

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**





KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :

Trabzon

ÖNSÖZ

Al-12Si-Cu alaşımları otomotiv ve havacılık sektöründe yapı ve tribolojik amaçlı parçaların yapımında kullanılmaktadır. Söz konusu alaşımların içten yanmalı motor gövdelerinin, silindir kapaklarının ve subap itecekleri ile kaymalı yatakların yapımında kullanılan dökme demir, bronz, pirinç gibi geleneksel malzemelerin yerini nispeten aldığı görülmektedir. Ancak bu alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerinin birçok uygulama için yetersiz olduğu düşünülmektedir. Bu nedenle söz konusu alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerini iyileştirerek kullanım alanlarını yaygınlaştırmak amacıyla yapılan çalışmalar günümüzde de devam etmektedir. Bu çalışmalar alaşımlama, tane inceltme, modifikasyon elementi katma ve ısıl işlem uygulama gibi yöntemleri içermektedir. Yapılan çalışmalar sonucunda alaşımlama ve/veya ısıl işlem uygulama yöntemleri uygulanabilirliği ve söz konusu özellikleri iyileştirmesi bakımından ön plana çıkmaktadır. Bu çalışmada çinko, mangan ve magnezyum katkılarının Al-12Si-3Cu esaslı alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik bir biçimde incelenmesi, Al-12Si-3Cu esaslı yeni alaşımların geliştirilmesi ve ısıl işlemin bu alaşımların performansına etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

Tez danışmanlığımı üstlenerek çalışmaların yönlendirmesindeki katkılarından dolayı danışman hocam Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ'a şükranlarımı sunarım. Ayrıca çalışmalarına katkılarından dolayı Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK'e, Arş. Gör. Sadun KARABIYIK'a, Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgahları Laboratuvarı'nda görevli teknisyenlere teşekkür ederim. Ayrıca, üretilen alaşımların analizlerinin yapılmasında sağladığı destek ve katkılardan dolayı Albay Muzaffer BAKİ'ye teşekkür ederim.

Bu çalışma boyunca desteklerini benden esirgemeyen başta eşim, annem ve babam olmak üzere tüm aileme teşekkür ederim.

Murat BEDER

Trabzon, 2020

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum “inko, Mangan ve Magnezyum Katkılarının Al-12Si-3Cu esaslı Alaşımın Yapı, Mekanik ve Tribolojik zelliklerine Etkilerinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ’ın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri kendim topladığımı, 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. 14/05/2020

Murat BEDER

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER	V
ÖZET.....	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XVIII
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş	1
1.2. Alüminyum-Silisyum-Bakır Esaslı Alaşımların Özellikleri.....	4
1.2.1. Çinko, Mangan ve Magnezyum İçeren Alüminyum-Silisyum-Bakır Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri	4
1.2.2. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri	9
1.2.3. Alüminyum-Silisyum Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri.....	12
1.3. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	13
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	16
2.1. Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Analizi	16
2.2. Alaşımların Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi	17
2.3. Alaşımların Yoğunluklarının ve Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi	18
2.4. Alaşımlara Uygulanan Isıl İşlemler	20
2.5. Alaşımların Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi	21
2.6. Aşınma Yüzeylerinin ve Parçacıklarının İncelenmesi.....	26
3. BULGULAR.....	27
3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri	27
3.2. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular	28
3.3. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular	46
3.4. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular	60
3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular	70
3.5.1. Kuru Koşuldaki Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular.....	70
3.5.2. Yağlı Koşullardaki Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular	74

3.5.3. Üretilen Alaşımın Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin Karşılaştırmalı Olarak İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular.....	81
3.6. Aşınma Yüzeylerinin, Parçacıklarının ve Yüzeyaltı Bölgelerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular	86
3.6.1. Kuru Koşulda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımın Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde edilen Bulgular	86
3.6.2. Kuru Koşulda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımın Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde edilen Bulgular	93
3.6.3. Yağlı Koşullarda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımın Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde edilen Bulgular	100
3.6.4. Yağlı Koşullarda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımın Aşınma Yüzeylerine Ait Yüzeyaltı Bölgelerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular	107
4. İRDELEME	109
4.1. Alaşımın Yapısal İncelemelerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi.....	109
4.2. Mekanik Deneylerden Elde edilen Bulguların İrdelenmesi.....	112
4.3. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	116
4.4. Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	117
4.4.1. Kuru Koşuldaki Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	117
4.4.2. Yağlı Koşullardaki Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	119
4.4.3. Mekanik ve Tribolojik Özelliklerin Karşılaştırması Sonucunda Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	121
4.5. Aşınma Yüzeylerinin, Parçacıklarının ve Yüzey altı Bölgelerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	122
4.5.1. Kuru Koşuldaki Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	122
4.5.2. Kuru Koşuldaki Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi	123
4.5.3. Yağlı Koşullarda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımın Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde edilen Bulguların irdelenmesi.....	124
4.5.4. Yağlı Koşullardaki Alaşımın Aşınma Yüzeylerine Ait Yüzey Altı İncelenmelerinden Elde Edilen Bulguların irdelenmesi	125
5. SONUÇLAR.....	127
6. ÖNERİLER.....	131
7. KAYNAKLAR	132
ÖZGEÇMİŞ	

Doktora Tezi

ÖZET

ÇİNKO, MANGAN VE MAGNEZYUM KATKILARININ Al-12Si-3Cu ESASLI
ALAŞIMIN YAPI, MEKANİK VE TRIBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Murat BEDER

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ
2020, 139 Sayfa

Bu çalışmada Zn, Mn ve Mg katkılarının Al-12Si-3Cu esaslı alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi incelendi. Üretilen alaşımlardan bazılarında T6 ısıl işlemi uygulandı ve elde edilen özellikler dökülmüş durumları ile karşılaştırıldı.

Alaşımın içyapılarının içerdikleri alaşım elementlerine göre α -Al, Si, θ (CuAl_2), α - $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, Mg_2Si , π ($\text{Al}_3\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) ve Q ($\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$) fazlarından oluştuğu görüldü. T6 ısıl işleminden sonra Si fazının parçalanarak nispeten küresel şekle dönüştüğü ve yapı içerisinde homojen bir biçimde dağıldığı gözlemlendi. Zn oranı arttıkça Al-12Si-3Cu esaslı alaşımın mekanik ve süneklik özelliklerinin arttığı belirlendi. Mn oranının artması durumunda ise bu alaşımın sertliği artarken çekme dayanımı ve sünekliğinin azaldığı görüldü. Alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerinin %0,5 Mg oranında en yüksek değerlerine ulaştıktan sonra artan Mg oranı ile azaldığı belirlendi. Ancak Zn, Mn, ve Mg içeren dördü alaşımların hemen hemen hepsinin Al-12Si-3Cu esaslı alaşımdan daha yüksek sertliğe sahip oldukları belirlendi. Söz konusu alaşımlarda kırılmanın gevrek fazların parçalanması veya ana matristen ayrılması sonucu oluşan çatlakların bu parçacıkların buldukları bölgeleri takip ederek ilerlemesi sonucunda oluştuğu gözlemlendi. Zn, Mn ve %0,5 oranındaki Mg katkılarının baz alaşımın aşınma direncini artırdığı görüldü. Dördü Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımları ile beşli Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve altılı Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının diğer alaşımlar içerisinde en uygun mekanik ve tribolojik özellikler sergilediği belirlendi. T6 ısıl işleminin bu alaşımların söz konusu özelliklerini önemli ölçüde artırdığı tespit edildi.

Anahtar Kelimeler: Al-Si Alaşımları, Mekanik ve Tribolojik Özellikler, Isıl İşlem

PhD. Thesis

SUMMARY

AN INVESTIGATION OF EFFECTS OF ZINC, MANGANESE AND MAGNESIUM
ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL
PROPERTIES OF AL-12SI-3CU BASED ALLOY

Murat BEDER

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Associate Prof. Yasin ALEMDAĞ
2020, 139 Pages

In this study, the effects of Zn, Mn and Mg on microstructure, mechanical and tribological properties of Al-12Si-3Cu based alloy were investigated. T6 heat treatment was applied some of produced alloys and results were compared to their as-cast states.

Microstructure of the alloys were observed to consist of α -Al, Si, θ (CuAl_2), α - $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, Mg_2Si , π ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$) ve Q ($\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$) phases depending on addition elements. T6 heat treatment caused to breaking up needle-like silicon particles and transformation them to nearly spherical shape. It was observed that these particles showed a homogenous distribution in matrix after T6 heat treatment. It was determined that mechanical and ductility properties of Al-12Si-3Cu based alloy increased as the Zn addition increased. On the other hand, the hardness of this alloy increased in case of increasing Mn addition but its tensile strength and ductility decreased. Hardness and strength properties of Al-12Si-3Cu based alloy reached to the maximum values at %0,5 Mg addition, above which they decreased with increasing Mg addition. However, it was found that quaternary alloys containing Zn, Mn and Mg exhibited higher hardness than the ternary Al-12Si-3Cu alloy. Tensile fracture of the alloys took place the propagation of cracks formed as result of breaking up brittle phases or their detachment of matrix. It was seen that Zn, Mn and %0,5 Mg additions increased the wear resistance of base alloy. Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-0,5Mg, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn and Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alloys showed a suitable mechanical and tribological properties amongst the others. T6 heat treatment resulted in a significant improve in mechanical and tribological properties of the alloys.

Key Words: Al-Si Alloys, Mechanical and Tribological Properties, Heat Treatment

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	İkili Al-Si alaşımına ait faz diyagramı [63].....	5
Şekil 2.	Al-xSi-4Cu alaşımının termodinamik modelleme yolu ile belirlenmiş faz diyagramının dikey kesiti [61].....	6
Şekil 3.	Al-12Si-4Cu-(0-1,5)Mn alaşımlarına ait faz diyagramının dikey kesiti [44].....	7
Şekil 4.	Al-15Si-4Cu-(0-20)Mg alaşımlarına ait faz diyagramının dikey kesiti [62].....	8
Şekil 5.	Kullanılan kalıbın şekli ve boyutları.....	16
Şekil 6.	Kalıptan çıkarılmış döküm parçasının (ingot) ve kalıbın fotoğrafı	17
Şekil 7.	(a) Çekme, (b) basma ve (c) darbe deneylerinde kullanılan numunelerin teknik resmi	19
Şekil 8.	Çekme ve darbe deneyleri ile ısıl işlem için kullanılan numunelerin kokilden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim	19
Şekil 9.	Basma, sertlik ve aşınma deneyleri ile metalografik incelemeler için kullanılan numunelerin kokilden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim....	20
Şekil 10.	Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış alaşımların sertliklerinin yaşlanma süresine göre değişimlerini gösteren eğriler	21
Şekil 11.	Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin, (a) genel görünümünün ve (b) test bölgesinin şematik resmi	23
Şekil 12.	Bilye-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin fotoğrafı.....	23
Şekil 13.	Blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin önden görünümüne ait kesit resmi.....	24
Şekil 14.	Blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin üstten görünümüne ait kesit resmi.....	24
Şekil 15.	Blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin fotoğrafı.....	25
Şekil 16.	Yağlı koşullarda kullanılan sürtünme ve aşınma deney numunelerinin teknik resmi	25
Şekil 17.	Al-12Si-3Cu alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı	28

Şekil 18.	Bakırca zengin fazın SEM görüntüsü ve EDS analizi	29
Şekil 19.	Al-12Si-3Cu-0,5Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	30
Şekil 20.	Al-12Si-3Cu-1Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	30
Şekil 21.	Al-12Si-3Cu-1,5Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	31
Şekil 22.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	31
Şekil 23.	Al-12Si-3Cu-2,5Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	32
Şekil 24.	Al-12Si-3Cu ve Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarına ait XRD desenleri	32
Şekil 25.	Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	33
Şekil 26.	Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	34
Şekil 27.	Al-12Si-3Cu-1,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	34
Şekil 28.	Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	35
Şekil 29.	Al-12Si-3Cu-Mn alaşımlarına ait XRD desenleri	35
Şekil 30.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	36
Şekil 31.	Al-12Si-3Cu-1Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	37
Şekil 32.	Al-12Si-3Cu-1,5Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	37
Şekil 33.	Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	38
Şekil 34.	Al-12Si-3Cu-Mg alaşımlarına ait XRD desenleri	38
Şekil 35.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	39
Şekil 36.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	40
Şekil 37.	Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	40
Şekil 38.	Al-12Si-3Cu-2Zn-Mn-0,5Mg alaşımlarına ait XRD desenleri.....	41
Şekil 39.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	42
Şekil 40.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	42
Şekil 41.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı.....	43

Şekil 42.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-Mn alaşımlarına ait XRD desenleri	43
Şekil 43.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki içyapısı	44
Şekil 44.	Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki içyapısı	45
Şekil 45.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki içyapısı.....	45
Şekil 46.	Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki içyapısı.....	46
Şekil 47.	Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler	48
Şekil 48.	Al-12Si-3Cu alaşımının sertlik, α -Al fazının ise mikrosertliğinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler	49
Şekil 49.	Al-12Si-3Cu alaşımının darbe dayanımı ile kopma uzamasının çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler	49
Şekil 50.	Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının mangan oranına göre değişimini gösteren eğriler.....	50
Şekil 51.	Al-12Si-3Cu alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin mangan oranına göre değişimini gösteren eğriler	51
Şekil 52.	Al-12Si-3Cu alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin mangan oranına göre değişimini gösteren eğriler	51
Şekil 53.	Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının magnezyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.....	52
Şekil 54.	Al-12Si-3Cu alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin magnezyum göre değişimini gösteren eğriler.....	53
Şekil 55.	Al-12Si-3Cu alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin magnezyum oranına göre değişimini gösteren eğriler	53
Şekil 56.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının mangan ve magnezyum katkılarına göre değişimini gösteren eğriler	54
Şekil 57.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin mangan ve magnezyum katkılarına göre değişimini gösteren eğriler	55
Şekil 58.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin mangan ve magnezyum katkılarına göre değişimini gösteren eğriler	55

Şekil 59.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının mangan katkısına göre değişimini gösteren eğriler	56
Şekil 60.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin mangan katkısına göre değişimini gösteren eğriler	57
Şekil 61.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin mangan katkısına göre değişimini gösteren eğriler.....	57
Şekil 62.	Al-12Si-3Cu alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	61
Şekil 63.	Al-12Si-3Cu alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü.....	61
Şekil 64.	Al-12Si-3Cu-1Zn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	62
Şekil 65.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	62
Şekil 66.	Al-12Si-3Cu-1Zn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü.....	63
Şekil 67.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü.....	63
Şekil 68.	Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	64
Şekil 69.	Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	64
Şekil 70.	Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü	65
Şekil 71.	Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü	65
Şekil 72.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	66
Şekil 73.	Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	66
Şekil 74.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü	67

Şekil 75.	Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü	67
Şekil 76.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	68
Şekil 77.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü	68
Şekil 78.	T6 ısıtma işlemi görmüş Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	69
Şekil 79.	T6 ısıtma işlemi görmüş Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü.....	69
Şekil 80.	Bazı alaşımların sürtünme katsayılarının alınan yola göre değişimlerini gösteren eğriler	70
Şekil 81.	Dörtlü alaşımların ortalama sürtünme katsayılarının Zn, Mn ve Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğriler	71
Şekil 82.	Dörtlü alaşımların ortalama hacim kaybı değerlerinin Zn, Mn ve Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğriler	72
Şekil 83.	Mn ve Mg içeren Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımların sürtünme katsayıları ile hacim kaybı değerlerinin karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler	73
Şekil 84.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimini gösteren eğriler	74
Şekil 85.	Dökülmüş ve ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayılarının kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler	75
Şekil 86.	Dökülmüş ve ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki çalışma sıcaklıklarının kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler	76
Şekil 87.	Dökülmüş ve ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerinin kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler	76
Şekil 88.	T6 ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayılarının basınca göre değişimini gösteren eğriler.....	77
Şekil 89.	T6 ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki çalışma sıcaklıklarının basınca göre değişimini gösteren eğriler	78

Şekil 90.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerinin basınca göre değişimini gösteren eğriler	78
Şekil 91.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayılarının kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler.....	79
Şekil 92.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki çalışma sıcaklıklarının kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler.....	80
Şekil 93.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerinin kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler	80
Şekil 94.	Al-12Si-3Cu-(0-2,5)Zn alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Zn oranına göre değişimlerini gösteren eğrileri	81
Şekil 95.	Al-12Si-3Cu-(0-2)Mn alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimlerini gösteren eğrileri	82
Şekil 96.	Al-12Si-3Cu-(0-2)Mg alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğrileri	82
Şekil 97.	Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımın sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mn ve Mg oranlarına göre değişimlerini gösteren eğrileri.....	83
Şekil 98.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg esaslı alaşımın sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimlerini gösteren eğriler.....	84
Şekil 99.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların çekme dayanımlarının dökülmüş durumları ile karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler	84
Şekil 100.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların sertlik değerlerinin dökülmüş durumları ile karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler	85
Şekil 101.	T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki alaşımların hacim kaybı değerlerinin dökülmüş durumları ile karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler	85
Şekil 102.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	86
Şekil 103.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Zn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	87

Şekil 104.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	87
Şekil 105.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	88
Şekil 106.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	88
Şekil 107.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	89
Şekil 108.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	89
Şekil 109.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	90
Şekil 110.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	90
Şekil 111.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	91
Şekil 112.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	91
Şekil 113.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	92
Şekil 114.	Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	92
Şekil 115.	Al-12Si-3Cu alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı.....	93
Şekil 116.	Al-12Si-3Cu-0,5Zn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	94
Şekil 117.	Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	94
Şekil 118.	Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı.....	95
Şekil 119.	Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	95

Şekil 120.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı.....	96
Şekil 121.	Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı.....	96
Şekil 122.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	97
Şekil 123.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	97
Şekil 124.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	98
Şekil 125.	Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	98
Şekil 126.	Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	99
Şekil 127.	Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı	99
Şekil 128.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	100
Şekil 129.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	101
Şekil 130.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	101
Şekil 131.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	102
Şekil 132.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıtılma işlemi görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	102
Şekil 133.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıtılma işlemi görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	103
Şekil 134.	Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıtılma işlemi görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı.....	103

Şekil 135. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	104
Şekil 136. Yağlı koşullarda 4 MPa basınç altında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	105
Şekil 137. Yağlı koşullarda 8 MPa basınç altında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	105
Şekil 138. Yağlı koşullarda 1 m/s kayma hızında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	106
Şekil 139. Yağlı koşullarda 3 m/s kayma hızında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı	107
Şekil 140. Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının aşınma yüzeyinin yüzey altını gösteren SEM fotoğrafı	108

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Al-12Si-4Cu-(0-1,5)Mn alaşımlarının katılaşması sırasında meydana gelen dđnüşümler [44]	8
Tablo 2. Al-12Si-4Cu-(0-20)Mg alaşımlarının katılaşması sırasında meydana gelen dđnüşümler [62]	9
Tablo 3. Üretilen Alaşımların Kimyasal Bileşimler	27
Tablo 4. Alaşımların Yoğunluk, Sertlik, Mikrosertlik, Akma, Çekme, Basma ve Darbe Dayanımları ile Kopma Uzaması Değerleri.....	47
Tablo 5. Dökülmüş ve T6 ısıl işlemi görmüş alaşımların mukavemet ve süneklik değerleri	59

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Alüminyum-silisyum (Al-Si) alaşımları mükemmel dökülebilirliklerinin yanı sıra iyi korozyon ve aşınma direnci sergilemeleri, özgül mukavemetlerinin yüksek olması ve talaşlı imalata uygun olmaları gibi özellikleri ile ön plana çıkmaktadır [1, 2]. Söz konusu alaşımlar bu özellikleri sayesinde otomotiv ve havacılık sektöründe hem yapı hem de tribolojik amaçlı parçaların yapımında yaygın olarak kullanılmaktadır [1, 2]. Bu alaşımların yapılan iyileştirmeler sonucunda içten yanmalı motor gövdelerinin, silindir kapaklarının ve subap itecekleri ile kaymalı yatakların yapımında kullanılan dökme demir, bronz, pirinç gibi geleneksel malzemelerin yerini nispeten aldığı görülmektedir [3, 4].

Al-Si alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü alaşımlar olarak üç gruba ayrılmaktadır [1-7]. Bu gruplama alaşımların içerdiği Si oranına göre yapılmaktadır [1-7]. Şöyle ki, Si oranı %12'den düşük olan alaşımlar ötektik altı, büyük olan alaşımlar ötektik üstü, söz konusu orana sahip alaşımlar ise ötektik alaşım olarak adlandırılmaktadır [1-7]. Ötektik altı alaşımların içyapıları α -Al dendritleri ile dendritler arasında yer alan ince ve uzun (lamel biçiminde) Si parçacıklarından oluşmaktadır [2, 8-12]. Ötektik alaşımda ise bu parçacıklar α -Al matrisi içerisine nispeten homojen olarak dağılmaktadır [2, 3, 11, 13]. Ötektik üstü alaşımların içyapıları nispeten ötektik alaşıma benzer olmakla birlikte bu alaşımların içyapılarında lamel biçimindeki Si parçacıklarının yanı sıra iri bir görünüme sahip (blok biçiminde) Si parçacıkları yer almaktadır [14-17]. Blok biçimindeki parçacıkların oranı artan Si oranı ile sürekli artmaktadır [14-17]. Yapılan çalışmalar lamel biçimindeki Si parçacıklarının ötektik dönüşüm sonucu, blok biçimindeki Si parçacıklarının ise katılma sırasında kendiliğinden oluştuğunu göstermektedir [14-17].

Al-Si alaşımlarının mekanik özellikleri içerdikleri Si oranına bağlıdır [2, 10-12, 18, 19]. Silisyum oranı arttıkça söz konusu alaşımların sertlikleri sürekli artarken, süneklikleri azalmaktadır [2, 10-12, 18, 19]. Bu alaşımların çekme dayanımları ise %12 Si oranına kadar artmakta, bu oranın üzerinde ise bir düşüş sergilemektedir [2, 10-12, 18, 19]. Sertlikteki artış alaşımların içyapısında bulunan sert Si parçacıklarının oranının artan Si oranı ile artmasına, süneklikteki düşüş ise bu parçacıkların gevrekliğine ve çatlak oluşturma eğilimlerine dayandırılarak açıklanmaktadır [2, 10-12, 18, 19]. Diğer taraftan, alaşımların çekme dayanımındaki artış lamel biçimdeki Si parçacıklarının artan Si oranı ile artarak α -Al matrisi

içerisine nispeten homojen bir şekilde dağılmasına dayandırılmaktadır [2, 10-12, 18, 19]. Ancak Si oranının %12'nin üzerine çıkması durumunda alaşımların içyapılarında blok biçimindeki Si parçacıklarının oluşması ve bu parçacıkların kümelenme eğilimi sergilemeleri çekme dayanımını düşürmektedir [2, 10-12, 18, 19].

Al-Si alaşımlarının tribolojik özelliklerinin belirlenmesine yönelik yapılan çalışmaların birtakım tartışmalara yol açtığı ve tartışmaların nispeten günümüzde de açıklık kazanmadığı bilinmektedir [8-14]. Şöyle ki, bazı çalışmalar Si oranı arttıkça alaşımların aşınma direncinin ötektik bileşime kadar arttığını, bunun üzerinde ise azaldığını göstermektedir [8-14]. Bazı çalışmalarda ise Si oranının %20'ye kadar artırılmasının aşırı yük ve kayma hızlarında alaşımların aşınma direncini önemli oranda iyileştirdiği ifade edilmektedir [20, 21]. Ancak, bu alaşımların içyapısında bulunan birincil Si parçacıklarının karşı yüzeyi aşındırdığı ve bu yüzeyde önemli ölçüde hasara neden olduğu gözlenmiştir [20, 21]. Diğer taraftan bu parçacıkların söz konusu alaşımların talaşlı imalatında kullanılan kesici takımları da aşındırdığı ve bu durumun imalatı zorlaştırdığı belirlenmiştir [20, 21]. Bu olumsuzluklar ötektik üstü alaşımların tribolojik amaçlı malzeme olarak kullanımını kısıtlamaktadır [7, 17, 22]. Ayrıca düşük yük ve kayma hızlarında ötektik altı ve ötektik üstü alaşımların benzer tribolojik davranış sergilediği gözlenmiştir [10-12, 20, 21]. Bu nedenle ötektik alaşımlar hem dökümlerinin kolay olması hem de diğer grup alaşımlara göre üstün mekanik özellikler sergilemesi nedenleriyle daha geniş kullanım alanına sahiptirler [2, 8, 9, 18, 19].

Ötektik Al-Si alaşımlarının mukavemet değerlerinin artırılması, sürtünme ve aşınma özelliklerinin iyileştirilmesi için birtakım yöntemler uygulanmaktadır [23-31]. Bu yöntemler alaşımlama, yaşlandırma ısıl işlemleri uygulama, α -Al fazının tane boyutunun küçültülmesi ve Si parçacıklarının küresel biçime dönüştürülmesi şeklinde sıralanmaktadır [23-31]. Alaşımlama üzerinde yapılan çalışmalarda daha çok bakır, mangan ve magnezyum elementlerinin alaşım elementi olarak kullanıldığı göze çarpmaktadır [32-38]. Nitekim söz konusu alaşıma %1-4 oranları arasındaki bakır katkısının bu alaşımın mekanik özelliklerini iyileştirdiği ve aşınma direncini önemli ölçüde artırdığı görülmüştür [7, 16, 26-29]. Bu durumun bakır katkısından sonra alaşımların içyapısında bakırca zengin sert ve gevrek CuAl_2 (θ) fazının oluşmasından kaynaklandığı belirlenmiştir [7, 16, 26-29]. Bu nedenle Al-12Si-(1-4)Cu alaşımları tribolojik amaçlı pek çok uygulama için esas malzeme olarak alınmaktadır [26-29, 34]. Mangan katkısının Al-12Si esaslı alaşımın hem yüksek sıcaklıktaki mukavemet özelliklerini iyileştirdiği hem de aşınma direncini önemli ölçüde artırdığı

görülmüştür [39-46]. Bu durumun Mn katkısından sonra alaşımların içyapısında manganca zengin (Al-Si-Mn) bileşiklerin oluşmasından kaynaklandığı ifade edilmektedir [39-46]. Diğer taraftan mangan katkısı Al-Si alaşımlarının yapısında bulunan demir safsızlık elementinin oluşturduğu Al_5FeSi (β) fazını $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ fazına dönüştürerek bu alaşımların hem çekme dayanımını hem de aşınma direncini artırmaktadır [39-46]. Nitekim son yıllarda yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmak üzere Al-12Si-Cu-Mn alaşımlarının geliştirilmesine yönelik yoğun çalışmalar yapıldığı göze çarpmaktadır. Magnezyum da diğer alaşım elementleri gibi Al-12Si alaşımının mukavemet özelliklerini iyileştirmektedir [47-52]. Bu iyileşmenin Mg katkısından sonra söz konusu alaşımların içyapısında Mg_2Si fazının oluşmasından, silisyumun biçimini ve dağılımını değiştirmesinden kaynaklandığı ifade edilmektedir [47-52]. Diğer taraftan Mg katkısı Al-Si alaşımlarını çözündürme ve yaşlandırma ısıl işlemine uygun hale getirmektedir [53-58]. Bu işlem sırasında Mg_2Si fazının çökmesi sonucunda söz konusu alaşımın mukavemet özellikleri önemli oranda artırmaktadır [53-58]. Yapılan literatür araştırmasında Cu, Mn ve Mg dışında Zn ve Ni gibi alaşım elementlerinin de Al-Si alaşımlara katıldığı ve bu elementlerin alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerini iyileştirdiği göze çarpmaktadır [7, 22, 32, 35, 47, 49, 51, 59, 60]. Nitekim yapılan bir çalışmada çinko katkısının ötektik altı Al-7Si alaşımının mekanik ve tribolojik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirdiği görülmüştür [7, 22, 32]. Bu durum çinkonun $\alpha-Al$ içerisinde çözünerek katı çözelti sertleşmesine yol açmasına ve hegzogonal yapısından dolayı çinko oksit bileşiğinin tribolojik uygulamalarda yağlayıcı görevi yapmasına dayandırılmaktadır [7, 22, 32, 35, 49, 60]. Nikel ise söz konusu alaşımların yüksek sıcaklıklardaki aşınma direncini artırmak amacıyla kullanılmakta ve oranı genelde %2'nin altında tutulmaktadır [47, 51, 59].

Yapılan literatür incelemesinde Al-12Si-(1-4)Cu alaşımlarının pek çok uygulama için baz alaşımlar olarak alındığı gözlenmiş ve düşük oranlardaki Zn, Mn ve Mg katkılarının söz konusu alaşımların yapı ve mekanik özellikleri ile sürtünme ve aşınma davranışlarına etkisi nispeten incelenmiştir. Ancak, bu alaşım elementlerinin geniş aralıkta değişen oranlarının etkisinin ayrı ayrı ele alınıp incelenmediği ve bunlar arasında bir karşılaştırma yapılmadığı görülmüştür. Diğer taraftan bunların kombinasyonunun ise söz konusu alaşımın özelliklerine etkisinin incelenmediği gözlenmiştir.

Bu çalışmada Zn, Mn ve Mg elementlerinin Al-12Si-3Cu alaşımının yapı ve mekanik özellikleri ile sürtünme ve aşınma davranışına etkisinin her bir alaşım elementi için ayrı ayrı incelenmesi, bu alaşım elementlerinin kombinasyonu içeren yeni alaşımların geliştirilmesi,

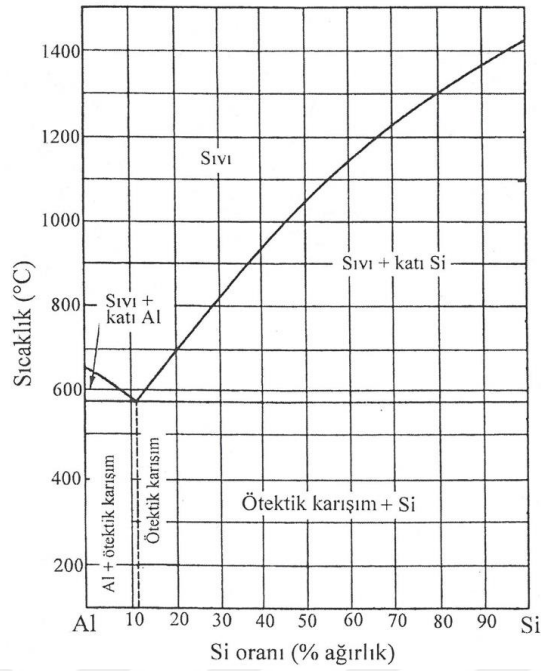
bunlardan bazılarında yaşlandırma ısıl işlemi uygulayarak elde edilen özelliklerin dökülmüş durumları ile karşılaştırılması ve üstün özelliklere sahip yeni Al-12Si-3Cu esaslı alaşımların üretilmesi amaçlanmaktadır.

1.2. Alüminyum-Silisyum-Bakır Esaslı Alaşımların Özellikleri

1.2.1. Çinko, Manganez ve Magnezyum İçeren Alüminyum-Silisyum-Bakır Esaslı Alaşımların Yapısal Özellikleri

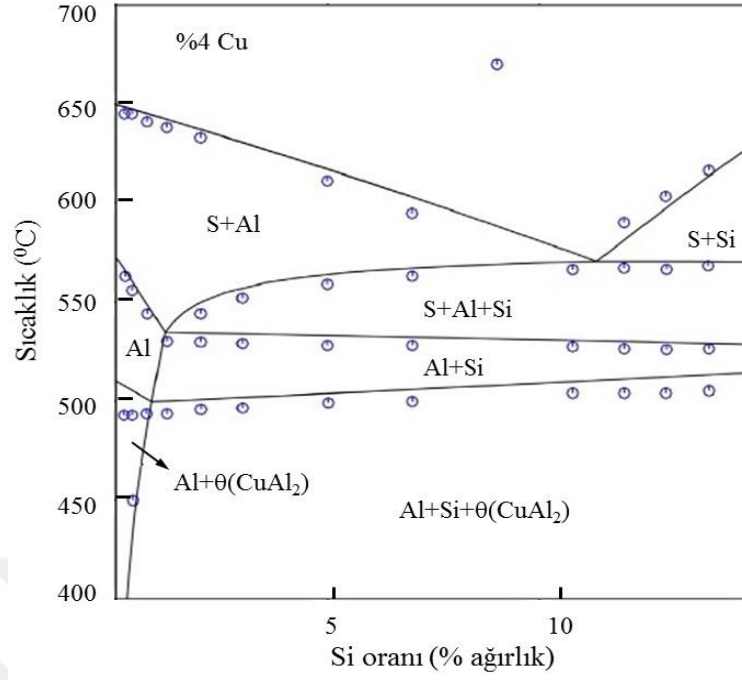
Alaşımların yapısal özellikleri incelenirken genellikle bunların denge koşullarında belirlenmiş faz diyagramları esas alınmaktadır. Ancak yapılan literatür araştırmasında Cu, Zn, Mn ve Mg katkı elementlerinin ayrı ayrı veya birlikte kullanıldığı Al-Si esaslı alaşımlardan bazılarının faz diyagramlarının nispeten belirlendiği, bazılarının farklı sıcaklıklardaki izotermal kesitlerinin ortaya konulduğu, bazılarının ise henüz tam olarak belirlenmediği görülmüştür [61, 62]. Faz diyagramları net olarak ortaya konulamayan alaşımların yapısal özellikleri bu alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlara bakılarak açıklanmaktadır.

İkili Al-Si alaşımına ait faz diyagramı Şekil 1'de verilmiştir [63]. Bu diyagram alüminyum ve silisyumun sıvı durumda birbiri içerisinde tamamen çözüldüğünü katı durumda ise hiç çözünmediğini ve 577°C'de yaklaşık %12 silisyum oranında ötektik dönüşüm sergilediğini göstermektedir [63]. Bu dönüşüm sonucunda alaşımların içyapısında lamel biçiminde Si parçacıkları oluşmaktadır. Mikroskobik incelemeler söz konusu parçacıkların ötektik altı alaşımlarda α -Al dendritleri arasında yer aldığını, ötektik ve ötektik üstü alaşımlarda tüm yapıya nispeten homojen bir biçimde dağıldığını göstermektedir. Ötektik üstü alaşımların içyapısında bu parçacıkların yanı sıra blok biçiminde birincil Si parçacıkları da yer almaktadır. İlgili faz diyagramında da görüldüğü gibi bu parçacıklar katılaşma sırasında doğrudan diğer bir ifadeyle ötektik dışı bir reaksiyon sonucu oluşmaktadır [10-16].



Şekil 1. İkili Al-Si alaşımına ait faz diyagramı [63]

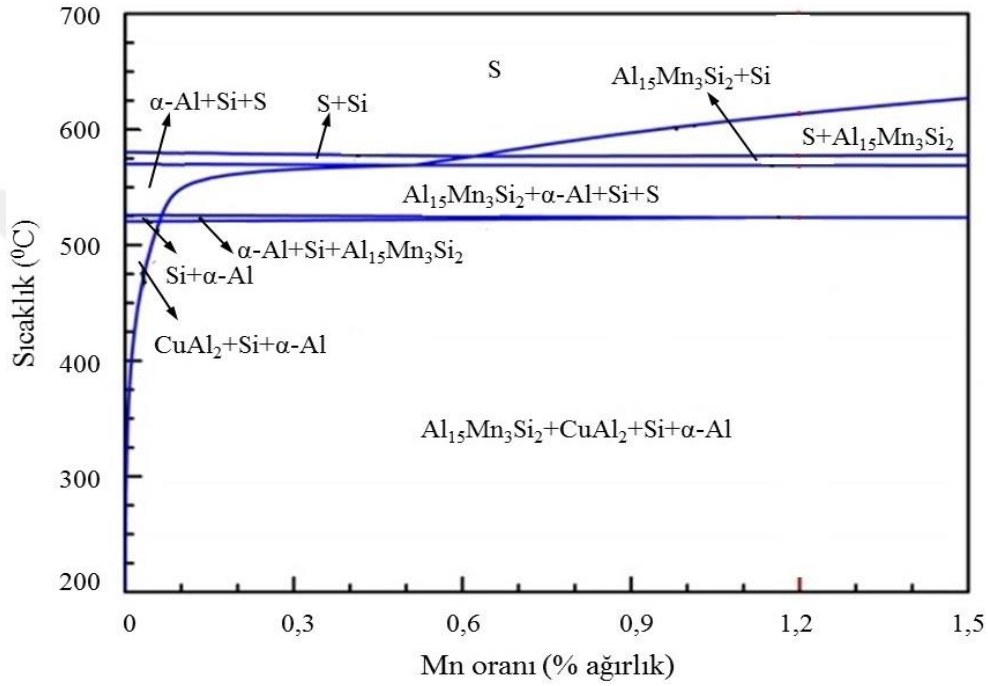
Üçlü Al-Si-Cu alaşımlarına ait faz diyagramları henüz tam olarak ortaya konulamamıştır. Ancak termodinamik modelleme yolu ile farklı oranlarda Si ve Cu içeren Al-Si-Cu alaşımlarına ait faz diyagramlarının dikey kesitlerini gösteren bazı diyagramlar belirlenmiştir. Bunlardan Al-xSi-4Cu sisteminin dikey kesitini gösteren faz diyagramı Şekil 2’de verilmiştir [61]. Bu diyagrama bakıldığında alaşımın oda sıcaklığındaki iç yapısının Al, Si ve θ fazlarından oluştuğu ve bakır katkısının ötektik dönüşüm sıcaklığını düşürdüğü göze çarpmaktadır. Diğer taraftan yapılan metalografik incelemeler sonucunda alüminyum içerisinde bakır çözünürlüğünün yaklaşık %1-2 oranında olduğu, çözünürlüğün dışında kalan bakırın ise alüminyum ile reaksiyona girerek θ fazını oluşturduğu ve bu fazın genelde α -Al tanelerinin sınırlarında yer aldığı gözlenmiştir [1, 2, 61, 64-67].



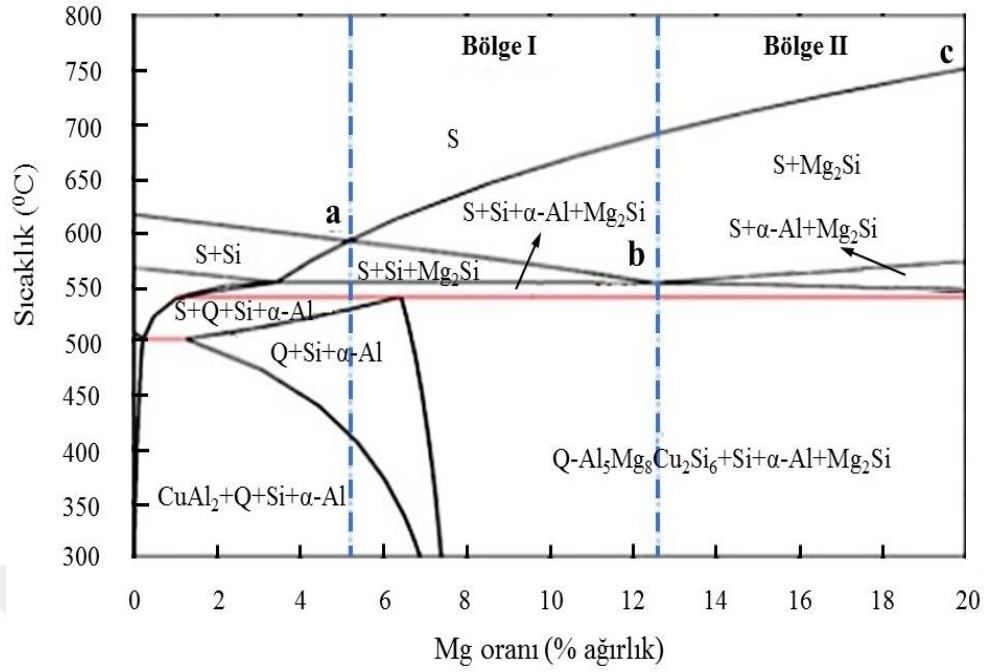
Şekil 2. Al-xSi-4Cu alaşımının termodinamik modelleme yolu ile belirlenmiş faz diyagramının dikey kesiti [61]

Dörtlü Al-Si-Cu-Zn, Al-Si-Cu-Mn ve Al-Si-Cu-Mg alaşımlarına ait faz diyagramları da tam olarak belirlenememiştir. Çinko içeren Al-Si-Cu esaslı alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalarda çinkonun α -Al matrisi içerisinde yaklaşık %83 oranına kadar çözüldüğü belirlenmiştir [7, 49, 60, 67]. Bu çözünlülüğün temel nedeni Al ve Zn elementlerinin atom yarıçapları arasındaki farkın çok düşük (%7) olmasına dayandırılmaktadır [68]. Diğer taraftan bazı çalışmalarda Al-Si-Cu alaşımlarında bulunan birincil Si parçacıklarının oranının artan Zn oranına bağlı olarak arttığı gözlenmiştir. Bu gözlemler Zn katkısından sonra ötektik noktanın kimyasal bileşiminin değişmesinden ve ötektik dönüşüm sıcaklığının düşmesinden kaynaklandığı ifade edilmektedir [7, 67, 69, 70]. Diğer taraftan mangan veya magnezyum içeren Al-Si-Cu alaşımlarına ait termodinamik modelleme ve yazılım programları kullanılarak bazı diyagramlar belirlenmiştir. Bunlardan Al-12Si-4Cu-(0-1,5)Mn ve Al-15Si-4Cu-(0-20)Mg alaşımı için belirlenen diyagramlar sırasıyla Şekil 3 ve Şekil 4'de verilmiştir. Bu diyagramlardan yararlanarak belirlenen oranlarda Mn ve Mg katkılarını içeren alaşımların katılaşması sırasında meydana gelen dönüşümler sırasıyla Tablo 1 ve Tablo 2'de gösterilmiştir. %1,2 oranında Mn içeren alaşımın katılaşma davranışı incelendiğinde bu alaşımda ilk olarak $Al_{15}Mn_3Si_2$ fazının oluştuğu, daha sonraki süreçlerde Si, α -Al ve θ fazlarının meydana geldiği, son olarak dönüşümün $Al_{15}Mn_3Si_2+S+\alpha$ -Al ve θ fazlarının oluşumu ile tamamlandığı görülmektedir, Şekil 3 ve Tablo 1. Magnezyum içeren

alaşımlarda ise ilk olarak Mg_2Si fazının oluştuğu daha sonraki süreçlerde alaşımların kimyasal bileşimine bağlı olarak Si veya $\alpha-Al$ fazının meydana geldiği, katılaşma devam ettikçe sırasıyla Q ($Al_5Mg_8Cu_2Si_6$) ve θ fazının açığa çıktığı ve katılaşmanın $Mg_2Si+Q+Si+\alpha-Al+\theta$ fazlarının oluşumu ile tamamlandığı gözlenmektedir, Şekil 4 ve Tablo 2. Ayrıca bu fazlardan bazılarının doğrudan katılaşma, bazılarının ise ikili, üçlü ve dörtlü ötektik reaksiyonlar sonucunda oluştuğu ifade edilmektedir [62].



Şekil 3. Al-12Si-4Cu-(0-1,5)Mn alaşımlarına ait faz diyagramının dikey kesiti [44]



Şekil 4. Al-15Si-4Cu-(0-20)Mg alaşımlarına ait faz diyagramının dikey kesiti [62]

Tablo 1. Al-12Si-4Cu-(0-1,5)Mn alaşımlarının katılaşması sırasında meydana gelen dönüşümler [44]

Reaksiyon sıcaklığı (°C)	Faz dönüşümleri
614-577	$S \rightleftharpoons Al_{15}Mn_3Si_2$
577-569	$S \rightleftharpoons Al_{15}Mn_3Si_2+Si$
569-524	$S \rightleftharpoons Al_{15}Mn_3Si_2+Si+\alpha-Al$
524	$S \rightleftharpoons Al_{15}Mn_3Si_2+Si+\alpha-Al+\theta(CuAl_2)$

Tablo 2. Al-12Si-4Cu-(0-20)Mg alaşımlarının katılaşması sırasında meydana gelen dönüşümler [62]

	Bölge I (a-b)	Ötektik Bilişim (b)	Bölge II (b-c)	Katılaşma Aşaması
Katılaşma noktaları	Tip I $S \rightleftharpoons S+Mg_2Si$	Tip II $S \rightleftharpoons S+Mg_2Si$	Tip III $S \rightleftharpoons S+Mg_2Si$	Birincil Mg_2Si
	$S \rightleftharpoons S+Si+Mg_2Si$		$S \rightleftharpoons S+\alpha-Al+Mg_2Si$	İkili ötektik
		$S \rightleftharpoons S+Si+\alpha-Al+Mg_2Si$		Üçlü ötektik
		$S \rightleftharpoons Q-Al_3Mg_8Cu_2Si_6+Si+\alpha-Al+Mg_2Si$		Dörtlü ötektik
		$S \rightleftharpoons \theta-CuAl_2+Q-Al_3Mg_8Cu_2Si_6+Si+\alpha-Al+Mg_2Si$		

1.2.2. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri

%2 ile %20 oranları arasında değişen Si katkılarının Al-Si alaşımlarının sertlik, mukavemet ve sünekliğine etkisi incelenmiş Si oranı arttıkça alaşımların sertliğinin sürekli arttığı, sünekliğinin ise azaldığı belirlenmiştir [1-8]. Alaşımların çekme dayanımının ise artan silisyum oranı ile artarak %12 Si oranında en yüksek değerine ulaştıktan sonra azalmaya başladığı görülmüştür [5-7, 15, 22, 23, 40, 48, 50, 71, 72]. Bu bulgular alaşımın içyapısında bulunan sert silisyum parçacıklarının oranına ve şekline (biçimine) dayandırılarak açıklanmıştır [5-7, 15, 22, 23, 40, 48, 50, 71, 72]. Şöyle ki, alaşımların içyapısında bulunan sert silisyum parçacıklarının oranının artan Si oranı ile artması alaşımların sertliğinin sürekli artmasına, bu parçacıkların oluşturduğu gevreklik ise alaşımların sünekliğinin azalmasına yol açmaktadır [5-7, 15, 22, 23, 40, 48, 50, 71, 72]. Diğer taraftan ötektik üstü alaşımların içyapısında bulunan ve düzensiz bir dağılım sergileyen blok biçimindeki silisyum parçacıklarının çatlak oluşturma eğilimine sahip olmaları alaşımların sertliğindeki sürekli artışa rağmen çekme dayanımını düşürmektedir [5-7, 15, 22, 23, 40, 48, 50, 71, 72]. Bu durum göz önüne alınarak Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla alaşımın içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının

şeklini değiştirmek ve dağılımını homojen hale getirmek amacıyla çeşitli yöntemler uygulanmaktadır. Bu yöntemlerin başında alaşımlama, ısıl işlem uygulama, stronsiyum (Sr) ve sodyum (Na) gibi elementleri katarak Si parçacıklarını küresel şekle dönüştürme, titanyum esaslı alaşımlar kullanarak alüminyum tanelerini inceltme ve söz konusu alaşımları dökümden sonra hızlı soğutarak katılaştırma gelmektedir [30, 39].

Al-Si alaşımlarına başta bakır olmak üzere mangan ve magnezyum katılarak hem sertlik ve mukavemetlerinin artırıldığı hem de yaşlandırma ısıl işlemine uygun hale getirildiği görülmüştür [43-46]. Cu, Mn ve Mg katkılarından sonra alaşımların sertlik ve mukavemetindeki artışın bunların içyapısında oluşan sert ve gevrek bakır, mangan ve magnezyumca zengin fazlardan ve bu fazların ısıl işlem sırasında çökmesinden kaynaklandığı belirlenmiştir [43-46]. Diğer taraftan Mn katkısının Al-Si alaşımlarının içyapısında bulunan çubuk biçimindeki demirce zengin fazı (β -Al₅FeSi) manganca zengin faza (α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂) dönüştürerek, Mg katkısının ise silisyum kristallerinin şeklini ve dağılımını değiştirerek Al-Si alaşımlarının çekme dayanımını artırdığı görülmüştür [43-46]. Ancak, söz konusu alaşımların süneklik değerlerinin bu katkı elementlerinden sonra düştüğü belirlenmiştir [43-52]. Bu durumun alaşım elementi katkısından sonra alaşımların içyapısında düzensiz bir görünüm sergileyen gevrek fazların oluşmasından kaynaklandığı gözlenmiştir [43-52]. Bu alaşımların süneklikleri ısıl işlem yolu ile bir miktar artırılmış olsa da bu artışın istenilen düzeylerde olmadığı belirlenmiştir [53-56].

Al-Si alaşımlarının içyapısında bulunan lamel ve blok biçimindeki silisyumların alaşımların içyapısında çatlak oluşumuna yol açarak çekme dayanımlarını düşürdüğü görülmüştür [60, 64, 70, 72]. Bu durum dikkate alınarak silisyum parçacıklarının küresel şekle dönüştürülmesi yoluna gidilmiştir. Bu kapsamda alaşımlara Sr ve Na elementleri katılarak Si parçacıklarının nispeten küresel şekle dönüştürülmesi sağlanmıştır [30, 39]. Bu dönüşüm sonucunda alaşımların hem çekme dayanımının hem de sünekliğinin nispeten arttığı gözlenmiştir.

Al-Si alaşımlarının çekme dayanımlarının bu alaşımların matrisini oluşturan α -Al tanelerinin inceltilmesi ile artırılabilirdiği görülmüştür [27-29]. Bu kapsamda yapılan çalışmalarda söz konusu alaşımlara ergime sıcaklığı yüksek titanyum bileşikleri (Al-Ti-B, Al-5Ti ve TiB₂) katılarak α -Al taneleri inceltilmiş, bunun bir sonucu olarak da alaşımların çekme dayanımının arttığı gözlenmiştir [27-29]. Bu aşamadan sonra Al-Si alaşımlarının mekanik ve süneklik özelliklerinin modifikasyon ve tane inceltici elementlerin birlikte kullanılarak iyileştirilmesi yoluna gidilmiştir [24, 26-28, 30, 71]. Laboratuvar ölçekli

çalışmalarda bu durumun m¼mk¼n olduğu, ancak end¼striyel uygulamalardaki b¼y¼k k¼tleli d¼k¼mlerde kimyasal bileşim oranlarının ayarlanmasında karşılaşılan zorluklar nedeniyle tam bir sonuç elde edilemediği belirtilmiştir [24, 26-28, 30, 71].

Al-Si alaşımlarının katılaşma aralıklarının geniş olmasından dolayı bu alaşımların d¼k¼m¼ sırasında içyapılarında g¼zenekler oluşmaktadır. Katılaşma aralığı arttıça g¼zenek oluşumunun arttığı ve alaşımların çekme dayanımlarının d¼řt¼ę¼ g¼zlenmiřtir [44, 45, 62]. Bu durumdan dolayı end¼striyel uygulamalarda daha çok katılaşma aralığı dar diğer bir ifadeyle ¼tektik bileşime yakın veya ¼tektik bileşime sahip alaşımların kullanımı tercih edilmektedir. Diğer taraftan kum kalıba d¼k¼m yerine kokil kalıba d¼k¼m ve basınçlı d¼k¼m y¼ntemleri kullanılarak g¼zenek oluşumunun nispeten azaltılması sağlanmıştır [44, 45, 62]. Nitekim basınçlı d¼k¼m y¼ntemi kullanılarak ¼retilen Al-Si alaşımlarının mukavemet değerlerinin diğer d¼k¼m y¼ntemleri kullanılarak ¼retilen alaşımların s¼z konusu değerlerinden daha y¼ksek olduğu g¼r¼lm¼řt¼r [44, 45, 62]. Ancak, basınçlı d¼k¼m y¼nteminde parça boyutlarının sınırlı olması Al-Si alaşımlarının bu y¼ntemle ¼retilmesini kısıtlamaktadır. Bu nedenle Al-Si alaşımlarının kokil kalıba d¼k¼m ile ¼retilmesi daha çok tercih edilmektedir. Bu y¼ntemde ise ergitilen Al-Si alaşımları daha çok oda sıcaklığında tutulan kalıplara d¼k¼lerek hızlı bir biçimde katılaştırılmaktadır. Hızlı katılaşma sonucunda alaşımların içyapısını oluşturan dendritlerin k¼¼ld¼ę¼ hem birincil hem de ikinci dendrit kolları arasındaki mesafenin azaldığı g¼zlenmiřtir [44, 45, 62]. Bu durumdan dolayı alaşımların sertlik ve çekme dayanımlarının arttığı belirlenmiştir [44, 45, 62].

Al-Si alaşımlarının yorulma ¼zellikleri bazı araştırmacılar tarafından incelenmiş s¼z konusu alaşımların yorulma dayanımının ve yorulma ¼mr¼n¼n içerdikleri g¼zenek oranına ve Si parçacıklarının şekline bağlı olduğu g¼r¼lm¼řt¼r [73-78]. Nitekim g¼zenek oranı arttıça alaşımların yorulma dayanımının ve ¼mr¼n¼n azaldığı belirlenmiştir [73-78]. Bu değerlerdeki azalmanın tekrarlı gerilmeler altında g¼zeneklerin çatlak oluşumuna neden olmasından kaynaklandığı ileri s¼r¼lm¼řt¼r [73-78]. Diğer taraftan ikincil dendrit kolları arasındaki mesafenin azaltılmasının ve Si parçacıklarının k¼resel şekle d¼n¼řt¼r¼lmesinin yorulma ¼mr¼n¼ arttırdığı g¼r¼lm¼řt¼r [76-78]. Ancak ikincil dendrit kolları arasındaki mesafenin 40 μm 'den d¼ř¼k ve 60 μm 'den b¼y¼k olması durumunda yorulma ¼mr¼n¼n azaldığı, 40 ile 60 μm arasındaki değerlerinde ise yorulma ¼mr¼n¼n sabit bir değişim sergilediği g¼zlenmiřtir [76-78]. Diğer taraftan d¼ř¼k akma dayanımına sahip Al-Si alaşımlarının kısa ¼m¼rl¼ bir yorulma davranışı sergilediği g¼r¼lm¼řt¼r [76-78]. Bu nedenle s¼z konusu alaşımları ısıl işleme tabi tutarak akma dayanımlarının ve yorulma ¼m¼rlerinin

artırılması yoluna gidilmiştir [76-78]. Nitekim yaşlandırma işlemine (T6) tabi tutulan Al-Si alaşımlarının akma dayanımlarının arttığı ve bu artıştan dolayı yorulma dayanımlarının ve ömürlerinin iyileştiği görülmüştür [76-78].

1.2.3. Alüminyum-Silisyum Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri

Yapılan çalışmalar Al-Si esaslı alaşımların pirinç, bronz ve dökme demir gibi geleneksel malzemelere göre daha üstün sürtünme ve aşınma davranışı sergilediklerini göstermektedir [3, 4]. Bu durumun söz konusu alaşımların yumuşak bir matris ile sert silisyum parçacıklarını içeren bir içyapıya sahip olmasından kaynaklandığı ifade edilmektedir [1-4]. Nitekim alaşımların içyapısında bulunan Si parçacıkları yük taşıma görevi yapmakta, yumuşak matris ise hem aşınma sırasında kopan parçacıkları kendi bünyesinde toplamakta hem de kaymayı kolaylaştırmaktadır [1-4]. Diğer taraftan bu alaşımların sürtünme ve aşınma özelliklerinin içerdiği silisyum oranına bağlı olduğu görülmüştür [8-14]. Şöyle ki, Si oranı arttıkça alaşımların aşınma direncinin arttığı gözlenmiştir. Ancak ötektik üstü alaşımlarda bulunan blok biçimindeki Si parçacıklarının karşı yüzeyde abrazyona yol açtığı ve bu yüzeylerde önemli derecede hasara neden olduğu görülmüştür [8-14]. Bu durum ötektik üstü alaşımların sürtünme ve aşınma uygulamalarındaki kullanımını sınırlamıştır. Bu nedenle söz konusu alaşımlar içerisinde düşük yük ve kayma hızlarında ötektik altı, nispeten yüksek yük ve kayma hızlarında ise ötektik alaşımlar sürtünme ve aşınma uygulamalarında daha çok tercih edilmektedir [19, 79-89].

Al-Si alaşımlarının sürtünme ve aşınma özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalar günümüzde de devam etmektedir. Söz konusu çalışmaların daha çok alaşımlama ve ısıtma işlemi yolu ile özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik olduğu görülmüştür. Nitekim bu alaşımlara katılan Cu, Mn ve Mg gibi alaşım elementlerinin oluşturduğu sert fazlar, silisyum gibi yük taşıma görevi yaparak alaşımların aşınma direncini artırmaktadır [1-7, 19, 43-58]. Diğer taraftan söz konusu katkıları içeren alaşımlara uygulanan ısıtma işleminden sonra sert fazların çökmesi ve yapı içerisine nispeten homojen bir biçimde dağılması alaşımların aşınma direncini önemli ölçüde artırmaktadır [53-56]. Bu alaşım elementlerinin yanı sıra söz konusu alaşımlara çinkonun da katıldığı göze çarpmaktadır [7, 22, 32, 35, 60, 68, 79]. Nitekim son yıllarda yapılan bir çalışmada Zn katkısının hem katı çözelti sertleşmesine yol

açarak hem de oluşturduğu oksitlerden dolayı kaymayı kolaylaştırarak alaşımların aşınma direncini iyileştirdiği tespit edilmiştir [7, 22, 32, 35, 60, 68, 79].

Al-Si alaşımlarının içyapısında bulunan Si parçacıklarının, Sr ve Na ile küresel şekle dönüştürülmesinin alaşımların mekanik özelliklerini önemli oranda iyileştirdiği, ancak bu dönüşümün tribolojik özellikler üzerinde belirgin bir etki oluşturmadığı gözlenmiştir [30, 39]. Tane incelticiler kullanılarak yapılan çalışmalarda ise alaşımların aşınma direncinin nispeten iyileştirildiği ancak bunların yapı içerisine homojen olarak dağıtılmasında birtakım zorlukların yaşandığı tespit edilmiştir [27, 28]. Son yıllarda modifikasyon elementleri ile tane incelticilerin birlikte kullanılmasının alaşımların sürtünme ve aşınma özelliklerine etkisi üzerine birtakım çalışmalar yapıldığı göze çarpmaktadır [24, 26-28, 30, 71]. Ancak endüstriyel boyuttaki uygulamalarda modifikasyon elementleri ile tane inceltici bileşiklerin kimyasal oranlarının ayarlanmasında ciddi zorlukların ortaya çıktığı belirtilmiştir [24, 26-28, 30, 71].

Al-Si alaşımlarının sürtünme ve aşınma özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik uygulanan yöntemler incelendiğinde alaşımlama ve ısıtma işleminin ön plana çıktığı görülmüştür [24, 36, 38, 44-46, 56, 69]. Alaşımlama ve ısıtma işlemi ile ilgili yapılan çalışmalar daha çok Cu, Mn, Mg ve Zn içeren Al-Si alaşımlar üzerinde yoğunlaşmıştır. Nitekim bu çalışmalar neticesinde Al-12Si-(2-4)Cu alaşımının temel tribolojik malzeme olduğu, diğer katkı maddeleri ile bu alaşımın özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmaların günümüzde de devam ettiği göze çarpmaktadır.

1.3. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Al-Si alaşımlarının otomotiv ve havacılık sektöründeki kullanımının son yıllarda hızlı bir artış sergilemektedir. Bu durumun söz konusu alaşımların yoğunluklarının düşük özgül mukavemetlerinin yüksek olmasının yanı sıra iyi korozyon ve aşınma direncine sahip olmasından kaynaklandığı ifade edilmektedir. Nitekim bu alaşımlar içten yanmalı motor gövdelerinin, silindir kapaklarının, subap iteceklerinin ve kaymalı yatakların yapımında kullanılan dökme demir, bronz ve pirinç gibi yüksek yoğunluğa sahip geleneksel malzemelerin yerine nispeten kullanılmaktadır.

Al-Si alaşımları ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü alaşımlar olmak üzere üç gruba ayrılmaktadır. Ötektik altı Al-(7-9)Si alaşımları, ötektik Al-12Si alaşımı, ötektik üstü Al-(14-17)Si alaşımları üzerinde yapılan çalışmaların günümüzde de devam etmektedir. Bu

çalışmaların başta alaşımlama ve ısıl işlem uygulama olmak üzere Sr ve Na katkıları ile birlikte Si parçacıklarının küresel biçime dönüştürülmesi ve titanyum esaslı bileşikler ile α -Al tanelerinin inceltilmesi üzerine yoğunlaştığı göze çarpmaktadır.

Alaşımlama ile ilgili yapılan çalışmalarda Al-Si alaşımlarına daha çok Cu, Mn, Mg ve Zn gibi alaşım elementlerinin katıldığı görülmektedir. Bu elementler belirli oranlarda α -Al matrisi içerisinde çözünerek ve sert bileşikler oluşturarak söz konusu alaşımların hem sertlik ve mukavemetlerini artırmakta hem de aşınma direncini iyileştirmektedir. Ayrıca bu elementler Al-Si esaslı alaşımların yaşlandırma ısıl işlemine uygun hale getirmektedir. Yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulan alaşımlar dökülmüş durumlarına göre daha yüksek mukavemet ve aşınma direnci sergilemektedir.

Silisyum parçacıklarının küresel şekle dönüştürülmesi alaşımların mukavemet ve süneklik özelliklerini artırmaktadır. Bu durum lamel biçimindeki ötektik, blok biçimindeki birincil Si parçacıklarının çatlak oluşturma eğilimlerinin azalmasından kaynaklanmaktadır. Ancak, Si parçacıklarının küresel şekle dönüştürülmesi alaşımların aşınma davranışı üzerinde belirgin bir etki oluşturmamaktadır. Diğer taraftan α -Al fazının tane boyutunun küçültülmesi alaşımların mukavemet değerleri ile aşınma direncini artırmaktadır. Bu durumun tane inceltme işleminden sonra göbekli α -Al dendritlerinin eş eksenli ince tanelere dönüşmesinden kaynaklandığı ifade edilmektedir. Ancak tane inceltme amacıyla kullanılan bileşiklerin yapı içerisinde homojen olmayan bir dağılım sergilemesi, bu işlemin en önemli dezavantajı olarak belirtilmektedir. Modifikasyon ve tane incelticilerin birlikte kullanıldığı uygulamalarda ise kimyasal bileşim oranının ayarlanmasında ciddi zorluklar yaşanmaktadır.

Al-Si alaşımların tribolojik özellikleri konusundaki tartışmalar günümüzde de devam etmektedir. Genel olarak Si oranının artmasının alaşımların aşınma direncini artırdığı, büyük yük ve yüksek kayma hızlarında kullanımlarını elverişli hale getirdiği ifade edilmektedir. Ancak ötektik üstü alaşımların içyapısında bulunan blok biçimindeki Si parçacıkları karşı yüzeylerde kazıma etkisi yaparak ciddi hasarlara yol açmaktadır. Bu koşullarda ötektik üstü alaşımların aşınma davranışına nispeten benzer bir davranış sergileyen ötektik alaşımların kullanımının daha uygun olacağı hususunda genel bir görüş ortaya çıkmaktadır.

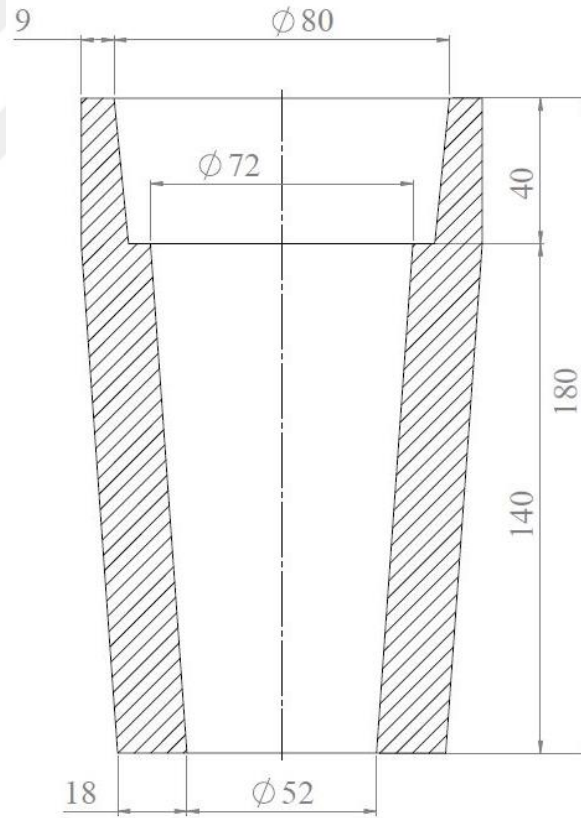
İkili ötektik alaşımların pek çok uygulama için yetersiz olan aşınma direnci Cu katkısı ile önemli oranda artırılmaktadır. %1 oranındaki Cu katkısının söz konusu alaşımların yük taşıma kapasitesini hemen hemen üç kat artırdığı ifade edilmektedir. Diğer taraftan %4,5 oranına kadar ki bakır katkılarının aşırı yük ve kayma koşullarında söz konusu alaşımların aşınma direncini önemli oranda iyileştirmektedir. Bu nedenle pek çok uygulamada Al-12Si-

2Cu, Al-12Si-3Cu ve Al-12Si-4Cu alaşımları tribolojik amaçlı uygulamalar için esas bileşimler olarak alınmaktadır. Söz konusu alaşımlara Mn, Mg ve Zn katılarak çalışma performanslarının iyileştirilmesi ve kullanım alanlarının daha da yaygınlaştırılması üzerine yapılan çalışmalar halen devam etmektedir. Ancak bu çalışmalarda söz konusu katkıların Al-12Si-Cu esaslı malzemelerin yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin sistematik bir biçimde incelenmediği, ayrıca bu katkıların birkaçını veya hepsini içeren alaşımların geliştirilmediği göze çarpmaktadır. Bu çalışmada Zn, Mn ve Mg katkılarının Al-12Si-3Cu esaslı ötektik alaşımın yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin sistematik bir şekilde ayrı ayrı incelenmesi, bu katkı elementlerinin birkaçını veya hepsini içeren alaşımların geliştirilmesi, yaşlandırma ısıl işleminin üstün yönleriyle ön plana çıkan bazı alaşımların mukavemetine ve aşınma davranışına etkisinin belirlenmesi amaçlanmaktadır.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Analizi

Bu çalışmada Zn, Mn ve Mg içeren Al-12Si-3Cu esaslı bir dizi dördü, beşli ve altılı alaşımlar kalıcı kalıba döküm yöntemi kullanılarak üretildi. Alaşımların üretiminde %99,70 saflıkta Al, %99,9 saflıkta Zn ve Mg ile Al-20Si, Al-50Cu ve Al-20Mn ön alaşımları kullanıldı. Alaşımlar elektrikli bir ergitme ocağında ergitildikten sonra yaklaşık beş dakika karıştırıldı ve 690°C ile 850°C arasında değişen döküm sıcaklıklarından oda sıcaklığında tutulan orta karbonlu çelikten imal edilmiş bir kalıba dökülerek katılaştırıldı. Söz konusu kalıbın şekli ve boyutları Şekil 5’de, döküm parçasının (ingot) kalıptan çıkarılmış halini gösteren fotoğraf ise Şekil 6’da verilmiştir. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri spektral analiz yöntemiyle belirlendi.



Şekil 5. Kullanılan kalıbın şekli ve boyutları



Şekil 6. Kalıptan çıkarılmış döküm parçasının (ingot) ve kalıbın fotoğrafı

2.2. Alaşımların Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi

Yapısal incelemeler için alaşımlardan alınan numuneler kademeli bir şekilde zımparalama işlemine tabi tutulduktan sonra bir otomatik parlatma makinesinde 1µm tane boyutuna sahip alümina ve çuha yardımıyla parlatıldı. Bu işlemin ardından numuneler önce nitrik asit (%6'lık HNO₃ + 94 ml alkol) sonra sodyum hidroksit çözeltileri (%6'lık NaOH + 94ml saf su) içerisinde dağlandı. Dağlama işleminden sonra numuneler hem ışık mikroskopunda (OM) hem de taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelenerek içyapılarını gösteren fotoğraflar çekildi. Alaşımların içyapısında OM ve SEM incelemelerinde gözlenen fazlar enerji dispersif spektroskopisi (EDS) ve X-ışınları difraktometresi (XRD) yöntemleri kullanılarak tanımlandı. X-ışınları difraktometresindeki incelemeler Cu-Kα radyasyon kaynağı kullanıldı. Tarama işlemi 20° ile 80° aralığındaki tarama açılarında ve 3° dak⁻¹ tarama hızında yapıldı.

2.3. Alaşımın Yoğunluklarının ve Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

Üretilen alaşımların yoğunlukları kütle/hacim eşitliğinden yararlanılarak hesaplandı. Bu işlem için alaşımlardan talaşlı imalat yöntemiyle silindir biçiminde numuneler üretildi. Bu numunelerin boyutları $\pm 0,001$ mm hassasiyetindeki bir mikrometre ile kütleleri ise $\pm 0,01$ mg hassasiyetine sahip bir terazi kullanılarak ölçüldü. Boyut ve kütle ölçümlerinden sonra söz konusu numunelerin yoğunlukları belirlendi.

Alaşımın mekanik ve süneklik özellikleri sertlik, mikrosertlik, çekme, basma ve darbe deneyleri yardımıyla belirlendi. Sertlik ve mikrosertlik deneylerinde sırasıyla Brinell ve Vickers sertlik ölçme yöntemleri kullanıldı. Brinell sertlik ölçümleri 2,5 mm çapında çelik bir bilye ve 62,5 kg'lık bir yük kullanılarak yapıldı. Vickers sertlik ölçümlerinde ise 50 g'lık yük kullanıldı ve bu ölçümler sadece alaşımların ana matrisini oluşturan α -Al fazı üzerinden gerçekleştirildi.

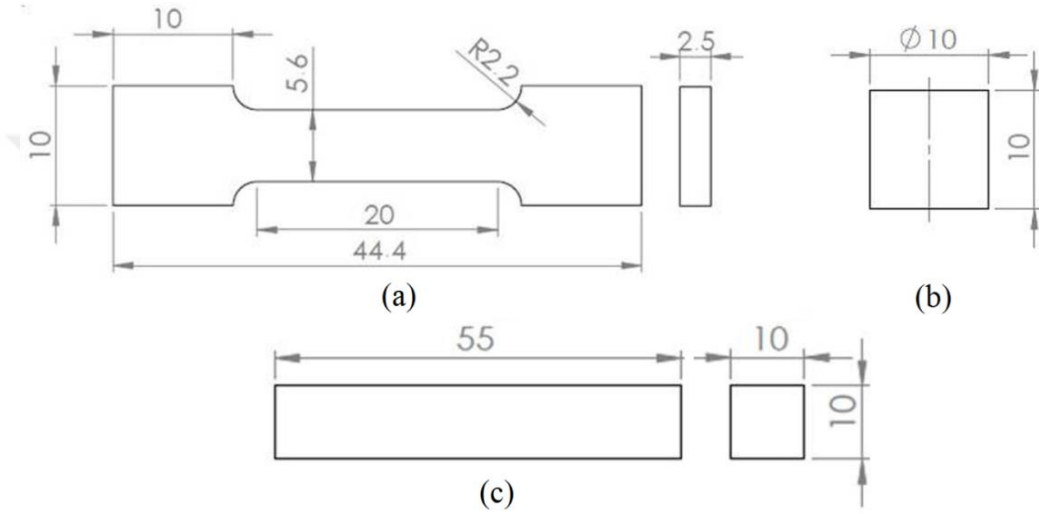
Çekme deneyleri için bütün alaşımlardan tel erozyon yöntemiyle ASTM: E8 standardına uygun 2,5 x 5,6 x 20 mm boyutlarında yassı numuneler hazırlandı. Hazırlanan numunenin teknik resmi Şekil 7a'da verilmiştir. Bu numuneler $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızında çekme deneyine tabi tutuldu. Deney esnasında çekme kuvveti bir yük hücresi ile numunelerin boyunda meydana gelen uzama ise bir video ekstansometre yardımıyla ölçüldü. Bu değerler bir yazılım programı ile gerilme-yüzde uzama grafiklerine dönüştürüldü. Bu grafiklerden yararlanarak alaşımların akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerleri belirlendi. Çekme deneyi sonucunda alaşımların kırılma yüzeylerinin enine kesitleri OM, dikine kesitleri ise SEM ile incelenerek kırılma davranışları tespit edildi. OM incelemelerinde numuneler önce nitrik asit (%6'lık HNO_3 + 94 ml alkol) sonra sodyum hidroksit çözeltileri (%6'lık NaOH + 94ml saf su) içerisinde dağıldı.

Alaşımın basma dayanımlarının belirlenmesinde teknik resmi Şekil 7b'de verilen ASTM: E9 standardına uygun 10 x 10 mm boyutlarına sahip silindirik numuneler kullanıldı. Bu numuneler çekme-basma makinasında $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızında basma deneyine tabi tutuldu. Alaşımların basma dayanımı bu numunelerin boyunda %50 oranında kıalmaya yol açan gerilme değeri olarak alındı.

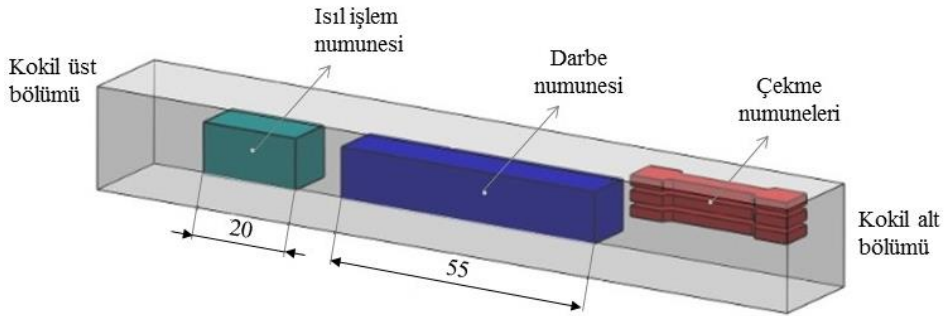
Darbe deneyleri 50 J kapasiteli ve ± 0.005 J hassasiyete sahip bir Charpy makinesinde yapıldı. Bu deneyler için talaşlı imalat yöntemi kullanılarak alaşımlardan ASTM: E23 standardına uygun 10 x 10 x 55 mm çentiksiz numuneler hazırlandı. Çentiksiz darbe

numunesinin teknik resmi Şekil 7c’de verilmiştir. Söz konusu numunelerin kırılmasına yol açan enerji alışımının darbe dayanımı (darbe enerjisi) olarak belirlendi.

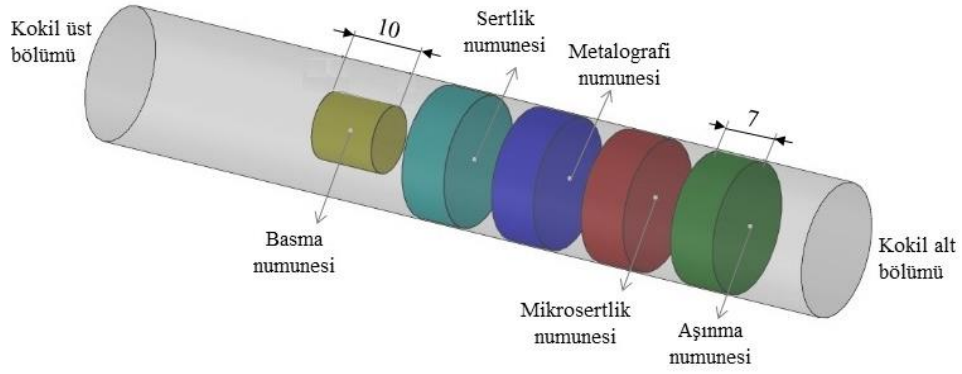
Alışımın yoğunluk, mekanik ve tribolojik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan numunelerin kokilden alındığı bölgeleri gösteren şematik resimler sırasıyla Şekil 8 ve Şekil 9’da verilmiştir. Sertlik deneyleri için her bir numune üzerinden en az on tekrar yapıldı. Çekme, basma ve darbe deneylerinde ise her bir alışım için en az beş numune kullanıldı. Bu ölçümlerin ortalaması alınarak alışımın mekanik ve süneklik özellikleri belirlendi.



Şekil 7. (a) Çekme, (b) basma ve (c) darbe deneylerinde kullanılan numunelerin teknik resmi



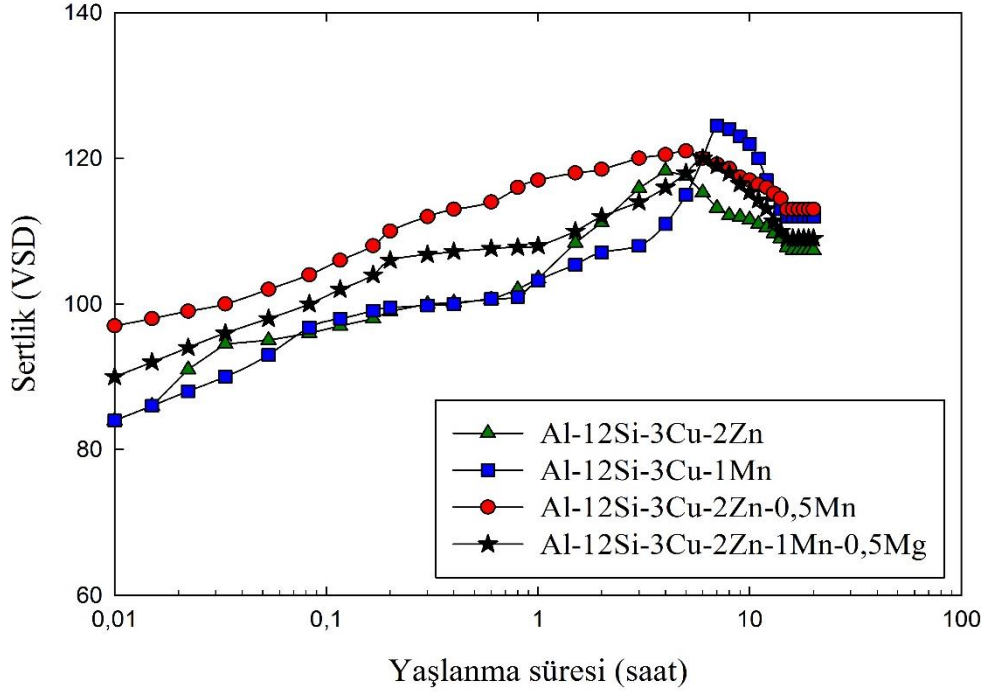
Şekil 8. Çekme ve darbe deneyleri ile ısıl işlem için kullanılan numunelerin kokilden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim



Şekil 9. Basma, sertlik ve aşınma deneyleri ile metalografik incelemeler için kullanılan numunelerin kokilden alındığı bölgeleri gösteren şematik resim

2.4. Alaşımlara Uygulanan Isıl İşlemler

Üretilen alaşımların içerisinde en iyi mekanik ve tribolojik özellik sergileyen Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarına T6 ısıl işlemi uygulandı. Bu işlem için söz konusu alaşımlar 515°C sıcaklıkta 24 saat süreyle çözündürme işlemine tabi tutulduktan sonra suda soğutuldu ve ardından 180°C sıcaklıkta 20 saat'lik bir süre yaşlandırıldı. Çözündürme ve yaşlandırma parametreleri hem literatürde yapılan benzer çalışmalardan hem de bu alaşımların faz diyagramlarından yararlanılarak belirlendi [24, 36, 38, 44-46, 62, 63]. Yaşlandırma işlemi süresince alaşımların sertlikleri belirli zaman aralıklarında ölçüldü ve bu değerlerin yaşlandırma süresine göre değişimlerini gösteren eğriler elde edildi, Şekil 10. Bu eğrilerden yararlanarak alaşımların sertliklerinin en yüksek değerine ulaştığı süre yaşlandırma süresi olarak belirlendi. Bu süre Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımları için sırasıyla 4, 7, 5 ve 6 saat olarak tespit edildi.



Şekil 10. Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış alaşımların sertliklerinin yaşlanma süresine göre değişimlerini gösteren eğriler

2.5. Alaşımların Sürtünme ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi

Alaşımların kuru ve yağlı koşullardaki sürtünme ve aşınma davranışları sırasıyla bilye-disk ve blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzenekleri yardımıyla belirlendi. Alaşımların kuru koşullardaki sürtünme ve aşınma davranışlarının belirlenmesinde kullanılan bilye-disk esaslı düzeneğin ve test bölgesinin genel görünümü Şekil 11'de, fotoğrafı ise Şekil 12'de verilmiştir. Söz konusu düzenek ASTM: G99 standardına göre tasarlanmış olup genel olarak elektrik motoruna bağlı bir disk, yükleme kolu, numune ve bilye tutucular ile sıcaklık ve kuvvet algılayıcı sensörlerden oluşmaktadır. Deney düzeneği bir yazılıma sahip bilgisayar tarafından kontrol edilerek, ölçülen tüm parametreler bu yazılım sayesinde bilgisayarda kayıt altına alındı. Bu düzenekte yapılan deneylerde 24 mm çapında ve 7 mm kalınlığında numuneler kullanıldı. Söz konusu numuneler tel erozyon yöntemi ile alaşımlardan kesilerek üretildi. Numunelerin birbirine paralel yüzeyleri otomatik taşlama ve parlatma makinesinde önce taşlandı, sonra sırasıyla 1 µm ve 0,3 µm tane boyutuna sahip alümina kullanılarak parlatıldı, yüzey pürüzlülükleri ise yüzey pürüzlülüğü ölçüm cihazı ile ölçüldü. Bu ölçümler sonucunda numunelerin ortalama yüzey pürüzlülüklerinin $0,15 \pm 0,05$ µm olduğu belirlendi. Söz konusu numuneler döner disk

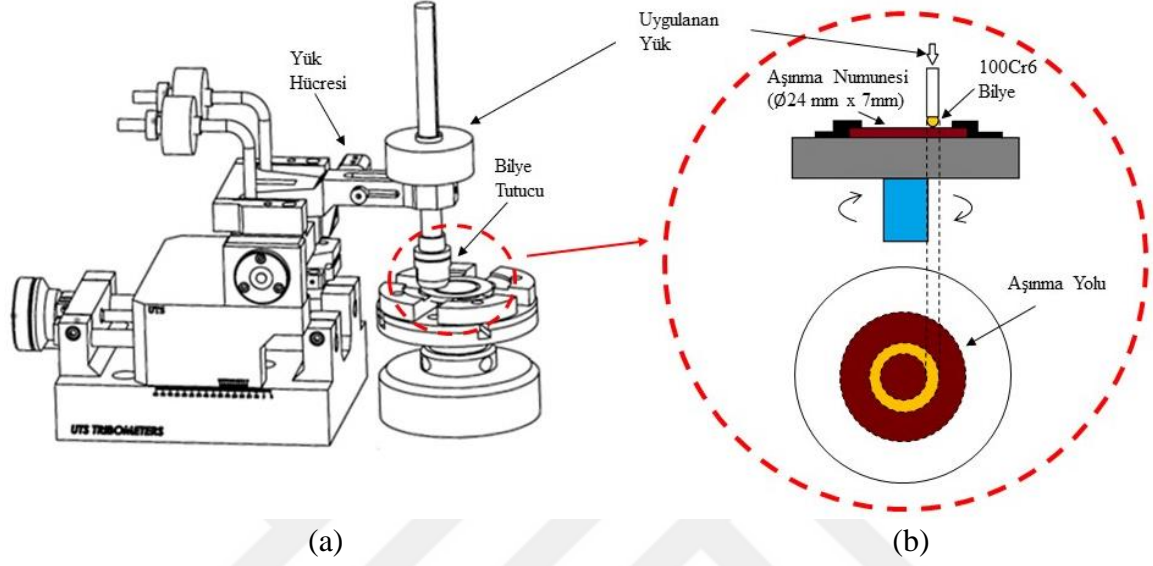
üzerinde bulunan numune tutucusuna yerleştirildi. Karşı yüzey olarak sertliği 60 ± 2 RSD-C aralığında değişen 100Cr6 çeliğinden imal edilmiş 6 mm çapında bilye kullanıldı. Sürtünme kuvveti 30 N kapasiteli indüktif bir sensör yardımıyla ölçüldü. Bu düzenekte yapılan tüm deneyler 5 N'luk yük altında 0,16 m/s'lik (240 dev/dak) hızda, numune yüzeyinin 12 mm'lik çapı üzerinde 1500 m'ye karşılık gelen kayma mesafesinde her bir alaşım için en az üç tekrar yapılarak gerçekleştirildi. Gerek sürtünme gerekse aşınma deneylerinin öncesi ve sonrasında numuneler ultrasonik bir temizleyicide sırasıyla trikloretilen (C_2HCl_3) ve alkol-aseton karışımı içerisinde temizlendikten sonra kurutuldu. Numunelerin kütleleri $\pm 0,01$ mg'lık hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü ve aşınma nedeniyle meydana gelen kütle kaybı değerleri belirlendi. Bu değerler söz konusu alaşımların yoğunluklarına bölünerek hacim kaybı değerlerine (aşınma kaybı) dönüştürüldü.

Yağlı koşullarda yapılan deneylerde kullanılan blok-disk esaslı deney düzeneğinin kesitinin önden ve üstten görüntüsü sırasıyla Şekil 13 ve Şekil 14'de ve fotoğrafı ise Şekil 15'de verilmiştir. Bu düzenek 3 kW gücünde bir elektrik motoru, düşey yönde yataklanmış bir mil, mil üzerine bağlı bir disk, numune tutucu, yükleme kolu, yük hücresi ve yağlama ünitesinden oluşmaktadır. Elektrik motoru bir hız kontrol ünitesine bağlı olup motordan alınan güç kayış- kasnak mekanizması ile düşey mile aktarılmaktadır.

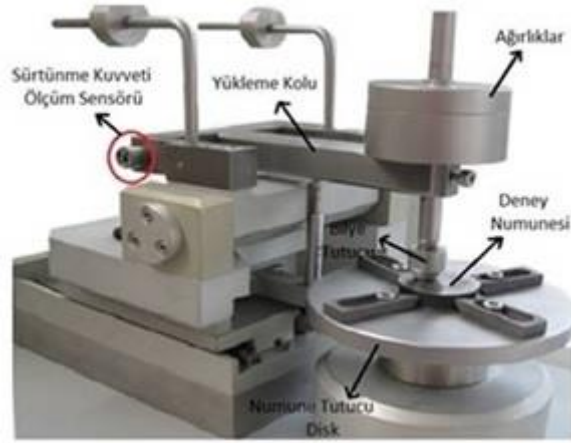
Blok-disk esaslı deney düzeneğinde yapılan deneylerde sürtünme kuvveti 50 kg kapasiteli bir yük hücresi ile ölçüldü. Numunelerde sürtünme sonucu oluşan sıcaklık ise sisteme dışardan entegre edilmiş bir bakır-nikel termo-elaman çifti yardımıyla belirlendi. Söz konusu termo-eleman numunelerin temas yüzeylerinin 2 mm yukarısına açılan bir deliğe yerleştirildi ve ölçülen değerler çalışma süresince bir bilgisayara kaydedildi.

Yağlı koşullarda yapılan deneylerde aşındırıcı yüzey olarak sertliği 55 RSD-C değerinde olan ve SAE 1045 çeliğinden imal edilmiş bir disk kullanıldı. Taşlama işleminden sonra söz konusu diskin yüzey pürüzlülüğü $0,07-0,15$ μm olarak ölçüldü. Sürtünme ve aşınma numuneleri $10 \times 15 \times 26,6$ mm boyutlarında olacak şekilde talaşlı imalat yöntemiyle hazırlandı. Söz konusu numunenin teknik resmi Şekil 16'de gösterilmiştir. Dökülmüş ve ısıtılmış işlem görmüş durumdaki alaşımlar 8 MPa'lık basınç, 2 m/s'lik kayma hızı, 2 cm^3/saat 'lik yağ debisinde 10-50 km arasındaki kayma mesafelerinde sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutuldu. Yağlama işlemi bir yağ debisi ayarlayıcısından geçirilen yağın, disk üzerine damlatılmasıyla gerçekleştirildi. Isıtılmış işlem görmüş durumdaki alaşımlar sabit kayma hızında (2 m/s) ve farklı basınçlarda (2-8 MPa), sabit basınçta (8 MPa) ve farklı kayma hızlarında (1-3 m/s) 30 km'lik kayma mesafesi boyunca sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutuldu. Bu

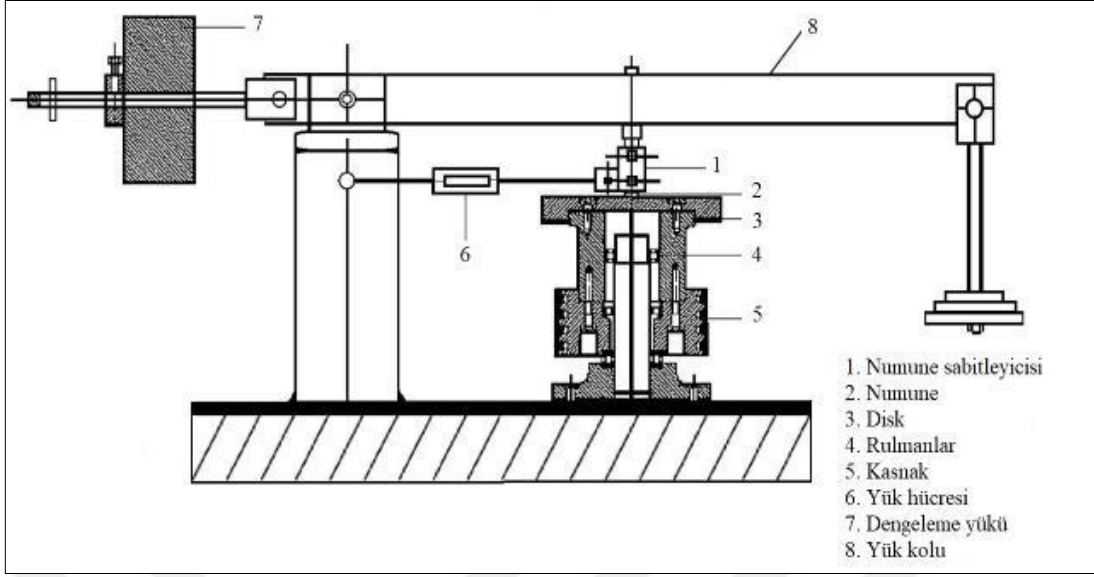
deneyler $2 \text{ cm}^3/\text{saat}$ 'lik sabit yağ debisinde yapıldı. Yağlı koşullarda yapılan tüm deneylerde kuru sürtünme durumunda olduğu gibi numeneler hem deney öncesinde hem de deneylerin sonrasında temizleme işlemine tabi tutuldu, kütleleri ölçüldü ve kütle kaybı değerleri bunların yoğunluklarını kullanarak hacim kaybı değerlerine dönüştürüldü.



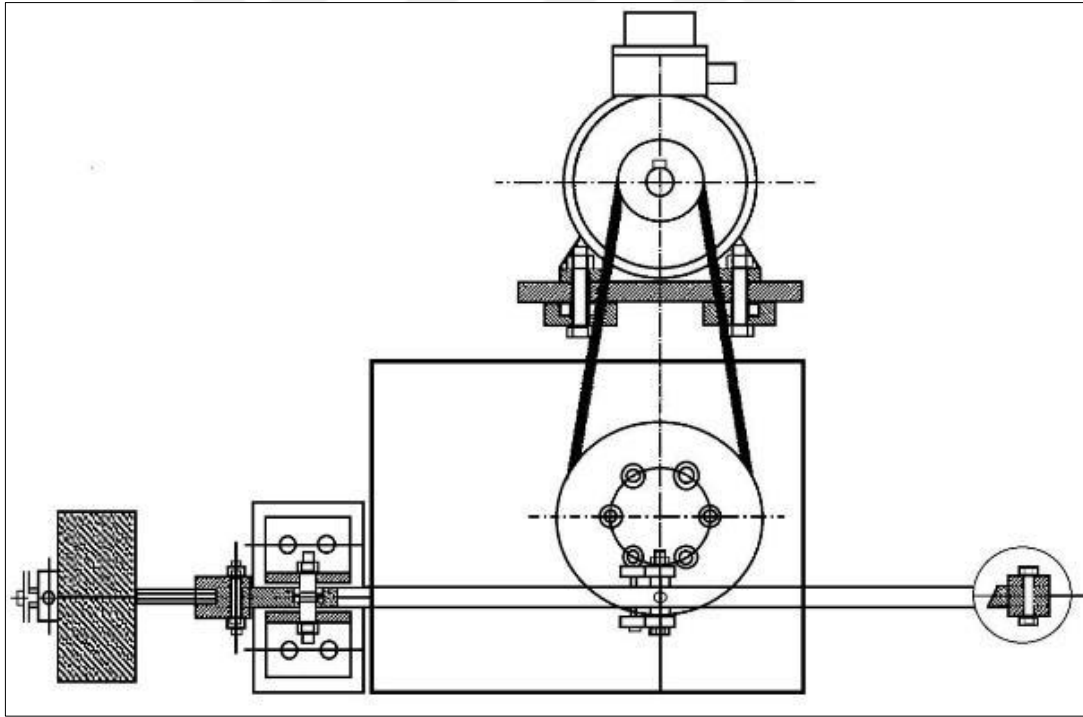
Şekil 11. Bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin, (a) genel görünümünün ve (b) test bölgesinin şematik resmi



Şekil 12. Bilye-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin fotoğrafı



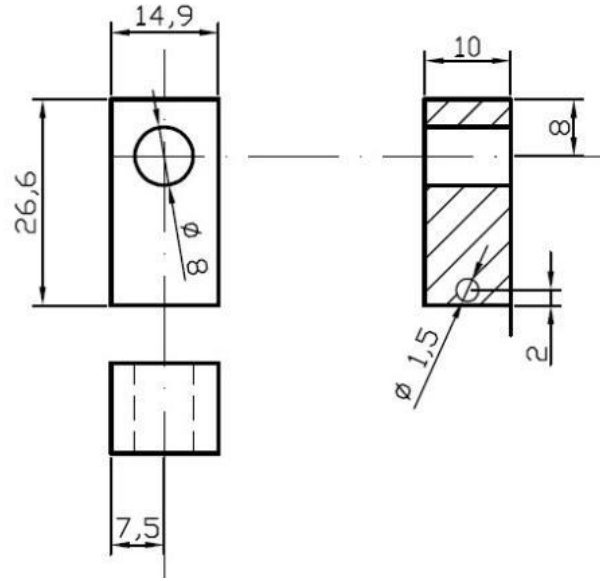
Şekil 13. Blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin önden görünümüne ait kesit resmi



Şekil 14. Blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin üstten görünümüne ait kesit resmi



Şekil 15. Blok-disk esaslı sürtünme ve aşınma deney düzeneğinin ve test bölgesinin fotoğrafı



Şekil 16. Yağlı koşullarda kullanılan sürtünme ve aşınma deney numunelerinin teknik resmi

2.6. Aşınma Yüzeylerinin ve Parçacıklarının İncelenmesi

Gerek kuru gerekse yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin yüzeyleri SEM ile incelendi ve fotoğrafları çekildi. Kuru durumda yapılan aşınma deneyleri sonucunda oluşan aşınma parçacıkları bir karbon bant yardımıyla toplanarak SEM’de görüntülendi ve bunların kimyasal bileşimleri EDS analiz yöntemi ile belirlendi. Söz konusu parçacıkların kimyasal bileşimleri aşınma yüzeylerinde oluşan tabakaların kimyasal bileşimleri ile karşılaştırıldı. Diğer taraftan yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerinin kayma yönüne paralel kesitleri de SEM yardımıyla incelendi ve fotoğrafları çekildi.



3. BULGULAR

3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

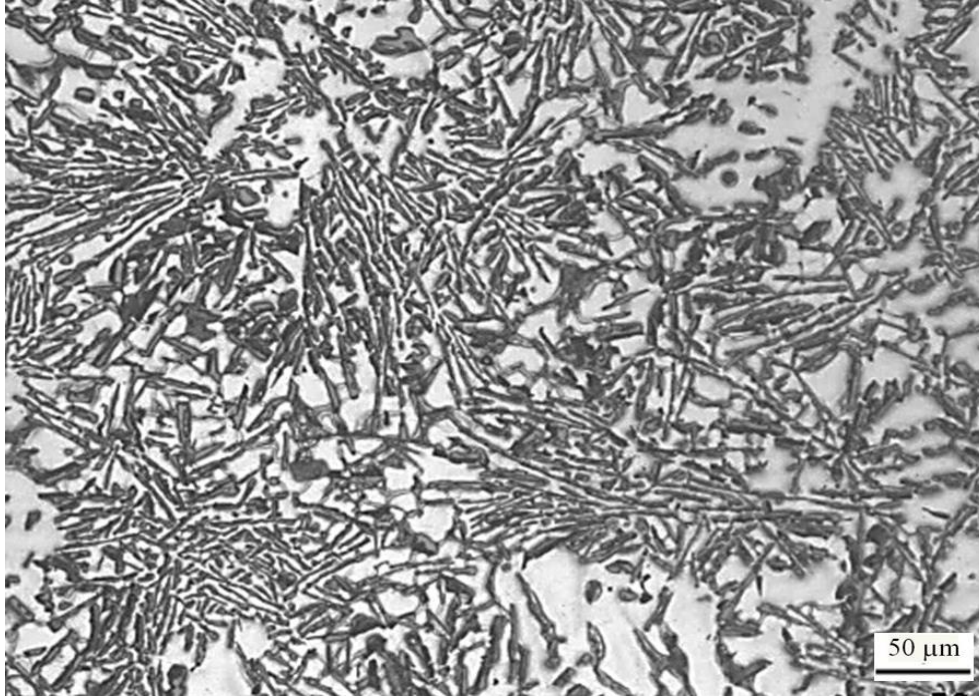
Üretilen alaşımların spektral analizi sonucunda belirlenen kimyasal bileşimleri Tablo 3'de verilmiştir. Bu tablo söz konusu bileşimlerin alaşımların döküm aşamasında belirlenen nominal bileşimlerine yakın olduğunu göstermektedir.

Tablo 3. Üretilen Alaşımların Kimyasal Bileşimler

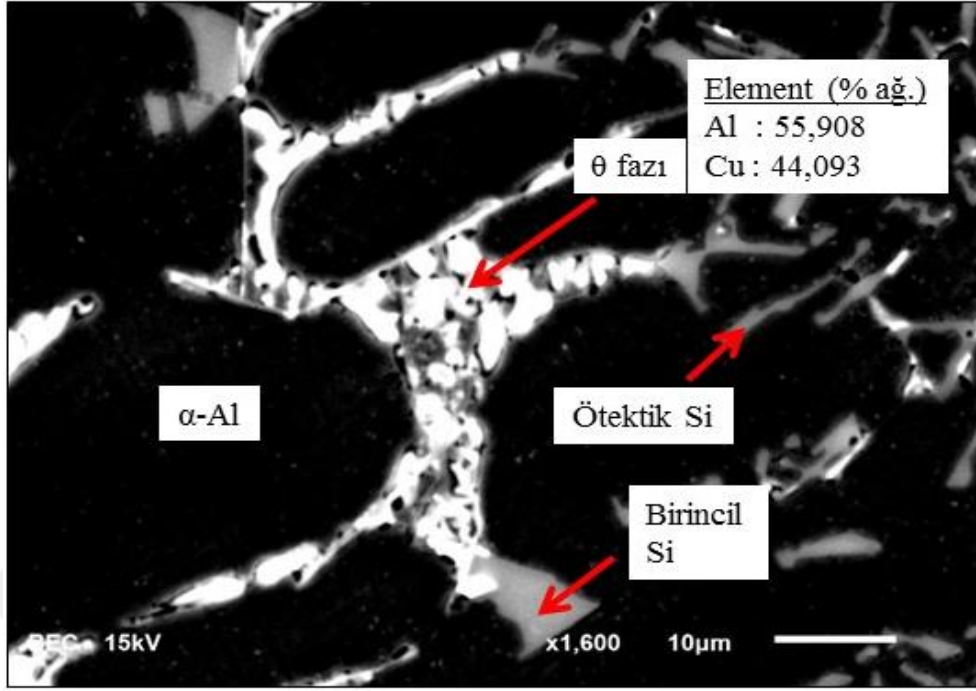
Alaşım	Kimyasal Bileşim Oranı (% ağırlık)					
	Al	Si	Zn	Cu	Mn	Mg
Al-12Si-3Cu	83,97	12,90	0,03	3,10	-	-
Al-12Si-3Cu-0,5Zn	83,60	12,70	0,60	3,10	-	-
Al-12Si-3Cu-1Zn	83,30	12,70	0,90	3,10	-	-
Al-12Si-3Cu-1,5Zn	82,43	12,90	1,70	2,97	-	-
Al-12Si-3Cu-2Zn	82,10	12,80	2,10	3,00	-	-
Al-12Si-3Cu-2,5Zn	81,60	12,90	2,50	3,00	-	-
Al-12Si-3Cu-0,5Mn	84,45	11,70	-	3,20	0,65	-
Al-12Si-3Cu-1Mn	83,15	12,70	-	3,30	0,85	-
Al-12Si-3Cu-1,5Mn	82,72	12,90	-	2,98	1,40	-
Al-12Si-3Cu-2Mn	81,95	12,80	-	3,10	2,15	-
Al-12Si-3Cu-0,5Mg	83,81	12,80	-	2,99	-	0,40
Al-12Si-3Cu-1Mg	82,72	13,40	-	2,92	-	0,96
Al-12Si-3Cu-1,5Mg	83,92	11,80	-	2,76	-	1,52
Al-12Si-3Cu-2Mg	82,60	12,78	-	2,65	-	1,97
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn	81,63	12,80	2,09	2,89	0,59	-
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn	83,26	13,12	-	2,67	0,53	0,42
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn	83,52	11,96	-	2,96	1,06	0,50
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn	82,09	12,60	-	2,83	2,00	0,48
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg	80,82	12,80	2,20	3,13	0,57	0,48
Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg	81,39	12,56	1,82	2,68	1,07	0,48

3.2. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular

Bu çalışmada baz alınan Al-12Si-3Cu alaşımının içyapısını gösteren OM ve bakırca zengin fazın SEM görüntüsü Şekil 17 ve Şekil 18’de, XRD deseni ise Şekil 24’de verilmiştir. Söz konusu alaşımın içyapısının α -Al dendritleri, ötektik ve az sayıdaki birincil silisyum parçacıkları ile bakırca zengin fazdan oluştuğu görüldü. Ötektik silisyum parçacıklarının ince ve uzun (lamel), birincil silisyum parçacıklarının ise iri ve köşeli (blok) bir görünüme sahip olduğu gözlemlendi. XRD ve SEM-EDS analizleri sonucunda bakırca zengin parçacıkların CuAl_2 (θ) fazına ait parçacıklar olduğu belirlendi, Şekil 18. Bakırca zengin faza ait parçacıkların dendritler arası bölgelerde, silisyum parçacıklarının ise hem dendritler arası bölgelerde hem de dendritler içerisinde toplandığı gözlemlendi.

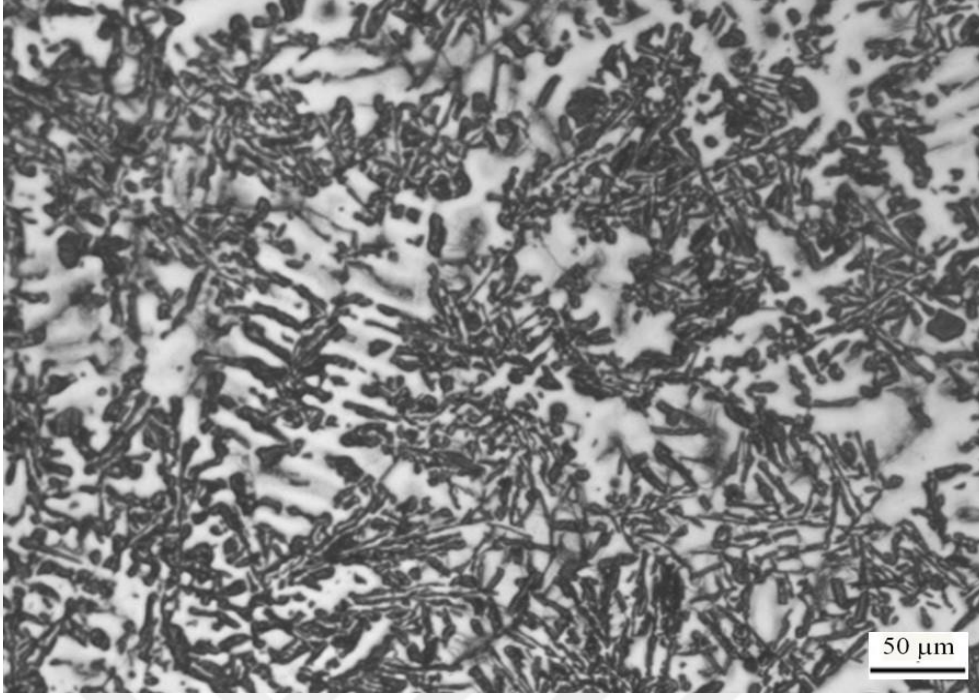


Şekil 17. Al-12Si-3Cu alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı

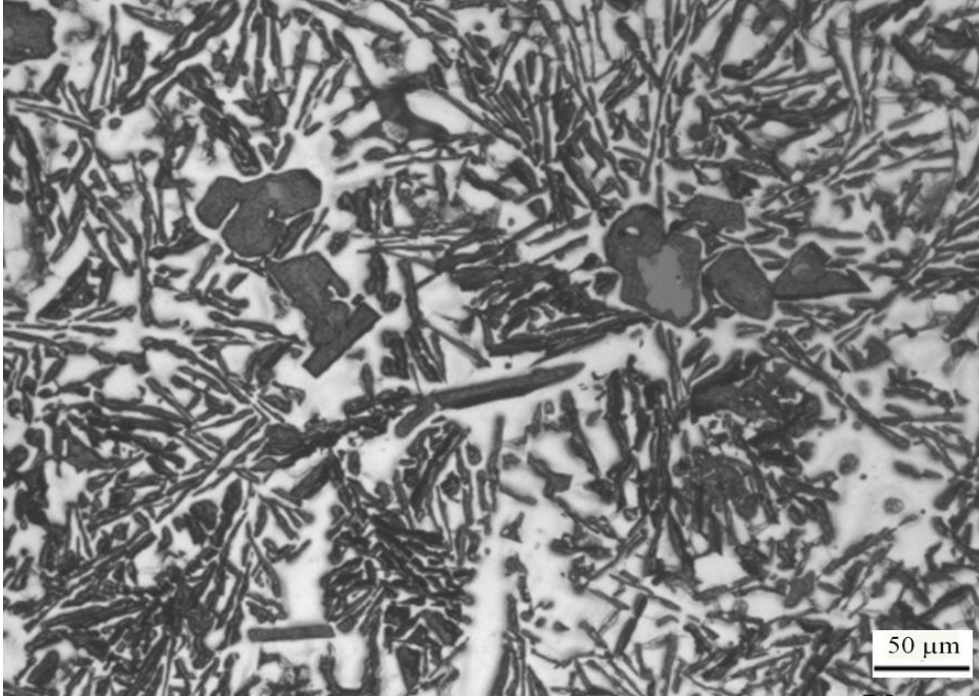


Şekil 18. Bakırca zengin fazın SEM görüntüsü ve EDS analizi

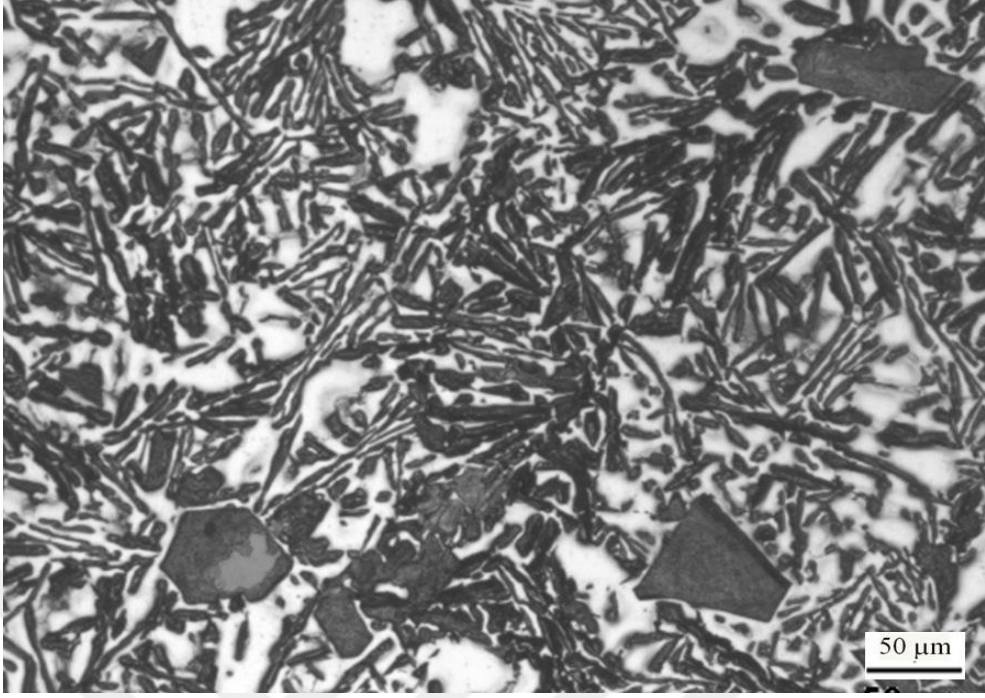
Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarının içyapılarına ait OM görüntüleri ile XRD desenleri sırasıyla Şekil 19-24'de verilmiştir. Çinko katkısının baz alınan Al-12Si-3Cu alaşımının metalografik görünümünde belirgin bir değişime yol açmadığı, ancak artan çinko oranı ile birincil Si parçacıklarının büyüklüğünün ve sayısının arttığı, bu parçacıkların bazı bölgelerde kümelendiği gözlemlendi, Şekil 19-23. Diğer taraftan alaşımlara ait XRD desenlerinden çinkonun α -Al matrisi içerisinde tamamen çözüldüğü ve çinko esaslı herhangi bir fazın oluşmadığı belirlendi, Şekil 24.



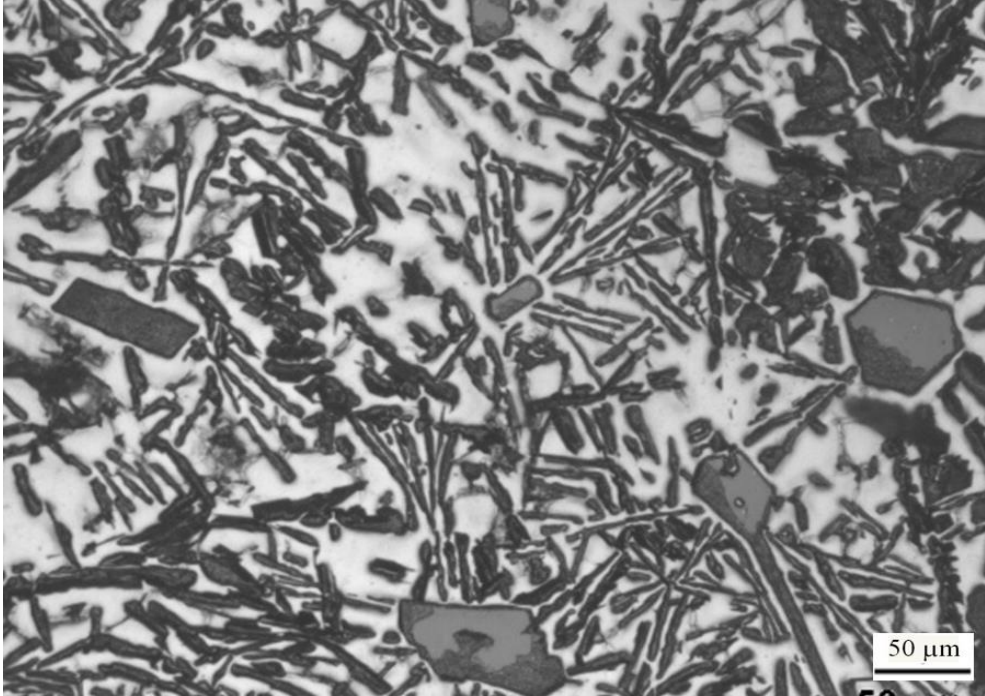
Şekil 19. Al-12Si-3Cu-0,5Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



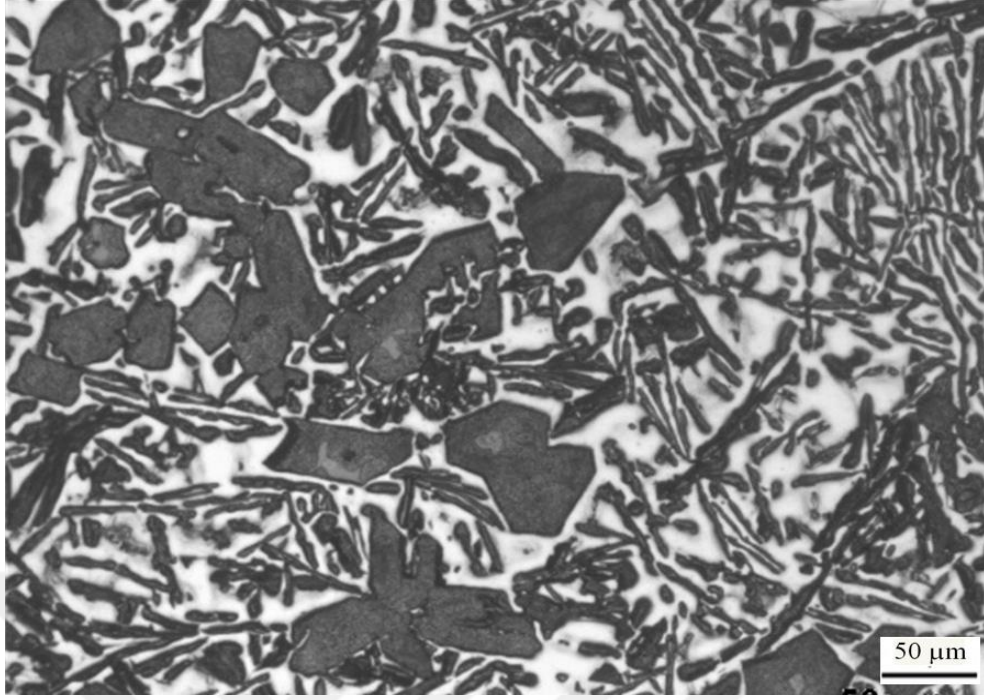
Şekil 20. Al-12Si-3Cu-1Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



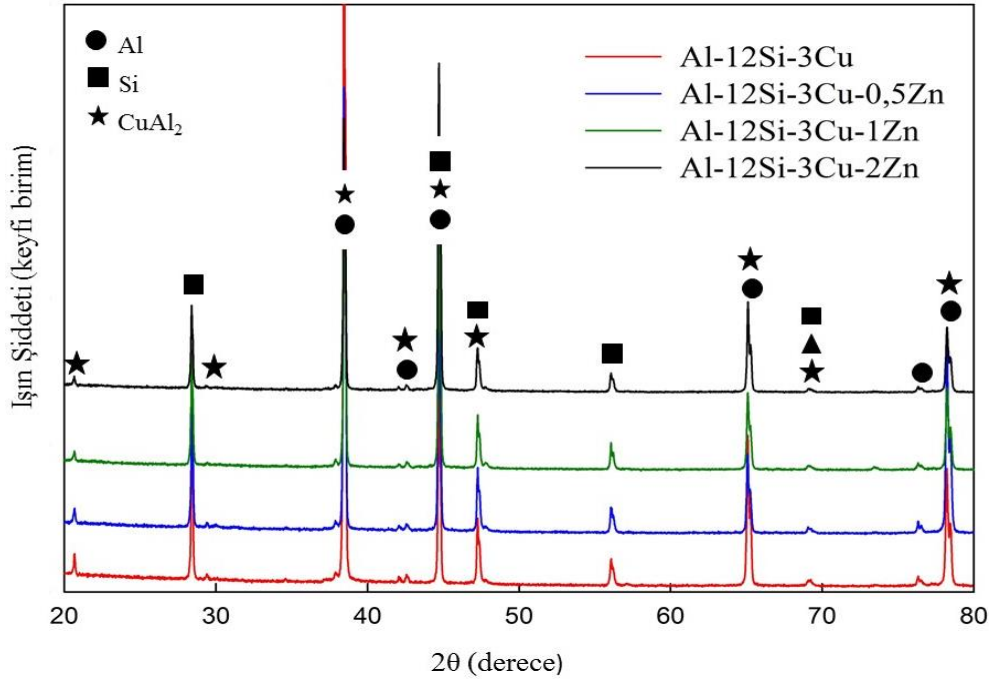
Şekil 21. Al-12Si-3Cu-1,5Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



Şekil 22. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



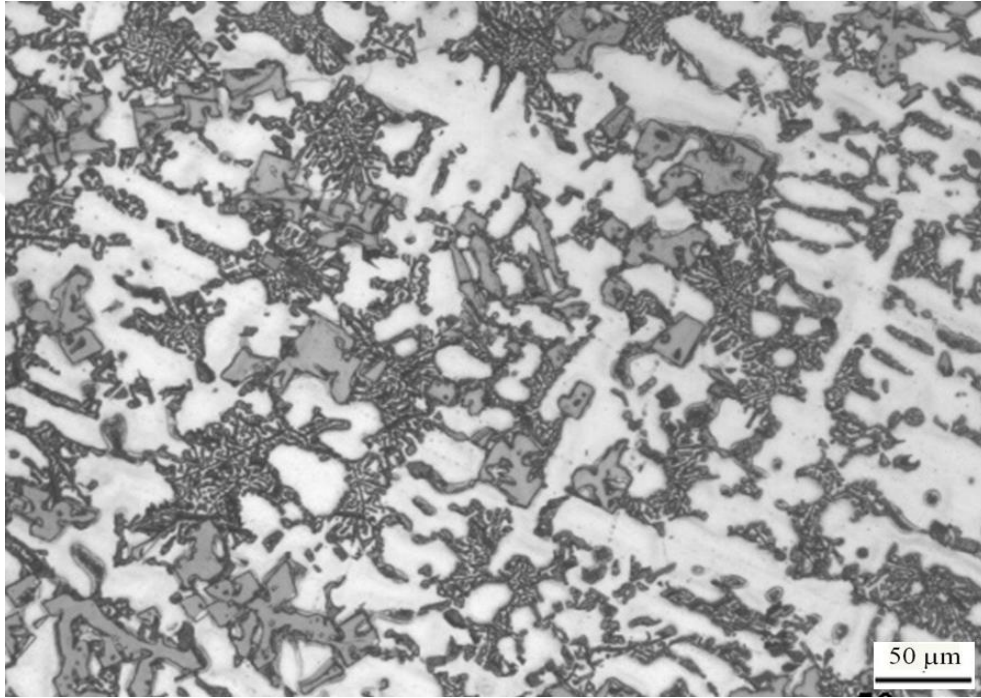
Şekil 23. Al-12Si-3Cu-2,5Zn alaşımlarının dökülmüş durumdaki içyapısı



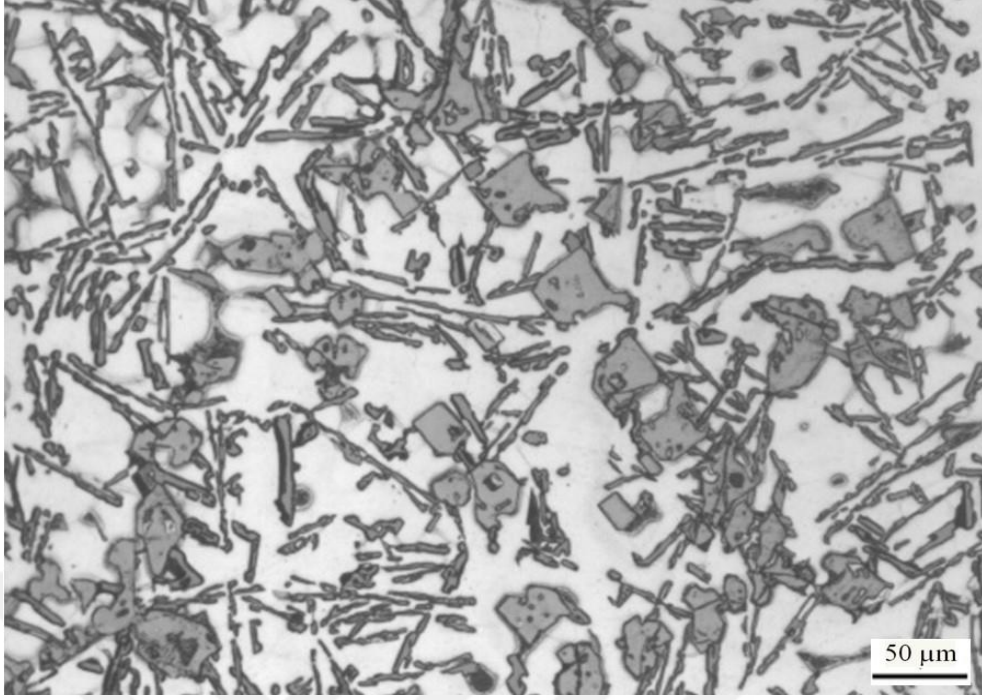
Şekil 24. Al-12Si-3Cu ve Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarına ait XRD desenleri

Al-12Si-3Cu-Mn alaşımlarının içyapılarını gösteren fotoğraflar ile bu alaşımlardan elde edilen XRD desenleri sırasıyla Şekil 25-29'da verilmiştir. Mn katkısının baz alaşımın içyapısında bulunan α -Al, θ (CuAl_2), ve Si fazlarına ilave olarak manganca zengin bir fazın oluşumuna yol açtığı görüldü. EDS analizleri sonucunda manganca zengin fazın kimyasal

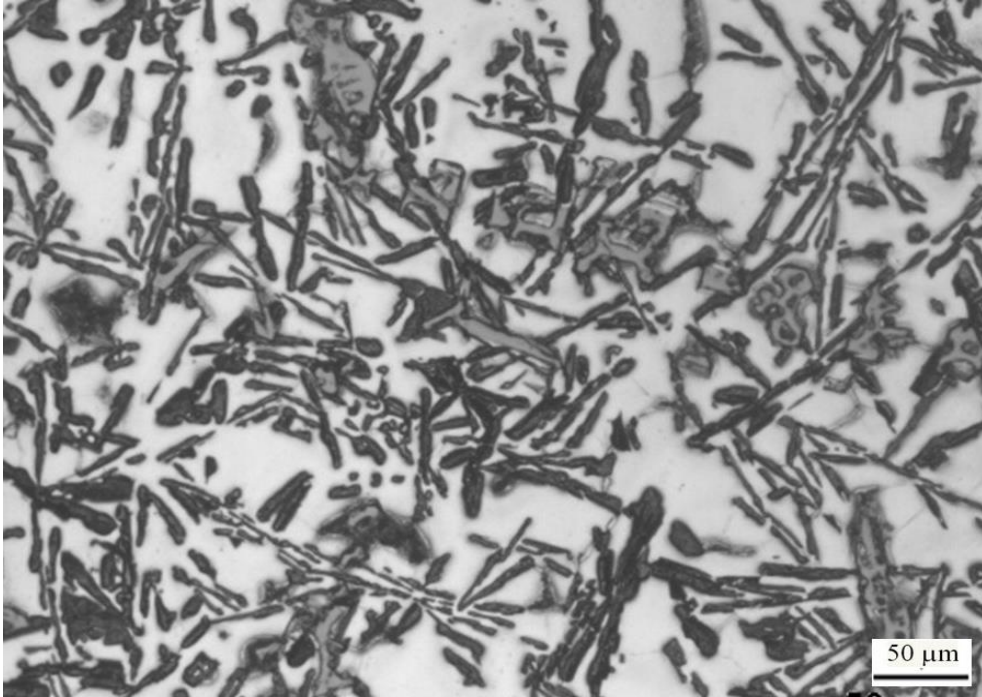
bileşiminin ağırlıkça %63,8 Al, %13,6 Si ve %22,6 Mn elementlerinden oluştuğu belirlendi. XRD ve EDS analizlerinden yola çıkarak bu fazın α -Al₁₅Mn₃Si₂ bileşiği olduğu tespit edildi. Söz konusu bileşiğin yapı içerisinde geniş bloklar halinde bulunduğu, keskin kenar ve köşelerden oluşan düzensiz bir görünüm sergilediği gözlemlendi. Mn oranı arttıkça α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazına ait parçacıkların büyüklüğü ile sayısının arttığı ve bu parçacıkların kümелendiği görüldü. Diğer taraftan Mn oranı arttıkça α -Al tanelerinin büyüdüğü, ötektik Si parçacıklarının oranının azaldığı, bu parçacıkların en ve boylarının arttığı gözlemlendi.



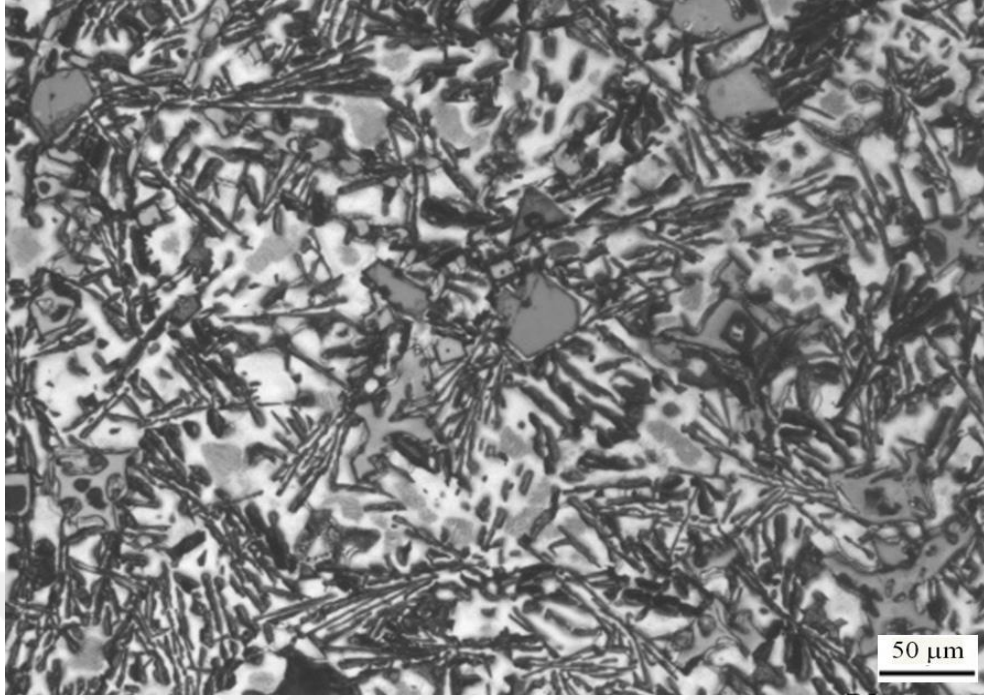
Şekil 25. Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



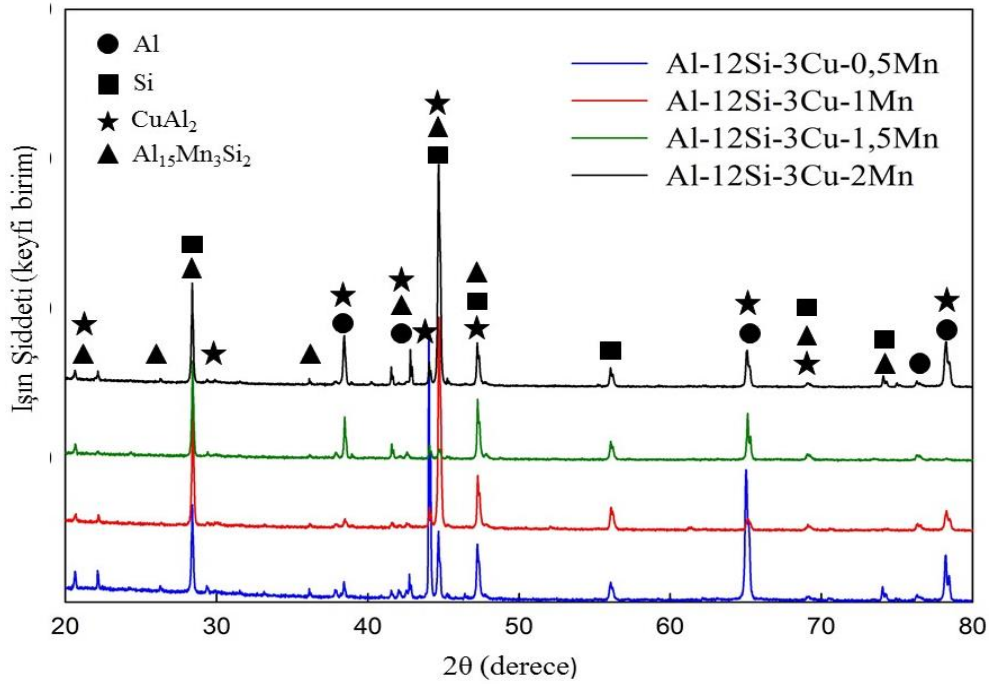
Şekil 26. Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımlının dökülmüş durumdaki içyapısı



Şekil 27. Al-12Si-3Cu-1,5Mn alaşımlının dökülmüş durumdaki içyapısı



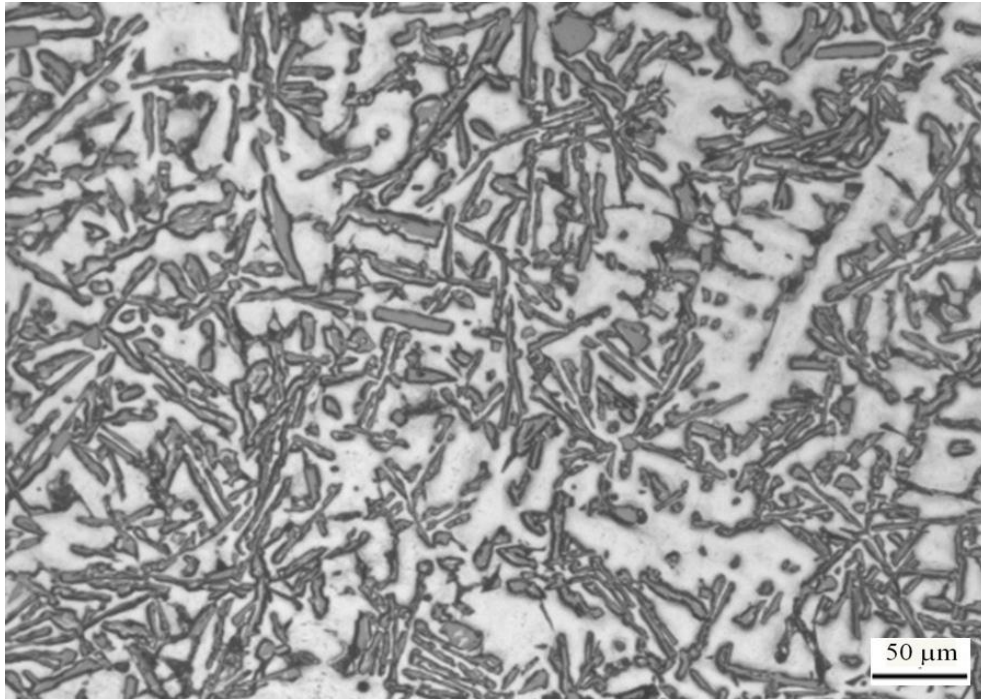
Şekil 28. Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımlarının dökülmüş durumdaki içyapısı



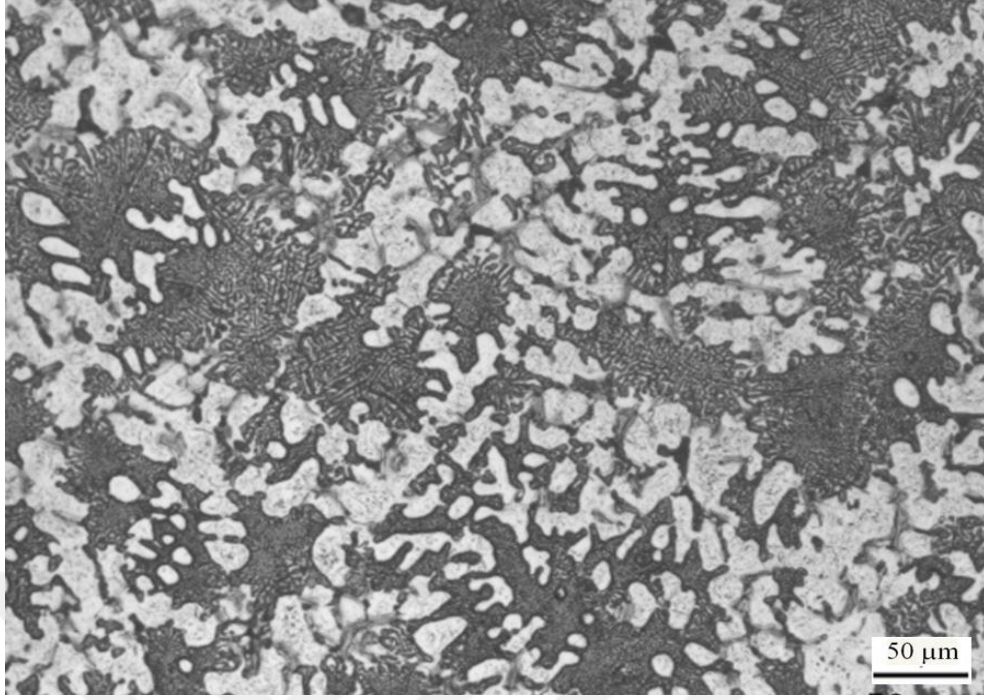
Şekil 29. Al-12Si-3Cu-Mn alaşımlarına ait XRD desenleri

Al-12Si-3Cu-Mg alaşımlarının içyapılarını gösteren OM görüntüleri ile XRD desenleri sırasıyla Şekil 30-34'de verilmiştir. %0,5 oranında Mg içeren alaşımların içyapısının

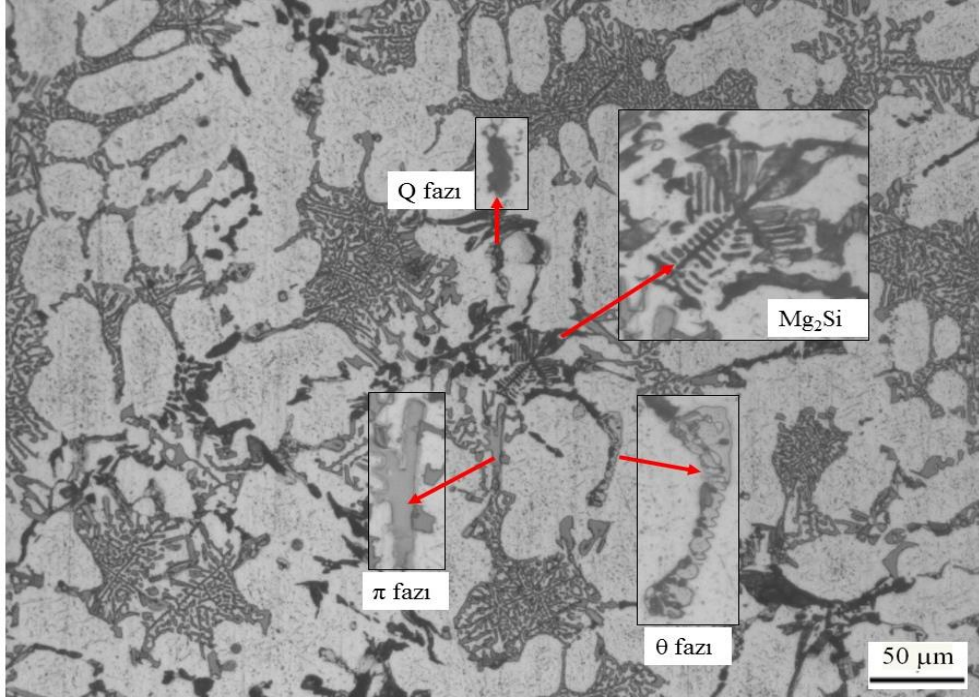
hemen hemen baz alaşıma benzer olduğu, ancak magnezyum oranı arttıkça α -Al dendritlerinin büyüdüğü, ötektik silisyum parçacıklarının incelerek dendritler arasındaki bölgelerde kümelenedikleri ve magnezyumca zengin fazların oluştuğu görüldü. Bu fazların kimyasal bileşimlerinin Mg_2Si , $Al_8Mg_3FeSi_6$ (π) ile $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ (Q) fazlarının kimyasal bileşimine çok yakın olduğu tespit edildi. Söz konusu fazlardan Mg_2Si 'un iskelet biçiminde olduğu ve özellikle %1'den daha yüksek oranda Mg içeren alaşımların içyapısında belirgin ortaya çıktığı, π fazının çubuk ve Q fazının ise blok şeklinde bir görünüm sergilediği gözlemlendi, Şekil 32.



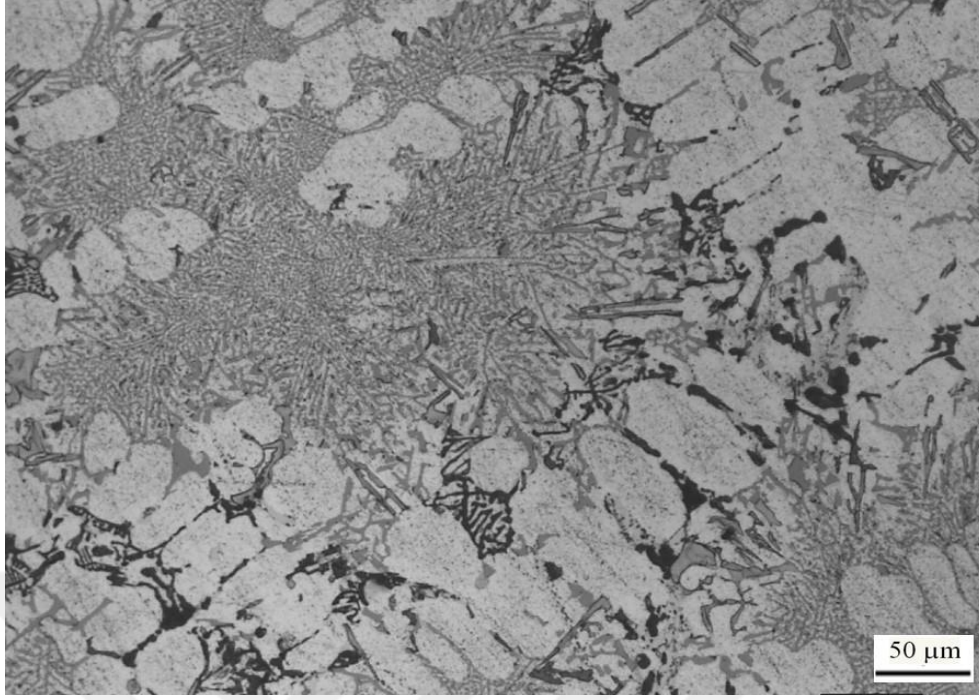
Şekil 30. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaışımının dökülmüş durumdaki içyapısı



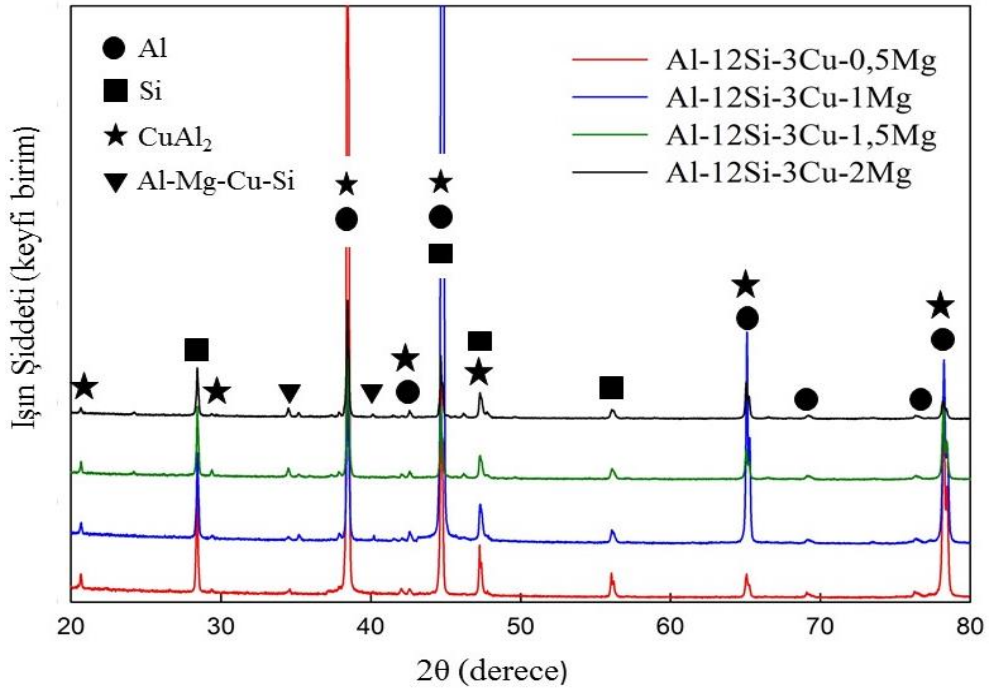
Şekil 31. Al-12Si-3Cu-1Mg alaşımlının dökülmüş durumdaki içyapısı



Şekil 32. Al-12Si-3Cu-1,5Mg alaşımlının dökülmüş durumdaki içyapısı



Şekil 33. Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımlarının dökülmüş durumdaki içyapısı



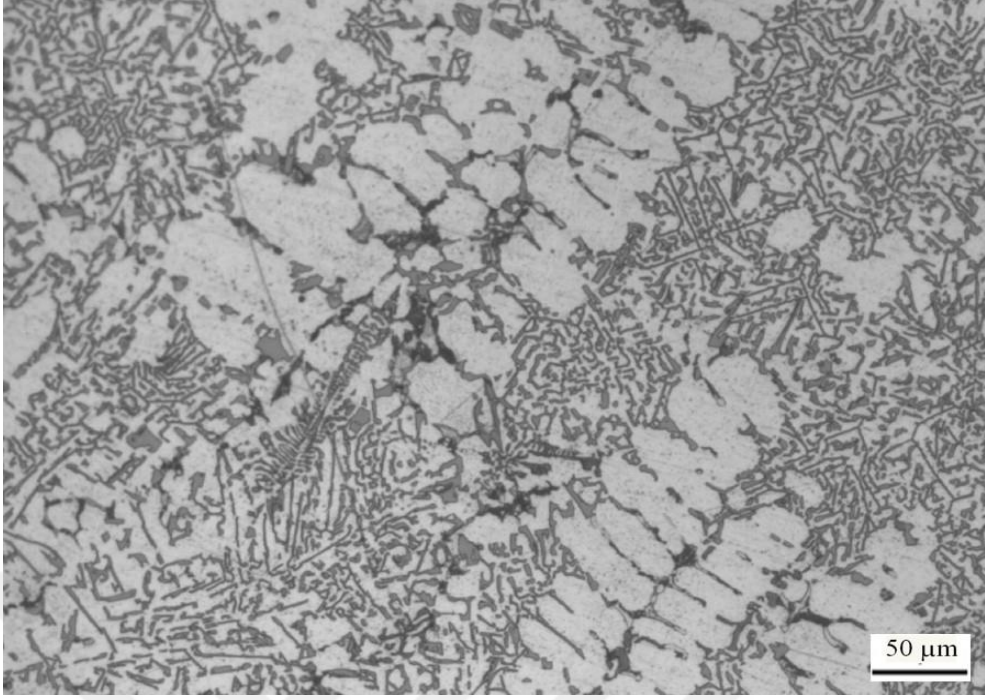
Şekil 34. Al-12Si-3Cu-Mg alaşımlarına ait XRD desenleri

Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının içyapıları ve XRD desenleri sırasıyla Şekil 35-38'de verilmiştir.

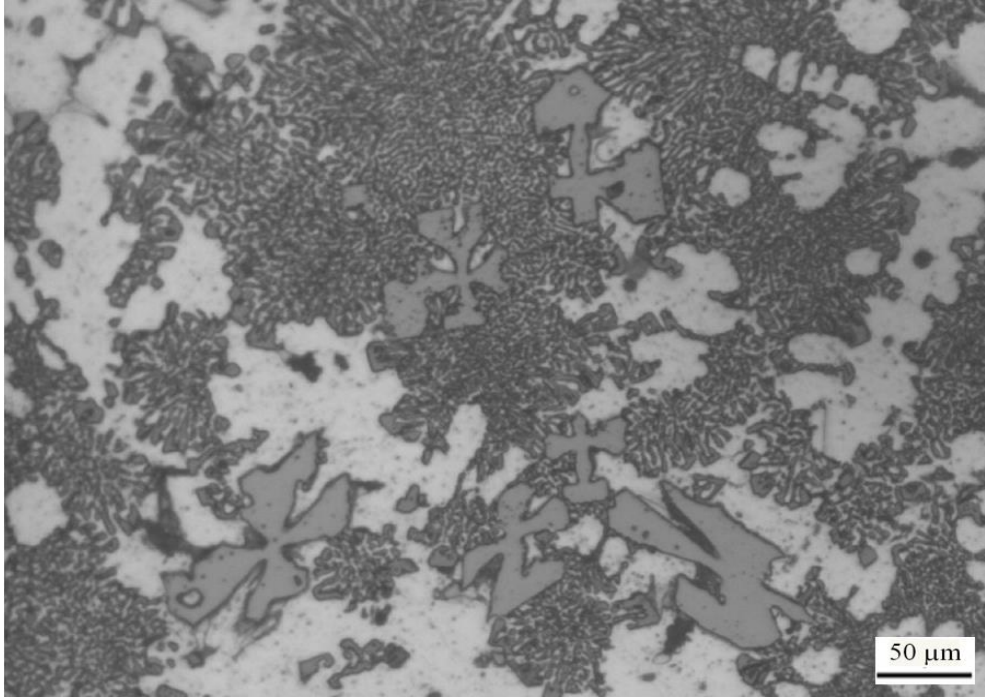
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının içyapısının α -Al matrisi içerisinde dağılmış ince ve uzun tektik Si parçacıkları ile nispeten homojen dağılımlı küçük boyutlu birincil Si parçacıklarının yanı sıra α -Al₁₅Mn₃Si₂ ve CuAl₂ fazlarından oluştuğu gözlendi, Şekil 35. Söz konusu alaşıma %0,5 oranında Mg katılması durumunda ise birincil Si parçacıklarının oranının azaldığı ancak boyutlarının arttığı, tektik Si parçacıklarının ise oranının arttığı boyutlarının ise kldğu görüldü, Şekil 36. Diğer taraftan söz konusu alaşımın içyapısında α -Al, α -Al₁₅Mn₃Si₂ ve Si fazlarının dışında magnezyumca zengin fazların (Mg₂Si, Q ve π) yer aldığı gözlendi, Şekil 36. Bu alaşımdaki %0,5 oranındaki Mn katkısının %1 değerine çıkarılması durumunda ise birincil Si parçacıklarının hemen hemen yok olduğu, tektik Si parçacıklarının küçülerek α -Al taneleri arasında sıkı bir biçimde dizildikleri, α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının ise bydğu ve dendritik bir görünüm sergilediği gözlendi, Şekil 37.



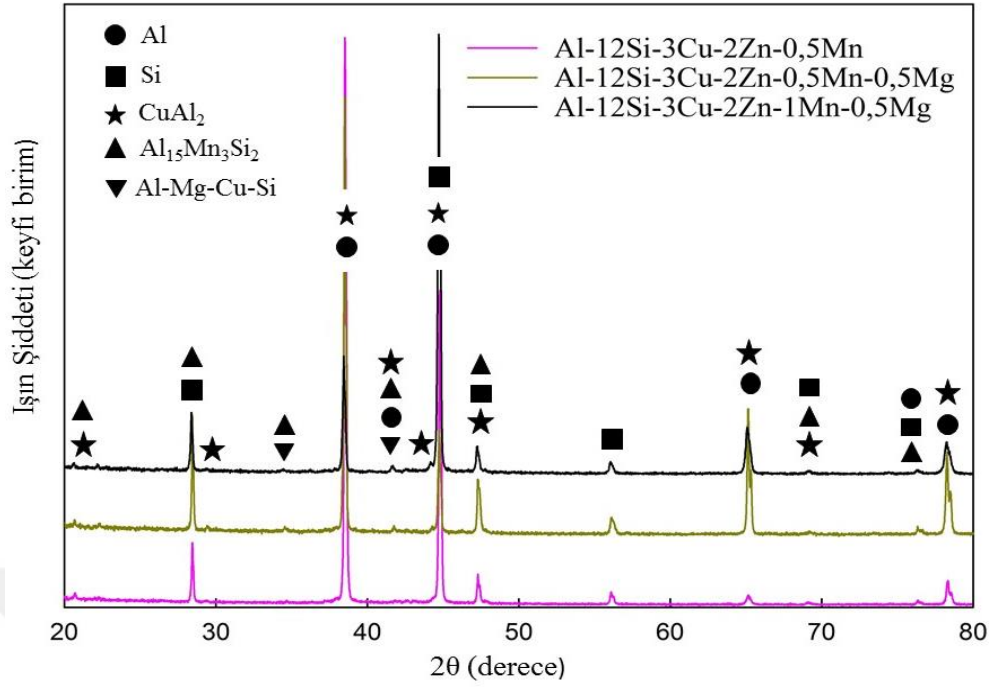
Şekil 35. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



Şekil 36. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı

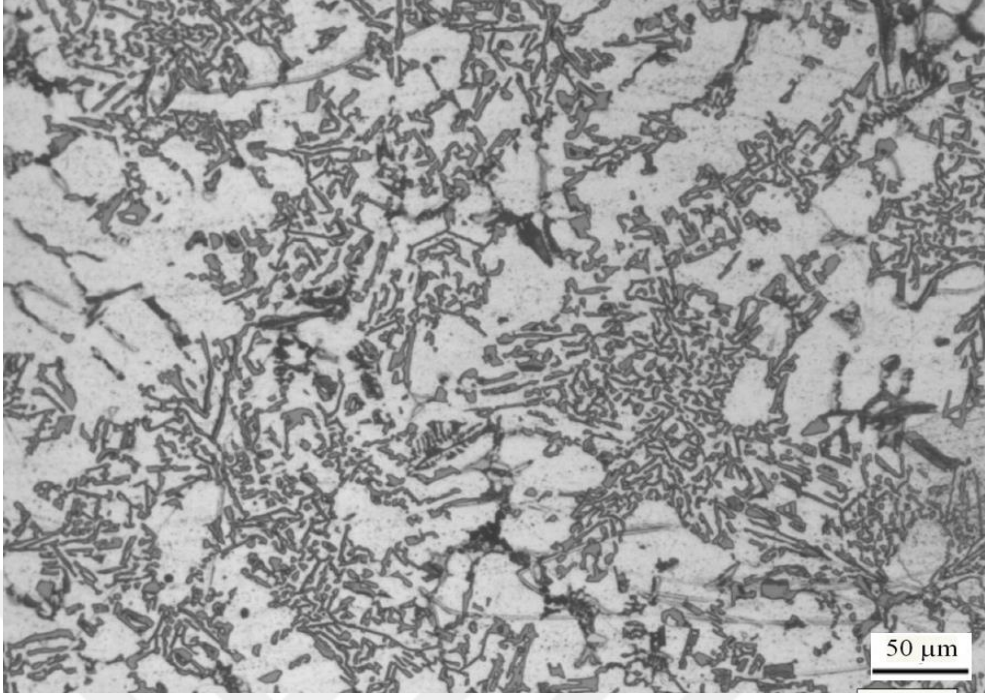


Şekil 37. Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı

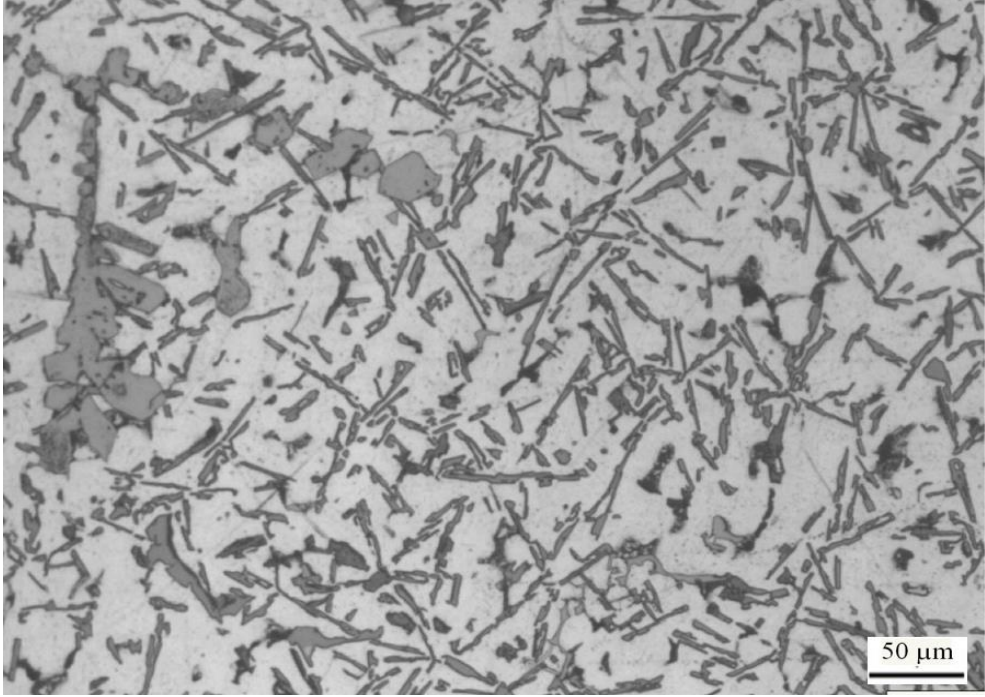


Şekil 38. Al-12Si-3Cu-2Zn-Mn-0,5Mg alaşımlarına ait XRD desenleri

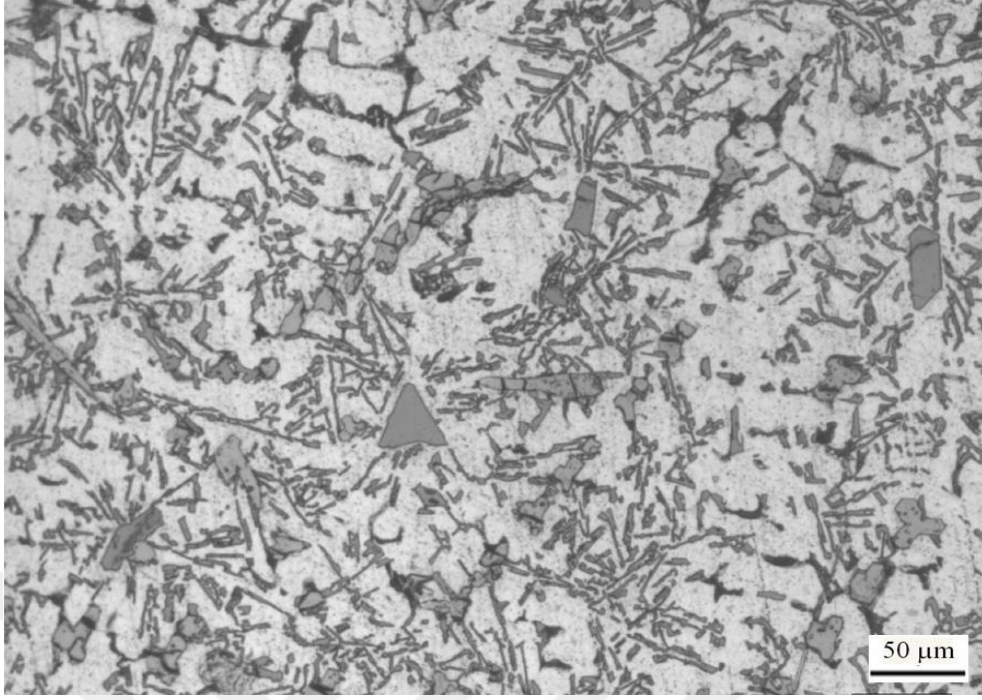
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-Mn alaşımlarının içyapılarını gösteren optik mikroskop görüntüleri ile XRD desenleri sırasıyla Şekil 39-42'de verilmiştir. Söz konusu alaşımların içyapılarının α -Al, Si, CuAl₂, α -Al₁₅Mn₃Si₂ ve magnezyumca zengin fazlardan (Mg₂Si, Q ve π) oluştuğu görüldü. Ancak Mn oranının artması ötektik Si parçacıklarının uzamasına ve genişliğinin artmasına, α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının ise hem oranın hem de boyutunun artmasına yol açtığı gözlemlendi.



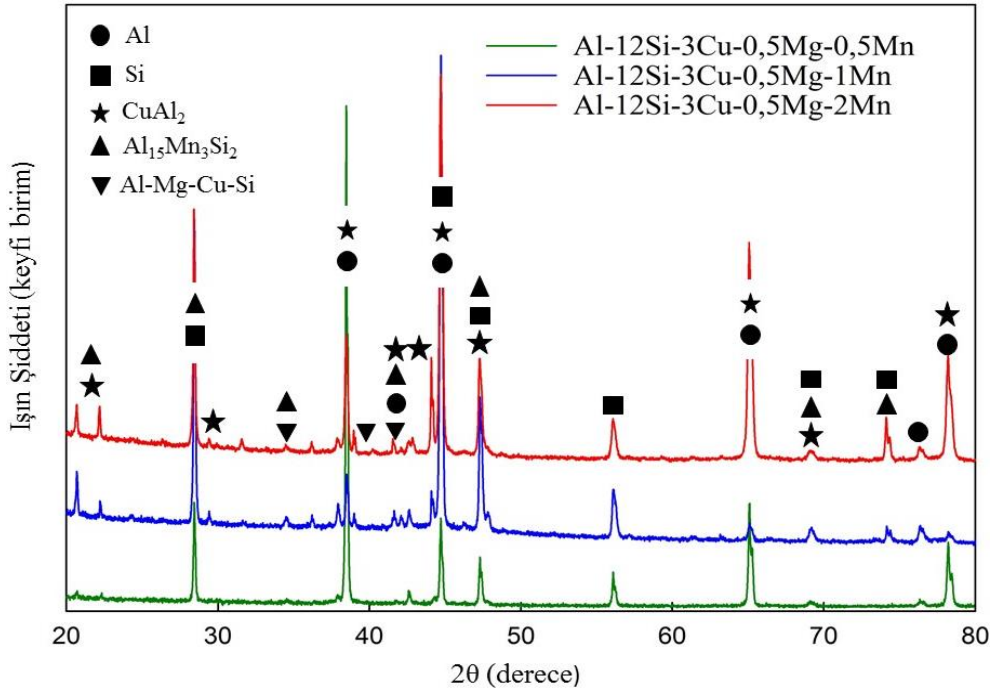
Şekil 39. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



Şekil 40. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn alaşımının dökülmüş durumdaki içyapısı



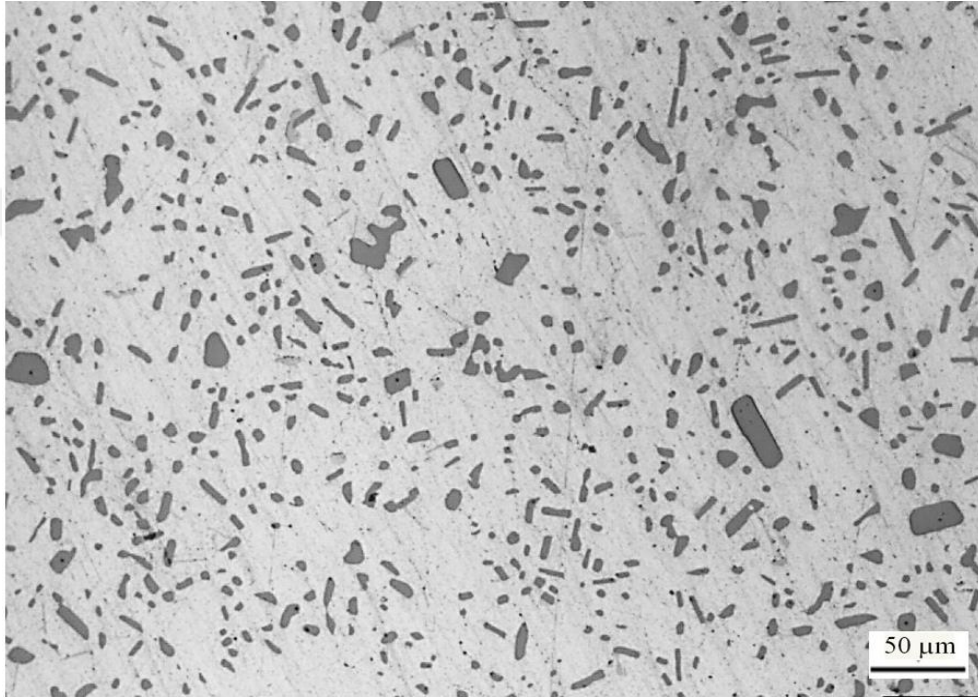
Şekil 41. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımlarının dökülmüş durumdaki içyapısı



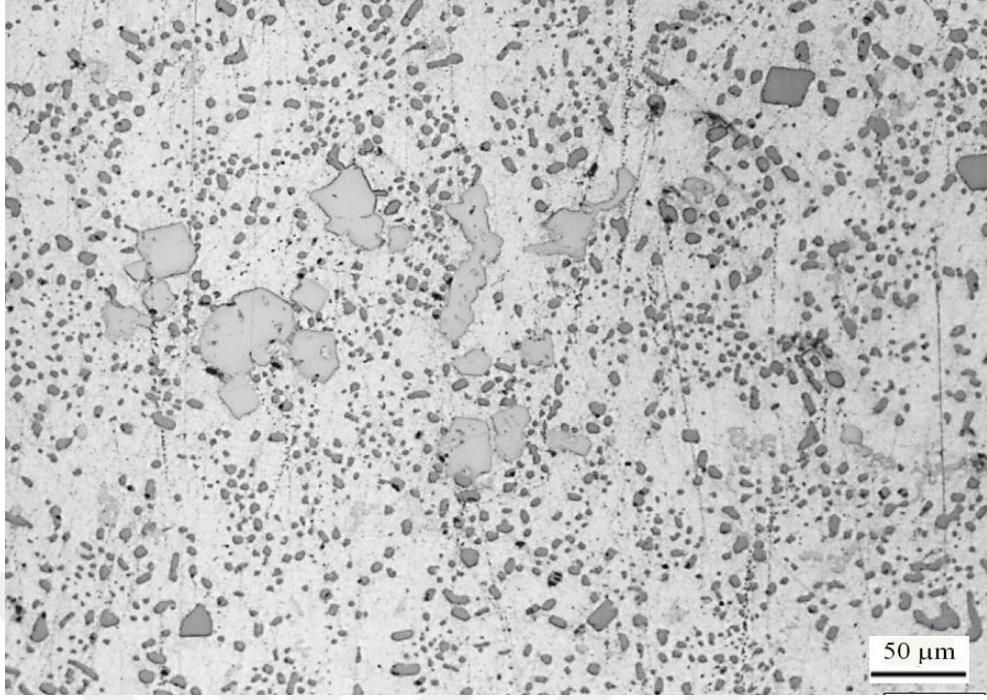
Şekil 42. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-Mn alaşımlarına ait XRD desenleri

T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarına ait içyapı fotoğrafları Şekil 43-

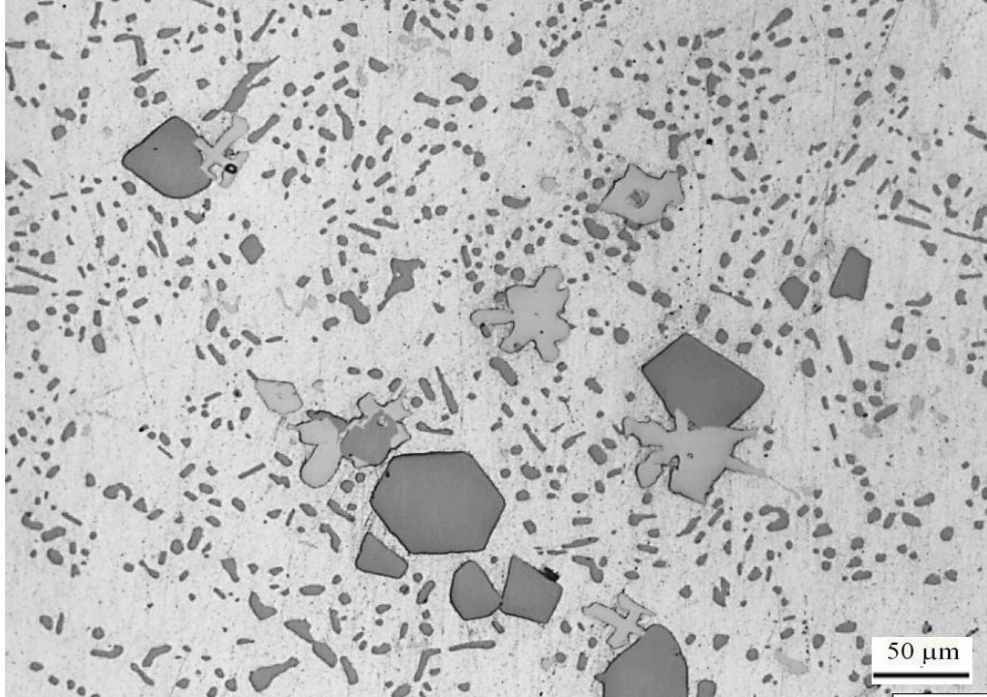
46'da verilmiştir. T6 ısıt işleminde sonra ötektik Si parçacıklarının parçalanarak nispeten küresel şekle dönüştüğü ve yapı içerisine homojen bir biçimde dağıldığı, beşli (Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn) ve altılı (Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg) alaşımların içyapısında bulunan birincil Si parçacıklarının boyutlarında bir artışın meydana geldiği, α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının dökülmüş durumları ile karşılaştırıldığında ise az da olsa küçüldüğü nispeten daha düzenli bir görünüm sergilediği gözlemlendi.



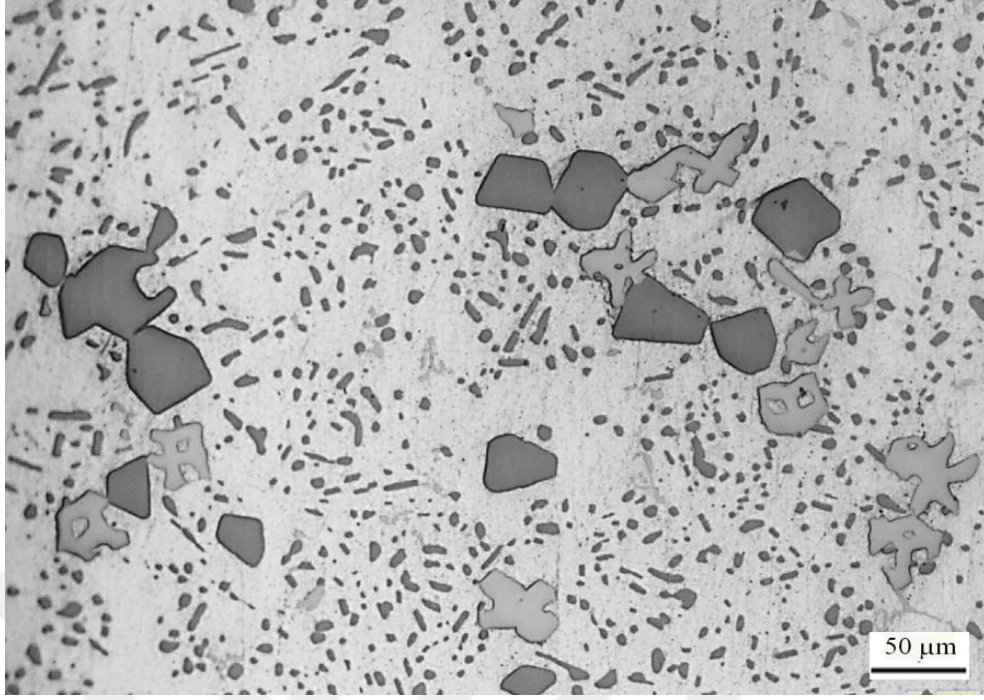
Şekil 43. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının T6 ısıt işleminde görmüş durumdaki içyapısı



Şekil 44. Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki içyapısı



Şekil 45. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki içyapısı



Şekil 46. Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının T6 ısıtılması görmüş durumdaki içyapısı

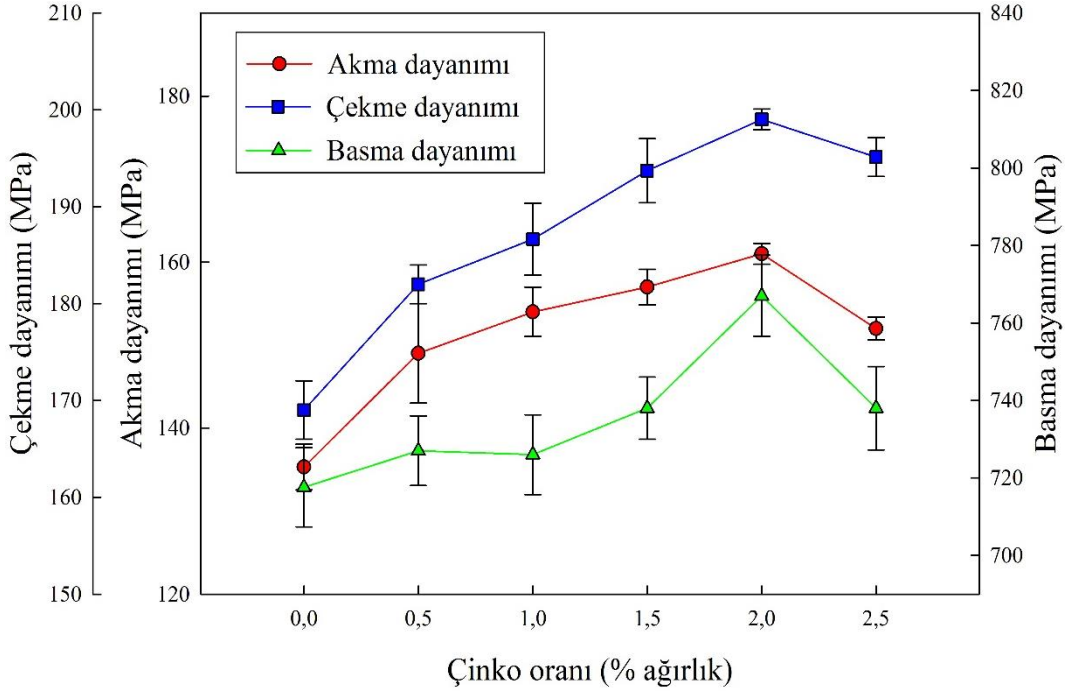
3.3. Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

Dökülmüş ve T6 ısıtılması görmüş durumdaki alaşımların yoğunluk, sertlik, mikrosertlik, akma, çekme ve basma dayanımları ile kopma uzaması ve darbe dayanımı değerleri Tablo 4’de verilmiştir. Bu tabloda A0’dan A19’a kadarki kodlar dökülmüş, bu kodlardan sonra yer alan T6 ifadesi ise ısıtılması görmüş alaşımları göstermektedir. Çinko ve mangan katkısının baz alaşımların yoğunluğunu artırdığı magnezyum katkısının ise düşürdüğü belirlendi.

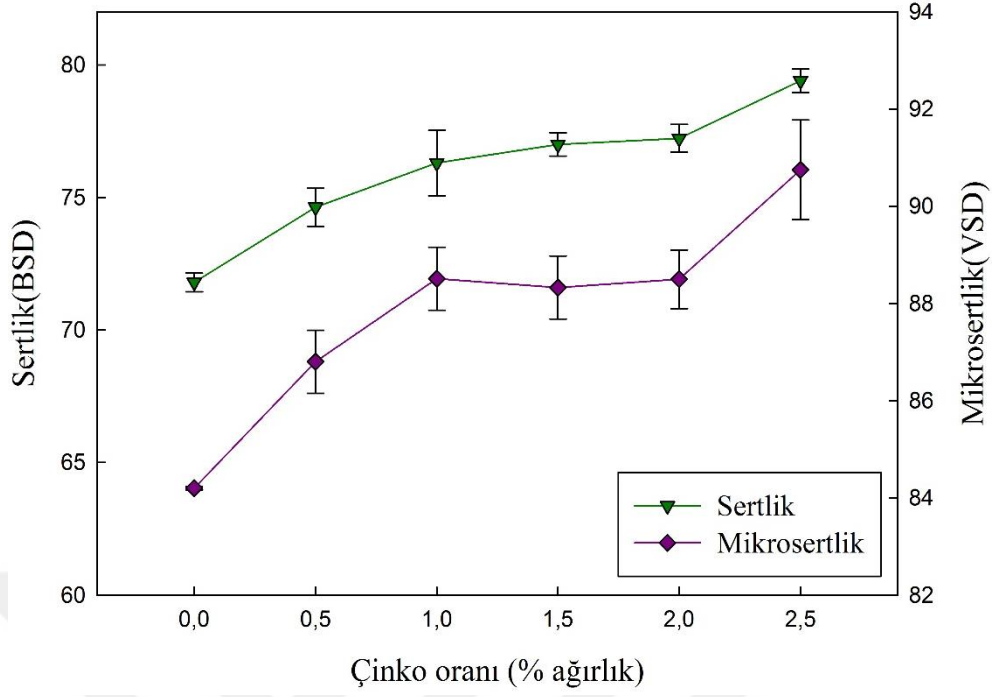
Tablo 4. Alaşımın Yoğunluk, Sertlik, Mikrosertlik, Akma, Çekme, Basma ve Darbe Dayanımları ile Kopma Uzaması Değerleri

Alaşım	Alaşım kodu	Yoğunluk (gr/cm ³)	Mikrosertlik (VSD)	Sertlik (BSD)	Akma		Çekme		Basma		Kopma		Darbe dayanımı (J)
					Dayanım (MPa)	1	Dayanım (MPa)	1	Dayanım (MPa)	1	Uzaması (%)	1	
Al-12Si-3Cu	A0	2.6800	84,2000	71,8000	135,3000	169,0000	717,6000	1,2500	4,1350				
Al-12Si-3Cu-0,5Zn	A1	2.7200	86,8000	74,6300	149,0000	182,0000	727,0000	1,2534	4,6300				
Al-12Si-3Cu-1Zn	A2	2.7300	88,5100	76,3000	154,0000	186,6550	726,0000	1,2800	5,5520				
Al-12Si-3Cu-1,5Zn	A3	2.7350	88,3300	77,0000	157,0000	193,7130	738,0000	1,3750	5,8700				
Al-12Si-3Cu-2Zn	A4	2.7360	88,5000	77,2300	161,0000	199,0250	767,0000	1,5300	5,3460				
Al-12Si-3Cu-2,5Zn	A5	2.7534	90,7500	79,4000	152,0000	195,1260	738,0000	1,4500	3,8370				
Al-12Si-3Cu-0,5Mn	A6	2,7160	84,9200	73,8800	137,3800	155,0000	653,0000	1,0130	2,8800				
Al-12Si-3Cu-1Mn	A7	2,7280	87,2800	82,5300	143,3800	151,2600	639,9600	0,7100	3,0100				
Al-12Si-3Cu-1,5Mn	A8	2,7330	87,1900	82,6200	138,8300	149,7100	625,0000	0,6000	2,9700				
Al-12Si-3Cu-2Mn	A9	2,7510	87,7600	86,6800	124,7600	133,1900	674,3500	0,5060	3,0150				
Al-12Si-3Cu-0,5Mg	A10	2,6780	101,9960	92,0000	162,7500	179,4050	712,3633	0,8083	3,6510				
Al-12Si-3Cu-1Mg	A11	2,6650	97,1950	90,0000	157,3500	178,4650	710,9467	0,8420	3,4903				
Al-12Si-3Cu-1,5Mg	A12	2,6560	92,8000	86,3850	152,7000	175,2400	697,7800	0,8281	3,2700				
Al-12Si-3Cu-2Mg	A13	2,6450	88,0533	86,1700	152,4250	168,8050	693,8625	0,7883	2,8670				
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn	A14	2,7254	97,4000	88,0000	119,5000	175,2000	729,9000	1,5325	3,4720				
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn	A15	2,6530	103,3000	87,1400	131,7000	179,6667	716,7925	1,1200	2,7640				
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn	A16	2,6580	108,8600	89,9400	131,6000	173,6667	713,5467	0,8400	2,5940				
Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn	A17	2,6740	113,7600	94,8000	132,4000	165,0000	699,9250	0,6500	2,0910				
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg	A18	2,7196	102,2142	95,3000	140,8333	176,1666	729,4000	1,1800	3,5666				
Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg	A19	2,7283	114,8400	96,7400	142,5658	194,5265	805,0666	0,7500	3,9433				
Al-12Si-3Cu-2Zn (T6)	A4T6	2,7360	118,3000	110,200	150,0000	275,0000	770,0000	5,5000	18,000				
Al-12Si-3Cu-1Mn (T6)	A7T6	2,7280	124,5000	118,600	162,0000	284,0000	820,0000	4,1000	9,0000				
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn (T6)	A14T6	2,7254	121,0000	116,800	181,0000	302,0000	795,0000	6,0100	10,000				
Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg (T6)	A19T6	2,7283	120,0000	115,400	185,0000	308,0000	812,0000	1,0300	9,5000				

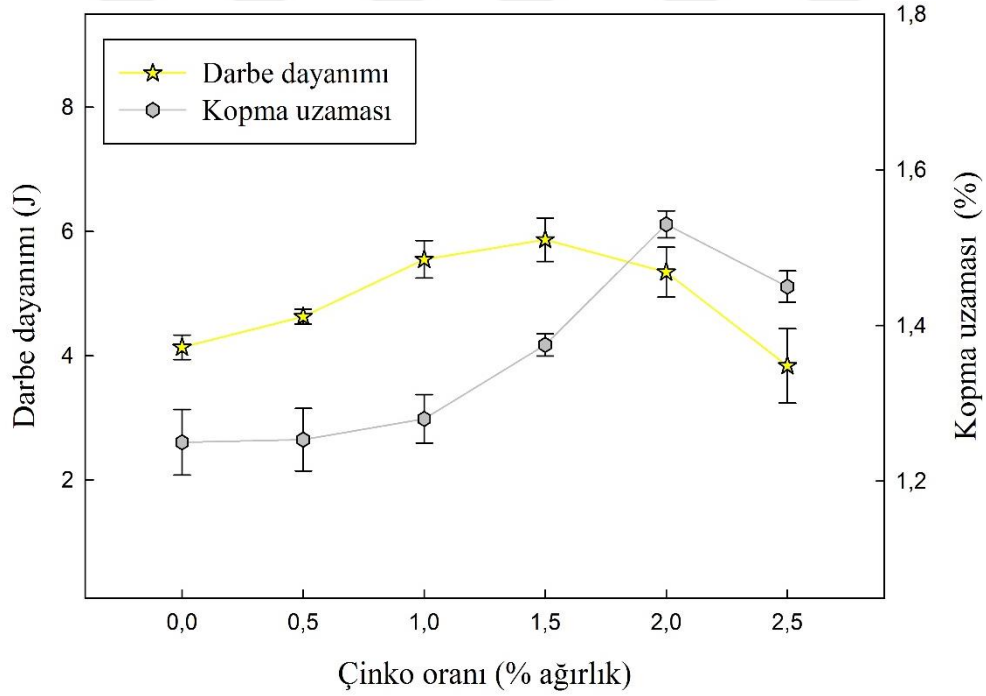
Çinko katkısının Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarına, sertlik, matrisi oluşturan α fazının mikrosertliğine, kopma uzamasına ve darbe dayanımına etkisini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 47-49'da verilmiştir. Baz alaşımın akma, çekme ve basma dayanımlarının artan çinko oranı ile arttığı gözlemlendi. Ancak Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarının söz konusu özelliklerinin %2 Zn oranında en yüksek değerlerine ulaştıktan sonra azaldığı belirlendi, Şekil 47. Baz alaşımın sertliğinin ve α -Al fazının mikrosertliğinin ise artan çinko oranı ile sürekli arttığı görüldü, Şekil 48. Diğer taraftan çinko oranı arttıkça baz alaşımın darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin sırasıyla %1,5 ve %2 oranındaki Zn katkılarına kadar arttığı, bu değerlerin üzerindeki çinko katkılarından sonra ise azaldığı belirlendi, Şekil 49.



Şekil 47. Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler

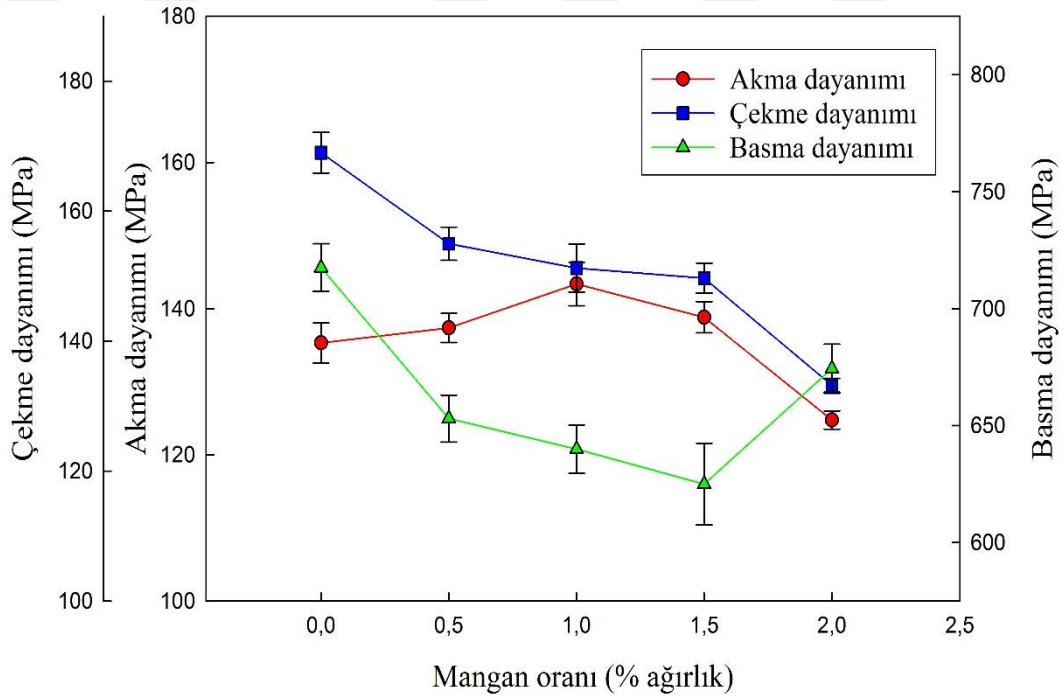


Şekil 48. Al-12Si-3Cu alaşımının sertlik, α -Al fazının ise mikrosertliğinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler

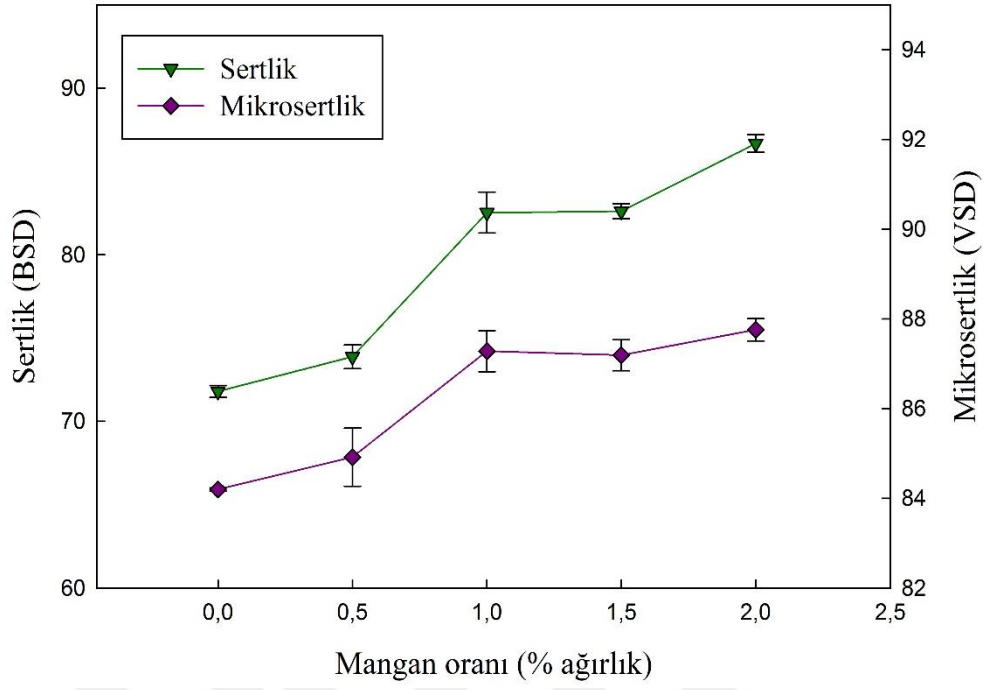


Şekil 49. Al-12Si-3Cu alaşımının darbe dayanımı ile kopma uzamasının çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler

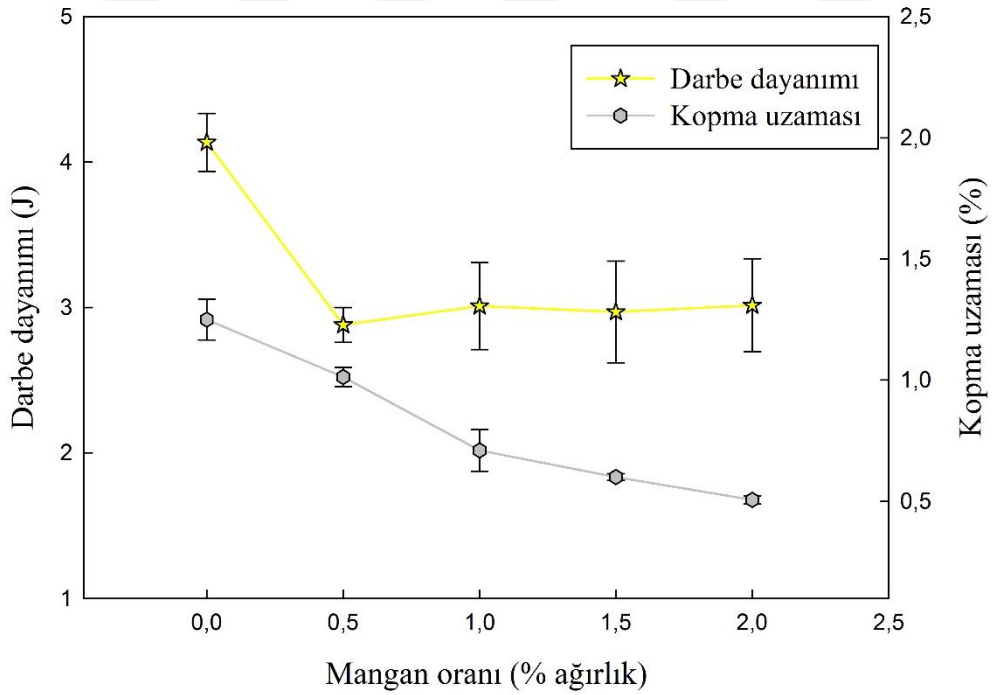
Mangan katkısının baz alaşıminin mukavemet (akma, çekme, basma dayanımları), sertlik ve süneklik özelliklerine etkisi sırasıyla Şekil 50 ve Şekil 51’deki verilen eğriler yardımıyla gösterilmiştir. Mn oranı arttıkça baz alaşıminin çekme dayanımı ile basma dayanımının azaldığı ancak dörmlü Al-12Si-3Cu-Mn alaşımlarının basma dayanımının % 1,5 oranındaki Mn katkısından sonra arttığı görüldü, Şekil 50. Söz konusu alaşıminin akma dayanımının ise %1 Mn oranına kadar çok az bir artış sergiledikten sonra artan Mn oranı ile azaldığı belirlendi, Şekil 50. Diğer taraftan Mn oranı arttıkça baz alaşıminin sertlik ve mikrosertlik değerlerinin arttığı, kopma uzamasının sürekli azaldığı, darbe dayanımının ise %0,5 oranındaki Mn katkısında bir düşüş sergiledikten sonra artan Mn oranıyla belirgin bir değişim sergilemediği gözlemlendi, Şekil 51-52.



Şekil 50. Al-12Si-3Cu alaşıminin akma, çekme ve basma dayanımlarının mangan oranına göre değişimini gösteren eğriler

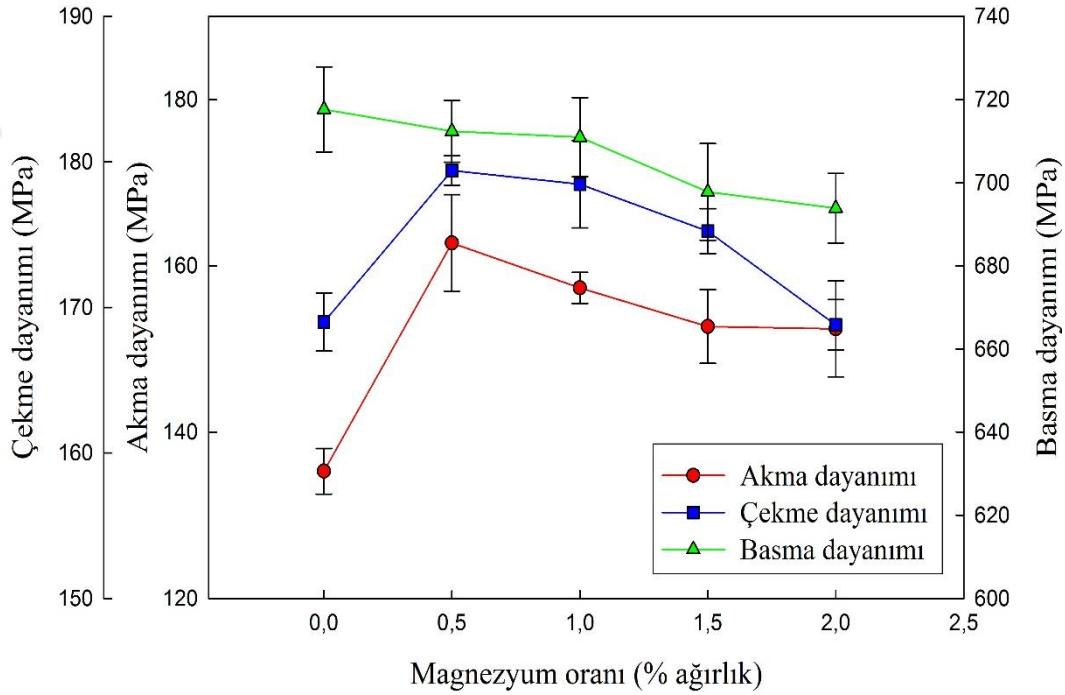


Şekil 51. Al-12Si-3Cu alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin mangan oranına göre değişimini gösteren eğriler

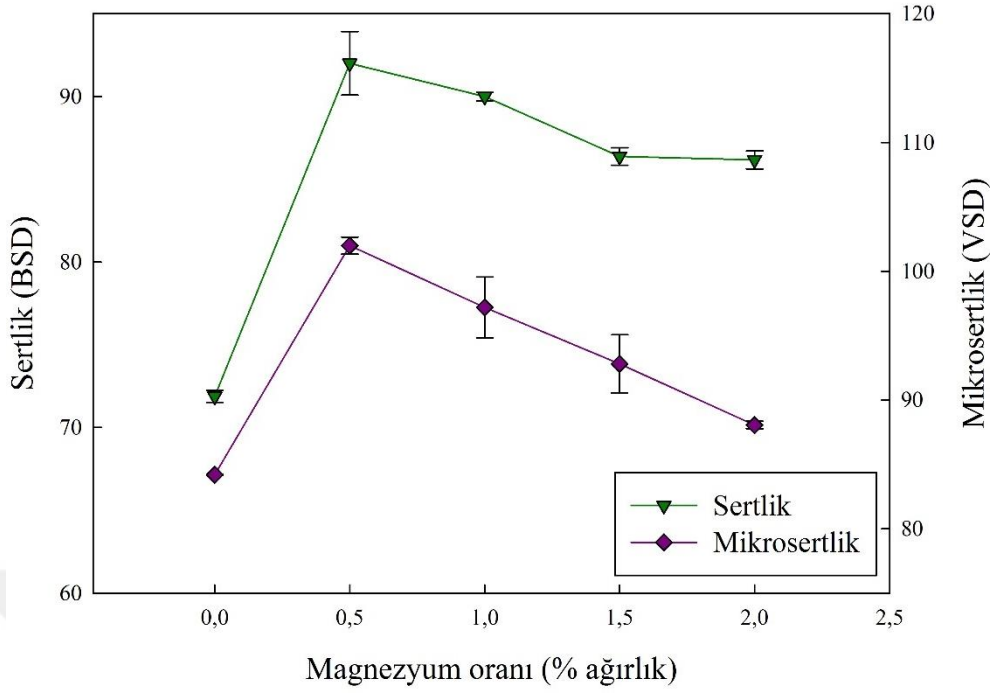


Şekil 52. Al-12Si-3Cu alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin mangan oranına göre değişimini gösteren eğriler

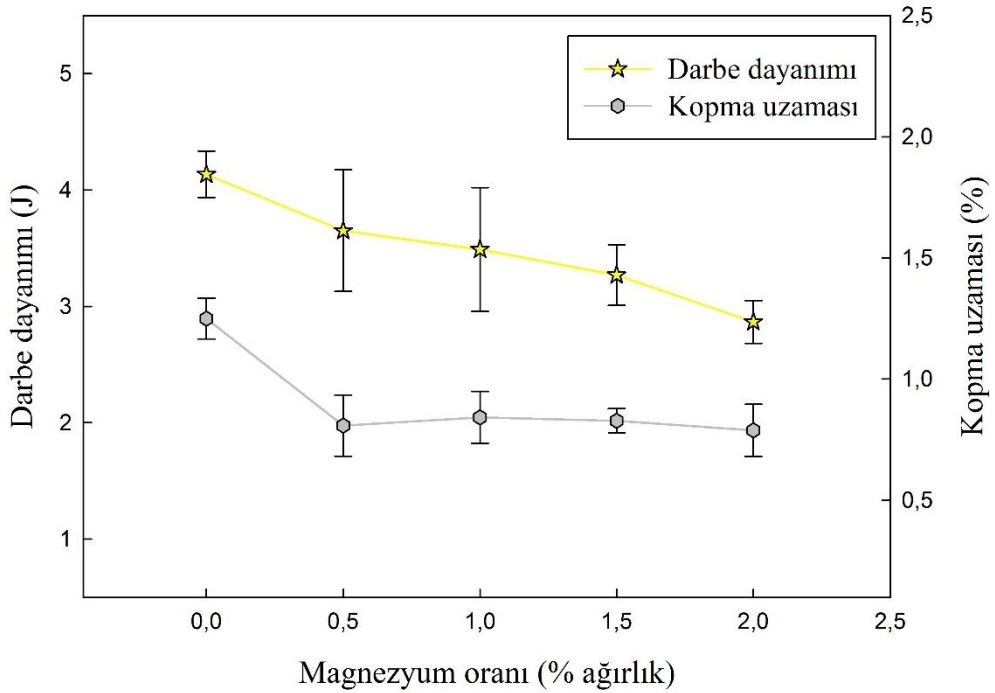
Magnezyum katkısının Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımları ile sertlik, mikrosertlik, kopma uzaması ve darbe dayanımı değerlerine etkisi Şekil 53-55’de verilen eğriler ile gösterilmiştir. Baz alaşımın akma ve çekme dayanımı ile sertlik ve mikro sertliğinin %0,5 oranındaki Mg katkısında en yüksek değerine ulaştıktan sonra artan Mg oranı ile kademeli olarak azaldığı belirlendi. Mg içeren dörtlü alaşımların baz alaşımdan daha üstün mekanik özellikler sergilediği gözlemlendi. Baz alaşımın basma dayanımı ile kopma uzaması ve darbe dayanımının ise artan Mg oranı ile sürekli azaldığı görüldü.



Şekil 53. Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının magnezyum oranına göre değişimini gösteren eğriler

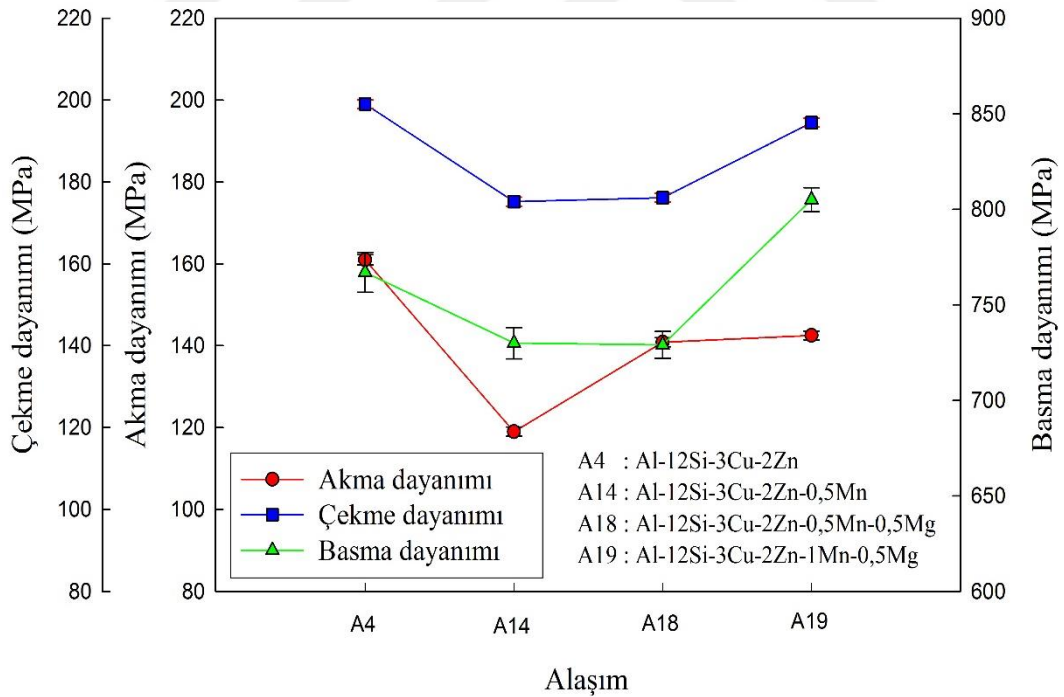


Şekil 54. Al-12Si-3Cu alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin magnezyum göre değişimini gösteren eğriler

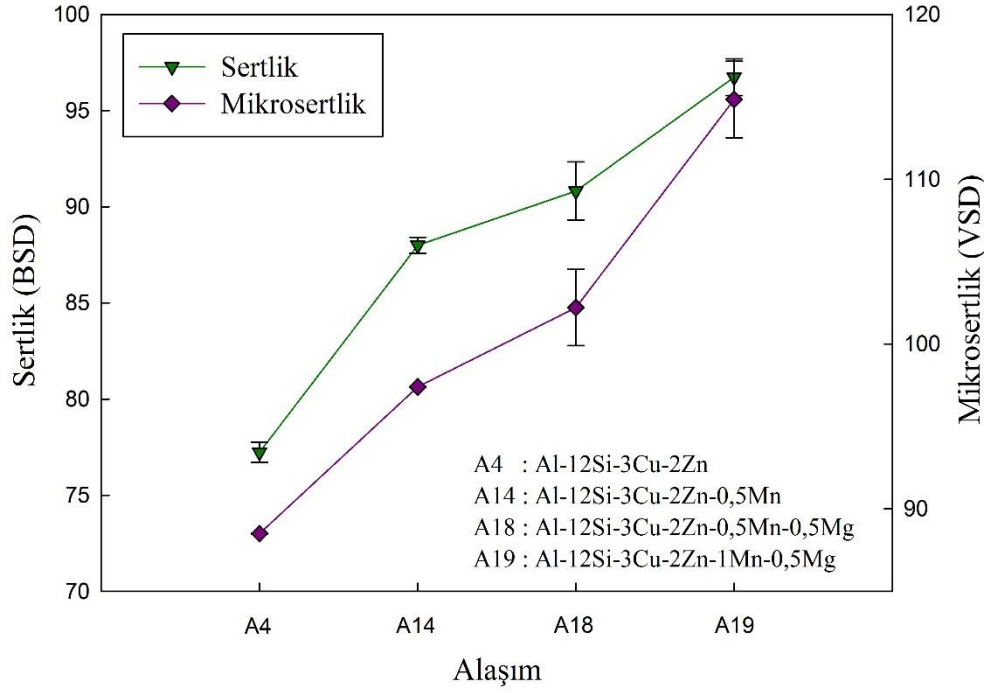


Şekil 55. Al-12Si-3Cu alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin magnezyum oranına göre değişimini gösteren eğriler

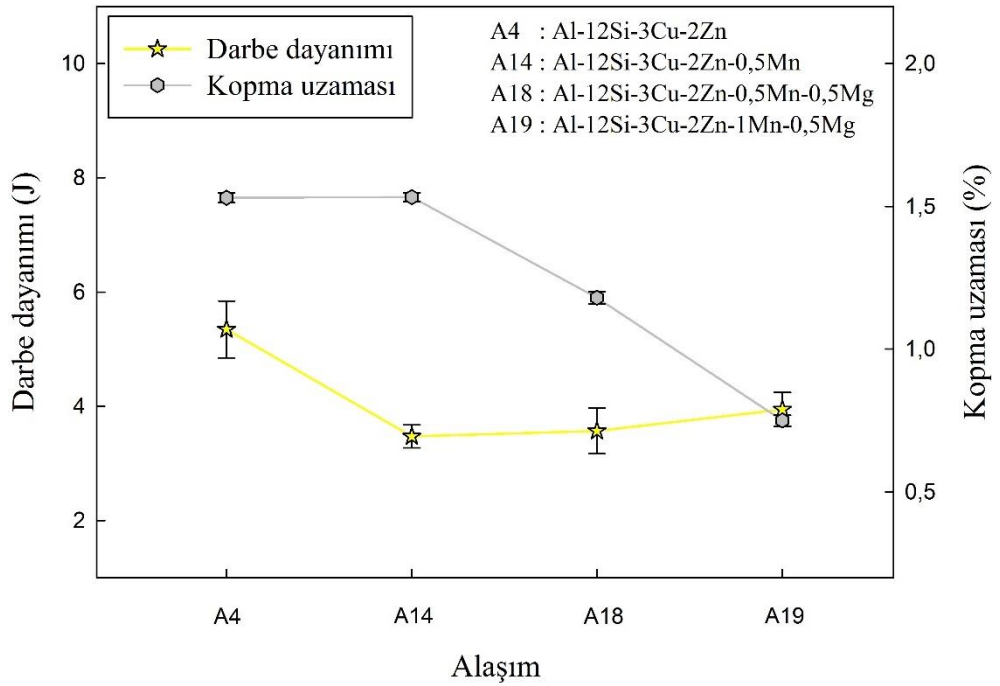
Düşük oranlardaki Mn ve Mg katkılarının çinko içeren dörtlü alaşımlar içerisinde en üstün mekanik ve tribolojik özellikler sergileyen Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının mukavemet, sertlik ve süneklik değerlerine etkisi Şekil 56-58'de verilen eğriler yardımıyla gösterilmiştir. Söz konusu alaşıma %0,5 oranında Mn katılması durumunda akma, çekme, basma ve darbe dayanımlarının azaldığı, sertliğinin arttığı ve kopma uzamasının ise hemen hemen değişmediği görüldü. Mangan katkısından sonra elde edilen beşli Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına %0,5 oranında katılan magnezyumun ise bu alaşımın akma dayanımı ile sertliğini artırdığı, kopma uzamasını düşürdüğü belirlendi. Ancak Mg katkısının söz konusu alaşımın çekme, basma ve darbe dayanımı üzerinde belirgin bir etkiye sahip olmadığı gözlemlendi. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımındaki Mn oranının %1'e çıkarılması durumunda ise söz konusu alaşımın akma ve darbe dayanımlarının değişmediği çekme ve basma dayanımları ile sertlik değerlerinin arttığı, kopma uzamasının ise azaldığı görüldü. Nitekim dörtlü Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının akma, çekme ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerinin Mn ve Mg katkılarından sonra azaldığı, sertliğinin ise sürekli arttığı belirlendi.



Şekil 56. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının mangan ve magnezyum katkılarına göre değişimini gösteren eğriler

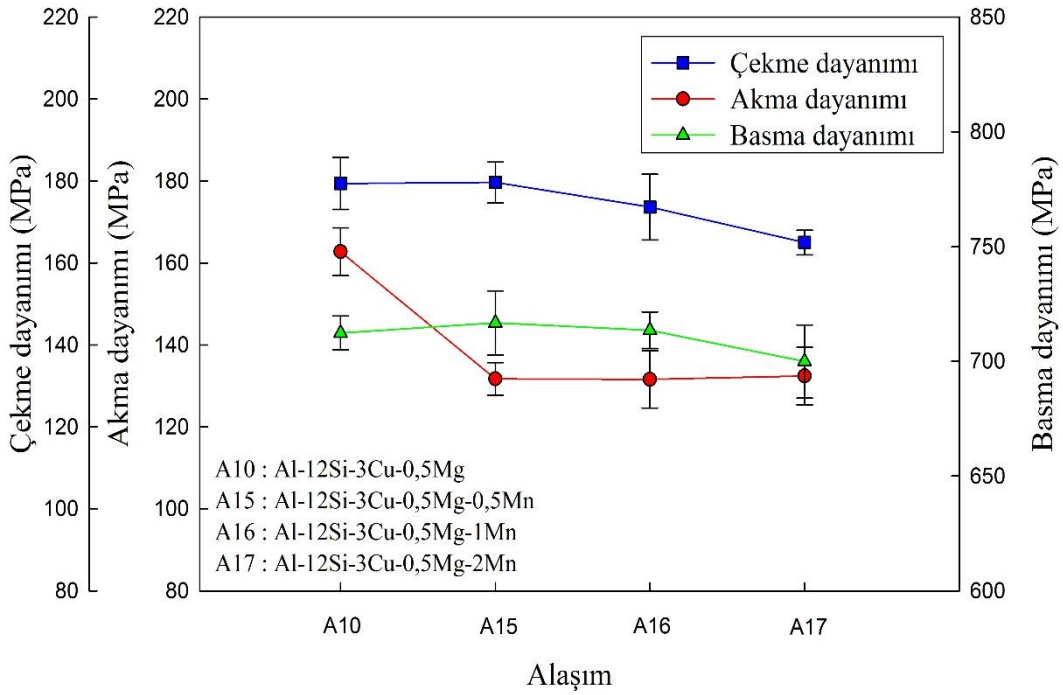


Şekil 57. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin mangan ve magnezyum katkılarına göre değişimini gösteren eğriler

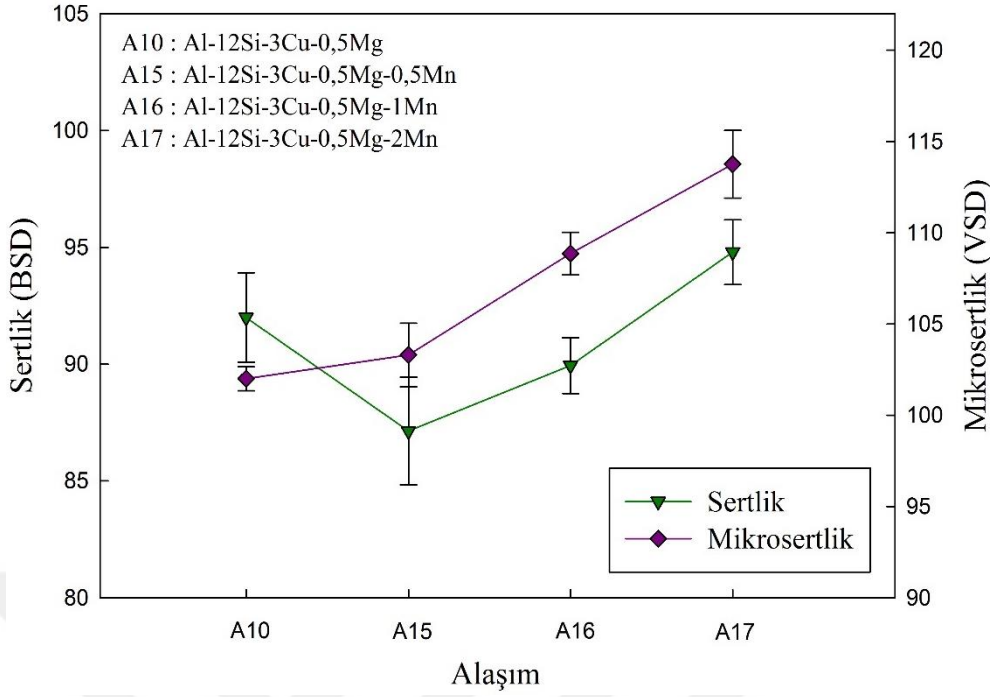


Şekil 58. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin mangan ve magnezyum katkılarına göre değişimini gösteren eğriler

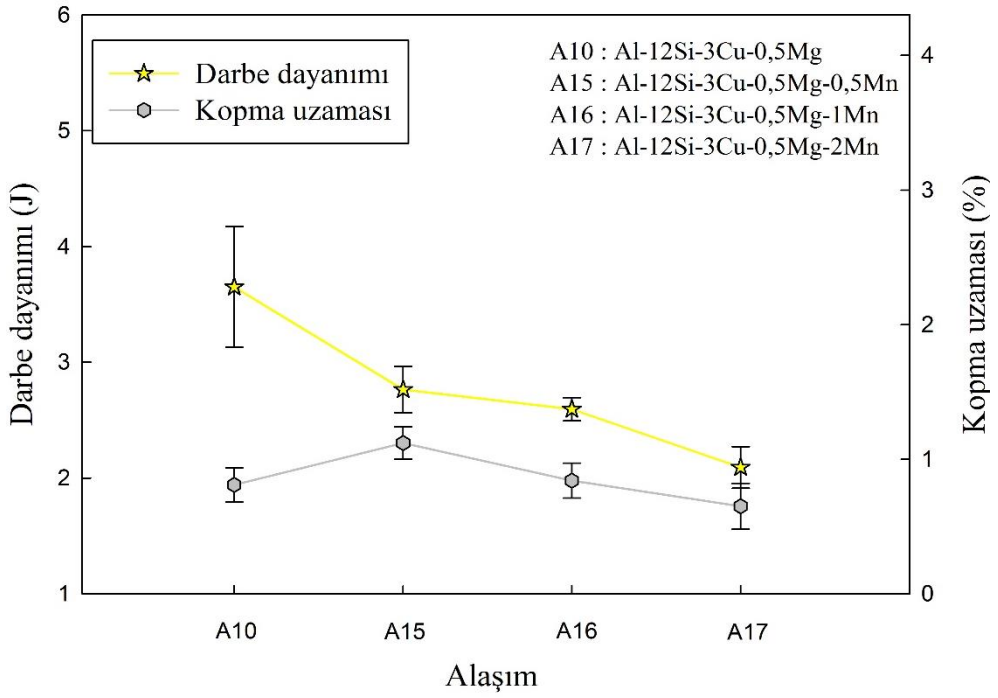
Mangan katkısının dörtlü Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının akma, çekme ve basma dayanımı ile sertlik, kopma uzaması ve darbe dayanımı değerlerine etkisi sırasıyla Şekil 59-61’de verilen eğriler ile gösterilmiştir. Mn katkısının söz konusu alaşımın çekme ve basma dayanımları üzerinde belirgin bir etkiye sahip olmadığı, ancak akma dayanımının %0,5 oranındaki Mn katkısında azaldıktan sonra artan Mn oranı ile hemen hemen değişmediği belirlendi. Diğer taraftan Mn oranı arttıkça alaşımın darbe dayanımının sürekli azaldığı, mikrosertliğinin arttığı, sertliğinin ise %0,5Mn oranında en düşük değerine ulaştıktan sonra arttığı gözlemlendi. Alaşımın kopma uzaması değerlerinin ise artan Mn oranı ile belirgin bir değişim sergilemediği tespit edildi.



Şekil 59. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının akma, çekme ve basma dayanımlarının mangan katkısına göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 60. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğinin mangan katkısına göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 61. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının darbe dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin mangan katkısına göre değişimini gösteren eğriler

İncelenen alaşımlar içerisinde diğerlerine göre nispeten üstün mekanik ve tribolojik özellikler sergileyen Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarına T6 ısıt işlemleri uygulanmış ve bu işlem sonrası söz konusu alaşımların mekanik deneylerinden sonra elde edilen sonuçlar dökülmüş durumları ile karşılaştırmalı olarak Tablo 5’de verilmiştir. Bu tabloda verilen değerler incelendiğinde ısıt işlem görmüş durumdaki alaşımların dökülmüş durumuna göre daha yüksek sertlik, mukavemet ve süneklik değerleri sergilediği belirlendi.

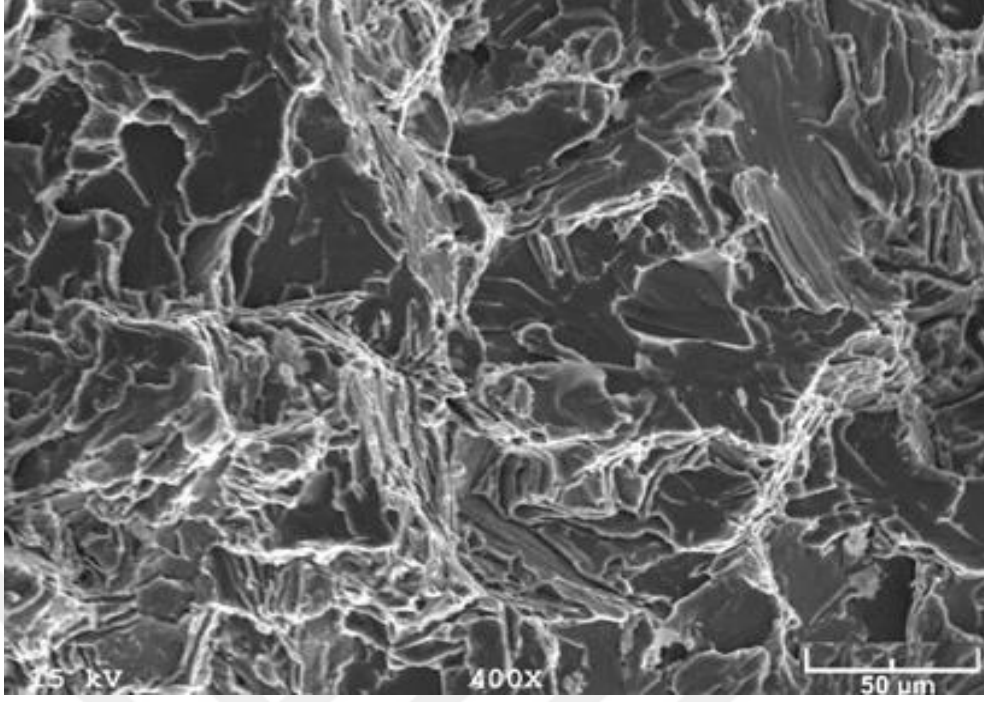


Tablo 5. Dökülmüş ve T6 ısıt işlemleri görmüş alaşımların mukavemet ve süneklik değerleri

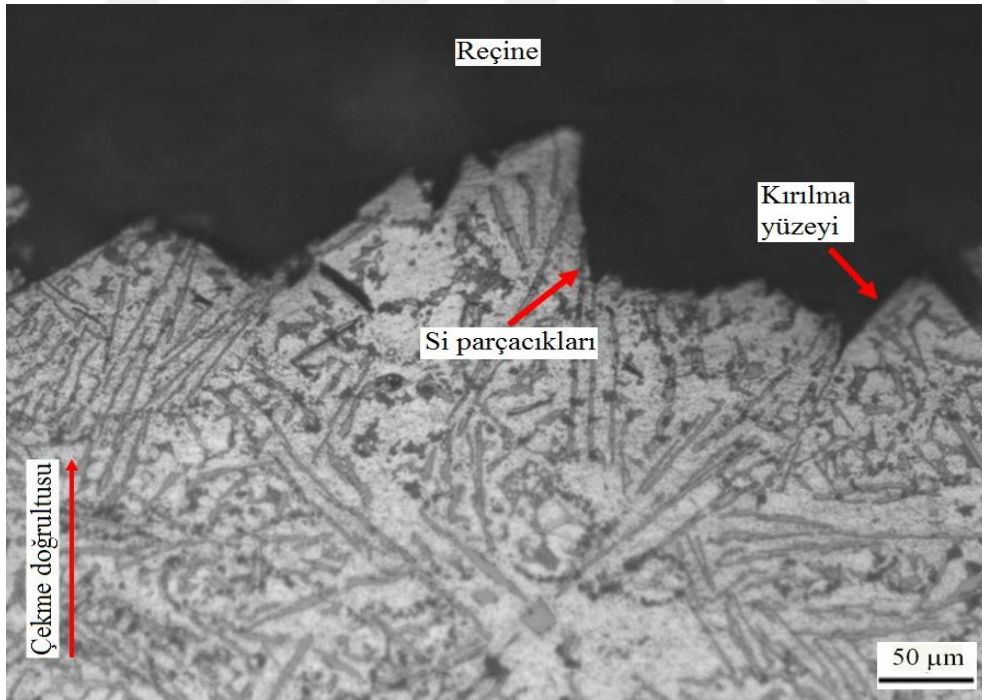
Alaşım	Mikrosertlik (VSD)	Sertlik (BSD)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Basma Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Darbe dayanımı (J)
Al-12Si-3Cu-2Zn	88,5000	77,2300	161,0000	199,0250	767,0000	1,5300	5,3460
Al-12Si-3Cu-1Mn	87,2800	82,5300	143,3800	151,2600	639,9600	0,7100	3,0100
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn	97,4000	88,0000	119,5000	175,2000	729,9000	1,5325	3,4720
Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg	114,8400	96,7400	142,5658	194,5265	805,0666	0,7500	3,9433
Al-12Si-3Cu-2Zn (T6)	118,3000	110,200	150,0000	275,0000	770,0000	5,5000	18,000
Al-12Si-3Cu-1Mn (T6)	124,5000	118,600	162,0000	284,0000	820,0000	4,1000	9,0000
Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn (T6)	121,0000	116,800	181,0000	302,0000	795,0000	6,0100	10,000
Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg (T6)	120,0000	115,400	185,0000	308,0000	812,0000	1,0300	9,5000

3.4. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

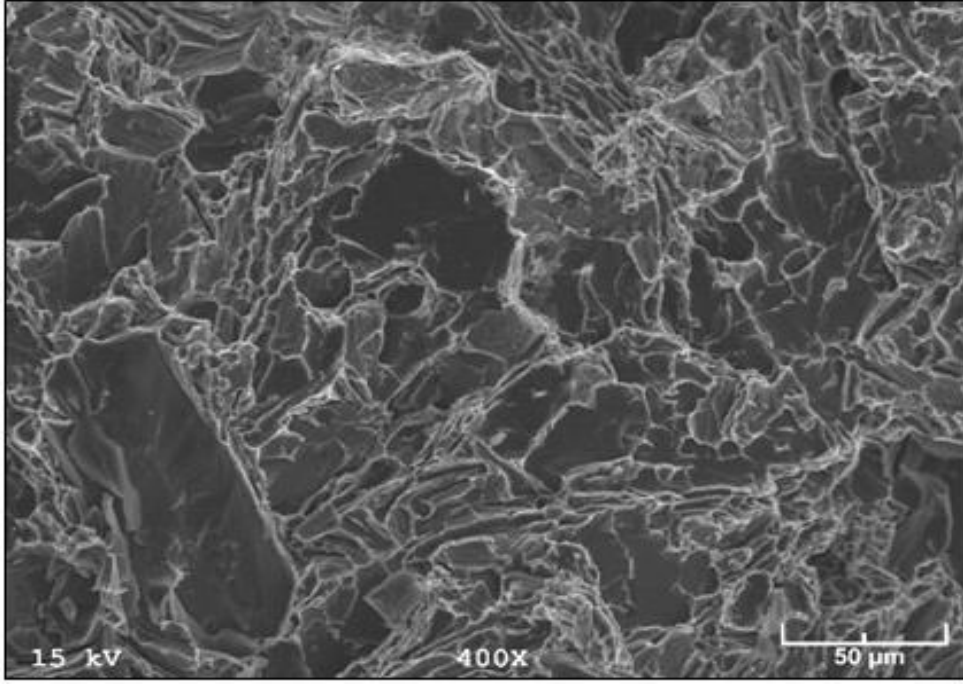
Çekme deneyine tabi tutulan alaşımların kırılma yüzeylerinin SEM ve OM incelemeleri sonucunda bu yüzeylerin birbirine benzer bir görünüm sergilediği gözlemlendi. Bu nedenle üçlü (baz alaşım), Zn, Mn ve Mg içeren dördü alaşımlardan bazıları ile beşli Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımı ve bu alaşımın T6 ısıl işlemi görmüş durumundaki kırılma yüzeylerinin çekme doğrultusuna dik ve çekme doğrultusu yönündeki kesitini gösteren SEM fotoğrafları ve optik mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil 62-79'da verilmiştir. Baz alaşımın kırılma yüzeyinin düz alanlar ve tepelerden oluştuğu gözlemlendi, Şekil 62. Yapılan incelemeler sonucunda düz alanların Si yüzeyleri, tepelerin ise çekme doğrultusunda uzamış α -Al fazı olduğu görüldü. Söz konusu alaşıma ait OM görüntüsünden kırılmanın Si parçalarının ana matristen ayrılması ve/veya parçalanması sonucunda oluşan çatlağın dendritler arası bölgeleri takip ederek ilerlemesi ile meydana geldiği belirlendi, Şekil 63. Zn katkısından sonra alaşımların kırılma yüzeylerindeki düz alanların genişliğinin nispeten arttığı ve bu artışın artan çinko oranı ile devam ettiği, Mn katkısının morfolojik görünümü pek fazla etkilemediği, düşük oranlardaki Mg katkısının ise Zn katkısına benzer bir etki yaptığı ancak Mg oranının artması durumunda düz yüzeylerin daraldığı kopma sırtlarına ait yüzeylerin genişlediği gözlemlendi. Diğer taraftan Mn ve Mg içeren alaşımlara ait OM görüntülerinde bu alaşımların içyapısında bulunan manganca ve magnezyumca zengin fazların Si parçacıklarının çatlak oluşturma eğilime benzer bir davranış sergilediği belirlendi. Ayrıca %0,5 oranında Mn katılan Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının kırılma yüzeylerindeki geniş alanların daraldığı ancak bunların sayısının arttığı gözlemlendi. Söz konusu beşli alaşıma (Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn) uygulanan T6 ısıl işleminden sonra ise düz alanların daha da daraldığı ve ayrılma sırtlarının yoğunluğunun arttığı görüldü. Benzer durum diğer T6 ısıl işlemi görmüş alaşımların kırılma yüzeylerinde de gözlemlendi.



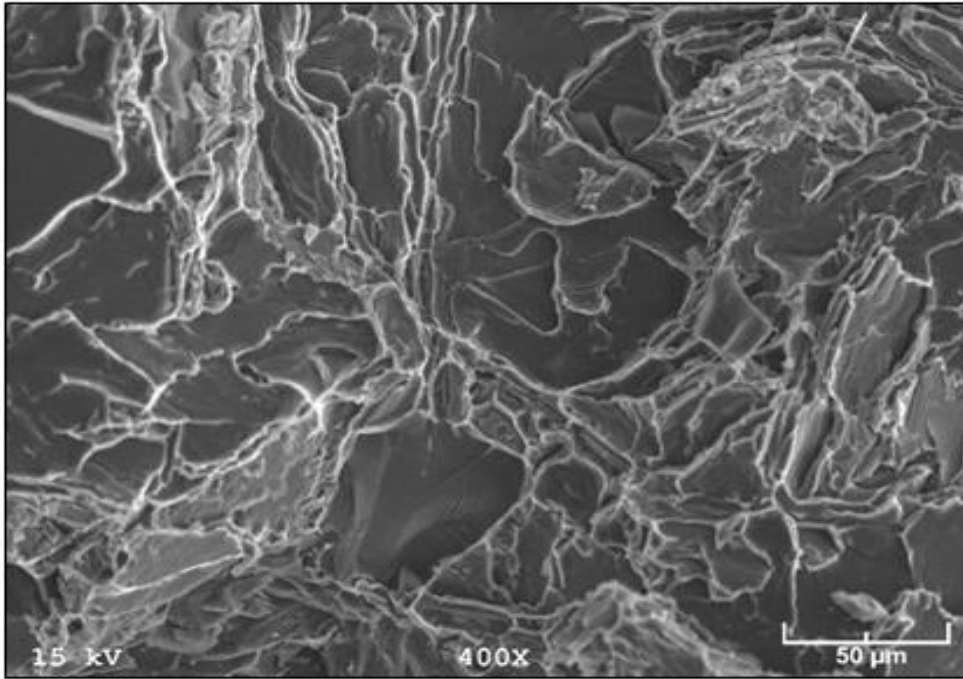
Şekil 62. Al-12Si-3Cu alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



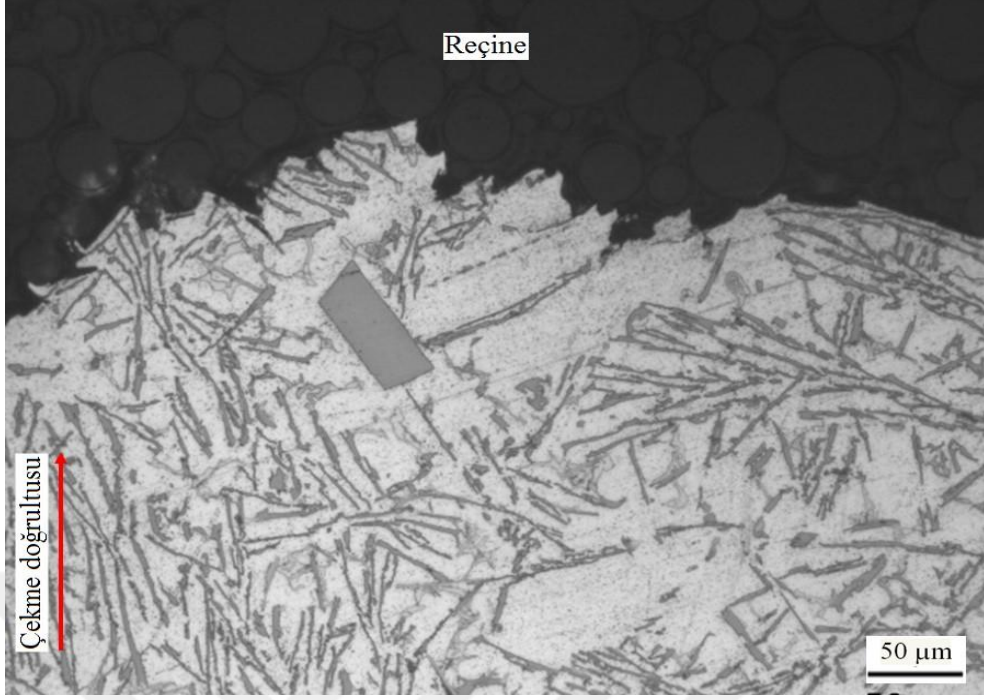
Şekil 63. Al-12Si-3Cu alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



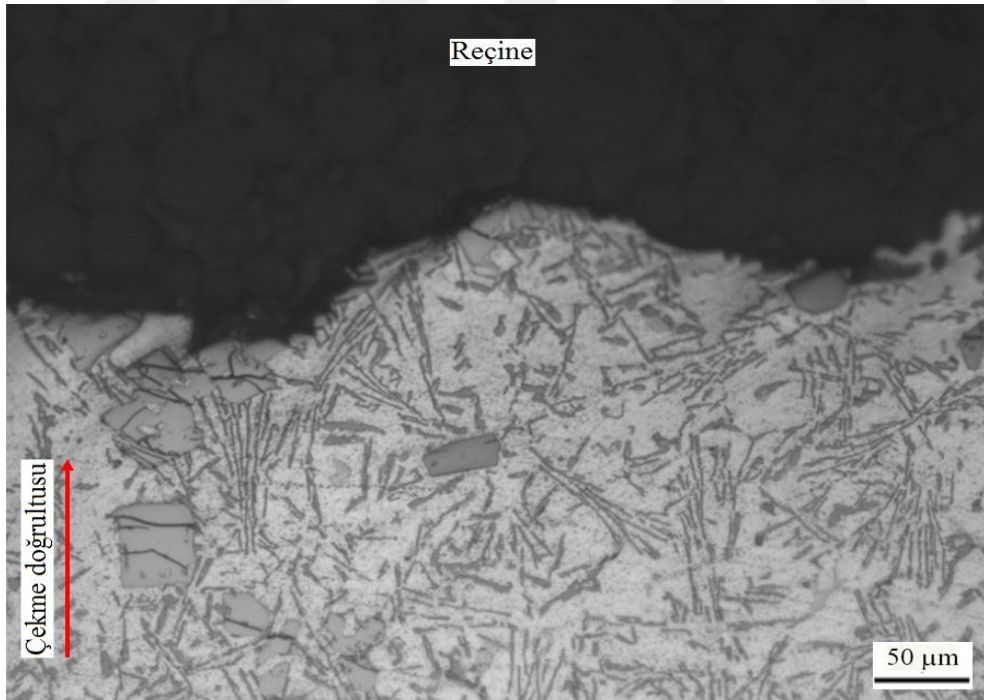
Şekil 64. Al-12Si-3Cu-1Zn alaşımasının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



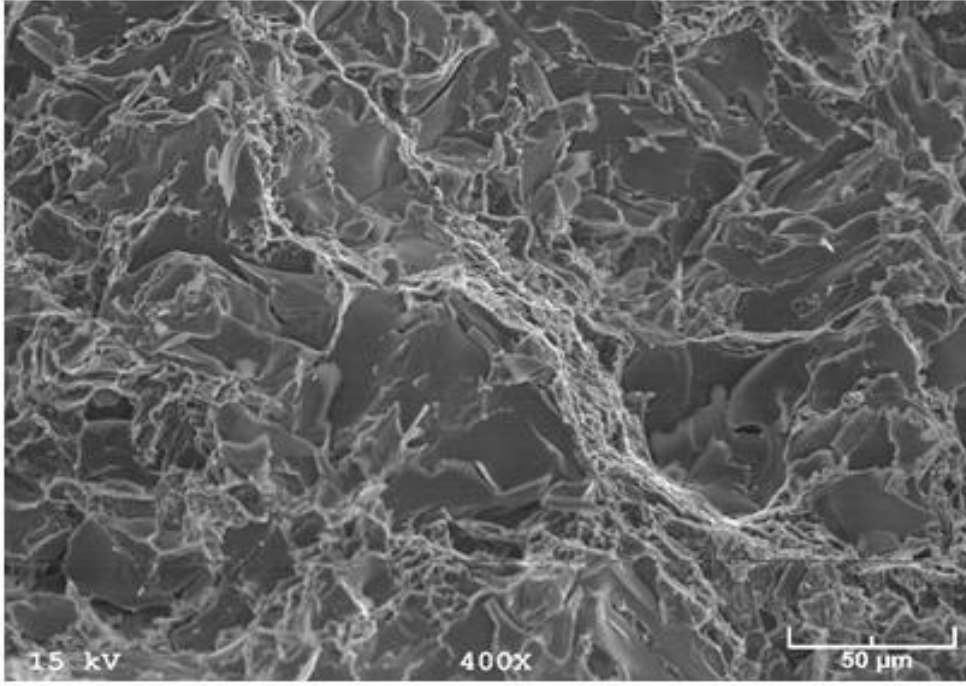
Şekil 65. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımasının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



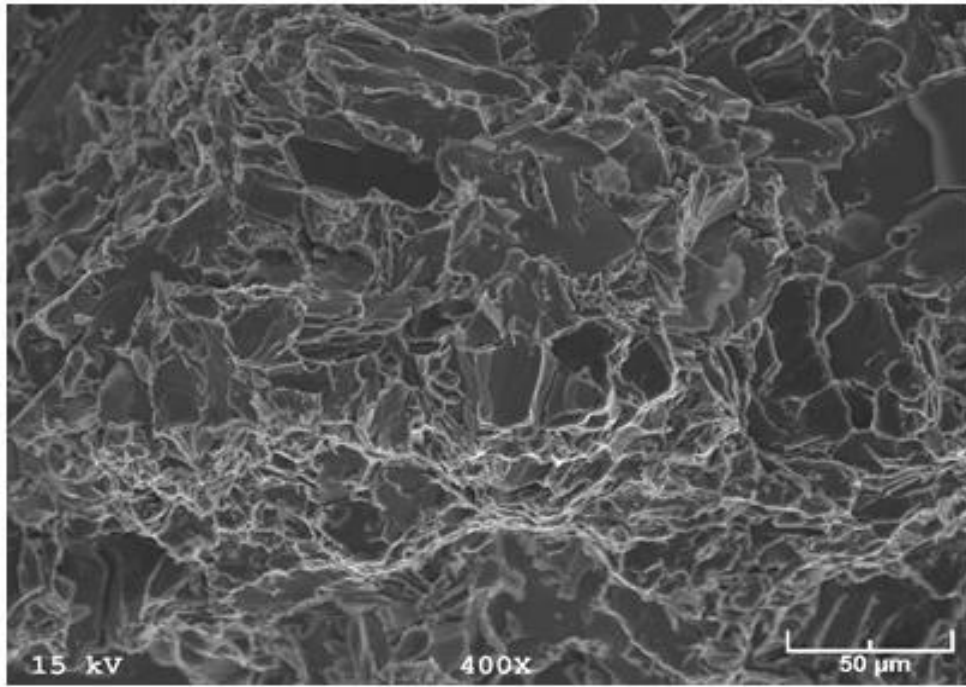
Şekil 66. Al-12Si-3Cu-1Zn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



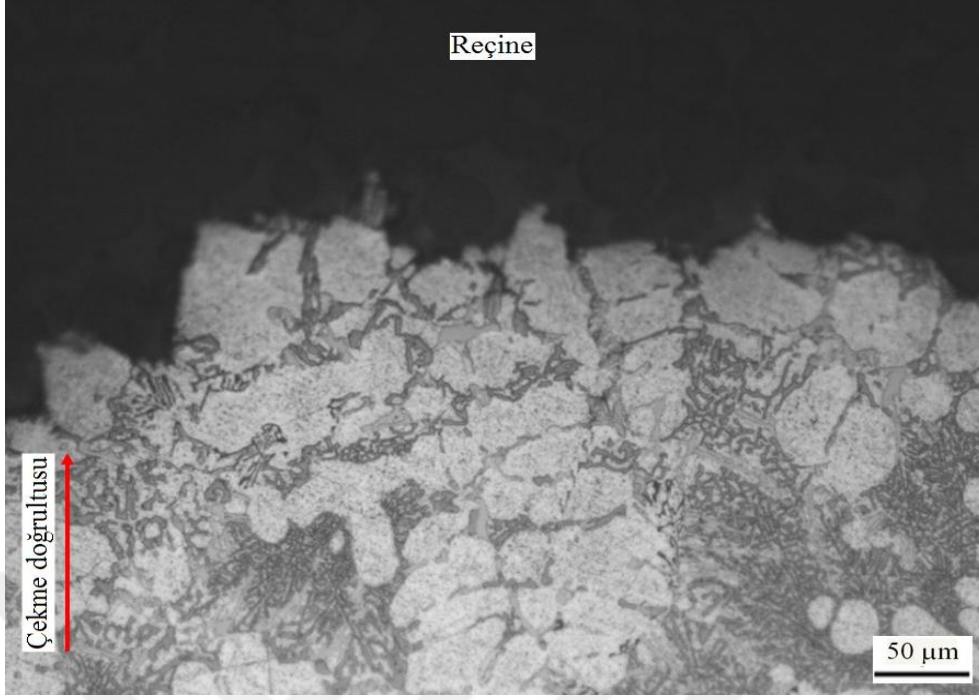
Şekil 67. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



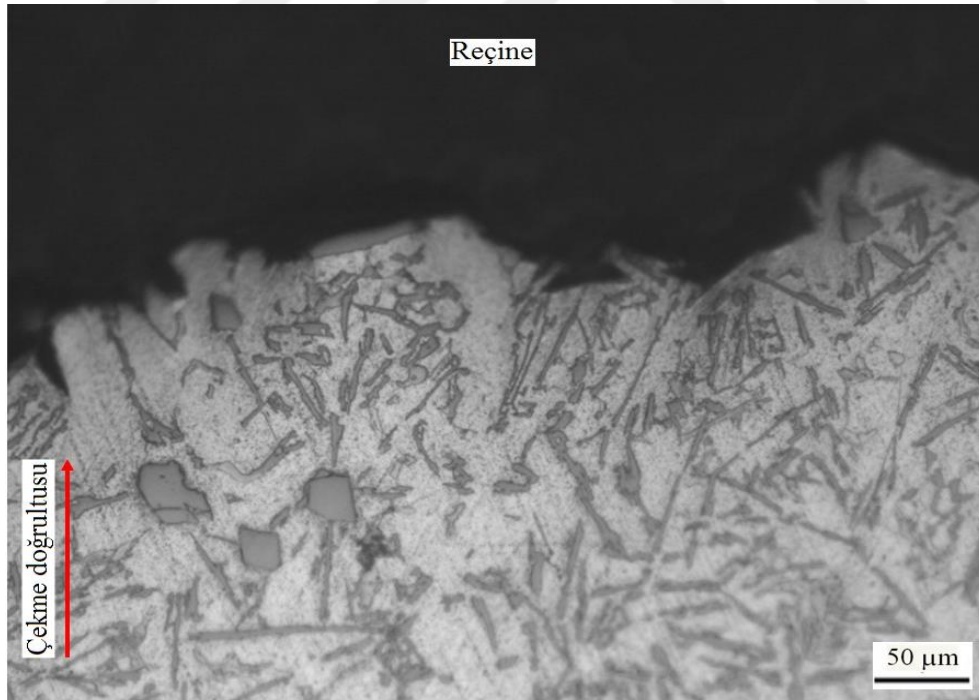
Şekil 68. Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



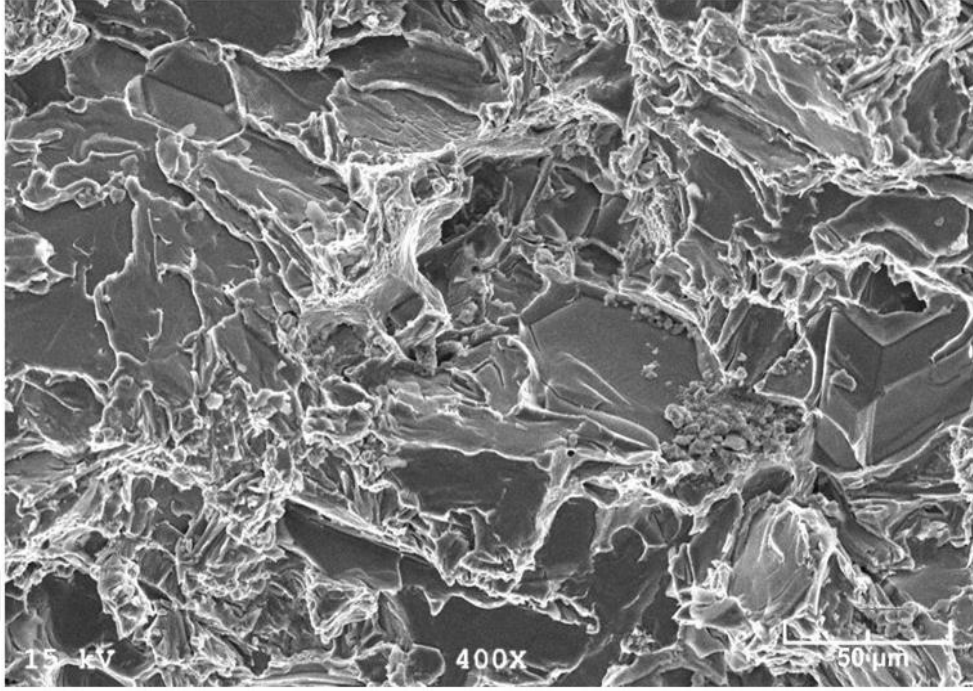
Şekil 69. Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



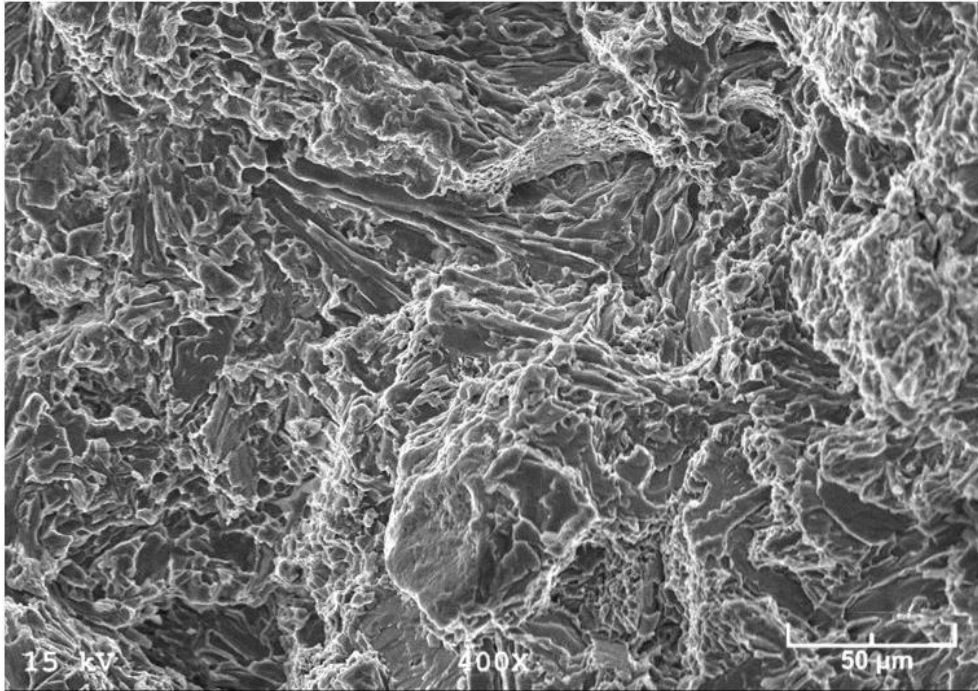
Şekil 70. Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



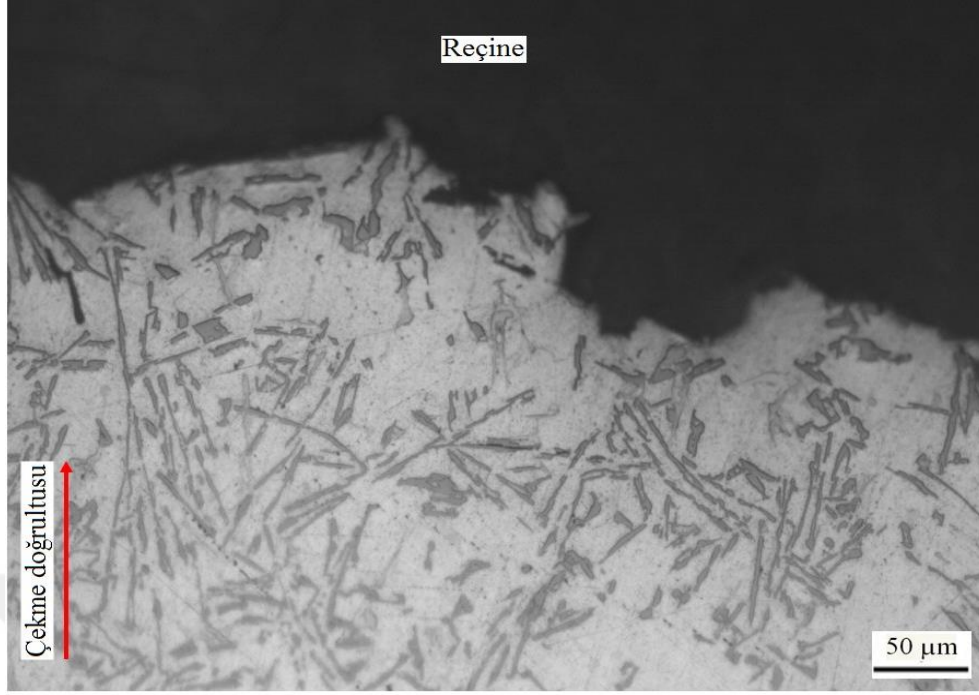
Şekil 71. Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



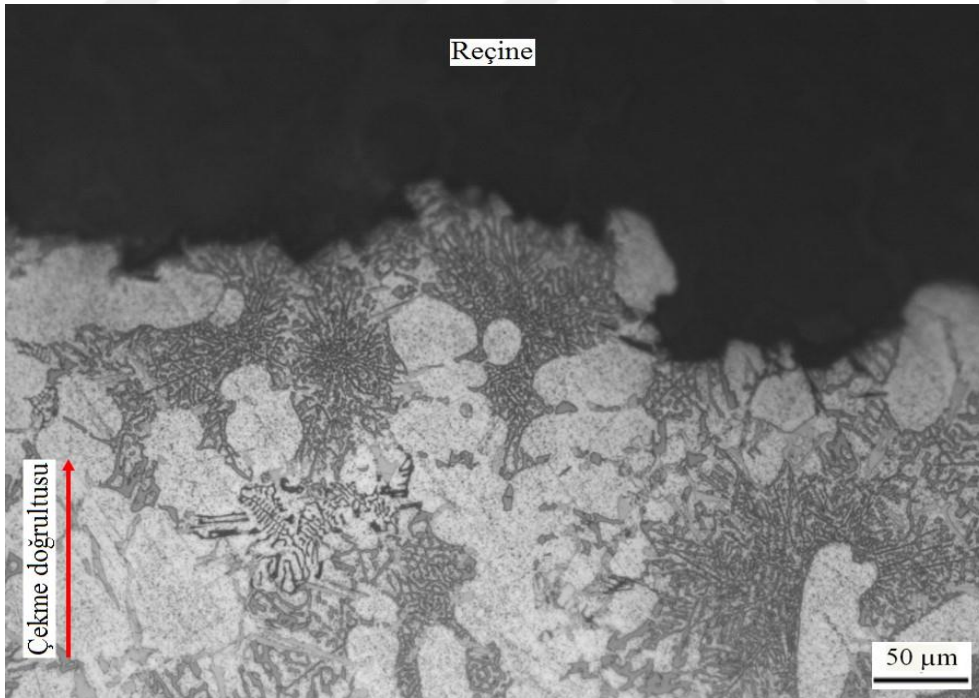
Şekil 72. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



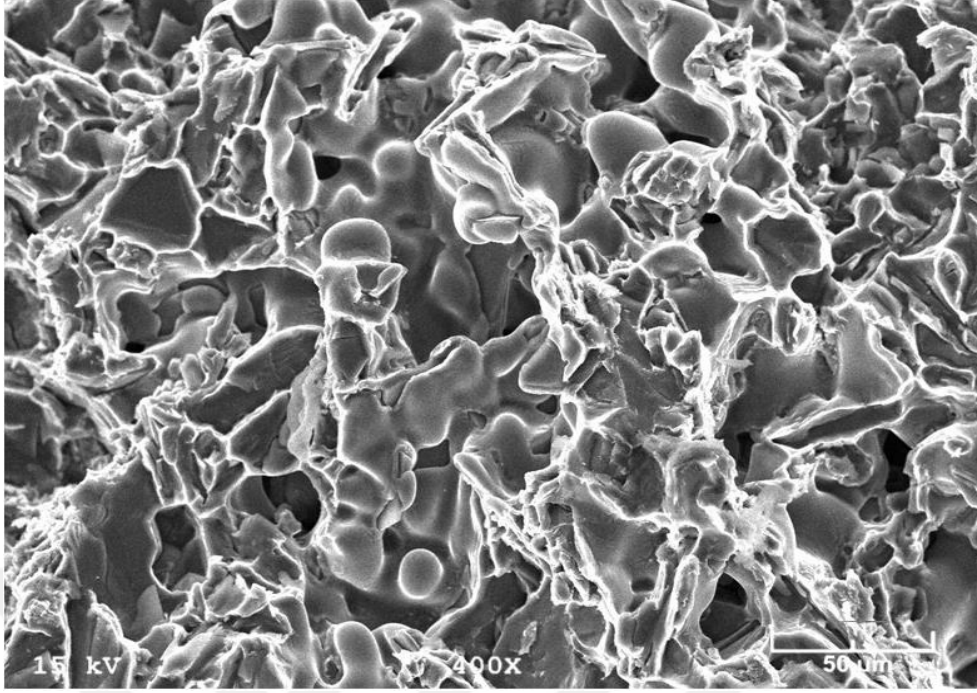
Şekil 73. Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



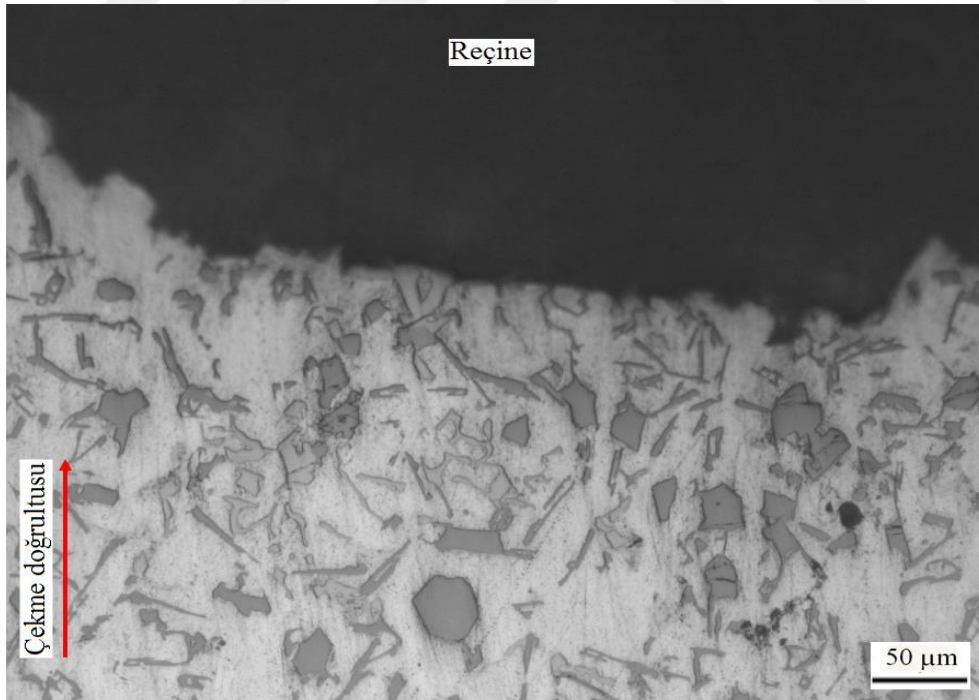
Şekil 74. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



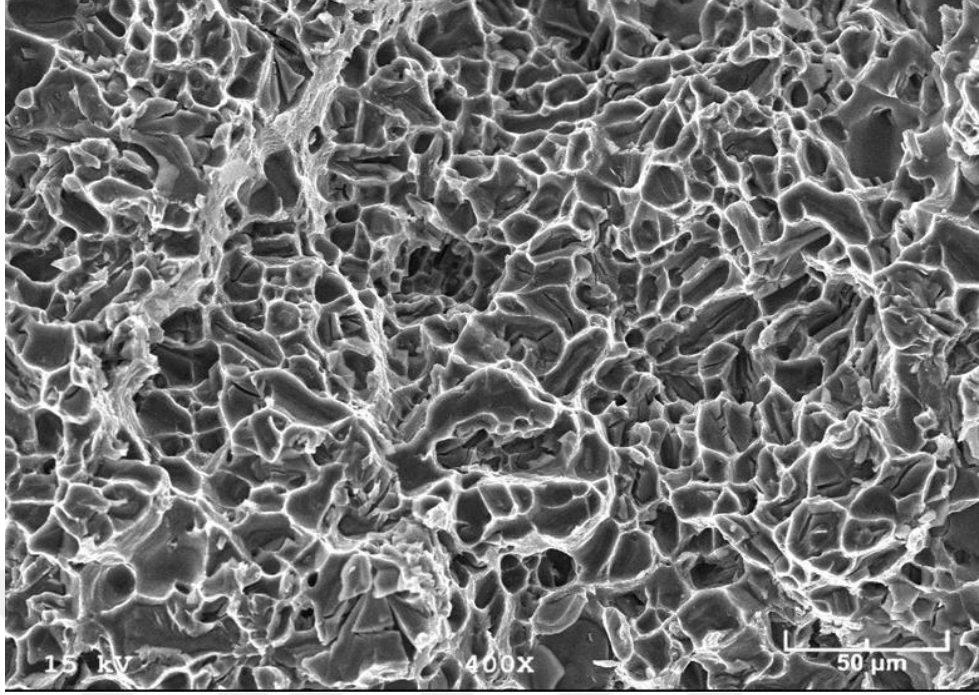
Şekil 75. Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



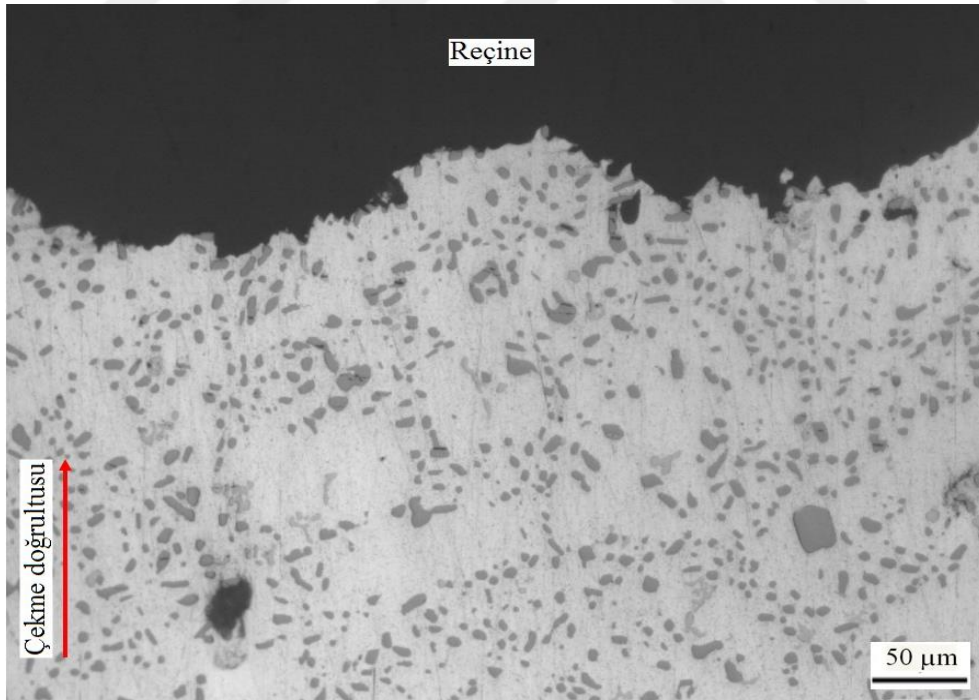
Şekil 76. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü



Şekil 77. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü



Şekil 78. T6 ısıı işleme görmüş Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşıımının çekme doğrultusuna dik kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü

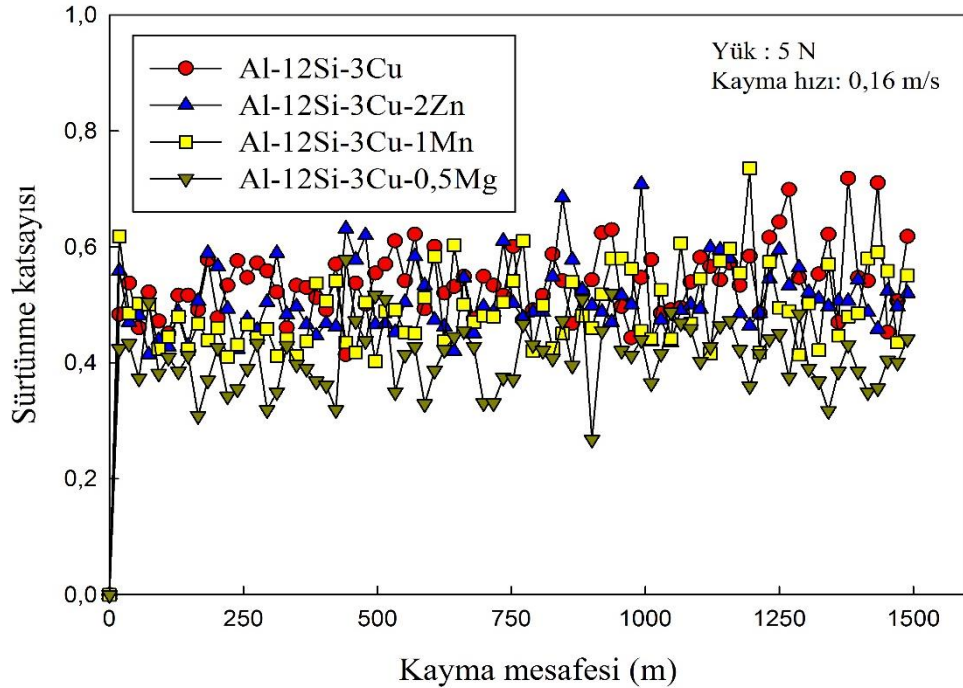


Şekil 79. T6 ısıı işleme görmüş Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşıımının çekme doğrultusuna paralel enine kesitine ait kırılma yüzeyinin OM görüntüsü

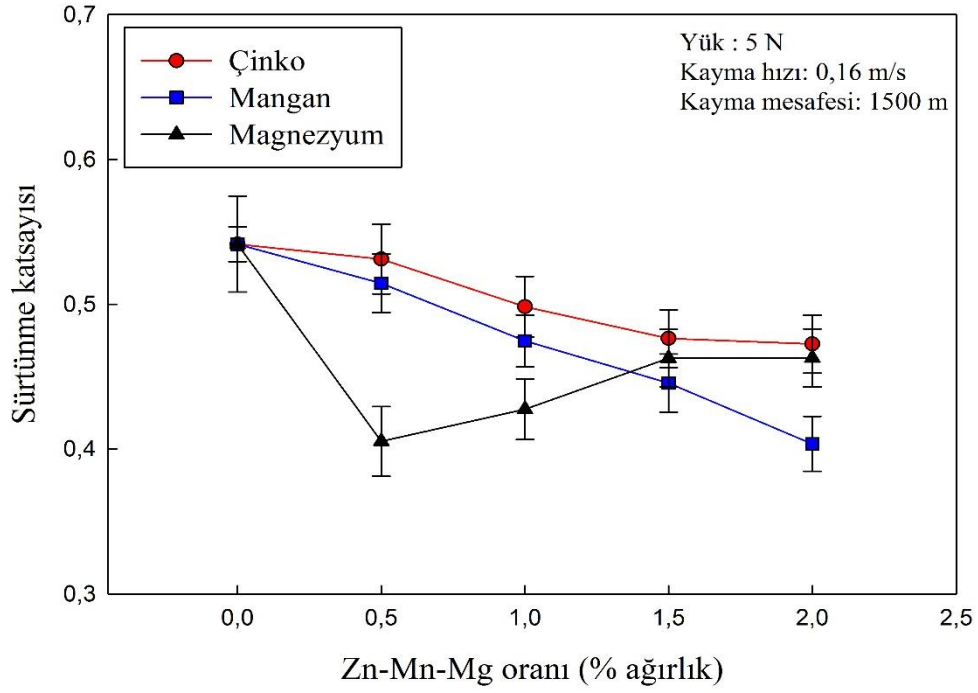
3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneylelerinden Elde Edilen Bulgular

3.5.1. Kuru Koşuldaki Sürtünme ve Aşınma Deneylelerinden Elde Edilen Bulgular

Üretilen alaşımların bilye-disk esaslı aşınma deney düzeneği kullanılarak yapılan sürtünme deneyleleri sonucunda, alaşımların sürtünme katsayılarının çalışmanın başlangıç aşamasında hızlı bir biçimde artıktan sonra nispeten azalarak kararlı durumuna ulaştıkları ve dalgalı bir değişim sergiledikleri gözlemlendi. Bu nedenle sadece söz konusu alaşımlardan bazılarının sürtünme katsayısının alınan yola göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 80’de verilmiştir. Alaşımların sürtünme katsayılarının kararlı davranış sergilediği bölgedeki ortalama değerlerinin Zn, Mn ve Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 81’de verilmiştir. Bu eğrilerden Zn ve Mn oranları arttıkça alaşımların sürtünme katsayısının sürekli azaldığı görüldü. Mg içeren dörtdü alaşımların sürtünme katsayıları ise artan Mg oranı ile önce azalıp %0,5 Mg oranında en düşük değerine ulaştıktan sonra arttığı belirlendi. Diğer taraftan dörtdü alaşımların tamamının bu alaşımların üretimi için baz alınan üçlü Al-12Si-3Cu alaşımından daha düşük sürtünme katsayısına sahip olduğu görüldü.

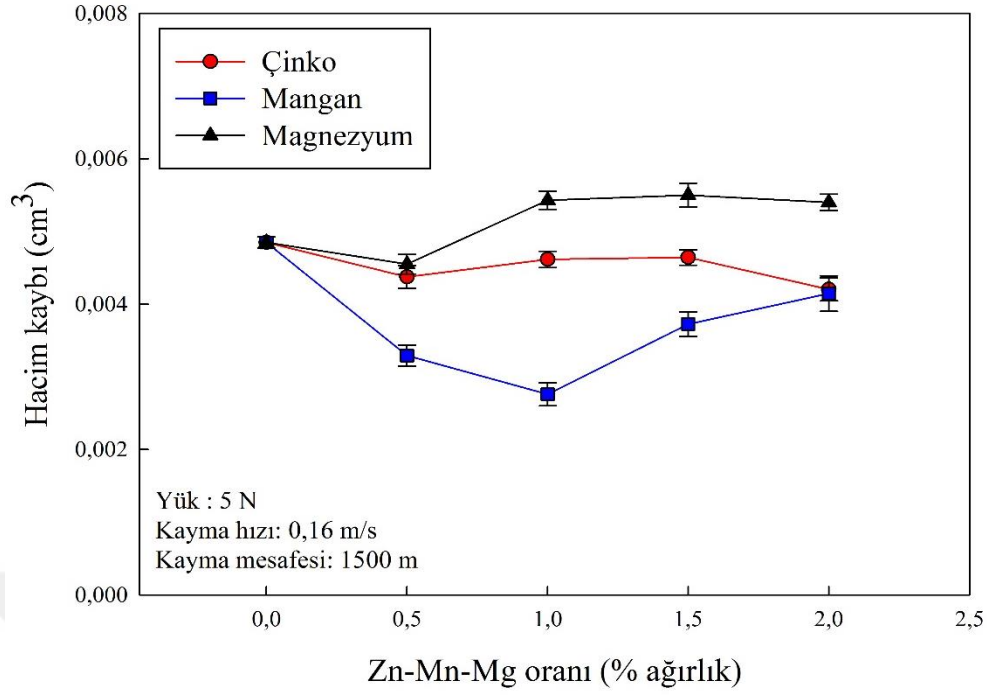


Şekil 80. Bazı alaşımların sürtünme katsayılarının alınan yola göre değişimlerini gösteren eğriler



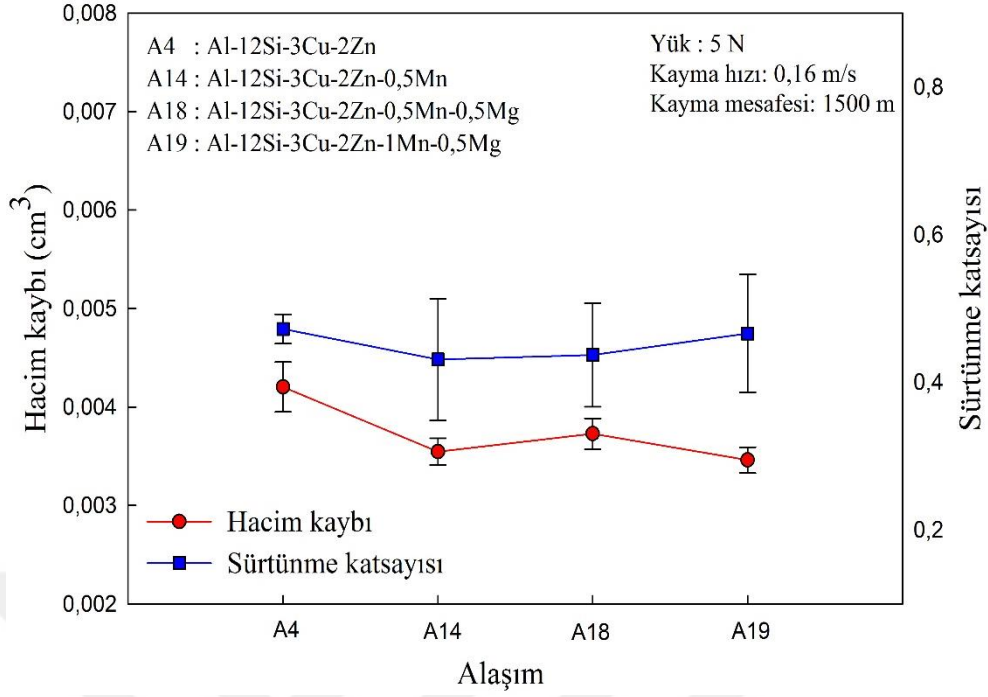
Şekil 81. Dörtlü alaşımların ortalama sürtünme katsayılarının Zn, Mn ve Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğriler

Dörtlü alaşımlarda aşınma nedeniyle oluşan hacim kaybının Zn, Mn ve Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 82’de verilmiştir. Bu eğrilerden hacim kaybının artan Zn oranı ile sürekli azaldığı, artan Mn ve Mg oranları ile de önce azalıp sırasıyla %1Mn ve %0,5Mg oranlarında en düşük değerlerine ulaştıktan sonra arttığı görüldü. Diğer taraftan Zn ve Mn katkılarının baz alaşımın aşınma direncini artırdığı, %0,5 oranının üzerindeki Mg katkılarının ise düşürdüğü belirlendi. Zn, Mn ve Mg içeren dörtlü alaşımlar içerisinde en düşük hacim kaybı Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn ve Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımlarından elde edildi. Dörtlü alaşımların birbiri ile karşılaştırılması sonucunda ise en yüksek aşınma direncini Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının, en düşük aşınma direncini Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımının sergilediği belirlendi.



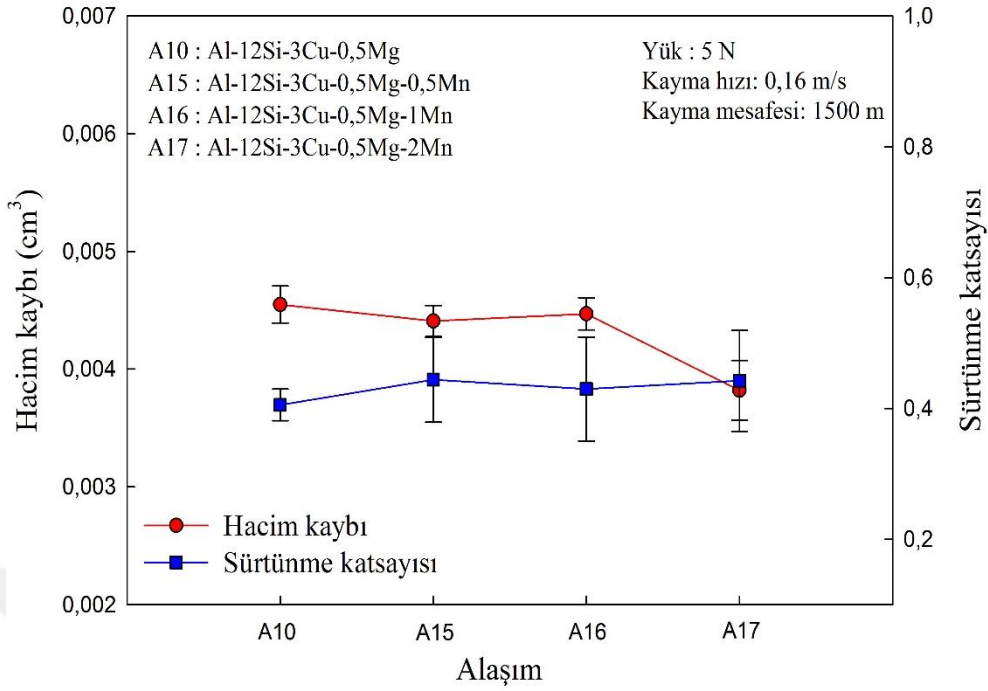
Şekil 82. Dörtlü alaşımların ortalama hacim kaybı değerlerinin Zn, Mn ve Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğriler

Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının sürtünme katsayıları ile hacim kaybı değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 83’de verilmiştir. Bu karşılaştırma sonucunda %0,5 oranındaki Mn katkısının Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının sürtünme katsayısını ve hacim kaybını düşürdüğü görüldü. Ancak Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına %0,5 oranında Mg katılması ve bu alaşımdaki Mn oranının %1’e çıkarılması durumunda sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerinin nispeten değişmediği gözlemlendi.



Şekil 83. Mn ve Mg içeren Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımların sürtünme katsayıları ile hacim kaybı değerlerinin karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler

Mg içeren dördü alaşımlar içerisinde en düşük sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerini sergileyen Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 84’de verilmiştir. Bu eğriler incelendiğinde söz konusu alaşımın sürtünme katsayısının artan Mn oranı ile pek fazla değişmediği ancak hacim kaybının %1 oranındaki Mn katkısından sonra belirgin bir düşüş sergilediği görüldü. Nitekim bu alaşımlar içerisinde en yüksek aşınma direncini Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımının sergilediği belirlendi.



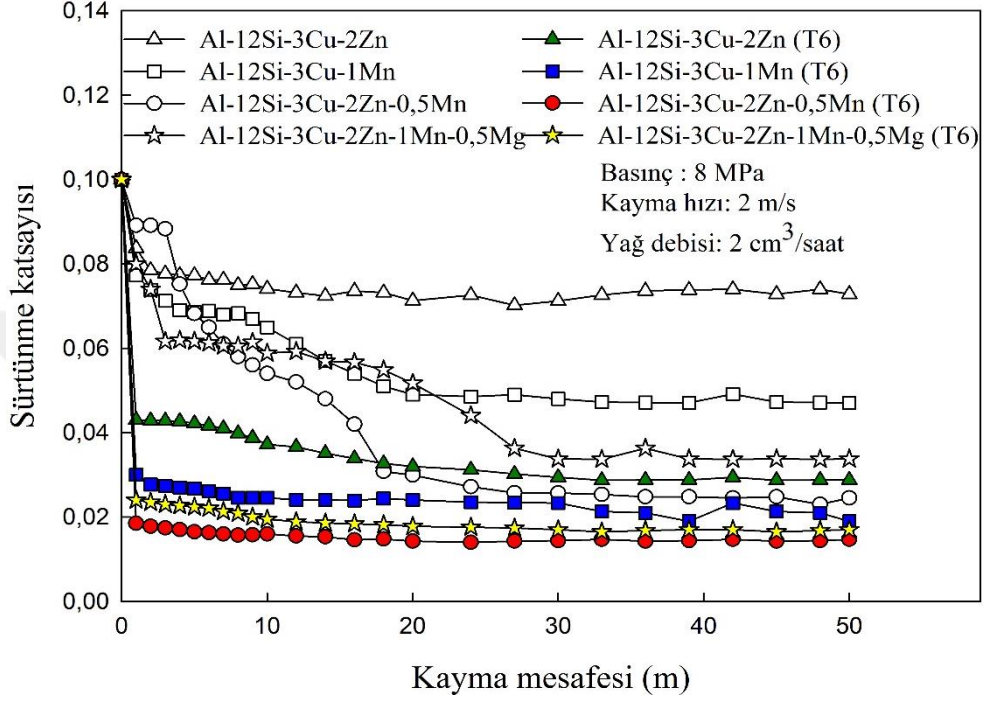
Şekil 84. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimini gösteren eğriler

3.5.2. Yağlı Koşullardaki Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular

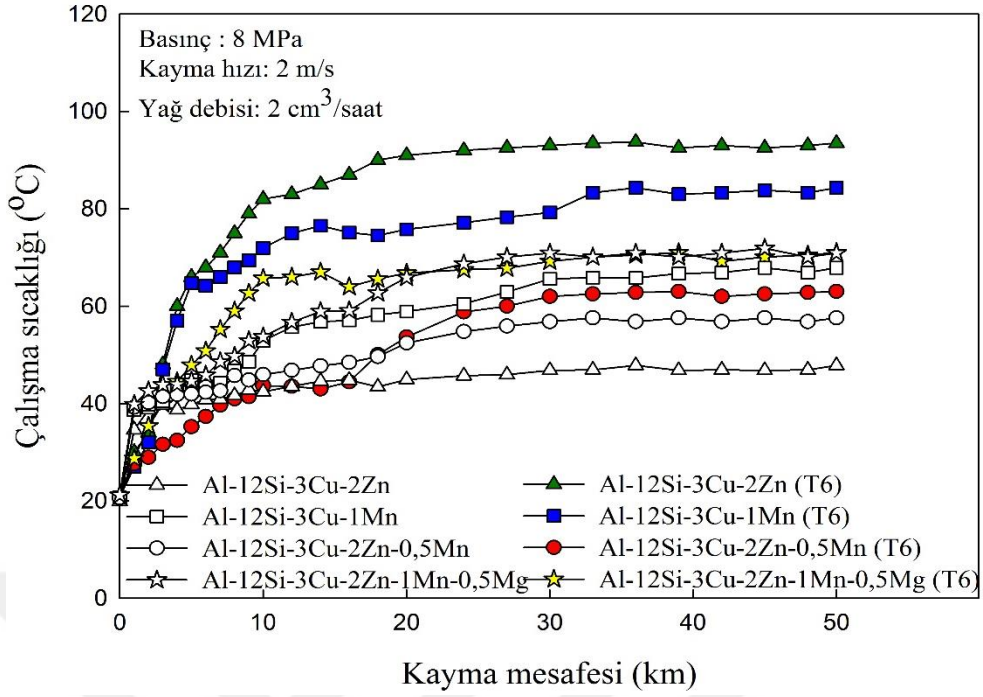
Yağlı koşullarda sürtünme deneyine tabi tutulan dökülmüş ve T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki dördü Al-12Si-3Cu-2Zn ve Al-12Si-3Cu-1Mn, beşli Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve altılı Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının sürtünme katsayılarının ve çalışma sıcaklıklarının kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 85 ve Şekil 86'da verilmiştir. Bu eğrilerden alaşımların sürtünme katsayılarının artan kayma yolu ile azaldığı, yaklaşık 30 km'lik mesafeden sonra nispeten sabit değerlere ulaştığı, çalışma sıcaklıklarının ise sürekli arttığı görüldü. Diğer taraftan T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların dökülmüş durumlarına göre sürtünme katsayılarının düşük, çalışma sıcaklıklarının nispeten yüksek olduğu tespit edildi.

Gerek dökülmüş gerekse T6 ısıl işlemi görmüş alaşımların aynı koşullarda yapılan aşınma deneyleri sonucunda elde edilen hacim kaybı değerlerinin alınan yola göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 87'de verilmiştir. Bu eğrilerden alaşımların hacim kaybı değerlerinin alınan yol ile nispeten doğrusal olarak arttığı görüldü. Ancak 30 km'lik kayma mesafesinden sonra T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların dökülmüş durumlarına

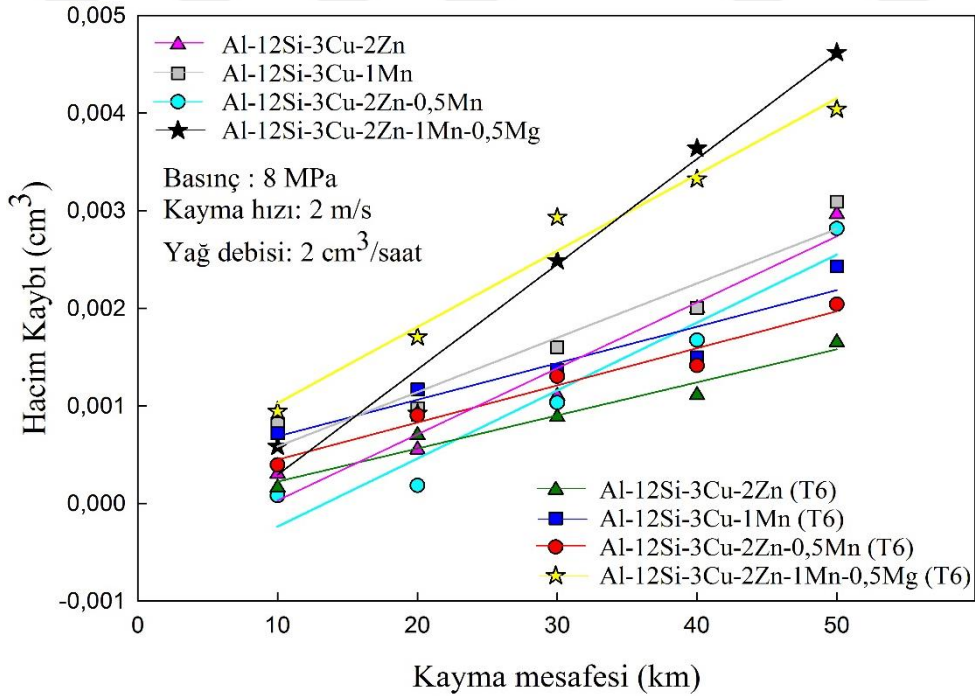
göre daha üstün aşınma direnci sergiledikleri belirlendi. Nitekim 50 km'lik kayma mesafesinde aşınma deneyine tabi tutulan alaşımlar içerisinde en yüksek aşınma direncini ısıtılmış işlem görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının, en düşük aşınma direncini ise dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının sergilediği gözlemlendi.



Şekil 85. Dökülmüş ve ısıtılmış işlem görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayılarının kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler

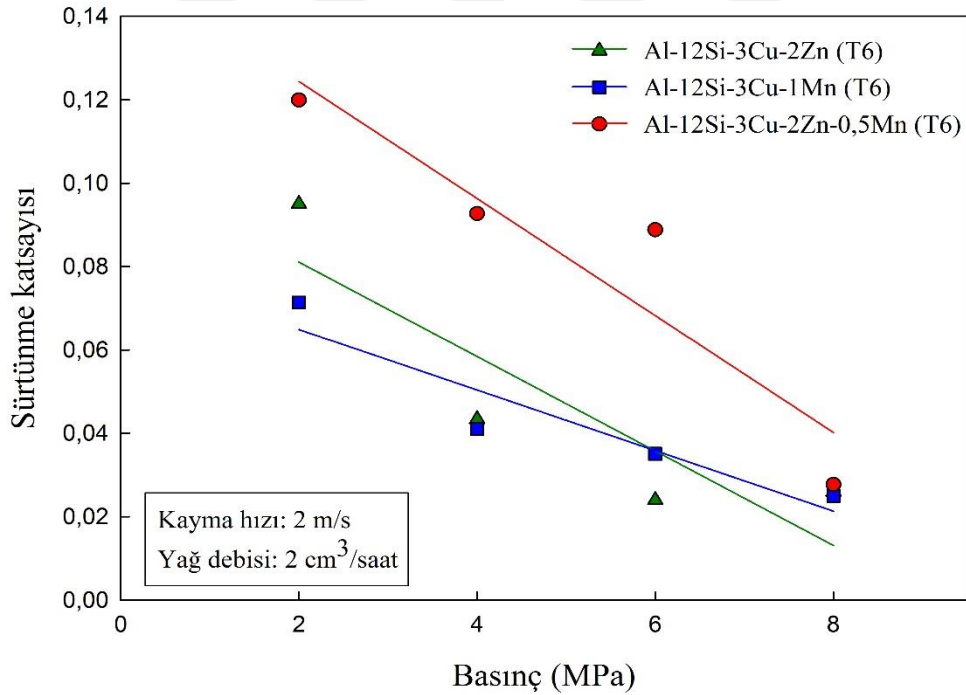


Şekil 86. Dökülmüş ve ısıtılmış durumda dökülen alaşımların yağlı koşullardaki çalışma sıcaklıklarının kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler

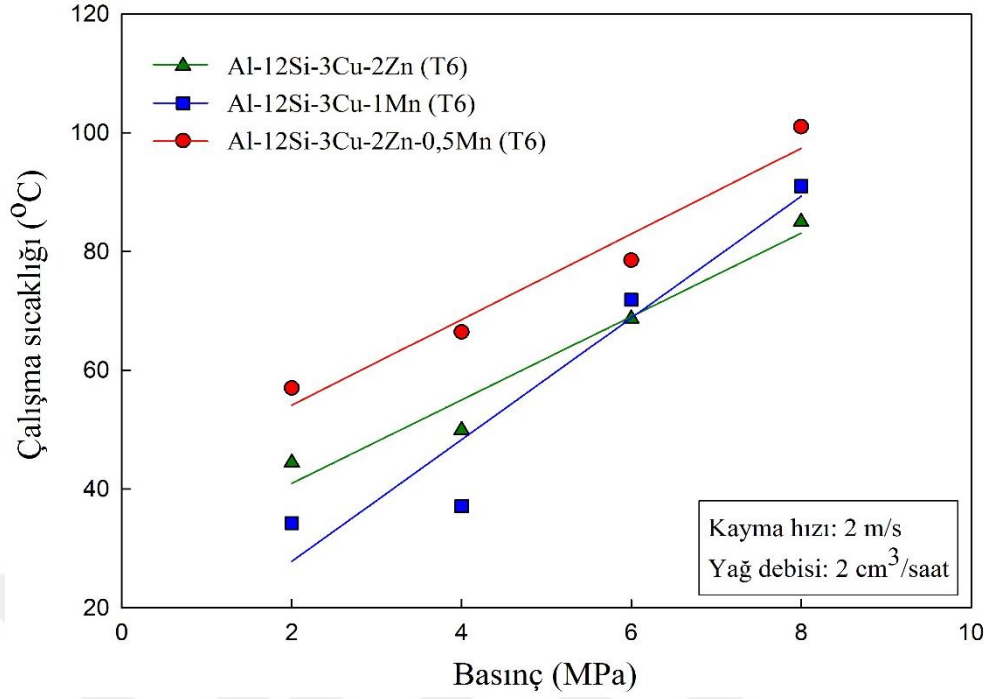


Şekil 87. Dökülmüş ve ısıtılmış durumda dökülen alaşımların yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerinin kayma mesafesine göre değişimlerini gösteren eğriler

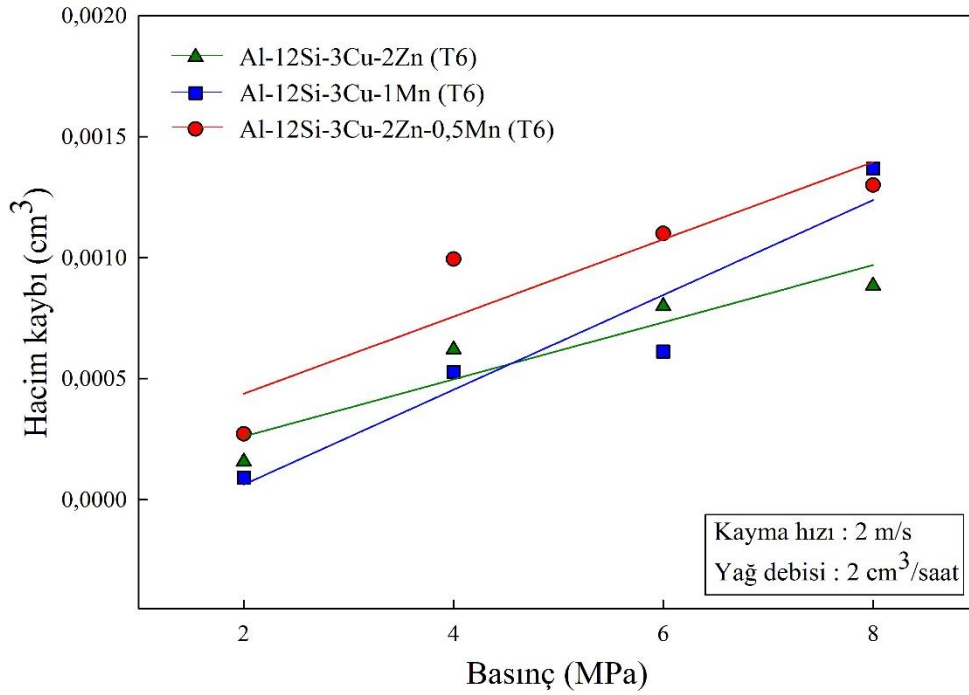
Uzun süreli aşınma deneyleri sonucunda diğer alaşımlara göre nispeten daha üstün aşınma direnci sergileyen T6 ısıtılmış işlemi görmüş durumdaki (Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn) alaşımların farklı basınçlarda (2-8 MPa), sabit kayma hızı (2 m/s), yağ debisi (2 cm³/saat) ve kayma mesafesinde (30 km) yapılan sürtünme ve aşınma deneyleri sonucunda elde edilen sürtünme katsayısı, çalışma sıcaklığı ve hacim kaybı değerlerinin basınca göre değişimlerini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 88-90'da verilmiştir. Bu eğrilerden alaşımların sürtünme katsayılarının artan basınç ile azaldığı, çalışma sıcaklıkları ve hacim kaybı değerlerinin ise arttığı görüldü. Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının 6 MPa basınca kadar en yüksek, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının ise en düşük aşınma direncine sahip olduğu gözlemlendi. Ancak 8 MPa'lık basınç değerinde yapılan aşınma deneylerinde Al-12Si-3Cu-1Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımlarının hemen hemen aynı aşınma direncine sahip oldukları, Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının ise bu alaşımlardan daha üstün bir aşınma direnci sergilediği görüldü.



Şekil 88. T6 ısıtılmış işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayılarının basınca göre değişimini gösteren eğriler



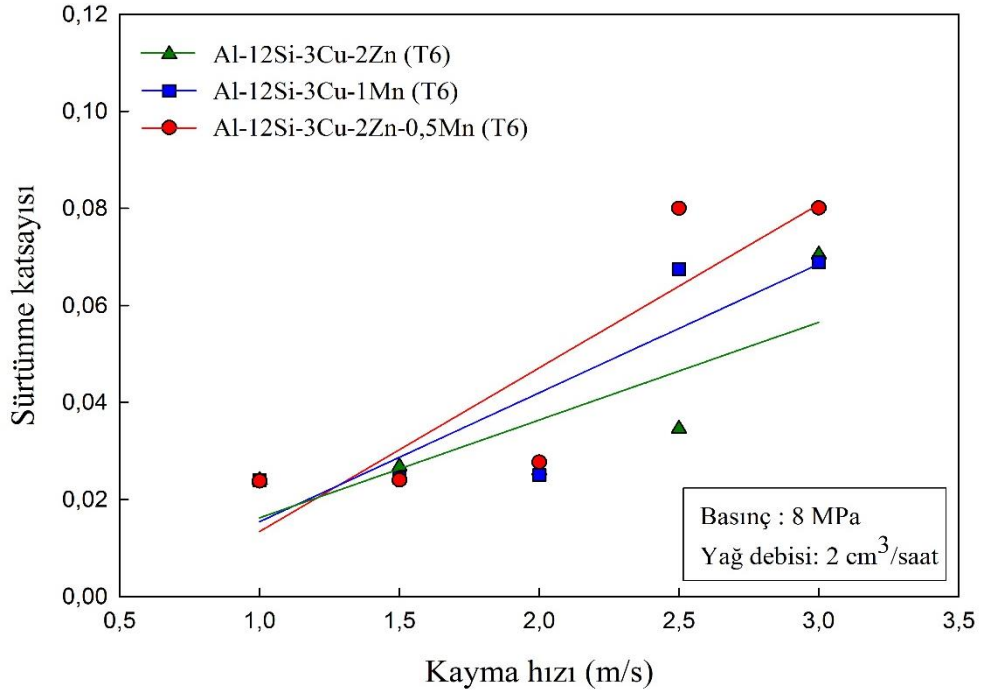
Şekil 89. T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki çalışma sıcaklıklarının basınca göre değişimini gösteren eğriler



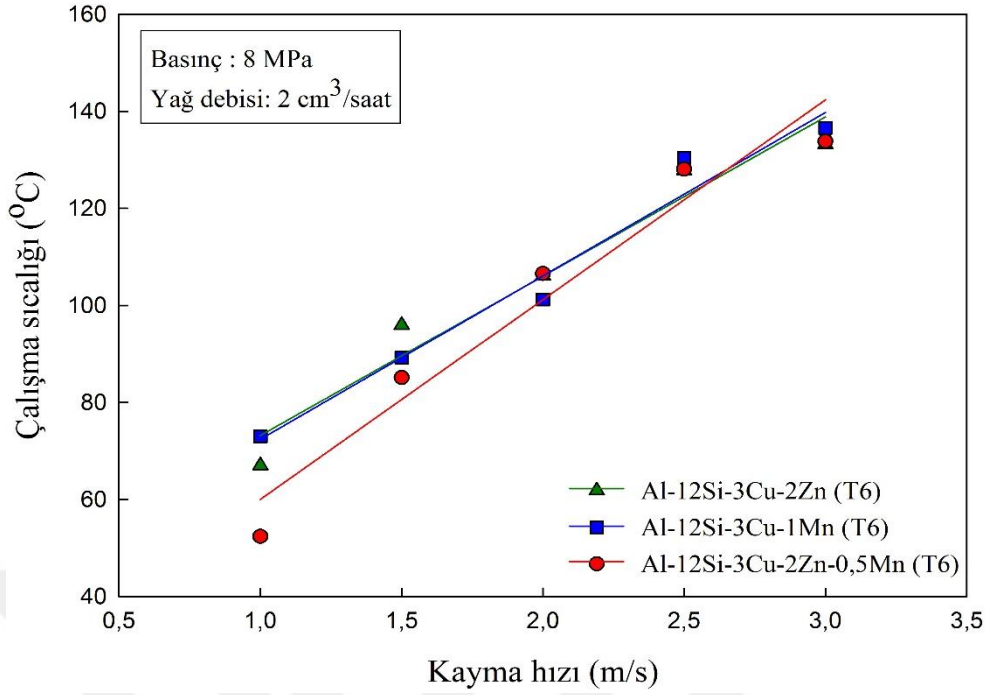
Şekil 90. T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerinin basınca göre değişimini gösteren eğriler

Sabit basınç (8 MPa), sabit yağ debisi (2 cm³/saat), sabit yol (30 km) ve farklı kayma hızlarında (1-3 m/s) sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutulan T6 ısıl işlemi görmüş

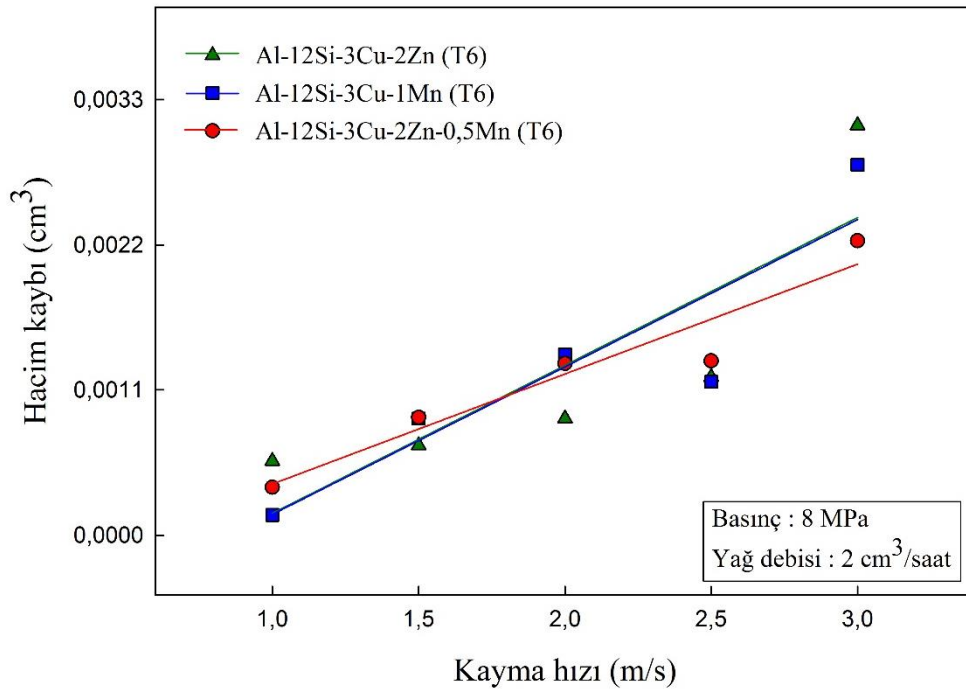
durumdaki alaşımların sürtünme katsayılarının, çalışma sıcaklıklarının ve hacim kaybı değerlerinin kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler sırasıyla Şekil 91-93'de verilmiştir. Bu eğrilerden kayma hızı arttıkça alaşımların sürtünme katsayılarının, çalışma sıcaklıklarının ve hacim kaybı değerlerinin arttığı belirlendi. Ancak alaşımların sürtünme katsayılarındaki artış hızının 2 m/s'lik kayma hızına kadar düşük, bu değer üzerinde kayma hızlarında ise yüksek olduğu gözlemlendi.



Şekil 91. T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayılarının kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler



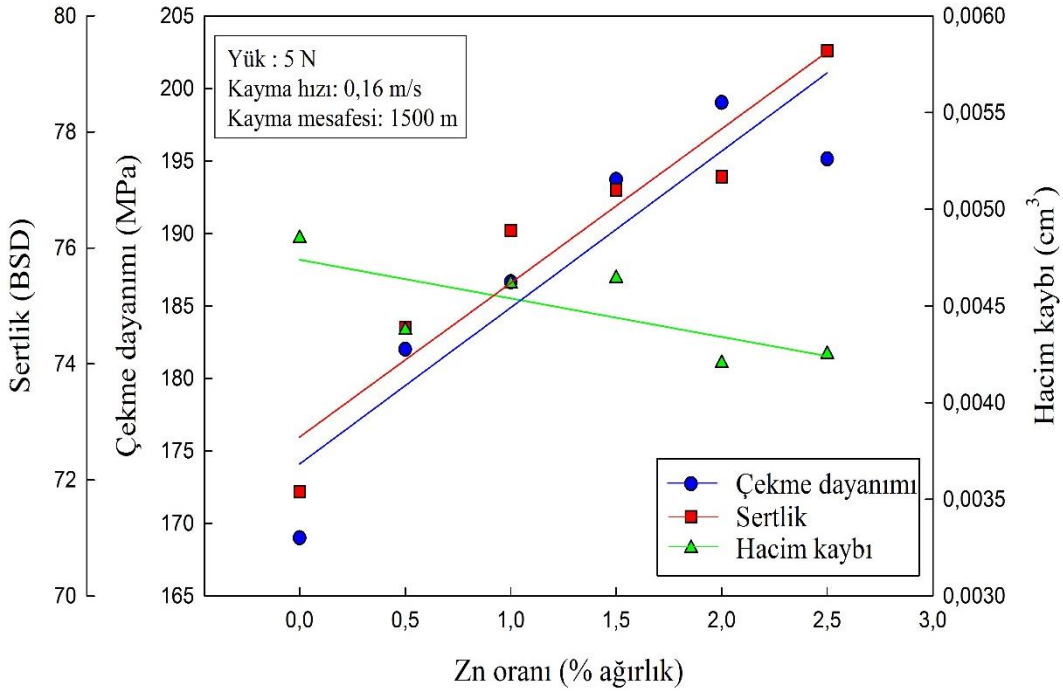
Şekil 92. T6 ısıl işlemleri görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki çalışma sıcaklıklarının kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler



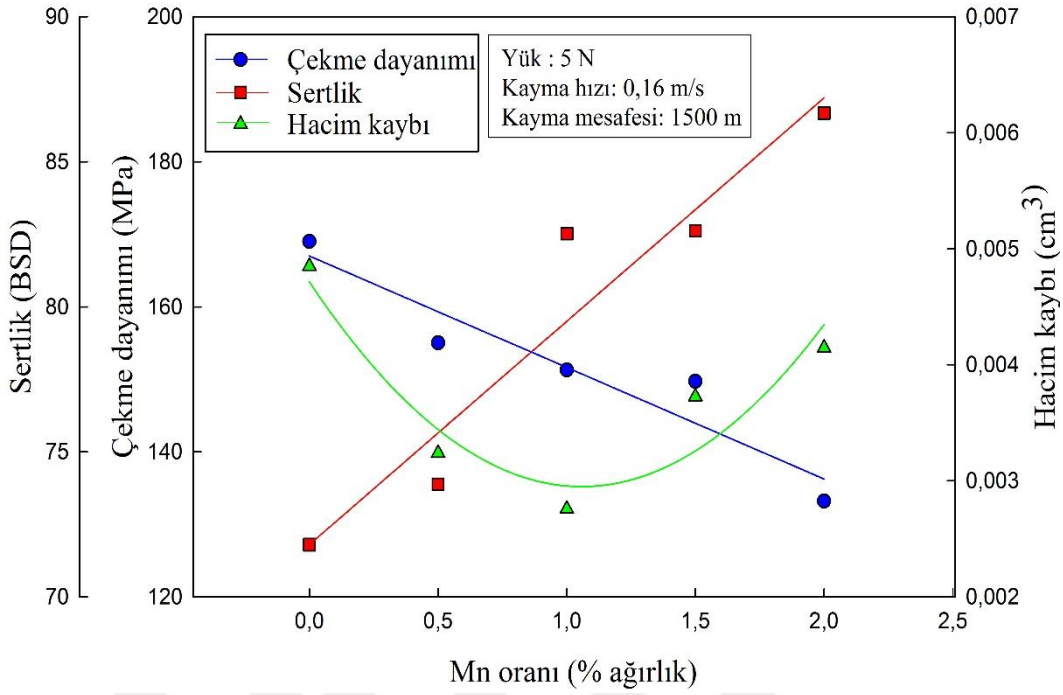
Şekil 93. T6 ısıl işlemleri görmüş durumdaki alaşımların yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerinin kayma hızına göre değişimlerini gösteren eğriler

3.5.3. Üretilen Alaşımların Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin Karşılaştırmalı Olarak İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

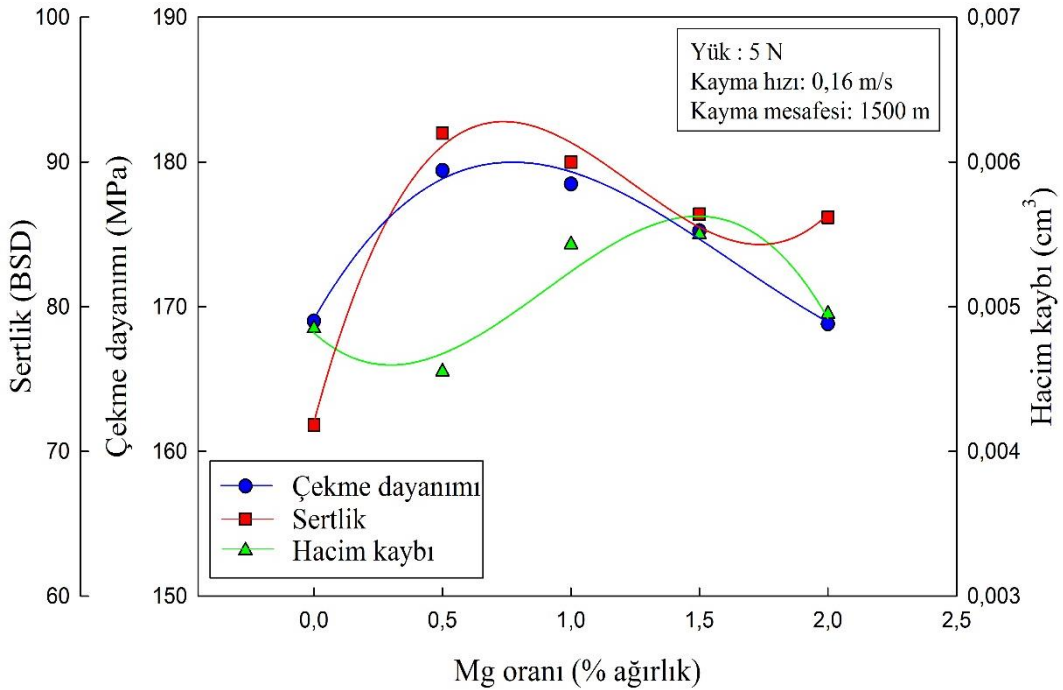
Çinko, mangan ve magnezyum içeren alaşımların sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin söz konusu katkı oranlarına göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 94-96'de verilmiştir. Çinko içeren alaşımlar içerisinde en yüksek sertlik ve çekme dayanımı Al-12Si-3Cu-2,5Zn, en düşük hacim kaybı Al-12Si-3Cu-2Zn, mangan içeren alaşımlarda en yüksek sertlik ve en düşük çekme dayanımı Al-12Si-3Cu-2Mn, en düşük hacim kaybı Al-12Si-3Cu-1Mn, magnezyum içeren alaşımlarda ise en yüksek sertlik ve çekme dayanımı ile en düşük hacim kaybı Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımlarından elde edildi. Diğer taraftan Zn ve Mg içeren alaşımların hacim kaybı değerlerinin sertlik ve çekme dayanımı ile hemen hemen ters orantılı bir değişim sergilediği belirlendi. Mn içeren alaşımların hacim kaybı değerlerinin ise %1 Mn oranına kadar sadece sertlikleri ile ters, bu değerlerin üzerindeki katkılarda söz konusu değer ile doğru orantılı bir değişime sahip olduğu gözlemlendi.



Şekil 94. Al-12Si-3Cu-(0-2,5)Zn alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Zn oranına göre değişimlerini gösteren eğrileri

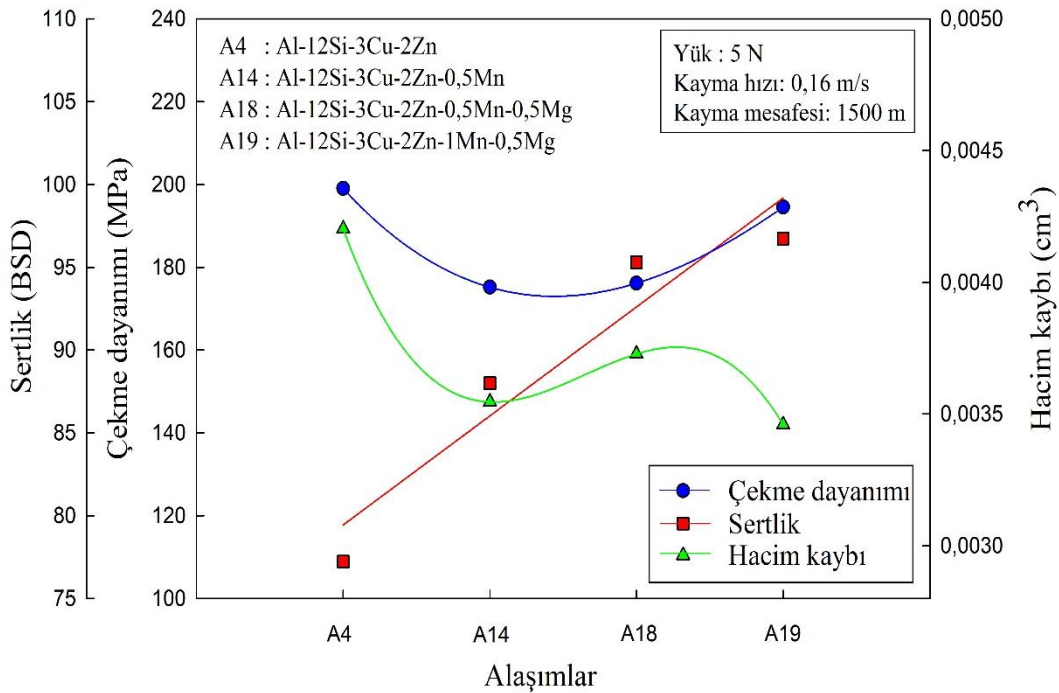


Şekil 95. Al-12Si-3Cu-(0-2)Mn alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimlerini gösteren eğrileri

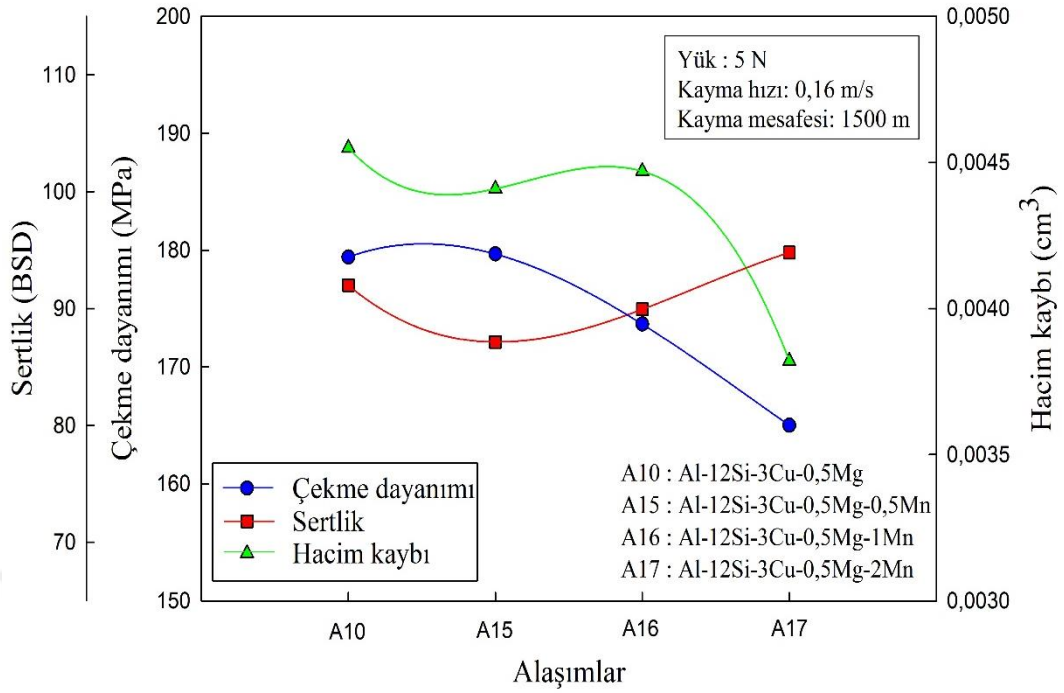


Şekil 96. Al-12Si-3Cu-(0-2)Mg alaşımlarının sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mg oranına göre değişimlerini gösteren eğrileri

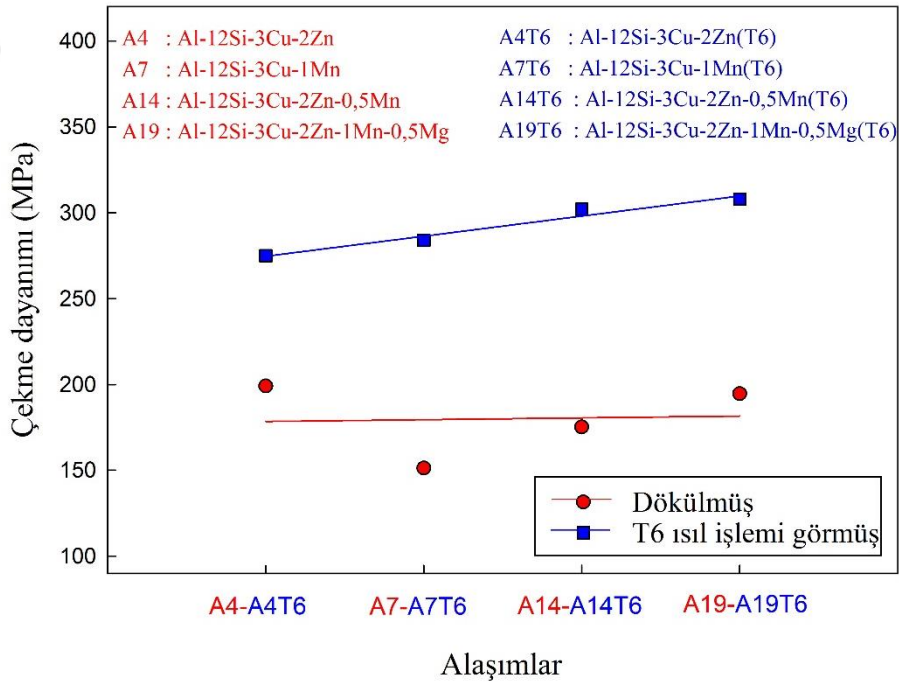
Mangan ve magnezyum katkılarının Al-12Si-3Cu-2Zn, mangan katkısının ise Al-12Si-3Cu-0,5Mg esaslı alaşımların sertlik, çekme dayanımı ve hacim kaybı değerlerine etkisi Şekil 97 ve Şekil 98’de verilen grafiklerde gösterilmiştir. %0,5 ile %2 arasındaki oranlarda Mn, %0,5 oranındaki Mg içeren Al-12Si-3Cu-2Zn ve Al-12Si-3Cu-0,5Mg esaslı beşli ve altılı alaşımlar içerisinde en yüksek sertlik ve çekme dayanımını Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımı sergilerken söz konusu alaşım ile beşli Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının hemen hemen aynı aşınma direncine sahip olduğu belirlendi. Mekanik ve tribolojik özelliklerin karşılaştırılması olarak incelenmesi sonucunda Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının ön plana çıktığı belirlendi. Söz konusu alaşımların T6 ısıl işleminden sonra elde edilen sertlik ve çekme dayanımı ile yağlı koşullardaki hacim kaybı değerleri dökülmüş durumları ile karşılaştırmalı olarak sırasıyla Şekil 99-101’de verilmiştir. T6 ısıl işleminden sonra söz konusu alaşımların sertlik ve çekme dayanımının önemli oranda arttığı, hacim kaybı değerlerinin ise azaldığı belirlendi.



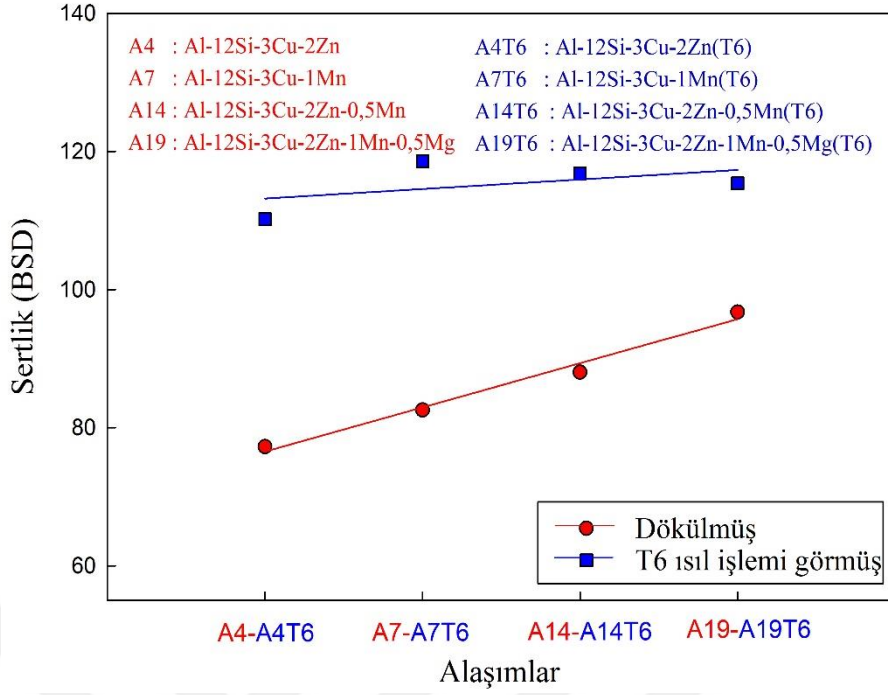
Şekil 97. Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımların sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşullardaki hacim kaybı değerlerinin Mn ve Mg oranlarına göre değişimlerini eğrileri



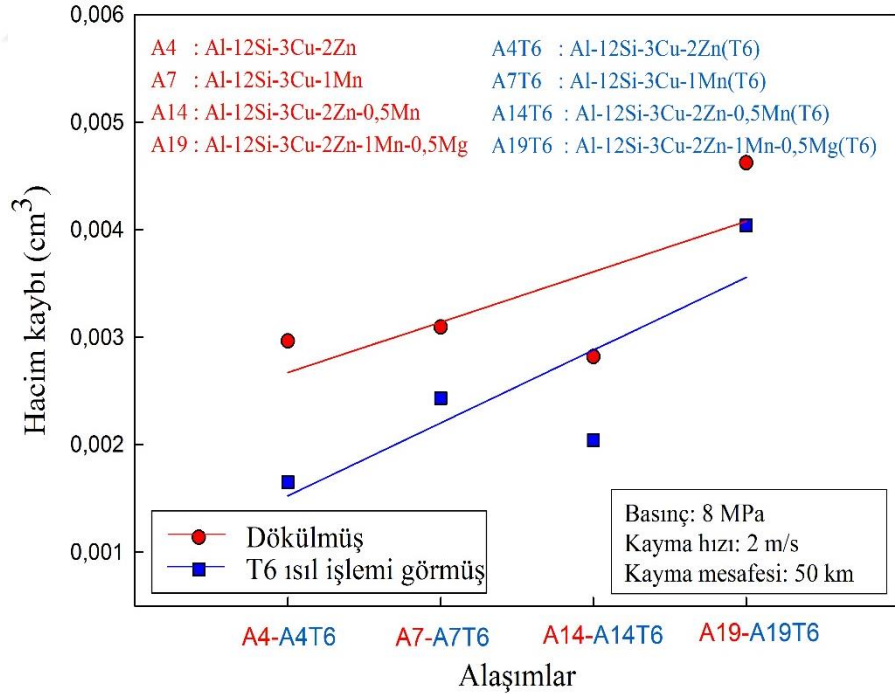
Şekil 98. Al-12Si-3Cu-0,5Mg esaslı alaşımların sertlik, çekme dayanımı ve kuru koşuldaki hacim kaybı değerlerinin Mn oranına göre değişimlerini eğrileri



Şekil 99. T6 ısıt işleme görmüş durumdaki alaşımların çekme dayanımlarının dökülmüş durumları ile karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler



Şekil 100. T6 ısııl işlemi görmüş durumdaki alaşımların sertlik değerlerinin dökülmüş durumları ile karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler

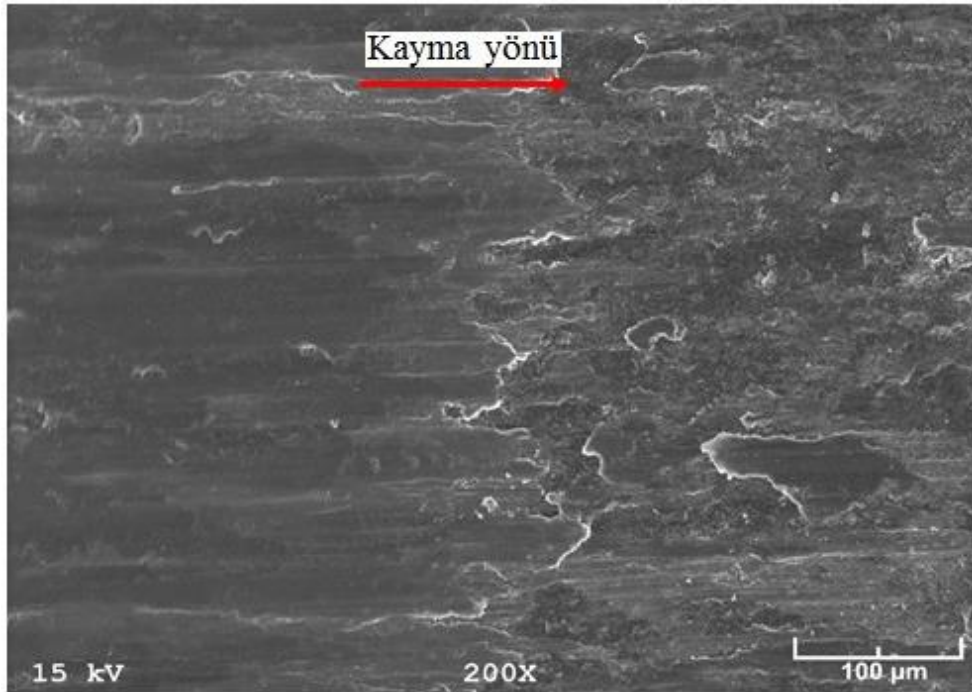


Şekil 101. T6 ısııl işlemi görmüş durumdaki alaşımların hacim kaybı değerlerinin dökülmüş durumları ile karşılaştırılması sonucu elde edilen eğriler

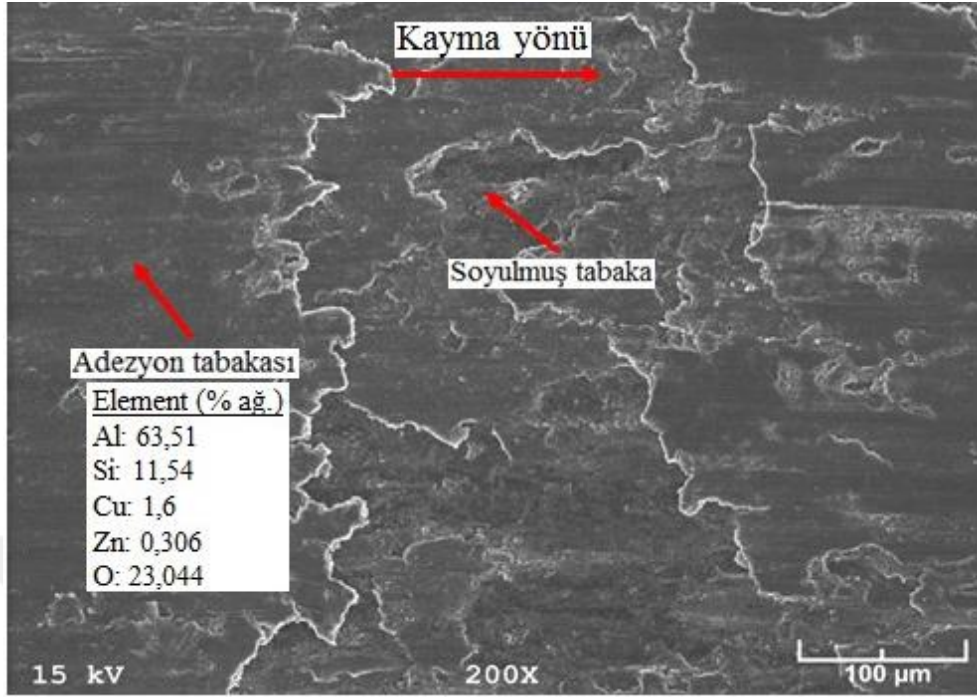
3.6. Aşınma Yüzeylerinin, Parçacıklarının ve Yüzey altı Bölgelerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

3.6.1. Kuru Koşulda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde edilen Bulgular

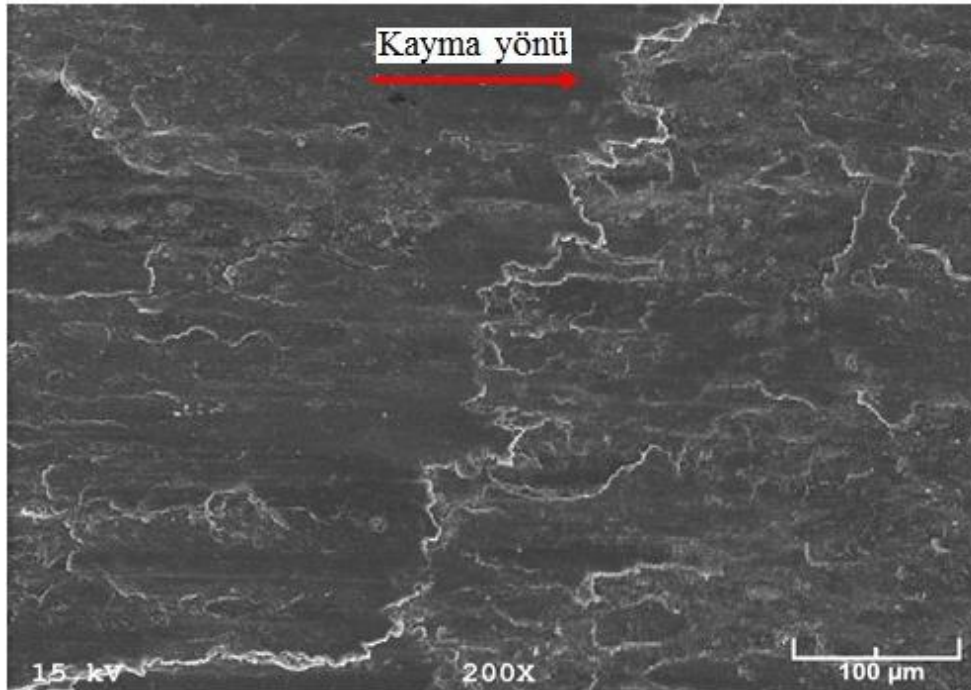
Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan üçlü Al-12Si-3Cu, dörtlü Al-12Si-3Cu-Zn, Al-12Si-3Cu-Mn, Al-12Si-3Cu-Mg, beşli Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn, Al-12Si-3Cu-0,5Mg-(0,5-2)Mn ve altılı Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mg-(0,5-1)Mn alaşımların aşınma yüzeylerinin birbirine benzer olduğu gözlemlendi. Bu nedenle söz konusu alaşımlardan bazılarının aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları Şekil 102-114'de verilmiştir. Diğer taraftan aşınma yüzeylerinde yapılan EDS analiz sonuçları da söz konusu fotoğraflar üzerinde gösterilmiştir. Gerek SEM görüntülerinden gerekse EDS analizi sonuçlarından alaşımların aşınma yüzeylerinde adezyon tabakalarının meydana geldiği, bu tabakaların bazı bölgelerinden soyulduğu ve bu yüzeylerin ana alaşım elementlerinin (Al, Si, Cu, Zn, Mn ve Mg) dışında yüksek oranda oksijen içerdiği belirlendi. Diğer taraftan Zn oranı arttıkça adezyon tabakalarının genişlediği ve soyulmuş bölgelerin nispeten daraldığı, Mn ve Mg oranı arttıkça soyulan bölgelerin genişlediği adezyon tabakalarının ise daraldığı gözlemlendi.



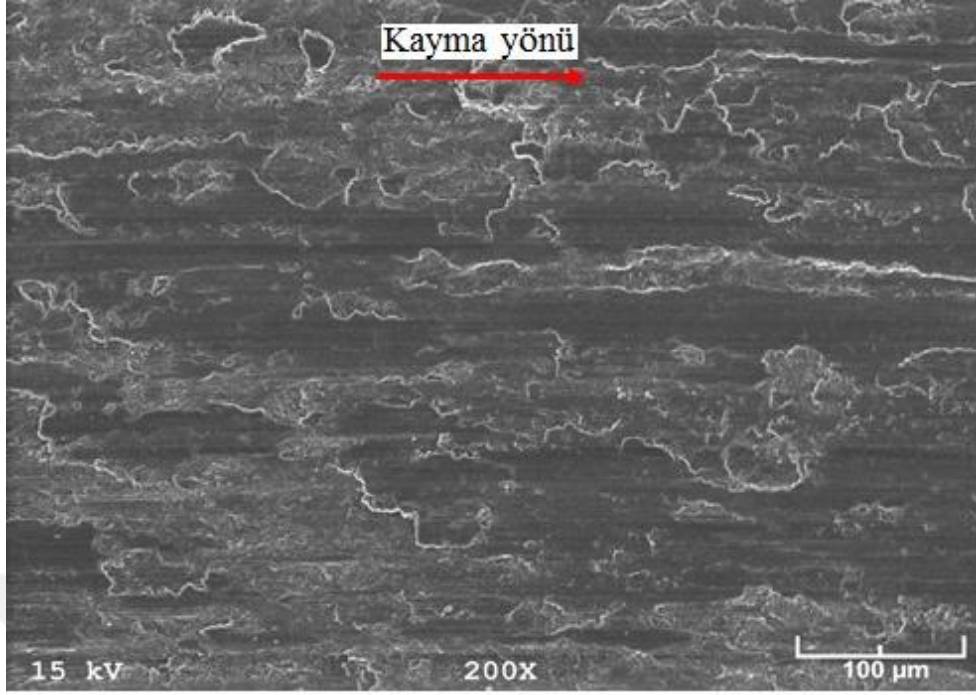
Şekil 102. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



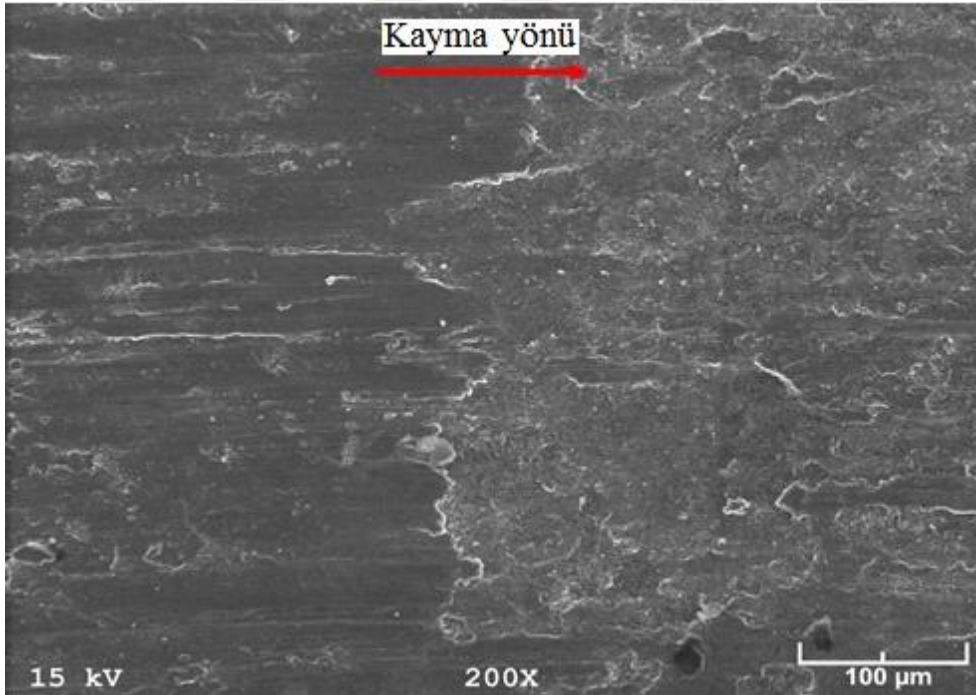
Şekil 103. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Zn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



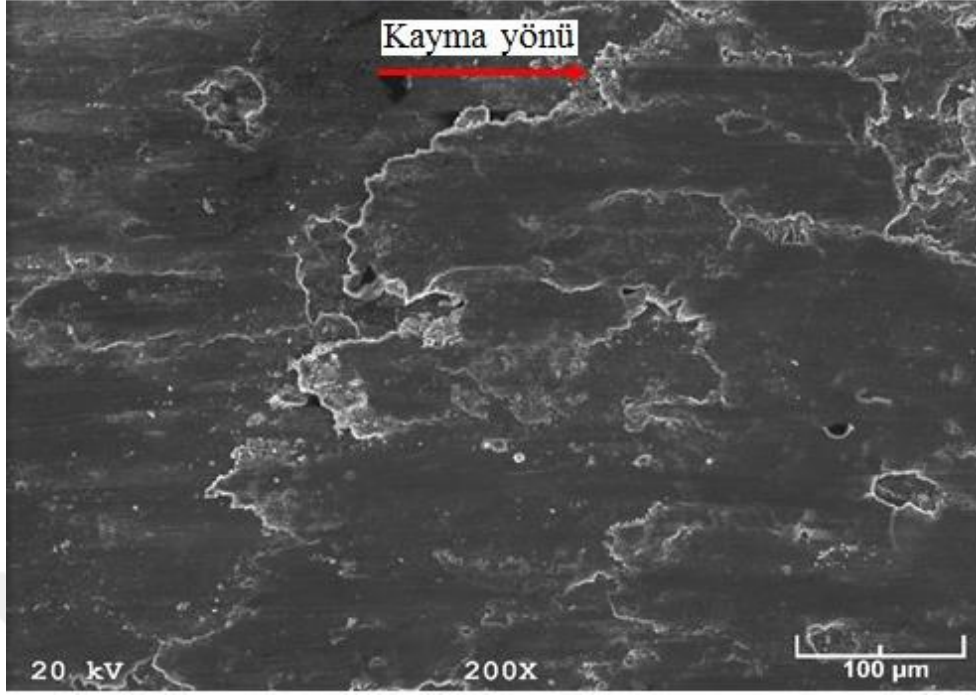
Şekil 104. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



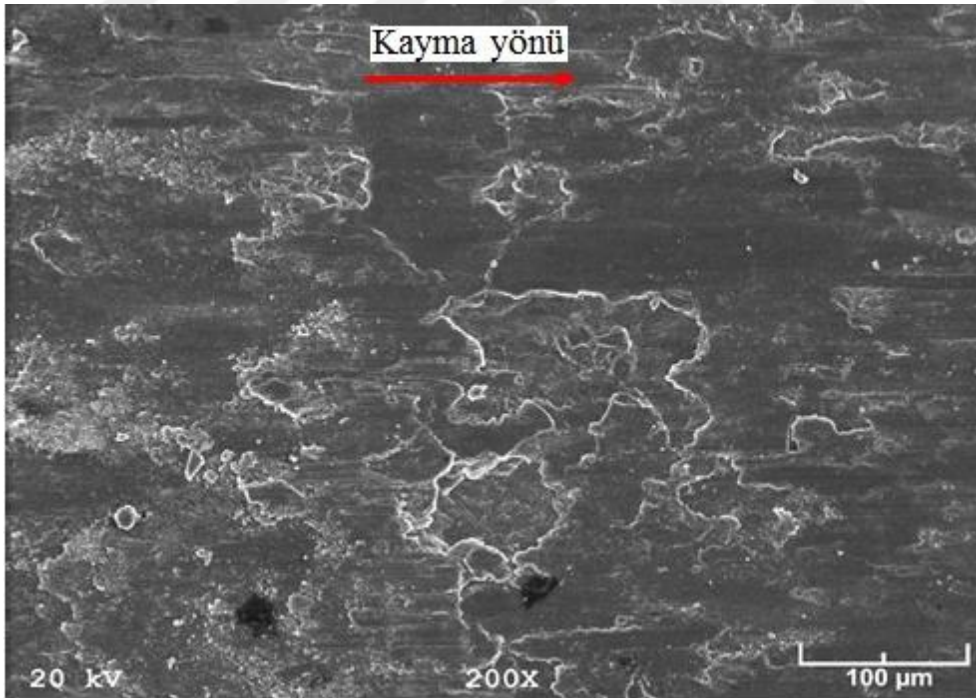
Şekil 105. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



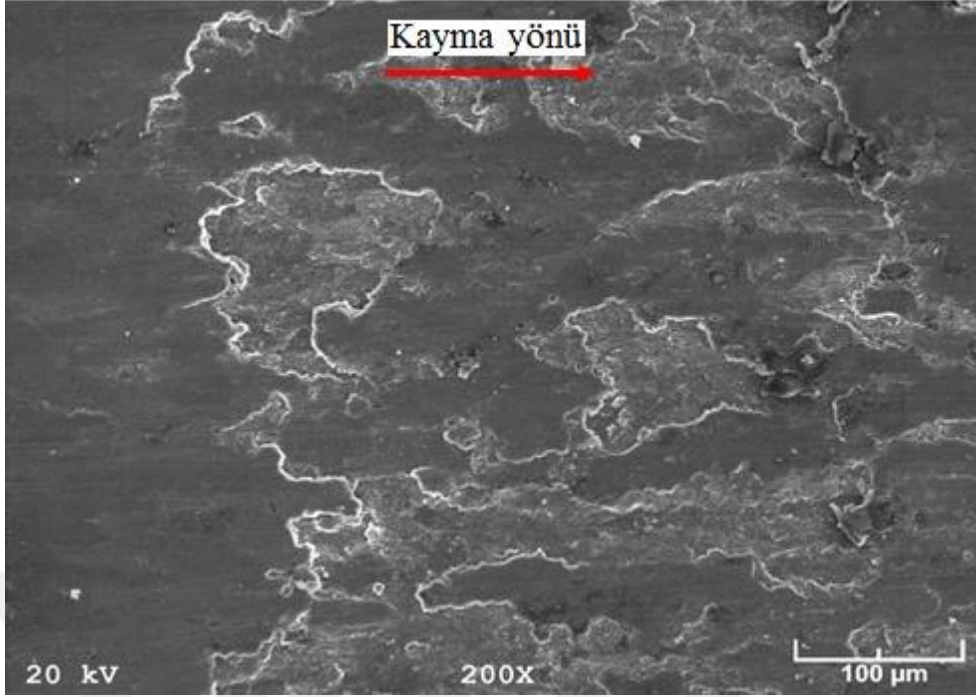
Şekil 106. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



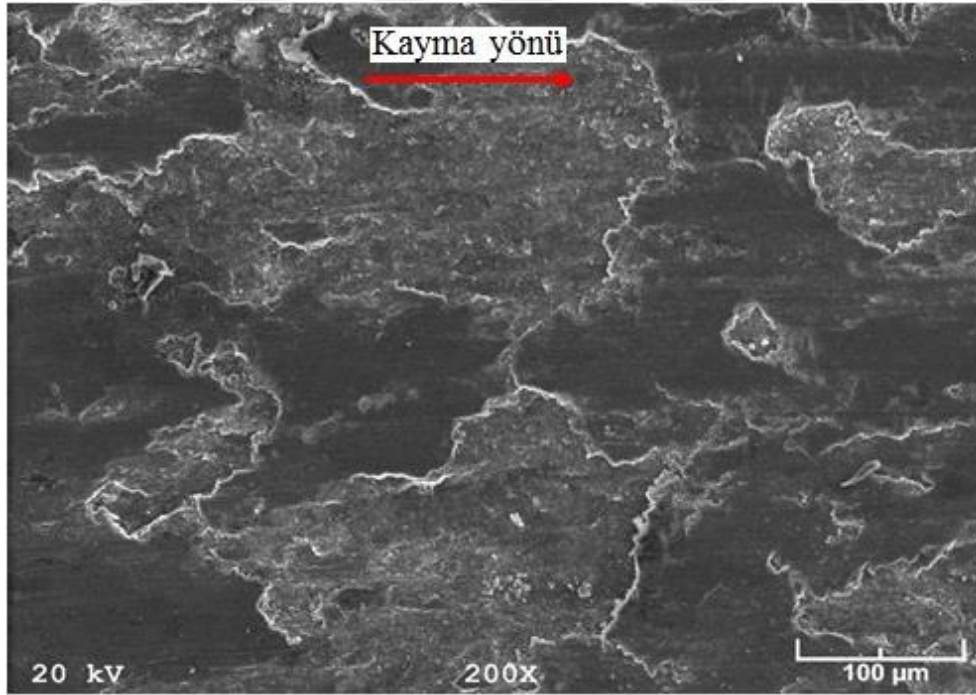
Şekil 107. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



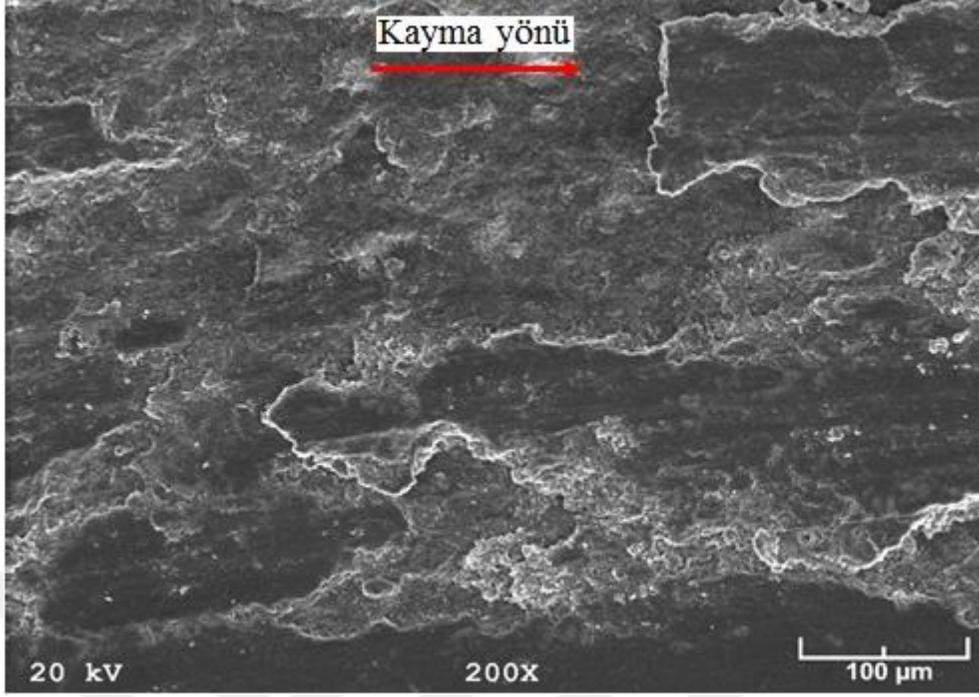
Şekil 108. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



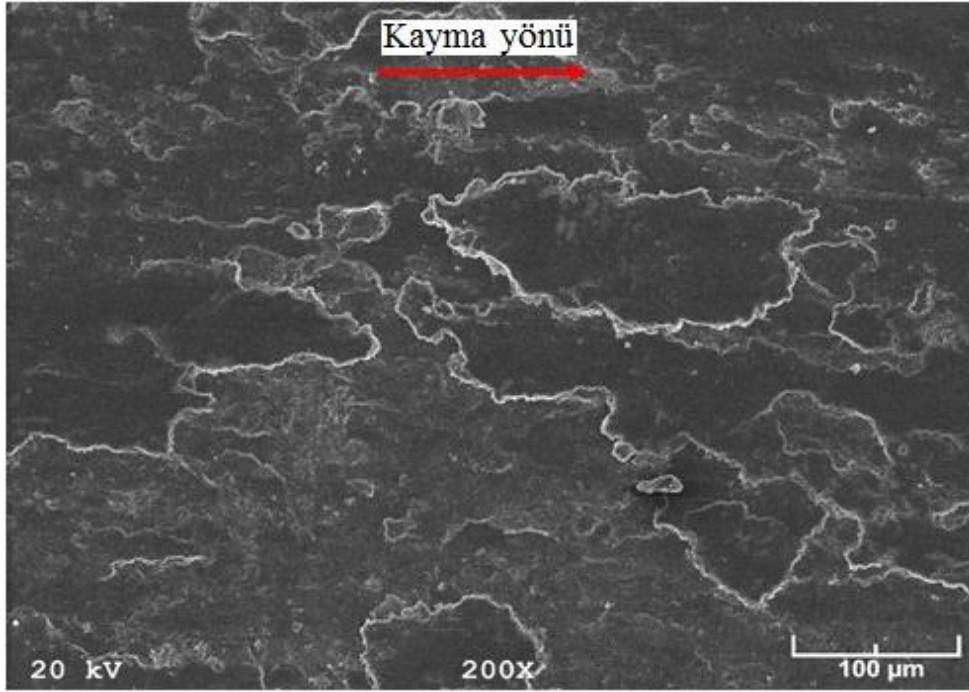
Şekil 109. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



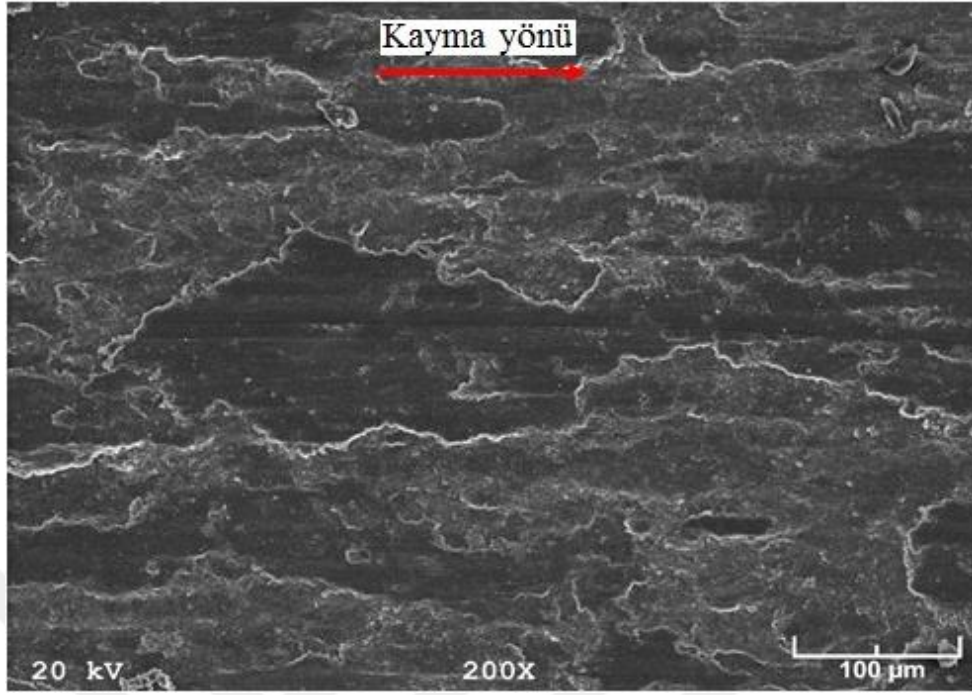
Şekil 110. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



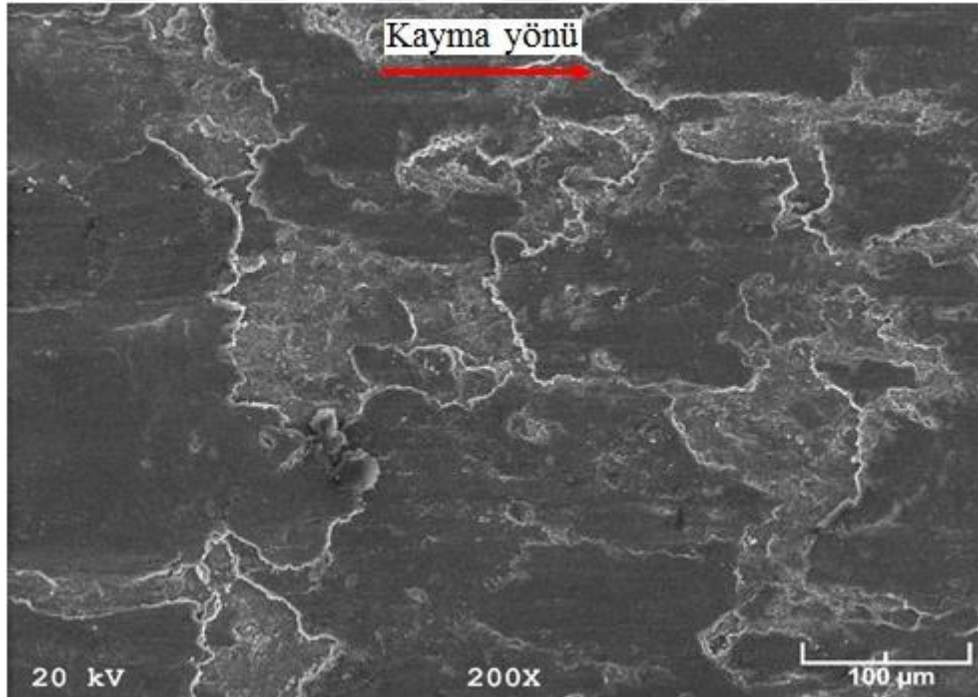
Şekil 111. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



Şekil 112. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



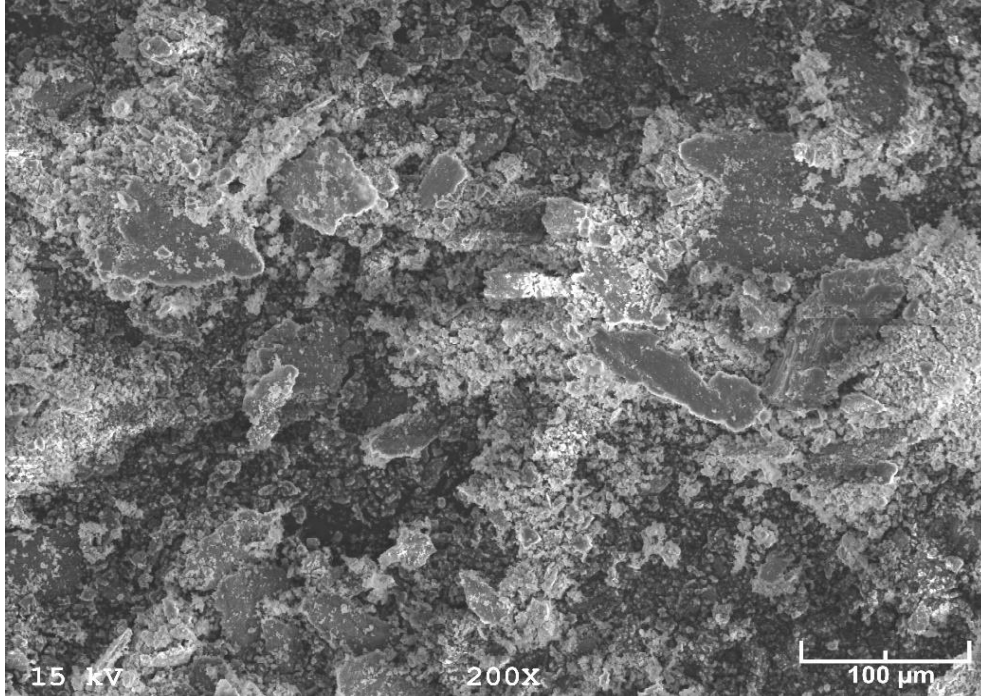
Şekil 113. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü



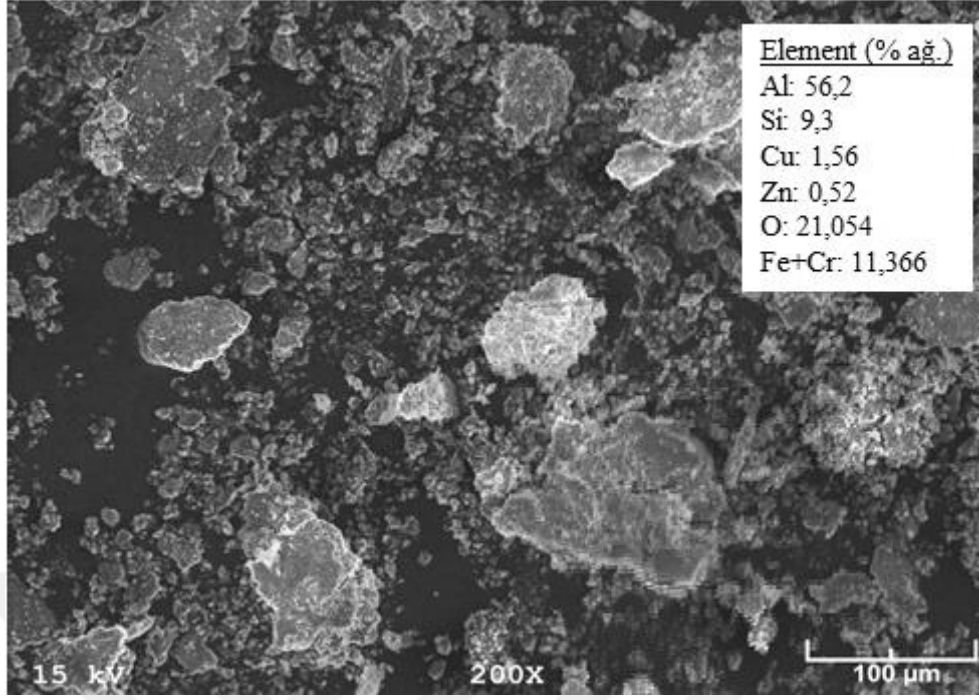
Şekil 114. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü

3.6.2. Kuru Koşulda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde edilen Bulgular

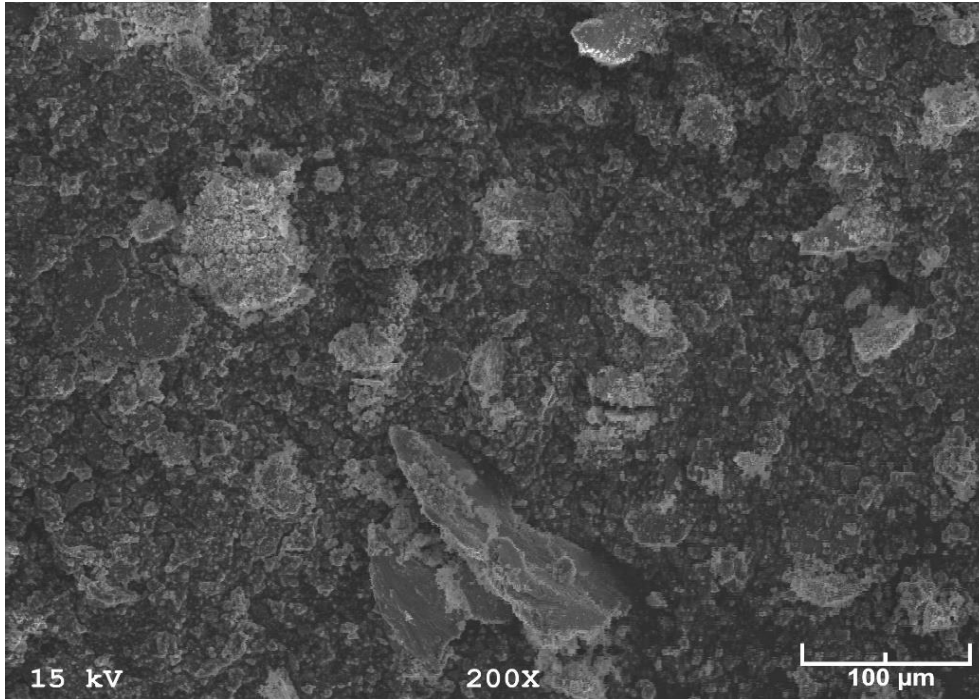
Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki alaşımlara ait aşınma parçacıklarının görünümlerinin birbirlerine çok benzer olduğu gözlemlendi. Bu nedenle söz konusu alaşımlardan bazılarında ait aşınma parçacıklarının görünümüne ilişkin fotoğraflar Şekil 115-127’de verilmiştir. Diğer taraftan bu parçacıkların EDS analizleri sonucunda belirlenen kimyasal bileşimleri temsili olarak sadece Şekil 116’de verilen fotoğraf üzerinde gösterilmiştir. Bu fotoğraflardan, aşınma parçacıklarının nispeten küçük boyutlu küresel tozların ve geniş parçacıkların (yonga biçiminde) karışımından oluştuğu görüldü. Dörtlü alaşımlardan elde edilen geniş aşınma parçacıklarının miktarının artan Zn, Mn ve Mg oranları ile nispeten arttığı gözlemlendi. Ancak beşli ve altı alaşımlara ait aşınma parçacıkları içerisindeki geniş parçacıkların oranının azaldığı, toz biçimindeki parçacıkların oranının ise arttığı görüldü. EDS analizleri incelendiğinde söz konusu parçacıkların, alaşımın kimyasal bileşimini oluşturan elementlerin dışında yüksek oranda oksijen içerdiği belirlendi. Diğer taraftan bu parçacıkların kimyasal bileşimlerinin alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan adezyon tabakasının kimyasal bileşimine yakın olduğu tespit edildi.



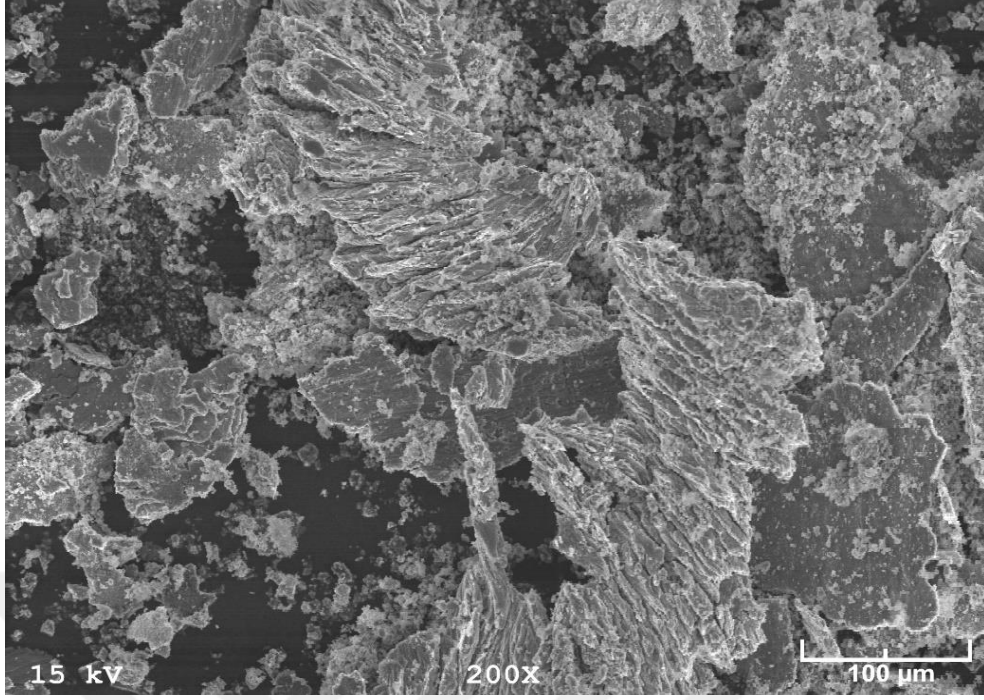
Şekil 115. Al-12Si-3Cu alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



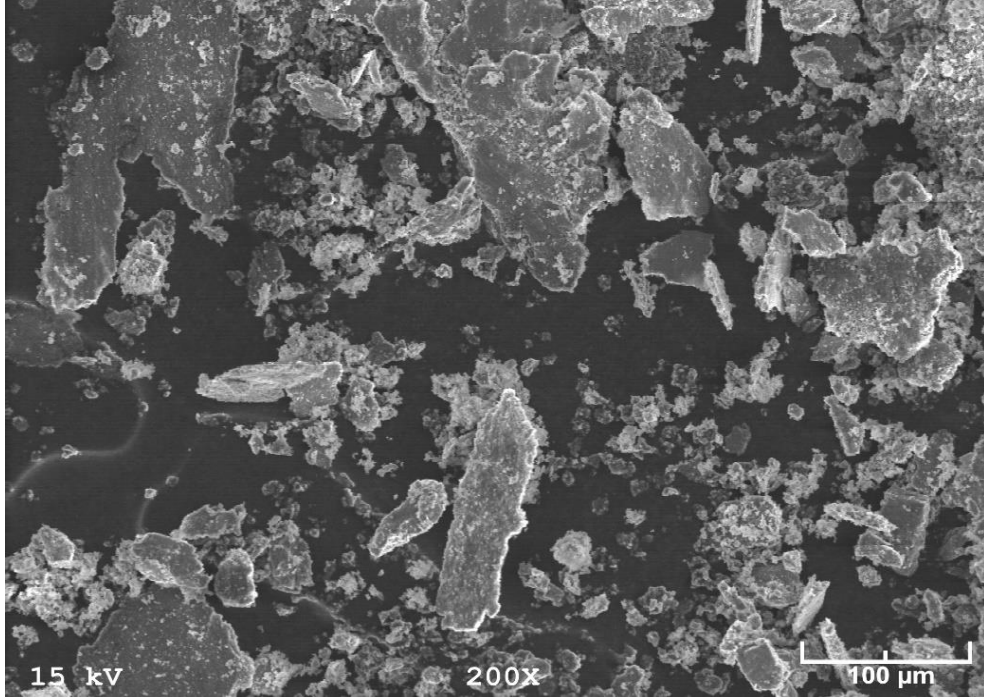
Şekil 116. Al-12Si-3Cu-0,5Zn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



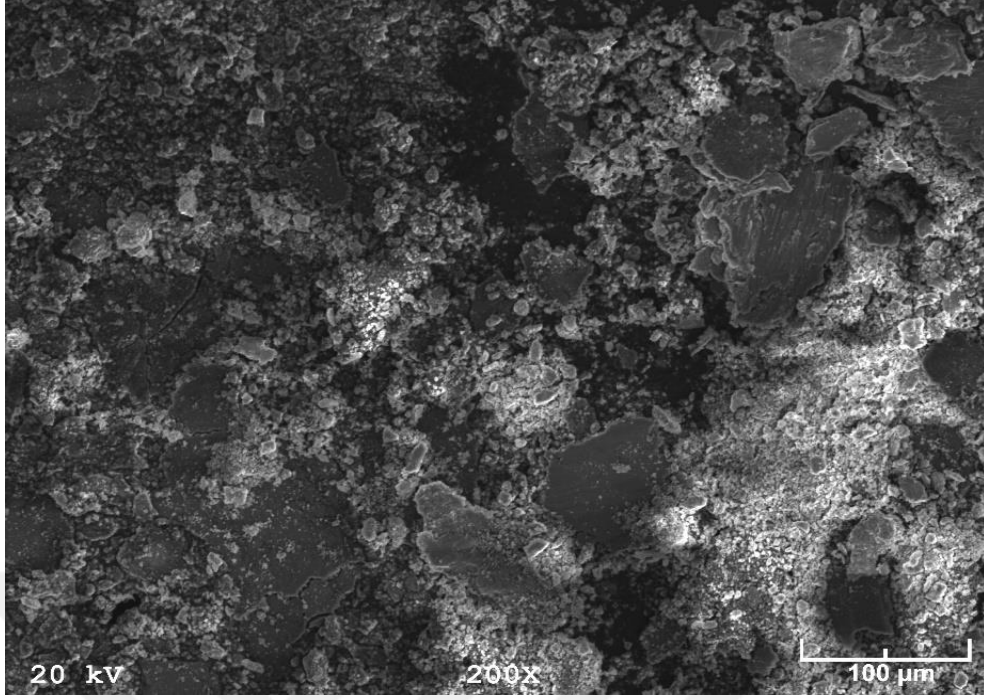
Şekil 117. Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



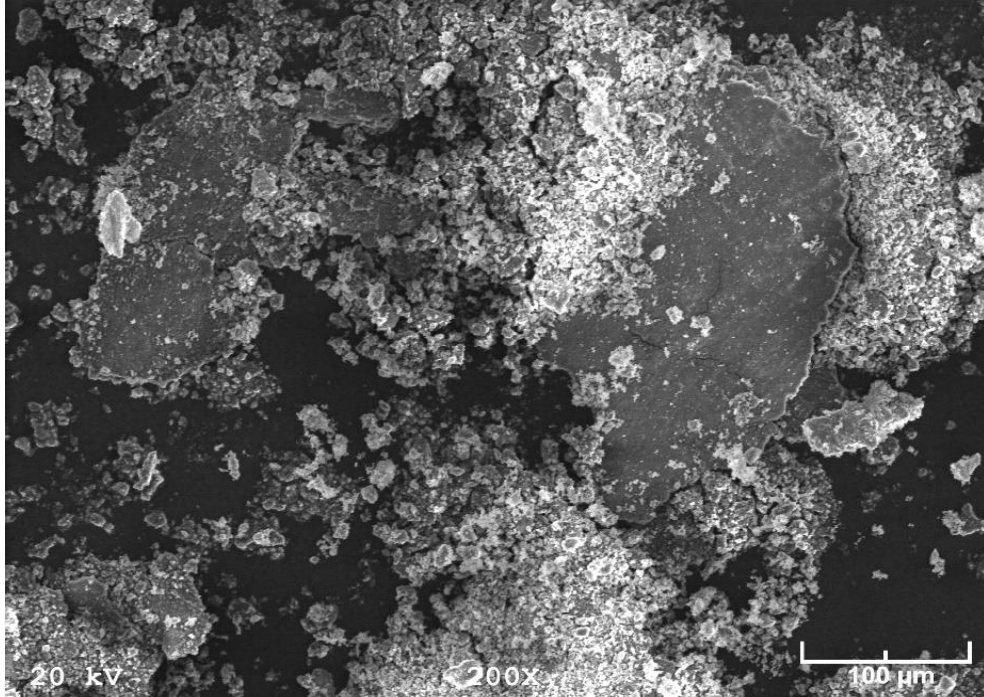
Şekil 118. Al-12Si-3Cu-0,5Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



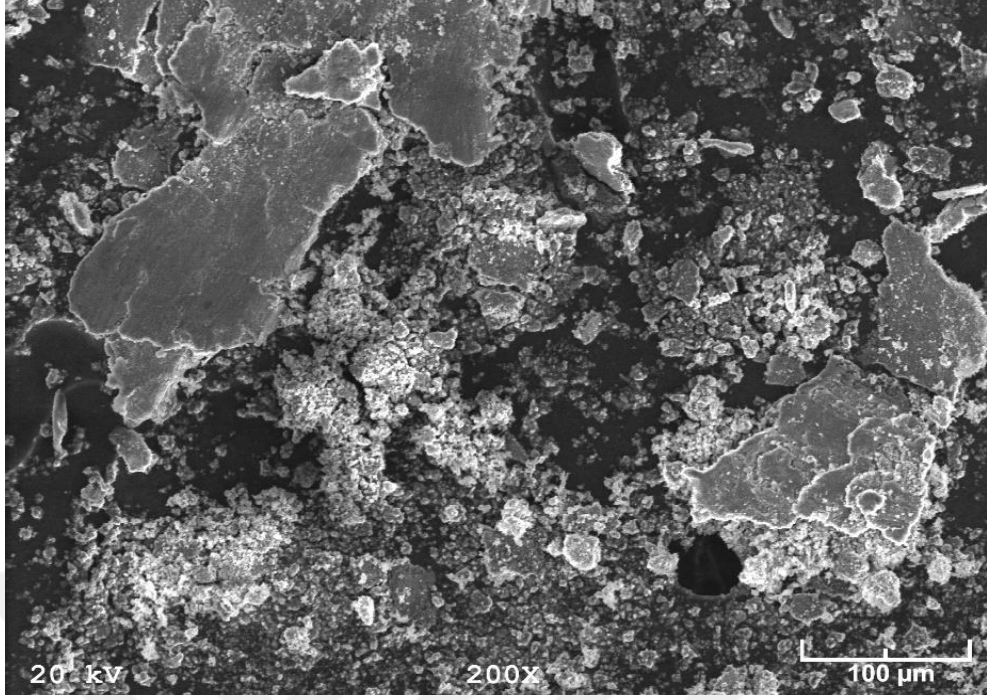
Şekil 119. Al-12Si-3Cu-2Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



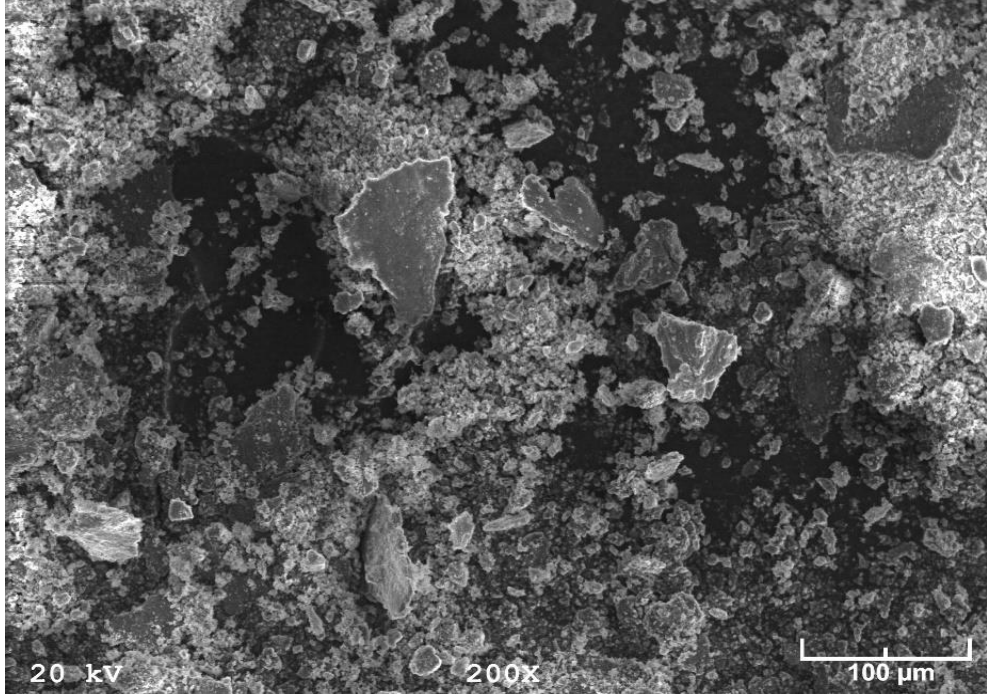
Şekil 120. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



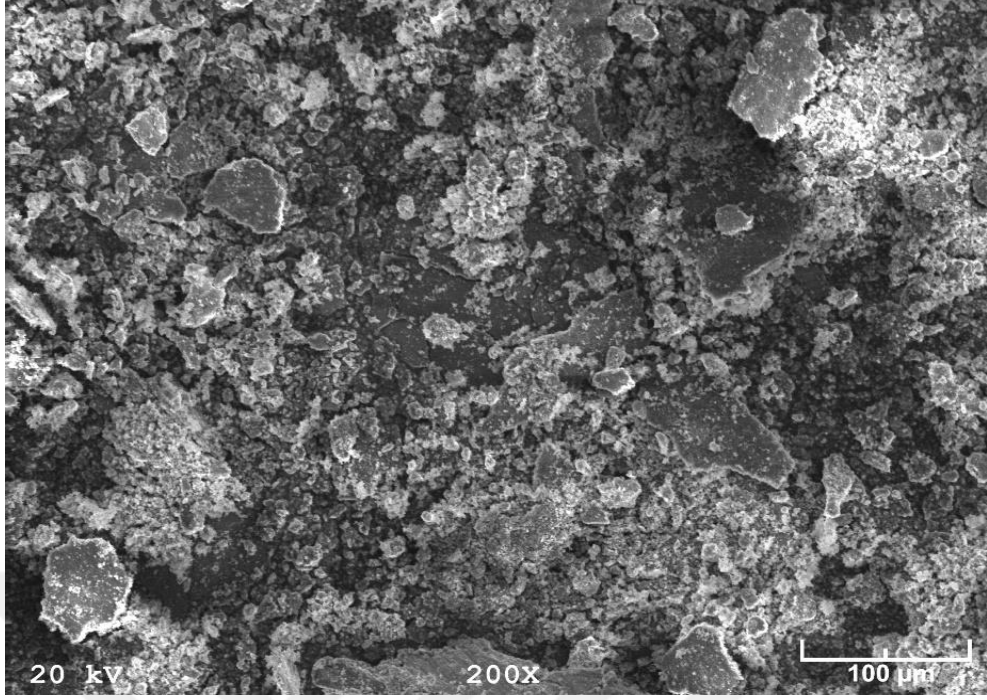
Şekil 121. Al-12Si-3Cu-2Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



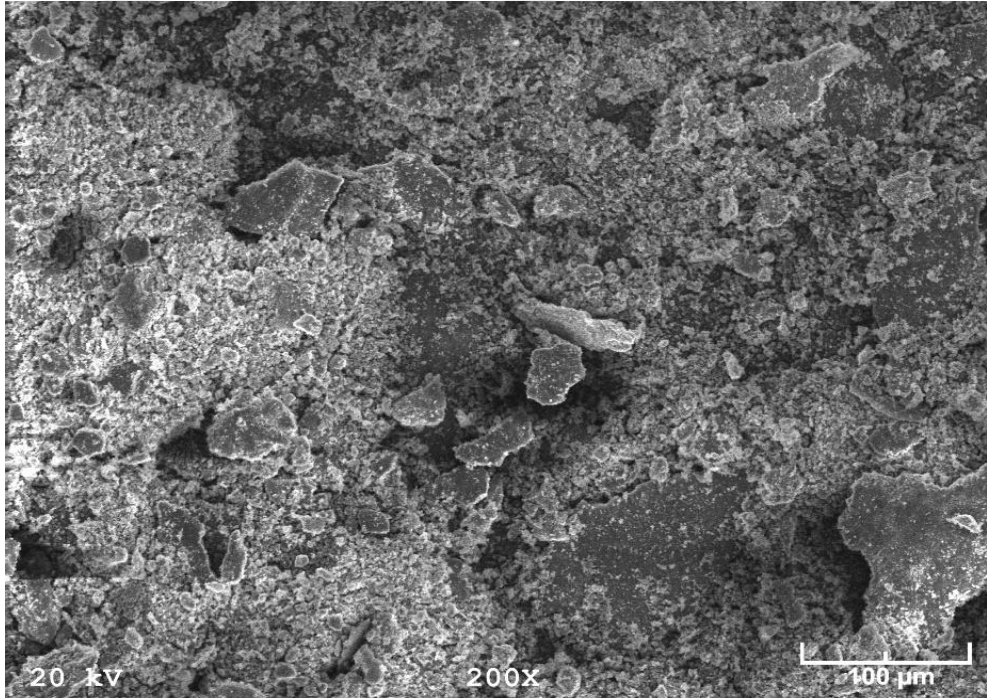
Şekil 122. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



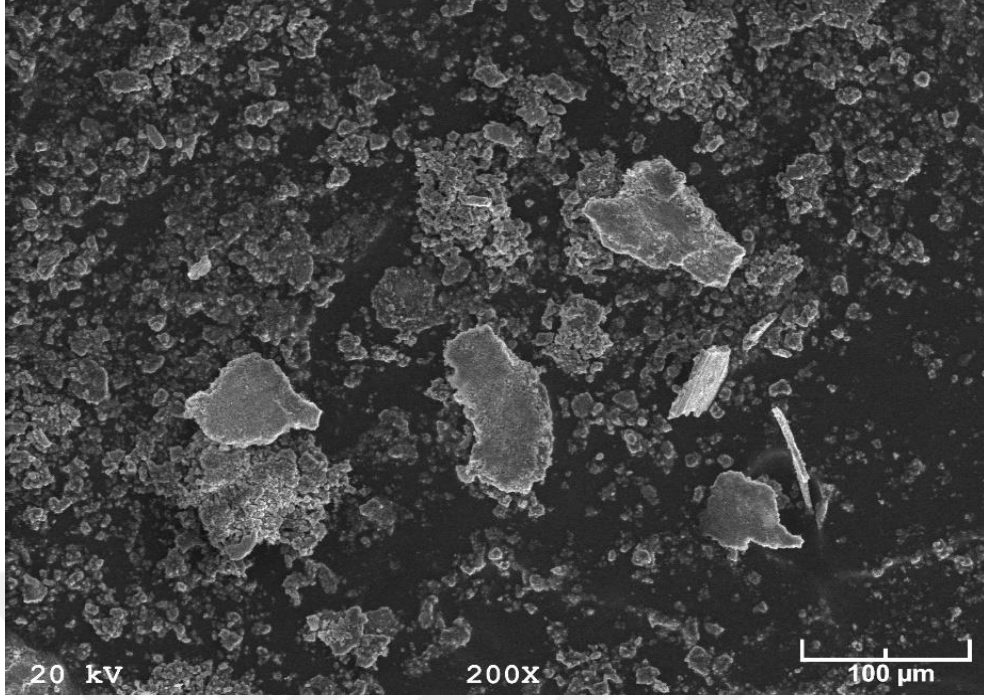
Şekil 123. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-0,5Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



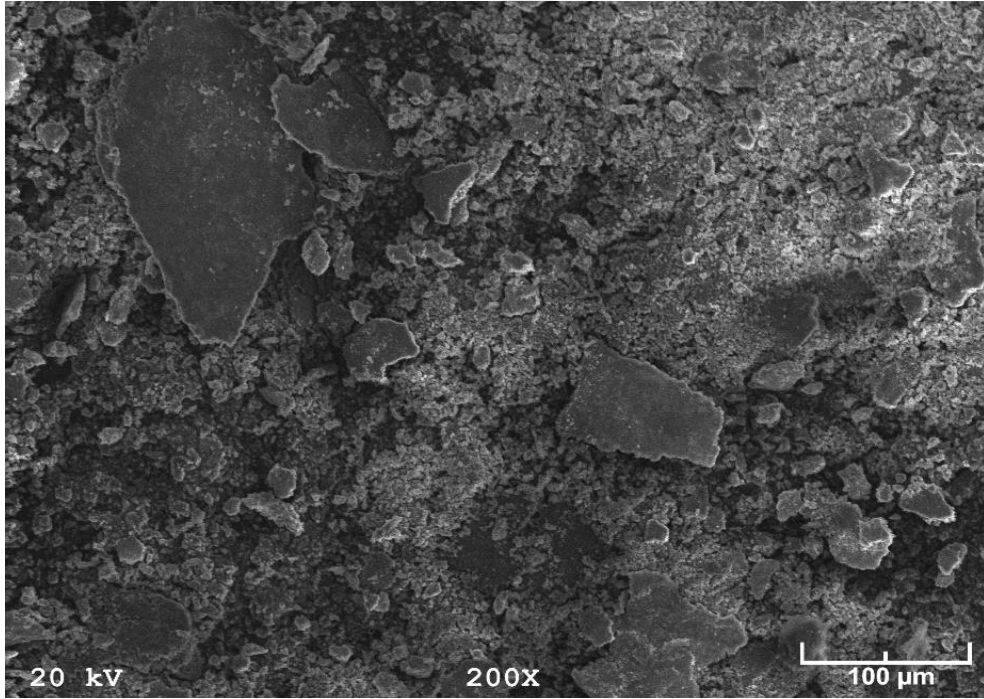
Şekil 124. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-1Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



Şekil 125. Al-12Si-3Cu-0,5Mg-2Mn alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



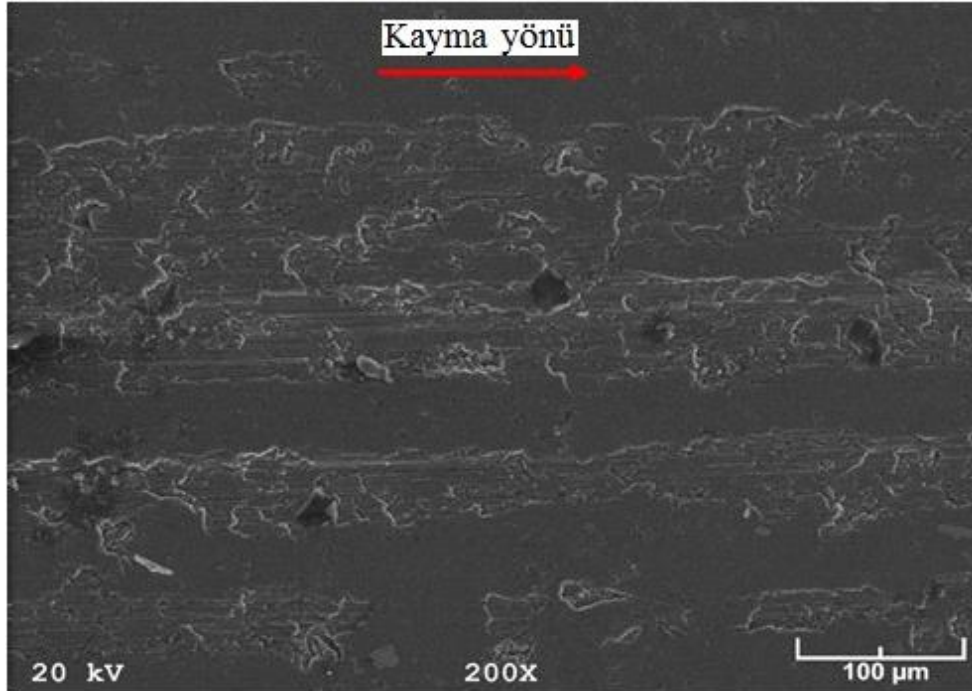
Şekil 126. Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı



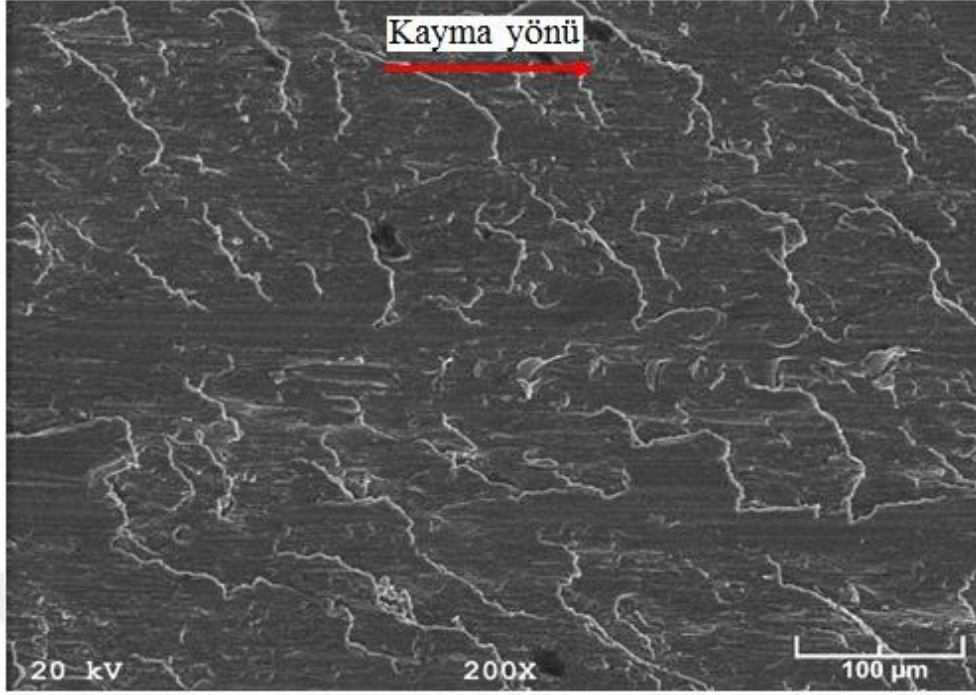
Şekil 127. Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımına ait aşınma parçacıklarının SEM fotoğrafı

3.6.3. Yağlı Koşullarda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde edilen Bulgular

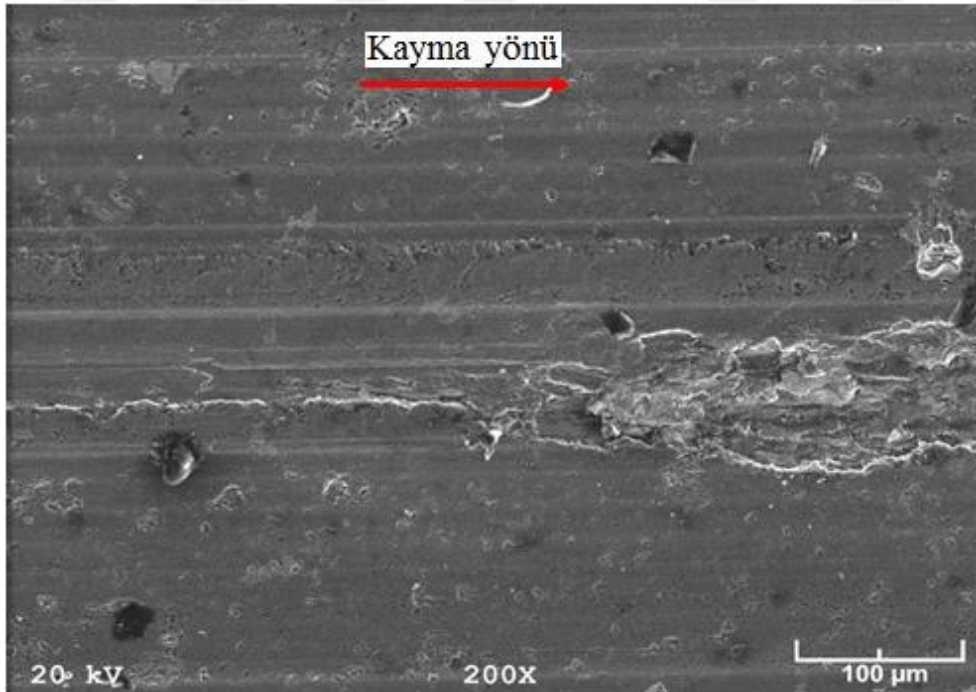
Yağlı koşullarda sabit basınç (8 MPa), sabit kayma hızı (2 m/s) ve sabit yağ debisinde (2 cm³/saat) 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş ve T6 ısıl işleme görmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları Şekil 128-135'de verilmiştir. Dökülmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde belirgin bir biçimde adezyon tabakalarının oluştuğu, bu tabakaların kayma yönüne paralel olarak belirli aralıklarda soyulduğu ve kazıma biçiminde nispeten ince çiziklerin meydana geldiği görüldü. Söz konusu alaşımların T6 ısıl işleme görmüş durumdaki aşınma yüzeylerinde ise oluşan adezyon tabakalarının dökülmüş durumlarına göre tüm yüzeye nispeten ince bir tabaka halinde yayıldığı ve dar bölgelerinden soyulduğu gözlemlendi. Diğer bir ifadeyle T6 ısıl işleme görmüş alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan tabakanın dökülmüş durumlarına göre nispeten ince bir film şeklinde oluştuğu ve daha homojen bir dağılım sergilediği görüldü.



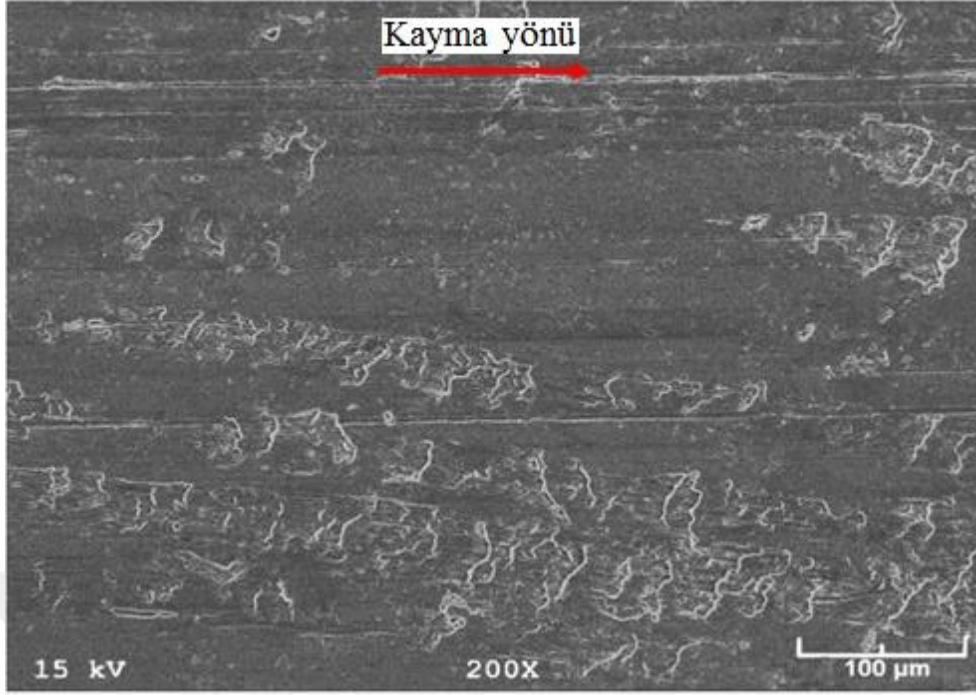
Şekil 128. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



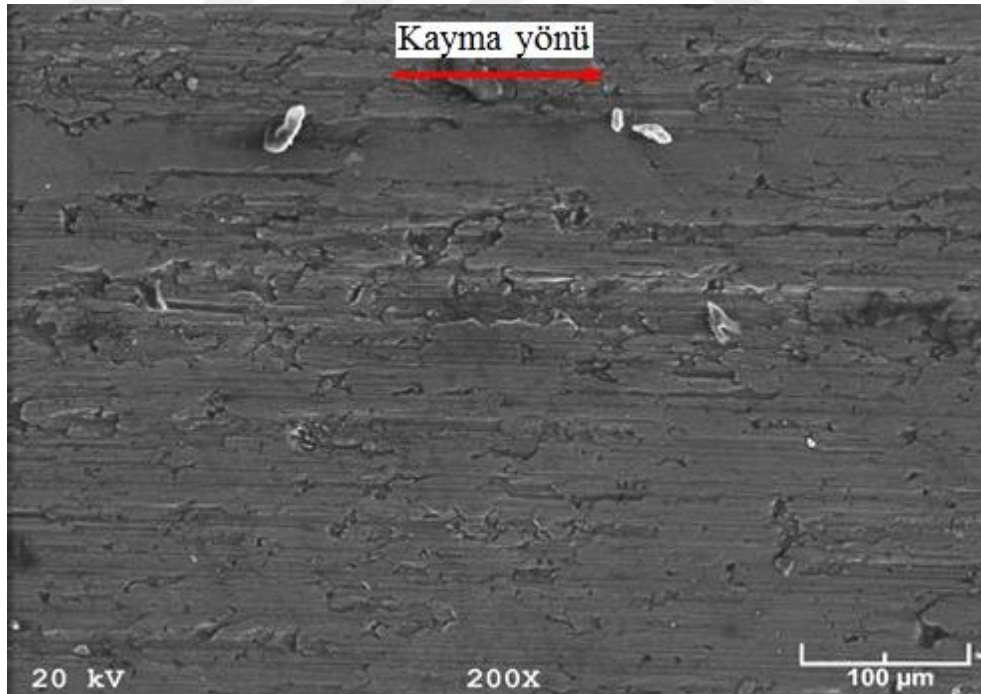
Şekil 129. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



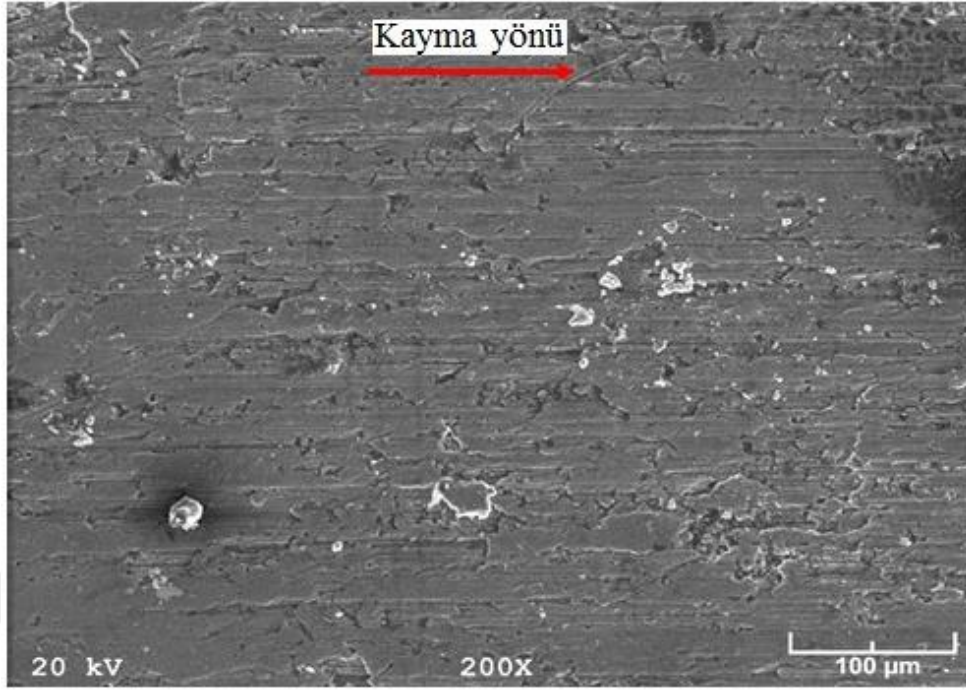
Şekil 130. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



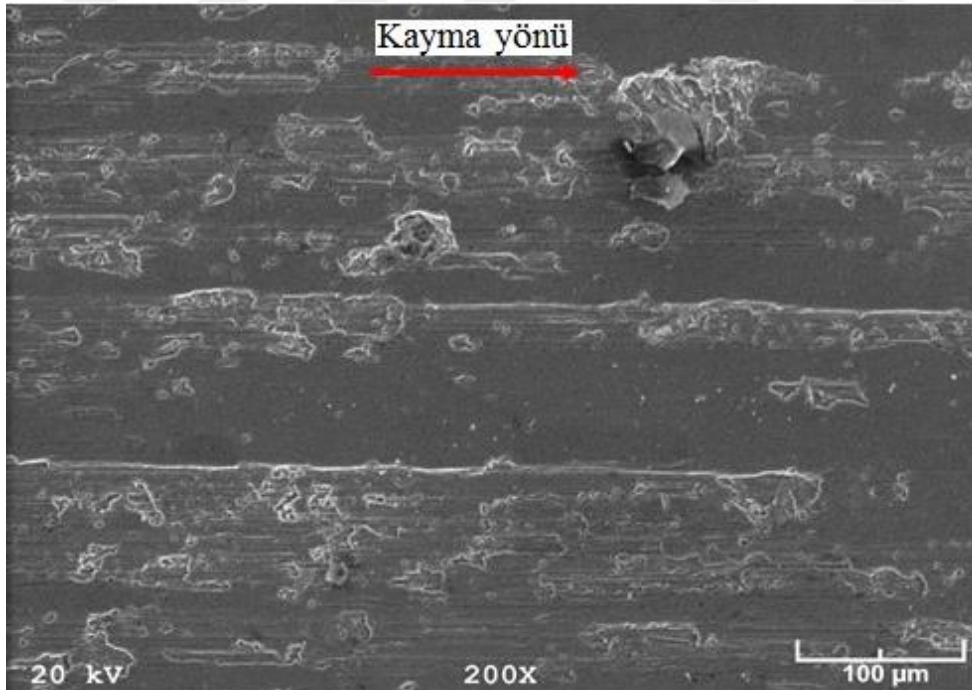
Şekil 131. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



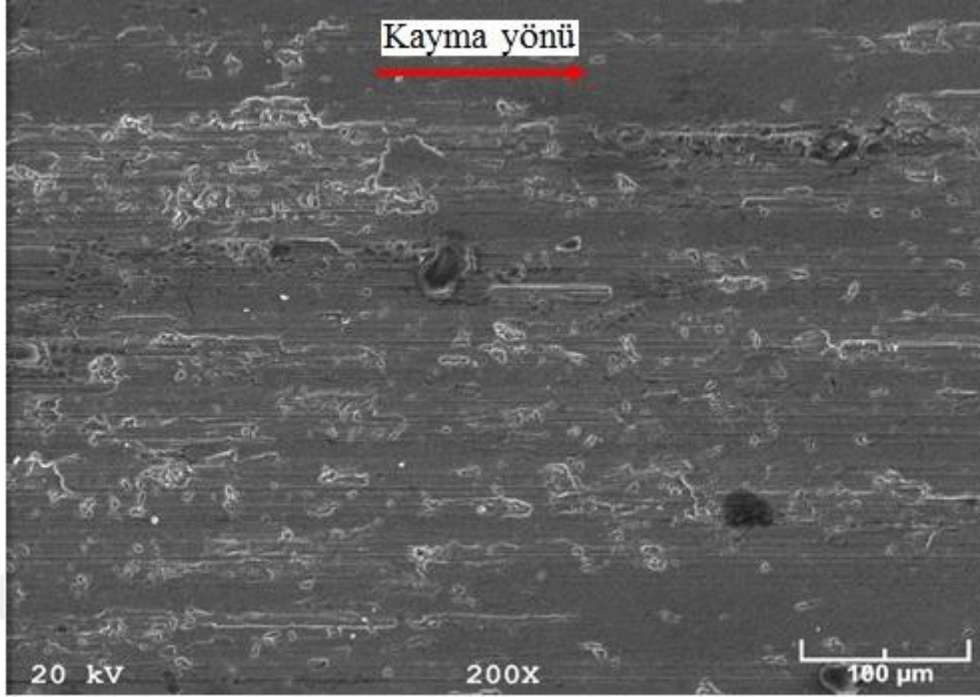
Şekil 132. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



Şekil 133. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-1Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

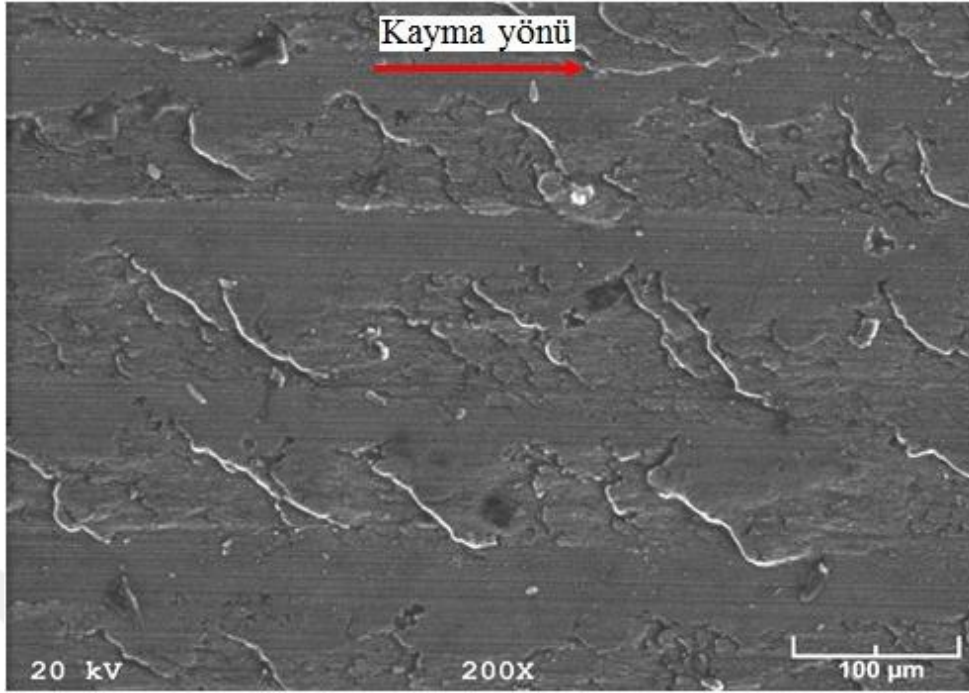


Şekil 134. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işlemleri görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

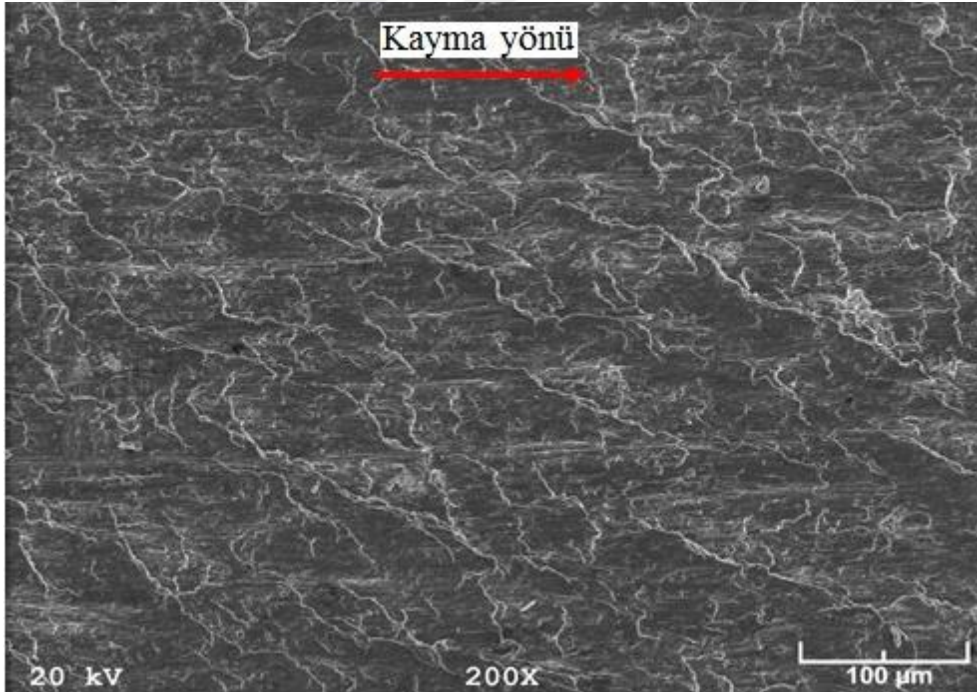


Şekil 135. Yağlı koşullarda 50 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıl işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

Yağlı koşullarda farklı basınçlarda sabit kayma hızı, yağ debisi ve 30 km'lik kayma mesafesinde yapılan aşınma deneyleri sonucunda T6 ısıl işleme görmüş durumdaki alaşımlara ait aşınma yüzeylerinin birbirine benzer olduğu gözlenmiştir. Bu nedenle Şekil 136 ve Şekil 137'de yalnız 4 MPa ve 8 MPa'lık basınçlarda aşınma deneyine tabi tutulan Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımına ait aşınma yüzeylerini gösteren fotoğraflar verilmiştir. Bu fotoğraflardan her iki koşulda da alaşımın aşınma yüzeyinde adezyon tabakasının oluştuğu ve basınç arttıkça adezyon tabakalarının yoğunluğunun arttığı gözlemlendi. Benzer durum aynı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan diğer alaşımlarında aşınma yüzeylerinde görüldü.

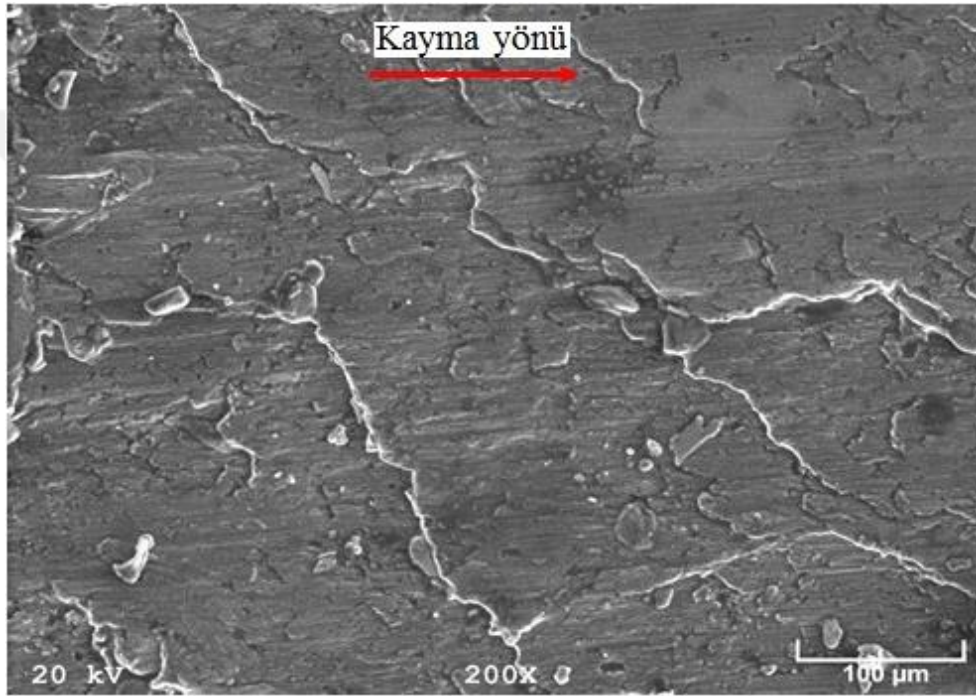


Şekil 136. Yağlı koşullarda 4 MPa basınç altında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

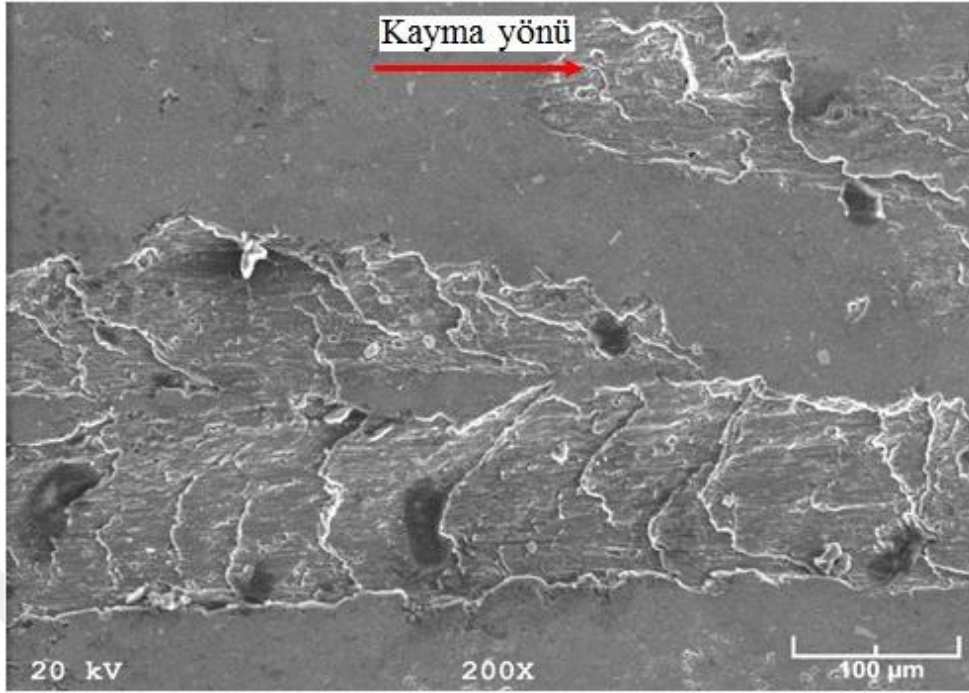


Şekil 137. Yağlı koşullarda 8 MPa basınç altında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

Yağlı koşullarda farklı kayma hızlarında (1 m/s ve 3 m/s) sabit basınçta (8 MPa), sabit yağ debisi ($2 \text{ cm}^3/\text{saat}$) ve kayma mesafesinde (30 km) aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeylerini gösteren fotoğraflar Şekil 138 ve 139'da verilmiştir. Bu fotoğraflara bakıldığında her iki koşulda da alaşımın aşınma yüzeylerinde adezyon tabakasının oluştuğu, ancak kayma hızının artması durumunda bu tabakanın bazı bölgelerinde daha belirgin soyulmaların meydana geldiği gözlemlendi. Benzer durum diğer alaşımların aşınma yüzeylerinde de görüldü.



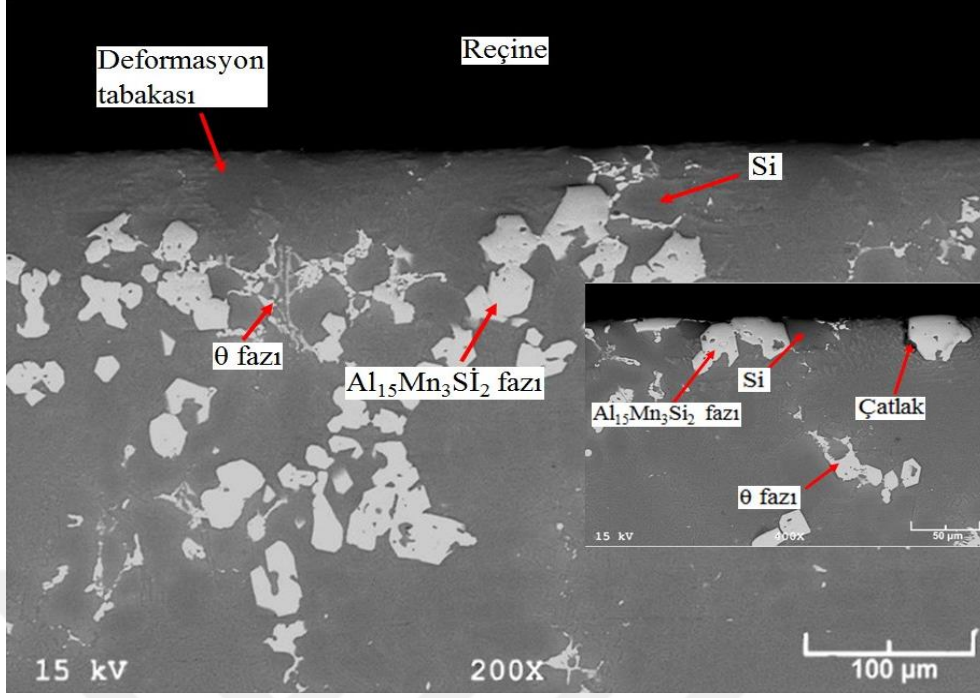
Şekil 138. Yağlı koşullarda 1 m/s kayma hızında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıt işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı



Şekil 139. Yağlı koşullarda 3 m/s kayma hızında 30 km'lik kayma mesafesi boyunca aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıl işleme görmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının aşınma yüzeyine ait SEM fotoğrafı

3.6.4. Yağlı Koşullarda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Aşınma Yüzeylerine Ait Yüzey Altı Bölgelerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

Yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan alaşımların yüzey altı incelemeleri için Zn, Mn ve Mg katkılarını içeren dökülmüş durumdaki Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımı baz alındı. Söz konusu alaşımın sabit hız, yağ debisi ve basınçta 50 km'lik kayma mesafesine karşılık gelen aşınma yüzeyinin kayma yönüne paralel kesitinin farklı bölgelerinden alınmış yüzey altı fotoğrafları Şekil 140'da verilmiştir. Bu fotoğraflara bakıldığında nispeten deformasyona uğramış ve kayma yönünde yönelmiş bir tabakanın oluştuğu, bu tabakanın bazı bölgelerinden koptuğu ve yüzey altında bulunan manganca zengin fazın yanı sıra bakırca zengin fazın ve Si parçacıklarının açığa çıktığı görüldü. Diğer taraftan söz konusu gevrek fazların kayma sırasında parçalandığı da gözlemlendi.



Şekil 140. Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının aşınma yüzeyinin yüzey altını gösteren SEM fotoğrafı

4. İRDELEME

4.1. Alaşımların Yapısal İncelemelerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Al-12Si-3Cu alaşımının içyapısının α -Al ve θ fazları ile Si parçacıklarından oluştuğu görüldü. Alaşımın içyapısında bulunan Si parçacıklarının lamel ve blok şeklinde olmak üzere iki farklı görünüm sergiledikleri gözlemlendi. Ancak lamel biçimdeki Si parçacıklarının hacimsel oranının blok biçimindeki parçacıkların oranından çok daha fazla olduğu belirlendi. Lamel biçimindeki parçacıkların ötektik dönüşüm sonucu, blok biçimindeki parçacıkların ise katılma sırasında doğrudan kendiliğinden oluştuğu bilinmektedir [14-17]. Söz konusu alaşımda ötektik Si parçacıklarının hacimsel oranının yüksek olması bu alaşımın ötektik bileşime sahip olmasından kaynaklanmaktadır [14-17]. Diğer taraftan bakır, α -Al matrisi içerisinde yaklaşık olarak %1,5 ile %2 arasında değişen oranlarda çözünmekte, çözünürlüğün dışında kalan bakır ise alüminyum ile reaksiyona girerek θ fazını oluşturmaktadır [1, 2, 61, 64-66].

Çinko katkısından sonra Al-12Si-3Cu esaslı alaşımın yapısal görünümünün nispeten değişmediği, ancak blok biçimindeki Si parçacıklarının sayısının ve boyutunun artan Zn oranı ile arttığı, bu parçacıkların alaşımın bazı bölgelerinde kümelenildiği gözlemlendi. Bu durum çinkonun α -Al matrisi içerisinde tamamen çözünmesinin yanı sıra ötektik dönüşüm sıcaklığını düşürmesinden ve alaşımın kimyasal bileşimini ötektik üstü bölgeye kaydırmasından kaynaklanmaktadır [7, 49, 60, 67, 69, 70]. Söz konusu parçacıkların kümelenme eğilimlerinin ise sayıları artan blok biçimindeki Si parçacıklarının sıvı metal içerisinde yüzerken birbirine temas etmeleri sonucunda hareketlerinin kısıtlanmasından kaynaklandığı bilinmektedir [7, 49, 60, 67, 69, 70].

Mangan katkısından sonra Al-12Si-3Cu alaşımının içyapısında bulunan α -Al, θ ve Si fazlarına ilave olarak manganca zengin α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının oluştuğu belirlendi. Söz konusu fazın keskin kenar ve köşeler içerdiği, sayısının ise artan Mn oranı ile arttığı gözlemlendi. Al-12Si-Cu-Mn alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda bu fazın oluşumu PandatTM programı yardımıyla elde edilen faz diyagramına dayandırılarak açıklanmaktadır [43-46]. Şöyle ki, sıvı metalin sıcaklığı yaklaşık 614°C'ye düştüğünde α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazı oluşmakta ve bu faz 577°C sıcaklığa kadar dendritik biçimde büyümektedir [43-46]. 577°C ile 569°C sıcaklıkları arasında gerçekleşen $S_{IV} \rightleftharpoons Al_{15}Mn_3Si_2 + Si$ reaksiyonu ile ikili ötektik $Al_{15}Mn_3Si_2 + Si$, 569°C ile 524°C sıcaklıkları arasında ise $S_{IV} \rightleftharpoons Al_{15}Mn_3Si_2 + \alpha$ -

Al + Si reaksiyonu ile üçlü ötektik $Al_{15}Mn_3Si_2 + \alpha-Al + Si$ fazları oluşmaktadır. Katılaşma $524^\circ C$ sıcaklıkta $Al_{15}Mn_3Si_2 + \alpha-Al + Si + CuAl_2$ reaksiyonu ile tamamlanmaktadır [43-46]. $\alpha-Al_{15}Mn_3Si_2$ fazının keskin kenar ve köşeler içermesi bu fazın katılaşma sırasında dendritik büyüme sergilemesinden kaynaklanmaktadır [43-46]. Diğer taraftan Mn oranı arttıkça $\alpha-Al$ tanelerinin büyüdüğü, %1'den düşük oranda Mn içeren alaşımlarda ise Si parçacıklarının küçüldüğü gözlemlendi. $\alpha-Al$ tanelerinin büyümesi, Mn oranı arttıkça sıvıdan $Al_{15}Mn_3Si_2$ fazının kristalleşmeye başladığı katılaşma aralığının artmasından kaynaklanmış olabilir. Şöyle ki, Mn oranı arttıkça ilk önce sıvıdan doğrudan katılaşma ile $Al_{15}Mn_3Si_2$ fazı oluşmakta ve bu faz $577^\circ C$ sıcaklığa kadar büyümeye devam etmektedir. $577^\circ C$ ile $569^\circ C$ arasında bu faz büyürken Si parçacıkları da oluşmaktadır. Bu durum sıvı içerisindeki Si miktarının azalmasına Al miktarının ise artmasına yol açmaktadır. Sıcaklık $569^\circ C$ 'nin altına düşüncü $\alpha-Al$ taneleri oluşmakta ve bu taneler katılaşma tamamlanmaya kadar büyümektedir. Bu durum söz konusu tanelerin büyüklüğünün nispeten artan Mn oranı ile artmasına yol açmaktadır. Si parçacıklarındaki küçülmenin ise düşük Mn oranlarında Si parçacıklarının oluştuğu katılaşma aralığının daralmasından kaynaklanmaktadır. Nitekim bu aralığın daralması Si parçacıklarının büyümesi için gerekli sürenin kısalmasına dolayısıyla bunların boyutlarının küçülmesine yol açmaktadır [43-46].

Magnezyum katkısının baz alaşımın içyapısında Mg_2Si , $Al_8Mg_3FeSi_6$ (π) ile $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ (Q) fazlarının oluşumuna yol açtığı gözlemlendi. Mg_2Si fazının iskelet biçiminde olduğu ve özellikle %1 den daha yüksek oranlarda Mg içeren alaşımlarda belirgin olarak ortaya çıktığı görüldü. Diğer taraftan π fazının çubuk, Q fazının ise blok şeklinde bir görünüme sahip olduğu belirlendi. Bu gözlemler Al-Si-Cu-Mg alaşımlarının katılaşma davranışına ve termodinamik modelleme yolu ile belirlenmiş faz diyagramlarına dayandırılarak açıklanabilir [47-60, 62]. Şöyle ki, söz konusu alaşımların katılaşması sırasında sıvı fazdan ilk önce doğrudan katılaşma ile Mg_2Si ve Si fazları oluşmakta ve bu fazların ikili ötektik dönüşümü ile $S_{1v1} + Si + \alpha-Al + Mg_2Si$ fazları meydana gelmektedir. Söz konusu fazlar üçlü ötektik dönüşüm ile $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6 + Si + \alpha-Al + Mg_2Si$ fazlarını oluşturmaktadır. Bu fazların dördü ötektik dönüşümü sonucunda katılaşma tamamlanmakta ve $\theta-CuAl_2 + Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6 + Si + \alpha-Al + Mg_2Si$ fazları meydana gelmektedir. Alaşımların içyapısında görülen π fazının oluşumuna ise alüminyum içerisinde safsızlık elementi olarak bulunan demirin yol açtığı ifade edilmektedir [47-60, 62]. Diğer taraftan Mg oranı arttıkça ötektik Si parçacıklarının boyutunun küçülerek $\alpha-Al$ taneleri arasında sıkı bir dizilim sergiledikleri gözlemlendi. Bu durum Mg içeren Al-Si alaşımlarının katılaşması

sırasında meydana gelen aşırı soğumaya ve ötektik dönüşüm sıcaklığının düşmesine dayandırılarak açıklanmaktadır [47-60, 62]. Şöyle ki, magnezyum katkısının Al-Si alaşımlarının katılaşması sırasında aşırı soğumaya yol açtığı ve ötektik dönüşüm sıcaklığını düşürdüğü bilinmektedir [47-60, 62]. Bu durum söz konusu alaşımlarda ötektik dönüşüm için gerekli sürenin azalmasına yol açarak Si parçacıklarının boyutunun küçülmesine neden olmaktadır [47-60, 62].

Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının içyapısının α -Al, Si, θ , ve α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazlarından oluştuğu görüldü. Diğer taraftan Mn katkısından sonra dördümlü alaşımın (Al-12Si-3Cu-2Zn) içyapısında bulunan ötektik ve birincil Si parçacıklarının boyutlarının nispeten küçüldüğü gözlemlendi. Si parçacıklarındaki küçülme daha önce de ifade edildiği gibi bu oranlardaki Mn katkısından sonra alaşımın katılaşma aralığının daralmasından kaynaklanmaktadır [44]. Diğer taraftan %0,5 oranındaki Mg katkısının, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn alaşımının içyapısında magnezyumca zengin fazların oluşmasına, ötektik Si parçacıklarının küçülmesine ve birincil Si parçacıklarının oranının ise azalmasına yol açtığı belirlendi. Bu durumun Mg katkısının Al-Si esaslı alaşımların katılaşması sırasında aşırı soğumaya yol açmasından, ötektik dönüşüm sıcaklığını düşürmesinden ve Si parçacıklarının büyümesini engellemesinden kaynaklandığı bilinmektedir [62]. Ayrıca Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mg-0,5Mn alaşımındaki Mn oranının %1'e çıkarılması durumunda α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının boyutunun arttığı, birincil Si parçacıklarının hemen hemen yok olduğu ve ötektik Si parçacıklarının daha da küçüldüğü gözlemlendi. α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının boyutunun artması bu fazın oluştuğu katılaşma aralığının artan Mn oranı ile artmasından, Si parçacıklarının incilmesi ise alaşımın kimyasal bileşiminde bulunan silisyumun bir bölümünün mangan ve magnezyumca zengin fazların oluşumu için harcanmasından kaynaklanmaktadır [43-60, 62]. Nitekim bu fazların oluşumundan sonra Si miktarının azalması alaşımın kimyasal bileşimini ötektik bileşime yaklaştırmaktadır. Bu durum Si parçacıklarının ötektik dönüşümle oluşmasına ve bu nedenle boyutlarının küçülmesine yol açmaktadır [43-60, 62].

Mangan katkısından sonra Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının içyapısında α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının oluştuğu ve bu fazın oranının ve büyüklüğünün artan Mn oranı ile arttığı görüldü. Diğer taraftan Mn oranı arttıkça söz konusu alaşımın içyapısında ötektik Si parçacıklarının en ve boylarının arttığı gözlemlendi. Bu gözlemler Mn katkısından sonra alaşımın katılaşma davranışına dayandırılarak açıklanabilir [44]. Şöyle ki, Mn oranı arttıkça α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının oluştuğu katılaşma aralığı genişlemektedir [44]. Bu aralığın genişlemesi manganca zengin fazın büyümesine ve oranının artmasına yol açmaktadır [44-46]. Ayrıca bu fazın

büyümesi ve oranının artması sıvı çözelti içerisindeki Al ve Si oranının azalmasına yol açmaktadır. Bu durum alaşımın kimyasal bileşimini ötektik noktaya doğru kaydırarak lamel biçimindeki ötektik Si parçacıklarının oluşmasına dolayısıyla en ve boylarının artmasına neden olmaktadır.

T6 ısıtma işlemi uygulanmış dörtlü (Al-12Si-3Cu-2Zn ve Al-12Si-3Cu-1Mn), beşli (Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn) ve altılı (Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg) alaşımların içyapısında bulunan ötektik Si parçacıklarının nispeten küresel forma dönüştüğü, beşli ve altılı alaşımların içyapısında bulunan birincil Si parçacıklarının ise boyutunun arttığı gözlemlendi. Ötektik Si parçacıklarının küreselleşmesi çözündürme işlemi sırasında bu parçacıkların parçalanmasından, birincil Si parçacıklarının büyümesi ise bu parçacıklardan bazılarının gerek çözündürme gerekse yaşlandırma sırasında birleşerek büyümesinden kaynaklandığı ifade edilmektedir [24, 36, 38, 44-46, 56, 69].

4.2. Mekanik Deneylemlerden Elde edilen Bulguların İrdelenmesi

Al-12Si-3Cu alaşımının akma, çekme ve basma dayanımının artan çinko oranı ile artıp %2 Zn oranında en yüksek değere ulaştığı belirlendi. Söz konusu alaşımın sertliğinin Zn oranı arttıkça sürekli arttığı, kopma uzaması ve darbe dayanımlarının ise %2 ve %1,5 Zn oranlarında en yüksek değerlerine ulaştığı görüldü. Diğer taraftan Zn içeren dörtlü alaşımların bazı alaşımdan daha yüksek mekanik ve süneklik özellikleri sergilediği gözlemlendi. Bu bulgular Zn katkısından sonra alaşımlarda meydana gelen katı çözelti sertleşmesine ve birincil Si parçacıklarının oranının artan Zn oranı ile artmasına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, yapısal incelemeler çinkonun α -Al fazı içerisinde tamamen çözünerek bir katı çözelti oluşturduğunu, ancak Zn oranı arttıkça birincil Si parçacıklarının oranının arttığını, özellikle %2 Zn katkısından sonra bu parçacıkların alaşımın bazı bölgelerinde kümelenmesini göstermektedir. Katı çözelti oluşumu sonucu meydana gelen katı çözelti sertleşmesi bazı alaşımın mekanik ve süneklik değerlerini artırmaktadır [7, 32-34, 67]. Ancak %2 Zn katkısından sonra birincil Si parçacıklarının belirgin bir biçimde kümelenme eğilimi sergilemeleri çatlak oluşumuna yol açarak dörtlü alaşımların (Al-12Si-3Cu-Zn) söz konusu değerlerinde bir azalmaya neden olmaktadır [67].

Al-12Si-3Cu alaşımının çekme dayanımı ile kopma uzaması değerlerinin artan mangan oranı ile sürekli azaldığı, sertlik ve mikrosertliğinin ise arttığı belirlendi. Söz konusu alaşımın akma dayanımının ise yaklaşık %1 mangan katkısına kadar nispeten düşük

seviyelerde bir artış sergiledikten sonra artan mangan oranı ile azaldığı gözlemlendi. Diğer taraftan alaşımın basma ve darbe dayanımlarının artan mangan oranı ile azaldığı, ancak dördümlü alaşımların (Al-12Si-3Cu-Mn) basma dayanımının %1,5 Mn katkısından sonra arttığı belirlendi. Bu bulgular söz konusu alaşımların içyapısında oluşan manganca zengin α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının sertliğine, şekline, oranına ve dağılımına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının sertliğinin α -Al fazının sertliğinden üç kat fazla olduğu, keskin kenar ve köşeler içerdiği bilinmektedir [39, 40, 42, 43, 46, 50, 59]. Bu fazın oran ve boyutu ise artan Mn oranı ile artmakta ve nispeten homojen olmayan bir dağılım sergilemektedir. Nitekim bu fazın oranının artan Mn oranı ile artması alaşımların sertlik ve mikrosertlik değerlerinin sürekli artmasına neden olmaktadır. Ancak bunların homojen olmayan bir dağılım sergilemesi, boyut ve oranının artması çatlak oluşturma eğilimlerini artırarak alaşımların mukavemet ve süneklik değerlerinin düşmesine yol açmaktadır [39, 40, 42-44, 46, 50, 59]. Alaşımın akma dayanımındaki %1 Mn oranına kadar görülen az miktardaki artış Mn katkısından sonra Si parçacıklarının boyutunun az da olsa küçülmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Şöyle ki, Si parçacıklarının boyutunun küçülmesi bu parçacıkların çatlak oluşturma eğilimlerinin azalmasına yol açarak alaşımların akma dayanımının bir miktar artmasına neden olmaktadır.

Al-12Si-3Cu-Mg alaşımlarının akma ve çekme dayanımları ile sertlik ve mikrosertlik değerlerinin %0,5 Mg katkısında en yüksek değerlerine ulaştığı, bu oranın üzerindeki Mg katkılarından sonra ise azaldığı belirlendi. Söz konusu alaşımların basma dayanımı, kopma uzaması ve darbe dayanımı değerlerinin ise artan Mg oranı ile sürekli azaldığı gözlemlendi. Bu durum alaşımların içyapısına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, %0,5 Mg katkısının baz alaşımın mikroyapısında belirgin bir değişime yol açmadığı ancak birincil Si parçacıklarının oranının nispeten azalmasına, bu oranının üzerindeki Mg katkılarının ise hem silisyum parçacıklarının küçülmesine ve α -Al dendritlerinin arasındaki bölgelerde yoğunlaşmasına hem de magnezyumca zengin fazların oranının ve boyutunun artmasına neden olduğu görüldü. Birincil Si parçacıklarının oranının azalması bunların çatlak oluşturma eğilimini düşürerek alaşımın akma ve çekme dayanımlarının artmasına, ince ötektik Si parçacıklarının ve magnezyumca zengin fazların dendritler arası bölgelerde toplanması ise bu bölgelerin çatlak oluşumuna karşı dayanımını düşürerek söz konusu değerlerin azalmasına yol açmaktadır. Alaşımların mikro ve makro sertliklerinin %0,5 Mg oranında en yüksek değerlerine ulaşması Si parçacıklarının yapı içerisinde nispeten homojen dağılmasından, söz konusu değerlerdeki düşüşün ise artan Mg oranı ile yumuşak α -Al tanelerinin büyümesinden

kaynaklanmaktadır. Diğer taraftan alaşımların basma ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin artan Mg oranı ile sürekli azalması magnezyumca zengin fazların ve Si parçacıklarının dendritler arası bölgelerde kümelenmesi sonucu bu bölgelerin gevrekleşmesinden kaynaklanmaktadır.

Mn ve Mg katkılarının Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımın akma, çekme, basma ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerlerini düşürdüğü, sertliğini ise sürekli arttırdığı belirlendi. Ancak Mg ve Mn içeren alaşımlar içerisinde Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımının Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn-0,5Mg alaşımından daha yüksek çekme ve basma dayanımı sergilediği belirlendi. Bu bulgular söz konusu alaşımların içyapılarında oluşan fazlara ve bu fazların dağılımına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, %0,5 oranındaki Mn katkısından sonra Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının içyapısındaki birincil Si parçacıklarının oranının arttığı ve manganca zengin fazların oluştuğu görüldü. Bu parçacıklar gevrek ve keskin köşelere sahip olmalarından dolayı ana matriste çatlak oluşumunu kolaylaştırdıkları bilinmektedir [39-46]. Bu durum Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımın dayanımının ve süneklik özelliklerinin azalmasına ancak sertliğinin artmasına yol açmaktadır. Diğer taraftan Mn içeren beşli alaşımlara Mg katılması durumunda Mn zengin fazların görünümünde bir değişimin olmadığı ancak birincil Si parçacıklarının oranının azaldığı ötektik Si parçacıklarının ise küçülerek dendritler arası bölgelerde toplandığı görüldü. Birincil Si parçacıklarının oranının azalması çatlak oluşumunun gecikmesine, ötektik Si parçacıklarının küçülerek dendritler arası bölgelerde toplanması ise bu bölgelerin gevrekleşmesine yol açarak alaşımın deformasyon sertleşmesi kabiliyetinin düşmesine neden olabilir. Bu durum alaşımın akma dayanımında bir artışa yol açarken, çekme ve basma dayanımı üzerinde belirgin bir etki oluşturmamaktadır.

Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının akma dayanımının Mn katkısından sonra azaldığı ancak Mn içeren Al-12Si-3Cu-0,5Mg esaslı alaşımların hemen hemen aynı akma dayanımına sahip olduğu görüldü. Bu alaşımın çekme ve basma dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin artan Mn oranı ile hemen hemen hiç değişmediği, darbe dayanımının azaldığı, mikrosertliğinin sürekli, makro sertliğinin ise %0,5 Mn katkısında bir düşüş sergiledikten sonra arttığı belirlendi. Bu bulgular alaşımın içyapısına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının içyapısında bulunan ötektik Si parçacıklarının boyutlarının %0,5 Mn katkısından sonra küçülerek genelde dendritler arası bölgelerde toplandığı, ancak Mn oranının bu değer üzerine çıkarılması durumunda söz konusu parçacıkların hemen hemen başlangıç boyutlarına geri döndüğü, birincil Si

parçacıklarının oranının arttığı ve bu parçacıkların tüm yapıya dağıldığı gözlemlendi. Diğer taraftan Mn katkısından sonra söz konusu alaşımların içyapısında manganca zengin fazların oluştuğu ve bu fazların oranının artan Mn oranı ile arttığı görüldü. Manganca zengin fazların oluşması ve %0,5 Mn katkısında Si parçacıklarının küçülerek dendritler arası bölgelerde toplanması yumuşak faz bölgelerinin genişlemesine ancak bu bölgelerin gevrekleşmesine yol açmaktadır. Bu durum söz konusu alaşımın sertliğinin ve akma dayanımının düşmesine neden olmaktadır. Mn oranının söz konusu değerlerin üzerine çıkarılması durumunda ise manganca zengin fazın ve birincil Si parçacıklarının oranının artması ile çatlak oluşumunun tüm matrise yayılması alaşımın dayanımını düşürürken, ötektik Si parçacıklarının nispeten homojen bir dağılım sergilemesi matriste bir sertlik artışına yol açmaktadır. Nitekim Al-12Si-3Cu-0,5Mg-Mn alaşımlarının akma, çekme ve basma dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin artan Mn oranı ile belirgin bir değişim sergilememesi bu iki etkinin birbirini dengelemesinden kaynaklanmış olabilir. Ancak matristeki sert fazların oranının Mn oranı ile artması alaşımın sertlik ve mikro sertlik değerlerinin artmasına, gevreklik etkilerinden dolayı ise darbe dayanımının düşmesine yol açmaktadır.

T6 ısıtma işlemi uygulanmış alaşımların (Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg) dökülmüş durumlarına göre daha yüksek sertlik, akma, çekme, basma ve darbe dayanımı ile kopma uzaması değerleri sergiledikleri belirlendi. Bu durum söz konusu alaşımların içyapısına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, ısıtma işleminden sonra alaşımların içyapısında bulunan ötektik silisyumların parçalanarak yapı içerisinde homojen olarak dağıldığı, alaşımın dendritik yapısının ortadan kalktığı, manganca zengin fazların boyutlarının ise nispeten küçüldüğü gözlemlendi. Söz konusu parçacıkların homojen dağılım sergilemeleri alaşımların sertliğinin artmasına, boyutlarının küçülerek nispeten küresel bir şekle dönüşmesi ise çatlak oluşturma eğilimlerini düşürerek alaşımların akma, çekme, basma ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin artmasına yol açmaktadır. Diğer taraftan Cu, Zn ve Mg elementlerini içeren alaşımlarda yaşlandırma işlemi sırasında söz konusu elementlerce zengin çökeltilerin oluştuğu, bu çökeltilerin oluşumu sırasında ortaya çıkan bağdaşıklık gerilmelerinin α -Al fazının kristal yapısında bir çarpılmaya yol açtığı bilinmektedir [44-46, 56, 69]. Dislokasyon hareketlerinin hem bu çarpılmadan dolayı hem de oluşan çökeltiler tarafından engellenmesi alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerini artırmaktadır [44-46, 56, 69].

4.3. Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Çekme deneyine tabi tutulan alaşımların çekme doğrultusuna dik yüzeylerinin genelde düz alanlardan ve bunları çevreleyen ayrılma sırtlarından (tepelerden) oluştuğu gözlemlendi. Bu durum alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, alaşımların çekme doğrultusundaki kesitleri üzerinde yapılan incelemeler sonucunda kırılmaya yol açan çatlakların Si parçacıklarının, bakır, mangan ve magnezyumca zengin fazların kırılması ve/veya matristen ayrılması sonucunda oluştuğu ve dendritler arası bölgeleri takip ederek ilerlediği görüldü. Bu durumun söz konusu parçacıkların sert ve gevrek olmasının yanı sıra matris ile yüzeyleri arasındaki ara yüzey bağının zayıf olmasından kaynaklandığı bilinmektedir [39-46, 48-58]. Nitekim EDS analizleri sonucunda düz alanların söz konusu parçacıkların ya kendilerine ya da ayrıldığı matrise ait yüzeyler olduğu belirlendi. Ayrılma sırtlarının ise α -Al fazının çekme doğrultusunda uzayarak kopması sonucunda oluştuğu görüldü. Bu gözlemler sonucunda alaşımların sert parçacıkların varlığından dolayı gevrek, nispeten yumuşak matristen dolayı da sünek kırılma davranışı sergilediği, ancak gevrek kırılmanın daha baskın olduğu belirlendi.

Mikroskopik incelemeler sonucunda alaşımların kırılma yüzeylerindeki düz alanların artan Zn ve Mn oranı ile genişlediği, Mg oranı ile de daraldığı görüldü. Zn veya Mn içeren alaşımların kırılma yüzeylerindeki düz alanların genişlemesi artan Zn ve Mn oranı ile sırasıyla birincil Si parçacıklarının ve manganca zengin fazın oranının artmasından, Mg içeren alaşımlarda ise bu alanların daralması artan Mg oranı ile ötektik Si parçacıkların küçülerek dendritler arası bölgelerde toplanmasından kaynaklanmış olabilir.

T6 ısıl işlemi görmüş alaşımların dökülmüş durumlarına göre daha sünek bir kırılma davranışı sergilediği gözlemlendi. Bu alaşımların kırılma yüzeylerinde çekme doğrultusunda uzamış bölgelerin dökülmüş durumlarındakinden daha yoğun olduğu görüldü. Bu durum T6 ısıl işleminden sonra alaşımların içyapılarında bulunan Si parçacıklarının parçalanmasından ve manganca zengin fazların daha düzgün bir görünüm sergilemesinden kaynaklanmış olabilir. Şöyle ki, Si parçacıklarının parçalanması yüzey alanlarının küçülmesine ve aralarındaki sünek bölgelerin genişlemesine yol açmaktadır. Diğer taraftan manganca zengin fazların daha düzgün bir görünüm sergilemesi ise bunların çatlak oluşturma eğilimlerini nispeten düşürmektedir. Bu iki durumdan dolayı T6 ısıl işlemi görmüş alaşımlar dökülmüş durumlarının aksine sünek kırılma davranışı sergilemektedir.

4.4. Sürtünme ve Aşınma DeneYlerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

4.4.1. Kuru Koşuldaki Sürtünme ve Aşınma DeneYlerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Kuru koşulda sürtünme deneyine tabi tutulan alaşımların sürtünme katsayılarının çalışmanın başlangıç aşamasında ani bir artış sergiledikten sonra azalıp dalgalı değişim sergiledikleri kararlı durumlarına ulaştığı belirlendi. Bu durum temas yüzeylerinin durumuna ve alaşımların aşınma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Küresel ve düzlemsel yüzeylerin teması durumunda temas alanının düşük olması düzlemsel yüzeylerde yüksek Hertz basınçları oluşturmaktadır [7, 22, 67]. Bu basınçtan dolayı numune yüzeylerinde aşırı bir plastik deformasyon meydana gelmekte ve bilye numune yüzeyine batmaktadır [7, 22, 67]. Bu durum kaymanın meydana geldiği yönde bilye yüzeyine temas eden bir alanın oluşmasına dolayısıyla hareketin tersi yönünde bir direncin ortaya çıkmasına yol açmaktadır. Nitekim çalışmanın başlangıcında harekete ters yönde ortaya çıkan direnç kuvvetleri alaşımların bu aşamadaki sürtünme katsayılarının artmasına neden olmaktadır. Ancak belirli bir kayma mesafesinden sonra numune yüzeyinde bir kayma yolunun oluşması hem temas alanının artıp basıncın düşmesine hem de hareket yönündeki alanın ortadan kalkmasına yol açmaktadır. Gerek temas alanının artması ve basıncın düşmesi gerekse hareket yönünde direnç oluşturan alanın nispeten ortadan kalkması alaşımların sürtünme katsayılarının azalarak kararlı durumlarına ulaşmasına neden olmaktadır. Ancak numune yüzeyinden kopan parçacıkların hem kayma yolu üzerindeki hareketi hem de bu parçacıkların yüzeyler arasındaki transferi sırasında ortaya çıkan direnç kuvvetleri sürtünme katsayısının bu süreçte dalgalı bir değişim sergilemesine yol açmaktadır.

Alaşımların kararlı bölgedeki sürtünme katsayılarının ortalama değerlerinin artan Zn ve Mn oranları ile sürekli azaldığı, artan Mg oranı ile de önce azalıp %0,5 Mg oranında en düşük değerine ulaştıktan sonra arttığı belirlendi. Bu durum alaşımların mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, Zn ve Mg içeren alaşımların sürtünme katsayılarının bu alaşımların sertliği, akma ve çekme dayanımları ile Mn içeren alaşımların ise sadece sertliği ile ters orantılı bir değişim sergilediği gözlemlendi. Diğer bir ifadeyle alaşımların sertlik ve mukavemetinin arttığı durumlarda sürtünme katsayısının azaldığı tersi durumlarda ise arttığı belirlendi. Sertlik ve mukavemetin artması yüzeyler arasındaki adezyonu zorlaştırarak sürtünme katsayısının düşmesine, söz konusu değerlerin azalması ise adezyonu kolaylaştırarak sürtünme katsayısının artmasına yol açmaktadır [7, 22, 44, 62].

Nitekim adezyon teorisinde sürtünme katsayısının malzemenin sertliği veya akma dayanımı ile ters orantılı bir değişim sergilediği ifade edilmektedir [7, 22, 44, 62]. Bu nedenle alaşımların sürtünme katsayılarındaki değişimlerin söz konusu teoride ifade edilen duruma uygun olduğu söylenebilir.

Çinko oranı arttıkça Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarında aşınma nedeniyle oluşan hacim kaybının azaldığı görüldü. Bu bulgular alaşımların mekanik özelliklerine ve çinkoya dayalı oluşan oksitlerin yağlayıcı özelliğine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, Zn oranı arttıkça alaşımların sertliğinin akma, çekme ve basma dayanımlarının arttığı belirlendi. Diğer taraftan Zn katkısının aşınma sırasında oluşturduğu hegzagonal yapıli oksidin yağlayıcı özelliğe sahip olduğu bilinmektedir [7, 22, 32, 35, 49, 60, 67]. Bu nedenle sertlik ve mukavemetteki artış matrisin yük taşıma kabiliyetini artırırken, çinko oksit kaymayı kolaylaştırarak alaşımlarda aşınma nedeniyle oluşan hacim kaybı değerlerinin azalmasına, diğer bir ifadeyle alaşımların aşınma dirençlerinin artan Zn oranı ile artmasına neden olmaktadır.

Mangan oranı arttıkça Al-12Si-3Cu-Mn alaşımlarında aşınma sonucu meydana gelen hacim kaybının azaldığı, %1 Mn oranında en düşük değerine ulaştıktan sonra artan Mn oranıyla arttığı görüldü. Bu durum Mn katkısından sonra söz konusu alaşımların içyapısında oluşan sert α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının oranına ve dağılımına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, Mn oranı arttıkça söz konusu fazın oranının arttığı ancak %1 Mn katkısından sonra nispeten homojen olmayan bir dağılım sergiledikleri gözlenmiştir. Söz konusu sert fazlar alaşımların yük taşıma kabiliyetini artırarak hacim kaybının azalmasına, belirli oranlardaki Mn katkısından sonra bu fazların kümelenmeleri ise çatlak oluşumuna yol açarak hacim kaybının artmasına neden olmaktadır [42, 79-89].

Magnezyum oranı arttıkça Al-12Si-3Cu-Mg alaşımlarının hacim kaybının azaldığı %0,5 Mg oranında bir minimumdan geçtikten sonra arttığı belirlendi. Bu durum söz konusu alaşımların yapı ve mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, alaşımların sertlik ve mukavemet değerleri artarken hacim kaybının azaldığı, söz konusu değerlerin azalması durumunda ise arttığı görüldü. Sertlik ve mukavemette meydana gelen artış alaşımların yük taşıma kapasitesinin artmasına ve adezyonun zorlaşmasına yol açarak hacim kaybını düşürmektedir. Ancak %0,5 Mg katkısından sonra alaşımların içyapısında bulunan Si parçacıklarının dendritler arası bölgelerde toplanması sonucu yumuşak α -Al bölgeleri genişlemekte ve magnezyumca zengin gevrek fazlar oluşmaktadır. Magnezyumca zengin fazlar çatlak oluşumuna yol açarak alaşımların mukavemetinin düşmesine, yumuşak faz

bölgelerinin genişlemesi ise sertliğinin azalmasına yol açmaktadır. Bu durum söz konusu alaşımlarda aşınma nedeniyle oluşan hacim kaybını artırarak aşınma dirençlerinin düşmesine neden olmaktadır.

%0,5 Mg ve %0,5-1 aralığında değişen Mn katkılarının çinko içeren alaşımlar içerisinde en yüksek aşınma direnci sergileyen Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının sürtünme katsayısını düşürdüğü aşınma direncini ise arttırdığı görüldü. Bu durum alaşımların içyapısına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, söz konusu katkılardan sonra alaşımın içyapısında mangan ve magnezyumca zengin sert fazların oluştuğu, Mn oranı arttıkça manganca zengin fazın oranının arttığı gözlemlendi. Söz konusu fazlar hem alaşımların sertliğinin hem de matrisin yük taşıma kabiliyetinin artmasına neden olmaktadır. Bu durum temas yüzeyleri arasındaki yapışmayı azaltarak veya engelleyerek alaşımların sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerinin düşmesine yol açmaktadır.

Al-12Si-3Cu-0,5Mg-Mn alaşımlarının sürtünme katsayısının artan Mn oranı ile belirgin bir değişim sergilemediği, ancak hacim kaybı değerlerinin azaldığı belirlendi. Bu durum söz konusu alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, Mn oranı arttıkça alaşımların içyapısında bulunan ötektik Si parçacıklarının büyüdüğü, α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazının ise hem oranının hem de boyutunun arttığı gözlemlendi. Bu fazların büyüklüğünün ve oranının artması matrisin sertliğinin artmasına yol açmaktadır. Matrisin sertliğinin artması yük taşıma kabiliyetinin artmasına, dolayısıyla hacim kaybının azalmasına neden olmaktadır.

4.4.2. Yağlı Koşullardaki Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Yağlı koşullarda sürtünme deneyine tabi tutulan dökülmüş ve T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların sürtünme katsayılarının artan kayma mesafesi ile azalarak nispeten sabit değerlere ulaştığı, çalışma sıcaklıklarının ise sürekli arttığı görüldü. Bu durum sürtünen yüzeyler arasında oluşan yağ filmi kalınlığına dayandırılarak açıklanabilir [7, 22, 80-89]. Çalışmanın başlangıç aşamasında temas yüzeyleri arasındaki yağ filmi kalınlığının düşük olması bu yüzeylerin birbirine temas etmesine neden olmaktadır. Ancak kayma mesafesi arttıkça disk yüzeyindeki yağ miktarı artmakta, temas yüzeyleri arasında bir yağ filmi oluşmakta ve kayma hareketi yağ filmi üzerinde gerçekleşmektedir. Bu durum alaşımların sürtünme katsayılarının çalışmanın başlangıç aşamasından itibaren azalarak kararlı duruma ulaşmasına yol açmaktadır. Alaşımların çalışma sıcaklıklarının ise artan kayma mesafesi ile

sürekli artması sürtünme sonucu hem yağın hem de numunenin yüzey sıcaklığının artmasından kaynaklanmış olabilir.

Sürtünme deneyleri sonucunda T6 ısıtılma işlemi görmüş durumdaki alaşımların sürtünme katsayılarının dökülmüş durumlarına göre düşük, çalışma sıcaklıklarının nispeten yüksek olduğu belirlendi. Bu durum söz konusu alaşımların yapı ve mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, ısıtılma işleminden sonra alaşımların içyapısında bulunan Si parçacıklarının nispeten küresel forma dönüştüğü ve homojen bir dağılım sergilediği, alaşımların sertlik ve mukavemetinin bu değişimden dolayı belirgin bir biçimde arttığı belirlendi. Bu durum T6 ısıtılma işlemi görmüş alaşımların adezyon direncini artırarak sürtünme katsayılarının düşmesine, söz konusu işleminden sonra düzenli bir içyapının oluşması ise alaşımların ısıtılma iletim katsayısını artırarak çalışma sıcaklıklarının artmasına yol açabilir.

Dökülmüş ve T6 ısıtılma işlemi görmüş durumdaki alaşımlarda aşınma sonucu oluşan hacim kaybının alınan yol ile hemen hemen doğrusal bir biçimde arttığı, özellikle 30 km'lik kayma mesafesinden sonra T6 ısıtılma işlemi görmüş alaşımların dökülmüş durumlarına göre daha üstün aşınma direnci sergiledikleri belirlendi. Bu bulgular alaşımların aşınma yüzeylerinde meydana gelen yorulmaya ve bu alaşımların sertlik ve mukavemet özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, kayma mesafesi arttıkça alaşımların aşınma yüzeylerine etki eden tekrar sayısı artmaktadır. Bu durum aşınma yüzeylerinde oluşan aşınma tabakasının yorulmasına dolayısıyla çatlak oluşumuna yol açmaktadır. Oluşan çatlakların aşınma tabakasında ilerleyerek birleşmesi sonucunda yüzeyden kopan parçacıklar hacim kaybının artan kayma mesafesi ile artmasına neden olmaktadır. Ancak T6 ısıtılma işlemi görmüş alaşımların sertlik ve mukavemetlerinin dökülmüş durumlarına göre yüksek olması çatlak oluşumunu geciktirerek bu alaşımların uzun kayma mesafelerinde daha yüksek aşınma direnci sergilemelerine yol açmaktadır.

T6 ısıtılma işlemi görmüş durumdaki alaşımların sürtünme katsayılarının artan basınç ile azaldığı, çalışma sıcaklıkları ve hacim kaybı değerlerinin ise arttığı görüldü. Bu bulgular temas yüzeyleri arasında oluşan yağ filmi kalınlığına ve bu yüzeylerin özellikle çalışmanın başlangıç aşamasındaki (rodaj dönemi) temas durumuna dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, basınç arttıkça temas yüzeyleri arasındaki yağ filmi kalınlığının azaldığı bilinmektedir. Yağ filmi kalınlığının azalması yağın iç sürtünmesini yenmek için harcanan kuvveti düşürerek alaşımların sürtünme katsayısının düşmesine yol açmaktadır. Ancak basıncın artması çalışmanın başlangıç aşamasında temas yüzeylerini birbirinden ayıracak yeterli kalınlıktaki bir yağ filminin oluşmasını engellemektedir. Bu durum metal-metal temasının

artmasına dolayısıyla alaşımların çalışma sıcaklıklarının ve hacim kaybı değerlerinin artmasına yol açmaktadır.

T6 ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımların sürtünme katsayısı, çalışma sıcaklığı ve hacim kaybı değerlerinin artan kayma hızı ile arttığı görüldü. Ancak sürtünme katsayısı ve hacim kaybındaki artış hızının özellikle 2 m/s'lik kayma hızlarının üzerindeki değerlerde yüksek olduğu belirlendi. Bu durum yağa etki eden merkez kaç kuvvetinin artan kayma hızı ile artmasına dayandırılarak açıklanabilir [7, 22, 80-89]. Şöyle ki, merkez kaç kuvveti arttıkça disk yüzeyinden savrulan yağın miktarı artmakta ve yüzeyler arasındaki yağ miktarı azalmaktadır. Bu durum metal-metal temasını artırarak alaşımların sürtünme katsayısı, sıcaklık ve hacim kaybı değerlerinin artmasına yol açmaktadır. Sürtünme katsayısı ve hacim kaybındaki artış hızının belirli bir değerin üzerindeki hızlarda yükselmesi ise savrulan yağın miktarının aşırı ölçüde artarak metal-metal temasını artırmasından kaynaklanmış olabilir. Bu durum orta dereceli aşınma bölgesinde çalışan alaşımların aşırı aşınma bölgesinde çalışmasına yol açarak sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerinin artmasına neden olmaktadır.

4.4.3. Mekanik ve Tribolojik Özelliklerin Karşılaştırması Sonucunda Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Zn ve Mg içeren dördü alaşımların kuru koşuldaki aşınma deneyleri sonucunda elde edilen hacim kaybı değerlerinin bu alaşımların sertlik ve çekme dayanımı ile ters orantılı bir değişim sergilediği belirlendi. Bu durum alaşımların kuru koşuldaki aşınma davranışlarının Archard aşınma kanunu ile nispeten uyumlu olduğunu göstermektedir [90, 91]. Nitekim söz konusu kanunda alaşımların aşınma kaybı değerlerinin sertlik ve çekme dayanımları ile ters orantılı bir değişim sergiledikleri ifade edilmektedir. Mn içeren alaşımlarda ise bu uyumun sadece %1 Mn oranına kadar geçerli olduğu görüldü. Bu durum Archard eşitliğinde ifade edildiği gibi alaşımların aşınma kaybının yalnız sertlik ve çekme dayanımına bağlı olmadığını, içerdikleri sert fazların oranının, şeklinin ve dağılımının da bu davranış üzerinde belirgin bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. Bu gözlemlerden yola çıkarak Zn içeren alaşımlarda katı çözümlü sertleşmesi sonucu meydana gelen dayanım artışının aşınma direncini artırdığı söylenebilir. Ancak Mg ve Mn katkılarının belirli oranların üzerine çıkarılması durumunda hem Si parçacıklarının ve magnezyumca zengin fazların dendritler arası bölgelerde toplanması hem de bu fazların çatlak oluşturma eğiliminin artması aşınma direncini düşürmektedir. Bu gözlemlerden yola çıkarak gerek yapısal homojenite gerekse

mekanik ve tribolojik özellikler açısından Zn, Mn ve Mg içeren dördü alaşımlar içerisinde Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn ve Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımlarının ön plana çıktığı belirlendi.

Mn ve Mg katkılarının Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının çekme dayanımını düşürdüğü, sertlik ve aşınma direncini artırdığı belirlendi. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının çekme dayanımının ise artan Mn oranı ile sürekli azaldığı, aşınma direncinin pek fazla değişmediği ancak %2 oranındaki Mn katkısının söz konusu özelliği artırdığı gözlemlendi. Diğer taraftan Al-12Si-3Cu-0,5Mg-Mn alaşımlarının Mn ve Mg içeren Al-12Si-3Cu-2Zn esaslı alaşımlardan daha düşük mukavemet ve aşınma direnci sergiledikleri belirlendi. Bu durum daha önceden de ifade edildiği gibi manganca zengin fazın çatlak oluşturma eğiliminden kaynaklanmaktadır.

Dördü, beşli ve altılı alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerinin karşılaştırılması sonucunda ön plana çıkan Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarına uygulanan T6 ısıl işleminin bu alaşımların sertlik ve çekme dayanımını artırdığı, yağlı koşullardaki hacim kaybı değerlerini ise önemli oranda düşürdüğü gözlemlendi. Bu durumun T6 ısıl işleminden sonra alaşımların içyapısında bulunan Si parçacıklarının küçülerek nispeten küresel şekle dönüşmesinden kaynaklandığı tespit edildi. Nitekim bu tespit söz konusu alaşımların T6 ısıl işlemi görmüş durumda kullanılmalarının hem dayanım hem de aşınma direnci açısından avantajlı olabileceğini göstermektedir.

4.5. Aşınma Yüzeylerinin, Parçacıklarının ve Yüzey altı Bölgelerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

4.5.1. Kuru Koşuldaki Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde adezyon tabakalarının oluştuğu ve soyulmaların meydana geldiği görüldü. EDS analizleri sonucunda bu yüzeylerde yüksek oranda oksijen tespit edildi. Bu bulgular alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, üretilen alaşımların içyapılarının yumuşak bir matris ve sert Si parçacıkları ile mangan ve magnezyumca zengin bileşiklerden oluştuğu görüldü. Yumuşak fazın kaymayı kolaylaştırdığı, sert parçacıkların ise uygulanan yükü taşıdığı bilinmektedir [79-89]. Bu sonuçtan yola çıkarak Al-Si esaslı

alaşımlarda adezyon tabakalarının alüminyumca zengin aşınma parçacıklarının yüzeyler arasındaki hareketi sırasında numune yüzeyine yapışıp sıvanması sonucunda oluştuğu söylenebilir. Ancak deformasyon sertleşmesi ve sürtünme ısısına dayalı oksitlenme sonucunda söz konusu tabakalar gevrekleşmekte, belirli bir kalınlığa ulaştıktan sonra da parçalanarak sürekliliğini kaybetmektedir. Bu parçalanma sonucunda geniş parçacıkların yüzeyden ayrılması adezyon tabakalarının bazı bölgelerinde soyulmalara neden olmaktadır.

Yapılan SEM incelemelerinde çinko içeren alaşımlarda adezyon mekanizmasının mangan ve magnezyum içeren alaşımlarda ise soyulmanın daha baskın olduğu gözlemlendi. Çinko içeren alaşımlarda adezyon mekanizmasının baskın olması çinkonun yağlayıcı etki yaparak adezyonu kolaylaştırmasından, Mn ve Mg içeren alaşımlarda ise soyulmanın daha etkin olarak ortaya çıkması, bu alaşımların içyapısında bulunan mangan ve magnezyumca zengin sert fazların silisyum parçacıkları gibi çatlak oluşturma eğilimi sergilemesinden kaynaklanmış olabilir [44, 62]. Yapılan çalışmalarda adezyon tabakası ile malzemenin ara yüzeyinde bulunan deformasyon kabiliyeti düşük mangan ve magnezyumca zengin fazların, kayma gerilmesinin etkisi ile kırılarak çatlak oluşumuna yol açtığı bilinmektedir [79-89]. Nitekim bu çatlakların ilerleyerek birleşmesi sonucunda yüzeyden ayrılan parçacıklar adezyon tabakasında soyulmuş kısımların artmasına dolayısıyla mangan ve magnezyum içeren alaşımlarda soyulma mekanizmasının etkin olarak ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Bu sonuçlardan yola çıkarak çinko içeren alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan adezyon tabakalarının Mn ve Mg içeren alaşımların yüzeylerinde oluşan tabakalardan daha karalı bir davranış sergilediği söylenebilir.

4.5.2. Kuru Koşuldaki Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş durumdaki alaşımlardan toz ve yonga biçiminde aşınma parçacıklarının oluştuğu gözlemlendi. EDS analizleri bu parçacıkların kimyasal bileşimlerinin aşınma yüzeylerinde oluşan adezyon tabakasının bileşimine yakın olduğunu gösterdi. Bu bulgulardan yola çıkarak yonga biçimindeki aşınma parçacıklarının alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan adezyon tabakalarının soyulması, toz biçimindeki aşınma parçacıklarının ise yonga biçimindeki parçacıkların bir kısmının yüzeyler arasında hareket ederken parçalanması sonucunda oluştuğu söylenebilir. Diğer taraftan Zn, Mn ve Mg oranları arttıkça yonga biçimindeki parçacıkların miktarının nispeten arttığı gözlemlendi. Bu durum söz konusu alaşım elementlerinin artması sonucunda oluşan gevrek birincil

silisyum parçacıklarının, mangan ve magnezyumca zengin fazların oranının artmasından kaynaklanmış olabilir. Bu tür gevrek parçacıkların adezyon tabakasında çatlak oluşumuna yol açtığı ve adezyon tabakasının parçalanarak soyulmasını kolaylaştırdığı bilinmektedir [39-46]. Dolayısıyla Zn, Mn ve Mg oranlarının artması adezyon tabakasının parçalanarak yüzeyden ayrılmasına ve yonga biçimindeki parçacıkların miktarının artmasına yol açmaktadır. Ancak söz konusu alaşım elementlerinin kombinasyonunu içeren beşli ve altı alaşımlarda yonga biçimindeki parçacıkların yerine daha çok toz biçiminde parçacıkların oluşması bu alaşımların içyapısında bulunan sert fazların oranının artmasından kaynaklanmış olabilir. Bu fazların adezyon tabakasında yol açtıkları çatlakların kısa mesafelerde birleşmesi sonucunda oluşan aşınma parçacıklarının boyutunun küçülmesi ve bu parçacıkların yüzeyler arasındaki hareketi sırasında parçalanmaları toz görünümlü parçacıkların meydana gelmesine neden olmaktadır.

4.5.3. Yağlı Koşullarda Aşınma Deneyine Tabi Tutulan Alaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde edilen Bulguların İrdelenmesi

Yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş ve T6 ısıtılmış işlemi görmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde adezyon tabakaları ile ince çiziklerin oluştuğu ve soyulmaların meydana geldiği gözlemlendi. Ancak T6 ısıtılmış işlemi görmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan adezyon tabakalarının daha ince ve kararlı olduğu ancak çiziklerin dökülmüş durumlarındakine göre daha belirgin olduğu gözlemlendi. Bu durum alaşımların yağlı koşullardaki aşınma davranışına ve T6 ısıtılmış işlemi görmüş durumdaki alaşımların yapı ve mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, çalışmanın başlangıç aşamasında yetersiz yağ filmi kalınlığından dolayı yüzeyler arasında bir temas ortaya çıkmaktadır. Bu temas sonucunda numune yüzeyi ile disk yüzeyi arasında bir adezyon meydana gelmekte ve hareket başladıktan sonra adezyon bölgeleri kırılarak aşınma parçacıklarının oluşumuna yol açmaktadır [24, 36, 38, 44, 46, 56, 69, 79-89]. Söz konusu parçacıklardan bir kısmı hem disk hem de numune yüzeyine yapışırken bir kısmı ise yüzeyler arasındaki hareketi sırasında numune yüzeyine gömülme eğilimi sergilemektedir. Numune yüzeyine dönen parçacıkların kayma etkisi ile birlikte yüzeye sıvanması adezyon tabakalarının oluşumuna yol açmaktadır. Bu tabakalar kayma yolu arttıkça sürtünme ısısı ve deformasyon sertleşmesi gibi etkilerden dolayı bir gevrekleşme eğilimi sergilemektedir. Bu durum tekrar eden çevrimler ile sert parçacıkların yol açtığı çatlakların adezyon tabakasında hızlı bir biçimde ilerleyerek birleşmesine ve bu tabakanın geniş parçacıklar halinde

soyularak yüzeyden ayrılmasına neden olmaktadır. Aşınma yüzeyinde ortaya çıkan çiziklerin ise gevrek aşınma parçacıklarının ve sert fazların yüzeyler arasındaki hareketi sırasında numune yüzeyinde kazıyıcı etki yapmasından kaynaklanmaktadır. T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımlarda hem silisyum parçacıklarının küçülmesi hem de bu alaşımların sertlik ve mukavemetlerinin artması aşınma direncinin artmasına dolayısıyla yüzeye transfer olan parçacıkların miktarının azalmasına neden olabilir. Bu durum söz konusu numunelerin aşınma yüzeylerinde dökülmüş durumlarına göre daha ince bir adezyon tabakasının oluşmasına yol açmaktadır. Ancak bu alaşımların yüzeylerinde oluşan ince çiziklerin sayısının artması silisyum parçacıklarının T6 ısıl işleminden sonra parçalanarak sayısının artmasından kaynaklanmış olabilir. Şöyle ki, bu parçacıkların sayısının artması yüzeyden ayrılan sert parçacıkların sayısını artırmaktadır. Nitekim bu parçacıkların yüzeyler arasındaki hareketi sırasında ortaya çıkardıkları kazıma etkisi aşınma yüzeylerinde oluşan çiziklerin belirginleşmesine neden olmaktadır.

Farklı basınç ve kayma hızlarında sabit yağ debisi ve kayma mesafesinde aşınma deneyine tabi tutulan T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde basınca bağlı belirgin bir değişim gözlenmezken, kayma hızının artması durumunda soyulmaların arttığı gözlemlendi. Bu durum hıza bağlı olarak disk yüzeyindeki yağ miktarında meydana gelen azalmaya bağlı olarak açıklanabilir. Şöyle ki, kayma hızı arttıkça disk yüzeyinde bulunan yağa etki eden merkezkaç kuvveti artmaktadır. Bu kuvvet disk üzerindeki yağın savrulmasına dolayısıyla yüzeyler arasındaki yağ filmi kalınlığının azalmasına yol açmaktadır. Bu durum metal-metal temasını artırarak adezyon tabakalarının kalınlığını artırmaktadır. Bu tabakanın kritik bir kalınlığa ve gevrekliğe ulaştıktan sonra geniş tabakalar halinde parçalanarak yüzeyden ayrılması ise aşınma yüzeylerinde soyulmuş bölgelerin genişlemesine neden olmaktadır.

4.5.4. Yağlı Koşullardaki Alaşımların Aşınma Yüzeylerine Ait Yüzey Altı İncelenmelerinden Elde Edilen Bulguların İrdelenmesi

Yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan alaşımların yüzey altı incelemelerinde adezyon tabakası ile esas numune yüzeyinin ara kesitinde bulunan Cu, Si, Mn ve Mg içerikli fazların parçalandığı gözlemlendi. Söz konusu fazların parçalandığı bölgelerde soyulmaların meydana geldiği, diğer bölgelerde ise nispeten deformasyon yönünde yönlendirilmiş adezyon tabakalarının olduğu görüldü. Bu bulgular söz konusu fazların gevrekliğine ve çatlak oluşturma eğilimlerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, kayma sırasında numune

yüzeyinde oluşan kayma gerilmeleri adezyon tabakası ile numune yüzeyinin arakesitinde bulunan sert ve gevrek fazların kırılmasına yol açmaktadır. Bu kırılma sonucunda oluşan çatlaklar adezyon tabakasında ilerleyerek bu tabakanın parçalanmasına, dolayısıyla geniş parçacıklar halinde soyulmasına neden olmaktadır. Ancak yumuşak α -Al matrisine denk gelen bölgelerde, adezyon tabakası sürekliliğini nispeten koruyarak kayma gerilmesinin etkisi ile kayma yönünde yönlendirme eğilimi sergilemektedir. Bu durum söz konusu yüzeylerde ve yüzeylerin hemen altındaki bölgelerde nispeten deformasyona uğramış bir tabakanın oluşmasına yol açmaktadır.



5. SONUÇLAR

Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

1. Al-12Si-3Cu baz alaşımının içyapısı α -Al matrisi ve bu matriste yer alan genelde ötektik ve az sayıda birincil silisyum parçacıklarının yanı sıra bakırca zengin θ fazından oluşmaktadır.
2. Çinko, baz alaşımın matrisi içerisinde tamamen çözünmekte, birincil Si parçacıklarının boyutunu ve sayısını artırmakta, bu parçacıkların kümelenmesine yol açmaktadır.
3. Manganez katkısı baz alaşımın içyapısında bulunan fazlara ilave olarak keskin kenar ve köşelerden oluşan sert ve gevrek α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazını oluşturmaktadır. Diğer taraftan düşük oranlardaki (%0,5) Mn katkısı ötektik Si parçacıklarının küçülmesine ve α -Al taneleri arasında toplanmasına yol açmaktadır.
4. Magnezyum katkısı baz alaşımın içyapısında Mg₂Si, π ve Q fazlarını oluşturmaktadır. Diğer taraftan %0,5 oranının üzerindeki magnezyum katkıları baz alaşımın içyapısında bulunan gerek ötektik gerekse birincil Si parçacıklarının incelmeye ve α -Al dendritlerinin arasındaki bölgelerde toplanmasına yol açmaktadır.
5. %0,5 oranındaki magnezyum katkısı Al-12Si-3Cu-2Zn-Mn alaşımının içyapısında bulunan α -Al, Si, θ ve α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazlarının yanında hem magnezyumca zengin fazlar oluşturmakta hem de ötektik silisyumların boyutlarının küçülmesine birincil silisyumların ise büyümesine yol açmaktadır.
6. Manganez katkısı Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının içyapısında bulunan α -Al, Si, θ ve magnezyumca zengin fazlara ilave olarak α -Al₁₅Mn₃Si₂ fazını oluşturmakta, hem bu fazın oranı ve büyüklüğü hem de ötektik silisyum parçacıklarının boyutu artan Mn oranı ile artmaktadır.
7. T6 ısıl işlemi Zn, Mn ve Mg içeren Al-12Si-3Cu esaslı dördü (Al-12Si-3Cu-Zn ve Al-12Si-3Cu-Mn), beşli (Al-12Si-3Cu-Zn-Mn) ve altılı (Al-12Si-3Cu-Zn-Mn-Mg) alaşımlarının içyapısında bulunan ötektik silisyum parçacıklarının parçalanarak nispeten küresel şekle dönüşmesine ve yapı içerisinde homojen bir biçimde dağılmasına yol açmaktadır. Ancak bu işlem beşli ve altılı alaşımlarda hem küreselleşmeye neden olmakta hem de birincil Si parçacıklarının boyutunu artırmaktadır.

8. Çinko katkısı, baz alaşımın sertliğini, mikro sertliğini, akma, çekme ve basma dayanımları ile kopma uzaması değerlerini artırmakta, darbe dayanımını ise %1,5'dan daha yüksek Zn katkılarında düşürmektedir. Ancak dördü Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarının mukavemet ve süneklik özellikleri %2 Zn oranında en yüksek değerlerine ulaştıktan sonra artan Zn oranı ile azalmaktadır.

9. Mangan katkısı baz alaşımın çekme, basma ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerlerini düşürürken, sertliğini ve mikro sertliğini sürekli artırmaktadır. Ancak %0,5 ile %1,5 aralığındaki Mn katkıları baz alaşımın akma dayanımında az da olsa bir artışa yol açmaktadır.

10. Al-12Si-3Cu alaşımının akma ve çekme dayanımları ile sertlik ve mikrosertlik değerleri %0,5 Mg katkısına kadar arttıktan sonra azalmaktadır. Söz konusu alaşımın basma ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerleri ise magnezyum katkısından sonra sürekli düşmektedir.

11. Mn ve Mg katkıları Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının sertliğini ve α -Al fazının mikrosertliğini artırmakta, ancak akma, çekme ve darbe dayanımları ile kopma uzaması değerlerini düşürmektedir.

12. Mn katkısı Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sertlik ve α -Al fazının mikrosertliğini artırırken, akma ve darbe dayanımlarını düşürmekte, çekme ve basma dayanımları ile kopma uzaması değerleri üzerinde belirgin bir etki oluşturmamaktadır.

13. T6 ısıtma işlemi alaşımların sertlik, mukavemet ve süneklik değerlerini belirgin bir biçimde artırmaktadır.

14. Çinko, mangan ve magnezyum içeren Al-12Si-3Cu esaslı alaşımlarda çekme kırılması Si, bakır, mangan ve magnezyumca zengin fazların parçalanması veya ana matristen ayrılması sonucu oluşan çatlağın dendritler arası bölgeleri takip ederek ilerlemesi ile meydana gelmektedir.

15. Üretilen alaşımların kırılma yüzeyleri klivaj düzlemleri (geniş düz alanlar) başta olmak üzere ayrılma sırtlarından oluşmaktadır. Gerek alaşımların kırılma yüzeylerine ait görüntüler gerekse düşük kopma uzaması değerleri bu alaşımların gevrek bir kırılma davranışı sergilediklerini göstermektedir.

16. T6 ısıtma işlemi, alaşımların kırılma yüzeylerinde oluşan düz alanların daralmasına, çekme doğrultusunda uzamış bölgelerin (kopma sırtları) artmasına yol açmaktadır. Bu durum T6 ısıtma işleminden sonra alaşımların dökülmüş durumlarına göre nispeten sünek bir kırılma davranışı sergilediklerini göstermektedir.

17. Çinko, mangan ve magnezyum katkıları Al-12Si-3Cu esaslı dörtlü alaşımların kuru koşuldaki sürtünme katsayılarını düşürmektedir.

18. Al-12Si-3Cu esaslı dörtlü alaşımların kuru koşuldaki hacim kaybı değerleri artan çinko, mangan ve magnezyum oranlarıyla azalmaktadır. Ancak Mg oranının %0,5'in üzerine çıkarılması durumunda magnezyum içeren alaşımların hacim kaybı değerleri artmaktadır.

19. Zn, Mn ve Mg içeren dörtlü Al-12Si-3Cu esaslı alaşımlar içerisinde en düşük hacim kaybını sırasıyla Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn ve Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımları sergilemektedir.

20. Mangan ve %0,5 oranındaki magnezyum katkıları Al-12Si-3Cu-2Zn alaşımının kuru koşuldaki aşınma direncini artırmakta, sürtünme katsayısında ise belirgin bir değişime yol açmamaktadır.

21. Al-12Si-3Cu-0,5Mg alaşımının sürtünme katsayısı artan Mn oranı ile değişmemektedir. Söz konusu alaşımın aşınma direnci ise %1 oranındaki Mn katkısından sonra belirgin bir biçimde azalmaktadır.

22. Alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayıları çalışmanın başlangıç aşamasından itibaren azalarak çalışma sıcaklıkları ise artarak belirli bir kayma mesafesinden sonra nispeten sabit değerlere ulaşmaktadır. Alaşımların hacim kaybı değerleri ise artan kayma mesafesi ile sürekli artmaktadır.

23. T6 ısıtma işlemi dökülmüş durumdaki dörtlü, beşli ve altılı alaşımlar içerisinde mekanik ve tribolojik özellikler açısından ön plana çıkan Al-12Si-3Cu-2Zn, Al-12Si-3Cu-1Mn, Al-12Si-3Cu-2Zn-0,5Mn ve Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımlarının aşınma direncini artırmaktadır. T6 ısıtma işlemi görmüş durumdaki alaşımlar içerisinde en yüksek aşınma direncini Al-12Si-3Cu-2Zn, en düşük aşınma direncini ise Al-12Si-3Cu-2Zn-1Mn-0,5Mg alaşımı sergilemektedir.

24. T6 ısıtma işlemi görmüş alaşımların yağlı koşullardaki sürtünme katsayıları artan basınç ile azalmakta, kayma hızı ile artmaktadır. Alaşımların çalışma sıcaklıkları ve hacim kaybı değerleri ise artan basınç ve kayma hızı ile sürekli artmaktadır.

25. Gerek kuru gerekse yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan alaşımların aşınma yüzeylerinde adezyon tabakaları oluşmakta, soyulmalar ve oksitlenmeler meydana gelmektedir. Ancak adezyon tabakasındaki soyulmalar kuru koşulda deneye tabi tutulan alaşımların yüzeylerinde belirgin bir biçimde meydana gelmektedir. Bu gözlemler kuru koşuldaki alaşımların aşınma yüzeylerinde adezyon ve soyulmanın, yağlı koşullarda ise adezyonun daha baskın olduğunu göstermektedir.

26. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan Al-12Si-3Cu-Mn ve Al-12Si-3Cu-Mg alaşımlarının aşınma yüzeylerindeki soyulma Al-12Si-3Cu-Zn alaşımlarına göre daha baskın olarak ortaya çıkmaktadır.
27. Yağlı koşullarda aşınma deneyine tabi tutulan dökülmüş ve T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan adezyon tabakası artan kayma mesafesi ile, T6 ısıl işlemi görmüş durumdaki alaşımlarda ise artan basınç ve kayma hızı ile daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır.
28. Kuru koşulda aşınma deneyine tabi tutulan alaşımların aşınması sonucunda yonga (geniş) ve toz biçimde aşınma parçacıkları oluşmaktadır. Yonga biçimindeki parçacıkların boyutu ve sayısı artan Zn, Mn ve Mg oranı ile artmaktadır.
29. Alaşımların kayma yönüne paralel kesitlerinin aşınma yüzeyine yakın bölgelerinde bir deformasyon tabakası oluşmakta, bu tabakanın sert fazlara karşılık gelen bazı bölgelerinde soyulmalar meydana gelmektedir.

6. ÖNERİLER

Bu çalışma kapsamında elde edilen sonuçlardan yola çıkarak ileriye yönelik yapılabilecek çalışmalara ilişkin bazı öneriler aşağıda verilmiştir.

1. Geliştirilen Al-12Si-3Cu esaslı alaşımlar içerisinde mekanik ve tribolojik özellikler açısından ön plana çıkan alaşımlardaki Si parçacıkları Na ve Sr katkıları ile modifikasyona tabi tutulabilir.
2. Isıl işlemin geliştirilen alaşımların yapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi detaylı bir biçimde incelenebilir.
3. Mangane içeren alaşımlarda ortaya çıkan mangane zengin fazın çeşitli işlemlerle (alaşımlama, çok yönlü dövme vb) parçalanarak yapı içerisine homojen dağılımı sağlanabilir.
4. Dörtlü alaşımlara farklı ısıl işlemler uygulayarak bu işlemlerin söz konusu alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi araştırılabilir.
5. Üretilen alaşımların yüksek sıcaklıklardaki tribolojik davranışları incelenebilir.

7. KAYNAKLAR

1. Ye, H.Z., 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.
2. Dwivedi, D.K., Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview, Materials & Design, 31,5 (2010) 2517-2531.
3. 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.
4. Anasyida, A.S., Daud, A.R. ve Ghazali, M.J., Dry sliding wear behaviour of Al-12Si-4Mg alloy with cerium addition, Materials & Design, 31,1 (2010) 365-374.
5. Yavuz, N., Investigation into the effects of silisium in aluminium alloys onto the mechanical properties of welding joint, Pamukkale University Journal of Engineering Sciences, 3,3 441-445.
6. El-Salam, F.A., El-Khalek, A.M.A., Nada, R.H., Wahab, L.A. ve Zahran, H.Y., Effect of Sn content on the structural and mechanical properties of Al-Si alloy, Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 527,4-5 (2010) 1223-1229.
7. Alemdag, Y. ve Beder, M., Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si-(0-5)Zn alloys, Materials & Design, 63 (2014) 159-167.
8. Torabian, H., Pathak, J.P. ve Tiwari, S.N., Wear Characteristics of Al-Si Alloys, Wear, 172,1 (1994) 49-58.
9. Prasad, S.V. ve Rohatgi, P.K., Tribological Properties of Al-Alloy Particle Composites, Journal of Metals, 39,11 (1987) 22-26.
10. Sarkar, A.D. ve Clarke, J., Friction and Wear of Aluminium-Silicon Alloys, Wear, 61,1 (1980) 157-167.
11. Sarkar, A.D., Wear of Aluminium-Silicon Alloys, Wear, 31,2 (1975) 331-343.
12. Basavakumar, K.G., Mukunda, P.G. ve Chakraborty, M., Influence of melt treatments on sliding wear behavior of Al-7Si and Al-7Si-2.5Cu cast alloys, Journal of Materials Science, 42,18 (2007) 7882-7893.
13. Chen, M., Perry, T. ve Alpas, A.T., Ultra-mild wear in eutectic Al-Si alloys, Wear, 263 (2007) 552-561.

14. Chen, M. ve Alpas, A.T., Ultra-mild wear of a hypereutectic Al-18.5 wt.% Si alloy, Wear, 265,1-2 (2008) 186-195.
15. Gupta, M. ve Ling, S., Microstructure and mechanical properties of hypo/hypereutectic Al-Si alloys synthesized using a near-net shape forming technique, Journal of Alloys and Compounds, 287,1-2 (1999) 284-294.
16. Birol, Y., Semisolid processing of near-eutectic and hypereutectic Al-Si-Cu alloys, Journal of Materials Science, 43,10 (2008) 3577-3581.
17. Cui, C.S., 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.
18. Yasmin, T., Khalid, A.A. ve Haque, M.M., Tribological (wear) properties of aluminum-silicon eutectic base alloy under dry sliding condition, Journal of Materials Processing Technology, 153 (2004) 833-838.
19. 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-Physical Metallurgy and Materials Science, 29,11 (1998) 2747-2752.
20. Dey, S.K., Perry, T.A. ve Alpas, A.T., Micromechanisms of low load wear in an Al-18.5% Si alloy, Wear, 267,1-4 (2009) 515-524.
21. Elmadagli, M. ve Alpas, A.T., Progression of wear in the mild wear regime of an Al-18.5% Si (A390) alloy, Wear, 261,3-4 (2006) 367-381.
22. Alemdag, Y. ve Savaskan, 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.
23. Anasyida, A., Daud, A. ve Ghazali, M.J., Dry sliding wear behaviour of Al-4Si-4Mg alloys by addition of cerium, International Journal of Mechanical and Materials Engineering, 4,2 (2009) 127-130.
24. Xu, C.L., Yang, Y.F., Wang, H.Y. ve Jiang, Q.C., Effects of modification and heat-treatment on the abrasive wear behavior of hypereutectic Al-Si alloys, Journal of Materials Science, 42,15 (2007) 6331-6338.
25. 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.
26. Nogita, K., Yasuda, H., Yoshiya, M., McDonald, S., Uesugi, K., Takeuchi, A. ve Suzuki, Y., The role of trace element segregation in the eutectic modification of hypoeutectic Al-Si alloys, Journal of Alloys and Compounds, 489,2 (2010) 415-420.

27. 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-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 283,1-2 (2000) 94-104.
28. Rathod, N. ve Manghani, J., Effect of modifier and grain refiner on cast Al-7Si aluminum alloy: A review, Int. J. Emerg. Trends Eng. Develop, 5,2 (2012) 574-581.
29. Cho, S.J., Hockey, B.J., Lawn, B.R. ve Bennison, S.J., Grain-size and R-curve effects in the abrasive wear of alumina, Journal of the American Ceramic Society, 72,7 (1989) 1249-1252.
30. 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.
31. Mohamed, A., Samuel, F., Samuel, A., Doty, H. ve Valtierra, S., Influence of tin addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg and Al-Si-Mg casting alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 39,3 (2008) 490-501.
32. Raghavan, V., Al-Si-Zn (Aluminum-Silicon-Zinc), Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 28,2 (2007) 197-197.
33. Tiryakioğlu, M., Si particle size and aspect ratio distributions in an Al-7% Si-0.6% Mg alloy during solution treatment, Materials Science and Engineering: A, 473,1-2 (2008) 1-6.
34. Savaşkan, T., Hekimoğlu, A.P. ve Pürçek, G., Effect of copper content on the mechanical and sliding wear properties of monotectoid-based zinc-aluminum-copper alloys, Tribology International, 37,1 (2004) 45-50.
35. 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.
36. Zedan, Y., Samuel, F., Samuel, A. ve Doty, H., 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.
37. Chen, C.-L. ve Thomson, R., The combined use of EBSD and EDX analyses for the identification of complex intermetallic phases in multicomponent Al-Si piston alloys, Journal of Alloys and Compounds, 490,1-2 (2010) 293-300.
38. Eshaghi, A., Ghasemi, H. ve Rassizadehghani, J., Effect of heat treatment on microstructure and wear behavior of Al-Si alloys with various iron contents, Materials & Design, 32,3 (2011) 1520-1525.

39. Ashtari, P., Tezuka, H. ve Sato, T., Influence of Sr and Mn additions on intermetallic compound morphologies in Al-Si-Cu-Fe cast alloys, Materials Transactions, 44,12 (2003) 2611-2616.
40. Hwang, J., Doty, H. ve Kaufman, M., The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys, Materials Science and Engineering: A, 488,1-2 (2008) 496-504.
41. Chong, L., Wu, S.-s., Lü, S.-l., Zeng, J.-b. ve Ping, A., Dry sliding wear behavior of rheocast hypereutectic Al-Si alloys with different Fe contents, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 26,3 (2016) 665-675.
42. Bidmeshki, C., Abouei, V., Saghafian, H., Shabestari, S.G. ve Noghani, M.T., Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5% Si alloys, Journal of Materials Research and Technology, 5,3 (2016) 250-258.
43. Zhang, P., Li, Z., Liu, B. ve Ding, W., Effect of chemical compositions on tensile behaviors of high pressure die-casting alloys Al-10Si-yCu-xMn-zFe, Materials Science and Engineering: A, 661 (2016) 198-210.
44. Suo, X., Liao, H., Hu, Y., Dixit, U.S. ve Petrov, P., Formation of Al₁₅Mn₃Si₂ phase during solidification of a novel Al-12% Si-4% Cu-1.2% Mn heat-resistant alloy and its thermal stability, Journal of Materials Engineering and Performance, 27,6 (2018) 2910-2920.
45. Li, G., Liao, H., Xu, A., Tang, J. ve Zhao, B., Peritectic reaction between two primary Mn-rich phases during solidification of Al-Si-Cu-Mn heat-resistant alloy and the effect of cooling rate on it, Journal of Alloys and Compounds, 753 (2018) 239-246.
46. Li, G., Liao, H., Suo, X., Tang, Y., Dixit, U.S. ve Petrov, P., Cr-induced morphology change of primary Mn-rich phase in Al-Si-Cu-Mn heat resistant aluminum alloys and its contribution to high temperature strength, Materials Science and Engineering: A, 709 (2018) 90-96.
47. Zuo, L., Ye, B., Feng, J., Kong, X., Jiang, H. ve Ding, W., Microstructure, tensile properties and creep behavior of Al-12Si-3.5 Cu-2Ni-0.8 Mg alloy produced by different casting technologies, Journal of materials science & technology, 34,7 (2018) 1222-1228.
48. Sun, Y. ve Ahlatci, H., Mechanical and wear behaviors of Al-12Si-XMg composites reinforced with in situ Mg₂Si particles, Materials & Design, 32,5 (2011) 2983-2987.
49. Nemri, Y., Gueddouar, B., Benamar, M., Sahraoui, T., Chiker, N. ve Hadji, M., Effect of Mg and Zn Contents on the Microstructures and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg Alloys, International Journal of Metalcasting, 12,1 (2018) 20-27.

50. Hu, Z., Wan, L., Wu, S., Wu, H. ve Liu, X., Microstructure and mechanical properties of high strength die-casting Al–Mg–Si–Mn alloy, Materials & Design, 46 (2013) 451-456.
51. Wu, S.-S., Zhong, G., Li, W., Ping, A. ve Mao, Y.-W., Microstructure and properties of rheo-diecast Al-20Si-2Cu-1Ni-0.4 Mg alloy with direct ultrasonic vibration process, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 20 (2010) s763-s767.
52. Mohamed, A. ve Samuel, F., Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al–Si–Mg–Cu cast alloys, Materials Science and Engineering: A, 577 (2013) 64-72.
53. Kaiser, S., Effects of solution treatment on wear behaviour of Al-12Si-1Mg piston alloy containing trace Zr, MAYFEB Journal of Materials Science, 1 (2016).
54. Sjölander, E. ve Seifeddine, S., Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys, Materials Science and Engineering: A, 528,24 (2011) 7402-7409.
55. Tavitas-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. Han, Y., Samuel, A., Doty, H., Valtierra, S. ve Samuel, F., Optimizing the tensile properties of Al–Si–Cu–Mg 319-type alloys: role of solution heat treatment, Materials & Design, 58 (2014) 426-438.
57. Hekmat-Ardakan, A., Liu, X., Ajersch, F. ve Chen, X.-G., Wear behaviour of hypereutectic Al–Si–Cu–Mg casting alloys with variable Mg contents, Wear, 269,9-10 (2010) 684-692.
58. Lasa, L. ve Rodriguez-Ibabe, J., Wear behaviour of eutectic and hypereutectic Al–Si–Cu–Mg casting alloys tested against a composite brake pad, Materials Science and Engineering: A, 363,1-2 (2003) 193-202.
59. Alyaldin, L., Abdelaziz, M., Samuel, A.M., Doty, H.W., Valtierra, S. ve Samuel, F.H., Effect of Ni and Mn additions on the ambient and high-temperature performance of Zr-containing Al–Si–Cu–Mg-based alloys: role of precipitation hardening, International Journal of Metalcasting, 12,4 (2018) 825-838.
60. Li, L., Ji, S., Zhu, Q., Wang, Y., Dong, X., Yang, W., Midson, S. ve Kang, Y., Effect of Zn concentration on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Zn alloys processed by gravity die casting, Metallurgical and Materials Transactions A, 49,8 (2018) 3247-3256.
61. Hallstedt, B., Gröbner, J., Hampl, M. ve Schmid-Fetzer, R., Calorimetric measurements and assessment of the binary Cu–Si and ternary Al–Cu–Si phase diagrams, Calphad, 53 (2016) 25-38.

62. Tebib, M., Ajersch, F., Samuel, A. ve Chen, X.-G., Solidification and microstructural evolution of hypereutectic Al-15Si-4Cu-Mg alloys with high magnesium contents, Metallurgical and Materials Transactions A, 44,9 (2013) 4282-4295.
63. Sarkar, A.D. ve Clarke, J., Wear Characteristics, Friction and Surface-Topography Observed in the Dry Sliding of as-Cast and Age-Hardening Al-Si Alloys, Wear, 75,1 (1982) 71-85.
64. Zeren, M., Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys, Journal of Materials Processing Technology, 169,2 (2005) 292-298.
65. Caceres, C., Djurdjevic, M., Stockwell, T. ve Sokolowski, J., The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys, Scripta Materialia, 40,5 (1999) 631-637.
66. Zeren, M., Karakulak, E. ve Gümüş, S., Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si-xCu-alloys, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 21,8 (2011) 1698-1702.
67. 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.
68. Douglass, D. ve Barbee, T., Spinodal decomposition in Al/Zn alloys, Journal of Materials Science, 4,2 (1969) 121-129.
69. Kashyap, K., Murali, S., Raman, K. ve Murthy, K., Casting and heat treatment variables of Al-7Si-Mg alloy, Materials Science and Technology, 9,3 (1993) 189-204.
70. Rana, R., Purohit, R. ve Das, S., Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites, International Journal of Scientific and Research Publications, 2,6 (2012) 1-7.
71. Hegde, S. ve Prabhu, K.N., Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys, Journal of Materials Science, 43,9 (2008) 3009-3027.
72. Nikanorov, S., Volkov, M., Gurin, V., Burenkov, Y.A., Derkachenko, L., Kardashev, B., Regel, L. ve Wilcox, W., Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt, Materials Science and Engineering: A, 390,1-2 (2005) 63-69.
73. Awd, M., Siddique, S. ve Walther, F., Microstructural damage and fracture mechanisms of selective laser melted Al-Si alloys under fatigue loading, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 106 (2020) 102483.

74. Wang, M., Pang, J.C., Liu, H.Q., Li, S.X., Zhang, M.X. ve Zhang, Z.F., Effect of constraint factor on the thermo-mechanical fatigue behavior of an Al-Si eutectic alloy, Materials Science and Engineering: A, 783 (2020) 139279.
75. Liu, G., Blake, P. ve Ji, S., Light Metals 2020, High Cycle Fatigue Properties of the Zr-Modified Al-Si-Cu-Mg Alloy at Elevated Temperatures, Springer, 253-260, 2020.
76. Wang, Q., Apelian, D. ve Lados, D., Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects, Journal of light metals, 1,1 (2001) 73-84.
77. Wang, Q., Apelian, D. ve Lados, D., Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II—Effect of microstructural constituents, Journal of light metals, 1,1 (2001) 85-97.
78. Nicoletto, G., Riva, E. ve Di Filippo, A., High temperature fatigue behavior of eutectic Al-Si-Alloys used for piston production, Procedia Engineering, 74 (2014) 157-160.
79. 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.
80. Clarke, J. ve Sarkar, A., Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys, Wear, 54,1 (1979) 7-16.
81. Bai, B.P. ve Biswas, S., Mechanism of wear in dry sliding of a hypoeutectic aluminum alloy, Lubr. Eng., 43,1 (1987) 57-61.
82. Dey, S., Perry, T. ve Alpas, A., Micromechanisms of low load wear in an Al-18.5% Si alloy, Wear, 267,1-4 (2009) 515-524.
83. Farkašová, M., Tillová, E. ve Chalupová, M., Modification of Al-Si-Cu cast alloy, FME Transactions, 41,3 (2013) 210-215.
84. Torabian, H., Patak, J. ve Tiwari, S., Effect of hardness on wear rates of Al-Si alloys, Journal of materials science letters, 14,23 (1995) 1631-1632.
85. Chiou, Y., Kato, K. ve Kayaba, T., Effect of normal stiffness in loading system on wear of carbon steel—part 1: severe-mild wear transition, 1985.
86. Li, X. ve Tandon, K., Mechanical mixing induced by sliding wear of an Al-Si alloy against M2 steel, Wear, 225 (1999) 640-648.
87. Li, X. ve Tandon, K., Microstructural characterization of mechanically mixed layer and wear debris in sliding wear of an Al alloy and an Al based composite, Wear, 245,1-2 (2000) 148-161.
88. Biswas, S., Some mechanisms of tribofilm formation in metal/metal and ceramic/metal sliding interactions, Wear, 245,1-2 (2000) 178-189.

89. Mahato, A., Perry, T.A., Jayaram, V. ve Biswas, S., Pressure and thermally induced stages of wear in dry sliding of a steel ball against an aluminium–silicon alloy flat, Wear, 268,9-10 (2010) 1080-1090.
90. Hekimoglu, A.P. ve Savaskan, T., Effects of Contact Pressure and Sliding Speed on the Unlubricated Friction and Wear Properties of Zn-15Al-3Cu-1Si Alloy, Tribology Transactions, 59,6 (2016) 1114-1121.
91. Savaskan, T. ve Alemdag, 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-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 496,1-2 (2008) 517-523.



ÖZGEÇMİŞ

Murat BEDER 1986 yılında Trabzon'da doğdu. 2004 yılında Trabzon Lisesi'ni bitirdi. 2011 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden Makine Mühendisi unvanı ile mezun oldu. Aynı yıl Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı ve özel sektörde çeşitli kurumlarda çalışmalarına devam etti. Yüksek lisans eğitimini 2014 yılında tamamladı. Nisan 2013'de Gümüşhane Üniversitesi tarafından Makine Teorisi ve Dinamiği Anabilim Dalı'na araştırma görevlisi olarak atanmış olup, orta derecede İngilizce bilmektedir.

