

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ÇOK YÖNLÜ DÖVME İŞLEMİNİN ÇİNKO VE BAKIR İÇEREN Al-7Si ESASLI
ALAŞIMLARIN YAPI, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mak. Müh. Sadun KARABIYIK

**HAZİRAN 2019
TRABZON**



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :

Trabzon

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Makina Mühendisliği Anabilim Dalında
Sadun KARABIYIK tarafından hazırlanan**

**ÇOK YÖNLÜ DÖVME İŞLEMİNİN ÇİNKO VE BAKIR İÇEREN Al-7Si ESASLI
ALAŞIMLARIN YAPI, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN
İNCELENMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 21 / 05 / 2019 gün ve 1805 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
YÜKSEK LİSANS TEZİ
olarak kabul edilmiştir.**

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Temel SAVAŞKAN

Üye : Prof. Dr. Genççağ PÜRÇEK

Üye : Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ

Temel Savaşkan
.....
Genççağ Pürçek
.....
Yasin Alemdağ
.....

Prof. Dr. Asim KADIOĞLU

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Otomotiv sektöründe kullanılan bazı motor parçaları, jant ve kaymalı yataklar Al-7Si esaslı alaşımlardan imal edilmektedir. Bu alaşımların mekanik ve süneklik özelliklerinin geliştirilmesi için yapılan çalışmalar günümüzde de devam etmektedir. Ancak alaşımlama, ısıtma işlemi ve modifikasyon gibi işlemlerle her iki özelliğin aynı anda iyileştirilmesi mümkün olmamaktadır. Son yıllarda geliştirilen aşırı plastik deformasyon yöntemleri ile alaşımların tane boyutunu mikron altı seviyelere indirip hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin iyileştirildiği göze çarpmaktadır. Bu yöntemler arasında endüstriyel uygulanabilirliği açısından çok yönlü dövme (ÇYD) işlemin ön plana çıktığı görülmektedir. Özellikle gevrek karakter sergileyen bazı metallerin ılık veya sıcak dövme işlemi ile sünekliklerinin önemli oranda artırıldığı belirlenmiştir.

Alaşımlama yoluyla Al-7Si alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerinin iyileştirilmesi için yapılan bir çalışmada üçlü Al-7Si-4Zn ve dördü Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımları geliştirilmiştir. Ancak bu alaşımların süneklik özelliklerinin oldukça düşük olduğu belirlenmiştir. Söz konusu alaşımların hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin çok yönlü dövme işlemi ile iyileştirilebileceği düşünülmüştür. Bu nedenle, bu çalışmada söz konusu işlemin çinko ve bakır içeren Al-7Si esaslı alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik bir biçimde incelenmesi amaçlanmıştır.

Bu çalışmanın yürütülmesindeki katkılarından dolayı başta danışman hocam Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ'a, Prof. Dr. Genççağa PÜRÇEK'e, Arş. Gör. Murat BEDER'e, Arş. Gör. Harun YANAR'a, Arş. Gör. Yaşar SERT'e, Yarıbay Muzaffer BAKI'ye, Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgahları Laboratuvarı'nda görevli teknisyenlere teşekkür ederim.

Bu çalışma boyunca desteklerini benden esirgemeyen değerli dostlarıma ve aileme teşekkür ederim.

Sadun KARABIYIK
Trabzon, 2019

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Çok Yönlü Dövme İşleminin Çinko ve Bakır İçeren Al-7Si Esaslı Alaşımların Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Doç. 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. 13/06/2019

Sadun KARABIYIK

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XIII
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Çinko ve /veya Bakır İçeren Al-Si Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri.....	3
1.3. Alüminyum -Silisyum Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri	5
1.4. Alüminyum Silisyum Esaslı Alaşımların Sürtünme ve Aşınma Özellikleri	7
1.5. Çok Yönlü Dövme Yöntemi.....	8
1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	10
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	12
2.1. Alaşımların Üretimi, Kimyasal Analizi ve Yoğunluklarının Belirlenmesi	12
2.2. Çok Yönlü Dövme Deneyleri	12
2.3. Alaşımların Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi	14
2.4. Alaşımların Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi	15
2.5. Termal Kararlılık Deneyleri	15
2.6. Alaşımların Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi	16
3. BULGULAR	19
3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve Yoğunlukları	19
3.2. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular.....	19
3.3. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	23
3.4. Termal Kararlılık Deneylerinden Elde Edilen Bulgular.....	33
3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular	37
4. TARTIŞMA.....	45
4.1. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulguların Tartışılması	45
4.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulguların Tartışılması.....	46

4.3. Termal Kararlılık Deneylerinden Elde Edilen Bulguların Tartışılması.....	49
4.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların Tartışılması.....	50
5. SONUÇLAR.....	53
6. ÖNERİLER	55
7. KAYNAKLAR.....	57
ÖZGEÇMİŞ	



Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

ÇOK YÖNLÜ DÖVME İŞLEMİNİN ÇİNKO VE BAKIR İÇEREN Al-7Si ESASLI
ALAŞIMLARIN YAPI, MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN
İNCELENMESİ

Sadun KARABIYIK

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ
2019, 63 Sayfa

Bu çalışmada çok yönlü dövme işleminin ikili Al-7Si, üçlü Al-7Si-4Zn ve dörtlü Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi incelendi. Söz konusu alaşımlar kokil kalıba döküm yöntemiyle üretildi. Çok yönlü dövme işlemi alaşımların içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının parçalanmasına ve dendritik yapılarının ortadan kalkmasına yol açtı. Çok yönlü dövülen alaşımların akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri artarken, basma dayanımlarının değişmediği belirlendi. İkili ve üçlü alaşımların sertliğinin çok yönlü dövme işleminin ardından az da olsa arttığı, dörtlü alaşımların bu değerinin ise azaldığı görüldü. En yüksek akma ve çekme dayanımları ikili ve üçlü alaşımlarda bir çevrim, dörtlü alaşımda ise iki çevrim çok yönlü dövme işleminin ardından elde edildi. Homojenize edilmiş durumda gevrek kırılma davranışı sergileyen alaşımlar, çok yönlü dövme işleminden sonra sünek kırılma davranışı gösterdi.

Çok yönlü dövülmüş üçlü ve dörtlü alaşımlar homojenize edilmiş durumlarına göre daha yüksek aşınma kaybı sergiledi. Alaşımların aşınma kaybının artan yük ile sürekli arttığı belirlendi. Aşınma deneyi sonucunda alaşımların yüzeylerinde sıvanmış tabakaların oluştuğu ve soyulmaların meydana geldiği, ancak sıvanmanın gerek homojenize edilmiş gerekse dövülmüş durumdaki alaşımlarda etken aşınma mekanizması olduğu görüldü.

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

Master Thesis

SUMMARY

EFFECT OF MULTI DIRECTIONAL FORGING ON MICROSTRUCTURE,
MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF Al-7Si BASED ALLOYS
CONTAINING ZINC AND COPPER

Sadun KARABIYIK

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Assoc. Prof. Yasin ALEMDAĞ
2019, 63 Pages

In this study, effect of multi directional forging (MDF) on microstructure, mechanical and tribological properties of binary Al-7Si, ternary Al-7Si-4Zn and quaternary Al-7Si-4Zn-3Cu alloys was systematically investigated. These alloys were produced by permanent mould casting. MDF resulted in the breaking up Si particles and elimination of dendritic structure of the alloys. MDF gave rise to an increase in the yield and tensile strength with elongation to fracture of the alloys while it had no significant effect on their compression strength. After MDF, the hardness of the binary and ternary alloys exhibited a slight increase while this property of quaternary alloy decreased. The highest yield and tensile strength were obtained from the binary and ternary alloys with one cycle and quaternary alloy with two cycle MDF. While the alloys had a brittle fracture at homogenized state, they exhibited ductile type fracture after MDF.

The MDFed ternary and quaternary alloys showed higher wear loss than their homogenized state. Their wear loss increased continuously with increasing applied load. Smearing and delamination were observed on the worn surfaces of the alloys, but smearing was determined to be the effective wear mechanism of the alloys at both homogenised and MDFed states.

Key Words: Al-Si Alloys, Multi Directional Forging, Severe Plastic Deformation, Mechanical Properties, Wear

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	İkili alüminyum-silisyum faz diyagramı [28].....	4
Şekil 2.	(a) Ötektik altı, (b) ötektik ve (c) ötektik üstü Al-Si alaşımlarının içyapılarını gösteren optik mikroskop fotoğrafları [29]	5
Şekil 3.	Dövme işleminde kullanılan kalıbın ve ısıtıcı plakaların a) fotoğrafı ve b) şematik gösterimi	13
Şekil 4.	Bir çevrim çok yönlü dövme işleminin şematik gösterimi.....	14
Şekil 5.	Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin şematik gösterimi	17
Şekil 6.	Yapısal, mekanik ve tribolojik incelemelerde kullanılan numunelerin dövme işlemine tabi tutulmuş bir parça üzerinden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim	18
Şekil 7.	Dökülmüş durumdaki a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri.....	20
Şekil 8.	Homojenize edilmiş durumdaki a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri	20
Şekil 9.	Bir çevrim ÇYD işlemi uygulanmış a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri	20
Şekil 10.	İki çevrim ÇYD işlemi uygulanmış a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri	21
Şekil 11.	Üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri	21
Şekil 12.	(a) Homojenize edilmiş, (b) bir, (c) iki ve (d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış Al-7Si alaşımının içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının yüzde dağılımının en/boy oranına göre değişimlerini gösteren grafikler	22
Şekil 13.	(a) Homojenize edilmiş, (b) bir, (c) iki ve (d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının yüzde dağılımının en/boy oranına göre değişimlerini gösteren grafikler	22
Şekil 14.	(a) Homojenize edilmiş, (b) bir, (c) iki ve (d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının içyapısında bulunan silisyum	

	parçacıklarının yüzde dağılımının en/boy oranına göre değişimlerini gösteren grafikler.....	23
Şekil 15.	Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri.....	24
Şekil 16.	Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri.....	25
Şekil 17.	Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri	25
Şekil 18.	İşlem durumunun alaşımların akma dayanımına etkisini gösteren eğriler.....	26
Şekil 19.	İşlem durumunun alaşımların çekme dayanımına etkisini gösteren eğriler.....	26
Şekil 20.	İşlem durumunun alaşımların kopma uzamasına etkisini gösteren eğriler.....	27
Şekil 21.	Alaşımların sertliğinin işlem durumuna göre değişimini gösteren eğriler	28
Şekil 22.	Alaşımların mikro sertliğinin işlem durumuna göre değişimini gösteren eğriler.....	28
Şekil 23.	Alaşımların basma dayanımlarının işlem durumuna göre değişimini gösteren eğriler	29
Şekil 24.	Homojenize edilmiş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	31
Şekil 25.	Bir çevrim dövülmüş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	31
Şekil 26.	İki çevrim dövülmüş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	32
Şekil 27.	Üç çevrim dövülmüş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	32
Şekil 28.	a) Homojenize edilmiş, b) bir, c) iki ve d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının kırılma yüzeyinin çekme yönüne paralel kesitinin OM görüntüleri	32

Şekil 29.	Bir çevrim ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler.	33
Şekil 30.	İki çevrim ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler.	34
Şekil 31.	Üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler.	34
Şekil 32.	Çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler	35
Şekil 33.	150 °C sıcaklıkta farklı sürelerde fırında tutulduktan sonra su verilerek soğutulan Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sertliğinin zamana göre değişimini gösteren eğriler	36
Şekil 34.	200 °C sıcaklıkta farklı sürelerde fırında tutulduktan sonra su verilerek soğutulan Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sertliğinin zamana göre değişimini gösteren eğriler	36
Şekil 35.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımının sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler.....	39
Şekil 36.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler	40
Şekil 37.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımının ortalama sürtünme katsayısının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler	40
Şekil 38.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının ortalama sürtünme katsayısının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler	41
Şekil 39.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımının aşınma kaybının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler	41
Şekil 40.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının aşınma kaybının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler	42
Şekil 41.	7,5 N'luk yük altında aşınma deneyine tabi tutulmuş a) homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerin EDS analizleri	42

Şekil 42.	7,5 N'luk yük altında aşınma deneyine tabi tutulmuş a) homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerin EDS analizleri	43
Şekil 43.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	43
Şekil 44.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	43
Şekil 45.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneyi sonucunda oluşan aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri	44
Şekil 46.	a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneyi sonucunda oluşan aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri	44

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Al-Si Alaşımlarından Bazılarının Sertlik, Çekme Dayanımı ve Kopma Uzaması Değerleri [11].....	7
Tablo 2. Alaşımların Termal Kararlılık Deneyleri İçin Belirlenen Koşullar	16
Tablo 3. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve Yoğunlukları	19
Tablo 4. Homojenize Edilmiş ve Çok Yönlü Dövülmüş Alaşımların Mikro Sertlik, Sertlik, Akma, Çekme ve Basma Dayanımları ile Kopma Uzaması Değerleri	29
Tablo 5. Farklı Yüklerde Sürtünme Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Ortalama Sürtünme Katsayısı Değerleri.....	38
Tablo 6. Farklı Yüklerde Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Hacim Kaybı Değerleri	39

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Alüminyum-silisyum (Al-Si) alaşımları özellikle havacılık ve otomotiv endüstrisinde çok geniş bir kullanım alanına sahiptir [1, 2]. Bu durum söz konusu alaşımların düşük yoğunluğa ve ısıl genleşme katsayısına sahip olmalarının yanı sıra üstün mekanik özellik ve aşınma direnci sergilemelerinden kaynaklanmaktadır. Nitekim bu alaşımlar motor pistonu, motor bloğu, silindir gömleği ve otomobil jantı gibi parçaların imalatında yaygın olarak kullanılmaktadırlar [2, 3].

Al-Si alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü alaşımlar olmak üzere üç gruba ayrılmaktadır [3]. Bu gruplandırma söz konusu alaşımların içerdikleri silisyum oranı kriter alınarak yapılmaktadır. Bileşiminde %12 oranında silisyum içeren alaşımlar ötektik, bu değerden daha düşük oranda silisyum içeren alaşımlar ötektik altı ve daha yüksek oranda silisyum içerenler ise ötektik üstü alaşımlar olarak adlandırılmaktadır. Bu alaşımların içyapılarında lamel ve blok biçiminde iki farklı görünümlü Si parçacığı yer almaktadır. Bunlardan lamel biçiminde olanlar ötektik dönüşümle, blok biçiminde olanlar ise katılma sırasında doğrudan kendiliğinden oluşmaktadır. Dolayısıyla ötektik altı alaşımların içyapıları birincil Al-dendritleri ile dendritler arası bölgelerde yer alan lamel biçimindeki silisyumlardan, ötektik alaşımların tamamen lamel biçimindeki Al-Si faz karışımından, ötektik üstü alaşımların ise Al-matrisi içerisinde yer alan lamel ve blok biçimindeki silisyum parçacıklarından meydana gelmektedir [1-5].

Al-Si alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerinin silisyum oranına, silisyumların dağılımına ve şekline bağlı olarak bir değişim sergilediği belirlenmiştir [4, 5]. Silisyum oranı arttıkça bu alaşımların sertliğinin sürekli arttığı, çekme dayanımının %12 Si oranından sonra düştüğü, sünekliğinin ise azaldığı görülmüştür. Sertlikteki artış artan silisyum oranı ile sert silisyum parçacıklarının sayısının artmasına, çekme dayanımındaki düşüş ise ötektik üstü alaşımların içyapılarında oluşan keskin kenar ve köşeli blok biçimindeki silisyumların varlığına dayandırılarak açıklanmıştır [4, 5]. Diğer taraftan süneklikteki azalmanın deformasyon sırasında plastik şekil değiştirme kabiliyeti düşük olan silisyum parçacıklarının kırılmasına veya bunların matristen ayrılmasına dayalı olduğu belirlenmiştir.

Al-Si alaşımlarının tribolojik özellikleri pek çok araştırmacı tarafından incelenmiş, bunlardan bazıları ötektik altı alaşımların, bazıları ötektik ve bazıları ise ötektik üstü alaşımların daha üstün performans sergilediğini belirlemişlerdir [6-8]. Ancak tektik üstü alaşımların içyapılarında bulunan blok biçimindeki silisyum parçacıkların eş çalıştığı karşı yüzeylerde önemli oranda abrazyif aşınmaya yol açtığı gözlenmiştir [9, 10]. Bu durum söz konusu alaşımların tribolojik amaçlı kullanımları için önemli bir dezavantaj olarak değerlendirilmiştir. Bu nedenle tribolojik uygulamalarda ötektik ve ötektik altı alaşımlar ötektik üstü alaşımlara göre daha çok tercih edilmektedir. Ötektik altı alaşım grubu içerisinde ise Al-7Si esaslı alaşımın havacılık ve otomotiv sektöründe hafiflik gerektiren bazı parçaların üretiminde yaygın bir biçimde kullanıldığı göze çarpmaktadır [11, 12].

Al-7Si esaslı alaşımın pek çok uygulama için yetersiz olan mekanik ve tribolojik özelliklerinin alaşım elementi katkısı ve ısıl işlem yolu ile geliştirilmesi ve bu alaşımların kullanım alanlarının artırılması için yapılan çalışmalar günümüzde de devam etmektedir [13-16]. Bu kapsamda söz konusu alaşıma demir, magnezyum, bakır, mangan, çinko ve nikel gibi alaşım elementleri katılmış ve üretilen alaşımların bazılarına ise zndrme ve yaşlandırma ısıl işlemine uygulanmıştır. Özellikle bakır ve çinko katkılarının alaşımın sertlik, mukavemet ve aşınma direncini hem dökülmüş hem de ısıl işlem görmüş durumlarda önemli oranda artırdığı gözlemlenmiştir. Bu durumun bakırın alüminyum ile sert ve gevrek Al_2Cu (θ) fazını oluşturmasından, çinkonun ise alüminyum içerisindeki yüksek znrlğnden kaynaklandığı belirlenmiştir [7]. Diğer taraftan aşınma sırasında θ fazının yük taşıma görevi yaptığı çinkonun ise oksitlenerek kaymayı kolaylaştırdığı gözlenmiştir [17]. Nitekim yapılan bir çalışmada Al-7Si-4Zn alaşımının l alaşımlar içerisinde, Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının ise dörtlü alaşımlar içerisinde en üstün aşınma direnci sergilediği belirlenmiştir [7]. Ayrıca bakır içeren dörtlü alaşımın bakır içermeyen l alaşıma göre hem mekanik hem de tribolojik açıdan daha üstün performans sergilediği görülmüş, bu durum söz konusu alaşımda bakırca zengin θ fazının oluşumuna dayandırılarak açıklanmıştır [7].

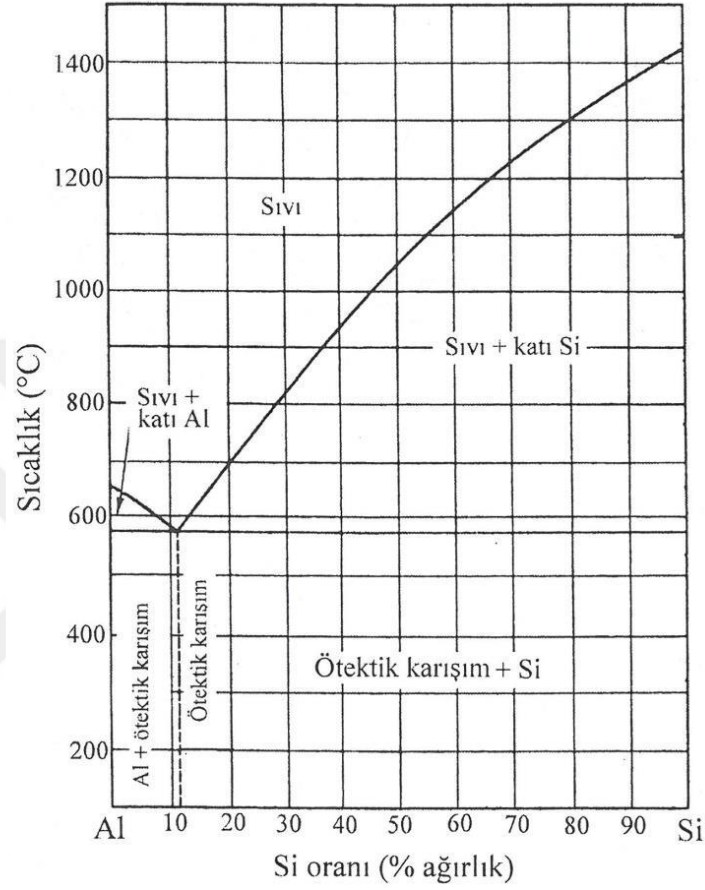
Al-Si alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerinin iyileştirilmesinin yollarından biri Al tanelerinin inceltilmesi diğer i ise Si parçacıklarının morfolojisinin değiştirilmesi yani bunların en/boy oranlarının bire yaklaştırılması olduğu bilinmektedir. Tane inceltmek için söz konusu alaşımlara titanyum esaslı ($Al-xTi-yB$) alaşımlar, silisyumu küçültmek için sodyum (Na) ve stronsiyum (Sr) gibi modifikasyon elementleri katılması, her iki amaç için de bunların birlikte kullanılması yoluna gidilmiştir [18-20]. Ancak tane inceltici ve modifikasyon elementlerinin birlikte kullanılması durumunda kimyasal bileşim açısından

bazı zorlukların yaşandığı tespit edilmiştir. Gerek ısıl işlem gerekse tane inceltici ve modifikasyon elementleri kullanarak mekanik özelliklerin belirli bir değerde iyileştirildiği ancak yeterli süneklik değerlerinin elde edilemediği belirlenmiştir. Bu durum otomotiv ve havacılık sektöründe kullanılan karmaşık şekilli parçaların Al-Si alaşımlarından plastik deformasyon yoluyla üretimini zorlaştırmaktadır. Ancak aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden bir olan eş kanallı açısız ekstrüzyon/basma (EKAE/B) yöntemi ile proses edilen Al-12Si ötektik alaşımının hem mekanik özelliklerinin hem de süneklik değerlerinin önemli oranda arttığı görülmüştür [21]. Bu durum söz konusu alaşımların mekanik ve süneklik değerlerinin aşırı plastik deformasyon yoluyla artırılabilirliğini göstermiştir. Ancak EKAE/B yönteminde kullanılan parçaların boyutlarının sınırlı olması, büyük kapasiteli preslere ve yüksek mukavemetli kalıplara ihtiyaç duyulması, yüksek maliyet gibi faktörler bu yöntemin endüstriyel uygulanabilirliğini kısıtlamaktadır [22]. Bu nedenle 1990'lı yılların başında büyük boyutlu parçaların üretimine düşük kapasiteli preslerle olanak sağlayan çok yönlü dövme (ÇYD/MDF) işlemi geliştirilmiştir [23]. Bu yöntemin uygun sıcaklık ve deformasyon oranlarında uygulanması durumunda hem tane boyutunun önemli oranda inceltildiği hem de homojen yapı malzemelerin üretildiği görülmüştür [24-27]. Bu nedenle bu çalışmada ÇYD işleminin ikili Al-7Si, üçlü Al-7Si-4Zn ve dördü Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin sistematik bir biçimde incelenmesi amaçlanmıştır.

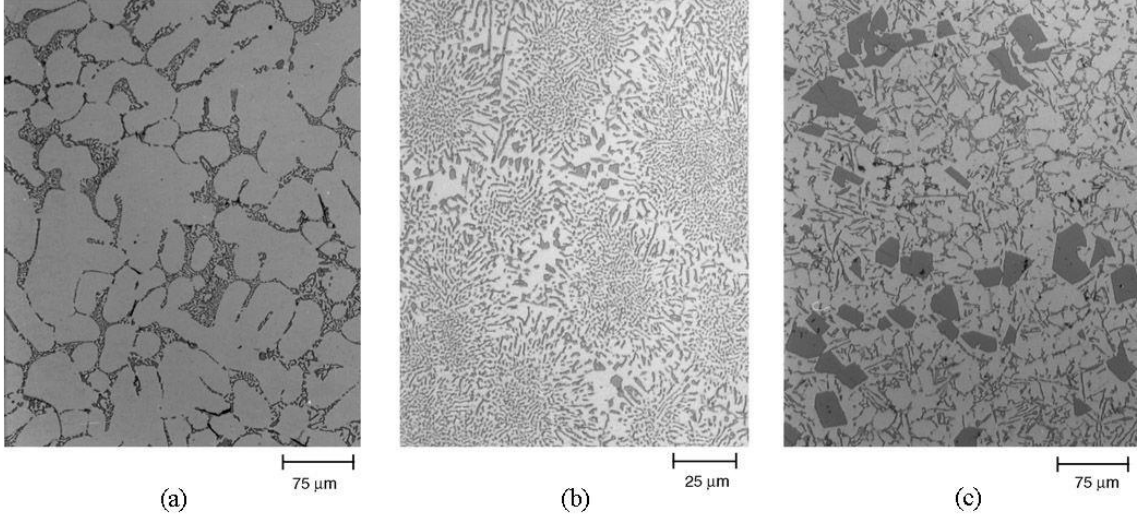
1.2. Çinko ve /veya Bakır İçeren Al-Si Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri

İkili alüminyum-silisyum alaşımına ait faz diyagramı Şekil 1'de verilmiştir [28]. Bu diyagram alüminyum ile silisyumun sıvı durumunda birbiri içerisinde her oranda çözünebildiğini katı durumda ise hiç çözünmediğini göstermektedir. Bu tür alaşımlar ötektik dönüşüm sergileyen alaşımlar olarak adlandırılmaktadır. Söz konusu alaşımda ötektik dönüşüm 577 °C sıcaklıkta yaklaşık %12 Si oranında meydana gelmektedir. Bu dönüşüm noktası baz alınarak Al-Si alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü olmak üzere üç ana gruba ayrılmaktadır [3]. Ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü alaşımların dökülmüş durumdaki içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri Şekil 2 (a-c)'de verilmiştir. Bu fotoğraflar ötektik alaşımın iç yapısının ötektik dönüşüm ürünü alüminyum ve silisyum faz karışımından, ötektik altı alaşımların iç yapısının birincil Al-dendritleri ile dendritler arası bölgelerde yer alan ötektik karışımdan, ötektik üstü alaşımların iç yapılarının ise ötektik

karışım ve birincil silisyum parçacıklarından oluştuğunu göstermektedir. Ötektik dönüşüm ürünü silisyumlar ince ve uzun, birincil silisyumlar ise geniş ve köşeli bir görünüm sergilemektedir.



Şekil 1. İkili alüminyum-silisyum faz diyagramı [28]



Şekil 2. (a) Ötektik altı, (b) ötektik ve (c) ötektik üstü Al-Si alaşımlarının içyapılarını gösteren optik mikroskop fotoğrafları [29]

Al-Si esaslı alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalarda çinko ve bakır katkısının genelde %5 oranın altında tutulduğu belirlenmiştir [7, 9]. Düşük oranlardaki çinkonun alüminyum matrisi içerisinde tamamen çözüldüğü, silisyum ile herhangi bir çözelti veya bileşik oluşturmadığı görülmüştür. Bu durumun çinkonun alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün yüksek, silisyum içerisindeki çözünürlüğünün ise olmamasından kaynaklandığı belirtilmiştir. Diğer taraftan bakırın alüminyum içerisinde yaklaşık %1 oranına kadar çözüldüğü, geriye kalan bakırın ise Al_2Cu (θ) bileşiğini oluşturduğu görülmüştür. Al-Zn-Cu alaşımlarında ise Al_2Cu (θ) yanı sıra $CuZn_4$ (ϵ) ve Al_4Cu_3Zn (T') gibi metaller arası bileşiklerin oluştuğu belirlenmiştir. Ancak ϵ ve T' bileşiklerinin yüksek oranda çinko içeren Al-Zn-Cu alaşımlarında oluştuğu düşük oranlarda çinko ve bakır içeren Al-Si-Zn-Cu alaşımlarında oluşmadığı gözlenmiştir [9, 17].

1.3. Alüminyum -Silisyum Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri

Silisyum oranının ikili alüminyum-silisyum alaşımlarının mekanik özelliklerine etkisi Tablo 1'de verilmiştir [11]. Söz konusu alaşımlar kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilmiştir. Bu tablo silisyum oranı arttıkça söz konusu alaşımların sertliğinin arttığını, sünekliğinin azaldığını, çekme dayanımının ise %12 Si oranına kadar artıp daha sonra düştüğünü göstermektedir. Sertlikteki artış sert silisyum parçacıklarının oranının artmasına dayandırılırken, süneklikteki düşüşün ise bu parçacıkların matris içerisinde çatlak oluşturma

eğilimi sergilemesinden kaynaklandığı belirlenmiştir [30, 31]. Diğer taraftan silisyum oranı arttıkça silisyum parçacıklarının matris içerisinde daha homojen bir dağılım sergilediği gözlenmiş ve %12 silisyum oranına kadar alaşımların çekme dayanımında görülen artışın bu homojen dağılıma bağlı olduğu belirlenmiştir. Bu orandan sonra çekme dayanımında meydana gelen azalmanın ise birincil silisyum parçacıklarının keskin kenar ve köşelerinin ana matrisi zayıflatıcı etkisinden kaynaklandığı görülmüştür [32].

İkili alüminyum-silisyum alaşımlarının sertlik ve mukavemet değerlerinin artırılması için alaşımlama, tane inceltme, silisyum morfolojisini değiştirme ve ısıtma işlemi gibi çeşitli yöntemler uygulanmıştır [16, 33-36]. Alaşım elementi olarak daha çok magnezyum, bakır, mangan, nikel, demir ve çinko kullanılmıştır. Bunlar içerisinde magnezyum, bakır ve çinkonun söz konusu alaşımların mukavemetini hem dökülmüş hem de ısıtma işlemi görmüş durumda önemli oranda artırdığı belirlenmiştir. Bu durumun söz konusu alaşım elementlerinin alüminyum içerisinde hem çözünmesinden hem de Mg_2Si ve $AlCu_2$ gibi sert fazları oluşturmasından kaynaklandığı görülmüştür [37, 38]. Tane inceltici olarak titanyum esaslı ($Al-5Ti$, $Al-Ti-B$ ve TiB_2) aşılama ajanları kullanılmış ve bu aşılama ajanlarıyla birlikte alüminyum taneleri küçültülerek söz konusu alaşımların mekanik özellikleri artırılmıştır [18, 36, 39]. Ancak bu alaşımlarda ortaya çıkan gevreklik probleminin silisyum morfolojisinin değiştirilmesi ile mümkün olabileceği belirlenmiştir. Bu nedenle söz konusu alaşımlara stronsiyum ve sodyum gibi modifikasyon elementleri katılarak iğne biçimindeki silisyum parçacıklarının nispeten küresel forma dönüştürülmesi sağlanmıştır. Küresel silisyumların çatlak oluşturma eğilimlerinin iğne biçiminde olanlarına göre daha az olması alaşımların mekanik ve süneklik özelliklerinde bir artışa yol açmıştır [18, 36, 39]. Diğer taraftan homojenleştirme, çözündürme ve yaşlandırma gibi ısıtma işlemleri ile $Al-Si$ alaşımlarının sertlik ve mukavemet değerlerinin artırıldığı gözlenmiştir. Ancak çözündürme ve yaşlandırma ısıtma işleminin daha çok Mg , Mn , Cu ve Zn gibi alaşım elementleri içeren $Al-Si$ alaşımlarına uygulandığı diğer elementleri içeren alaşımlarda ise kararlı yapılar elde etmek için homojenizasyon ısıtma işleminin tercih edildiği görülmüştür [33, 34, 40].

Son yıllarda $Al-Si$ alaşımlarının hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin iyileştirilmesi için geleneksel yöntemlerin dışında aşırı plastik deformasyona dayalı işlemler uygulanmaktadır. [39, 41-46]. Bu kapsamda ötektik altı [39, 41, 43, 45], ötektik [21] ve ötektik üstü [47] bileşimlere sahip bazı ikili $Al-Si$ alaşımlarına EKAE/B işlemi uygulanmış ve bu işlemin sonunda söz konusu alaşımların darbe tokluğu, süneklik ve mukavemet değerlerinin önemli oranda arttığı belirlenmiştir [21, 43, 45, 47]. Bu durum silisyum

parçacıkların söz konusu işlem sırasında parçalanmasına, alüminyum tanelerinin küçülmesine, gözenek miktarının azalmasına ve homojen bir yapı elde edilmesine dayandırılarak açıklanmıştır [21]. Ancak bu yöntemin endüstriyel boyutta parçaların üretimine elverişli olmaması, kullanılan takım ve kalıpların maliyetlerinin yüksek olması ve yüksek kapasiteli presler gerektirmesi nedenlerinden dolayı uygulama alanının sınırlı olduğu görülmüştür [22]. Ancak endüstriyel boyutta daha yüksek oranda uygulanabilirliğe sahip olan ÇYD işleminin söz konusu alaşımların mekanik ve süneklik özelliklerine etkisinin yeterli ölçüde incelenmediği belirlenmiştir.

Tablo 1. Al-Si Alaşımlarından Bazılarının Sertlik, Çekme Dayanımı ve Kopma Uzaması Değerleri [11]

Alaşımlar	Sertlik (VSD)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
Al-2Si	39,5	127,3	12,4
Al-4Si	47,3	142,2	10,2
Al-6Si	55,6	155,7	9,6
Al-8Si	61,6	169,6	7,2
Al-11,6Si	67,0	185,4	5,8
Al-12.5Si	70,0	189,0	5,4
Al-15Si	72,5	183,3	4,7
Al-17Si	76,6	175,8	3,0
Al-20Si	81,0	172,4	2,5

1.4. Alüminyum Silisyum Esaslı Alaşımların Sürtünme ve Aşınma Özellikleri

Al-Si alaşımlarının aşınma davranışlarının incelenmesine yönelik pek çok çalışma yapılmıştır [6, 7, 9-12, 48, 49]. Bu çalışmalardan bazılarında ötektik, bazılarında ötektik altı, bazılarında ise ötektik üstü alaşımların çalışma koşullarına bağlı olarak üstün aşınma davranışı sergilediği görülmüştür. Ancak ötektik üstü alaşımların içyapılarında bulunan birincil silisyum parçacıklarının karşı yüzeyde abrazyona yol açtığı görülmüştür [50, 51].

Diğer taraftan bu parçacıkların söz konusu alaşımların talaşlı imalatını da zorlaştırdığı belirlenmiştir. Bu nedenle ötektik altı ve ötektik alaşımlar sürtünme ve aşınma uygulamalarında daha yaygın kullanılmıştır [12, 50-53]. Ötektik altı ve ötektik alaşımların sürtünme ve aşınma özelliklerinin alaşım elementi katma, modifikasyon, tane inceletme ve ısıtma işlemi gibi yöntemlerle iyileştirilmesi yoluna gidilmiştir [16, 18, 19, 33-36, 40, 53-55]. Magnezyum, bakır, mangan, nikel ve çinko gibi alaşım elementlerinin ve ısıtma işlemi bu alaşımların aşınma direncini artırdığı görülmüştür [7, 34, 38, 48, 56]. Silisyum modifikasyonun alaşımların mekanik ve süneklik değerlerini önemli oranda artırmasına karşın aşınma direncinde belirgin bir iyileştirmeye yol açmadığı belirlenmiştir [18, 19, 40]. Modifikasyon ve tane inceltici elementleri bir arada kullanılarak yapılan çalışmalarda ise söz konusu alaşımların sürtünme aşınma özelliklerinin iyileştiği ancak bu elementlerin oranlarının ayarlanmasında ve döküm esnasındaki kontrolünde bir takım zorlukların yaşandığı görülmüştür [55, 57]. Aşırı plastik deformasyon yöntemi ile işleme tabi tutulan alaşımların aşınma dirençlerinin azaldığı görülmüş ve bu durumun işlem görmüş malzemelerde dengesiz tane sınırlarının oluşumu ve yüksek oranda oksidasyonun meydana gelmesinden kaynaklandığı belirlenmiştir [49, 58].

1.5. Çok Yönlü Dövme Yöntemi

Geleneksel metal şekillendirme yöntemleri olarak bilenen haddeleme, dövme ve ekstrüzyon gibi işlemlerle birlikte metallerin sertlik ve mukavemet değerleri bir miktar artırılabilir. Bu yöntemlerin uygulandığı metallerin sertlik ve mukavemet değerlerinde meydana gelen artış bunların kristal yapılarının çarpılması ve dislokasyon yoğunluğunun artmasından kaynaklanmaktadır [59]. Ancak mukavemetteki artışa karşın sünekliğin azalması pek çok uygulama için bir dezavantaj oluşturmaktadır. Metallerin hem mukavemet hem de süneklik değerlerinin artması bunların tanelerinin inceltmesi ile gerçekleştirilmektedir [59-61]. Metallerin tane boyutunu inceltmek için aşırı plastik deformasyona dayalı bir takım yöntemler geliştirilmiştir. Bunlara örnek olarak eş kanallı açılmalı ekstrüzyon/basma (EKAE/B), yüksek basınç altında burma, birikimli bağ haddesi, tekrarlı bükme-doğrultma, sürtünme-karıştırma ve çok yönlü dövme (ÇYD) işlemleri verilebilir. Söz konusu yöntemlerin bazılarında aşırı plastik deformasyondan sonra metalin başlangıçtaki boyutları korunurken bazılarında ise boyutların değişmesine karşın hacmi sabit kalmaktadır [59-61]. Ancak aşırı plastik deformasyon elde etmek için büyük kapasiteli

preslere ve yüksek mukavemetli kalıplara ihtiyaç duyulması, parça boyutlarının sınırlı olması ve üretilen ürünlerin maliyetlerinin yüksek olması gibi nedenler söz konusu yöntemlerin endüstriyel bazda kullanımını sınırlamaktadır [22]. Endüstri büyük boyutlu parçaların tane boyutunun inceltmesi işlemini düşük maliyetlerle gerçekleştirebilecek yöntemlere ihtiyaç duymaktadır. Bu bağlamda 1990'lı yılların başında geliştirilen ÇYD işleminin diğer yöntemlere göre endüstriyel uygulanabilirliğinin daha yaygın olduğu göze çarpmaktadır [23, 59]. Bu yöntem metalin üç ana ekseninde ardışık ve tekrarlı olarak dövülmesi ile gerçekleştirilir. Ancak ÇYD uygulanmış metallerdeki tane incelmesinin, diğer yöntemlere oranla daha düşük olduğu ve yapısal homojenizasyon tam olarak sağlanamadığı bilinmektedir [22, 62, 63].

Çok yönlü dövme işlemi saf alüminyum, bakır, titanyum gibi metaller ile bunların bazı alaşımlarına tane inceltmek için başarılı bir şekilde uygulanmıştır [26, 27, 64-73]. Son yıllarda ise bu yöntemin alüminyum alaşımlarına daha çok uygulandığı göze çarpmaktadır. Saf alüminyum üzerinde yapılan bir çalışmada iki çevrim ÇYD işleminden sonra bu malzemenin yumuşadığı görülmüş ve mukavemetinin azaldığı belirlenmiştir. Bu durum sıcak dövme işlemi sırasında bu malzemelerde görülen dinamik yeniden kristalleşme mekanizması ile açıklanmıştır [62, 67]. 7475 alüminyum alaşımına uygulanan kalıpsız çok yönlü dövme işlemi sonucunda inceltmiş eş eksenli tanelerin sayısının deformasyon ekseninin değişmesi ve çevrim sayısının artması ile birlikte arttığı gözlenmiştir. Bu durum farklı eksenlerden uygulanan şekil değişimi ile oluşan kayma bantlarının taneleri parçalamasına dayandırılarak açıklanmıştır [74].

ÇYD işlemi uygulanmış malzemelerin yapı ve mekanik özelliklerinin uygulanan çevrim sayısına ve toplam deformasyon oranına bağlı olduğu görülmüştür. Bu nedenle diğer APD yöntemlerinde olduğu gibi ÇYD yönteminde de kararlı bir duruma ulaşabilmek için gerekli deformasyon miktarının sağlanması önem taşımaktadır. Kararlı durum, deformasyon oranına bağlı olarak içyapının dislokasyon yoğunluğu açısından doymuş hale gelmesi ve bu aşamadan sonra tane boyutundaki azalmanın önemli oranda sınırlandığı durum olarak tanımlanmaktadır [23]. 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 [64, 65, 67, 71, 74-76].

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Alüminyum-silisyum alaşımları yoğunluğunun düşük ve özgül mukavemetinin yüksek olması, döküme elverişli olması, üstün aşınma ve korozyon direnci sergilemesi, termal iletkenliğinin yüksek olması, alaşım elementlerinin kolay bulunması ve ucuza temin edilmesi gibi üstün özelliklerinden dolayı pek çok mühendislik uygulamasında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımların mekanik özelliklerinin geliştirilip kullanım alanlarının daha da yaygınlaştırılması için yapılan çalışmalar günümüzde önemini korumaktadır. Bu çalışmalar alaşımlama, ısıl işlem, kimyasal yolla tane inceltme, silisyum parçacıklarının morfolojisinin değiştirilmesi ve bunlardan bir kaçının kombinasyonu şeklinde gerçekleştirilmektedir.

Alüminyum-silisyum alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü olmak üzere üç gruba ayrılmaktadır. Söz konusu grup içerisinde ötektik altı ve ötektik alaşımlar daha çok kullanılmaktadır. Ötektik altı alaşımlar içerisinde ise Al-7Si alaşımı esas alınmaktadır. Bu alaşımın özellikleri bakır, magnezyum, çinko ve mangan gibi alaşım elementleri ile geliştirilmektedir. Bu elementlerden bazılarını içeren Al-7Si esaslı alaşımlara ise ısıl işlem uygulanmaktadır. Bu kapsamda yapılan bir çalışmada çinko ve bakırın Al-7Si esaslı alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi sistematik bir biçimde incelenmiş, bunun sonucunda üçlü Al-7Si-4Zn ve dörtlü Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımları geliştirilmiştir. Nitekim üçlü Al-7Si-4Zn ve dörtlü Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının ikili Al-7Si alaşımından daha üstün mekanik ve tribolojik davranış sergilediği ancak süneklik değerlerinin önemli oranda düştüğü görülmüştür. Süneklik özelliklerindeki azalmanın çinko ve bakır katkısıyla birlikte bunların içyapılarında oluşan birincil silisyum ve Al_2Cu parçacıklarından kaynaklandığı belirlenmiştir. Bu durum söz konusu alaşımlar için bir dezavantaj olarak değerlendirilmiş ve bu alaşımların mekanik özelliklerinin geliştirilmesi gerekliliği ortaya konulmuştur.

Yapılan incelemelerde aşırı plastik deformasyon yoluyla metallerin hem süneklik hem de mekanik özelliklerinin geliştirildiği görülmüştür. Nitekim ikili Al-12Si alaşımının hem süneklik hem de mukavemetinin EKAP yöntemiyle artırılabilirdiği belirlenmiştir. Bu durum silisyum parçacıklarının parçalanmasına, yapı içerisinde homojen olarak dağılmasına ve porozitelerin kapanmasına dayandırılarak açıklanmıştır. Ancak bu yöntemle proses edilen parçaların boyutlarının küçük olması, kalıp ve takım maliyetlerinin yüksek olması ve büyük kapasiteli preslere ihtiyaç duyulması endüstriyel uygulama için bir dezavantaj oluşturmaktadır. Son yıllarda geliştirilen ÇYD işlemi endüstriyel uygulanabilirliği,

uygulama kolaylığı ve düşük maliyetleri açısından öne çıkmaktadır. Söz konusu yöntemi kullanarak alüminyum, titanyum ve alaşımları gibi birçok malzeme proses edilmiş ve yöntemin bu malzemelerde önemli oranda bir tane incelmeye yol açtığı görülmüştür. Diğer taraftan alüminyum esaslı alaşımlar üzerine yapılan çalışmalarda ise belirli bir paso sayısından sonra meydana gelen dinamik yeniden kristalleşmenin bu alaşımların sünekliğini önemli oranda artırdığı ve şekillendirilmelerini iyileştirdiği belirlenmiştir. Bu çalışmalar dikkate alındığında çok yönlü dövme işlemi ile Al-Si alaşımlarının mekanik ve süneklik özelliklerinin iyileştirilebileceği düşünülmüştür. Ancak yapılan literatür araştırmasında ÇYD uygulanmış Al-Si alaşımları ile ilgili sistematik bir çalışmaya rastlanmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada ÇYD'nin çinko ve bakır içeren Al-7Si esaslı alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin sistematik olarak incelenmesi sonucunda belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda söz konusu alaşımlara bir, iki ve üç çevrim dövme işlemi uygulanmış elde edilen sonuçlar karşılaştırılarak değerlendirilmiştir.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi, Kimyasal Analizi ve Yoğunluklarının Belirlenmesi

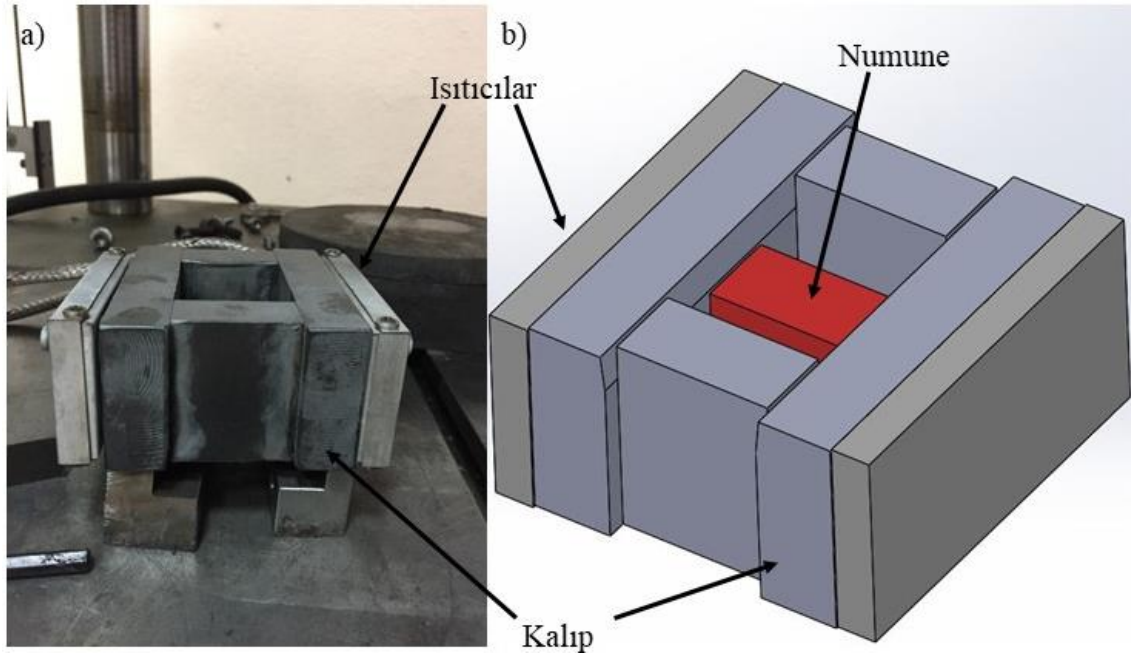
Al-7Si esaslı alaşımlar ticari saflıkta alüminyum (%99,7), yüksek saflıkta (%99,9) çinko, Al-12Si ve Al-50Cu ön alaşımları kullanılarak üretildi. Alaşımların üretiminde kokil kalıba döküm yöntemi kullanıldı. Elektrikli bir ergitme ocağına sabit olarak yerleştirilmiş grafit pota içerisinde 690 °C’de ergitilen alaşımlar karıştırıldıktan sonra oda sıcaklığında tutulan bir kalıba dökülerek katılaştırıldı. Söz konusu kalıp orta karbonlu çelikten Ø57 x Ø72 x 180 mm boyutlarında imal edildi. Katılama tamamlandıktan sonra alaşımlar kalıptan çıkarıldı ve kimyasal bileşimleri spektral analiz yöntemi ile belirlendi.

Alaşımların yoğunlukları kütle/hacim ilişkisinden yararlanarak belirlendi. Bunun için alaşımlardan talaşlı imalat yolu ile silindirik numuneler hazırlandı. Bu numunelerin kütleleri ve boyutları sırasıyla $\pm 0,01$ mg hassasiyetine sahip bir terazi ve $\pm 0,001$ mm hassasiyetindeki bir mikrometre ölçüldü. Ölçülen kütle değerlerinin hesaplanan hacim değerlerine bölünmesi ile alaşımların yoğunlukları belirlendi.

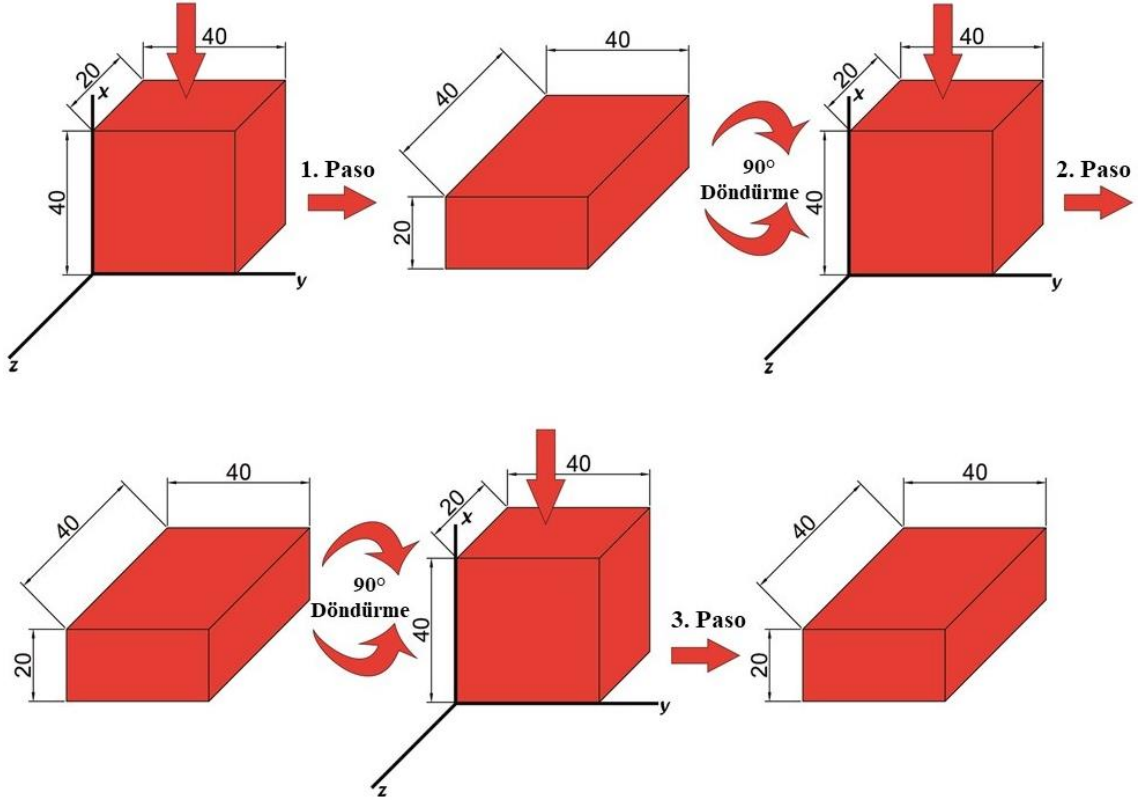
2.2. Çok Yönlü Dövme Deneyleri

Çok yönlü dövme işlemi için alaşımlardan talaşlı imalat yolu ile 40 x 40 x 20 mm boyutlarında numuneler üretildi. Bu numuneler dövme işleminden önce homojenleştirme işlemine tabi tutuldu. Söz konusu işlem numunelerin 450 °C sıcaklıkta 24 saat süreyle bir fırında tutulması ve ardından fırında soğutulması ile gerçekleştirildi. Homojenizasyon işlemin ardından numuneler yüksek basınca dayanıklı bir gres ile yağlandı ve bir doğrultuda serbest şekil değişimine olanak sağlayan ve dıştan bir sıcaklık hücresi ile ısıtılan kalıp içerisine yerleştirildi. Sıcak iş takım çeliğinden imal edilen kalıbın fotoğrafı ve şematik görüntüsü Şekil 3’te verilmiştir. Kalıbın ısıtılmasında kullanılan hücrenin sıcaklığı bir kontrol ünitesi ile sabit bir değere ayarlandı. Numunenin sıcaklığı tam ortasına yerleştirilen K-tipi (NiCr-Ni) bir termo-eleman ile ölçüldü. Sistemik ön deneyler neticesinde en uygun dövme işlemi sıcaklığı 200 °C olarak belirlendi. Benzeş sıcaklık kavramından yararlanarak bu sıcaklıkta yapılan dövme işleminin sıcak işlem olduğu tespit edildi. Numune 200 °C sıcaklığa ulaştığında dövme işlemi aşamasına geçildi ve bu işlem 150 tonluk bir hidrolik

preste 1 mm/s'lik basma hızında gerçekleştirildi. Dövme işlemi her bir pasoda numunenin 40 mm'ye karşılık gelen boyutunda %50 deformasyon oluşturacak şekilde uygulandı. Bu deformasyonun numunede oluşturduğu gerçek birim şekil değişimi 0,69 olarak hesaplandı. Birinci pasodan sonra numune uzun kenarı üste gelecek şekilde 90° döndürüldükten sonra ikinci ve ardından da üçüncü pasoya geçilerek bir çevrim tamamlandı. Söz konusu işlemin üç pasoya karşılık gelen bir çevrimi şematik olarak Şekil 4'te gösterilmiştir. Numuneler bir, iki ve üç çevrime karşılık gelen 3, 6 ve 9 pasolarda dövme işlemine tabi tutuldu.



Şekil 3. Dövme işleminde kullanılan kalıbın ve ısıtıcı plakaların a) fotoğrafı ve b) şematik gösterimi



Şekil 4. Bir çevrim çok yönlü dövme işleminin şematik gösterimi

2.3. Alaşımların Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi

Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövme işlemi uygulanmış durumdaki alaşımlardan alınan numuneler zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulduktan sonra sodyum hidroksit çözeltisi (%6'lık NaOH + 94ml saf su) içerisinde dağlandı. Bu numuneler optik mikroskopta (OM) incelendikten sonra içyapılarını gösteren fotoğrafları çekildi. Diğer taraftan alaşımların içyapıları oluşturan fazlar taramalı elektron mikroskopunda (SEM) enerji dispersif spektroskopisi (EDS) ile analiz edildi.

Alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri, görüntü analiz yazılımında işlenerek silisyum parçacıklarına ait en/boy oranları belirlendi. Parçalanmış silisyum parçacıklarının dağılımının en/boy oranlarına göre değişimini gösteren histogram grafikleri çizildi.

2.4. Alaşımın Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

Alaşımın dökülmüş, homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumlarındaki mekanik özellikleri sertlik ve mikro sertlik ölçümleri ile çekme ve basma deneyleri yardımıyla belirlendi. Mikro sertlik ölçümleri yalnızca alaşımın ana yapısını oluşturan α -Al fazı üzerinden yapıldı. Sertlik ve mikro sertlik ölçümlerinde Brinell ve Vickers sertlik ölçme yöntemleri kullanıldı. Brinell sertlik ölçümleri 62,5 kg yük ve 2,5 mm çapında bilye uç kullanılarak, Vickers mikro sertlik ölçümleri ise 50 g'lık yük altında gerçekleştirildi. Her bir durum için farklı numuneler üzerinden en az beş ölçüm yapılarak bunların ortalaması alındı.

Çekme deneyleri için alaşımın bütün durumlarından ölçü boyutları 12 x 3 x 1,5 mm olan yassı numuneler tel erozyon yöntemiyle hazırlandı. Bu numuneler oda sıcaklığında $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında çekme deneyine tabi tutuldu. Çekme işlemi sırasında numunelerin ölçü uzunluğunda meydana gelen uzama bir video ekstansometre, çekme kuvveti ise bir yük hücresi ile ölçüldü ve bu değerler bir yazılım programı ile gerilme ve yüzde uzamaya dönüştürüldü. Bu değerlerden yararlanarak alaşımın her bir durumuna ait gerilme-yüzde uzama eğrileri çizdirildi. Söz konusu eğriler üzerinden alaşımın bütün durumlarına ait akma ve çekme dayanımları ile yüzde uzama değerleri belirlendi. Bu değerlerinin belirlenmesinde her bir durum için en az beş tekrar yapıldı ve bunların ortalaması alındı. Alaşımın her bir durumuna ait çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinin enine kesitleri OM, dikey kesitleri ise SEM ile incelenerek bunların kırılma davranışı belirlendi.

Dökülmüş, homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki alaşımın basma dayanımlarının belirlenmesinde 10 x 10 mm boyutlarında silindirik numuneler kullanıldı. Söz konusu numuneler $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında basma deneyine tabi tutuldu. Numunelerin boyunda %50 oranında kısalmaya yol açan gerilme değeri basma dayanımı olarak ölçüldü. Basma deneyleri her bir durum için en az üç kez tekrar edildi.

2.5. Termal Kararlılık Deneyleri

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş alaşımın kararlı davranış sergilediği sıcaklıkların belirlenmesi için bunlardan alınan 5 x 5 x 5 mm boyutlarındaki numuneler 50 °C ile 300 °C arasında belirlenen sıcaklıklarda $\pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ hassasiyetine sahip bir fırın içerisinde

bir saat tutuldu. Bu süre sonunda fırından alınan numuneler suda soğutularak sertlikleri ölçüldü ve sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler çizdirildi. Bu eğrilerden yararlanarak numunelerin sertliğinde önemli değişime yol açan sıcaklıklar belirlendi. Bu sıcaklıklarda iki saat boyunca tutulan numuneler belirlenen zaman aralıklarında fırından alınarak tekrar suda soğutuldu ve sertlikleri ölçüldü. Bu ölçümler sonucunda numunelerin sertliğinin zamana göre değişimlerini gösteren eğriler çizdirildi ve bu eğrilerden yararlanarak söz konusu numunelerin termal kararlılık durumları belirlendi. Alaşımaların termal kararlılık durumlarının belirlenmesi için yapılan deneylere ait koşullar Tablo 2’de verilmiştir.

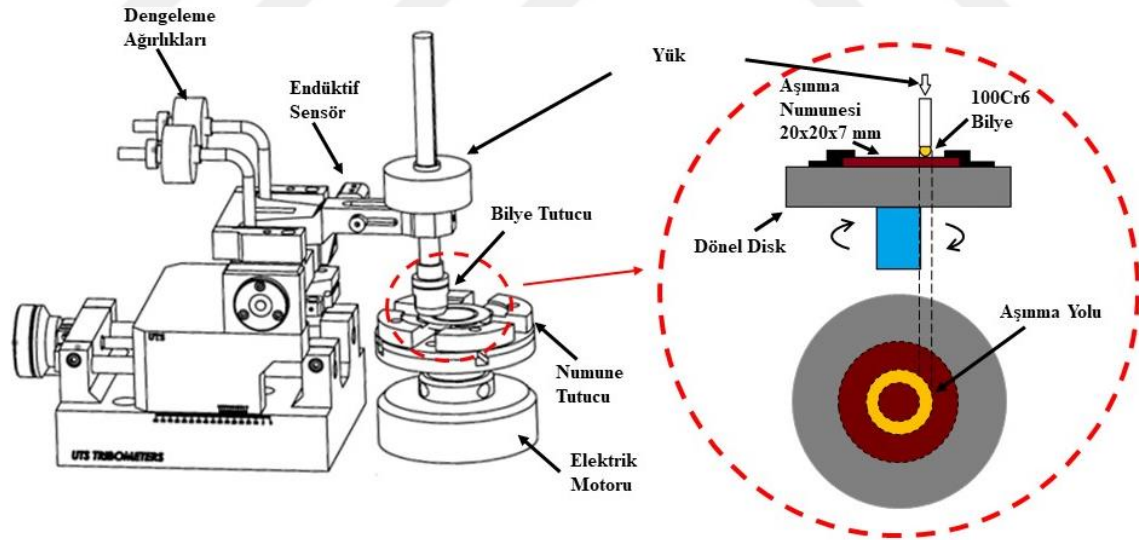
Tablo 2. Alaşımaların Termal Kararlılık Deneyleri İçin Belirlenen Koşullar

Alaşımalar	ÇYD koşulları	Koşullar	
		Sıcaklık (°C)	Zaman (dk.)
Al-7Si Al-7Si-4Zn Al-7Si-4Zn-3Cu	Bir çevrim İki çevrim Üç çevrim	50	60
		100	
		150	
		200	
		250	
		300	
Al-7Si-4Zn-3Cu	Bir çevrim İki çevrim Üç çevrim	150 200	15
			30
			45
			60
			75
			90
			120

2.6. Alaşımaların Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi

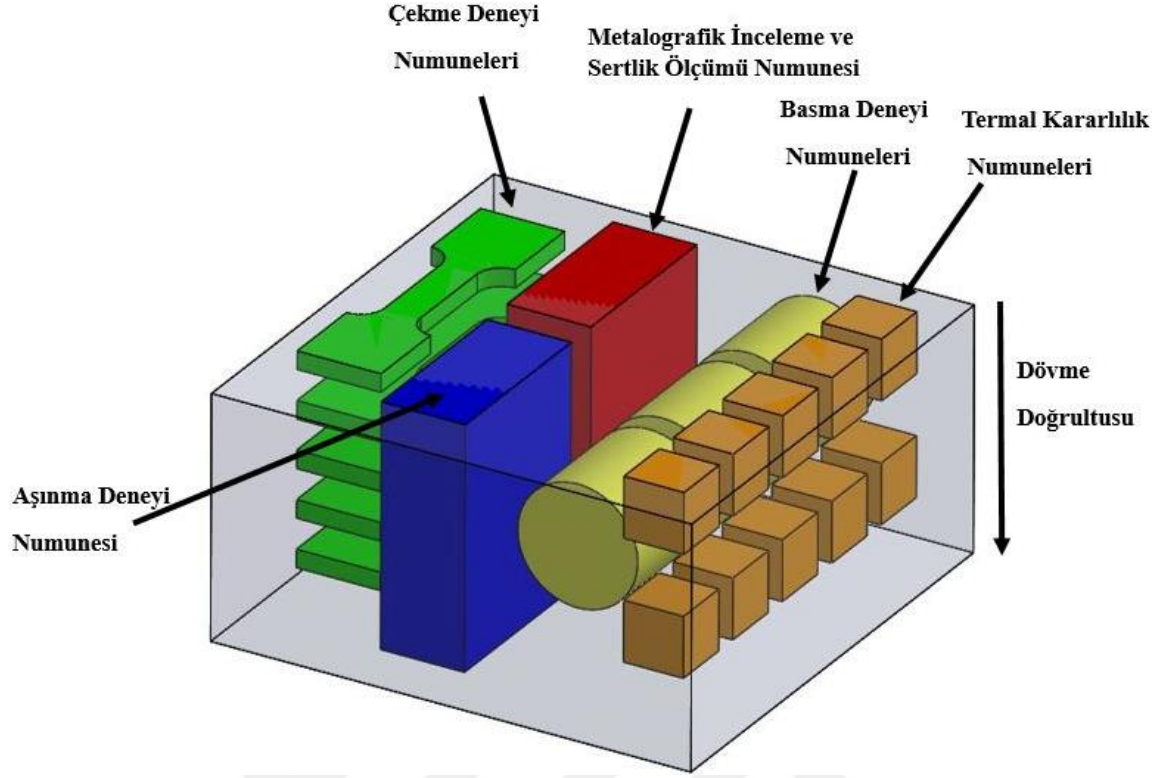
Alaşımaların homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumundaki sürtünme ve aşınma deneyleri bilye-disk esaslı bir test cihazı kullanılarak yapıldı. Söz konusu cihazın şematik resmi Şekil 5’te gösterilmektedir. Sürtünme ve aşınma deneyleri için homojenize

edilmiş ve çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş numunelerinden tel erozyon ile 20 x 20 mm boyutlarında ve 7 mm kalınlığında numuneler hazırlandı. Söz konusu numunelerin yüzeyleri deneylerden önce otomatik zımparalama ve parlatma makinesi kullanılarak düzgün hale getirildi. Deneylerde aşındırıcı yüzey olarak sertliği 58-62 RSD-C olan 100Cr6 çeliğinden imal edilmiş 6 mm çapında bilye kullanıldı. Sürtünme ve aşınma deneyleri $0,16 \text{ ms}^{-1}$ kayma hızında ve 2,5 N ile 7,5 N arasında değişen yüklerde 1000 m'lik kayma mesafesinde yapıldı. Sürtünme kuvveti bir endüktif sensör yardımıyla ölçüldü. Ölçülen değerler bir yazılım programı yardımıyla normal yüke bölünerek sürtünme katsayısına dönüştürüldü. Aşınma deneyleri için numuneler hem deney öncesinde hem de deney sonrasında ultrasonik olarak alkol-aseton karışımı içerisinde temizlendi. Temizlenen numunelerin kütleleri $\pm 0,01 \text{ mg}$ 'lık hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü. Ölçülen kütle değerleri arasındaki fark bu numunelerde aşınma sonucu meydana gelen kütle kaybı olarak belirlendi. Söz konusu kütle kaybı değerleri alaşımların yoğunluğuna bölünerek hacim kaybına dönüştürüldü. Aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınmış yüzeyleri, bu yüzeylerden kopan aşınma parçacıkları ve aşındırıcı olarak kullanılan bilyelerin yüzeyleri SEM/EDS ile incelenerek fotoğrafları çekildi.



Şekil 5. Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin şematik gösterimi

Gerek yapısal incelemelerde gerekse mekanik ve tribolojik amaçlı deneylerde kullanılan numuneler, dövme işlemi uygulanmış parçaların aynı bölgelerinden alındı. Bu numunelerin dövme işlemine tabi tutulmuş parça üzerinden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim Şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6. Yapısal, mekanik ve tribolojik incelemelerde kullanılan numunelerin dövme işlemine tabi tutulmuş bir parça üzerinden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim

3. BULGULAR

3.1. Alaşımın Kimyasal Bileşimleri ve Yoğunlukları

Alaşımın kimyasal bileşimleri ve yoğunlukları Tablo 3'te verilmiştir. Bu tablo döküm sonrasında başlangıçta öngörülen bileşimlere ulaşıldığını, ayrıca çinko ve bakır katkılarının söz konusu alaşımların yoğunluğunu artırdığını göstermektedir.

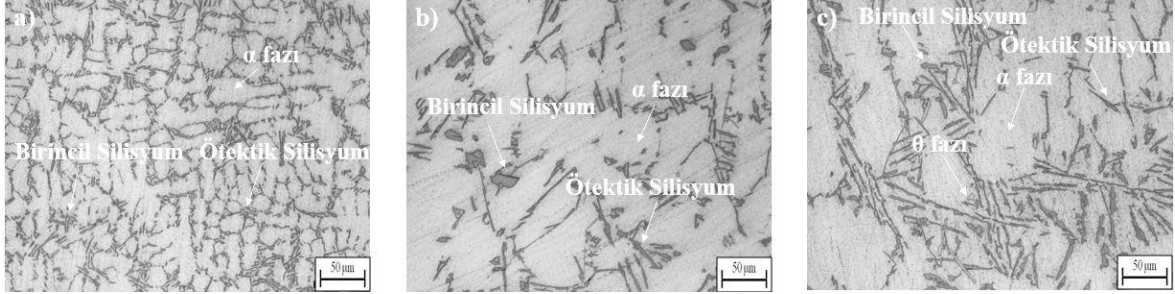
Tablo 3. Alaşımın Kimyasal Bileşimleri ve Yoğunlukları

Alaşım	Yoğunluk (g/cm ³)	Kimyasal Bileşim Oranı (% Ağırlık)			
		Al	Si	Zn	Cu
Al-7Si	2,62	92,9	7,1	--	--
Al-7Si-4Zn	2,73	88,7	7,1	4,2	--
Al-7Si-4Zn-3Cu	2,80	85,5	7,2	4,1	3,2

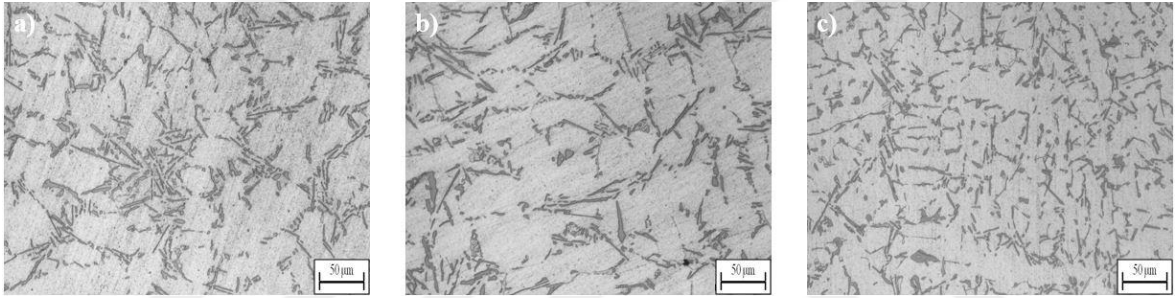
3.2. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular

Dökülmüş, homojenize edilmiş ve bir, iki ve üç çevrim çok yönlü dövme işlemi uygulanmış alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil 7-11'de verilmiştir. Dökülmüş durumdaki ikili Al-7Si alaşımının içyapısının dendrit biçimindeki α -Al taneleri ile ötektik ve çok az miktarda birincil silisyum parçacıklarından oluştuğu görüldü. Ötektik silisyumların ince ve uzun, birincil silisyumların ise iri ve köşeli bir görünüme sahip olduğu gözlemlendi. Çinko katkısı α -Al taneleri içerisinde çözünerek bunların büyümesine, birincil silisyum parçacıklarının oranının ve ötektik silisyumların ise nispeten boyutlarının artmasına yol açtığı gözlemlendi. Üçlü ve dörtlü alaşımlarının içyapılarının birbirine çok benzer olduğu ancak dörtlü alaşımların içyapısında bakırca zengin θ (Al₂Cu) parçacıklarının oluştuğu belirlendi. Homojenizasyon ısı işleminden sonra alaşımların dendritik yapısının ortadan kalktığı silisyum parçacıklarının ise yapı içeresine nispeten homojen olarak dağıldığı görüldü. Çok yönlü dövme işleminden sonra silisyum parçacıkları

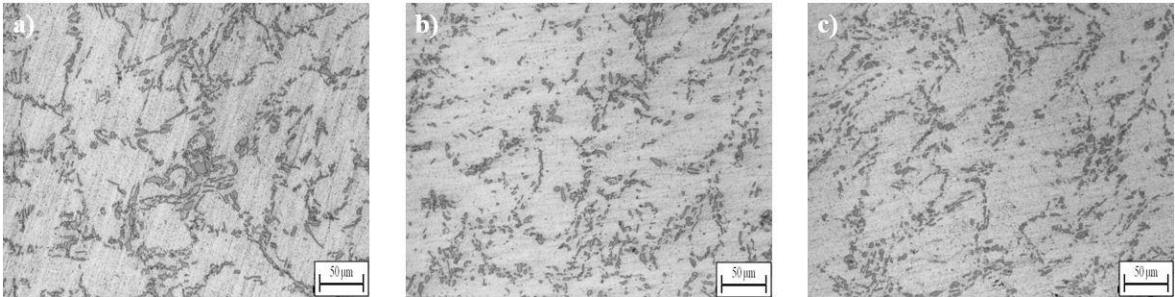
ile θ fazına ait parçacıkların kırılarak ufaldığı, çevrim sayısı artıkça bu parçacıkların yapısı içerisine nispeten homojen dağıldığı gözlemlendi.



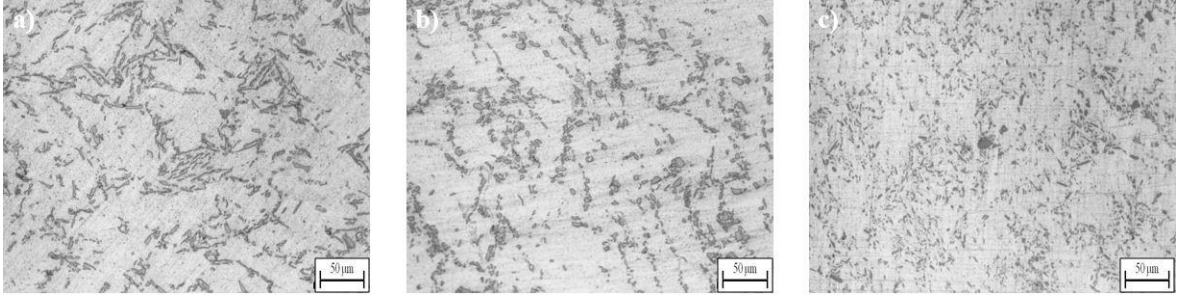
Şekil 7. Dökülmüş durumdaki a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri



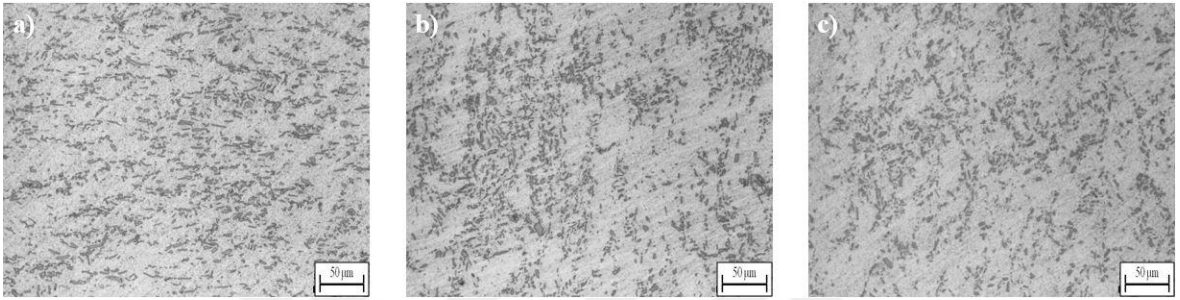
Şekil 8. Homojenize edilmiş durumdaki a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri



Şekil 9. Bir çevrim ÇYD işlemi uygulandıktan sonra a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri

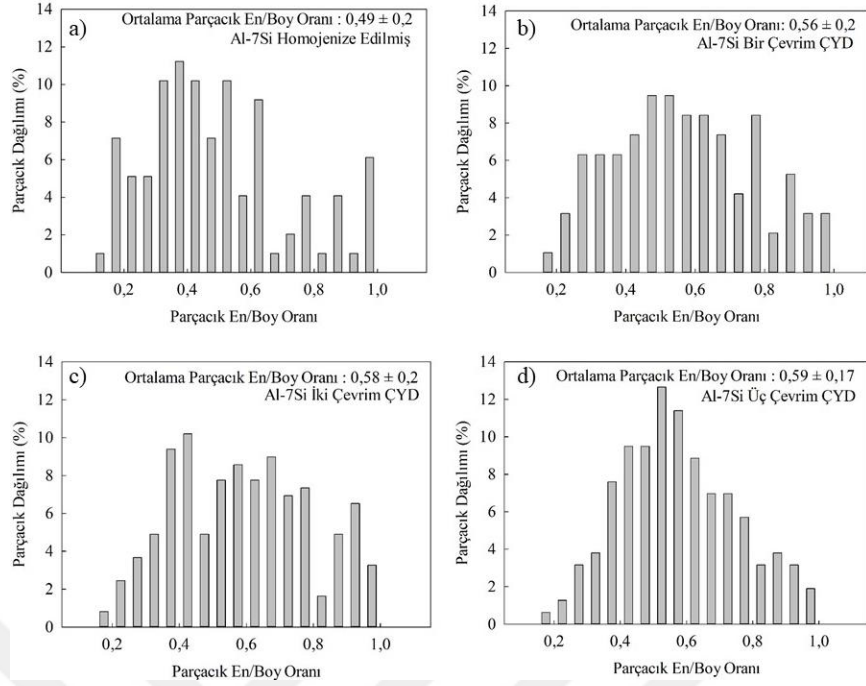


Şekil 10. İki çevrim ÇYD işlemi uygulmuş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri

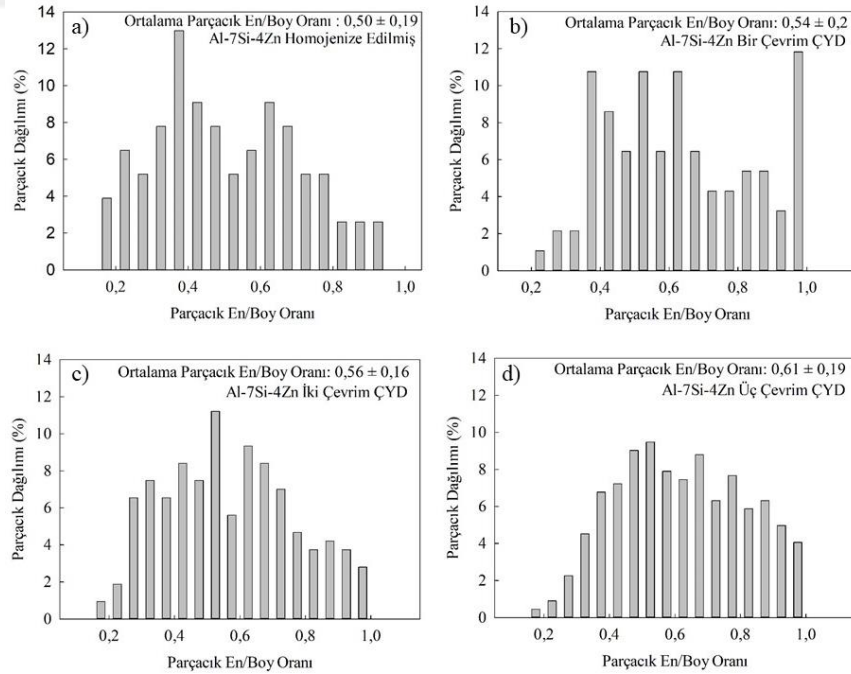


Şekil 11. Üç çevrim ÇYD işlemi uygulmuş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımların içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri

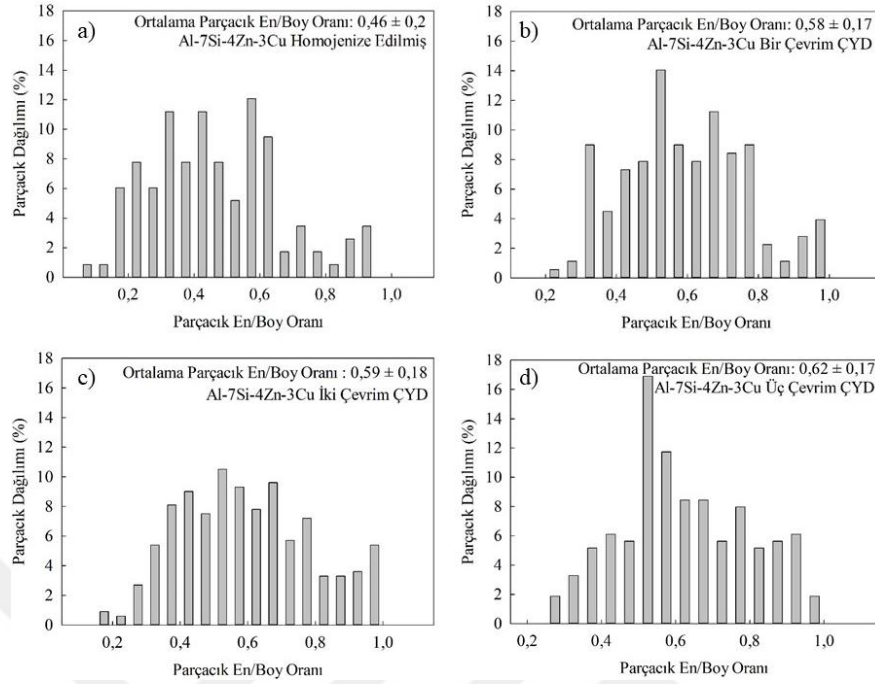
Silisyum parçacıklarının en/boy oranlarının yüzde dağılımları Şekil 12-14'teki histogram grafiklerinde her bir alaşımın homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumları için verilmiştir. Bu histogramlara bakıldığında çevrim sayısı arttıkça hem silisyum parçacıklarının ortalama en/boy oranının arttığı hem de en/boy oranı artan parçacıkların ilgili histogramda verilen ortalama değerler etrafında toplandığı görüldü.



Şekil 12. (a) Homojenize edilmiş, (b) bir, (c) iki ve (d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış Al-7Si alaşımının içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının yüzde dağılımının en/boy oranına göre değişimlerini gösteren grafikler



Şekil 13. (a) Homojenize edilmiş, (b) bir, (c) iki ve (d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının yüzde dağılımının en/boy oranına göre değişimlerini gösteren grafikler

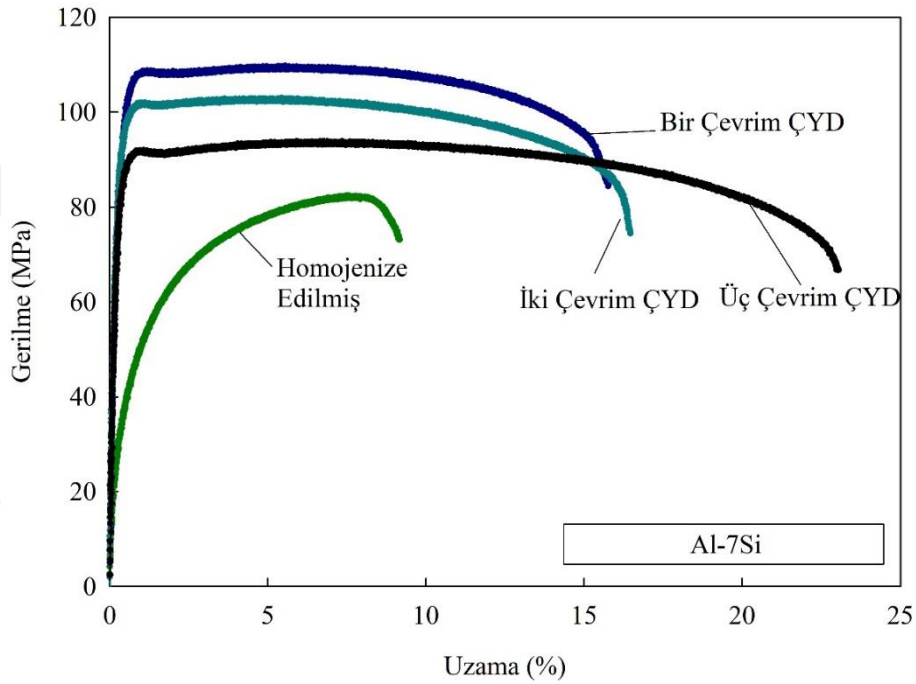


Şekil 14. (a) Homojenize edilmiş, (b) bir, (c) iki ve (d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının yüzde dağılımının en/boy oranına göre değişimlerini gösteren grafikler

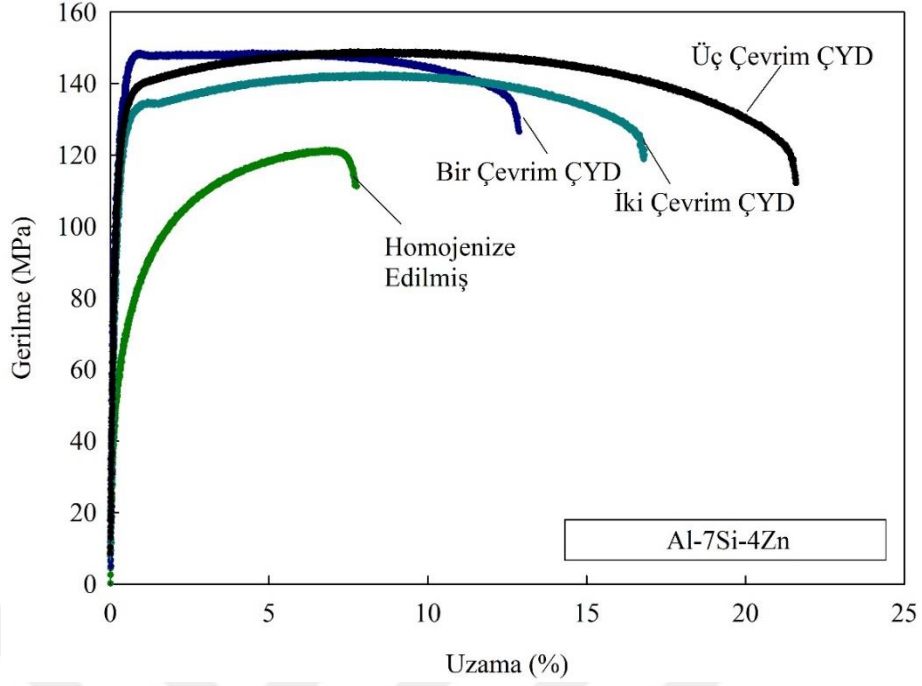
3.3. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

Alaşımın homojenize edilmiş ve çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş numunelerinin gerilme- yüzde uzama eğrileri sırasıyla Şekil 15-17’de verilmiştir. Homojenize edilmiş durumdaki alaşımların gevrek metallere ait tipik bir gerilme-yüzde uzama davranışı sergilediği, çok yönlü dövülmüş durumdaki alaşımların ise nispeten deformasyon sertleşmesinden bağımsız davrandıkları ve bunların homojen deformasyon bölgesinin genişlediği görüldü. Gerilme-yüzde uzama eğrilerinden elde edilen akma, çekme ve uzama değerleri alaşımların her biri durumu için karşılaştırmalı olarak Şekil 18-20’de verilmiştir. İkili ve üçlü alaşımların akma dayanımının bir çevrim sonunda, dördü alaşımın ise akma dayanımının iki çevrim sonunda en yüksek değerine ulaştığı, bu çevrim sayılarından sonra artan çevrim sayısı ile azaldığı görüldü. Diğer taraftan ikili ve üçlü alaşımların çekme dayanımının bir çevrim sonunda en yüksek değerlerine ulaştığı, ikinci ve üçüncü çevrimlerde ikili alaşımın bu değerinin çok az bir düşüş gösterdiği, üçlü alaşımın ise bu

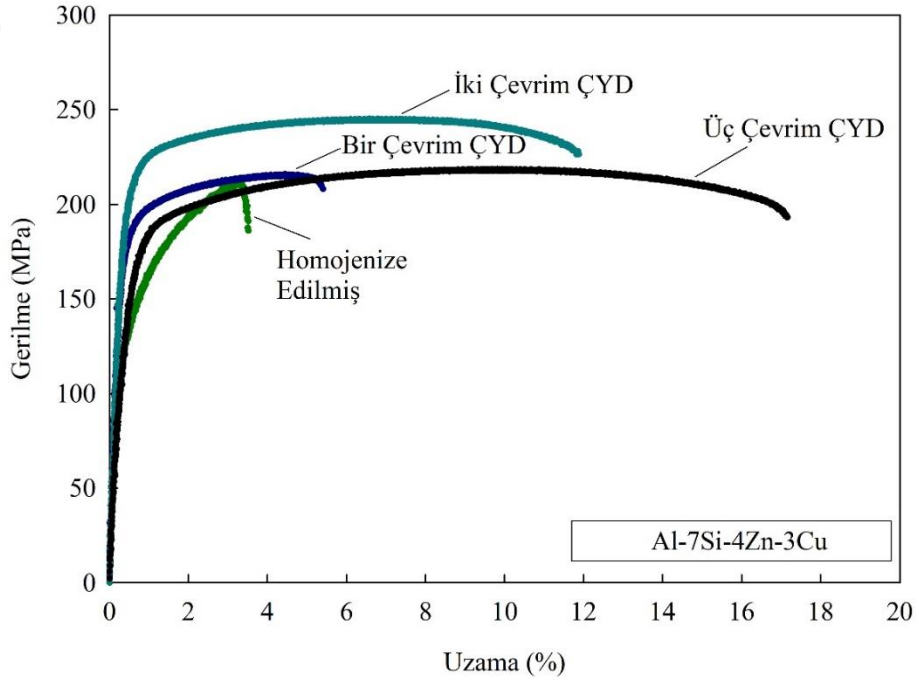
değerinin hemen hemen sabit kaldığı belirlendi. Dörtlü alaşımın çekme dayanımının bir çevrim sonunda pek değişmediği, ikinci çevrim sonunda önemli oranda arttığı ve üçüncü çevrimde ise azaldığı görüldü. Alaşımların kopma uzamalarının ise artan çevrim sayısı ile sürekli arttığı belirlendi. Ancak çinko ve bakır içeren alaşımların ikili alaşımdan daha düşük uzama değerleri sergilediği belirlendi. Diğer taratan çok yönlü dövme işlemi uygulanmış alaşımlar homojenize edilmiş durumlarına göre daha yüksek akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri gösterdi.



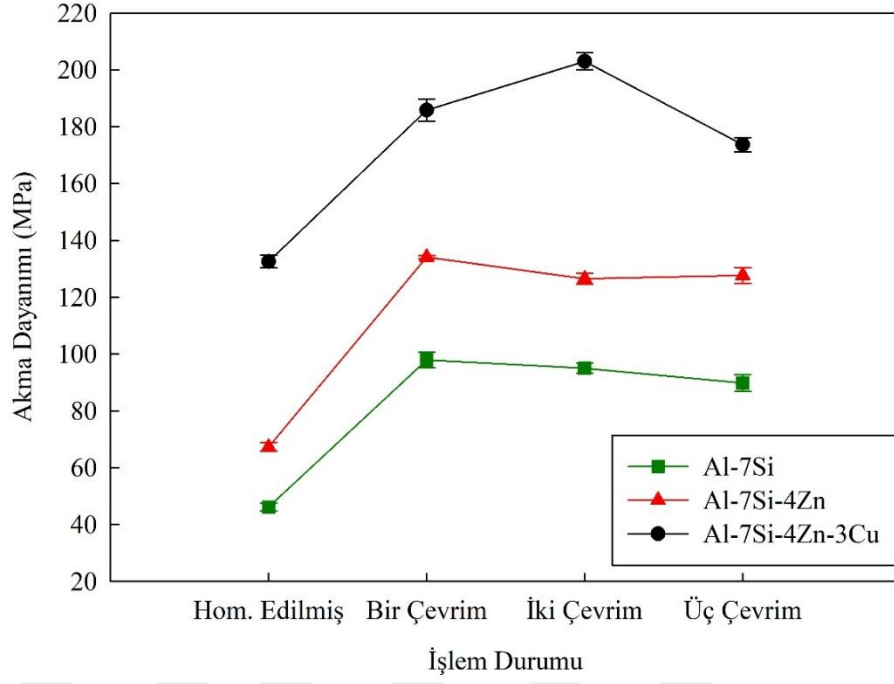
Şekil 15. Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri



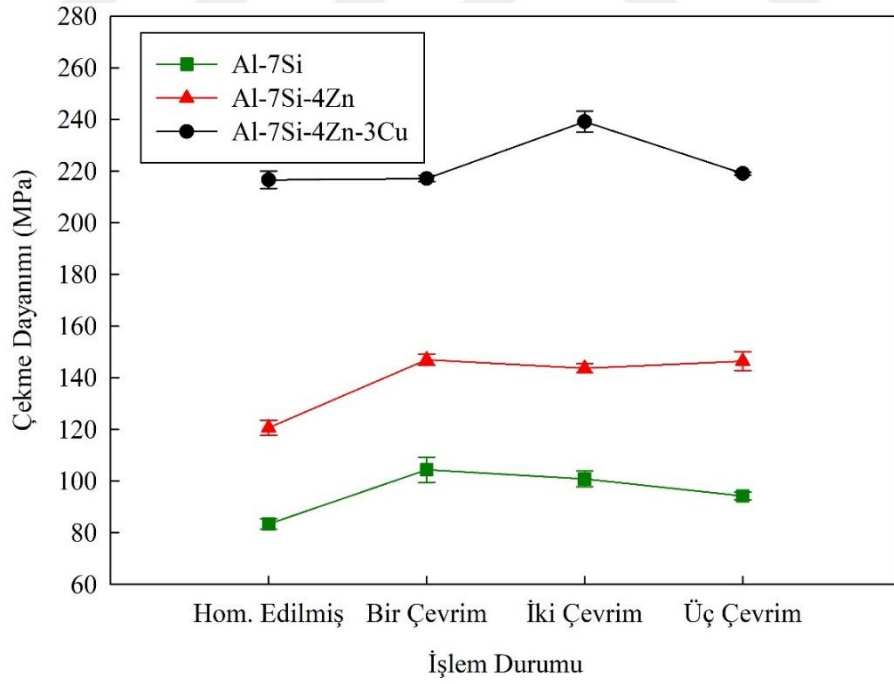
Şekil 16. Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri



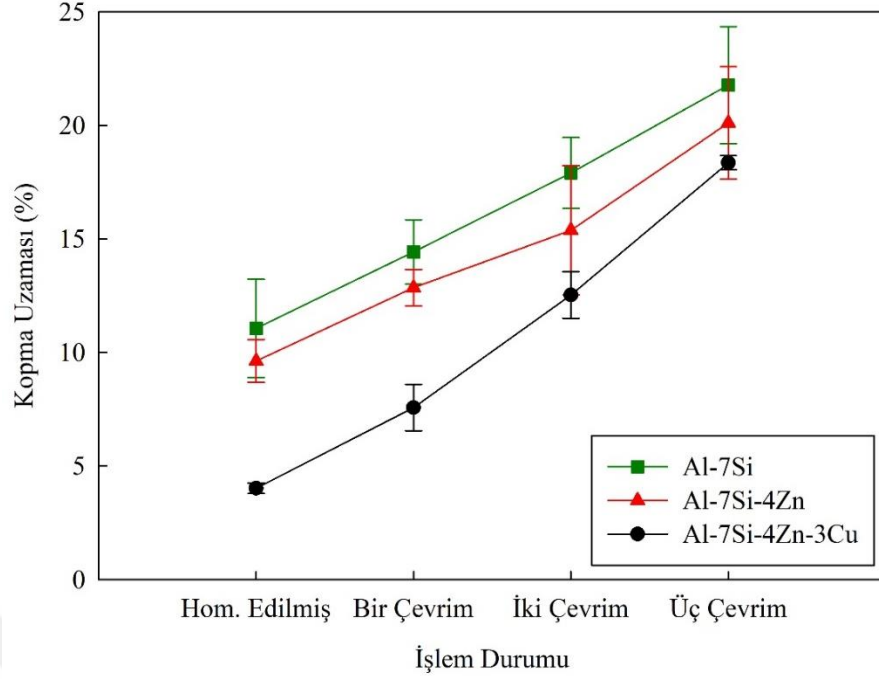
Şekil 17. Çekme deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri



Şekil 18. İşlem durumunun alaşımların akma dayanımına etkisini gösteren eğriler

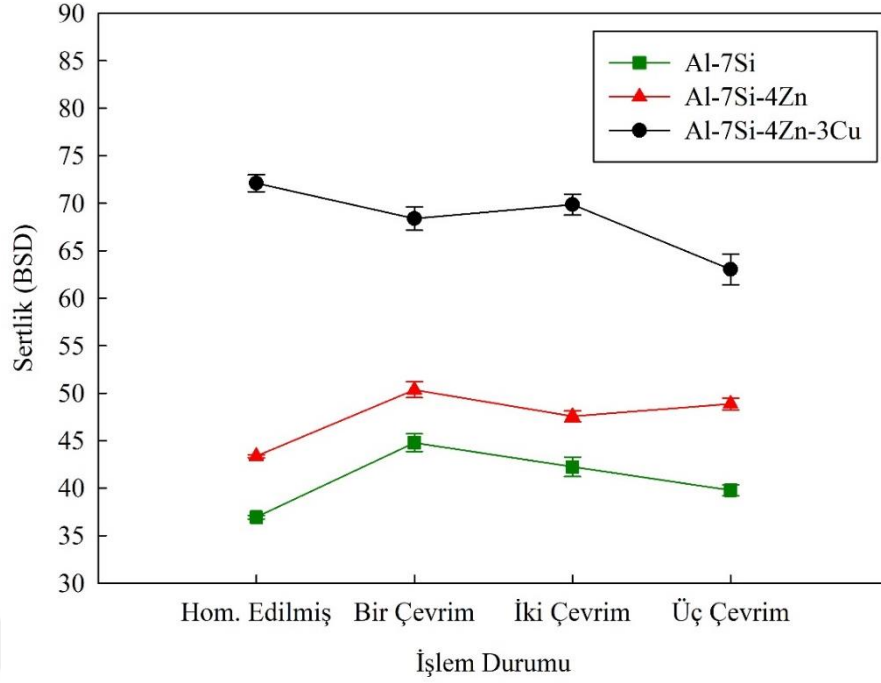


Şekil 19. İşlem durumunun alaşımların çekme dayanımına etkisini gösteren eğriler

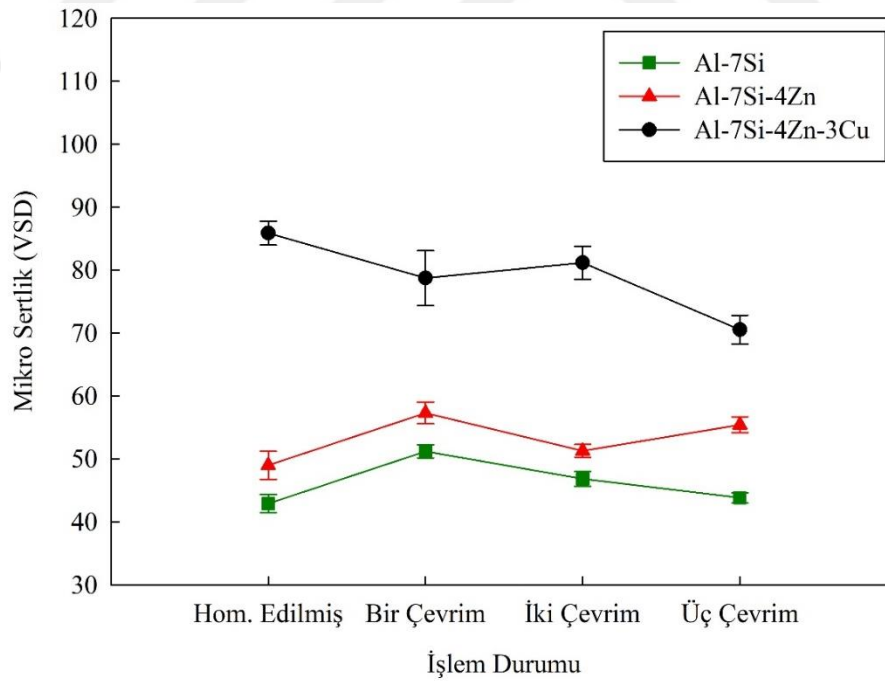


Şekil 20. İşlem durumunun alaşımların kopma uzamasına etkisini gösteren eğriler

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş homojenize edilmiş durumdaki alaşımların sertliğinin ve bunların ana yapısını oluşturan α -Al fazının mikro sertliğinin uygulanan çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 21 ve Şekil 22’de verilmiştir. Bu eğrilere bakıldığında ikili ve üçlü alaşımların sertlik ve mikro sertlik değerlerinin bir çevrim sonunda arttığı bundan sonraki çevrimlerde ise ikili alaşımın bu değerlerinin azaldığı üçlü alaşımın söz konusu değerlerinin değişmediği belirlendi. Dörtlü alaşımın ise sertlik ve mikro sertlik değerlerinin artan çevrim sayısı ile azaldığı görüldü.

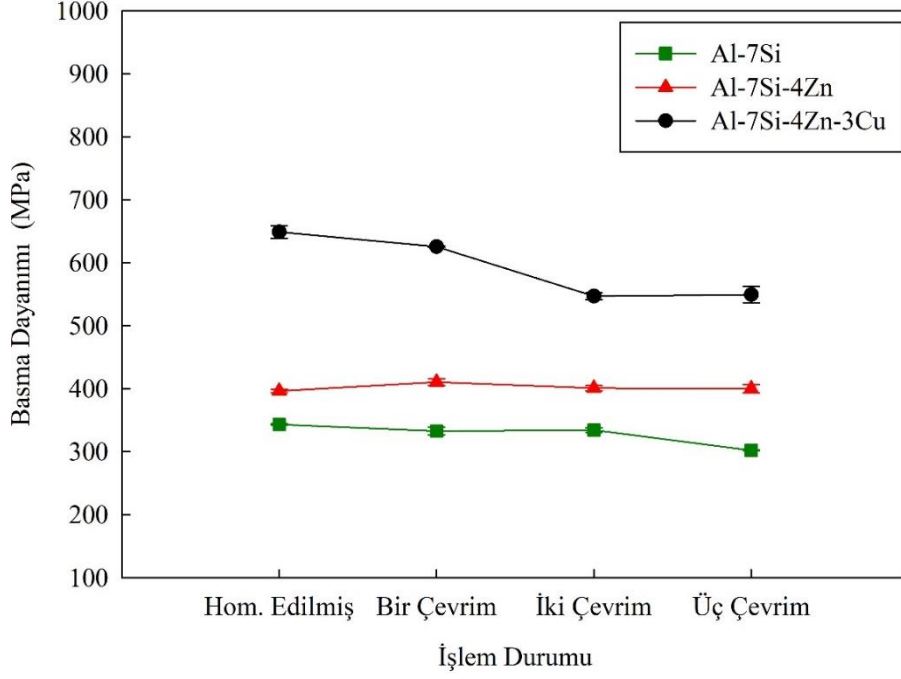


Şekil 21. Alaşımların sertliğinin işlem durumuna göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 22. Alaşımların mikro sertliğinin işlem durumuna göre değişimini gösteren eğriler

Homojenize edilmiş alaşımların çok yönlü dövme işlemi sonrasında basma dayanımlarının dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 23'te verilmiştir. Bu eğriler ikili ve üçlü alaşımın basma dayanımlarının çok yönlü dövme işleminden fazla etkilenmediğini, ancak dördü alaşımın bu değerinin artan çevrim sayısı ile bir miktar azaldığını gösterdi.



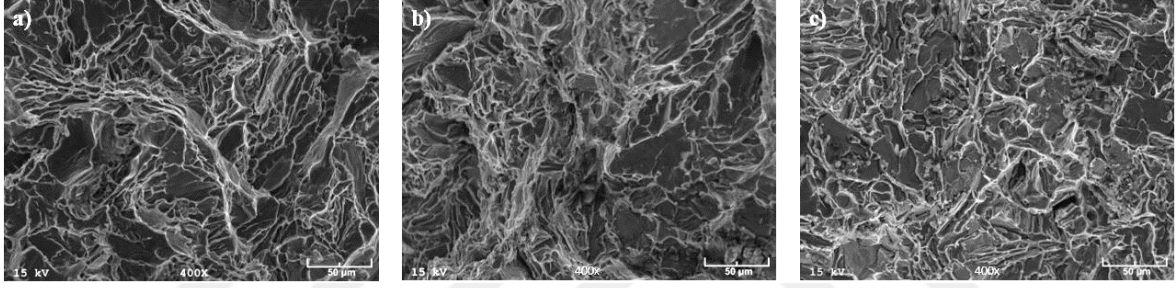
Şekil 23. Alaşımların basma dayanımlarının işlem durumuna göre değişimini gösteren eğriler

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulan tüm alaşımların mekanik deneylerinden elde edilen sonuçları Tablo 4'te verilmiştir.

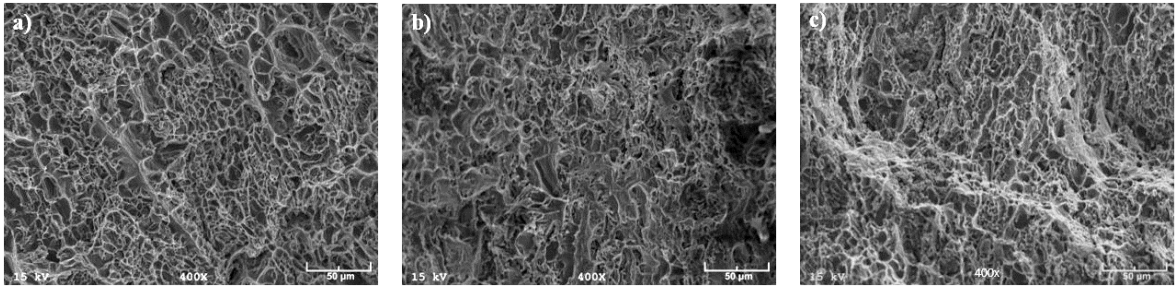
Tablo 4. Homojenize Edilmiş ve Çok Yönlü Dövülmüş Alaşımların Mikro Sertlik, Sertlik, Akma, Çekme ve Basma Dayanımları ile Kopma Uzaması Değerleri

Alaşım	İşlem Durumu	Mikro Sertlik (VSD)	Sertlik (BSD)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Basma Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Al-7Si	Hom. Edilmiş	42,90	36,94	46,16	83,36	343,31	11,00
	Bir Çevrim ÇYD	51,20	44,78	97,93	104,35	332,76	14,42
	İki Çevrim ÇYD	46,84	42,24	95,00	100,80	334,24	17,90
	Üç Çevrim ÇYD	43,83	39,77	89,82	94,23	301,97	21,77
Al-7Si-4Zn	Hom. Edilmiş	48,98	43,36	67,30	120,63	396,43	9,62
	Bir Çevrim ÇYD	57,30	50,35	134,10	146,95	410,49	12,85
	İki Çevrim ÇYD	51,28	47,56	126,50	143,70	400,76	15,38
	Üç Çevrim ÇYD	55,42	48,86	127,65	146,42	400,06	20,10
Al-7Si-4Zn-3Cu	Hom. Edilmiş	85,87	72,10	132,53	216,58	648,73	4,02
	Bir Çevrim ÇYD	78,72	68,38	185,83	217,05	625,50	7,57
	İki Çevrim ÇYD	81,17	69,85	203,00	239,13	546,87	12,53
	Üç Çevrim ÇYD	70,54	63,03	173,67	219,05	549,22	18,35

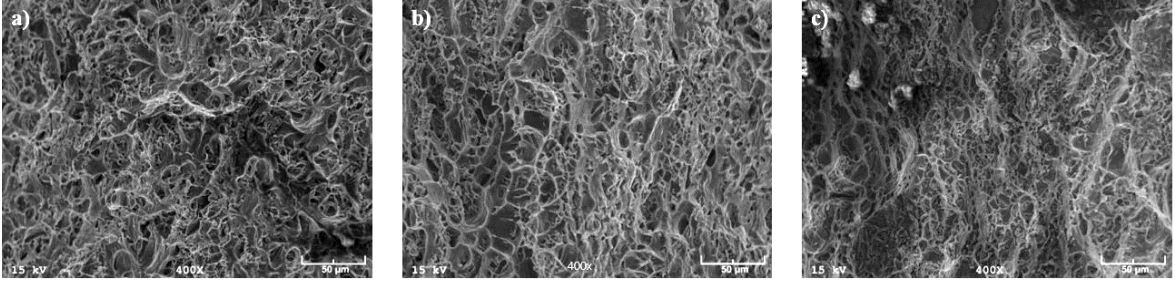
Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş alaşımların çekme yönüne dik doğrultudaki kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 24-27’de, dörtlü Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının ise kırılma yüzeyinin çekme yönüne paralel kesitini gösteren OM görüntüleri Şekil 28’de verilmiştir. Homojenize edilmiş durumdaki alaşımların kırık yüzeylerinin geniş yüzeyler ve bu yüzeyleri birbirinden ayıran tepelerden oluştuğu görüldü. Dövme işlemine tabi tutulmuş numunelerin kırık yüzeylerinin ise tepelerle çevrilmiş nispeten dar görünümlü çukurlardan oluştuğu gözlemlendi. Ancak dörtlü alaşımın üçüncü çevrimden sonraki kırık yüzeyinin diğer alaşımlara göre daha taneli bir görünüm sergilediği belirlendi. OM görüntülerinden ise çatlağın genelde silisyum parçacıklarını içeren bölgelerden ilerlediği ve çevrim sayısı arttıkça kırılma yüzeylerinin düzleştiği görüldü.



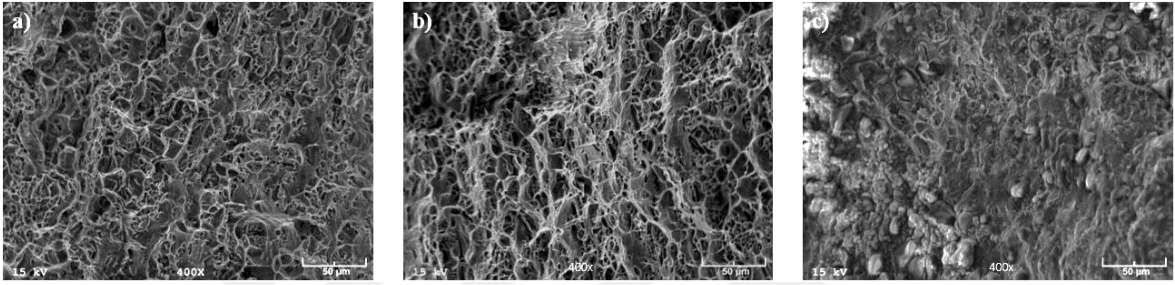
Şekil 24. Homojenize edilmiş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri



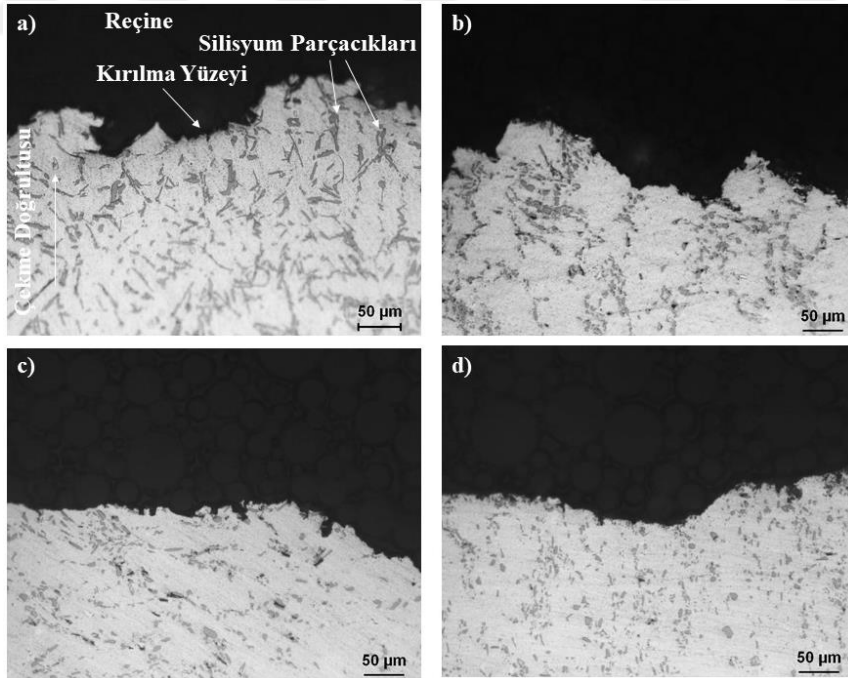
Şekil 25. Bir çevrim dövülmüş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri



Şekil 26. İki çevrim dövülmüş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri



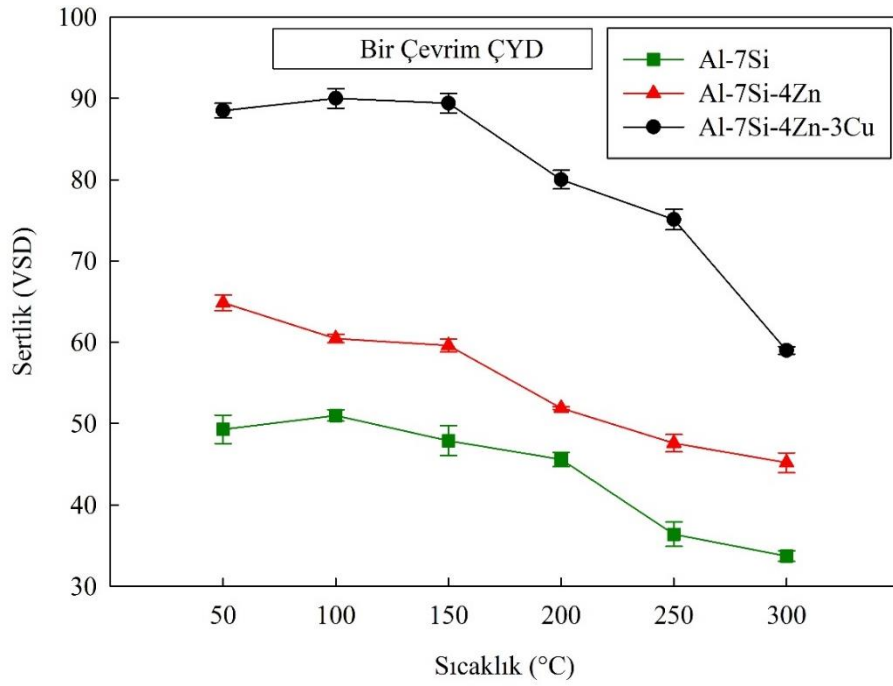
Şekil 27. Üç çevrim dövülmüş a)Al-7Si, b)Al-7Si-4Zn ve c)Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri



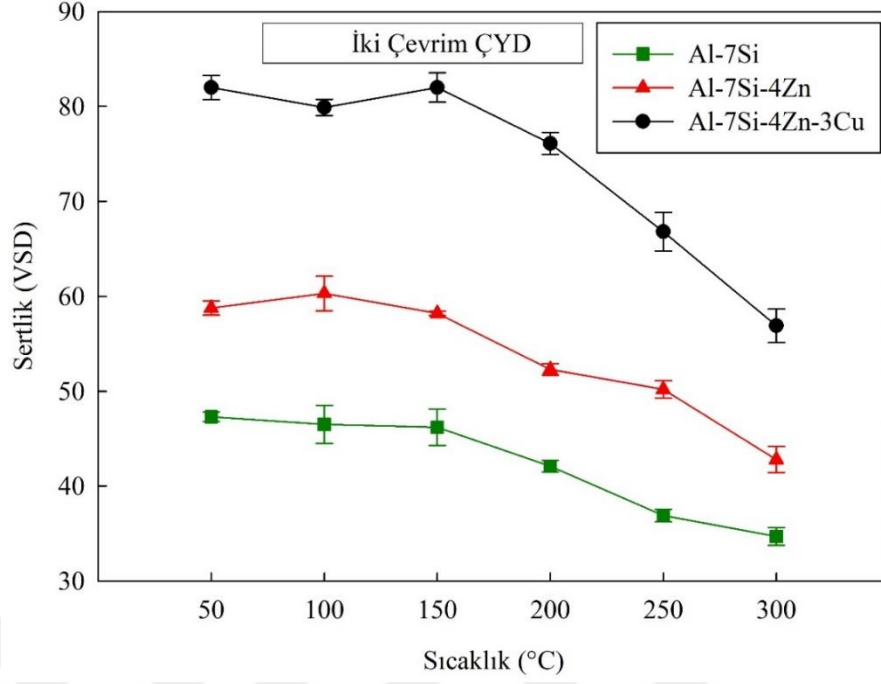
Şekil 28. a) Homojenize edilmiş, b) bir, c) iki ve d) üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının kırılma yüzeyinin çekme yönüne paralel kesitinin OM görüntüleri

3.4. Termal Kararlılık Deneylerinden Elde Edilen Bulgular

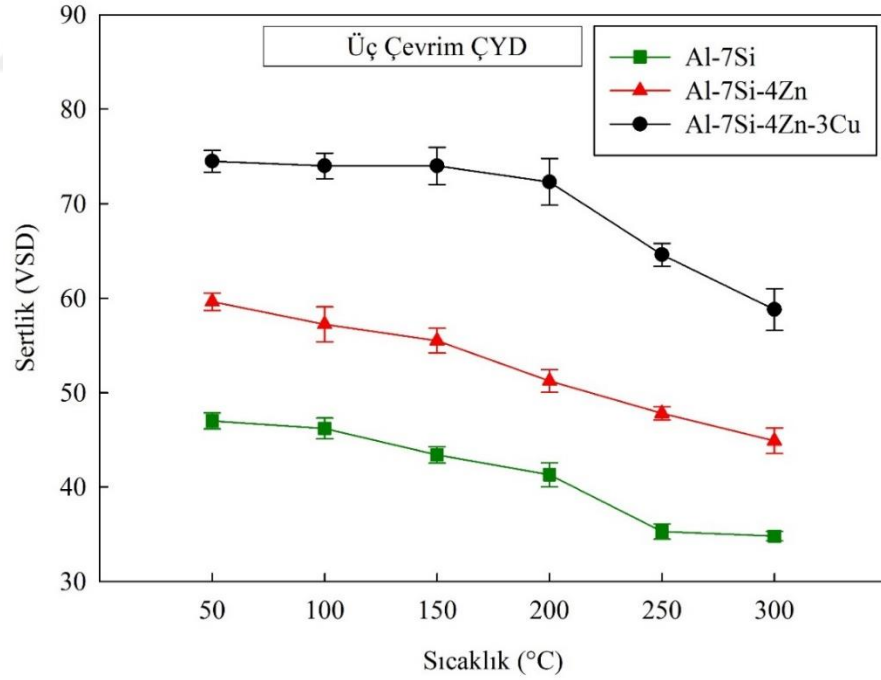
Bir, iki ve üç çevrim çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş alaşımların farklı sıcaklıklarda bir saat süreyle fırın içerisinde bekletilip ardından su verildikten sonra ölçülen sertlik değerlerinin sıcaklığa göre değişimlerini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 29-31’de verilmiştir. Bu eğrilerden dövme işlemi uygulanmış alaşımların sertliklerinin yaklaşık 150 °C’den sonra belirgin olarak düşmeye başladığı, ancak üç çevrim uygulanmış dörtlü alaşımdaki bu düşüşün 200 °C’den sonra meydana geldiği görüldü.



Şekil 29. Bir çevrim ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler

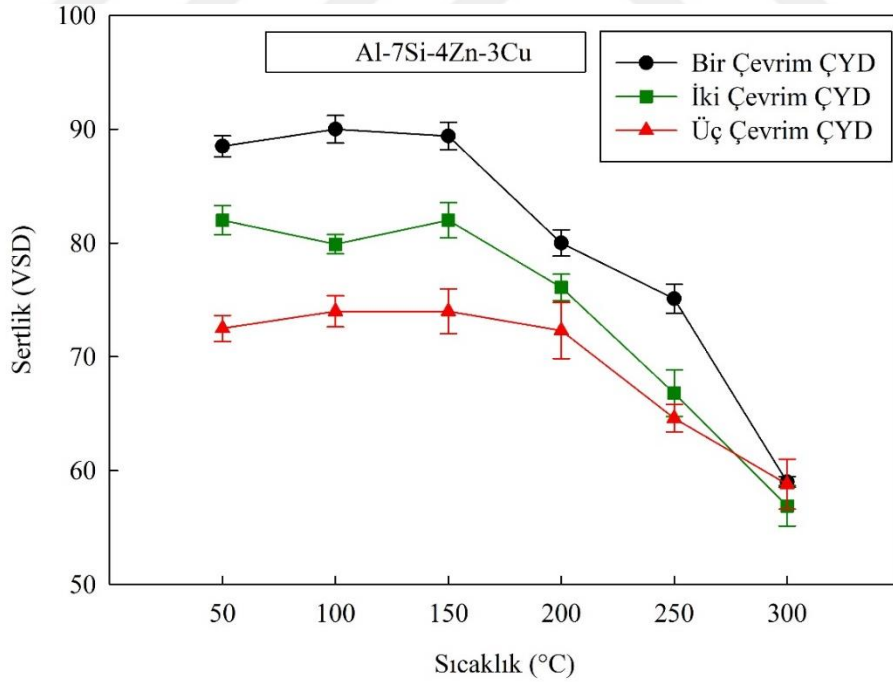


Şekil 30. İki çevrim ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler

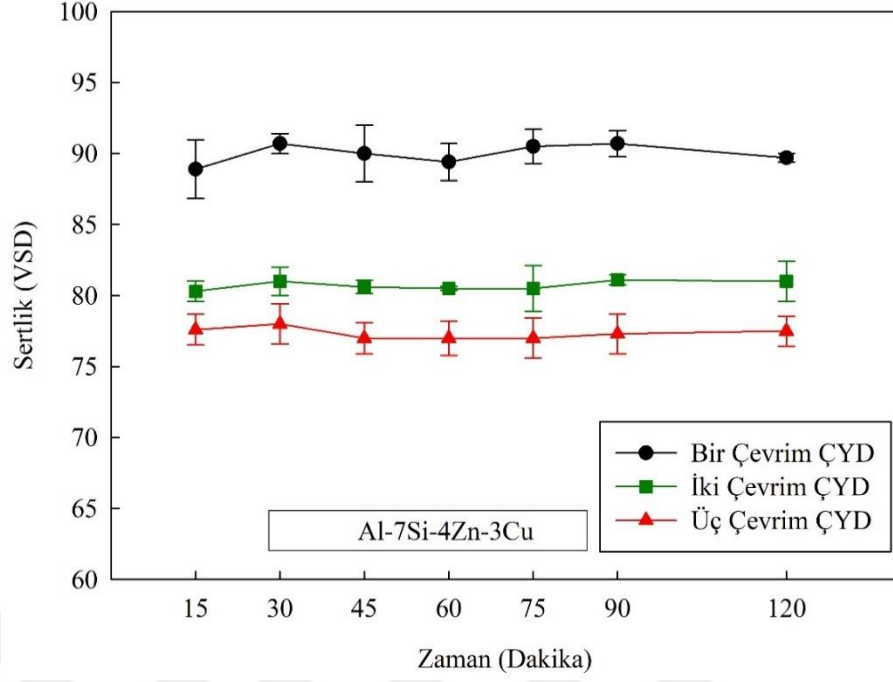


Şekil 31. Üç çevrim ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler

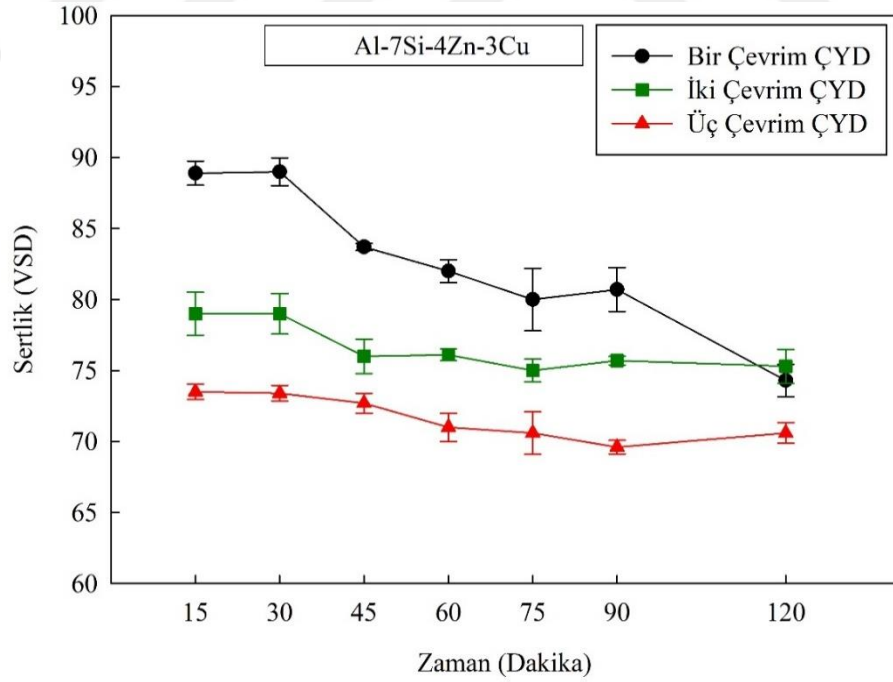
Çok yönlü dövme işlemi uygulanmış alaşımlar içerisinde bütün çevrim sayılarında en yüksek sertlik ve mukavemet sergileyen Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının farklı sıcaklıklarda bir saat süreyle tavlانیp su verildikten sonra ölçülen sertlik değerlerin sıcaklığı göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 32’de verilmiştir. Bu eğrilerden bir ve iki çevrim çok yönlü dövme işlemi uygulanmış alaşımın sertliğindeki düşüşün 150°C, üç çevrim dövme işlemi uygulanmış durumda ise 200°C’den sonra meydana geldiği görüldü. Bu alaşımın bir, iki ve üç çevrim uygulanmış durumundaki sertliğinin 150°C ve 200°C sıcaklıklarda belirli zaman aralıklarında ölçülen değerlerinin zamana göre değişimlerini gösteren eğriler ise sırasıyla Şekil 33 ve Şekil 34’te verilmiştir. Bu eğrilerden söz konusu alaşımın bütün durumlarındaki sertliğinin 150°C’de iki saat süre boyunca belirgin bir değişim sergilemediği görüldü. Bir ve iki çevrim dövme işlemi uygulanmış alaşımın sertliğinin ise 200°C sıcaklıkta 30. dakikadan sonra düşmeye başladığı gözlemlendi. Ancak sertlikteki düşüşün bir çevrim uygulanmış alaşımda zamanla devam ettiği, iki çevrim uygulanmış alaşımda ise 45. dakikadan sonra sabit kaldığı görüldü. Diğer taraftan üç çevrim uygulanmış alaşımın sertliğinin zamana bağlı olarak belirgin bir değişim sergilemediği gözlemlendi.



Şekil 32. Çok yönlü dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sertliğinin sıcaklığa göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 33. 150 °C sıcaklıkta farklı sürelerde fırında tutulduktan sonra su verilerek soğutulan Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sertliğinin zamana göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 34. 200 °C sıcaklıkta farklı sürelerde fırında tutulduktan sonra su verilerek soğutulan Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sertliğinin zamana göre değişimini gösteren eğriler

3.5. Sürtünme ve Aşınma DeneYlerinden Elde Edilen Bulgular

Farklı yüklerde, sabit kayma hızı ve mesafesinde sürtünme deneyine tabi tutulan çok yönlü dövme uygulanmış Al-7Si-4Zn ve Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımlarının sürtünme katsayılarının alınan yola göre benzer değişimler sergilediği görüldü. Bu davranış 5 N'luk yük altında deneye tabi tutulan alaşımların sürtünme katsayılarının alınan yola göre değişimlerini gösteren eğrilerde verilmiştir, (Şekil 35 ve Şekil 36). Söz konusu eğrilerden, alaşımın her durumundaki sürtünme katsayısının çalışmanın başlangıç aşamasında ani bir biçimde artarak bir tepe noktasından geçtikten sonra azalıp nispeten kararlı bir duruma ulaştığı gözlemlendi. Ancak numunelerin bu bölgedeki sürtünme katsayılarının dalgalı bir değişim sergilediği belirlendi.

Alaşımların kararlı bölgedeki ortalama sürtünme katsayıları Tablo 5'de, bu değerlerin uygulanan yüke göre değişimlerini gösteren eğriler ise Şekil 37 ve Şekil 38'de verilmiştir. Bu eğrilerden alaşımların sürtünme katsayısının artan yük ile azaldığı belirlendi. Diğer taraftan bir ve iki çevrim çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş Al-7Si-4Zn alaşımının homojenize durumuna göre daha düşük, Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının ise daha yüksek bir sürtünme katsayısına sahip olduğu görüldü. Ayrıca Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sürtünme katsayısının artan çevrim sayısı ile sürekli arttığı gözlemlendi.

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş alaşımlarda aşınma deneyleri sonucunda meydana gelen hacim kaybı değerleri Tablo 6'da, bu değerlerin uygulanan yüke göre değişimlerini gösteren eğriler ise Şekil 39 ve Şekil 40'ta verilmiştir. Bu eğrilerden alaşımların hacim kaybının artan yük ile arttığı görüldü. Diğer taraftan çok yönlü dövme işlemi uygulanmış alaşımların homojenize edilmiş durumuna göre daha düşük aşınma direnci sergiledikleri belirlendi. Ancak en yüksek hacim kaybı üçlü alaşımda bir çevrim dövme işleminden sonra, dördü alaşımlarda ise üç çevrim dövme işleminden sonra elde edildi.

Aşınma deneyine tabi tutulan homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş alaşımların aşınma yüzeylerinin birbirine benzer bir görünüm sergiledikleri gözlemlendi. Yapılan incelemelerde numunelerin aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının oluştuğu ve bazı bölgelerde soyulmaların meydana geldiği görüldü. Ancak sıvanmanın söz konusu numunelerde daha etkin bir aşınma mekanizması olduğu gözlemlendi. Bu durum homojenize edilmiş ve üç çevrim dövme işlemi uygulanmış alaşıma ait aşınma numunelerinin aşınmış yüzeylerini gösteren SEM fotoğraflarında gösterilmiştir, (Şekil 41). Ayrıca sıvanmış

tabakanın kimyasal bileşimini gösteren EDS analiz sonuçları da bu şekiller üzerinde verilmiştir. Bu sonuçlar sıvanmış tabakanın yüksek oranda alüminyum ve oksijen ile silisyum, çinko, bakır ve çok az miktarda demir ve krom içerdiğini gösterdi.

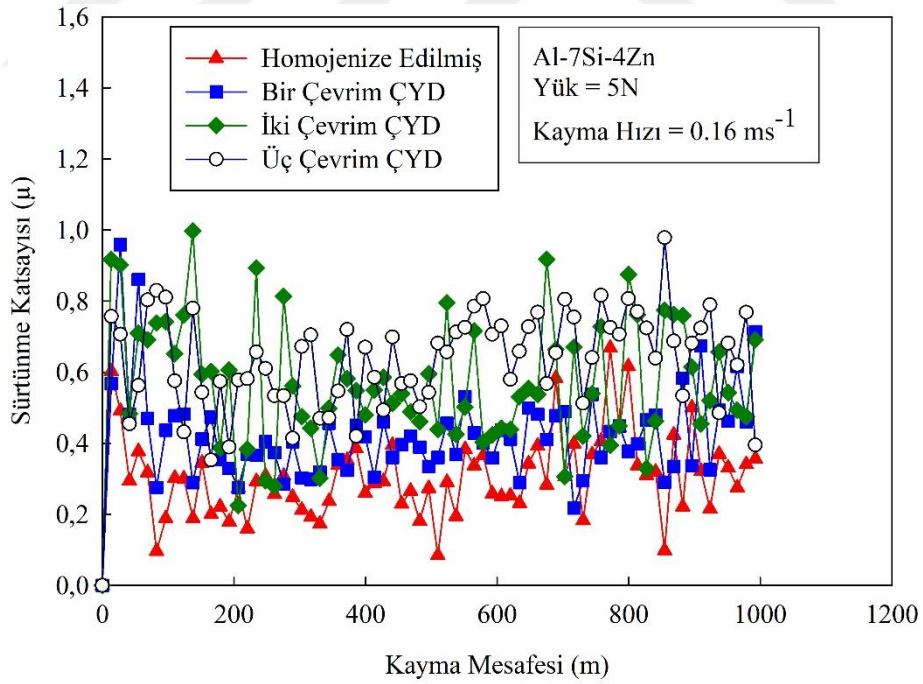
Homojenize edilmiş ve üç çevrim dövme işlemi uygulanmış alaşıma ait numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları Şekil 42’de gösterilmiştir. Şekil 43’te ise aşınma sonucu bu numunelerden kopan aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri verilmiştir. Ayrıca bilye yüzeyleri ile aşınma parçacıklarının EDS analiz sonuçları da bu şekiller üzerinde gösterilmiştir. Şekil 42’deki fotoğraflardan numunelerin aşınmış yüzeylerinde oluşan sıvanmış tabakaya benzer bir tabakanın bilye yüzeylerinde de oluştuğu görüldü. Şekil 43’deki fotoğraflarda ise aşınma sonucu kopan parçacıkların irili ufaklı toz biçimindeki parçacıklar ile nispeten büyük boyutlu yassı parçacıklardan oluştuğu gözlemlendi. Diğer taraftan, bilye yüzeylerinde oluşan sıvama tabakası ile özellikle yassı biçimindeki aşınma parçacıklarının kimyasal bileşimlerinin aşınma yüzeylerinde oluşan sıvama tabakasının kimyasal bileşimi ile hemen hemen aynı olduğu belirlendi. Ayrıca çok yönlü dövme işlemine tabi tutulan numunelerin aşınma deneylerinde kullanılan bilyelerin yüzeylerinde daha belirgin sıvama tabakalarının oluştuğu, ayrıca bu numunelerden kopan aşınma parçacıklarının boyutlarının arttığı gözlemlendi.

Tablo 5. Farklı Yüklerde Sürtünme Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Ortalama Sürtünme Katsayısı Değerleri

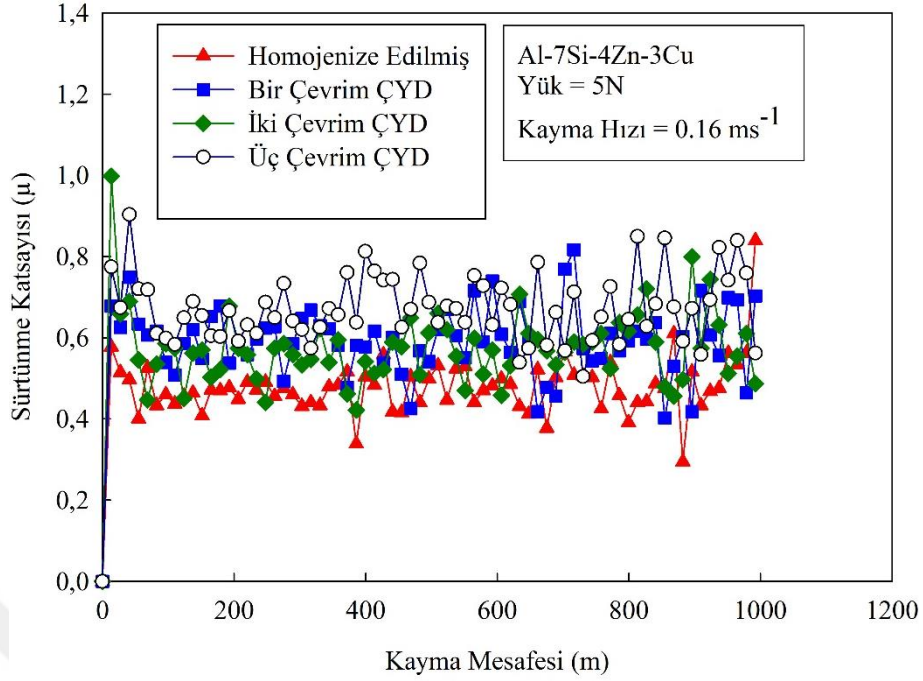
Alaşımlar	İşlem Durumu	Yük (N)		
		2,5	5	7,5
		Sürtünme Katsayısı		
Al-7Si-4Zn	Homojenize Edilmiş	0,7059	0,5739	0,4149
	Bir Çevrim ÇYD	0,4479	0,4204	0,3378
	İki Çevrim ÇYD	0,5977	0,5035	0,3719
	Üç Çevrim ÇYD	0,8354	0,642	0,4536
Al-7Si-4Zn-3Cu	Homojenize Edilmiş	0,7629	0,4917	0,4081
	Bir Çevrim ÇYD	0,8050	0,5691	0,4496
	İki Çevrim ÇYD	0,8535	0,6021	0,5041
	Üç Çevrim ÇYD	0,8626	0,6585	0,5514

Tablo 6. Farklı Yüklerde Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Hacim Kaybı Değerleri

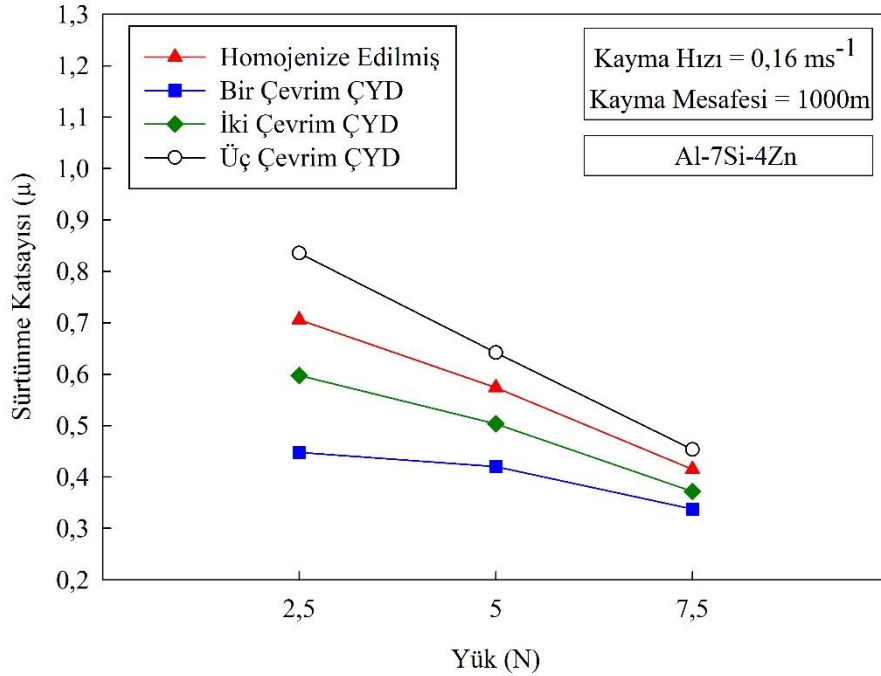
Alaşımlar	İşlem Durumu	Yük (N)		
		2,5	5	7,5
		Hacim Kaybı (cm ³)		
Al-7Si-4Zn	Homojenize Edilmiş	0,002980	0,005385	0,007253
	Bir Çevrim ÇYD	0,004725	0,007985	0,011099
	İki Çevrim ÇYD	0,003520	0,006264	0,008681
	Üç Çevrim ÇYD	0,0037	0,007253	0,009963
Al-7Si-4Zn-3Cu	Homojenize Edilmiş	0,0014	0,002339	0,003929
	Bir Çevrim ÇYD	0,001832	0,003607	0,005571
	İki Çevrim ÇYD	0,003393	0,004143	0,006607
	Üç Çevrim ÇYD	0,003354	0,005071	0,007286



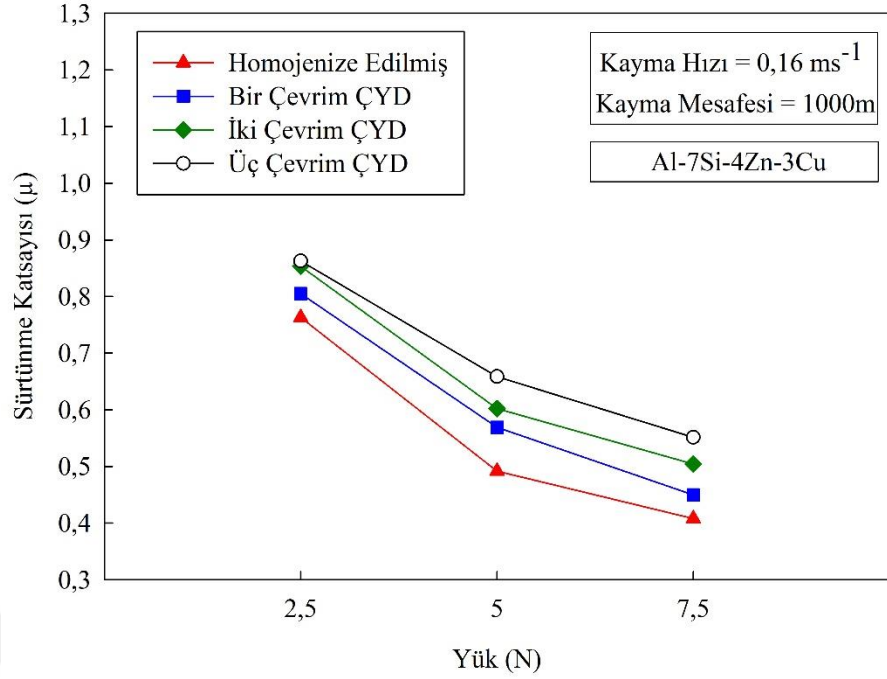
Şekil 35. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımlarının sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler



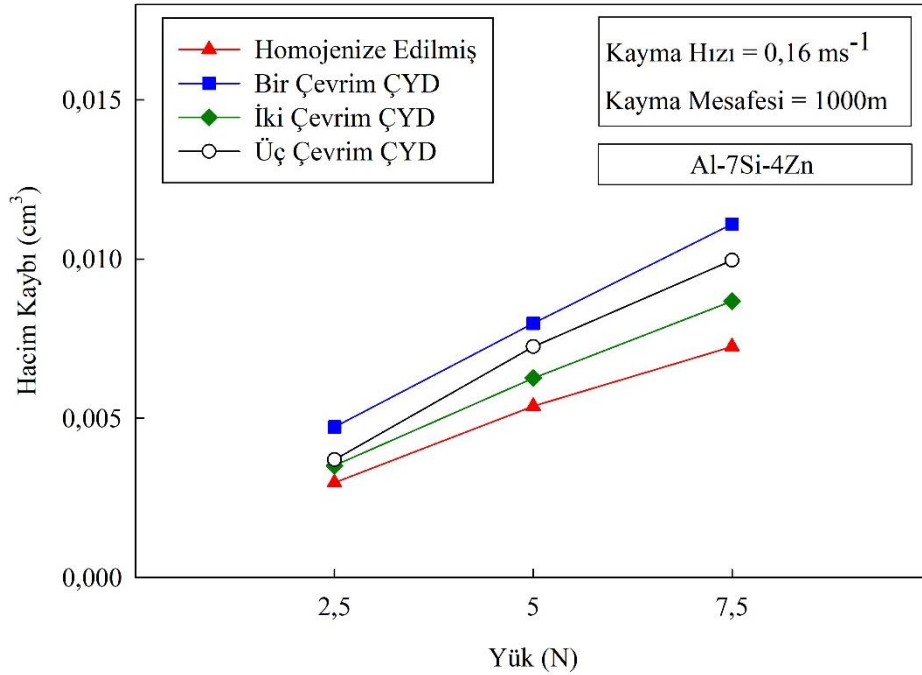
Şekil 36. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler



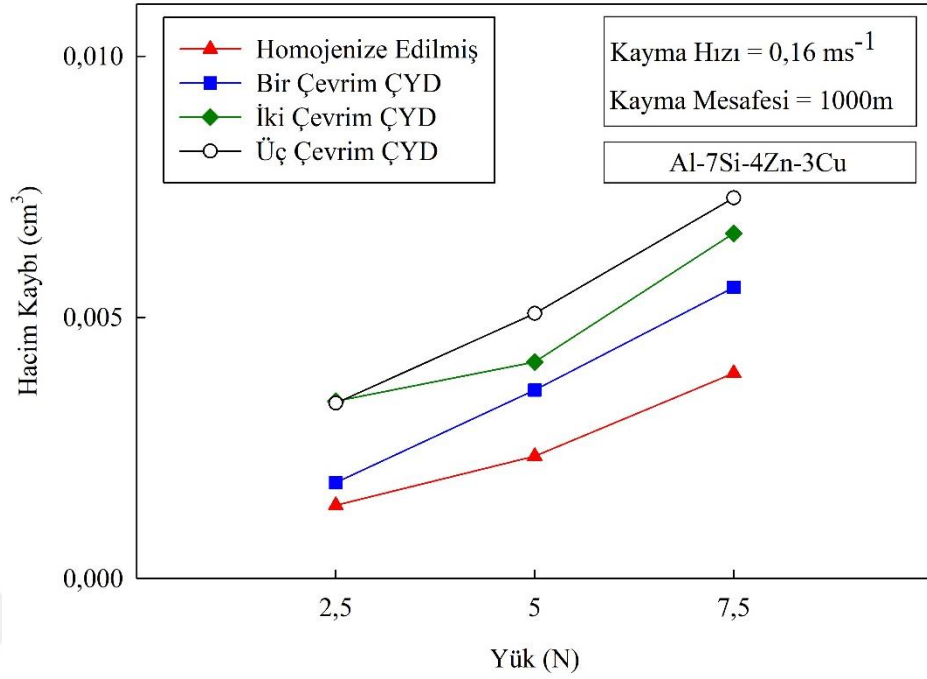
Şekil 37. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımının ortalama sürtünme katsayısının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler



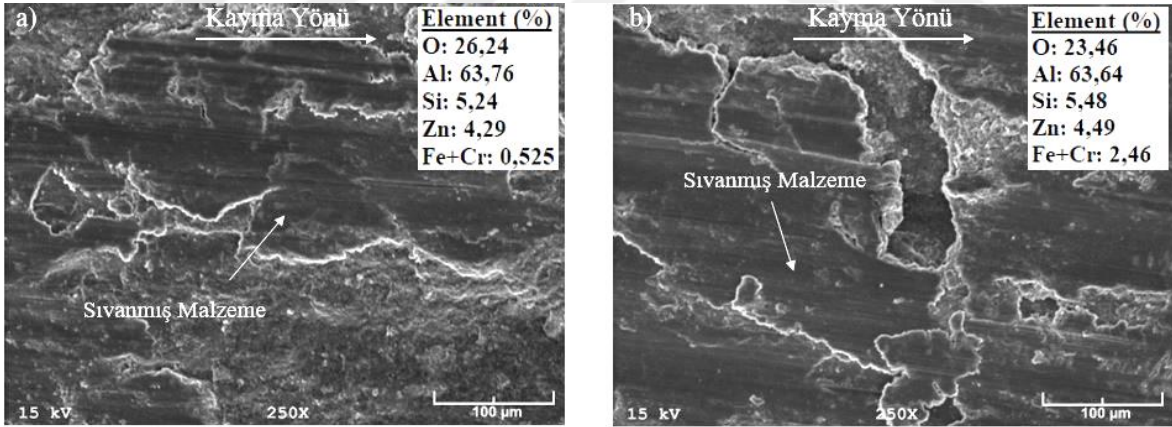
Şekil 38. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımın ortalama sürtünme katsayısının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler



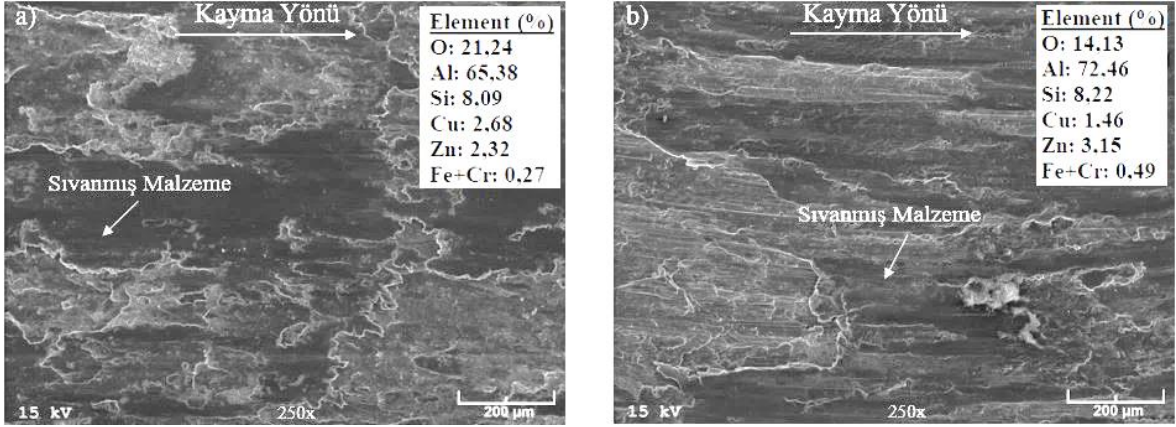
Şekil 39. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn alaşımın aşınma kaybının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler



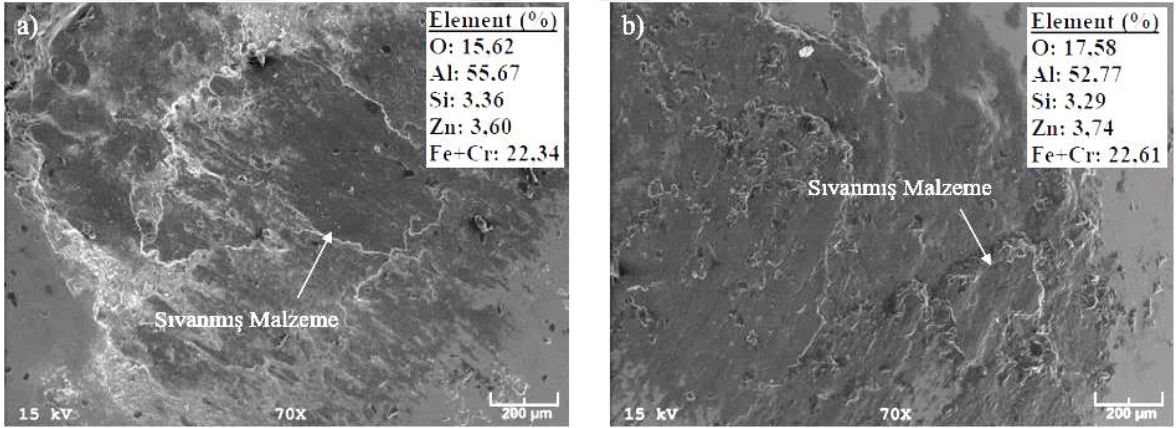
Şekil 40. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımın aşınma kaybının uygulanan çevrim sayısına ve yüke göre değişimlerini gösteren eğriler



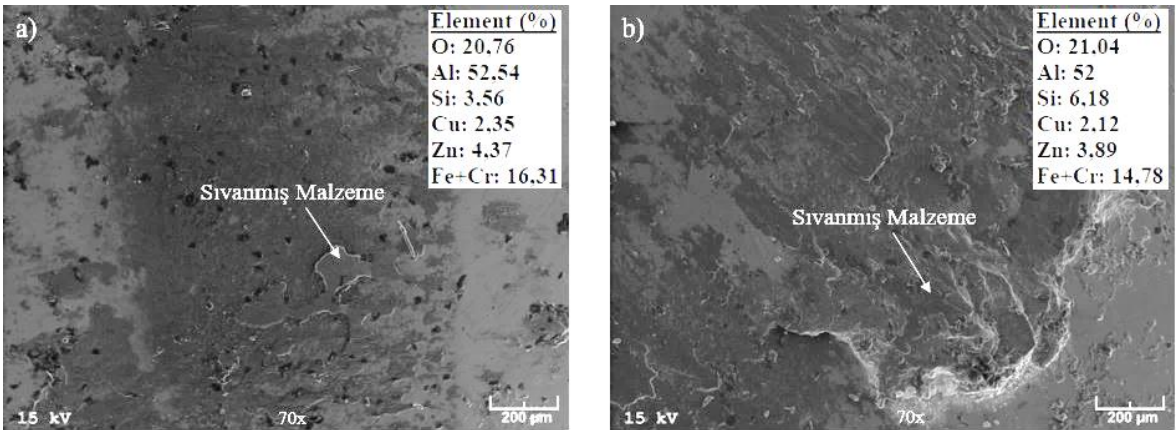
Şekil 41. 7,5 N'luk yük altında aşınma deneyine tabi tutulmuş a) homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerin EDS analizleri



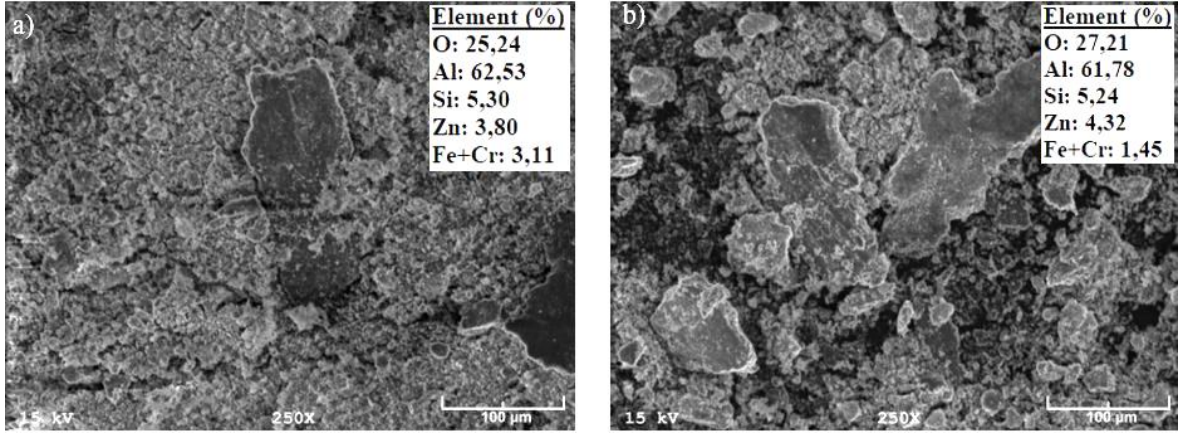
Şekil 42. 7,5 N'luk yük altında aşınma deneyine tabi tutulmuş a) homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerin EDS analizleri



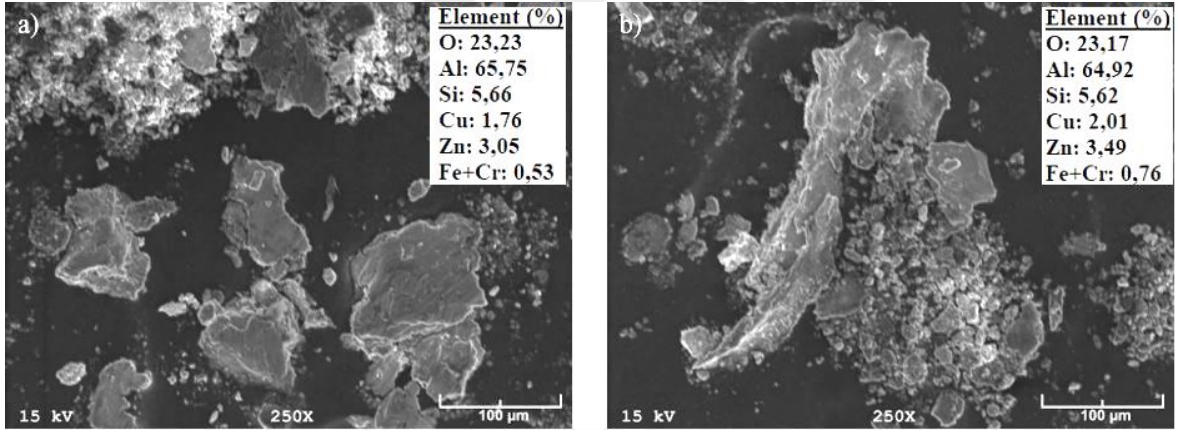
Şekil 43. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



Şekil 44. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



Şekil 45. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneyi sonucunda oluşan aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri



Şekil 46. a) Homojenize edilmiş ve b) üç çevrim dövme işlemi uygulanmış Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının 7,5 N yük altında yapılan aşınma deneyi sonucunda oluşan aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri

4. TARTIŞMA

4.1. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulguların Tartışılması

Dökülmüş durumdaki Al-7Si alaşımının içyapısının dendrit biçimindeki α -Al taneleri ile iğne biçimindeki ötektik silisyum parçacıklarından oluştuğu görüldü (Şekil 7). Bu parçacıkların α -Al taneleri arasındaki bölgelerde yer aldığı gözlemler alaşımların katılma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Ötektik altı alaşımların katılma sırasında ilk önce dendritik biçimdeki α -Al taneleri oluşur ve bu dendritler katılma devam ettikçe büyür. Bu büyüme ötektik dönüşüm sıcaklığında geriye kalan sıvının kimyasal bileşimi ötektik noktanın bileşimine ulaşıncaya kadar sabit sıcaklıkta devam eder. Ötektik bileşime ulaşıldığında ötektik dönüşüm meydana gelir ve α -Al taneleri arasında lamel biçimde α -Al+Si faz karışımı yer alır [4, 5, 9, 77].

Çinko katkısının α -Al taneleri içerisinde tamamen çözüldüğü, bu tanelerin boyutunu ve birincil silisyum parçacıklarının miktarını artırdığı görüldü. Bu durum çinko ile alüminyumun atom yarıçapları arasındaki farkın düşük olması ve alüminyum içerisindeki çinko çözünürlüğünün yüksek olmasından kaynaklanmış olabilir [9, 13, 77]. Ancak birincil silisyum oranının artması çinko katkısının ötektik noktayı sola doğru kaydırmasından meydana gelmiş olabilir. Diğer bir ifadeyle çinko katkısının alaşımın kimyasal bileşimini ötektik üstü bölgeye doğru kaydıracağı söylenebilir.

Bakır içeren alaşımda ise üçlü alaşımda oluşan fazların yanı sıra bakırca zengin θ fazının yer aldığı görüldü. Bu durum bakırın alüminyum matrisi içerisindeki çözünürlüğünün düşük olmasından kaynaklanmış olabilir. Benzer gözlemler daha önceki çalışmalarda da görülmüş söz konusu yapısal oluşumlar bu alaşımların katılma davranışına ve alaşım elementlerinin ötektik nokta üzerindeki etkisine dayandırılarak açıklanmıştır [7, 48].

Çok yönlü dövme işleminden sonra silisyum parçacıklarının parçalanarak incelendiği ve alaşımların dendritik yapısının ortadan kalktığı gözlemlendi (Şekil 9-11). Silisyum parçacıklarının parçalanması bunların sert ve gevrek oluşlarına, dendritik yapıdaki parçalanma ise alüminyum esaslı alaşımlarda sıcak deformasyon sırasında ortaya çıkan dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına dayandırılarak açıklanabilir [78-82]. Şöyle ki

elmas kübik yapısına sahip silisyumun sertliği yüksek ancak sünekliği oldukça düşüktür. Bu karakteristik özelliklerinden dolayı dövme işlemi sırasında uygulanan gerilme, söz konusu parçacıkların parçalanmasına yol açmaktadır. Dövme çevrim sayısı arttıkça silisyum parçacıklarının boyutu giderek küçülmekte ve bu parçacıklar matris içerisine nispeten homojen olarak dağılmaktadır. Çevrim sayısının silisyum parçacıklarının boyutuna etkisi her bir çevrimden sonra bu parçacıkların en/boy oranına bakılarak belirlendi (Şekil 12-14). Bir çevrimden sonra silisyum parçacıklarının önemli oranda parçalandığı ikinci ve üçüncü çevrimlerde ise bu parçalanmanın azalarak devam ettiği gözlemlendi. Bu durum artan çevrim sayısı ile birlikte toplam deformasyon oranının artmasından kaynaklanmış olabilir [21, 43, 49]. Diğer taraftan çevrim sayısı arttıkça deformasyon oranının da arttığı ve yeniden kristalleşme sıcaklığının düştüğü bilinmektedir. Yeniden kristalleşme sıcaklığının artan çevrim sayısı ile düşmesi sıcak dövme sırasında deformasyona uğrayan matriste yeni kristallerin oluşumunu kolaylaştırabilir [67, 78-82]. Bu tanelerin oluşumu dendritik yapının ortadan kalkmasına neden olabilir [21].

4.2. Mekanik Deneylemlerden Elde Edilen Bulguların Tartışılması

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş alaşımların gerilme-uzama eğrilerindeki homojen plastik deformasyon bölgesinin genişlediği, söz konusu alaşımların bu bölgede hemen hemen deformasyon sertleşmesinden bağımsız bir davranış sergilediği görüldü (Şekil 15-17). Diğer taraftan plastik deformasyon bölgesindeki genişlemenin artan çevrim sayısı ile sürekli arttığı belirlendi. Bu durum dövme işleminden sonra söz konusu alaşımlarda meydana gelen yumuşamadan dolayı dislokasyonların hareketinin kolaylaşmasından kaynaklanmış olabilir [43, 45].

Çok yönlü dövme işleminden sonra alaşımların akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin arttığı gözlemlendi (Şekil 18-20). Elde edilen bu sonuçlar silisyum parçacıklarının morfolojisine ve dağılımına dayandırılarak açıklanabilir [5, 9, 21, 39, 55]. Mikroskopik incelemeler ince ve uzun silisyum parçacıklarının homojenize edilmiş durumdaki alaşımların dendritler arası bölgelerinde toplandığını göstermiştir. Bu parçacıkların hem keskin uçları hem de bunların yüzeyleri ile matris arasındaki ara yüzey bağının düşük olması bu bölgelerde çatlak oluşumunu kolaylaştırmaktadır. Ancak dövme işlemi ile bu parçacıkların parçalandığı ve uygulanan çevrim sayısına bağlı olarak yapı içerisine nispeten homojen bir biçimde dağılmaya başladığı görülmüştür. Bu durum söz

konusu parçacıkların dövme işlemi uygulanmış alaşımlara ait numunelerinde çatlak oluşturma eğilimini düşürerek bunların hem mukavemetinin hem de sünekliğinin artmasına yol açmış olabilir.

İkili ve üçlü alaşımların akma ve çekme dayanımlarının birinci çevrim sonunda en yüksek değerlerine ulaştığı, ikinci ve üçüncü çevrimlerin sonunda ise hemen hemen sabit kaldığı görüldü. Dörtlü alaşımın akma ve çekme dayanımlarının ise ikinci çevrim sonunda en yüksek değerlerine ulaştığı, üçüncü çevrim sonunda ise bu değerlerde belirgin bir düşüşün meydana geldiği belirlendi. Bu bulgular dövme çevrim sayısına bağlı olarak silisyum parçacıklarının en/boy oranlarındaki değişime ve bu alaşımlarda meydana gelen dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına dayandırılarak açıklanabilir [78-82]. Şöyle ki silisyum parçacıklarının en/boy oranlarında en belirgin artışın birinci çevrim sonunda meydana geldiği belirlendi. Ancak ikinci ve üçüncü çevrimlerde silisyum parçacıklarındaki parçalanmanın nispeten devam etmesine karşın bu parçalanmanın ikili ve üçlü alaşımların akma ve çekme dayanımları üzerinde belirgin etkisinin olmadığı gözlemlendi. Bu durumun deformasyon sırasında söz konusu alaşımlarda ortaya çıkan dinamik yeniden kristalleşmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Yeni kristallerin bu alaşımlarda oluşturduğu yumuşama etkisi silisyumların mukavemet artırıcı etkisini dengeleyerek söz konusu değerlerin birinci çevrimden sonra hemen hemen sabit kalmalarına yol açmış olabilir [67]. Diğer taraftan dörtlü alaşımlarda bakırca zengin θ fazının hem parçalanması hem de bu fazın yeni kristallerin büyümesini engellemesi söz konusu alaşımın en yüksek akma ve çekme dayanımı değerlerini ikinci çevrim sonunda sergilemesine yol açmış olabilir. Bu alaşımda söz konusu değerlerin ikinci çevrimden sonra belirgin bir düşüş sergilemesi ise yeni kristallerin oranının artmasından ve/veya bu kristallerin büyümesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş ikili ve üçlü alaşımların makro ve mikro sertliğinin birinci çevrim sonunda arttığı, ikinci ve üçüncü çevrimlerde ise azaldığı görüldü (Şekil 21-22). Dörtlü alaşımın bu değerlerinin ise birinci ve ikinci çevrim sonunda çok az düştüğü, ikinci çevrimden sonra ise bu düşüşün çok daha belirgin olduğu belirlendi. Alaşımların sertliklerindeki artışın silisyum parçacıklarının yapı içerisine küçük parçacıklar halinde dağılmasından, düşüşün ise söz konusu alaşımlarda meydana gelen dinamik yeniden kristalleşmeden kaynaklanmış olabilir [78-82]. Ancak söz konusu kristalleşmenin ikili ve üçlü alaşımlarda birinci çevrimden, dörtlü alaşımlarda ise ikinci çevrimden sonra daha baskın olduğu düşünülmektedir.

Çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş ikili ve üçlü alaşımların basma dayanımlarının artan çevrim sayısı ile hemen hemen değişmediği, dörtlü alaşımların bu değerinin ise birinci ve ikinci çevrimlerde az bir düşüş sergiledikten sonra üçüncü çevrimde sabit kaldığı belirlendi (Şekil 23). Nitekim çok yönlü dövülmüş alaşımların basma dayanımlarının hemen hemen homojenize edilmiş durumundaki değerlerine yakın olduğu görüldü. Bu durum parçalanmış Si ve θ fazına ait parçacıkların yapı içerisine nispeten homojen dağılarak basma durumunda gerek tanelerin gerekse atom düzlemlerinin birbiri üzerinden kaymasını engellemesinden kaynaklanmış olabilir.

Homojenize edilmiş alaşımların çekme deneyleri sonucundaki kırılma yüzeylerinin kopma veya ayrılma sırtları tarafından çevrilmiş düz alanlardan oluştuğu görüldü (Şekil 24). Düz alanların silisyum yüzeyleri, ayrılma sırtlarının ise alüminyum matrisine ait yüzeyler olduğu belirlendi. Çok yönlü dövülmüş alaşımların kırılma yüzeylerinin lifli bir görünüm sergilediği ve düz alanların boyutunun azaldığı gözlemlendi (Şekil 25-27). Bu bulgulardan yola çıkarak homojenize durumdaki alaşımların gevrek, çok yönlü dövülmüş alaşımların ise sünek bir kırılma davranışı sergiledikleri söylenebilir. Bu durum homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki alaşımların içyapılarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, homojenize durumdaki alaşımların içyapılarının ince ve uzun (ötektik) silisyum parçacıkları tarafından çevrilmiş α -Al tanelerinden, çok yönlü dövülmüş durumdaki alaşımların içyapılarının ise α -Al matrisi içerisine dağılmış parçalanmış silisyum parçacıklarından oluştuğu gözlemlendi. Diğer taraftan çevrim sayısı arttıkça silisyum parçacıklarının ufaldığı ve α -Al matrisi içerisinde daha homojen dağıldığı görüldü. OM görüntülerinde ise çatlağın silisyum parçacıklarının α -Al matrisinden sıyrılması sonucunda oluştuğu ve bu parçacıkların yoğun olduğu bölgeleri takip ederek ilerlediği belirlendi (Şekil 28). Homojenize edilmiş durumdaki silisyumların ince ve uzun olması söz konusu alaşımlarda geniş ve düz alanların meydana gelmesine, çatlağın geçtiği nispeten sünek α fazının çekme yönünde uzayarak kopması da ayrılma sırtlarının oluşmasına yol açmış olabilir [42]. Dövülmüş durumdaki alaşımlarda ise silisyum parçacıklarının parçalanması sıyrılan yüzeylerin daralmasına, sünek yüzeylerin ise artmasına neden olabilir. Bu durum söz konusu alaşımlarda dar yüzeylerin oluşmasına ve çekme yönünde liflerin uzamasına yol açmış olabilir [45].

İki ve üç çevrim çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş dörtlü alaşımların kırılma yüzeyinin diğer alaşımların aynı koşullardaki kırılma yüzeylerinden farklı olarak taneli bir görünüme sahip olduğu görüldü (Şekil 26c ve 27c). Bu durum söz konusu alaşımlarda bulunan θ fazının hem parçalanmasından hem de oluşan yeni kristallerin hacimsel oranının

artmasından ve/veya bu kristallerin boyutunun küçük olmasından kaynaklanmış olabilir [83-85].

4.3. Termal Kararlılık Deneylerinden Elde Edilen Bulguların Tartışılması

150 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda yapılan termal kararlılık deneyleri sonucunda bir, iki ve üç çevrim çok yönlü dövülmüş durumdaki alaşımların sertliklerinin belirgin bir değişim sergilemedikleri görüldü. Ancak bu sıcaklıktan daha yüksek sıcaklıklarda yapılan deneylerde üç çevrim dövme işlemi uygulanmış dörütlü alaşımın dışındaki tüm alaşımların sertliklerinin sürekli azaldığı belirlendi. Üç çevrim dövme işlemi uygulanmış dörütlü alaşımda ise bu düşüşün 200 °C'den sonra meydana geldiğini gözlemlendi (Şekil 29-31). Bu durum söz konusu alaşımlarda belirli sıcaklıklardan sonra yeni kristallerin oluşmasına ve/veya dövme işlemi sırasında oluşan yeni kristallerin büyümesine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, sıcak dövme işlemi sırasında Al-esaslı alaşımlarda dinamik yeniden kristalleşme meydana geldiği gözlemlenmiştir [78-81]. Söz konusu durumun incelenen alaşımlarda da meydana geldiği düşünülmektedir. Diğer taraftan deformasyon sırasında alaşımın çarpıtılmış ve aşırı iç enerji içeren bölgelerinde tavlama işlemi sırasında yeni kristaller de oluşabilir. Hem yeni kristallerin oluşumu hem de dövme işlemi sırasında oluşan yeni kristallerin büyümesi söz konusu alaşımların 150 °C'den daha yüksek sıcaklıklarda sertliklerinin düşmesine ve termal kararlılık durumlarının ortadan kalkmasına yol açmış olabilir. Üç çevrim dövme işlemi uygulanmış dörütlü alaşımın kararlılığını 200°C'ye kadar koruması ise bu alaşımların içyapısında bulunan bakırca zengin θ fazının yeni kristallerin büyümesini veya faz dönüşümlerini engellemesinden kaynaklanmış olabilir [83-88].

Çok yönlü dövme işlemi uygulanmış alaşımlar içerisinde bütün çevrim sayılarında en yüksek sertlik ve mukavemet sergileyen Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının 150 °C sıcaklıktaki sertliğinin zamana göre belirgin bir değişim sergilemediği belirlendi. Ancak bu alaşımın 200 °C'de yapılan sertlik ölçümlerinde bir ve iki çevrim dövme işlemi uygulanmış durumunda sertliğin 30. dakikadan sonra belirgin bir biçimde düştüğü, üç çevrim dövme işlemi uygulanmış durumda ise bu düşüşün 45. dakikadan az da olsa meydana geldiği görüldü (Şekil 32-34). Bu durum söz konusu alaşımın yeniden kristalleşme davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki 150 °C sıcaklık değeri bu alaşımda yeni kristallerin oluşumu için yeterli olmayabilir. Dolayısıyla yeni kristaller oluşmadığı için bu alaşımın sertliği söz konusu koşullarda değişmemiş olabilir. Ancak sıcaklığın 200 °C'ye çıkarılması durumunda

bir ve iki çevrim çok yönlü dövülmüş alaşımda yeni kristallerin oluştuğu ve bu kristallerden dolayı söz konusu alaşımın sertliğinin belirgin bir biçimde düştüğü söylenebilir. Aynı alaşımın üç çevrim dövülmüş durumunda sertliğinin hemen hemen sabit kalması ise bu koşullarda yeni kristallerin oluşumunun nispeten tamamlanmasından kaynaklanmış olabilir [75, 78-81].

4.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların Tartışılması

Gerek homojenize edilmiş gerekse çok yönlü dövülmüş üçlü ve dördü alaşımların sürtünme katsayılarının çalışmanın başlangıç aşamasında arttıktan sonra azalarak dalgalı değişim sergiledikleri kararlı durumlarına ulaştığı görüldü (Şekil 35-36). Bu durum sürtünen yüzeyler arasındaki temas alanına bağlı olarak açıklanabilir [77, 89-91]. Çalışmanın başlangıç aşamasında yüzeylerin geometrisinden dolayı temas alanı düşük olup bu alanda ortaya çıkan basınç oldukça yüksektir. Bu aşamadaki yüksek basınç nedeniyle numune yüzeyinde ortaya çıkan deformasyon kaymayı zorlaştırarak sürtünme katsayısının artmasına yol açmaktadır. Kayma mesafesi arttıkça temas alanı artmakta ve basınç azalmaktadır. Bu durum alaşımların sürtünme katsayısının azalarak kararlı bir durumlarına ulaşmasına yol açmaktadır. Ancak kararlı durumda yüzeyden kopan parçacıkların temas yüzeyleri arasındaki hareketi sürtünme katsayısının bu süreçte dalgalı bir değişim sergilemesine neden olmaktadır [77, 89-91]. Diğer taraftan alaşımların kararlı bölgedeki ortalama sürtünme katsayılarının artan yük ile azaldığını belirlendi (Şekil 37-38). Bu durum temas yüzeyleri arasındaki gerçek temas alanının artan yük ile artmasından kaynaklanmış olabilir [11, 92].

Bir ve iki çevrim çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş Al-7Si-4Zn alaşımının homojenize durumuna göre daha düşük, Al-7Si-4Zn-3Cu alaşımının ise daha yüksek bir sürtünme katsayısına sahip olduğu görüldü (Şekil 37-38). Bu durum homojenize edilmiş ve çok yönlü dövülmüş durumdaki alaşımların sertliğine dayandırılarak açıklanabilir [11]. Şöyle ki üçlü alaşımın bir ve iki çevrim dövme işlemi sonundaki sertliğinin homojenize edilmiş durumundan yüksek, dördü alaşımın ise uygulanan bütün çevrim sayılarındaki sertliğinin başlangıç durumuna göre daha düşük olduğu belirlendi (Şekil 21). Sertlikteki artış yüzeyler arasındaki adezyonu engelleyerek sürtünme katsayısının düşmesine, bu değerdeki azalış ise adezyonu kolaylaştırıp sürtünme katsayısının artmasına neden olmuş olabilir [89].

Homojenize edilmiş ve çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuş üçlü ve dördlü alaşımların aşınma kaybının artan yük ile sürekli arttığı belirlendi (Şekil 39-40). Bu durum artan yük ile birlikte yüzeyler arasındaki adezyonun artmasından kaynaklanmış olabilir. Adezyonun artması kayma işlemi sırasında yüksek oranda aşınma parçacığının yüzeyden ayrılmasına, dolayısıyla aşınma kaybının artmasına yol açabilir. Diğer taraftan homojenize edilmiş durumdaki alaşımların dövülmüş durumlarına göre daha üstün aşınma direnci sergiledikleri görüldü. Bu gözlem homojenize edilmiş durumdaki alaşımların dövülmüş durumlarına göre daha az iç gerilme içermeleri diğer bir ifadeyle daha kararlı bir yapıya sahip olmalarından kaynaklanmış olabilir [6]. Diğer taraftan dövülmüş durumdaki üçlü alaşım en düşük aşınma kaybını iki çevrim dövme uygulanmış durumunda, en yüksek aşınma kaybını ise bir çevrim dövme uygulanmış durumunda sergiledi (Şekil 39). Bu durum söz konusu alaşımın sünekliğine ve silisyum parçacıklarının boyutuna dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki dövme işleminden sonra silisyum parçacıklarının boyutları küçülmekte ve bu parçacıklar yapı içerisine nispeten homojen olarak dağılmaktadır. Sert silisyum parçacıklarının yapı içerisine homojen olarak dağılması adezyonu engelleyerek alaşımın aşınma direncinin artmasına yol açmış olabilir [49]. Ancak üç çevrim sonunda alaşımın sünekliğinin artması matriste bir yumuşamaya yol açarak aşınma kaybının artmasına neden olabilir. Dördlü alaşımın aşınma kaybının ise artan çevrim sayısı ile sürekli arttığı belirlendi (Şekil 40). Bu durum alaşımın sertlik ve süneklik özelliklerine dayalı olarak açıklanabilir. Nitekim çevrim sayısı arttıkça alaşımın sertliğinin azaldığı sünekliğinin ise arttığı belirlendi. Bu durum söz konusu alaşımda plastik deformasyonu kolaylaştırarak aşınma kaybının artmasına yol açmış olabilir [50].

Aşınma deneyine tabi tutulan alaşımların gerek homojenize edilmiş gerekse dövülmüş durumdaki numunelerinin yüzeylerinde sıvama tabakalarının oluştuğu ve bazı bölgelerde soyulmaların meydana geldiği görüldü (Şekil 41-42). Ancak sıvanmanın söz konusu numunelerde daha etkin bir aşınma mekanizması olduğu gözlemlendi. Söz konusu sıvama tabakasının alaşımların aşınmasında kullanılan bilyelerin yüzeylerinde de oluştuğu görüldü. Diğer taraftan EDS analizleri sonucunda gerek numunelerin gerekse bilye yüzeylerinde oluşan sıvama tabakalarının yüksek oranda alüminyum ve oksijen ile silisyum, çinko, bakır ve çok az miktarda demir ve krom içerdiği belirlendi (Şekil 41-44). Bu sonuçlar Al-Si esaslı alaşımın iç yapısına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki α -Al fazı yumuşak, silisyum ve θ fazları oldukça serttir. Çalışmanın başlangıç aşamasında temas yüzeyleri arasındaki yüksek basınç α -Al fazının plastik deformasyonuna ve bilye yüzeyine yapışmasına yol açmaktadır.

Harekete başladıktan sonra ortaya çıkan kesme kuvveti etkisiyle yapışan yüzeyler birbirinden ayrılmakta ve bunun sonucunda alüminyumca zengin aşınma parçacıkları oluşmaktadır. Bu parçacıklar kayma sırasında önce bilye yüzeyine, daha sonra geri dönerek numune yüzeyine sıvanmaktadır. Bu durum söz konusu numunelerin ve bunların aşınmasında kullanılan bilyelerin yüzeylerinde bir sıvama tabakasının oluşumuna yol açmaktadır [9, 77, 91]. Ancak çalışmanın ilerleyen zamanlarında sürtünme ısısında meydana gelen artış, sıvama tabakasının oksitlenme hızını artırarak gevrekleşmesine neden olmaktadır [40, 93]. Diğer taraftan sıvanmış tabaka ile esas malzeme ara yüzeyinde yer alan sert parçacıklar kayma gerilmesi altında kırılarak söz konusu gevrek tabakada çatlak oluşumuna yol açmaktadır. Çatlakların büyüyerek birleşmesi sonucunda bu tabaka kısmi olarak parçalanmakta ve bunun sonucunda yassı biçiminde büyük boyutlu aşınma parçacıkları oluşmaktadır. Nitekim EDS analizleri yassı biçimdeki parçacıkların kimyasal bileşiminin sıvama tabakasının kimyasal bileşimi ile hemen hemen aynı olduğunu gösterdi (Şekil 45-46). Bu parçacıklardan bir kısmı ise temas yüzeyleri arasında yuvarlanırken kırılarak toz biçiminde parçalara ayrılmaktadır [93, 94]. Diğer taraftan dövülmüş durumdaki numunelerin yüzeylerinde oluşan sıvanmış tabakanın aynı alaşımın homojenize edilmiş durumuna göre daha belirgin bir görünüm sahip olduğu ve aşınma parçacıklarının boyutunun nispeten arttığı gözlemlendi. Bu gözlem dövülmüş durumdaki alaşımların sünekliklerinde meydana gelen artışa dayandırılarak açıklanabilir. Numunelerin süneklik değerlerindeki artış transfer olan aşınma parçacıklarının numune yüzeyine sıvanmasını kolaylaştırmakta ve böylece sıvama tabakasının belirginleşmesine yol açmaktadır. Ancak yukarıda ifade edildiği gibi sıvama tabakası belirli bir kalınlığa ulaştığında kırılarak büyük boyutlu aşınma parçacıklarının oluşumuna neden olmaktadır [11, 90, 95].

5. SONUÇLAR

Bu çalışmada çok yönlü dövme işleminin çinko ve bakır içeren Al-7Si esaslı alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi sistematik bir biçimde incelenmiştir. Bu incelemeler sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. İkili Al-7Si alaşımının içyapısı α -Al dendritleri ve dendritler arası bölgelerde yer alan ötektik dönüşüm ürünü silisyum parçacıklarından oluşmaktadır. Söz konusu alaşıma katılan %4 oranındaki çinko α -Al fazı içerisinde tamamen çözünmektedir. Ayrıca çinko katkısı içyapıda ötektik silisyumların yanı sıra iri (birincil) silisyum parçacıklarının oluşumuna da yol açmaktadır. Üçlü Al-7Si-4Zn alaşımına katılan %3 oranındaki bakır ise söz konusu alaşımın içyapısında alüminyumca zengin θ fazını oluşturmaktadır.
2. Homojenizasyon ısıl işlemi alaşımların dendritik yapısını ortadan kaldırmakta ve silisyum parçacıklarının yapı içerisine nispeten homojen olarak dağılmasına yol açmaktadır.
3. Çok yönlü dövme işlemi alaşımların içyapısında bulunan silisyum ve θ fazına ait parçacıkların parçalanmasına diğer bir ifadeyle en/boy oranlarının artmasına yol açmaktadır. Çevrim sayısı artıkça söz konusu parçacıkların en/boy oranı artmakta ve bu parçacıklar yapı içerisine nispeten homojen bir biçimde dağılmaktadır.
4. Dövülmüş alaşımlar çekme gerilmeleri altında nispeten deformasyon sertleşmesinden bağımsız bir davranış sergilemekte ve bunların homojen deformasyon bölgesi genişlemektedir.
5. Çok yönlü dövme işleminden sonra alaşımların akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerleri artmaktadır. Ancak ikili ve üçlü alaşımlar en yüksek akma ve çekme dayanımlarını bir çevrimden, dördü alaşımlarda ise iki çevrimden sonra sergilemektedir. Dövülmüş tüm alaşımların süneklik değerleri ise artan çevrim sayısı ile sürekli artmaktadır.
6. Dövme işlemi uygulanmış ikili ve üçlü alaşımların makro ve mikro sertlikleri bir çevrim sonunda en yüksek değerlerine ulaşmakta, daha sonraki çevrimlerde ise bu değerler çok az bir düşüş sergilemektedir. Dördü alaşımın bu değerleri ise artan çevrim sayısı ile sürekli azalmaktadır.
7. Çok yönlü dövme işleminin ikili ve üçlü alaşımların basma dayanımları üzerinde etkili olmamaktadır. Ancak iki ve üç çevrim dövme işlemi dördü alaşımın bu değerini yaklaşık 100 MPa düşürmektedir.

8. Homojenize edilmiş durumdaki alaşımların kırılma yüzeylerinin geniş düz yüzeyler ve bu yüzeyleri birbirinden ayıran tepelerden, dövme işlemine tabi tutulmuş numunelerin kırık yüzeylerinin ise tepelerle çevrilmiş nispeten dar görünümlü çukurlardan oluşmaktadır. Bu durum homojenize edilmiş alaşımların gevrek, dövülmüş durumdaki alaşımların ise sünek kırılma davranışı sergilediklerini göstermektedir.

9. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki alaşımlarda çatlak silisyum parçacıklarının α -Al matrisinden sıyrılması ve/veya kırılması sonucu oluşmakta ve genelde silisyumca zengin bölgelerden ilerleyerek alaşımların kırılmasına yol açmaktadır.

10. Dövülmüş durumdaki ikili, üçlü ve dördü alaşımlar 150 °C sıcaklığa kadar sertliklerini korumaktadır. Bu durum söz konusu alaşımların bu koşullarda termal kararlılığa sahip olduğunu göstermektedir. Üç çevrim dövme işlemi uygulanmış dördü alaşım ise termal kararlılığını 200 °C'ye kadar korumaktadır.

11. Bir ve iki çevrim dövülmüş durumdaki dördü yeni kristaller 200 °C de yaklaşık 30. dakikadan sonra oluşmaktadır. Ancak aynı alaşımın üç çevrim dövülmüş durumunda ise bu kristallerin oluşumunun tamamlandığı düşünülmektedir.

12. Sürtünme deneyine tabi tutulan alaşımların sürtünme katsayıları çalışmanın ilk aşamasında artmakta daha sonra azalarak dalgalı değişim sergiledikleri kararlı durumlarına ulaşmaktadır.

13. Alaşımların ortalama sürtünme katsayıları artan yük ile azalmakta hacim kayıpları ise artmaktadır. Ancak çok yönlü dövme işlemi alaşımların aşınma direncini düşürmektedir.

14. Aşınma deneyine tabi tutulan alaşımların yüzeylerinde sıvama tabakası oluşmakta ve soyulmalar meydana gelmektedir. Diğer taraftan sıvama tabakaları yüksek oranda oksit içermektedir. Bu durum söz konusu alaşımlarda sıvanmanın yanı sıra oksidasyon ve soyulmanın da etkin mekanizmalar olduğunu göstermektedir.

15. Aşınma deneyi sonucunda büyük boyutlu yassı ve irili ufaklı toz biçiminde aşınma parçacıkları oluşmaktadır. Yassı biçimindeki parçaların sıvama tabakasının soyulması, toz biçimindeki parçacıkların ise yassı biçimdeki parçacıkların temas yüzeyleri arasında yuvarlanırken parçalara ayrılması sonucunda oluştuğu düşünülmektedir.

6. ÖNERİLER

Çalışmanın yürütülmesi sırasında belirlenen ve ileriye yönelik yapılması planlanan araştırmalara ilişkin öneriler aşağıda verilmiştir.

1. Çok yönlü dövme işleminde deformasyon hızı ve sıcaklık gibi işlem parametrelerinin söz konusu alaşımların yapı ve özelliklerine etkisi incelenebilir.
2. Çevrim sayısı artırılarak söz konusu malzemelerin şekillendirilebilirlik özellikleri araştırılabilir.
3. Sıcak dövme işleminin ardından ısı işlem ve soğuk dövmeden oluşan bütünleşik işlemlerin söz konusu alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi incelenebilir.
4. Bu alaşımlarda meydana geldiği düşünülen dinamik yeniden kristalleşme TEM ve EBSD çalışmaları ile açıklığa kavuşturulabilir.
5. Bakır katkısının alaşımların termal kararlılık davranışına etkisi geniş bir çalışmayla aydınlatılabilir.

7. KAYNAKLAR

1. Gruzleski, J.E. ve Closset, B., Illinois, USA, The treatment of liquid aluminum-silicon alloys, American Foundrymen's Society, (1990) 1-35.
2. Cole, G.S. ve Sherman, A.M., Light weight materials for automotive applications, Materials Characterization, 35,1 (1995) 3-9.
3. Ye, H., An overview of the development of Al-Si-Alloy based material for engine applications, Journal of Materials Engineering and Performance, 12,3 (2003) 288-297.
4. Nikanorov, S., Volkov, M., Gurin, V., Burenkov, Y.A., Derkachenko, L., Kardashev, B., Regel, L., Wilcox, W., Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt, Materials Science and Engineering: A , 390,1-2 (2005) 63-69.
5. Cui, C., Schulz, A., Matthaei-Schulz, E. ve Zoch, H., Characterization of silicon phases in spray-formed and extruded hypereutectic Al-Si alloys by image analysis, Journal of Materials Science, 44,18 (2009) 4814-4826.
6. Dwivedi, D.K., Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview, Materials & Design (1980-2015), 31,5 (2010) 2517-2531.
7. Alemdağ, Y., Beder, M., Dry sliding wear properties of Al-7Si-4Zn-(0-5) Cu alloys, Journal of the Balkan Tribological Association,21 (2015) 154-165.
8. Gupta, M., Ling, S.J., Microstructure and mechanical properties of hypo/hyper-eutectic Al-Si alloys synthesized using a near-net shape forming technique, Journal of Alloy and Compounds, 287,1-2 (1999) 284-294.
9. 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.
10. Basavakumar, K., Mukunda, P., Chakraborty, Dry sliding wear behaviour of Al-12Si and Al-12Si-3Cu cast alloys, Material and Design, 30,4 (2009) 1258-1267.
11. Torabian, H., Pathak, J. ve Tiwari, S., Wear characteristics of Al-Si alloys, Wear, 172,1 (1994) 49-58.
12. Prasad, B., Venkateswarlu, K., Modi, O., Jha, A., Das, S., Dasgupta, R., Yegneswaran, A., Sliding wear behavior of some Al-Si alloys: Role of shape and size of Si particles and test conditions, Metallurgical and Materials Transactions A 29,11 (1998) 2747-2752.

13. Raghavan, V., Al-Si-Zn (Aluminum-Silicon-Zinc), Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 28,2 (2007) 197-197.
14. Zeren, M., Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys, Journal of Materials Processing Technology, 169,2 (2005) 292-298.
15. Tiryakioğlu, M., Si particle size and aspect ratio distributions in an Al-7%Si-0.6%Mg alloy during solution treatment, Materials Science and Engineering: A, 473,1 (2008) 1-6.
16. Zedan, Y., Samuel, F.H., Samuel, A.M. ve Doty, H.W., Effects of Fe intermetallics on the machinability of heat-treated Al-(7-11)% Si alloys, Journal of Materials Processing Technology, 210,2 (2010) 245-257.
17. Alemdağ, Y. ve Savaşkan, T., Mechanical and tribological properties of Al-40Zn-Cu alloys, Tribology International, 42,1 (2009) 176-182.
18. Kori, S.A., Murty, B.S. ve Chakraborty, M., Development of an efficient grain refiner for Al-7Si alloy and its modification with strontium, Materials Science and Engineering: A, 283,1 (2000) 94-104.
19. Rathod, N., Manghani, J., Effect of modifier and grain refiner on cast Al-7Si aluminum alloy: A review, International Journal Of Emerging Trends In Engineering 5,2 (2012) 574-582.
20. Fatahalla, N., Hafiz, M. ve Abdulkhalek, M., Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb and Sr, Journal of Materials Science 34,14 (1999) 3555-3564.
21. 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.
22. 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.
23. 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.
24. 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.

25. Zhang, Z.X., Qu, S.J., Feng, A.H., Hu, X. ve Shen, J., Microstructural mechanisms during multidirectional isothermal forging of as-cast Ti-6Al-4V alloy with an initial lamellar microstructure, Journal of Alloys and Compounds, 773 (2019) 277-287.
26. 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).
27. 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, 2017, 877: 371-379.
28. Savaşkan, T., Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Sekizinci Baskı, İstanbul, 2017.
29. Warmuzek, M., Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs, ASM international, 2004.
30. Tavitias-Medrano, F., Mohamed, A., Gruzleski, J., Samuel, F. ve Doty, H.J., Precipitation-hardening in cast Al-Si-Cu-Mg alloys, Materials Science, 45,3 (2010) 641-651.
31. Zhang, L., Jiang, Y., Ma, Z., Shan, S., Jia, Y., Fan, C. ve Wang, W., Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy, Journal of Materials Processing Technology, 207,1-3 (2008) 107-111.
32. Jimenez, A., Morina, A., Neville, A. ve Bermudez, M., Part J: Journal of Engineering Tribology, Surface interactions and tribochemistry in boundary lubrication of hypereutectic aluminium—silicon alloys, Journal of Engineering Tribology, 223,3 (2009) 593-601.
33. Samuel, A.M., Gauthier, J. ve Samuel, F.H., Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al₂Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment, Metallurgical and Materials Transactions A, 27,7 (1996) 1785-1798.
34. Sjölander, E. ve Seifeddine, S., The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys, Journal of Materials Processing Technology, 210,10 (2010) 1249-1259.
35. Zhang, D.L., Zheng, L.H. ve StJohn, D.H., Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al-7wt.%Si-0.3wt.%Mg alloy, Journal of Light Metals, 2,1 (2002) 27-36.
36. Basavakumar, K.G., Mukunda, P.G. ve Chakraborty, M., Influence of grain refinement and modification on microstructure and mechanical properties of Al-7Si and Al-7Si-2.5Cu cast alloys, Materials Characterization, 59,3 (2008) 283-289.
37. 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.

38. Tański, T., Dobrzański, L., Maniara, R., Microstructures of Mg-Al-Zn and Al-Si-Cu cast alloys, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 38,1 (2010) 64-71.
39. Lee, Y.C., Dahle, A.K., StJohn, D.H. ve Hutt, J.E.C., The effect of grain refinement and silicon content on grain formation in hypoeutectic Al-Si alloys, Materials Science and Engineering: A, 259,1 (1999) 43-52.
40. Xu, C., Yang, Y., Wang, H. ve Jiang, Q., Effects of modification and heat-treatment on the abrasive wear behavior of hypereutectic Al-Si alloys, Jornal of Materials Science, 42,15 (2007) 6331-6338.
41. García-Infanta, J.M., Swaminathan, S., Zhilyaev, A.P., Carreño, F., Ruano, O.A. ve McNelley, T.R., Microstructural development during equal channel angular pressing of hypo-eutectic Al-Si casting alloy by different processing routes, Materials Science and Engineering: A, 485,1-2 (2008) 160-175.
42. García-Infanta, J.M., Zhilyaev, A.P., Cepeda-Jiménez, C.M., Ruano, O.A. ve Carreño, F., Effect of the deformation path on the ductility of a hypoeutectic Al-Si casting alloy subjected to equal-channel angular pressing by routes A, BA, BC and C, Scripta Materialia, 58,2 (2008) 138-141.
43. Gutierrez-Urrutia, I., Muñoz-Morris, M.A. ve Morris, D.G., Contribution of microstructural parameters to strengthening in an ultrafine-grained Al-7% Si alloy processed by severe deformation, Acta Materialia, 55,4 (2007) 1319-1330.
44. Kim, J.-C., Nishida, Y., Arima, H. ve Ando, T., Microstructure of Al-Si-Mg alloy processed by rotary-die equal channel angular pressing, Materials Letters, 57,11 (2003) 1689-1695.
45. Ma, A., Saito, N., Takagi, M., Nishida, Y., Iwata, H., Suzuki, K., Shigematsu, I. ve Watazu, A., Effect of severe plastic deformation on tensile properties of a cast Al-11mass% Si alloy, Materials Science and Engineering: A, 395,1-2 (2005) 70-76.
46. Szczygiel, P., Roven, H.J. ve Reiso, O., Annealing of Al-Si alloys after equal-channel angular pressing, Materials Science and Engineering: A, 493,1-2 (2008) 202-206.
47. Ma, A., Suzuki, K., Saito, N., Nishida, Y., Takagi, M., Shigematsu, I., Iwata, H., Impact toughness of an ingot hypereutectic Al-23 mass% Si alloy improved by rotary-die equal-channel angular pressing, Materials Science and Engineering: A, 399,1-2 (2005) 181-189.
48. Alemdağ, Y., Pürçek, G. ve Beder, M., Effect of age hardening on the wear behaviour of the Al-7Si-4Zn-3Cu alloy. 1st International Conference on Tribology (TURKEYTRIB'15) 7-9 October 2015, Yıldız Technical University, Istanbul - TURKEY.

49. Kucukomeroglu, T., Effect of equal-channel angular extrusion on mechanical and wear properties of eutectic Al–12Si alloy, Materials & Design, 31,2 (2010) 782-789.
50. Sarkar, A.D. ve Clarke, J., Friction and wear of aluminium-silicon alloys, Wear, 61,1 (1980) 157-167.
51. Sarkar, A., Wear of aluminium-silicon alloys, Wear, 31,2 (1975) 331-343.
52. Yasmin, T., Khalid, A.A. ve Haque, M., Tribological (wear) properties of aluminum–silicon eutectic base alloy under dry sliding condition, Jornal of Materials Processing Technology, 153 (2004) 833-838.
53. Anasyida, A., Daud, A., Ghazali, M., M., Dry sliding wear behaviour of Al-4Si-4Mg alloys by addition of cerium, International Journal of Mechanical and Materials Engineering, 4,2 (2009) 127-130.
54. Mohamed, A., Samuel, A., Samuel, F., Doty, H., Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al–10.8% Si cast alloy, Materials and Design, 30,10 (2009) 3943-3957.
55. Hegde, S. ve Prabhu, K.N., Modification of eutectic silicon in Al–Si alloys, Journal of Materials Science, 43,9 (2008) 3009-3027.
56. Dwivedi, D., Arjun, T., Thakur, P., Vaidya, H. ve Singh, K., Sliding wear and friction behaviour of Al–18% Si–0.5% Mg alloy, Journal of Materials Processing Technology, 152,3 (2004) 323-328.
57. Savaşkan, T., 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, 496,1-2 (2008) 517-523.
58. Gao, N., Wang, C.T., Wood, R.J.K. ve Langdon, T.G., Tribological properties of ultrafine-grained materials processed by severe plastic deformation, Journal of Materials Science, 47,12 (2012) 4779-4797.
59. Valiev, R.Z., Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation, Prog. Mater. Sci., 45 (2000) 103-189.
60. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D., Micari, F., Lahoti, G., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N. ve Rosochowski, A.J., Severe plastic deformation (SPD) processes for metals, CIRP Annals 57,2 (2008) 716-735.
61. Rosochowski, A., Processing metals by severe plastic deformation, Solid State Phenomena, 101 (2005) 13-22.
62. Zhu, Q.F., Li, L., Ban, C.Y., Zhao, Z.H., Zuo, Y.B., 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.

63. 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.
64. 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.
65. 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.
66. Djavanroodi, F., Ebrahimi, M. ve Nayfeh, J.F., Tribological and mechanical investigation of multi-directional forged nickel, Sci Rep, 9,1 (2019) 241.
67. Kapoor, R., Sarkar, A., Yogi, R., Shekhawat, S.K., Samajdar, I. ve Chakravarty, J.K., Softening of Al during multi-axial forging in a channel die, Materials Science and Engineering: A, 560 (2013) 404-412.
68. 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.
69. Miura, H., Kobayashi, M., Aoba, T., Aoyama, H. ve Benjanarasuth, T., An approach for room-temperature multi-directional forging of pure titanium for strengthening, Materials Science and Engineering: A, 731 (2018) 603-608.
70. Nakao, Y. ve Miura, H., Nano-grain evolution in austenitic stainless steel during multi-directional forging, Materials Science and Engineering: A, 528,3 (2011) 1310-1317.
71. 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.
72. Takayama, A., Yang, X., Miura, H. ve Sakai, T., Continuous static recrystallization in ultrafine-grained copper processed by multi-directional forging, Materials Science and Engineering: A, 478,1-2 (2008) 221-228.
73. 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.
74. 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.

75. Khani Moghanaki, S., Kazeminezhad, M. ve Logé, R., Recrystallization behavior of multi-directionally forged over-aged and solution treated Al-Cu-Mg alloy during non-isothermal annealing, Materials & Design, 132 (2017) 250-256.
76. 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 (2016) 89-96.
77. Alemdağ, Y., Beder, M., , Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si-(0-5) Zn alloys, Journal of Materials and Design 63 (2014) 159-167.
78. Bay, B. ve Hansen, N., Initial stages of recrystallization in aluminum of commercial purity, Metallurgical Transactions A, 10,3 (1979) 279-288.
79. Drury, M.R. ve Urai, J.L., Deformation-related recrystallization processes, Tectonophysics, 172,3 (1990) 235-253.
80. 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.
81. Huang, K. ve Logé, R.E., A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials, Materials & Design, 111 (2016) 548-574.
82. 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.
83. 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.
84. Fang, D.R., Zhang, Z.F., Wu, S.D., Huang, C.X., Zhang, H., Zhao, N.Q. ve Li, J.J., Effect of equal channel angular pressing on tensile properties and fracture modes of casting Al-Cu alloys, Materials Science and Engineering: A, 426,1-2 (2006) 305-313.
85. Vaughan, D., Grain boundary precipitation in an Al-Cu alloy, Acta Metallurgica, 16,4 (1968) 563-577.
86. Miao, W., Laughlin, D., Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022, Metallurgical and Materials Transactions A, 31,2 (2000) 361-371.
87. Murayama, M., Hono, K., Miao, W., Laughlin, D., The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si, Metallurgical and Materials Transaction A, 32,2 (2001) 239-246.

88. Prados, E.F., Sordi, V.L. ve Ferrante, M., The effect of Al₂Cu precipitates on the microstructural evolution, tensile strength, ductility and work-hardening behaviour of a Al-4wt.% Cu alloy processed by equal-channel angular pressing, Acta Materialia, 61,1 (2013) 115-125.
89. Clarke, J. ve Sarkar, A., Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys, Wear, 54,1 (1979) 7-16.
90. 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.
91. Dey, S., Perry, T. ve Alpas, A., Micromechanisms of low load wear in an Al-18.5% Si alloy, Wear, 267,1-4 (2009) 515-524.
92. Bai, B.P. ve Biswas, S., Mechanism of wear in dry sliding of a hypoeutectic aluminum alloy, Journal of Lubrication Engineering, 43,1 (1987) 57-61.
93. Wilson, S. ve Alpas, A., Thermal effects on mild wear transitions in dry sliding of an aluminum alloy, Wear, 225 (1999) 440-449.
94. Mahato, A., Perry, T.A., Jayaram, V. ve Biswas, S., Pressure and thermally induced stages of wear in dry sliding of a steel ball against an aluminium-silicon alloy flat, Wear, 268,9-10 (2010) 1080-1090.
95. Li, X. ve Tandon, K., Mechanical mixing induced by sliding wear of an Al-Si alloy against M2 steel, Wear, 225 (1999) 640-648.

ÖZGEÇMİŞ

Sadun KARABIYIK 1994 yılında Karabük'te doğdu. 2012 yılında 75. Yıl Karabük Anadolu Lisesini bitirdi. 2016 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden Makine Mühendisi unvanı ile mezun oldu. Aynı yıl Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı. Ocak 2018'de Karadeniz Teknik Üniversitesi tarafından Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme Anabilim Dalı'na araştırma görevlisi olarak atandı. Halen bu görevine devam etmekte olan Sadun KARABIYIK iyi derecede İngilizce bilmektedir.

