

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**YAŞLANDIRMA VE DÖVME İŞLEMLERİNİ İÇEREN TERMOMEKANİK BİR İŞLEMİN
Al-40Zn-3Cu ALAŞIMININ YAPI, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN
İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mak. Müh. Muhammet UZUN

**TEMMUZ 2022
TRABZON**



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**YAŞLANDIRMA VE DÖVME İŞLEMLERİNİ İÇEREN TERMOMEKANİK BİR İŞLEMİN
Al-40Zn-3Cu ALAŞIMININ YAPI, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Mak. Müh. Muhammet UZUN

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce
"MAKİNA YÜKSEK MÜHENDİSİ
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 09 / 06 / 2022

Tezin Savunma Tarihi : 06 / 07 / 2022

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ

Trabzon 2022

ÖNSÖZ

Yüksek özgül mukavemetleri ve iyi tribolojik özellikleri ile ön plana çıkan Al-Zn alaşımları endüstriyel uygulamalarda bakır esaslı pirinç ve bronz gibi geleneksel yatak alaşımlarına alternatif olarak kullanılmaktadır. Bu durum söz konusu alaşımların içyapısında yer alan alüminyumca zengin fazın, alaşım elementi katkılarının oluşturduğu oksitlerin ve sert parçacıkların uygulanan yükü taşıması, çinkoca zengin fazın oluşturduğu oksitlerin ise yağlayıcı görevi yapmasından kaynaklanmaktadır. Alaşımlama ve ısıtma işlemi yoluyla bu alaşımların mekanik, süneklik ve tribolojik özelliklerinin geliştirilmesi için yapılan çalışmalar günümüzde de devam etmektedir. Ancak söz konusu yöntemlerin hedeflenen özelliklere ulaşmada yeterli olmadığı bilinmektedir. Son yıllarda geliştirilen aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri ile alaşımların tane boyutunun inceltilip hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin iyileştirildiği göze çarpmaktadır. Ancak bu yöntemlerden biri olan çok yönlü dövme (ÇYD) yöntemi endüstriyel uygulanabilirliği açısından ön plana çıkmaktadır. Bu durum söz konusu yöntemin düşük mukavemetli takım ve kalıplar ile düşük kapasiteli presler kullanılarak uygulanabilmesinden kaynaklanmaktadır. Diğer taraftan aşırı plastik deformasyonun öncesinde ve sonrasında metallere çeşitli ısıtma işlemlerinin uygulandığı ve bunların kombinasyonlarından oluşan termomekanik işlemlerin ortaya konduğu dikkat çekmektedir. Bu nedenle bu çalışma kapsamında Al-40Zn-3Cu yatak alaşımı için çok yönlü dövme ve ısıtma işleminden oluşan termomekanik bir işlemin geliştirilmesi, bu işlemin söz konusu alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik bir biçimde incelenmesi amaçlanmaktadır.

Bu çalışmanın yürütülmesindeki katkılarından dolayı başta danışman hocam Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ'a, Prof. Dr. Gençaga PÜRÇEK'e, Dr. Öğr. Üyesi Harun YANAR'a, Arş. Gör. Sadun KARABIYIK, Arş. Gör. Yaşar SERT'e, Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgahları Laboratuvarı'nda görevli teknisyenlere teşekkür ederim.

Bu çalışma boyunca desteklerini benden esirgemeyen değerli aileme ve dostlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Muhammet UZUN
Trabzon, 2022

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Yaşlandırma ve Dövme İşlemlerini İçeren Termomekanik Bir İşlemin Al-40Zn-3Cu Alaşımının Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ’ın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri kendim topladığımı, deneyleri ve analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 06/07/2022

Muhammet UZUN

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XVII
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Al-Zn Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri	3
1.3. Alüminyum-Zn Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri	7
1.4. Al-Zn-Cu Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri	10
1.5. Çok Yönlü Dövme Yöntemi	11
1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	12
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR	14
2.1. Alaşımların Üretimi	14
2.2. Çok Yönlü Dövme ve Isıl İşlemden Oluşan Termomekanik Prosesler	16
2.3. Alaşımın Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi	20
2.4. Alaşımın Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi.....	21

3.	BULGULAR	23
3.1.	Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular	23
3.2.	Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular	32
3.3.	Çekme ve Darbe Deneylerine Tabi Tutulmuş Al-40Zn-3Cu Alaşımının Kırılma Yüzeyinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular	38
3.4.	Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular	49
3.5.	Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular	55
4.	İRDELEME	61
4.1.	Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	61
4.2.	Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	62
4.3.	Kırılma Yüzeylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	63
4.4.	Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	64
4.5.	Homojenize ve Dövülmüş Durumlarda Yaşlandırma İşlemine Tabi Tutulmuş Alaşımın Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin Karşılaştırılması ve Elde Edilen Sonuçların İrdelenmesi	65
5.	SONUÇLAR	80
6.	ÖNERİLER	83
7.	KAYNAKLAR	84
ÖZGEÇMİŞ		

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

YAŞLANDIRMA VE DÖVME İŞLEMLERİNİ İÇEREN TERMOMEKANİK BİR İŞLEMİN Al-40Zn-3Cu ALAŞIMININ YAPI, MEKANİK VE TRIBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Muhammet UZUN

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ
2022, 91 Sayfa

Çok yönlü dövme işleminden sonra alaşımın sertlik ve mukavemeti azalmış sünekliği ise artmıştır. Yapılan işlemde sonra en uygun mukavemet ve süneklik değerleri üç çevrim dövme işleminden sonra elde edilmiştir. 200 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işleminin ardından üç çevrim dövülen alaşımın sünekliği yüksek oranda artmıştır. Ancak söz konusu işlemlerin ardından alaşımın tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılması sonrasında sertlik ve mukavemeti artmış sünekliği ise azalmıştır. Üç çevrim dövme işleminden sonra 100 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işlemi alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerini yüksek oranda artırmış ancak sünekliğini düşürmüştür. Diğer taraftan söz konusu alaşımın üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmasının ardından sertlik ve mukavemeti azalmış sünekliği ise artmıştır. Bu koşullarda yapılan proseslerin üç çevrim dövülmüş alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerini artırmış, sünekliğini düşürmüş, aşınma direncini ise iyileştirmiştir. Uygulanan proseslerden sonra elde edilen tüm bulgular proses-yapı-özellik kapsamında değerlendirilmiş ve açıklanmıştır.

Yapı, mekanik ve tribolojik özellikler kapsamında yapılan karşılaştırmalar sonucunda üç çevrim dövme ve 150 °C sıcaklıkta yaşlandırma şeklinde uygulanan termomekanik prosesin diğer prosesler arasında ön plana çıktığı tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Al-Zn Alaşımları, Aşırı Plastik Deformasyon, Çok Yönlü Dövme, Yaşlandırma, Mekanik Özellikler, Aşınma

Master Thesis

SUMMARY

EFFECT OF A THERMOMECHANICAL PROCESS INCLUDING AGING AND MULTI DIRECTIONAL FORGING PROCESSES ON MICROSTRUCTURE, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF Al-40Zn-3Cu ALLOY

Muhammet UZUN

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ
2022, 91 Pages

After MDF, hardness and strength of the alloy decreased but its ductility increased. In this context, the optimum strength, hardness and ductility for the alloy were achieved after three cycle MDF. While aging which applied at 200 °C before three cycle MDF improved the ductility of alloy, its the strength and hardness increased with repeated aging at 200 °C but its ductility decreased. Aging with applied at 100 °C after three cycle MDF led to significant increase in strength and hardness of the alloy but decrease in its ductility. However, strength and hardness decreased with aging which applied at 150 °C and 200 °C after three cycle MDF while its ductility increased. The process applied in these conditions gave rise to an increase in strength and hardness, a decrease in ductility and an improve in wear resistance of the alloy as compared to its three cycle MDFed state. The results obtained after applied process were evaluated and explained according to process-microstructure-properties relationship.

Results obtained from this study showed that the process composed of three cycle MDF + 150 °C aging gave rise to appropriate mechanical and tribological properties for the alloy amongst the other applied process.

Keywords: Al-Zn Alloys, Severe Plastic Deformation, Multi Directional Forging, Aging, Mechanical Properties, Wear

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	İkili alüminyum-çinko faz diyagramı [32].	4
Şekil 2.	Alüminyum-çinko-bakır alaşım sisteminin 350 °C sıcaklıktaki izotermal kesiti [35].	6
Şekil 3.	%5 oranında bakır içeren Al-Zn-Cu alaşımına ait faz diyagramının dikey kesiti [35].	7
Şekil 4.	Alaşımın üretilmesinde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi	15
Şekil 5.	Bir çevrim çok yönlü dövme işleminin şematik gösterimi	16
Şekil 6.	Alaşımına ait DTA analizi	17
Şekil 7.	Farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülmüş alaşımın sertliğinin yaşlandırma süresine göre değişimini gösteren eğriler (H: homojenize edilmiş, 3Ç: üç çevrim dövülmüş durumdaki alaşımı göstermektedir)	18
Şekil 8.	a) Çok yönlü dövme, b) 400 °C sıcaklıkta çözündürme + 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma, c) 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma + çok yönlü dövme, d) çok yönlü dövme + 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma ve e) 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma + ÇYD + 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma işlemlerinden oluşan mekanik ve termomekanik proseslerin şematik gösterimi	19
Şekil 9.	a) 400 °C sıcaklıkta çözündürme + 150 °C sıcaklıkta yaşlandırma, b) 400 °C sıcaklıkta çözündürme + 100 °C sıcaklıkta yaşlandırma, c) çok yönlü dövme + 150 °C sıcaklıkta yaşlandırma ve d) çok yönlü dövme + 100 °C sıcaklıkta yaşlandırma işlemlerinden oluşan mekanik ve termomekanik proseslerin şematik gösterimi	19
Şekil 10.	a) Yapısal, mekanik ve tribolojik incelemelerde kullanılan numunelerin dövme parçasından alındığı bölgeleri ve b) bu numunelerin boyutlarını gösteren şematik resim	20
Şekil 11.	Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin şematik gösterimi	22

Şekil 12.	Dökülmüş durumundaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı	23
Şekil 13.	Dökülmüş durumundaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait görüntüde A ile tanımlanan detayın SEM fotoğrafı	24
Şekil 14.	Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı	24
Şekil 15.	Homojenize edilmiş alaşımın içyapısına ait görüntüde sunulan A detayının SEM fotoğrafı	25
Şekil 16.	Alaşımın homojenize edilmiş durumuna ait XRD deseni	26
Şekil 17.	Bir çevrim dövülen Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı	27
Şekil 18.	İki çevrim dövülen alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	27
Şekil 19.	Üç çevrim dövülen alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	28
Şekil 20.	Dört çevrim dövülen alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	28
Şekil 21.	200 °C sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülen Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	29
Şekil 22.	200 °C sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülüp tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı	29
Şekil 23.	Üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	30
Şekil 24.	Üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	31
Şekil 25.	Üç çevrim dövüldükten sonra 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı.....	31
Şekil 26.	Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve farklı çevrim sayılarında çok yönlü dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri.....	32

Şekil 27.	Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının sertlik ve mikro sertlik değerlerinin dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri.....	33
Şekil 28.	Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme ve akma dayanımlarının dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri.....	34
Şekil 29.	Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe tokluğu ve kopma uzaması değerlerinin dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri.....	35
Şekil 30.	Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının gerilme- uzama (%) eğrileri.....	36
Şekil 31.	Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının sertlik ve mikrosertlik değerlerinin işlem durumuna göre karşılaştırılmasını gösteren bar grafikleri	37
Şekil 32.	Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının akma ve çekme dayanımlarının işlem durumuna göre karşılaştırılmasını gösteren bar grafikleri	37
Şekil 33.	Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe tokluğu ve kopma uzaması değerlerinin işlem durumuna göre karşılaştırılmasını gösteren bar grafikleri	38
Şekil 34.	Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	39
Şekil 35.	Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	39
Şekil 36.	İki çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	40
Şekil 37.	Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	40
Şekil 38.	Dört çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	41

Şekil 39.	200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	41
Şekil 40.	200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış sonra üç çevrim dövülmüş ve tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı	42
Şekil 41.	Üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	42
Şekil 42.	Üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	43
Şekil 43.	Üç çevrim dövüldükten sonra 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	43
Şekil 44.	Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	44
Şekil 45.	Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	45
Şekil 46.	İki çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	45
Şekil 47.	Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	46
Şekil 48.	Dört çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine SEM fotoğrafı.....	46
Şekil 49.	200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	47
Şekil 50.	200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış sonra üç çevrim dövülmüş ve tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	47

Şekil 51.	Üç çevrim dövülmüş sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	48
Şekil 52.	Üç çevrim dövülmüş sonra 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	48
Şekil 53.	Üç çevrim dövülmüş sonra 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	49
Şekil 54.	Alaşımın dövülmüş durumlarındaki sürtünme katsayısının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler	50
Şekil 55.	Alaşımın dövülmüş ve ardından farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış durumlarındaki sürtünme katsayısının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler	51
Şekil 56.	Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş alaşımın sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının dövme çevrim sayısına göre değişimini gösteren eğriler.....	51
Şekil 57.	Üç çevrim dövüldükten sonra farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının yaşlandırma sıcaklığına göre değişimini gösteren eğriler	52
Şekil 58.	Alaşımın homojenize edilmiş ve dövülmüş durumlarının aşınma yüzeylerine ait optik profilometre görüntüleri.....	53
Şekil 59.	Alaşımın dövülmüş ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış durumlarının aşınma yüzeylerine ait optik profilometre görüntüleri	54
Şekil 60.	Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	55
Şekil 61.	Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	56
Şekil 62.	Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	56
Şekil 63.	Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma deneyinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	57

Şekil 64.	Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma deneyinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	57
Şekil 65.	Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma deneyinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	58
Şekil 66.	Üç çevrim dövülüp 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	58
Şekil 67.	Üç çevrim dövülüp 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	59
Şekil 68.	Üç çevrim dövülüp 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	59
Şekil 69.	Üç çevrim dövülmüş ve 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma deneylerinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı ve EDS analizleri	60
Şekil 70.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövülmüş alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları	66
Şekil 71.	a) Homojenize edilmiş ve ardından 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövülmüş ve aynı koşullarda yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları	67
Şekil 72.	a) Homojenize edilmiş ve ardından 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövülmüş ve aynı koşullarda yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları	67
Şekil 73.	a) Homojenize edilmiş ve ardından 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövülmüş ve aynı koşullarda yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları	67
Şekil 74.	Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp sırasıyla 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait gerilme-uzama eğrileri	68
Şekil 75.	Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150°C ve 200°C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait sertlik değerleri	69
Şekil 76.	Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait çekme ve akma dayanımı değerleri	70

Şekil 77.	Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait darbe tokluğu ve kopma uzaması değerleri	71
Şekil 78.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövülmüş durumlarda çekme deneyine tabi tutulmuş Al-40Zn-3Cu alaşımının kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafları.....	72
Şekil 79.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları.....	73
Şekil 80.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları.....	73
Şekil 81.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları.....	73
Şekil 82.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövülmüş durumlarda darbe deneyine tabi tutulmuş Al-40Zn-3Cu alaşımının kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafları.....	74
Şekil 83.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 100 °C yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları.....	74
Şekil 84.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 150 °C yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları.....	74
Şekil 85.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 200 °C yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları.....	75
Şekil 86.	Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşıma ait sürtünme katsayısı değerleri	76
Şekil 87.	Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşımın aşınma kaybının yaşlandırma sıcaklığına göre değişimini gösteren eğriler	77

- Şekil 88. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafları 78
- Şekil 89. a) Homojenize edilmiş ve ardından 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövüldükten sonra aynı koşullarda yaşlandırılmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafları 78
- Şekil 90. a) Homojenize edilmiş ve ardından 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövüldükten sonra aynı koşullarda yaşlandırılmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafları 78
- Şekil 91. a) Homojenize edilmiş ve ardından 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövüldükten sonra aynı koşullarda yaşlandırılmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafları 79

TABLÖLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. İkili alüminyum-çinko alaşım sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri [7, 12].....	5
Tablo 2. Alüminyum-çinko-bakır alaşım sisteminde meydana gelen katı hal dönüşümleri [35].....	6
Tablo 3. Al-(10-50)Zn ve Al-(10-50)Zn-2Cu alaşımlarının fiziksel ve mekanik özellikleri [12].	9
Tablo 4. Al-(25 ve 40)Zn-(1-5)Cu alaşımların fiziksel ve mekanik özellikleri [12, 43].....	10
Tablo 5. Alaşımın kimyasal bileşimi	15
Tablo 6. Dökülmüş ve homojenize edilmiş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısında görülen fazların EDS analizi sonucu elde edilen kimyasal bileşimleri.....	25

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Bakır esaslı pirinç ve bronz gibi kaymalı yatak alaşımlarına alternatif olarak geliştirilen alüminyum-çinko esaslı (Al-Zn) alaşımlara olan ilgi, bu alaşımların yüksek özgül mukavemetleri, düşük maliyetli üretimleri ve üstün tribolojik özellikleri sayesinde günümüzde de devam etmektedir [1-4]. Söz konusu alaşımların üstün tribolojik özellikleri içyapılarında bulunan alüminyumca zengin faza ait oksitlerin yük taşıma görevi yapmasından, çinkoca zengin faza ait oksitlerin ise kaymayı kolaylaştırmasından hatta yağ kesilmesi durumunda bile belirli bir süre yağlama görevini sürdürmesinden kaynaklanmaktadır [1, 5, 6]. Diğer taraftan çinkonun (Zn) alüminyum (Al) içerisindeki çözünürlüğünün çok yüksek olması (yaklaşık %80 oranında) bu alaşımların mekanik özelliklerinin katı çözelti sertleşmesi yoluyla önemli oranda artırılabilirdiği sonucunu ortaya koymaktadır. Nitekim yapılan çalışmalarda Zn oranı arttıkça Al-Zn esaslı alaşımların sertlik ve mukavemetlerinin arttığı yaklaşık %40 Zn oranında en yüksek değere ulaşıldıktan sonra azaldığı görülmüştür [1, 5, 6]. Bu nedenle pek çok tribolojik uygulamada Al-40Zn ikili alaşımı baz olarak alınmakta, bu alaşımın mekanik ve tribolojik özellikleri ise alaşımlama ve ısıtılma yoluyla geliştirilmeye çalışılmaktadır [1, 7, 8]. Başta bakır olmak üzere silisyum ve nikel Al-Zn esaslı alaşımlara katılan başlıca alaşım elementleri olup, söz konusu alaşımların özelliklerinin geliştirilmesinde önemli rol oynamaktadırlar [5, 9, 10].

Bu elementler içerisinde bakırın belli oranda Al içerisinde çözüldüğü ve geri kalan bakırın ise Al ile reaksiyona girerek bakırca zengin CuAl_2 fazını oluşturduğu gözlenmiştir [5, 10]. Diğer taraftan silisyumun saf olarak sert parçacıklar halinde yapı içerisinde dağıldığı, nikelin ise sert Ni_3Al ve Al_3Ni fazlarını oluşturduğu belirlenmiştir [9]. Nitekim söz konusu alaşım elementlerinin katı çözelti ve parçacık sertleştirmesine yol açarak Al-40Zn alaşımının mekanik ve tribolojik özelliklerini iyileştirdiği gözlenmiştir [1, 5, 9, 11]. Ancak, bu alaşım elementlerinin oranının belli bir değerin üzerine çıkması durumunda Al-Zn esaslı alaşımların çekme dayanımlarının düştüğü, tribolojik özelliklerinin kötüleştiği görülmüştür [12]. Bu durumun artan bakır, silisyum ve nikel oranı ile birlikte oluşan ikincil fazların tane sınırlarında toplanmasından ve bu sınırları zayıflatmasının yanı sıra keskin

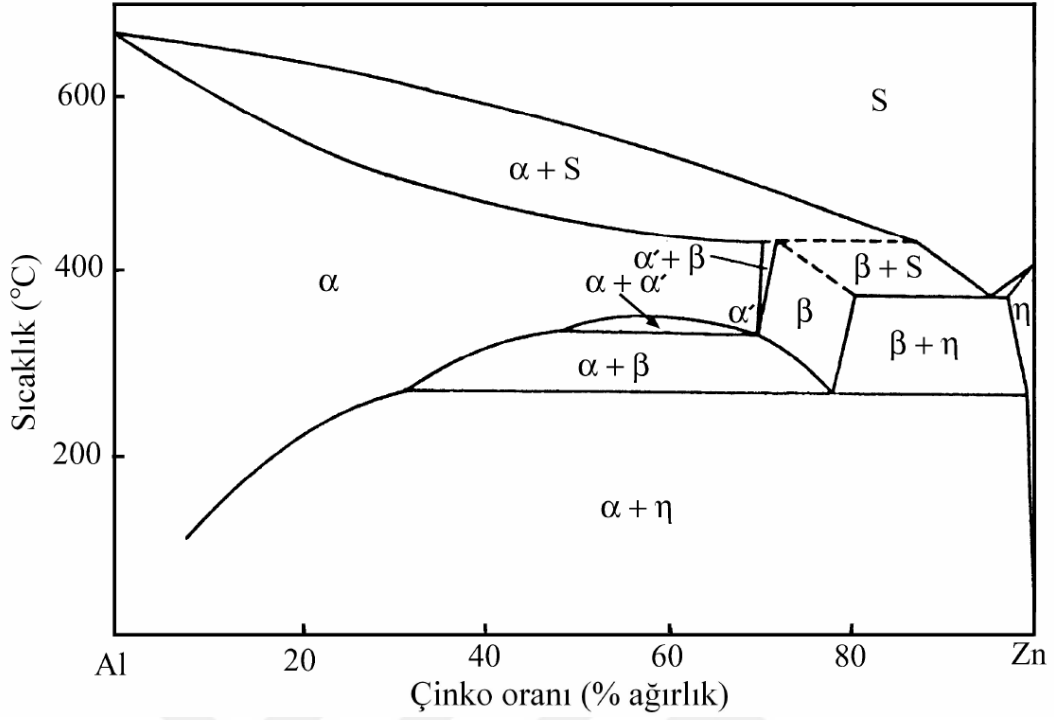
kenar ve köşelerinden dolayı çatlak oluşumuna yol açmasından kaynaklandığı belirlenmiştir [6, 9, 11, 13]. Nitekim yapılan sistematik çalışmalar sonucunda Al-40Zn esaslı alaşımlar için en uygun bakır, silisyum ve nikel oranlarının sırasıyla %3, %2 ve %1 olduğu sonucuna varılmıştır [1, 5, 6, 9-11, 13]. Ancak bu elementler içerisinde bakırın Al-Zn esaslı alaşımlara yaşlandırılabilirlik özelliği kazandırması ve mukavemetini silisyum ve nikelere göre daha fazla artırması nedenleriyle ön plana çıktığı görülmüştür [10, 12]. Bu nedenle mekanik ve tribolojik özellikler açısından yapılan sistematik çalışmalar neticesinde Al-Zn-Cu alaşımları içerisinde Al-40Zn-3Cu alaşımının pirinç ve bronz gibi geleneksel yatak alaşımlarına alternatif bir alaşım olduğu önerilmiştir [1, 5]. Ancak bakırın Al-Zn-Cu alaşımlarının sünekliğini düşürdüğü dolayısıyla bu durumun alaşımların şekillendirilebilirlik özelliklerini olumsuz etkilediği görülmüştür [1, 10, 14]. Diğer taraftan bakır katkısı ile ulaşılan sertlik ve mukavemet özelliklerinin alaşımın ağır yük koşulları altındaki performansı için yeterli olmadığı ifade edilmektedir [1, 12]. Bu nedenle Al-Zn-Cu alaşımlarının süneklik ve mukavemet değerlerini artırmak için söz konusu alaşımlara yaşlandırma, homojenleştirme ve stabilizasyon ısı işlemleri uygulamaktadır [1, 7]. Bu işlemler arasında uygulanan T6 (yaşlandırma) ısı işlemi ile Al-Zn-Cu alaşımlarının mekanik özelliklerinin arttığı, T7 ısı işlemi (aşırı yaşlandırma) ile azaldığı fakat sünekliklerinin arttığı gözlenmiştir [7, 15]. Bu bulgular yaşlandırma ısı işlemi ile alaşımların hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin birlikte iyileştirilemeyeceğini göstermiştir [15, 16].

Son yıllarda Al-esaslı alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalarda bu alaşımların hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin aşırı plastik deformasyon yöntemleri ve bu yöntemlerin öncesinde ve/veya sonrasında uygulanan ısı işlemlerle birlikte artırılabilirliği görülmüştür [3, 17-20]. Söz konusu aşırı plastik deformasyon yöntemlerine örnek olarak “Eş Kanallı Açısız Presleme (EKAP)”, “Yüksek Basınç Altında Burma (YBB)” ve “Çok Yönlü Dövme (ÇYD)” işlemleri verilebilir [21, 22]. Ancak EKAP ve YBB işlemlerinde parça boyutlarının sınırlı olmasının yanı sıra büyük kapasiteli preslere ihtiyaç duyulmaktadır [23]. Bu durum söz konusu yöntemlerin hem endüstriyel boyutta kullanılabilirliği kısıtlamakta hem de takım maliyetlerinin artmasına yol açmaktadır [24]. ÇYD işlemi ise uygulama kolaylığı, düşük yatırım maliyeti ve büyük boyutlu parçalara daha küçük kapasiteli presler kullanarak uygulanması ile endüstriyel uygulanabilirlik açısından ön plana çıkmaktadır [25]. Bu işlem malzemenin üç ana ekseninde aynı plastik deformasyon oranında ardışık olarak dövülmesi prensibine dayanırken hem açık hem de

kapalı kalıp kullanılarak gerçekleştirilebilmektedir [22, 25]. Al-esaslı alaşımlara ÇYD işlemi uygulanarak yapılan çalışmalarda alaşımların içyapısında bulunan sert ve gevrek fazların kırılarak yapı içerisine homojen bir biçimde dağıtıldığı, ana matrisin tane boyutunun inceltildiği ve alaşımların sertlik ve mekanik özelliklerinin süneklikleri ile birlikte artırıldığı görülmüştür [19, 20, 26-28]. Bu artışlar tane boyutunun incelmeye, sert ve gevrek fazların kırılması ile çatlak oluşturma eğilimlerinin azalmasına ve bu fazların homojen bir biçimde yapıya dağılmasına dayandırılarak açıklanmaktadır [20, 26, 29, 30]. Ancak bu değişimlerin söz konusu alaşımların ana kullanım alanlarından biri olan tribolojik uygulamalardaki davranışlarına etkileri sınırlı sayıda yapılan çalışmalarda ele alınmıştır [30, 31]. Diğer taraftan aşırı plastik deformasyon öncesinde ve/veya sonrasında uygulanan ısıtma işlemlerin Al-esaslı alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi de günümüz araştırma konuları arasında yer almakta ve güncelliğini korumaktadır. Bu nedenle önerilen çalışmada aşırı plastik deformasyon yöntemleri arasında endüstriyel uygulanabilirliği bakımından öne çıkan çok yönlü sıcak dövme işlemi ile çözündürme ve yaşlandırma işlemlerini içeren termomekanik bir prosesin Al-40Zn-3Cu alaşımına uygulanarak, alaşımın dendritik yapısının ortadan kaldırılması, tane boyutunun inceltmesi, sert ve gevrek fazların parçalanarak içyapıya homojen bir biçimde dağıtılması ile birlikte alaşımın mekanik özelliklerinin geliştirilmesi ve bu gelişmelerin alaşımın tribolojik davranışı üzerindeki etkilerinin detaylı bir biçimde araştırılması hedeflenmektedir.

1.2. Al-Zn Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri

Alaşımların yapılarını oluşturan fazlar, bu fazların türü ve oranları belirlenirken bu alaşımlara ait faz diyagramlarından yararlanılmaktadır. İkili Al-Zn alaşımına ait faz diyagramı Şekil 1’de verilmiştir. Bu diyagramda yer alan α yüzey merkezli kübik yapı (YMK) alüminyumca zengin, η ise çinkoca zengin sıkı düzenli hekzagonal yapı (SDH) faz bölgelerini göstermektedir [7, 12, 32]. Söz konusu diyagramda çinkonun alüminyum içerisinde %83 Zn oranına kadar çözündüğü α , α' ve β olarak adlandırılan birbirinden farklı faz bölgeleri oluşturduğu görülmektedir. Ancak kafes parametreleri birbirine yakın olan α ve α' fazları arasındaki sınır tam olarak belirlenememektedir. Bu fazlar katılma sıcaklığının altında kararlı α ve η fazlarına dönüşmektedir [7, 16].



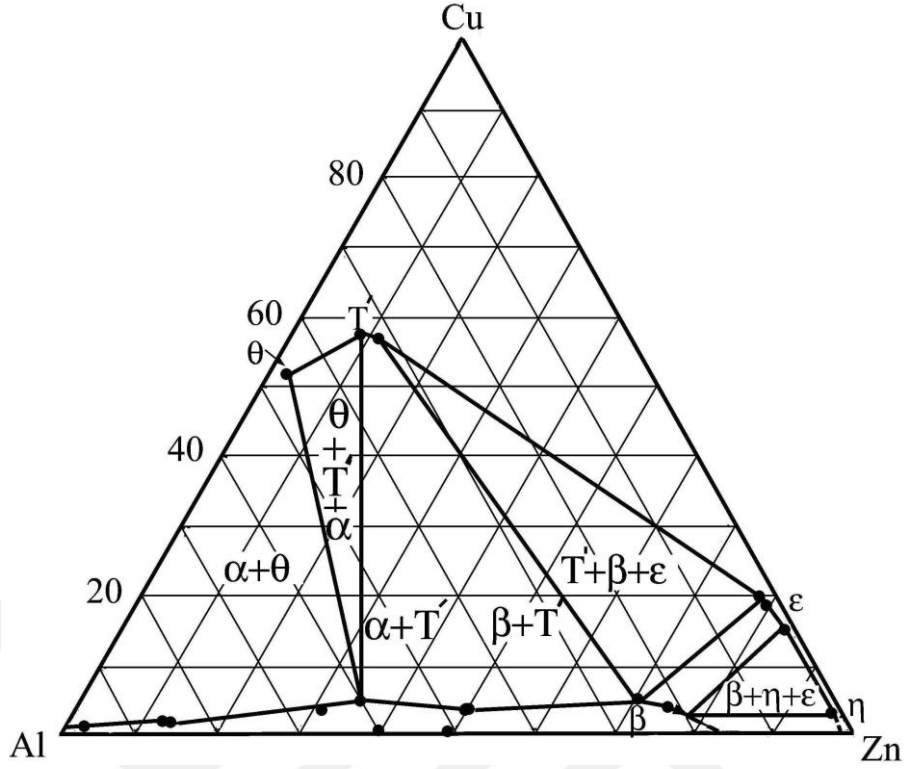
Şekil 1. İkili alüminyum-çinko faz diyagramı [32].

İkili Al-Zn alaşımlarında ötektik dönüşüm 382 °C sıcaklık ve %95 Zn oranında meydana gelmektedir. Bu dönüşüm sonucunda β ile η fazlarını içeren bir içyapı oluşmaktadır [5, 7]. Sıcaklık azaldıkça alüminyumun η fazı içindeki katı çözünürlüğü azalmakta ve 20 °C sıcaklıkta %0,05 Al oranına kadar düşmektedir. β fazı ise, 276 °C sıcaklıkta %22 Al oranında meydana gelen ötektoid dönüşüm ile α ve η fazlarına dönüşmektedir [5, 7]. Diğer taraftan yaklaşık %40 alüminyum içeren Al-Zn alaşımında 340 °C sıcaklıkta α/α' fazları monotektoid bir dönüşüm ile α ve β fazlarını oluşturmaktadır. İkili alüminyum-çinko alaşım sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri, bu dönüşümlerin meydana geldiği kimyasal bileşim oranları ve sıcaklık değerleri Tablo 1’de verilmiştir.

Tablo 1. İkili alüminyum-çinko alaşımlarında meydana gelen faz dönüşümleri [7, 12].

Dönüşüm	Dönüşüm formülü	Dönüşüm noktası	
		Alüminyum oranı (%)	Sıcaklık (°C)
Ötektik	$S \rightleftharpoons \beta + \eta$	5	382
Ötektoid	$\beta \rightleftharpoons \alpha + \eta$	22	276
Peritektik	$\alpha + S \rightleftharpoons \beta$	28	443
Monotektoid	$\alpha/\alpha' \rightleftharpoons \alpha + \beta$	40	340

Bakır katkısından sonra Al-Zn alaşımlarının içyapısındaki α ve η fazlarına ek olarak bakırca zengin ε (CuZn_4), θ (CuAl_2) ve T' ($\text{Al}_4\text{Cu}_3\text{Zn}$) gibi fazlar oluşmaktadır. Bu fazların oluşumu Al-Zn-Cu alaşımlarındaki faz dönüşümlerini ikili sisteme göre daha karmaşık hale getirmektedir [33, 34]. Bu nedenle Al-Zn-Cu alaşımına ait faz diyagramı tam olarak belirlenememiş, ancak sistemin düşük oranlarda bakır içeren bölümü Murphy [35] tarafından ayrıntılı olarak incelenmiştir. Murphy tarafından belirlenen faz diyagramının 350 °C sıcaklıktaki izotermal kesiti Şekil 2’de, bu sistemde meydana gelen katı hal dönüşümleri ise Tablo 2’de verilmiştir.

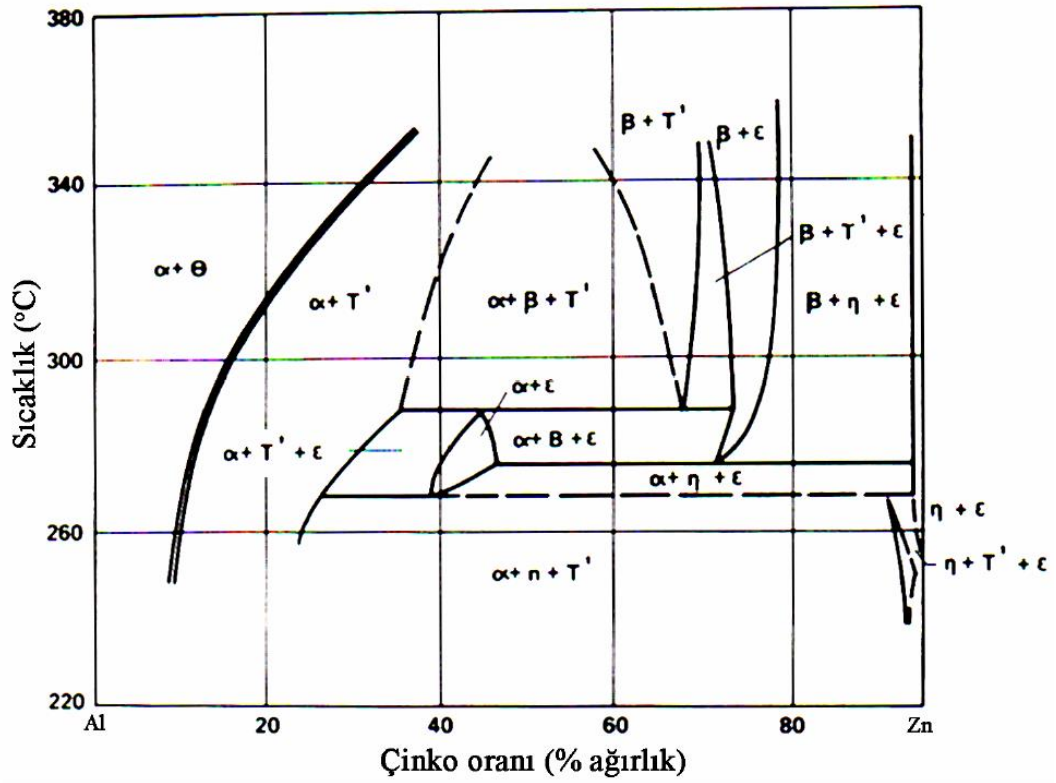


Şekil 2. Alüminyum-çinko-bakır alaşım sisteminin 350 °C sıcaklıktaki izotermal kesiti [35].

Tablo 2. Alüminyum-çinko-bakır alaşım sisteminde meydana gelen katı hal dönüşümleri [35].

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

Söz konusu katı hal dönüşümleri ve bu dönüşümlerin meydana geldiği sıcaklıklardan yararlanılarak belirlenen Al-Zn-Cu alaşım sistemine ait faz diyagramının dikey kesiti ise Şekil 3'te verilmiştir [35]. Bu şekilde görüldüğü gibi sıcaklık azaldıkça çinko ve bakırın alüminyum içerisindeki çözünürlüğü azalmakta ve 276 °C'de $\beta + \varepsilon \rightleftharpoons \alpha + \eta$ dönüşümü meydana gelmektedir [36].



Şekil 3. %5 oranında bakır içeren Al-Zn-Cu alaşımlarına ait faz diyagramının dikey kesiti [35].

1.3. Alüminyum-Zn Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri

İkili alüminyum-çinko alaşımlarının mekanik özellikleri alüminyum oranına bağlı olarak değişim sergilemektedir [12, 13, 37]. Çalışmalar Zn-40Al alaışımının sertlik ve mukavemet değerlerinin Zn-22Al ve Zn-5Al alaışımının söz konusu özelliklerinden daha yüksek olduğunu göstermiştir [7, 12, 38]. Bu durum Zn-40Al alaışımının katılaşması sırasında oluşan α' ve β kararsız geçiş fazlarının α fazının kristal yapısını çarpıtmasından kaynaklanmaktadır [39]. Diğer taraftan dökülmüş durumdaki Al-Zn alaşımları dendritik bir morfoloji sergilemektedir. Bu nedenle söz konusu alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinin ikincil dendrit kol aralığına da bağlı olduğu gözlenmiştir. Nitekim çalışmalar alaşımların ikincil dendrit kol aralığının azalmasıyla birlikte sertlik ve mukavemet değerlerinin arttığını göstermiştir [40, 41]. Al-Zn alaşımlarının darbe tokluğu pirinç, bronz ve bazı dökme demirlerin söz konusu değerlerinden daha düşüktür. Ancak bu alaşımların darbe tokluğunun artan alüminyum miktarı ile arttığı belirlenmiştir [40, 41].

%10-50 oranları arasında Zn içeren ve kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilen Al-Zn alaşımlar ile Al-(10-50)Zn-2Cu alaşımlarının mekanik özellikleri Tablo 3'te verilmiştir. Bu

tabloda görüldüğü gibi Al-Zn alaşımlarının sertlik ve çekme dayanımı değerleri artan çinko oranı ile artarak %25 Zn oranında en yüksek değerine ulaşmakta ve bu değer üzerinde çinko oranlarında ise azalmaktadır. Bu durum Zn'nin Al içerisinde yüksek çözünürlük sergilemesine dayandırılarak açıklanmaktadır [1, 11]. Şöyle ki, Zn'nin Al içerisindeki çözünürlüğü artan çinko oranı ile artmakta, ancak belirli bir çinko oranından (%25) sonra içyapıda ötektoid dönüşüm ürünü $\alpha + \eta$ fazları oluşmaya başlamaktadır. Bu dönüşüm ürününün sertliği nispeten düşük olup miktarı artan Zn oranı ile artmaktadır [42]. Çözünürlük ve dönüşüm ürünleri oranında meydana gelen bu farklılık Al-Zn alaşımının sertlik ve mukavemet değerlerinin belirli bir Zn oranına kadar artmasına, bu orandan sonra ise azalmasına neden olmaktadır. Nitekim alüminyum-çinko alaşımlarının süneklik değerlerinin artan çinko oranı ile azalması, yaklaşık olarak %30 çinko değerinde en düşük değerini aldıktan sonra artması bu gözlemi doğrulamaktadır [1, 12]. Ancak ikili alüminyum-çinko alaşımlarının sertlik, mukavemet ve aşınma dirençlerinin pek çok uygulama için yeterli olmadığı bilinmektedir. Bu yetersizliği gidermek için bu alaşımlara bakır, silisyum ve nikel gibi elementler katılmaktadır [1, 5, 6, 9, 11, 16]. İkili Al-(10-50)Zn alaşımlarına %2 oranında katılan bakırın söz konusu alaşımların mekanik özelliklerin önemli oranda arttığı sünekliğini ise düşürdüğü belirlenmiştir. Bu durum belli bir orandaki bakırın Al-Zn matrisi içerisinde çözünürlüğüne ve geri kalan kısmının ise bakırca zengin fazlar oluşturmaya dayandırılmaktadır [10, 13].

Geliştirilen alaşımlar içerisinde Al-40Zn-2Cu ve Al-25Zn-2Cu alaşımlarının hemen hemen birbirini yakın özellikler sergilediği görülmüştür [12]. Farklı oranlardaki (%1-5 aralığında) bakır katkısının Al-40Zn-Cu ve Al-25Zn-Cu alaşımların fiziksel ve mekanik özelliklerine etkisi Tablo 4'de verilmiştir. Her iki alaşımında %3 bakır oranında üstün özellikler sergilediği belirlenmiştir. Ancak bu oranın (%3) üzerine çıkılması durumunda söz konusu alaşımların sertliğini artırmasına karşın çekme dayanımı ve sünekliğinin azaldığı görülmüştür. Bu durum yüksek bakır katkılarında oluşan bakırca zengin fazın tane sınırlarında toplanarak gevreklik oluşturmaya dayandırılmıştır [12, 13]. Bu nedenle her iki alaşım için %3 oranındaki bakır katkısı ideal bir katkı oranı olarak ortaya konmuştur.

Tablo 3. Al-(10-50)Zn ve Al-(10-50)Zn-2Cu alaşımlarının fiziksel ve mekanik özellikleri [12].

Alaşıım	Yoğunluk (kg/m ³)	Sertlik (BSD)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Al-10Zn	2870	46	143	23
Al-20Zn	2930	69	224	8,5
Al-25Zn	3170	115	317	8,2
Al-30Zn	3210	108	302	5,6
Al-40Zn	3581	99,5	300	9,2
Al-50Zn	3910	95	272	13,1
Al-10Zn-2Cu	2900	48,4	147	21
Al-20Zn-2Cu	2980	70,2	313	7
Al-25Zn-2Cu	3200	123	364	6,4
Al-30Zn-2Cu	3250	115	330	4,3
Al-35Zn-2Cu	3450	121	357	5,4
Al-40Zn-2Cu	3632	125	373	7,3
Al-50Zn-2Cu	3980	118	336	3,8

Tablo 4. Al-(25 ve 40)Zn-(1-5)Cu alaşımların fiziksel ve mekanik özellikleri [12, 43].

Alaşım	Yoğunluk (kg/m ³)	Sertlik (BSD)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Al-25Zn-1Cu	3176	122	325	6,3
Al-25Zn-2Cu	3243	127	331	5,5
Al-25Zn-2.5Cu	3252	134	343	4,7
Al-25Zn-3Cu	3270	144	352	4,1
Al-25Zn-3.5Cu	3299	145	333	3,5
Al-25Zn-4Cu	3322	147	324	3,2
Al-25Zn-5Cu	3368	152	320	2,8
Al-40Zn-1Cu	3604	121	355	8,5
Al-40Zn-2Cu	3632	125	373	7,3
Al-40Zn-3Cu	3670	128	390	5,8
Al-40Zn-4Cu	3721	135	370	4
Al-40Zn-5Cu	3745	142	366	2,5

1.4. Al-Zn-Cu Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri

Savaşkan ve Alemdağ [5] tarafından yapılan bir çalışmada Al-40Zn-(1-5)Cu alaşımları ile SAE 65 bronzunun aşınma davranışı karşılaştırılmıştır. Üretilen üçlü alaşımların tamamının söz konusu bronzdan daha üstün aşınma direnci sergilediği görülmüştür. Bu durumun Al-Zn-Cu alaşımlarının temas yüzeylerinde çalışma sırasında oluşan alüminyum oksit ve çinko oksit filmlerinin yanı sıra bakırca zengin θ fazının yük taşıma kabiliyetini artırmasından kaynaklandığı belirlenmiştir. Şöyle ki çalışma sırasında bu alaşımların yüzeyinde oluşan sert alüminyum oksit filmi ve θ fazı uygulanan yükü taşıdığı, daha yumuşak olan çinko oksit filminin yağlayıcı özelliğinden dolayı kaymayı kolaylaştırdığı tespit edilmiştir [11, 13]. Diğer taraftan Al-40Zn-(1-5)Cu alaşımlarında aşınma ile meydana gelen hacim kaybının artan bakır oranı ile azaldığı, %3 Cu oranının üzerinde ise arttığı belirlenmiştir. Diğer bir ifadeyle söz konusu alaşımların aşınma direnci %3 Cu oranına kadar artan bakır oranı ile artarken, bu oranın üzerinde bakır oranlarında azaldığı görülmüştür. Aşınma direncindeki artış bakır katkısından sonra alaşımların sertlik ve çekme dayanımındaki artıştan, düşüş ise θ fazının oranının artmasından, bu fazın tane sınırlarında toplanmasından ve temas sırasında abrezif etki oluşturmamasından kaynaklandığı

gözlenmiştir. Şöyle ki, alaşımların matrisini oluşturan α fazının mikrosertliğinin %3 Cu oranına kadar artan bakır oranı ile arttığı ve bu değer üzerindeki oranlarda ise sabit kaldığı belirlenmiştir. Alüminyumca zengin α fazının mikrosertliğinin artması çekme dayanımının artmasına, çekme dayanımının artması da hacim kaybının azalmasına yol açmıştır. %3 Cu oranından sonra α fazının mikrosertliği artan bakır oranı ile değişmezken aşınma direncinin azalmasının bu alaşımların dendritler arası bölgelerinde yer alan sert ve gevrek θ parçacıkları çekme dayanımını düşürmesinden ve yüzeyden koparak abrazif etki yapmasından kaynaklandığı belirlenmiştir [1, 5, 12].

1.5. Çok Yönlü Dövme Yöntemi

Metallerin sertlik ve mukavemet değerleri, geleneksel metal şekillendirme yöntemleri olarak bilenen haddeleme, dövme ve ekstrüzyon gibi işlemlerle birlikte bir miktar arttırılabilmektedir. Bu artış metallerin kristal yapılarında meydana gelen çarpılmalara ve buna bağlı olarak dislokasyon hareketlerinin engellenmesine dayandırılmaktadır [25]. Mukavemetteki artışa rağmen sünekliğin azalması pek çok uygulama için bir dezavantaj oluşturmaktadır. Metallerin hem sünelik hem de mukavemet değerlerinin artması bunların tanelerinin inceltilmesi ile mümkün olabilmektedir [25, 44].

Metallerin tane boyutunu inceltmek için aşırı plastik deformasyona (APD) dayalı bir takım yöntemler geliştirilmiştir. Bunlara örnek olarak eş kanallı açısallı ekstrüzyon/basma (EKAE/B), birikimli bağ haddesi (BBH), yüksek basınç altında burma (YBB), tekrarlı bükme-doğrultma (TBD), sürtünme-karıştırma (SKK) ve çok yönlü dövme (ÇYD) işlemleri verilebilir. Bu yöntemlerin bazılarında aşırı plastik deformasyondan sonra metalin başlangıçtaki boyutları korunurken bazılarında ise boyutların değişmesine karşın hacmi sabit kalmaktadır [25, 44]. Fakat aşırı plastik deformasyon elde etmek için yüksek kapasiteli preslere ve yüksek mukavemetli kalıplara ihtiyaç duyulması, parça boyutlarının sınırlı olması ve üretilen ürünlerin maliyetlerinin yüksek olması gibi nedenler bu yöntemlerin endüstriyel alanda kullanımını sınırlamaktadır [24]. Endüstride büyük boyutlu parçaların tane boyutunun inceltilmesi işlemini daha düşük maliyetlerle gerçekleştirebilecek yöntemlere ihtiyaç duyulmaktadır. Bu kapsamda 1990'lı yılların başında geliştirilen ÇYD işleminin diğer yöntemlere göre endüstriyel uygulanabilirliğinin daha yaygın olduğu görülmektedir [22, 25]. Bu yöntem, metalin üç ana ekseninde ardışık ve tekrarlı olarak dövülmesi ile gerçekleştirilir. Fakat ÇYD uygulanmış metallerdeki tane

incelmesinin, diğer yöntemlere göre daha düşük olduğu ve yapısal homojenizasyon tam olarak sağlanamadığı bilinmektedir [24, 45, 46]. Saf alüminyum, bakır, titanyum gibi metaller ve bunların bazı alaşımlarına çok yönlü dövme işlemi başarılı bir şekilde uygulanmıştır [47-50]. Bu uygulamalarda söz konusu malzemelerin özelliklerinin uygulanan çevrim sayısına ve toplam deformasyon oranına bağlı olarak bir değişim sergilediği gözlenmiştir. Bu nedenle diğer APD yöntemlerinde olduğu gibi ÇYD yönteminde de üstün özelliklere ulaşabilmek için gerekli deformasyon miktarına ulaşılması oldukça önemlidir. Bu üstün özellikler ise metallerin ulaştığı kararlı durum ile ifade edilmektedir. Kararlı durum, deformasyon oranına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğu açısından içyapının doymuş hale gelmesi ve bu aşamadan sonra tane boyutundaki azalmanın ciddi oranda sınırlandığı durum olarak tanımlanır [22]. Nitekim yapılan çalışmalar yapının kararlı hale gelmesini sağlayan deformasyon oranına ulaşıldıktan sonra çevrim sayısının daha da artırılmasının gerek yapı gerekse mekanik özellikler açısından önemli bir farklılığa neden olmadığını göstermiştir [26, 49, 51-54].

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Al-Zn esaslı alaşımlardan üretilen kaymalı yataklar bakır ve bronz gibi geleneksel alaşımlardan üretilen yatakların yerine kullanılmaktadır. Bu durum söz konusu alaşımların özgül mukavemetlerinin yüksek olmasının yanı sıra tribolojik açıdan bir yatak malzemesinden beklenen yapısal özelliklere sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Şöyle ki Al-Zn esaslı alaşımların içyapısı alüminyumca ve çinkoca zengin fazların dışında içerdikleri Cu, Si, Ni, Mg ve Mn gibi alaşım elementlerinin yol açtığı sert parçacıklardan oluşmaktadır. Alüminyumca zengin fazın oluşturduğu oksitler ve sert parçacıklar uygulanan yükü taşımakta, çinkoca zengin fazın oluşturduğu oksitler yağlayıcı görevi yaparak kaymayı kolaylaştırmakta, bu durum ise alaşımların aşınma direncini artırmaktadır.

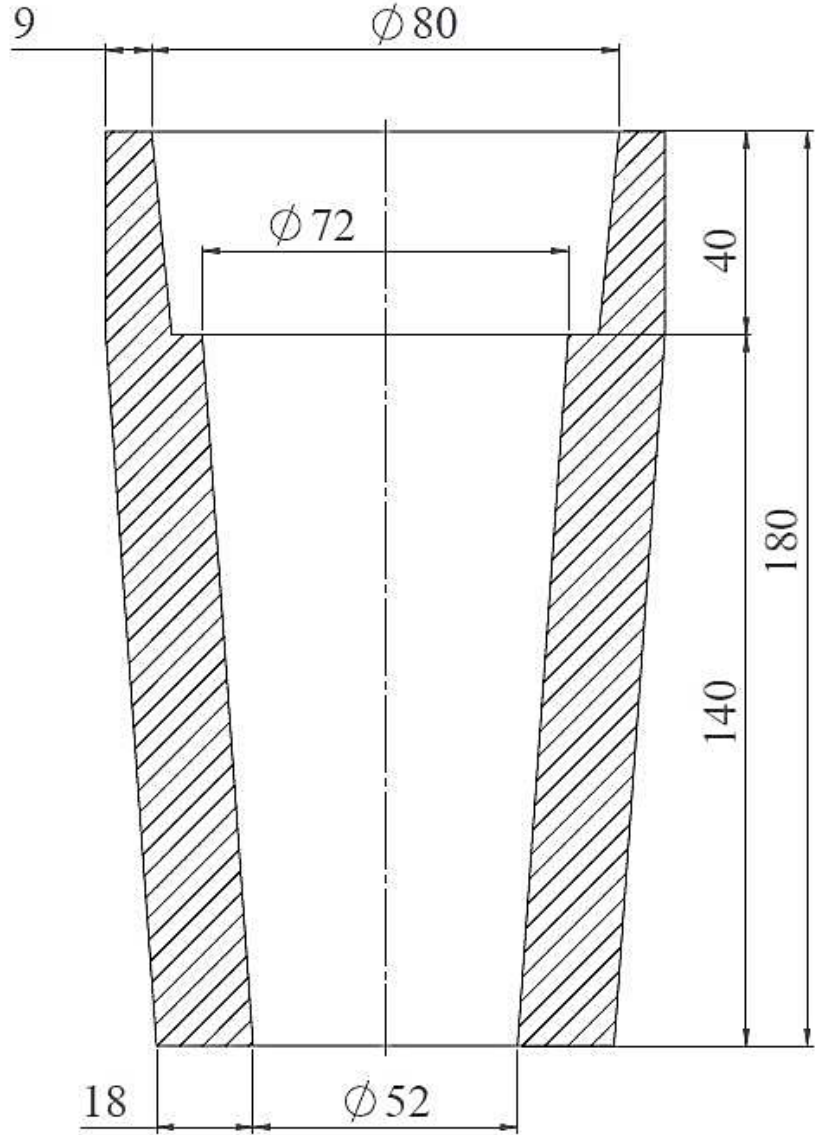
Bugüne kadar söz konusu alaşımlar üzerinde yapılan çalışmaların daha çok alaşımlama ve ısıtma işlemi uygulama gibi geleneksel yöntemleri içerdikleri görülmektedir. Ancak geleneksel yöntemlerin söz konusu alaşımlarda hedeflenen özelliklere ulaşmada yeterli olmadığı bilinmektedir. Bu nedenle son yıllarda üstün özelliklere ulaşmak için geleneksel yöntemlerin dışında metaller için aşırı plastik deformasyon yöntemleri geliştirilmiştir. Diğer taraftan bu mekanik prosesler öncesinde ve sonrasında metallere

çeşitli ısıt işlemlerin uygulandığı ve bunların kombinasyonlarından oluşan özel termomekanik işlemlerin ortaya konduğu dikkat çekmektedir. Ancak APD yöntemlerinden bazılarının maliyetlerinin yüksek olması ve uygulanabilirliklerinin küçük boyutlu parçalarla sınırlı olması bir dezavantaj olarak değeriendirilmektedir. Bu durum söz konusu yöntemlerin endüstriyel boyutta kullanımlarını sınırlamaktadır. Son yıllarda geliştirilen ÇYD yönteminin bu dezavantajları büyük ölçüde ortadan kaldırdığı ve endüstriyel uygulanabilirliğinin daha kolay olduğu göze çarpmaktadır. Bu nedenle bu çalışma kapsamında Al-40Zn-3Cu yatak alaşımı için geleneksel yöntemlerin dışında çok yönlü dövme ve ısıt işlemden oluşan termomekanik bir işlemin geliştirilmesi, geliştirilen bu işlemin söz konusu alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik bir biçimde incelenmesi amaçlanmaktadır.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi

Al-40Zn-3Cu alaşımı, ticari saflıkta (%99,7) alüminyum, yüksek saflıkta (%99,9) çinko ve alüminyum-bakır (Al-50Cu) ön alaşımı kullanılarak üretildi. Söz konusu metaller elektrikli ergitme ocağına yerleştirilmiş bir grafit pota içerisinde 690°C sıcaklıkta ergitildi. Ergiyik karıştırıldıktan sonra oda sıcaklığında tutulan orta karbonlu çelikten imal edilmiş ve teknik resmi Şekil 4'te verilmiş bir kokil kalıba dökülerek katılaştırıldı. Katılaşmanın ardından dökülen alaşım kalıptan çıkartıldı ve kimyasal bileşimi spektral analiz yöntemi ile belirlendi. Alaşımın kimyasal bileşimine ilişkin sonuçlar Tablo 5'te verilmiştir.



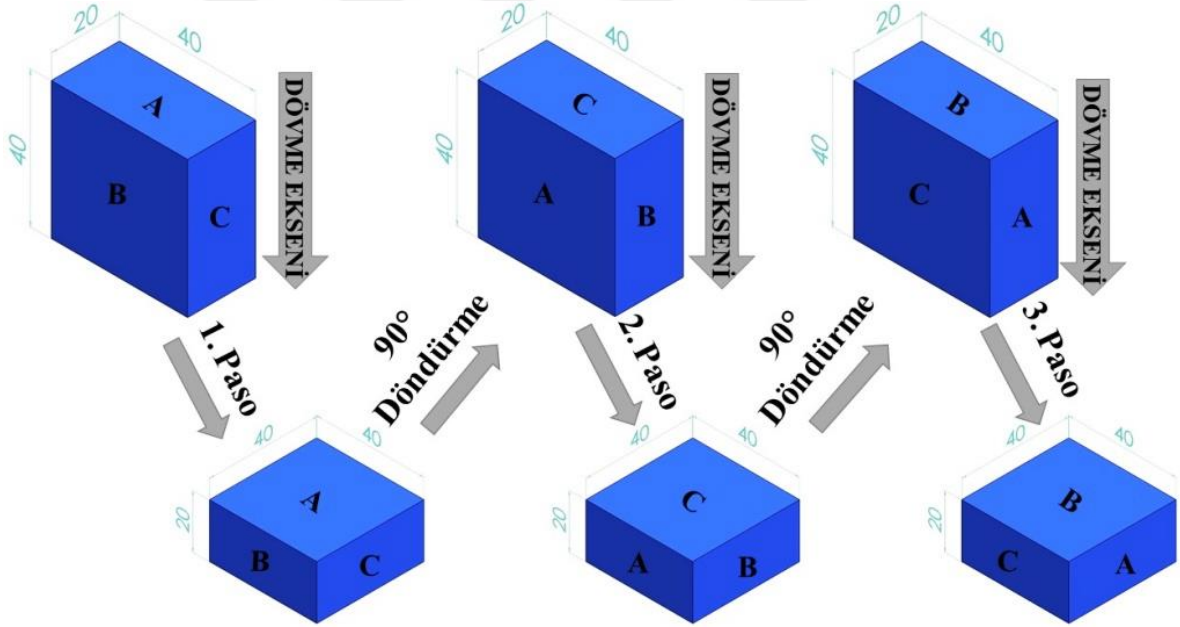
Şekil 4. Alaşımların üretilmesinde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi

Tablo 5. Alaşımın kimyasal bileşimi

Alaşım	Kimyasal Bileşim (% Ağırlık)		
	Al	Zn	Cu
Al-40Zn-3Cu	56,9	40,0	3,1

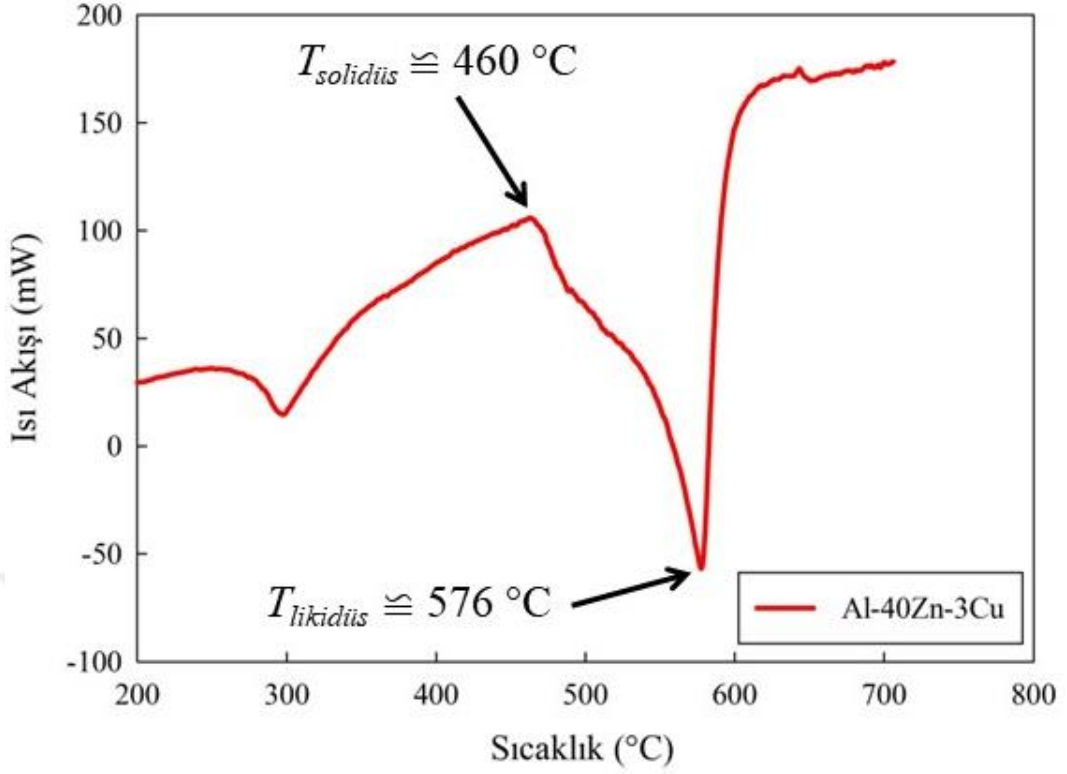
2.2. Çok Yönlü Dövme ve Isıl İşlemden Oluşan Termomekanik Prosesler

Çok yönlü dövme işlemi için alaşımdan talaşlı imalat yolu ile 40 x 40 x 20 mm boyutlarında numuneler üretildi. Bu numuneler dövme işleminden önce 400 °C sıcaklıkta 24 saat bir süreyle tavlandı ve ardından fırında soğutularak homojenize edildi. Numuneler yüksek sıcaklığa dayanıklı bir gres ile yağlandı ve bir doğrultuda serbest şekil değişimine izin veren ve dış yüzeyinde ısıtıcılar bulunan bir kalıba yerleştirildi. Numuneler bu kalıp içerisinde 200 °C sıcaklığa kadar ısıtıldıktan sonra dövüldü. Dövme işleminin bir çevrimi Şekil 5'te gösterildiği gibi numunenin üç ana eksendeki deformasyonu ile tamamlandı. Her bir eksen de yapılan dövme işlemi numunede 0,69'luk bir gerçek birim şekil değişimi oluşturacak şekilde sınırlandırıldı. Dövme işlemi için 150 ton kapasiteli bir hidrolik pres kullanıldı ve bu işlem 1 mm/s'lik piston hızında gerçekleştirildi.



Şekil 5. Bir çevrim çok yönlü dövme işleminin şematik gösterimi

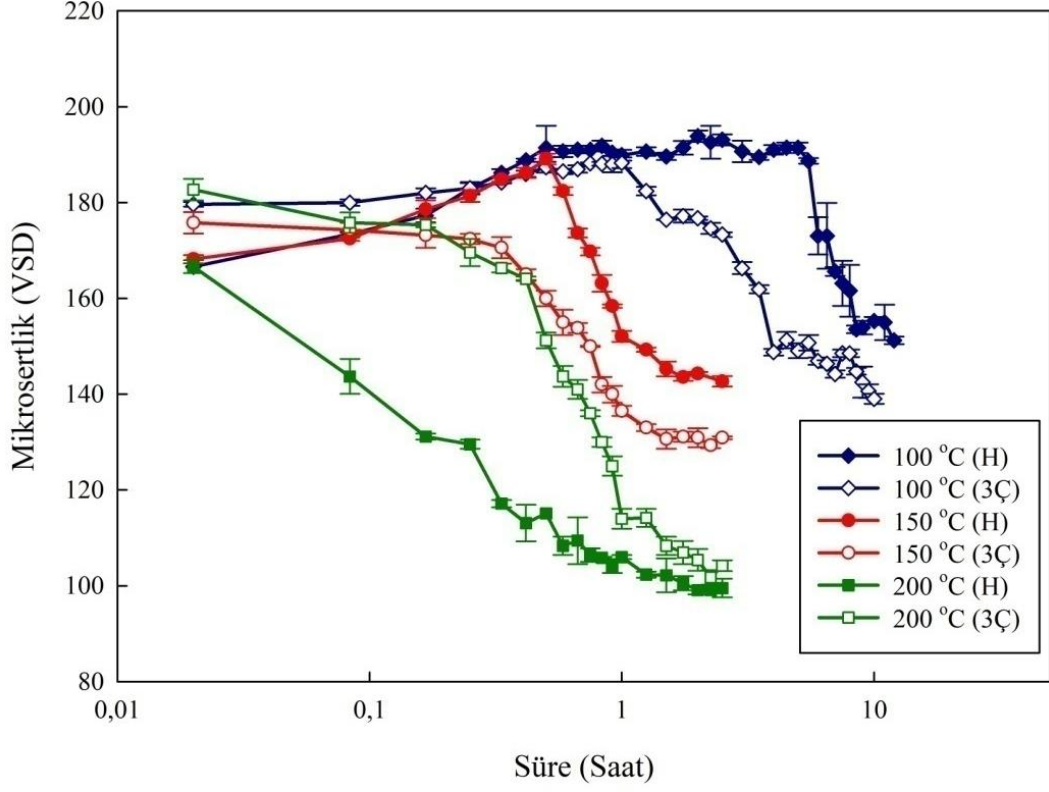
Dövme işleminden önce numune diferansiyel termal analiz (DTA) yöntemi kullanılarak analiz edildi. Bu analiz sonucunda elde edilen grafik Şekil 6'da verilmiştir. Bu grafikten yararlanarak alaşımın solidüs sıcaklığı belirlendi. Solidüs sıcaklığı benzeş sıcaklık oranının hesaplanmasında kullanıldı. Bu hesaplama sonucunda söz konusu oran 0,65 olarak belirlendi ve yapılan dövme işleminin sıcak dövme işlemi olduğu tespit edildi [55].



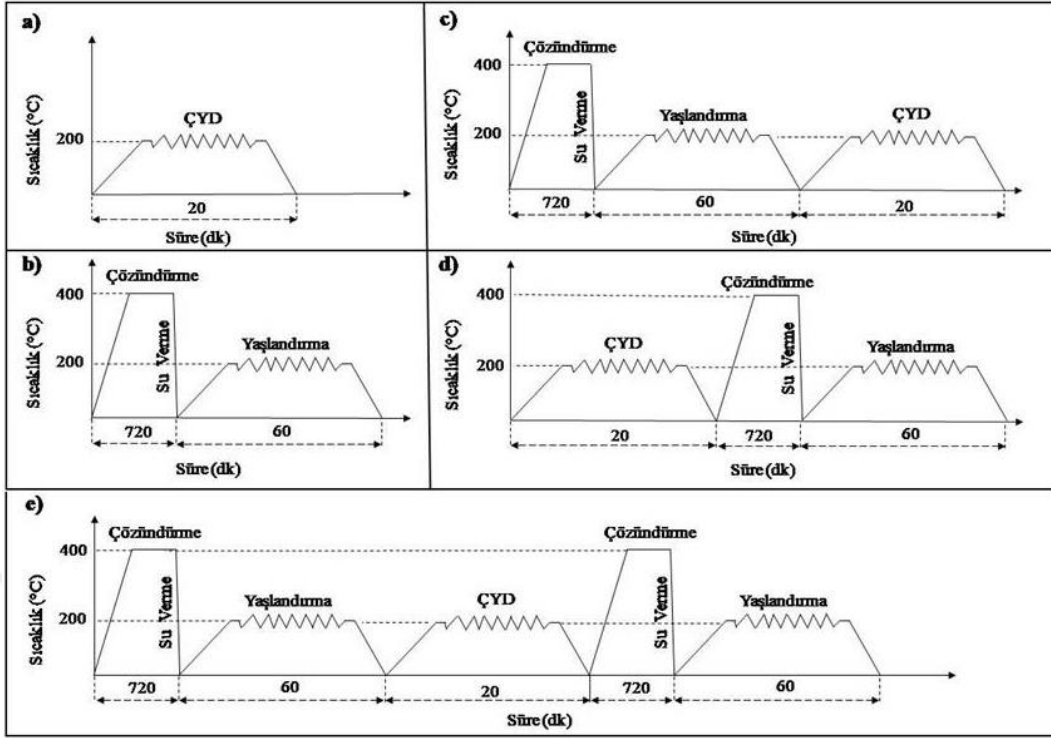
Şekil 6. Alaşımına ait DTA analizi

Çok yönlü dövme işlemin öncesinde ve sonrasında uygulanan yaşlandırma işlemleri için alaşıma ait yaşlandırma eğrileri belirlendi. Bu kapsamda homojenize edilmiş alaşım ile üç çevrim dövülmüş durumdaki alaşım 400 °C sıcaklıkta 12 saat süreyle çözündürme işlemine tabi tutuldu. Çözündürme işleminden sonra numuneler suda soğutuldu ve 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda 0-10 saatlik süre aralığında yaşlandırıldı. Yaşlandırma sırasında alaşımın sertliği belirli zaman aralıklarında ölçüldü ve sertliğin yaşlandırma süresine göre değişimini gösteren yaşlandırma eğrileri elde edildi. Bu eğriler homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülmüş alaşım için Şekil 7’de verilmiştir. Dövme işleminden sonra söz konusu alaşımın yaşlanma ve aşırı yaşlanma sürelerinin düştüğü belirlendi. Şöyle ki homojenize durumda çözündürülüp 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşım 5 saat sonra, üç çevrim dövüldükten sonra aynı işleme tabi tutulan alaşım bir saat sonunda en yüksek sertliğe ulaştığı belirlendi. Diğer taraftan 150 ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemlerinde alaşımın çok kısa bir sürede aşırı yaşlanma sergilediği gözlemlendi. Bu nedenlerden dolayı dövme işlemi öncesi ve sonrasında yapılan çözündürme ve yaşlandırma işlemi için süre bir saat olarak belirlendi. Alaşım için bu sürenin 100 °C sıcaklıkta yaşlanma, 150 ve 200 °C sıcaklıklarda ise aşırı yaşlanma bölgelerine denk geldiği görüldü.

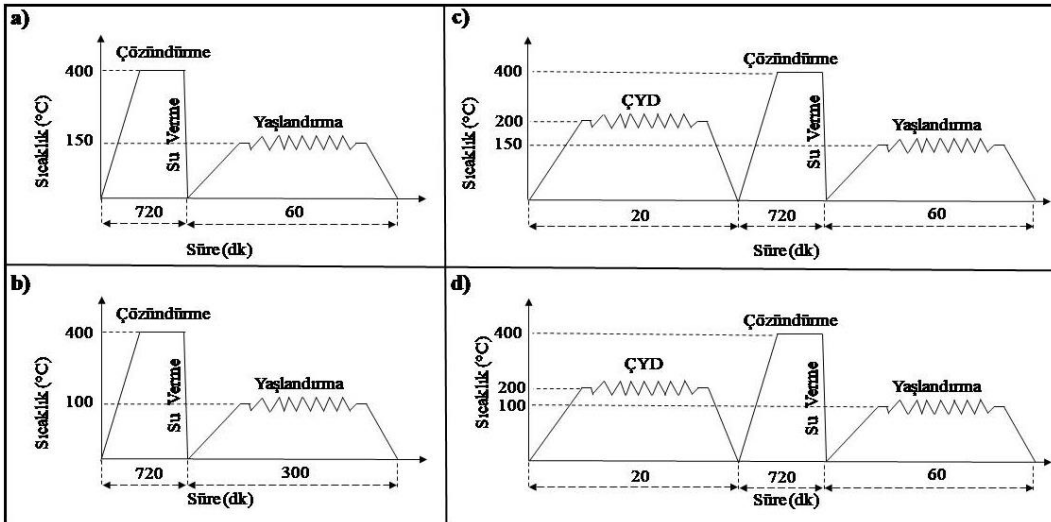
Alaşıma uygulanan çok yönlü dövme ve yaşlandırma işlemleri Şekil 8 ve Şekil 9'da verilen şematik resimlerde kısaca özetlenmiştir.



Şekil 7. Farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülmüş alaşımın sertliğinin yaşlandırma süresine göre değişimini gösteren eğriler (H: homojenize edilmiş, 3Ç: üç çevrim dövülmüş durumdaki alaşımı göstermektedir)



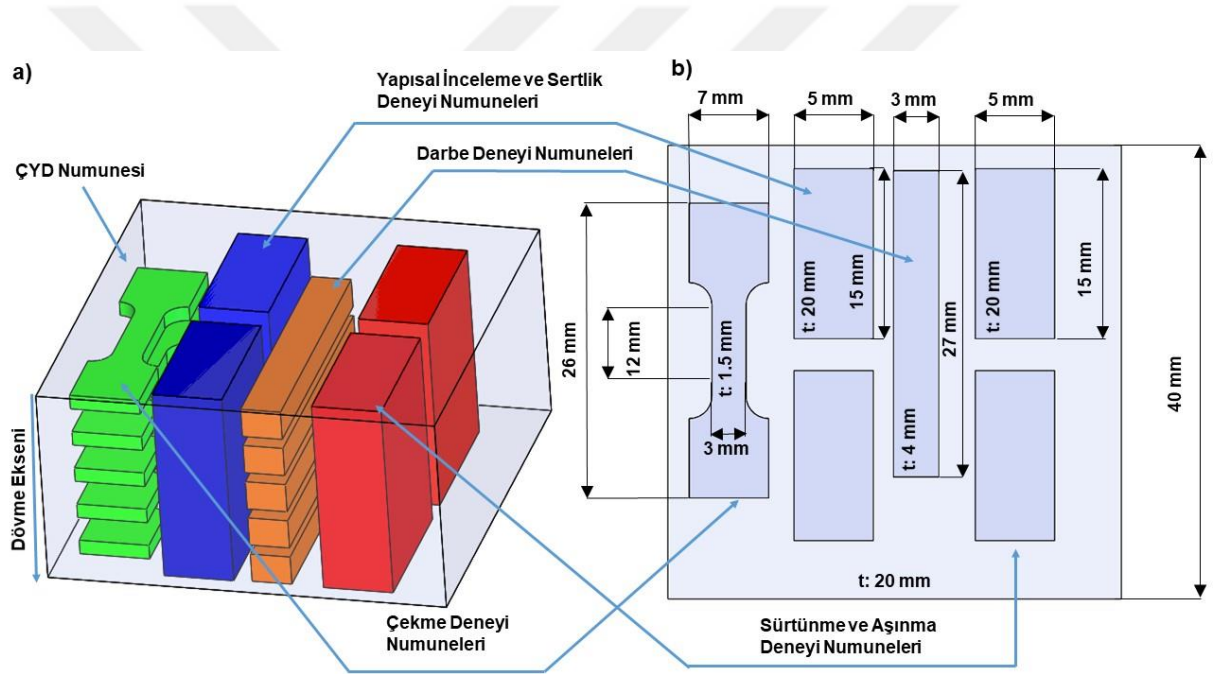
Şekil 8. a) Çok yönlü dövme, b) 400 °C sıcaklıkta çözündürme + 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma, c) 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma + çok yönlü dövme, d) çok yönlü dövme + 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma ve e) 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma + ÇYD + 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma işlemlerinden oluşan mekanik ve termomekanik proseslerin şematik gösterimi



Şekil 9. a) 400 °C sıcaklıkta çözündürme + 150 °C sıcaklıkta yaşlandırma, b) 400 °C sıcaklıkta çözündürme + 100 °C sıcaklıkta yaşlandırma, c) çok yönlü dövme + 150 °C sıcaklıkta yaşlandırma ve d) çok yönlü dövme + 100 °C sıcaklıkta yaşlandırma işlemlerinden oluşan mekanik ve termomekanik proseslerin şematik gösterimi

2.3. Alaşımın Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

Alaşımın yapısal ve mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan numunelerin dövme numunesinden alındığı bölgeleri ve boyutlarını gösteren şematik resim Şekil 10'da verilmiştir. Yapısal incelemeler için alaşımdan alınan numuneler standart zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulduktan sonra Kroll's çözeltisi ile (2 ml HF + 4 ml HNO₃ + 250 ml saf su) dağlandı. Dağlanan numunelerin içyapıları optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelendi ve fotoğrafları çekildi. Alaşımların içyapılarını oluşturan fazlar ise X-ışını difraktometresi (XRD) ve enerji dispersif spektroskopisi (EDS) analizleri ile belirlendi.



Şekil 10. a) Yapısal, mekanik ve tribolojik incelemelerde kullanılan numunelerin dövme parçasından alındığı bölgeleri ve b) bu numunelerin boyutlarını gösteren şematik resim

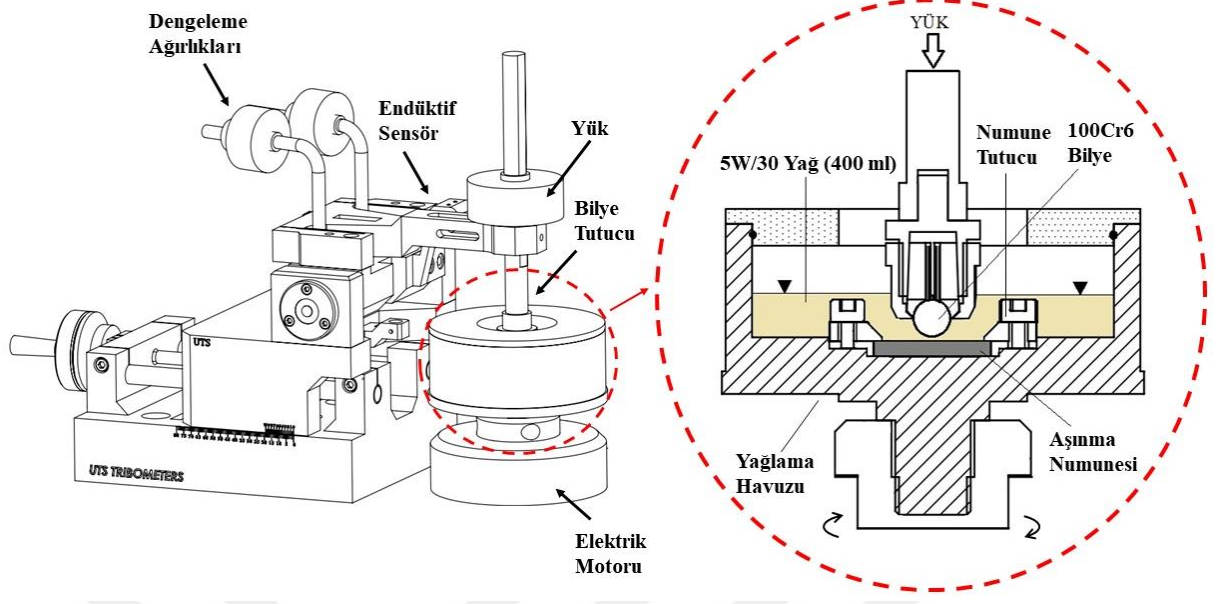
Alaşımın tüm durumlarına ait mekanik özelliklerin belirlenmesinde çekme, sertlik ve darbe deneylerinden yararlanıldı. Makro sertlik ölçümlerinde Brinell ve α -Al fazının mikro sertliğinin ölçümlerinde ise Vickers sertlik ölçüme yöntemleri kullanıldı. Brinell sertlik ölçümlerinde 2,5 mm çapında bilye ve 62,5 kg yük kullanılırken, Vickers sertlik ölçümleri 500 gram yük altında gerçekleştirildi. Çekme deneyleri $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lık deformasyon hızında, darbe deneyleri ise 50 J kapasiteli bir Charpy deney makinasında yapıldı. Söz

konusu deneylerde ölçülen değerlerin doğruluğu için her bir numune en az beş kez aynı deneye tabi tutuldu. Çekme ve darbe numunelerinin kırılma yüzeyleri OM ve SEM ile incelendi.

2.4. Alaşımın Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi

Alaşımın sürtünme ve aşınma deneyleri Şekil 11’de gösterilen ASTM G99 standardına uygun imal edilmiş bilye-disk esaslı bir test cihazında yapıldı. Yağlı koşullar altındaki deneyler için test cihazının disk bölgesine bir yağlama havuzu yerleştirildi. Sürtünme ve aşınma deneyleri için alaşımdan tel erozyon ile 20 x 20 mm boyutlarında ve 7 mm kalınlığında numuneler üretildi. Bu numunelerin yüzeyleri otomatik zımparalama ve parlatma makinesinde düzgün hale getirildi. Deneylerin öncesinde ve sonrasında numuneler sırasıyla alkol-aseton karışımı ve trikloretilen içerisinde ultrasonik olarak temizlendi. Sürtünme ve aşınma deneyleri sırasında aşındırıcı yüzey olarak sertliği 58-62 RSD-C olan 100Cr6 çeliğinden imal edilmiş 6 mm çapında bilye kullanıldı.

Sürtünme ve aşınma deneyleri sabit yük (25 N), sabit hız (0,15m/s) ve kayma mesafesinde (20 km) gerçekleştirildi. Sürtünme ve aşınma deneylerinin doğruluğu için deneyler en az üç kez tekrarlandı. Bu deneyler sonucunda alaşıma ait sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimi, ortalama sürtünme katsayıları ve kütle kayıpları belirlendi. Kütle kaybının belirlenmesi için aşınma numunelerinin kütleleri deney öncesi ve sonrasındaki temizleme işleminin ardından bir hassas terazi ile ölçüldü. Diğer taraftan numunenin yüzeyinde oluşan aşınma yolu optik profilometre ve SEM, aşındırıcı bilyenin yüzeyi ise sadece SEM ile incelendi ve alaşımın aşınma mekanizmaları belirlendi.

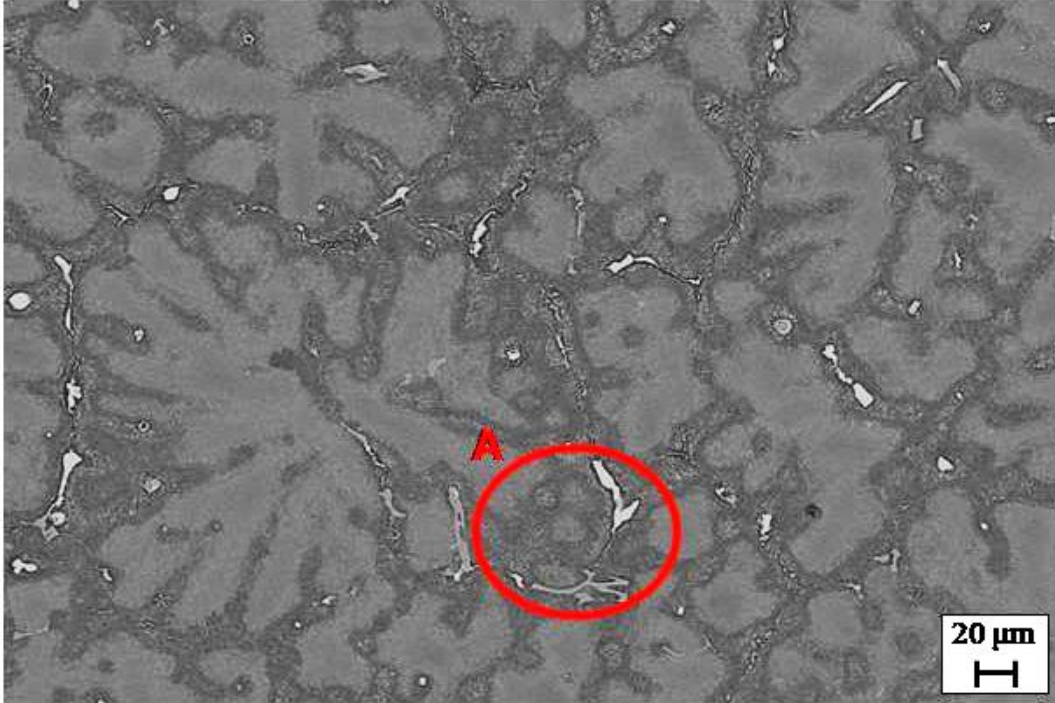


Şekil 11. Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin şematik gösterimi

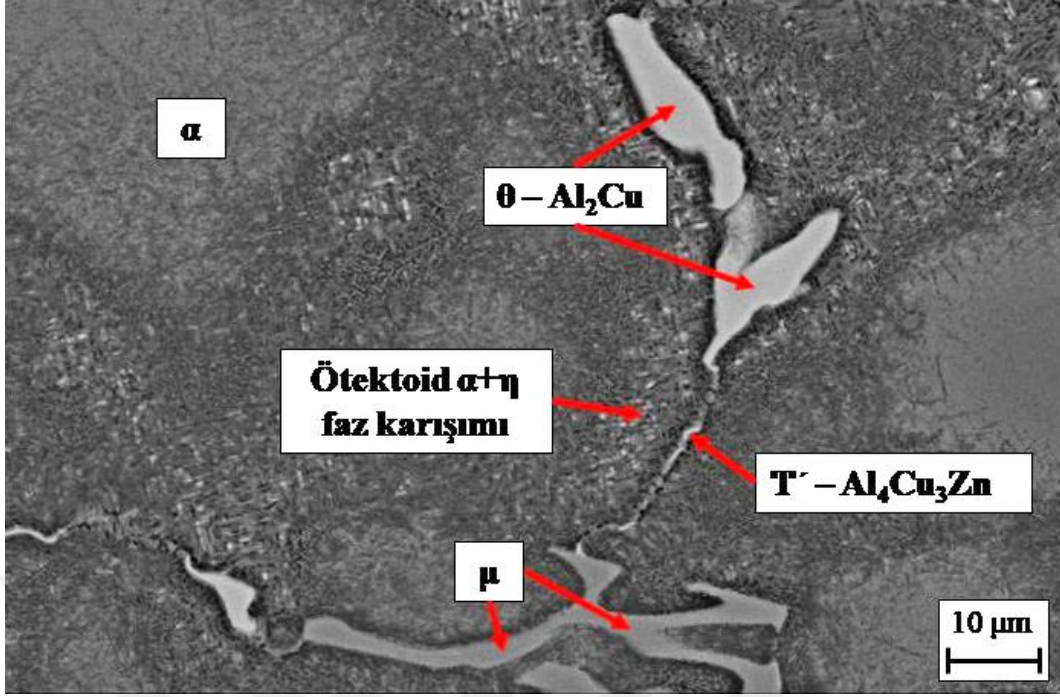
3. BULGULAR

3.1. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular

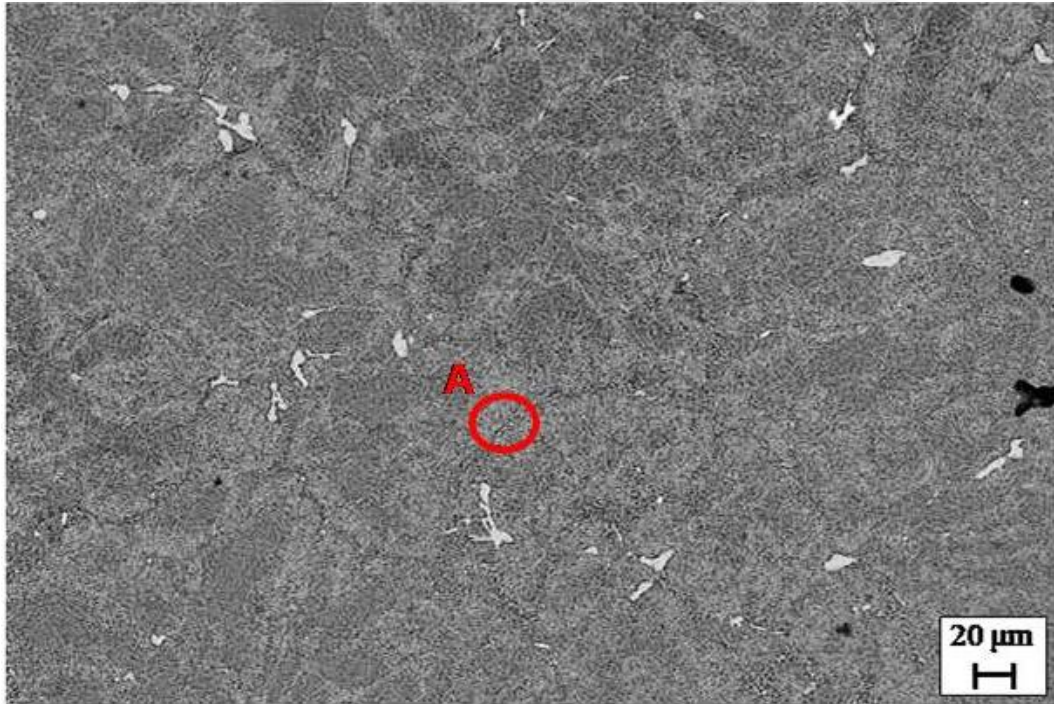
Dökülmüş ve homojenize edilmiş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısı ile bazı bölgelerine ait görüntüler Şekil 12-15'teki fotoğraflarda, içyapıda bulunan fazların EDS analizleri Tablo 6'da ve XRD desenleri ise Şekil 16'da verilmektedir. Dökülmüş durumda alaşımın içyapısı alüminyumca zengin α , ötektoid dönüşüm ürünü $\alpha+\eta$, bakırca zengin θ ve T' fazları ile T' fazına benzer lamel biçiminde kollara sahip kararsız μ fazından oluşmaktadır. Söz konusu fazlar homojenize edilmiş durumdaki alaşımda da görülmektedir. Ancak μ ile gösterilen faz ile ötektoid karışım homojenize durumda α matrisine dağılmaktadır. μ fazı iğne, T' fazı lamel ve θ fazı ise blok biçiminde bir görünüm sergilemektedir. Diğer taraftan, μ fazı tanelerin içerisinde, θ fazı tane sınırlarında ve tanelerin içerisinde, T' fazı ise tane sınırlarında yer almaktadır.



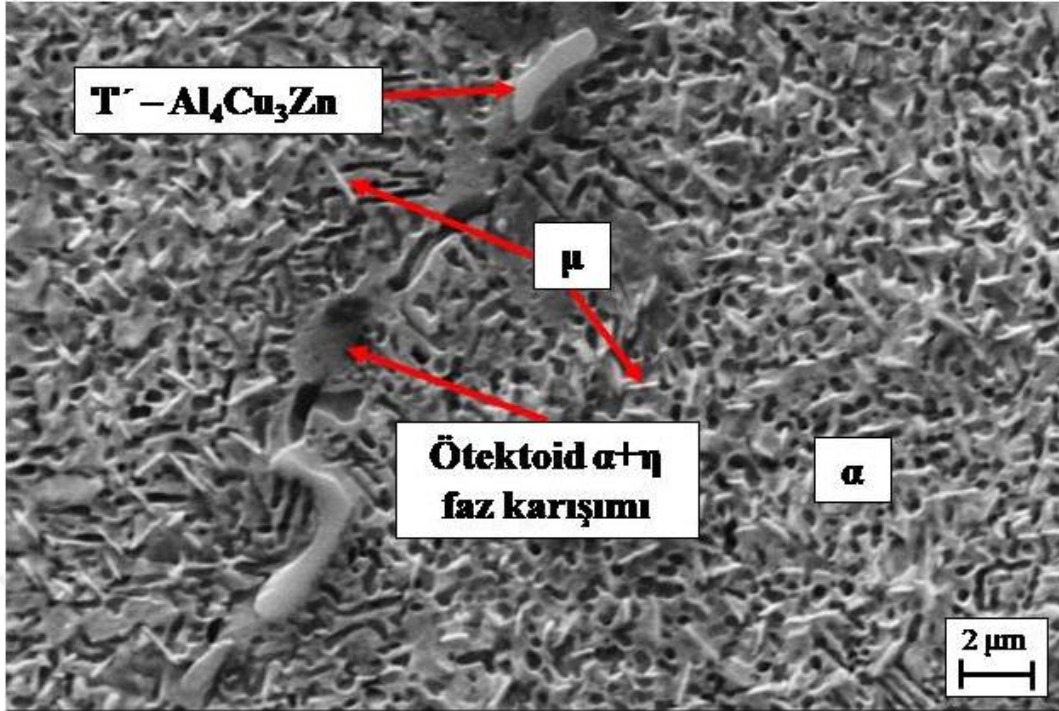
Şekil 12. Dökülmüş durumundaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı



Şekil 13. Dökülmüş durumundaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait görüntüde A ile tanımlanan detayın SEM fotoğrafı



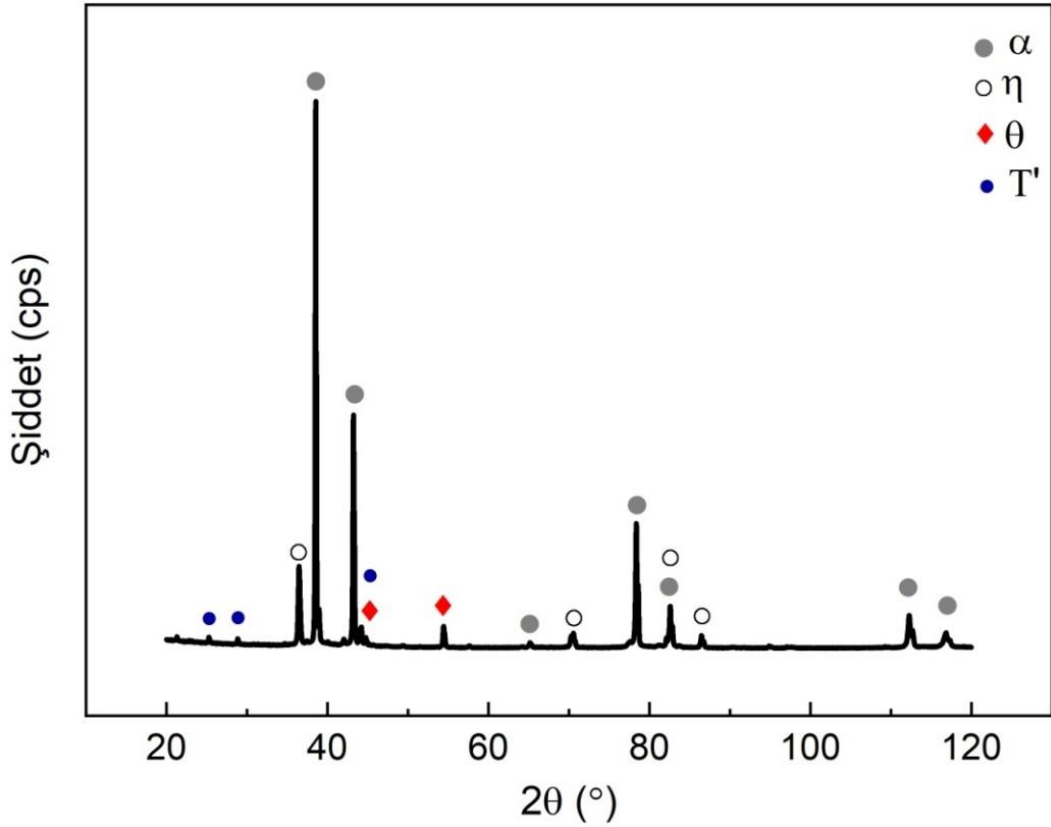
Şekil 14. Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı



Şekil 15. Homojenize edilmiş alaşımanın içyapısına ait görüntüde sunulan A detayının SEM fotoğrafı

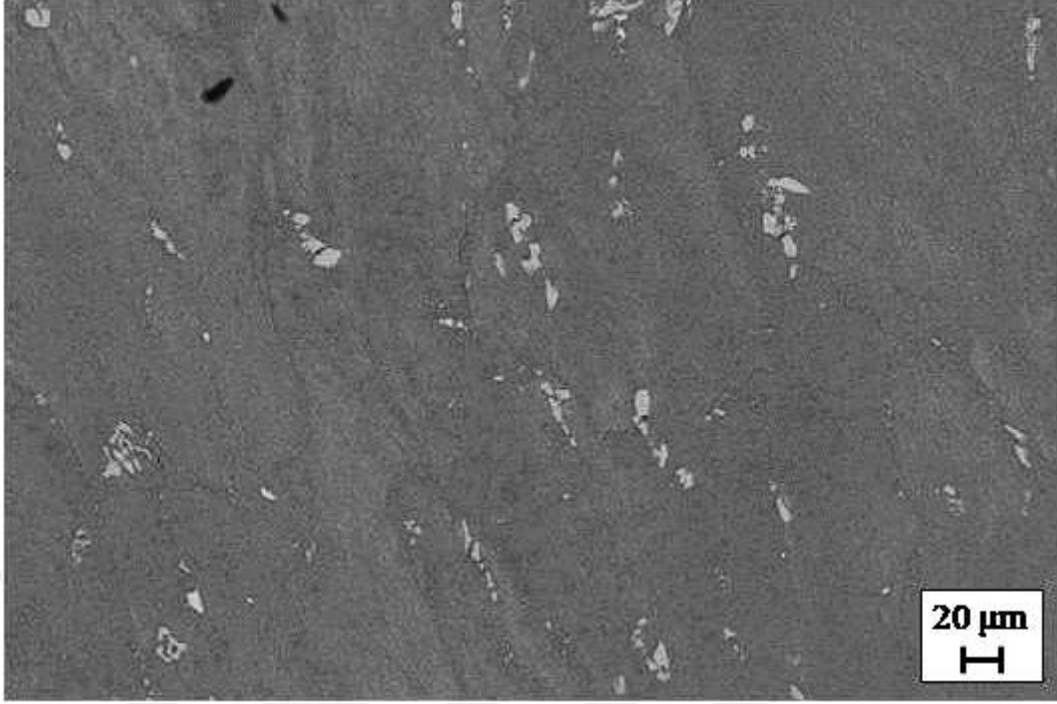
Tablo 6. Dökülmüş ve homojenize edilmiş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımasının içyapısında görülen fazların EDS analizi sonucu elde edilen kimyasal bileşimleri

Fazlar	Kimyasal Kompozisyon (% Ağırlık)		
	Al	Zn	Cu
α	70,1	29,1	0,8
$\alpha+\eta$	36,4	62,4	1,2
θ	37,3	1,4	61,3
T'	61,3	12,8	25,9
μ	73,0	16,5	10,5

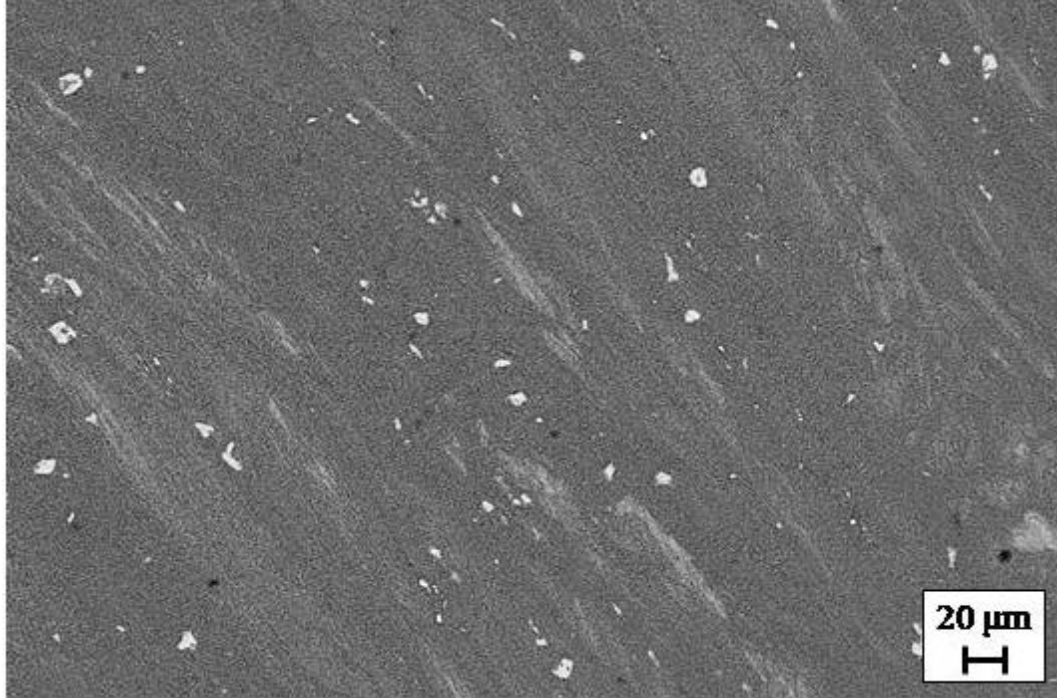


Şekil 16. Alaşımın homojenize edilmiş durumuna ait XRD deseni

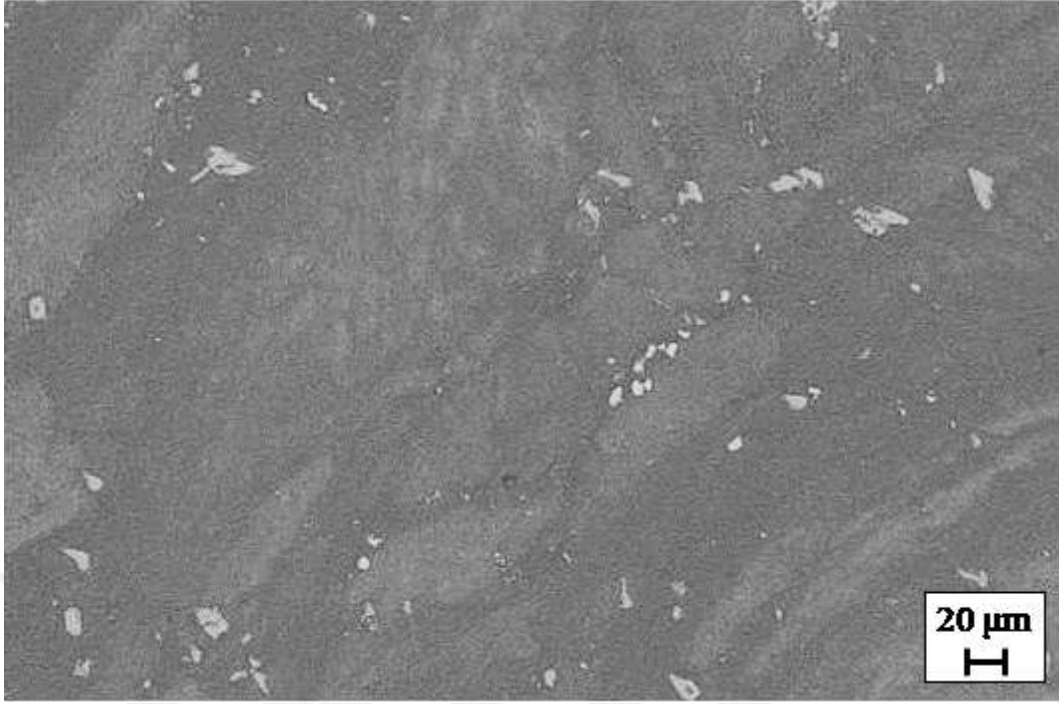
Homojenize durumda farklı çevrim sayılarında dövülmüş, 200 °C sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülmüş, bu işlemin ardından aynı sıcaklıkta tekrar yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait görüntüler Şekil 17-22’de sunulmaktadır. Dövme işleminden sonra bakırca zengin fazlar kırılmakta ve artan dövme çevrim sayısı ile yapı içerisine dağılmaktadır. Diğer taraftan taneler deformasyon yönünde uzamakta ve boyutları küçülmektedir. Üç çevrim dövme öncesi yaşlandırılmış alaşım üç çevrim dövülmüş durumu ile hemen hemen aynı yapısal görünüm sergilemektedir. Ancak yaşlandırma dövme ve tekrar yaşlandırma şeklinde uygulanan işlemten sonra alaşımın içyapısında sınırları belirgin nispeten eş eksenli taneler ortaya çıkmaktadır. Söz konusu tanelerin sınırları sırasıyla ağırlıkça %62-64 ve %36-38 oranları arasında değişen alüminyum ve çinko içeren ağ biçiminde bir katı çözeltiden oluşmaktadır.



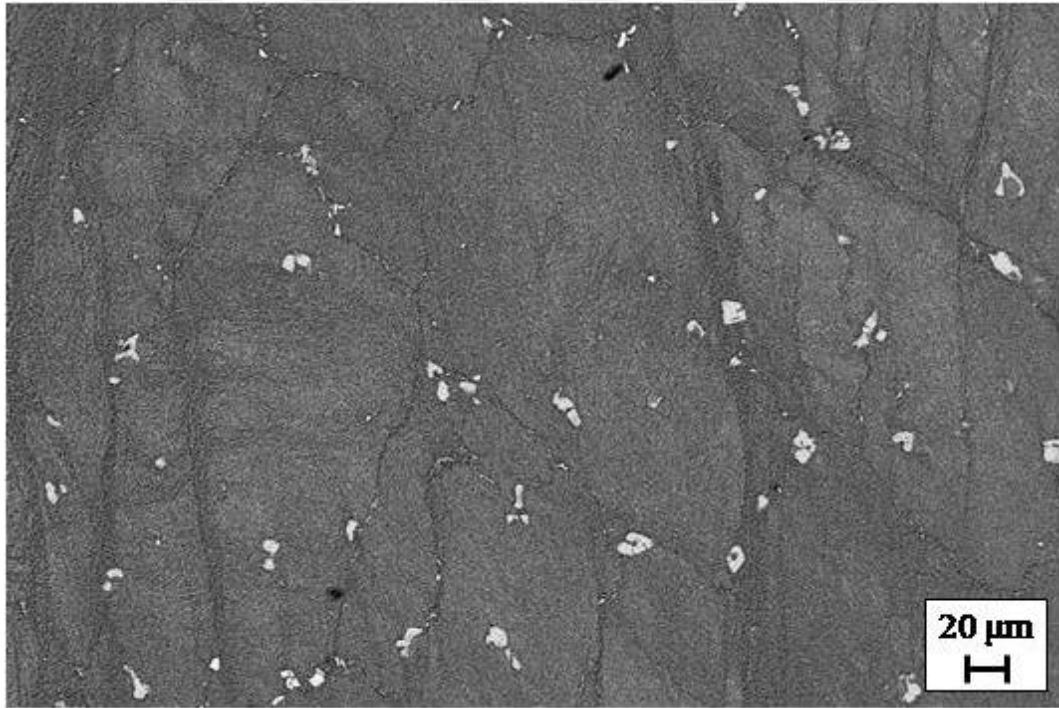
Şekil 17. Bir çevrim dövülen Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı



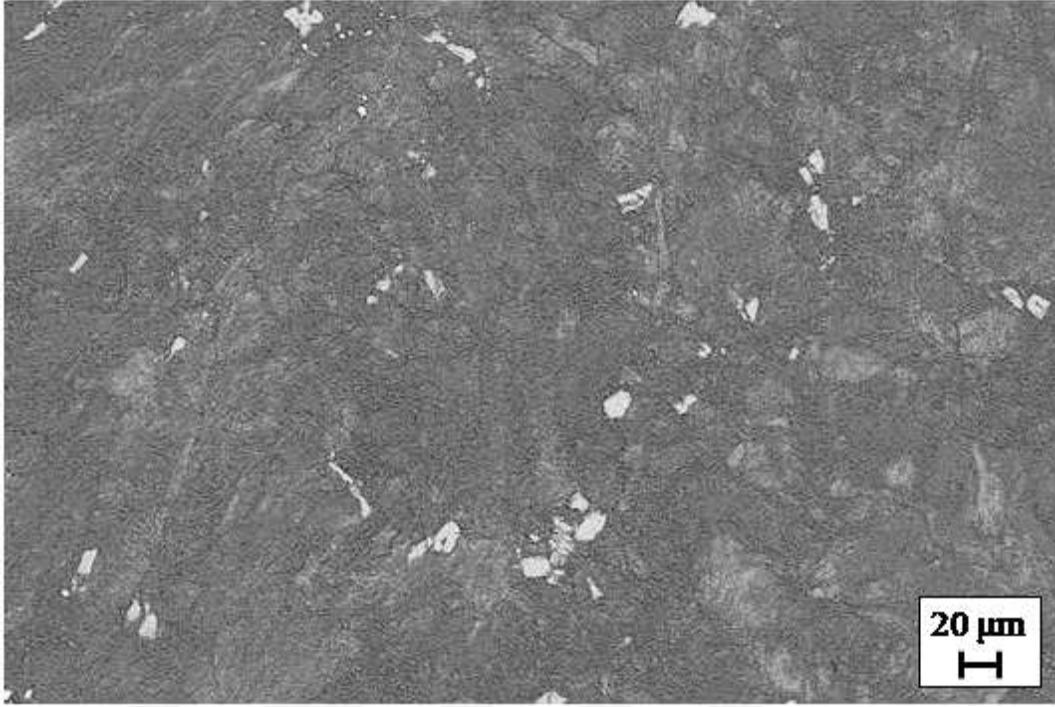
Şekil 18. İki çevrim dövülen alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı



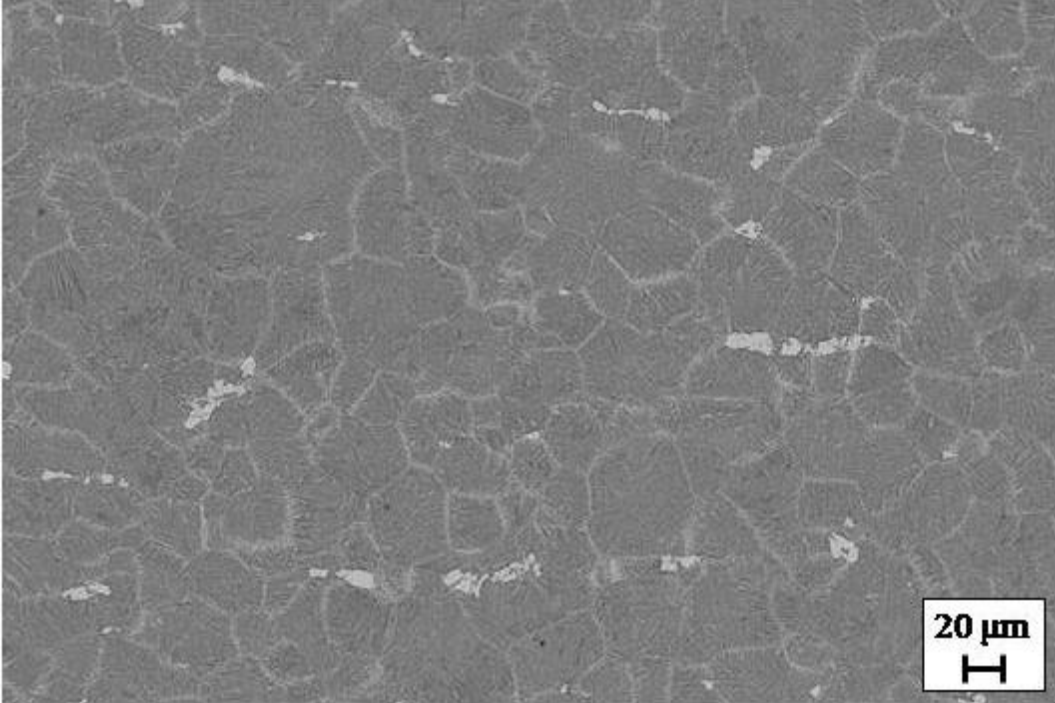
Şekil 19. Üç çevrim dövülen alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı



Şekil 20. Dört çevrim dövülen alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı

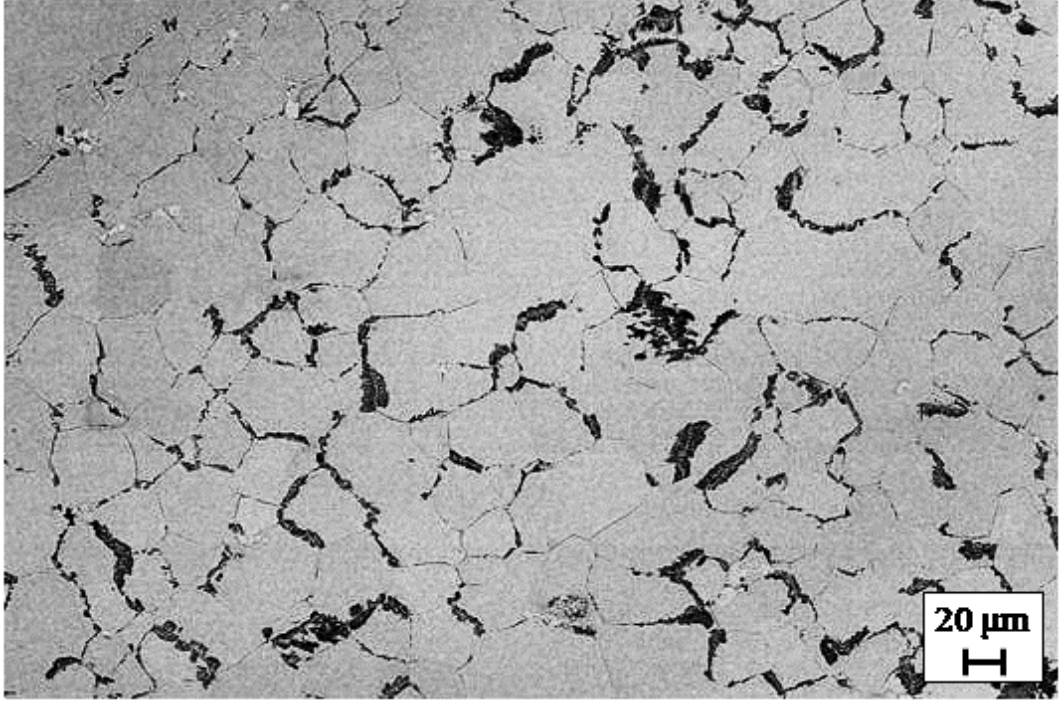


Şekil 21. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülen Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı

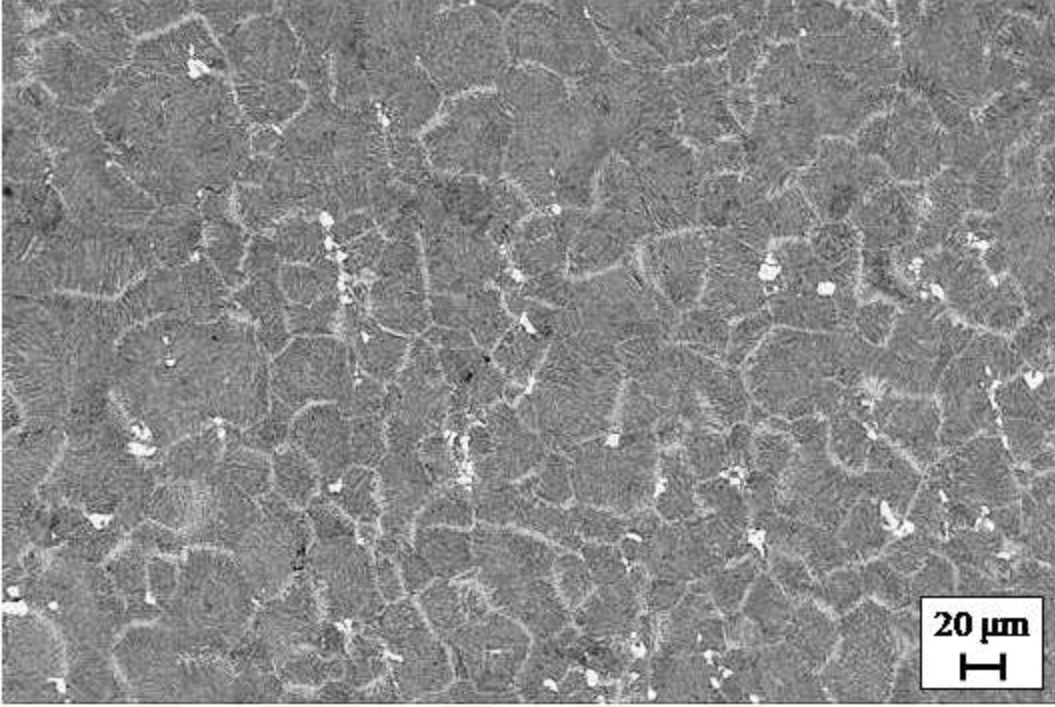


Şekil 22. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülüp tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı

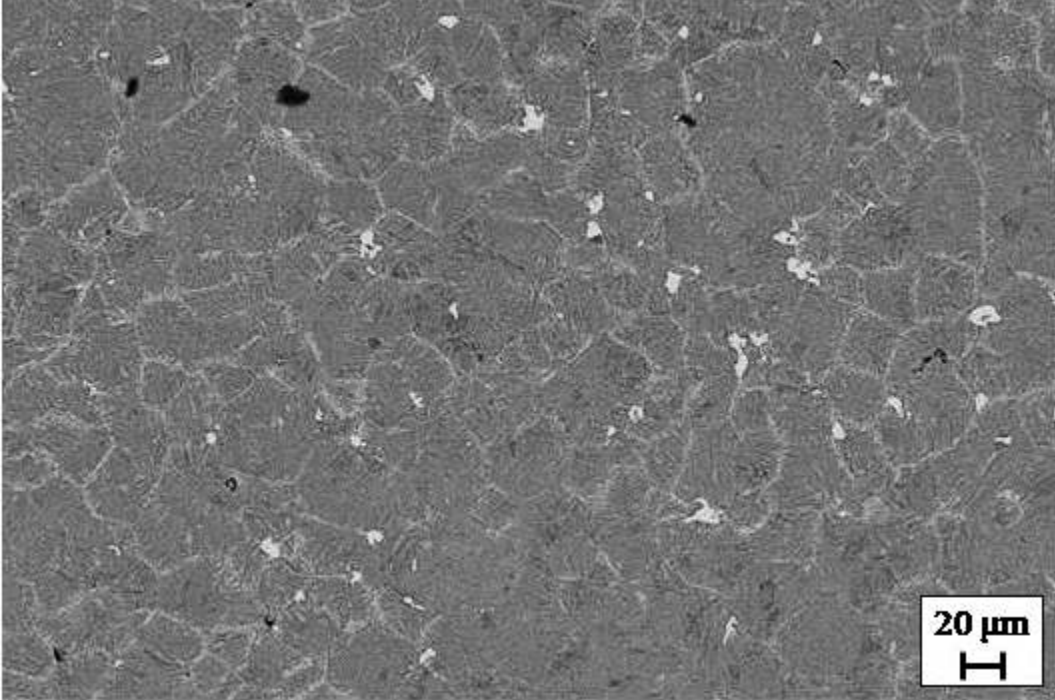
Üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımın içyapı görüntüleri Şekil 23, Şekil 24 ve Şekil 25'te verilmektedir. 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımda $\alpha+\eta$ faz karışımı daha çok tane sınırlarında çökelmektedir. 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra ise η fazı α taneleri içerisinde çökelmekte, tane sınırlarında ise ağ biçiminde Al ve Zn'den oluşan bir katı çözelti ile bakırca zengin fazlar yer almaktadır.



Şekil 23. Üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı



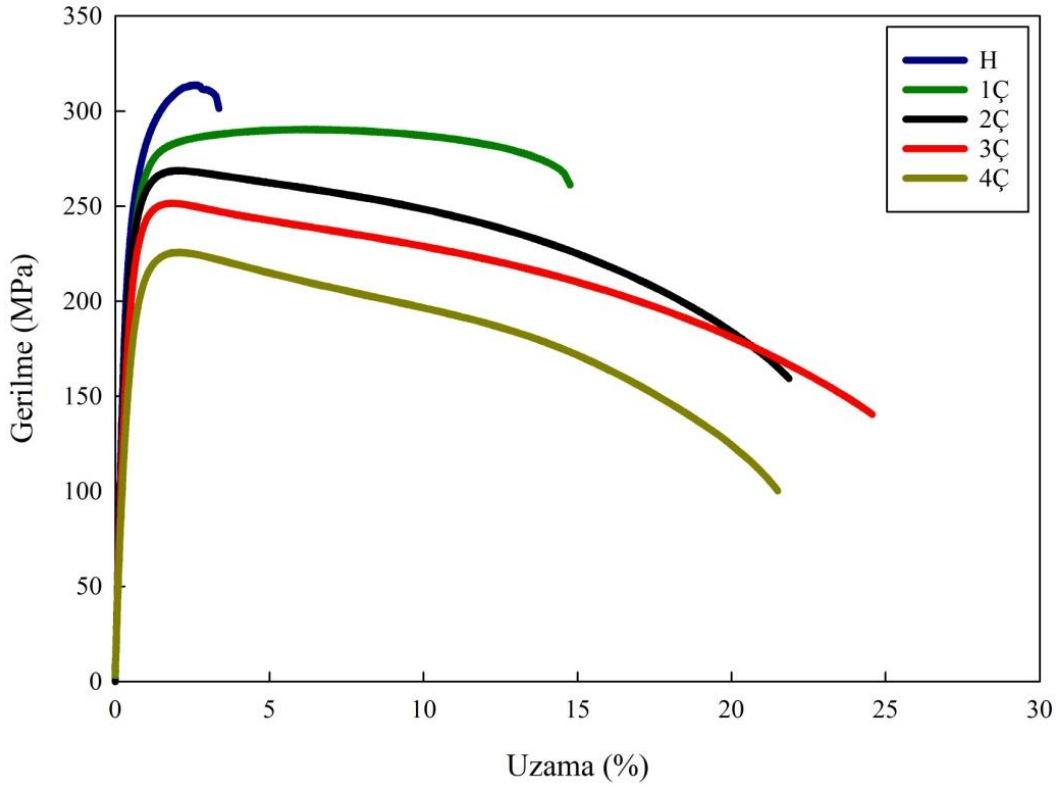
Şekil 24. Üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış alaşımın içyapısına ait SEM fotoğrafı



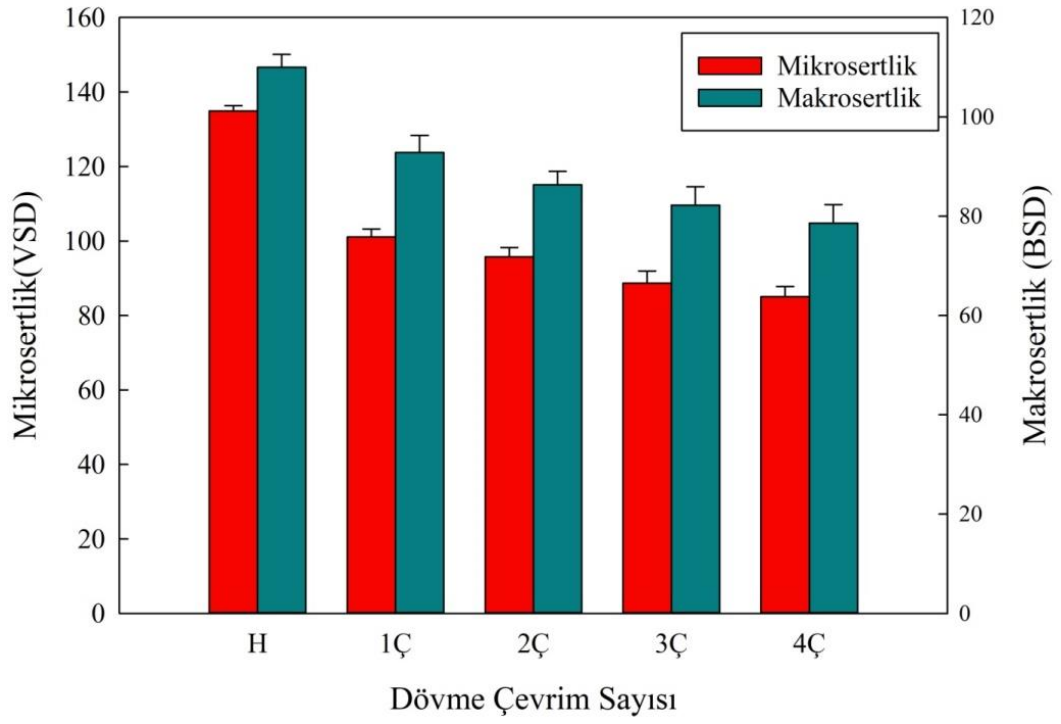
Şekil 25. Üç çevrim dövüldükten sonra 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısına ait SEM fotoğrafı

3.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

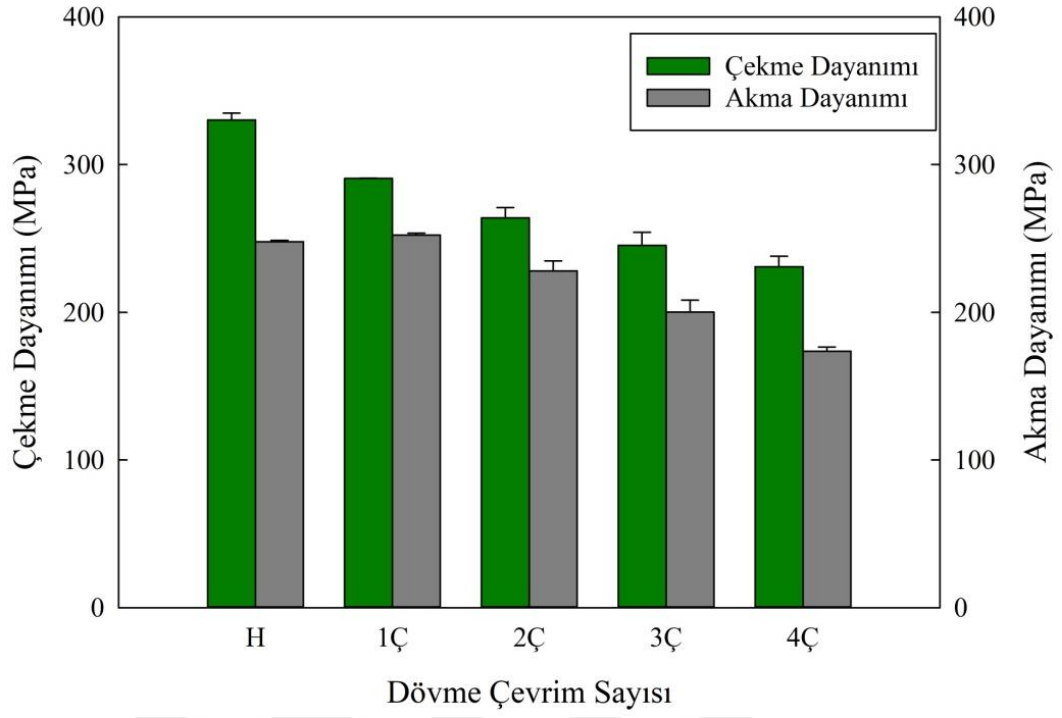
Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımasının dört çevrime kadar dövülmüş durumlarına ait mühendislik gerilmesi-mühendislik yüzde uzaması eğrileri Şekil 26’da verilmektedir. Alaşımın söz konusu eğrilerinden elde edilen akma ve çekme dayanımları ile sertlik, kopma uzaması ve darbe tokluğu değerlerinin dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri sırasıyla Şekil 27-29’da gösterilmektedir. Homojenize durumda yüksek akma ve çekme dayanımı ile yüksek sertlik sergileyen alaşımın söz konusu değerlerinin artan dövme çevrim sayısı ile azaldığı görülmektedir. Alaşımın homojenize edilmiş durumdaki düşük kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri ise dövme işleminden sonra önemli ölçüde artmakta üç çevrim dövme işleminden sonra en yüksek değerine ulaşmaktadır.



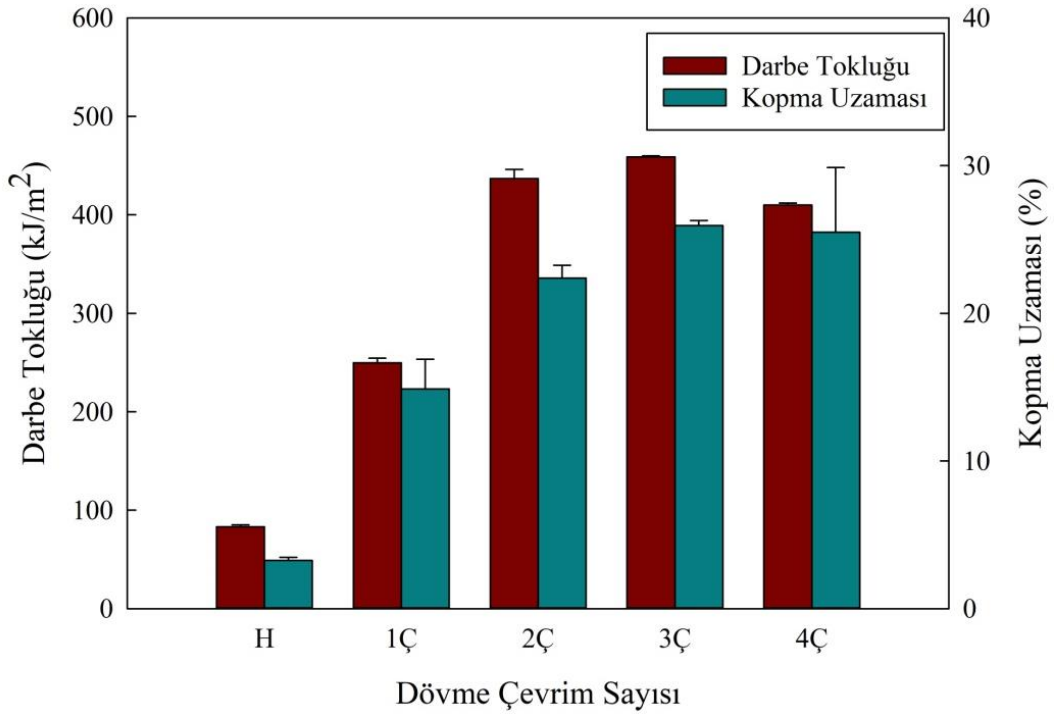
Şekil 26. Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve farklı çevrim sayılarında çok yönlü dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri



Şekil 27. Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının sertlik ve mikro sertlik değerlerinin dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri

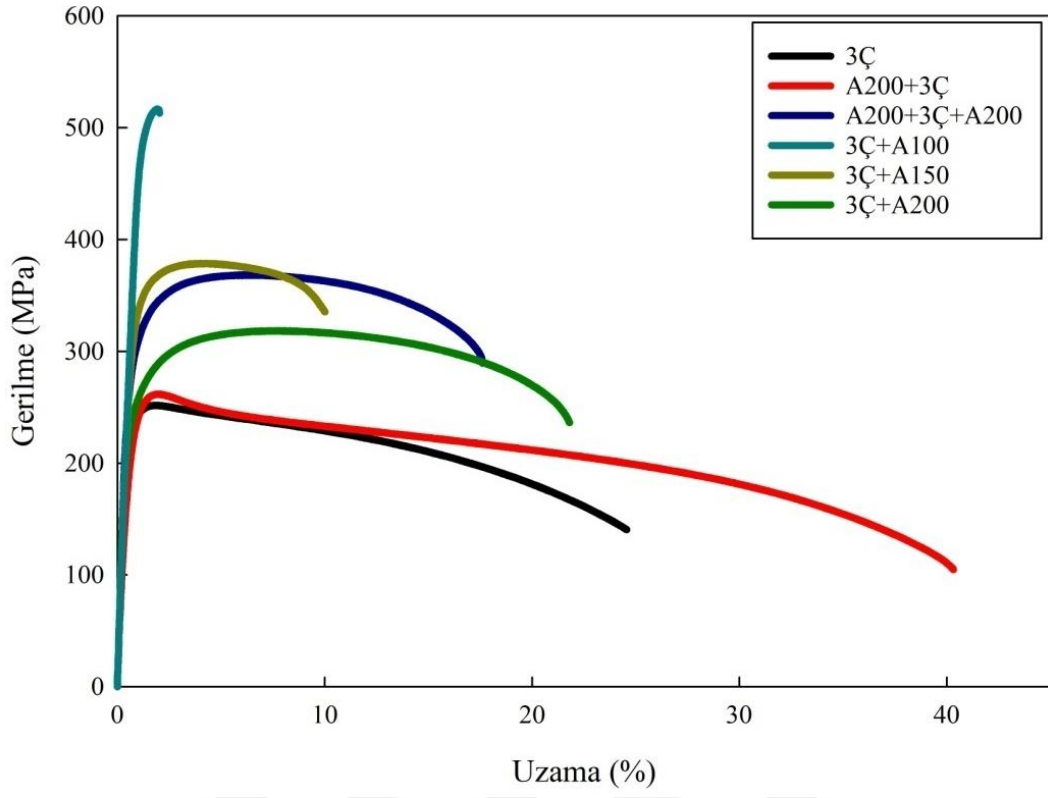


Şekil 28. Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme ve akma dayanımlarının dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri

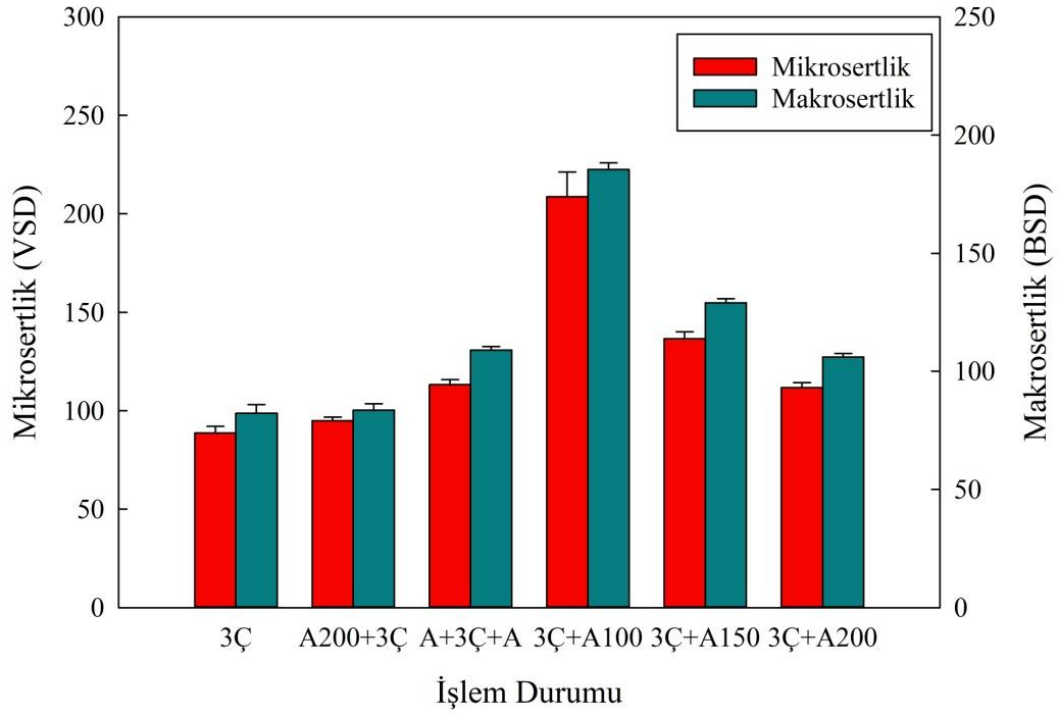


Şekil 29. Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımasının darbe tokluğu ve kopma uzaması değerlerinin dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren bar grafikleri

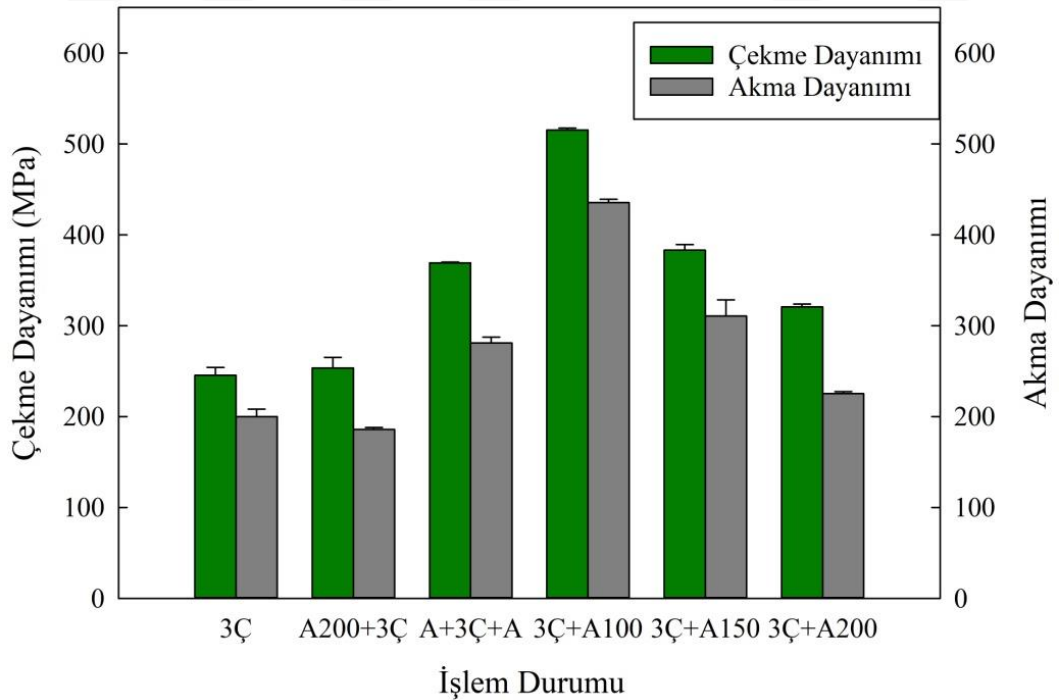
Üç çevrim dövülmüş alaşıma dövme işlemi öncesinde ve/veya sonrasında farklı sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işlemlerinden sonra elde edilen gerilme–uzama eğrileri Şekil 30’da verilmektedir. Bu eğrilerden elde edilen akma ve çekme dayanımları ile sertlik, kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri alaşıma uygulanan işlemlere göre Şekil 31-33’de sunulan bar grafiklerinde karşılaştırmalı olarak gösterilmektedir. 200 °C yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülen alaşımın üç çevrim dövülmüş durumuna göre akma ve çekme dayanımı ile sertliği değişmemekte ancak kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri önemli ölçüde artmaktadır. 200 °C yaşlandırılıp üç çevrim dövülen alaşıma 200 °C sıcaklıkta uygulanan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın mukavemet değerleri artmakta süneklik değerleri ise azalmaktadır. Diğer taraftan üç çevrim dövme işlemin ardından 100, 150 ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonucunda alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri artan yaşlandırma sıcaklığı ile azalırken, süneklik değerleri artmaktadır. Nitekim bu bulgular üç çevrim dövülüp 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımın en yüksek mukavemet, 200 °C yaşlandırılıp üç çevrim dövülen alaşımın ise en yüksek süneklik değerlerine sahip olduğunu göstermektedir.



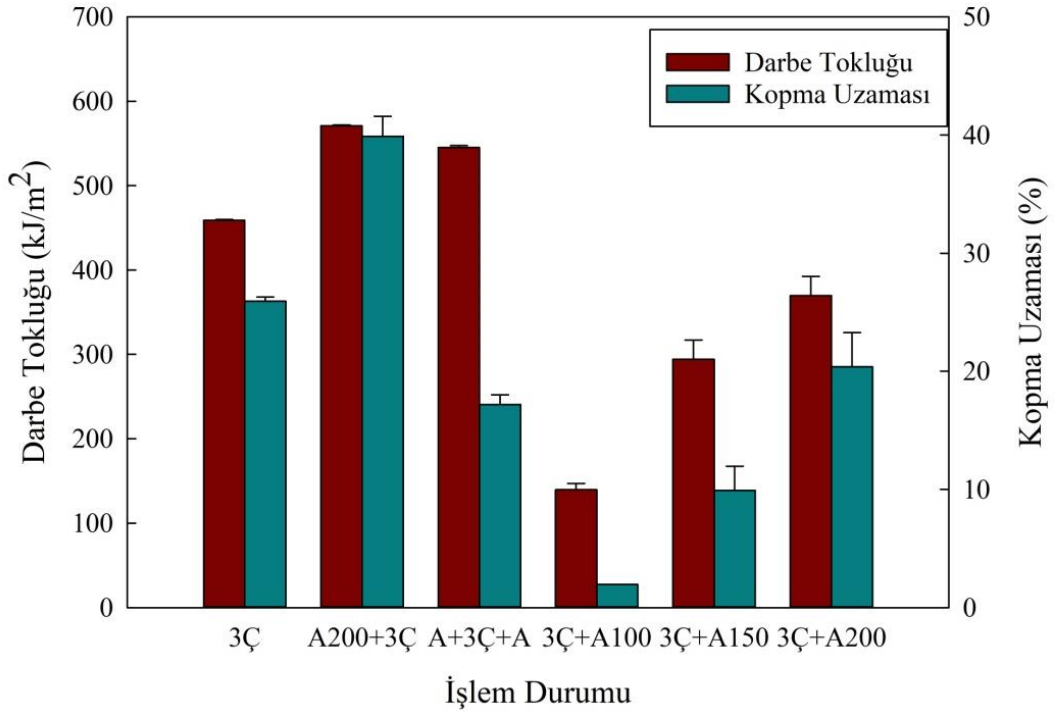
Şekil 30. Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının gerilme- uzama (%) eğrileri



Şekil 31. Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının sertlik ve mikrosertlik değerlerinin işlem durumuna göre karşılaştırılmasını gösteren bar grafikleri



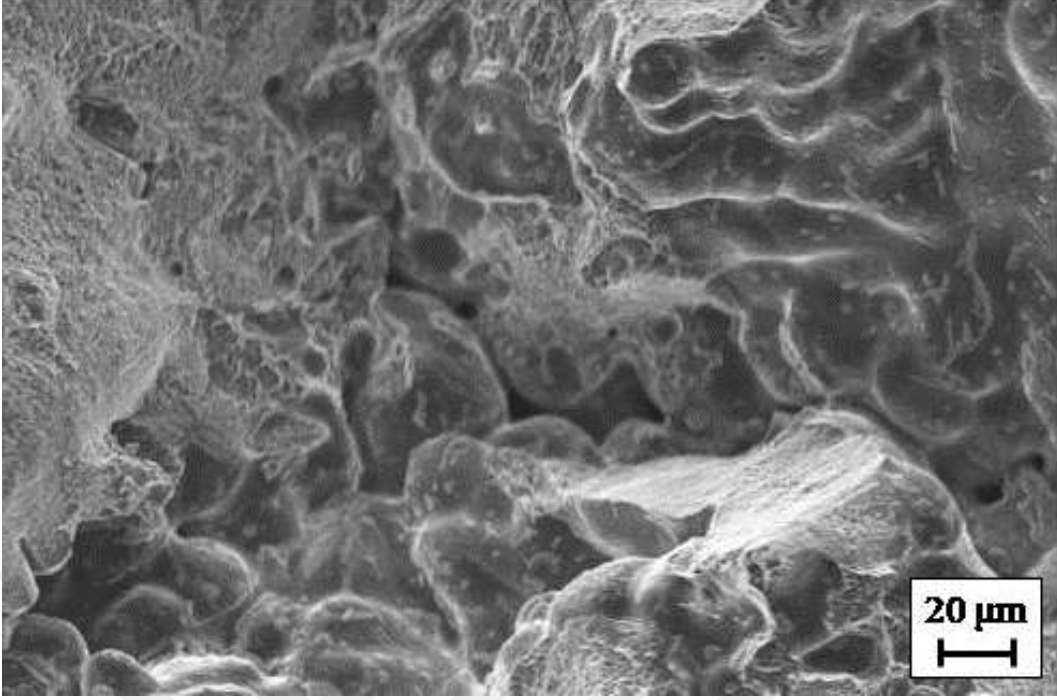
Şekil 32. Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının akma ve çekme dayanımlarının işlem durumuna göre karşılaştırılmasını gösteren bar grafikleri



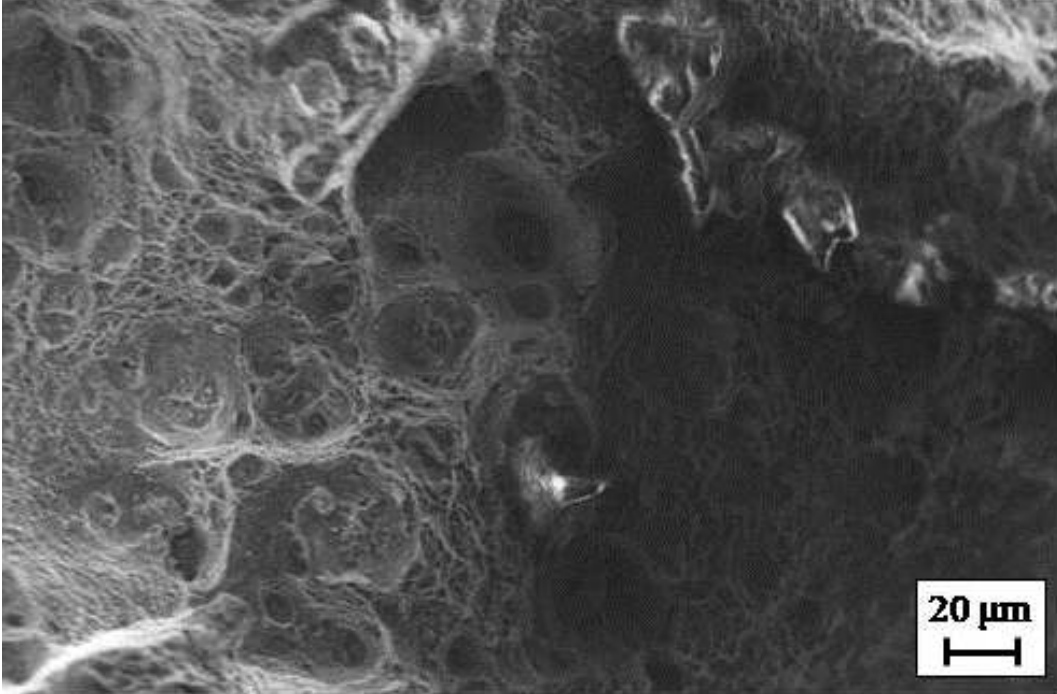
Şekil 33. Üç çevrim dövme öncesi ve/veya sonrası farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe tokluğu ve kopma uzaması değerlerinin işlem durumuna göre karşılaştırılmasını gösteren bar grafikleri

3.3. Çekme ve Darbe Deneylerine Tabi Tutulmuş Al-40Zn-3Cu Alaşımının Kırılma Yüzeyinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

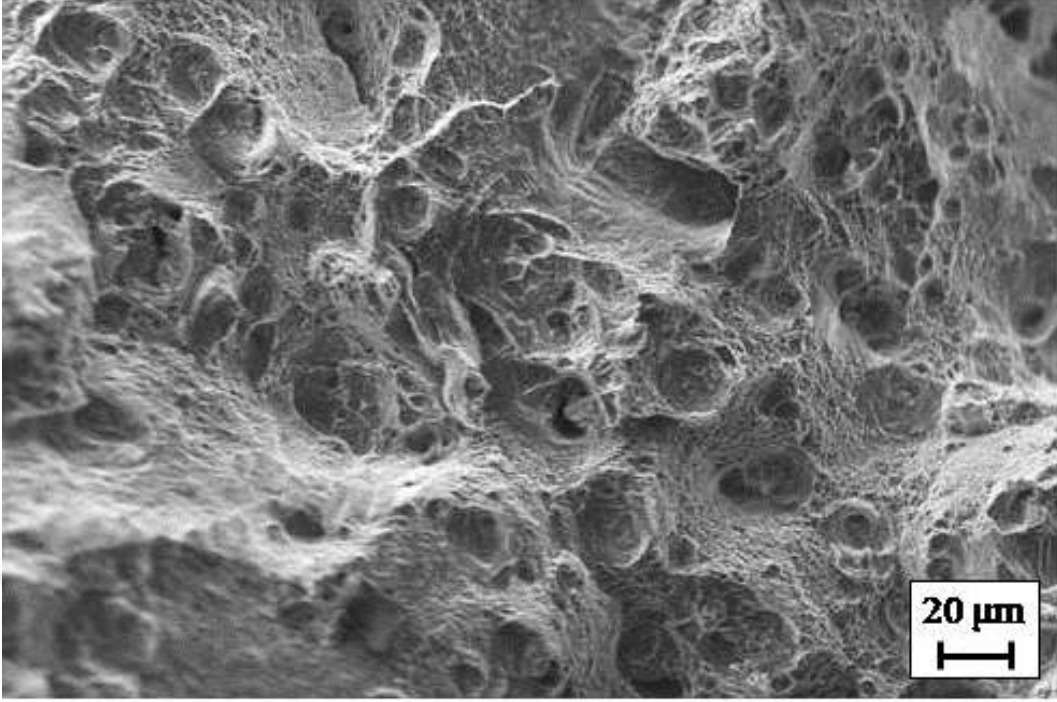
Çekme deneyine tabi tutulmuş homojenize edilmiş, farklı çevrim sayılarında dövülmüş, dövme öncesi ve sonrası yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafları Şekil 34-43'te verilmektedir. Homojenize edilmiş durumda alaşımın kırılma yüzeyinde yer alan geniş klivaj düzlemleri, dövme çevrim sayısı arttıkça daralmakta ve alaşımın yüzeyinde çekme yönünde uzamış lifler ve nispeten çanak biçiminde çukurlar ortaya çıkmaktadır. Üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımın kırılma yüzeyi taneli, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşımın kırılma yüzeyi ise lifli ve çanak biçimindeki çukurlardan oluşan bir görünüm sergilemektedir. Diğer taraftan dövme öncesi 200 °C sıcaklıkta yaşlandırıp üç çevrim dövülen alaşımın kırılma yüzeyinde çanak biçiminde geniş çukurlar ve düz yüzeyler, 200 °C yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülüp tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımın kırılma yüzeyinde ise çanak biçimde dar çukurlar ve klivaj düzlemleri yer almaktadır.



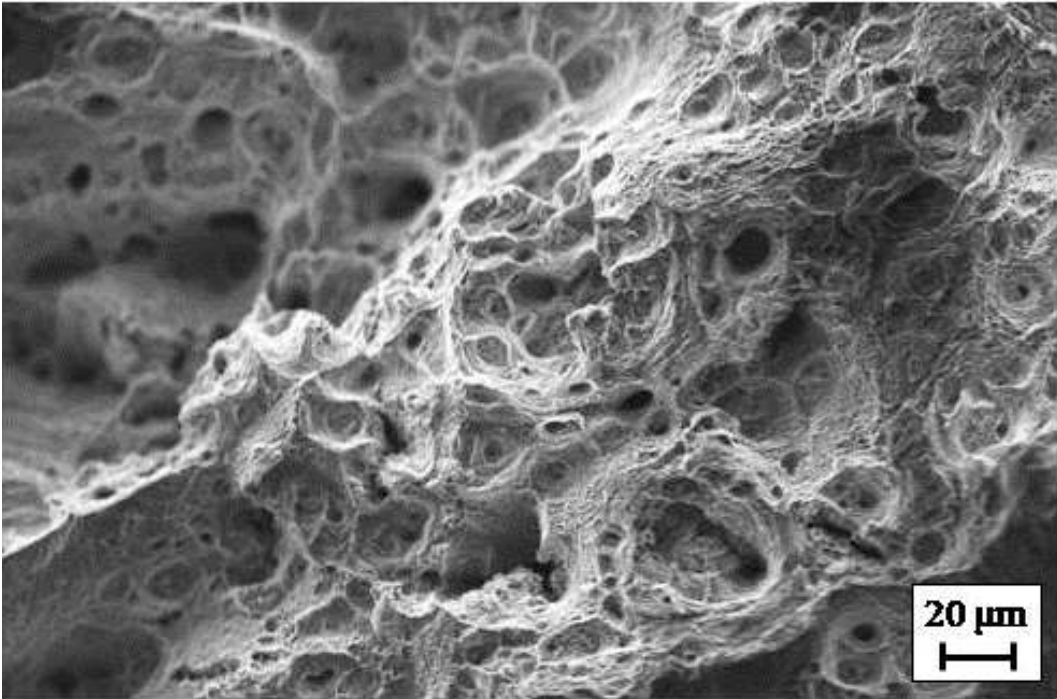
Şekil 34. Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



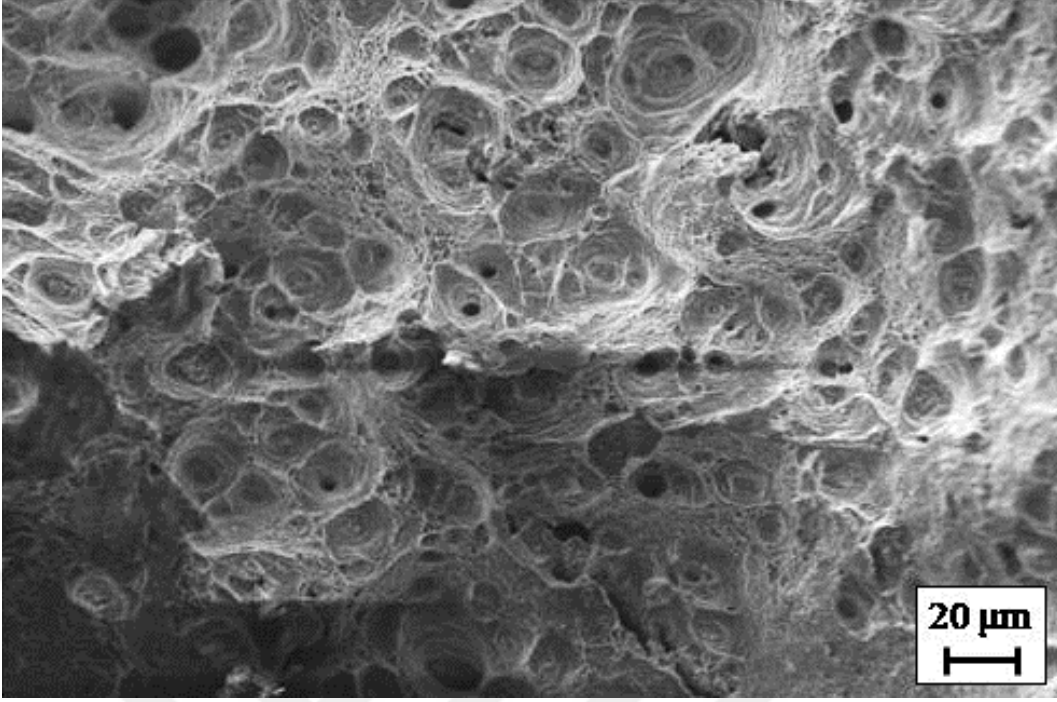
Şekil 35. Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



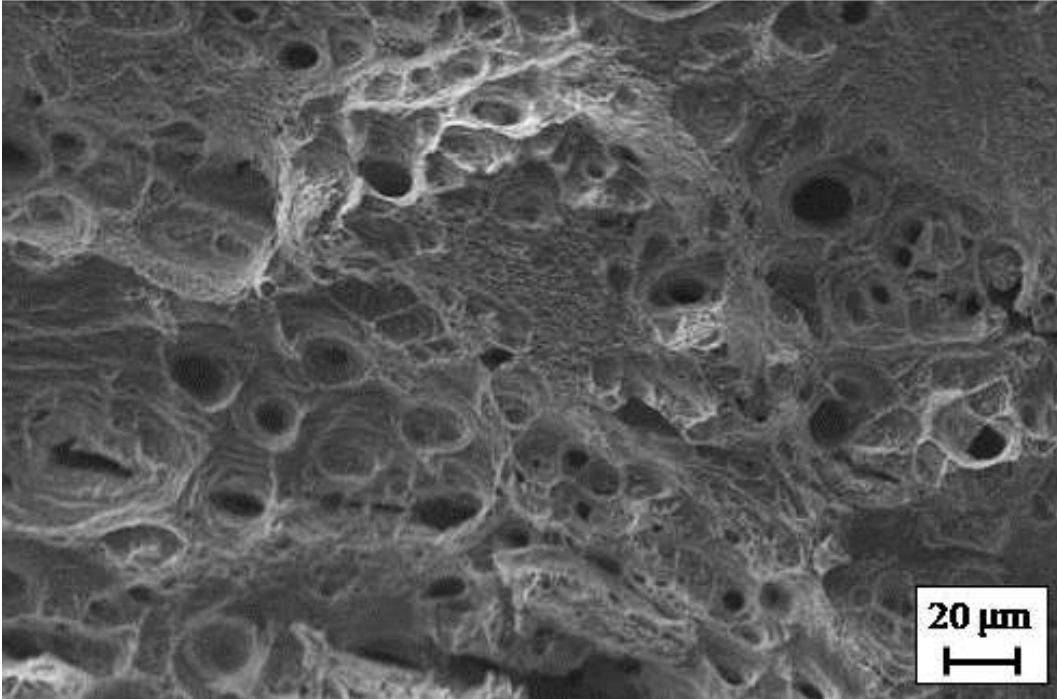
Şekil 36. İki çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



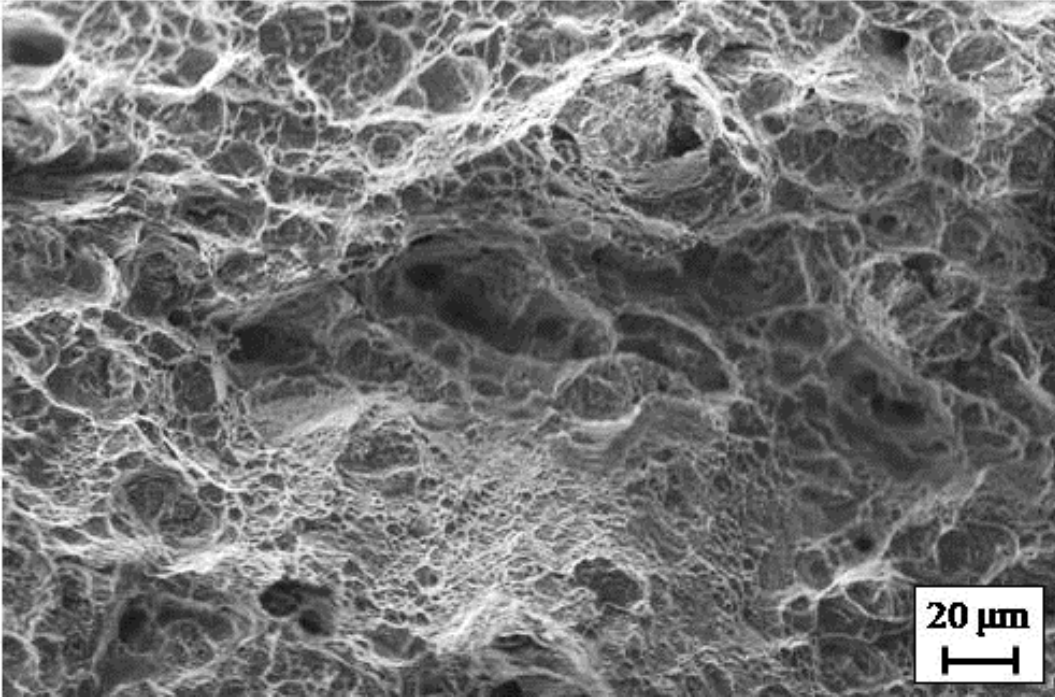
Şekil 37. Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



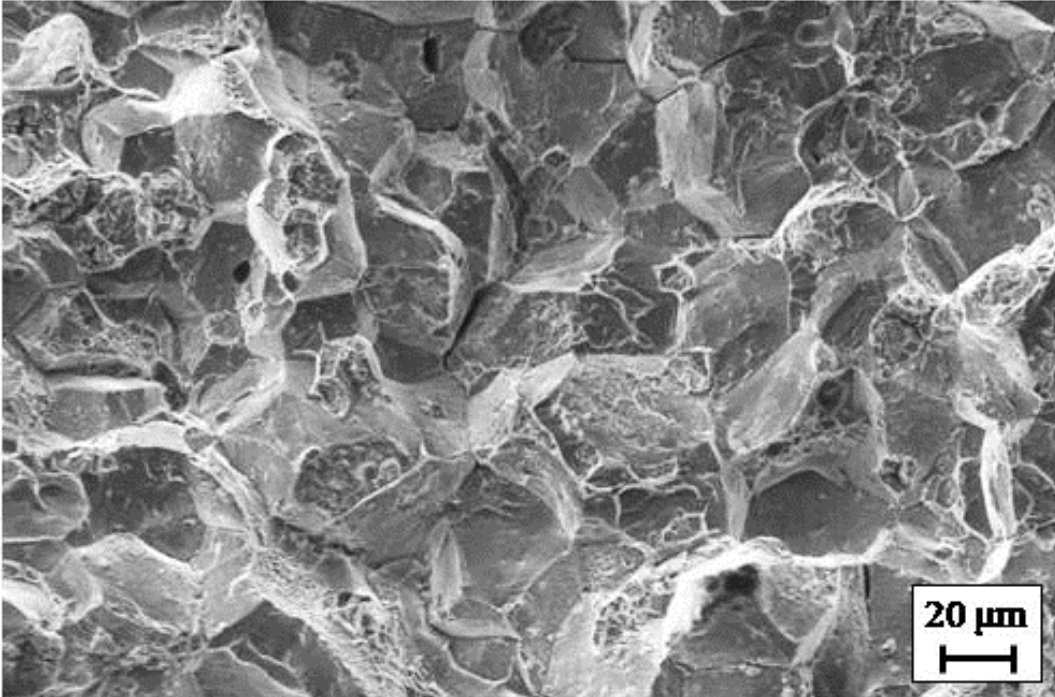
Şekil 38. Dört çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



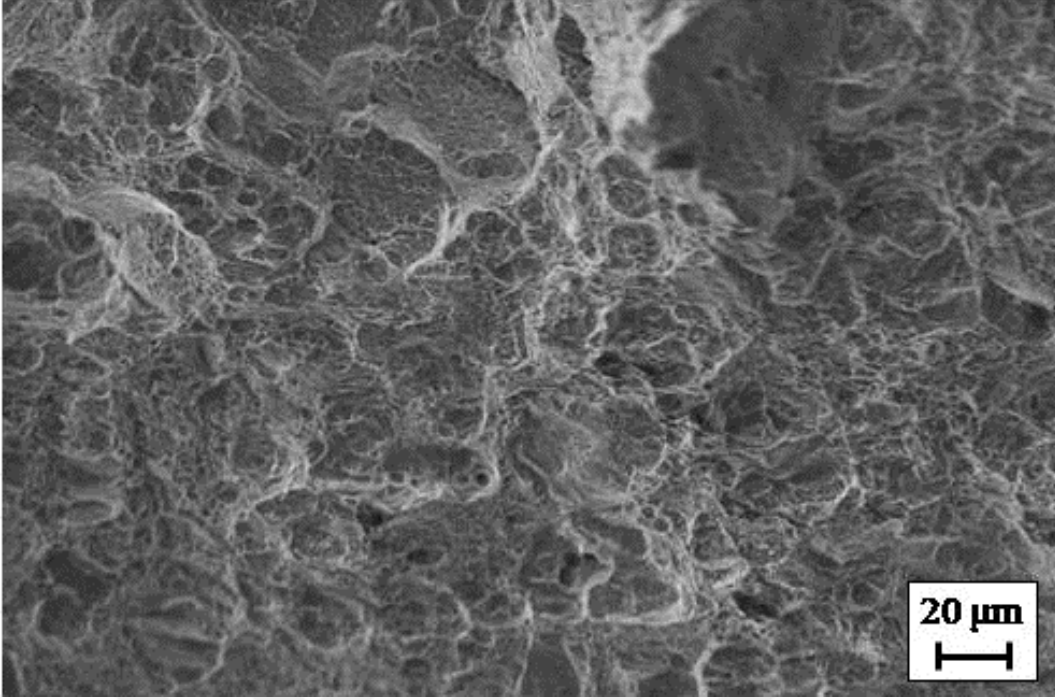
Şekil 39. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



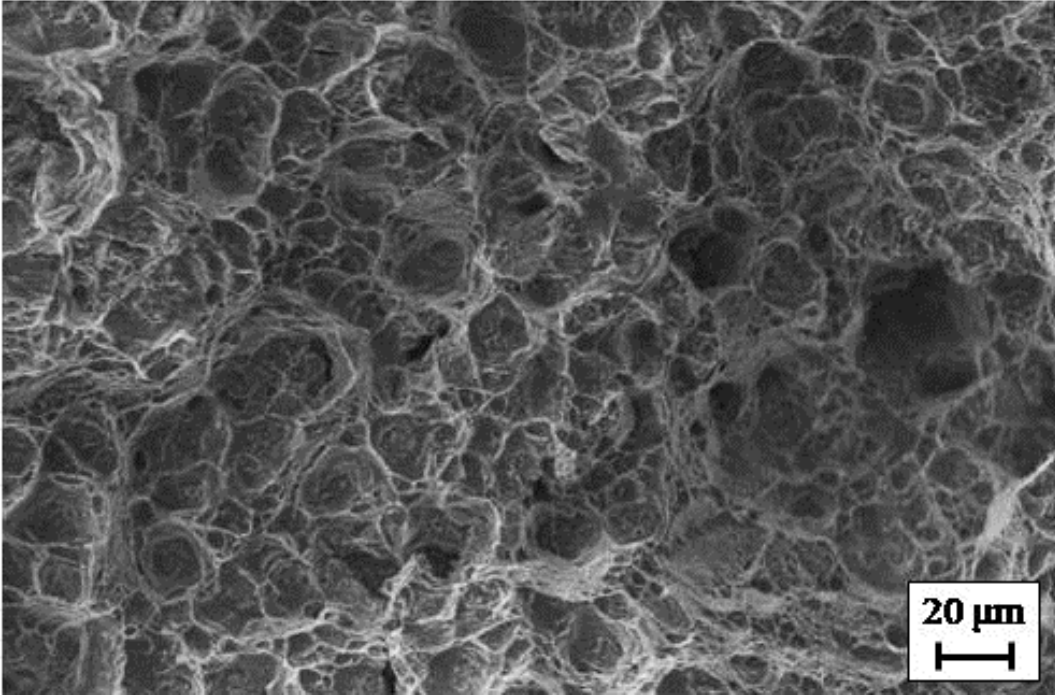
Şekil 40. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış sonra üç çevrim dövülmüş ve tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımına ait çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyinin SEM fotoğrafı



Şekil 41. Üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

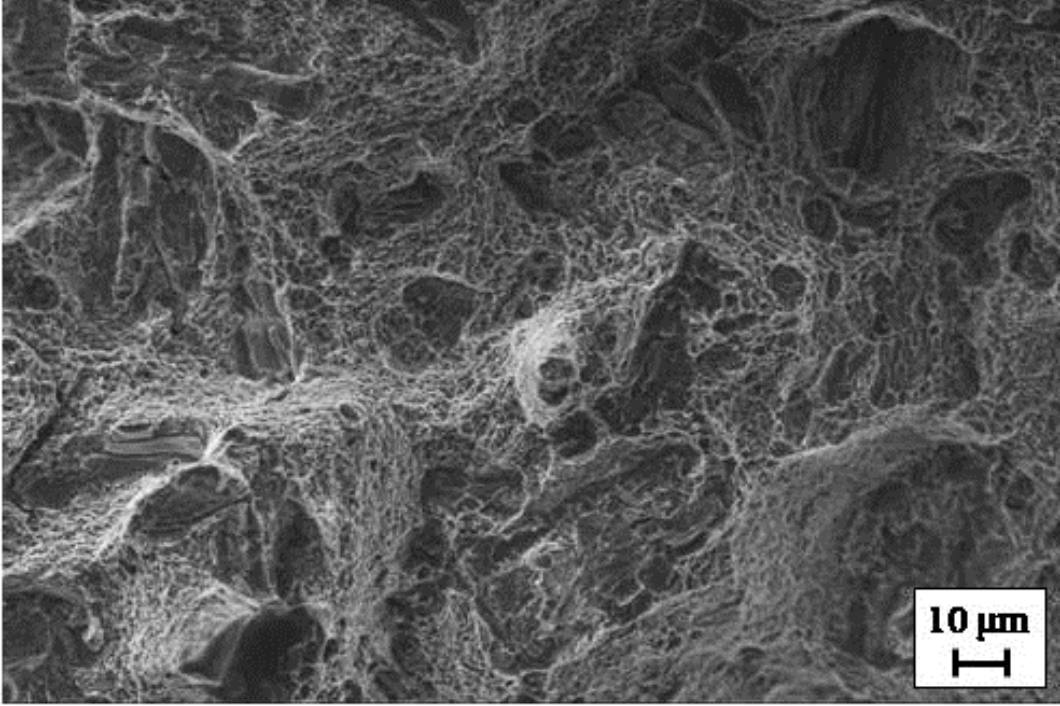


Şekil 42. Üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

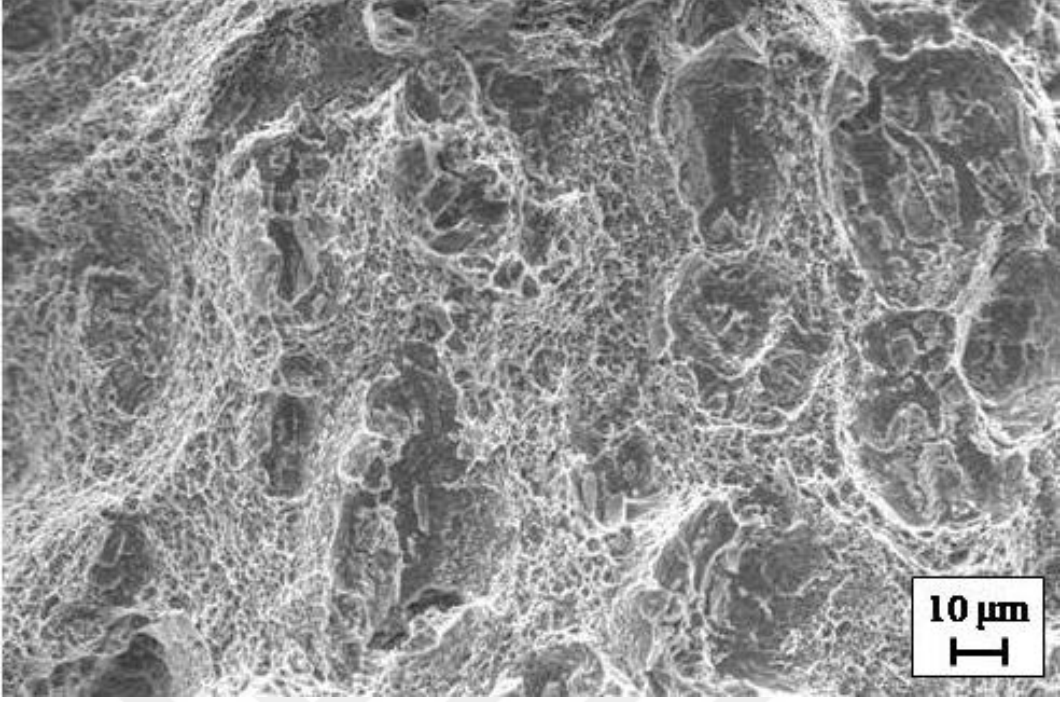


Şekil 43. Üç çevrim dövüldükten sonra 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

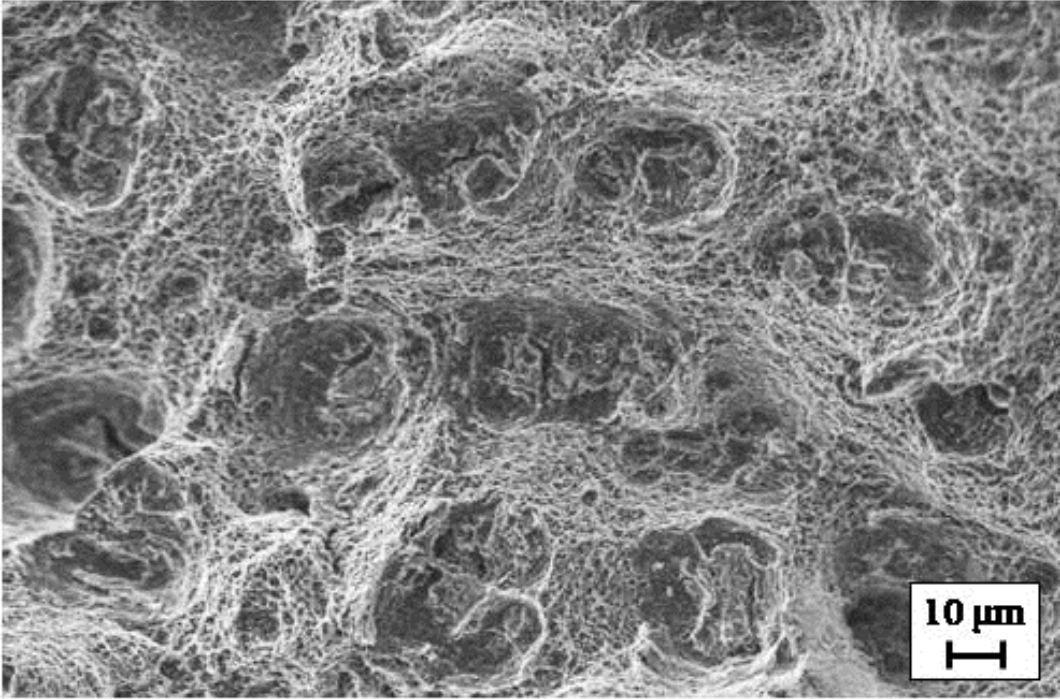
Farklı çevrim sayılarında dövülmüş ve üç çevrim dövme işlemi öncesinde ve/veya sonrasında yaşlandırılmış alaşımın darbe deneyi numunelerine ait kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 44-53'te sunulmaktadır. Darbe sonucu homojenize edilmiş alaşımın kırılma yüzeyinde derin yarıklar meydana gelmekte, klivaj düzlemlerinin yanı sıra çukur ve tepeler oluşmaktadır. Dövme çevrim sayısı arttıkça derin yarıklar hemen hemen yok olmakta, derin çukur ile tepelerin yoğunluğu artmaktadır. Genel olarak homojenize durumda gevrek kırılan alaşım dövme işleminin ardından sünek kırılma eğilimi sergilemekte, bu eğilim ise artan dövme çevrim sayısı ile artmaktadır. Ancak üç çevrim dövme işleminden önce ve/veya sonra yaşlandırılmış alaşımın darbe sonucu oluşan kırık yüzeyinde taneli bir görünümün yanı sıra klivaj düzlemleri yer almakta, tepeler ve çukurlar meydana gelmektedir. Bu bulgular üç çevrim dövme işleminden sonra sünek kırılma davranışı sergileyen alaşımın dövme işleminin ardından uygulanan yaşlandırma işleminden sonra gevrekleştiğini ve gevrek kırılma davranışı sergilediğini göstermektedir.



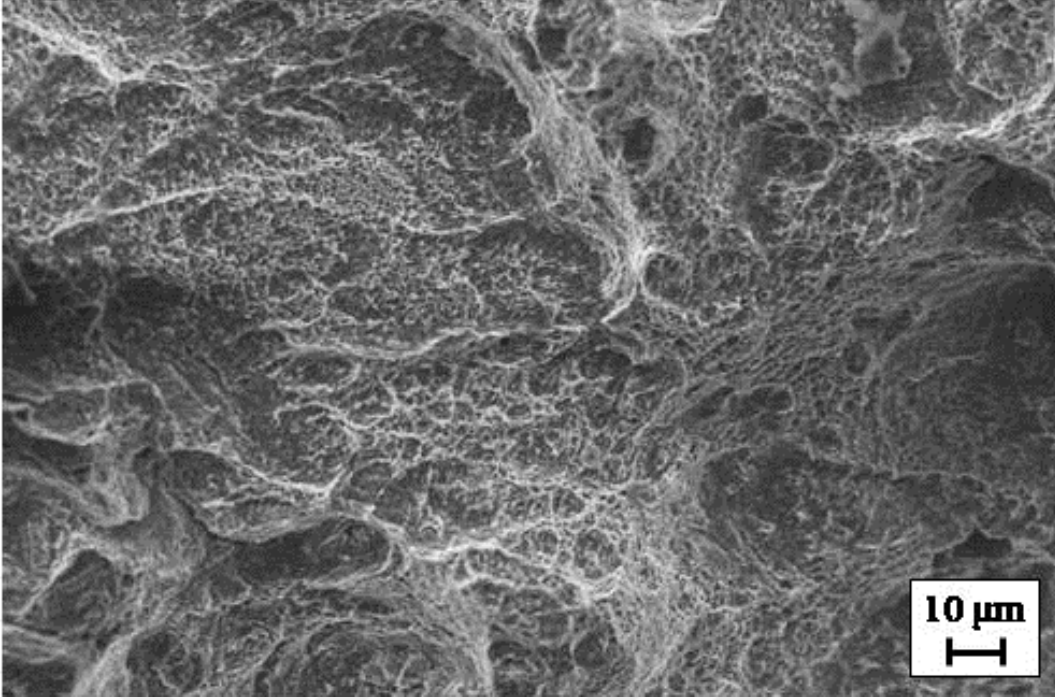
Şekil 44. Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



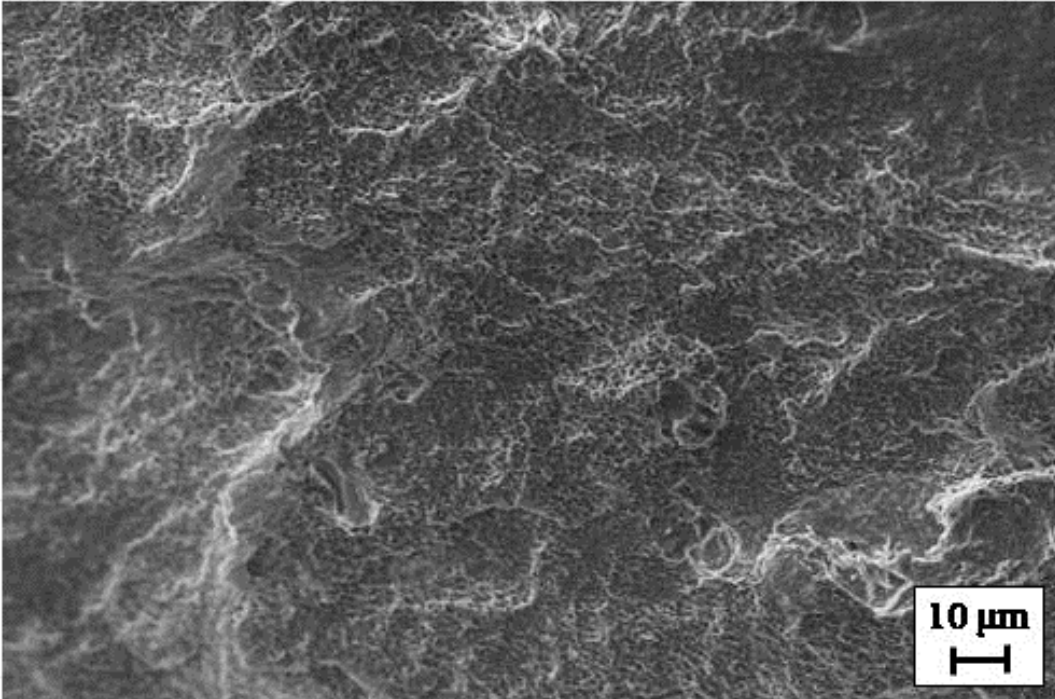
Şekil 45. Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşıımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



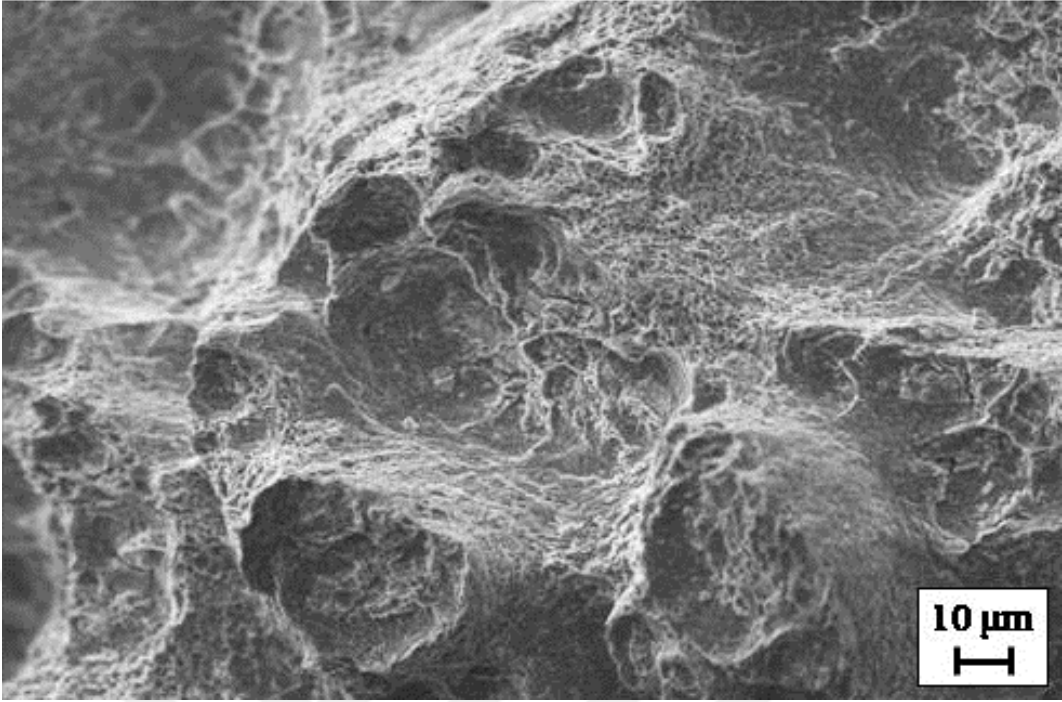
Şekil 46. İki çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşıımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



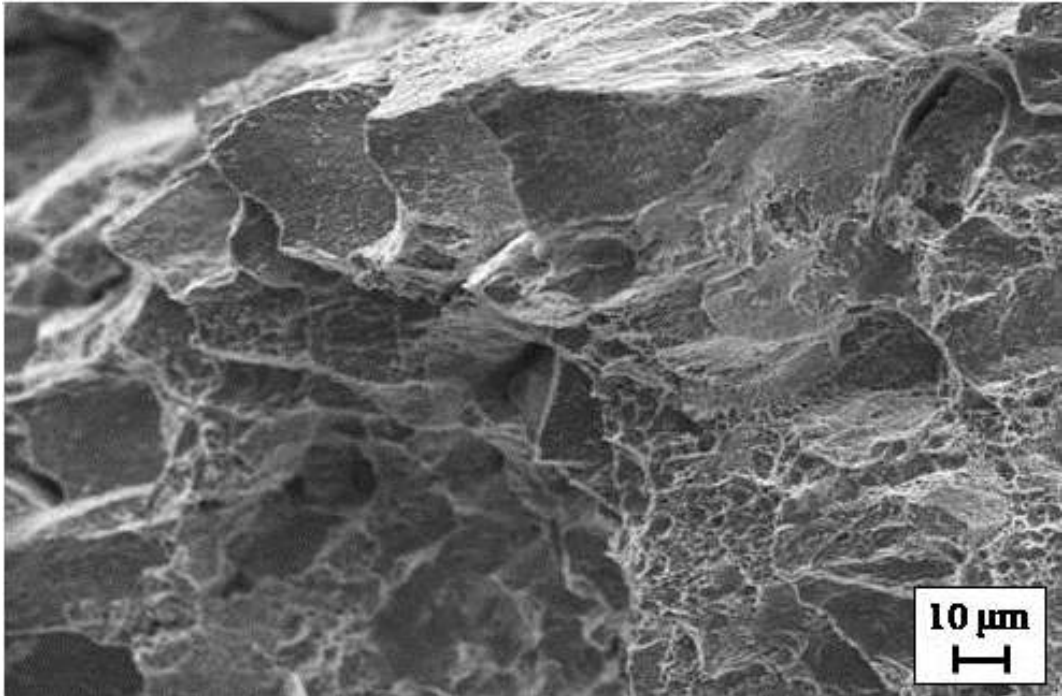
Şekil 47. Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



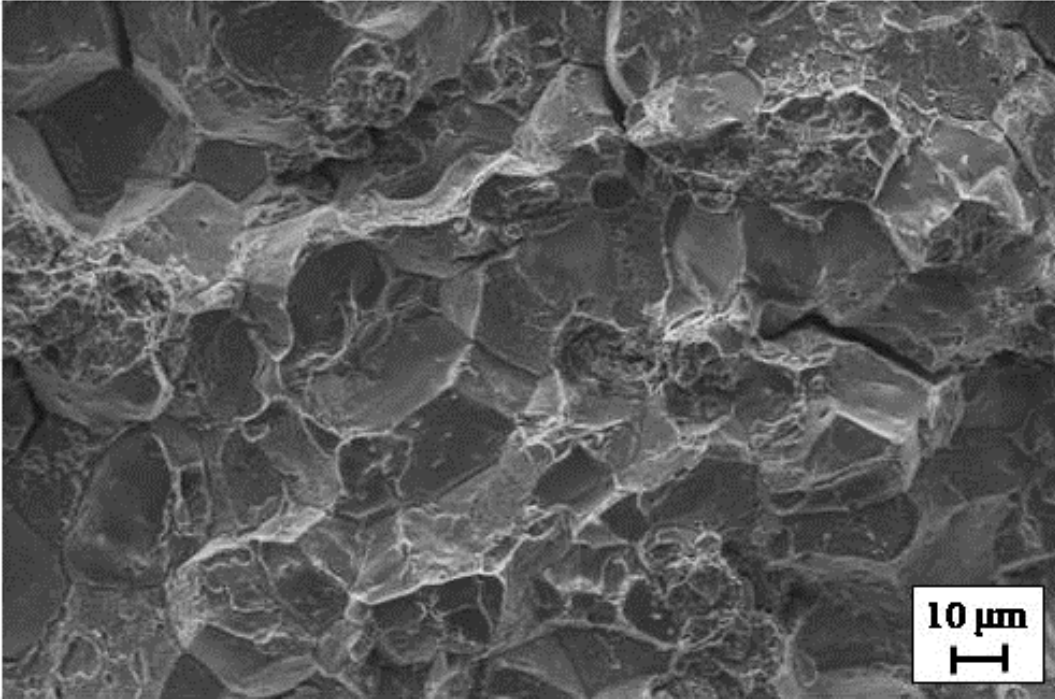
Şekil 48. Dört çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine SEM fotoğrafı



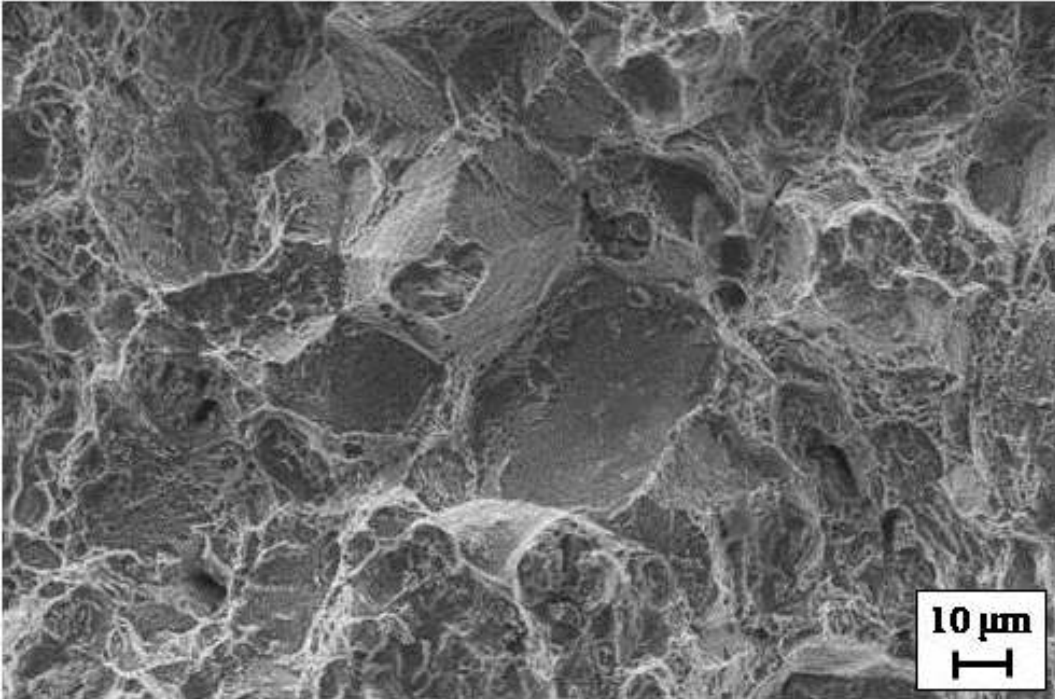
Şekil 49. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



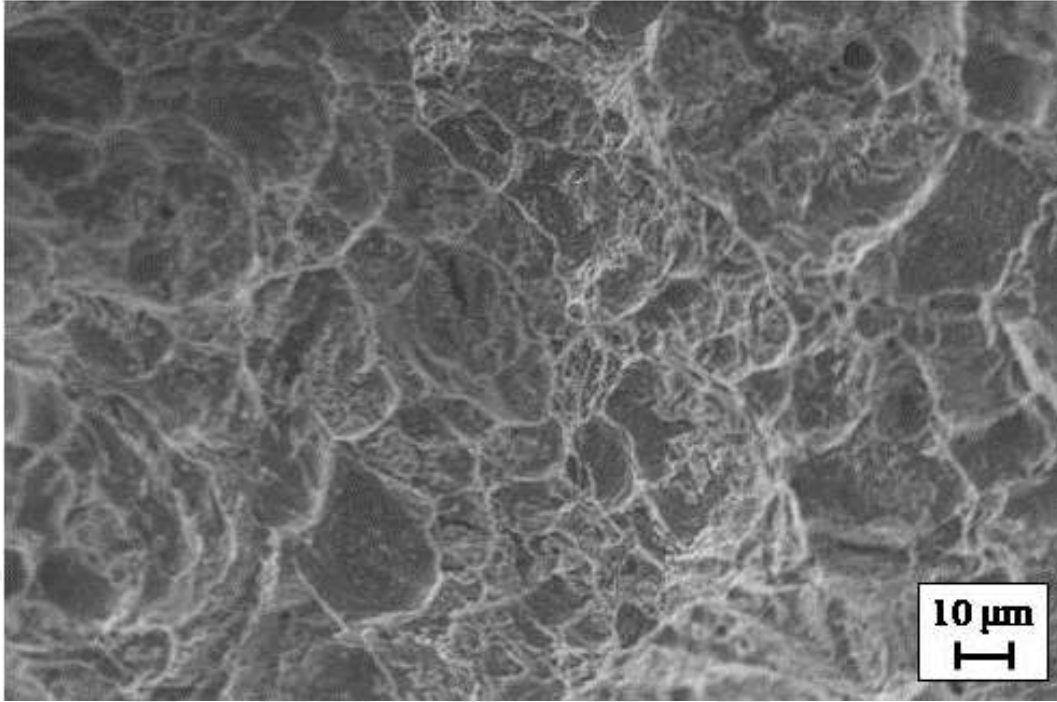
Şekil 50. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış sonra üç çevrim dövülmüş ve tekrar aynı sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



Şekil 51. Üç çevrim dövülmüş sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



Şekil 52. Üç çevrim dövülmüş sonra 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

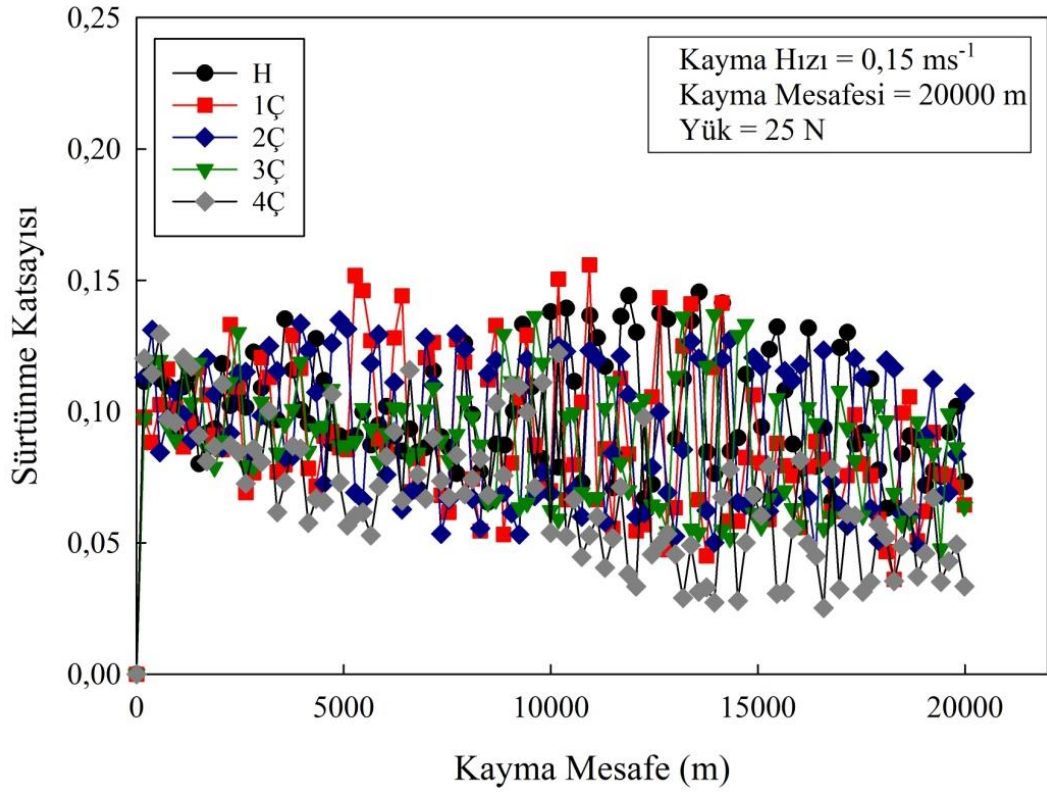


Şekil 53. Üç çevrim dövülmüş sonra 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

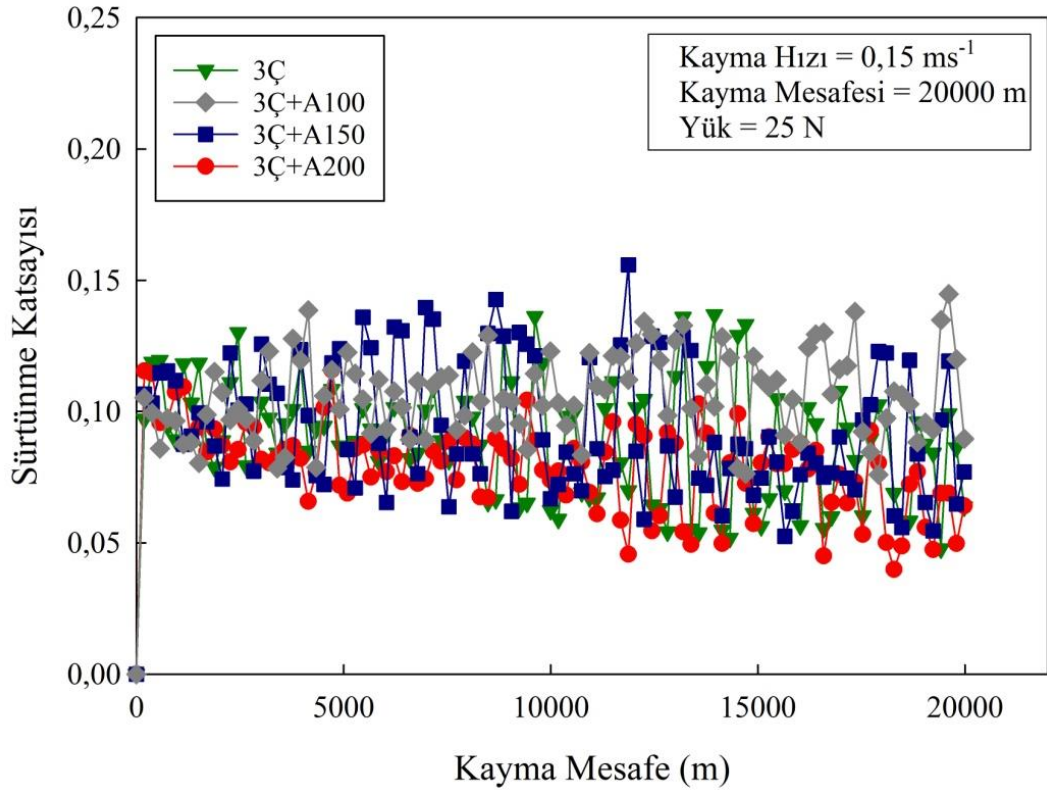
3.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular

Alaşımın işlem gördüğü bütün durumları için sürtünme katsayısı çalışmanın başlangıç aşamasında ani olarak artmakta hareketin devamında ise birbirini takip eden keskin artış ve düşüşlerden oluşan dalgalı bir değişim sergilemektedir. Söz konusu bu durum farklı işlemlere tabi tutulmuş alaşım için sırasıyla Şekil 54 ve Şekil 55'te gösterilmektedir. Alaşımın sürtünme katsayısının dalgalı değişim sergilediği bölgedeki ortalama değeri ile çalışma süresince ölçülen aşınma kaybının (kütle kaybı) dövme çevrim sayısına göre değişimi Şekil 56'da verilmektedir. Dövme çevrim sayısı arttıkça alaşımın sürtünme katsayısı nispeten azalmakta, aşınma kaybı ise artmaktadır.

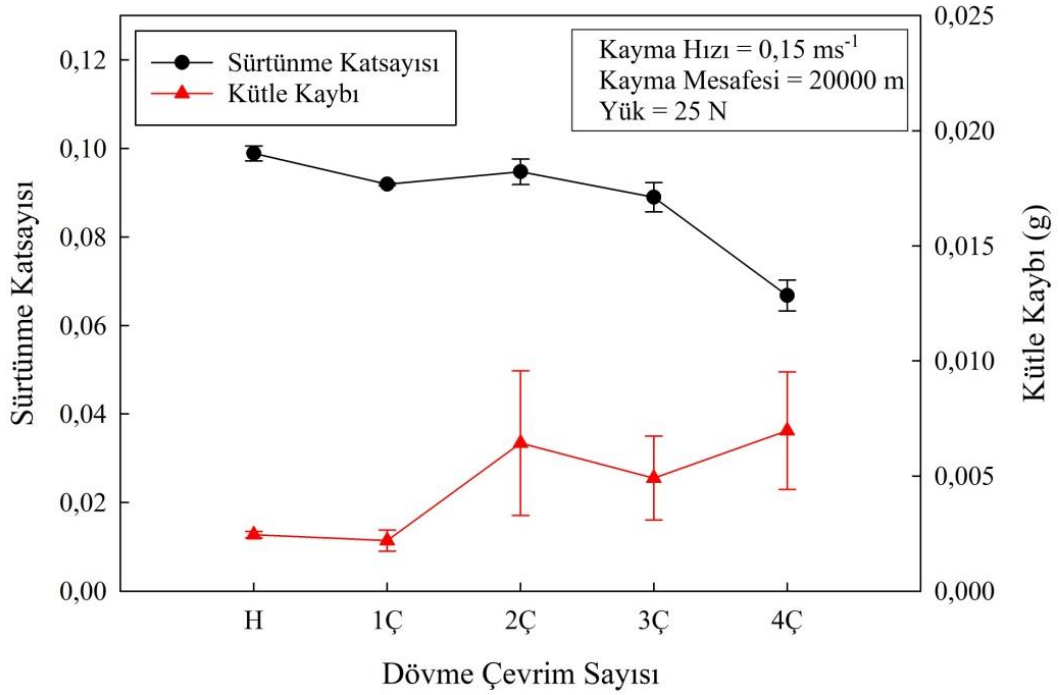
Üç çevrim dövüldükten sonra farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşımın aşınma kaybı ve sürtünme katsayısı değerleri Şekil 57'de verilmektedir. Üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işlemi alaşımın aşınma direncini nispeten artırırken, 100 °C sıcaklıkta yapılan bu işlem alaşımın söz konusu direncini düşürmektedir. Diğer taraftan üç çevrim dövülmüş alaşımın sürtünme katsayısı 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işleminden sonra önemli bir değişim sergilememekte, 100 °C sıcaklıkta yapılan bu işlemden sonra az da olsa artmaktadır.



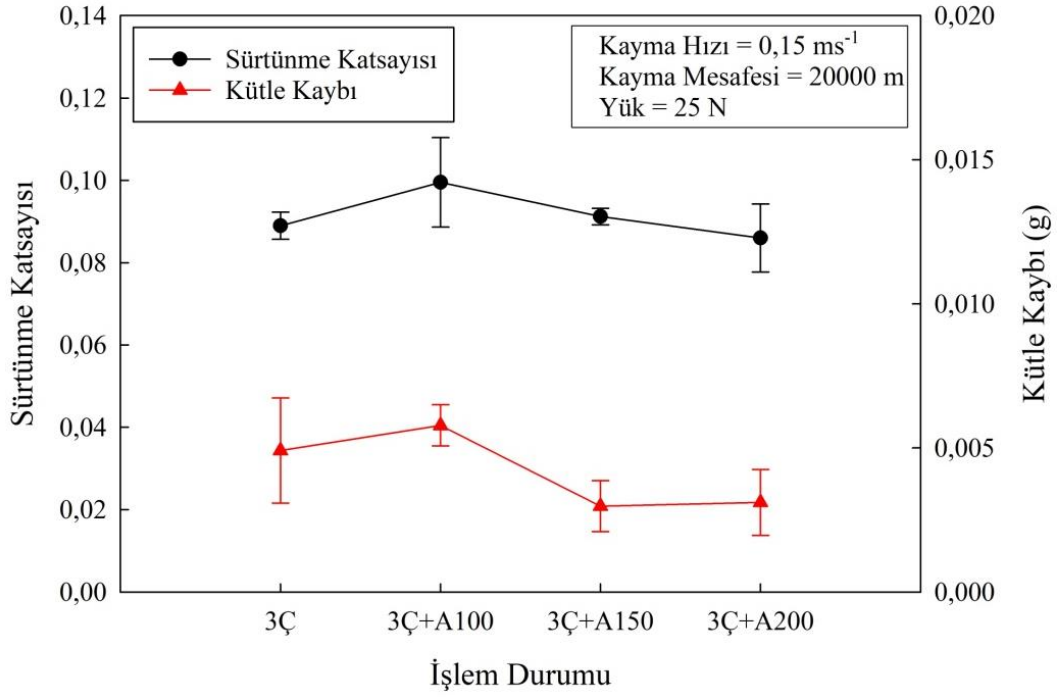
Şekil 54. Alaşımın dövülmüş durumlarındaki sürtünme katsayısının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 55. Alaşımın dövülmüş ve ardından farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış durumlarındaki sürtünme katsayısının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler

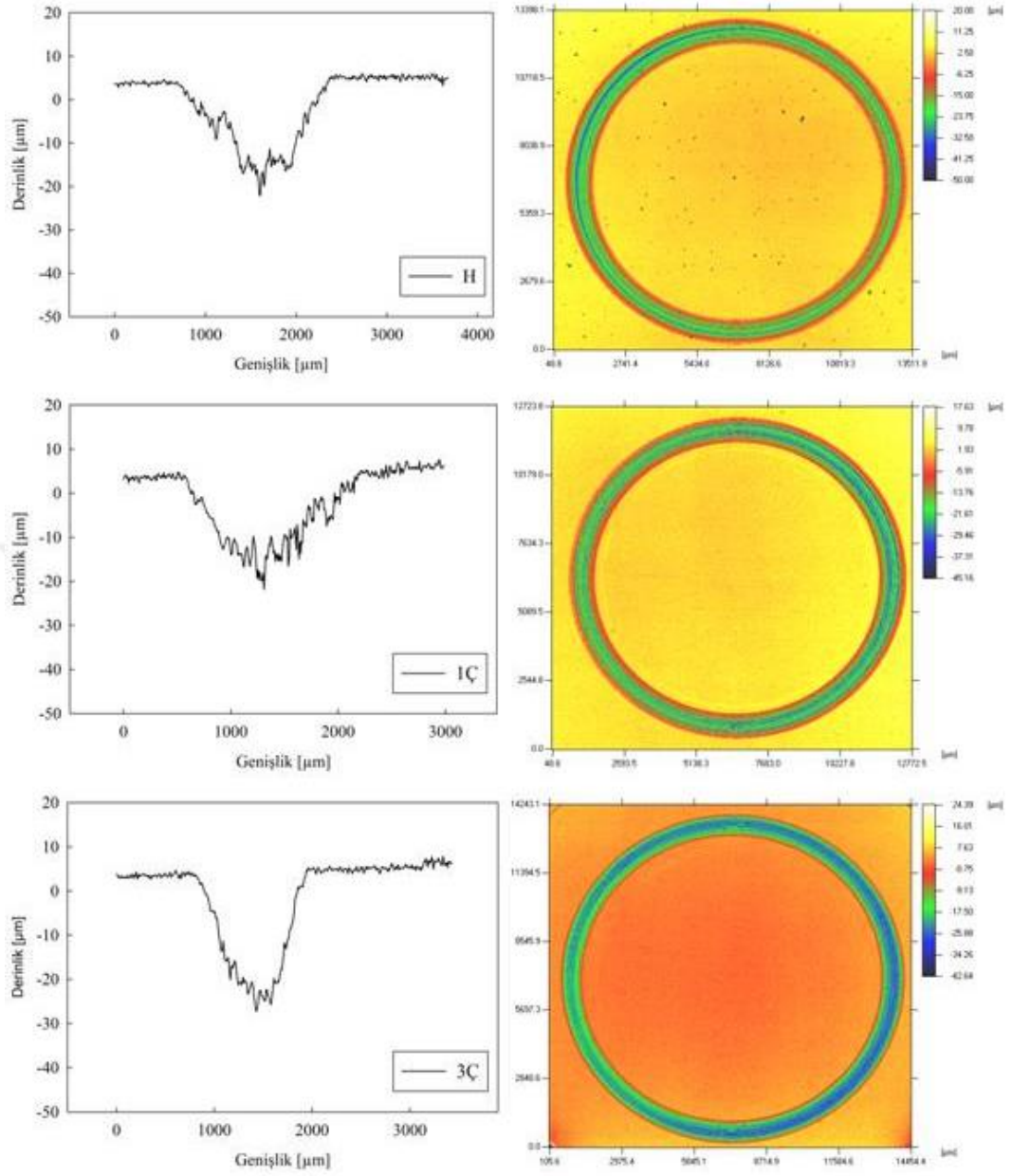


Şekil 56. Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş alaşımın sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının dövme çevrim sayısına göre değişimini gösteren eğriler

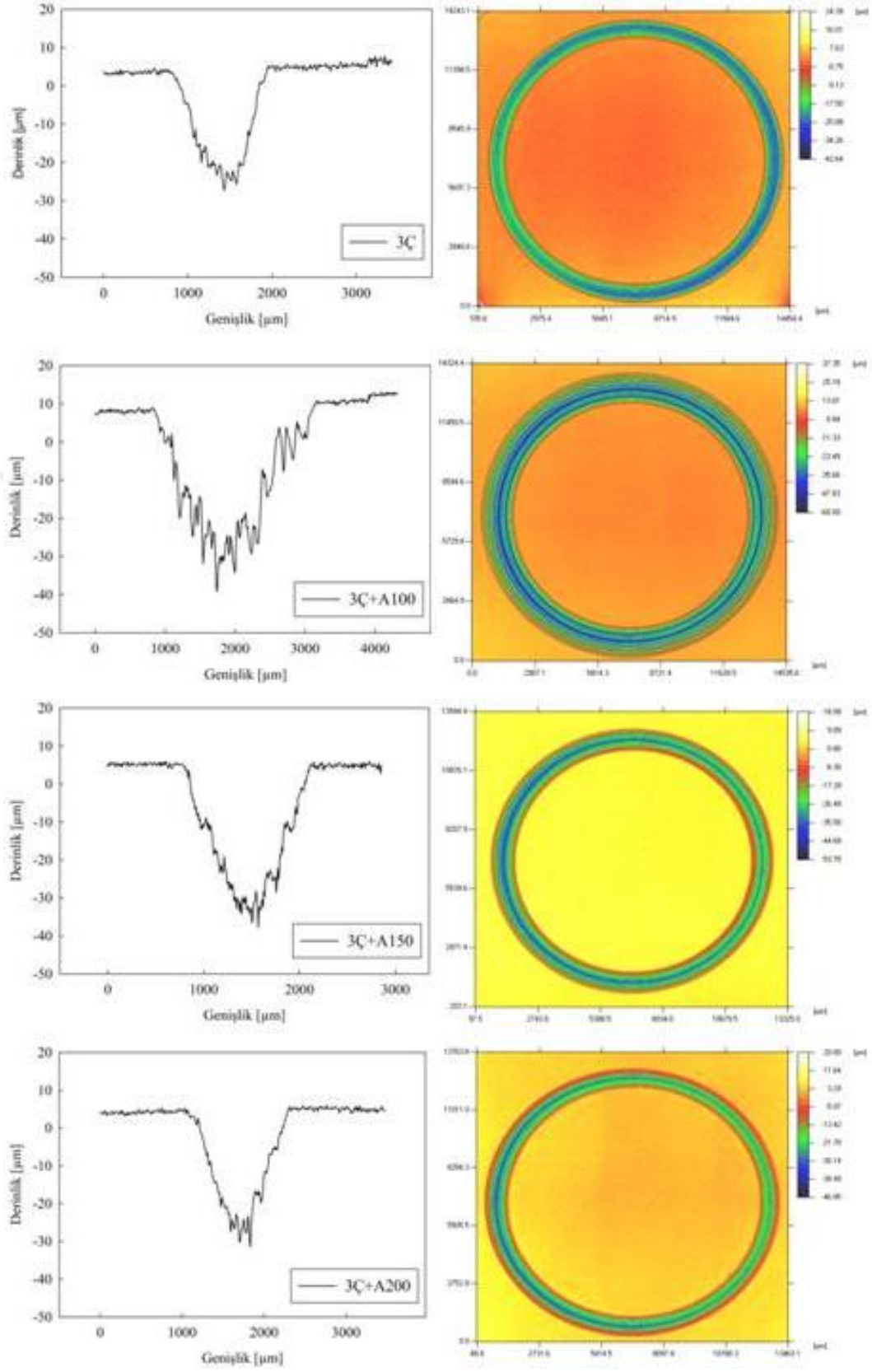


Şekil 57. Üç çevrim dövüldükten sonra farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının yaşlandırma sıcaklığına göre değişimini gösteren eğriler

Alaşımanın aşınma deney numunelerinin yüzeylerinde bulunan aşınma izi ve aşınma izine ait optik profilometre eğrilerinden bazıları Şekil 58 ve Şekil 59’da sunulmaktadır. Bu görüntüler alaşımanın aşınma yüzeyinde düzgün bir aşınma izinin oluştuğunu, profilometre eğrilerinin derinlik ve genişliğinin ölçülen aşınma kaybı ile uyumlu olduğunu göstermektedir.



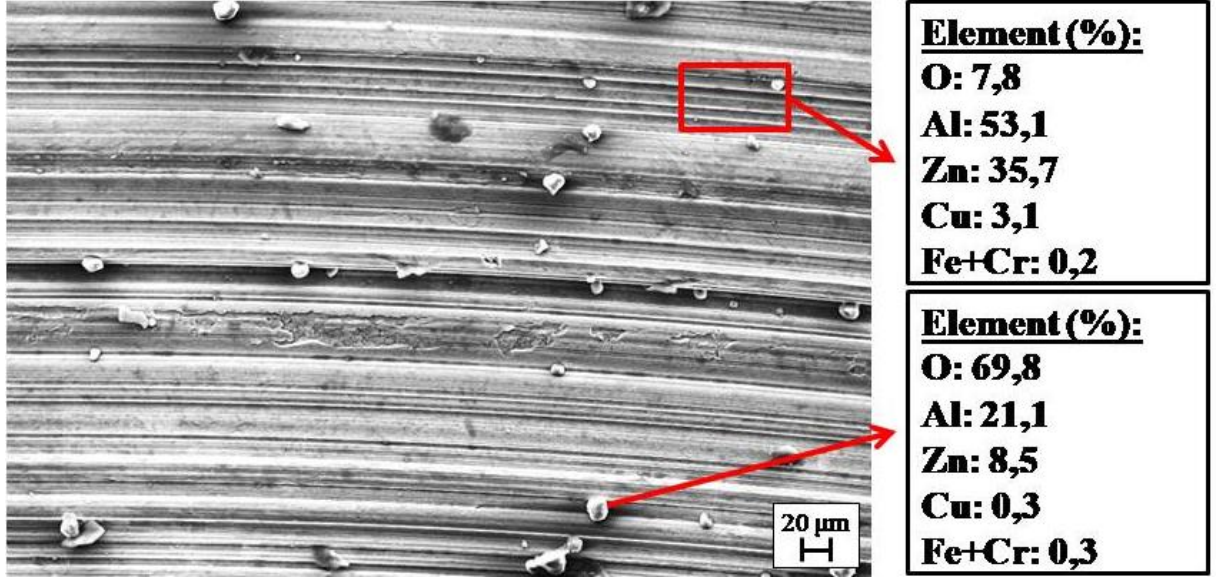
Şekil 58. Alaşımın homojenize edilmiş ve dövülmüş durumlarının aşınma yüzeylerine ait optik profilometre görüntüleri



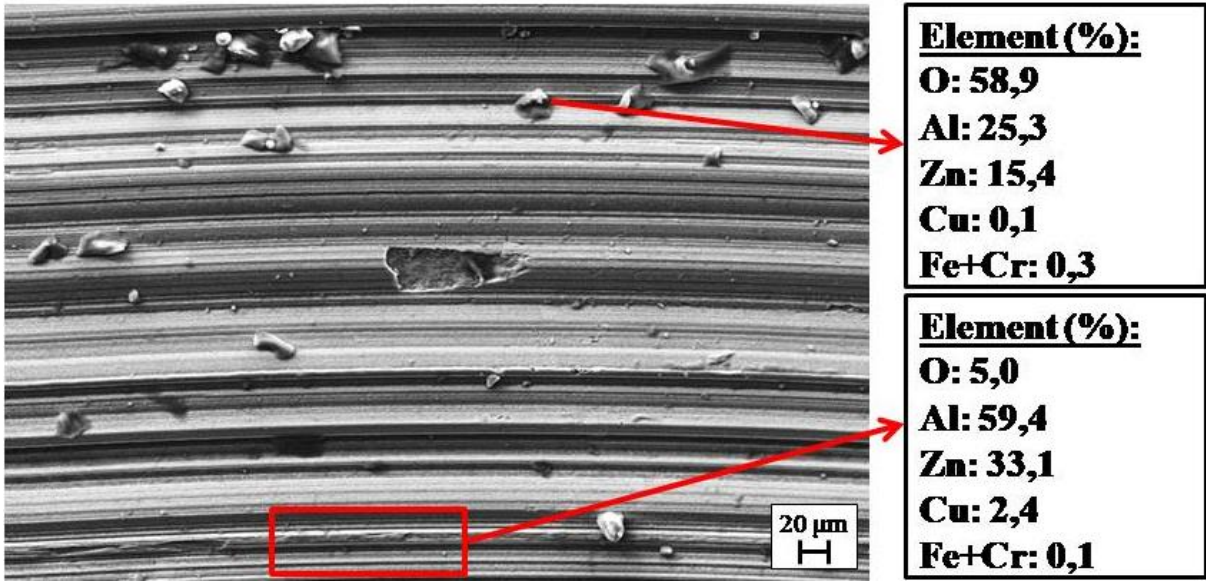
Şekil 59. Alaşımın dövülmüş ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış durumlarının aşınma yüzeylerine ait optik profilometre görüntüleri

3.5. Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

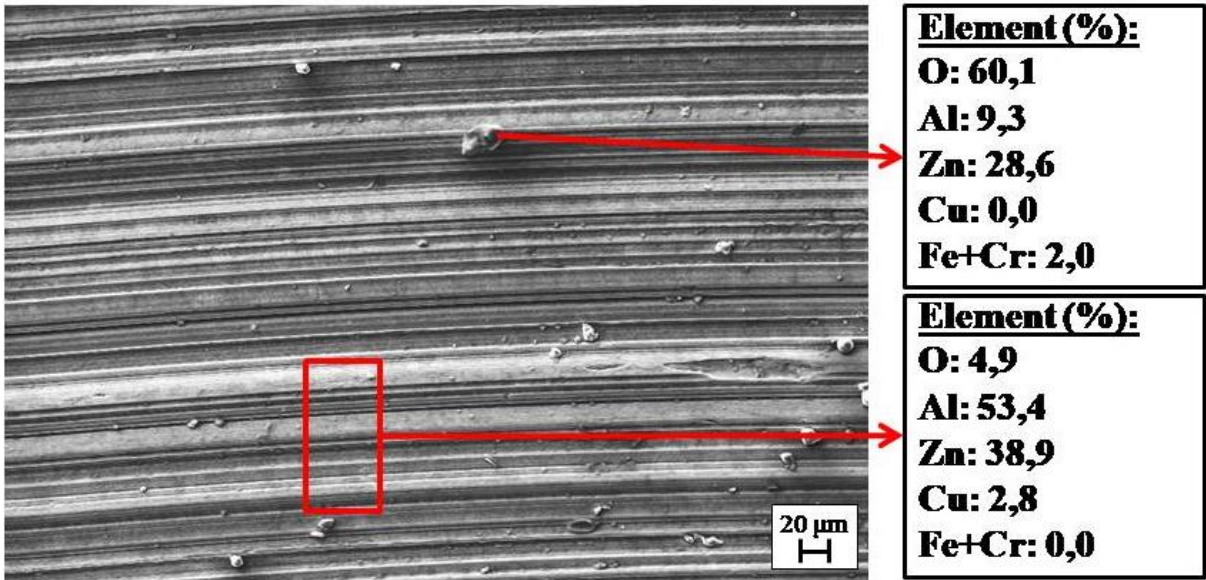
Homojenize edilmiş, farklı çevrim sayılarında dövülmüş ve dövme işleminden sonra farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait aşınma ve aşındırıcı olarak kullanılan bilye yüzeylerinin SEM fotoğrafları ile bu yüzeylerin bazı bölgelerine ait EDS analizleri Şekil 60-69'da verilmektedir. Alaşımın aşınma yüzeyi kalın ve ince çiziklerden, adezyon tabakalarından, kısmen derin çukurlardan ve yüzeye gömülmüş nispeten küresel ve yonga biçimindeki parçacıklardan oluşmaktadır. Bilye yüzeylerinde ise alaşımın kimyasal bileşimine yakın bileşimde kısmi tabakalar oluşmakta, çizikler ve derin çukurlar meydana gelmektedir. EDS analizleri hem aşınma hem de bilye yüzeylerindeki adezyon tabakasının kimyasal bileşiminin esas olarak alüminyum, çinko, bakır ve oksijen ile düşük oranlarda krom ve demir gibi elementlerden oluştuğunu göstermektedir. Ancak alaşımın yüzeyine gömülen küresel parçacıklar çok yüksek oranda oksijen içermektedir. Diğer taraftan dövme çevrim sayısı ve yaşlandırma sıcaklığı arttıkça alaşımın aşınma yüzeyindeki kalın ve derin çizikler nispeten azalmakta bunların yerine nispeten ince ve sık çizikler almaktadır.



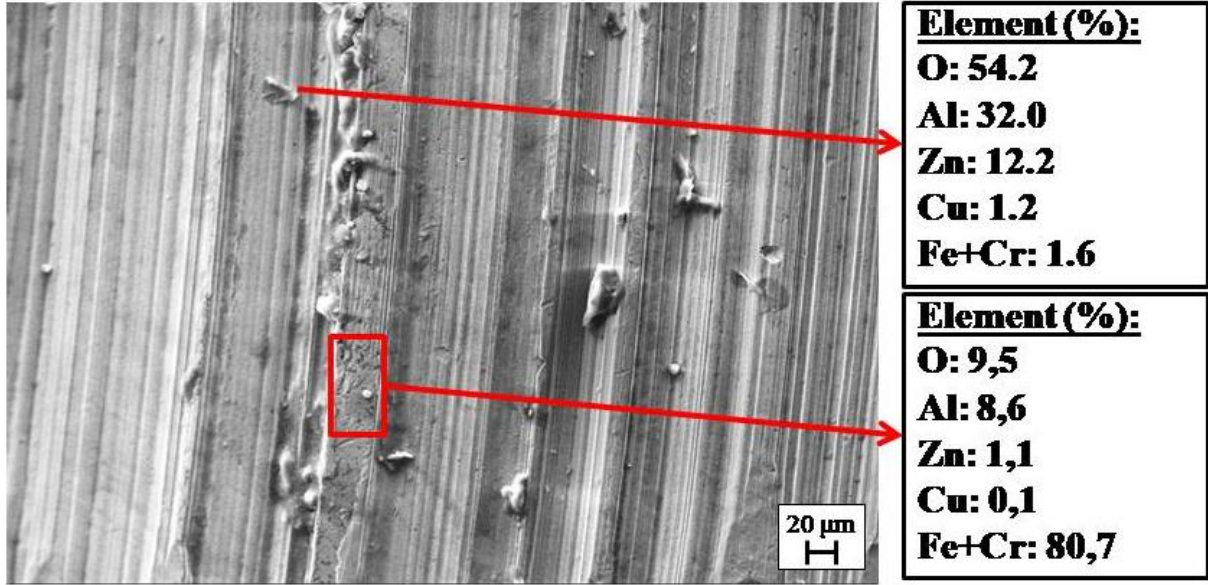
Şekil 60. Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



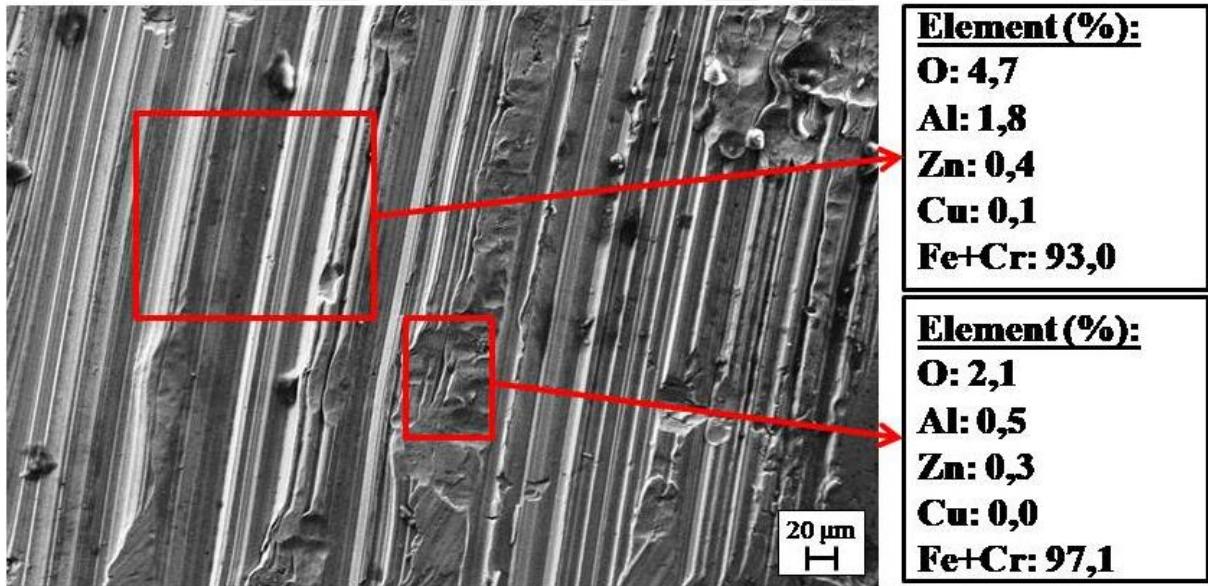
Şekil 61. Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



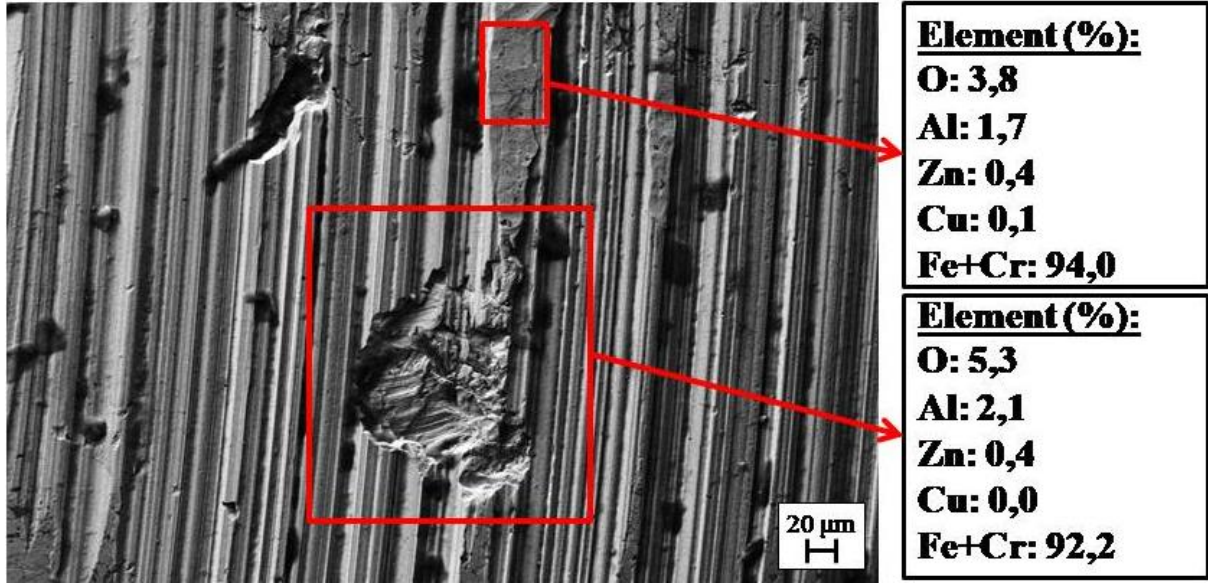
Şekil 62. Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



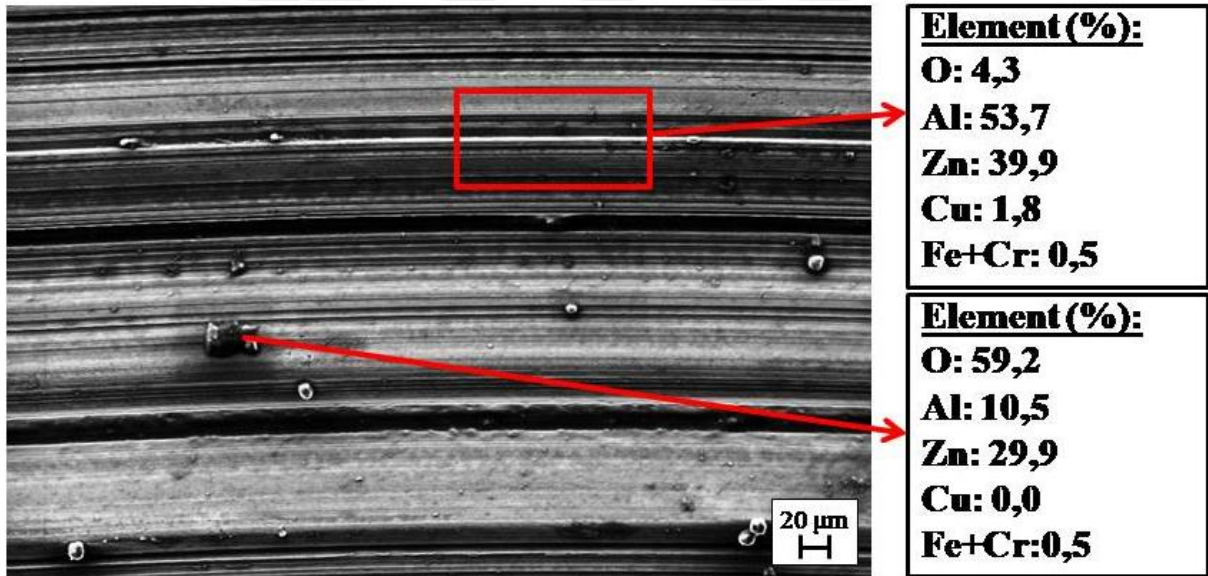
Şekil 63. Homojenize edilmiş Al-40Zn-3Cu alaşımlarının aşınma deneyinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



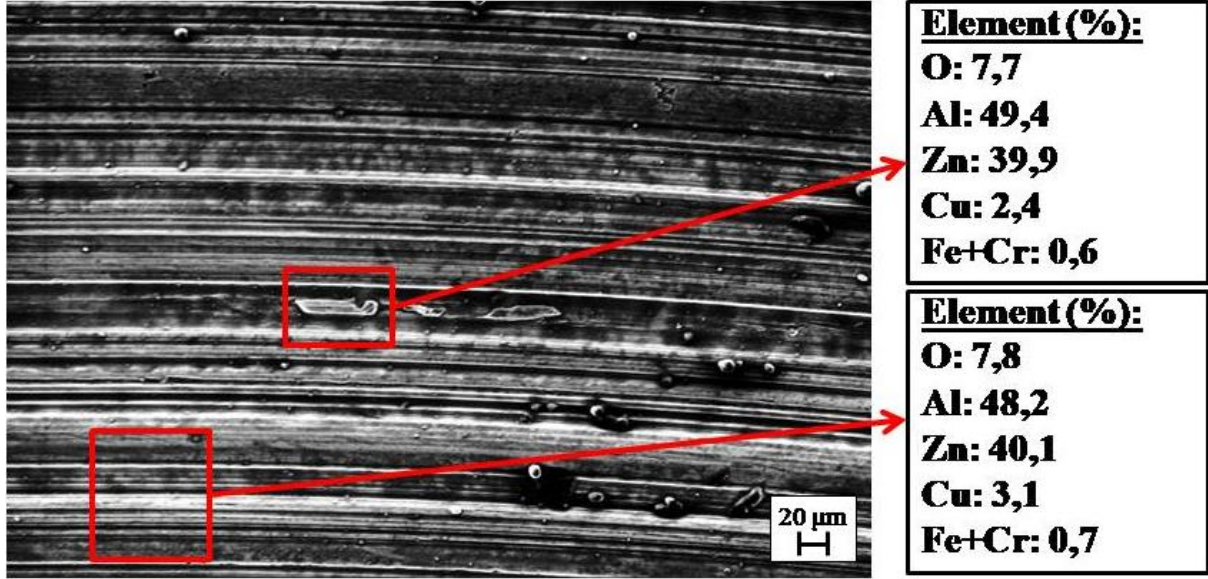
Şekil 64. Bir çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımlarının aşınma deneyinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



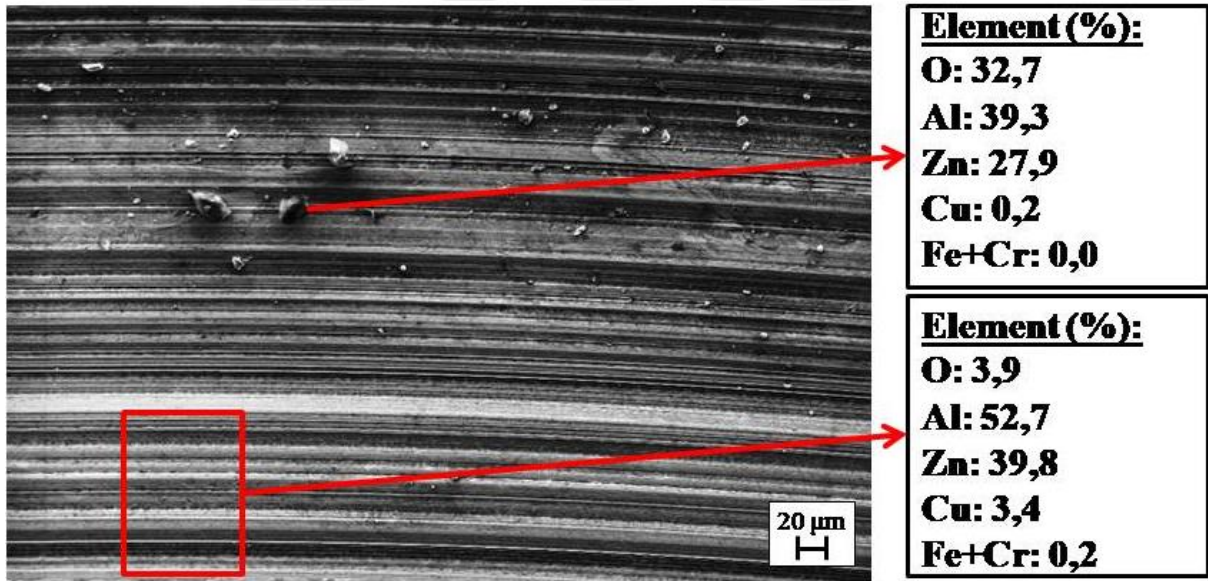
Şekil 65. Üç çevrim dövülmüş Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma deneyinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



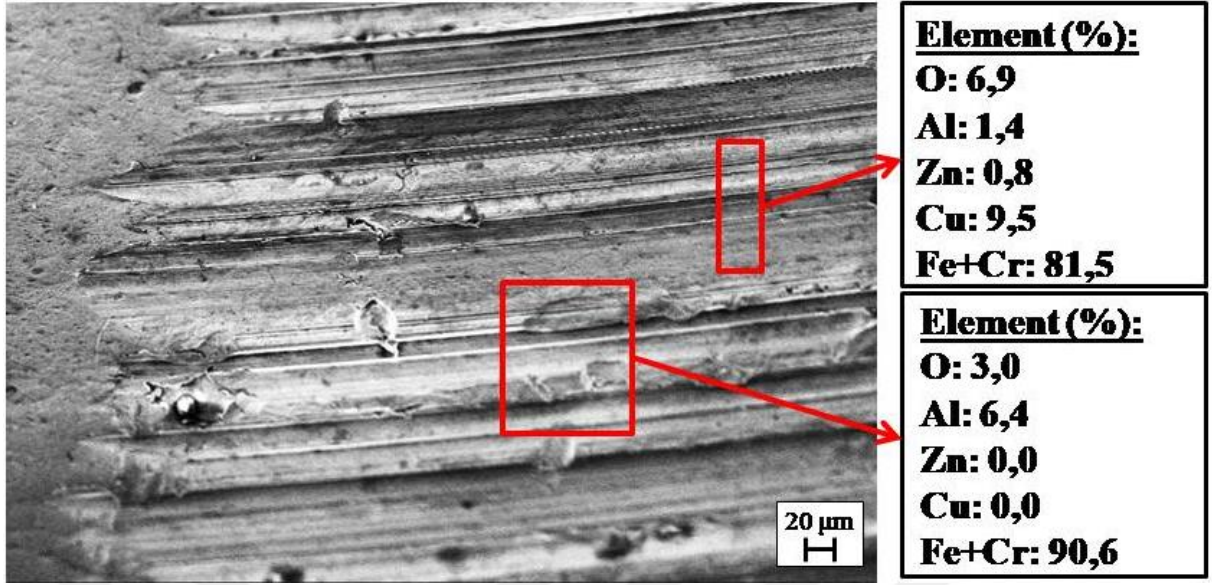
Şekil 66. Üç çevrim dövülüp 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



Şekil 67. Üç çevrim dövülüp 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



Şekil 68. Üç çevrim dövülüp 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı ve EDS analizleri



Şekil 69. Üç çevrim dövülmüş ve 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma deneylerinde kullanılan bilyenin aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı ve EDS analizleri

4. İRDELEME

4.1. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Dövülmüş ve homojenize edilmiş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısı α , $\alpha+\eta$, θ , T' ve μ fazlarından oluşmaktadır (Şekil 12-15). Bilindiği gibi çinko alüminyum içerisinde yüksek çözünürlük sergilemekte ve alüminyumca zengin α , geriye kalan çinko ise çinkoca zengin η katı çözeltilisini oluşturmaktadır [32]. Ötektoid $\alpha+\eta$ faz karışımı ise alüminyum ve çinkodan oluşan β fazının ötektoid dönüşümü ile oluşmaktadır [12, 34]. Söz konusu karışım lamelli morfolojide olup genellikle tane sınırlarında toplanmaktadır. Homojenizasyon işleminden sonra bu karışım α çözeltisi içerisinde çökelmektedir. Diğer taraftan bakırın hem Al hem de Zn içerisindeki çözünürlüğü oldukça düşüktür [33, 35]. Çözünürlüğün dışında kalan bakır Al ve Zn ile reaksiyona girip θ , ε ve T' fazlarını oluşturmaktadır. Ancak bu çalışmada ε fazına rastlanmamıştır. Bu durum söz konusu fazın yüksek çinko oranlarında oluşmasından kaynaklanmış olabilir [1, 7, 33, 35, 40, 42]. Diğer taraftan söz konusu fazların dışında kimyasal bileşimi T' fazına benzer bir faz (μ) tespit edilmiştir (Şekil 13 ve 15). Bu fazın denge koşullarının dışında yapılan döküm işleminden dolayı ortaya çıkan kararsız bir faz olduğu düşünülmektedir. Nitekim söz konusu faz homojenizasyon işleminden sonra α katı çözeltisi içerisinde iğne biçiminde çökelmektedir.

Dövme işleminden sonra alaşımın içerisinde bulunan bakır içerikli fazlar parçalanmaktadır (Şekil 17-20). Bu durum söz konusu fazların gevrek ve sert olmalarından kaynaklanmaktadır [20, 30]. Diğer taraftan deformasyonun etkisiyle birlikte taneler küçülmektedir. Bu durum deformasyon ve sıcaklığın etkisiyle söz konusu alaşımlarda meydana gelen yeniden kristalleşmeden kaynaklanmış olabilir [15, 26, 27, 56, 57]. Üç çevrim dövüldükten sonra yaşlandırılan alaşımlarda tane sınırları belirgin olarak ortaya çıkmaktadır (Şekil 22-25). Bu taneler eş eksenli olup homojenize durumdaki tanelere göre oldukça incedir. Bu durum dövme işleminden sonra tane boyutunun incelmesinden diğer bir ifadeyle tane sınırı sayısının artmasından ve bu sınırların yüksek enerjiye sahip olmasından kaynaklanmış olabilir [3, 4, 15, 19, 58-60]. Dolayısıyla enerjisi yüksek sınırlarda Al ve Zn içerikli bir katı çözeltilinin oluşması bu sınırların yaşlandırma işlemi sırasında belirgin olarak ortaya çıkmasına yol açmış olabilir [4, 15, 19, 57]. Ancak 100 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işleminde $\alpha+\eta$ çökeltilerinin tane sınırlarında, 150 °C ve

200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminde ise η fazı tane içerisinde çökmektedir. Bu durum söz konusu sıcaklıklarda difüzyon hızının artmasından dolayıyla Zn atomlarının Al içerisinde hızlı bir biçimde yayınmasından kaynaklanmış olabilir [7, 16, 34, 39, 42].

4.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Alaşımın çekme deneyleri sonucunda elde edilen gerilme-yüzde uzama eğrilerinden homojenize edilmiş durumdaki alaşımın belirgin bir homojen plastik deformasyon sertleşmesi bölgesine sahip olduğu, dövme işleminin ardından bu bölgenin daraldığı ve alaşımın deformasyon sertleşmesinden bağımsız yüksek bir uzama sergiledikten sonra kırıldığı görülmektedir (Şekil 26). Bu durum çok yönlü sıcak dövme işleminden sonra çinko ve parçalanmış bakır fazlarının ana matris içerisinde homojen olarak dağılmasından, homojen dağılımın artan dövme çevrim sayısı ile artmasından, deformasyona uğramış tanelerin dinamik olarak yeniden kristalleşmesinden ve büyümesinden kaynaklanmış olabilir [20, 26, 27, 60, 61]. Söz konusu yapısal değişimler sert fazların çatlak oluşturma eğilimlerinin düşmesine, yeni taneler ise dislokasyonların yoğunluğunun azalmasına ve hareketlerinin kolaylaşmasına neden olmaktadır. Dislokasyonların hareketinin kolaylaşması ise alaşımın hemen hemen deformasyon sertleşmesinden bağımsız bir davranış sergilemesine yol açmaktadır. Nitekim artan dövme çevrim sayısı ile alaşımın akma ve çekme dayanımı ile sertliğinin azalması, kopma uzaması ve darbe direncinin ise artması dislokasyonların hareketinin dövme işleminden sonra kolaylaştığını göstermektedir (Şekil 27-29) [20, 26, 27, 52, 56, 60-62].

200 °C sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülen alaşımın kopma uzaması ve darbe direnci önemli ölçüde artmakta, ancak akma ve çekme dayanımı ile sertliği değişmemektedir (Şekil 30-33). Bu durum dövme işlemi sırasında çökeltilerin büyüyen sayılarının azalmasından ve yeni kristallerin oluşumundan kaynaklanmış olabilir [2, 4, 15, 19, 27, 57]. Şöyle ki çökelti sayısının azalması ve yeni kristallerin oluşumu dislokasyonların hareketlerinin kolaylaşmasına dolayısıyla çekme sırasında kayma bantlarının homojen bir biçimde hareket etmesine yol açarak yerel gerilmelerin azalmasına neden olmaktadır. Yerel gerilmelerin azalması ise çatlak oluşumunun önüne geçerek alaşımın yüksek uzama ve yüksek darbe direnci sergilemesine yol açmaktadır. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılıp üç çevrim dövüldükten sonra tekrar 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılan

alaşımın akma ve çekme dayanımı artmakta darbe tokluğu ve sertliği nispeten değişmemekte ancak kopma uzaması önemli oranda azalmaktadır. Bu durum dövme işleminden sonra yapılan yaşlandırma işleminde çökelti sayısının artmasından kaynaklanmış olabilir [2, 4, 15, 19, 27, 57]. Bilindiği gibi deforme edilmiş alaşımlarda oluşan dislokasyonlar ve alt tane sınırları çekirdeklenme bölgeleri oluşturmalarının yanında çözünen elemente ait atomların difüzyon hızını da artırmaktadır. Bu durum çok sayıda çekirdek oluşumuna dolayısıyla çökelti sayısının artmasına neden olmaktadır. Çökelti sayısının artması ise dislokasyonların hareketini engelleyerek alaşımın akma ve çekme dayanımının artmasına kopma uzamasının ise düşmesine yol açmaktadır [23, 58, 63-65].

Üç çevrim sıcak dövülüp farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşımın akma ve çekme dayanımı ile sertliği artan yaşlandırma sıcaklığı ile azalmakta kopma uzaması ve darbe tokluğu artmaktadır (Şekil 31-33). Bu durum daha önceden de ifade edildiği gibi yüksek sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminde bağdaşıklık gerilmelerinin azalmasından, çökelti irileşmesinden ve yeni kristallerin oluşmasından kaynaklanmaktadır [2, 4, 15, 19, 27, 57].

4.3. Kırılma Yüzeylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Dövme çevrim sayısı arttıkça alaşımın kırılma yüzeyinde çanak biçiminde çukurlar ile çekme yönünde uzamış lifler oluşmaktadır (Şekil 34-38 ve 44-48). Homojenize durumdaki alaşımın kırılma yüzeyinde ise daha çok geniş klivaj düzlemleri yer almaktadır (Şekil 34). Bu gözlemler alaşımın sünekliğine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki homojenize durumdaki alaşımın sünekliği dövme çevrim sayısına bağlı olarak yaklaşık %356 - %696 arasında değişen oranlarda artmaktadır. Bu durum alaşımın koni çanak tipi bir kırılma davranışı sergilemesine dolayısıyla alaşımın yüzeyinde çanak biçiminde çukurların ve çekme yönünde uzamış liflerin oluşmasına yol açmaktadır [3, 20, 52, 56]. Ancak 100 °C yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın sünekliği %92 oranında düşmektedir (Şekil 30 ve Şekil 33). Diğer taraftan bu koşulda yapılan yaşlandırma işleminde $\alpha+\eta$ fazının tane sınırlarındaki bölgelerde toplanması söz konusu sınırların gevrekleşmesine neden olmaktadır [7, 16, 34, 39, 42]. Bu durum alaşımın taneler arası kırılmasına dolayısıyla kırılma yüzeyinin taneli bir görünüm sergilemesine yol açmaktadır (Şekil 41 ve 51) [14, 26, 27]. Yaşlandırma sıcaklığının artırılması durumunda ise $\alpha+\eta$ fazı α taneleri içerisinde çökelmekte tane sınırlarında ise Al ve Zn den oluşan ağ biçiminde bir

katı çözelti oluşmaktadır. Bu koşullarda yapılan yaşlandırma işleminden alaşımın sünekliğinin artması söz konusu katı çözeltinin yumuşak olmasından kaynaklanmış olabilir [7, 16, 34, 39, 42]. Dolayısıyla alaşımda meydana gelen sünekleşme alaşımın kırılma yüzeyinde çanak biçiminde çukurların ve çekme yönünde uzamış liflerin tekrar ortaya çıkmasına yol açmaktadır [14, 26, 27]. Dövme öncesi ve sonrasında yaşlandırılan alaşımın kırılma yüzeyi de çanak biçiminde çukurlar ile çekme yönünde uzamış liflerden oluşmaktadır (Şekil 40 ve 50). Nitekim bu durum da söz konusu koşullarda yapılan işlemlerden sonra alaşımın sünekliğinin artmasından kaynaklanmaktadır [3, 20, 52, 56]. Diğer taraftan dövme çevrim sayısı arttıkça alaşımın sünekliğinin artması homojenize durumda darbe sonucu gevrek kırılan alaşımın sünek bir kırılma davranışı sergilemesine yol açmaktadır. Ancak üç çevrim dövüldükten sonra yaşlandırılmış alaşımların darbe sonucu kırık yüzeylerinin taneli bir görünüm sergilemesi yaşlandırma sonrası sünekliğinin ve tane boyutunun azalmasından kaynaklanmış olabilir (Şekil 41-43 ve 51-53) [14, 15, 27, 66, 67]. Nitekim içyapı görüntüleri 150 ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın tane boyutunun nispeten azaldığını göstermektedir (Şekil 24 ve 25).

4.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Alaşımın bütün durumlarındaki sürtünme katsayısı çalışmanın başlangıç aşamasındaki ani bir artışın ardından alınan yol boyunca zikzaklı bir değişim sergilemektedir (Şekil 54 ve 55). Hareketin başlangıcındaki artış temas yüzeyleri arasındaki yapışmadan, zikzaklı değişim ise alınan yol boyunca bu yüzeyler arasında meydana gelen malzeme transferinden kaynaklanmaktadır [5, 68, 69]. Genel olarak dövme işlemi alaşımın sürtünme katsayısında bir düşüşe yol açmakta ancak aşınma kaybını artırmaktadır (Şekil 56). Ancak iki çevrimin üzerinde dövülmüş alaşımlar hemen hemen aynı aşınma direnci sergilemektedir. Sürtünme katsayısındaki düşüş dövme işleminden sonra alaşımın sünekliğinin artması sonucu kaymanın kolaylaşmasından, aşınma kaybının artması ise bu işlemden sonra alaşımın sertlik ve mukavemetinin azalmasından kaynaklanmaktadır. Diğer taraftan belirli bir çevrim sayısının üzerinde alaşımın hemen aynı aşınma direnci sergilemesi bu çevrimlerde dövülen alaşımının hemen hemen aynı mekanik özelliklere sahip olmasından kaynaklanmış olabilir [30, 70-72].

Üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırma işlemine tabi tutulan alaşımın sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı azalmakta, 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımın ise söz konusu değerleri artmaktadır (Şekil 56). Alaşımların sürtünme katsayısındaki ve aşınma kaybındaki azalmanın söz konusu sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra sertlik ve mukavemetinin artmasından kaynaklanmış olabilir [1, 16, 38]. Ancak 100 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın sertlik ve mukavemetinde elde edilen çok yüksek artışa rağmen aşınma direncinin düşmesi aşınma parçacıklarının yüzeye yapışmasının ve/veya sıvanmasının zorlaşmasından meydana gelmiş olabilir. Bir başka ifadeyle sertlik ve mukavemete meydana gelen çok yüksek artış kopan parçacıkların yüzeye gömülmesini zorlaştırarak aşınma kaybının artmasına yol açmaktadır [6, 9, 70].

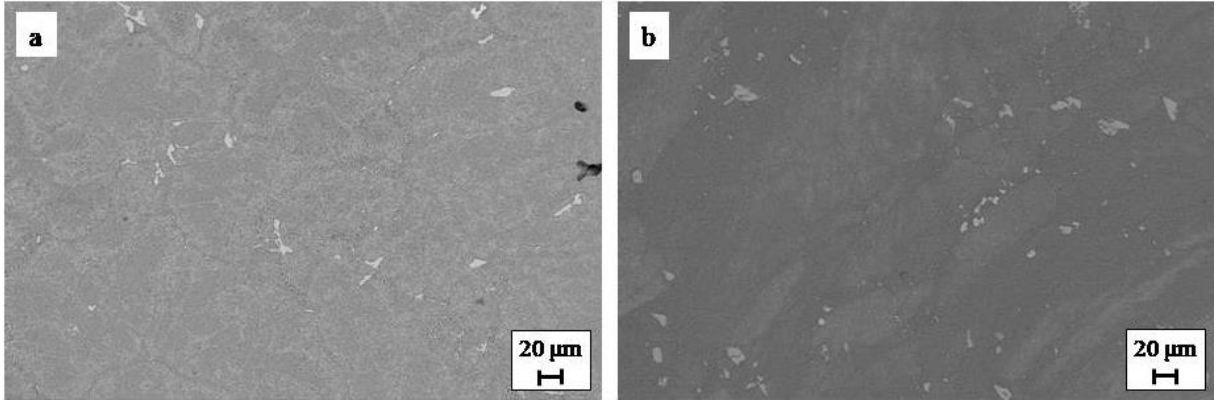
Alaşımların aşınma yüzeyi kimyasal bileşimini içeren adezyon tabakları ile derin çukurlar, ince ve kalın çizikler ve yüzeye gömülmüş aşınma parçacıklarından oluşmaktadır (Şekil 60 – Şekil 69). Adezyon tabakası bilye yüzeylerinde de meydana gelmektedir. Bu bulgu alaşımın yüzeyinden kopan aşınma parçacıklarının önce bilye yüzeyine daha sonra geri dönerek numune yüzeyine yapıştığını doğrulamaktadır [6, 73, 74]. Ancak oluşan tabaka belirli bir kalınlığa ulaştıktan sonra kırılmakta ve yüzeyler arasında hareket ederken kalın ve ince çiziklere yol açmaktadır. Bu parçacıklardan bazıları ise yüzeye gömülmekte ancak yüksek sertliklerinden dolayı yüzeye sıvanmaları zorlaşmaktadır. Ancak dövme çevrim sayısı ve yaşlandırma sıcaklığı arttıkça alaşımın sünekliğinin artması kopan parçacıkların yüzeye yapışmasını kolaylaştırmaktadır. Bu durum yüzeydeki adezyon tabakasının belirgin hale gelmesine çiziklerin ise azalmasına yol açmaktadır [6, 11, 69, 73-77].

4.5. Homojenize Edilmiş ve Dövülmüş Durumlarda Yaşlandırma İşlemine Tabi Tutulan Al-40Zn-3Cu Alaşımının Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin Karşılaştırılması ve Elde Edilen Sonuçların İrdelenmesi

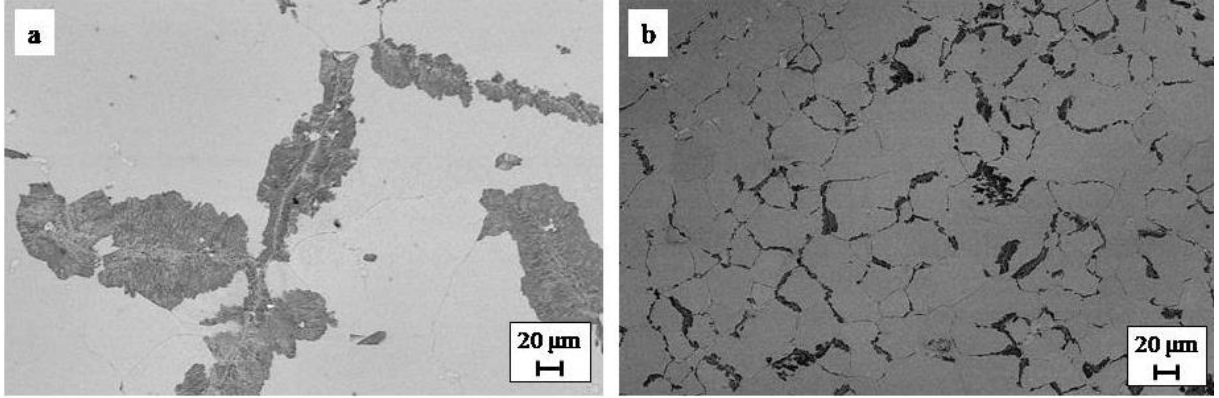
Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumlarda çözündürülüp farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşımların sertliğinin yaşlandırma sıcaklığına göre değişimleri Şekil 7’de verilmektedir. Bu eğriler dövme işleminden sonra alaşımın daha kısa sürede yaşlanma eğilimi sergilediğini göstermektedir. Bu durum dövme işleminden sonra tane boyutunun azalması nedeniyle tane sınırlarının enerjisinin artması sonucu yaşlanmada etkin olan

çekirdeklenme ve büyüme mekanizmalarının kısa sürede gerçekleşmesinden kaynaklanmış olabilir [4, 10, 15, 26, 60].

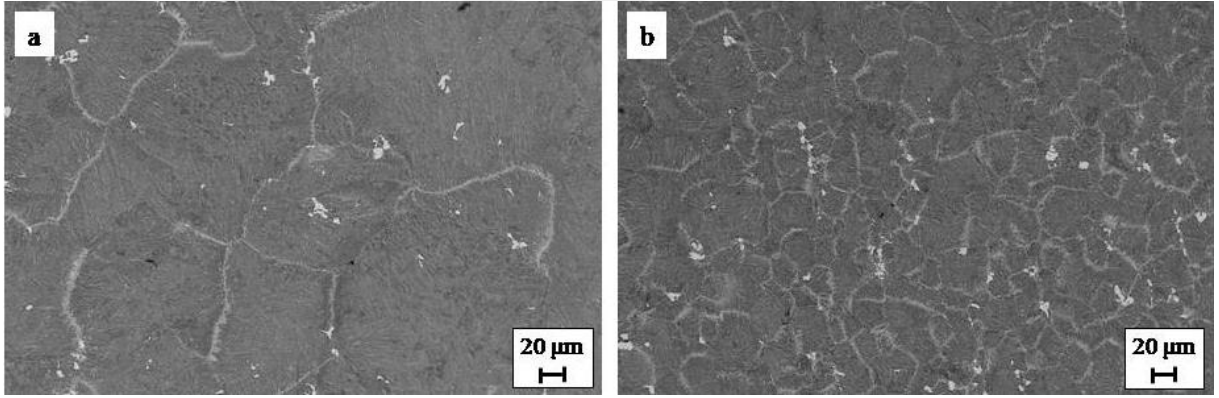
Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumda aynı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımın içyapıları karşılaştırmalı olarak Şekil 70-73'te verilmektedir. Söz konusu yapılar benzer bir görünüm sergilemektedir. Ancak dövme işleminden sonra yaşlandırılan alaşımın tane boyutunun homojenize durumda yaşlandırılan alaşımdan daha ince olduğu görülmektedir. Bu durum dövme işleminden sonra alaşımın tane boyutunda meydana gelen incelmeden kaynaklanmış olabilir. Şöyle ki aşırı plastik deformasyona tabi tutulan Al-Zn esaslı alaşımlarda tane boyutunun incelme olduğu bilinmektedir. Bu incelmede dislokasyonların hareketinin, çökeltilerin konumunun ve sıcaklığın etkisiyle meydana gelen dinamik yeniden kristalleşmenin etken olduğu ifade edilmektedir. Dolayısıyla ince taneli alaşımın çözündürülmesi sırasında tek fazlı bölgede ince taneli α fazının oluştuğu ifade edilebilir. Nitekim su verme işleminin ardından elde edilen aşırı doymuş α katı çözeltisi de ince taneli olmaktadır. Bu durum dövüldükten sonra yaşlandırılan alaşımın homojenize edildikten sonra yaşlandırılan alaşıma göre daha ince taneli bir yapı sergilemesine yol açmaktadır [3, 4, 26, 27, 57-59, 61].



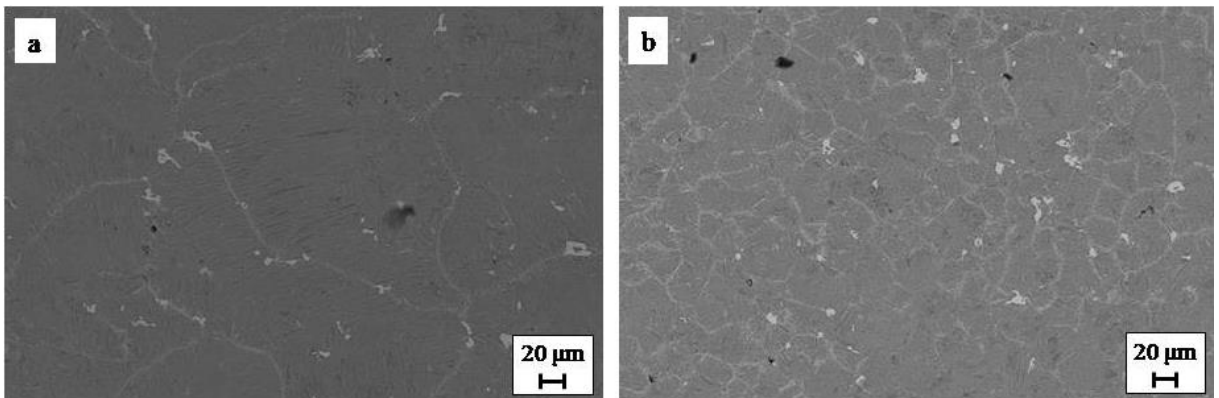
Şekil 70. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövülmüş alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları



Şekil 71. a) Homojenize edilmiş ve ardından 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövülmüş ve aynı koşullarda yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları

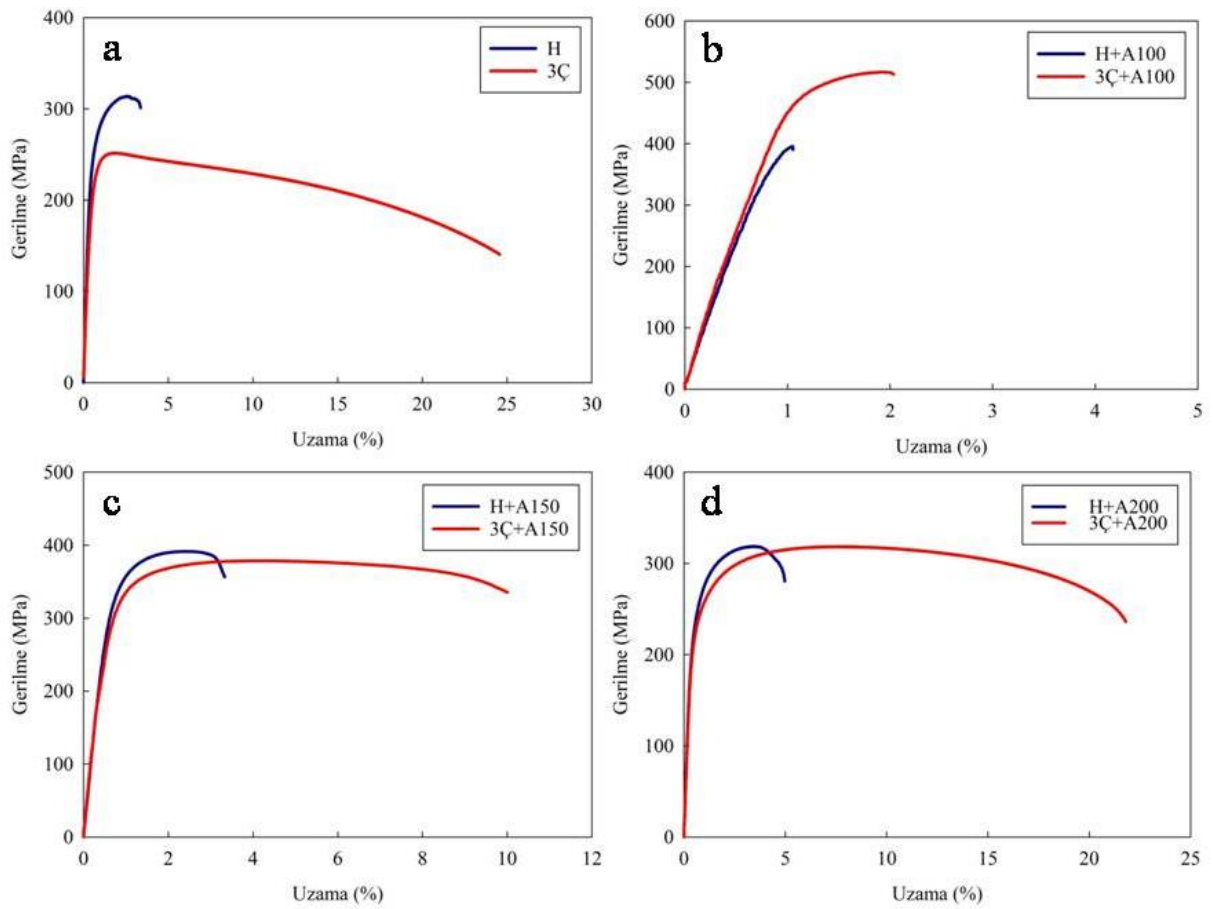


Şekil 72. a) Homojenize edilmiş ve ardından 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövülmüş ve aynı koşullarda yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları



Şekil 73. a) Homojenize edilmiş ve ardından 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövülmüş ve aynı koşullarda yaşlandırılmış durumlardaki alaşımın içyapısını gösteren SEM fotoğrafları

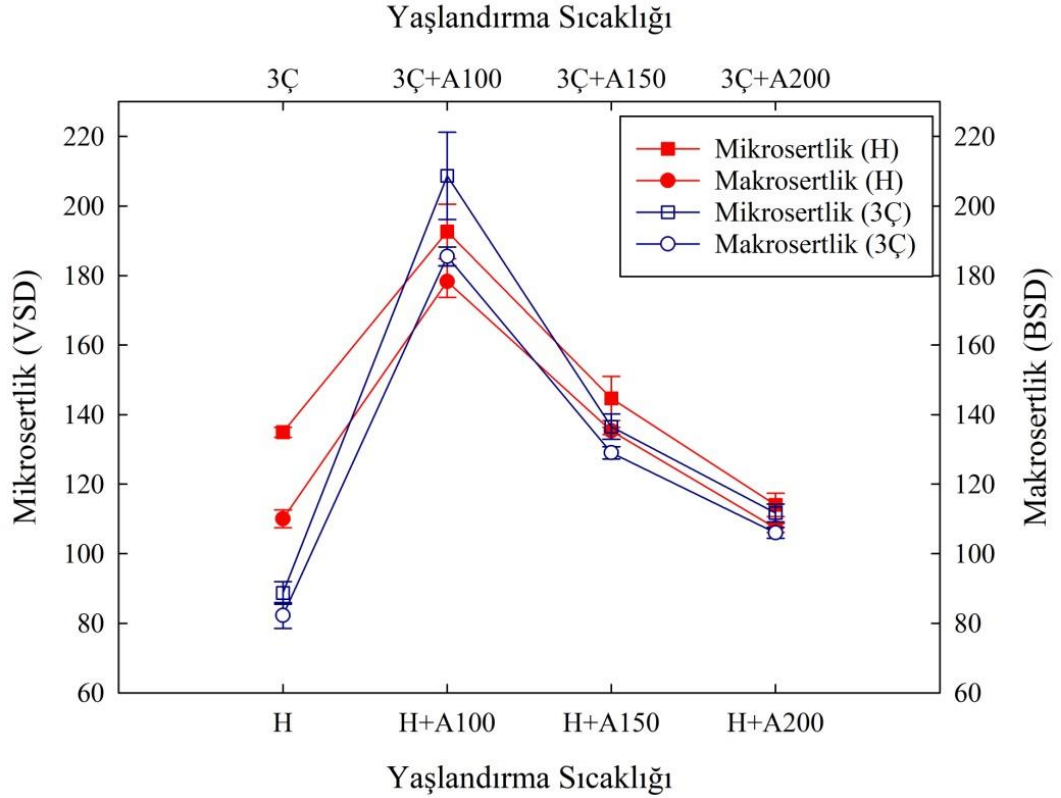
Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumda yaşlandırılmış alaşımın gerilme yüzde uzama eğrileri Şekil 74'te verilmektedir. Homojenize edilmiş ve yaşlandırılmış alaşımın genelde üç çevrim dövülmüş durumuna göre nispeten daha yüksek mukavemet ancak belirgin bir biçimde düşük süneklik sergilediği görülmektedir. Bu durum dövme ve ardından uygulanan yaşlandırma işlemlerinden sonra alaşımın yapısal homojenliğinin artmasından, sert parçacıkların kırılması sonucu çatlak oluşturma eğilimlerinin azalmasından, dislokasyon yoğunluğu nispeten düşük yeni tanelerin oluşmasından ve alaşımın tane sınırı sayısının artmasından kaynaklanmış olabilir [30, 48, 71, 78, 79].



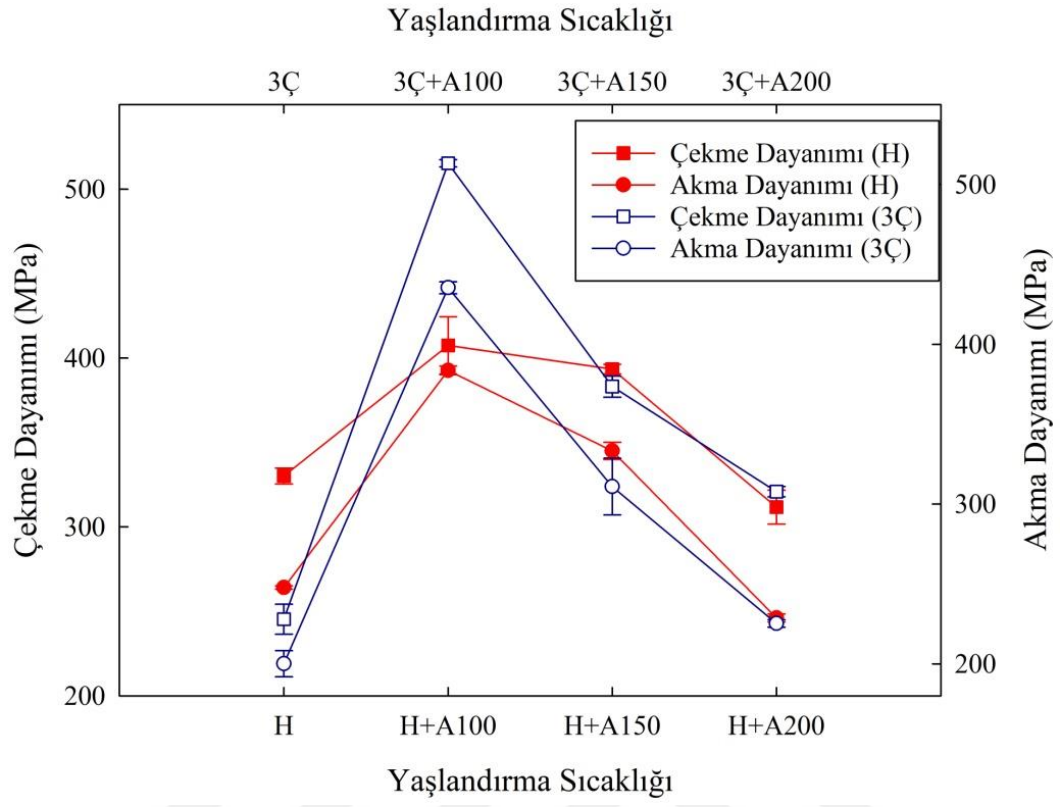
Şekil 74. Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp sırasıyla 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait gerilme-uzama eğrileri

Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövüldükten sonra yaşlandırılmış alaşımın gerilme-uzama eğrilerinden, sertlik ve darbe deneyi sonuçlarından yola çıkarak belirlenen akma ve çekme dayanımları, sertlik, kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri sırasıyla Şekil 75-77'de verilmektedir. Söz konusu karşılaştırılmalı grafiklerde de görüldüğü gibi

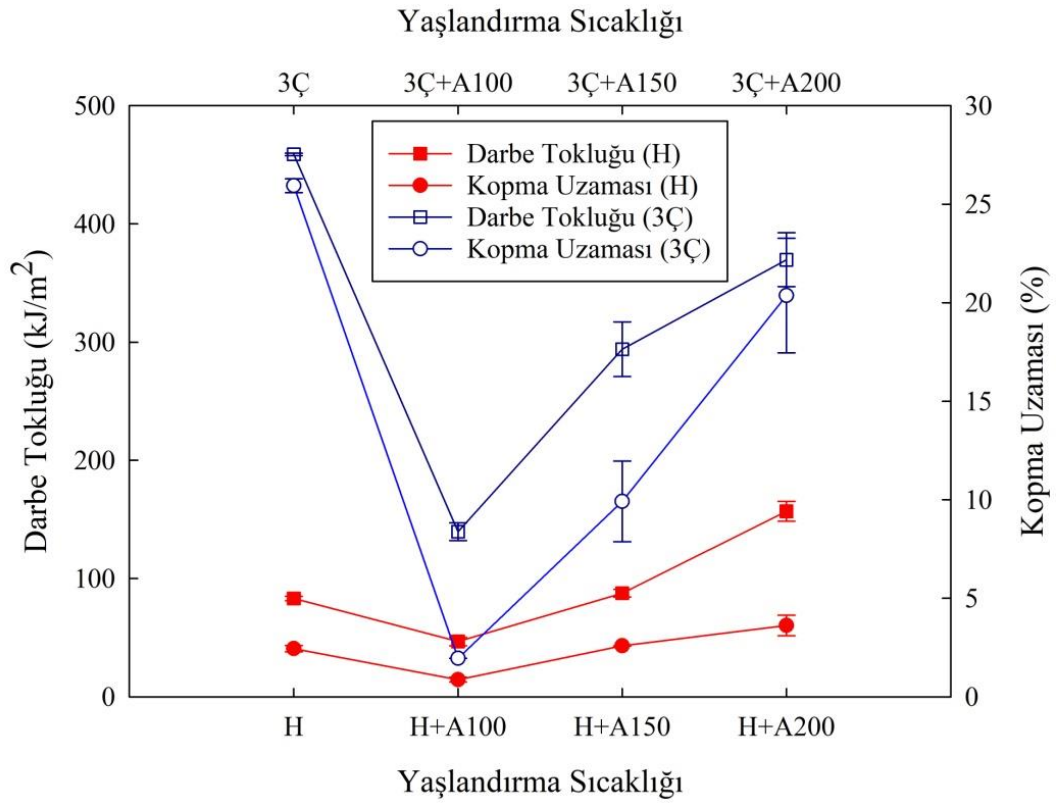
dövme işleminin ardından uygulanan yaşlandırma işleminden sonra hemen hemen aynı sertlik ve mukavemette ancak sünekliği çok daha yüksek bir alaşım elde edilebilmektedir. Diğer bir ifadeyle dövme işleminden sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminin en baskın etkisinin alaşımın darbe tokluğu ve kopma uzaması üzerinde olduğu görülmektedir. Bu durum dövme işleminin ardından uygulanan yaşlandırma işleminde çökeltilerin yapı içerisinde daha homojen bir dağılım sergilemesinden kaynaklanmış olabilir [4, 15, 34, 80, 81]. Şöyle ki homojen dağılım dislokasyonların oluşturduğu yerel gerilme farklılıklarının ortadan kalkmasına dolayısıyla çatlak oluşturabilecek ikincil gerilmelerin azalmasına neden olmaktadır. Bu durum dövme işleminden sonra söz konusu sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın yüksek süneklik sergilemesine neden olmaktadır. Diğer taraftan üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımın homojenize durumda aynı sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımdan daha yüksek sertlik, akma ve çekme dayanımı ile darbe tokluğu sergilemektedir. Bu durum dövme işleminden sonra söz konusu sıcaklıkta oluşan çökelti sayısının artmasından kaynaklanmış olabilir [2, 4, 15, 19, 56, 57].



Şekil 75. Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150°C ve 200°C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait sertlik değerleri



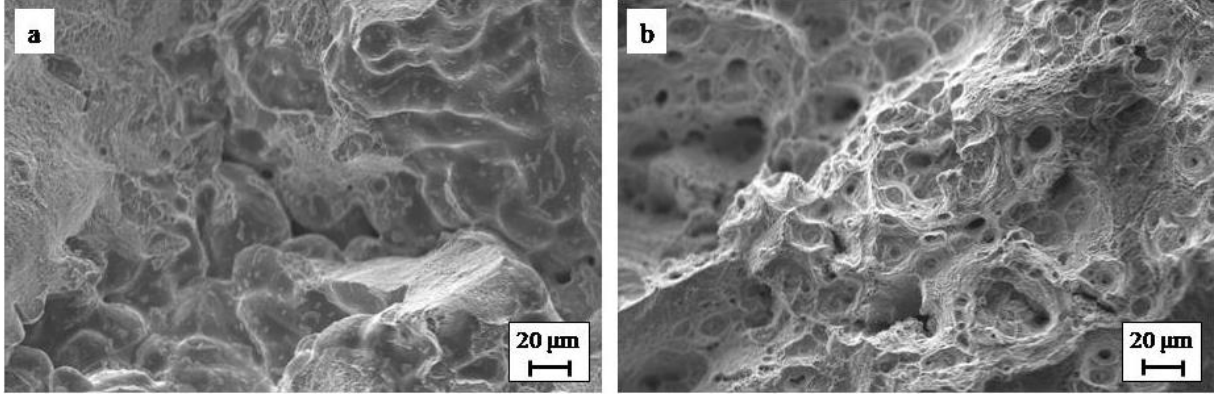
Şekil 76. Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait çekme ve akma dayanımı değerleri



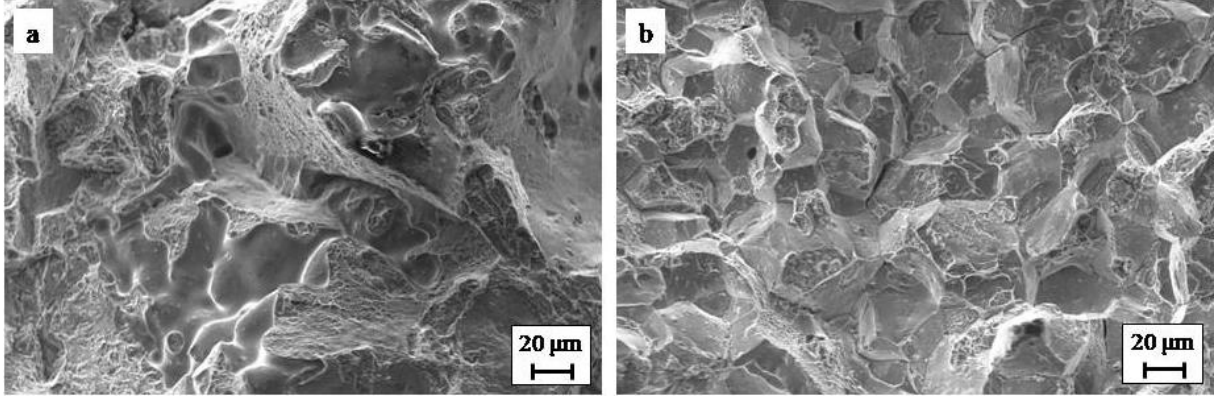
Şekil 77. Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşıma ait darbe tokluğu ve kopma uzaması değerleri

Homojenize edilmiş, üç çevrim dövülmüş ve bu işlemlerden sonra çözündürülüp farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme ve darbe deneyleri sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 78 – Şekil 85’te verilmektedir. Homojenize durumda alaşımın kırılma yüzlerinde gevrek kırılmayı gösteren geniş klivaj düzlemleri bulunmaktadır. Söz konusu alaşımın üç çevrim dövülmüş durumundaki kırık yüzeyinde ise sünek kırılmayı gösteren çanak tipi çukurlar ve çekme yönünde uzamış lifler bulunmaktadır. Alaşımın üç çevrim dövüldükten sonra sünek kırılma davranışı sergilemesi sert fazların parçalanarak yapıya dağılmasından, dövme işlemi sırasında tane boyutunun incelmesinden, dislokasyon yoğunluğu düşük tane ve alt tanelerin oluşmasından kaynaklanmaktadır. Benzer bulgular alaşımın darbe sonucu kırılan yüzeylerinde de gözlenmektedir. Şöyle ki homojenize durumda darbe etkisi altında kırılmış numunenin yüzeyinde bulunan geniş alanlar üç çevrim dövülmüş durumda daralmakta, derin yarıklar şeklindeki bölgeler ise nispeten azalmaktadır [7, 16, 34, 39, 42].

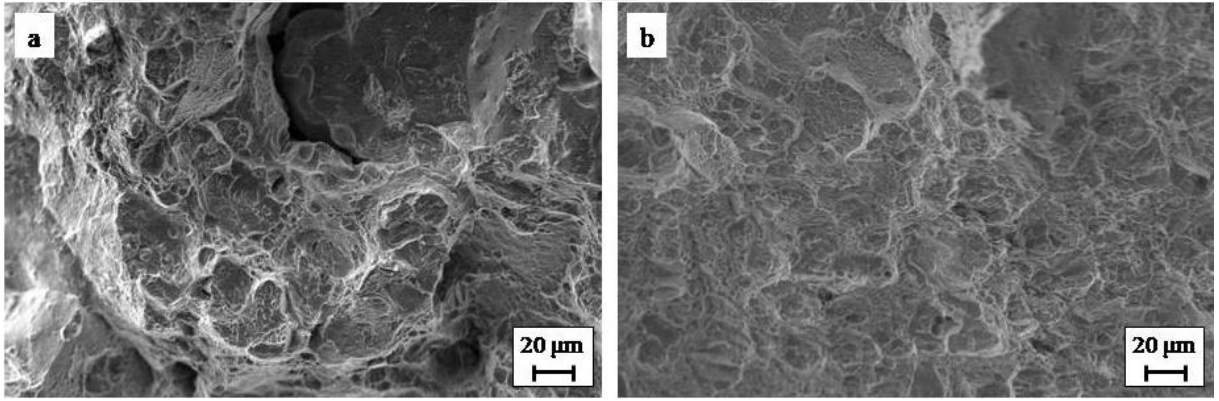
Homojenize edildikten sonra farklı sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemin ardından alaşımın kırılma yüzeylerinde bulunan klivaj düzlemleri büyümekte ancak bu düzlemlerin büyüklüğü artan yaşlandırma sıcaklığı ile azalmakta, çekme yönünde uzamış liflerin meydana gelmektedir. Bu durum düşük sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra $\alpha+\eta$ faz karışımın tane sınırlarında toplanmasından, artan yaşlandırma sıcaklığı ile söz konusu karışımın tane içerisinde çökmesinden kaynaklanmış olabilir [7, 14, 26, 27, 34]. Ancak üç çevrim dövüldükten sonra düşük sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşım homojenize durumuna göre taneler arası bir kırılma davranışı sergilemektedir. Yaşlandırma sıcaklığı arttıkça alaşımın hem tane içi hem de taneler arası bir kırılma davranışı ortaya koymaktadır. Bu durum söz konusu işlemin ardından yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın tane boyutunun azalmasından ve ağ biçiminde bir katı çözeltinin alaşımın tane sınırlarında toplanmasından ve bunların sonucunda alaşımın sünekleşmesinden kaynaklanmış olabilir [14, 15, 27, 66, 67].



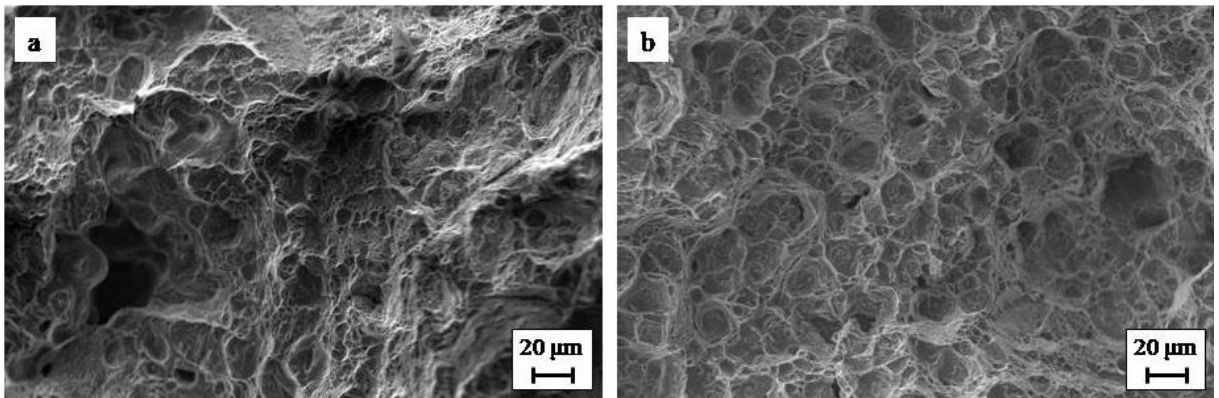
Şekil 78. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövülmüş durumlarda çekme deneyine tabi tutulmuş Al-40Zn-3Cu alaşımının kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafları



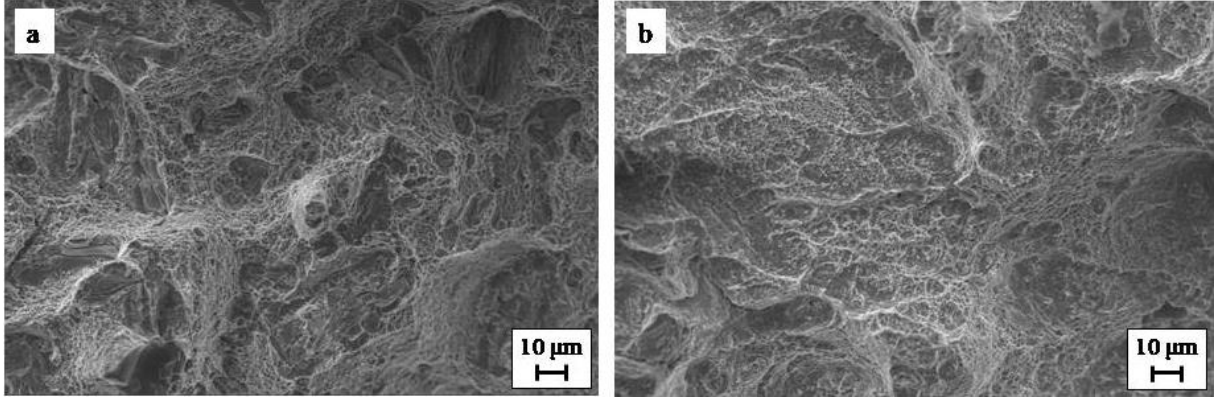
Şekil 79. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları



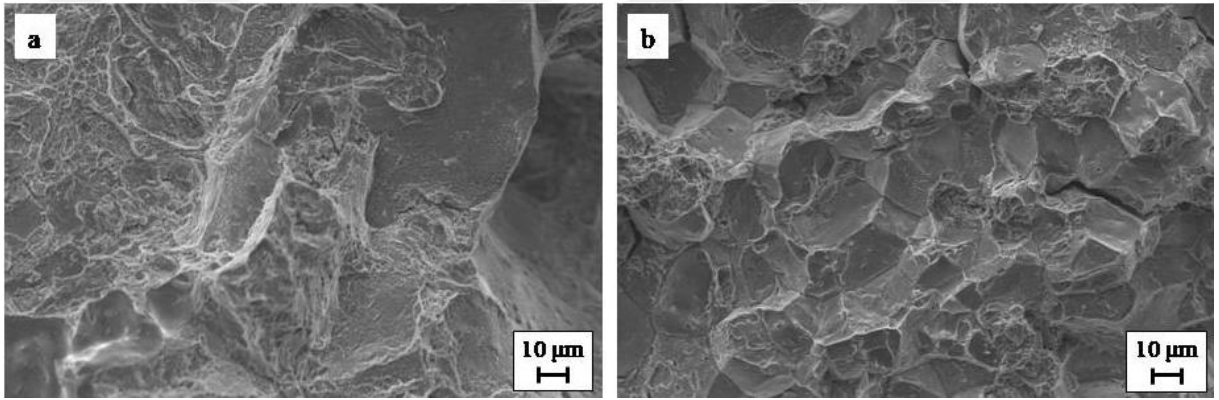
Şekil 80. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları



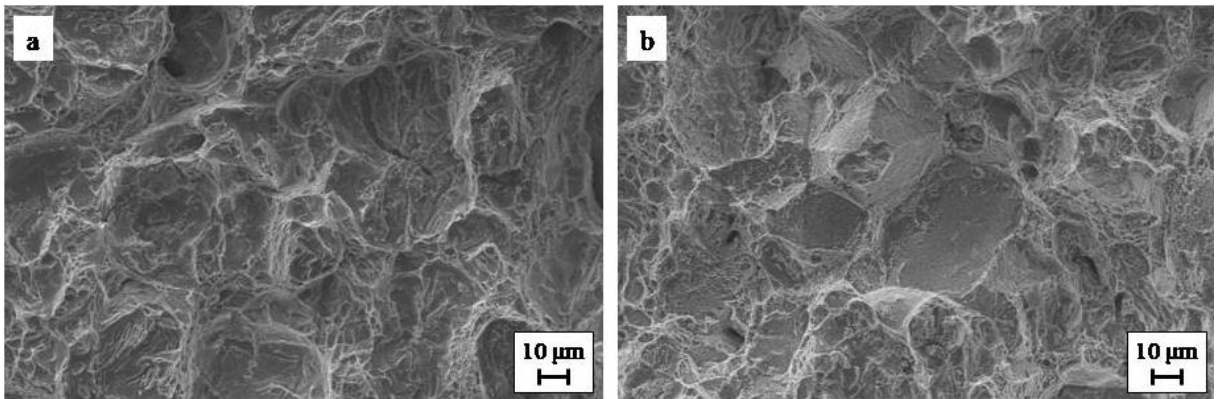
Şekil 81. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının çekme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları



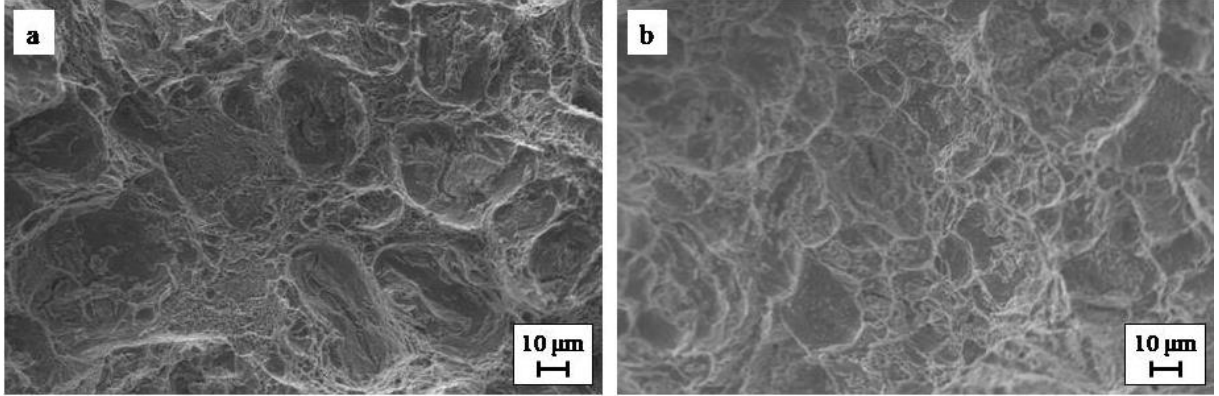
Şekil 82. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövülmüş durumlarda darbe deneyine tabi tutulmuş Al-40Zn-3Cu alaşımının kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafları



Şekil 83. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 100 °C yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları

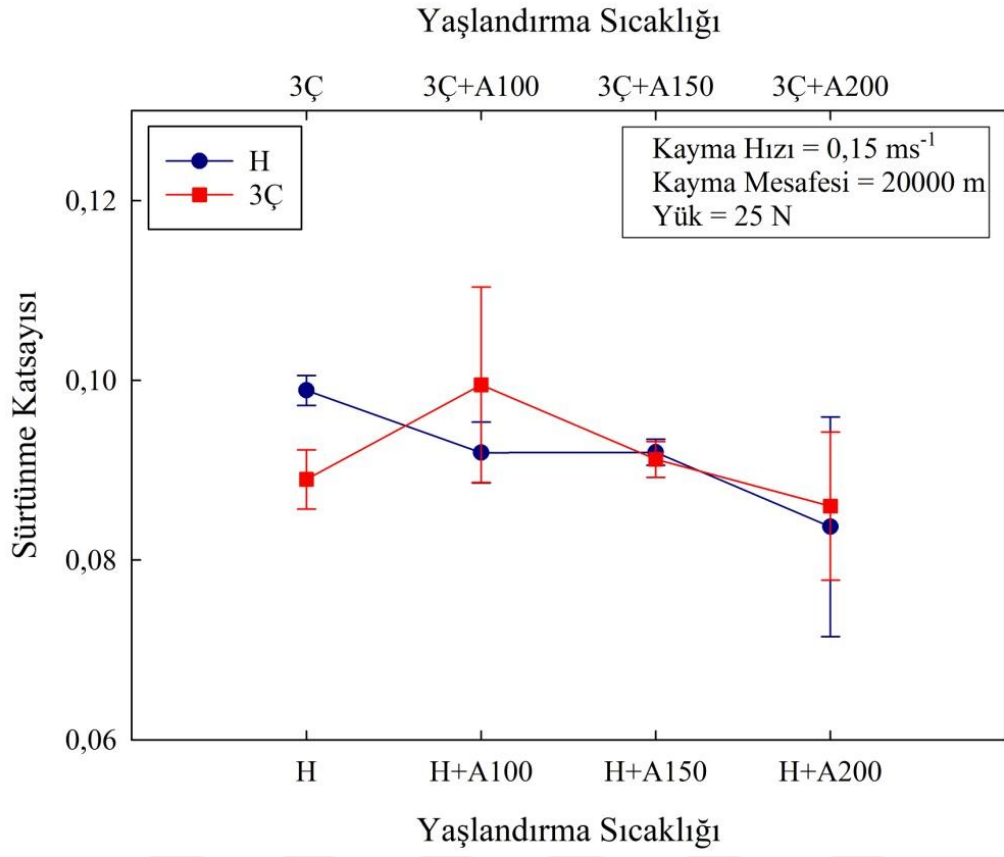


Şekil 84. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 150 °C yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları

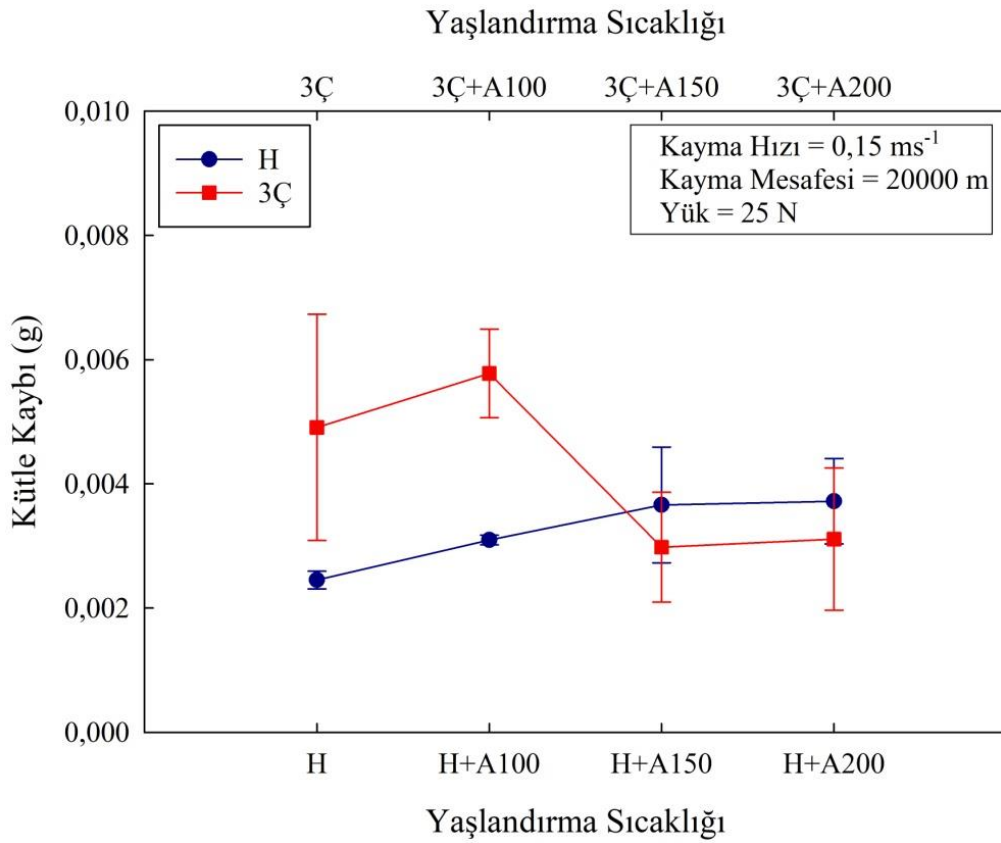


Şekil 85. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövüldükten sonra çözündürülüp 200 °C yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları

Homojenizasyon ve üç çevrim dövme işleminin ardından çözündürülüp farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımların sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının yaşlandırma sıcaklığına göre değişimleri Şekil 86 ve Şekil 87’de verilmektedir. Alaşımın gerek homojenize gerekse üç çevrim dövülüp yaşlandırılmasından sonra sürtünme katsayısı değişmemekte, ancak aşınma direnci dövme işleminden sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işleminin ardından nispeten artmaktadır. Bu durum söz konusu koşullarda yapılan işlemde sonra alaşımın sünekliğinin artmasından kaynaklanmış olabilir. Söyle ki sünekliğin artması kopan aşınma parçacıkların tekrar yüzeye gömülmesini kolaylaştırarak alaşımın aşınma direncinin artmasına yol açmış olabilir [9, 16, 30, 31].

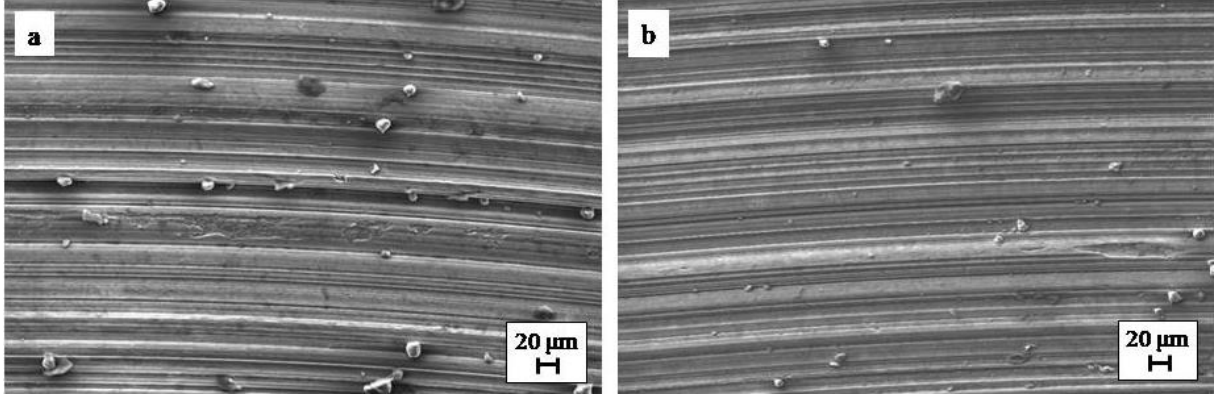


Şekil 86. Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşıma ait sürtünme katsayısı değerleri

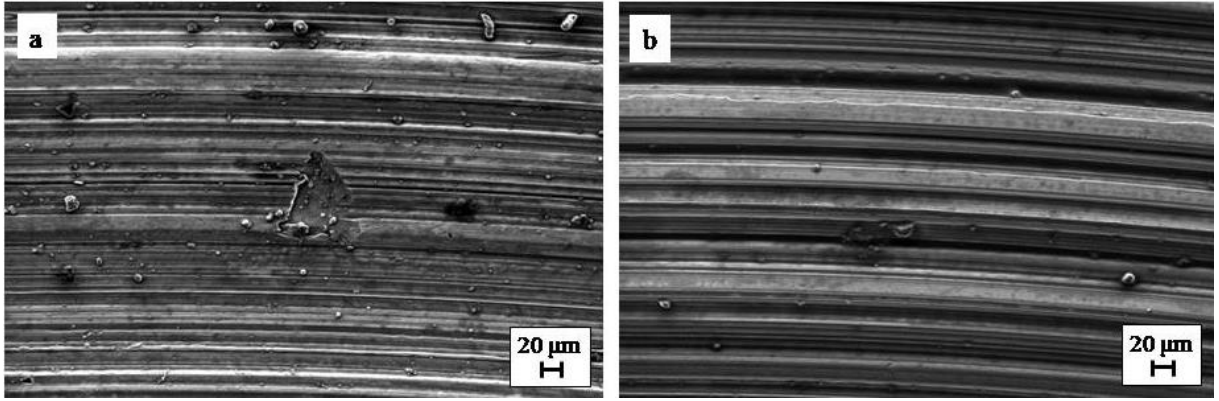


Şekil 87. Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövülüp 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılan alaşımın aşınma kaybının yaşlandırma sıcaklığına göre değişimini gösteren eğriler

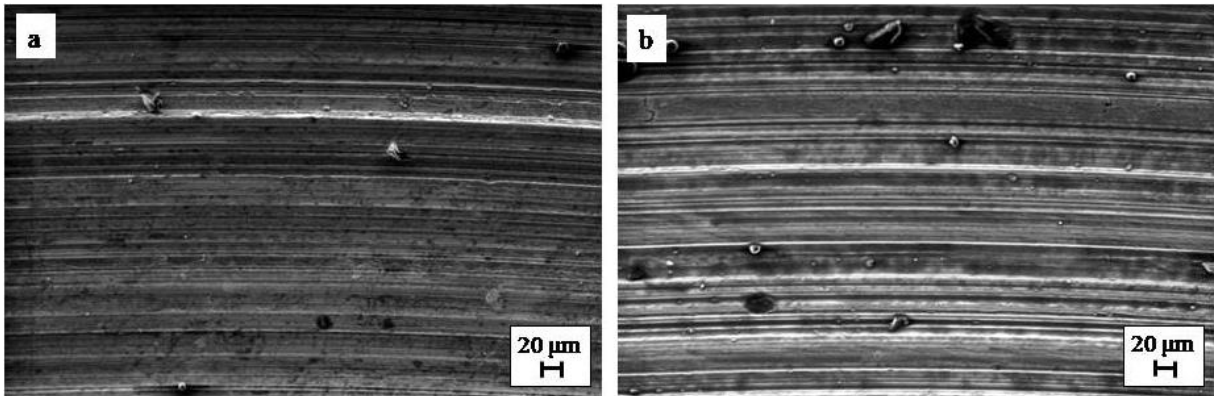
Homojenize edilmiş, üç çevrim dövülmüş ve bu işlemlerden sonra çözündürülüp farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış Al-40Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri ve optik profilometre analizleri sırasıyla Şekil 88-Şekil 95'te verilmektedir. Her iki durumda da alaşımın aşınma yüzeyinde adezyon tabakaları oluşmakta, ince ve derin çizikler meydana gelmektedir. Adezyonun yüzeyler arasındaki malzeme transferinden, ince ve derin çiziklerin ise oksitlenmiş ve yüzeyden ayrılmış sert parçacıkların kazıma etkisinden kaynaklandığı bilinmektedir. Ancak elde edilen görüntülerden her iki durumdaki alaşım için net bir aşınma mekanizması farkı ortaya konulamamıştır. Bu bulgulardan yola çıkarak iki durumda da alaşımda etken aşınma mekanizmalarının adezyon, abrazyon ve oksidasyon olduğu sonucuna varılmıştır [1, 11, 12, 16, 38].



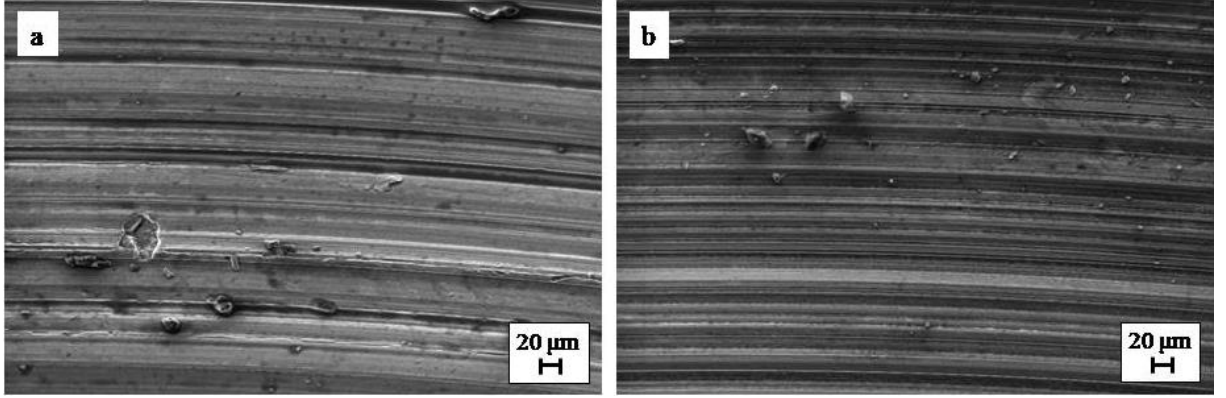
Şekil 88. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafları



Şekil 89. a) Homojenize edilmiş ve ardından 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövüldükten sonra aynı koşullarda yaşlandırılmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafları



Şekil 90. a) Homojenize edilmiş ve ardından 150 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövüldükten sonra aynı koşullarda yaşlandırılmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafları



Şekil 91. a) Homojenize edilmiş ve ardından 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılmış ve b) üç çevrim dövüldükten sonra aynı koşullarda yaşlandırılmış durumdaki alaşımın aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafları

5. SONUÇLAR

Bu çalışmada aşırı plastik deformasyon, bu deformasyon öncesi ve sonrasında uygulanan çözündürme ve ardından farklı sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminin Al-40Zn-3Cu yatak alaşımının yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi sistematik bir biçimde araştırılmış, söz konusu alaşım için en üstün özellikleri sağlayan yeni bir prosesin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Bu hedef doğrultusunda yapılan deneysel çalışmalar neticesinde aşağıdaki sonuçlar ortaya konmuştur.

1. Dökülmüş durumdaki Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısı alüminyumca zengin α katı çözeltisi, ötektoid dönüşüm ürünü $\alpha+\eta$ faz karışımı, bakırca zengin θ , T' ve μ fazlarından oluşmaktadır. μ fazı T' fazına benzer olmakla birlikte kimyasal bileşiminde T' fazındakinden daha yüksek oranda Al ve Zn, daha düşük oranda Cu bulunmaktadır.
2. Homojenizasyon işleminden sonra alaşımı oluşturan fazlar değişmemektedir. Ancak dökülmüş durumda tane sınırı etrafında ve tane sınırlarında toplanmış ötektoid dönüşüm ürünü $\alpha+\eta$ faz karışımı ile μ fazı alaşımın homojenize edilmiş durumunda α taneleri içerisinde dağılmaktadır. Diğer taraftan dökülmüş durumda alaşımın içyapısında bulunan kalın lama biçimindeki kollardan oluşan μ fazı homojenize edilmiş durumunda iğne biçiminde bir görünüm sergilemektedir.
3. Çok yönlü dövme işleminden sonra Al-40Zn-3Cu alaşımının içyapısında bulunan bakırca zengin fazlar parçalanmakta, dendritik yapı ortadan kalkmaktadır. Yaşlandırıldıktan sonra üç çevrim dövülen alaşım da dövülmüş durumu ile hemen hemen aynı yapısal morfolojiyi sergilemektedir.
4. Yaşlandırma dövme ve tekrar yaşlandırma işlemlerinden sonra alaşımın içyapısı tane sınırları belirgin nispeten eş eksenli tanelerden oluşmaktadır. Tane sınırlarında ise Al ve Zn içeren ağ biçimde bir katı çözelti yer almaktadır. Benzer durum üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra da görülmektedir. Ancak üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan alaşımda ötektoid dönüşüm ürünü $\alpha+\eta$ faz karışımı tane sınırlarında ve tane sınırları etrafında toplanmaktadır.
5. Çok yönlü dövme işleminden sonra alaşımın akma ve çekme dayanımları ile sertliği azalmakta, kopma uzaması ve darbe direnci ise önemli oranda artmaktadır. En yüksek kopma uzamasını (%25,93) ve darbe tokluğunu (458,8 kJ/m²) üç çevrim dövülmüş

durumdaki alaşım, en yüksek sertlik (110 BSD), mukavemet (Akma mukavemeti: 288,51 MPa ve çekme mukavemeti: 319,6 MPa) ve en düşük kopma uzaması (%3,2) ve darbe tokluğu (83,23 kJ/m²) değerlerini ise homojenize durumdaki alaşım sergilemektedir.

6. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırma işleminin ardından üç çevrim dövülen alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri  çevrim dövülmüş durumuna göre değişmemekte ancak kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri sırasıyla %54 ve %24 oranlarında artmaktadır.

7. 200 °C sıcaklıkta uygulanan yaşlandırma işleminden sonra üç çevrim çok yönlü dövülen alaşımın 200 °C sıcaklıkta tekrar yaşlandırılmasından sonra sertlik ve mukavemet değerleri sırasıyla %30 (sertlik), %51 (akma mukavemeti) ve %45 (ekme mukavemeti) oranlarında artmakta kopma uzaması değeri ise %57 oranında düşmektedir.

8.  evrim dövme işleminden sonra 100 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işlemi alaşımın akma, çekme ve sertlik değerlerini  çevrim dövülmüş durumuna göre %117, %110 ve %125 oranlarında artırmakta, kopma uzaması ve darbe tokluğu değerlerini ise %92 ve %70 oranlarında düşürmektedir.

9.  evrim dövme işleminin ardından 150 °C sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın akma, çekme ve sertlik değerleri  çevrim dövülmüş durumuna göre %55, %56 ve %57 oranlarında artmakta, ancak kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri ise %61 ve %36 oranlarında düşmektedir. Söz konusu işlemden sonra alaşımın 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılması durumunda ise akma, çekme ve sertlik değerleri %12, %30 ve %29 oranlarında artmakta kopma uzaması ve darbe tokluğu değerleri %21 ve %19 oranlarında azalmaktadır.

10. Al-40Zn-3Cu alaşımı homojenize edilmiş durumunda gevrek kırılma, dövülmüş durumda ise sünek kırılma davranışı sergilemektedir.  evrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırılan Al-40Zn-3Cu alaşımı ise taneler arası bir kırılma davranışı göstermektedir. Ancak alaşım yaşlandırma sıcaklığı arttıķa tekrar sünek kırılma davranışı sergilemektedir.

11. Çok yönlü dövme işleminden sonra Al-40Zn-3Cu alaşımının sürtünme katsayısı nispeten azalmakta, aşınma kaybı ise artmaktadır. Ancak üç çevrim dövme işleminin ardından 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşımın aşınma direnci hem homojenize edilmiş ve aynı sıcaklıklarda yaşlandırılmış hem de üç çevrim dövülmüş durumlarına göre artmaktadır.

12. Gerek dövülmüş gerekse yaşlandırmış durumlardaki alaşımın aşınma mekanizması adezyon, abrazyon ve oksidasyon mekanizmalarından oluşmaktadır. Benzer aşınma

mekanizmaları söz konusu alaşımın homojenize edilmiş ve homojenize edildikten sonra farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmış durumlarında da ortaya çıkmaktadır. Ancak dövülmüş ve dövme sonrasında yüksek sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımda adezyon diğer mekanizmalara göre nispeten daha etkin olmaktadır.

13. 200 °C sıcaklıkta yaşlandırılıp üç çevrim dövme şeklinde uygulanan proses alaşımın yüksek süneklik, üç çevrim dövüldükten sonra 100 °C sıcaklıkta yaşlandırma şeklinde uygulanan proses alaşımın yüksek sertlik ve mukavemet ancak düşük süneklik, üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarda yaşlandırılması şeklinde uygulanan proses ise alaşımın nispeten orta seviyelerde sertlik, mukavemet, süneklik ve iyi aşınma direnci sergilemesine yol açmaktadır.

14. Alaşımın yapı, mekanik, süneklik ve tribolojik özelliklerindeki iyileşmeler dikkate alındığında üç çevrim dövüldükten sonra 150 °C sıcaklıkta uygulanan yaşlandırma şeklindeki proses, hem homojenizasyon ve ardından yaşlandırma hem de dövme ve ardından yaşlandırma şeklinde uygulanan proseslere göre daha etkin sonuçlar vermektedir.

6. ÖNERİLER

Bu çalışmadan elde edilen bulguların değerlendirilmesi sonucu bazı tespitlerde bulunulmuş ve öneriler şeklinde aşağıda sunulmuştur.

1. Alaşımın içyapısına ait detaylar TEM ve EBSD ile incelenerek tane boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve çökelti kinetiği gibi konular aydınlatılmalıdır.
2. Belirli bir çevrim sayısında yapılacak dövme işleminden önce farklı sıcaklıklarda uygulanacak yaşlandırmanın alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi araştırılmalıdır.
3. Dövme ve yaşlandırma sonrası farklı çevrim sayılarında yapılacak dövme işleminin alaşımın özelliklerine etkileri araştırılmalıdır.
4. Ortaya konan optimum proseslerin alaşımın şekillendirilebilme ve kuru durumdaki sürtünme davranışı üzerindeki etkisi incelenmelidir.

7. KAYNAKLAR

1. Savaşkan, T., Bican, O. ve Alemdağ, Y., Developing aluminium–zinc-based a new alloy for tribological applications, Journal of Materials Science, 44,8 (2009) 1969-1976.
2. Li, R., Ren, Z., Wu, Y., He, Z., Liaw, P.K., Ren, J. ve Zhang, Y., Mechanical behaviors and precipitation transformation of the lightweight high-Zn-content Al–Zn–Li–Mg–Cu alloy, Materials Science and Engineering: A, 802 (2021) 140637.
3. Sivasankaran, S., Ramkumar, K.R., Ammar, H.R., Al-Mufadi, F.A., Alaboodi, A.S. ve Irfan, O.M., Microstructural Evolutions, Hot Deformation and Work Hardening Behaviour of Novel Al–Zn Binary Alloys Processed by Squeezing and Hot Extrusion, Metals and Materials International, (2021).
4. Zhao, Y., Liu, J., Topping, T.D. ve Lavernia, E.J., Precipitation and aging phenomena in an ultrafine grained Al–Zn alloy by severe plastic deformation, Journal of Alloys and Compounds, 851 (2021) 156931.
5. Alemdağ, Y. ve Savaşkan, T., Mechanical and tribological properties of Al–40Zn–Cu alloys, Tribology International, 42,1 (2009) 176-182.
6. Savaşkan, T. ve Alemdağ, Y., Effects of pressure and sliding speed on the friction and wear properties of Al–40Zn–3Cu–2Si alloy: A comparative study with SAE 65 bronze, Materials Science and Engineering: A, 496,1 (2008) 517-523.
7. Savaşkan, T. ve Murphy, S., Decomposition of Zn–Al alloys on quench–aging, Materials Science and Technology, 6,8 (1990) 695-704.
8. Berg, L.K., Gjønnes, J., Hansen, V., Li, X.Z., Knutson-Wedel, M., Waterloo, G., Schryvers, D. ve Wallenberg, L.R., GP-zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in artificial aging, Acta Materialia, 49,17 (2001) 3443-3451.
9. Savaşkan, T. ve Alemdağ, Y., Effect of nickel additions on the mechanical and sliding wear properties of Al–40Zn–3Cu alloy, Wear, 268,3 (2010) 565-570.
10. Abd El-Rehim, A.F., Sakr, M.S., El-Sayed, M.M. ve Abd El-Hafez, M., Effect of Cu addition on the microstructure and mechanical properties of Al–30wt% Zn alloy, Journal of Alloys and Compounds, 607 (2014) 157-162.
11. Alemdağ, Y. ve Savaşkan, T., Effects of Silicon Content on the Mechanical Properties and Lubricated Wear Behaviour of Al–40Zn–3Cu–(0–5)Si Alloys, Tribology Letters, 29,3 (2008) 221-227.
12. Alemdağ, Y., Bakır, Siliyum veya Nikel İçeren Al-40Zn Esaslı Alaşımların Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2007.

13. 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, 37,1 (2004) 45-50.
14. El Aal, M.I.A., El Mahallawy, N., Shehata, F.A., El Hameed, M.A., Yoon, E.Y., Lee, J.H. ve Kim, H.S., Tensile properties and fracture characteristics of ECAP-processed Al and Al-Cu alloys, Metals and Materials International, 16,5 (2010) 709-716.
15. Liu, C.Y., Qu, B., Ma, Z.Y., Ma, M.Z. ve Liu, R.P., Recrystallization, precipitation, and resultant mechanical properties of rolled Al-Zn alloy after aging, Materials Science and Engineering: A, 657 (2016) 284-290.
16. Savaşkan, T. ve Bican, O., Dry Sliding Friction and Wear Properties of Al-25Zn-3Cu-(0-5)Si Alloys in the As-Cast and Heat-Treated Conditions, Tribology Letters, 40,3 (2010) 327-336.
17. Chen, S., Chen, K., Peng, G., Chen, X. ve Ceng, Q., Effect of heat treatment on hot deformation behavior and microstructure evolution of 7085 aluminum alloy, Journal of Alloys and Compounds, 537 (2012) 338-345.
18. Khani Moghanaki, S., Kazeminezhad, M. ve Logé, R., Mechanical behavior and texture development of over-aged and solution treated Al-Cu-Mg alloy during multi-directional forging, Materials Characterization, 135 (2018) 221-227.
19. Zhao, J., Deng, Y., Tang, J. ve Zhang, J., Effect introduced high density of precipitates on the microstructural evolutions during multi-direction forging of Al-Zn-Mg-Cu alloy, Materials Science and Engineering: A, 798 (2020) 139927.
20. Alemdag, Y., Karabiyik, S., Mikhaylovskaya, A.V., Kishchik, M.S. ve Purcek, G., Effect of multi-directional hot forging process on the microstructure and mechanical properties of Al-Si based alloy containing high amount of Zn and Cu, Materials Science and Engineering: A, 803 (2021) 140709.
21. Estrin, Y. ve Vinogradov, A., Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science, Acta Materialia, 61,3 (2013) 782-817.
22. Sabirov, I., Murashkin, M.Y. ve Valiev, R.Z., Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development, Materials Science and Engineering: A, 560 (2013) 1-24.
23. Cao, Y., Ni, S., Liao, X., Song, M. ve Zhu, Y., Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation, Materials Science and Engineering: R: Reports, 133 (2018) 1-59.
24. Cherukuri, B., Nedkova, T.S. ve Srinivasan, R., A comparison of the properties of SPD-processed AA-6061 by equal-channel angular pressing, multi-axial compressions/forgings and accumulative roll bonding, Materials Science and Engineering: A, 410-411 (2005) 394-397.

25. Valiev, R.Z., Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation, Prog. Mater. Sci., 45 (2000) 103-189.
26. Sharath, P.C., Udupa, K.R. ve Kumar, G.V.P., Effect of Multi Directional Forging on the Microstructure and Mechanical Properties of Zn-24 wt% Al-2 wt% Cu Alloy, Transactions of the Indian Institute of Metals, 70,1 (2017) 89-96.
27. Huang, T., Deng, W., Zhou, Y., Cao, Y., Wei, C. ve Yan, W., Effect of multi-directional forging and ageing on fracture toughness of Al–Zn–Mg–Cu alloys, Materials Science and Technology, 36,15 (2020) 1648-1654.
28. Karabıyık, S., Çok Yönlü Dövme İşleminin Çinko ve Bakır İçeren Al-7Si Esaslı Alaşımların Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2019.
29. Purcek, G., Saray, O. ve Kul, O., Microstructural evolution and mechanical properties of severely deformed Al-12Si casting alloy by equal-channel angular extrusion, Metals and Materials International, 16,1 (2010) 145-154.
30. Purcek, G., Saray, O., Kucukomeroglu, T., Haouaoui, M. ve Karaman, I., Effect of equal-channel angular extrusion on the mechanical and tribological properties of as-cast Zn–40Al–2Cu–2Si alloy, Materials Science and Engineering: A, 527,15 (2010) 3480-3488.
31. Aal, M.I.A.E. ve Kim, H.S., Wear properties of high pressure torsion processed ultrafine grained Al–7%Si alloy, Materials & Design, 53 (2014) 373-382.
32. Presnyakov, A., Gorban, Y. ve Chrevyakova, V., The aluminum-zinc phase diagram, Russian Journal of Physical Chemistry, 35 (1961) 632-633.
33. Murphy, S., The Structure of the T' Phase in the System Al-Cu-Zn, Metal Science, 9,1 (1975) 163-168.
34. Zhu, Y.H. ve Goodwin, F.E., Microstructures of thermomechanically treated eutectoid Zn–Al alloy (II), Journal of Materials Research, 10,8 (1995) 1927-1932.
35. Murphy, S., Solid-Phase Reactions in the Low-Copper Part of the Al-Cu-Zn System, International Journal of Materials Research, 71,2 (1980) 96-102.
36. Zhu, Y. ve Murphy, S., A General rule of decomposition reaction in supersaturated Zn-Al based alloys, Chin. J. Metal Sci. Technol., 2,1 (1986).
37. Fundenberger, J.J., Philippe, M.J., Wagner, F. ve Esling, C., Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (zinc, titanium and zirconium alloys), Acta Materialia, 45,10 (1997) 4041-4055.
38. 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 alloys, Materials Science and Engineering: A, 404,1 (2005) 259-269.

39. Douglass, D.L. ve Barbee, T.W., Spinodal decomposition in Al/Zn alloys, Journal of Materials Science, 4,2 (1969) 121-129.
40. Savaşkan, T. ve Turhal, M.Ş., Relationships between cooling rate, copper content and mechanical properties of monotectoid based Zn–Al–Cu alloys, Materials Characterization, 51,4 (2003) 259-270.
41. Turhal, M.Ş. ve Savaşkan, T., Relationships between secondary dendrite arm spacing and mechanical properties of Zn-40Al-Cu alloys, Journal of Materials Science, 38,12 (2003) 2639-2646.
42. Anantharaman, T.R. ve Satyanarayana, K.G., The metastable solvus for Guinier-Preston zones in aluminium-zinc alloys, Scripta Metallurgica, 7,2 (1973) 189-192.
43. Bican, O., Bakır ve Silisyum İçeren Al-25Zn Esaslı Alaşımların Dökülmüş ve Isıl İşlem Görmüş Durumdaki Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2010.
44. Rosochowski, A., Processing Metals by Severe Plastic Deformation, Solid State Phenomena, 101-102 (2004) 13-22.
45. Zhu, Q.-f., Li, L., Ban, C.-y., Zhao, Z.-h., Zuo, Y.-b. ve Cui, J.-z., Structure uniformity and limits of grain refinement of high purity aluminum during multi-directional forging process at room temperature, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 24,5 (2014) 1301-1306.
46. Liu, W.C., Chen, M.B. ve Yuan, H., Evolution of microstructures in severely deformed AA 3104 aluminum alloy by multiple constrained compression, Materials Science and Engineering: A, 528,16-17 (2011) 5405-5410.
47. Zheng, Z., Zhang, X., Xie, L., Huang, L. ve Sun, T., Changes of Microstructures and Mechanical Properties in Commercially Pure Titanium after Different Cycles of Proposed Multi-Directional Forging, Metals, 9,2 (2019).
48. Zhu, Q.F., Wang, J., Li, L., Ban, C.Y., Zhao, Z.H. ve Cui, J.Z., Effect of Forging Temperature on Deformability and Structure Evolution of High Purity Aluminium during Multi-Directional Forging Process, Materials Science Forum, 877 (2017) 371-379.
49. Aoba, T., Kobayashi, M. ve Miura, H., Microstructural Evolution and Enhanced Mechanical Properties by Multi-Directional Forging and Aging of 6000 Series Aluminum Alloy, Materials Transactions, 59,3 (2018) 373-379.
50. Yan, C., Shen, J. ve Lin, P., Numerical Investigation on the Strain Evolution of Ti-6Al-4V Alloy during Multi-directional Forging at Elevated Temperatures, High Temperature Materials and Processes, 37,6 (2018) 571-580.
51. Biswas, S. ve Suwas, S., Evolution of sub-micron grain size and weak texture in magnesium alloy Mg–3Al–0.4Mn by a modified multi-axial forging process, Scripta Materialia, 66,2 (2012) 89-92.

52. Kapoor, R., Sarkar, A., Yogi, R., Shekhawat, S.K., Samajdar, I. ve Chakravartty, J.K., Softening of Al during multi-axial forging in a channel die, Materials Science and Engineering: A, 560 (2013) 404-412.
53. Naser, T.S.B., Bobor, K. ve Krállics, G., Tensile behavior of multiple forged 6082 Al alloy, Periodica Polytechnica Mechanical Engineering, 58,2 (2014) 113-117.
54. Sitdikov, O., Sakai, T., Goloborodko, A., Miura, H. ve Kaibyshev, R., Effect of Pass Strain on Grain Refinement in 7475 Al Alloy during Hot Multidirectional Forging, Materials Transactions, 45,7 (2004) 2232-2238.
55. Jonas, J.J., Sellars, C.M. ve Tegart, W.J.M., Strength and structure under hot-working conditions, Metallurgical Reviews, 14,1 (1969) 1-24.
56. Alhamidi, A., Edalati, K., Horita, Z., Hirosawa, S., Matsuda, K. ve Terada, D., Softening by severe plastic deformation and hardening by annealing of aluminum–zinc alloy: Significance of elemental and spinodal decompositions, Materials Science and Engineering: A, 610 (2014) 17-27.
57. Zhao, J., Deng, Y. ve Tang, J., Grain refining with DDRX by isothermal MDF of Al-Zn-Mg-Cu alloy, Journal of Materials Research and Technology, 9,4 (2020) 8001-8012.
58. Shaeri, M.H., Shaeri, M., Ebrahimi, M., Salehi, M.T. ve Seyyedain, S.H., Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy, Progress in Natural Science: Materials International, 26,2 (2016) 182-191.
59. Zhao, J., Deng, Y., Zhang, J., Ma, Z. ve Zhang, Y., Effect of temperature and strain rate on the grain structure during the multi-directional forging of the AlZnMgCu alloy, Materials Science and Engineering: A, 756 (2019) 119-128.
60. Yousefi, D., Taghiabadi, R., Shaeri, M.H. ve Ansarian, I., Microstructural evolution and mechanical properties of multi-directionally forged SiP/ZA22 composite, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 20,4 (2020) 118.
61. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Haouaoui, M., Microstructural Evolution and Mechanical Response of Equal-Channel Angular Extrusion-Processed Al-40Zn-2Cu Alloy, Metallurgical and Materials Transactions A, 40,11 (2009) 2772.
62. Sun, Z.-C., Zheng, L.-S. ve Yang, H., Softening mechanism and microstructure evolution of as-extruded 7075 aluminum alloy during hot deformation, Materials Characterization, 90 (2014) 71-80.
63. Gourdet, S. ve Montheillet, F., An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium, Materials Science and Engineering: A, 283,1 (2000) 274-288.
64. Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H. ve Jonas, J.J., Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions, Progress in Materials Science, 60 (2014) 130-207.

65. Shaeri, M.H., Salehi, M.T., Seyyedein, S.H., Abutalebi, M.R. ve Park, J.K., Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment, Materials & Design, 57 (2014) 250-257.
66. Demirtas, M., Purcek, G., Yanar, H., Zhang, Z.J. ve Zhang, Z.F., Effect of different processes on lamellar-free ultrafine grain formation, room temperature superplasticity and fracture mode of Zn–22Al alloy, Journal of Alloys and Compounds, 663 (2016) 775-783.
67. Wang, W., Yi, D., Hua, W. ve Wang, B., High damping capacity of Al-40Zn alloys with fine grain and eutectoid structures via Yb alloying, Journal of Alloys and Compounds, 870 (2021) 159485.
68. Clarke, J. ve Sarkar, A.D., Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys, Wear, 54,1 (1979) 7-16.
69. Lee, P.P., Savaskan, T. ve Laufer, E., Wear resistance and microstructure of Zn-Al-Si and Zn-Al-Cu alloys, Wear, 117,1 (1987) 79-89.
70. Zhang, J. ve Alpas, A.T., Delamination wear in ductile materials containing second phase particles, Materials Science and Engineering: A, 160,1 (1993) 25-35.
71. Saray, O. ve Purcek, G., Microstructural evolution and mechanical properties of Al–40wt.%Zn alloy processed by equal-channel angular extrusion, Journal of Materials Processing Technology, 209,5 (2009) 2488-2498.
72. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Kucukomeroglu, T., Effect of severe plastic deformation on tensile properties and impact toughness of two-phase Zn–40Al alloy, Materials Science and Engineering: A, 490,1-2 (2008) 403-410.
73. Torabian, H., Pathak, J.P. ve Tiwari, S.N., Wear characteristics of Al-Si alloys, Wear, 172,1 (1994) 49-58.
74. Dey, S.K., Perry, T.A. ve Alpas, A.T., Micromechanisms of low load wear in an Al–18.5% Si alloy, Wear, 267,1 (2009) 515-524.
75. Wilson, S. ve Alpas, A.T., Thermal effects on mild wear transitions in dry sliding of an aluminum alloy, Wear, 225-229 (1999) 440-449.
76. Mahato, A., Perry, T.A., Jayaram, V. ve Biswas, S.K., Pressure and thermally induced stages of wear in dry sliding of a steel ball against an aluminium–silicon alloy flat, Wear, 268,9 (2010) 1080-1090.
77. Rigney, D.A., Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials, Wear, 245,1 (2000) 1-9.
78. Xu, C., Horita, Z. ve Langdon, T.G., The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion, Acta Materialia, 55,1 (2007) 203-212.

79. Xu, C. ve Langdon, T.G., The development of hardness homogeneity in aluminum and an aluminum alloy processed by ECAP, Journal of Materials Science, 42,5 (2007) 1542-1550.
80. Zhang, Y., Jin, S., Trimby, P.W., Liao, X., Murashkin, M.Y., Valiev, R.Z., Liu, J., Cairney, J.M., Ringer, S.P. ve Sha, G., Dynamic precipitation, segregation and strengthening of an Al-Zn-Mg-Cu alloy (AA7075) processed by high-pressure torsion, Acta Materialia, 162 (2019) 19-32.
81. Ma, K., Wen, H., Hu, T., Topping, T.D., Isheim, D., Seidman, D.N., Lavernia, E.J. ve Schoenung, J.M., Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy, Acta Materialia, 62 (2014) 141-155.



ÖZGEÇMİŞ

2013 yılında Yavuz Sultan Selim Anadolu Lisesini bitirdi. 2018 yılında Necmettin Erbakan Üniversitesi Seydişehir Ahmet Cengiz Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden Makine Mühendisi unvanı ile mezun oldu. 2019 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı. Muhammet UZUN iyi derecede İngilizce bilmektedir.

