

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**





KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :

Trabzon

ÖNSÖZ

Al-Si-Mg alaşımları hafifliğin önemli olduğu motor gömleği, piston kolu ve jant gibi bazı parçaların imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Söz konusu alaşımların performanslarının iyileştirilmesi için yapılan çalışmalar günümüzde de devam etmektedir. Genel olarak bu çalışmalar kapsamında alaşımlama, ısıl işlem, modifikasyon ve tane inceltme veya bunların kombinasyonları ele alınmaktadır. Bu çalışmalar sonucunda bir miktar performans artışı sağlanmış olsa da istenilen düzeylere henüz ulaşamamıştır. Örneğin, düşük süneklığe sahip bu alaşımların geleneksel deformasyon yolu ile şekillendirilmelerinde kırılma, çatlama gibi bazı sorunlarla karşılaşmaktadır. Ancak son yıllarda geleneksel yöntemlerin dışında geliştirilen ve aşırı plastik deformasyon içeren bazı proseslerle (eşkanallı açısız ekstrüzyon, yüksek basınç altında burma, çok yönlü dövme gibi) Al-Si alaşımlarının hem mekanik hem de süneklik özellikleri geliştirilebilmektedir. Söz konusu prosesler arasında çok yönlü dövme işlemi endüstriyel açıdan daha konvansiyonel bir proses olarak ön plana çıkmaktadır. Bu durum söz konusu prosesin büyük boyutlu parçalara düşük kapasiteli preslerle uygulanabilmesinden, kalıp ve takım maliyetlerinin düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Nitekim yapılan pek çok çalışma belirli süneklikteki malzemelerin endüstriyel boyutta çok yönlü dövme yöntemi ile proses edilebileceğini göstermektedir. Ancak bu prosesin Al-Si alaşımları gibi gevrek malzemelere uygulanması hususunda sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. Özellikle tribolojik amaçlı kullanılan bu malzemelerin dövme işlemi sonrasında mekanik ve tribolojik özelliklerinin yeterli ölçüde incelenmediği göze çarpmaktadır. Bu nedenle bu çalışmada hem sıcak hem de soğuk çok yönlü dövme işleminin ticari bir malzeme olan Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik bir biçimde incelenmesi amaçlanmaktadır.

Bu çalışmanın yürütülmesindeki katkılarından dolayı başta danışman hocam Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ'a, Prof. Dr. Genççağ PÜRÇEK'e, Doç. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU'na Arş. Gör. Sadun KARABIYIK'a, Arş. Gör. Yaşar SERT'e, laboratuvarlarımızdaki teknisyenlere, aileme ve arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Mustafa ATMACA
Trabzon, 2021

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Çok Yönlü Dövme İşleminin Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr Alaşımının Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ’ın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri kendim topladığımı, deneyleri ve analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 19/10/2021

Mustafa ATMACA

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VI
SUMMARY	VII
ŞEKİLLER DİZİNİ	VIII
TABLolar DİZİNİ.....	XI
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Magnezyum ve /veya Stronsiyum İçeren Al-Si Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri	4
1.3. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik ve Tribolojik Özellikleri.....	6
1.4. Çok Yönlü Dövme Yöntemi.....	9
1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	10
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	12
2.1. Alaşımın Üretimi, Kimyasal Analizi ve Yoğunluğunun Belirlenmesi.....	12
2.2. Çok Yönlü Dövme Deneyleri	14
2.3. Alaşımın Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi	15
3. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	19
3.1. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular.....	19
3.2. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	24
3.3. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular	31
3.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular	34
4. SONUÇLAR.....	44
5. ÖNERİLER	46
6. KAYNAKLAR.....	47
ÖZGEÇMİŞ	

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

ÇOK YÖNLÜ DÖVME İŞLEMİNİN Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr ALAŞIMININ YAPI,
MEKANİK VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Mustafa ATMACA

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ
2021, 56 Sayfa

Bu çalışmada sıcak ardından da soğuk durumda uygulanan çok yönlü dövme işleminin Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi incelendi. İlgili alaşım kokil kalıba döküm yöntemiyle üretildi. Çok yönlü dövme işleminden sonra alaşımın dendritik yapısının ortadan kalktığı, silisyum parçacıklarının yanı sıra sert fazların kırılarak yapı içerisine nispeten homojen bir biçimde dağıldığı gözlemlendi. Dövme çevrim sayısı arttıkça parçacıkların dağılımındaki homojenliğin arttığı görüldü. Çok yönlü dövülen alaşımın akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerlerinin arttığı, basma dayanımının ise azaldığı belirlendi. Alaşımın sertlik ve α -fazının mikrosertlik değerlerinin bir çevrim çok yönlü dövme işleminden sonra en yüksek değerine ulaştığı bu çevrim sayısından sonra azaldığı görüldü. Sıcak dövme işlemlerinin ardından uygulanan bir çevrim soğuk dövme işleminin alaşımın akma, çekme ve basma dayanımları ile sertliğini artırdığı, sünekliğini ise düşürdüğü belirlendi. Diğer taraftan dövme işleminden sonra alaşımın sürtünme katsayısının arttığı ve aşınma direncinin azaldığı gözlemlendi. Sıcak dövme işleminin ardından uygulanan soğuk dövme işleminin ise alaşımın aşınma kaybını nispeten artırdığı görüldü. Hem homojenize edilmiş hem de dövülmüş alaşımın kuru durumdaki aşınma mekanizmasının adezyon, delaminasyon ve abrazyondan oluştuğu ancak, adezyon ve delaminasyonun daha etkin olduğu gözlemlendi.

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-9Si-0,6Mg-0,1Sr ALLOY

Mustafa ATMACA

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Dr. Yasin ALEMDAĞ
2021, 56 Pages

In this study, the effect of multidirectional forging applied in firstly hot and then cold conditions on microstructure, mechanical and tribological properties of the Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alloy was investigated. The alloy was synthesised by the permanent mould casting. It was seen that the dendritic structure of the alloy was eliminated, the hard phases as well as the silicon particles were broken and dispersed homogeneously in microstructure of the alloy with multidirectional forging. It was also seen that homogenous distribution of the hard particles increased with increasing forging cycle. The yield and tensile strength and elongation values of the alloy increased with forging cycle, while the compressive strength decreased. On the other hand, the hardness and microhardness of the alloy reached the highest value after one cycle of multidirectional forging and then decreased with repeating cycles. The cold forging subjected after hot forging resulted an increase in hardness, yield, tensile and compression strengths of the alloy, but it decreased alloy's ductility. The friction coefficient and wear loss of the alloy increased after forging. The cold forging relatively reduced the wear resistance of the hot forged alloy. Dry wear mechanism of the alloy in all states was observed to be adhesion, delamination and abrasion, but adhesion and delamination were more effective mechanisms.

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

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1	İkili alüminyum-silisyum faz diyagramı	5
Şekil 2.	(a, d, g) Ötektik altı, (b, e, h) ötektik ve (c, f, ı) ötektik üstü Al-Si alaşımlarından bazılarının içyapılarını gösteren optik mikroskop fotoğrafları	6
Şekil 3.	Alaşımın üretiminde kullanılan çelik kalıbın teknik resmi.....	13
Şekil 4.	Dövme kalıbının ve bir çevrim çok yönlü dövme işleminin şematik gösterimi	15
Şekil 5	Yapısal, mekanik ve tribolojik incelemelerde kullanılan numunelerin dövme işlemine tabi tutulmuş bir parça üzerinden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim	17
Şekil 6.	Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin şematik gösterimi	18
Şekil 7.	Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısının a) OM ve b) SEM görüntüleri	19
Şekil 8.	Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş alaşımın XRD deseni	20
Şekil 9.	a) Bir çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri.....	21
Şekil 10.	a) İki çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri.....	22
Şekil 11.	a) Üç çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri.....	22
Şekil 12.	a) Dört çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri.....	22
Şekil 13.	a) Beş çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri.....	23
Şekil 14.	Homojenize edilmiş, bir ve beş çevrim sıcak ardından da bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın XRD desenleri.....	23

Şekil 15.	Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının, a) 24 saat homojenize, b) bir çevrim, c) bir çevrim ardından bir çevrim soğuk, d) beş çevrim, e) beş çevrim ardından bir çevrim soğuk dövülmüş durumlarına ait elemental dağılım haritaları.....	24
Şekil 16.	Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının homojenize edilmiş ve farklı çevrim sayılarında çok yönlü sıcak dövülmüş durumlarına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri	26
Şekil 17.	Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının farklı çevrim sayılarında sıcak ardından da bir çevrim soğuk dövülmüş durumlarına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri.....	26
Şekil 18.	Homojenize edilmiş ve çok yönlü sıcak dövme işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin çevrim sayısına göre değişimini ve bir çevrim soğuk dövme işleminin bu özelliklere etkisini gösteren eğriler	29
Şekil 19.	Sıcak dövme işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının sertlik, mikrosertlik ve basma dayanımı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimini ve bir çevrim soğuk dövme işleminin bu özelliklere etkisini gösteren eğriler.....	30
Şekil 20.	Homojenize edilmiş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının kırılma yüzeylerinin a) dikey kesitinin OM ve b) enine kesitinin SEM görüntüleri.....	32
Şekil 21.	Bir çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzlerinin (a, c) dikey kesitinin OM ve (b, d) enine kesitinin SEM görüntüleri.....	32
Şekil 22.	Üç çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzlerinin (a, c) dikey kesitinin OM ve (b, d) enine kesitinin SEM görüntüleri.....	33
Şekil 23.	Beş çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzlerinin (a, c) dikey kesitinin OM ve (b, d) enine kesitinin SEM görüntüleri.....	34
Şekil 24.	Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,1Sr-0,6Mg alaşımının sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler	36
Şekil 25.	Homojenize edilmiş ve sıcak ve ardından bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımın ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının uygulanan çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren eğriler	37

Şekil 26.	Homojenize edilmiş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeyini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri.....	38
Şekil 27.	a) Bir çevrim sıcak b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	38
Şekil 28.	a) Üç çevrim sıcak b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	39
Şekil 29.	a) Beş çevrim sıcak b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	39
Şekil 30.	Homojenize edilmiş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	40
Şekil 31.	a) Bir çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri.....	40
Şekil 32.	a) Üç çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri	41
Şekil 33.	a) Beş çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri.....	41
Şekil 34.	Homojenize edilmiş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri	42
Şekil 35.	a) Bir çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri	42
Şekil 36.	a) Üç çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri	43
Şekil 37.	a) Beş çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri	43

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Al-Si Alaşımlarından Bazılarının Sertlik, Çekme Dayanımı ve Kopma Uzaması Değerleri	8
Tablo 2. Alaşımın Kimyasal Bileşimi ve Yoğunluğu	13
Tablo 3. Alaşımda Görülen Fazların Kimyasal Bileşimleri.....	20
Tablo 4. Homojenize Edilmiş ve Çok Yönlü Dövlmüř Alaşımların Mekanik ve Süneklik Değerleri	28

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Alüminyum-silisyum (Al-Si) alaşımları otomotiv ve havacılık sanayinde oldukça geniş bir kullanım alanına sahiptir [1, 2]. Endüstriyel uygulamalar için alüminyum silisyum alaşımlarının tercih sebepleri söz konusu alaşımların yüksek özgül mukavemete sahip olmaları, iyi dökülebilirlik, işlenebilirlik, kaynak kabiliyeti ve düşük ısıl iletkenlikleri gibi özelliklerinden ileri gelmektedir [2, 3]. Bu özelliklerinden dolayı Al-Si alaşımları motor bloğu, silindir gömleği ve otomobil jantı gibi bazı parçaların imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır [3].

Al-Si alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü alaşımlar olmak üzere sınıflandırılmaktadırlar [3]. Ötektik altı alaşımlar %12 oranından daha az silisyum içeren alaşımlar olarak tanımlanmaktadır [3,4]. Ötektik Al-Si alaşımları ise yaklaşık %12 oranında, ötektik üstü Al-Si alaşımları ise %12'den daha fazla silisyum içermektedir [4]. Al-Si alaşımlarının içyapıları genel olarak ötektik dönüşüm sonucu meydana gelen lamel biçiminde ve doğrudan katılaşma sırasında oluşan blok biçiminde silisyum parçacıklarından oluşmaktadır. Nitekim ötektik altı Al-Si alaşımlarının içyapıları, birincil Al dendritleri arasındaki bölgelerde yer alan lamel biçimindeki silisyumlardan, ötektik bileşime sahip Al-Si alaşımlarının içyapıları tamamen lamel biçimindeki Al-Si faz karışımından, ötektik üstü Al-Si alaşımlarının içyapıları ise Al matrisi içerisine dağılmış lamel ve blok biçimindeki silisyum parçacıklarından oluşmaktadır [4, 5].

Silisyum oranının, dağılımının ve şeklinin Al-Si alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerini önemli ölçüde etkilediği bilinmektedir [4, 5]. Artan silisyum oranı ile birlikte söz konusu alaşımların sertliklerinin sürekli arttığı ancak %12 silisyum oranına ulaştıktan sonra çekme dayanımlarının düşmeye başladığı görülmüştür [6]. Sertlik artışı sert ve gevrek silisyum fazının artan silisyum oranı ile artmasına çekme dayanımındaki ve süneklikteki düşüş ise bu parçacıkların ana matris içerisinde çatlak oluşturma eğilimine dayandırılarak açıklanmaktadır [4, 5]. Al-Si alaşımlarının tribolojik özelliklerinin silisyum oranı ile değişimi yapılan birçok çalışmaya rağmen halen tartışma konusudur [7-14].

Şöyle ki, ötektik üstü alaşımların ağır yük ve yüksek kayma hızlarında diğer alaşımlara göre üstün tribolojik özellik sergilemesine karşın, bu alaşımların yapısında bulunan birincil silisyum parçacıklarının karşı yüzeyde abrazyon aşınmaya sebep olduğu belirtilmiştir [7, 13]. Bazı çalışmalarda ise homojen yapılarından ve yüksek çekme dayanımlarından dolayı ötektik bileşime sahip alaşımların diğerlerine göre üstün tribolojik davranış sergilediği gözlenmiştir [15]. Diğer taraftan aşınma sırasında kopan parçacıkların geniş Al tanelerinden dolayı yüzeye gömüldüğü bu durumun ise ötektik altı alaşımların aşınma direncini artırdığı ifade edilmiştir [6]. Tüm bu çalışmalar neticesinde genel olarak ötektik altı ve ötektik bileşime sahip alaşımların tribolojik uygulamalarda daha çok tercih edildiği, ancak şekillendirilebilme kabiliyetlerinden dolayı ötektik altı alaşımların bir adım öne çıktığı görülmektedir [7]. Ötektik altı alaşımlar içerisinde ise %7-9 oranında silisyumun yanı sıra düşük oranlarda magnezyum, bakır, çinko, mangan ve nikel içeren alaşımlar daha çok kullanılmaktadır [7, 16, 17].

Ötektik altı Al-Si alaşımlarının pek çok uygulama için yetersiz olan mekanik ve tribolojik özelliklerinin alaşım elementi katkısı ve ısıtma yolu ile geliştirilmesi ve bu alaşımların kullanım alanlarının artırılması için yapılan çalışmalar günümüzde de devam etmektedir [18-25]. Bu bağlamda söz konusu alaşıma demir, magnezyum, bakır, mangan, çinko ve nikel gibi alaşım elementleri katılmış ve üretilen alaşımların bazılarında ise çözündürme ve yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmıştır [7-9, 26-31]. Bu alaşım elementleri içerisinde düşük yoğunluğundan, Al içerisindeki belirli oranlardaki çözünürlüğünden ve alaşımı ısıtma işlemi uygun hale getirmesi açısından magnezyumun daha çok kullanıldığı göze çarpmaktadır [21, 25, 32-34]. Bu nedenle ötektik altı alaşımlara çeşitli oranda Mg katılmış, ancak Mg oranının belli bir oranı (%1) aşması durumunda oluşan Mg_2Si bileşiğinin çatlak oluşumunu ve ilerlemesini kolaylaştırdığı dolayısıyla alaşımların mukavemetini düşürdüğü belirlenmiştir [32, 33]. Bu nedenle ötektik altı alaşımlara yaklaşık %1'in altında Mg katkısı yapıldığı ve buna bağlı olarak bir seri Al-(7-9)Si-(0,3-0,6)Mg alaşımlarının geliştirildiği bunlar içerisinde ise %0,6 oranında Mg içeren alaşımların diğerlerine göre daha yüksek sertlik ve mukavemet değerleri sergilediği görülmüştür [21, 25, 33].

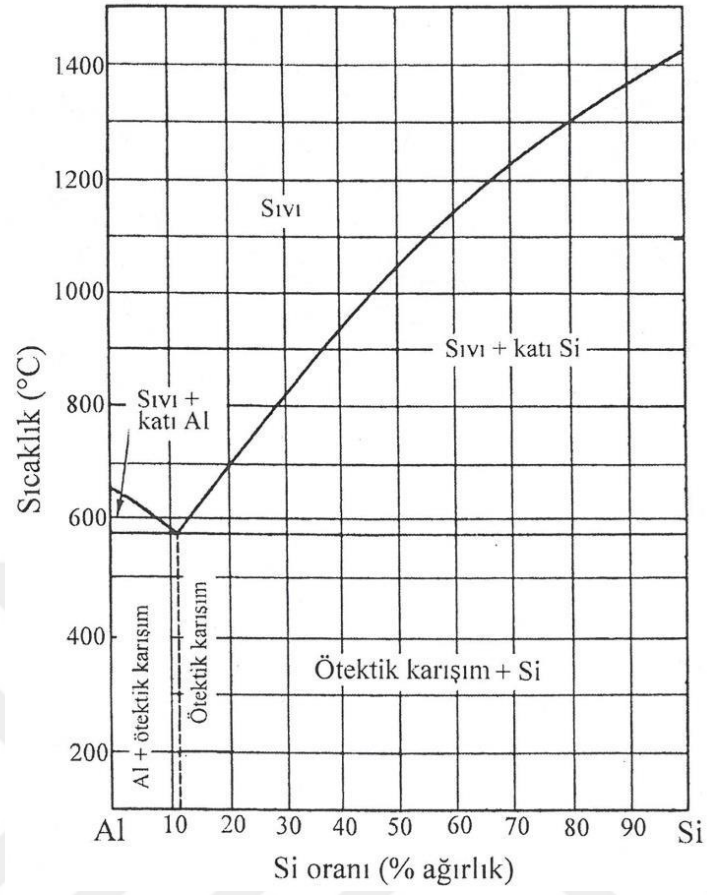
Alaşım elementi katkısı ve ısıtma dışında, Al tanelerinin inceltmesi ve Si parçacıklarının morfolojisinin değiştirilmesi yani bunların en/boy oranlarının bire yaklaştırılması ile mekanik ve nispeten tribolojik özelliklerinin iyileştirildiği görülmüştür [11, 35-37]. Tane inceltmek için söz konusu alaşımlara 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 [38-40]. Stronsiyum (Sr) ötektik silisyum parçacıklarının büyümesini engelleyerek onları nispeten küresel forma dönüştürmekte ve çatlak oluşturma eğilimlerini düşürmektedir. Ancak, Sr katkılarının belli oranları aşması durumunda Al-Si alaşımlarının dendritlerarası bölgelerinde Al_4Sr bileşiği oluşmakta ve bu bileşik söz konusu bölgelerde çatlak oluşumuna yol açarak mukavemeti düşürmektedir [38]. Bu nedenle Al-Si alaşımlarına yaklaşık %0,1 oranına kadar Sr katılmaktadır.

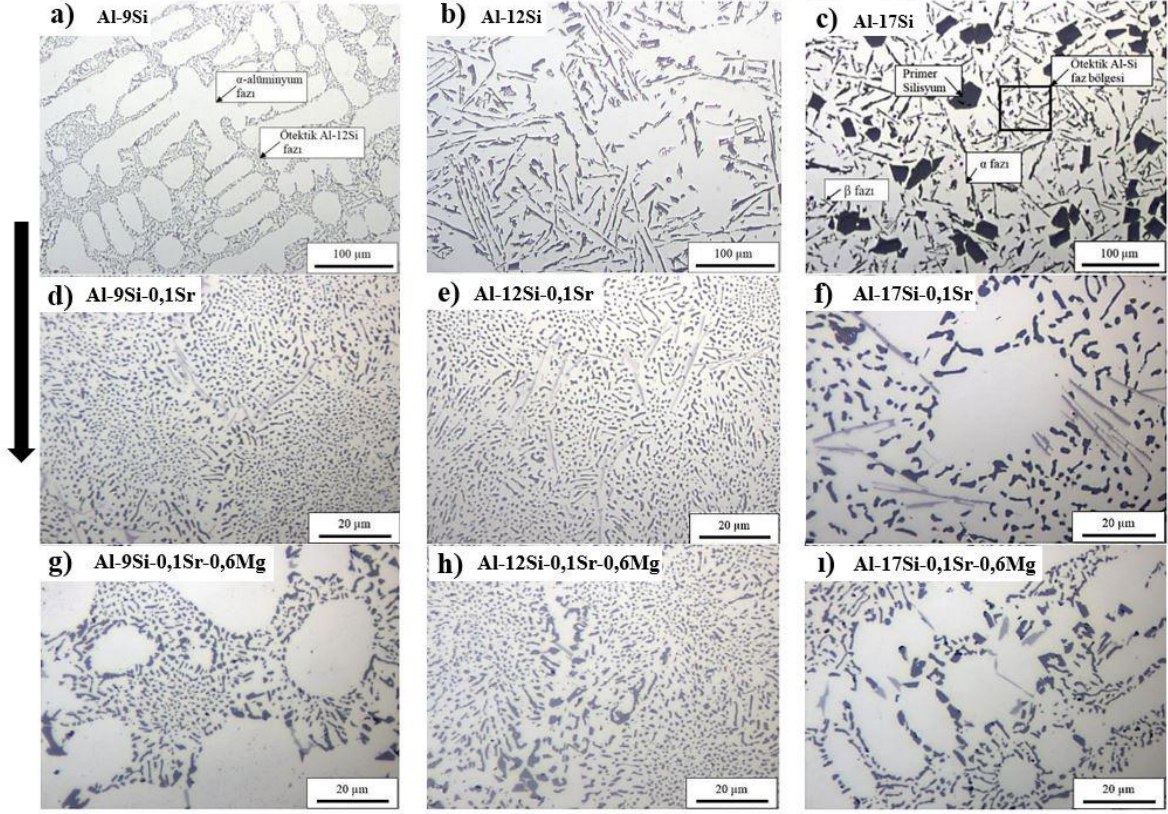
Gerek alaşımlama ve ısı işlem gerekse tane inceltici ve modifikasyon elementleri kullanarak mekanik özelliklerin belirli bir değerde iyileştirildiği ancak yeterli süneklik değerlerinin elde edilemediği belirlenmiştir [35, 38]. Düşük süneklik Al-Si alaşımlarından plastik deformasyon yoluyla parça yapımını zorlaştırmaktadır. Her iki özelliğinde aynı anda artırılabilen yöntemler üzerinde araştırmalar yapılmış ve bunlar arasında aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin ön plana çıktığı gözlenmiştir [41-45]. Nitekim, bazı Al-Si alaşımlarının eş kanallı açısız ekstrüzyon/basma (EKAE/B) yöntemi ile proses edilerek hem mekanik hem de süneklik özelliklerinin önemli oranda arttığı görülmüştür [46]. Ancak EKAE/B yöntemi ile küçük boyutlu parçaların proses edilebildiği, büyük boyutlu parçalar için çok yüksek kapasiteli preslere ve yüksek mukavemetli kalıplara ihtiyaç duyulduğu tespit edilmiştir. Bu durum maliyetlerin artmasına yol açtığı için söz konusu yöntemin endüstriyel boyutta uygulanabilirliğini kısıtlamıştır [47]. 1990'lı yılların başında ise büyük boyutlu parçaların düşük kapasiteli preslerle proses edilebildiği çok yönlü dövme (ÇYD/MDF) işlemi geliştirilmiştir [45]. Uygun sıcaklık ve deformasyon oranlarında gerçekleştirilen ÇYD ile alaşımların tane boyutunun inceltildiği homojen yapıya ulaşımlar üretildiği görülmüştür [48-51]. Nitekim son yıllarda bu yöntemin aşırı plastik deformasyon yöntemleri arasında ön plana çıktığı ve pek çok alaşımın bu yöntemle proses edildiği dikkat çekmektedir. Bu çalışmada ötektik altı alaşımlar içerisinde mekanik özellik bakımından öne çıkan ve ticari olarak da yaygın kullanılan Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımı ÇYD ile önce sıcak daha sonra soğuk dövülerek bu işlemlerin söz konusu alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi incelenmiştir.

1.2. Magnezyum ve /veya Stronsiyum İçeren Al-Si Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri

İkili Al-Si alaşımlarının ait faz diyagramı Şekil 1'de verilmiştir [52]. Bu faz diyagramında alüminyum ve silisyumun sıvı durumda birbiri içerisinde her oranda çözüldüğü katı durumda ise hiç çözünmediği görülmektedir. Söz konusu alaşım yaklaşık %12 Si oranında 577 °C ötektik dönüşüm sergilemektedir. Bu dönüşüm noktası esas alınarak Al-Si alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü olmak üzere üç ana gruba ayrılmaktadır [3]. Bu üç gruba ait alaşımların döküm halindeki optik mikroskop görüntüleri Şekil 2 (a-c)'de verilmiştir. Ötektik alaşımların içyapısı ötektik karışım ürünü alüminyum ve silisyumdan oluşmaktadır, Şekil 2b. Ötektik altı alaşımların içyapısı birincil Al-dendritleri ile dendritler arası bölgelerde yer alan ötektik karışımdan (Şekil 2a), ötektik üstü alaşımların içyapısının ise Al matrisi içerisinde dağılmış birincil ve ötektik silisyum parçacıklarından (Şekil 2c) meydana gelmektedir. Ötektik silisyumlar lamel, birincil silisyumların ise blok biçiminde bir morfoloji sergilemektedir. Söz konusu alaşıma Sr katıldığında Si parçacıkların küçüldüğü Şekil 2 (d-f), Mg katkısından sonra ise ötektik altı ve ötektik üstü alaşımlarda Al tanelerinin büyüdüğü (Şekil 2g ve ı) belirlenmiştir. Diğer taraftan Sr ve Mg katkısının söz konusu alaşımlarda AlSr ve Mg₂Si fazının oluşumuna yol açtığı gözlenmiştir [33, 53, 54].



Şekil 1. İkili alüminyum-silisyum faz diyagramı [52]



Şekil 2. (a, d, g) Ötektik altı, (b, e, h) ötektik ve (c, f, ı) ötektik üstü Al-Si alaşımlarından bazılarının içyapılarını gösteren optik mikroskop fotoğrafları [53]

1.3. Al-Si Esashlı Alaşımların Mekanik ve Tribolojik Özellikleri

İkili Al-Si alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve süneklik özelliklerinin silisyum oranına göre değişimleri Tablo 1’de gösterilmektedir [6]. Bu tabloya bakıldığında alaşımların sertliğinin artan silisyum oranı ile sürekli arttığı, sünekliğinin azaldığı, çekme dayanımının ise %12 Si oranına kadar artıp daha sonra azaldığı görülmektedir. Sertlikteki artış artan Si oranı ile oluşan sert Si parçacıklarının hacimsel yüzdelerinin artmasına, süneklikteki azalma ise bu parçacıkların deformasyon kabiliyetlerinin düşük olmasının yanı sıra çatlak oluşturma eğilimlerine dayandırılmaktadır [55, 56]. Sertlikteki sürekli artışa rağmen çekme dayanımının önce artıp daha sonra azalması alaşımların katılaşma aralığına ve birincil silisyum parçacıklarının oluşumuna dayandırılmaktadır [56]. Şöyle ki, söz konusu alaşımların katılaşma aralığı %12 Si oranına kadar azalmakta ve bu oranın üzerinde artmaktadır. Ayrıca %12 silisyum oranında bu alaşımlarda ötektik dönüşüm meydana gelmektedir. Ötektik dönüşüm sonucunda oluşan parçacıklar ise nispeten yapı içerisinde homojen bir dağılım sergilemektedir. Hem yapısal homojenliğin artması hem de katılaşma

aralığının daralması sonucunda porozite miktarının azalması %12 Si oranına kadar alaşımların çekme dayanımında bir artışa yol açmaktadır [4, 5, 33, 57, 58]. Ancak %12 Si oranından sonra katılaşma aralığının tekrar artması, keskin kenar ve köşeli birincil silisyum parçacıkların oluşması bu orandan sonra sertlikteki artışa rağmen alaşımların çekme dayanımını düşürmektedir [4, 5, 33, 57, 58].

İkili Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için alaşımlama, tane inceltme, silisyumların şeklini değiştirme ve ısıl işlem gibi çeşitli yollar denenmiştir [30, 31, 59-61]. Magnezyum, bakır, mangan, nikel, demir ve çinko gibi elementler hem Al içindeki tam veya kısmi çözünürlükleri hem de çeşitli bileşikler oluşturma özelliklerinden dolayı söz konusu alaşımlara katılmaktadır [9, 31, 62, 63]. Belirli oranlardaki alaşım elementleri Al-Si alaşımlarının mukavemet değerlerini hem dökülmüş hem de ısıl işlem görmüş durumda arttırmaktadır [9, 31, 62, 63]. Ancak bunlar arasında mukavemet artışı ve ısıl işleme uygunluk bakımından Mg ve Cu'nun ön plana çıktığı gözlenmiştir [62, 63]. Bu durumun söz konusu elementlerin alüminyum içerisinde hem çözünmesinden hem de Mg₂Si ve Al₂Cu gibi sert fazları oluşturmalarının yanı sıra bu fazların ısıl işlem sırasında yapı içerisinde çökmesinden kaynaklandığı belirlenmiştir [62, 63]. Tane inceltmede ise sıvı durumdaki alaşıma ergime sıcaklığı yüksek bileşikler katılmaktadır [30, 36, 38]. Bu bileşikler çekirdek oluşumu için gerekli yüzeyleri oluşturarak katılaşma sırasında çok sayıda çekirdeğin oluşmasına dolayısıyla tane boyutunun incelmeye yol açmaktadır [30, 36, 38]. Diğer taraftan hızlı katılaşma ile de Al-Si alaşımlarının tane boyutu inceltilmektedir [64]. Nitekim tane boyutunun küçülmesi alaşımın mukavemetini arttırmaktadır [30]. Ancak bu yöntemle birlikte silisyum parçacıklarının morfolojisinde önemli bir değişim sağlanamamaktadır. Bu nedenle silisyum parçacıklarının morfolojisi katılaşma sırasında büyümelerinin engellenmesi yoluyla gerçekleştirilebilmektedir. Bu amaçla sıvı durumdaki alaşıma sodyum ve stronsiyum gibi elementler katılmaktadır. Sodyum ve stronsiyum iğne biçiminde olan silisyum parçacıklarının büyümesini engelleyerek bu parçacıkların nispeten küresel form almasını sağlamaktadır [30, 36, 38]. Küresel formdaki parçacıkların çatlak oluşturma eğilimlerinin diğer formdaki parçacıklara göre düşük olması alaşımların hem mukavemetlerinin hem de sünekliklerinin artmasına yol açmaktadır [30, 36, 38]. Ancak hem tane incelticilerin hem de modifikasyon elementlerinin endüstriyel boyutlu parçalar için kimyasal bileşimlerinin ayarlanmasının oldukça zor olduğu tespit edilmiştir [30].

Al-Si alaşımlarının mekanik özellikleri termomekanik yöntemlerle de iyileştirilebilmektedir [65-70]. Termomekanik işlem malzemenin tane boyutunu incelterek

dayanımı arttırmada kullanılan bir yöntemdir [71]. Bu işlem malzemede yüksek deformasyon oranı ile aşırı deforme olmuş taneler oluşturma ve belli bir sıcaklık aralığında bu tanelerin tamamını veya bir kısmını yeniden kristalleşme yolu ile yeni kristallere dönüştürme esasına dayanmaktadır [72]. Ancak bu işlemle birlikte Al-Si alaşımlarının tane boyutunun 10 nm'nin altına indirilmesinin zor olduğu ancak son derece ince taneli diye adlandırılan tane boyutu 10 nm'den büyük 1000 nm'den küçük taneler elde edilebilmektedir [67]. Tane boyutundaki bu azalmanın yanı sıra silisyum parçacıklarının da kırılarak yapı içerisine homojen dağılmasının Al-Si alaşımlarının darbe tokluğu, süneklik ve mukavemet değerlerinin önemli oranda artırmaktadır [46, 57, 67-69]. Bu amaç doğrultusunda Al-Si alaşımlarına EKAP ve ÇYD işlemleri uygulanmış ancak ÇYD'nin endüstriyel boyutta uygulanabilme kolaylığı bakımından ön plana çıktığı tespit edilmiştir [47].

Tablo 1. Al-Si Alaşımlarından Bazılarının Sertlik, Çekme Dayanımı ve Kopma Uzaması Değerleri [6]

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

Al-Si alaşımlarının aşınma davranışlarının araştırılmasına ilişkin birçok çalışma yapılmıştır [6, 7, 10, 13, 73-75]. Çalışma koşullarına bağlı olarak bu araştırmaların bazılarında ötektik altı alaşımlar, bazılarında ötektik alaşımlar, bazılarında da ötektik üstü alaşımların üstün aşınma performansı sergilediği görülmüştür. Diğer taraftan ötektik üstü alaşımlarda silisyum parçacıklarının sertliğinden kaynaklı karşı yüzeyde kazınmanın meydana geldiği görülmüştür [76, 77]. Söz konusu parçacıklar aynı zamanda alaşımların talaşlı imalatını zorlaştırmakta ve işleme kabiliyetlerini olumsuz etkilemektedir. Bu

olumsuzluklardan dolayı ötektik altı ve ötektik alaşımlar sürtünme ve aşınma uygulamalarında daha çok tercih edilmektedir [74, 76-79].

Son yıllarda termomekanik işlem uygulanmış alaşımların tribolojik davranışı konusunda birtakım çalışmalar yapılmaktadır [75, 80, 81]. Yapılan çalışmalarda ÇYD işlemi uygulanmış Al-Si alaşımlarının aşınma dirençlerinde bir düşüş meydana geldiği gözlenmiştir [80, 81]. Bu durum işlem sırasında yapıda meydana gelen yeniden kristalleşme sonucu alaşımın sertliğinin azalması ile açıklanmaktadır [81]. Diğer bir çalışmada ise EKAP işlemi uygulanmış Al-Si alaşımlarında aşınma direncinin arttığı belirlenmiştir [75]. Bu durum yapı içerisinde parçalanarak homojen dağılım sergileyen Si parçacıklarının alaşımın yük taşıma kabiliyetini artırmasına dayandırılarak açıklanmıştır [75]. Söz konusu bulgular aşırı plastik deformasyon işlemlerinin tribolojik özelliklere etkisinin farklı mekanizmalara ve şartlara göre değişebileceğini göstermektedir. Nitekim benzer alaşımlar üzerinde farklı prosesler uygulanarak yapılan çalışmalarda farklı sonuçların ortaya çıkması, bu konunun sistematik bir biçimde araştırılması gerekliliğini göstermektedir.

1.4. Çok Yönlü Dövme Yöntemi

ÇYD işlemi 1990'lı yılların başında geliştirilen bir aşırı plastik deformasyon yöntemidir [45, 71]. Bu yöntemin diğer APD yöntemlerine göre en üstün özelliği büyük kütleli parçalara düşük pres kuvvetlerinde uygulanabilmesidir [47]. Bu nedenle söz konusu yöntem endüstriyel uygulanabilirliği ile ön plana çıkan bir APD yöntemi olarak tanımlanmaktadır [42, 47]. Yöntem bir metalin üç ana ekseninde birbiri ardına belirli deformasyon oranlarında dövülmesi esasına dayanmaktadır [45, 71]. Dövme işlemi açık ve kapalı kalıplar kullanılarak yapılabilmektedir. Bu yöntemin en önemli dezavantajı diğer APD yöntemlerinde olduğu gibi yapısal homojenitenin sağlanamaması ve yeterli ölçüde tane boyutunun inceltilememesi olarak bilinmektedir. Ancak bu yöntemle dövme paso sayısının artırılması ve tavlama işlemleri ile son derece ince taneli olarak adlandırılan malzemeler üretilebildiği gözlenmiştir [47, 82, 83].

Yapılan literatür araştırmasında saf alüminyum, bakır ve titanyum gibi metallerin ÇYD ile proses edilerek tane boyutlarının inceltildiği ve mekanik özelliklerinin iyileştirildiği görülmüştür [50, 51, 84-93]. Diğer taraftan son yıllarda bu yöntemin Al-esaslı alaşımların prosesi için yaygın olarak kullanıldığı göze çarpmaktadır [46, 81]. Nitekim bu kapsamda 7000 serisi alaşımlar ile Al-Si esaslı alaşımların çok yönlü dövülerek hem mukavemetlerinin

hem de sünekliklerinin arttırıldığı belirlenmiştir [94, 95]. Bu bulgular alaşımlarda meydana gelen tane incelmeye, içerdikleri sert parçacıkların kırılarak yapı içerisine dağılmasına, dislokasyon yoğunluğunun artışına ve dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına dayandırılarak açıklanmıştır [82, 87, 96]. Diğer taraftan ÇYD işleminde uygulanan çevrim sayısının, toplam deformasyon oranının, işlem sıcaklığının metallerin yapı ve mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu gözlenmiştir [88, 91, 95, 97]. Bu nedenle söz konusu parametrelerin kontrolleri veya uygun bir biçimde seçilmesi ile kararlı duruma sahip metaller üretilebileceği ifade edilmektedir. Kararlı durum ise dislokasyon yoğunluğunun artmasıyla birlikte metalin dislokasyon açısından yeterli doygunluğa ulaşması dolayısıyla tane boyutundaki incelenmenin sınırlandırıldığı durum olarak tanımlanmaktadır [81, 95, 98]. Bu duruma ulaştıktan sonra çevrim sayısının artırılması ile metallerin yapı ve özelliklerinde önemli bir değişimin meydana gelmediği tespit edilmiştir [84, 85, 87, 91, 95, 97, 99].

1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Alüminyum esaslı alaşımlarından üretilen hafif parçaların hem otomotiv hem de havacılık sektöründe yaygın olarak kullanıldığı bilinmektedir. Bu durum söz konusu alaşımların sahip olduğu üstün özelliklerden kaynaklanmaktadır. Nitekim Al-esaslı alaşımların düşük yoğunluklarından dolayı yüksek özgül mukavemet sergilemeleri hafifliğin ön planda olduğu uygulamalar için büyük önem arz etmektedir. Bunların dışında söz konusu alaşımların kolay dökülebilirlikleri, termal iletkenliklerinin yüksek olması, üstün aşınma ve korozyon direnci sergilemeleri diğer tercih nedenleri arasında yer almaktadır. Bu nedenle Al-esaslı alaşımlar üzerine yapılan çalışmaların hem bilimsel hem de endüstriyel açıdan güncelliğini koruduğu dikkat çekmektedir. Nitekim söz konusu alaşımlara alaşımlama, ısıl işlem ve modifikasyon gibi işlemlerin uygulanarak özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalar günümüzde de devam etmektedir.

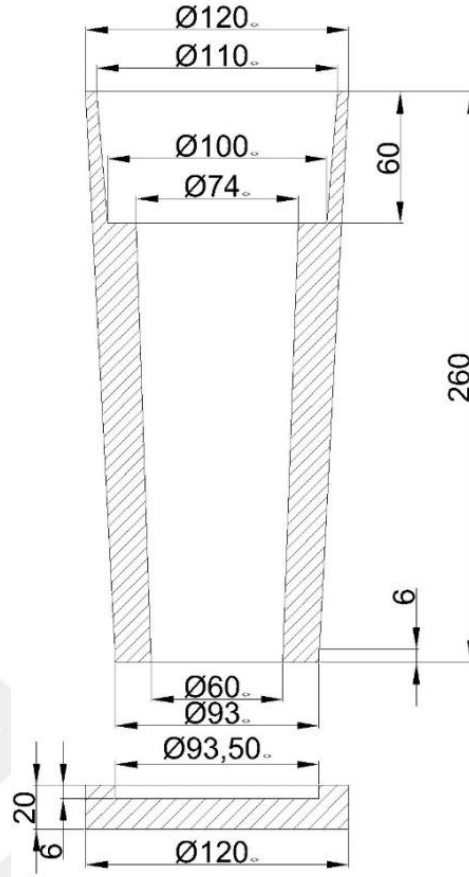
Al-esaslı alaşımlar içerisinde Al-Si alaşımların içten yanmalı motor gömleklerinin piston kollarının, jantların ve kaymalı yatakların üretiminde yaygın olarak kullanıldığı dikkat çekmektedir. Bu alaşımlar içerisinde ise ötektik ve ötektik altı alaşımların talaşlı imalata nispeten uygun olması nedeniyle daha çok kullanıldıkları bilinmektedir. Ancak geleneksel yöntemler kullanarak yapılan işlemler sonucunda söz konusu alaşımlarda hedeflenen özelliklere nispeten ulaşılamadığı bilinmektedir. Bu nedenle son yıllarda

geliştirilen aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin Al-Si esaslı alaşımlara uygulanması ile yapı ve mekanik özellik açısından önemli bulguların ortaya çıktığı görülmüştür. Bu bulgular APD yöntemlerinin Al-Si esaslı alaşımların yapı ve özelliklerine etkisinin incelenmesi konusunda sistematik çalışmaların yapılması gerekliliğini ortaya koymaktadır. Ancak APD yöntemlerinden bazılarının maliyetlerinin yüksek olması ve uygulanabilirliklerinin küçük boyutlu parçalarla sınırlı olması bir dezavantaj olarak değerlendirilmektedir. Bu durum söz konusu yöntemlerin endüstriyel boyutta kullanımlarını sınırlamaktadır. Son yıllarda geliştirilen ÇYD yönteminin ise bu dezavantajları büyük ölçüde ortadan kaldırdığı ve endüstriyel uygulanabilirliğinin daha kolay olduğu göze çarpmaktadır. Bu nedenle bu çalışmada endüstriyel uygulamalara elverişli olan çok yönlü dövme işleminin Sr ve Mg ile modifiye edilmiş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik bir biçimde araştırılması amaçlanmıştır.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımın Üretimi, Kimyasal Analizi ve Yoğunluğunun Belirlenmesi

Alaşımın üretiminde saflıkları sırasıyla %99,8, %99,9 ve %99,9 olan alüminyum, silisyum ve magnezyum ile Al-12Sr alaşımı kullanıldı. Söz konusu malzemeler orta frekanslı bir indüksiyon fırınında ergitildi. Ergitilen alaşım karıştırma işlemine tabi tutulduktan sonra 750°C sıcaklıktan oda sıcaklığında tutulan kokil bir kalıba döküldü. Alaşımın dökümünde kullanılan kokil kalıp SAE 8620 çeliğinden üretilmiş olup, söz konusu kalıbın teknik resmi Şekil 3'te verilmiştir. Kokil kalıp içerisinde oda sıcaklığına kadar soğutulan alaşım kalıptan çıkartıldı ve spektral analiz yöntemi kullanılarak kimyasal bileşimi belirlendi. Alaşımdan talaşlı imalat yoluyla alınan çapı ve yüksekliği 10 mm olan silindirik numunelerin boyutları $\pm 0,001$ mm hassasiyete sahip bir mikrometreyle kütleleri ise $\pm 0,01$ mg hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü. Bu ölçümler kütle/hacim formülünde yerine konarak alaşımın yoğunluğu belirlendi. Alaşımın spektral analiz sonucu elde edilen kimyasal bileşimi ve hesaplanan yoğunluk değerleri Tablo 2'de verilmiştir.



Şekil 3. Alaşımın üretiminde kullanılan çelik kalıbın teknik resmi

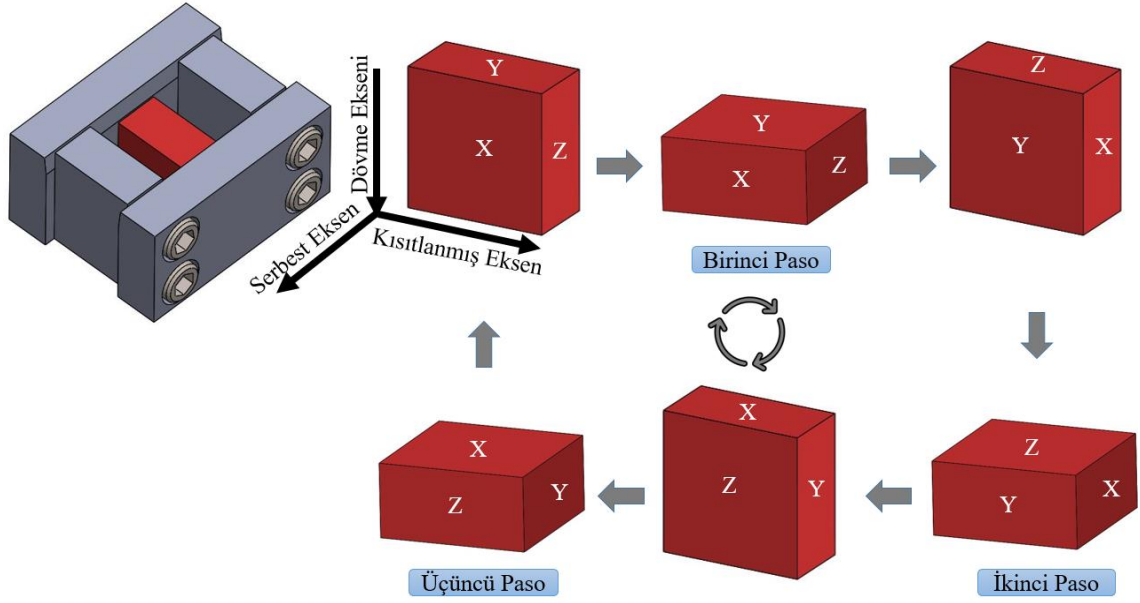
Tablo 2. Alaşımın Kimyasal Bileşimi ve Yoğunluğu

Alaşım	Kimyasal Bileşim Oranı (% Ağırlık)				Yoğunluk (g/cm ³)
	Al	Si	Sr	Mg	
Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr	Kalan	8,9	0,12	0,58	2,59

2.2. Çok Yönlü Dövme Deneyleri

Alaşımından talaşlı imalat yoluyla 40 x 40 x 20 mm boyutlarında numuneler üretildi. Dövme işleminden önce söz konusu numuneler homojenizasyon işlemine tabi tutuldu. Homojenizasyon işlemi numunelerin 450 °C sıcaklıkta 24 saat süre boyunca fırında tutulması ve ardından fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar soğutulması şeklinde gerçekleştirildi. Homojenize edilmiş numuneler yüksek sıcaklığa dayanıklı bir gres ile yağlandıktan sonra bir doğrultuda serbest şekil değişimine izin veren kalıba yerleştirildi. Kalıbın dış yüzeyine sıcaklığı bir kontrol ünitesi ile ayarlanabilen ısıtıcılar yerleştirildi ve numune bu ısıtıcılar yardımıyla dövme sıcaklığına kadar ısıtıldı. Dövme sıcaklığı numunenin üst yüzeyinin orta kısmına yerleştirilen bir K-tipi (NiCr-Ni) termoeleman yardımıyla ölçülerek belirlendi. Dövme sıcaklığı belirlenmesi için 50, 100, 150 ve 200 °C sıcaklıklarda ön deneyler yapıldı. Bu deneyler neticesinde söz konusu alaşım için en uygun dövme sıcaklığı 200 °C olarak belirlendi. Benzeş sıcaklık kavramından yararlanarak benzeş sıcaklık oranı yaklaşık 0,51 olarak hesaplandı [100]. Bu orandan yararlanarak 200 °C sıcaklıkta yapılan dövme işleminin sıcak işlem olduğu belirlendi.

Dövme kalıbı ve çok yönlü dövme işlemin şematik resmi Şekil 4'te gösterilmiştir. Söz konusu şekilde görüldüğü gibi birinci pasoda numune uzun kenarından dövüldükten sonra saat yönünde 90° döndürülmekte ve ikinci pasoya geçilmektedir. İkinci pasonun ardından numune tekrar saat yönünde 90° döndürülerek üçüncü paso dövme işlemi gerçekleştirilmekte ve bu işlemin ardından numuneye uygulanan bir çevrim dövme işlemi tamamlanmaktadır. Dövme işlemi her bir pasoda numunenin uzun kenarında %50 oranında bir kısalma oluşturacak şekilde gerçekleştirildi. Bu deformasyon oranındaki gerçek birim şekil değişimi değeri 0.69 olarak hesaplandı. Numune bir, iki, üç, dört ve beş çevrim sıcak, her bir çevrimden sonra ise oda sıcaklığında birer çevrim soğuk dövme işlemine tabi tutuldu. Her bir paso dövme işlemi 150 ton kapasiteli bir hidrolik preste 1 mm/s'lik pres hızında gerçekleştirildi. Numunelerin homojenize edilmiş durumları H, sıcak dövülmüş durumları CHD, soğuk dövülmüş durumları ise CCD ifadeleri ile tanımlandı.



Şekil 4. Dövme kalıbının ve bir çevrim çok yönlü dövme işleminin şematik gösterimi

2.3. Alaşımın Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi

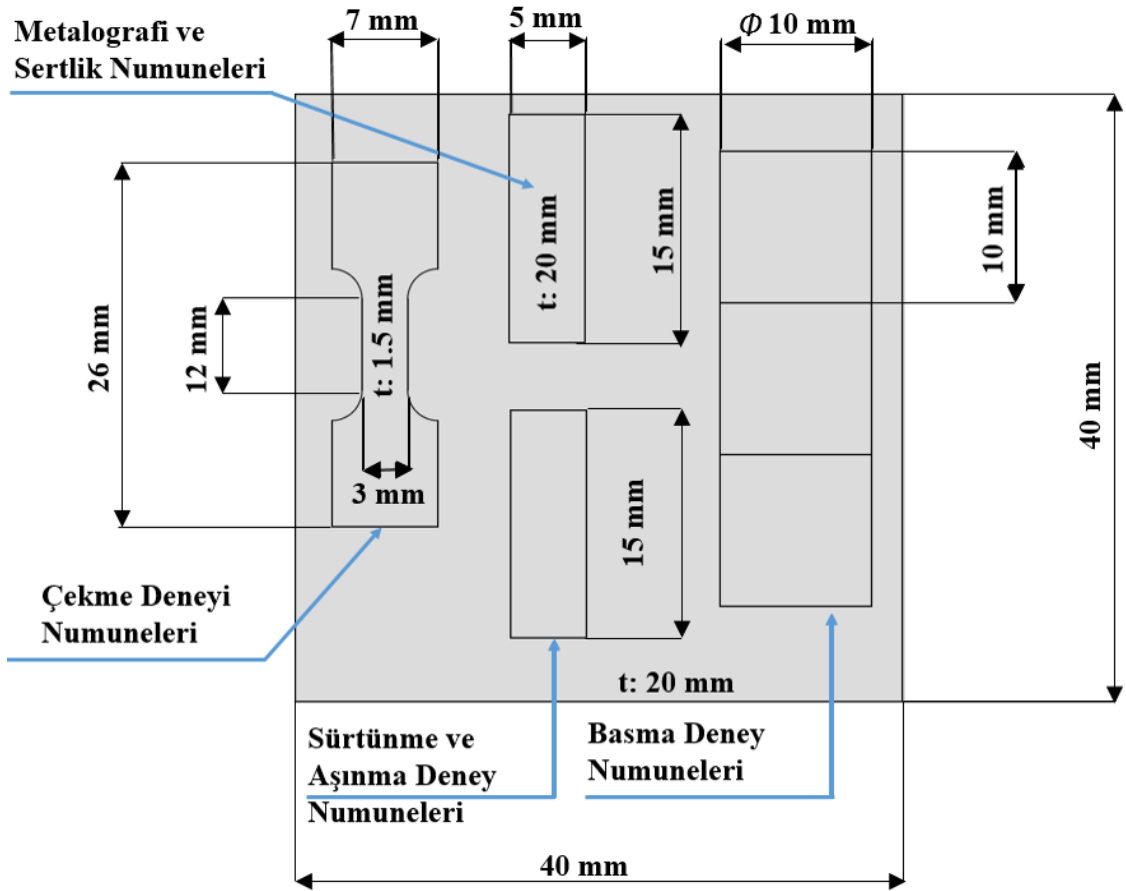
Homojenize edilmiş ve dövülmüş alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerinin belirlenmesi için gerekli numuneler tel erozyon yöntemi kullanılarak üretildi. Bu numunelerin dövme parçası üzerinden alındığı bölgeleri gösteren şematik resmi Şekil 5'te verilmiştir. Yapısal incelemeler için hazırlanan numuneler zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutuldu ve ardından sodyum hidroksit çözeltisi (%6'lık NaOH + 94ml saf su) içerisinde dağlandı. Bu numuneler optik mikroskopta (OM) incelendikten sonra içyapılarını gösteren fotoğrafları çekildi. Alaşımın içyapısında bulunan fazlar X-ışınları ve taramalı elektron mikroskobunda (SEM) enerji dispersif spektroskopisi (EDS) ile analiz edilerek belirlendi. X-ışınları incelemeleri 20-90° Bragg açısında 3 derece/dk tarama hızında gerçekleştirildi.

Alaşımın her bir durumuna ait sertliği Brinell, ana matrisini oluşturan α -Al fazının mikrosertliği ise Vickers sertlik ölçüm yöntemleri kullanılarak belirlendi. Brinell Sertlik ölçümü 62,5 kg yük ve 2,5 mm çapında bilye uç kullanılarak, Vickers mikro sertlik ölçümü ise 50 g'lık yük altında gerçekleştirildi. Her bir durum için farklı numuneler üzerinden alınan en az beş ölçümün ortalaması ile söz konusu değerler belirlendi.

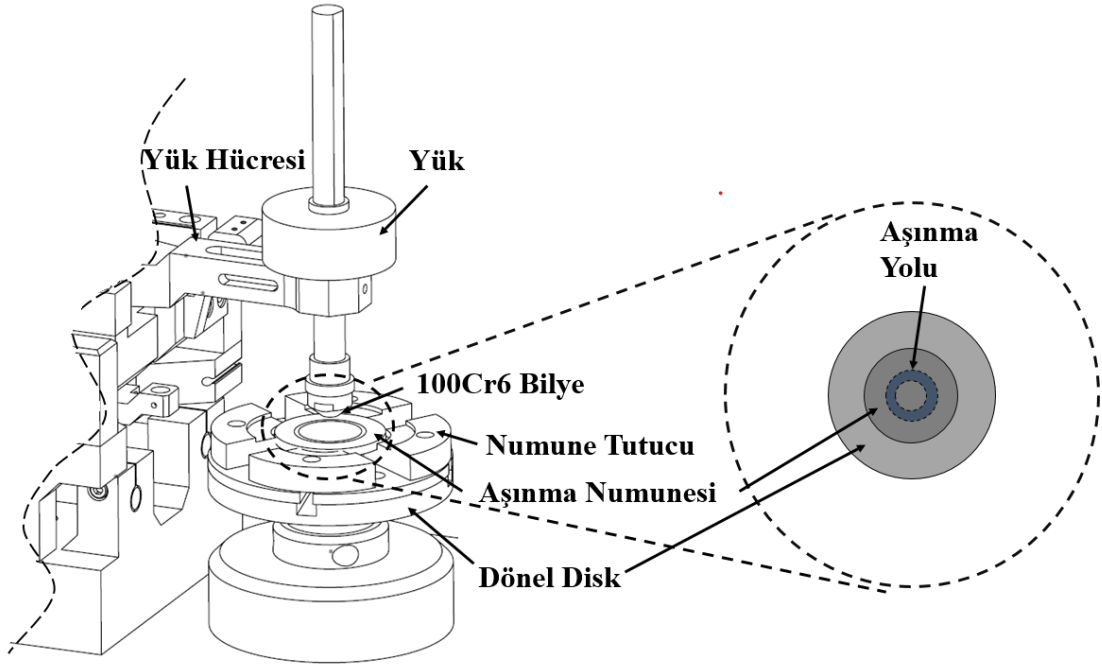
Alaşımın çekme özelliklerinin belirlenmesinde boyutları 12 x 3 x 1,5 mm olan yassı numuneler kullanıldı. Bu numuneler tel erozyon yöntemiyle üretildi. Çekme deneyleri 5 x

10^{-4} s^{-1} 'lik deformasyon hızında ve oda sıcaklığında yapıldı. Deney sırasında numunelerin ölçü uzunluğunda meydana gelen uzama bir video ekstansometre, çekme kuvveti ise bir yük hücresi ile ölçüldü. Bu değerler bir yazılım programı ile gerilme ve yüzde uzamaya dönüştürüldü ve gerilme-yüzde uzama eğrileri çizdirildi. Söz konusu eğrilerden yararlanarak alaşımın bütün durumlarına ait akma ve çekme dayanımları ile yüzde uzama değerleri belirlendi. Bu değerlerinin belirlenmesinde alaşımın her bir durumu için en az beş çekme deneyi yapıldı ve bunların ortalaması alındı. Alaşımın kırılma davranışının belirlenmesi için çekme sonucu oluşan kırık yüzeylerin enine kesitleri OM, dikey kesitleri ise SEM ile incelendi. Alaşımın basma dayanımının belirlenmesinde $10 \times 10 \text{ mm}$ boyutlarında silindirik numuneler kullanıldı. Söz konusu numuneler talaşlı imalata yönetimiyle üretildi. Basma deneyi $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında ve oda sıcaklığında en az üç tekrar yapılarak gerçekleştirildi. Bu deneylerde numunelerin boyunda %50 oranında kısalmaya yol açan gerilme değeri alaşımın basma dayanımı olarak ölçüldü.

Alaşımın kuru durumdaki sürtünme ve aşınma (tribolojik) özellikleri bilye-disk esaslı bir test cihazı kullanılarak belirlendi. Söz konusu test cihazının ve test bölgesinin şematik resmi Şekil 6'da verilmiştir. Bu deneylerde alaşımın bütün durumlarından tel erozyon yöntemiyle hazırlanan $20 \times 20 \times 7 \text{ mm}$ boyutlarındaki numuneler kullanıldı. Söz konusu numuneleri sürtünme ve aşınma deneyleri öncesinde zımparalandı ve parlatıldı. Sürtünme ve aşınma deneylerinde aşındırıcı olarak 100Cr6 çeliğinden üretilmiş sertliği 58-62 RSD-C olan 6 mm çapında bilye kullanıldı. Bu deneyler 5N'luk yük altında $0,16 \text{ ms}^{-1}$ kayma hızında ve 1000 m'lik kayma mesafesinde yapıldı. Sürtünme kuvveti bir endüktif sensör yardımıyla ölçüldü ve bir yazılım programı yardımıyla normal yüke bölünerek sürtünme katsayısına dönüştürüldü. Aşınma deneyleri için numuneler hem deney öncesinde hem de deney sonrasında alkol-aseton karışımı içerisinde temizlendi. Bu işlem ultrasonik bir temizleyici içerisinde gerçekleştirildi. Aşınma deneyleri öncesinde ve sonrasında numunelerin kütleleri $\pm 0,01 \text{ mg}$ 'lık hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü ve aradaki fark aşınma sonucu meydana gelen kütle kaybı (aşınma kaybı) olarak belirlendi. Aşınmış numunelerin ve aşındırıcı bilyelerin yüzeyleri ile karbon bant yardımıyla toplanan aşınma parçacıkları SEM/EDS ile incelendi ve fotoğrafları çekildi.



Şekil 5. Yapısal, mekanik ve tribolojik incelemelerde kullanılan numunelerin dövme işleme tabi tutulmuş bir parça üzerinden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim

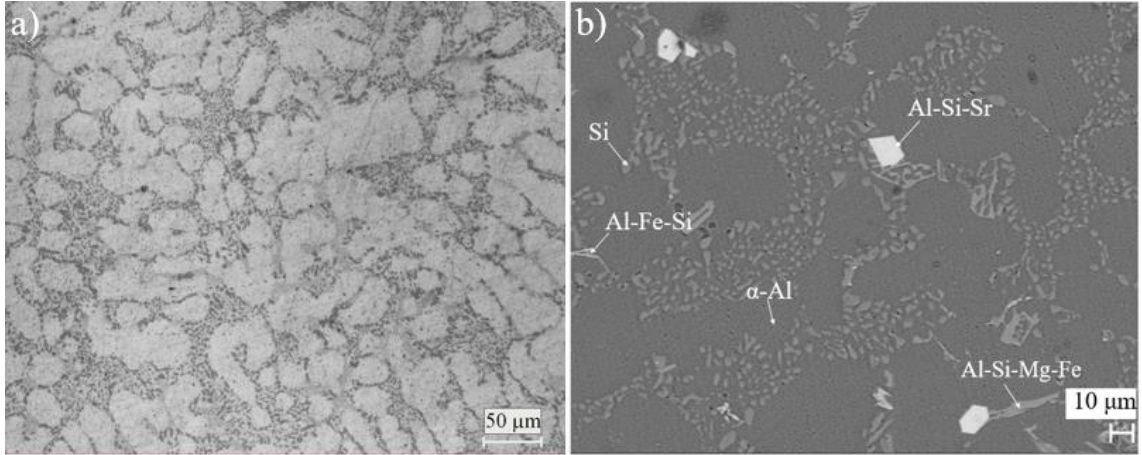


Şekil 6. Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin şematik gösterimi

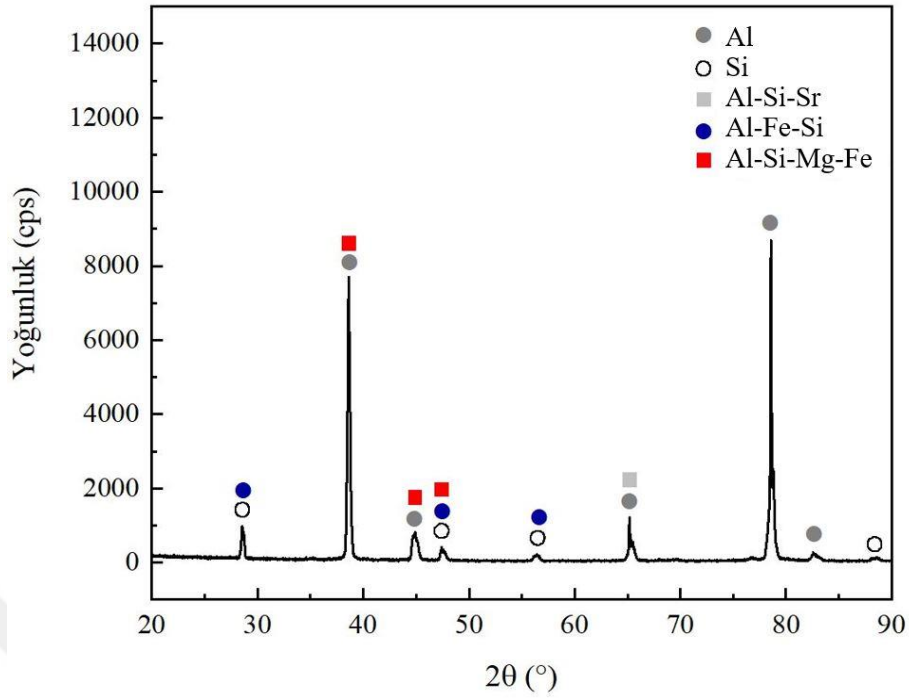
3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular

Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının iç yapısına ait OM ve SEM görüntüleri ile bu yapıda bulunan fazları gösteren XRD deseni sırasıyla (Şekil 7 a ve b) ve Şekil 8’de verilmiştir. Söz konusu alaşımın iç yapısının α -Al dendritleri ile dendritler arası bölgelerde yer alan Si parçacıklarından oluştuğu görülmüştür. Bu fazların dışında Al-Si-Sr, Al-Fe-Si ve Al-Si-Mg-Fe fazlarının da alaşımın iç yapısında yer aldığı gözlenmiştir. Fazların EDS analizleri sonucunda belirlenen kimyasal bileşimleri Tablo 3’te verilmiştir. Diğer taraftan Si parçacıklarının nispeten küresel diğer parçacık biçimindeki fazların ise plaka ve çubuk biçiminde oldukları belirlenmiştir. Mg ve Sr katkılarından sonra Si parçacıklarında meydana gelen küreselleşmenin, söz konusu katkıların Al-Si alaşımlarında aşırı soğumaya yol açmasından ve buna bağlı olarak Si çekirdeklerinin büyümesi için gerekli sıcaklığın azalmasından kaynaklandığı bilinmektedir [101-103].



Şekil 7. Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının iç yapısının a) OM ve b) SEM görüntüleri



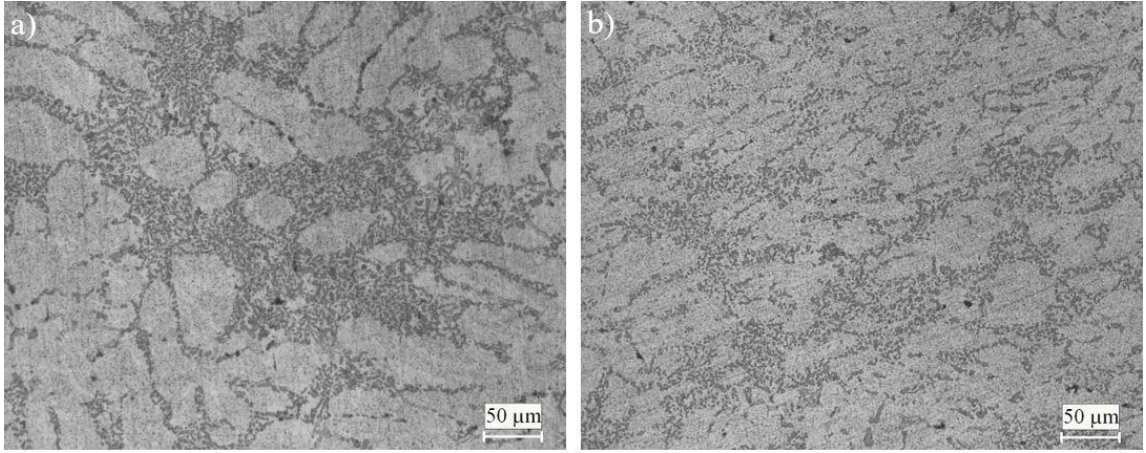
Şekil 8. Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş alaşımın XRD deseni

Tablo 3. Alaşımda Görülen Fazların Kimyasal Bileşimleri

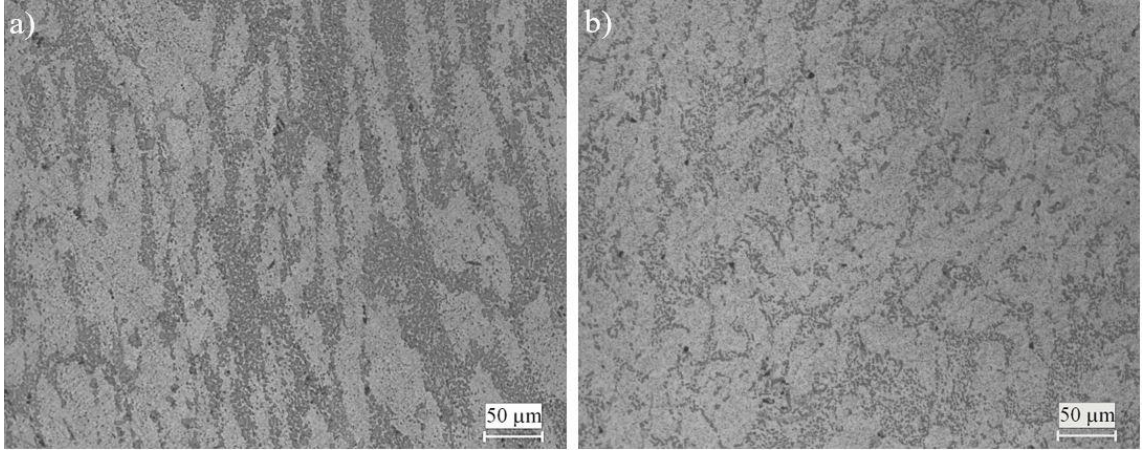
Fazlar	Kimyasal Bileşim Oranı (% Ağırlık)				
	Al	Si	Sr	Mg	Fe
Al-Si-Sr	31.5	30.5	35.5	1.09	1.41
Al-Fe-Si	51.4	19.8	2.21	2.79	23.8
Al-Si-Mg-Fe	47.7	24.1	2.10	15.5	10.6

Farklı çevrim sayılarında sıcak ve ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın içyapısını gösteren OM fotoğrafları karşılaştırmalı olarak Şekil 9-13'te verilmiştir. Söz konusu alaşımlardan bir ve beş çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş durumlarına ait içyapılarındaki fazları gösteren XRD desenleri ise homojenizasyona tabi tutulmuş durumu ile karşılaştırmalı olarak Şekil 14'te gösterilmiştir. Çevrim sayısı arttıkça alaşımın dendritik yapısının ortadan kalktığı sert parçacıkların kırılarak yapı içerisinde homojen bir biçimde dağılmaya başladığı gözlenmiştir. Söz konusu dağılım alaşımın bazı durumları için elde edilen EDS haritalarında gösterilmiştir, Şekil 15. Diğer taraftan XRD

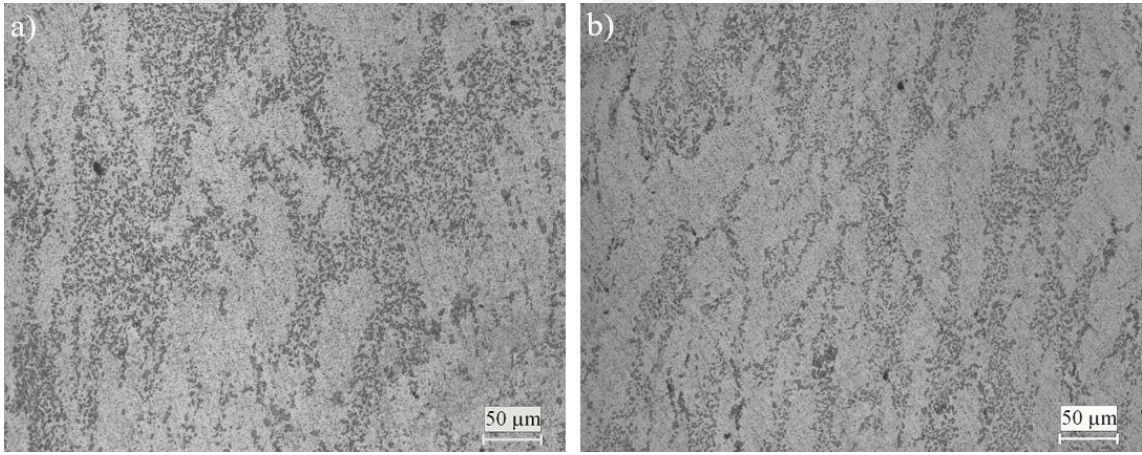
desenleri alaşımının içyapısını oluşturan bileşenlerde dövme işlemi sonrasında önemli bir değişimin meydana gelmediğini göstermiştir. Bu bulgular alaşımın içyapısında bulunan parçacıkların gevrekliğine ve sıcak dövme işlemi sırasında alaşımda meydana gelen dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasına dayandırılarak açıklanabilir [72, 98, 104, 105]. Şöyle ki, gevrek parçacıklar dövme kuvvetinin etkisi ile parçalanmakta ve üç ana eksenle yapılan çok yönlü dövme işlemi sırasında yönlendirilerek yapı içerisine homojen bir biçimde dağılmaktadır. Bu sırada aşırı bir biçimde deformasyona uğrayan ana matriste sıcaklığın etkisi ile yeni kristaller oluşmakta ve bu kristaller alaşımın dendritik yapısının ortadan kalkmasına yol açmaktadır [87, 105]. Diğer taraftan her bir çevrim sıcak dövmenin ardından bir çevrim soğuk dövülen alaşımdaki sert parçacıkların daha homojen dağıldığı α -Al tanelerine ait alanların azaldığı gözlenmiştir, (Şekil 9-13). Bu durum soğuk dövme işlemi sırasında gevrek parçacıkların daha fazla sayılara bölünmesinden kaynaklanmış olabilir. Dolayısıyla, söz konusu parçacıkların birden çok parçacığa ayrılması ve üç eksenli dövme etkisiyle yapı içerisine homojen bir biçimde dağılma eğilimi sergilemesi beklenen bir durumdur [96, 106].



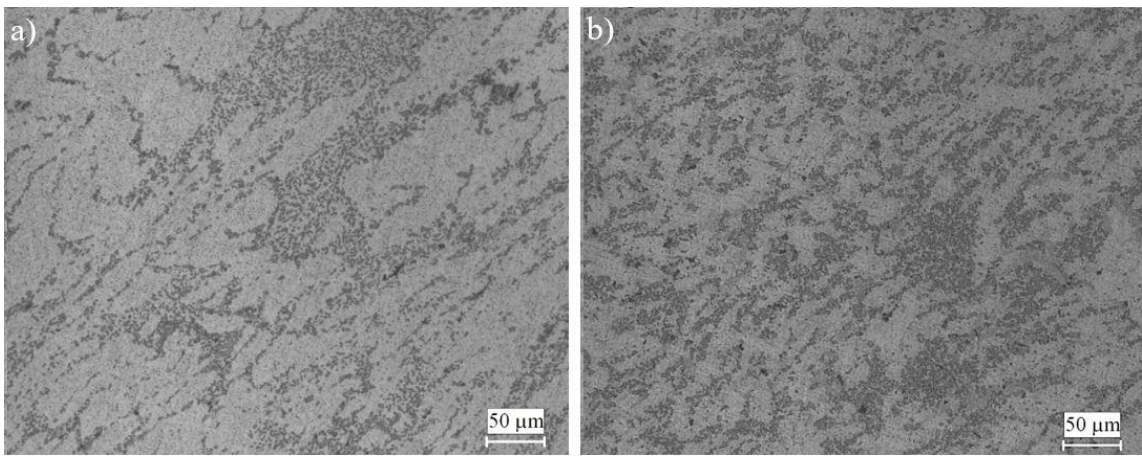
Şekil 9. a) Bir çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri



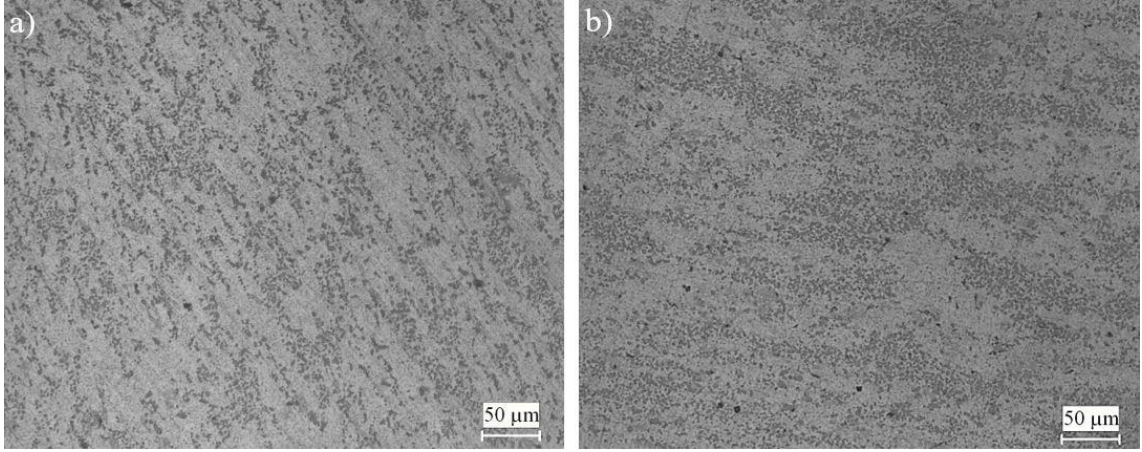
Şekil 10. a) İki çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri



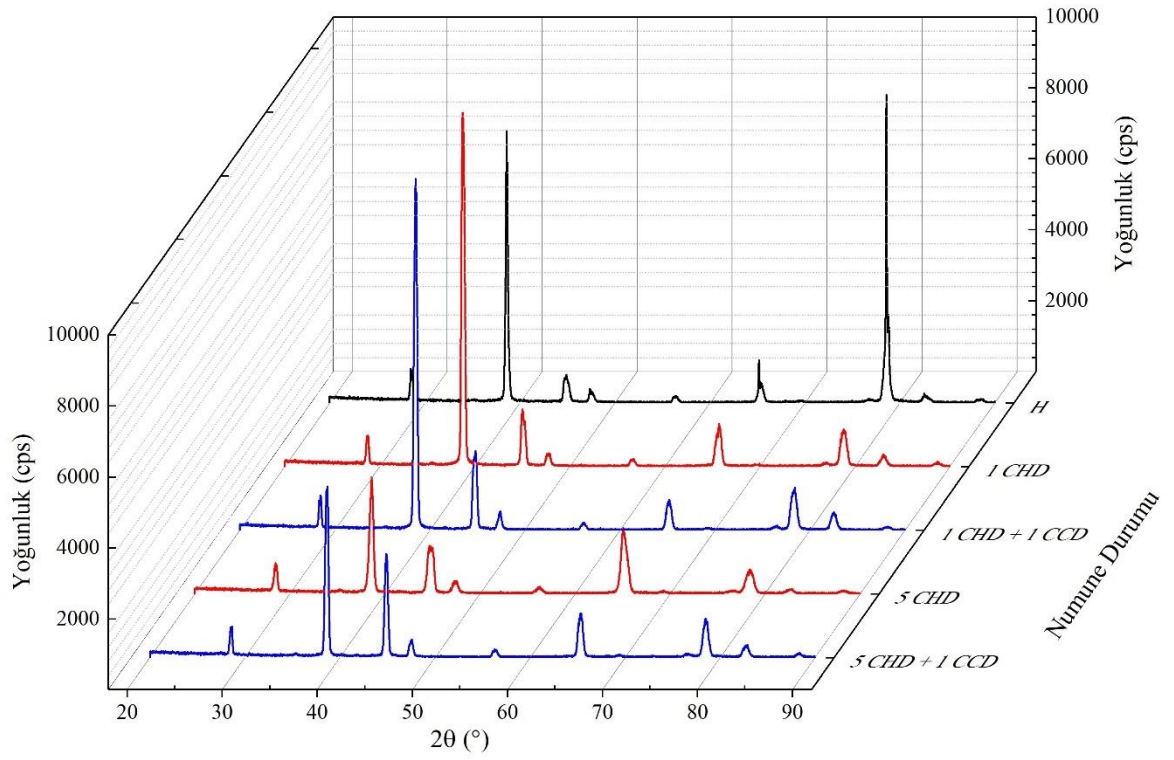
Şekil 11. a) Üç çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri



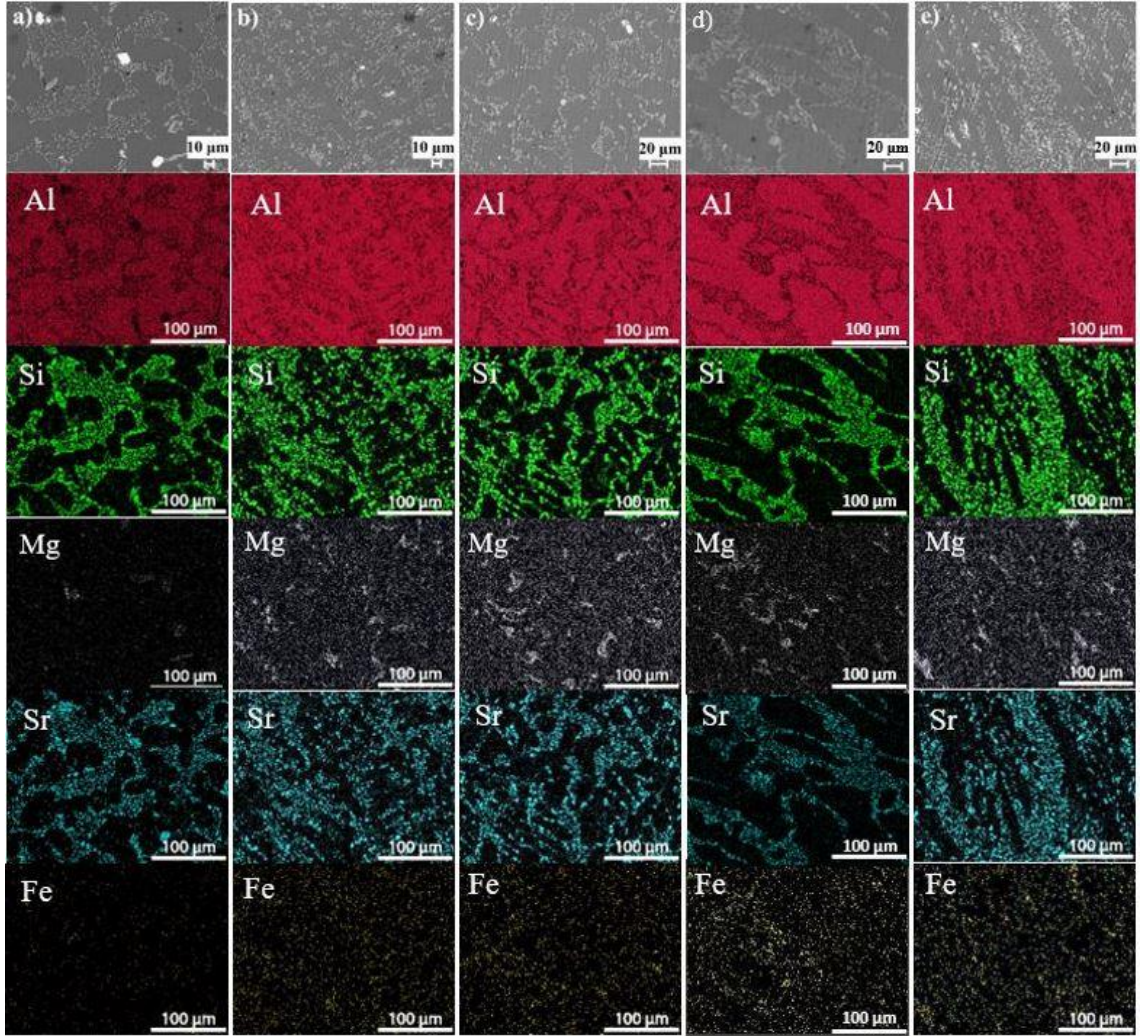
Şekil 12. a) Dört çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısına ait OM görüntüleri



Şekil 13. a) Beş çevrim sıcak ve ardından b) bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının iç yapısına ait OM görüntüleri



Şekil 14. Homojenize edilmiş, bir ve beş çevrim sıcak ardından da bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın XRD desenleri



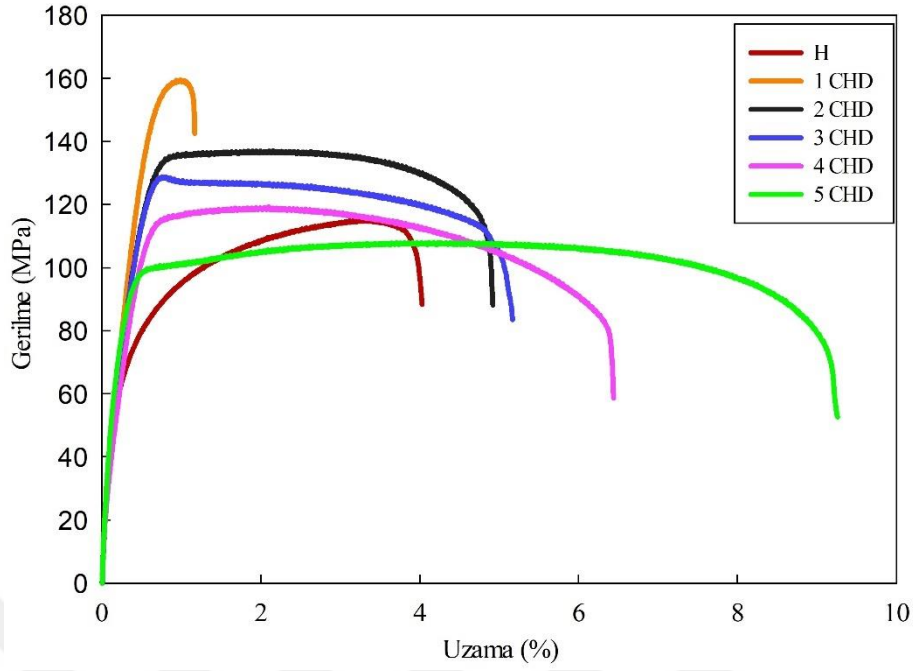
Şekil 15. Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımasının, a) 24 saat homojenize, b) bir çevrim, c) bir çevrim ardından bir çevrim soğuk, d) beş çevrim, e) beş çevrim ardından bir çevrim soğuk dövülmüş durumlarına ait elemental dağılım haritaları

3.2. Mekanik Deneylelerden Elde Edilen Bulgular

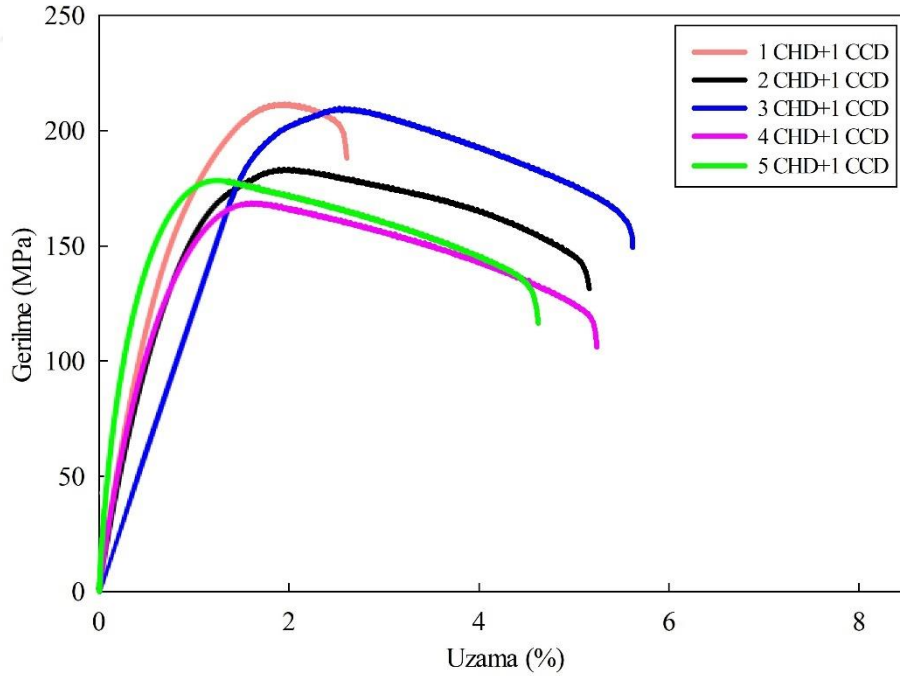
Homojenize edilmiş ve sıcak dövülmüş alaşıma ait gerilme-yüzde uzama eğrileri Şekil 16'da verilmiştir. Homojenize edilmiş alaşımanın deformasyon sertleşmesi sergileyen metallere ait tipik bir gerilme-uzama davranışı sergilediği görülmüştür. Bir çevrim dövme işleminden sonra alaşımanın sünekliğinin azaldığı, homojen plastik deformasyon bölgesinin daraldığı ve çekme dayanımının önemli ölçüde arttığı belirlenmiştir. Daha sonraki çevrim sayılarında ise alaşımanın çekme dayanımının azaldığı, homojen plastik deformasyon bölgesinin uzadığı, bu bölgede alaşımanın hemen hemen deformasyon sertleşmesinden bağımsız bir davranış sergilediği ve sünekliğinin önemli oranda arttığı görülmüştür. Sıcak

dövülmüş alaşımın sergilediği gerilme-birim uzama davranışı alaşımda meydana gelen yapısal değişimlere dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki çevrim sayısı arttıkça sert parçacıkların kırılarak yapı içerisine nispeten daha düzenli dağılmaya başladığı görülmüştür. Sert parçacıkların küçülmesi bunların çatlak oluşturma eğilimlerini düşürerek alaşımın çekme dayanımını ve sünekliğini artırmaktadır [4, 7, 36, 46, 73, 107]. Bir çevrim dövme işleminden sonra alaşımın çekme dayanımındaki ani artış ve sünekliğindeki keskin düşüş alaşımın dislokasyon yoğunluğunun artmasından ve bunların hareketinin söz konusu parçacıklar tarafından engellenmesinden kaynaklanmış olabilir. Ancak sıcaklığın etkisi ile daha sonraki çevrimlerde alaşımda toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin meydana geldiği bilinmektedir [67, 69, 96, 108]. Bu etkiler alaşımın içyapısında nispeten dislokasyon içermeyen yeni tanelerin oluşmasına ve dislokasyon yoğunluğunun azalmasına yol açmaktadır [67, 69, 96, 108]. Dislokasyon yoğunluğunun azalması ise alaşımın çekme dayanımının düşmesine ve sünekliğinin artmasına neden olmaktadır [105, 109, 110].

Farklı çevrim sayılarında sıcak dövme işleminin ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşıma ait gerilme birim uzama eğrileri Şekil 17’de verilmiştir. Bu işlemde sonra alaşımın çekme dayanımı artarken sünekliğinin azaldığı belirlenmiştir. Ancak bir çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın çekme dayanımının yanında sünekliğinin de arttığı gözlenmiştir. Diğer taraftan alaşımların gerilme-uzama eğrilerinde en yüksek gerilme değeri noktasının sıcak dövülmüş durumları ile mukayese edildiğinde sola doğru kaydığı, bu aşamadan sonra ise alaşımların geniş ve nispeten homojen bir şekil değişimi sergileyerek koptukları belirlenmiştir. Bu durum soğuk dövme işleminin ardından hem sert fazların daha da incelenerek yapı içerisine homojen dağılmasından hem de deformasyonu zorlaşan alaşımda deformasyonu kolaylaştıran yumuşama mekanizmalarının ortaya çıkmasından kaynaklanmış olabilir [72, 110]. Bilindiği gibi deformasyon sırasında aktif hale gelen yumuşama mekanizmaları deformasyon sertleşmesi etkisini bastırarak alaşımın yumuşamasına neden olmaktadır [87, 111]. Bu durum en yüksek mukavemet değerine ulaşan alaşımın daha düşük gerilme seviyelerinde kopmasına yol açmaktadır. Ancak soğuk dövme işlemi sırasında ortaya çıkan kristalografik çarpılmalar yumuşama mekanizmasına yol açan dislokasyon hareketlerini engelleyerek soğuk dövülmüş alaşımın daha düşük uzama değerlerinde kırılmasına neden olmaktadır.



Şekil 16. Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının homojenize edilmiş ve farklı çevrim sayılarında çok yönlü sıcak dövülmüş durumlarına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri

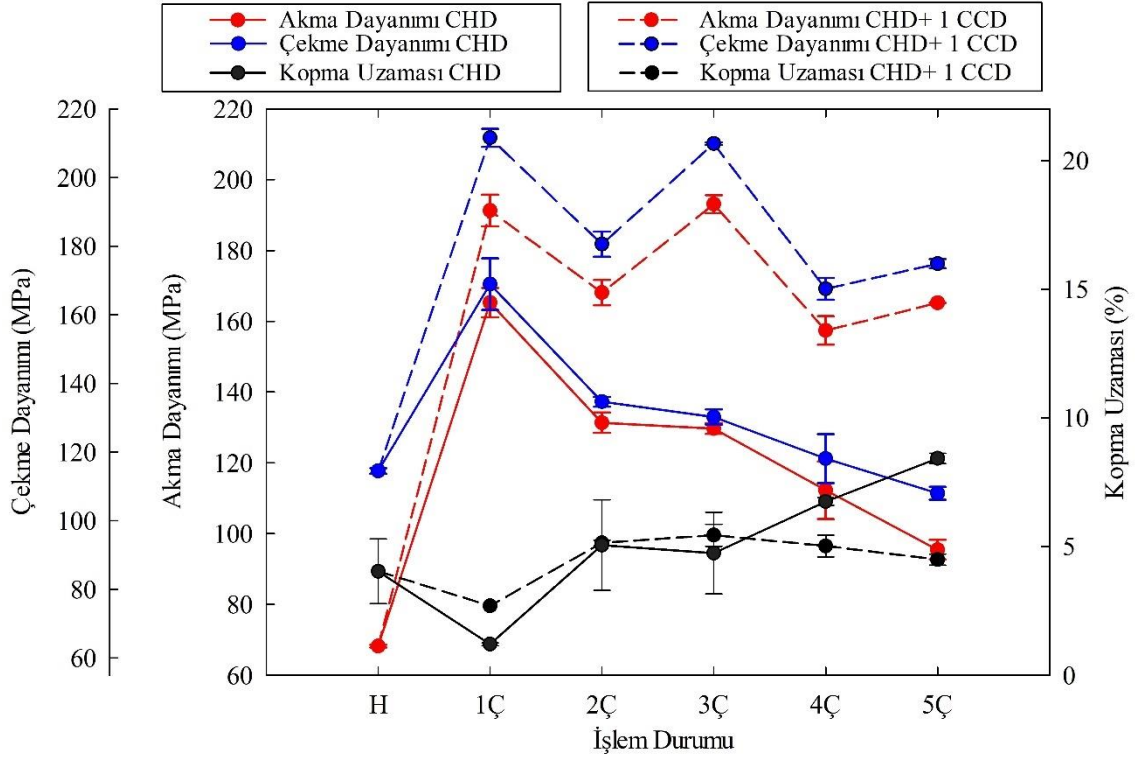


Şekil 17. Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının farklı çevrim sayılarında sıcak ardından da bir çevrim soğuk dövülmüş durumlarına ait gerilme-yüzde uzama eğrileri

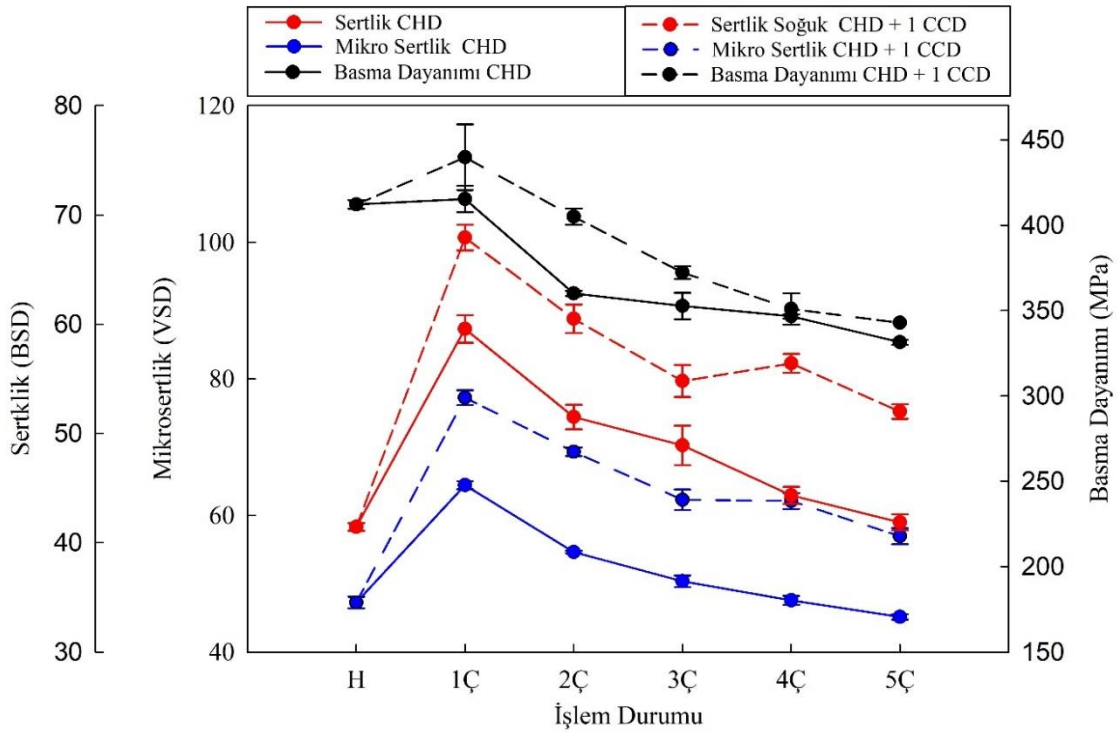
Farklı çevrim sayılarında sıcak ardından da bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın çekme, sertlik ve basma deneyleri sonucunda elde edilen söz konusu değerleri Tablo 4'te, bu değerlerin çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren eğriler ise Şekil 18 ve Şekil 19'da verilmiştir. Sıcak dövülmüş alaşımın akma, çekme, basma dayanımları ile sertlik ve mikrosertliğin bir çevrim dövme işleminin ardından en yüksek değerlerine ulaştığı, daha sonra artan çevrim sayılarında azaldığı belirlenmiştir. Alaşımın kopma uzaması ise söz konusu özelliklerin tersi bir davranış sergilemiştir. Alaşımın bir çevrim sıcak dövme işlemi sonucunda yüksek mekanik özellikler ile düşük kopma uzaması sergilemesi sert parçacıkların incelemesinden ve bu çevrim sonunda dislokasyonların yoğunluğunun artmasından kaynaklanmış olabilir [96, 112, 113]. Ancak artan çevrim sayılarında mekanik özelliklerdeki azalma ve kopma uzamasındaki artış, sert fazların daha da parçalanarak yapı içerisine homojen bir biçimde dağılmaya başlamasının yanı sıra toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi gibi etkilere dayalı olarak dislokasyonların yoğunluğunun azalmasından kaynaklanmaktadır [87, 98]. Nitekim elde edilen sonuçların Al-Si alaşımları üzerinde yapılan daha önceki çalışmalarla uyum içerisinde olduğu gözlenmiş, söz konusu değişimlerin sert parçacıkların kırılmasına, dislokasyonların yoğunluğunun azalmasına, tane ve alt tane oluşumuna dayandırılarak açıklandığı belirlenmiştir [106, 114, 115]. Diğer taraftan soğuk dövme işleminin ardından alaşımların akma ve çekme dayanımının yanı sıra sertlik, mikrosertlik ve basma dayanımlarının arttığı gözlenmiştir. Alaşımın kopma uzaması değerlerinin ise üç çevrime kadar olan sıcak dövme işleminin ardından uygulanan soğuk dövme işleminden sonra bir miktar arttığı, dördüncü ve beşinci çevrim sıcak dövme işlemlerinden sonra uygulanan soğuk dövme işleminden sonra azaldığı görülmüştür. Soğuk dövme işleminin ardından alaşımın mekanik özelliklerinde ortaya çıkan artış söz konusu işlemin dislokasyonların yoğunluğunu artırmasından kaynaklanmış olabilir [96, 105]. Ancak soğuk dövme işleminin ardından, alaşımın sünekliğinde ortaya çıkan bir miktar artış deformasyonun belli bir aşamasından sonra yoğunluğu artan dislokasyonların hareketlerinin kolaylaşmasından kaynaklanmış olabilir [66, 110, 116]. Diğer bir ifadeyle, deformasyonun belli bir aşamasından sonra çapraz kayma ve çifte çapraz kayma gibi mekanizmaların aktif hale gelip dislokasyonların hareketini kolaylaştırması sünekliğin bir miktar artmasına yol açmış olabilir [66, 110, 116].

Tablo 4. Homojenize Edilmiş ve Çok Yönlü Dövülmüş Alaşımların Mekanik ve Süneklik Değerleri

Numune Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Mikro Sertlik (VSD)	Sertlik (BSD)	Basma Dayanımı (MPa)
H	114,48	68,18	3,90	47,24	41,43	412,11
1 CHD	168,94	165,28	1,20	64,42	59,56	415,31
2 CHD	134,63	131,30	5,05	54,62	51,5	359,99
3 CHD	130,19	129,66	4,74	50,35	48,9	352,69
4 CHD	118,08	112,21	6,75	47,56	44,33	346,66
5 CHD	107,99	95,44	8,42	45,13	41,86	331,46
1CHD +1CCD	211,58	191,30	2,69	77,25	67,92	439,78
2 CHD +1CCD	180,61	168,11	5,14	69,3	60,5	404,97
3 CHD +1CCD	209,9	193,1	5,44	62,27	54,8	372,27
4 CHD +1CCD	169,38	157,70	4,93	62,1	56,42	350,96
5 CHD +1CCD	174,92	165,20	4,49	56,94	52	342,85



Şekil 18. Homojenize edilmiş ve çok yönlü sıcak dövme işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin çevrim sayısına göre değişimini ve bir çevrim soğuk dövme işleminin bu özelliklere etkisini gösteren eğriler

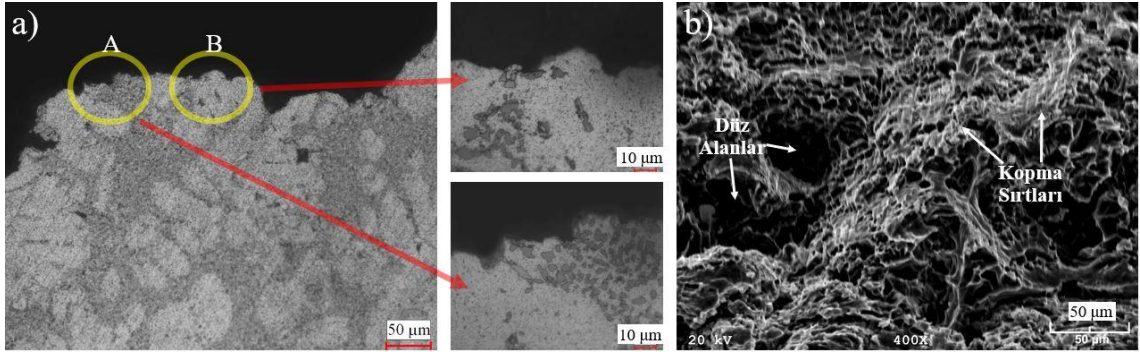


Şekil 19. Sıcak dövme işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının sertlik, mikrosertlik ve basma dayanımı değerlerinin çevrim sayısına göre değişimini ve bir çevrim soğuk dövme işleminin bu özelliklere etkisini gösteren eğriler

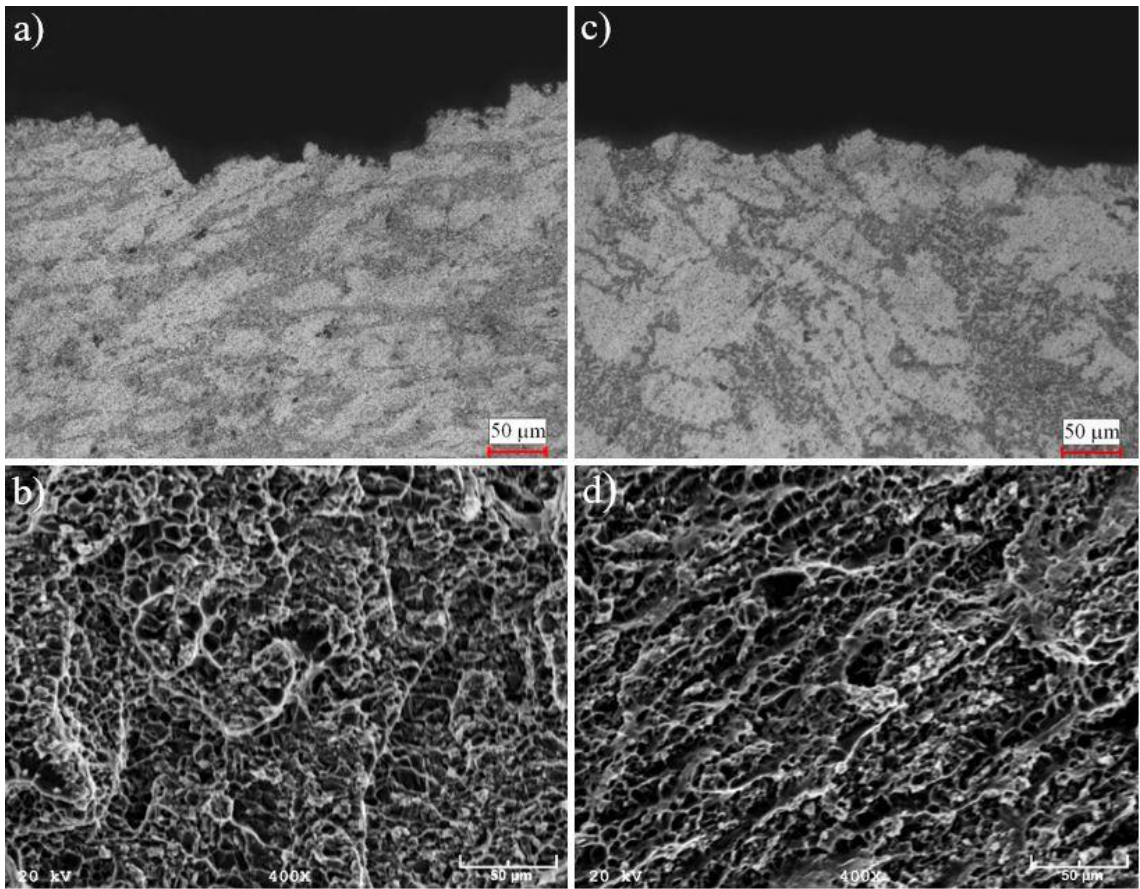
Sıcak dövülmüş alaşımın akma ve çekme dayanımının bir çevrim sıcak dövme işleminin ardından artan çevrim sayısı ile sürekli azaldığı, ancak söz konusu sürekliliğin sıcak dövülmüş alaşımlara uygulanan bir çevrim soğuk dövme işleminden sonra oluşmadığı gözlenmiştir. Şöyle ki, bir, üç ve beş çevrim sıcak dövme işleminden sonra yapılan bir çevrim soğuk dövme işlemi sonucunda elde edilen akma ve çekme dayanımlarının iki ve dört çevrim sıcak dövme işleminden sonra uygulanan bir çevrim soğuk dövme işleminin ardından elde edilen verilerden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu durum tek sayılara karşılık gelen çevrim sayılarından sonra yapılan soğuk dövme işleminde alaşımın daha yüksek oranda deformasyon sertleşmesi eğilimi sergilemesinden ve sert parçacıkların yapı içerisinde homojen dağılmasından kaynaklanmış olabilir [46, 96, 112].

3.3. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

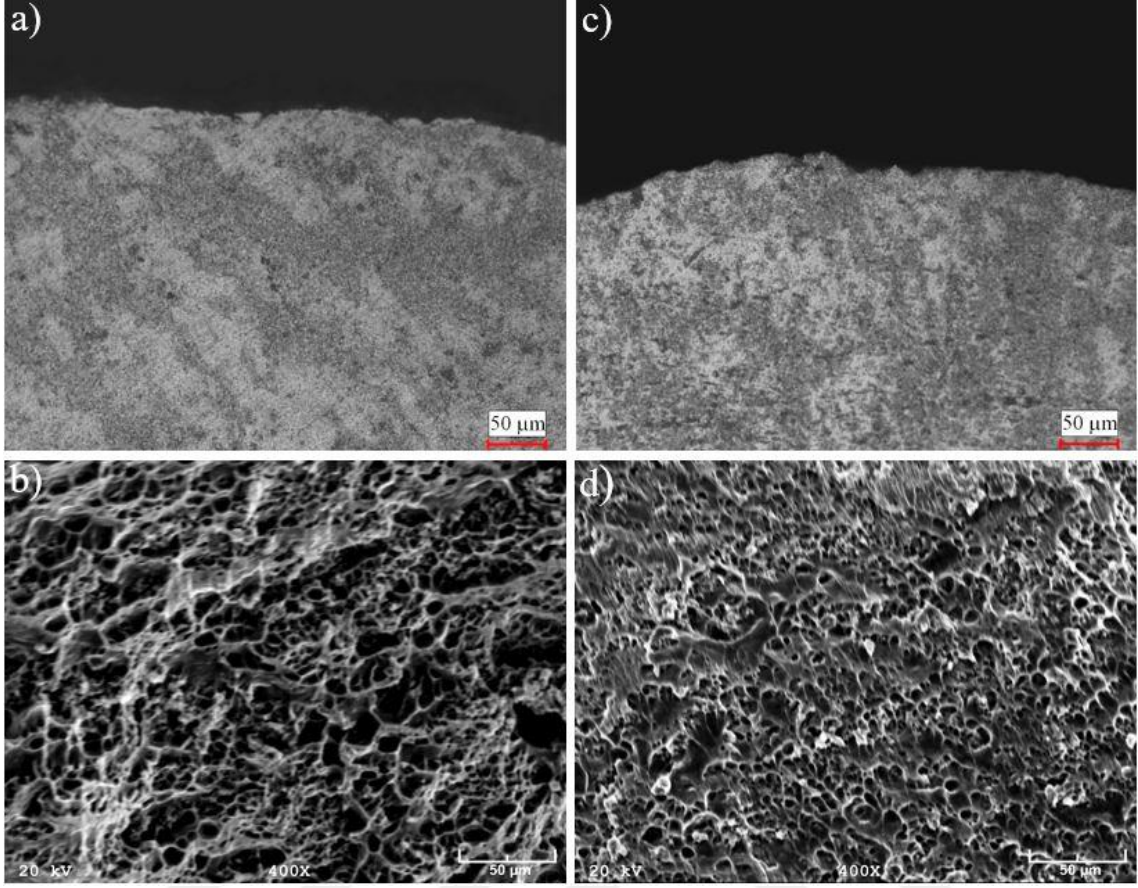
Homojenize edilmiş, bir, üç ve beş çevrim sıcak ardından da bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzeyinin dikey ve enine kesitini gösteren OM ve SEM görüntüleri Şekil 20-23' de verilmiştir. Yapılan mikroskobik incelemelerde kırılmanın sert parçacıkların parçalanması ve/veya ana matristen ayrılması sonucu oluşan çatlakların sert parçacıklarca yoğun bölgeleri takip ederek oluştuğu gözlenmiştir. SEM görüntüleri ise bu kırılma sonucunda alaşımın yüzeyinde düz alanlar ile ayrılma sırtlarının oluştuğunu göstermiştir. Bu durum Şekil 20'de verilen OM ve SEM görüntülerinde ayrıntılı bir biçimde gösterilmiştir. Detaylar üzerinde yapılan incelemelerde düz alanların sert parçacıklar veya bunların ayrıldığı matrisin yüzeyleri olduğu, kopma sırtlarının ise ana matrisin çekme yönünde uzayarak kopması sonucunda oluştuğu tespit edilmiştir. Bu durum sert parçacıklar ile ana matrisin plastik şekil değiştirme kabiliyetlerine ve sert parçacıklar ile ana matrisin ara yüzeyi arasındaki bağ kuvvetlerine dayandırılarak açıklanabilir [66, 69]. Şöyle ki sert parçacıkların plastik şekil değiştirme kabiliyetleri düşük ana matrisin ise yüksektir. Diğer taraftan sert parçacıklar ile ana matrisin ara yüzey bağ kuvveti düşüktür. Bu nedenlerden dolayı çatlak ya sert parçacıkların parçalanması ya da bunların ana matrisinden kopması veya her iki etki ile oluşmaktadır [66, 69]. Söz konusu çatlaklar ise sert parçacıkların bulunduğu bölgeleri takip ederek alaşımın çekme kırılmasına yol açmaktadır. Çatlakların ilerlemesi sırasında plastik deformasyon kabiliyeti nispeten yüksek olan ana matris çekme doğrultusunda bir uzama sergileyerek kopmaktadır. Nitekim sert parçacıkların kırılması veya ana matristen ayrılması alaşımların kırılma yüzeylerinde düz yüzeylerin, ana matrisin çekme doğrultusunda uzayarak kopması ise kopma sırtlarının oluşmasına yol açmaktadır [69, 117]. Çok yönlü sıcak ve soğuk dövülmüş alaşımın kırılma yüzeylerindeki düz alanların daraldığı ayrılma sırtlarının ise bu alanlar etrafında daha homojen olarak bir dağılım sergilediği gözlenmiştir, (Şekil 21-23). Bu durum dövme işleminden sonra sert parçacıkların daha da küçülerek yapı içerisine homojen bir biçimde dağılmasından kaynaklanmış olabilir [46, 96]. Bu parçacıkların küçülerek yapı içerisine dağılması ayrılma sırtlarının homojen olarak tüm yüzeyde oluşmasına yol açmaktadır. Nitekim çevrim sayısı arttıkça dövülmüş alaşımın kırılma yüzeylerindeki düz alanların azalması ve ayrılma sırtlarının yapı içerisine nispeten homojen olarak dağılması söz konusu işlemde sonra alaşımın sünekleşme eğilimi sergilediğini göstermektedir.



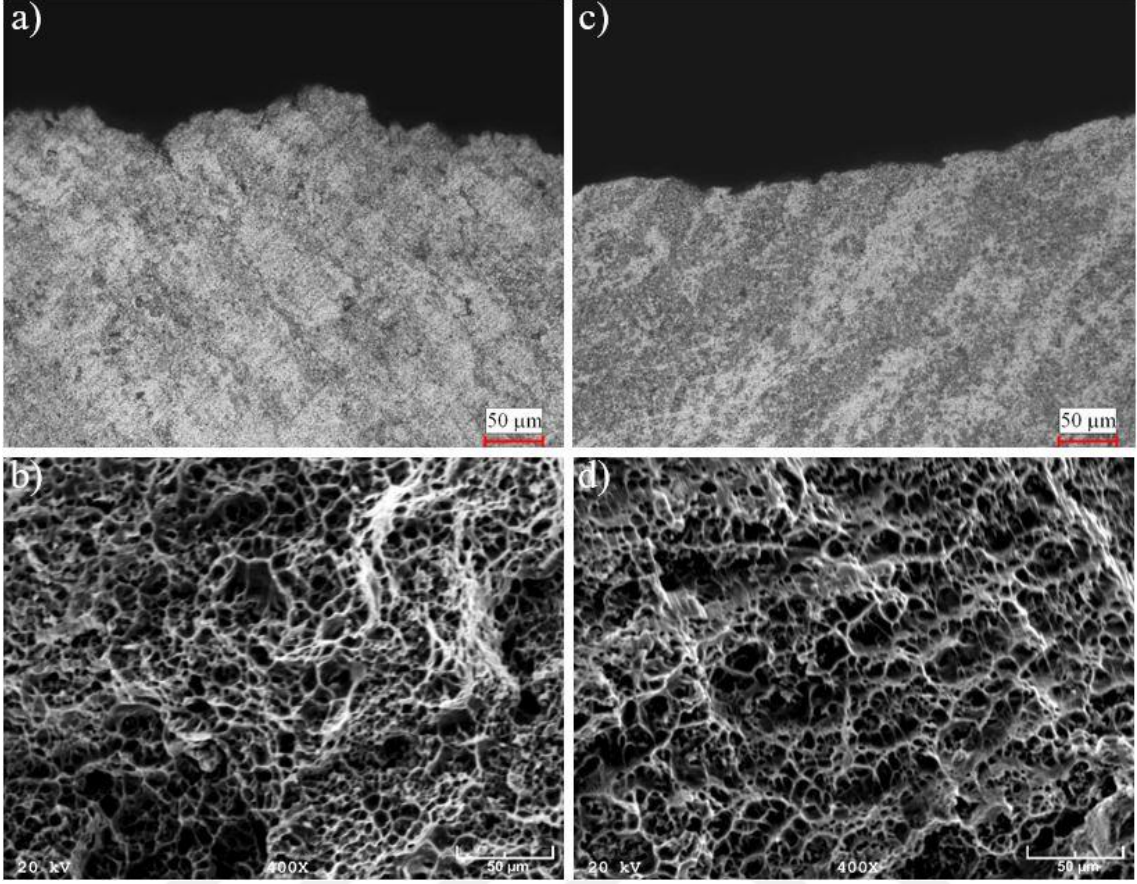
Şekil 20. Homojenize edilmiş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının kırılma yüzeylerinin a) dikey kesitinin OM ve b) enine kesitinin SEM görüntüleri



Şekil 21. Bir çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzlerinin (a, c) dikey kesitinin OM ve (b, d) enine kesitinin SEM görüntüleri



Şekil 22. Üç çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzlerinin (a, c) dikey kesitinin OM ve (b, d) enine kesitinin SEM görüntüleri



Şekil 23. Beş çevrim sıcak ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımına ait kırılma yüzlerinin (a, c) dikey kesitinin OM ve (b, d) enine kesitinin SEM görüntüleri

3.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular

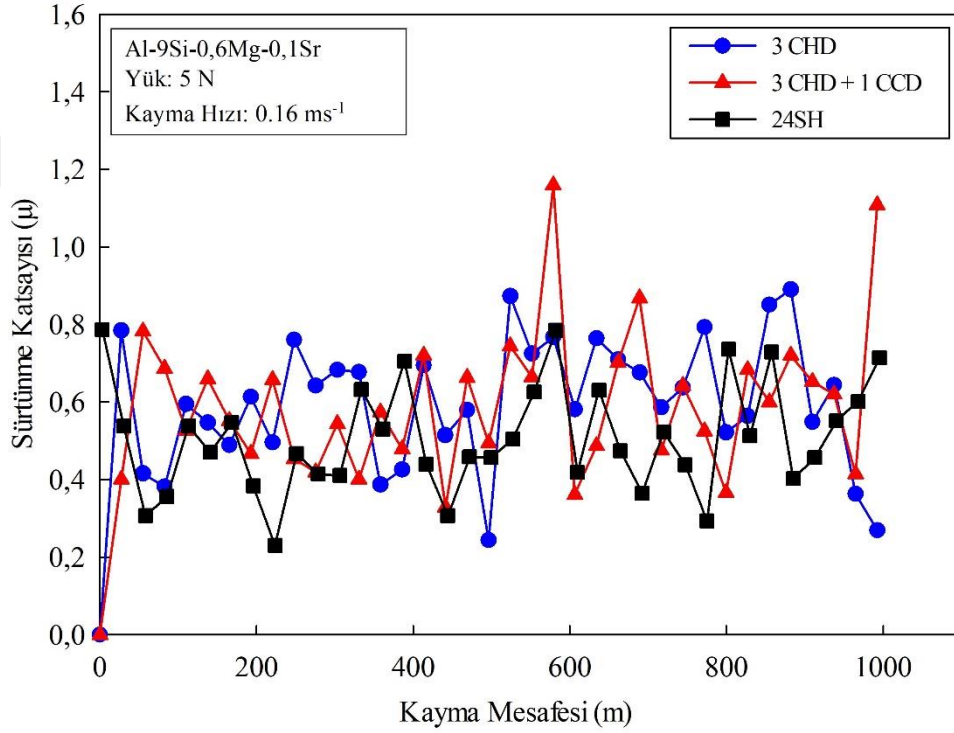
Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki alaşımın sürtünme katsayısının alınan yola göre değişiminin birbirine çok benzer olduğu görülmüştür. Bu değişim homojenize edilmiş ve üç çevrim sıcak ve ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımlar için Şekil 24’te verilmiştir. Bu eğriler alaşımın bütün durumlarındaki sürtünme katsayısının çalışmanın başlangıç aşamasında önce artıp daha sonra azalarak dalgalı bir değişim sergilediğini göstermektedir. Bu değişim yüzeyler arasındaki temas alanına dayandırılarak açıklanabilir [9, 11, 12, 118]. Aşındırıcı yüzeyin küresel formda oluşu başlangıçta temas alanının düşük olmasına ve dolayısıyla alaşımın yüzeyinde yüksek basınçların ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Bu basınç yüzeylerin birbirine yapışmasına ve/veya küresel yüzeyin nispeten bir miktar alaşım yüzeyine batmasına neden olmaktadır. Bu durum hareketin başlangıcında harekete ters yönde bir direnç kuvvetinin oluşmasına dolayısıyla sürtünme katsayısının

artmasına yol açmaktadır. Ancak kayma yolunun artmasıyla birlikte aşımın yüzeyinde bir aşınma yolu oluşmaktadır. Bu durum temas yüzeyleri arasındaki temas alanının artmasına ve basıncın azalmasına neden olmaktadır. Basıncın azalması ise sürtünme katsayısının azalarak dalgalı değişim sergilediği durumuna ulaşmasına yol açmaktadır. Sürtünme katsayısının kararlı durumunda dalgalı bir değişim sergilemesi ise çalışma süresince yüzeyler arasındaki metal transferinden kaynaklanmaktadır [9, 11, 12, 118].

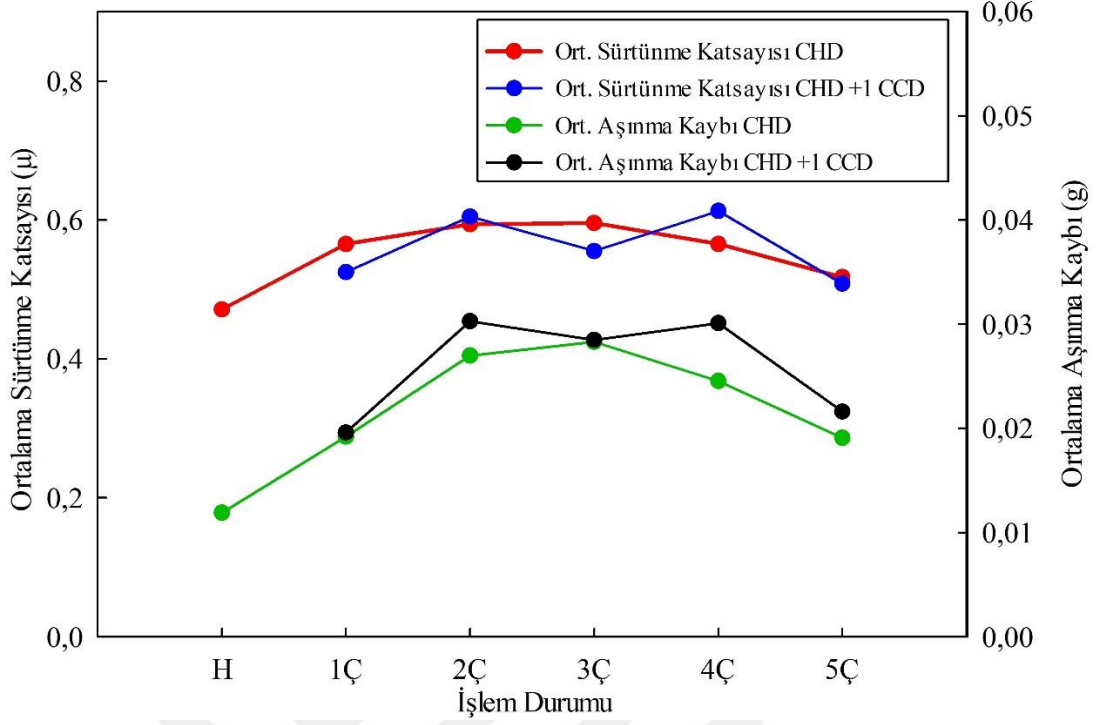
Alaşımın aşınma kaybının ve ortalama sürtünme katsayısının dövme çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 25’te verilmiştir. Bu eğriler aşımın çok yönlü sıcak dövülmüş durumdaki sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının artan çevrim sayısı ile artarak üç çevrim dövme işlemi sonucunda en yüksek değerine ulaştığını ve takip eden çevrim sayısında ise azaldığını göstermektedir. Diğer taraftan çok yönlü dövme işleminden sonra aşımın sürtünme ve aşınma kaybının arttığı gözlenmiştir. Bir başka ifadeyle farklı çevrim sayılarında çok yönlü sıcak dövülmüş aşım homojenize durumuna göre daha yüksek sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı göstermiştir. Bu bulgular aşımın mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki aşımın çok yönlü dövme işleminden sonra çekme ve basma dayanımları ile sertliğinin arttığı, basma dayanımının bir çevrim sıcak dövme işlemini takip eden çevrimlerde azaldığı, sünekliğinin ise arttığı gözlenmiştir. Alaşımın akma ve çekme dayanımları ile sertliğindeki artışa rağmen sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının artması Archard aşınma kanunlarına göre bir tezat oluşturmaktadır [6]. Buradan yola çıkarak söz konusu özelliklerin değişimi üzerinde daha çok aşımın basma dayanımındaki düşüşün ve süneklik değerlerindeki artışın daha etkin olduğu söylenebilir. Nitekim aşımın basma dayanımının azalması ve sünekliğinin artması yüzeyler arasındaki adezyonu kolaylaştırarak sıcak dövülmüş aşımın hem sürtünme katsayısının hem de aşınma kaybının artmasına yol açmaktadır.

Farklı çevrim sayılarında sıcak dövülmüş ve ardından bir çevrim soğuk dövülmüş aşımın sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı değerleri akma ve çekme dayanımlarındaki değişimi benzer bir değişim sergilediği gözlenmiştir. Şöyle ki iki ve dört çevrim sıcak dövülmüş aşıma uygulanan bir çevrim soğuk dövme işleminin ardından aşımın sürtünme katsayısının arttığı, bir, üç ve beş çevrim sıcak dövme işleminden sonra uygulanan bir çevrim soğuk dövme işleminin ardından ise aşımın söz konusu değerinin azaldığı görülmüştür. Bir ve üç çevrim sıcak dövüldükten sonra birer çevrim soğuk dövme işleminin aşımın aşınma kaybında önemli bir değişime yol açmadığı, bir çevrim soğuk dövme işleminin iki ve beş çevrim sıcak dövülmüş aşımın aşınma kaybını artırdığı, söz konusu işlemin dört

çevrim sıcak dövülmüş alaşımın ise aşınma kaybını düşürdüğü belirlenmiştir. Alaşımın sürtünme katsayısı ile aşınma kaybının akma ve çekme dayanımlarında olduğu gibi dalgalı bir değişim sergilemesi soğuk dövme işleminin ardından alaşımın iç enerjisinin artış ve bu artışa bağlı olarak nispeten dengesiz bir yapının oluşması yol açmış olabilir [13]. Ancak bu dengesizlik alaşımın akma ve çekme dayanımındaki artışla birlikte bastırılmakta dolayısıyla alaşımın yüksek dayanım sergilediği çevrimlerde sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı azalmakta tersi durumda ise söz konusu değerler artmaktadır.



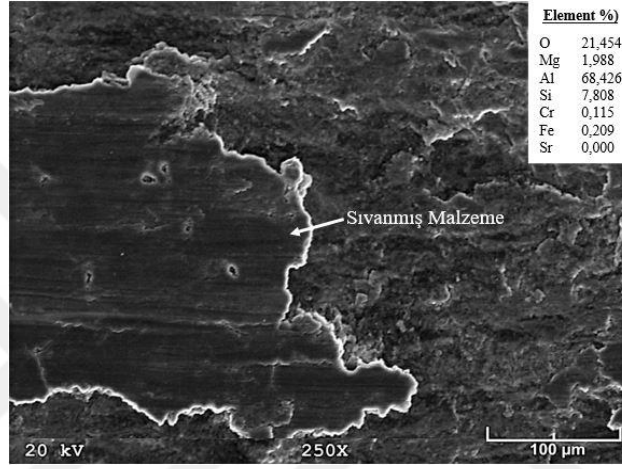
Şekil 24. Homojenize edilmiş ve dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,1Sr-0,6Mg alaşımının sürtünme katsayısının kayma mesafesine göre değişimini gösteren eğriler



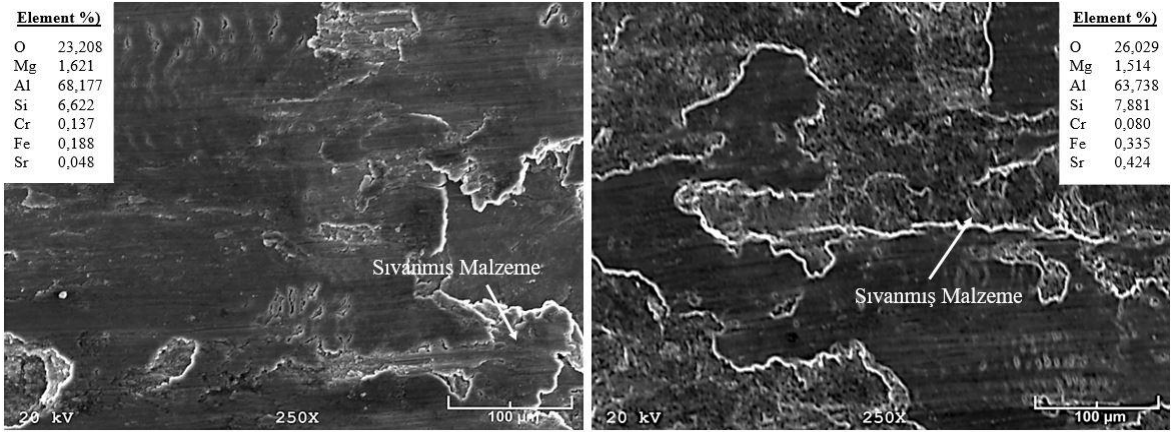
Şekil 25. Homojenize edilmiş ve sıcak ve ardından bir çevrim soğuk dövülmüş durumdaki Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma kaybının uygulanan çevrim sayısına göre değişimlerini gösteren eğriler

Homojenize edilmiş ve farklı çevrim sayılarında sıcak ve ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın aşınma ve aşındırıcı bilye yüzeylerinin ve de aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve EDS analizleri sırasıyla Şekil 26-35'te verilmiştir. Bu görüntüler alaşımın aşınma yüzeyinde gerek homojenize edilmiş gerekse dövülmüş durumlarında adezyon (sıvama) tabakalarının oluştuğunu, bu tabakaların bazı bölgelerde delaminasyona (soyulma) uğradıkları ve oksitlendiklerini göstermektedir. Diğer taraftan benzer tabakaların aşındırıcı yüzeylerde oluştuğu görülmektedir. Adezyon tabakalarının EDS sonucunda elde edilen kimyasal bileşimlerinin ise aşınma parçacıklarının söz konusu bileşimlerine yakın olduğu belirlenmiştir. Bunlara ilave olarak aşınma parçacıklarının irili ufaklı parçacıklardan oluştuğu, iri parçacıkların geniş yüzeyli ufak parçacıkların ise nispeten kalın tozlar şeklinde bir görünüme sahip olduğu belirlenmiştir. Bu bulgular yüzeyler arasındaki etkileşime dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki numune yüzeyine gelen yüksek basınçlar nedeniyle hem çalışmanın başlangıç aşamasında hem de çalışmanın devamında yapışmalar meydana gelmektedir. Bu yapışmalar sonucunda kopan parçacıklar önce bilye yüzeyine yapışmakta tekrar eden çevrimlerde ise bir kısmı geri dönerek yüzeye sıvanmaktadır [9, 12]. Ancak sıvanmış tabakanın oksitlenmesi ve belirli bir kalınlığa ulaşması bu tabakanın

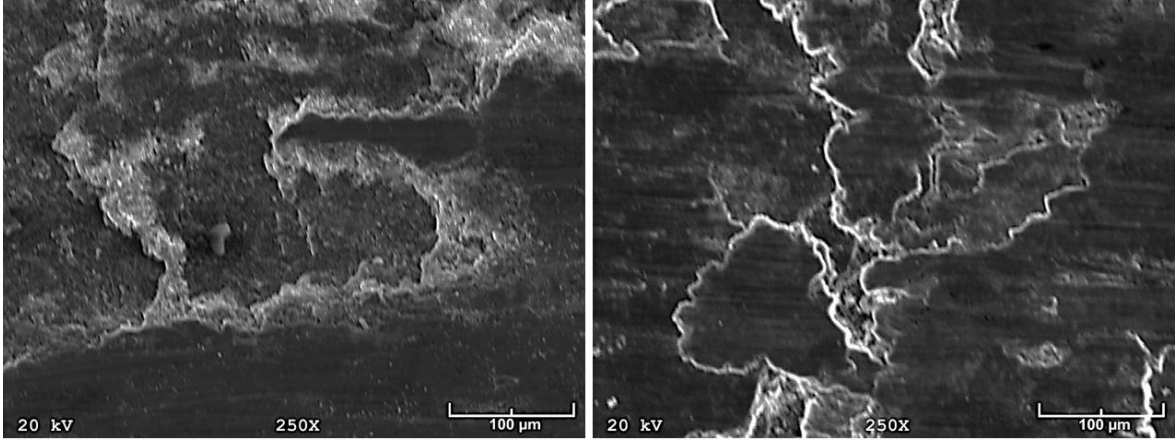
gevrekleşmesine ve tekrar eden çevrimlerde parçalanmasına yol açmaktadır. Bu parçacıklar soyulma yoluyla yüzeyden ayrılmaktadır [119, 120]. Soyulan parçacıkların bir kısmı merkezkaç kuvveti ile yüzeyden uzaklaşarak geniş yüzeyli, bir kısmı ise yüzeyler arasında hareket ederken ufalanarak kalın toz şeklindeki aşınma parçacıklarının oluşmasına neden olmaktadır. Nitekim numune ve bilye yüzlerinde oluşan tabakalar ile aşınma parçacıklarının kimyasal bileşimlerinin benzerlik sergilemesi söz konusu alaşımlarda adezyonun ve soyulmanın etkin aşınma mekanizmaları olduğunu göstermektedir.



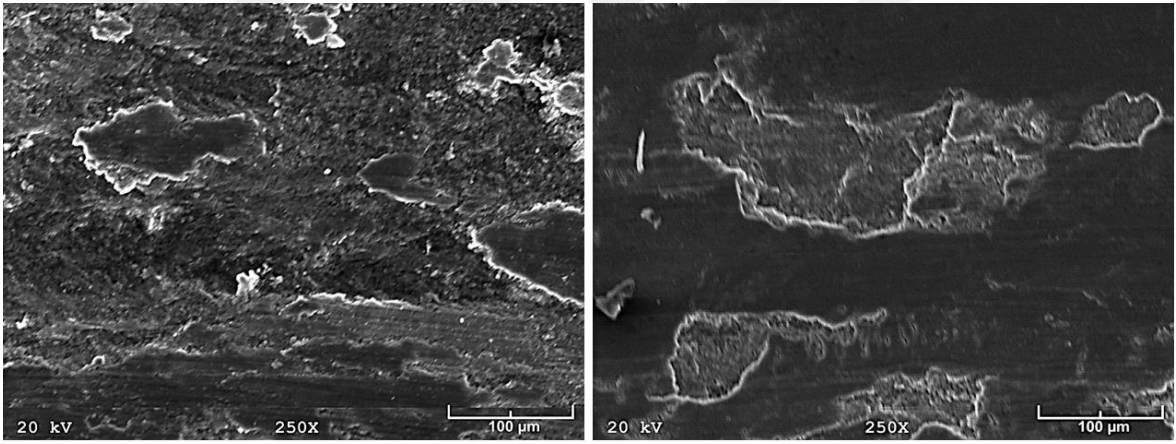
Şekil 26. Homojenize edilmiş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeyini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



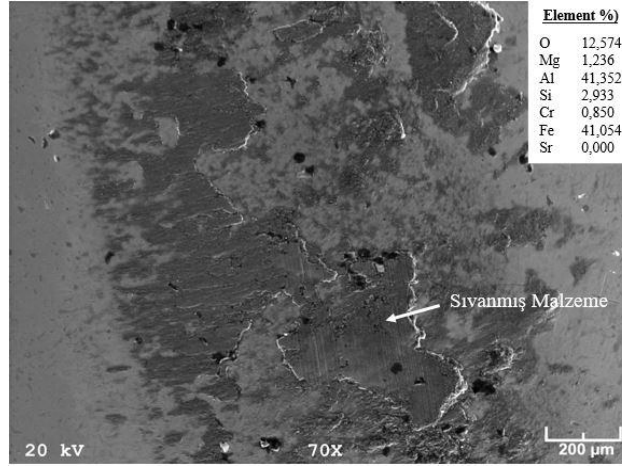
Şekil 27. a) Bir çevrim sıcak b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



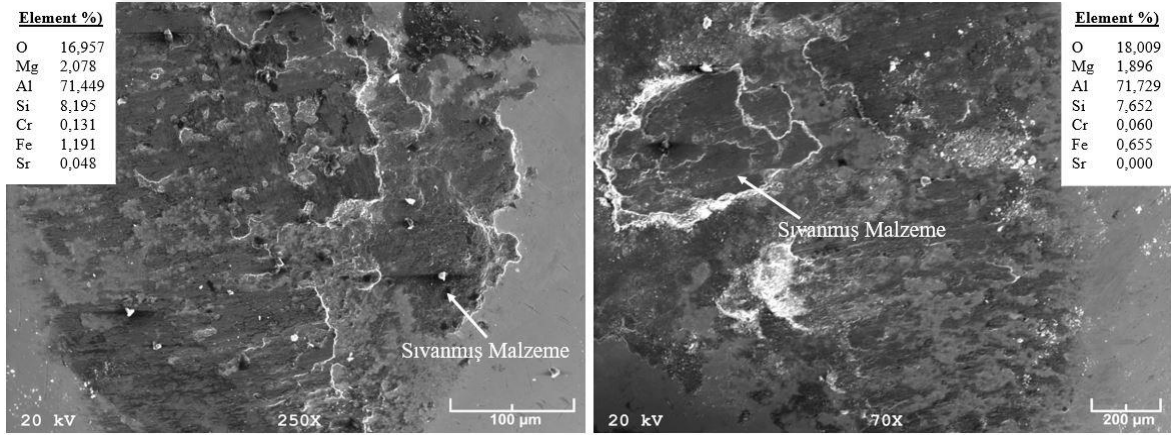
Şekil 28. a) Üç çevrim sıcak b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



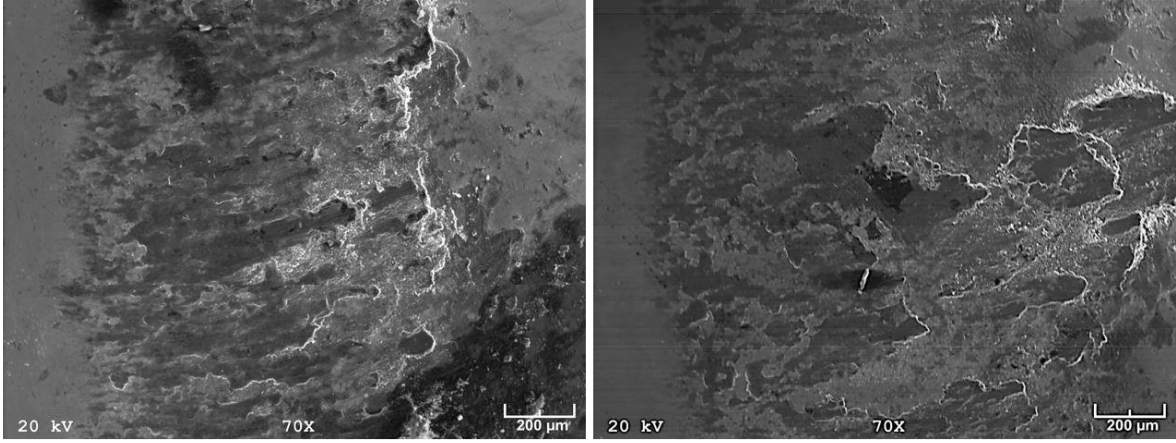
Şekil 29. a) Beş çevrim sıcak b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



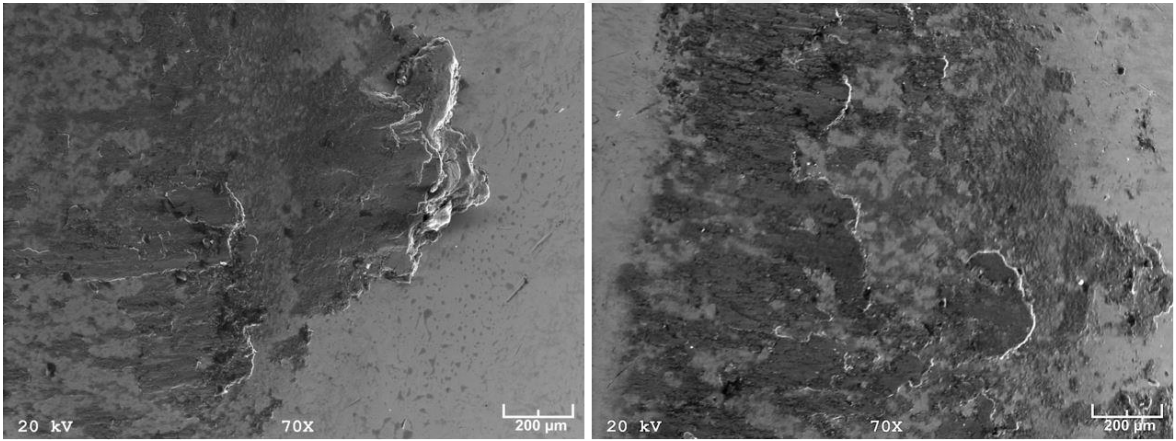
Şekil 30. Homojenize edilmiş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



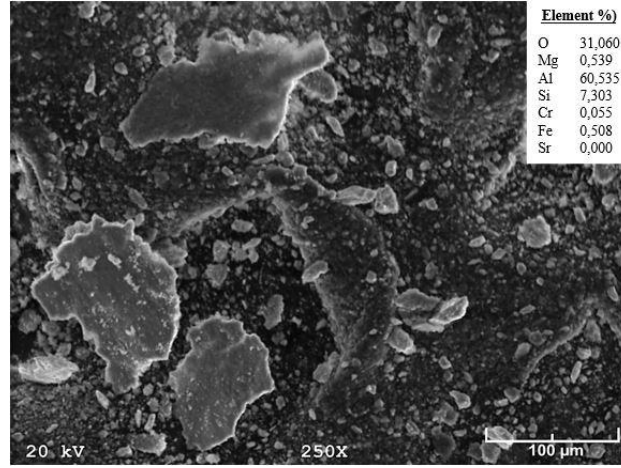
Şekil 31. a) Bir çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



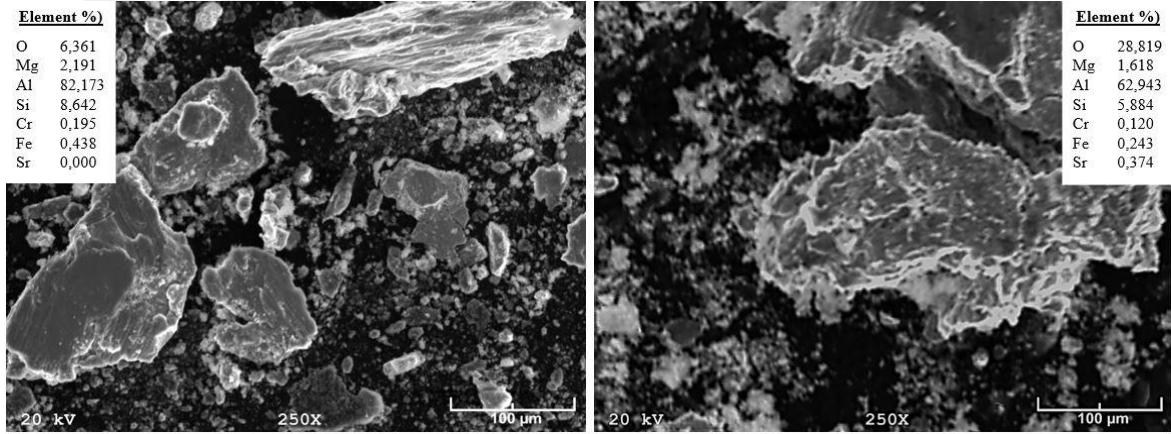
Şekil 32. a) Üç çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



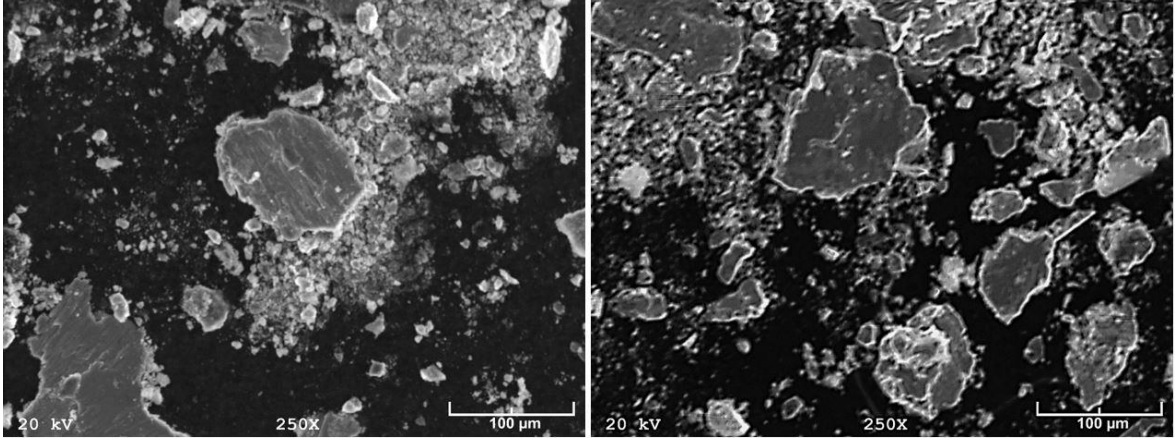
Şekil 33. a) Beş çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımının 5 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde kullanılan aşındırıcı bilyelerin yüzeylerinin SEM görüntüleri ve bu yüzeylerin EDS analizleri



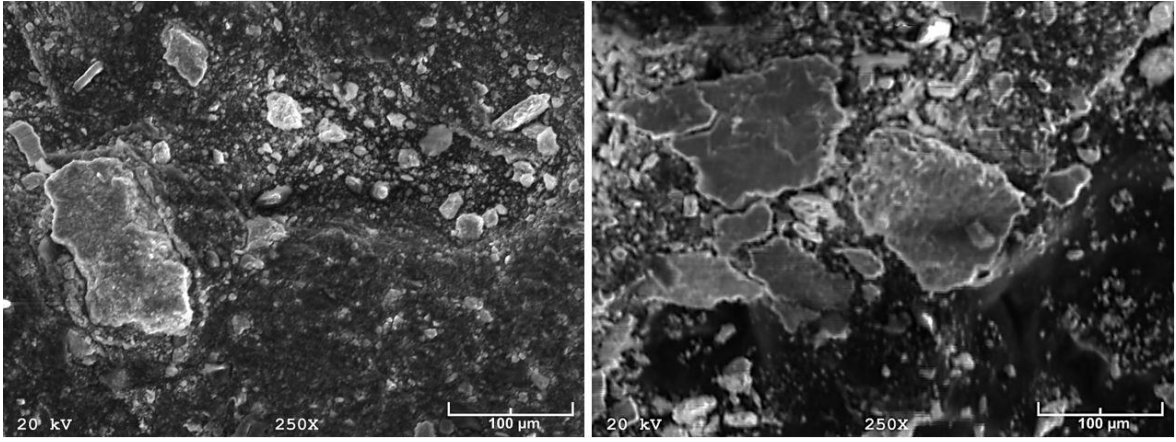
Şekil 34. Homojenize edilmiş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri



Şekil 35. a) Bir çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri



Şekil 36. a) Üç çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri



Şekil 37. a) Beş çevrim sıcak ile b) ardından bir çevrim soğuk dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının ait aşınma parçacıklarının SEM görüntüleri ve bu parçacıkların EDS analizleri

4. SONUÇLAR

Bu çalışmada çok yönlü dövme işlemi stronsiyum ve magnezyum içeren Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr esaslı alaşıma uygulanmış, işlemin söz konusu alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi sistematik bir biçimde incelenmiştir. Bu incelemeler sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. Homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımının içyapısı α -Al, Si, Al-Fe-Si, Al-Si-Mg-Fe ve Al-Si-Sr fazlarından oluşmaktadır. α -Al fazı dendritik, Si fazına ait parçacıklar nispeten küresel diğer fazlara ait parçacıklar ise plaka ve çubuk biçiminde bir görünüm sergilemektedir.
2. Çok yönlü dövme işleminden sonra alaşımın dendritik yapısı ortadan kalkmakta, sert parçacıklar ise kırılarak yapı içerisine nispeten homojen bir biçimde dağılmaktadır. Dövme çevrim sayısı arttıkça parçacıkların yapı içerisindeki dağılım homojenliği artmaktadır.
3. Farklı çevrim sayılarında sıcak dövme işleminin ardından uygulanan birer çevrim soğuk dövme işlemi sert parçacıkların daha fazla parçalara ayrılmasına ve bunların yapı içerisindeki dağılım homojenliğini iyileştirmektedir.
4. Bir çevrimden daha yüksek çevrim sayılarında çok yönlü sıcak dövülmüş Al-9Si-0,6Mg-0,1Sr alaşımı nispeten deformasyon sertleşmesinden bağımsız bir gerilme-uzama davranışı sergilemekte ve sünekliği artmaktadır. Ancak sıcak dövme işleminin ardından uygulanan bir çevrim soğuk dövme işleminden sonra alaşım bir miktar deformasyon sertleşmesi sergilemektedir.
5. Çevrim sayısı arttıkça sıcak dövülmüş alaşımın akma ve çekme dayanımı artmaktadır. Ancak bu artış miktarı bir çevrim sonunda en yüksek değerine ulaştıktan sonra artan çevrim sayısı ile azalmaktadır. Alaşımın sünekliği ise akma ve çekme dayanımının tersi bir davranış sergilemektedir.
6. Sıcak dövme işlemin ardından uygulanan bir çevrim soğuk dövme işlemi alaşımın akma ve çekme dayanımını artırmaktadır. Ancak bu işlem üç çevrime kadar sıcak dövülmüş alaşımın sünekliğinde önemli bir değişime yol açmamaktadır. Üç çevrimden daha fazla sıcak dövülmüş alaşımlara uygulanan bir çevrim soğuk dövme işlemi ise alaşımın sünekliğini düşürmektedir.
7. Bir çevrim sıcak dövme işlemi alaşımın basma dayanımı ile sertlik ve mikrosertlik değerlerini artırmaktadır. Söz konusu çevrim sayısının üzerinde uygulanan sıcak dövme

işlemlerinde alaşımın sertlik ve mikrosertliği azalmakta yaklaşık üç çevrim sıcak dövme işleminden sonraki çevrimlerde başlangıç seviyesine ulaşmaktadır. Ancak alaşımın basma dayanımı bir çevrim üzerindeki çevrim sayılarında başlangıç değerinden daha düşük seviyelere düşmektedir.

8. Farklı çevrim sayılarında sıcak dövme işleminin ardından uygulanan bir çevrim soğuk dövme işlemi alaşımın basma dayanımı ile sertlik ve mikrosertliğini artırmaktadır. Ancak bu işlem farklı çevrim sayılarında sıcak dövülmüş alaşımın söz konusu değerlerinin çevrim sayısına göre değişim trendini belirgin bir biçimde etkilememektedir.

9. Gerek farklı çevrim sayılarında sıcak gerekse ardından uygulanan bir çevrim soğuk dövülmüş alaşımın kırılma yüzeyleri homojenizasyon işlemine tabi tutulmuş alaşıma göre daha lifli bir görünüm sergilemektedir.

10. Çok yönlü sıcak dövme işlemi alaşımın aşınma direncini düşürmekte sürtünme katsayısını artırmaktadır. Ancak aşınma direncindeki düşüş ve sürtünme katsayısındaki artış oranı üç çevrimin üzerindeki çevrim sayılarında nispeten azalmaktadır.

11. Farklı çevrim sayılarında sıcak dövülmüş alaşıma uygulanan bir çevrim soğuk dövme işlemi alaşımın aşınma direncini düşürmektedir. Söz konusu işlem alaşımın sürtünme katsayısını dört çevrim uygulanmış alaşımda artırmakta, bir ve üç çevrim sıcak dövülmüş alaşımda düşürmekte diğer çevrim sayılarında ise belirgin bir etki oluşturmamaktadır.

12. Gerek homojenizasyon gerekse dövülmüş alaşımın aşınma mekanizması adezyon ve delaminasyondan (soyulma) oluşmaktadır.

5. ÖNERİLER

Yapılan deneysel çalışmalar sırasında tespit edilen ve gelecekte bazı ayrıntıların net olarak koyulması için gerekli araştırma önerileri aşağıda verilmiştir.

1. Çok yönlü dövme işleminin alaşımın yapısal özelliklerine etkisi TEM ve EBSD ile detaylı bir biçimde incelenerek, işlemin yapı üzerindeki etkisi net olarak ortaya koyulabilir.
2. Çok yönlü dövme işleminin alaşımın şekillendirilebilirlik özelliklerine etkisi incelenebilir.
3. Çok yönlü dövülmüş alaşımın sürtünme ve aşınma özellikleri yağlı kayma koşullarında araştırılabilir.



6. KAYNAKLAR

1. Gruzleski, J.E. ve Closset, B.M., 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. Cui, C., Schulz, A., Matthaei-Schulz, E. ve Zoch, H.-W., 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.
5. Nikanorov, S.P., Volkov, M.P., Gurin, V.N., Burenkov, Y.A., Derkachenko, L.I., Kardashev, B.K., Regel, L.L. ve Wilcox, W.R., Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt, Materials Science and Engineering: A, 390,1 (2005) 63-69.
6. Torabian, H., Pathak, J. ve Tiwari, S., Wear characteristics of Al-Si alloys, Wear, 172,1 (1994) 49-58.
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. Alemdag, Y. ve Beder, M., Effects of zinc content on strength and wear performance of Al-12Si-3Cu based alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 29,12 (2019) 2463-2471.
9. Alemdağ, Y. ve Beder, M., Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si-(0-5)Zn alloys, Materials & Design, 63 (2014) 159-167.
10. Basavakumar, K., Mukunda, P., Chakraborty, M.J.M. ve Design, Dry sliding wear behaviour of Al-12Si and Al-12Si-3Cu cast alloys, 30,4 (2009) 1258-1267.
11. Clarke, J. ve Sarkar, A.D., Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys, Wear, 54,1 (1979) 7-16.
12. Dey, S.K., Perry, T.A. ve Alpas, A.T., Micromechanisms of low load wear in an Al-18.5% Si alloy, Wear, 267,1 (2009) 515-524.
13. Dwivedi, D.K., Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview, Materials & Design (1980-2015), 31,5 (2010) 2517-2531

14. Dwivedi, D.K., Arjun, T.S., 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.
15. Basavakumar, K.G., Mukunda, P.G. ve Chakraborty, M., Dry sliding wear behaviour of Al–12Si and Al–12Si–3Cu cast alloys, Materials & Design, 30,4 (2009) 1258-1267.
16. Savaşkan, T., Bican, O. ve Alemdağ, Y., Developing aluminium–zinc-based a new alloy for tribological applications, Journal of Materials Science, 44,8 (2009) 1969-1976.
17. Savaşkan, T. ve Alemdağ, Y., Effects of pressure and sliding speed on the friction and wear properties of Al–40Zn–3Cu–2Si alloy: A comparative study with SAE 65 bronze, Materials Science and Engineering: A, 496,1 (2008) 517-523.
18. Fracchia, E., Gobber, F.S. ve Rosso, M., Effect of Alloying Elements on the Sr Modification of Al-Si Cast Alloys, Metals, 11,2 (2021) 342.
19. Frolova, L., Shevchenko, R., Shpyh, A., Khoroshailo, V. ve Antonenko, Y., Selection of Optimal Al–Si Combinations in Cast Iron for Castings for Engineering Purposes, EUREKA: Physics and Engineering, 2 (2021) 99-107.
20. Hernandez-Sandoval, J., Abdelaziz, M.H., Samuel, A.M., Doty, H.W. ve Samuel, F.H., Effect of Dispersoids and Intermetallics on Hardening the Al-Si-Cu-Mg Cast Alloys, Advances in Materials Science and Engineering, 2021 (2021) 9933168.
21. Samuel, A.M., Samuel, F.H., Abdelaziz, M.H. ve Doty, H.W., Hardening of Al–Si–Cu–Mg Cast Alloys: Role of Ag and Zn addition, International Journal of Metalcasting, (2021).
22. Goudar, D.M., Magalad, V.T. ve Kurahatti, R.V., Study of microstructure and tribological behaviour of spray cast high silicon hypereutectic Al-Si alloy, Advances in Materials and Processing Technologies, (2020) 1-10.
23. Radhika, N., Sasikumar, J. ve Jojith, R., Effect of Grain Modifier on Mechanical and Tribological Properties of Al-Si Alloy and Composite, Silicon, 13,3 (2021) 841-855.
24. Mao, F., Ou, L., Qiao, Y., Chen, C., Zhang, C., Zhang, P. ve Wang, Y., Comparison of Silicon Phase in Al-20Si Alloys and Zn-27Al-3Si Alloys with Strontium Addition, International Journal of Metalcasting, (2021).
25. Prabhudev, M.S. ve Kori, S.A., Dry sliding wear characteristics of Al-7Si-0.3Mg alloy with minor additions of magnesium at high temperature, Tribology - Materials, Surfaces & Interfaces, (2021) 1-8.
26. Alemdag, Y. ve Beder, M., Effects of Mn Content on Microstructure, Mechanical and Dry Sliding Wear Properties of Eutectic Al–Si–Cu Alloy, Metals and Materials International, (2019).

27. Alemdag, Y., Purcek, 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.
28. Abouei, V., Saghafian, H., Shabestari, S.G. ve Zarghami, M., Effect of Fe-rich intermetallics on the wear behavior of eutectic Al-Si piston alloy (LM13), Materials & Design, 31,7 (2010) 3518-3524.
29. Bacaicoa, I., Dwivedi, P.K., Luetje, M., Zeismann, F., Brueckner-Foit, A., Geisert, A. ve Fehlbier, M., Effect of non-equilibrium heat treatments on microstructure and tensile properties of an Al-Si-Cu alloy, Materials Science and Engineering: A, 673 (2016) 562-571.
30. 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.
31. 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.
32. Yıldırım, M. ve Özyürek, D., The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys, Materials & Design, 51 (2013) 767-774.
33. Hekimoğlu, A.P., Çalış, M. ve Ayata, G., Effect of Strontium and Magnesium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-12Si Alloys, Metals and Materials International, 25,6 (2019) 1488-1499.
34. Caceres, C.H., Davidson, C.J., Griffiths, J.R. ve Wang, Q.G., The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys, Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, 30,10 (1999) 2611-2618.
35. 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.
36. 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.
37. Prasad, B.K., Venkateswarlu, K., Modi, O.P., Jha, A.K., Das, S., Dasgupta, R. ve Yegneswaran, A.H., 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.
38. 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.

39. Rathod, N. ve Manghani, J., Effect of modifier and grain refiner on cast Al-7Si aluminum alloy: A review, International Journal of Emerging Trends in Engineering and Development, 5,2 (2012) 574-582.
40. 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.
41. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A. ve Yanagida, A., Severe plastic deformation (SPD) processes for metals, CIRP Annals, 57,2 (2008) 716-735.
42. Estrin, Y. ve Vinogradov, A., Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science, Acta Materialia, 61,3 (2013) 782-817.
43. Kaibyshev, R. ve Mazurina, I., Mechanisms of Grain Refinement in Aluminum Alloys during Severe Plastic Deformation, Materials Science Forum, 467-470 (2004) 1251-1260.
44. Rosochowski, A., Processing Metals by Severe Plastic Deformation, Solid State Phenomena, 101-102 (2004) 13-22.
45. 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.
46. 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.
47. 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.
48. 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.
49. 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.
50. 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).
51. 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.
52. Savaşkan, T., *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*, Altıncı Baskı, Trabzon, 2012.
 53. Ayata, G., Bor, Stronsiyum ve/veya Magnezyum Katkılarının Al-Si Alaşımlarının Yapısal ve Mekanik Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Rize, 2018.
 54. Hekimoğlu, A.P. ve Ayata, G., Effect of Strontium and Strontium-Magnesium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al-17Si Alloy, *Pamukkale University Journal of Engineering Sciences*, 25,1 (2019) 49-55.
 55. Tavitaz-Medrano, F., Mohamed, A., Gruzleski, J., Samuel, F. ve Doty, H., Precipitation-hardening in cast Al-Si-Cu-Mg alloys, *Journal of Materials Science*, 45,3 (2010) 641-651.
 56. 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.
 57. Ma, A., Suzuki, K., Saito, N., Nishida, Y., Takagi, M., Shigematsu, I. ve Iwata, H., Impact toughness of an ingot hypereutectic Al-23mass% Si alloy improved by rotary-die equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering: A*, 399,1 (2005) 181-189.
 58. Mohamed, A.M.A., Samuel, A.M., Samuel, F.H. ve Doty, H.W., Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al-10.8%Si cast alloy, *Materials & Design*, 30,10 (2009) 3943-3957.
 59. 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.
 60. 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.
 61. 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.
 62. 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.
 63. Tański, T., Dobrzański, L. ve 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.

64. Nikanorov, S., Volkov, M., Gurin, V., Burenkov, Y.A., Derkachenko, L., Kardashev, B., Regel, L., Wilcox, 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.
65. 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.
66. 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.
67. 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.
68. 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.
69. 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.
70. 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.
71. Valiev, R.Z., Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation, Prog. Mater. Sci., 45 (2000) 103-189.
72. Huang, K. ve Logé, R.E., A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials, Materials & Design, 111 (2016) 548-574.
73. 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.
74. Prasad, B., Venkateswarlu, K., Modi, O., Jha, A., Das, S., Dasgupta, R., Yegneswaran, 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.
75. 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.
76. Sarkar, A.D. ve Clarke, J., Friction and wear of aluminium-silicon alloys, Wear, 61,1 (1980) 157-167.

77. Sarkar, A.D., Wear of aluminium-silicon alloys, Wear, 31,2 (1975) 331-343.
78. Yasmin, T., Khalid, A.A. ve Haque, M.J.J.o.M.P.T., Tribological (wear) properties of aluminum–silicon eutectic base alloy under dry sliding condition, 153 (2004) 833-838.
79. Anasyida, A.S., Daud, A.R. ve Ghazali, M.J., Dry sliding wear behaviour of Al-4Si-4Mg alloys by addition of cerium, International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME), 4,2 (2009) 127-130.
80. 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.
81. Karabıyık, S., Çok Yönlü Dövme İşleminin Çinko ve Bakır İçeren Al-7Si Esaslı Alaşımların Yapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2019.
82. Zhu, Q.-f., Li, L., Ban, C.-y., Zhao, Z.-h., Zuo, Y.-b. ve Cui, J.-z., Structure uniformity and limits of grain refinement of high purity aluminum during multi-directional forging process at room temperature, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 24,5 (2014) 1301-1306.
83. 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.
84. 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.
85. 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.
86. Djavanroodi, F., Ebrahimi, M. ve Nayfeh, J.F., Tribological and mechanical investigation of multi-directional forged nickel, Sci Rep, 9,1 (2019) 241.
87. Kapoor, R., Sarkar, A., Yogi, R., Shekhawat, S.K., Samajdar, I. ve Chakravartty, J.K., Softening of Al during multi-axial forging in a channel die, Materials Science and Engineering: A, 560 (2013) 404-412.
88. 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.
89. 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.

90. 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.
91. 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.
92. 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.
93. 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.
94. Rokni, M.R., Zarei-Hanzaki, A., Roostaei, A.A. ve Abedi, H.R., An investigation into the hot deformation characteristics of 7075 aluminum alloy, Materials & Design, 32,4 (2011) 2339-2344.
95. 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.
96. Alemdag, Y., Karabiyik, S., Mikhaylovskaya, A.V., Kishchik, M.S. ve Purcek, G., Effect of multi-directional hot forging process on the microstructure and mechanical properties of Al-Si based alloy containing high amount of Zn and Cu, Materials Science and Engineering: A, 803 (2021) 140709.
97. 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.
98. Drury, M.R. ve Urai, J.L., Deformation-related recrystallization processes, Tectonophysics, 172,3 (1990) 235-253.
99. 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.
100. Edalati, K. ve Horita, Z., Significance of homologous temperature in softening behavior and grain size of pure metals processed by high-pressure torsion, Materials Science and Engineering: A, 528,25 (2011) 7514-7523.
101. Cho, Y.H., Lee, H.C., Oh, K.H. ve Dahle, A.K., Effect of Strontium and Phosphorus on Eutectic Al-Si Nucleation and Formation of β -Al₅FeSi in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 39,10 (2008) 2435-2448.
102. Dahle, A.K., Nogita, K., McDonald, S.D., Zindel, J.W. ve Hogan, L.M., Eutectic nucleation and growth in hypoeutectic Al-Si alloys at different strontium levels, Metallurgical and Materials Transactions A, 32,4 (2001) 949-960.

103. Manickaraj, J., Gorny, A., Cai, Z. ve Shankar, S., X-ray nano-diffraction study of Sr intermetallic phase during solidification of Al-Si hypoeutectic alloy, Applied Physics Letters, 104,7 (2014) 073102.
104. Bay, B. ve Hansen, N., Initial stages of recrystallization in aluminum of commercial purity, Metallurgical Transactions A, 10,3 (1979) 279-288.
105. 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.
106. Zhao, J., Deng, Y., Tang, J. ve Zhang, J., Effect introduced high density of precipitates on the microstructural evolutions during multi-direction forging of Al-Zn-Mg-Cu alloy, Materials Science and Engineering: A, 798 (2020) 139927.
107. Hegde, S. ve Prabhu, K.N., Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys, Journal of Materials Science, 43,9 (2008) 3009-3027.
108. Liu, C.Y., Qu, B., Ma, Z.Y., Ma, M.Z. ve Liu, R.P., Recrystallization, precipitation, and resultant mechanical properties of rolled Al-Zn alloy after aging, Materials Science and Engineering: A, 657 (2016) 284-290.
109. Galindo-Nava, E.I. ve Rivera-Díaz-del-Castillo, P.E.J., Grain size evolution during discontinuous dynamic recrystallization, Scripta Materialia, 72-73 (2014) 1-4.
110. 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.
111. Sun, Z.-C., Zheng, L.-S. ve Yang, H., Softening mechanism and microstructure evolution of as-extruded 7075 aluminum alloy during hot deformation, Materials Characterization, 90 (2014) 71-80.
112. Song, D., Wang, G., Zhou, Z., Klu, E.E., Gao, B., Ma, A., Wu, Y., Sun, J., Jiang, J. ve Ma, X., Developing a high-strength Al-11Si alloy with improved ductility by combining ECAP and cryorolling, Materials Science and Engineering: A, 773 (2020) 138880.
113. Jandaghi, M.R., Pouraliakbar, H., Shiran, M.K.G., Khalaj, G. ve Shirazi, M., On the effect of non-isothermal annealing and multi-directional forging on the microstructural evolutions and correlated mechanical and electrical characteristics of hot-deformed Al-Mg alloy, Materials Science and Engineering: A, 657 (2016) 431-440.
114. Kishchik, M.S., Mikhaylovskaya, A.V., Kotov, A.D., Mosleh, A.O., AbuShanab, W.S. ve Portnoy, V.K., Effect of Multidirectional Forging on the Grain Structure and Mechanical Properties of the Al-Mg-Mn Alloy, Materials (Basel, Switzerland), 11,11 (2018) 2166.

115. Wei, J., Jiang, S., Chen, Z. ve Liu, C., Increasing strength and ductility of a Mg–9Al alloy by dynamic precipitation assisted grain refinement during multi-directional forging, Materials Science and Engineering: A, 780 (2020) 139192.
116. Takeshita, T., Kocks, U.F. ve Wenk, H.R., Strain path dependence of texture development in aluminum, Acta Metallurgica, 37,10 (1989) 2595-2611.
117. Ma, K., Wen, H., Hu, T., Topping, T.D., Isheim, D., Seidman, D.N., Lavernia, E.J. ve Schoenung, J.M., Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy, Acta Materialia, 62 (2014) 141-155.
118. 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.
119. Mahato, A., Perry, T.A., Jayaram, V. ve Biswas, S.K., Pressure and thermally induced stages of wear in dry sliding of a steel ball against an aluminium–silicon alloy flat, Wear, 268,9 (2010) 1080-1090.
120. Rigney, D.A., Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials, Wear, 245,1 (2000) 1-9.

ÖZGEÇMİŞ

2008 yılında Beşikdüzü Anadolu Öğretmen Lisesini bitirdi. 2013 yılında Gümüşhane Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden Makine Mühendisi unvanı ile mezun oldu. 2017 yılında Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı. Özel sektörde Makine Mühendisi olarak çalışmakta olan Mustafa ATMACA iyi derecede İngilizce bilmektedir.

