

T.C.
RECEP TAYYIP ERDOĞAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ÇİNKO KATKILARININ AL-17Sİ-4CU-0,6MG-0,2Tİ ALAŞIMININ
YAPISAL, MEKANİK VE YAĞSIZ ÇALIŞMA ŞARTLARINDAKİ
SÜRTÜNME-AŞINMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN
İNCELENMESİ

MURAT HACIOSMANOĞLU

TEZ DANIŞMANI

DR. ÖĞR. ÜYESİ ALİ PAŞA HEKİMOĞLU

TEZ JÜRİLERİ

DOÇ. DR. OSMAN BİCAN

DR. ÖĞR. ÜYESİ MUHAMMET DEMİRTAŞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

RİZE-2019

Her Hakkı Saklıdır

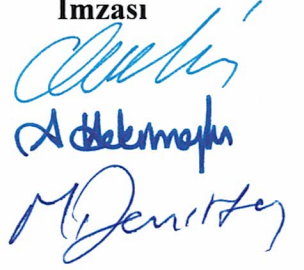
T.C.
RECEP TAYYİP ERDOĞAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ÇİNKO KATKILARININ AL-17Sİ-4CU-0,6MG-0,2Tİ ALAŞIMININ YAPISAL,
MEKANİK VE YAĞSIZ ÇALIŞMA ŞARTLARINDAKİ SÜRTÜNME-AŞINMA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU danışmanlığında, Murat HACIOSMANOĞLU tarafından hazırlanan bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulu kararıyla oluşturulan jüri tarafından 24/05/2019 tarihinde Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS** tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri	Unvanı Adı Soyadı
Başkan	: Doç. Dr. Osman BİCAN
Üye	: Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU
Üye	: Dr. Öğr. Üyesi Muhammet DEMİRTAŞ

İmzası




Doç. Dr. Ferhat KALAYCI
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ MÜDÜRÜ

ÖNSÖZ

Otomotiv, havacılık ve savunma sanayi alanlarında enerji verimliliğinin artırılması ve yeterli mukavemet değerlerine sahip daha hafif alaşımların geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar son yıllarda giderek artmıştır. Alüminyum esaslı alaşımların yüksek özgül mukavemet, kolay temin edilebilme, döküm maliyetlerinin düşük olması, kolay şekillendirilebilme gibi pek çok avantajı bir arada bulundurması bu alaşımlar üzerine yapılan çalışmaları arttırmıştır. Yapılan çalışmalar ötektik üstü alaşımlar içerisinde Al-17Si esaslı alaşımların daha çok sertlik ve aşınma direncinin önemli olduğu uygulamalarda tercih edilmesini sağlamıştır. Alüminyum alaşımlarının söz konusu özellikleri içerdikleri alaşım element(ler)i, alaşım element(ler)inin oranı ve alaşım element(ler)inin yapısal özelliklerde neden olduğu değişim başta olmak üzere üretim yöntemi ve uygulanan ısıl işlem gibi pek çok faktöre bağlıdır. Yapılan çalışmalar özellikle alaşım elementi katkısının mekanik ve tribolojik özelliklerin iyileştirilmesinde en etkin yöntem olduğunu göstermektedir. Bu nedenle bu çalışmada, ötektik üstü bileşim (Al-17Si) esaslı EN AC 48100 alaşımı esas alınarak, hem bu alaşımın içeriğindeki Cu, Mg ve Ti elementlerinin hem de çinko katkılarının bu alaşımın yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri üzerindeki etkisinin sistematik bir şekilde araştırılması ve en uygun çinko oranının belirlenmesi amaçlanmıştır.

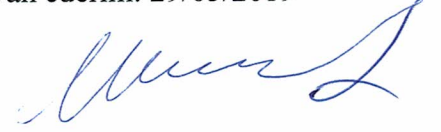
Yüksek Lisans Tezimde danışmanlığımı üstlenen ve çalışmalarımnda çok önemli katkılar yapan hocam sayın Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU' na şükranlarımı sunarım. Ayrıca çalışmalarımna katkılarından dolayı Doç. Dr. Yasin ALEMDAĞ' a, Merve ÇALIŞ' a ve Arş. Gör. Murat BEDER' e teşekkür ederim.

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

Murat HACIOSMANOĞLU

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Tarafımdan hazırlanan “Çinko Katkılarının Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti Alaşımının Yapısal, Mekanik ve Yağsız Çalışma Şartlarındaki Sürtünme-Aşınma Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi” başlıklı bu tezin, Yükseköğretim Kurulu Bilimsel Araştırma ve Yayın Etiği Yönergesindeki hususlara uygun olarak hazırladığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal işlemi kabul ettiğimi beyan ederim. 29/05/2019



Murat HACIOSMANOĞLU

Uyarı: Bu tezde kullanılan özgün ve/veya başka kaynaklardan sunulan içeriğin kaynak olarak kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

ÖZET

ÇİNKO KATKILARININ AL-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti ALAŞIMININ YAPISAL, MEKANİK VE YAĞSIZ ÇALIŞMA ŞARTLARINDAKİ SÜRTÜNME-AŞINMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Murat HACIOSMANOĞLU

**Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Yüksek Lisans Tezi
Danışmanı: Dr. Öğr. Üyesi Ali Paşa HEKİMOĞLU**

Bu çalışmada Al-17Si, Al-17Si-4Cu, Al-17Si-4Cu-0,6Mg, Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti ve farklı oranlarda çinko içeren beş adet Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-Zn alaşımı kokil kalıba döküm yöntemi ile üretildi. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri spark optik emisyon spektrometresi (Spark OES) yöntemi ile belirlenerek doğrulandı. Hazırlanan numunelerin içyapı incelemeleri ışık ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirildi. Al-17Si alaşımının içyapısının alüminyumca zengin α , ötektik Al-Si, primer silisyum ve β fazlarından, üçlü Al-17Si-4Cu alaşımının Al-17Si alaşımındaki fazların yanı sıra bakırca zengin θ (CuAl_2) fazını da içerdiği görüldü. Dörtlü Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımında ise üçlü Al-17Si-4Cu alaşımındaki fazlara ilave olarak Mg_2Si fazının oluştuğu ve ayrıca ikili ve üçlü alaşımda görülen β fazının dörtlü alaşımda π fazına dönüştüğü belirlendi. Titanyum ve çinko içeren beşli ve altılı alaşımların içyapısında ise yeni bir faz oluşmadığı ancak artan çinko oranı ile primer silisyum parçacıklarının irileştiği görüldü. Alaşımların sertliğinin ölçümünde Brinell sertlik ölçme yöntemi, mikrosertliğinin ölçümünde ise Vickers sertlik ölçme yöntemi kullanıldı. Alaşımların mekanik özellikleri universal bir test makinesinde yapılan çekme deneyleri ile belirlendi. Bakır, magnezyum ve titanyum katkılarının alaşımların sertlik, akma ve çekme dayanımı ile birlikte aşınma direncini artırdığı, kopma uzaması değerlerini ise düşürdüğü gözlemlendi. Artan çinko katkısı ile alaşımların sertliğinin arttığı görüldü. Akma, çekme dayanımı ve aşınma direncinin ise %3 çinko oranında en yüksek seviyeye ulaştığı belirlendi. Mekanik ve tribolojik deneylerden elde edilen sonuçlar alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak irdelendi.

2019, 90 sayfa

Anahtar Kelimeler: Al-Si Esaslı Alaşımlar, Mekanik Özellikler, Triboloji

ABSTRACT

AN INVESTIGATION OF ZINC ADDITION ON THE STRUCTURAL, MECHANICAL AND FRICTION-WEAR PROPERTIES IN UNLUBRICATED CONDITIONS OF AL-17SI-4CU-0.6MG-0.2TI ALLOY

Murat HACIOSMANOĞLU

**Recep Tayyip Erdogan University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Mechanical Engineering
Master Thesis**

Supervisor: Asst. Prof. Dr. Ali Paşa HEKİMOĞLU

In this study, one for each Al-17Si, Al-17Si-4Cu, Al-17Si-4Cu-0.6Mg, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti and five Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-Zn with different content of zinc were produced by permanent mould casting. Chemical composition of the produced alloys was confirmed by spark optical emission spectrometry (Spark OES) method. Structural examinations of the alloys were carried out with optical and scanning electron microscopy (SEM). The hardness values of the alloys were determined by the Brinell hardness measurement method and Vickers hardness measurement method was used to measure the microhardness of the alloys. The mechanical properties of the alloys were determined by tensile tests performed with a universal testing machine. The microstructure of the Al-Si alloys consisted of aluminum rich α , eutectic Al-Si, primary silicon and β phases. Al-17Si-4Cu alloy showed a microstructure consisting of the θ (CuAl_2) phase in addition to phases observed in the Al-17Si alloy. Al-17Si-4Cu-0.6Mg alloy showed a microstructure consisting of Mg_2Si in the addition to the phases observed in the Al-17Si-4Cu alloy. In addition to this the β phase turned into π phase in the quaternary alloy. In the microstructure of Al-17Si-4Cu-0.6Mg-Ti and Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-Zn alloys, no new phase was formed, with the increase in zinc ratio, but primary silicon particles were become coarsen. Copper, magnesium and titanium additions resulted in an increase in the hardness, yield strength, tensile strength and wear resistance of the alloys, while they caused a decrease in the elongation to fracture. The hardness of the alloys increased with increasing zinc additions, but the yield, tensile strength and wear resistance increased up to %3 zinc content. The results obtained from mechanical and tribological tests were discussed on the basis of structural changes observed in the alloys tested.

2019, 90 pages

Keywords: Al-Si Based Alloys, Mechanical Properties, Tribology

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	I
TEZ ETİK BEYANNAMESİ	II
ÖZET.....	III
ABSTRACT.....	IV
ŞEKİLLER DİZİNİ	VII
TABLolar DİZİNİ	XI
SEMBOLLER ve KISALTMALAR DİZİNİ	XII
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş	1
1.2. Alüminyum Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları.....	4
1.2.1. İkili Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, Ti-Al ve Al-Zn Faz Diyagramları.....	4
1.2.2. Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Ti, Al-Si-Zn, ve Al-Zn-Cu Faz Diyagramı	8
1.3. Alüminyum-Silisyum Esaslı Alaşımların Özellikleri	12
1.3.1. Al-Si Esaslı Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve Yapısal Özellikleri	12
1.3.2. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri	16
1.3.3. Al-Si Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri	19
1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	20
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	22
2.1. Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Analiz	22
2.2. Alaşımların Fiziksel, Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi	23
2.3. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi.....	25
3. BULGULAR.....	27
3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri	27
3.2. Alaşımların İçyapısı	27
3.3. Fiziksel ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	44
3.4. Kırılma Yüzeylerinin ve Yüzey Aıtlarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular.....	46
3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneyinden Elde Edilen Bulgular.....	54
3.6. Aşınma Yüzeyleri ve Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular.....	59
4. TARTIŞMA ve SONUÇLAR.....	68

5. ÖNERİLER.....	79
KAYNAKLAR	80
ÖZGEÇMİŞ	89



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. İkili Al-Si faz diyagramı	4
Şekil 2. İkili Al-Cu faz diyagramı	5
Şekil 3. İkili Al-Mg faz diyagramı	6
Şekil 4. İkili Ti-Al faz diyagramı	7
Şekil 5. İkili Al-Zn faz diyagramı	8
Şekil 6. Üçlü Al-Si-Cu sisteminin 400 °C sıcaklıktaki kesiti	9
Şekil 7. Üçlü Al-Si-Mg sisteminin 430 °C sıcaklıktaki kesiti	9
Şekil 8. Üçlü Al-Si-Ti sisteminin 700 °C'deki kesiti	11
Şekil 9. Üçlü Al-Zn-Si sisteminin 550°C sıcaklıktaki kesiti	11
Şekil 10. Üçlü Al-Zn-Cu sisteminin 350°C sıcaklıktaki kesiti.....	12
Şekil 11. Alaşımların üretiminde kullanılan indüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı.....	22
Şekil 12. Alaşımların üretiminde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi	23
Şekil 13. Yoğunluk, metalografi ve sertlik ölçüm numunesinin teknik resmi	24
Şekil 14. Çekme deney numunesinin teknik resmi	24
Şekil 15. Sürtünme-aşınma deney düzeneğinin şematik resmi	25
Şekil 16. Al-17Si alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.....	29
Şekil 17. Al-17Si-4Cu alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü	30
Şekil 18. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü	31
Şekil 19. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b)SEM görüntüsü	32
Şekil 20. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü	33
Şekil 21. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü	35
Şekil 22. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü	36
Şekil 23. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü	38
Şekil 24. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü	39

Şekil 25. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımına ait XRD deseni	41
Şekil 26. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımına ait XRD deseni	42
Şekil 27. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımına ait XRD deseni	42
Şekil 28. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımına ait XRD deseni	43
Şekil 29. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımına ait XRD deseni	43
Şekil 30. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımına ait XRD deseni	44
Şekil 31. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sertlik, akma, çekme ve kopma uzaması değerlerinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler	45
Şekil 32. Al-17Si alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	46
Şekil 33. Al-17Si-4Cu alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	47
Şekil 34. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	47
Şekil 35. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	48
Şekil 36. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	48
Şekil 37. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	49
Şekil 38. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	49
Şekil 39. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	50
Şekil 40. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü	50
Şekil 41. Al-17Si alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.....	51
Şekil 42. Al-17Si-4Cu alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü	51
Şekil 43. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü	52
Şekil 44. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü	52
Şekil 45. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü	53
Şekil 46. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü	53

Şekil 47. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü	54
Şekil 48. Al-17Si, Al-17Si-4Cu, Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğriler	55
Şekil 49. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri	56
Şekil 50. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri	56
Şekil 51. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri	57
Şekil 52. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri	57
Şekil 53. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri	58
Şekil 54. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri	58
Şekil 55. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında çinko oranına göre hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren eğriler	59
Şekil 56. Al-17Si alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	60
Şekil 57. Al-17Si-4Cu alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	61
Şekil 58. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	61
Şekil 59. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü	62
Şekil 60. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	62
Şekil 61. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	63
Şekil 62. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	63
Şekil 63. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	64
Şekil 64. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.....	64
Şekil 65. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.....	65
Şekil 66. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.....	65
Şekil 67. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.....	66

Şekil 68. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü..... 66



TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 1.	Bazı ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri	14
Tablo 2.	Al-(2,5-30)Si alaşımlarının mekanik özellikleri	16
Tablo 3.	Bazı Al-Si esaslı standart alaşımların mekanik özellikleri	18
Tablo 4.	Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri	27
Tablo 5.	Çinkonun Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaşımlarının içyapısındaki α ve ötektik alüminyum fazları içerisindeki ağırlıkça çözünürlük oranları	41
Tablo 6.	β ve π fazının kimyasal bileşimini gösteren EDS analiz sonuçları	41
Tablo 7.	İncelenen alaşımların yoğunluk, sertlik, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri	45
Tablo 8.	İncelenen alaşımlarda α ve ötektik fazın sertlik değerleri	46
Tablo 9.	Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerleri	55
Tablo 10.	Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerleri	59
Tablo 11.	Aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları	67

SEMBOLLER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Doç. Dr.	Doçent Doktor
Dr. Öğr. Üyesi	Doktor Öğretim Üyesi
Al	Alüminyum
Si	Silisyum
Cu	Bakır
Mg	Magnezyum
Ti	Titanyum
Zn	Çinko
BSD	Brinell Sertlik Değeri
RSD	Rockwell Sertlik Değeri
OM	Optik Mikroskop
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
dk	Dakika
kg	Kilogram
mg	Miligram
m	Metre
N	Newton
MPa	Megapaskal
μ	Sürtünme Katsayısı
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat Derece
ΔG_T	Sertbest Enerji Değişimi
ΔG_h	Hacim Sertbest Enerjisi
γ	Yüzey Sertbest Enerjisi
\emptyset	Çap
W	Uygulanan Yük
k	Aşınma Sabiti
P_o	Akma Gerilmesi
V	Hacim Kaybı

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Otomotiv, havacılık ve savunma sanayinde kullanılan araçlarda yakıt tasarrufu konusunda yapılan çalışmalar yeterli mukavemet değerlerine sahip ancak daha hafif alaşımların geliştirilmesi üzerinde yoğunlaşmaktadır. Daha hafif alaşımların kullanılması yakıt tüketiminin azalmasına neden olarak hem ekonomiye katkı sağlamakta hem de daha az egzoz gazı salınımı yapılarak çevreye katkıda bulunmaktadır. Bu amaçla, yukarıda belirtilen sanayi dallarında çelik, dökme demir, bronz, pirinç gibi yaygın olarak kullanılan malzemelere göre yoğunluğu çok daha düşük olan ve yeterli mukavemet değerleri sergileyen alüminyum esaslı alaşımların kullanımı giderek yaygınlaşmaktadır (Miller vd., 2000; Medrano-Prieto vd., 2016; Kaba vd., 2018). Alüminyum (Al) esaslı alaşımların yüksek mukavemet/yoğunluk (özgül mukavemet) oranının yanı sıra kolay temin edilebilme, ergime noktalarının ve döküm maliyetlerinin düşük olması, kolay şekillendirilebilme, korozyon dirençlerinin ve elektriksel iletkenliğinin yüksek olması, düşük ısıl genleşme katsayısı gibi avantajlara da sahip olduğu bilinmektedir (Slattery vd., 2009; Hiromi & Wu, 2016; Kang vd., 2016). Bu avantajları sayesinde alüminyum esaslı alaşımlar özellikle motor blokları, pistonlar, silindir blokları, emme manifoldları, yağ karterleri, karbüratörler, şanzıman kutusu, motor bobin sarımı, transistör soğutucuları, veri kayıt diskleri, akümülatörler, harp başlığı, roket gövdesi ve daha birçok farklı parçanın üretiminde başarıyla kullanılmaktadır (Davis, 2001; Miller vd., 2000; Jorstad ve Apelian, 2009; Campbell, 2011). Bu uygulamalarda malzemeler genellikle çekme ve basma kuvvetleri ile birlikte sürtünme ve aşınmaya maruz kalmaktadır. Bu nedenle, alüminyum esaslı alaşımların seçiminde mekanik ve tribolojik özellikler en önemli kriterler olarak ön plana çıkmaktadır. Alüminyum alaşımlarının söz konusu özellikleri içerdikleri alaşım element(ler)i, alaşım element(ler)inin oranı ve alaşım element(ler)inin yapısal özelliklerde neden olduğu değişim başta olmak üzere üretim yöntemi ve uygulanan ısıl işleme göre de farklılık göstermektedir (Li vd., 2017; Prabhudev vd., 2014; Lee vd., 2012).

Alüminyum esaslı alaşımlarda en yaygın ve yüksek oranda kullanılan alaşım elementi silisyum (Si) olup, Al-Si ve/veya Al-Si esaslı alaşımlar hali hazırda endüstriyel

uygulamalarda tercih edilen alüminyum döküm alaşımlarının yaklaşık olarak %90'ını oluşturmaktadır (Davis, 1993; Kaufman ve Rooy, 2004; Lu ve Dahle 2006). Silisyumun alüminyum alaşımlarının dökümü sırasında sıvı metalin akıcılığını arttırdığı ve özellikle ince cidarlı parçaların dökümünü kolaylaştırdığı bilinmektedir (Uzun vd., 2001; Ye, 2003). Ayrıca, silisyum oranı arttıkça Al-Si alaşımlarında yoğunluğun düştüğü, sertlik ve aşınma direncinin arttığı, akma ve çekme mukavemeti değerlerinin ise belli katkı oranlarına kadar arttığı bilinmektedir (Hekimoglu ve Haciosmanoğlu, 2018). Silisyum katkısı ile Al-Si alaşımlarının yoğunluklarının azalması ve/veya mukavemetlerinin artması nedeniyle özgül mukavemet değerlerinde (mukavemet/yoğunluk) artış meydana gelmektedir. Alüminyum esaslı alaşımlarda silisyum katkısının sağladığı bir diğer fayda da bu alaşımların aşınma direncinde iyileşmeye yol açmasıdır (Ye, 2003; Davis ve Eyre, 1994). Silisyum katkısıyla söz konusu alaşımların aşınma direncinde meydana gelen iyileşme, bu element katkısı nedeniyle sertlik ve mukavemet değerlerindeki artışın yanı sıra içyapılarında oluşan sert ötektik ve primer silisyum parçacıklarının yük taşıma kabiliyetini artırmasına dayandırılmaktadır (Davis ve Eyre, 1994; Alemdag ve Savaskan, 2008; Tiwari vd., 2018).

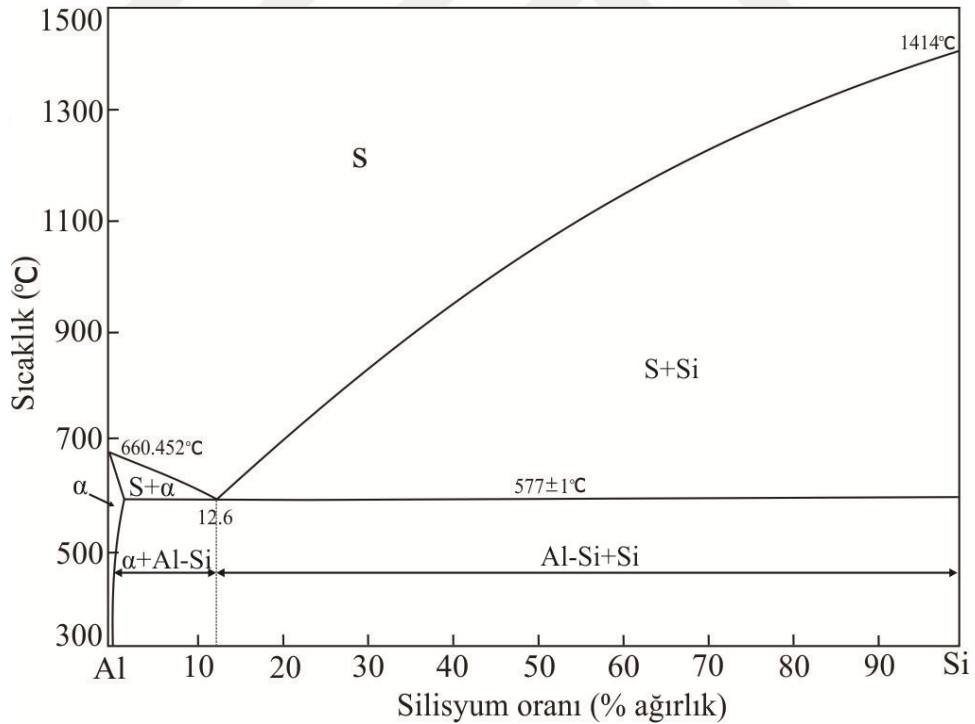
Al-Si esaslı alaşımlar içerdikleri silisyum oranına göre ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü olarak sınıflandırılmaktadır (Shankar vd., 2004; Ahmed vd., 2019). Şöyle ki, ikili Al-Si denge diyagramında ötektik dönüşümün meydana geldiği %12,6 veya buna çok yakın oranlarda silisyum içerenler ötektik, bu orandan yüksek miktarlarda silisyum içerenler ötektik üstü, daha düşük oranlarda silisyum içerenler ise ötektik altı Al-Si alaşımları olarak isimlendirilmektedir (Shankar vd., 2004; Hekimoğlu ve Haciosmanoğlu, 2018). Ötektik altı alaşımlar mekanik özelliklerin ön planda tutulduğu uygulamalarda, ötektik üstü olanlar ise daha çok sertlik ve aşınma direncinin önemli olduğu uygulamalarda tercih edilmektedir (Fatahalla vd., 1999; Jorstad ve Apelian, 2009; Channappagoudar vd., 2015; Tiwari vd., 2018; Qi vd., 2018). Al-Si alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerinin içyapılarındaki ötektik ve primer silisyum parçacıklarının morfolojisindeki, dağılımlarındaki ve oranlarındaki farklılığa bağlı olarak önemli ölçüde değiştiği bilinmektedir (Fatahalla vd., 1999; Hekimoglu ve Haciosmanoğlu, 2018; Tiwari vd., 2018).

Al-Si esaslı alaşımlarının sertliklerinin, mekanik ve tribolojik özelliklerinin yapılarındaki silisyum oranının yanı sıra içerdikleri diğer alaşım element(ler)inin türüne ve miktarına bağlı olarak da değiştiği bilinmektedir (Li vd., 2017; Prabhudev vd., 2014; Lee vd., 2012). Bakır (Cu) ve magnezyum (Mg) katkıları sertlik ve mukavemeti artırmanın yanı sıra bu alaşımları ısıl işleme elverişli hale de getirmektedir (Wu vd., 2010; Zeren, 2005; Farkoosh ve Pegguleryuz, 2015). Bu nedenle özellikle yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda Cu ve Mg içeren Al-Si alaşımları kullanılmaktadır (Alfonso vd., 2006; Zeren, M., 2005; Li vd., 2003). Ayrıca Al-Si alaşımlarına katılan stronsiyum (Sr), titanyum (Ti), bor (B), vanadyum (V), sodyum (Na) gibi modifikasyon elementlerinin çekirdek büyümesini engelleyip tane incelmeye yol açarak ve/veya içyapıdaki silisyumu parçalayıp küreselleştirmek suretiyle mukavemet değerlerinde artışa neden olduğu bilinmektedir (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Huiyuan vd., 2005; Lu vd., 2005; Liu ve Chen, 2013; Kumar ve Sasikumar, 2017). Mangan (Mn) katkıları ise Al-Si alaşımlarında safsızlık nedeniyle bulunan demirin olumsuz etkisini gidermenin yanı sıra yapıda bulunan intermetalik fazların modifikasyonuna neden olarak mekanik özelliklerin iyileşmesine katkı sağlamaktadır (Hwang vd., 2008; Kim vd., 2014). Belli oranlarda çinko (Zn) katkılarının da alüminyum esaslı alaşımların mukavemetini arttırdığı bilinmektedir (Alemdağ ve Beder, 2014; Hekimoğlu ve Turan, 2018; Reis vd., 2018). Ancak, çinko katkılarının Al-Si alaşımlarının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin yeterince incelenmediği görülmektedir. Bu konuda sadece ötektik altı Al-7Si esaslı alaşımın mekanik ve tribolojik özelliklerine çinkonun etkisinin incelendiği bir çalışma bulunmaktadır (Alemdağ ve Beder, 2014). Çinkonun hem alüminyum hem de Al-Si esaslı alaşımların tribolojik özelliklerine etkisinin incelendiği çalışmalarda, bu element katkısının genellikle kolay kaymaya neden olarak sürtünme katsayısını düşürdüğü ve aşınma direncini arttırdığı görülmüştür (Alemdağ ve Beder, 2014; Savaşkan vd., 2002; Pürçek vd., 2002). Ancak, özellikle yüksek aşınma dayanımı gerektiren uygulamalarda tercih edilen ötektiküstü Al-Si esaslı alaşımlarda çinko katkılarının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklere etkilerinin sistematik bir şekilde araştırıldığı bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada, ötektik üstü bileşim (Al-17Si) esaslı EN AC 48100 alaşımı esas alınarak, hem bu alaşımın içeriğindeki Cu, Mg ve Ti elementlerinin hem de çinko katkılarının bu alaşımın yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri üzerindeki etkisinin sistematik bir şekilde araştırılması ve en uygun çinko oranının belirlenmesi amaçlanmıştır.

1.2. Alüminyum Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları

1.2.1. İkili Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, Ti-Al ve Al-Zn Faz Diyagramları

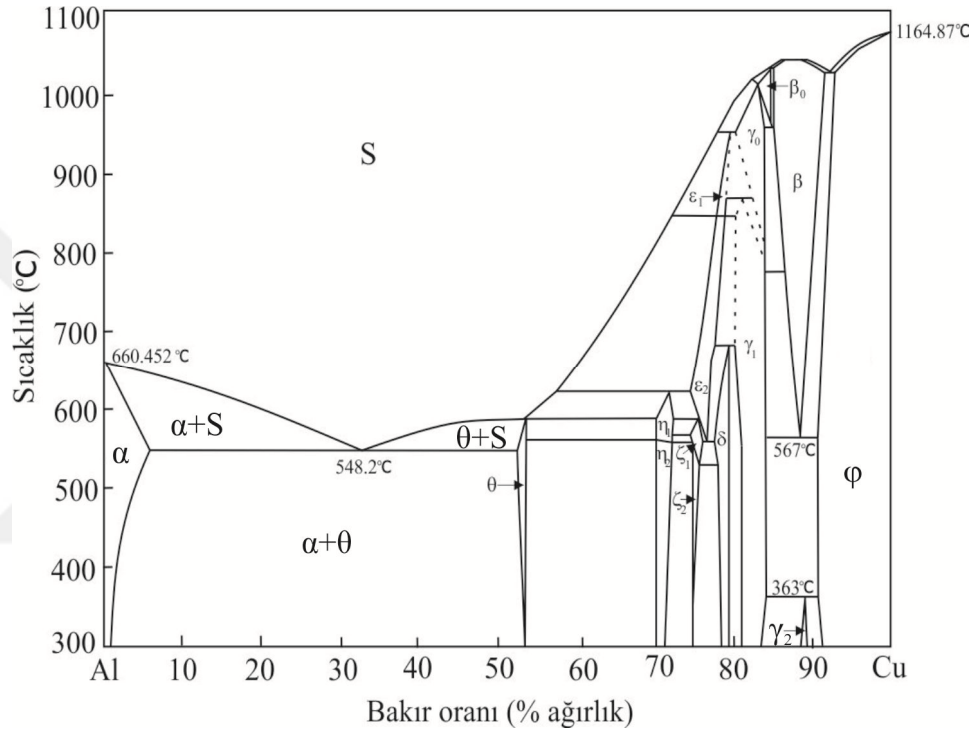
İkili Al-Si sistemine ait denge diyagramı Şekil 1’ de verilmektedir (ASM Handbook Committee, 1990). Bu diyagramda, sıvı durumda alüminyum ve silisyumun birbiri içerisinde tamamen çözüldüğü, katı durumda ise alüminyum içerisinde silisyumun az da olsa çözünen silisyumun içerisinde alüminyumun hiç çözünmediği görülmektedir. Bu diyagramda ayrıca katılaştırmış durumdaki Al-Si alaşımlarının içyapısının alüminyumca çok zengin α fazı ile ötektik ve primer silisyum parçacıklarından oluştuğu, %12,6 Si oranında ve 577 °C sıcaklıkta katılaşmanın ötektik reaksiyon ile meydana geldiği görülmektedir. Denge durumundaki katılaşma koşullarında ötektikaltı alaşımların içyapısı α ile ötektik Al-Si fazlarından, ötektiküstü alaşımlarınki ise ötektik Al-Si fazı ve primer silisyum parçacıklarından oluşmaktadır (Şekil 1).



Şekil 1. İkili Al-Si faz diyagramı.

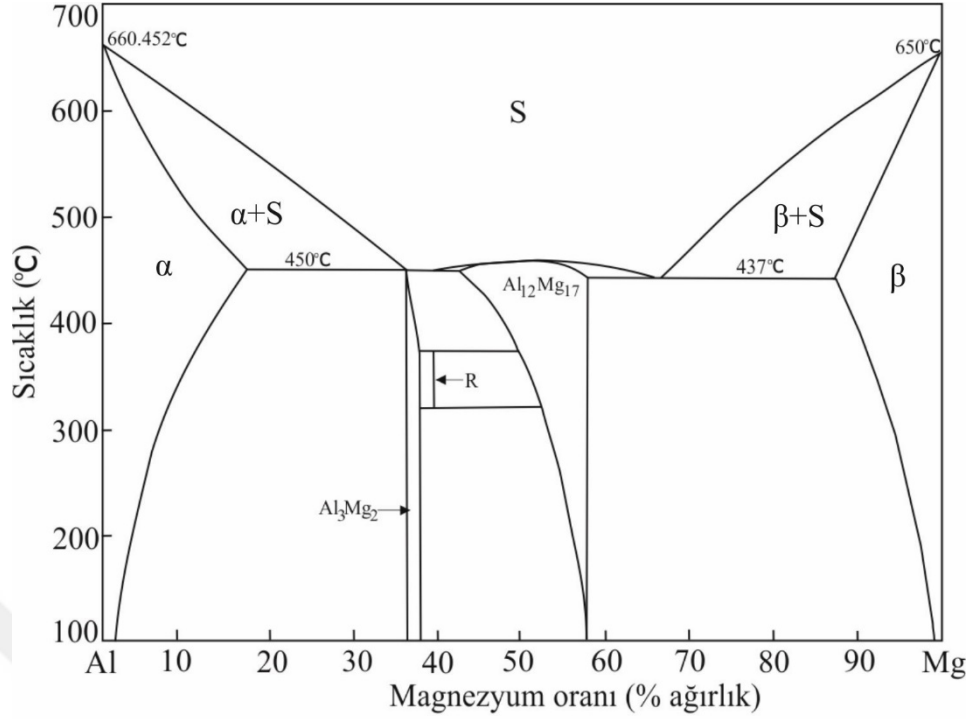
İkili Al-Cu sistemine ait denge diyagramı Şekil 2’ de verilmiştir verilmektedir (ASM Handbook Committee, 1990). Bu diyagramda, sıvı durumda alüminyum ve bakırın birbiri içerisinde her oranda çözüldüğü görülmektedir. Katı durumda ise α -alüminyum

fazı içerisinde bakırın maksimum çözünürlüğü 548 °C sıcaklıkta yaklaşık olarak % 5,5, oda sıcaklığında ise katı çözünürlüğü oldukça sınırlı olup yaklaşık olarak %1 civarındadır. Oda sıcaklığında alüminyumun bakır içerisinde çözünürlüğünün ise yaklaşık olarak %8 olduğu görülmektedir (Şekil 2). Bu diyagramda ayrıca Al-Cu ikili sisteminde oda sıcaklığında bakır oranına bağlı olarak α , θ (Al_2Cu), η (AlCu), γ (AlCu_2) ve β (AlCu_4) gibi intermetalik fazların oluşabildiği anlaşılmaktadır.



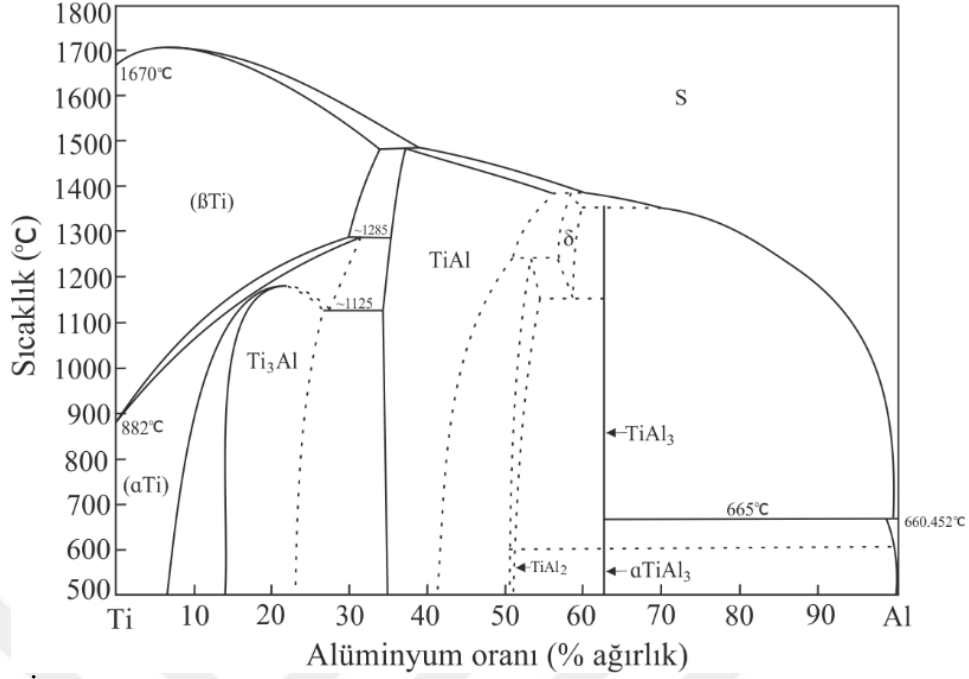
Şekil 2. İkili Al-Cu faz diyagramı.

İkili Al-Mg sistemine ait denge diyagramı Şekil 3’ de verilmektedir (ASM Handbook Committee, 1990). Sıvı durumda alüminyum ve magnezyumun birbiri içerisinde tamamen, katı durumda ise kısmen çözüldüğü görülmektedir. Alüminyumun içerisinde magnezyumun maksimum çözünürlüğü 450 °C’de yaklaşık olarak %16, magnezyumun içerisinde alüminyumun ise maksimum 437 °C’de yaklaşık olarak %12 olmaktadır. Katılaşma sonrasında magnezyum oranına bağlı olarak ikili Al-Mg alaşımlarının içyapısı alüminyumca zengin α , magnezyumca çok zengin β , Al_3Mg_2 ve $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ fazlarından oluşmaktadır (Şekil 3).



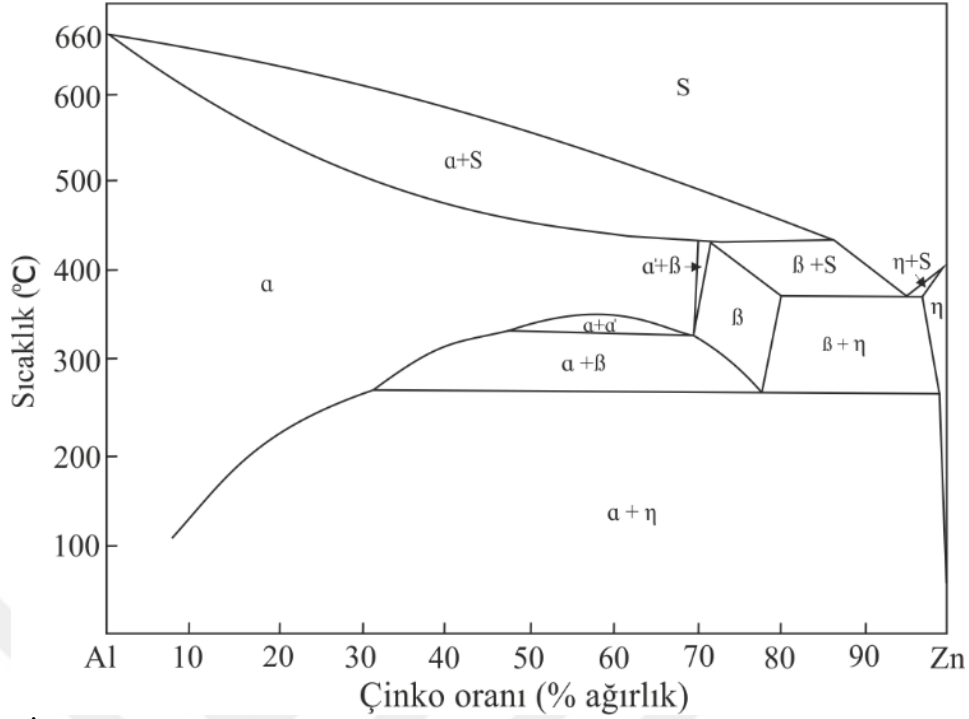
Şekil 3. İkili Al-Mg faz diyagramı.

Şekil 4' te ikili alüminyum-titanyum faz diyagramı verilmektedir (ASM Handbook Committee, 1990). Bu faz diyagramında alüminyumun titanyum içerisinde oda sıcaklığında yaklaşık olarak %6 oranına kadar çözüldüğü, titanyumun alüminyum içerisinde ise çok az çözüldüğü görülmektedir. Bu faz diyagramında ayrıca oda sıcaklığında düşük alüminyum oranlarında αTi ve Ti_3Al , yüksek alüminyum oranlarında ise $TiAl_3$ fazlarının oluştuğu görülmektedir.



Şekil 4. İkili Ti-Al faz diyagramı.

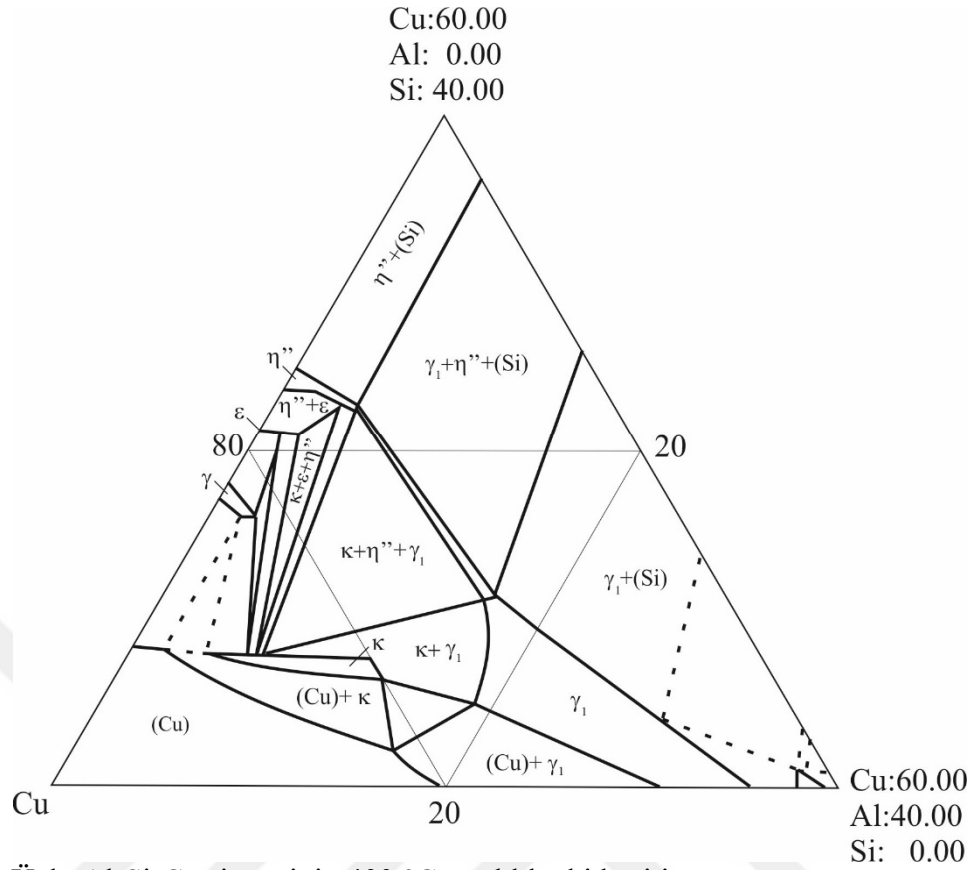
İkili alüminyum-çinko faz diyagramı Şekil 5’ de verilmiştir (ASM Handbook Committee, 1990). Bu diyagramda α alüminyumca, η çinkoca, β ise ötektik dönüşüm sonucu oluşan alüminyumca zengin faz bölgelerini göstermektedir. Bu denge diyagramından sıvı durumda alüminyum ve çinkonun birbiri içerisinde tamamen çözüldüğü, oda sıcaklığında ise alüminyum içerisinde çinkonun çözünürlük sınırının tam olarak tespit edilemediği, çinko içerisinde alüminyumun ise çok az çözüldüğü anlaşılmaktadır.



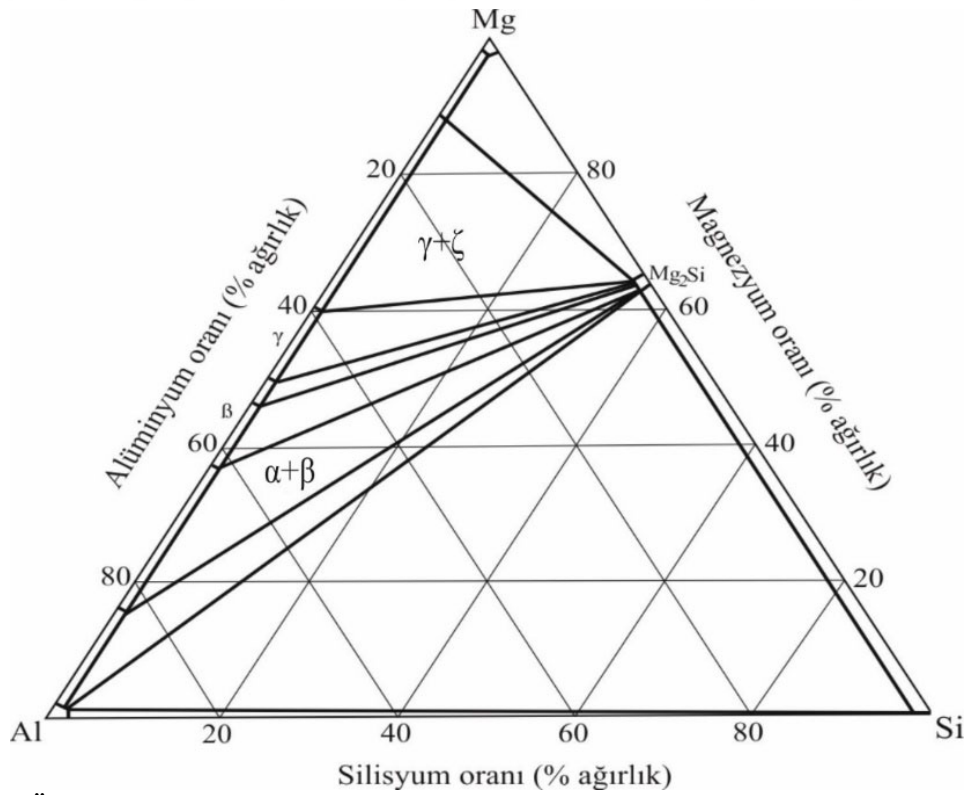
Şekil 5. İkili Al-Zn faz diyagramı.

1.2.2. Üçlü Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Ti, Al-Si-Zn, ve Al-Zn-Cu Faz Diyagramı

Üçlü alüminyum-silisyum-bakır alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda oda sıcaklığında bu alaşımların içyapısında alüminyumca zengin α , bakırca zengin θ (CuAl_2) ve Si fazlarının oluştuğu görülmekle birlikte söz konusu alaşımın üçlü faz diyagramı henüz tam olarak ortaya koyulamamıştır. Ancak Al-Si-Cu alaşımına ait belirli sıcaklık değerlerine ait faz dönüşüm sistemleri üzerine çalışmalar mevcuttur. Bu çalışmalardan elde edilen 400 °C'deki izotermal kesit Şekil 6'da verilmiştir (Effenberg ve Ilyenko, 2005). Bu kesitte yer alan γ (Cu_5Si), γ_1 (Cu_9Al_4), η'' ($\text{Cu}_x\text{Si}_y\text{Al}_z$), ϵ ($\text{Cu}_{15}\text{Si}_4$), κ (Cu_7Si) metallar arası bileşikler ifade etmektedir. Şekil 7' de Al-Si-Mg alaşımına ait 430 °C' deki sıcaklık kesiti görülmektedir (ASM International, 1990). Söz konusu kesitten de görülebileceği üzere magnezyum ve silisyum katkıları alüminyumca zengin katı çözelti içerisinde oldukça kısıtlı çözünürlük göstermektedirler. Diyagramda alüminyumca zengin faz α , magnezyumca zengin faz ζ , Mg_2Si bileşiği β ve Al_8Mg_5 bileşiği γ olarak verilmiştir.



Şekil 6. Üçlü Al-Si-Cu sisteminin 400 °C sıcaklıktaki kesiti.

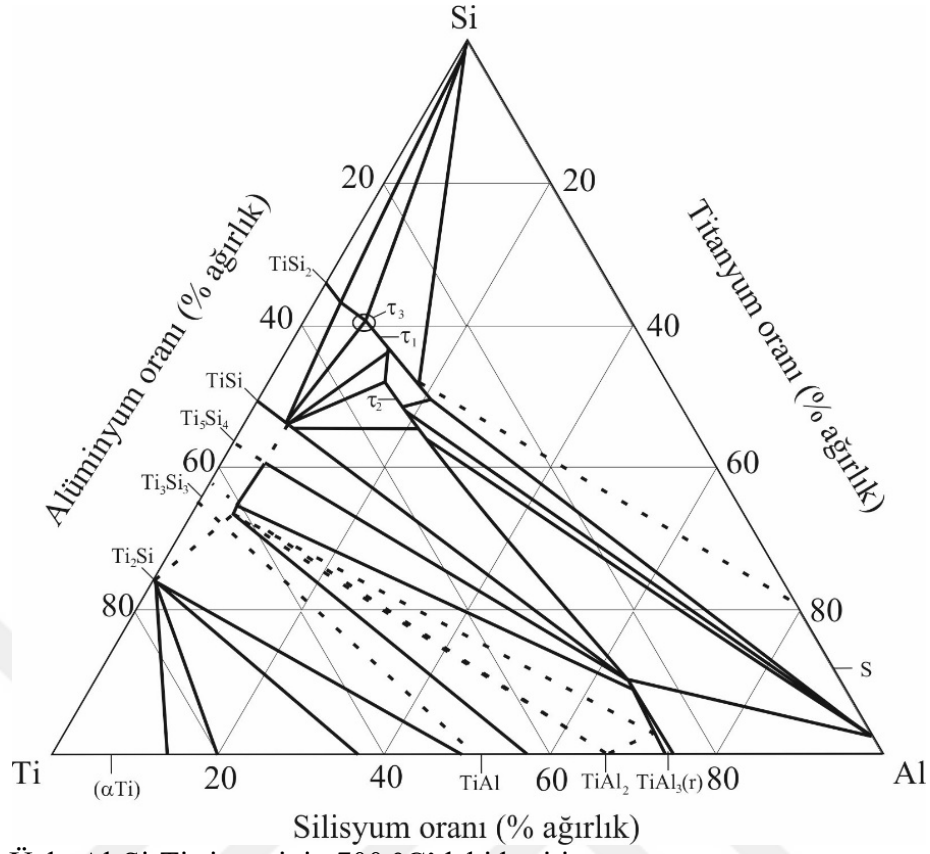


Şekil 7. Üçlü Al-Si-Mg sisteminin 430 °C sıcaklıktaki kesiti.

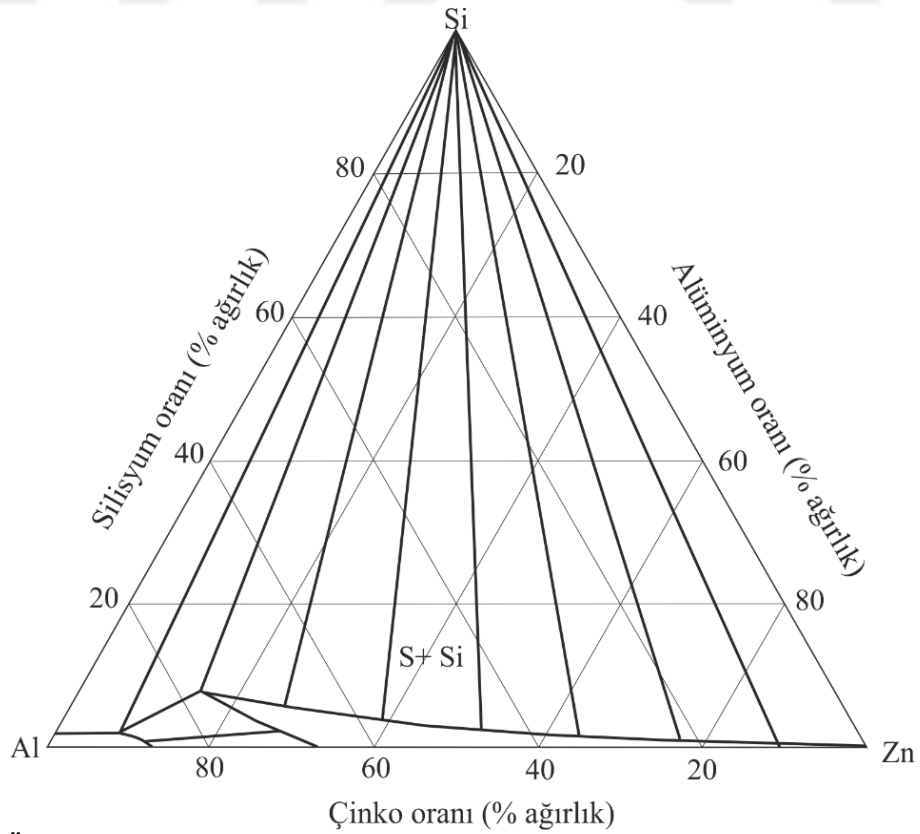
Üçlü alüminyum-silisyum-titanyum faz diyagramı henüz net olarak ortaya koyulamamıştır. Ancak bu sistemin belli sıcaklık değerlerindeki kesitleri hakkında çalışmalar vardır. Söz konusu üçlü sistemin 700 °C'deki izotermal kesiti Şekil 8'de verilmektedir (Effenberg ve Ilyenko, 2005). Bu kesitte katı durumda titanyumca zengin α Ti, atomik ağırlık olarak %74,5-75 oranında alüminyum içeren TiAl₃ fazı, yarı kararlı TiAl₂ fazı ve τ_1 (Ti_xAl_ySi_z) bileşiği görülmektedir. Yapılan deneysel çalışmalar alüminyumca zengin bölgede yaklaşık 579°C'de $L + \tau_1 \rightarrow (Si) + (Al)$ faz dönüşümünün gerçekleştiğini göstermekle birlikte (Al) katı çözeltilisinin %0,6 oranına kadar titanyum içerebildiği ortaya koyulmuştur.

Al-Si-Zn üçlü sisteminin 550°C sıcaklıktaki izotermal kesiti Şekil 9'da verilmektedir. Zhu ve arkadaşları silisyumun alüminyum-çinko matrisi içerisindeki çözünürlüğünün çok az olduğunu, bu nedenle söz konusu alaşımlarda meydana gelen faz dönüşümlerini belirgin bir şekilde etkilemediğini ortaya koymuştur.

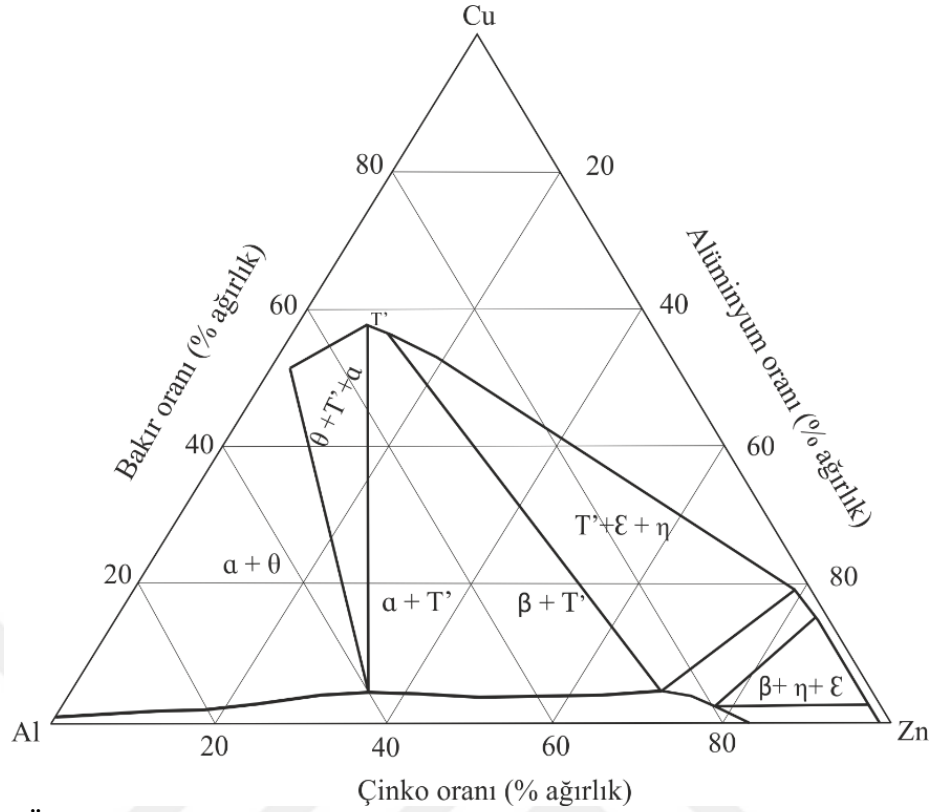
Üçlü alüminyum-çinko-bakır faz diyagramı henüz tamamlanamamakla birlikte belirli sıcaklık değerlerindeki faz dönüşüm sistemleri ile ilgili çalışmalar mevcuttur. Söz konusu üçlü sistemin 350 °C'deki izotermal kesiti Şekil 10'da verilmektedir. Bu kesitte yer alan α alüminyumca zengin fazı, β ve η çinkoca zengin fazları; ϵ (CuZn₄) yarı kararlı, θ (CuAl₂) ve T'(Al₄Cu₃Zn) ise kararlı metaller arası bileşikler göstermektedir.



Şekil 8. Üçlü Al-Si-Ti sisteminin 700 °C'deki kesiti.



Şekil 9. Üçlü Al-Zn-Si sisteminin 550°C sıcaklıktaki kesiti.



Şekil 10. Üçlü Al-Zn-Cu sisteminin 350°C sıcaklıktaki kesiti.

1.3. Alüminyum-Silisyum Esaslı Alaşımların Özellikleri

1.3.1. Al-Si Esaslı Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve Yapısal Özellikleri

Ticari uygulamalarda yaygın olarak kullanılan standartlaşmış bazı Al-Si esaslı alaşımların kimyasal bileşimleri Tablo 1' de verilmektedir (TS EN 1706, 2010). Bu tablodan da görüldüğü üzere standartlaşmış Al-Si alaşımlarında silisyum oranı %2 ile 17 arasında değişmektedir. Bu alaşımlarda kullanılan alaşım elementlerinin başında ise Cu, Mg, Ti, Mn, Zn, Pb, Sn ve Ni gelmektedir. Bu elementlerin haricinde standart Al-Si alaşımlarında düşük miktarlarda katılan ve/veya safsızlıktan gelen Fe, Cr, Ti, B, Sr, Li gibi elementlerde bulunabilmektedir.

Al-Si alaşımlarının içyapısı alüminyumca zengin (α) fazı ile ötektik Al-Si fazı ve primer silisyum parçacıklarından oluşmaktadır (Hekimoğlu ve Hacıosmanoğlu, 2018). Bu içyapı bileşenlerinin hacimsel oranı, morfolojisi ve dağılımları silisyum oranına göre farklılık göstermektedir. Al-Si alaşımlarındaki silisyum oranı ötektik bileşim oranından

(%12,6) düşük olduğunda içyapı genel olarak α dendritleri ile bu dendritlerin etrafında yer alan ötektik alüminyum-silisyum fazından oluşmaktadır (Hekimoğlu ve Hacıosmanoğlu, 2018). Yapıdaki silisyum oranı ötektik bileşim oranını aştığında ise artan silisyum oranı ile α fazının içyapıdaki oranı azalmakta, buna karşın primer silisyum parçacıklarının oranı artmaktadır.

Al-Si alaşımlarına ilave edilen alaşım elementleri genellikle içyapıdaki alüminyumca zengin fazlar içerisinde belli oranlara kadar çözünebilmektedir (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Hekimoğlu vd., 2018; Alemdağ ve Beder, 2015). Ancak alaşım elementi oranı çözünürlük limitini aştığında genellikle içyapıda çökelmekte veya bileşik oluşmasına neden olmaktadır (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Vandersluis, 2019; Beroual vd., 2019). Al-Si alaşımlarında oda sıcaklığındaki çözünürlük limitini aşıldığında, bakır θ ($AlCu_2$), magnezyum Al_3Mg_2 ve Mg_2Si , titanyum ise Ti_3Al fazlarının oluşmasına neden olmaktadır (Shivaprasad vd., 2014; Escalera-Lozan vd., 2010; Kori vd., 2009; Salleh vd., 2015). Çinko katkılarının Al-Si alaşımlarının yapısal özelliklerine etkisi konusunda yeterince çalışma bulunmamaktadır. Ancak yapılan bir çalışmada (Alemdağ ve Beder, 2014) düşük oranlardaki çinko katkısının Al-7Si alaşımının yapısal özelliklerine etkisi incelenmiş ve %5 oranına kadar yapılan çinko katkısının alüminyum matris içerisinde tamamen çözüldüğü ortaya koyulmuştur.

Al-Si esaslı alaşımlarda çok düşük oranlarda kullanılan Sr, B, Na, Ti gibi elementlerin ise katılma sırasında alaşımların içyapısındaki çekirdeklerin özellikle silisyum parçacıklarının büyümesini engelleyerek tane boyutlarının küçülmesine yol açtığı ortaya koyulmuştur (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Huiyuan vd., 2005; Lu vd., 2005; Liu ve Chen, 2013; Kumar ve Sasikumar, 2017). Bu nedenle bu elementler Al-Si alaşımlarında modifiye edici bir başka deyişle tane inceltici elementler olarak isimlendirilmektedir (Qiyang vd., 1991; Lu vd., 2007).

Tablo 1. Bazı ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri.

Alaşım grubu	Kimyasal gösterim	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Diğerleri		Al
													Herbiri	Toplam	
AlSiMgTi	AlSi2MgTi	1,6-2,4	0,60 (0,50)	0,10 (0,08)	0,30-0,50	0,45-0,65 (0,50-0,65)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,05-0,20 (0,07-0,15)	0,05	0,15	Kalan
AlSi7Mg	AlSi7Mg	6,5-7,5	0,55 (0,45)	0,20 (0,15)	0,35	0,20-0,65 (0,25-0,65)	-	0,15	0,15	0,15	0,05	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi7Mg0,3	6,5-7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25-0,45 (0,30-0,45)	-	-	0,07	-	-	0,25 (0,18)	0,03	0,10	Kalan
	AlSi7Mg0,6	6,5-7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45-0,70 (0,50-0,70)	-	-	0,07	-	-	0,25 (0,18)	0,03	0,10	Kalan
AlSi10Mg	AlSi10Mg	9,0-11,0	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,45	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Kalan
	AlSi10Mg	9,0-11,0	0,55 (0,45)	0,10 (0,08)	0,45	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	0,05	0,10	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Kalan
	AlSi10Mg(Cu)	9,0-11,0	0,65 (0,55)	0,35 (0,30)	0,55	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	0,15	0,35	0,10	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi9Mg	9,0-10,0	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25-0,45 (0,30-0,45)	-	-	0,07	-	-	0,15	0,03	0,10	Kalan
AlSi	AlSi11	10,0-11,8	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45	-	-	0,07	-	-	0,15	0,03	0,10	Kalan
	AlSi12	10,5-13,5	0,65 (0,55)	0,15 (0,10)	0,55	0,10	-	0,10	0,15	0,10	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi12	10,5-13,5	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,35	-	-	-	0,10	-	-	0,15	0,05	0,15	Kalan
	AlSi9	8,0-11,0	0,65 (0,55)	0,10 (0,08)	0,50	0,10	-	0,05	0,15	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Kalan

Tablo 1 (Devam). Bazı ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri.

Alaşım grubu	Kimyasal gösterim	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Diğerleri		Al
													Herbiri	Toplam	
AlSi5Cu	AlSi6Cu4	5,0-7,0	1,0 (0,9)	3,0 - 5,0	0,20-0,65	0,55	0,15	0,45	2,0	0,30	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,35	Kalan
	AlSi5Cu1Mg	4,5-5,5	0,65 (0,55)	1,0 - 1,5	0,55	0,35-0,65 (0,40-0,65)	-	0,25	0,15	0,15	0,05	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi7Cu0,5Mg	6,5-7,5	0,25	0,2 - 0,7	0,15	0,20-0,45 (0,25-0,45)	-	-	0,07	-	-	0,20	0,03	0,10	Kalan
AlSi9Cu	AlSi8Cu3	7,5-9,5	0,8 (0,7)	2,0 - 3,5	0,15-0,65	0,05-0,55 (0,15-0,55)	-	0,35	1,2	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Kalan
	AlSi9Cu1Mg	8,3-9,7	0,8 (0,7)	0,8 - 1,3	0,15-0,55	0,25-0,65 (0,30-0,65)	-	0,20	0,8	0,10	0,10	0,20 (0,18)	0,05	0,25	Kalan
	AlSi7Cu2	6,0-8,0	0,8 (0,7)	1,5 - 2,5	0,15-0,65	0,35	-	0,35	1,0	0,25	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
AlSi(Cu)	AlSi12(Cu)	10,5-13,5	0,8 (0,7)	1,0 (0,9)	0,05-0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,10	0,20 (0,15)	0,05	0,25	Kalan
AlSiCuNiMg	AlSi12CuNiMg	10,5-13,5	0,7 (0,6)	0,8 - 1,5	0,35	0,8-1,5 (0,9-1,5)	-	0,7 - 1,3	0,35	-	-	0,25 (0,20)	0,05	0,15	Kalan
	AlSi17Cu4Mg	16,0-18,0	1,3 (1,0)	4,0 - 5,0	0,50	0,25-0,65 (0,45-0,65)	-	0,3	1,5	-	0,15	0,25 (0,20)	0,05	0,25	Kalan
AlMg	AlMg3	0,55 (0,45)	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,45	2,5-3,5 (2,7-3,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlMg5	0,55 (0,35)	0,55 (0,45)	0,10 (0,05)	0,45	4,5-6,5 (4,8-6,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan
	AlMg5(Si)	1,5 (1,3)	0,55 (0,45)	0,05 (0,03)	0,45	4,5-6,5 (4,8-6,5)	-	-	0,10	-	-	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Kalan

Not: Aralık verilmeyen değerler maksimum miktarı belirtmektedir.

1.3.2. Al-Si Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri

Al-Si esaslı alaşımların mekanik özellikleri başta silisyum oranı olmak üzere içerdiği diğer alaşım elementlerinin türüne ve miktarına bağlı olarak değişmektedir. Silisyum oranı ve kullanılan alaşım elementleri katı çözünürlüğü, dendrit kol aralığını, ötektik ve primer silisyumun parçacıklarının yapıdaki dağılımını ve ikincil faz oluşumunu etkileyerek mekanik özelliklerde değişime neden olabilmektedir (Dybowski vd., 2016; Hajkowski vd., 2012; Shabestari ve Shahri, 2004). Ayrıca bu alaşımlarda tane inceltme amacıyla kullanılan elementlerin de mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilediği ortaya koyulmuştur (Liao vd., 2002; Lipiński vd., 2013; Samuel vd., 2014). Silisyum oranındaki değişime bağlı olarak Al-Si alaşımlarının sertlik, akma dayanımı, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri Tablo 2’de verilmektedir. Bu tablodan da anlaşılacağı üzere, ikili Al-Si alaşımlarında artan silisyum oranı ile sertlik sürekli artmakta, kopma uzaması ise sürekli azalmaktadır. Ayrıca, Al-(2-30)Si alaşımlarında söz konusu özelliklerin değişiminin incelendiği bir çalışmada (Hekimoğlu ve Hacıosmanoğlu, 2018) da artan silisyum oranı ile sertliğin sürekli arttığı, akma mukavemetinin %17 Si, çekme mukavemetinin %9 Si, kopma uzamasının ise %9 Si oranlarına kadar arttığı görüldü.

Tablo 2. Al-(2,5-30)Si alaşımlarının mekanik özellikleri.

Alaşım	Sertlik (BSD)	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Kopma uzaması (%)	Basma dayanımı (MPa)
Al- 2,5 Si	45	45,9	92,0	7,8	403,0
Al- 5 Si	48	53,8	110,7	8,4	427,5
Al- 7 Si	50	61,8	132,8	8,9	437,3
Al- 9 Si	52	72,2	154,7	11,0	458,5
Al- 10 Si	53	78,0	142,0	6,0	450,0
Al- 12 Si	53	85,7	143,4	3,6	442,7
Al- 12,6 Si	54	86,7	140,3	4,5	443,8
Al- 15 Si	55	88,8	129,2	2,4	443,8
Al- 17 Si	57	93,7	127,6	2,4	435,7
Al- 20 Si	59	91,3	112,8	1,5	434,7
Al- 25 Si	60	88,3	90,3	0,6	411,9
Al- 30 Si	77	45,5	66,6	0,2	393,1

Al-Si esaslı alaşımların sertlik ve/veya mekanik özelliklerini olumlu etkileyen alaşım elementlerinin başında bakır, magnezyum, çinko ve titanyum gelmektedir. Ağırlıklı olarak bu katkı elementlerini içeren ve standartlaşmış olan Al-Si alaşımlarının

sertlik, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri Tablo 3'te verilmiştir (TS EN 1706, 2010). Bu tabloda da görüldüğü gibi, özellikle Cu ve Mg katkıları Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmektedir. Bu element katkılarının söz konusu alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinde neden olduğu artış katı çözeltili ve/veya ikincil faz sertleşmesi mekanizmasına dayandırılarak açıklanmaktadır (Alemdağ ve Beder, 2015; Hekimoğlu ve Ayata, G., 2019; Li vd., 2017). Şöyle ki, katı çözeltili oluşması durumunda çözen atomlar ile çözünen atomların boyutlarının farklı olması nedeniyle kafes yapısında çarpılma meydana gelmektedir. Kafes yapısındaki çarpılma dislokasyonların hareketinin zorlaştırmakta ve bunun sonucunda da sertlik ve mukavemette artışa yol açmaktadır (Savaşkan, 2009). İkincil faz sertleşmesi ise genellikle Cu ve Mg katkılarının Al-Si alaşımlarının içyapısını oluşturan fazlardaki katı çözünebilirlik göstermemesi ve/veya katı çözünebilirlik limitini aşması durumunda içyapıda yeni faz(lar), bileşik(ler) veya intermetalik faz(lar) oluşması sonucunda meydana gelmektedir. İçyapıda yeni bir fazın çökmesi de içyapıda gerilmelerin oluşmasına neden olarak dislokasyon hareketlerini zorlaştırmakta ve bunun sonucunda malzemelerin sertlik ve mukavemet değerlerinde artışa neden olmaktadır (Savaşkan, 2009). Cu ve Mg katkıları ayrıca Al-Si alaşımlarına ısı işlem uygulanmayı da mümkün hale getirmektedir (Beroual vd., 2019; Heo vd., 2018). Isıl işlem uygulamaları ile Al-Si esaslı alaşımların sertlik ve mukavemet değerleri daha da iyileştirilebilmektedir (Wu vd., 2017; Krishnankutty vd., 2017).

Ayrıca son yıllarda yapılan çalışmalarda sodyum (Na), bor (B), stronsiyum (Sr), vanadyum (V), antimon (Sb) gibi elementlerin de söz konusu alaşımların sertlik ve/veya mukavemet özelliklerini olumlu yönde etkilediği ortaya koyulmuştur (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Huiyuan vd., 2005; Lu vd., 2005; Liu ve Chen, 2013; Kumar ve Sasikumar, 2017). Bu modifikasyon elementleri çekirdek büyümesini engelleyip iri taneli ve keskin köşeli silisyum parçacıkları yerine daha ince taneli ve küresel şekilli silisyum parçacıklarının oluşmasına ve bu sayede alaşımın mukavemetinin artmasına neden olmaktadır.

Çinkonun Al-Si esaslı alaşımlarının mekanik özelliklerine etkileri konusunda yeterli sayıda bilimsel çalışma bulunmamaktadır. Bununla birlikte, Al-7Si alaşımının sertlik ve mukavemet değerlerine etkilerinin incelendiği bir çalışmada (Alemdağ ve

Beder, 2014) çinkonun bu değerleri iyileştirdiği görülmüştür. Ancak ötektik ve ötektik üstü bileşime sahip Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerine etkisi henüz incelenmemiştir.

Tablo 3. Bazı Al-Si esaslı standart alaşımların mekanik özellikleri.

Alaşım grubu	Kimyasal gösterim	Isıl işlem	Çekme dayanımı (MPa, min.)	Akma dayanımı (MPa, min.)	Kopma uzaması (% min.)	Brinell sertlik değeri (BSD, min.)	
AlSiMgTi	Al Si2MgTi	D	140	70	3	50	
		T6	240	180	3	85	
AlSi7Mg	Al Si7Mg	D	140	80	2	50	
		T6	220	180	1	75	
		Al Si7Mg0,3	T6	230	190	2	75
		Al Si7Mg0,6	T6	250	210	1	85
AlSi10Mg	Al Si10Mg(a)	D	150	80	2	50	
		T6	220	180	1	75	
	Al Si10Mg(b)	D	150	80	2	50	
		T6	220	180	1	75	
	Al Si10Mg(Cu)	D	160	80	1	50	
		T6	220	180	1	75	
	Al Si9Mg	T6	230	190	2	75	
	AlSi	Al Si11	D	150	70	6	45
Al Si12(b)		D	150	70	4	50	
Al Si12(a)		D	150	70	5	50	
Al Si9		D	170	80	4	50	
AlSi5Cu	Al Si6Cu4	D	150	90	1	60	
	Al Si5Cu1Mg	T4	170	120	2	80	
		T6	230	200	< 1	100	
Al Si7Cu0,5Mg	T6	250	190	1	85		
AlSi9Cu	Al Si8Cu3	D	150	90	1	60	
	Al Si9Cu1Mg	D	135	90	1	60	
	Al Si7Cu2	D	150	90	1	60	
AlSi(Cu)	Al Si12(Cu)	D	150	80	1	50	
AlSiCuNiMg	AlSi17Cu4Mg	D	200	180	1	90	
		T5	295	260	1	127	
AlMg	Al Mg3	D	140	70	3	50	
	Al Mg5	D	160	90	3	55	
	Al Mg5(Si)	D	160	100	3	60	

D: Dökülmüş durumda.

T4: Çözündürme ve doğal yaşlandırma uygulanmış.

T5: Döküm sonrası yapay veya aşırı yaşlandırma

T6: Çözündürme ve yapay yaşlandırma uygulanmış.

a: Modifiye edici element içermemektedir.

1.3.3. Al-Si Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri

Al-Si alaşımlarının tribolojik davranışları konusunda çok sayıda çalışma yapılmıştır. Bu çalışmalarda söz konusu alaşımların aşınma davranışlarının silisyum oranlarına, içyapılarındaki silisyum parçacıklarının yapısına, şekline, boyutuna ve dağılımına bağlı olarak değiştiği ortaya koyulmuştur (Ahmad vd., 2017; Elmadagli vd., 2007; Clarke ve Sarkar, 1979). Shivanath vd. (1977) tarafından yapılan bir çalışmada % 4-20 oranlarında silisyum içeren ikili Al-Si alaşımlarının aşınma davranışı incelenmiş ve artan silisyum oranı ile bu alaşımların aşınma dirençlerinin iyileştiği görülmüştür. Clarke ve Sarkar (1982) tarafından yapılan bir çalışmada ise ötektiküstü Al-Si alaşımlarındaki yatak sarması için gerekli yükün ötektikaltı alaşımlara kıyasla daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Ötektiküstü alaşımların aşınma direnci üzerinde silisyumun etkisinin incelendiği bir başka çalışmada ise artan silisyum oranı ile aşınma direncinin arttığı tespit edilmiştir (Andrews vd., 1985). Torabian vd. (1994)'nın yaptığı bir çalışmada ise yukarıdaki çalışmalarda elde edilen sonuçlara benzer olarak, artan silisyum oranı ile aşınma direncinin iyileştiği, ancak %15 oranından daha yüksek silisyum katkılarının aşınma direncini belirgin bir şekilde artırmadığı ortaya koyulmuştur. Silisyum oranı %12, 20 ve 25 oranlarında olan ikili ötektik ve ötektik üstü Al-Si alaşımlarının aşınma dirençlerinin incelendiği bir diğer çalışmada ise %20 Si oranında silisyum içeren alaşımın diğer alaşımlara göre daha iyi aşınma direnci gösterdiği gözlenmiştir (Wang vd., 2004). Ötektik üstü Al-Si alaşımlarının daha yüksek aşınma direnci sergilediği ve bu nedenle yüksek aşınma direnci gerektiren endüstriyel uygulamalarda ötektik ve ötektik altı Al-Si alaşımlarına göre daha çok tercih edildiği görülmektedir.

Günümüzde Al-Si esaslı alaşımların tribolojik özellikleri konusunda yapılan çalışmalar bu alaşımların sürtünme ve aşınma özelliklerini geliştirme üzerine yoğunlaşmaktadır (Alemdağ ve Savaşkan, 2008; Alemdağ ve Beder, 2014; Alemdağ ve Beder, 2015; Senapati vd., 2018). Bu çalışmalarda genellikle alaşım elementi katkıları ve/veya tane inceltici elementler kullanılarak Al-Si esaslı alaşımların mekanik özelliklerinin yanı sıra tribolojik özelliklerinin de geliştirilebildiği görülmüştür. Bu amaçla yapılan bir çalışmada Cu katkılarının ötektikaltı Al-7Si alaşımının aşınma davranışına etkisi incelenmiş ve Cu katkısının bu alaşımın aşınma direncini arttırdığı belirlenmiştir (Alemdağ ve Beder, 2015). Başka bir çalışmada ise Cu katkısının ötektik

üstü Al-17Si alaşımının aşınma dayanımını da arttırdığı ortaya koyulmuştur (Dwivedi, 2010). Ötektik üstü bileşim esaslı Al-(13-20)Si alaşımlarının aşınma direncine titanyum katkısının etkisinin incelendiği bir çalışmada da, titanyumun Al-Si alaşımlarının aşınma direncini olumlu yönde etkilediği ortaya koyulmuştur (Jakanur, 2016). Al-Si alaşımların aşınma davranışlarına magnezyum katkılarının etkisinin yeterli düzeyde incelendiği bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Çinko katkılarının alüminyum esaslı alaşımlarda sürtünme ve aşınma davranışını olumlu etkilediğini ortaya koyan birçok çalışma bulunmaktadır (Ilangovan vd., 2016; Mondal vd., 2005). Ancak çinko katkısının Al-Si alaşımlarının aşınma direncine etkisini inceleyen yeterli sayıda çalışma bulunmamaktadır. Bu konuda sadece ötektikaltı ikili Al-7Si alaşımının aşınma direncine çinkonun etkisinin incelendiği bir çalışma mevcut olup, bu çalışmada da çinkonun Al-7Si alaşımının aşınma direncini olumlu etkilediği ortaya koyulmuştur (Alemdağ ve Beder, 2014). Ancak ötektiküstü bileşime sahip Al-Si alaşımlarının aşınma direncine çinkonun etkisinin incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır.

1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Otomotiv, uzay, havacılık ve savunma sanayi başta olmak üzere birçok sanayi dalında ürün ağırlıklarının ve imalat maliyetlerinin azaltılması ile birlikte işgücü ve enerji verimliliğinin (yakıt ekonomisi) artırılması gün geçtikçe daha büyük önem taşımaktadır. Bu durum söz konusu sanayi dallarında kullanılmak üzere imalatı kolay, yeterli fiziksel özelliklere, mekanik özelliklere ve aşınma direncine sahip ancak daha hafif malzemelerin geliştirilmesi gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Bu bağlamda yapılan çalışmalar ergime noktası ve yoğunlukları düşük, özgül mukavemeti, aşınma ve korozyon direnci yüksek, daha kolay şekillendirilebilen malzemeler üzerine yoğunlaşmıştır (Miller vd., 2000; Medrano-Prieto vd., 2016; Kaba vd., 2018). Dökümleri, işlenmeleri ve şekillendirilmelerinin kolay olmasının yanı sıra yüksek özgül mukavemet, korozyon, aşınma ve sıcak yırtılma direncinin yanı sıra düşük ısıl genleşme katsayılarına da sahip olmaları nedeniyle, alüminyum-silisyum (Al-Si) esaslı alaşımlar çok sayıda araştırmacının dikkatini çekmiştir. Bu nedenle yukarıda belirtilen sanayi dallarında kullanılmalarına yönelik olarak Al-Si alaşımları üzerinde yapılan araştırma ve geliştirme çalışmaları giderek artmıştır (Slattery vd., 2009; Hiromi & Wu, 2016; Kang vd., 2016). Bu çalışmalar kolay üretim, uygun mukavemet ve süneklik kombinasyonuna sahip

oldukları için özellikle ötektik bileşime yakın oranlarda (%5-17) silisyum içeren Al-Si esaslı alaşımlar üzerinde yoğunlaşmış ve hali hazırda ticarileşmiş olan pek çok Al-Si esaslı alaşım geliştirilmiştir (Kaba vd., 2018; Lima vd., 2018; Miller vd., 2000). Bu alaşımlar üzerine son yıllarda yapılan araştırma-geliştirme çalışmaları fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerinin daha da geliştirilmesi konularına odaklanmış ve çeşitli alaşım elementi katkıları ve üretim teknikleriyle bu alaşımların fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerinin geliştirilmesi yoluna gidilmiştir (Nampoothiri vd., 2018; Fatahalla vd., 1999; Liv d., 2017). Bu çalışmalarda Al-Si esaslı alaşımların fiziksel, mekanik ve tribolojik özelliklerinin içerdikleri alaşım elementlerinin türü ve oranı ile birlikte içyapılarında bulunan fazların durumuna bağlı olduğu ortaya koyulmuştur (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Alemdağ ve Beder, 2014; Beronal vd., 2019). Belli oranlarda bakır, magnezyum, titanyum ve çinko katkılarının bazı Al-Si alaşımlarının mukavemet değerlerini önemli ölçüde iyileştirdiği görülmüştür (Alemdağ ve Beder, 2014; Alemdağ ve Beder, 2015; Liv d., 2017; Wu vd., 2016). Ancak, EN 1706:2010 Numaralı “Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları - Dökümler - Kimyasal Bileşim ve Mekanik Özellikler” adlı uluslararası standartta EN AC-48100 olarak isimlendirilen Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımına temel oluşturan ötektik üstü ikili Al-17Si alaşımının sertlik, mekanik ve/veya tribolojik özelliklerine bileşiminde bulunan bakır, magnezyum, titanyum ve çinko katkılarının etkisinin detaylı olarak incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada hem bakır, magnezyum ve titanyum katkılarının Al-17Si alaşımının tribolojik özelliklerine etkisinin, hem de Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımına farklı oranlarda çinko ilavesi yaparak, çinko katkılarının Al-17Si-4Cu-Mg-Ti alaşımının içyapı, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin sistematik olarak incelenmesi amaçlanmıştır.

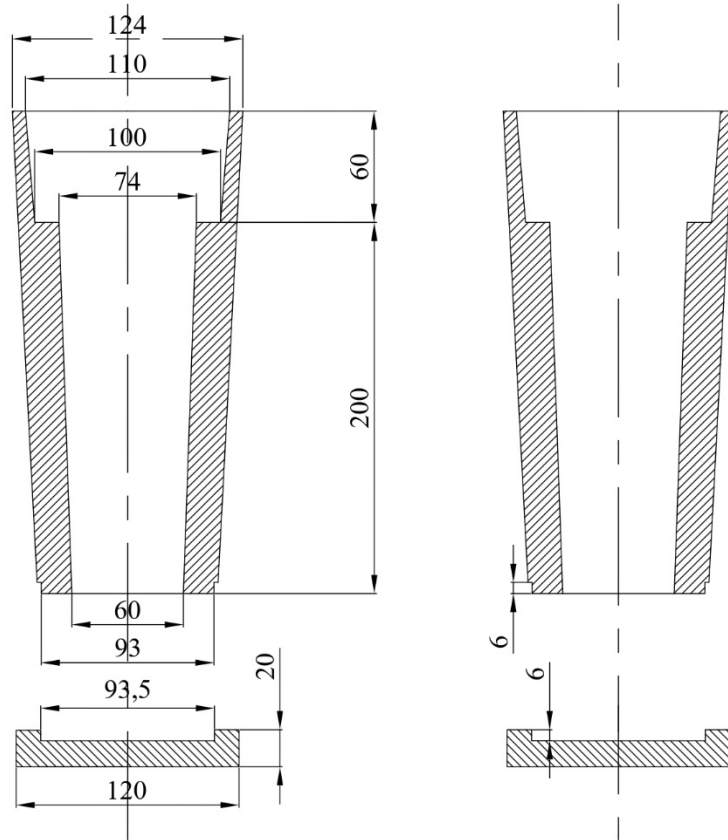
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Analiz

Bu çalışmada ötektik üstü bileşim esaslı birer adet ikili Al-17Si, üçlü Al-17Si-4Cu, dördü Al-17Si-4Cu-0,6Mg, beşli Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımı ve 5 adet altılı Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaşımı kokil kalıba döküm yöntemiyle üretildi. Alaşımların üretiminde %99,9 saflıkta alüminyum, %99,9 saflıkta magnezyum ve çinko ile Al-25Si ve Al-50Cu alaşımları kullanıldı. Ağırlıkça uygun kimyasal bileşimi sağlayacak şekilde hazırlanan alaşım elementleri fotoğrafı Şekil 11’de verilen orta frekanslı bir indüksiyon ocağında ergitildi. Ergimiş durumdaki alaşım homojenleştirme amacıyla uygun döküm sıcaklığında (yaklaşık olarak 770 °C) 30 dakika bekletildikten sonra teknik resmi Şekil 12’ de verilen ve oda koşullarında tutulan SAE 8620 çeliğinden imal edilmiş bir çelik kalıba dökülerek katılaştırıldı. Üretilen külçelerinin kütlece kimyasal bileşimleri spark optik emisyon spektrometresi (Spark OES) yöntemi ile belirlenerek doğrulandı.



Şekil 11. Alaşımların üretiminde kullanılan indüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı.

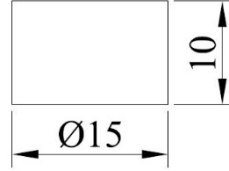


Şekil 12. Alaşımların üretiminde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi.

2.2. Alaşımların Fiziksel, Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

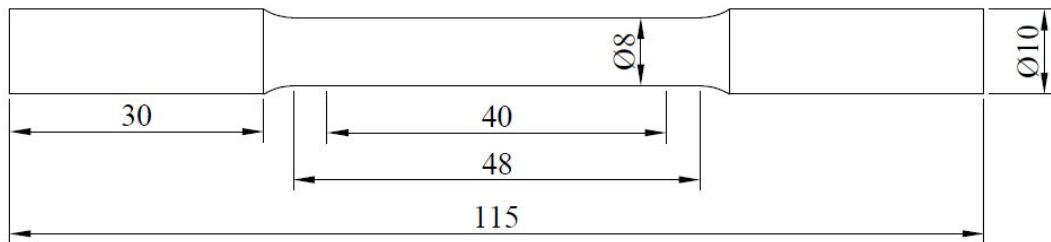
Üretilen alaşımların yapısal, fiziksel ve mekanik özelliklerinin incelenmesi için dökümlerden elde edilen alaşım külçelerinden talaşlı işleme yöntemiyle uygun boyutlarda numuneler hazırlandı. Söz konusu numuneler hazırlanırken kokil kalıbın en alt bölgesinden teknik resmi Şekil 13’ de verilen yoğunluk, metalografi ve sertlik numuneleri çıkarıldı. Daha sonra kokil kalıptan geriye kalan parçadan teknik resmi Şekil 14’ te verilen çekme deney numuneleri hazırlandı. Alaşımların yoğunlukları Arşimet prensibi ile belirlendi. Bu yöntemde önce yoğunluğu ölçülecek numunenin kütlesi 0.01 mg hassasiyetinde bir terazi ile ölçüldü. Daha sonra numune içerisinde su olan dereceli bir silindir kabın içerisine daldırıldı. Batan cismin yer değiştirdiği su miktarı dereceli silindir üzerinden okunarak numunenin hacmi belirlendi. Numunenin mevcut kütlesinin ölçülen hacim değerine bölünmesiyle yoğunluğu hesaplandı. İçyapı incelemeleri için numuneler sırasıyla 300, 600, 800, 1200 ve 2000 numaralı zımparalar ile zımparalandıktan sonra sırasıyla 9 ve 3 μm ’lik elmas ve 0,05 μm ’lik SiO_2 süspansiyon ile parlatıldı. Parlatılan

numuneler dağlanma işlemine tabi tutulmadan doğrudan hem optik mikroskopu (OM) hem de taramalı elektron mikroskopu (SEM) yardımıyla incelendi ve içyapılarını gösteren fotoğraflar çekildi. Üretilen alaşımların içyapılarını oluşturan fazlar enerji dispersif spektroskopisi (EDS) yöntemiyle analiz edilerek belirlendi. Alaşımların sertliği Brinell sertlik ölçme yöntemiyle 2,5 mm çapında bilye uç kullanılarak 62,5 kg×f yük altında ölçüldü. Alaşımların ana yapısını oluşturan α ve ötektik fazın mikrosertliği ise Vickers sertlik ölçme yöntemi ile 50 g'lık yük altında ölçüldü. Her bir alaşım numunesinde en az on kez sertlik ölçümü yapılıp elde edilen değerlerin ortalaması alınarak sertlik değerleri belirlendi.



şekil 13. Yoğunluk, metalografi ve sertlik ölçüm numunesinin teknik resmi.

Çekme deneylerinde TS 138 standardına göre detaylı teknik resmi şekil 14'te verilen $\text{Ø}8 \times 40\text{mm}$ ölçü boyutlarında numuneler kullanıldı. Çekme deneyleri 10^{-3} s^{-1} 'lik deformasyon hızında gerçekleştirildi. Her bir alaşım için en az üç adet çekme deneyi yapıldı ve bu deneylerden elde edilen değerlerin ortalaması alınarak alaşımların akma dayanımı, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri belirlendi.

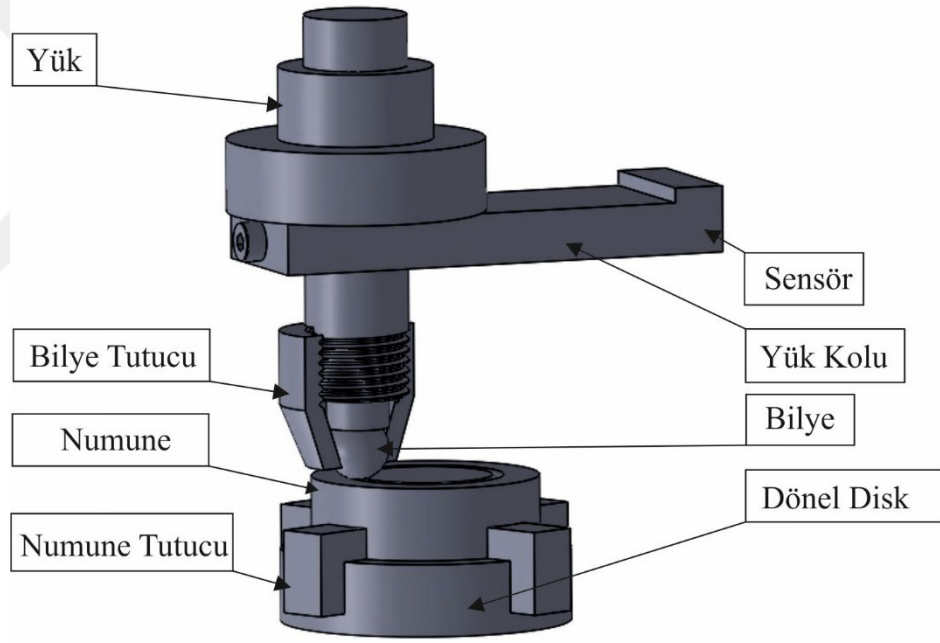


şekil 14. Çekme deney numunesinin teknik resmi.

2.3. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi

Alaşımların tribolojik özellikleri şematik resmi şekil 15' te verilen ve ASTM: G99 standartlarına uygun olan bir bilye disk esaslı deney düzeneği yardımıyla belirlendi. Bu deney düzeneği 50-500 d/dk devirler arasında çalışabilen bir elektrik motoru, yükleme

kolu, deney numunesinin yerleştirildiği bir disk, numune tutucu, aşındırıcı bilye, bilye tutucu, sıcaklık ve kuvvet algılayıcı sensörler ve bilgisayar destekli kontrol ünitesinden oluşmaktadır. Aşındırıcı bilye yükleme koluna düşey olarak yataklanmış durumdaki bir tutucuya hareket etmeyecek şekilde yerleştirilmektedir. Deneylerde 6 mm çapında ve 58-62 RSD sertlik değerine sahip 100Cr6 çeliğinden imal edilmiş bir bilye kullanıldı. Söz konusu deney düzeneğinde yükleme, yükleme kolunun ucuna ağırlık asmak suretiyle gerçekleştirilmektedir. Sürtünme kuvveti 30 N kapasiteli bir indüktif sensör ile belirlendi. Bu sensörden alınan veriler bilgisayardaki yazılım tarafından işlenerek sürtünme kuvveti belirlenmektedir. Belirlenen sürtünme kuvvetinin uygulanan normal yüke bölünmesiyle sürtünme katsayısı hesaplanmaktadır. Sürtünme katsayısının zamana göre değişimi program aracılığıyla deney boyunca sürekli kaydedilmektedir.



Şekil 15. Sürtünme-aşınma deney düzeneğinin şematik resmi.

Sürtünme ve aşınma deneylerinde $\text{Ø}22 \times 7$ mm boyutlarında talaşlı işleme hazırlanan silindirik numuneler kullanıldı. Numunelerin yüzeyleri deneylere başlamadan önce 1200 numaralı zımpara ile parlatıldı. Deneyler kuru (yağsız) durumda, 5 N' luk bir yük altında, 0.16 m/s' lik kayma hızında ve 1000 m sabit kayma mesafesinde gerçekleştirildi. Bu deney şartları literatürde Al-Si alaşımlarının sürtünme ve aşınma özelliklerinin belirlenmesine yönelik olarak aynı deney düzeneğinde yapılan çalışmalardan (Alemdağ ve Beder 2014; Alemdağ ve Beder 2015) elde edilen sonuçlar

değerlendirilerek belirlendi. Aşınma deney numuneleri hem deneylere başlamadan önce hem de deneyler tamamlandıktan sonra ultrasonik bir temizleyicide sırasıyla trikloretilen (C_2HCl_3) ve alkol-aseton karışımları ile temizlendi. Temizlendikten sonra kurutulan numunelerin kütleleri 0,01 mg'lık hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü. Deneylerin öncesinde ve sonrasında ölçülen kütlelerin farkı alaşımların yoğunluk değerlerine bölünerek aşınma nedeniyle meydana gelen hacim kaybı değerleri belirlendi. Aşınma deneylerinden sonra numunelerin aşınan yüzeylerinde meydana gelen değişimler ve aşınma parçacıkları taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelendi.



3. BULGULAR

3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

Üretilen alaşımların kimyasal bileşimi Tablo 4’te verilmiştir.

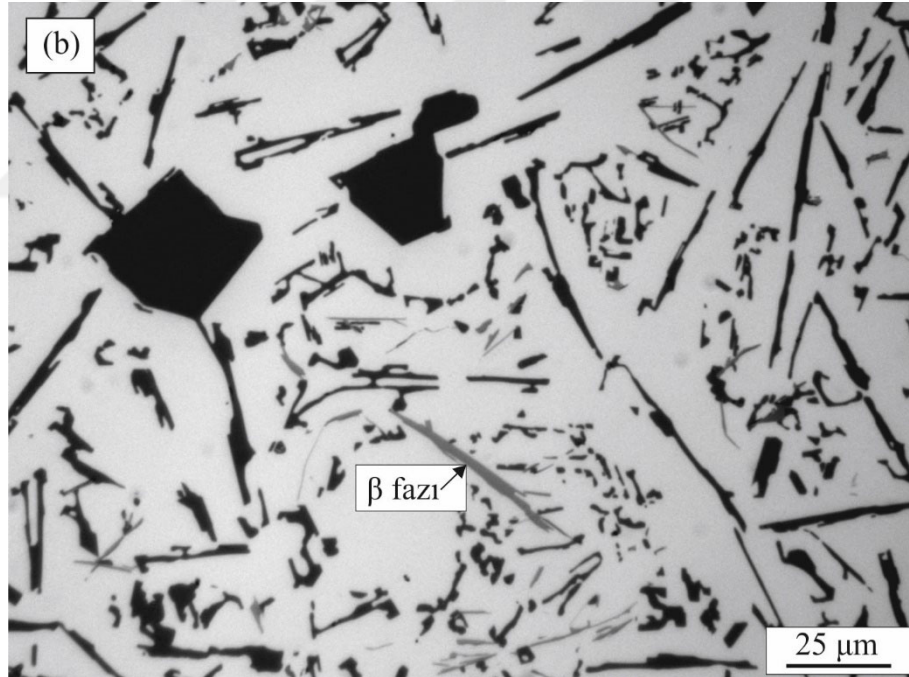
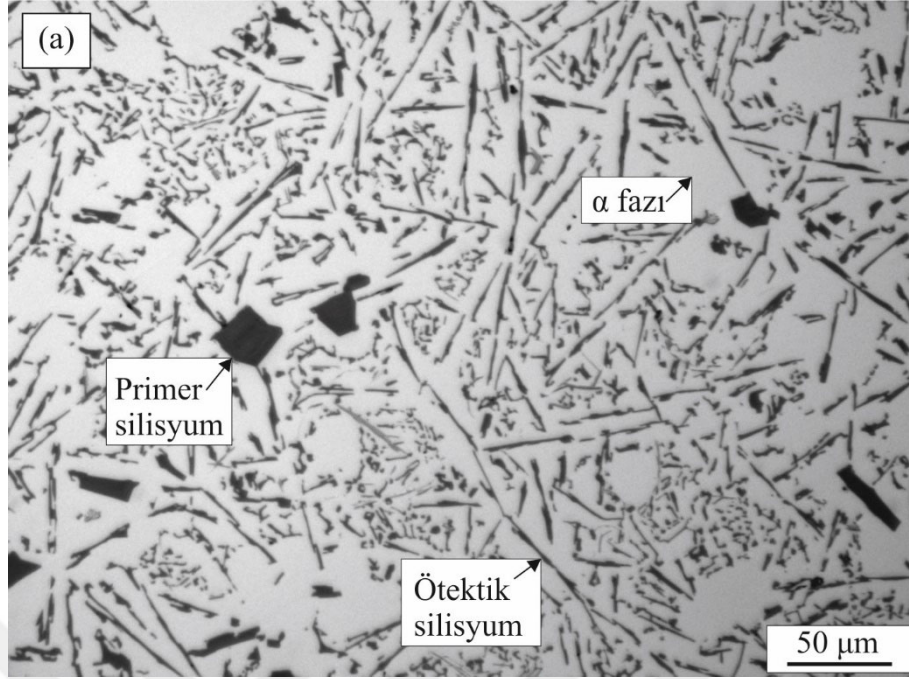
Tablo 4. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri.

Alaşım	Kimyasal Bileşim Oranı (% ağırlık)						Diğer (Fe, Mn, Ni, Sn)
	Al	Si	Cu	Mg	Ti	Zn	
Al-17Si	Kalan	17,3	---	---	---	---	0,20
Al-17Si-4Cu	Kalan	16,7	3,9	---	---	---	0,20
Al-17Si-4Cu-0,6Mg	Kalan	16,8	4,2	0,64	---	---	0,20
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti	Kalan	17,2	3,9	0,57	0,24	---	0,19
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	Kalan	16,8	4,3	0,63	0,25	1,0	0,19
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn	Kalan	16,7	4,5	0,63	0,23	2,1	0,19
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	Kalan	16,7	4,1	0,58	0,23	3,2	0,18
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn	Kalan	16,8	4,1	0,63	0,24	4,3	0,17
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	Kalan	16,7	4,2	0,63	0,23	5,3	0,17

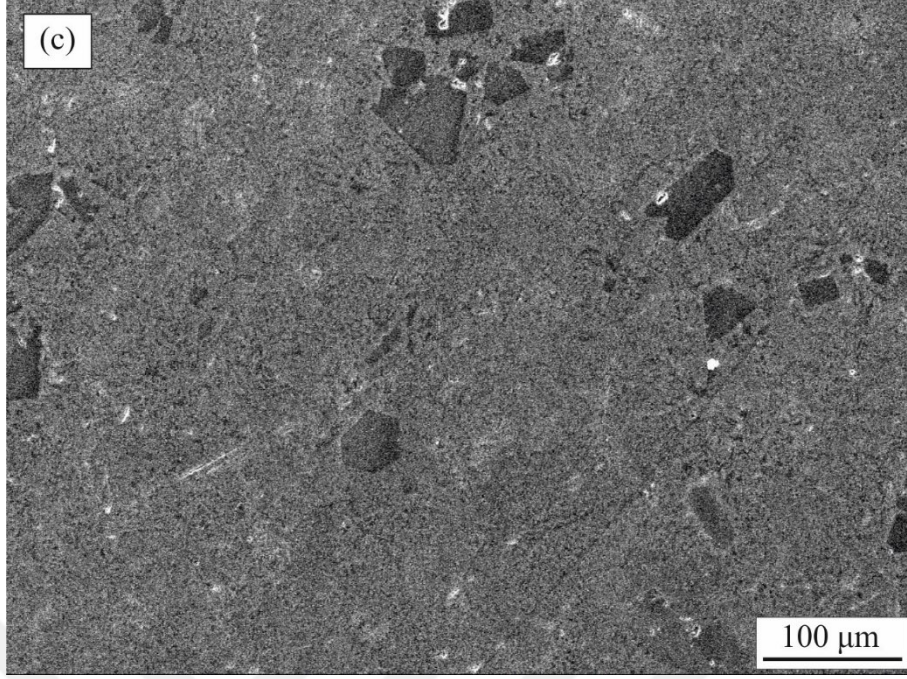
3.2. Alaşımların İçyapısı

Bu çalışma kapsamında üretilen ikili Al-17Si, üçlü Al-17Si-4Cu, dördü Al-17Si-4Cu-0,6Mg ve beşli Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımlarının içyapısını gösteren optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 16-19’da verilmiştir. Farklı oranlarda çinko katkısı yapılarak elde edilen altılı Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaşımlarının içyapılarının optik mikroskop ve SEM görüntüleri ise Şekil 20-24’te verilmiştir. Al-17Si alaşımının içyapısının alüminyumca zengin α , ötektik Al-Si, primer silisyum ve β (Al-Fe-Si) fazlarından oluştuğu görülmektedir (Şekil 16). Ötektik silisyum parçacıklarının ince ve uzun, primer silisyum parçacıklarının ise değişik geometrilere iri ve köşeli bir yapıda oldukları görülmektedir (Şekil 16). İkili Al-17Si alaşımına %4 oranında bakır katılması durumunda içyapıdaki alüminyumca zengin α fazının belirgin bir dendritik şekil aldığı,

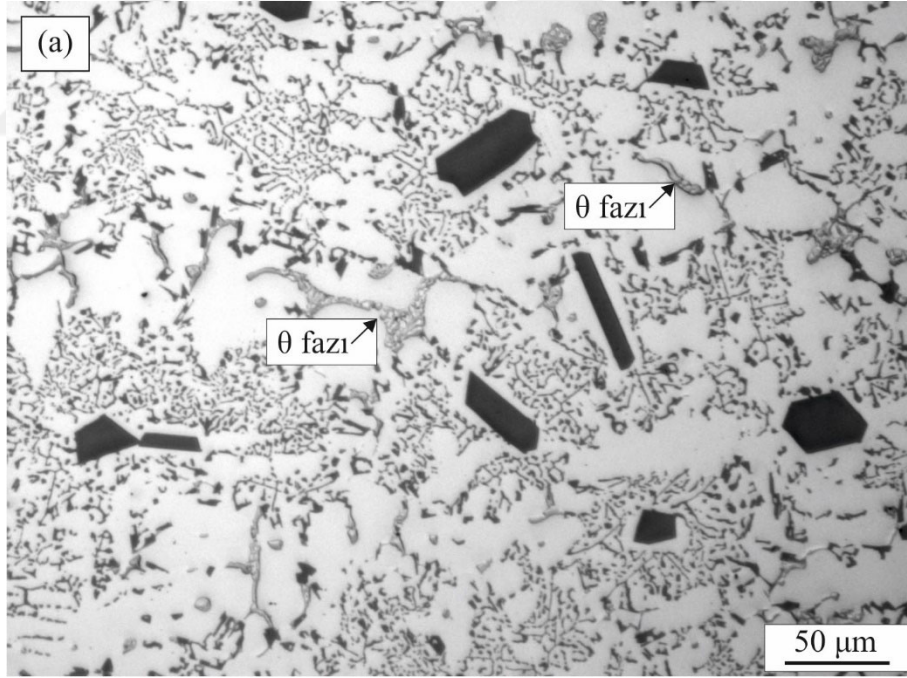
ötektik silisyum parçacıklarının incelendiği ve dendritler arası bölgelerde bakırca zengin θ (CuAl_2) fazının olduğu gözlemlendi (Şekil 17). Dörtlü Al-17Si-4Cu-0,6Mg ve beşli Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımlarının metalografik yapısının genel olarak üçlü alaşımdan çok farklı olmadığı, ancak magnezyum katkısıyla α dendritleri ile ötektik faz arasındaki sınırlarda Mg_2Si bileşiğinin olduğu ve β fazının π (Al-Mg-Fe-Si) fazına dönüştüğü belirlendi (Şekil 18-19). Farklı oranlardaki çinko ilaveleri ile elde edilen altılı Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaşımlarının içyapılarının da beşli alaşıma benzer olduğu ve α , ötektik Al-Si, primer silisyum ile π fazlarından farklı bir fazın oluşmadığı görüldü, (Şekil 20-24). β ve π fazının kimyasal bileşimini belirlemeye yönelik olarak yapılan EDS analiz sonuçları Tablo 6' da, çinkonun primer alüminyum ve ötektik alüminyum içerisinde çözünürlük oranını gösteren EDS sonuçları Tablo 5' te verilmiştir. Tablo 6' da β fazının alüminyum ve demir oranının π fazından fazla olduğu, π fazının silisyum oranının ise β fazından fazla olduğu görülmektedir. Tablo 5' te ise artan çinko oranı ile alüminyumca zengin fazlar içerisinde çinkonun da çözünürlük oranının arttığı görülmektedir. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında oluşan fazları belirlemek için yapılan XRD taraması sonrası elde edilen desenler Şekil 25-30' da verilmektedir. Bu desenlerden alüminyumca zengin α , bakırca zengin θ , silisyum, π ve Mg_2Si fazlarının olduğu görüldü. Söz konusu fazlardan α ' nın yaklaşık olarak 38, 45, 65, 78 ve 83 derecede, θ ' nın 22, 28, 43 ve 69 derecede, silisyumun 28, 47, 56, 69, 76 ve 88 derecede, Mg_2Si ' un 28, 35 ve 47 derecede olduğu gözlemlendi.



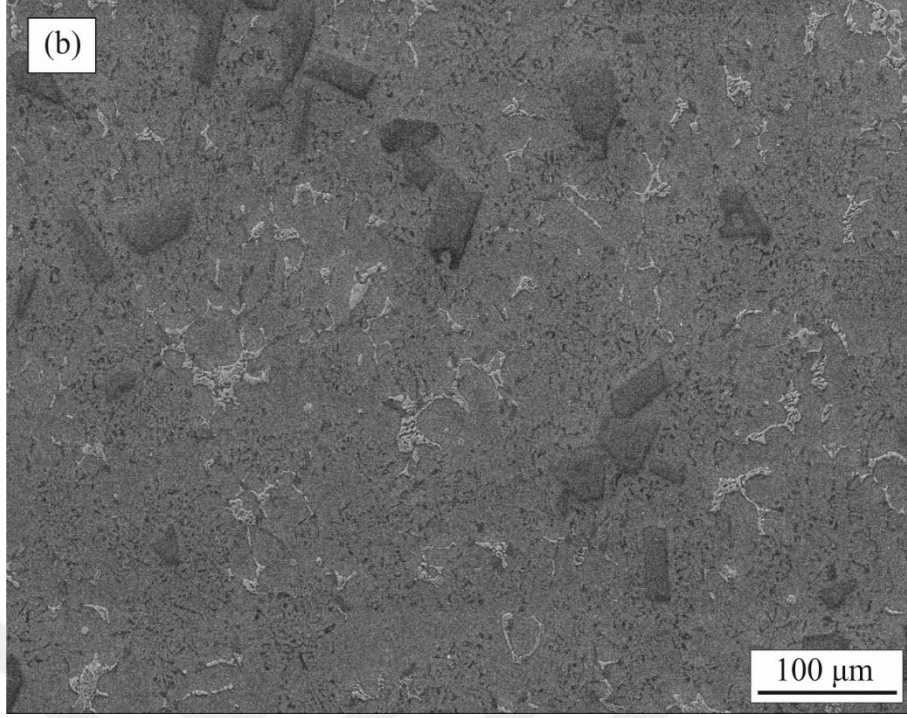
Şekil 16. Al-17Si alaşımının içyapısının a) düşük büyütme b) yüksek büyütme c) SEM görüntüsü.



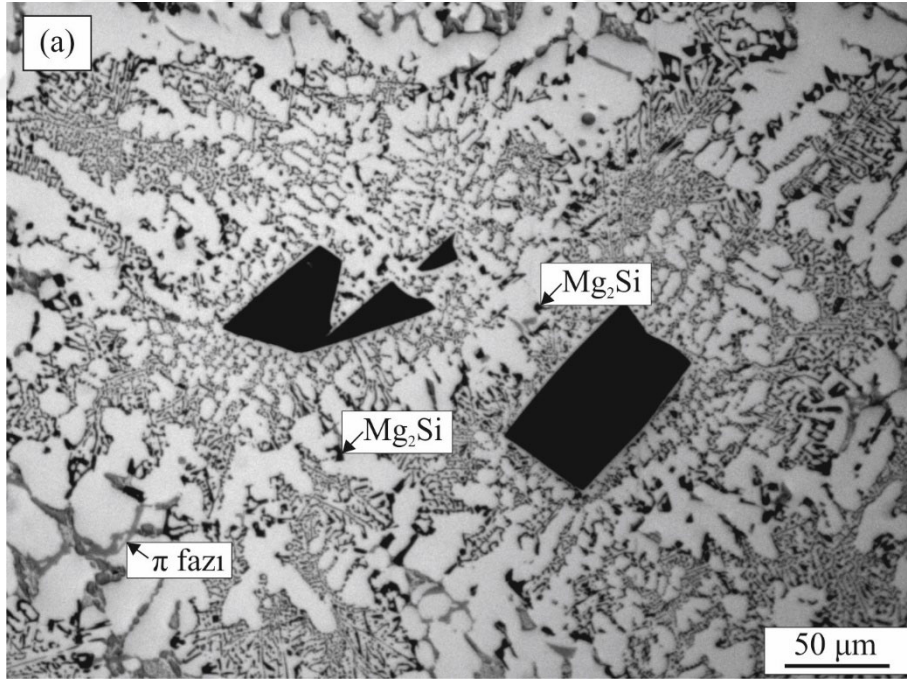
Şekil 16 (devam). Al-17Si alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



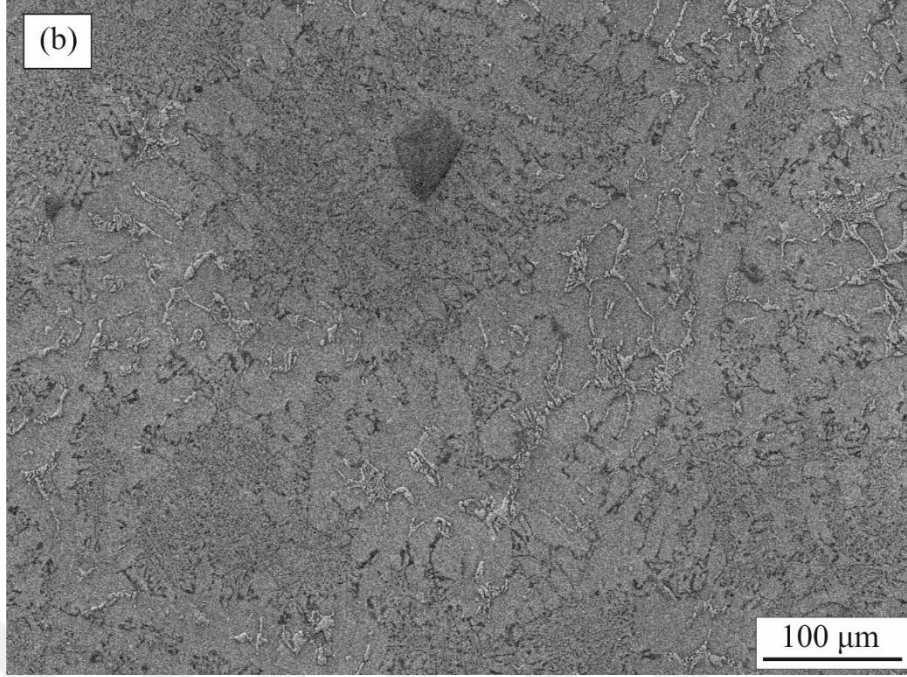
Şekil 17. Al-17Si-4Cu alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü.



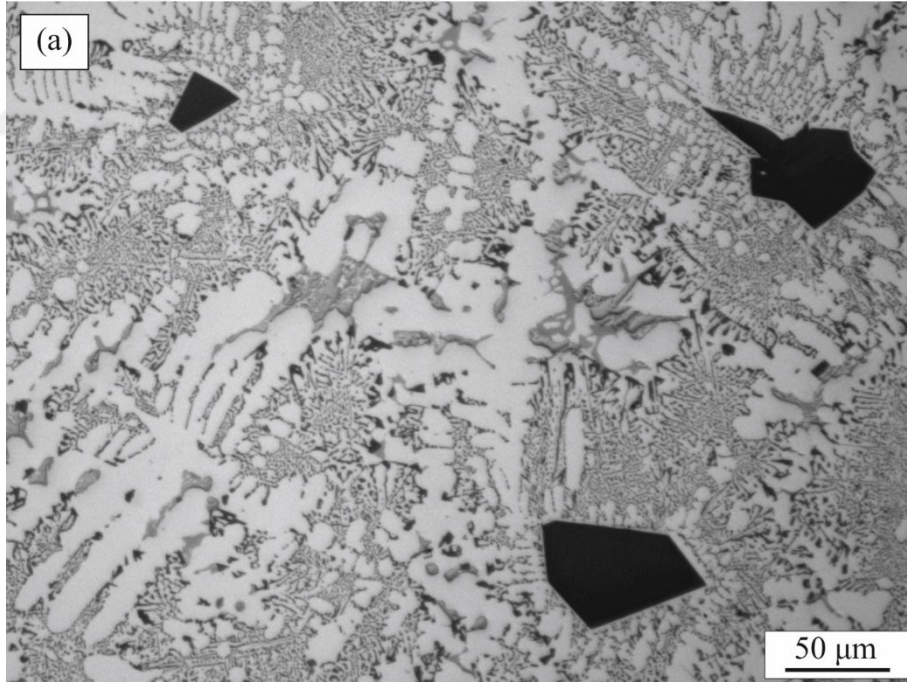
Şekil 17 (devam). Al-17Si-4Cu alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü.



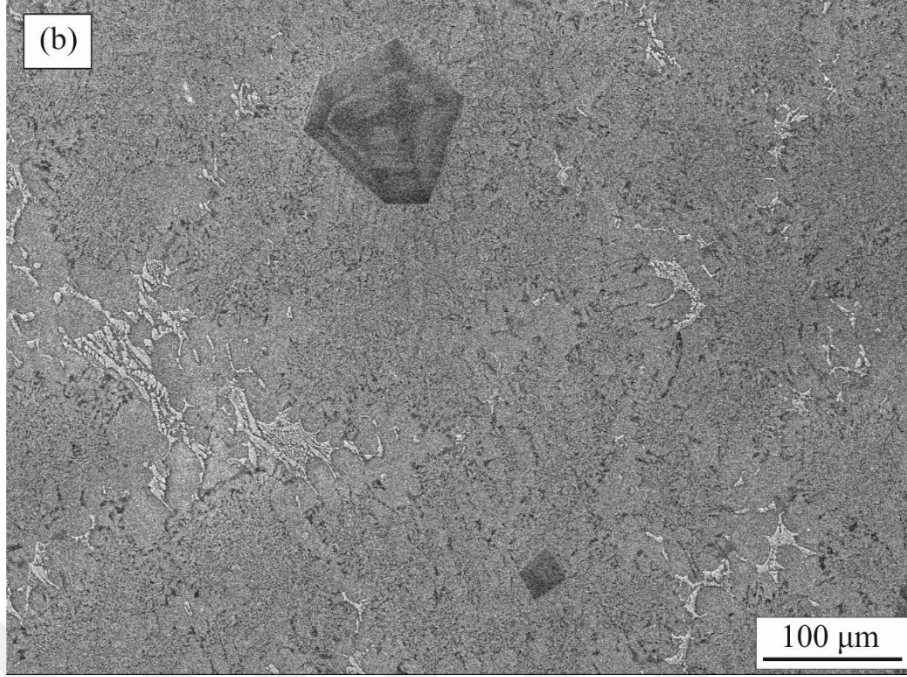
Şekil 18. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü.



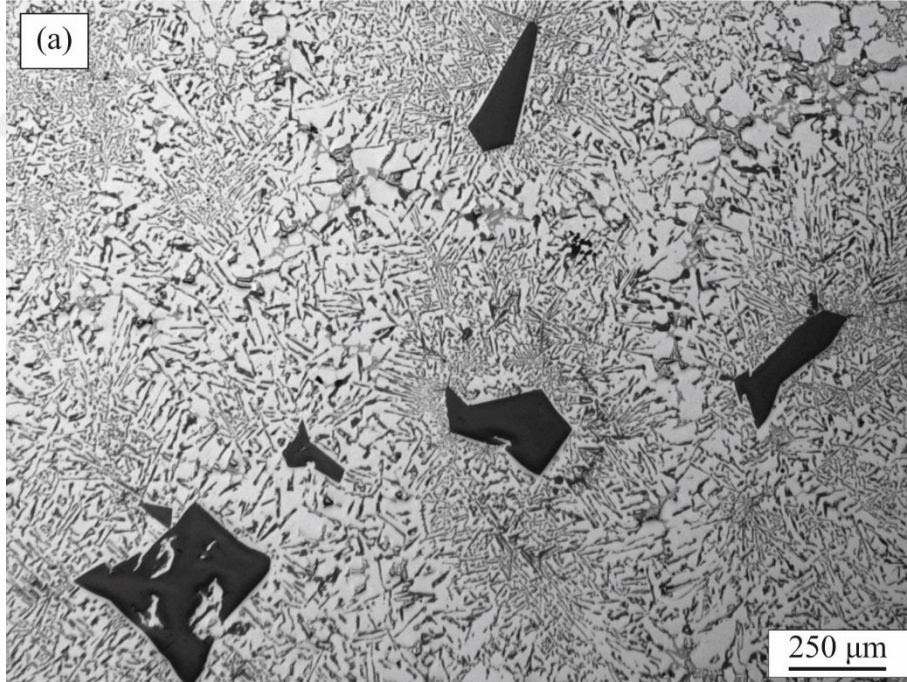
Şekil 18 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü.



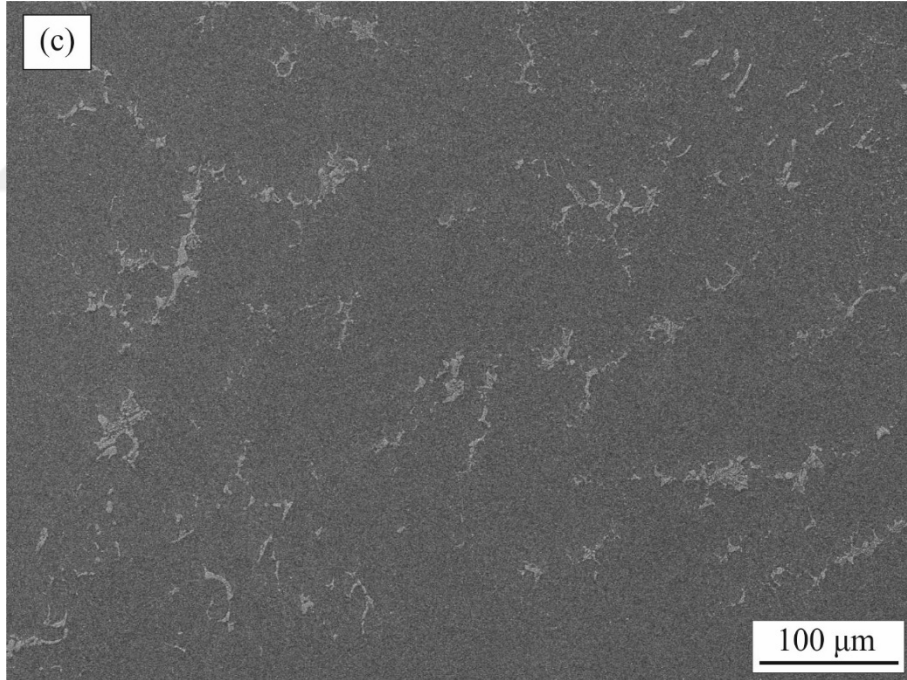
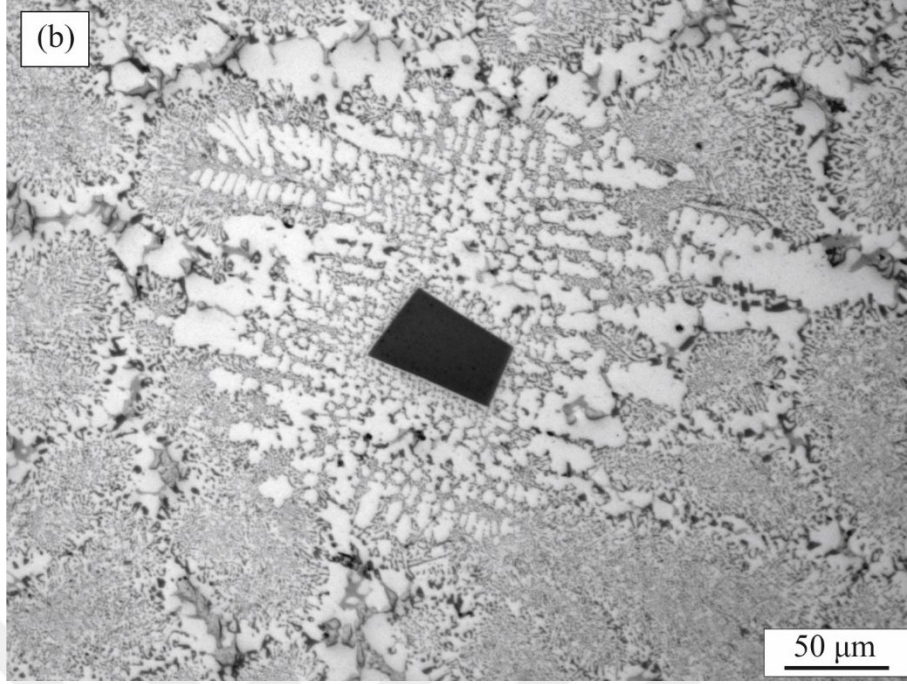
Şekil 19. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü.



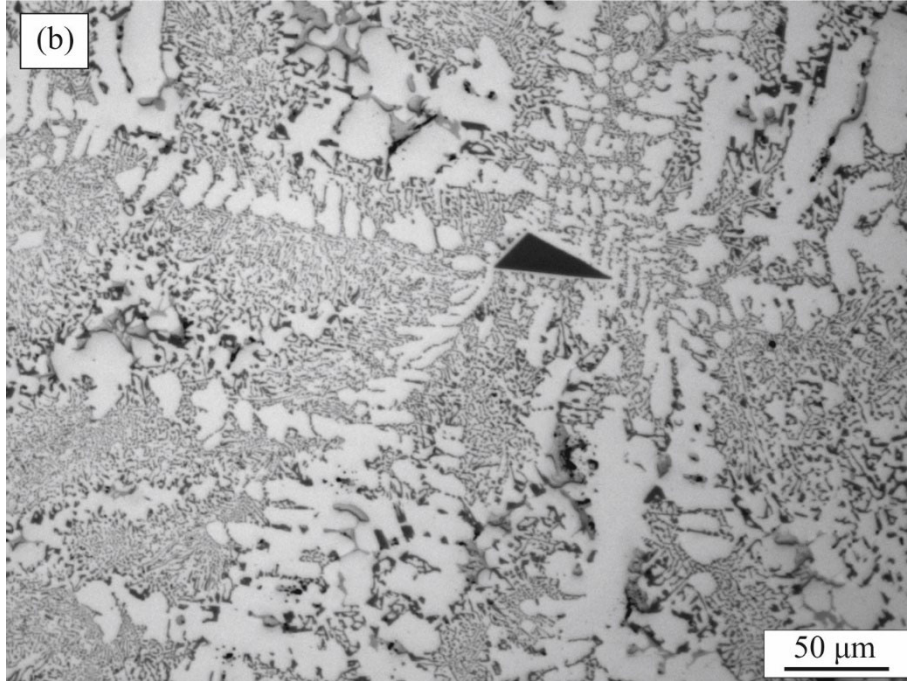
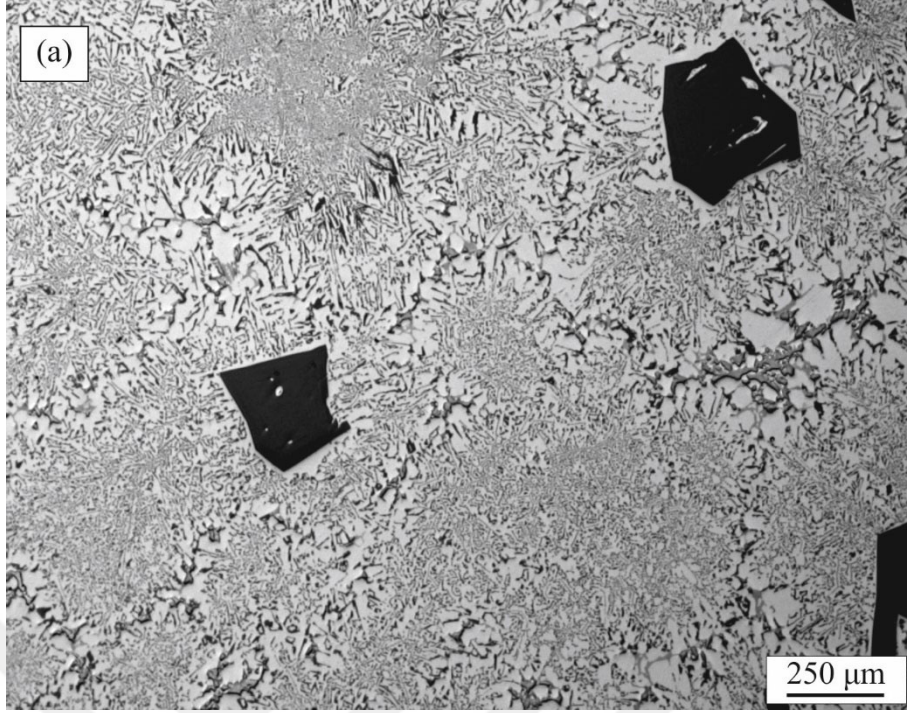
Şekil 19 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımasının içyapısının a) OM görüntüsü b) SEM görüntüsü.



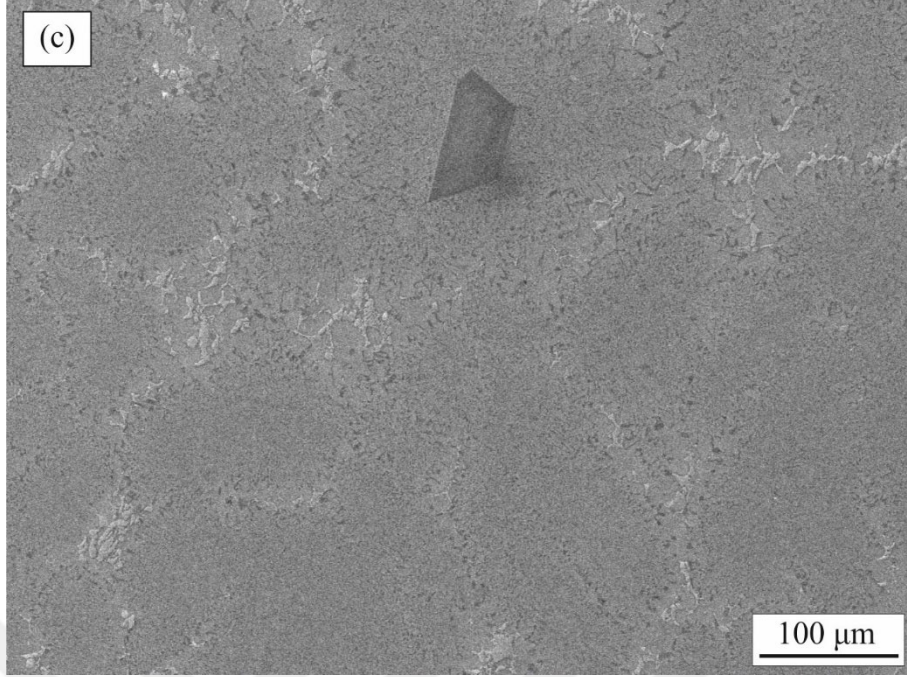
Şekil 20. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımasının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



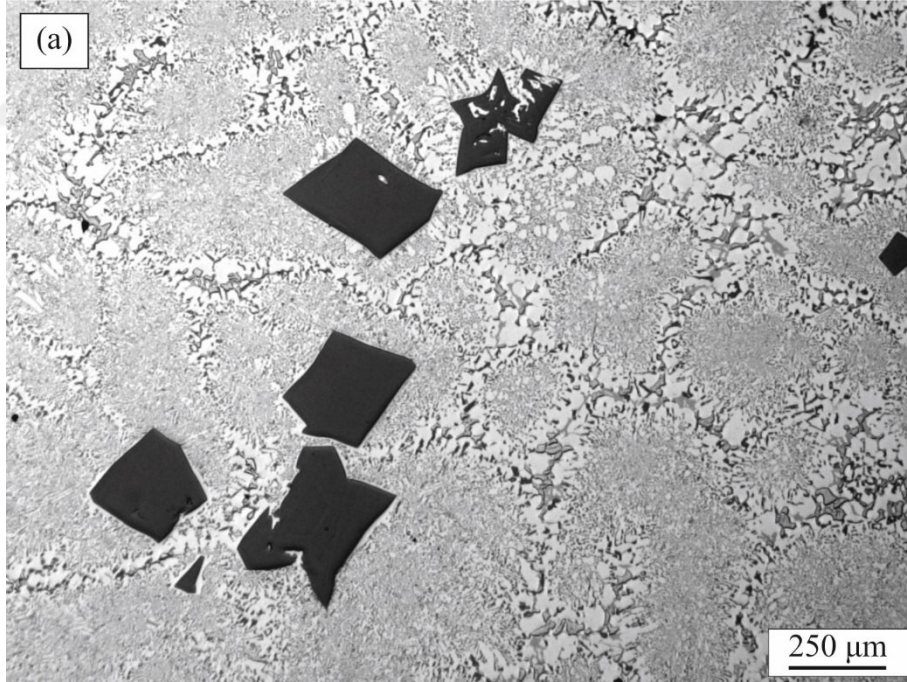
Şekil 20 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



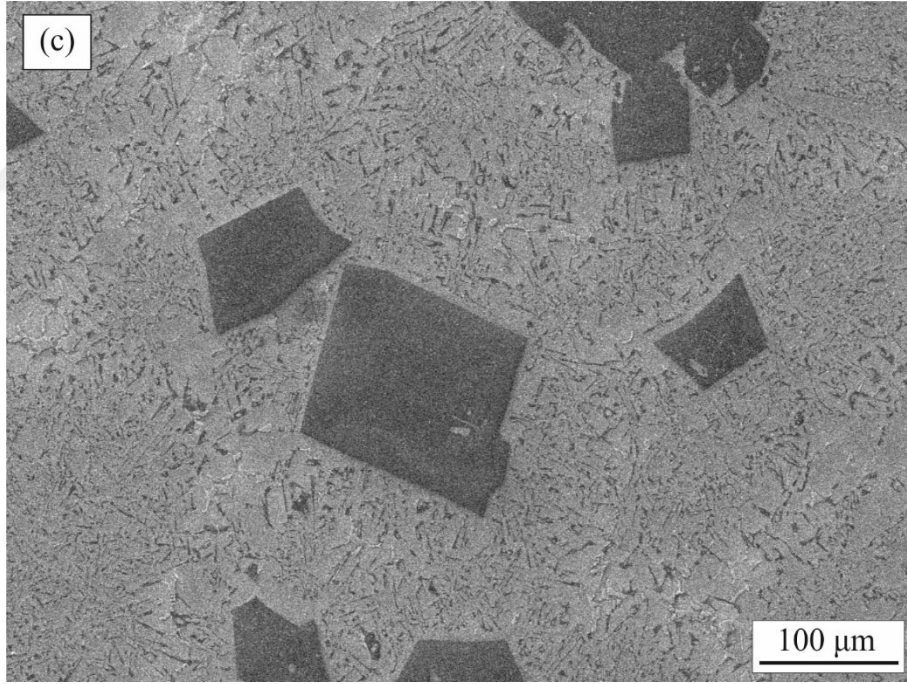
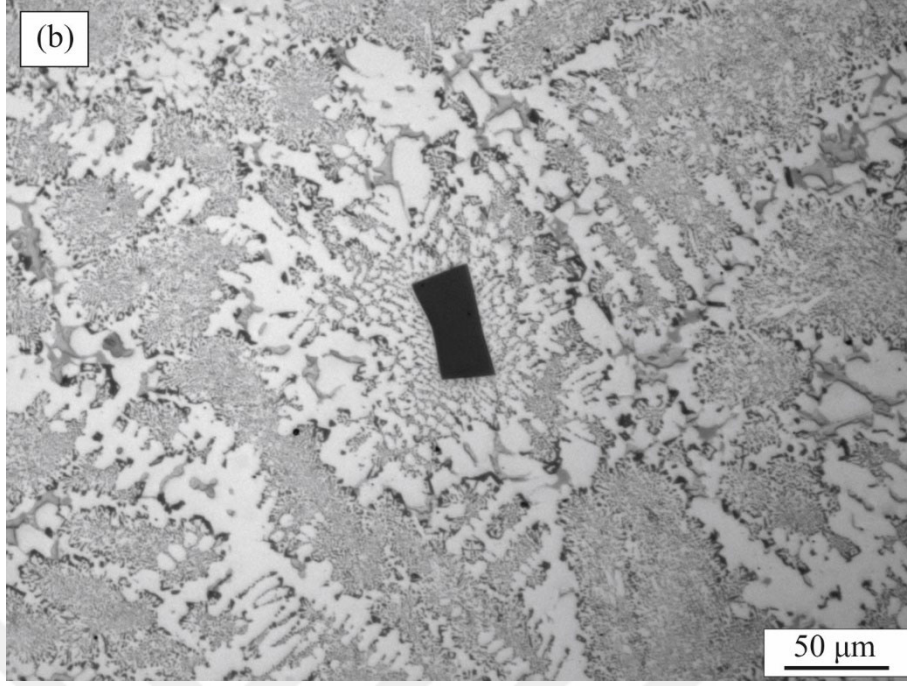
Şekil 21. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütmeli OM b) yüksek büyütmeli OM c) SEM görüntüsü.



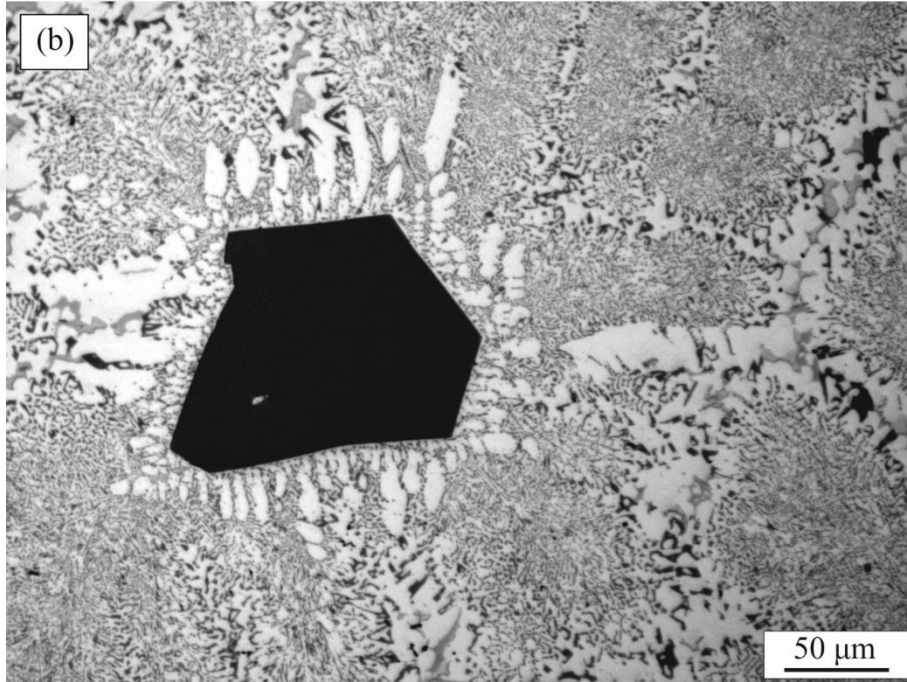
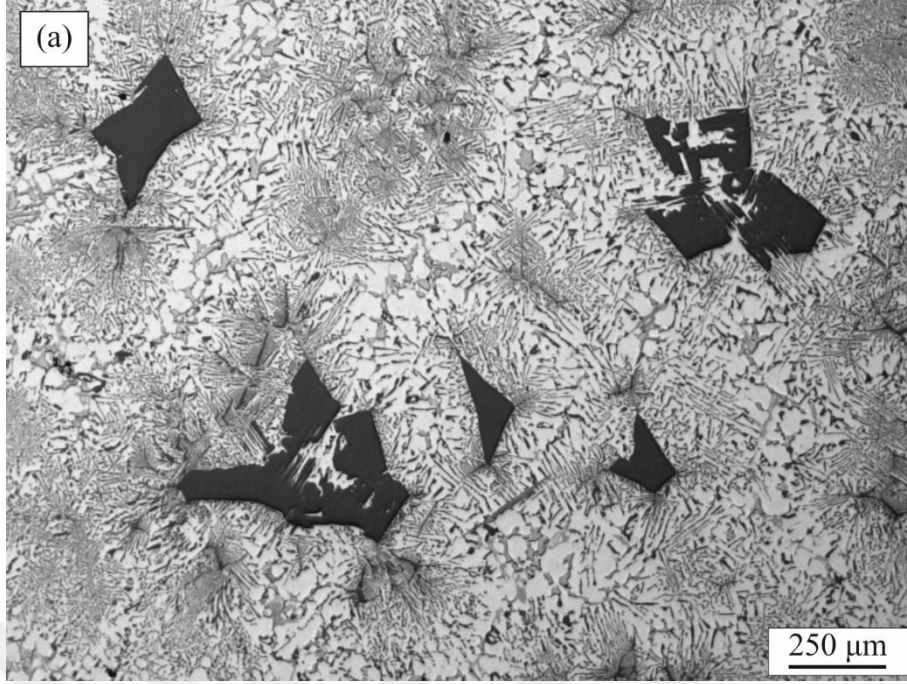
Şekil 21 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımasının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



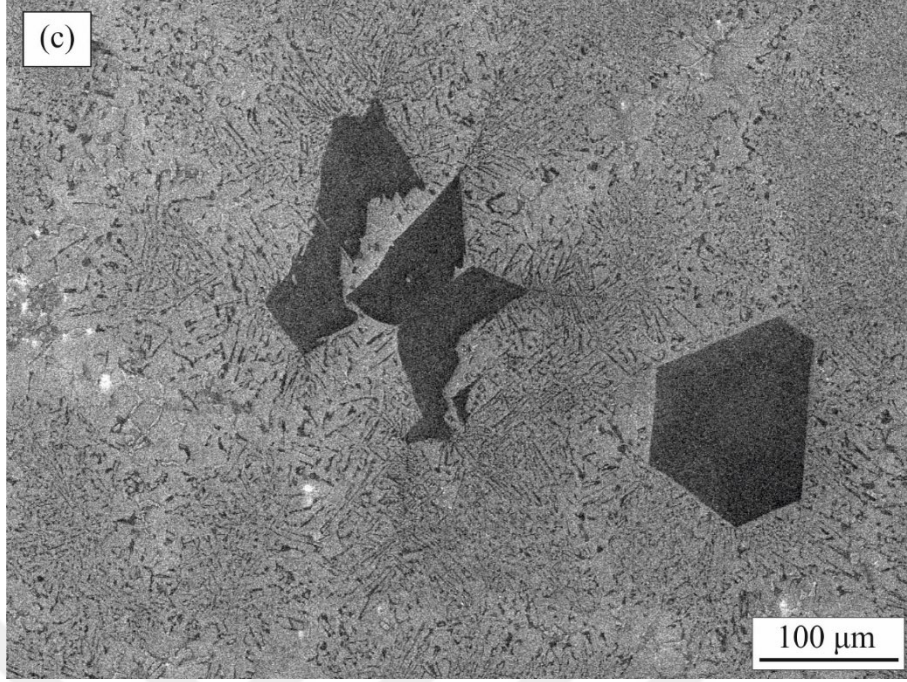
Şekil 22. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımasının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



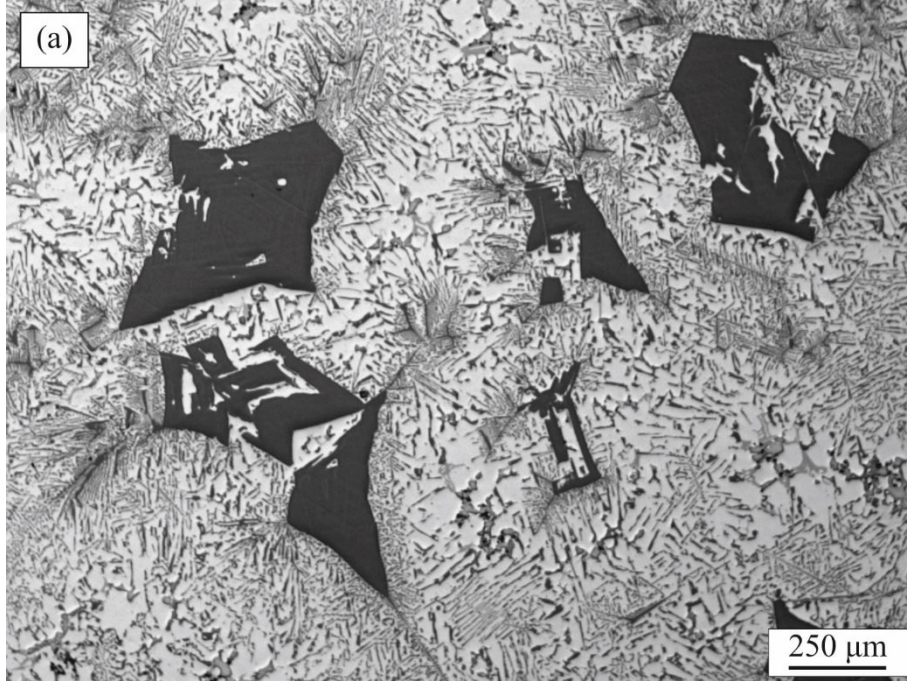
Şekil 22 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



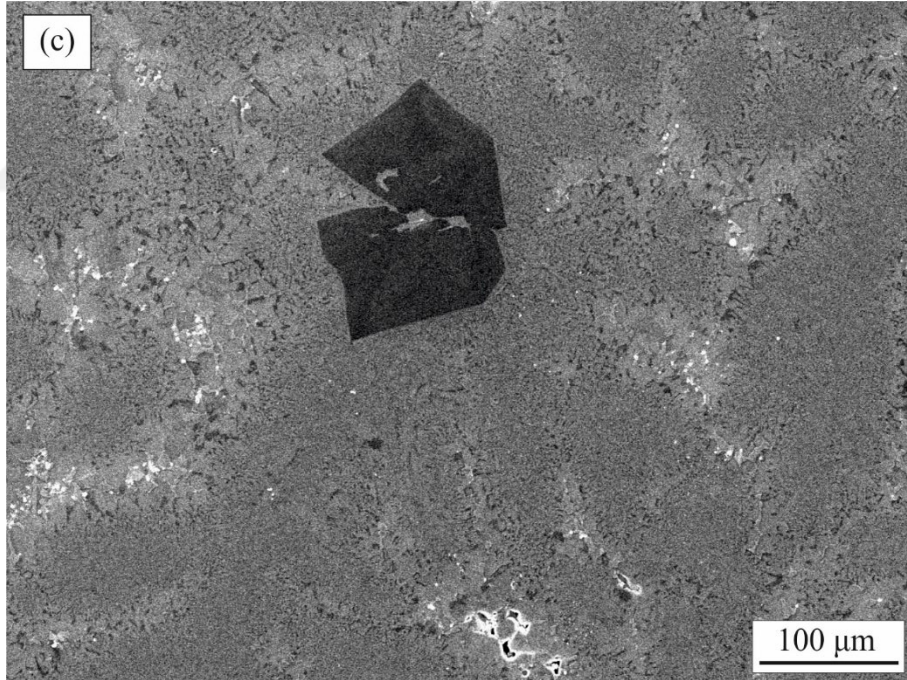
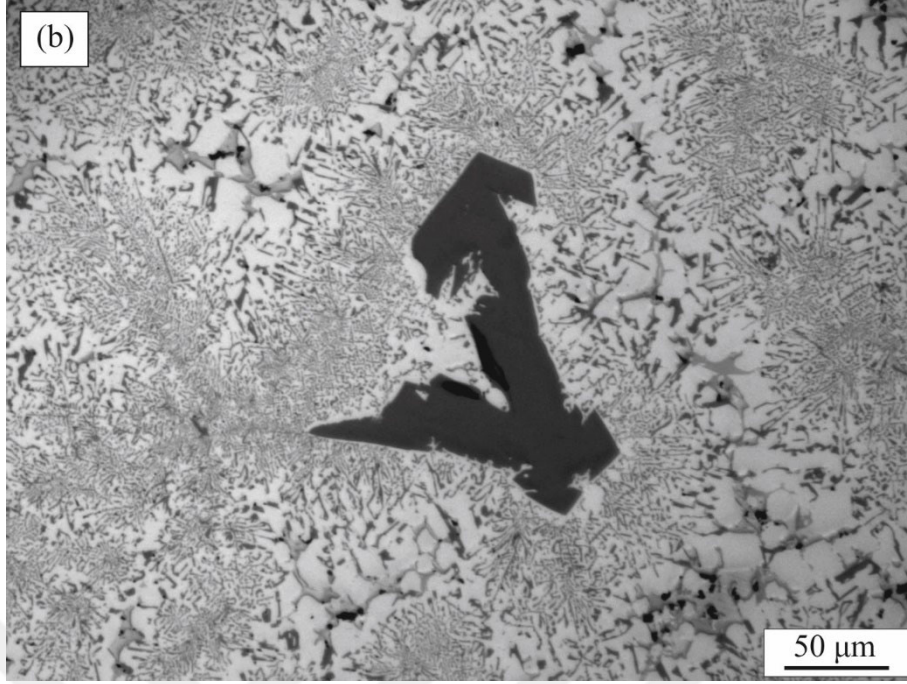
Şekil 23. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütmeli OM b) yüksek büyütmeli OM c) SEM görüntüsü.



Şekil 23 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



Şekil 24. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.



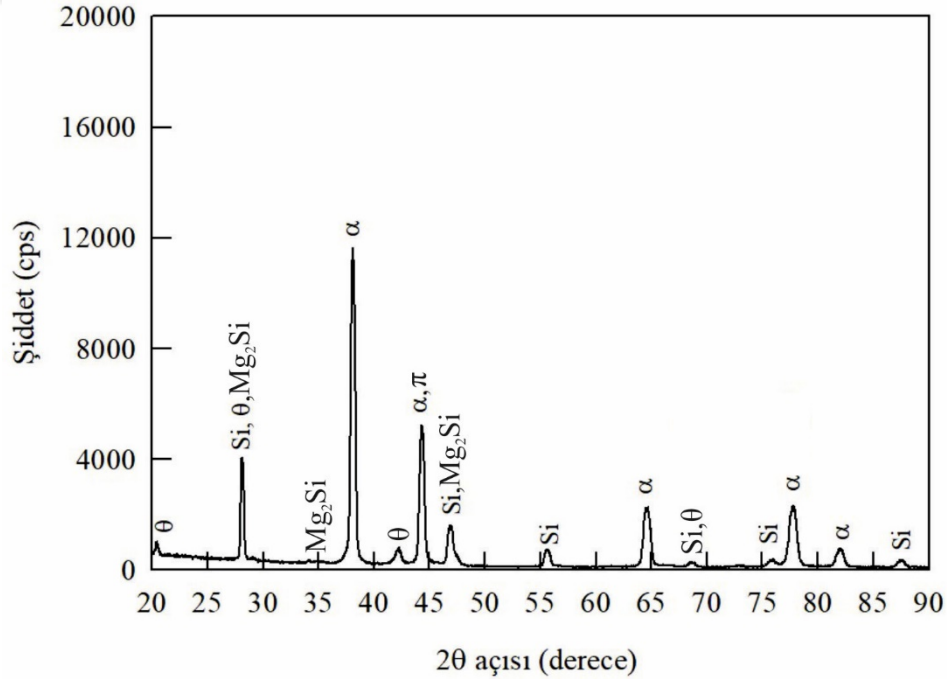
Şekil 24 (devam). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının içyapısının a) düşük büyütme OM b) yüksek büyütme OM c) SEM görüntüsü.

Tablo 5. Çinkonun Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaşımlarının içyapısındaki α ve ötektik alüminyum fazları içerisindeki ağırlıkça çözünürlük oranları.

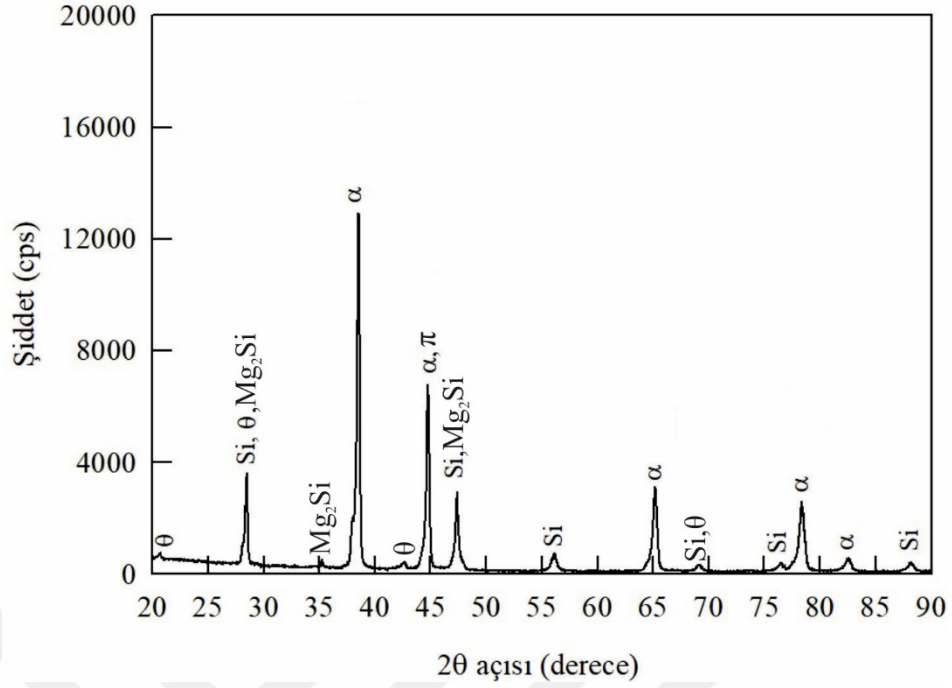
Alaşım	Çözünürlük oranı (% kütle)	
	α fazı	Ötektik alüminyum fazı
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	1,6	1,1
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn	2,3	1,9
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	2,5	2,1
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn	5,6	3,5
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	6,4	3,7

Tablo 6. β ve π fazının kimyasal bileşimini gösteren EDS analiz sonuçları.

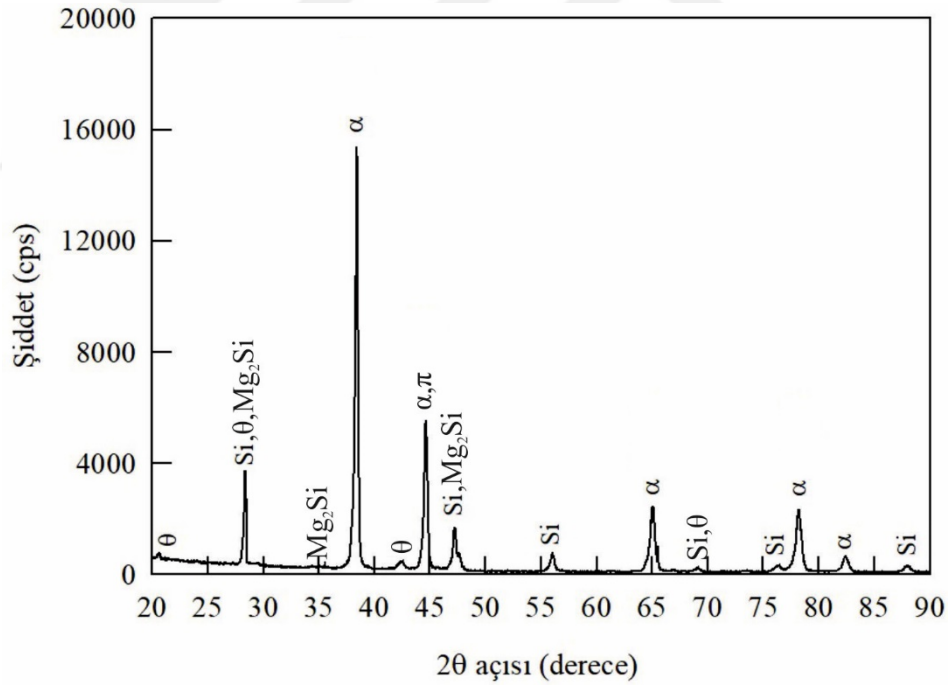
Faz	Kimyasal Bileşim (ağırlıkça %)			
	Al	Si	Fe	Mg
β	58,2-80,5	16,2-18,0	20,3-24,1	---
π	46,8-48,1	24,2-26,0	8,6-11,3	15,3-15,6



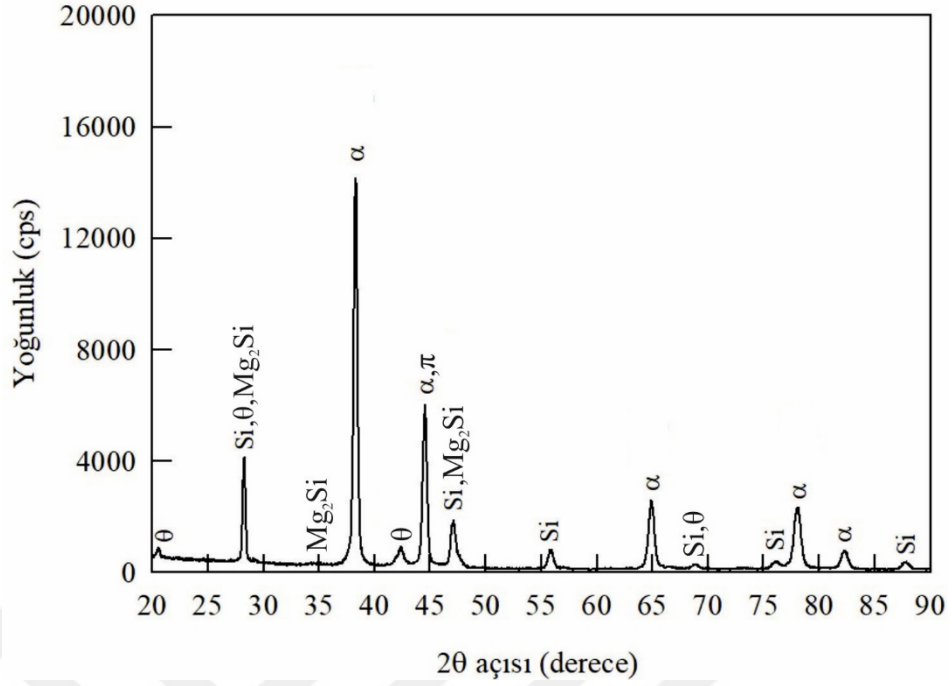
Şekil 25. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımına ait XRD deseni.



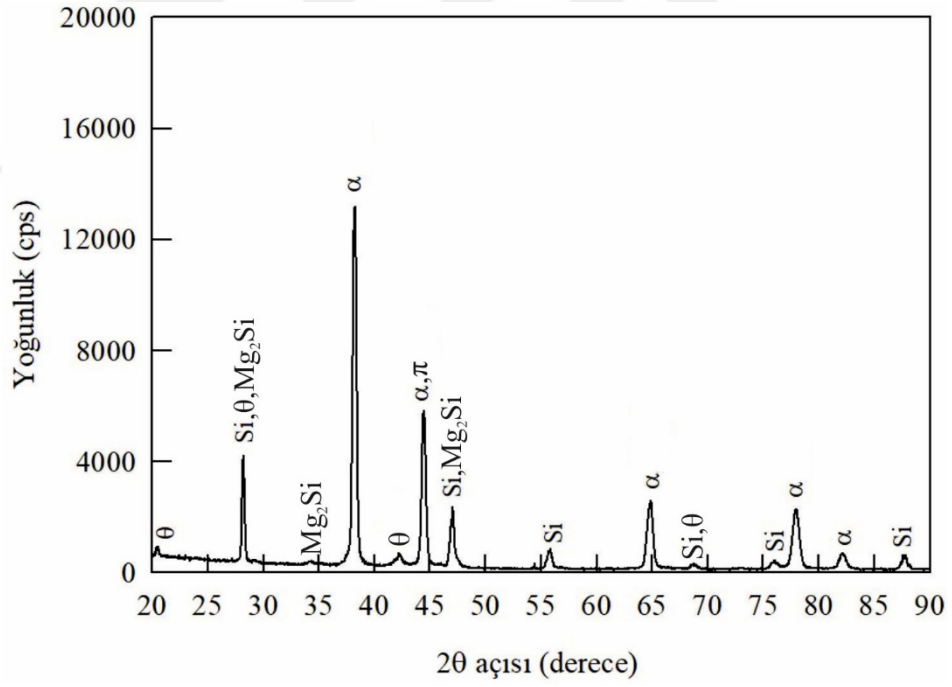
Şekil 26. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımına ait XRD deseni.



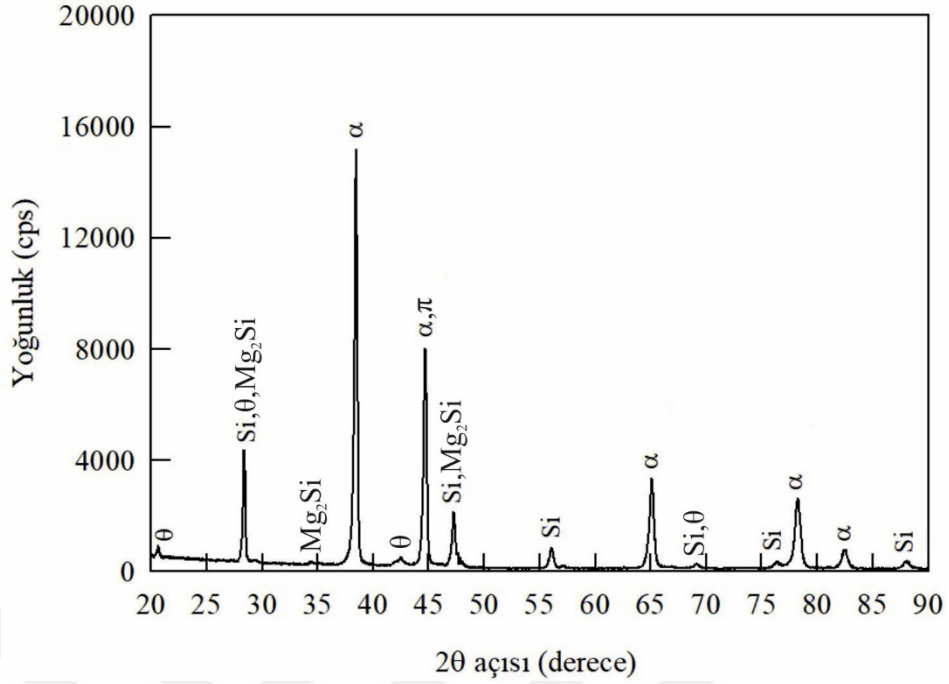
Şekil 27. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımına ait XRD deseni.



Şekil 28. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımına ait XRD deseni.



Şekil 29. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımına ait XRD deseni.



Şekil 30. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımına ait XRD deseni.

3.3. Fiziksel ve Mekanik Deneylemlerden Elde Edilen Bulgular

Üretilen alaşımların yoğunluk, sertlik, akma dayanımları, çekme dayanımları ve kopma uzaması değerleri Tablo 7’de verilmiştir. Bu tabloda Al-17Si alaşımının yoğunluğunun bakır katkısı ile arttığı, Al-17Si-4Cu alaşımına %0,6 oranında magnezyum ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımına %0,2 Ti katılması durumunda ise belirgin bir değişikliğin olmadığı görülmektedir. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında ise artan çinko oranı ile yoğunluğun arttığı görülmektedir.

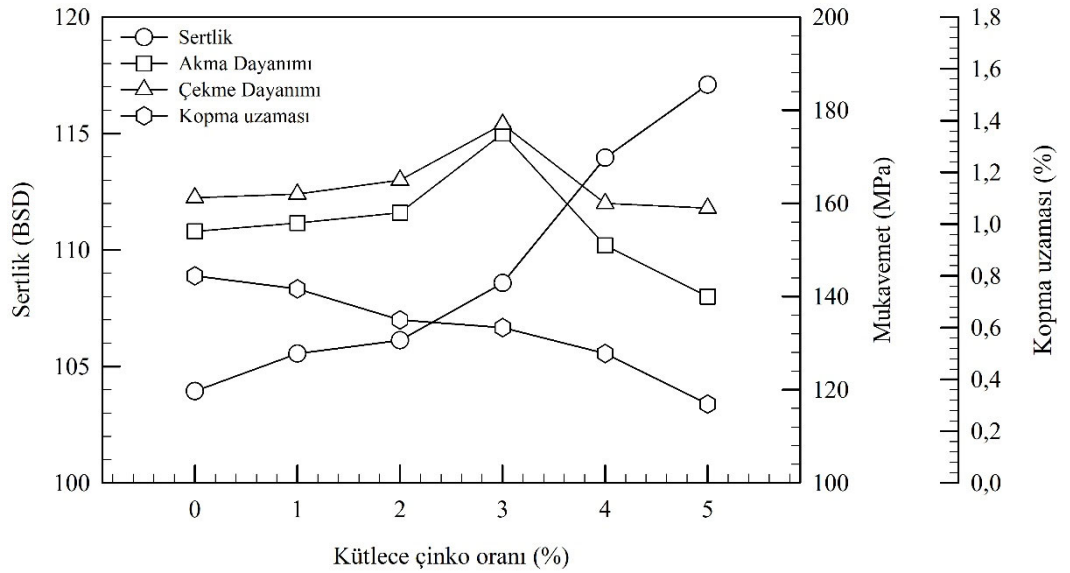
İkili Al-17Si alaşımına %4 oranında bakır katkısı ile alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerinin arttığı, kopma uzaması değerinin ise bir miktar düştüğü görülmektedir. Al-17Si-4Cu alaşımına katılan %0,6 oranında magnezyumun ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımına %0,2 oranında titanyumun söz konusu alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımını değerlerini arttırdığı, kopma uzaması değerinde ise düşüş meydana getirdiği görülmektedir.

Al-17Si-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sertlik, akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerlerinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 31’

de verilmiştir. Söz konusu alaşımda çinko oranı arttıkça sertliğin arttığı görülmektedir. Ayrıca % 3 çinko oranına kadar akma ve çekme dayanımı değerlerinin arttığı, bu orandan sonra ise azaldığı görülmektedir. Söz konusu alaşımların kopma uzaması değerlerinin ise çinko oranı arttıkça azaldığı görülmektedir. Zn katkısının Al-17Si-0,6Mg-0,2Ti alaşımındaki α ve ötektik fazın mikro sertliğini artırdığı, artan çinko oranı ile söz konusu mikrosertlik değerlerinin sürekli arttığı görülmektedir (Tablo 8).

Tablo 7. İncelenen alaşımların yoğunluk, sertlik, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri

Alaşım	Yoğunluk (gr/mm ³)	Sertlik (BSD)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Al-17Si	2,56	54±1	94±2	128±2	2,1±0,5
Al-17Si-4Cu	2,69	86±1	143±3	154±2	0,9±0,05
Al-17Si-4Cu-0,6Mg	2,72	102±1	146±4	160±3	0,8±0,05
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti	2,70	104±2	154±4	161±5	0,8±0,02
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	2,83	105±2	156±3	162±5	0,7±0,05
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn	2,92	106±3	158±5	165±2	0,6±0,03
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	2,96	109±1	175±1	177±2	0,6±0,02
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn	3,01	114±1	151±5	160±3	0,5±0,04
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	3,05	117±1	140±4	159±3	0,3±0,04



Şekil 31. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sertlik, akma, çekme ve kopma uzaması değerlerinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler.

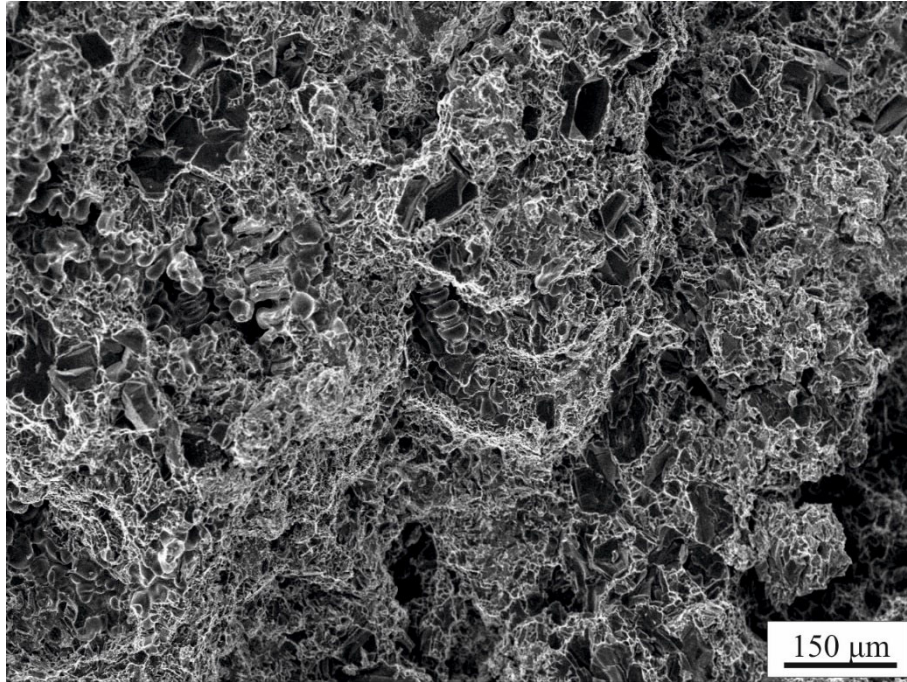
Tablo 8. İncelenen alaşımlarda α ve ötektik fazın sertlik değerleri.

Alaşım	Sertlik (Vickers)	
	α	Ötektik faz
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti	72,3	81,4
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	75,0	83,6
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn	77,4	85,4
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	80,8	88,8
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn	82,9	90,4
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	85,5	92,9

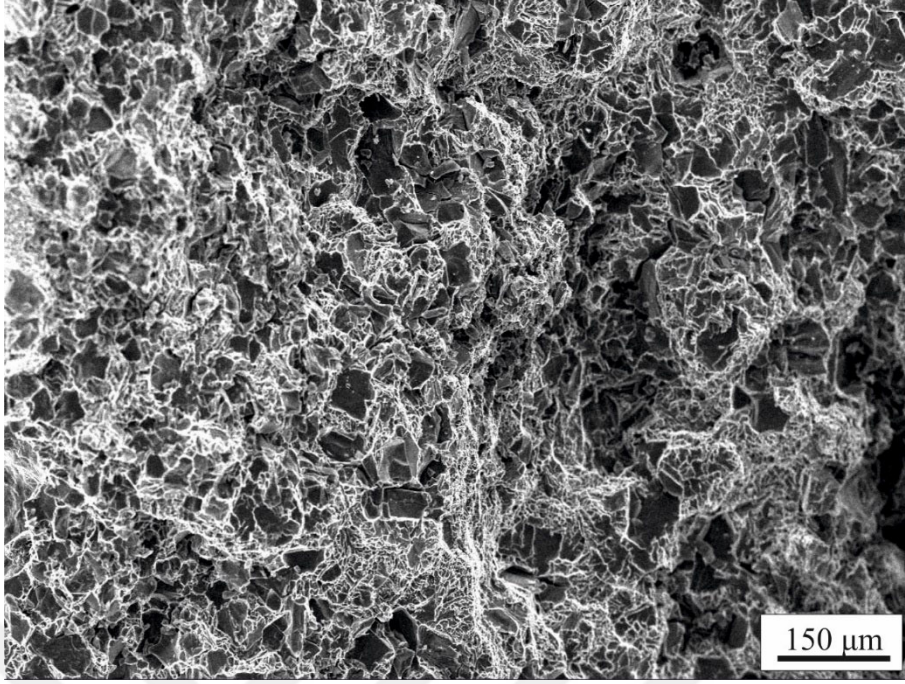
3.4. Kırılma Yüzeylerinin ve Yüzey Altlarının İncelenmesinden Elde Edilen

Bulgular

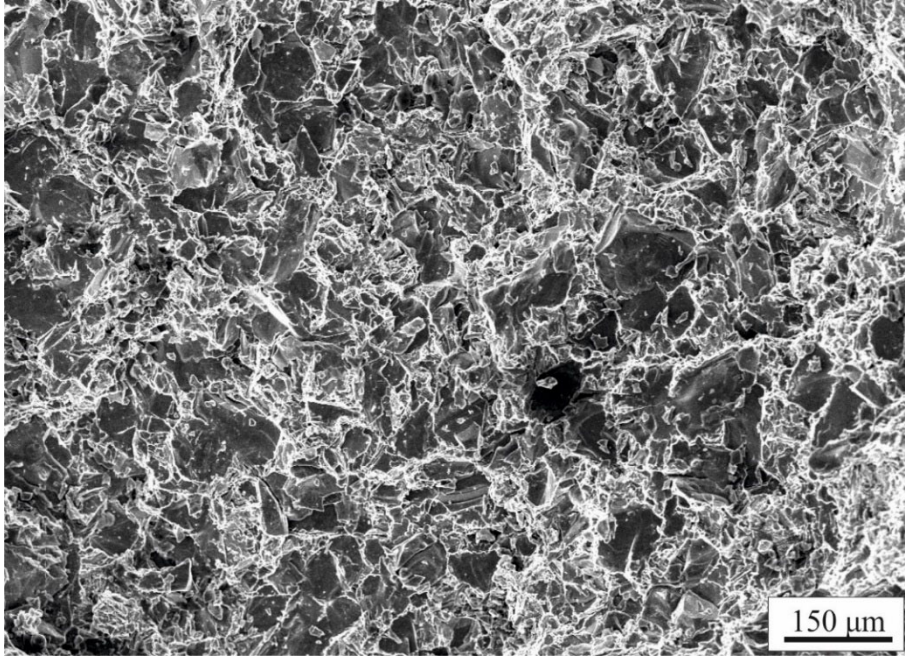
Üretilen alaşımların çekme deney numunelerinin kırılma yüzeylerini gösteren SEM fotoğrafları Şekil 32-40' da verilmiştir. Bu fotoğraflar kırılma yüzeylerinde, çekme yönünde uzamış kopma sırtları oluştuğunu, bu sırtların arasında geniş ve düz yüzeyler ile çatlakların yer aldığını ve artan çinko oranı ile geniş ve düz yüzeylerin sürekli arttığını, kopma sırtlarının ise azaldığını göstermektedir.



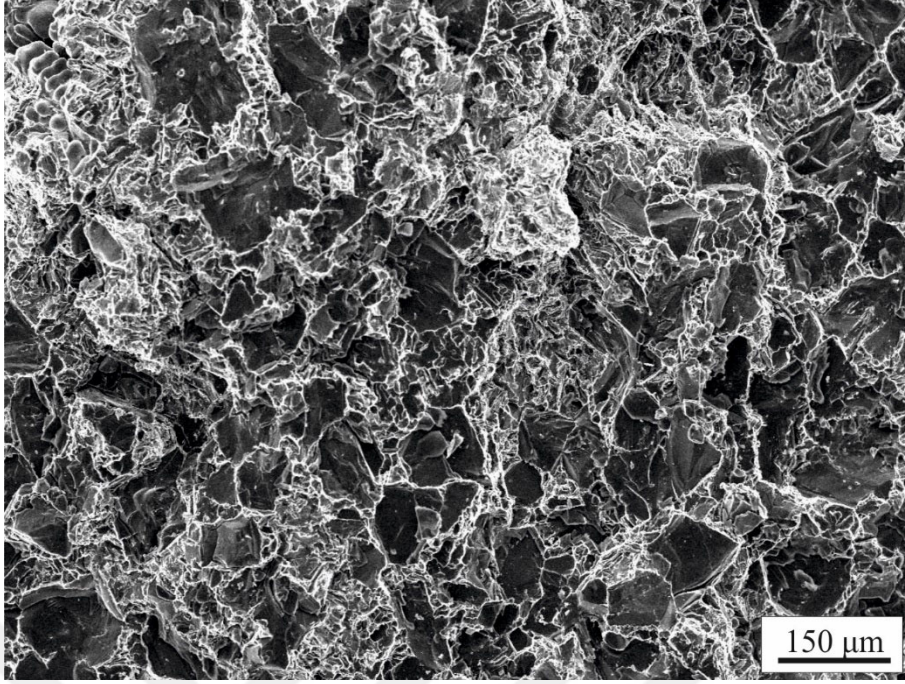
Şekil 32. Al-17Si alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



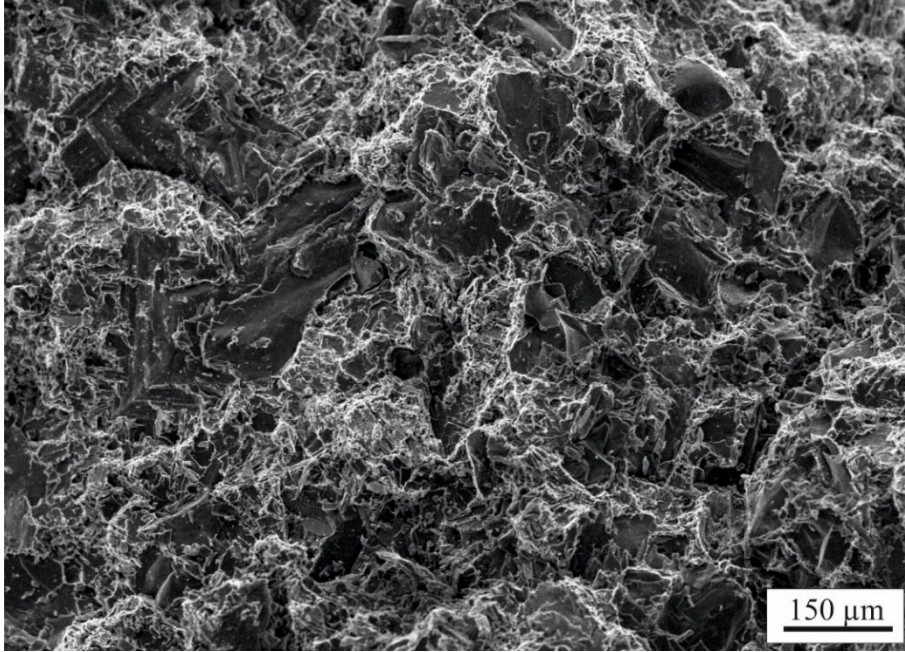
Şekil 33. Al-17Si-4Cu alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



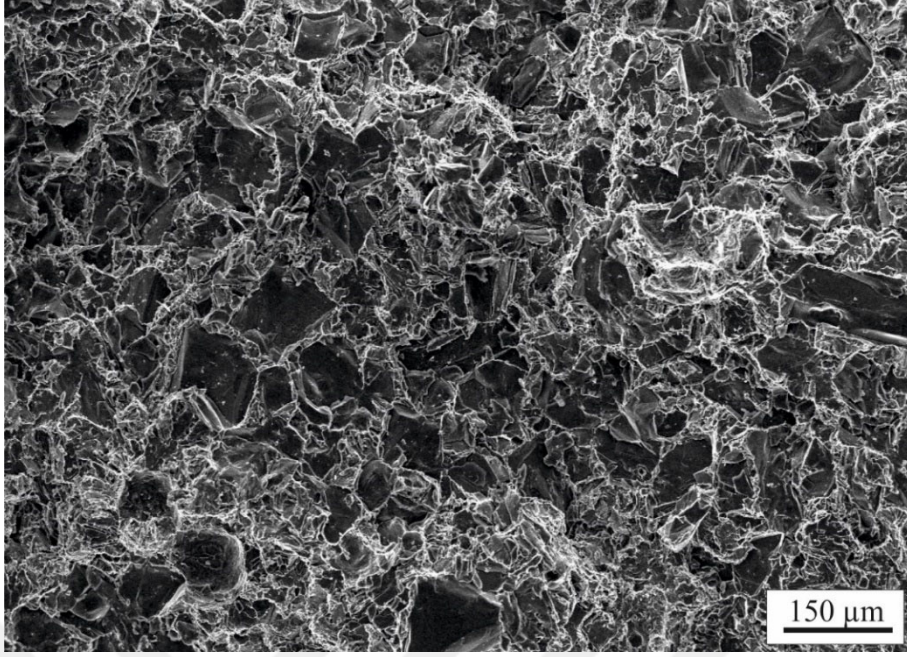
Şekil 34. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



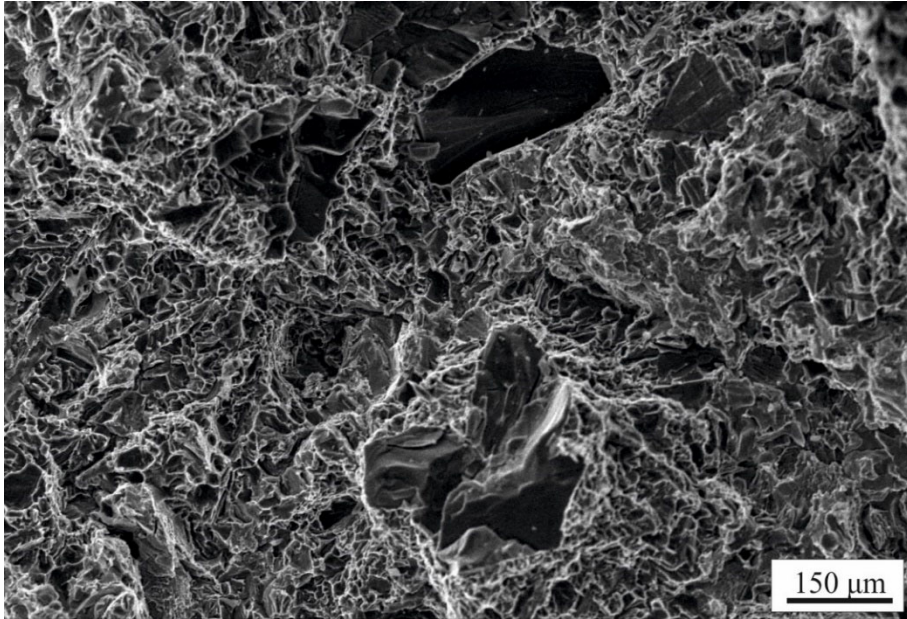
Şekil 35. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



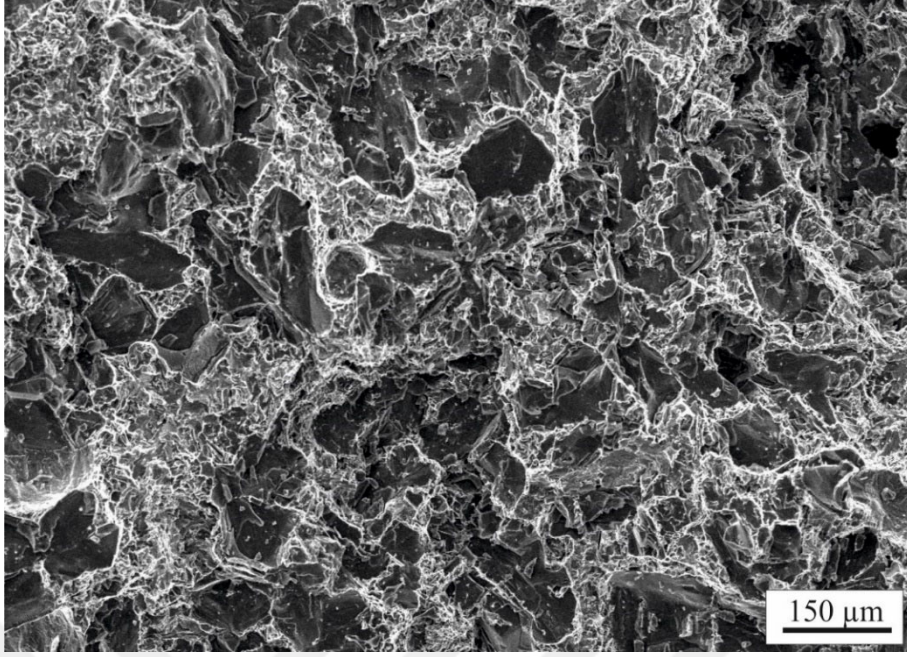
Şekil 36. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



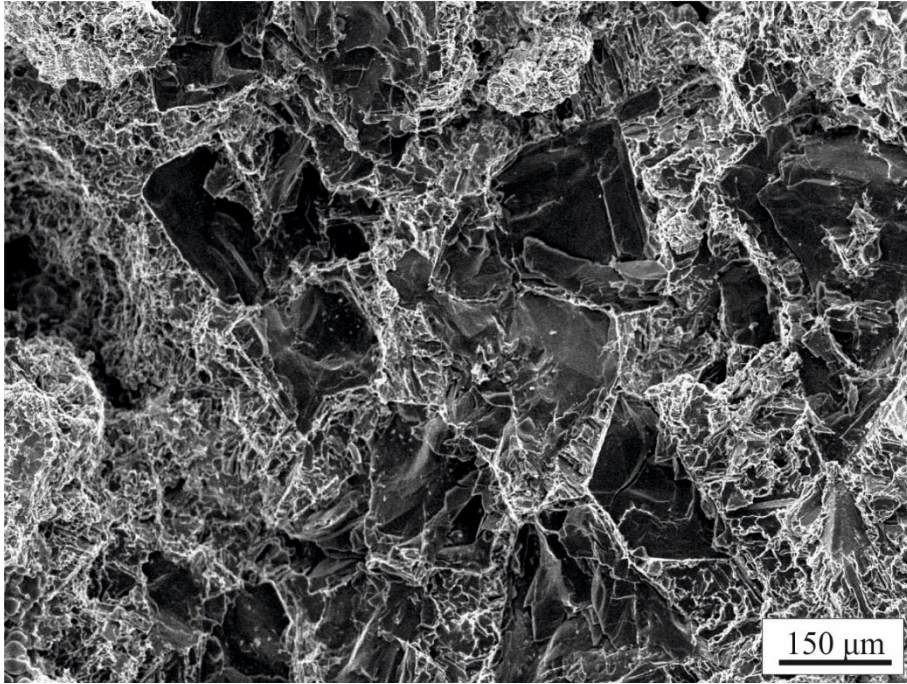
Şekil 37. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



Şekil 38. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



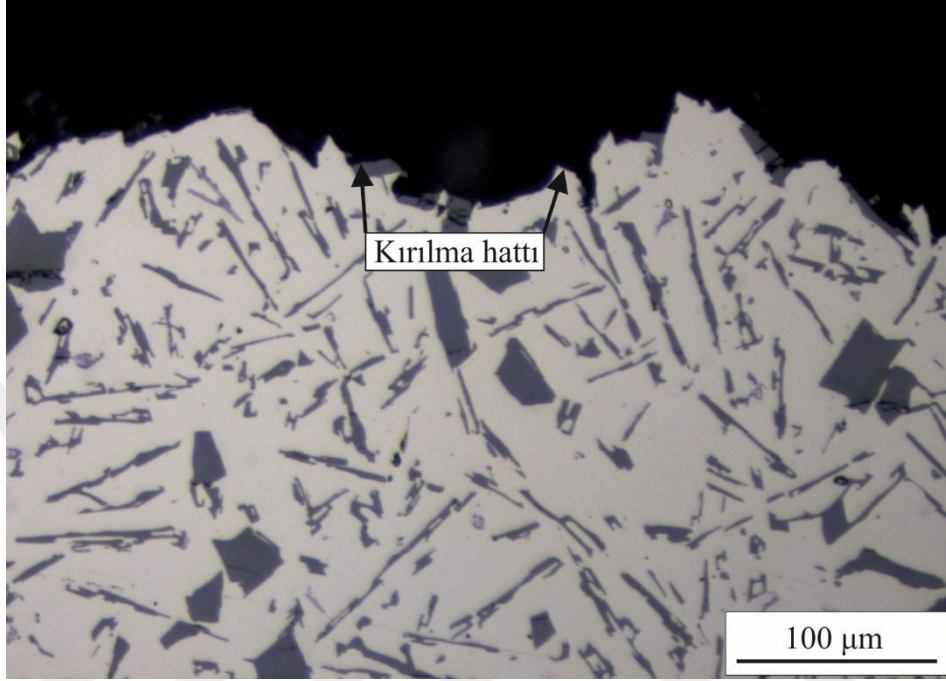
Şekil 39. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.



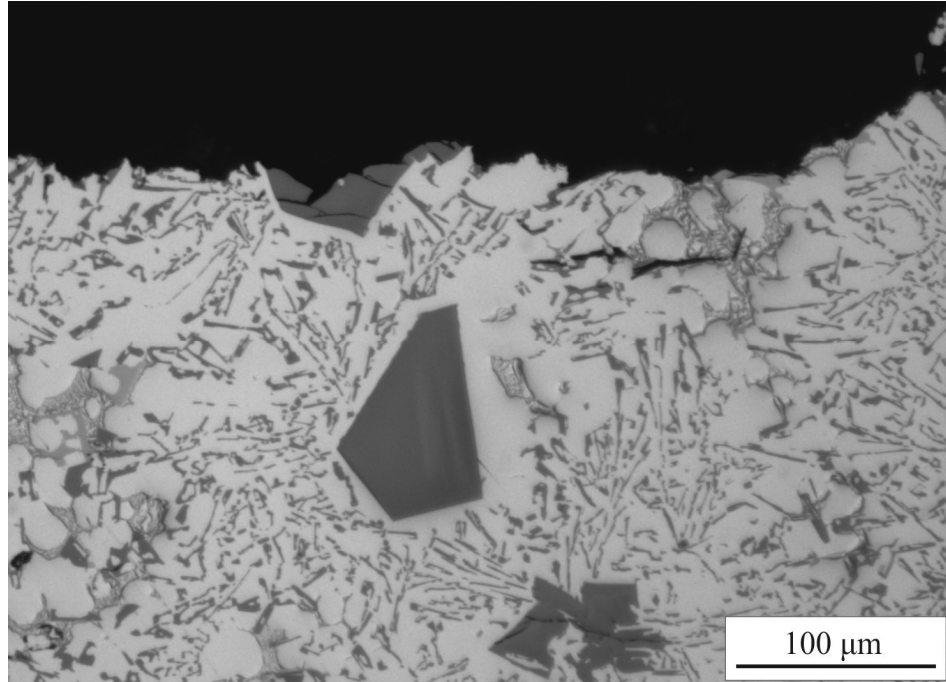
Şekil 40. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının çekme deney numunesine ait kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü.

İncelenen alaşımların kırılma yüzeylerinin altını gösteren fotoğraflar Şekil 41-47’ de verilmiştir. Bu fotoğraflar Al-17Si esaslı alaşımlarda kırılma hattının dendrit sınırlarını takip ettiği bir başka deyişle kırılma çatlaklarının dendritler üzerinden ilerleyemediğini ve

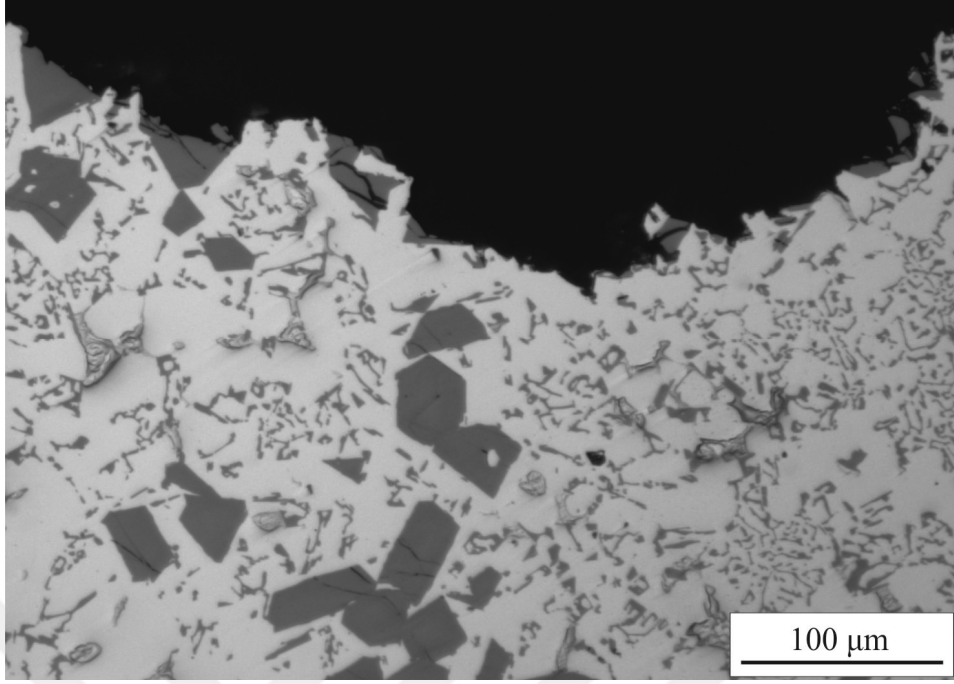
genellikle dendrit sınırlarını dolaştığını göstermektedir. Ayrıca dendrit sınırlarında silisyum, β , θ ve π fazları olması durumunda çatlağın öncelikli olarak bu fazların üzerinden ilerlediği gözlenmiştir.



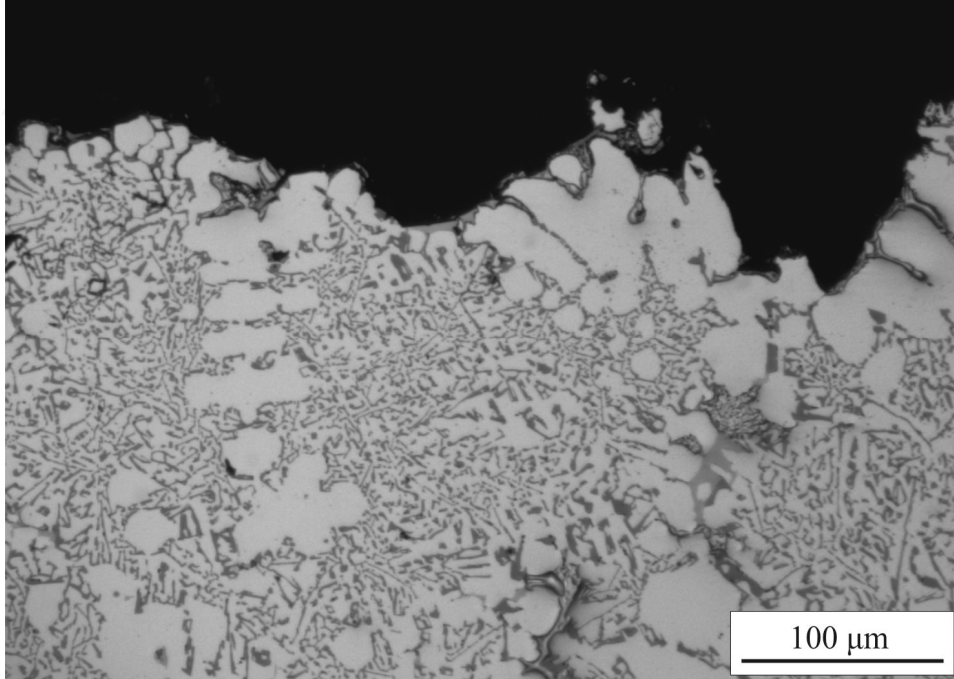
Şekil 41. Al-17Si alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.



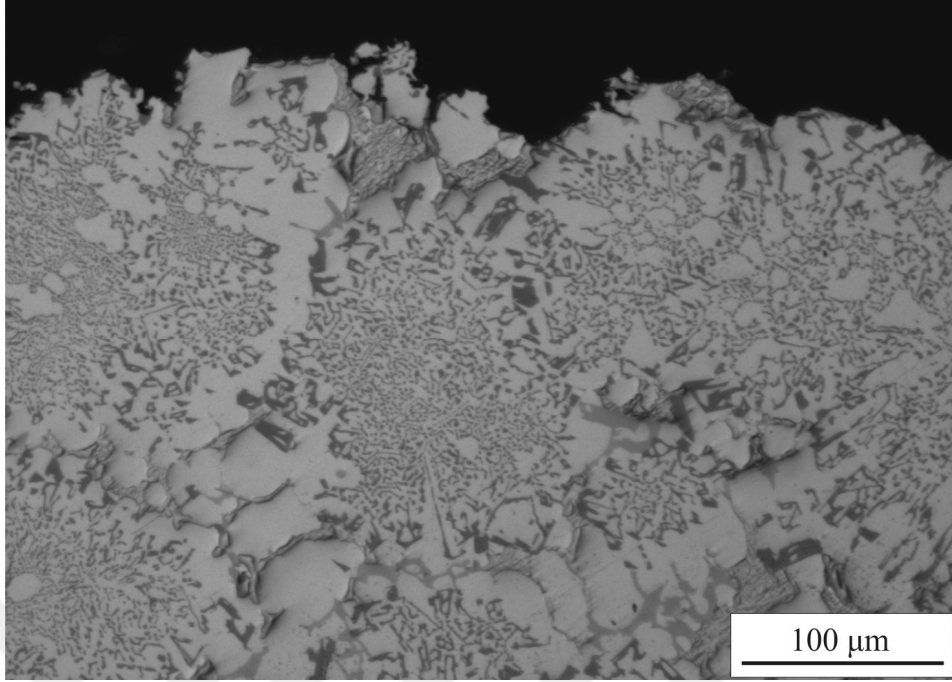
Şekil 42. Al-17Si-4Cu alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.



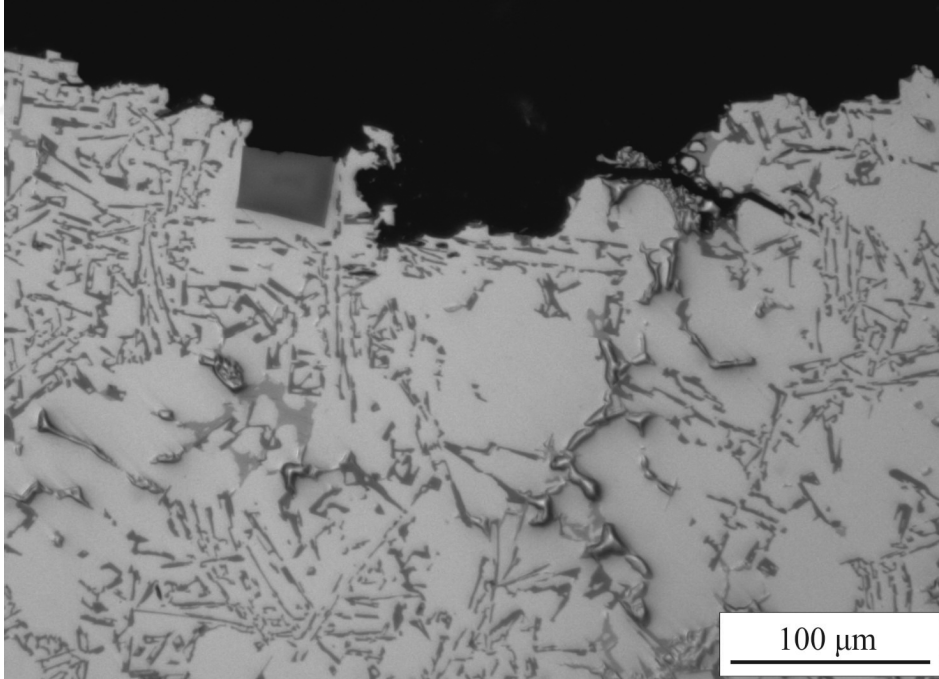
Şekil 43. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.



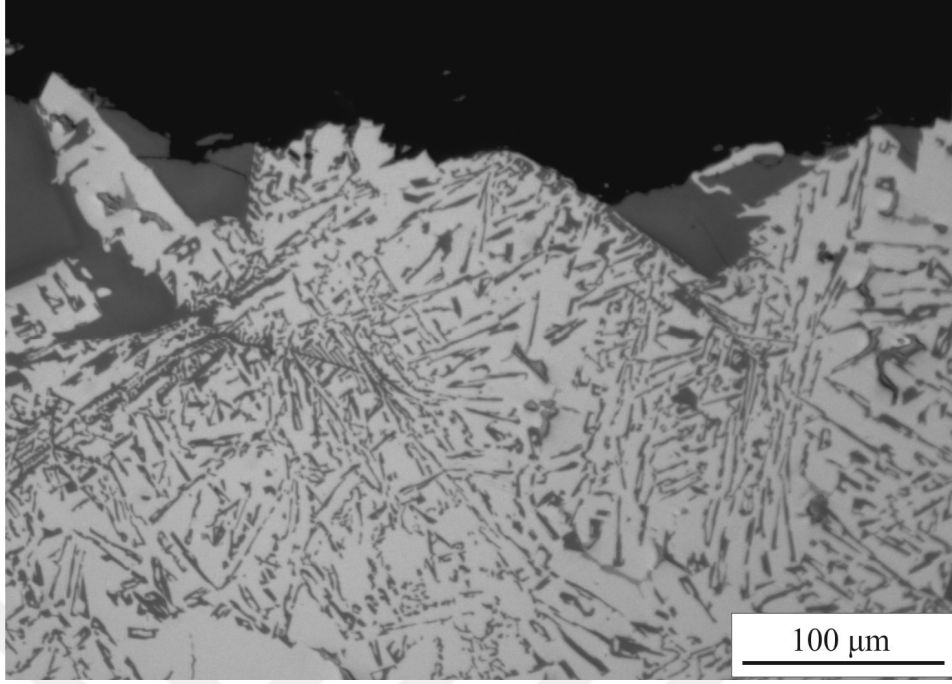
Şekil 44. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.



Şekil 45. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.



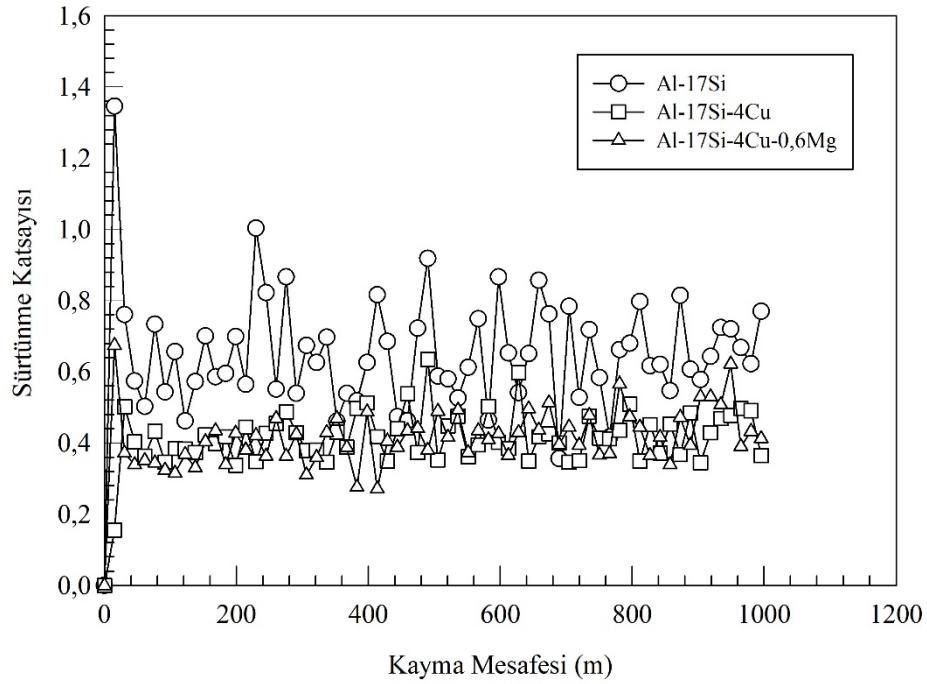
Şekil 46. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.



Şekil 47. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımasının kırılma yüzeyinin çekme doğrultusundaki kesitini gösteren OM görüntüsü.

3.5. Sürtünme ve Aşınma Deneyinden Elde Edilen Bulgular

Sürtünme ve aşınma deneyleri boyunca Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme katsayılarının yola göre değişimini gösteren eğriler Şekil 48’de, deneyler sonunda hesaplanan ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı değerleri ise Tablo 9’ da verilmiştir. Bu veriler Al-17Si alaşımına yapılan bakır ve magnezyum katkılarının bu alaşımın sürtünme katsayısı ve hacim kaybı değerlerini belirgin bir şekilde azalttığını göstermektedir (Tablo 9). Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımına %0,2 oranında titanyum katılması durumunda ise alaşımın sürtünme katsayısı değişmemiş, ancak aşınma nedeniyle meydana gelen hacim kaybı azalmış, bir başka deyişle aşınma direnci artmıştır (Tablo 10).

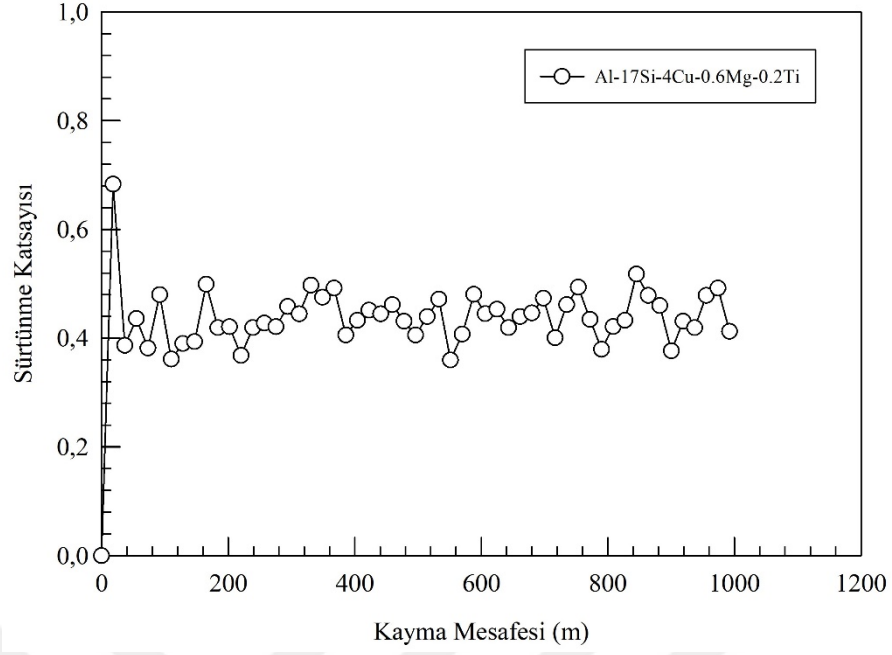


Şekil 48. Al-17Si, Al-17Si-4Cu, Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğriler.

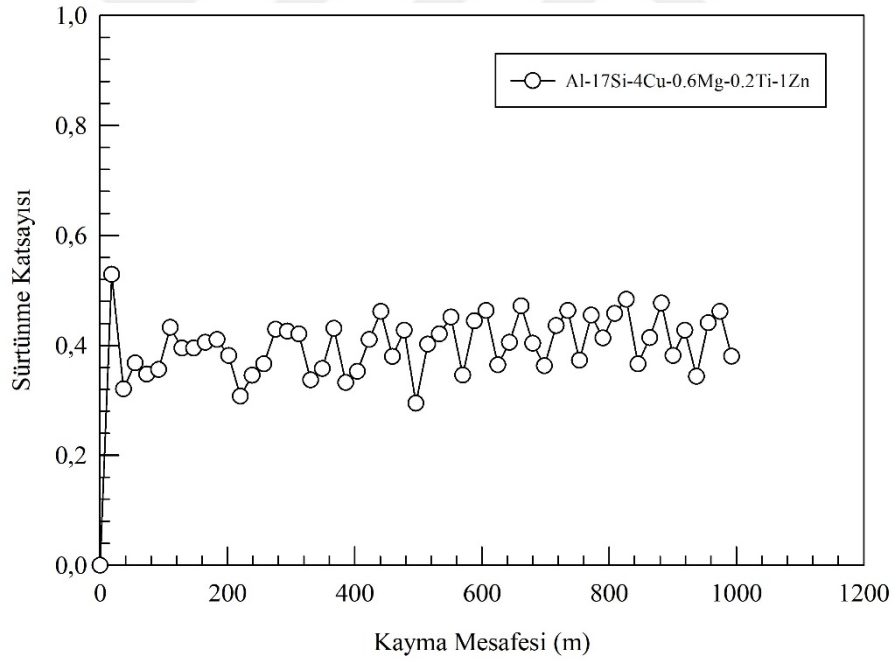
Tablo 9. Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerleri.

Alaşım	Sürtünme Katsayısı	Aşınma miktarı (mm ³)
Al-17Si	0,6387	7,392541
Al-17Si-4Cu	0,4058	2,541991
Al-17Si-4Cu-0,6Mg	0,4177	2,463799

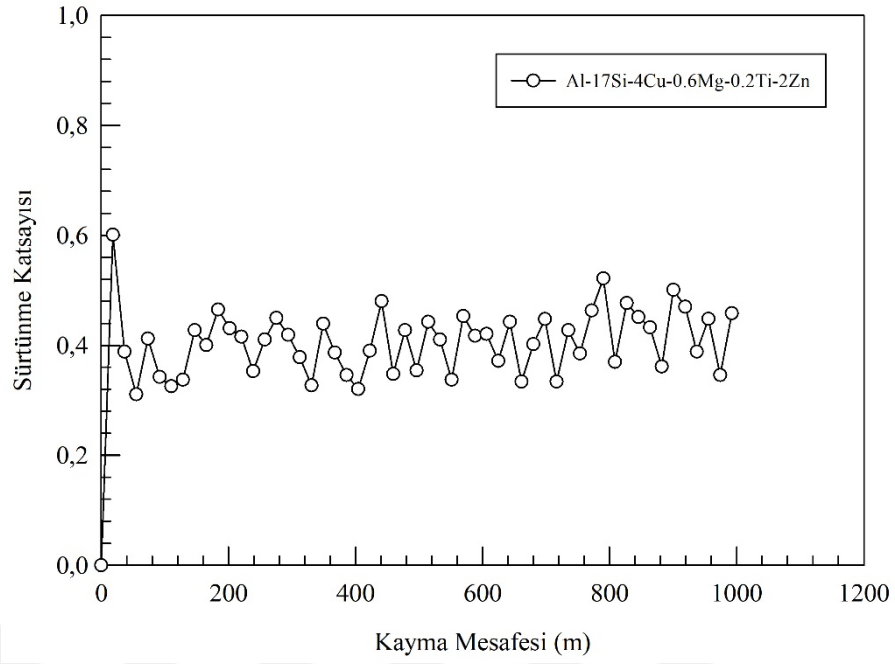
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sürtünme katsayılarının yola göre değişimini veren eğriler ve deneyler sonunda elde edilen ortalama sürtünme katsayısı ile hacim kaybı değerleri ise sırasıyla Şekil 49-54 ve Tablo 10' da verilmiştir. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5) alaşımlarında sürtünme katsayılarının artan çinko oranı ile bir miktar düştüğü ve %3 çinko oranında en düşük seviyeye ulaştığı ve bu orandan sonra ise arttığı görülmektedir (Tablo 10). Bu alaşımlarda aşınma nedeniyle oluşan hacim kaybı değerlerinin de sürtünme katsayısındaki değişime benzer şekilde artan çinko oranıyla azaldığı, %3 çinko oranında minimum olduktan sonra artan çinko oranı ile tekrar arttığı görüldü (Tablo 10, Şekil 55).



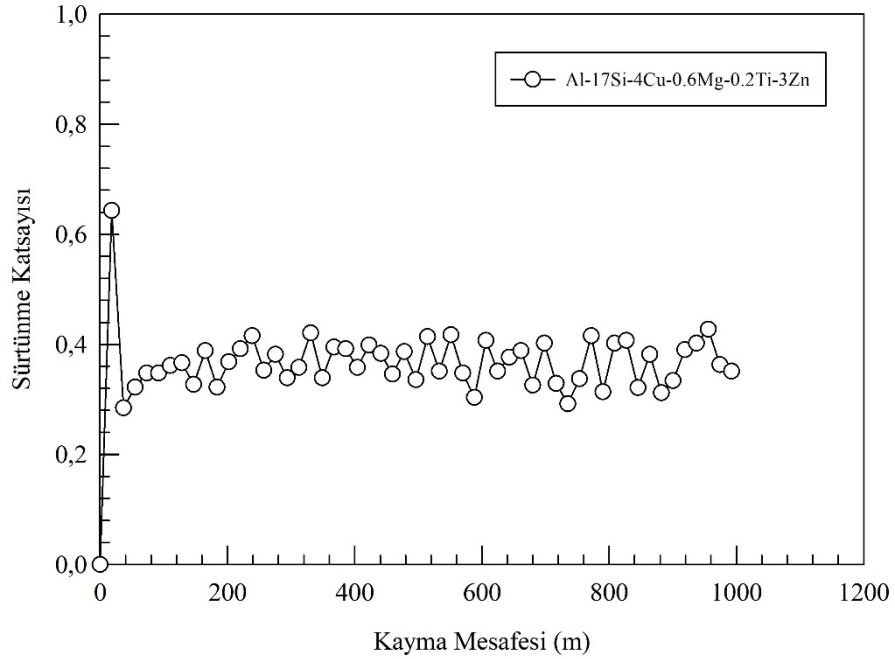
Şekil 49. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımasının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.



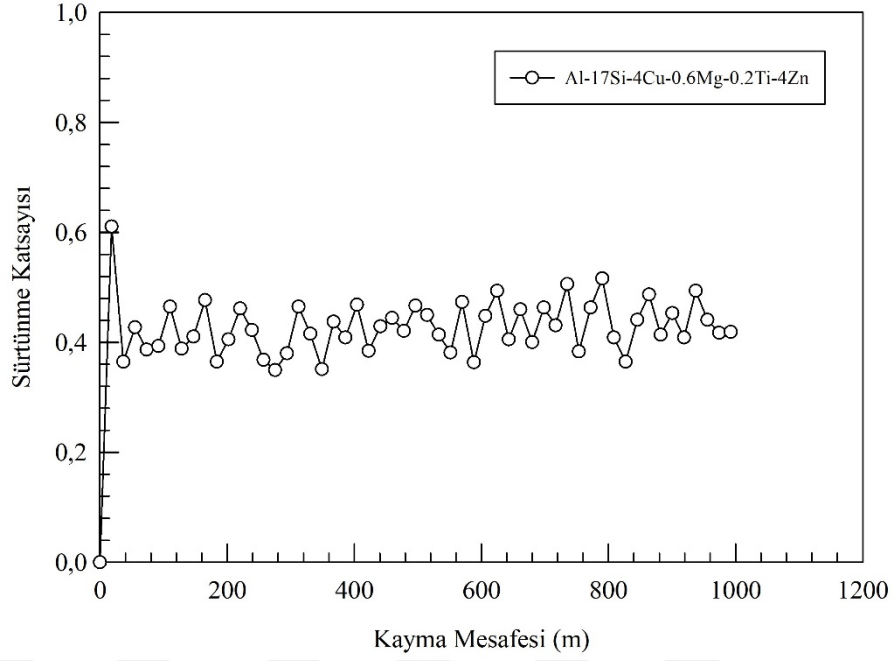
Şekil 50. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımasının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.



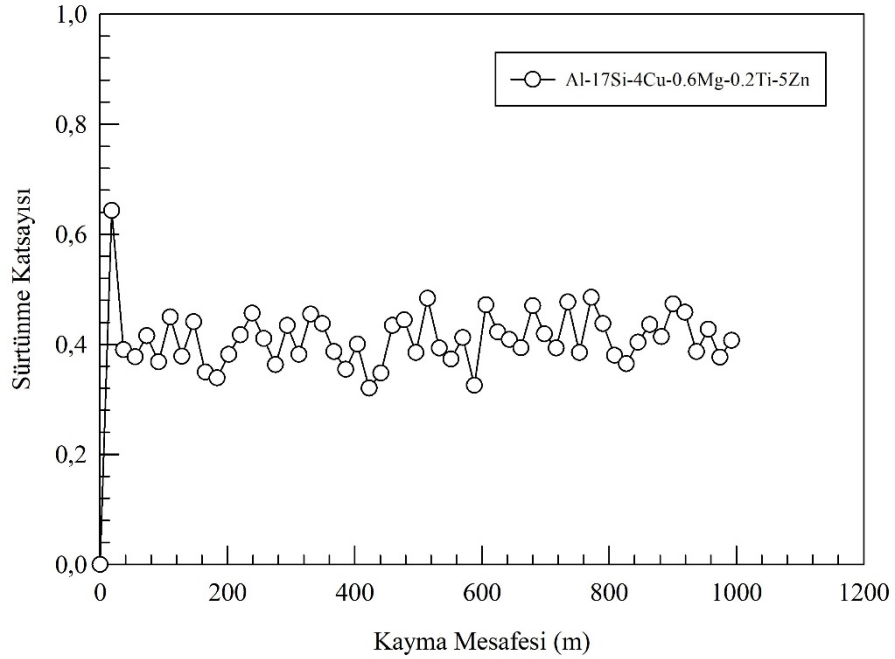
Şekil 51. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.



Şekil 52. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.



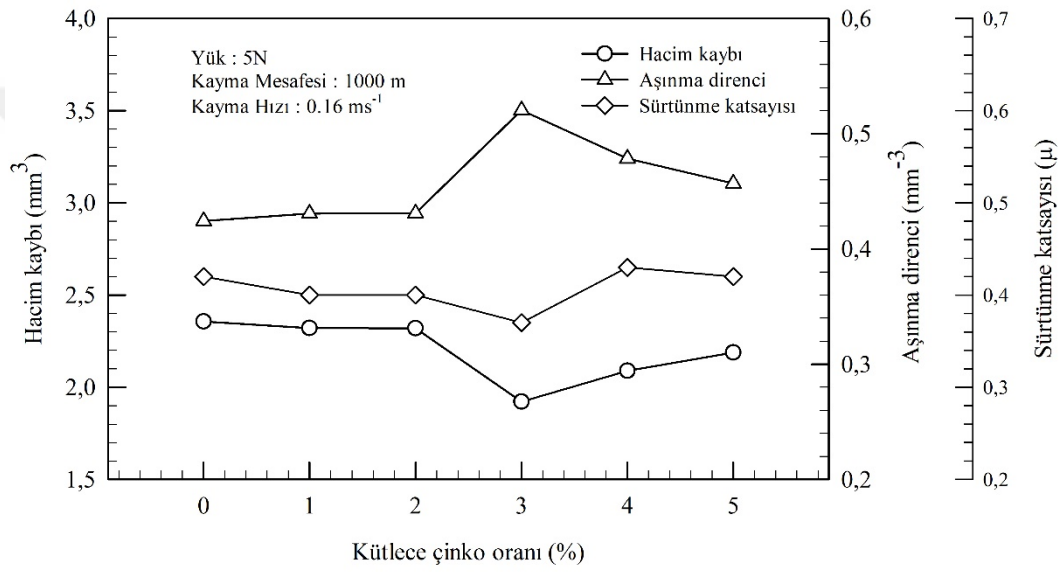
Şekil 53. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımasının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.



Şekil 54. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımasının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğri.

Tablo 10. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerleri.

Alaşım	Sürtünme katsayısı (μ)	Aşınma miktarı (mm^3)	Aşınma direnci (mm^{-3})
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti	0,42	2,356741	0,424315
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	0,40	2,321025	0,430844
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn	0,40	2,319975	0,431039
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	0,37	1,921459	0,520438
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn	0,43	2,089496	0,478584
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	0,42	2,188367	0,456962

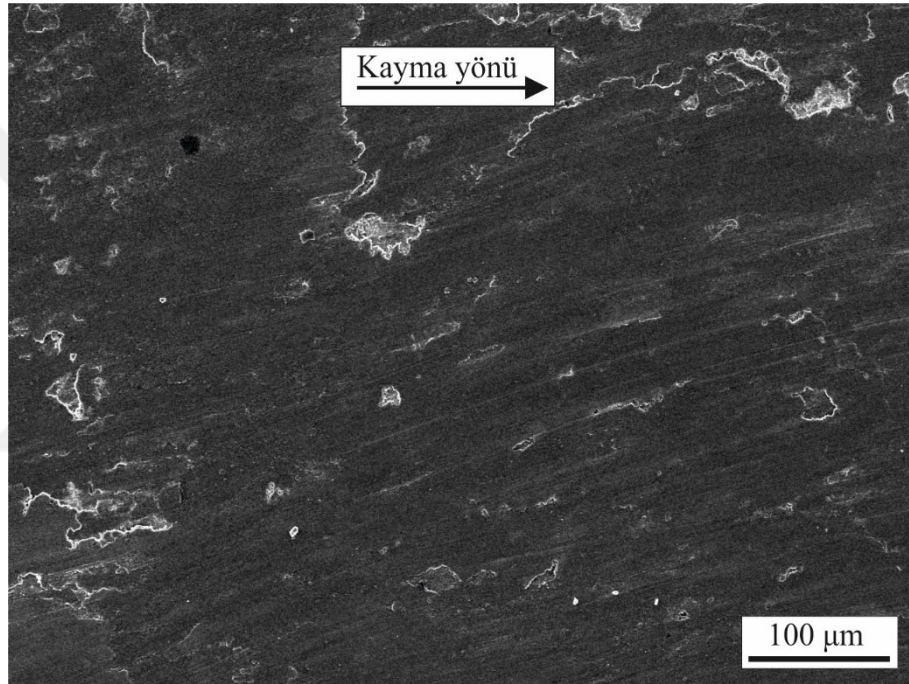


Şekil 55. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında çinko oranına göre hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren eğriler.

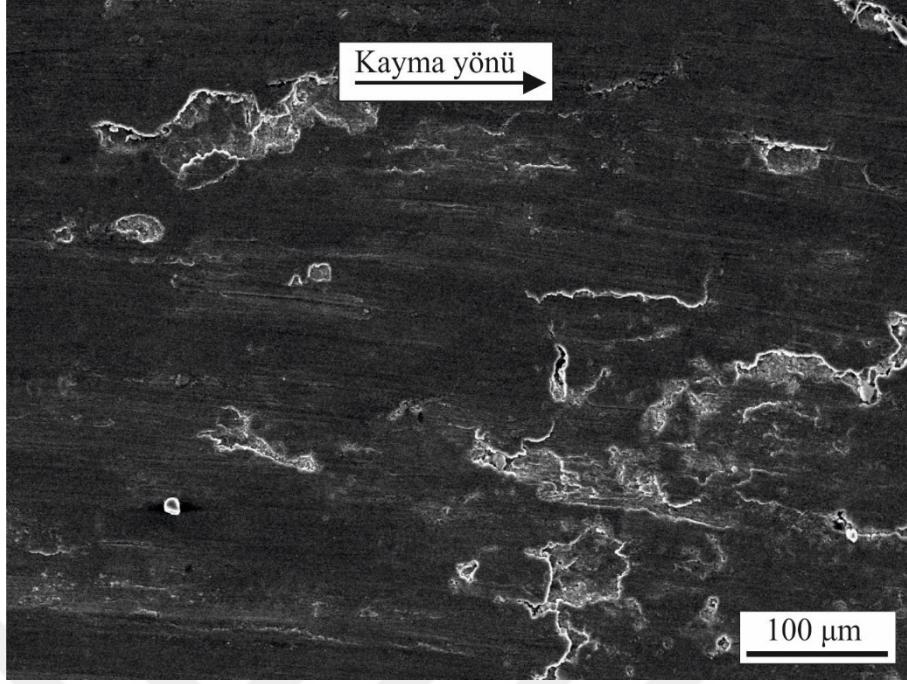
3.6. Aşınma Yüzeyleri ve Aşınma Parçacıklarının İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

Alaşım örneklerinin aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 56-64' de verilmiştir. Bu görüntüler örneklerin aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının, ince çiziklerin ve soyulmaların oluştuğunu göstermektedir. Yüzeyde oluşan sıvama tabakasının ikili Al-17Si alaşımında en yüksek olduğu, bakır, magnezyum ve titanyum katkıları ile birlikte sıvama tabakalarının azaldığı görülmüştür. Artan Zn katkısı ile birlikte sıvama tabakalarının düzenli olarak azaldığı görülmüştür (Şekil 56-64).

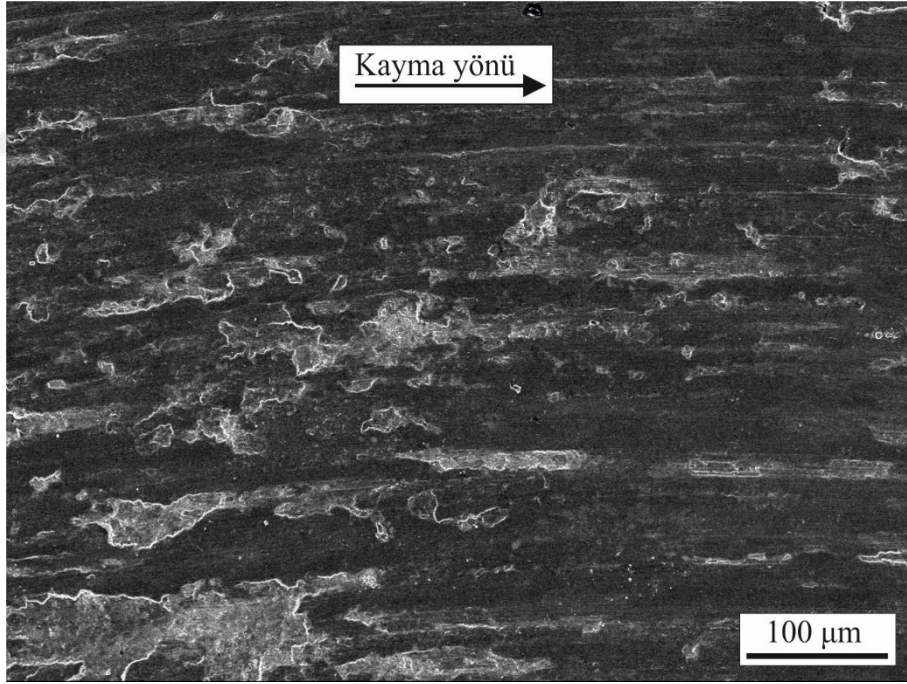
Aşınma parçacıklarının morfolojisinin ise alaşım elementi katkıları ile pek fazla değişmediği gözlemlendiği için bu bölümde sadece Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-1-3-5)Zn alaşımlarına ait fotoğraflar verilmiştir (Şekil 65-68). Söz konusu fotoğraflarda alaşımlara ait aşınma parçacıklarının irili ufaklı değişik boyutlara sahip olduğu görülmektedir. EDS analizleri aşınma parçacıklarının kimyasal bileşimlerinin bu alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan sıvama tabakalarının kimyasal bileşimleri ile hemen hemen aynı olduğunu ancak içerdikleri oksijen miktarlarının çinko katkısının artması ile birlikte bir miktar arttığını göstermiştir (Tablo 11).



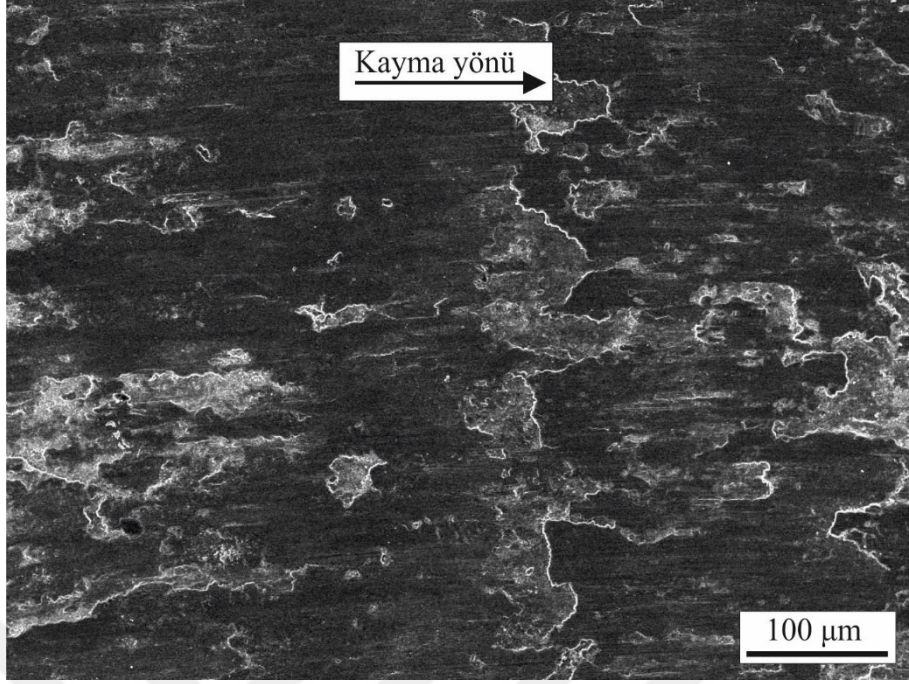
Şekil 56. Al-17Si alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



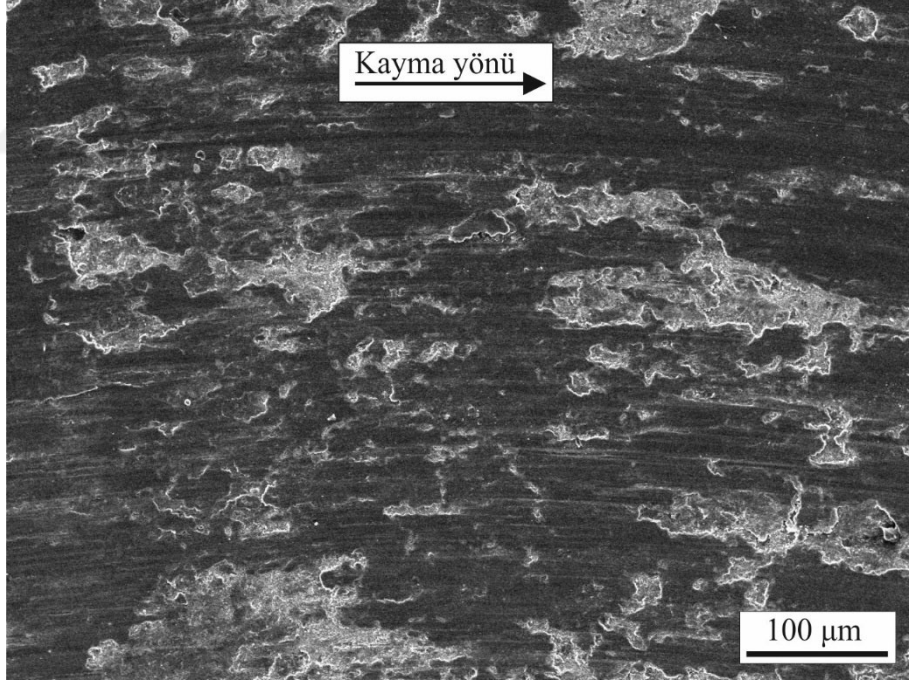
Şekil 57. Al-17Si-4Cu alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



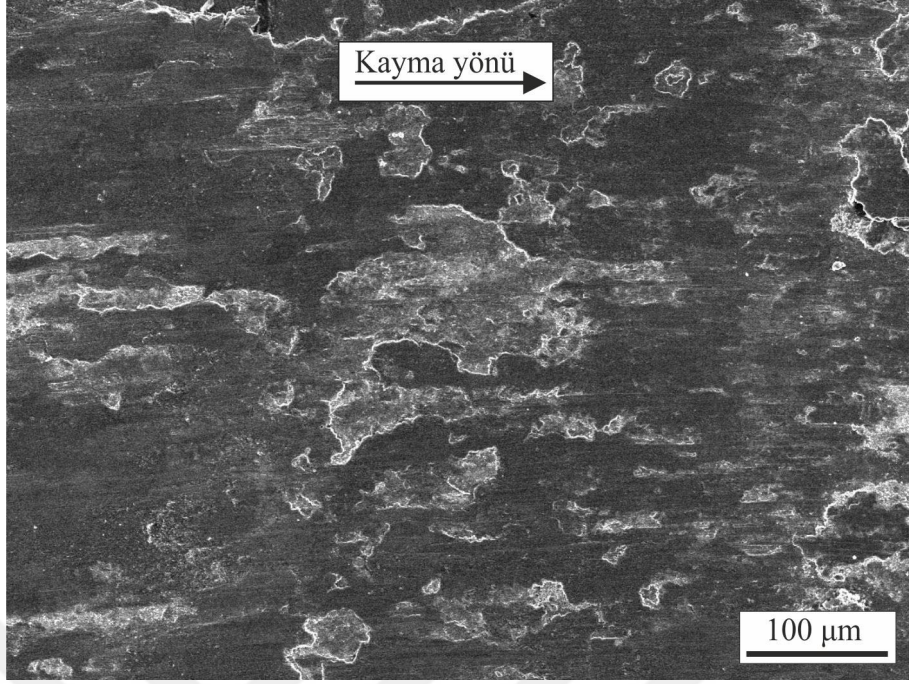
Şekil 58. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



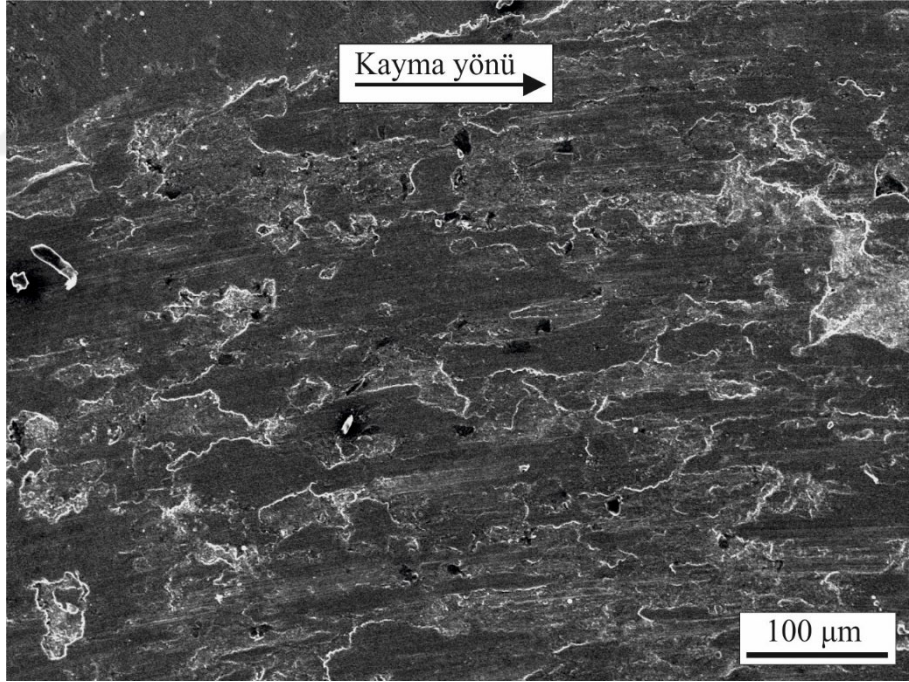
Şekil 59. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



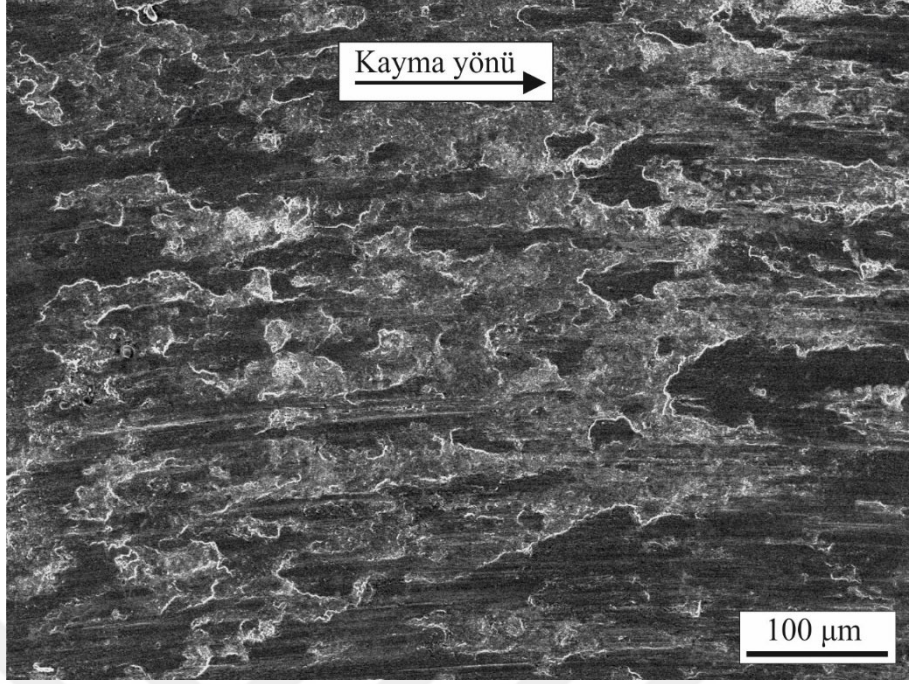
Şekil 60. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



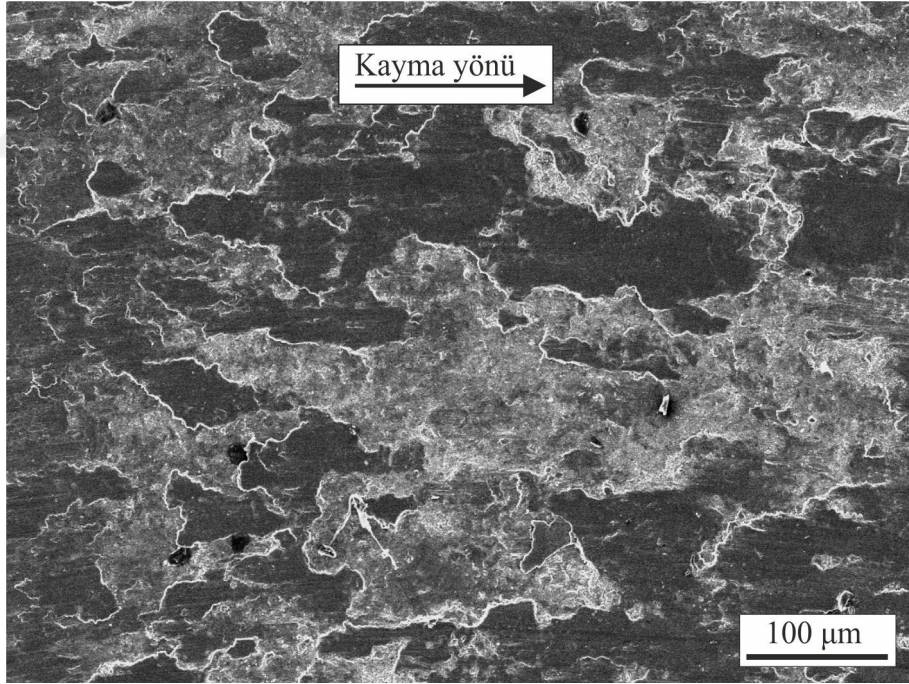
Şekil 61. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



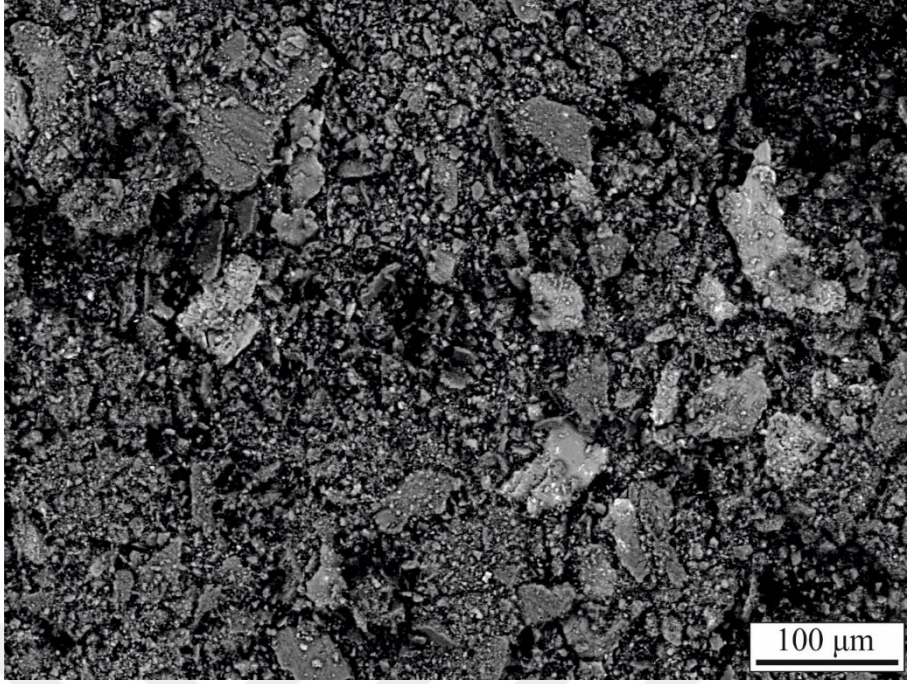
Şekil 62. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



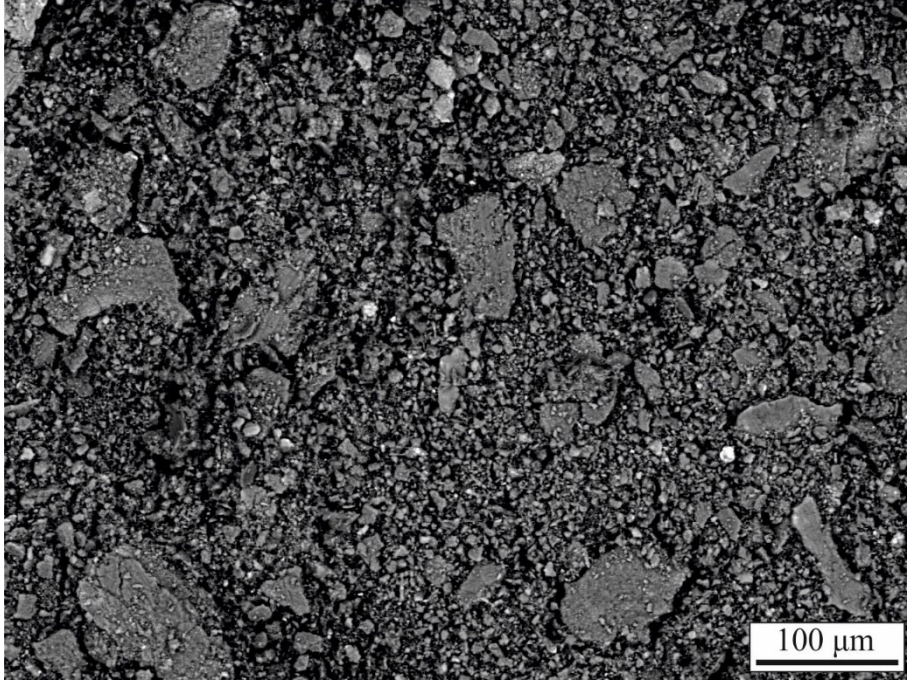
Şekil 63. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



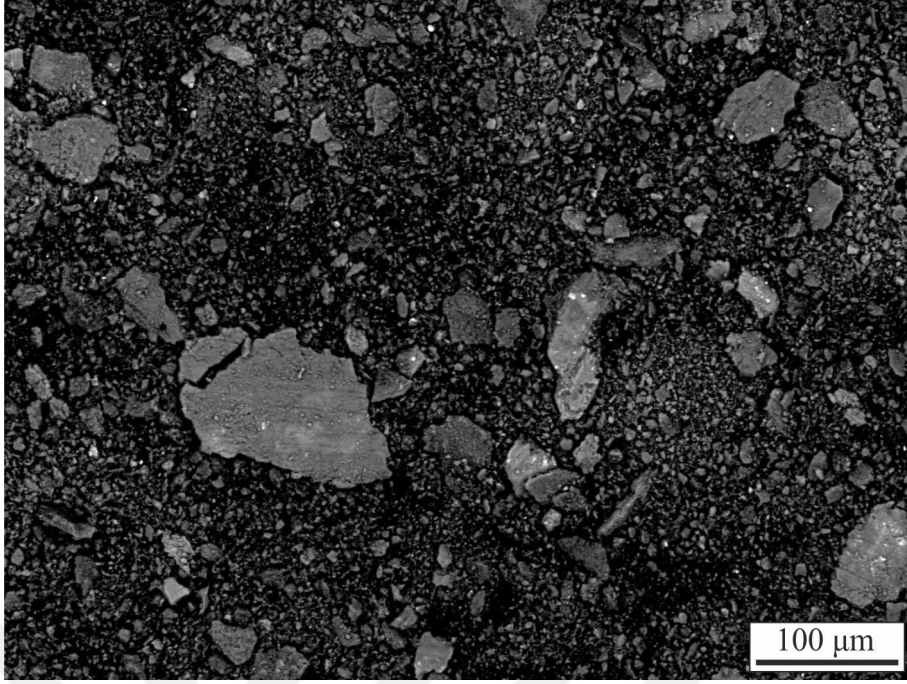
Şekil 64. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü.



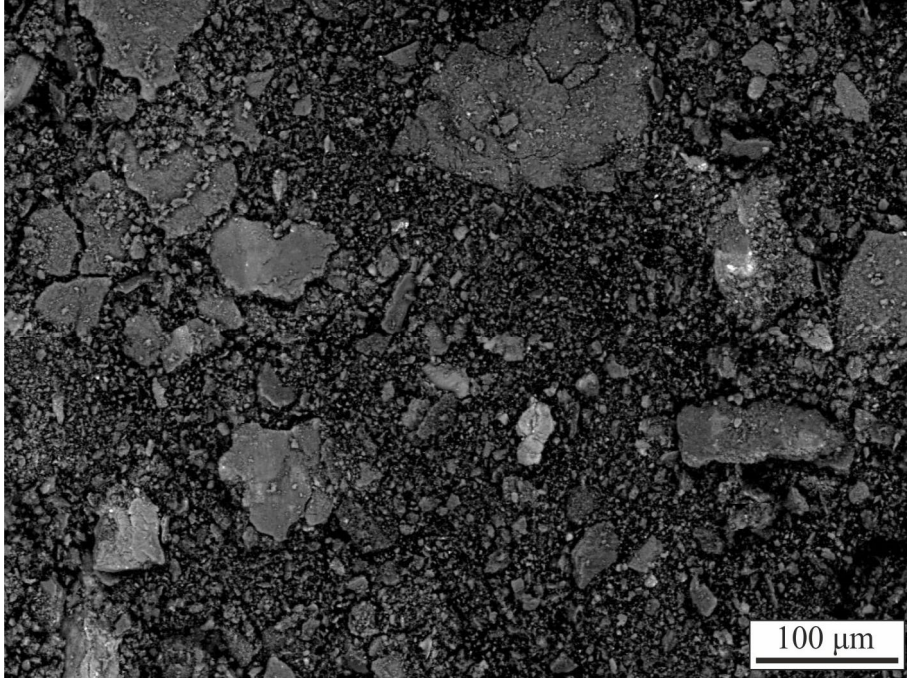
Şekil 65. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



Şekil 66. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



Şekil 67. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü.



Şekil 68. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü

Tablo 11. Aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları

Alaşım	Analiz Bölgesi	Kimyasal Bileşim							
		Al	Si	O	Cu	Mg	Ti	Zn	Fe
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti	Aşınma Yüzeyi	49,7	16,8	29,6	3,2	0,4	0,1	---	0,2
	Aşınma Parçacığı	42,4	16,4	37,8	2,8	0,4	0,1	---	0,1
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	Aşınma Yüzeyi	51,9	17,4	25,8	3,3	0,4	0,2	0,8	0,3
	Aşınma Parçacığı	40,7	17,1	38,8	2,2	0,3	0,2	0,5	0,2
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	Aşınma Yüzeyi	50,5	16,2	27,6	2,8	0,3	0,2	2,2	0,2
	Aşınma Parçacığı	40,8	16	38,7	2,4	0,2	0,2	1,6	0,2
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	Aşınma Yüzeyi	50,3	16,5	26,6	2,7	0,3	0,1	3,4	0,1
	Aşınma Parçacığı	40,8	12,6	39,9	2,6	0,3	0,1	3,4	0,2

4. TARTIŞMA ve SONUÇLAR

Bu çalışmada esas (baz) alınan ikili Al-17Si alaşımı içyapısının primer silisyum, ötektik Al-Si, alüminyumca çok zengin primer α (dendrit) ve β (Al-Fe-Si) fazlarından oluşmaktadır, (Şekil 16). Primer silisyum parçacıklarının farklı geometrilere sahip iri (kaba) ve köşeli, ötektik faz içerisindeki silisyum parçacıklarının ise ince ve uzun bir yapıya sahip oldukları görüldü (Şekil 16). Bu içyapının oluşumu ikili Al-Si faz diyagramına (Şekil 1) ve söz konusu alaşımın katılma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki; Al-17Si alaşımı ötektik bileşimden (ağırlıkça yaklaşık %12Si) daha yüksek oranda silisyum içerdiği için ötektik üstü bir alaşımdır. Ötektik üstü alaşımlarda soğuma (katılma) sırasında önce ergime noktası daha yüksek olan silisyumca zengin primer silisyum parçacıkları katılacaktır. Silisyum katılaştıkça sıvı metal içerisindeki silisyum oranı azalır, alüminyum oranı artmaktadır. Bu durum henüz katılmamış olan metaldeki silisyum oranı ötektik bileşim (%12,6Si) oranına düşünceye kadar devam etmekte ve sıcaklık ile kimyasal bileşim ötektik noktadaki değerlere düştüğünde, alüminyum bir matris üzerinde ince uzun (iğne) şekilli silisyum parçacıklarının yer aldığı bir görünüme sahip ötektik faz oluşumu ile sonuçlanmaktadır. Alüminyumca çok zengin α fazı ise katılma sıcaklığı ötektik fazın katılma sıcaklığından (577°C) daha yüksek (660°C) olan alüminyumun denge dışı soğuma nedeniyle ötektik fazdan daha önce katılması sonucu oluşmuş olabilir. Alaşım bileşenlerinin safsızlığı nedeniyle içyapılarında bulunan demirin alüminyum ve silisyum içerisindeki katı çözünürlüğü oldukça düşüktür (Belov vd., 2002). Al-Si alaşımlarının içyapısında diğer fazlar içerisinde çözünemeyen demirin alüminyum ve silisyum ile reaksiyona girerek demirce zengin çeşitli fazların oluşmasına yol açtığı bilinmektedir (Kores vd., 2012). Al-17Si alaşımında yapılan EDS analizleri bu alaşımda oluşan demirce zengin fazın β fazı olduğunu göstermektedir, (Tablo 6).

Al-17Si alaşımına % 4 oranında bakır ilavesi yapıldığında bakırın bir kısmının alüminyumca zengin fazlar içerisinde çözüldüğü, kalan kısmının ise içyapıda bakırca zengin θ (CuAl_2) fazının oluşmasına neden olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 17). İkili Al-Cu denge diyagramına (Şekil 2) göre bakırın α -alüminyum fazı içerisinde oda sıcaklığındaki çözünürlüğünün yaklaşık olarak %0,5 civarında olmasına rağmen çalışmamız kapsamında yapılan EDS analizlerinde çözünürlüğün daha yüksek çıkmasının denge dışı

soğuma koşullarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bakır katkısının çözünürlük limitini aşması durumunda ise çözünemeyen bakırın alüminyum ile reaksiyona girerek θ (CuAl_2) fazını oluşturduğu anlaşılmaktadır. Söz konusu θ (CuAl_2) fazının alüminyumca zengin α dendritlerinin sınırlarında yer aldığı görülmektedir (Şekil 17). θ (CuAl_2) fazının dendrit sınırlarında konumlanması alaşımın soğuma, bir başka deyişle katılaşma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki; soğuma sırasında önce ergime sıcaklığı en yüksek olan silisyum (yaklaşık 1414°C) sıvı metal içerisinde katılarak primer silisyum fazını oluşturur. Primer silisyum içerisinde gerek alüminyum, gerekse bakırın katı çözünürlüğü oldukça sınırlı olduğundan katılaşma sırasında sıvı metal içerisindeki silisyum oranı sürekli azalırken alüminyum ve bakır oranı artar. Soğuma devam edip sıvı metalin sıcaklığı alüminyumun katılaşma sıcaklığına (yaklaşık 660°C) düştüğünde alüminyum çekirdekleri denge dışı soğuma nedeniyle katılaşmaya başlar. Soğuma devam ettikçe α çekirdekleri sıvı metalden alüminyum çekip farklı yön ve doğrultularda büyüyerek dendrit haline gelir. Sıcaklığın θ fazının katılaşma sıcaklığı olan yaklaşık 620°C ' ye düşmesiyle bakırca zengin θ (CuAl_2) fazı katılaşır. Sıvı metal ile yoğunluk farkından ve en son katılaşan ötektik fazın (katılaşma sıcaklığı 577°C) kendine özgün bir kimyasal bileşimi olması nedeniyle θ fazı ötektik faz dışına, bir başka deyişle ötektik faz ile daha önce katılaşmış olan α çekirdeklerine kadar itilir. Sıcaklık ve kimyasal bileşim ötektik noktanın değerlerine ($12,6\text{Si}$ ve 577°C) ulaştığında ötektik faz da katılaşır ve θ fazı ötektik faz ile dendrit sınırları arasında kalmış olur.

Dörtlü Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının içyapısında üçlü Al-17Si-4Cu alaşımının içyapısında görülen fazlara ilave olarak Mg_2Si fazının olduğu ve β (Al-Fe-Si) fazının form değiştirerek π (Al-Mg-Fe-Si) fazına dönüştüğü görüldü (Şekil 18). Dörtlü alaşımın içyapısındaki π fazının safsızlıktan gelen demirin alaşımın bileşiminde bulunan alüminyum, silisyum ve magnezyum ile bileşik oluşturmasından kaynaklandığı söylenebilir. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının içyapısındaki ötektik silisyum parçacıklarının üçlü alaşımdakine göre daha ince ve kısa olduğu gözlemlendi (Şekil 18). Bu durum klasik çekirdeklenme teorisine göre açıklanmaktadır (Li vd., 2017). Şöyle ki, çekirdeklenme sırasında biri hacim serbest enerjisi diğeri yüzey serbest enerjisi olmak üzere iki tür enerji değişimi olduğu ileri sürülmektedir (Jreidini vd., 2018;). Hacim serbest enerjisi sıvının katıya dönüşümü sırasında açığa çıkmakta, yüzey serbest enerjisi ise katılaşma sırasında yeni katı yüzeylerin oluşması için gerekmektedir. Bu durum aşırı

doymuş bir çözelti içerisinde küresel bir çekirdeğin oluşumu için gerekli olan serbest enerji değişimi toplamı $\Delta G_T = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_h + 4\pi r^2 \gamma$ bağıntısı ile verilmektedir (Savaşkan, 2009). Söz konusu bağıntıda yer alan ΔG_h ve γ terimleri sırasıyla hacim serbest enerjisi ve özgül yüzey serbest enerjisini göstermektedir. Bu bağıntıdan anlaşılacağı üzere çekirdek oluşumu için gerekli olan serbest enerji değişimi toplamı, γ (yüzey serbest enerjisi) düştükçe azalmaktadır. Mg katkılarının Al-Si alaşımlarında katı sıvı ara yüzey gerilimini dolayısıyla yüzey serbest enerjisini azaltıcı etkisi olduğu bilinmektedir (Li vd., 2017; Mandal vd., 2014); Abedi vd., 2013). Bu nedenle magnezyum katı-sıvı ara yüzeyin meydana gelmesi için gerekli olan enerji miktarının düşmesine yol açarak ötektik yapının modifiye olmasını sağlamış olabilir. Ayrıca literatürde de (Li vd., 2017) belirtildiği gibi üçlü ötektik dönüşüm sıcaklığının ($S_{ıvı} \rightarrow Al + Si + Mg_2Si$) ikili ötektik dönüşüm sıcaklığından ($S_{ıvı} \rightarrow Al + Si$) daha düşük olması da çekirdeklenmenin daha kolay olmasına ve ötektik parçacıkların küçülmesine sebep olmuş olabilir.

Dörtlü Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımına %0,2 oranında yapılan titanyum katkısının alaşımın metalografik yapısını değiştirmedeği gibi yeni bir fazında oluşumuna neden olmadığı gözlemlendi (Şekil 19). Bu durumun titanyum katkısının alaşımın içyapısında özellikle alüminyumca zengin fazlar içerisinde çözünmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Beşli Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti alaşımına yapılan çinko katkılarının içyapıda yeni bir faz oluşturmadığı gibi belirgin bir değişime de yol açmadığı gözlemlendi (Şekil 20-24). Bu durumun çinkonun yapıyı oluşturan ana alaşım elementi olan alüminyumun içerisinde tamamen çözünmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu bulgular ikili Al-Zn ve Si-Zn faz diyagramları ve EDS analizleri ile doğrulanmaktadır. Şöyle ki, ikili Si-Zn faz diyagramına göre çinkonun silisyum içerisinde oda sıcaklığında hiç çözünmediği görülmektedir. İkili Al-Zn faz diyagramı (Şekil 5) ise çinkonun denge durumunda bile alüminyum içerisinde en az %1 oranında çözünebildiğini görülmektedir. Bu çalışma kapsamında yapılan EDS analizlerinde primer alüminyum dendritleri ve ötektik alüminyum matrisi içindeki çinko oranı artan çinko katkısıyla artmış sırasıyla maksimum % 6,4 ve %3,7 değerlerine kadar ulaşmıştır (Tablo 5). Ötektik silisyum ve primer silisyum parçacıklarının EDS analizlerinde ise çinkoya rastlanılmamıştır. Alüminyum dendritleri

ve ötektik alüminyum içerisinde EDS analizleri ile belirlenen çözünmüş çinko oranının faz diyagramındaki çözünürlük limitinin üzerinde olması denge dışı (hızlı) soğuma nedeniyle difüzyon zamanının azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Artan çinko oranı ile birlikte alaşımların içyapılarındaki primer silisyum parçacıklarının irileşerek daha köşeli bir hal aldığı ve kümeleşmenin arttığı görüldü (Şekil 20-24). Bu durumun çinko oranı arttıkça alaşım içerisinde alüminyum oranının azalmasından bir başka deyişle silisyum/alüminyum oranının artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Silisyum/alüminyum oranı arttıkça daha yüksek oranda primer silisyum parçacığı oluşması sıvı metal içerisinde yüzen bu parçacıkların birbiri ile çarpışarak birbirlerinin hareketlerini kısıtlamasına neden olmuş olabilir. Soğuma devam ettikçe söz konusu silisyum parçacıklarının hareket kabiliyeti azalır ve ergimiş metal tamamen katılaştığında içyapıda homojen olmayan ve kümelenmiş görüntü sergileyen primer silisyum parçacıkları oluşur. Ayrıca çinko oranı arttıkça ötektik noktanın daha düşük silisyum oranı ve sıcaklığa kayması (Alemdağ ve Beder, 2014; Raghavan, 2007) ve ayrıca soğuma koşullarının (katılaşma aralığının) değişmesi yapıdaki primer silisyum fazının oranını artırmış olabilir.

Al-17Si alaşımına bakır katılması (ağırlıkça %4) durumunda alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerinin arttığı, kopma uzaması değerinin ise azaldığı görüldü (Tablo 7). Sertlik ve mukavemet değerlerindeki artışın hem bakırın alüminyum içerisinde çözünmesiyle oluşan katı çözeltiler hem de bakırın alüminyum ile tepkimeye girerek oluşumuna yol açtığı θ fazının neden olduğu ikinci faz sertleştirilmesi mekanizmalarından kaynaklandığı düşünülmektedir. EDS analizleri bakırın alüminyumca zengin fazlar içerisinde katı durumda çözüldüğünü göstermektedir. Katı çözeltiler oluşumunda çözen alüminyumun kafes yapısı içerisinde çözünen bakır atomları boyut farklılığından (Atom çapları; Al: 0,145nm, Cu: 0,128 nm) dolayı kafeste çarpılmalara neden olduğu, bu çarpılmaların neden olduğu iç gerilmelerin de dislokasyon hareketini zorlaştırma ve/veya engelleme suretiyle sertlik ve mukavemette artışa yol açtığı düşünülmektedir (Savaşkan, T. 2009). Diğer taraftan ikincil faz çökmesinin alaşımların kafes yapısında neden olduğu iç gerilmeler nedeniyle dislokasyon hareketlerinin zorlaştığı bunun da malzemelerin sertlik ve mukavemet değerlerinde artışa yol açtığı bilinmektedir (Savaşkan, T. 2009). Bakır katkısının Al-17Si alaşımının kopma uzaması değerinde

neden olduğu azalma θ fazının kırılma sırasında çatlak yolunu azaltıp kırılmayı kolaylaştırmasından kaynaklanmış olabilir. Zira içyapı fotoğraflarında çatlağın dendrit sınırını dolandırmadan θ fazı üzerinden daha az yol alarak ilerlediği görülmektedir, (Şekil 42-44).

Al-17Si-4Cu alaşımına %0,6 oranında magnezyum katılmasının sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerinin artmasına, kopma uzaması değerlerinin ise azalmasına yol açtığı belirlendi (Tablo7). Mukavemet değerlerindeki artışın magnezyum katkısının neden olduğu katı çözümlü mekanizması, ikincil faz oluşumu ve dispersiyon sertleşmesi mekanizmalarından kaynaklandığı söylenebilir. Katı çözümlü mekanizmasında çözen ve çözünen atomların boyut farklılığı sonucunda kafes yapılarının çarpılması ile birlikte çözünen atomların dislokasyonların hareketini engellemesi nedeniyle oluşan iç gerilmeler malzemenin sertlik ve mukavemet değerlerinin artmasına yol açmaktadır. İçyapıda ikincil olarak oluşan Mg_2Si bileşiği (fazı) matris fazı içerisinde bölgesel iç gerilmeler oluşturma suretiyle alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerini artırmış olabilir. Magnezyum katkısı nedeniyle içyapıda daha sıkı dizilen ötektik silisyum parçacıklarının mukavemete etkisi dispersiyon sertleşmesi mekanizması ile açıklanabilir. Şöyle ki, dislokasyonların hareketi için gerekli gerilme parçacıklar arası mesafeye bağlı olarak $\tau_a=(2Gb/L)$ bağıntısı ile ifade edilmektedir (Bacon vd., 1973). Burada G kayma modülünü, b Burgers vektörünü ve L parçacıklar arası mesafeyi ifade etmektedir. Söz konusu bağıntı dislokasyonların hareket edebilmesi ve/veya yenilerinin meydana gelmesi için gerekli olan gerilmenin parçacıklar arası mesafe azaldıkça arttığını göstermektedir. Magnezyum katkısı ile kopma uzamasında meydana gelen azalma nispeten sert ve gevrek olduğu bilinen ve genellikle alüminyumca zengin dendritlerin sınırlarında yer alan Mg_2Si bileşiğinin çatlakların ilerlemesini kolaylaştırmasından kaynaklanmış olabilir. Zira literatürde de (Li vd., 2017, Salleh vd., 2015) Al esaslı alaşımlarda dendrit sınırlarında yer alan benzer özelliklerdeki fazların kopma uzaması değerlerini azalttığı bilinmektedir. Ayrıca, magnezyum katkılarının alaşımın yüzey serbest enerjisini düşürmesi, klivaj kırılmanın da kırılma yüzey enerjisi en düşük düzlemlerde meydana gelmesi nedeniyle kolaylaşması, kopma uzamasının azalmasına sebep olmuş olabilir.

Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımına %0,2 oranında Ti katılması durumunda sertlik, akma ve çekme mukavemeti değerlerinde az da olsa bir artış, kopma uzamasında ise

herhangi bir değişim gözlenmedi (Tablo 7). Mukavemet değerlerindeki artış titanyumun alüminyumca zengin fazlar içerisinde çözünmesi nedeniyle ortaya çıkan katı çözültü sertleşmesinin etkisinden kaynaklanmış olabilir. Literatürde de (Choi vd., 2016; Xiao vd., 2004; Wu vd., 2016) titanyum katkılarının mukavemeti artırıcı etkisinin sınırlı olduğu ifade edilmektedir. Ancak titanyumun Al-Si esaslı alaşımlarda Al_2Cu fazının yüksek sıcaklıklardaki termal kararlılığını artırmak için katıldığı ifade belirtilmektedir (Choi vd., 2016).

$Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn$ alaşımlarının sertlik ve mukavemet değerlerinin artan çinko oranı ile arttığı, kopma uzamasının ise artan çinko oranı ile azaldığı belirlendi (Tablo 7; Şekil 31). Sertlik ve mukavemet değerlerindeki artışın katı çözültü sertleşmesi mekanizmasından, kopma uzamasında meydana gelen azalmanın ise pirimer silisyum parçacıklarının boyut, oran ve dağılımının değişmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Katı çözünlük arttıkça katı çözültü sertleşmesi etkisinin arttığı bilinmektedir (Tavitas-Medrano vd., 2010; Liv d., 2017). Çalışma kapsamında yapılan EDS analizleri çinkonun α ve ötektik alüminyum fazındaki katı çözünlüğünün artan çinko oranı ile sürekli arttığını göstermiştir (Tablo 5). Bu bulgulara göre söz konusu alaşımlarda meydana gelen sertlik ve mukavemet artışının katı çözültü sertleşmesinden kaynaklandığı söylenebilir. Çinko oranının %3'ü aşması durumunda mukavemet ve kopma uzaması değerlerinde meydana gelen azalma birincil silisyum parçacıklarının boyut ve oranlarının artması, dendritler arası bölgelerde kümelenerek çatlak ilerlemesini kolaylaştırmasından kaynaklanmış olabilir.

$Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn$ alaşımlarının çekme deneyi numunelerine ait kırılma yüzeylerinin kopma veya ayrılma sırtları (çanakları) tarafından çevrilmiş klivaj düzlemlerinden oluştuğu ve artan çinko oranı ile klivaj düzlemlerinin yüzeydeki oranının arttığı, kopma sırtlarının ise azaldığı görüldü (Şekil 44-47). Bilindiği üzere kırılma yüzeylerindeki klivaj düzlemleri gevrek kırılma, sırt veya çanak oluşumları ise sünek kırılma belirtileridir (Hekimoğlu ve Ayata, 2019; Alemdağ ve Beder, 2014). Klivaj kırılma mekanizmasında kırılma klivaj düzlemleri olarak adlandırılan belirli kristal düzlemleri boyunca meydana gelmektedir. Klivaj düzlemleri yüzey enerjisi en düşük olan düzlemlerdir (Li vd., 2017). Tek eksenli gerilme halinde klivaj düzlemine dik normal gerilmelerin kritik bir değeri aşması durumunda atom bağlarının kopması sonucu klivaj

kırılmaları oluşur (Chen ve Cao, 2015). Her bir tane içerisindeki bir düzlemde kırılma meydana geldiğinden klivaj kırılma sonrası ortaya düz bir görünüm sergileyen kırılma yüzeyleri çıkar. Sünek kırılma mekanizmasında ise kayma gerilmesinin kritik bir değeri aşması durumunda kayma gerilmesine karşı direnci az olan kayma düzlemlerinin kayması sırasında atom bağlarının kopması bölgesel ve homojen olmayan plastik deformasyona sebep olur. Kırılma sırasında çatlak çekme doğrultusuna dik ve/veya çekme eksenine 45° lik açı yapan düzlemlerde ilerleyerek deformasyon meydana gelmektedir (Chen ve Cao, 2015). Artan çinko oranı ile birlikte Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının klivaj kırılma mekanizmasının daha etkin olması primer silisyum parçacıklarının içyapıdaki hacimsel oranlarının ve boyutlarının artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Çekme deneyi numunelerinin kırılma yüzey altı fotoğrafları kırılma hattının (çatlağının) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında dendrit sınırlarını takip ederek ilerlediğini göstermektedir (Şekil 35-40). Bu bulgular üretilen alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak irdelenebilir. Şöyle ki, alaşımların içyapısında yer alan primer ve ötektik silisyum parçacıklarının kırılma karakteristiği taneler arası kırılma şeklindedir. Bunun nedeni, matris içerisindeki gerilmenin sert silisyum parçacıkları üzerine daha yüksek oranda iletilmesi ve silisyum parçacıklarının dayanım değerlerinin matris içerisindeki diğer fazlara göre daha erken aşılmasıdır (Xu vd., 2017). Silisyum parçacıklarının dayanım değerlerinin aşılması sonucunda oluşan çatlaklar alüminyumca zengin α fazı sınırları boyunca ilerleyerek kırılmayı tamamladığı görülmektedir (Şekil 41-47). Ayrıca iç yapıda dendritler arası bölgede oluştukları görülen nispeten gevrek bakırca zengin θ fazı, β ve π fazları ile Mg_2Si fazı dentritler arasındaki bağın zayıflamasına ve söz konusu bölgelerin gevrekleşmesine yol açtığı bilinmektedir (Alemdağ ve Beder, 2015; Taylor, 2004, Liv d., 2017). Ayrıca, söz konusu fazlarda gerilme yığılmaları meydana gelmekte ve bu gerilme yığılmaları nedeniyle oluşumu kolaylaşan çatlaklar genellikle dendrit sınırlarında yer alan bu fazlar üzerinden ilerleyerek kırılmayı tamamlamaktadır.

Üretilen alaşımların sürtünme katsayılarının yola göre değişimini veren eğriler Şekil 48-54' te verilmiştir. Bu eğriler alaşımların sürtünme katsayılarının başlangıç aşamasında hızlı bir artıştan sonra azalarak belli bir aralıklarda kararlı değerlere ulaştığını

göstermektedir. Deneylerin başlangıç aşamasında sürtünme katsayılarında gözlenen artış yüzeyler arasındaki pürüzler nedeniyle temas alanının düşük ve bunun sonucunda da basıncın yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Sürtünme katsayısı değerlerinin alınan yol (kayma mesafesi) arttıkça azalarak kararlı değerlere ulaşması ise temas eden yüzeylerin birbirine alışması nedeniyle sürtünme kuvvetinin azalmasından kaynaklanmış olabilir. Deneyler boyunca alaşımların sürtünme katsayılarında gözlenen dalgalanmalar aşınma parçacıklarının ve/veya plastik deformasyon sonucu yüzeylerde oluşan pürüzlülüğün sürtünme kuvvetinde yol açtığı değişimlerden kaynaklanmış olabilir.

Üretilen ikili Al-17Si ve Al-17Si esaslı çoklu alaşımlarda bakır, magnezyum ve titanyum katkıları söz konusu alaşımların ortalama sürtünme katsayısı değerlerini düşürmüştür (Tablo 9-10). Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımına çinko ilavesi yapılması durumunda da sürtünme katsayısının azaldığı, ancak %3 çinko oranından sonra sürtünme katsayısının arttığı görüldü (Tablo 10). Alaşımların sürtünme katsayılarında meydana gelen bu azalma söz konusu katkı elementleri ile alaşımların sertlik ve mukavemetlerinin artması sayesinde uygulanan yükün taşınmasının kolaylaşmasından kaynaklandığı söylenebilir. Bu durum Bowden ve Tabor' un kaynak bağları teorisine (Hutchings & Shipway, 2017) göre açıklanabilir. Bu teoriye göre malzemenin mukavemeti arttıkça sürtünme kuvveti dolayısıyla sürtünme katsayısı düşmektedir. Şöyle ki, eş çalışan yüzeyler belirli pürüzlülük noktalarında temas halindedir. Uygulanan yük bu temas noktaları tarafından taşınır. Bu durum Bowden ve Tabor tarafından $W = A \times p_0$ şeklinde ifade edilmiştir. Burada W uygulanan normal yükü, A gerçek temas alanını, p_0 akma dayanımını göstermektedir. Yüzeylerin temas etmesi durumunda öncelikli olarak yüzeyler üzerindeki oksit tabakaları arasında bağlar oluşur. Yük uygulandıktan sonra söz konusu temas noktalarında çok yüksek basınçlar meydana gelmesiyle bu oksit tabakaları kopar ve metalik temas meydana gelir (Hutchings & Shipway, 2017, Stachowiak & Batchelor, 2005). Yüksek basıncın da etkisiyle metalik temasın meydana geldiği noktalarda moleküler bağ şeklinde mikroskobik kaynak bağları oluşur. Oluşan kaynak bağları oksit tabakasından çok daha kuvvetlidir. Temas eden yüzeylerin izafi hareketi sırasında bu kaynak bağlarının kopması gereklidir. Bunun yanında sert pürüzlerin yumuşak yüzey içerisinde ilerlerken meydana getirdiği plastik deformasyon ve bu deformasyon sonucu oluşan parçacıkların etkileşimi sonrası ortaya çıkan direnç te

sürtünme kuvvetini etkilemektedir. Dolayısıyla sürtünme kuvveti $F = A \times s + p_e$ şeklinde ifade edilebilir. Burada A gerçek temas alanı, s kaynak bağlarının kopması için gerekli kayma kuvveti, p_e sert pürüzlülüklerin yumuşak matris içerisinden geçmesi için gerekli kuvveti ifade etmektedir. p_e ifadesinin değeri $A \times s$ ifadesinden küçük olduğundan Bowden ve Tabor tarafından ihmal edilmiştir. Bu durumda sürtünme kuvveti $F = A \times s = \frac{W \times s}{P_o}$ şeklinde ifade edilmektedir. Söz konusu formülden görülebileceği üzere artan akma ve çekme dayanımları temas halinde olan noktaların plastik deformasyona olan direncini artırarak metalik bağ oluşumunun azalmasına neden olmaktadır. Sürtünme sırasında oluşan oksit ve/veya sıvama tabakaları da metalik bağ oluşumunun azalmasına ve ayrıca nispeten sert ve gevrek oldukları için daha kolay kırılarak sürtünme kuvvetinin dolayısıyla sürtünme katsayısının azalmasına neden olmaktadır (Hutchings & Shipway, 2017, Stachowiak & Batchelor, 2005). Çinko oranının %3 değerini aşması sonucunda sürtünme katsayısında meydana gelen artış ise mukavemetin azalmasından ve içyapıdaki silisyum parçacıkların irileşmesinden kaynaklanmış olabilir.

Aşınma deneylerinde alaşımların hacim kaybı değerlerinin bakır, magnezyum, titanyum ve çinko katkılarıyla azaldığı, altılı alaşımlar içinde Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının en düşük hacim kaybına uğradığı görülmüştür, (Tablo 9-10, Şekil 55). Yağsız çalışma şartlarında metallerde meydana gelen hacim kaybı birim uzunluk için Adhasive aşınma kanununda ifade edilen $V = k \frac{W}{3P_o}$ eşitliği ile belirlenir (Halling, 1978; Savaşkan ve Hekimoğlu, 2016). Bu eşitlikte V hacim kaybını, k aşınma sabitini, W uygulanan yükü, P_o ise akma gerilmesini göstermektedir. Söz konusu eşitlikten kuru sürtünme durumunda meydana gelen aşınma miktarı uygulanan yük ile doğru orantılı, alaşımın akma dayanımı ile ters orantılı olduğu anlaşılmaktadır. Archard da söz konusu eşitliğe benzer bir yaklaşımla hacim kaybının $V = \frac{kWL}{H}$ belirlenebileceğini ifade etmiştir (Hutchings ve Shipway, 2017). Archard aşınma kanunu olarak bilinen bu eşitlikten de hacim kaybının sertlik ile ters orantılı olduğu anlaşılmaktadır. Dolayısıyla en yüksek akma dayanımının görüldüğü %3 çinko oranına kadar hacim kaybının azalması bir başka deyişle aşınma direncinin artması Adhesive aşınma kanunu ve Archard eşitliğine uygundur. Çinko katkısının %3'ü aşması durumunda üzerinde aşınma miktarının artması bir başka deyişle aşınma direncinin azalması ise alaşımın mukavemet değerlerindeki azalma ve silisyum parçacıklarının morfolojisinin değişmesinden kaynaklanmış olabilir.

Çinko oranının artması ile birlikte özellikle primer silisyum parçacıklarının boyutlarının ve hacimsel oranlarının arttığı görülmektedir (Şekil 20-24). Bu parçacıkların yüzeyden ayrılırken abrasif etki yapmaları da hacim kaybının artmasına katkı sağlamış olabilir. Bu bulgulara dayanarak çekme dayanımının söz konusu alaşımların kuru sürtünme koşullarında aşınma davranışı üzerinde sertlik değerlerinden daha etkili olduğunu göstermektedir. Geçmişte yapılan bazı çalışmalarda da benzer bulgular elde edilmiştir.

Aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının, soyulmaların ve çiziklerin olduğu gözlemlendi (Şekil 56-64). Sıvama tabakalarının numune yüzeyinden kopan parçacıkların sıcaklık ve bilye basıncının etkisiyle numune yüzeyine geri yapışması sonucunda olduğu söylenebilir (Savaşkan ve Hekimoğlu, 2018). Sıvama tabakalarının oluşması adhesiv aşınmanın bir göstergesi olarak kabul edilebilir (Hekimoğlu ve Savaşkan, 2016). Aşınma yüzeylerinde meydana gelen soyulmaların ise sıvanmış tabakaların ısı ve basıncın etkisiyle gevreklettikten sonra kırılarak parçalanması ve geniş parçacıklar şeklinde koparak numune yüzeyinden uzaklaşması sonucunda olduğu düşünülmektedir. Aşınma yüzeyindeki çiziklerin ise malzemeden koparak ayrılan ve aşındırıcı bilye ile numune yüzeyi arasında sıkışan sert parçacıkların basınç etkisiyle malzeme yüzeyini kazınması sonucunda olduğu söylenebilir. Bu durum incelenen alaşımlarda adhesiv aşınmanın yanı sıra abrazyonun da etkili bir mekanizma olduğunu göstermektedir. Numune yüzeylerindeki sıvama tabakalarının artan çinko oranı ile azaldığı ve soyulmaların daha belirgin hale geldiği görüldü (Şekil 60-64). Bu durum artan çinko oranı ile alaşımların kopma uzamalarının azalmasından bir başka deyişle sünekliklerinin azalmasının bir sonucu olabilir.

Aşınma deneyleri sonunda alaşım örneklerinin yüzeylerinden toplanan aşınma parçacıklarının farklı şekil ve boyutlara sahip olduğu, kimyasal bileşimlerinin ise numune yüzeyinin kimyasal bileşimine benzer olduğu görüldü (Şekil 65-68, Tablo 11). Aşınma parçacıklarının oluşumu ve morfolojisi alaşımların aşınma davranışına dayandırılarak açıklanmaktadır. Şöyle ki, metal-metal teması başlangıç aşamasında yüzeylerdeki pürüzler arasında olduğu için aşındırıcı bilye ile numune yüzeyi arasındaki temas alanı düşüktür. Bu nedenle deneylerin başlangıcında yüzeylerde yüksek basınçlar oluşmaktadır. Bu basınçlar pürüzlerin temas noktalarında kaynağa sebep olmaktadır. Hareket başladıktan sonra kesme kuvvetinin etkisiyle hem bu temas noktalarında

meydana gelen kırılmalar hem de yüzeye etki etki eden kayma gerilmeleri nedeniyle malzeme yüzeyinde meydana gelen plastik deformasyonlar sonucunda aşınma parçacıkları oluşmaktadır (Hekimoğlu ve Savaşkan, 2018). Bu parçacıklardan bilye ve aşınma yüzeyi arasında kalanlar deney sırasında basınç ve sıcaklığın etkisiyle numune yüzeyine geri yapışıp bir sıvama tabakasının oluşmasına neden olmaktadır. Deney boyunca temas yüzeylerinde sürtünme nedeniyle ortaya çıkan ısı sıvama tabakasının oksitlenme hızını artırarak söz konusu tabakanın gevrekleşmesine neden olmaktadır. Sıvama tabakasının kalınlığının ve gevrekliğinin artması sonucunda kırılma kolaylaşır ve aşınma parçacıkları oluşur (Hekimoğlu ve Savaşkan, 2016). Oluşan parçacıkların bir kısmı dönen numune yüzeyinden merkezkaç kuvvetinin etkisiyle uzaklaşmakta, bir kısmı ise temas yüzeyleri arasında kalarak kırılmakta ve daha ince parçalara dönüşmektedir. Aşınma elementi katkılarının aşınma parçacıklarının morfolojisi üzerinde etkisinin belirgin belirgin bir şekilde gözlenememesi söz konusu parçacıkların çalışma basıncının ve gerek birbirleriyle gerekse de disk ve bilye arasında sürekli sürtünmeye maruz kalmalarının etkisiyle tekrar tekrar düzensiz bir şekilde kırılmalarından kaynaklanmış olabilir.

5. ÖNERİLER

Bu çalışma kapsamında indüksiyonlu ergitme ocağında Al-17Si alaşımına bakır, magnezyum, titanyum ve farklı oranlarda çinko elementleri katılarak oda sıcaklığında soğutulmuş ve söz konusu elementlerin yapısal, mekanik ve yağsız çalışma şartlarındaki aşınma davranışları incelenmiştir. Üretilen alaşımların farklı kayma mesafelerinde ve/veya yüklerde kuru ve yağlı durumdaki sürtünme ve aşınma davranışları incelenebilir. Bundan sonraki çalışmalarda farklı döküm yöntemlerinde (vakum altında ark ergitme vb.) ve/veya soğuma hızlarında söz konusu alaşımların yapısal, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri incelenebilir. Üretilen alaşımlara farklı ısıl işlemler uygulanarak alaşımların yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri ayrıntılı bir şekilde belirlenebilir. Ayrıca çalışılan beşli alaşıma (Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti) daha yüksek oranda (%10-30) çinko elementi katılarak içyapıda oluşacak çinkoca zengin fazların tribolojik özelliklere etkisi araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- Abedi, A., Shahmiri, M., Esgandari, B.A. and Nami, B., 2013.** Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si alloys containing different amounts of magnesium. *Journal of Materials Science & Technology*, 29, 971-978. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.04.021.
- Ahmad, R., Sani Abdulmalik, S., Yusuf Usman, O. and Bashir Danjuma, S., 2017.** Microstructure and wear behavior of friction stir processed cast hypereutectic aluminum silicon. *MATEC Web of Conferences*, 135, 8. DOI: 10.1051/mateconf/201713500048.
- Ahmed, A., El-Hadad, S., Reda, R. and Dawood, O., 2019.** Microstructure control in functionally graded Al-Si castings. *International Journal of Cast Metals Research*, 32, 67-77. DOI: 10.1080/13640461.2018.1521564.
- Alemdağ, Y. and Beder, M., 2015.** Dry Sliding Wear Properties of Al-7Si-4Zn-(0-5)Cu Alloys. 8th International Conference On Tribology, Romanya, 30 Ekim-1 Kasım, 21.
- Alemdağ, Y. and Beder, M., 2014.** Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si-(0-5)Zn alloys. *Materials and Design*, 63, 159-167. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.06.006.
- Alemdağ, Y. and Savaşkan, T., 2008.** Effects of silicon content on the mechanical properties and lubricated wear behaviour of Al-40Zn-3Cu-(0-5)Si Alloys. *Tribology Letters*, 29, 221-227. DOI: 10.1007/s11249-008-9299-0.
- Alfonso, I., Maldonado, C., Gonzalez, G. and Bedolla, A., 2006.** Effect of Mg content and solution treatment on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 41, 1945-1952. DOI: 10.1007/s10853-006-4494-y.
- Andrews, J.B., Seneviratne, M.V., Zier, K.P. and Jett, T.R., 1985.** Influence of silicon content on the wear characteristics of hypereutectic Al-Si alloys. *Wear of Materials: International Conference on Wear of Materials*, 180-185.
- ASM, 1990.** *ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams*. ASM International, ISBN: 978-1-62708-070-5.
- Bacon, D.J., Kocks, U.F. and Scattergood, R.O., 1973.** The effect of dislocation self-interaction on the orowan stress. *Philosophical Magazine*, 28, 1241-1263. DOI: 10.1080/14786437308227997.
- Belov N.A., Aksenov, A.A. and Eskin, D.G., 2002.** *Iron in aluminium alloys: impurity and alloying element*. CRC Press, 1. Baskı, ISBN: 9780429189906.

- Beroual, S., Boumerzoug, Z., Paillard, P. and Borjon-Piron, Y., 2019.** Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 784, 1026-1035. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.365.
- Campbell, J., 2011.** *Complete casting handbook*, Elsevier, ISBN: 978-1-85617-809-9.
- Channappagoudar, S., Sannayallappa, N., Desai, V. and Karodi, V., 2015.** Influence of combined grain refinement and modification on the Microstructure, tensile strength and wear properties of Al-15Si, Al-15Si-4.5Cu alloys. *International Journal of Materials Research*, 106, 962-969. DOI:10.3139/146.111270.
- Chen, R.H. and Cao, R., 2015.** *Micromechanism of cleavage fracture of metals : a comprehensive microphysical model for cleavage cracking in metals*. Elsevier, 1. Baskı, ISBN: 978-0-12-800765-5.
- Choi, S.W., Cho, H.S. and Kumai, S., 2016.** Titanium as an intermetallic phase stabilizer and its effect on the mechanical and thermal properties of Al-Si-Mg-Cu-Ti alloy. *Materials Science and Engineering A*, 678, 267-272. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.094.
- Clarke, J. and Sarkar, A.D., 1979.** Wear characteristics of as-cast binary aluminium-silicon alloys. *Wear*, 54, 7-16. DOI: 10.1016/0043-1648(79)90044-9.
- Davis, F.A. and Eyre, T.S., 1994.** The effect of silicon content and morphology on the wear of aluminium-silicon alloys under dry and lubricated sliding conditions. *Tribology International*, 24, 171-181. DOI: 10.1016/0301-679X(94)90042-6.
- Davis, J.R., 1993.** *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International, ISBN: 978-0-87170-496-2.
- Davis, J.R., 2001.** *Alloying: Understanding the Basics*. ASM International, ISBN: 0-87170-744-6.
- Dwivedi, D.K., 2010.** Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview. *Materials and Design*, 31, 2517-2531. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.11.038.
- Dybowski, B., Szymshal, J., Poloczek, Ł. and Kielbus, A., 2016.** Influence of the chemical composition on electrical conductivity and mechanical properties of the hypoeutectic Al-Si-Mg alloys. *Archives of Metallurgy and Materials*, 61, 353-360. DOI: 10.1515/amm-2016-0065.
- Effenberg, G. and Ilyenko, S., 2005.** *Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data*. Springer, 11, ISBN: 978-3-540-31687-9.

- Elmadagli, M., Perry, T. and Alpas, A.T., 2007.** A parametric study of the relationship between microstructure and wear resistance of Al-Si alloys. *Wear*, 262, 79-92. DOI: 10.1016/j.wear.2006.03.043.
- Escalera-Lozan, R., Pech-Canul, M.I., Pech-Canul, M. A., Montoya-Dávila, M. and Uribe-Salas, A., 2010.** The Role of Mg₂Si in the corrosion behavior of Al-Si-Mg alloys for pressureless infiltration. *The Open Corrosion Journal*, 3, 73-79. DOI: 10.2174/1876503301003010073.
- Farkoosh, A.R. and Pekguleryuz, M., 2015.** Enhanced mechanical properties of an Al-Si-Cu-Mg alloy at 300°C: Effects of Mg and the Q-precipitate phase. *Materials Science and Engineering A*, 621, 277-286. DOI: 10.1016/j.msea.2014.10.080.
- Fatahalla, N., Hafiz, M. and Abdulkhalek, M., 1999.** 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, 3555-3564. DOI:10.1023/A:1004626425326.
- Hajkowski, M., Bernat, Ł. and Hajkowski, J., 2012.** Mechanical properties of Al-Si-Mg alloy castings as a function of structure refinement and porosity fraction. *Archives of Foundry Engineering*, 12, 57-64. DOI: 10.2478/v10266-012-0107-9.
- Halling, J., 1978.** *Principles of Tribology*. The Macmillan Press Ltd, Paperback edition, ISBN: 978-1-349-04138-1.
- Hekimoğlu, A.P. and Haciosmanoğlu M., 2018.** Microstructure and mechanical properties of Al-(2-30)Si alloys. 3rd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC'18), Nevşehir, 17-19 Eylül, 1-6.
- Hekimoğlu, A.P. and Ayata, G., 2019.** Effect of strontium and strontium-magnesium additions on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-17Si alloy. *Pamukkale Üniversitesi Muhendislik Bilimleri Dergisi*, 25, 49-55. DOI: 10.5505/pajes.2018.46343.
- Hekimoğlu, A.P. and Turan, Y.E., 2018.** Çinko Oranının Al-(5-50)Zn Alaşımlarının Yapısal ve Mekanik Özelliklerine Etkisi. *Gümüşhane Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 9, 16-25. DOI: 10.17714/gumusfenbil.381050.
- Hekimoğlu, A.P., Çalış, M. and Ayata, G., 2018.** Stronsiyum ve stronsiyum-magnezyum katkılarının Al-9Si alaışımının yapısal ve mekanik özelliklerine etkisi. *1st International Symposium on Innovative Approaches in Scientific Studies*, 2, 422-426.
- Hekimoğlu, A.P. and Savaşkan, T., 2016.** Effects of contact pressure and sliding speed on the unlubricated friction and wear properties of Zn-15Al-3Cu-1Si alloy, *Tribology Transactions*, 59, 1114-1121. DOI: 10.1080/10402004.2016.1141443.

- Heo, J.Y., Gwon, J.H., Park, J.K. and Lee, K.A., 2018.** Effects of heat treatment on the microstructures and high temperature mechanical properties of hypereutectic Al–14Si–Cu–Mg alloy manufactured by liquid phase sintering process. *Metals and Materials International*, 24, 586-596. DOI: 10.1007/s12540-018-0068-9.
- Hiromi, N. and Wu, Y., 2016.** Recent progress in eutectic silicon modification of Al-Si alloys. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 36, 924-930. DOI:10.15980/j.tzzz.2016.09.008.
- Huiyuan, G., Yanxiang, L., Xiang, C. and Xue, W., 2005.** Effects of boron on eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys. *Scripta Materialia*, 53, 69-73. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.03.011.
- Hutchings, I. and Shipway, P., 2017.** *Tribology Friction and Wear of Engineering Materials*. Elsevier, 2. Baskı, ISBN: 978-0-08-100910-9.
- Hwang, J.Y., Doty, H.W. and Kaufman, M.J., 2008.** The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys. *Materials Science and Engineering A*, 488, 496-504. DOI: 10.1016/j.msea.2007.12.026.
- Ilangovan, S., Arul, S. and Shanmugasundaram, A., 2016.** Effect of Zn and Cu content on microstructure, hardness and tribological properties of cast Al-Zn-Cu alloys. *International Journal of Engineering Research in Africa*, 27, 1-10. DOI: 10.4028/www.scientific.net/JERA.27.1.
- Jakanur, M., 2016.** Effect of Ti addition on the tribological wear behavior of hypereutectic Al-Si alloys at elevated temperatures. *International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering*, 5.
- Jorstad, J. and Apelian, D., 2009.** Hypereutectic Al-Si alloys: Practical casting considerations. *International Journal of Metalcasting*, 3, 13-36. DOI:10.1007/BF03355450.
- Jreidini, P., Kocher, G. and Provas, N., 2018.** Classical nucleation theory in the phase-field crystal model. *Physical Review E*, 97. doi:10.1103/PhysRevE.97.042802.
- Kaba, M., Donmez, A., Cukur, A., Kurban, A.F., Cubuklusu, H.E. and Birol, Y., 2018.** AlSi5Mg0.3 Alloy for the manufacture of automotive wheels. *International Journal of Metal Casting*, 12, 614-624. DOI: 10.1007/s40962-017-0191-2.
- Kang, N., Coddet, P., Liao, H., Baur, T. and Coddet, C., 2016.** Wear behavior and microstructure of hypereutectic Al-Si alloys prepared by selective laser melting. *Applied Surface Science*, 378, 142-149. DOI: 10.1016/j.apsusc.2016.03.221.
- Kaufman, J.G. and Rooy, E.L., 2004.** *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processing, and Applications*, ASM International, ISBN: 978-0-87170-803-8.

- Kim, K.J., Kim, H.J. and Jeong, C.Y., 2014.** Mechanical and die soldering properties of Al-Si-Mg-Mn cast alloy. *Materials Research Innovations*, 18, 2666-2672. DOI: 10.1179/1432891714Z.000000000554.
- Kores, S., Vončina, M., Kosec, B. and Medved, J., 2012.** Formation of ALFeSi phase in ALSi12 alloy with Ce addition. *Metalurgija*, 51, 216-220.
- Kori, S.A., Prabhudev, M.S. and Chandrashekharaiah, T.M., 2009.** Studies on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy with minor additions of copper and magnesium. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 62, 353-356. DOI: 10.1007/s12666-009-0052-7.
- Krishnankutty, P., Kanjirathinkal, A., Joseph, M.A. and Ravi, M., 2015.** Effect of aging time on mechanical properties and wear characteristics of near eutectic Al-Si-Cu-Mg-Ni piston alloy. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 68, 25-30. DOI: 10.1007/s12666-015-0584-y.
- Kumar, A. and Sasikumar, C., 2017.** Effect of vanadium addition to Al-Si alloy on its mechanical, tribological and microstructure properties. *Materials Today: Proceedings*, 4, 307-313. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.01.026.
- Lee, S.L., Cheng, Y.C., Chen, W.C., Lee, C.K. and Tan, A.H., 2012.** Effects of strontium and heat treatment on the wear-corrosion property of Al-7Si-0.3Mg alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 135, 503-509. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2012.05.015.
- Lima, J.O., Barbosa, C.R., Magno, I.A.B., Nascimento, J.M., Barros, A.S., Oliveira, M.C., Souza, F.A. and Rocha, O.L., 2018.** Microstructural evolution during unsteady-state horizontal solidification of Al-Si-Mg (356) alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 28, 1073-1083. DOI: 10.1016/S1003-6326(18)64751-X.
- Li, Q., Li, B., Li, J., Xia, T., Lan, Y. and Guo, T., 2017.** Effects of the addition of Mg on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7%Si alloy. *International Journal of Metalcasting*, 11, 823-830. DOI: 10.1007/s40962-016-0131-6.
- Li, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., Ravindran, C. and Valtierra, S., 2003.** Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al-Si-Cu 319 alloys. *Journal of Materials Science*, 38, 1203-1218. DOI: 10.1023/A:1022857703995.
- Liao, H., Sun, Y. and Sun, G., 2002.** Correlation between mechanical properties and amount of dendritic α -Al phase in as-cast near-eutectic Al-11.6% Si alloys modified with strontium. *Materials Science and Engineering A*, 335, 62-66. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01949-9.

- Lipiński, T., Bramowicz, M. and Szabracki, P., 2013.** The microstructure and mechanical properties of Al-7%SiMg alloy treated with an exothermic modifier containing Na and B. *Solid State Phenomena*, 203-204, 250-253. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.203-204.250.
- Liu, M.X. and Chen, J.M., 2013.** The influence of the Al-Ti-B/Al-Sr modification on the microstructure and properties of the hypereutectic Al-Si alloy in automotive piston. *Advanced Materials Research*, 744, 339-344. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.744.339.
- Lu, L. and Dahle, A.K., 2006.** Effects of combined additions of Sr and AlTiB grain refiners in hypoeutectic Al-Si foundry alloys. *Materials Science and Engineering A*, 435-436, 288-296. DOI: 0.1016/j.msea.2006.07.081.
- Lu, L., Nogita, K. and Dahle, A.K., 2005.** Combining Sr and Na additions in hypoeutectic Al-Si foundry alloys. *Materials Science and Engineering A*. 399, 244-253. DOI: 10.1016/j.msea.2005.03.091.
- Lu, L., Nogita, K. and Dahle, A.K., 2007.** Refinement of Al-Si eutectic grains - A novel method to produce high integrity Al-Si alloy castings. *TMS Light Metals*, 697-702.
- Mandal, A., Chippa, N., Kalidoss, J. and Mukherjee, P.S., 2014.** Effect of high magnesium content on microstructure of Al-7Si alloy. *Materials Letters*, 117, 168-170. DOI: 10.1016/j.matlet.2013.12.012.
- Medrano-Prieto, H.M., Garay-Reyes, C.G., Gómez-Esparza, C.D., Aguilar-Santillán, J., Maldonado-Orozco, M.C. and Martínez-Sánchez, R., 2016.** Evolution of microstructure in Al-Si-Cu system modified with a transition element addition and its effect on hardness. *Materials Research*, 19, 59-66. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0673.
- Miller, W.S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A.J., De Smet, P., Haszler, A. and Vieregge A., 2000.** Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering A*, 280, 37-49. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00653-X.
- Mondal, D.P., Das, S. and Rajput, V., 2005.** Effect of zinc concentration and experimental parameters on high stress abrasive wear behaviour of Al-Zn alloys: A factorial design approach. *Materials Science and Engineering A*, 406, 24-33. DOI: 10.1016/j.msea.2005.06.065.
- Nampoothiri, J., Balasundar, I., Raj, B., Murty, B.S. and Ravi, K.R., 2018.** Porosity alleviation and mechanical property improvement of strontium modified A356 alloy by ultrasonic treatment. *Materials Science and Engineering A*, 724, 586-593. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.069.
- Prabhudev, M.S., Auradi, V., Venkateswarlu, K., Siddalingswamy, N.H. and Kori, S.A., 2014.** Influence of Cu addition on dry sliding wear behaviour of A356 alloy. *Procedia Engineering*, 97, 1361-1367. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.417.

- Pürçek, G., Savaşkan, T., Küçükömeroğlu, T. and Murphy, S., 2002.** Dry sliding friction and wear properties of zinc-based alloys. *Wear*, 252, 894-901. DOI: 10.1016/S0043-1648(02)00050-9.
- Qi, M., Kang, Y., Qiu, Q., Tang, W., Li, J. and Li, B., 2018.** Microstructures, mechanical properties, and corrosion behavior of novel high-thermal-conductivity hypoeutectic Al-Si alloys prepared by rheological high pressure die-casting and high pressure die-casting. *Journal of Alloys and Compounds*, 749, 487-502. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.03.178.
- Qiyang, L., Qingchun, L. and Qifu, L., 1991.** Modification of Al-Si alloys with sodium. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39, 2497-2502. DOI: 10.1016/0956-7151(91)90064-8.
- Raghavan, V., 2007.** Al-Si-Zn (Aluminum-Silicon-Zinc). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 28, 197. DOI: 10.1007/s11669-007-9030-0.
- Reis, B.P., Lopes, M.M., Garcia, A. and Dos Santos, C.A., 2018.** The correlation of microstructure features, dry sliding wear behavior, hardness and tensile properties of Al-2wt%Mg-Zn alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 764, 267-278. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.06.075.
- Salleh, M.S., Omar, M.Z. and Syarif, J., 2015.** The effects of Mg addition on the microstructure and mechanical properties of thixoformed Al-5%Si-Cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 621, 121-130. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.09.152.
- Samuel, E., Golbahar, B., Samuel, A.M., Doty, H.W., Valtierra, S. and Samuel, F.H., 2014.** Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al-Si-Mg cast alloys. *Materials and Design*, 56, 468-479. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.058.
- Sarkar, A.D. and Clarke, J., 1982.** Wear characteristics, friction and surface topography observed in the dry sliding of as-cast and agehardening Al-Si alloys. *Wear*, 75, 71-85. DOI: 10.1016/0043-1648(82)90140-5.
- Savaşkan, T., 2009.** Malzeme bilgisi ve muayenesi. *Celepler Matbaacılık*, 5. Baskı, ISBN: 978-9944-0068-1-1.
- Savaşkan, T. and Hekimoğlu, A.P., 2016.** Relationships between mechanical and tribological properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys. *International Journal of Materials Research*, 107, 646-652. DOI: 10.3139/146.111390.
- Savaşkan, T. and Hekimoğlu, A.P., 2018.** Basınç ve kayma hızının Zn-15Al-3Cu alaşımının yağsız çalışma durumundaki sürtünme ve aşınma özelliklerine etkilerinin incelenmesi. *Haliç Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 1, 1-26.

- Savaşkan, T., Pürçek, G. and Murphy, S., 2002.** Sliding wear of cast zinc-based alloy bearings under static and dynamic loading conditions. *Wear*, 252, 693-703. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00876-6.
- Senapati, A.K., Dash, D. and Sahu, S.K., 2018.** A comparative investigation on tribological properties of Al-Si alloy based mmc reinforced with waste materials. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 410, 012014. DOI: 10.1088/1757-899X/410/1/012014.
- Shabestari, S.G. and Shahri, F., 2004.** Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy. *Journal of Materials Science*, 39, 2023-2032. DOI: 10.1023/B:JMSC.0000017764.20609.0d.
- Shankar, S., Riddle, Y.W. and Makhlof, M.M., 2004.** Eutectic solidification of aluminum-silicon alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 35, 3038-3043. DOI: 10.1007/s11661-004-0048-1.
- Shivanath, R., Sengupta, P.K. and Eyre, T.S., 1977.** Wear of aluminium - silicon alloys. *British Foundryman*, 70, 349-356.
- Shivaprasad, C.G., Narendranatha, S., Desai, V., Swami, S. and Ganesha Prasad, M.S., 2014.** Influence of combined grain refinement and modification on the microstructure and mechanical properties of Al-12Si, Al-12Si-4.5Cu alloys. *Procedia Materials Science*, 5, 1368-1375. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.454.
- Slattery, B.E., Perry, T. and Edrissy, A., 2009.** Microstructural evolution of a eutectic Al-Si engine subjected to severe running conditions, *Materials Science and Engineering A*, 512, 76-81. DOI: 10.1016/j.msea.2009.01.025.
- Stachowiak, G.W. and Batchelor, A.W., 2005.** *Engineering Tribology*. Butterworth-Heinemann, 3. Baskı, ISBN: 9780080531038.
- Tavitas-Medrano, F.J., Mohamed, A.M.A., Gruzleski, J.E., Samuel, F.H. and Doty, H.W., 2010.** Precipitation-hardening in cast AL-Si-Cu-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 45, 641-651. DOI: 10.1007/s10853-009-3978-6.
- Taylor, J.A., 2004.** The effect of iron in Al-Si casting alloys. 35th Australian Foundry Institute National Conference.
- Tiwari, K., Gautam, G., Kumar, N., Mohan, A. and Mohan, S., 2018.** Effect of Primary Silicon Refinement on Mechanical and Wear Properties of a Hypereutectic Al-Si Alloy. *Silicon*, 10, 2227-2239. DOI: 10.1007/s12633-017-9755-2.
- Torabian, H., Pathak, J.P. and Tiwari, S.N., 1994.** Wear characteristics of Al-Si alloys. *Wear*, 172, 49-58. DOI: 10.1016/0043-1648(94)90298-4.

- TS EN 1706, 2010.** Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları-Dökümler-Kimyasal Bileşim ve Mekanik Özellikler. TSE., Ankara, 7. Baskı, 3-25s.
- Uzun, O., Karaaslan, T. and Keskin, M., 2001.** Production and structure of rapidly solidified Al-Si alloys. *Turkish Journal of Physics*, 25, 455-466.
- Vandersluis, E., Ravindran, C., Sediako, D., Elsayed, A. and Byczynski, G., 2019.** Strontium-modification in the stepwise solidification of A319 Al alloy: An in-situ neutron diffraction study. *Journal of Alloys and Compounds*, 792, 240-249. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.037.
- Wang, F., Liu, H., Ma, Y. and Jin, Y., 2004.** Effect of Si content on the dry sliding wear properties of spray-deposited Al-Si alloy. *Materials and Design*, 25, 163-166. DOI: 10.1016/j.matdes.2003.08.005.
- Wang, J.Y., Wang, B.J. and Huang, L.F., 2017.** Structural evolution of Al-8%Si hypoeutectic alloy by ultrasonic processing, *Journal of Materials Science and Technology*, 33, 1235-1239. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.07.018.
- Wu, C.T., Lee, S.L., Hsieh, M.H. and Lin, J.C., 2010.** Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of Al-14.5Si-0.5Mg alloy. *Materials Characterization*, 61, 1074-1079. DOI: 10.1016/j.matchar.2010.06.022.
- Wu, S., Gong, C., Lin, Z., Huang, P. and Luo, M., 2017.** Heat treatment of Al-Si-Cu cast aluminum alloy. *Jinshu Rechuli/Heat Treatment of Metals*, 42, 57-60. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2017.09.013.
- Wu, Y., Zhang, J., Liao, H., Li, G. and Wu, Y., 2016.** Development of high performance near eutectic Al-Si-Mg alloy profile by micro alloying with Ti. *Journal of Alloys and Compounds*, 660, 141-147. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.11.083.
- Xiao, D.H., Wang, J.N. and Ding, D.Y., 2004.** Effect of titanium additions on mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy. *Materials Science and Technology*, 20, 1199-1204. DOI: 10.1179/026708304225022106.
- Xu, C., Wang, F., Mudassar, H., Wang, C., Hanada, S., Xiao, W. and Ma, C., 2017.** Effect of Sc and Sr on the eutectic Si morphology and tensile properties of Al-Si-Mg alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26, 1605-1613. DOI: 10.1007/s11665-017-2599-5.
- Ye, H., 2003.** An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 12, 288-297. DOI: 10.1361/105994903770343132.
- Zeren, M., 2005.** Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 169, 292-298. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.03.009.

ÖZGEÇMİŞ

Murat HACIOSMANOĞLU 1990 yılında Trabzon' da doğdu. 2008 yılında Beşikdüzü Anadolu Öğretmen Lisesini bitirdi. 2013 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden mezun oldu. 2016 yılında Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda başladığı yüksek lisans öğrenimine devam etmektedir. 2014-2016 yılları arası Hekimoğlu Döküm Sanayi Anonim Şirketi'nde makine mühendisi olarak çalıştı. 2017 yılında Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi tarafından Makine Mühendisliği Enerji Anabilim Dalı'na araştırma görevlisi olarak atanmış olup, orta derecede İngilizce bilmektedir.

Bilimsel Çalışmaları ve Yayınları;

- 1- **Bayraktar Ş., Hekimoğlu A.P., Turgut Y. and Haciosmanoğlu M., 2017.** Effect of different cutting tools on machinability of the Al-5Zn alloy. ISIDE 2nd International Symposium on Industrial Design Engineering, Nevşehir, 13-15 Eylül, 134-137.
- 2- **Bayraktar Ş., Hekimoğlu A.P., Turgut Y. and Haciosmanoğlu M., 2017.** A performance comparison study of uncoated and TiAlN coated carbide end mill on machining of the Al-35Zn alloy. 9. International Conference on Tribology (BalkanTRib'17), 13-15 Eylül. 490-496.
- 3- **Hekimoğlu, A.P. and Haciosmanoğlu M., 2018.** Microstructure and mechanical properties of Al-(2-30)Si alloys. 3rd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC'18), Nevşehir, 17-19 Eylül, 1-6.
- 4- **Hekimoğlu A.P., Haciosmanoğlu M. ve Bekiryazıcı E., 2018.** Soğuma hızınının Al-25Zn-3Cu alaşımının mekanik özelliklerine etkisi. III. Uluslararası Mesleki ve Teknik Bilimler Kongresi, Gaziantep, 21-22 Haziran, 835-846.
- 5- **Hekimoğlu A.P. and Haciosmanoğlu M., 2018.** Effect of cooling rate on corrosion resistance of Al-25Zn-3Cu alloy. International Conference on Innovative Engineering Applications, Sivas, 20-22 Eylül, 80-88.
- 6- **Hekimoğlu A.P. ve Haciosmanoğlu M., 2019.** Bakır ve Magnezyum Katkılarının Al-17Si Alaşımının Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisi, Uluslararası Mühendislik Araştırma ve Geliştirme Dergisi, Kırıkkale Üniversitesi, Kabul Edildi Basım Aşamasında.

Desteklenen Projeler;

- 1- BAP Projesi: Kalıp Boyutlarının Al₂₅Zn₃Cu Alaşımının Yapısal Mekanik ve Korozyon Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Araştırmacı, 23/11/2016 – 10/07/2018.
- 2- BAP Projesi: Vakum Altında Ark Ergitme ve İndüksiyon Ocağında Ergitme Yöntemleri İle Üretilen Al-Si-Ti Alaşımının Yapısal ve Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması, Araştırmacı, 01/06/2016 – 29/04/2019.

