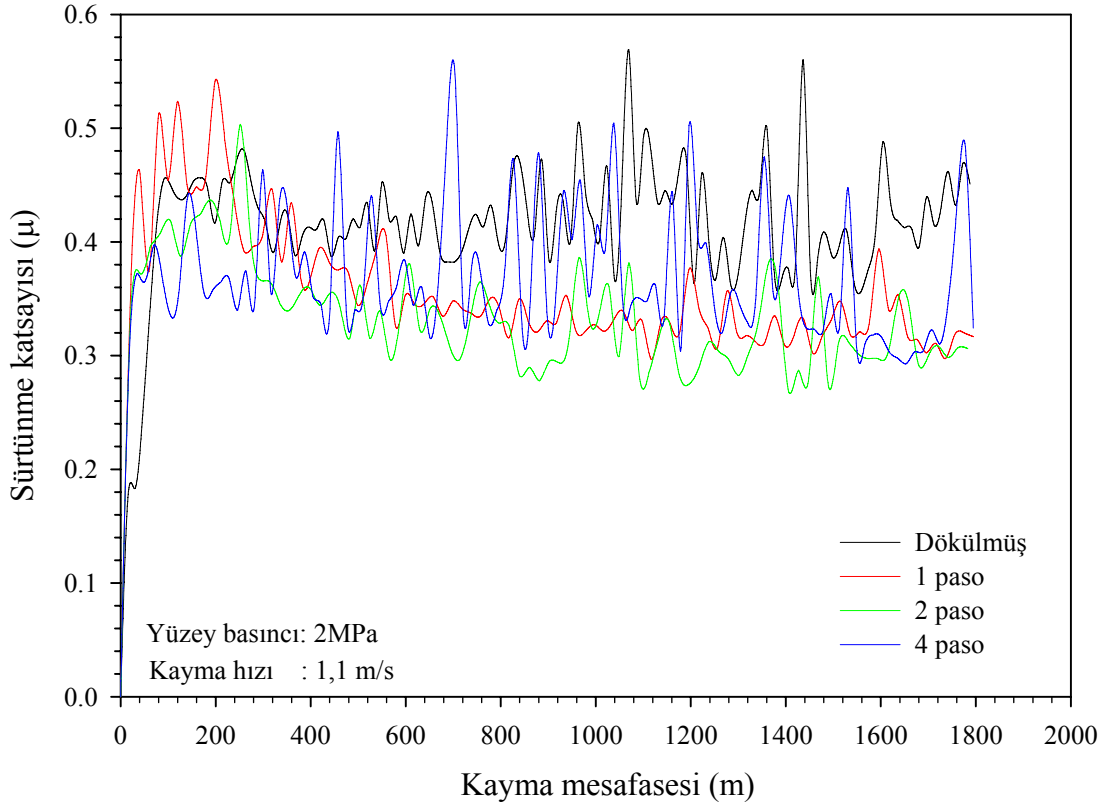
Değişik yüzey basınçlarında Zn-60Al-2Cu alaşımının çalışması sırasında meydana gelen sürtünme katsayısının (ortalama sürtünme katsayısı) basınca göre değişimini gösteren eğriler Şekil 46'de verilmiştir. Bu eğriler incelendiğinde, düşük basınç değerlerinde (1,5 MPa'a kadar) genellikle yüksek sürtünme katsayısı değerleri elde edilmektedir. Ayrıca, düşük basınç değerlerinde farklı Şartlarda üretilen alaşımların sürtünme katsayıları arasında da büyük saçılımlar görülmektedir. Bu dönemde dökülmüş

durumdaki alaşımın sürtünme katsayısı değerleri daha yüksektir. Uygulanan yüzey basıncı arttıkça alaşımın sürtünme katsayısı değerleri azalmakta ve saçılımlar azalarak daha stabil bir durum oluşmaktadır. Bu devrede dökülmüş ve işlem görmüş alaşımın sürtünme değerleri yaklaşık aynı seviyelerdedir.

Kayma mesafesine bağlı olarak yapılan aşınma deneyleri sırasında elde edilen ve ölçüm noktaları (1,98 km) arasındaki deney sürecinde kaydedilen sürtünme katsayısı değerlerinin değişimi dökülmüş ve bir, iki ve dört paso sayısında EKAE işlemi uygulanmış durumlar için Şekil 47’de verilmiştir. Şekil 47 incelendiğinde gerek dökülmüş gerekse EKAE işlemi uygulanmış durumda, deney periyodu içerisinde sürtünme katsayısının aldığı değerlerin anlık olarak yükseldiği görülmektedir. Başka bir deyişle sürtünme katsayısına ait pik değerlerine sıkça rastlanmaktadır. Piklerin özellikle dökülmüş ve dört pasoluk EKAE işlemi uygulanmış durumdaki alaşımda daha etkili ve yüksek genlikli olarak meydana geldiği dikkat çekmektedir. Bir ve iki pasoda EKAE işlemi uygulanmış durumda elde edilen pik değerler ise nispeten daha düşüktür. Öte yandan deney periyodu sırasında en yüksek sürtünme katsayısı dökülmüş durumda görülmektedir. Dökülmüş durumu sırasıyla, dört, iki ve bir pasoda EKAE işlemi uygulanmış durumlar izlemektedir.



Şekil 46. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve Rota-A’da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda yüzey basıncına bağlı ortalama sürtünme katsayısı.



Şekil 47. Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumda ve Rota-A'da 4 paso sayısına kadar EKAE işlemi uygulanması durumunda kayma mesafesine bağlı ortalama sürtünme katsayısı

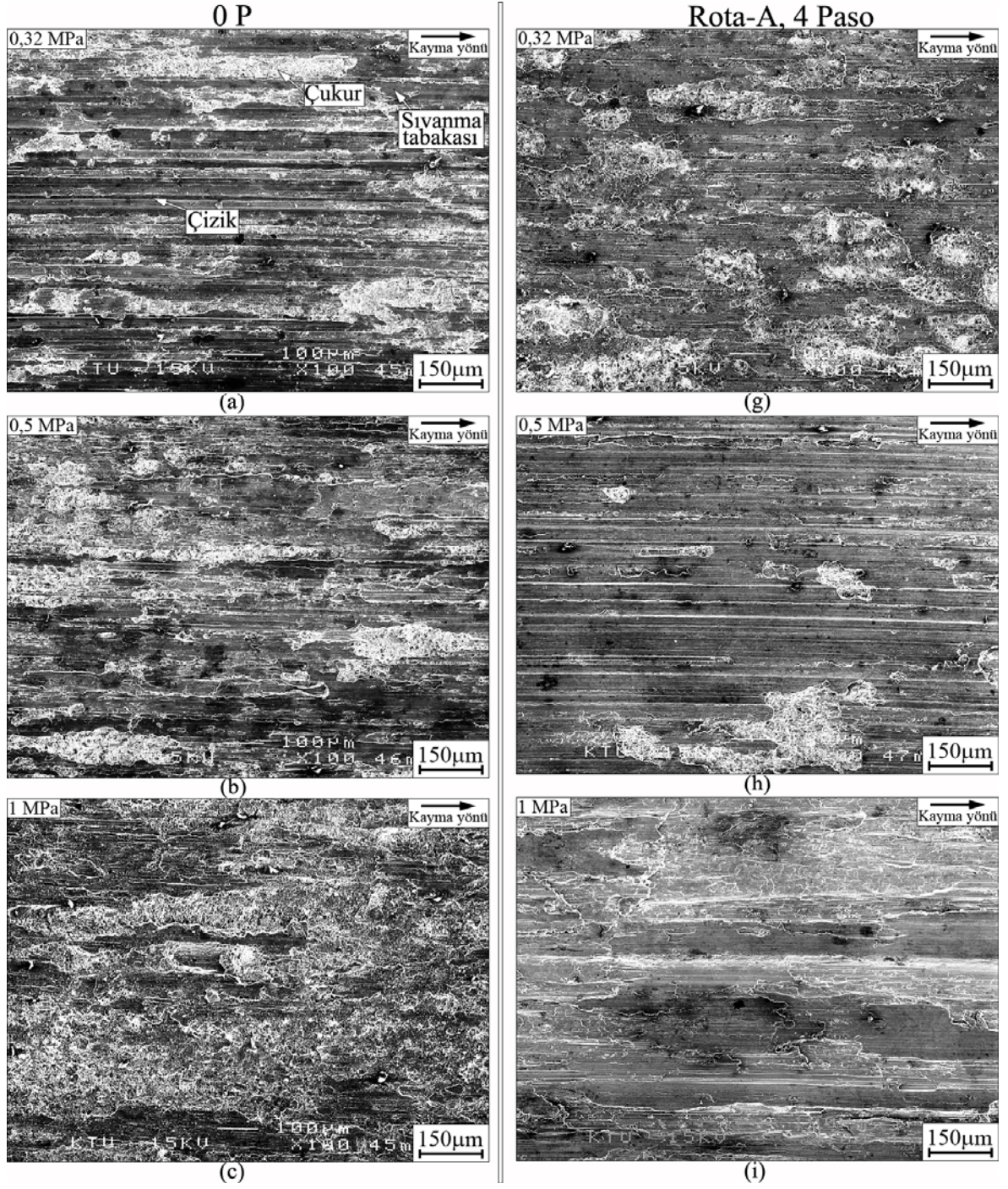
Dökülmüş ve Rota-A'da dört pasoluk EKAE işlemi uygulanmış durumdaki Zn-60Al-2Cu alaşımının farklı yüzey basınçlarında elde edilen aşınma yüzeylerinin SEM resimleri Şekil 48'de verilmiştir. Bu şekilde verilen resimler incelendiğinde, gerek dökülmüş gerekse Rota-A'da uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi görmüş durumdaki alaşımın aşınma yüzeylerinde koparak yüzeyden ayrılmış parçacıklardan geriye kalan çukurcuklar ile kopan parçacıkların kayma hareketi sırasında yüzeye sıvanması ile oluşan sıvama tabakaları görülmektedir. Öte yandan aşınma yüzeylerinde abrasif etkiyle oluşan ince çiziklere de rastlanmaktadır. Ancak söz konusu çizikler, çukurlar ve sıvanma tabakaları kadar yaygın görülmemektedir.

Dökülmüş durumdaki alaşımlarda, artan yüzey basıncıyla yüzeylerde oluşan aşınma etkileri de daha belirgin hale gelmektedir. 0,32 MPa'da kopan parçacıkların geride bıraktığı çukurların ve az miktarda sıvanma tabakasının bulunduğu bir aşınma yüzeyi görülmektedir. Yüzey basıncının 0,5 ve 1 MPa mertebelerine ulaşması durumunda ise sıvanma tabakaları aşınma yüzeyinde önemli bir etki oluşturmaktadır. Ancak sıvanan tabakaların yüzey üzerinde süreksizlik göstermekte ve bu süreksizlik artan basınçla

azalmaktadır. 1,5 MPa'lık yüzey basıncında ise katmanlı sıvama tabakalarının oluştuğu göze çarpmaktadır. 2 ve 3 MPa'lık yüzey basıncı değerlerinde ise yüzeyde oluşmuş katmanlı sıvama tabakalarında meydana gelen derin çatlak ve yarıklar görülmektedir.

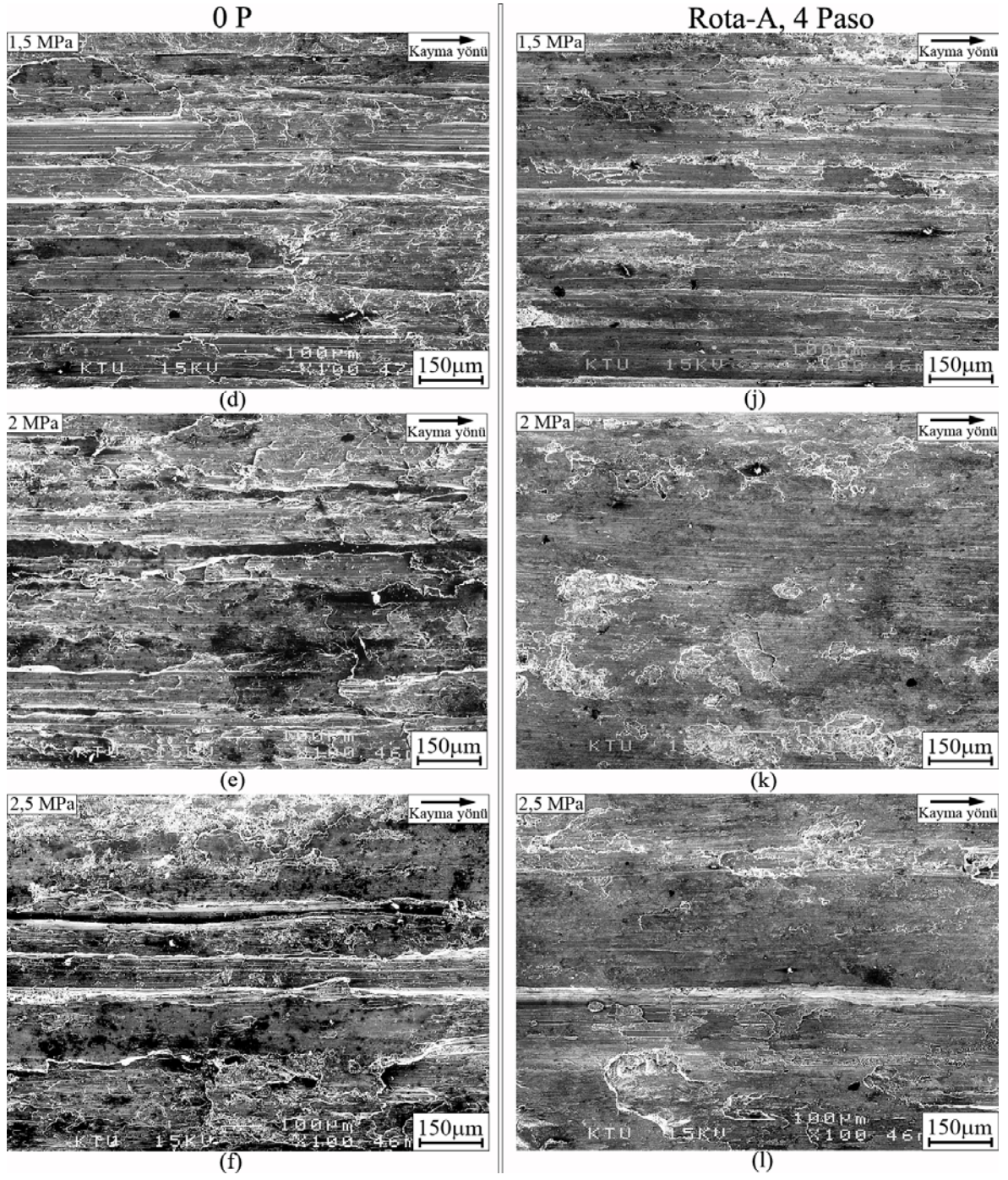
EKAE işlemi uygulanmış alaşımların aşınma yüzeylerinde ise derin çukurcuklara çok fazla rastlanmazken, meydana gelen sıvama tabakasının nerdeyse bütün yüzeyi kapladığı gözlenmektedir. Bu tabakaların dökülmüş duruma nazaran daha kararlı olduğu söylenebilir. Aynı basınç mertebelerinde dökülmüş durumdaki numunelerin yüzeylerinde görülen derin çatlaklar EKAE işlemi uygulanmış numunelerde belirgin bir şekilde görülmemektedir.

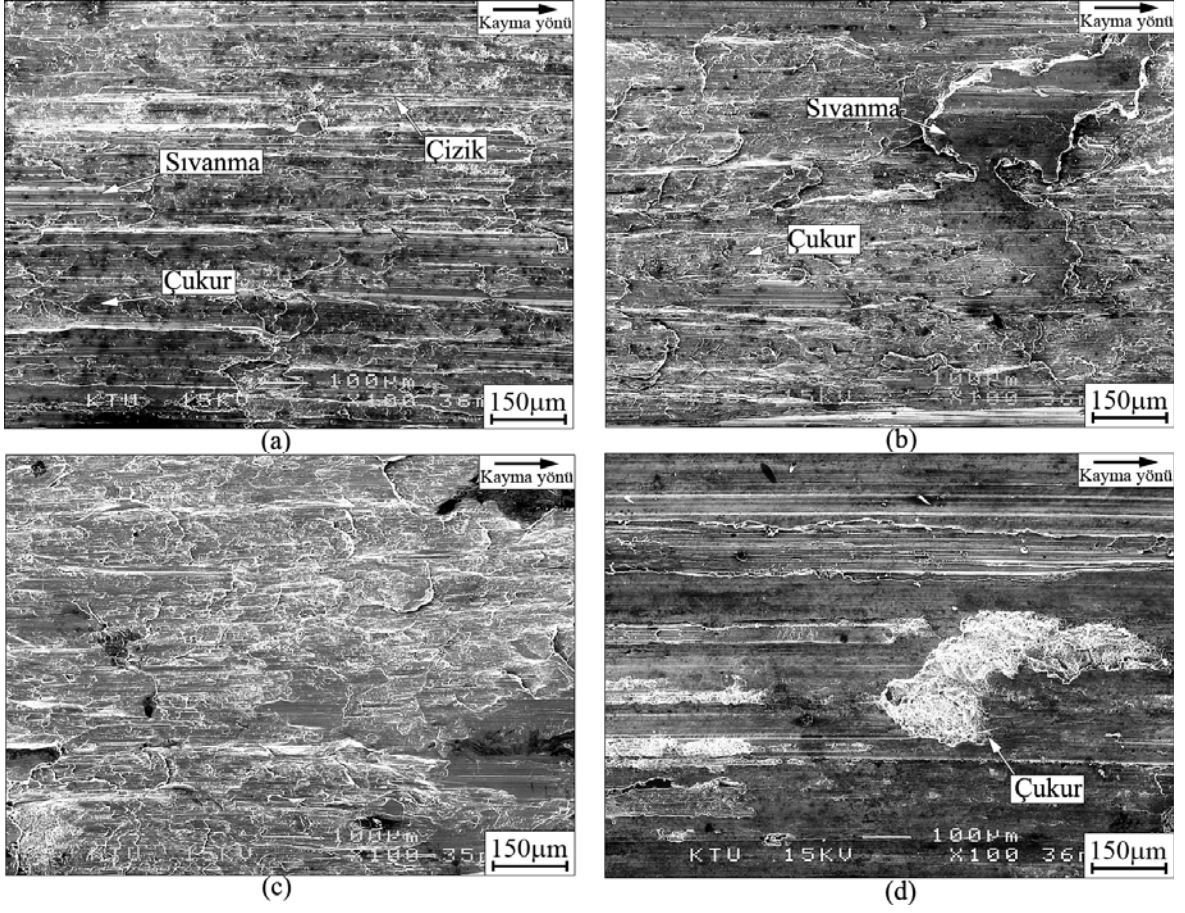
Dökülmüş ve Rota-A'da çeşitli paso sayılarında EKAE işlemi uygulanmış durumdaki Zn-60Al-2Cu alaşımından çıkarılan aşınma numunelerinin 11,88 km kayma mesafesinde yapılan aşınma deneyleri sonrasında elde edilen aşınma yüzeylerinden çekilen SEM görüntüleri ise Şekil 49'te verilmiştir. Bu şekilde verilen resimler incelendiğinde, dökülmüş ve işlem görmüş yüzeyler arasında çok büyük farklılıklar gözlenmemektedir. Ancak, dökülmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının yanında abrasif etkilerle oluşan sürekli çiziklerin bulunduğu da gözlenmektedir. Bu sürekli ve sık çiziklerin ise EKAE ile işlem görmüş alaşımlarda daha az etkili olduğu görülmektedir.



Şekil 48. Dökülmüş ve Rota-A'da dört pasoluk EKAE işlemi uygulanmış durumdaki Zn-60Al-2Cu alaşımından üretilen ve çeşitli yüzey basınçlarında aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerini SEM resimleri: (a)-(f) dökülmüş, (g)-(i) Rota-A'da 4 dört paso sayısında EKAE işlemi uygulanmış durum

Şekil 48'nin devamı





Şekil 49. Dökülmüş ve Rota-A'da çeşitli paso sayılarında EKAET işlemi uygulanmış durumdaki Zn-60Al-2Cu alaşımının SEM görüntüleri: (a) dökülmüş, (b) 1 paso (c) 2 paso ve (d) 4 paso (Kayma mesafesi=11,88 km)

4. İRDELEME

Zn-60Al alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı alüminyumca zengin α -dendritleri ve bu dendritleri çevreleyen $\alpha+\eta$ fazından (ötektoid karışım) oluşmaktadır (Şekil 20). Zn-60Al-2Cu alaşımını içyapısında ikili alaşımdan farklı olarak dendritler arası bölgelerde çökelmiş durumda bulunan metaller arası bir bileşik olan θ -fazı (CuAl_2) da bulunmaktadır (Şekil 21). Alaşımlara değişik rotalarda uygulanan eş kanalda ekstrüzyon (EKAE) işlemi sonrasında, uygulanan aşırı orandaki plastik deformasyona bağlı olarak dendritik döküm yapısının büyük oranda ortadan kalktığı ve paso sayısı ile uygulama rotasına bağlı olarak dönüşmüş içyapıların ortaya çıktığı görülmektedir. Rota-A'da uygulanan EKAE işleminde deney örneği birbirini takip eden pasolar arasında döndürülmeden yeniden kalıba yerleştirilmektedir [32]. Bu nedenle, deformasyon sırasında kalıbın deformasyon düzlemi ile örneğin deformasyona uğrayan düzlemleri çeşitli paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi ile çok az değişmektedir. Buna bağlı olarak içyapı bileşenleri (fazlar) artan paso sayısı ile hep aynı yönde uzamasına devam etmektedir. Ayrıca fazlar bir taraftan uzarken diğer taraftan da incelmektedir (Şekil 21(b), (d), (f) ve Şekil 23 (b), (d), (f)). Öte yandan bu rotada fazların ekstrüzyon doğrultusu ile yaptıkları açının (yönlenme açısı) artan paso sayısı ile küçülmesi, deformasyonun her seferinde hep aynı yönde uygulanması ve buna bağlı olarak deforme olmuş fazların uzamaya devam etmesine dayandırılmaktadır [32]. Buna göre deformasyon düzleminde yönlenmiş fazlar peş peşe uygulanan pasolarda da hep aynı yönde kaymaya maruz kaldıklarından, söz konusu fazların ekstrüzyon doğrultusu ile aralarındaki açısal fark azalmaktadır. Meydana gelen açısal azalma Şekil 22(b),8d),(f)'de çizilerek gösterilmiştir. Bu durum literatürde teorik olarak belirlenen değerlerle de uyumaktadır [38]. Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi sırasında ise örnek uygulanan pasolar arasında kendi eksenini etrafında hep aynı yönde 90° çevrilmektedir. Bu durumda, ilk pasoda ortaya çıkan kayma gerilmesi ile üçüncü pasoda ortaya çıkan kayma gerilmesi değerleri eşit büyüklükte ancak zıt yöndedir [35]. Aynı durum ikinci ve dördüncü pasolarda uygulanan kayma gerilmeleri içinde geçerlidir [35]. Bu nedenle, Rota-Bc'de uygulanan dört pasoluk EKAE işlemi sonrasında fazlar belli oranda toparlanarak eş eksenli forma dönme eğilimine girmektedir [29, 38].

Rota-A'da uygulanan EKAE işlemini Rota-Bc'de uygulanan işleme göre daha etkili bir yapısal incelemeye neden olmaktadır. Bu durum uygulanan rotaların içyapıda meydana

getirdiği farklı etkilerden kaynaklanmaktadır. Nitekim, Rota-Bc’de uygulanan EKAE işlemi 4 paso sonrasında ortaya çıkan döndürme etkisi nedeniyle belli oranlarda toparlanmaktadır (Şekil 23, 25). Ancak, Rota-A’da uygulanan EKAE işlemi sırasında örnek herhangi bir açısız dönme maruz kalmadığından, içyapıdaki fazlar ekstrüzyon doğrultusunda uzamaya devam etmekte ve ekstrüzyon doğrultusuna dik yönde bu bileşenler sürekli incelmektedir (Şekil 22, 24). Bu durum yapısal inceleme ve mekanik özellikler açısından bir üstünlük olmakla birlikte, özelliklerin belli oranda yöne bağlı olmasına da neden olmaktadır.

Üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımında bulunan intermetalik θ -fazı EKAE işlemi sırasında belli oranlarda kırılmakta ve kırılan parçacıklar uygulanan deformasyon miktarıyla (artan paso sayısı ile) birbirinden ayrılma eğilimi göstermektedir (Şekil 26). Söz konusu parçacıklar dökülmüş durumda α -dendritlerini saran bir ağ oluşturduğundan, EKAE işlemi sırasında dendritlerde görülen yönlenme etkisi yumuşak bir matris ($\alpha+\eta$ ötektoid karışımı) içerisinde bulunan sert parçacıklardan oluşan bu ağı da deformasyona zorlamaktadır. Artan paso sayısı ile daha da etkinleşen bu zorlama söz konusu ağı parçalamakta ve sürekli karakterde olan θ -fazının keskin köşeli küçük parçacıklara ayrılmasına neden olmaktadır (Şekil 26 (a)-(e)). Öte yandan deformasyonun ilerleyen safhalarında kırılmış parçacıklar içinde bulunduğu yumuşak $\alpha+\eta$ ötektoid karışım içerisinde yırtılmalara ve boşluklara da neden olmaktadır (Şekil 26(a)). Bu yırtılmanın nedeni, uygulanan kayma gerilmesi etkisiyle sert ve keskin köşeli parçacıkların ötektoid karışım içerisinde sürükleniyor olması ve bu sürüklenme sırasında keskin köşelerin yırtılmalara neden olmasıdır. Ayrıca, oluşan yırtılmaların deformasyon yönünde sıralanmış sert θ -parçacıklarının hem önünde hem de arkasında oluştuğu görülmektedir (Şekil 26(a)). Oluşan bu boşluklar veya yırtıkların, uygulanan deformasyon ile sert parçacıkların yuvarlanması (dönme+sürüklenme) sırasında ortaya çıktığı düşünülmektedir. Şekil 26’da verilen içyapı resimleri bu düşüncüyü kuvvetlendirmektedir. Bakır içeren alaşımlarda ortaya çıkan bu durum aşağıda açıklandığı gibi deformasyon sonrası alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir.

Dökülmüş durumdaki Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının sertlik değerleri karşılaştırıldığında bakır içeren üçlü alaşımın sertliğinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum bakır katkısının sebep olduğu katı çözümlü sertleşmesi ve intermetalik parçacıkların oluşturduğu dispersiyon sertleşmesinden kaynaklanmaktadır [23]. Elde edilen sonuçlar, alaşımların içyapısında bulunan dendritler (α -fazı) ve dendritler

arası ötektoid karışım bölgesinden ($\alpha+\eta+\theta$ bölgesi) elde edilen mikro sertlik değerleri ile de uyum göstermektedir, Tablo 7. Nitekim, ikili alaşıma katılan bakırın etkisiyle hem dendritik yapının hem de dendritler arası bölgenin sertlik değerinin arttığı görülmektedir. Zn-60Al alaşımına uygulanan EKAE işlemi sonrası sertlik değeri ilk paso sonrasında artmaktadır (Şekil 27(a)). Bu sonucu mikrosertlik ölçümlerinden elde edilen değerler de sağlamaktadır. Nitekim bir paso sonrası α -fazının mikrosertliği artmakta ancak $\alpha+\eta$ ötektoid karışım bölgesinin mikrosertliğinde önemli bir değişim olmamaktadır (Şekil 29). Bir paso sonrası elde edilen bu artış α -fazının davranışı ile açıklanabilir. Söz konusu faz işlem sırasında deformasyon sertleşmesine uğramakta bu da sertliğin kütleli formda artmasına neden olmaktadır. Sertlik değerindeki bu artış en yüksek şekil değişimin gerçekleştiği Y-kesitinde daha belirgindir. Bir paso sonrası uygulanan EKAE işlemi sonrası Zn-60Al alaşımının sertliğinin genelde artan paso sayısı ile azaldığı görülmektedir. Alaşımın yapısındaki fazlardan ölçülen mikrosertlik değerleri de aynı şekilde değişmektedir. Öte yandan, Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan EKAE işlemi sonrasında her iki uygulama rotasında da artan paso sayısı ile sürekli azalmaktadır. Meydana gelen bu yumuşama, artan paso sayısı ile uygulanan toplam deformasyona bağlı olarak kütleli formdaki α -fazının miktarının azalmasına ve yüksek sıcaklıkta yapılan ekstrüzyon ($T_B=0,42$) etkisiyle yapısal homojenizasyonun meydana gelmesine bağlanmaktadır [113]. Bu durum, aşağıda mukavemet değerlerinde meydana gelen azalmayı açıklarken daha detaylı olarak irdelenmiştir. Öte yandan, bakır içeren üçlü alaşımda ikili alaşımdan farklı olarak bir paso sonrası da sertlik azalması meydana gelmiştir. Bu durum, dökülmüş durumda dendritleri saran θ -fazının EKAE işlemi ile kırılmasının kaynaklanmış olabilir. Nitekim söz konusu faz kırıldıktan sonra bütünlüğünü kaybederek yumuşak ötektoid karışım bölgesinde çok daha rahat hareket etme imkanı bulmaktadır. Alaşımları oluşturan fazlardan ölçülen mikrosertlik değerleri de bu düşüncüyü kuvvetlendirmektedir (Şekil 30). Nitekim bir paso sonrasında α -fazının mikro sertliği artarken $\alpha+\eta+\theta$ bölgesinin sertliği azalmaktadır.

Her iki alaşıma da uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi, söz konusu alaşımların çekme ve akma dayanımlarını artırmaktadır. Ancak, bir paso sonrası uygulanan EKAE işlemi ile alaşımların mukavemet değerlerinde genelde azalma yönünde bir eğilim oluşmaktadır. Bu azalma eğilimi ikili Zn-60Al alaşımında çok daha belirgin olarak ortaya çıkarken, üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımında iki pasodan sonra azalma olsa bile elde edilen değerler hala dökülmüş duruma göre yüksektir. EKAE işlemiyle alaşımların mukavemet

değerlerinde gözlenen bu değişim EKAE işlemi ile birlikte gelişen içyapısal dönüşümlere dayandırılarak açıklanabilir. Uygulanan EKAE sırasında birbirine zıt çalışan iki mekanizmanın etkisi ortaya çıkmaktadır. Bir taraftan yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun artmasına bağlı olarak gelişen deformasyon sertleşmesi, diğer yandan da yüksek sıcaklıkta ($T_B=0,42$) deformasyonun etkisiyle gelişen yumuşama etkisi bir arada çalışmaktadır. Ayrıca, özellikle birinci pasoda etkili olan döküm yapısındaki dendritlerin kırılarak incilmesi ve dökülmüş yapıda mevcut olan gözeneklerin büyük oranda kapanması da mukavemet artışına katkı sağlamaktadır. Alaşımlara uygulanan bir pasoluk EKAE sırasında yukarıda anlatılan mukavemet artırıcı mekanizmalar daha etkili olmakta ve toplamda alaşımların mukavemet değerleri artmaktadır. Ancak, bir paso sonrası alaşımlara uygulanan deformasyon miktarının artmasıyla yapısal homojenizasyona neden olan difüzyon olayı daha kolay meydana gelmekte ve fazlar denge durumuna yaklaşmaktadır. Bu durumda, denge dışı soğumadan kaynaklanan yapısal homojensizlikleri belli oranda giderilmektedir. Ayrıca, içyapıdaki fazlar deformasyonun etkisiyle birbiri içerisine de karışmakta ve döküm yapısındaki keskin faz sınırları ortadan kalkmaktadır. Açıklanan bu etkiler, artan paso sayısı ve dolayısıyla artan deformasyon miktarıyla daha baskın hale gelmekte ve bu durum toplamda alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. Bu durum, literatürde verilen sonuçlarla da uyum içerisindedir. Nitekim, Mazilkin ve arkadaşları [112], homojenleştirilmiş durumdaki Zn-70Al alaşımına yüksek basınç altında burma işlemiyle aşırı plastik deformasyon uygulamış ve işlem sonrası ortaya çıkan yumuşama etkisini araştırmış ve bu yumuşamanın deformasyonla beraber gelişen homojenizasyondan kaynaklandığını ileri sürmüştür. Öte yandan, Jun ve arkadaşları [113] da Zn-15Al alaşımında haddeleme sonrası ortaya çıkan deformasyon yumuşamasını incelemiş ve elde edilen yumuşamayı benzer nedenlere bağlayarak açıklamıştır. Ayrıca, EKAE işleminin neden olduğu deformasyon yumuşaması etkisi ikili Zn-40Al alaşımında da gözlenmiş ve bu oluşumun nedenini açıklayabilmek için EDS analizleri ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Sonuçta deformasyona bağlı olarak gelişen yumuşama üzerinde meydana gelen yapısal homojenizasyonun ve fazların hacimsel oranlarının değişiminin çok etkili olduğunu göstermiştir [113]. Zn-60Al alaşımına ilave edilen %2 oranında bakır, deformasyonla meydana gelen yumuşama etkisini azaltmaktadır. Bu azalma yapıda bulunan bakırca zengin θ -fazının, alaşımlarda deformasyonla hızlanan yumuşama etkisini azaltmasından kaynaklanmış olabilir. İçyapıda ara bölgelerde bulunan

θ - parçacıkları fazlar arasındaki doğrudan teması azaltarak difüzyona dayalı homojenizasyon işleminin oluşumunu yavaşlatmaktadır.

Uygulanan EKAE işlemi alaşımların süneklik değerinde (kopma uzaması ve kopma büzülmesi) çok önemli iyileşmeler sağlamaktadır. Daha önemlisi bu iyileşmeler, özellikle üçlü alaşımda mukavemet değerlerindeki artışla birlikte elde edilmektedir. Söz konusu alaşımların süneklik değerlerindeki bu artış EKAE işlemiyle birlikte gelişen yapısal değişimlerden kaynaklanmaktadır. Şöyle ki, alaşımlar dökülmüş durumda dendritik bir içyapıya sahiptir. Ayrıca, bu yapıda dendritik katılaşmadan kaynaklanan ve dendritler arası bölgelerde bulunan mikro gözenekler de mevcuttur [99]. Gerek dendritik sınırlar ve gerekse mikro gözenekler alaşımların çentik hassasiyetini artırmakta ve çok az plastik deformasyon ile beraber hızlı bir şekilde kırılmalarına neden olmaktadır. Bu nedenle dökülmüş durumdaki alaşımların süneklik değerleri çok düşüktür. Başka bir deyişle dökülmüş durumdaki alaşımlar gevrek davranış sergilemektedirler. Nitekim dökülmüş durumdaki Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının uzama değerleri sırasıyla %7,7 ve %2,7 olarak ölçülmüştür. Bu değerlere bakıldığında Zn-60Al alaşımına katılan bakır söz konusu alaşımı daha da gevrekletmektedir (Tablo 8 ve 9). Bunun nedeni içyapıda bulunan sert ve gevrek karakterli θ -fazıdır. Söz konusu faz, ilave bir çentik etkisi oluşturarak alaşımın gevrekliğinin artmasına neden olmaktadır. Ayrıca, sert ve gevrek karakterli bu faz dendritler ile dendritler arası ötektoid karışım bölgesi arasındaki bağı da zayıflatarak bu bölgelerde gerilme yığılmalarına neden olmaktadır. Alaşımlara uygulanan EKAE işlemiyle gevrekliğe neden olan döküm yapısı büyük oranda ortadan kalkmakta ve içyapı artan deformasyon miktarına bağlı olarak incelmektedir. Ayrıca, işlem sırasında döküm yapısında mevcut olan gözenekler de büyük oranda kapanmakta ve daha yoğun bir yapı oluşmaktadır. Öte yandan, yukarıda açıklanan deformasyona bağlı homojenizasyon ve fazların karışımı neticesinde dökülmüş duruma göre nispeten daha homojen dağılmış ve incelmış bir içyapı meydana gelmektedir. Bu nedenlerden dolayı, alaşımların süneklik değerleri genelde artan paso sayısı ile beraber artmaktadır. Nitekim Zn-60Al alaşımına Rota-A'da uygulanan dört pasluk EKAE işlemi sonrası kopma uzaması değeri %34'lere, kesit büzülmesi değeri ise %70'lere kadar çıkmaktadır.

Alaşımların süneklik değerleri uygulanan EKAE rotasına bağlı olarak da değişmekte ve Rota-A'da daha yüksek süneklik değerleri elde edilmektedir. Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi sonrası şerit biçimli α -fazı oluşmakta ve bu faz artan paso sayısı ile inceliyor uzamakta ve nispeten daha homojen bir içyapı meydana gelmektedir. Rota-Bc'de

uygulanan EKAE işlemi sonrasında ise elde edilen sözü konusu faz yönleneşine rağmen uygulanan rotanın karakterinden dolayı uzamasına devam edememektedir. Çünkü uygulanan deformasyon her pasoda yön değiştirdiğinden sürekli bir uzama meydana gelememekte ve elde edilen yapısal inceleme ise daha sınırlı olmaktadır. Bu nedenle, Rota-Bc uygulanan EKAE işlemi sonrası alaşımların süneklik özelliklerinde daha az iyileşme meydana gelmektedir

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının dökülmüş durumdaki kırılma karakteristiği incelendiğinde (Şekil 38(a) ve 39(a)), kırılmanın daha çok dendritler arası bölgelerde başlayıp ilerlediği söylenebilir. Ayrıca, dendritik yapının kırılma sırasında bütünlüklerini korudukları da gözlenmektedir. Söz konusu kırılma karakteristiği dökülmüş durumdaki alaşımlardan üretilen çekme numunelerinin kırık yüzey resimlerinde de açıkça görülmektedir. Bakır içeren alaşımın dökülmüş durumdaki içyapısı incelendiğinde, bakırca zengin sert θ -fazı parçacıklarının alaşımının gevrek kırılma karakterini güçlendirdiği görülmektedir. Kırılma yüzeyinde görülen çukurcuklar kırılma sırasında çatlağın çekirdeklenmeye başladığı noktaları karakterize etmektedir. Çukurcuklar sünek kopma durumunda olabildiğince küçük ve derindir. Öte yandan çukurcukların dibinde çekirdeklenen çatlağın ilerleyerek yük altındaki kesiti daraltması sonucu ani bir ayrılma yaşanmakta ve bu ayrılmanın gerçekteştiği bölgelerde de peteksi bölge olarak adlandırılan yapı oluşmaktadır. Birbirinden hızlı bir şekilde ayrılan yüzeylerde de süneklige bağlı olarak peteksi bölgenin daha ince olması beklenmektedir. Zn-60Al alaşımına uygulanan EKAE işlemi sonrasında giderek daha belirginleşen çukurcuklar ve peteksi bölge alaşımın süneklik ve kırılma özelliklerini etkilemektedir. Alaşımın süneklik özellikleri gerek Rota-A ve gerekse Rota-Bc'de çeşitli paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sonrasında artmaktadır. Bu artış kırılma yüzeyindeki çukurcukların artması ve peteksi bölgenin gelişmesiyle kendini göstermektedir. Zn-60Al-2Cu alaşımının kırılma yüzeyleri incelendiğinde, bir paso sonrasında sert θ -fazının süneklik üzerindeki etkisi açıkça görülmektedir (Şekil 39). Aynı rota ve paso sayısında Zn-60Al alaşımına uygulanan EKAE işlemi, söz konusu alaşımın kırılma yüzeyinin çukurcuklar ve peteksi bölgeden oluşmasına yani sünek kırılma tipi sergilemesine neden olurken, Zn-60Al-2Cu alaşımının kırılma yüzeyinde ise kayma ağırlıklı bir kırılma karakteristiği sergilemesine neden olmaktadır. Öte yandan her iki alaşımın da bir paso sonrasında içyapı resimleri incelendiğinde (Şekil 22(a)-(b) ve 24(a)-(b)), alaşımları oluşturan α -fazı ve $\alpha+\eta$ ötektoid karışımının benzer yönleneşme ve büyüklükte olduğu görülmektedir. Alaşımların içyapılarındaki benzerliğe

rağmen kırılma karakteristikleri arasındaki farkın nedeni, sert θ -fazı parçacıklarının neden olduğu çentik etkisine bağlı olarak gelişen kırılmanın α -fazının yönlendiği deformasyon düzlemine taşınmasından kaynaklanmış olabilir. Dendritler arası bölgelerdeki sert ve gevrek θ -fazı çatlakların tercihli olarak bu düzlemlerden ilerlemesine neden olmaktadır. Bu durum Şekil 39(b)'de verilen resimde de açıkça görülmektedir.

Uygulanan EKAE rotasına bağlı olarak her iki alışımda elde edilen kırılma yüzeylerinde bazı değişimler oluşmaktadır. Nitekim Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi sonrasında yüzeyde çukurcuk ve peteksi bölge etkileri görülmekte ve bu etki artan paso sayısına bağlı olarak artmaktadır. Bu durum ölçülen süneklik değerleriyle de uyum içerisindedir. Süneklik değerlerindeki artışa bağlı olarak yüzeylerde oluşan çukurcuk ve peteksi bölge etkileri de artmaktadır. Ancak Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi sonrası elde edilen kırılma yüzeyleri incelendiğinde, çukurcukların nispeten az sayıda olduğu ve sünekliğin gelişimine katkıda bulunan peteksi bölgenin ise oluşmadığı söylenebilir. Bu durum alaşımların EKAE işlemi sonrasında uygulanan rotaya bağlı olarak kazandıkları içyapı özellikleri ile açıklanabilir. Rota-A'da deformasyon düzleminde uzayarak incelen α -fazı dört paso sonrasında çekme doğrultusu ile 8° açı yapan şeritler halini almaktadır (Şekil 24(f)). Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi sonrasında ise içyapı daha çok eş eksenli ve nispeten daha kaba hale gelmektedir (Şekil 25(f)). Bu durum ise, Rota-A'da elde edilen süneklik değerlerinin daha yüksek olmasına neden olmaktadır (Şekil 40).

Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımlarının dökülmüş durumdaki çentik darbe tokluğu değerleri oldukça düşüktür. Bunun nedeni, yukarıda açıklandığı gibi dendritik döküm yapısından kaynaklanmaktadır. Ayrıca, Zn-60Al alaşımına ilave edilen bakır süneklik değerlerinde olduğu gibi dökülmüş durumdaki alaşımın darbe tokluğu değerlerinde de azalmaya neden olmaktadır. Alaşımlara değişik rotalarda uygulanan EKAE işlemi her iki alaşımın da çentik darbe tokluğunu artırmaktadır. Çentik darbe tokluğunda sağlanan bu iyileşme, genelde artan paso sayısı ile artmaktadır. Bu iyileşmenin yukarıda anlatıldığı gibi süneklik değerindeki artışa neden olan sebeplerden kaynaklandığı söylenebilir. Bu iyileşmenin Zn-60Al alaşımında çok daha yüksek olmasının nedeni ise yapısında çentik hassasiyeti oluşturan sert ve gevrek karakterli bakırca zengin fazı içermemesinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi alaşımların çentik darbe tokluğu değerlerini Rota-Bc'ye göre daha fazla artırmaktadır. Bunun nedeni, çentik darbe deneyi sırasında yükün EKAE işlemi ile yönlendirilerek uzamış α -fazına dik yönde uygulanmasından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle çentik darbe tokluğunu düşürme etkisi

yüksek olan ötektoid karışım bölgesi ve bakırca zengin θ -fazı α -fazının oluşturduğu şeritlerin sürekliliğini bozmamakta ve çentik darbe tokluğu değeri daha etkin bir şekilde artmaktadır.

Çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeylerinin, genelde çekme deneyi sonrası elde edilen kırılma yüzeyine benzer özelliklere sahip olduğu görülmektedir. Ancak, Zn-60Al-2Cu alaşımına ait kırılma yüzeyinde süneklik etkisini gösteren çukurcuk ve peteksi bölgenin Rota-Bc'de hiç oluşmadığı, Rota-A'da ise ancak dört paso sonucunda az sayıda olduğu görülmektedir. Kırılma yüzeylerinde gözlenen bu durum ölçülen çentik darbe tokluğu değerleri ile de uyum içerisindedir. Rota-A'da uygulanan dört pasoluk EKAE işlemi Zn-60Al alaşımının çentik darbe tokluğunu dökülmüş duruma göre dört kat artırırken, Zn-60Al-2Cu alaşımının çentik darbe tokluğunu ise ancak iki kat artırmaktadır. Bu durum, üçlü alaşımın içyapısında bulunan bakırca zengin parçacıklardan kaynaklanmaktadır. Söz konusu parçacıklar yapının çentik hassasiyetini artırmakta ve daha az enerjiyle daha kolay kırılmasına neden olmaktadır. Ayrıca, Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan EKAE işlemi sonrası α -fazının daha az miktarda deformasyona uğrayarak kırıldığı görülmektedir (Şekil 26). Bu durum söz edilen alaşımın yapısında bulunan θ -fazının neden olduğu gerileme yığılmaları ve keskin köşeli parçacıkların α -fazını kesmeye zorlamasından kaynaklanmış olabilir.

Zn-60Al-2Cu alaşımına Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi söz konusu alaşımın aşınma direncinin özellikle 1,5MPa'dan sonra arttırmaktadır. Bu durum, EKAE sonrası alaşımın süneklik ve tokluk özelliklerindeki olumlu gelişmelere dayandırılarak açıklanabilir [114]. Alaşımın özellikle süneklik özelliğinin iyileşmesi sonucunda, yüzeyde sıvama etkisinin daha fazla arttığı ve sıvanan malzemenin yüzeyden ayrılma yerine uzayarak bütün yüzeye yayıldığı görülmektedir. Ayrıca, tokluk ve sünekliğin yüksek olması nedeniyle artan yüzey basıncına bağlı olarak eş çalışan yüzeyler daha uyumlu hale gelmekte ve dökülmüş duruma göre yük taşıyan yüzey alanı artmaktadır. Dökülmüş durumdaki alaşımın gevrek yapıda olması yüzeyler arasında oluşacak tam bir uyumluluğa izin vermemekte ve tam bir kararlı çalışma durumu elde edilememektedir. Öte yandan dökülmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerine bakıldığında sıvanmanın yanı sıra derin yarıkların da olduğu gözlenmektedir. Bu durum dökülmüş durumdaki alaşımın aşınmasında, adhesif etkilerin yanında abrasif etkilerin de meydana geldiğini ve bu etkilerin artan yüzey basıncıyla arttığını göstermektedir.

Zn-60Al-2Cu alaşımının dökülmüş ve EKAE işlemleri uygulanmış durumda kayma mesafesine bağlı aşınma davranışı incelendiğinde ağırlık kaybının hem dökülmüş hem de çeşitli paso sayılarında EKAE işlemleri uygulanmış durumda kayma mesafesi ile doğrusala yakın bir şekilde arttığı görülmüştür. Bu davranış kuru sürtünme şartlarında beklenen bir durumdur [102]. Uygulanan EKAE işleminin alaşımın aşınma direncini genelde arttırdığı ve bu artışın özellikle 6 km'lik kayma mesafesinden sonra daha belirgin olarak ortaya çıktığı görülmektedir. Öte yandan uygulanan paso sayısına bağlı olarak aşınma direncinde meydana gelen değişim incelendiğinde, yüksek çekme dayanımı elde edilen durumlarda aşınma direncinin de yüksek olduğu görülmektedir.

Dökülmüş ve EKAE işlemleri uygulanmış durumda kayma mesafesine bağlı olarak gerçekteştirilen deneylerden elde edilen aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları incelendiğinde, aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının ve bu tabakaların yüzeyden ayrılması ile oluşmuş oyukların bulunduğu görülmektedir. Kayma mesafesinin artmasıyla dökülmüş ve işlem görmüş alaşımının aşınma yüzeyinde katmanlı bir sıvama tabakası meydana gelmektedir. Oluşan katmanlı sıvama tabakalarının aşınma yüzeyindeki uyumu EKAE işlemleri uygulanmış malzemelerde yüksek sünekliğe bağlı olarak daha iyidir. EKAE işlemleri görmüş alaşımın dökülmüş duruma göre yüksek mukavemete sahip olması ve sünekliğinin de daha yüksek olması nedeniyle kayma sırasında malzemenin yüzeyden daha zor ayrılacağı ve ayrıldıktan sonra yeniden sıvanan parçacıkların yüzeye daha kolay uyum sağlayacağı söylenebilir. Bu durum yüzeyde daha kararlı bir sıvama tabakası oluşturacağından, alaşımın aşınma direncinin artmasına da katkı sağlamaktadır.

5. SONUÇLAR

1. Zn-60Al alaşımının içyapısı alüminyumca zengin α -dendritleri ile bu dendritleri çevreleyen $\alpha+\eta$ ötektoid karışım bölgesinden oluşmaktadır. Zn-60Al-2Cu alaşımının içyapısında ise Zn-60Al alaşımının içyapısında görülen fazların yanında dendritler arası bölgelerde çökelmiş durumda θ -fazı da bulunmaktadır. Uygulanan EKAE işleminin alaşımların dökülmüş durumdaki içyapısını etkileyerek dendritik yapının tamamen ortadan kalkmasına, katılma sırasında oluşan mikro-gözeneklerin büyük ölçüde giderilmesine ve uygulama rotasına bağlı olarak fazların incelenerek yönlendirilmesine neden olmaktadır. Rota-A'da uygulanan EKAE işleminin sırasında içyapıyı oluşturan fazlar artan paso sayısı ile sürekli uzayarak içyapının lifli bir hale almasına neden olmaktadır. Rota-Bc'de uygulanan EKAE işleminin sırasında ise fazlar rotanın dönme etkisinden dolayı nispeten daha az yönlendirilmiş ve paso sayısına bağlı olarak toparlanmış bir yapıya kavuşmaktadır.
2. Bakır içeren üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımının içerdii sert θ -fazı EKAE işleminin sırasında kırılarak nispeten daha küçük boyutlu parçacıklara ayrılmakta ve bu parçacıklar deformasyon yönünde sıralanarak dağılmaktadır. Dağılan söz konusu parçacıklar EKAE işleminin sonrası alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini olumsuz yönde etkilerken, deformasyona bağlı mukavemet düşüşünü ise azaltmaktadır.
3. Zn-60Al alaşımının sertlik değerleri Rota-A ve Rota-Bc'de uygulanan bir pasoluk EKAE sonrası artarken, iki ve dört paso sonrası azalmaktadır. Bu alaşıma katılan %2'lik bakır dökülmüş durumdaki alaşımın sertliğini artırırken, deformasyona bağlı olarak gelişen yumuşama etkisini daha da hızlandırmaktadır.
4. Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımına uygulanan bir pasoluk EKAE işleminin söz konusu alaşımların çekme ve akma mukavemetini artırmaktadır. Ancak, bir paso sonrası uygulanan EKAE işleminde alaşımların mukavemet değerleri artan paso sayısı ile sürekli azalmaktadır. Bu azalma ikili Zn-60Al alaşımında çok daha belirgin olup dört paso sonrası elde edilen mukavemet değerleri genelde dökülmüş durumda elde edilen değerlerin de altına düşmektedir. Ancak, Zn-60Al-2Cu alaşımında ise uygulanan dört pasoluk EKAE işleminin sonrası elde edilen mukavemet değerleri dökülmüş durumda elde edilen değerlerin üzerindedir. Alaşımlarda bir

pasoluk EKAE işlemi sonrası ortaya çıkan deformasyon yumuşaması, alaşımların deformasyona bağlı olarak homojenleşme ve yapısal değişimlerin ortaya çıkardığı yumuşamanın, deformasyon sertleşmesine göre daha etkili olmasından kaynaklanmaktadır.

5. Alaşımlara değişik rotalarda (Rota-A ve Rota-Bc) uygulanan EKAE işlemi, söz konusu alaşımların süneklik değerlerini (kopma uzaması ve kopma büzülmesi) paso sayısına bağlı olarak artırmaktadır. Bu durum, alaşımlara uygulanan EKAE işlemi ile döküm yapısının ve bu yapının etkisinin önemli oranda ortadan kalkması, yapısal inceleme ve meydana gelen deformasyona bağlı homojenizasyon etkilerine dayandırılmaktadır.
6. Zn-60Al ve Zn60Al-2Cu alaşımlarına uygulanan EKAE işlemi söz konusu alaşımların çentik darbe tokluğu değerlerini artırmakta ve bu artış genelde uygulanan paso sayısı ile devam etmektedir. Uygulanan EKAE işlemi ikili Zn-60Al-2Cu alaşımının tokluk değerlerini bakır içeren üçlü alaşıma göre çok daha fazla artırmaktadır. Ayrıca, Rota-A'da uygulanan EKAE işlemi Rota-Bc'de uygulanan işleme göre alaşımların tokluk değerlerini daha fazla artırmaktadır.
7. Zn-60Al-2Cu alaşımına Rota-Bc'de uygulanan EKAE işlemi söz konusu alaşımın aşınma direncini artırmaktadır. Bu artış artan yüzey basıncıyla ve kayma mesafesiyle daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır.
8. Dökülmüş durumda gevrek bir içyapıya sahip olan Zn-60Al ve Zn-60Al-2Cu alaşımları, uygulanan EKAE işlemi sonrası sünek ve tok bir yapıya kavuşmaktadır. Bu yapı mukavemet değerlerinde önemli bir azalma olmadan ve hatta üçlü Zn-60Al-2Cu alaşımında artış ile beraber elde edilmektedir. Bu sonuç, söz konusu alaşımların mukavemet, süneklik ve tokluğun önemli olduğu mühendislik uygulamalarında daha fazla kullanılabilmesi açısından önemlidir.

6. ÖNERİLER

1. EKAE işlemi sırasında uygulanan paso sayısı arttırılarak çinko alüminyum esaslı alaşımların içyapısı ve mekanik özelliklerine etkisi araştırılabilir.
2. EKAE uygulama rotaları ve bu rotaların kombinasyonları denenerek çinko alüminyum esaslı alaşımlar için en uygun işlem koşulları belirlenebilir.
3. EKAE işlemine uygulanmış çinko-alüminyum esaslı alaşımlarının mekanik özelliklerinin yöne bağıllığı (anizotropik davranış) incelenebilir.
4. EKAE uygulanmış çinko alüminyum esaslı alaşımların yorulma davranışı incelenebilir.
5. Silisyum ve bakır içeren çinko-alüminyum esaslı dörütlü alaşımlara EKAE işlemi uygulanarak söz konusu alaşımların aşınma davranışında meydana gelen değişimler incelenebilir.

7. KAYNAKLAR

1. Lowe, T.C. ve Zhu, T.Z., Commercialization of nanostructured metals produced by severe plastic deformation, Advanced Engineering Materials, 5 (2003) 373-378.
2. Kumar, K.S., Swygenhoven, H.V. ve Suresh, S., Mechanical Behavior of Nanocrystalline Metals and Alloys, Acta Materialia, 51 (2003) 5743-5774.
3. Zhao, 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.
4. Rosochowsk, A., Processing Metals by Severe Plastic Deformation, Solid State Phenomena, 101-102 (2005) 13-22
5. Kim, H.S., Seo, M.H. ve Hong S.I., Plastic Deformation of Metals during Equal Channel angular Extrusion, Journal of Materials Processing Technology, 113 (2001) 622-626.
6. Zhu, Y.T., Lowe, T.C. ve Langdon T.G., Wear Performance and Applications of Nanostructured Materials Produced by Severe Plastic Deformation, Scripta Materialia, 51 (2004) 825-830.
7. Tsai, T.L., Sun, P.L., Kao, P.W. ve Chang, C.P., Microstructure And Tensile Properties Of A Commercial 5052 Aluminum Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 144-151
8. Kim, I., Kim, J., Shin, D.H., Lee, C.H. ve Hwang, S.K., Effects of Equal Channel Angular Pressing Temperature on Deformation Structures of Pure Ti, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 302-310
9. 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.
10. Kim, W.J., An, C.W., Kim, Y.S. ve Hong, S.I., Mechanical Properties and Microstructures of an AZ61 Mg Alloy Produced By Equal Channel Angular Pressing, Scripta Materialia, 47 (2002) 39-44
11. Huang, W.H., Yu, C.Y., Kao, P.W. ve Chang, C.P., The Effect Of Strain Path and Temperature on the Microstructure Developed in Copper Processed by ECAE, Materials Science and Engineering A, 366 (2004) 221-228
12. Torre, F.D., Lapovoc, R., Sandlin, J., Davies, C.H.J. ve Pereloma, V., Microstructures and Properties of Copper Processed by Equal Channel Angular Extrusion For 1-16 Passes, Acta Materialia, 52 (2004) 4819-4832

13. Purcek., G., Burhanettin, S.A., 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
14. 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
15. 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
16. Kim, J., Kim, I. ve Shin, D.H., Development of Deformation Structures in Low Carbon Steel by Equal Channel Angular Extrusion, Scripta Materialia, 45 (2001) 421-426
17. 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
18. 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
19. Robertson, J., Im, J.I., Karaman, I., Hartwig, K.T. ve Anderson, I.E., Consolidation Of Amorphous Copper Based Powder By Equal Channel Angular Extrusion, Journal of Non-Crystalline Solids, 317 (2003) 144-151
20. Sastry, S.M.L. ve Mahapadra, R.N., Grain Refinement Of Intermetallics By Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 329-331 (2001) 872-877
21. Karaman, I., Yapici, G.G., Chumlyakov, Y.I. ve Kireeva, I.V., Deformation twinning in difficult-to-work alloys during severe plastic deformation, Materials Science and Engineering A, 410-411 (2005) 243-247.
22. Abou El-khaira, M.T., Daouda, ve Ismail, A, Effect Of Different Al Contents on the Microstructure, Tensile and Wear Properties of Zn-Based Alloy, Materials Letters 58 (2004) 1754- 1760.
23. Savaşkan, T., Purcek, G. ve Hekimoğlu, A.P., Effect Of Copper Content on the Mechanical Properties of ZnAl27- Based Alloys, Tribology Letters, 15,3 (2003) 257-263
24. Segal, V.M., Engineering And Commercialization of Equal Channel Angular Extrusion (ECAE), Materials Science and Engineering A, 386 (2004) 269-276.
25. Kim, H.S., Seo, M.H. ve Hong, S.I., On The Die Corner Gap Formation in Equal Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 291 (2000) 86-90

26. 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.
27. Furuno, K., Akamatsu, H., Oh-ishi, K., Furukawa, M., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Microstructural Development In Equal-Channel Angular Pressing Using A 60° Die, Acta Materialia, 52, (2004) 2497–2507.
28. Nakashima, K., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Influence of Channel Angle on the Development of Ultrafine Grains in Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 46, 5 (1998) 1589-1599.
29. Shaan, A., Moon, I. ve Park, J.W., Estimation Of Friction During Equal Channel Angular (ECA) Pressing Of Aluminum Alloys, Journal of Materials Processing Technology, 122 (2002) 255–259
30. Gholinia, A., Prangnell, P.B. ve Markushev, M.V., The Effect of Strain Path on the Development of Deformation Structures in Severely Deformed Aluminium Alloys Processed by ECAP, Acta Materialia, 48 (2000) 1115-1130
31. 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.
32. Segal, V.M., Engineering and Commercialization of Equal Channel Angular Extrusion (ECAP), Materials Science and Engineering A, 386 (2004) 269–276
33. Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., The Process of Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 46,9 (1998) 3317-3331
34. Komura, S., Furukawa M., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Optimizing the Procedure Of Equal-Channel Angular Pressing For Maximum Superplasticity, Materials Science and Engineering A, 297 (2001) 111–118
35. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Alexandrov, I.V., Lowe, T.C. ve Veliev, R.Z., Influence of ECAP Routes on the Microstructure and Properties of Pure Ti, Materials Science and Engineering A, 299 (2001) 59–67
36. Zhu, Y.T. ve Lowe, T.C., Observations And Issues On Mechanisms Of Grain Refinement During ECAP Process, Materials Science and Engineering A, 291 (2000) 46–53
37. Yamashita, A., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Improving the Mechanical Properties of Magnesium and a Magnesium Alloy through Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 300 (2001) 142–147

38. Yamashita, A., Yamaguchi, D., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Influence of Pressing Temperature on Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 287 (2000) 100–106
39. Chen, Y.C., Huang, Y.Y., Chang, C.P. ve Kao, P.W., The effect of Extrusion Temperature on the Development of Deformation Microstructures in 5052 Aluminum Alloy Processed By Equal Channel Angular Extrusion, Acta Materialia, 51 (2003) 2005–2015
40. Shin, D.H., Pak, J.J., Kim, Y.K., Park, K.Y. ve Kim Y.S., Effect of Pressing Temperature on Microstructure and Tensile Behavior of Low Carbon Steels Processed by Equal Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 325 (2002) 31–37
41. Yamaguchi, D., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Significance Of Adiabatic Heating In Equalchannel Angular Pressing, Scripta Materialia 41,8 (1999) 791–796
42. Stolyarov, V.V., Lapovok, R., Brodova, I.G ve Thomson, P.F., Ultrafine-Grained Al-5 Wt.% Fe Alloy Processed by ECAP with Backpressure, Materials Science and Engineering A, 357 (2003) 159-167
43. Lapovok, R., The Role Of Back-Pressure in Equal Channel Angular Extrusion, Journal Of Materials Science, 40 (2005) 341– 346
44. Xia, K., Wang, J.T., Wu, X., Chen, G. ve Gurvan, M., Equal Channel Angular Pressing of Magnesium Alloy AZ31, Materials Science and Engineering, A 410–411 (2005) 324–327
45. Mckenzie, P.W.J., Lapovok, R., Estrin, Y., The Influence of Back Pressure on ECAP Processed AA 6016: Modeling and Experiment, Acta Materialia 55 (2007) 2985–2993
46. Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., The Use of Severe Plastic Deformation for Microstructural Control, Materials Science and Engineering A, 324 (2002) 82–89
47. Langdon, T.G., The Characteristic of Grain Refinement in Materials Proessed by Severe Plastic Deformation, Reviews of Advanced Materials Science, 13(2006) 6-14
48. Prangmell, P.B., Bowen, J.R. ve Apps, P.J., Ultra-Fine Grain Structures in Aluminium Alloys by Severe Deformation Processing, Materials Science and Engineering A, 375–377 (2004) 178–185
49. Hughes, D.A. ve Hansen H.A., High Angel Boundaries Formed by Grain Subdivision Mechanism, Acta Materialia, 45,9 (1997) 3871-3876
50. Hurley, P.J. ve Humphreys, F.J., The Application o EBSD to the Study of Substructural Development in a Cold Rolled Single-Phase Aluminium Alloy, Acta Materialia, 51 (2003) 1087–1102

51. 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
52. 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
53. Valiev, R.Z.ve Alexandrov, I.V., A Paradox of Severe Plastic Deformation in Metals, Doklady Physics, 46, 9(2001) 633–635.
54. Agnew, S.R., Horton, J.A., Lillo, T.M. ve Brown, D.W., Enhanced Ductility in Strongly Textured Magnesium Produced by Equal Channel Angular Processing, Scripta Materialia, 50 (2004) 377–381
55. Pürçek, G., Improvement of Mechanical Properties for Zn–Al Alloys Using Equal-Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 169 (2005) 242–248
56. Valiev, R.Z., Nanostructuring of Metals By Severe Plastic Deformation for Advanced Properties, Nature, 3 (2004) 511-516
57. Wang, Y., Chem, M., Zhou, F. ve Ma, E., High Tensile Ductility Nanostructured Material, Nature, 419 (2002) 912-914
58. Zhang, X., Wang, H., Scattergood, R.O., Narayan, J., Koch, C.C., Surgueva, A.V. and Mukherjee, A.K., Studies of Deformation Mechanisms in Ultra-Fine-Grained And Nanostructured Zn, Acta Materialia, 50 (2002) 4823–4830
59. Höppel, H.W., Kautz, M., Xu, C., Murashkin, M., Langdon T.G., Valiev, R.Z. ve Mugharbi, H., An overview: Fatigue behaviour of ultrafine-grained metals and alloys, International Journal of Fatigue 28 (2006) 1001–1010.
60. Vinogradov, A., Nagasaki, A., Patlan, V., Kitagawa, K. ve Kawazoe, M., Fatigue Properties Of 5056 Al-Mg Alloy Produced By Equal-Channel Angular Pressing, NanoStructured Materials, 11, 7 (1999) 925–934
61. 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
62. Agnew, S.R. ve Weertman, J.R., Cyclic Softening Of Ultrafine Grained Copper, Materials Science and Engineering, A 244 (1998) 145–153
63. Patlan, V., Vinogradov, A., Higashi, K. ve Kitagawa K., Overview of Fatigue Properties of Fine Grain 5056 Al-Mg Alloy Processed by Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 300 (2001) 171–182

64. 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
65. Horita, Z., Furukawa, M., Nemoto, M., Barnes, A.J. ve Langdon, T.G., Superplastic Forming at High Strain Rates After Severe Plastic Deformation, Acta Materialia 48 (2000) 3633–3640
66. Valiev, R.Z., Salimonenko, D.A. ve Tsenev, N.K., Observations of High Strain Superplasticity in Commercial Aluminum Alloys with Ultrafine Grain Size, Scripta Materialia , 37, 12 (1997) 1945-1950
67. Morris, M.A.M., Oca, C.G., Doncel, G.G. ve Morris D.G., Microstructural Evolution of Dilute Al–Mg Alloys During Processing by Equal Channel Angular Pressing and During Subsequent Annealing, Materials Science and Engineering A, 375–377 (2004) 853–856
68. Neishi, K., Horita, Z. and Langdon, T.G., Achieving Superplasticity in A Cu-40%Zn Alloy through Severe Plastic Deformation, Scripta Materialia 45 (2001) 965-970.
69. Neishi, K., Horita, Z. and Langdon, T.G., Achieving Superplasticity in Ultrafine-Grained Cu: Influence of Zn And Zr Additions, Materials Science and Engineering A, 352 (2003) 129-135.
70. Ma, A., Suzuki, K., Nishida, Y., Saito, N., Shigematsu, I., Takagi, M., Iwata, H., Watazu, A. ve Imura, T., Impact Toughness of an Ultrafine-Grained Al–11mass %Si Alloy Processed by Rotary-Die Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 53 (2005) 211–220.
71. Ma, A., Suzuki, K., Saito, N., Nishida, Y., Takagi, M., Shigematsu, I. ve Iwata, H., Impact toughness of an ingot hypereutectic Al–23 mass% Si alloy improved by rotary-die equal-channel angular pressing, Materials Science and Engineering A 399 (2005) 181–189.
72. Stolyarov, V.V., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y.T., Enhanced Low Temperature Impact Toughness of Nanostructured Ti, Applied Physics, 88 (2006) 041905.
73. Stolyarov, V.V., Shuster, I., Migranov, M., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y.T., Reduction of Friction Coefficient of Ultrafine-Grained CP Titanium, Materials Science and Engineering A 371 (2004) 313–317.
74. Cheng, X., Li, Z. ve Xiang, G., Dry Sliding Wear Behavior of TiNi Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion, Materials and Design 28 (2007) 2218-2223.
75. Pürçek, G., Karaman, I., Yapici, G.G., Maharbi, M.A., Kuçukomeroglu, T. ve Saray, O., Enhancement in Mechanical Behaviour and Wear resistance of Severe Plastically Deformed, two-Phase Zn-Al alloys, International Journal Of Materials Research, 98 (2007) 332-337.

76. Horita, Z., Fujunami, 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.
77. 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.
78. Stalyarov, V.V., Zhu, Y.T., Alexandrov, I.V., Lowe, T.C. ve Valiev, R.Z., Grain Refinement and Properties of Pure Ti Processed by Warm ECAP and Cold Rolling, Materials Science and Engineering A, 343 (2003) 43-50
79. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Raab, G.I., Zharikov, A.I. ve Valiev, R.Z., Effect of Initial Microstructure on The Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Ti during Cold Rolling, Materials Science and Engineering A, 385 (2004) 309–313.
80. Chaudhury, P.K., Cherukuri, B.ve Srinivasn, R., Scaling Up of Equal-Channel Angular Pressing and Its Effect On Mechanical Properties, Microstructure, and Hot Workability of AA 6061, Materials Science and Engineering A, 410–411 (2005) 316–318.
81. Raab, G.J., Valiev, R.Z., Lowe, T.C. ve Zhu, Y.T., Continuous Processing of Ultrafine Grained Al By ECAP–Conform, Materials Science and Engineering A, 382 (2004) 30–34.
82. Utsunomiya, H., Hatsuda, K., Sakai, T. ve Saito, Y., Continuous Grain Refinement of Aluminum Strip by Conshearing, Materials Science and Engineering A, 372 (2004) 199–206.
83. Calayag, T. ve Ferres, D., High Performance High Aluminum Zinc Alloys for Low Speed Bearings and Bushings, SAE Annual Conference, 1983, Paper No: 820643, 2241-2251.
84. Gervais, E., Barnhurst, R.J. ve Loong C.A., An Analysis of Selected Properties of ZA Alloys, Journal of Metals, 37, (1983), 43-47.
85. Murphy, S. ve Savaşkan, T., Comparative wear behaviour of Zn-Al-based alloys in an automotive engine application, Wear **98** (1984) 151–161.
86. Prasad, B.K., Microstructure Mechanical Properties and Sliding Wear Characteristics of Zn-based Alloys: Effects of Partially Substituting Cu by Si, Zeitschrift für Metallkunde 88 (1997) 929-933
87. Prasad, B.K., Effects of Partially Substituting Copper by Silicon on the Physical, Mechanical and Wear Properties of a Zn-37.5%Al Based Alloy, Materials Characterizations, 44 (2000) 301-308.
88. Prasad, B.K., Influence of Heat Treatment Parameters On The Lubricated Sliding Wear Behaviour of A Zinc-Based Alloy, Wear, 257 (2004) 1137-1144

89. Prasad, B.K., Influence of Some Material and Experimental Parameters on the Sliding Wear Behaviour of a Zinc-Based Alloy, Its Composite and a Bronze, Wear, 254 (2003) 35-46
90. Barnhurst, R.J., Metals Handbook, 2, 10th edition, ASM International, Ohio, 1991
91. Zhu, Y.T., Man, H.C. ve Lee, W.B., Exothermic Reaction in Eutectoid Zn-Al based Alloy, Materials Science Engineering A, 268 (1999) 147-153
92. Zhu, Y.H., Phase Equilibria in Zn-Al-Cu-Si Alloys, Chinese Journal of Metal Science and Technology, 5 (1989) 113-118.
93. Savaşkan, T. ve Murphy S., Decomposition of Zn-Al Alloys on Quench-Aging, Material Science and Technology, 35, 6 (1990) 695-700.
94. Murphy, S., Solid State Reactions in the Low Copper Part of The Al-Cu-Zn System, Zeitschriftmetalkunde, 71 (1980) 96-102
95. Zhu, Y.H., Savaşkan T. ve Murphy S., Phase Transformations in Quench-Aged Zn-Al-Si Alloys, Mat. Res. Soc. Proc., 21 (1984) 835-840.
96. Savaşkan, T., Hekimoğlu, A. P. ve Pürçek, G., Effect of Copper Content on the Mechanical and Sliding Wear Properties of Monotectoid-Based Zinc-Aluminium-Copper Alloys, Tribology International, 2003.
97. Skenazi, A. F., Pelerin, J., Coutsouradis, D., Magnus, B. Ve Meeus, M., Some Recent Developments in the Improvement of the Mechanical Properties of Zinc Foundry Alloys, Metall, 37, 9 (1983) 898-902.
98. Savaşkan, T., Aydın, M. ve Odabaşoğlu, H.A., Fatigue Behaviour of Zn-Al Casting Alloy, Materials Science and Technology, 17 (2001) 681-685
99. Savaşkan, T., Turhal, M.Ş. ve Murphy, S., Effect of Cooling Rate on Structure and Mechanical Properties of Monotectoid Zinc-Aluminium alloys, Materials Science and Technology, 19 (2003) 67-73
100. Turhal, M.Ş. ve Savaşkan T., Relation between Secondary Dendrite Arm Spacing and Mechanical Properties of Zn-40Al-Cu Alloys, Journal of Materials Science, 38(2003) 2639-2646
101. Savaşkan, T., Pürçek, G. ve Murphy, S., Sliding Wear of Cast Zinc Based Alloy Bearings under Static and Dynamic Loading Conditions, Wear, 252 (2002) 693- 703
102. Pürçek, G., Savaşkan, T., Küçükömeroğlu, T. ve Murphy, S., Dry Sliding Friction and Wear Properties of Zinc-Based Alloys, Wear, 252 (2002) 894-901.
103. Bektaşoğlu, A. ve Savaşkan, T., Zn60Al-(1-5)Cu Alaşımlarının Kuru Sürtünme Durumundaki Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi, Mühendis ve Makine, 544 (2005) 31-38

104. Savaksan, T. ve Aydiner, A., Effect of Silicon Content on The Mechanical Properties of Monotectoid-Based Zinc-Aluminium-Silicon Alloys, Wear, 257 (2004) 377-388.
105. Savaşkan, T. Ve Bican, O., Effects of Silicon Content on The Microstructural Features And Mechanical and Sliding Wear Properties of Zn-40Al-2Cu-(0-5)Si Alloy Materials Science and Engineering A, 404 (2005) 259-269
106. Prasad, B.K., Microstructural Alterations Through Heat Treatment and Its Influence on Wear Response of a Silicon Containing Zinc Based Alloy Under Different Test Conditions, Materials Science and Technology, 19 (2003) 327-335
107. Prasad, B.K., Patwardhan, A.K. and Yegneswaran, A.H., Microstructure Property Characterization of Some Zn-Al alloys: Effects of Heat Treatment Parameters, Zeitschriftmetalkunde, 87 (1996) 12 967-971
108. Seah, K.H.W., Sharma, S.C. ve Girish, B.M., Mechanical Properties of Cast ZA-27 Graphite Particulate Composites, Material and Design 16 (1995) 271-275
109. Prasad, B.K., Effects of Heat Treatment on The Partially Lubricated Sliding Wear Behaviour of a Zinc Based Alloy, Materials Transactions., 7 (1999) 578-585.
110. Javanovic, J.T., Bobic, I., Djuric, B., Grahovac, N. ve Ilic, N., Microstructural and Sliding Wear Behaviour of a Heat Treated Zinc Based Alloy, Tribology Letters 25 (2007) 173-184
111. Prasad, B.K., Sliding Wear Response of a Zinc Based Alloy and Its Composite and Comparison with a Gray Cast Iron: Influence of External Lubrication and Microstructural Features, Materials Science and Engineering A, 392 (2005) 427-439
112. Mazilkin, A.A., Straumal, B.B., Rabkin, E., Baretzky, B., Enders, S., Protasova, S.G., Kogtenkova, O.A. ve Valiev, R.Z., Softening of Nanosstructured Al-Zn and Al-Mg Alloys after Severe Plastic Deformation, Acta Materialia, 54 (2006) 3933-3939
113. Jun, J.H., Seong, K.D., Kim, J.M., Kim, K.T. ve Jung, W.J., Strain Induced Micro Structural Evolution and Work Softening Behaviour of Zn-15% Al Alloy, Journal of Alloys and Compounds , 434-435 (2006) 311-314
114. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Küçükömeroğlu, T., Effect of Severe Plastic Deformation on Tensile Properties and Impact Toughness of Two-Phase Zn-40Al Alloy, Material Science and Engineering A, Yayınlanmamış makale

ÖZGEÇMİŞ

Onur SARAY, 1982 yılında Ankara'da doğdu. 2000 yılında Çankırı Süleyman Demirel Fen Lisesinden mezun oldu. 2001 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi, Mühendislik Mimarlık Fakültesi, Makina Mühendisliği bölümünü kazandı. 2005 yılında bu bölümden mezun olarak aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim dalında yüksek lisans öğrenimine başladı. Aralık 2005'te Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsüne araştırma görevlisi olarak atandı. Halen aynı görevine devam etmektedir. Onur SARAY İngilizce bilmektedir.