



## Effect of zinc contents on the structural, mechanical and tribological properties of EN AC-48100 (Al-17Si-4Cu-Mg) alloy

Ali Paşa Hekimoğlu<sup>1</sup>, Murat Hacıosmanoğlu<sup>1</sup>, Muzaffer Baki<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Recep Tayyip Erdogan University, Engineering Faculty, Mechanical Engineering Department, Zihni Derin Campus, Rize, 53100, Turkey

<sup>2</sup>1<sup>st</sup> Supply Maintenance Center, Ministry of National Defense, Eskişehir, 26080, Turkey

### Highlights:

- Structural and mechanical properties of EN AC-48100+Zn alloys
- Tribological properties of EN AC-48100+Zn alloys
- Solid solidification hardening due to zinc addition

### Keywords:

- Al-17Si based alloys
- Microstructure
- Mechanical properties
- Fracture
- Friction-wear

### Article Info:

Research Article  
Received: 05.08.2019  
Accepted: 02.05.2020

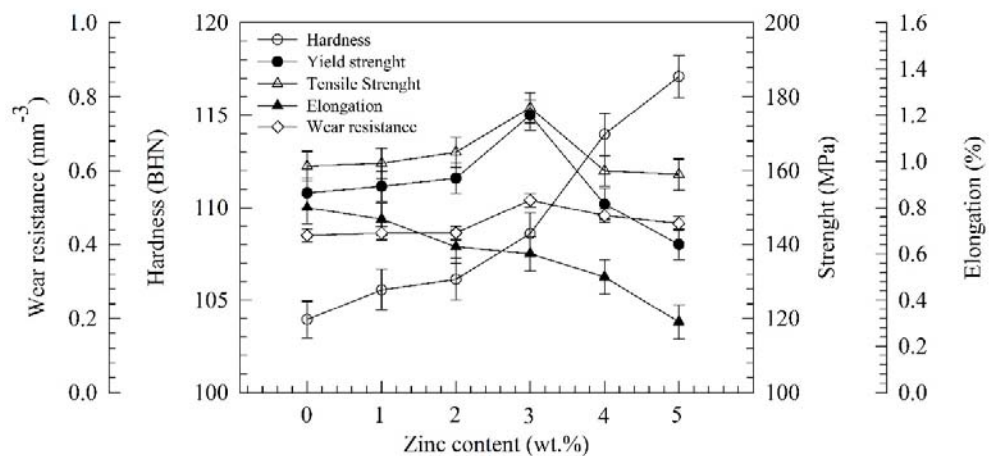
### DOI:

10.17341/gazimmfd.602161

### Correspondence:

Author: Ali Paşa Hekimoğlu  
e-mail:  
ali.hekimoglu@erdogan.edu.tr  
phone: +90 464 223 7318

### Graphical/Tabular Abstract



**Figure A.** The curves showing the change of hardness, yield strength, tensile strength, and elongation to fracture of the Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-(0-5)Zn alloys as a function of zinc content

**Purpose:** The main purpose of this study is to investigate the effect of zinc content on the structural, mechanical and tribological properties of EN AC-48100 (Al-17Si-4Cu-Mg) alloy produced by permanent mold casting method.

### Theory and Methods:

In this study, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-1Zn, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-2Zn, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-3Zn, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-4Zn and Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-5Zn alloys were produced by permanent mold casting method. Microstructures of the produced alloys were examined with optical, scanning electron microscopy and XRD studies. The hardness and microhardness of the alloys were determined by Brinell and Vickers measurement methods, respectively, and their mechanical properties were determined by tensile tests performed by a universal test machine. Dry sliding friction and wear tests were carried out according to ASTM: G99 using a ball-on-disc type tribotest machine.

### Results:

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. The hardness of the alloys increased with increasing zinc additions, however the yield, tensile strength and wear resistance increased up to %3 zinc content, but above it these values decrease.

### Conclusion:

Zinc can be used in the EN AC-48100 alloy as a solid solution element. Certain rates of zinc addition positively effect the hardness, strength and wear resistance of the Al-17Si-4Cu-Mg alloys.



## Farklı oranlardaki çinko katkılarının EN AC-48100 (Al-17Si-4Cu-Mg) alaşımının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi

Ali Paşa Hekimoğlu<sup>1\*</sup>, Murat Hacıosmanoğlu<sup>1</sup>, Muzaffer Bakı<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Zihni Derin Kampüsü, Fener, Rize, 53100, Türkiye

<sup>2</sup>Birinci Hava Bakım Genel Müdürlüğü, Savunma Bakanlığı, Eskişehir, 26320, Türkiye

### Ö N E Ç İ K A N L A R

- EN AC-48100+Zn alaşımlarının yapısal ve mekanik özellikleri
- EN AC-48100+Zn alaşımlarının tribolojik özellikleri
- Çinko ilavesinden dolayı katı çözelti sertleşmesi

### Makale Bilgileri

Araştırma Makalesi  
Geliş: 05.08.2019  
Kabul: 02.05.2020

### DOI:

10.17341/gazimmfd.602161

### Anahtar Kelimeler:

Al-17Si esaslı alaşımlar,  
içyapı,  
mekanik özellikler,  
kırılma,  
sürtünme-aşınma

### ÖZET

Bu çalışmada EN AC-48100 alaşımının esasını oluşturan bir adet Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti ve farklı oranlarda çinko (Zn) 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 yöntemi ile belirlenerek doğrulandı. İçyapıları ise ışık ve taramalı elektron mikroskobu yardımıyla incelendi. Alaşımların sertliği ve mikrosertliği sırasıyla Brinell ve Vickers ölçüm yöntemleri, mekanik özellikleri ise universal bir test makinesinde yapılan çekme deneyleri ile belirlendi. Bu incelemeler sonucunda Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının içyapısının alüminyumca zengin  $\alpha$ , ötektik Al-Si, primer silisyum, bakırca zengin  $\theta$  (CuAl<sub>2</sub>), Mg<sub>2</sub>Si ve  $\pi$  fazlarından oluştuğu, çinko ilavelerinin Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının içyapısında yeni bir fazın oluşmasına yol açmadığı görüldü. Üretilen alaşımların sertliğinin artan çinko oranıyla arttığı, akma, çekme dayanımı ve aşınma direncinin ise %3 Zn oranına kadar arttığı bu orandan sonra ise azaldığı belirlendi. Aşınma deneyleri sonucunda alaşım örneklerinin yüzeylerinde sıvama tabakalarının, ince çiziklerin ve soyulmaların oluştuğu gözlemlendi. Aşınma deneylerinden sonra toplanan aşınma parçacıklarının morfolojisinin çinko oranıyla fazla değişmediği görüldü. İncelenen alaşımların mekanik ve tribolojik deneylerinden elde edilen bulgular alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak irdelendi.

## Effect of different zinc contents on the structural, mechanical and tribological properties of EN AC-48100 (Al-17Si-4Cu-Mg) Alloy

### H I G H L I G H T S

- Structural and mechanical properties of EN AC-48100+Zn alloys
- Tribological properties of EN AC-48100+Zn alloys
- Solid solidification hardening due to zinc addition

### Article Info

Research Article  
Received: 05.08.2019  
Accepted: 02.05.2020

### DOI:

10.17341/gazimmfd.602161

### Keywords:

Al-17Si based alloys,  
microstructure,  
mechanical properties,  
fracture,  
friction-wear

### ABSTRACT

In this study, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti which is based of the EN AC-48100 alloy, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-1Zn, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-2Zn, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-3Zn, Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-4Zn and Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-5Zn alloys were produced by permanent mold casting method. Chemical composition of the produced alloys was determined by the spark optical emission spectrometer method. The microstructures of the alloys were examined by optical and scanning electron microscopy. The hardness and microhardness of the alloys were determined by Brinell and Vickers measurement methods, respectively, and their mechanical properties were determined by tensile tests performed by a universal test machine. It was observed that the microstructure of the Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-(0-5) Zn alloys consisted of aluminum-rich  $\alpha$ , eutectic Al-Si, primary silicon, copper-rich  $\theta$  (CuAl<sub>2</sub>), Mg<sub>2</sub>Si and  $\pi$  phases. It was also observed that zinc additions did not lead to a new phase formation in the Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti alloy. The hardness of the produced alloys increased with increasing zinc content, but yield and tensile strength and wear resistance increased up to 3% zinc content and decreased after this ratio. Smearing layers, fine scratches and peeling occurred are seen on the surfaces of the wear samples. The morphology of the wear particles collected after wear tests did not show significant change with the zinc content. The results obtained from the mechanical and tribological tests of the produced alloys were discussed in terms of the microstructural features of the alloys.

## 1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Otomotiv, savunma, uzay ve havacılık alanlarında kullanılan araçlara ait aksamaların imalatında yeterli mukavemete sahip, ancak daha hafif (düşük yoğunluklu) alaşımların kullanılması hem yakıt tüketimini azaltarak ekonomiye hem de daha az egzoz gazı salınımı sağlayarak çevrenin korunmasına katkı sağlamaktadır. Bu amaçla söz konusu endüstriyel alanlardaki imalatlarda çelik, dökme demir, bronz ve pirinç gibi yoğunluğu yüksek geleneksel alaşımların yerini yoğunluğu çok daha düşük, ancak yeterli mukavemet değerlerine sahip alüminyum (Al) esaslı alaşımlar almaktadır [1, 2]. Al esaslı alaşımların söz konusu geleneksel alaşımlara göre başka avantajlarının olduğu da bilinmektedir. Bu avantajların başında kolay ve ucuz temin edilebilme, ergime noktalarının ve dolayısıyla döküm maliyetlerinin düşük olması, kolay şekillendirilebilme, yüksek korozyon direnci ve düşük ısıl genleşme katsayısı gelmektedir [3, 4]. Yukarıda belirtilen endüstriyel alanlardaki uygulamalarda Al alaşımları genellikle mekanik ve tribolojik zorlamalara maruz kalmaktadır. Al alaşımlarının mekanik ve tribolojik özellikleri içerdikleri alaşım element(ler)i, alaşım element(ler)inin oranı ve alaşım element(ler)inin yapısal özelliklerde neden olduğu değişim, üretim yöntemi ve uygulanan ısıl işleme göre farklılık göstermektedir [5-7]. Al esaslı alaşımlarda en çok kullanılan alaşım elementi silisyum (Si) olup, %50'ye kadar silisyum içerebilen birçok Al-Si ve Al-Si esaslı ticari ve standart alaşım mevcuttur [3, 8, 9]. Al-Si esaslı alaşımların hali hazırdaki endüstriyel uygulamalarda kullanılan Al alaşımlarının yaklaşık olarak %90'ını oluşturduğu ileri sürülmektedir [8-10]. Bu alaşımlar söz konusu uygulamalarda 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 [11, 12].

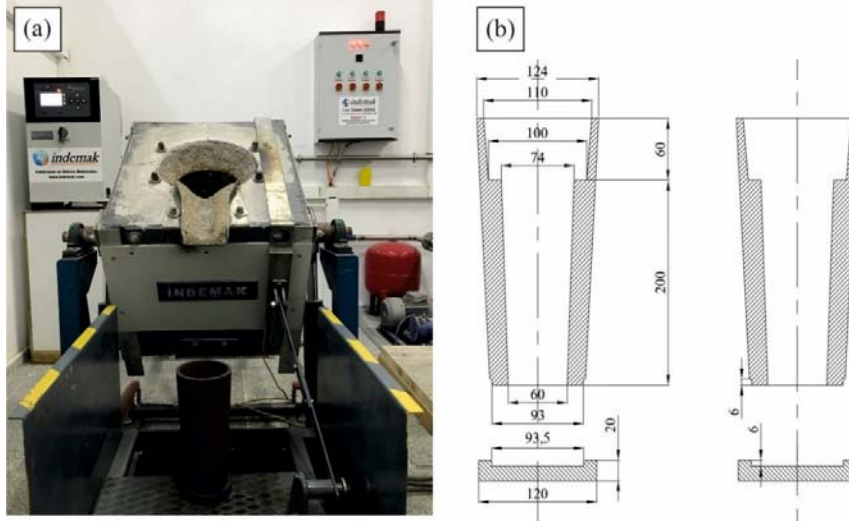
Al-Si esaslı alaşımlar ikili Al-Si denge diyagramında ötektik dönüşümün meydana geldiği %12,6 oranında veya buna çok yakın oranlarda silisyum içermeleri durumunda ötektik, bu orandan daha yüksek silisyum içermeleri durumunda ötektiküstü, daha düşük oranlarda silisyum içermeleri durumunda ise ötektikaltı olarak sınıflandırılmaktadır [13]. Ötektikaltı alaşımlar mekanik özelliklerin ön planda tutulduğu uygulamalarda, ötektiküstü olanlar ise daha çok sertlik ve aşınma direncinin önemli olduğu uygulamalarda tercih edilmektedir [14, 15]. Al-Si esaslı alaşımların mekanik ve tribolojik özellikleri silisyum oranının yanı sıra içerdikleri diğer alaşım element(ler)inin türüne ve miktarına bağlı olarak da değişmektedir [5-7]. Bakır (Cu) ve magnezyum (Mg) katkılarının sertlik ve mukavemeti artırmanın yanı sıra bu alaşımları ısıl işleme elverişli hale de getirdiği bilinmektedir [16, 17]. Bu nedenle özellikle yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda Cu ve Mg içeren Al-Si alaşımları kullanılmaktadır [18, 19]. 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 [20-24]. 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 [25]. Belli oranlardaki çinko (Zn) katkılarının da Al esaslı alaşımların mukavemetini ve aşınma direncini arttırdığı, sürtünme katsayısını ise düşürdüğü bilinmektedir [26, 27]. Çinkonun mukavemet özelliklerine etkisi katı çözümlü sertleşmesi, ikincil faz oluşumu gibi mekanizmalara dayandırılmaktadır [26, 27]. Sürtünme ve aşınma özelliklerine etkisi ise mukavemeti artırmanın yanı sıra sahip olduğu c/a oranı yüksek sıkı düzenli hegzagonal kafes yapısının ve sürtünen yüzeylerde oluşmasına yol açtığı bilinen çinko oksitlerin kaymayı kolaylaştırıcı bir başka deyişle sürtünme kuvvetini azaltıcı etkisine bağlı olarak açıklanmaktadır [26, 28]. Çinko katkılarının ötektikaltı Al-Si alaşımlarının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkilerinin incelenmesine yönelik olarak yapılan bir çalışmada [26], %3 oranındaki Zn katkısının bu alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirdiği ortaya koyulmuştur. Al-Si alaşımlarının çok geniş bir silisyum oranı aralığına sahip olduğu göz önüne alındığında, yapılan çalışmaların kaymayı kolaylaştırıcı, sürtünme kuvvetlerini ve aşınma kayıplarını azaltıcı etki yaptığı bilinen çinkonun bu alaşımların söz konusu özellikleri üzerine etkilerini ortaya koyma açısından yeterli olmadığı görülmektedir. Özellikle yüksek sertlik, düşük sürtünme katsayısı ve yüksek aşınma direnci gerektiren uygulamalarda tercih edilen ötektiküstü Al-Si esaslı alaşımlarda çinkonun etkisinin sistematik bir şekilde araştırıldığı bir çalışma bulunmamaktadır. Bu nedenle bu çalışmada, motor silindir bloğu ve/veya piston gibi yüksek sertlik, düşük sürtünme katsayısı ve yüksek aşınma direnci gerektiren uygulamalarda sıklıkla kullanılan ötektiküstü bileşim (Al-17Si) esaslı EN AC 48100 ticari alaşımı baz alınarak; çinko katkılarının bu alaşımın yapısal, sertlik, mekanik ve tribolojik özellikleri üzerindeki etkisinin sistematik bir şekilde araştırılması ve bu özellikler açısından en uygun çinko oranının belirlenmesi suretiyle söz konusu alaşımın geliştirilmesi amaçlanmıştır.

## 2. DENEYSEL METOT (EXPERIMENTAL METHOD)

### 2.1. Alaşımların Üretimi (Production of the Alloys)

Bu çalışmada çinko içermeyen bir adet AC-48100 (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, magnezyum ve çinko ile ikili Al-25Si, Al-50Cu ve Al-10Ti alaşımları kullanıldı. Ağırlıkça uygun kimyasal bileşimi sağlayacak şekilde hazırlanan alaşım bileşenleri fotoğrafı Şekil 1a'da verilen orta frekanslı bir indüksiyon



**Şekil 1.** Alaşımların üretiminde kullanılan (a) indüksiyonlu ergitme ocağının fotoğrafı (b) kokil kalıbın teknik resmi.  
(a) A photograph of the induction furnace and b) Technical drawing of the mold used in casting of the alloys)

ocağında ergitildi. Ergimiş durumdaki alaşım homojenleştirme amacıyla uygun döküm sıcaklığında (yaklaşık olarak 770°C) 30 dakika bekletildikten sonra teknik resmi Şekil 1b'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.

### 2.2. Fiziksel, Yapısal ve Mekanik Özelliklerin İncelemesi (Examination of the Physical, Structural, and Mechanical Properties)

Alaşımların fiziksel, yapısal ve mekanik özellikleri üretilen külçelerden talaşlı işleme yöntemiyle hazırlanan numuneler üzerinde yapılan incelemeler ile belirlendi. Yoğunluk ölçümleri Arşimet metodu kullanılarak gerçekleştirildi. 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. Numune kütlelerinin ölçülen hacim değerine bölünmesiyle yoğunlukları hesaplandı. İyapı 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<sub>2</sub> süspansiyon ile parlatıldı. Parlatılan numuneler dağlanma işlemine tabi tutulmadan doğrudan hem ışık (optik) mikroskobu (OM) hem de taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelendi ve içyapılarını gösteren fotoğraflar çekildi. Üretilen alaşımların içyapılarını oluşturan fazlar enerji dispersif spektroskopisi (EDS) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) yöntemleriyle analiz edilerek belirlendi. XRD çalışmaları yassı numuneler üzerinde, 20°–90° 2θ açısı tarama aralığında, 3°/dk tarama hızında, 1.54059 Å dalga boyuna sahip Cu-Kα radyasyon kaynağı kullanılarak gerçekleştirildi. Alaşımların sertliği TS EN ISO 6506-1 standardına göre Brinell sertlik ölçme yöntemiyle 2,5 mm çapında bilye uç kullanılarak 62,5 kg×f yük altında ölçüldü. Her bir alaşım numunesinde en az on kez sertlik ölçümü

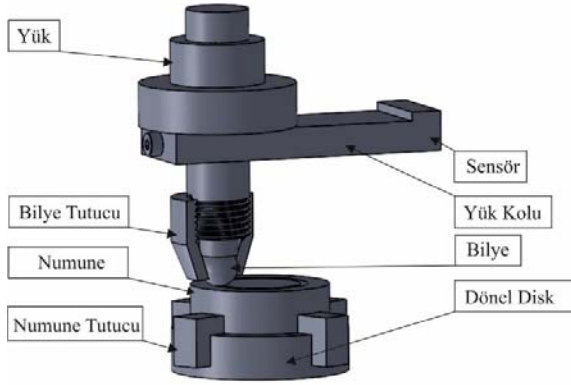
yapılıp elde edilen değerlerin ortalaması alınarak sertlik değerleri belirlendi. Alaşımların ana matrisini oluşturan alüminyumca zengin fazların mikrosertliği ise Vickers sertlik ölçme yöntemi ile 50 g'lık yük altında ölçüldü. Çekme deneyleri TS EN ISO 6892-1 standardına göre Ø8×40mm ölçü boyutlarındaki numuneler üzerinde 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>'lik deformasyon hızında gerçekleştirildi. Her bir alaşım için en az beş adet çekme deneyi yapıldı ve bu deneylerden elde edilen değerlerin ortalaması alınarak alaşımların akma dayanımı, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri belirlendi.

### 2.3. Sürtünme-aşınma Deneyleri (Friction-wear Tests)

Alaşımların tribolojik özellikleri (sürtünme ve aşınma) şematik resmi Şekil 2'de verilen ve ASTM: G99 standartlarına uygun olan bir bilye disk esaslı bir deney düzeneği yardımıyla belirlendi. Bu deney düzeneği 50-500 d/dk devirler arasında çalışabilen bir elektrik motoru, yüklem 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 yüklem 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. Deney düzeneğinde yüklem, yüklem 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. Sürtünme kuvveti bir yazılım yardımıyla uygulanan normal yüke bölünerek sürtünme katsayısı hesaplandı ve alınan yola göre sürtünme katsayısının değişimi deney boyunca sürekli kaydedildi.

Sürtünme ve aşınma deneylerinde Ø22×7 mm boyutlarında talaşlı işleme hazırlanan silindirik numuneler kullanıldı. Numunelerin yüzeyleri deneylere başlamadan önce 1200

numaralı zımpara ile parlatıldı. Deneyler kuru (yağsız) durumda, 5 N'lık 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 [26, 29] 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 aşınma yüzeylerinde meydana gelen değişimler ve aşınma parçacıkları taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelendi ve görüntüldü.



**Şekil 2.** Sürtünme aşınma deney düzeneğinin şematik resmi (Schematic illustration of the friction-wear test set-up)

### 3. SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR (RESULTS AND DISCUSSIONS)

#### 3.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri ve İyapı İncelemeleri (Chemical Compositions and Structural Examinations of the Alloys)

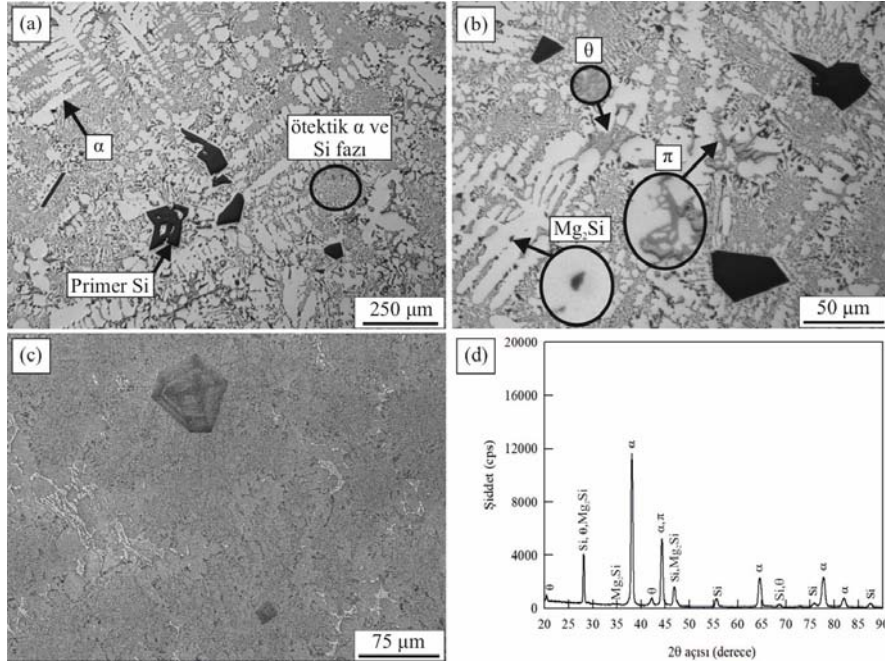
Üretilen alaşımların kimyasal bileşimi Tablo 1'de verilmiştir. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının iyapılarına ait OM ve SEM görüntüleri ile X-ışını difraksiyon desenleri Şekil 3-Şekil 6'da verilmiştir. Al-17Si-

4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının iyapısının alüminyumca zengin  $\alpha$  dendritleri, ötektik Al-Si, primer silisyum, dendritler arası bölgelerde yer alan bakırca zengin  $\theta$  ( $CuAl_2$ ) fazı,  $Mg_2Si$  bileşiği ve  $\pi$  fazından oluştuğu görülmüştür (Şekil 3). Ayrıca ötektik silisyum parçacıklarının ince ve uzun, primer silisyum parçacıklarının ise değişik geometrilerde iri ve köşeli bir yapıda oldukları,  $Mg_2Si$  bileşiği ve  $\pi$  fazının  $\alpha$  dendritleri ile ötektik faz arasındaki sınırlarda oluştuğu görüldü (Şekil 3). Söz konusu fazları doğrulamaya yönelik olarak yapılan XRD çalışmalarından elde edilen difraksiyon desenleri ile  $\alpha$ ,  $\theta$ , silisyum,  $\pi$  ve  $Mg_2Si$  fazlarının oluştuğu doğrulanmış olup;  $\alpha$ 'nın yaklaşık olarak 38, 45, 65, 78 ve 83 derecede,  $\theta$ 'nın 22, 28, 43 ve 69 derecede, silisyumun 28, 47, 56, 69, 76 ve 88 derecede,  $Mg_2Si$ 'un 28, 35 ve 47 derecede oluştuğu görülmektedir (Şekil 3). Bu sonuçlar literatürdeki [20, 27, 30, 31] bulgularla uyum içindedir.

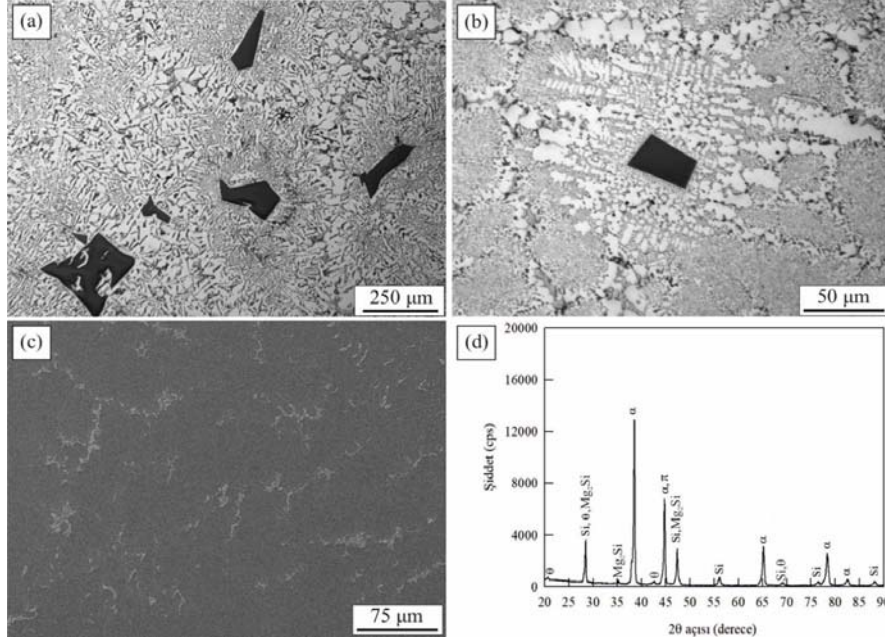
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının iyapısındaki fazların oluşumu ikili Al-Si faz diyagramına ve söz konusu alaşımın katılma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki; söz konusu beşli alaşım % 12,6'dan daha fazla silisyum içerdiği için ötektiküstü bir alaşımdır. Ötektiküstü Al-Si alaşımlarında soğuma (katılma) sırasında önce ergime noktası daha yüksek olan silisyumca zengin primer silisyum parçacıkları katılmaktadır. 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 etmektedir. 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 oluşmaktadır. Alüminyumca çok zengin  $\alpha$  fazı ise katılma sıcaklığı ötektik fazın katılma sıcaklığından ( $577^\circ C$ ) daha yüksek ( $660^\circ C$ ) olan alüminyumun denge dışı soğuma nedeniyle ötektik fazdan daha önce katılması sonucu oluşmuş olabilir. Alaşım bileşenlerinin safsızlığı nedeniyle iyapılarında bulunan demirin alüminyum ve silisyum içerisindeki katı çözünürlüğü oldukça düşüktür [32]. Al-Si alaşımlarının iyapısında diğer fazlar içerisinde çözünemeyen demirin alüminyum ve silisyum ile reaksiyona girerek demirce zengin çeşitli fazların oluşmasına yol açtığı bilinmektedir [33]. Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımlarında yapılan EDS analizleri (Tablo 3) söz konusu demirce zengin fazın literatürde [33] tanımlanmış olan  $\pi$  fazı ile uyumlu olduğunu göstermektedir.

**Tablo 1.** Alaşımların Kimyasal Bileşimleri (Chemical compositions of the tested alloys)

Alaşım	Kimyasal Bileşim Oranı (% ağırlık)						Diğer (Fe, Mn, Ni, Sn)
	Al	Si	Cu	Mg	Ti	Zn	
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



**Şekil 3.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımının içyapısındaki fazları gösteren a) düşük büyütmeli OM, b) yüksek büyütmeli OM, c) SEM görüntüsü ve d) XRD deseni (a) low magnification OM, b) high magnification OM, c) SEM micrographs, and d) XRD pattern showing the phases in the microstructure of Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti alloy)

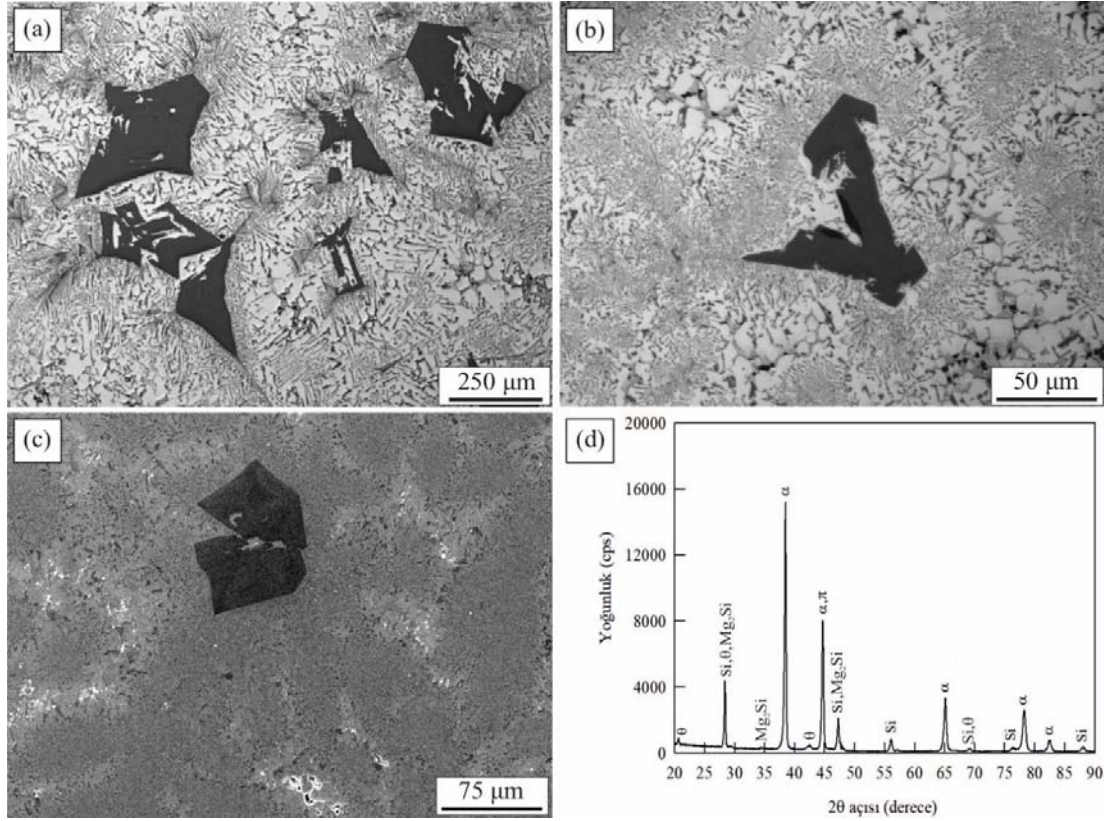


**Şekil 4.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn alaşımının içyapısındaki fazları gösteren a) düşük büyütmeli OM, b) yüksek büyütmeli OM, c) SEM görüntüsü ve d) XRD deseni (a) low magnification OM, b) high magnification OM, c) SEM micrographs, and d) XRD pattern showing the phases in the microstructure of Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-1Zn alloy)

Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımındaki bakırın bir kısmının alüminyumca zengin dendritler içerisinde çözüldüğü, kalan kısmının ise içyapıda bakırca zengin  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) fazının oluşmasına neden olduğu anlaşılmaktadır. EDS analizlerinde bakırın dendritler içindeki çözünürlüğünün yaklaşık olarak %2'ye kadar çıkabildiği tespit edilmiştir. İkili Al-Cu denge diyagramına [34] göre bakırın  $\alpha$ -alüminyum fazı içerisinde

oda sıcaklığındaki çözünürlüğünün yaklaşık olarak %0,5 civarında olmasına rağmen çalışmamız kapsamında yapılan EDS analizlerinde (Tablo 2) çözünürlüğün daha yüksek çıkmasının denge dışı soğuma koşullarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bakır katkısının çözünürlük limitini aşması durumunda ise çözünemeyen bakırın alüminyum ile reaksiyona girerek  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) fazını oluşturduğu





**Şekil 6.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaışımının içyapısındaki fazları gösteren a) düşük büyütme OM, b) yüksek büyütme OM, c) SEM görüntüsü ve d) XRD deseni (a) low magnification OM, b) high magnification OM, c) SEM micrographs, and d) XRD pattern showing the phases in the microstructure of Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-5Zn alloy)

**Tablo 2.** Çinko ve Bakırın Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaışımının içyapısındaki  $\alpha$  ve ötektik alüminyum fazları içindeki çözünürlük oranı

(Solubility rate of zinc and copper in the  $\alpha$  and eutectic aluminum phases of the Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti -(1-5)Zn alloys)

Alaışım	Zn çözünürlük oranı (% kütle)		Cu çözünürlük oranı (% kütle)	
	$\alpha$ fazı	Ötektik alüminyum fazı	$\alpha$ fazı	Ötektik alüminyum fazı
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti	0	0	1,9	1,7
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn	1,6	1,1	1,9	1,9
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-2Zn	2,3	1,9	2,2	1,9
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn	2,5	2,1	2,1	2
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-4Zn	5,6	3,5	2,3	1,8
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn	6,4	3,7	2,1	1,8

katılma noktasının ötektik fazın katılma noktasından daha yüksek olmasından ve ikili Al-Zn faz diyagramından [34] da anlaşılacağı üzere çözünürlüğün artan sıcaklık ile artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Al-Si alaışımında primer silisyum parçacıklarının %3 Zn oranından sonra büyümesi literatürde [26] çinko oranı arttıkça ötektik noktanın daha düşük silisyum oranı ve sıcaklıkta oluşmasının yanı sıra soğuma koşullarının (katılma aralığının) değişmesine dayandırılarak açıklanmıştır. İkili Al-Si faz diyagramı [34] göz önüne alındığında, ötektik noktanın daha düşük silisyum oranına kayması alaışımın içyapısındaki fazların oranının hesaplanmasında kullanılan kaldıraç kuralına [35] göre primer silisyum fazının oranının artması anlamına gelmektedir. Primer silisyum parçacıklarının içyapıda

birbirine daha yakın olarak konumlanmaları ise literatürde [36, 37] de ileri sürüldüğü gibi, bu parçacıkların katılma öncesinde ergimiş metal içinde yoğunluk farkından dolayı yüzeye doğru hareket ederken çarpışarak birbirlerinin hareketlerini kısıtlamaları ve sıvı metalin sıcaklığı düştükçe hareket kabiliyetlerinin azalıp soğuma sırasında bu konumlarda katılmalarından kaynaklanmış olabilir.

**Tablo 3.**  $\pi$  fazının kimyasal bileşimini gösteren EDS analiz sonuçları

(EDS analysis results showing the chemical composition of the  $\pi$  phase.)

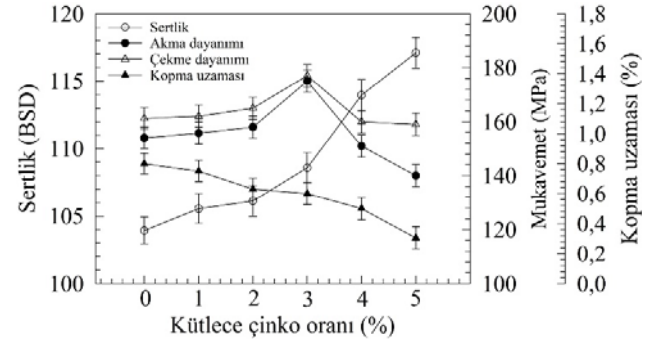
Faz	Kimyasal Bileşim (ağırlıkça %)			
	Al	Si	Fe	Mg
II	46,8-48,1	24,2-26,0	8,6-11,3	15,3-15,6



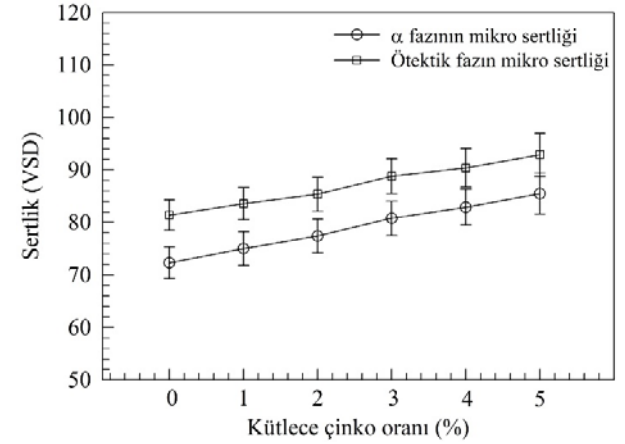
### 3.2. Mekanik Deneyler (Mechanical Tests)

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 7’de verilmiştir. Bu eğriler çinko oranı arttıkça söz konusu alaşımların sertliğinin de arttığını göstermektedir. Bu eğrilerden ayrıca; artan çinko oranı ile Al-17Si-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının akma ve çekme mukavemeti değerlerinin % 3 Zn oranına kadar arttığı, bu orandan sonra ise azaldığı, kopma uzaması değerlerinin ise sürekli azaldığı görülmektedir. Bu gözlemlere ek olarak, artan çinko oranı ile Al-17Si-0,6Mg-0,2Ti-Zn alaşımının içyapısındaki  $\alpha$  ve ötektik fazın mikro sertliğinin arttığı da belirlenmiştir (Şekil 8). Çinko oranı arttıkça sertlikteki artışın literatürde de belirtildiği gibi [26] alüminyumca zengin fazlar içerisinde çözünen çinkonun yol açtığı katı çözelti sertleşmesinin etkisinden ve nispeten sert olduğu bilinen primer silisyum parçacıklarının oranının ve büyüklüklerinin artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çalışma kapsamında yapılan EDS analizleri ve mikrosertlik ölçümleri katı çözeltinin oluşumunu ve bunun sertliğe etkisini doğrulamaktadır. Şöyle ki, EDS analizleri Al-17Si-0,6Mg-0,2Ti-(1-5)Zn alaşımlarında çinkonun  $\alpha$  ve ötektik alüminyum fazlarında çözüldüğünü ve çözünen çinko miktarının artan çinko oranı ile sürekli arttığını (Tablo 2), mikro sertlik ölçümleri (Şekil 8) ise artan çinko oranı ile alaşımların mikro sertliğinin de arttığını göstermektedir. Alaşımlarda katı çözelti sertleşmesinin katı durumdaki çözünlüğe bağlı olduğu ve katı çözünlülük arttıkça katı çözelti sertleşmesi etkisinin de arttığı literatürde de [5, 26] ifade edilmektedir. İncelenen alaşımların akma ve çekme mukavemeti değerlerinde %3 Zn oranına kadar gözlenen artışın katı çözelti sertleşmesi mekanizmasının etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Söz konusu mekanizmanın Al-Si alaşımlarının sertliğinin yanı sıra mukavemetlerinin de artmasına yol açtığı bilinmektedir [26]. Mukavemet değerlerinin %3 Zn oranından sonra azalması ise alaşımların içyapısındaki primer silisyum parçacıklarının boyut ve oranlarının artmasının bir sonucu olabilir. Şöyle ki, matriste oluşan gerilmelerin primer silisyum kristallerine yüksek oranda transfer edildiği bilinmektedir [38]. Transfer edilen gerilmelerin keskin köşe ve kenarlı morfolojiye sahip bu kristaller üzerinde yığılmaya neden olması nedeniyle kristallerin dayanım değerleri kolayca aşılmakta ve kırılma meydana gelmektedir. Dolayısıyla söz konusu primer silisyum fazının miktarının artması bu etkiyi artırıp, malzemenin mukavemet değerlerinin azalmasına yol açmaktadır. Ayrıca, silisyum ile alüminyum arasındaki ara yüzey bağlanma kuvvetinin (enerjisinin) düşük olduğu bilinmektedir [38, 39]. Primer silisyum parçacıklarının miktarının ve boyutlarının artması durumunda alüminyum matris ile aralarındaki düşük bağ kuvvetli (enerjili) yüzey oranının da artması alaşımın mukavemetinin zayıflamasına katkı sağlamış olabilir. İncelenen alaşımların kopma uzaması değerlerinde artan çinko oranı ile meydana gelen azalma, çinko oranı arttıkça alaşımın sertliğinin artmasından, primer silisyum parçacıklarının oranının ve büyüklüğünün artmasından kaynaklanmış olabilir. Benzer olarak, Al-Si

alaşımlarının içyapısında bulunan silisyum parçacıklarının keskin kenar veya köşeli olmaları nedeniyle gerilme yığılmasına yol açtıkları ve çatlak ilerlemesini kolaylaştırdıkları, dolayısıyla sünekliğin azalmasına yol açtıkları, boyutlarında veya miktarlarında meydana gelen artışın da bu etkinin artmasına ve kopma uzamasının azalmasına yol açtığı literatürde ortaya koyulmuştur [40]. Ayrıca silisyum ile alüminyum arasındaki ara yüzey enerjisinin düşük olması, silisyum parçacıklarının oranı ve boyutları arttıkça matrisin zayıflamasına ve kopma uzaması değerinde azalmaya katkı sağlamış olabilir.



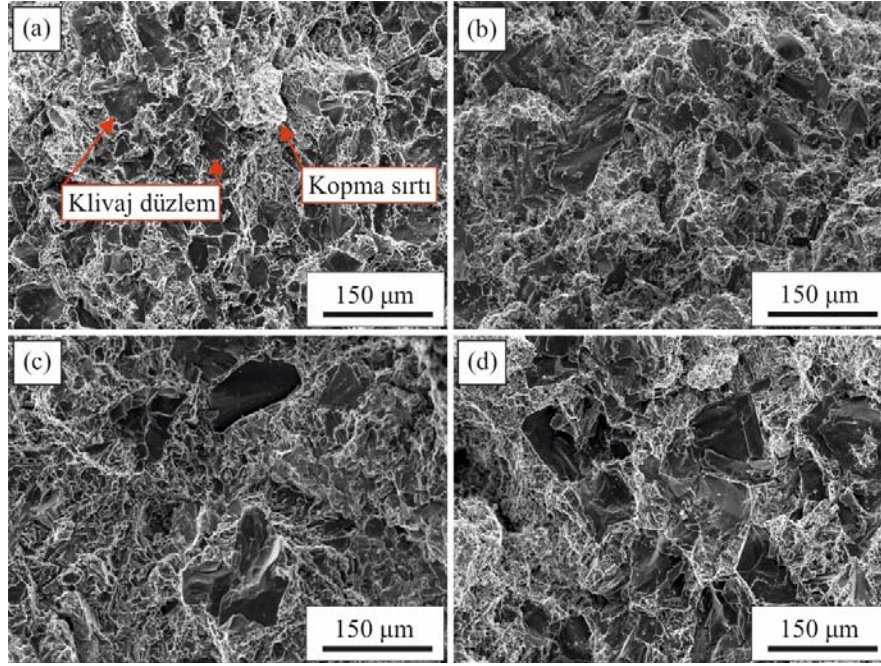
**Şekil 71.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sertlik, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerlerinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler (The curves showing the change of hardness, yield strength, tensile strength, and elongation to fracture of the Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-(0-5)Zn alloys as a function of zinc content)



**Şekil 8.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarındaki  $\alpha$  ve ötektik Al fazının mikro sertliğinin çinko oranına göre değişimini gösteren eğriler

(The curves showing the change of microhardness of the  $\alpha$  and eutectic Al phases in the Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-(0-5)Zn alloys)

Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının çekme deneyi numunelerine ait kırılma yüzeylerinin genellikle 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 9). Kırılma yüzeyi fotoğraflarından klivaj kırılmanın silisyum parçacıklarında, kopma sırtlarının ise alüminyumca zengin fazlarda meydana



**Şekil 9.** (a) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti (b) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn ve (d) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaşımlarının çekme deneyi numunelerinin kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü (SEM micrographs of the fracture surface of the tensile test samples of

(a) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti (b) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-1Zn (c) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-3Zn, and (d) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-5Zn alloy)

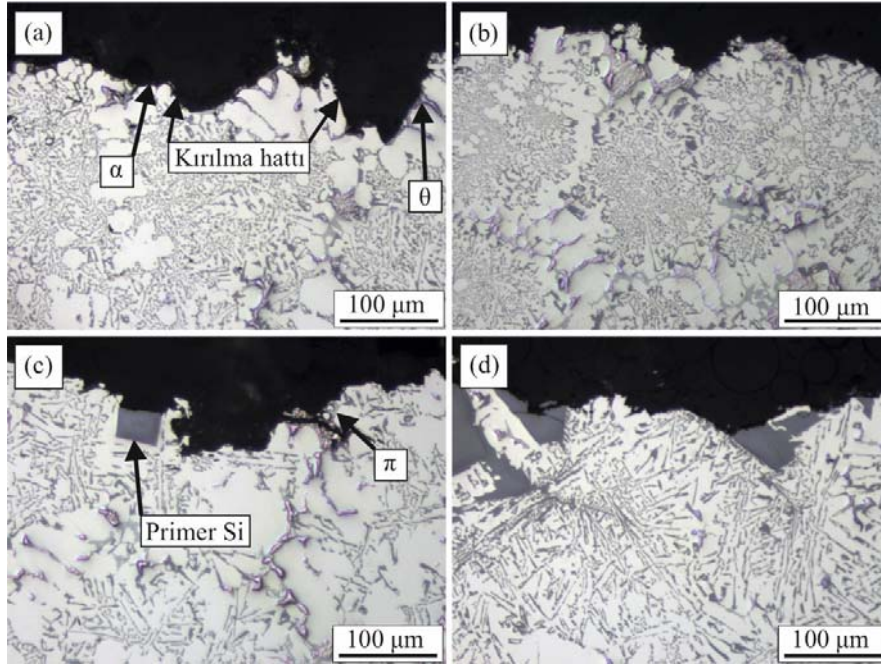
geldiği anlaşılmaktadır. Tüm alaşımlarda olduğu gibi Al-Si alaşımlarının da kırılma yüzeylerindeki klivaj düzlemleri gevrek kırılma, sırt veya çanak oluşumları ise sünek kırılma belirtileridir [20, 26]. Klivaj kırılma mekanizmasında kırılma silisyum kristallerinde yüzey enerjisi en düşük olan ve klivaj düzlemleri olarak adlandırılan belirli kristal (kafes) düzlemleri boyunca meydana gelmektedir [5]. Klivaj düzlemine dik olarak etki eden tek eksenli gerilmelerin kritik bir değeri aşması durumunda atom bağlarının kopması sonucu bu tür klivaj kırılmaları oluşur [41]. Bu tür kırılma silisyum tanelerinin klivaj düzlemi olarak isimlendirilen belirli bir düzlemi boyunca meydana geldiği için kırılma sonrası ortaya düz bir görünüm sergileyen yüzeyler çıkar. İncelenen alaşımların kırılma yüzeylerinde gözlenen kopma sırtlarının (çanakların) sünek kırılma nedeniyle oluştuğu söylenebilir. Bilindiği üzere [35, 41], sünek kırılma malzeme içindeki mikro boşlukların birleşip çatlak oluşturmasıyla başlamaktadır. Oluşan çatlaklar başlangıçta uygulanan kuvvete dik olarak ilerlerken, kırılma kayma gerilmesinin maksimum olduğu kuvvet doğrultusuna 45°'lik açıdaki kayma düzleminde meydana gelmekte ve bunun sonucunda kopma sırtları veya çanak şeklini andıran bir kırılma yüzeyi görüntüsü ortaya çıkmaktadır. 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 yüzeyi altı fotoğrafları kırılma hattının (çatlağının) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında dendritler üzerinden ilerleyemediğini bir başka deyişle dendrit sınırlarını takip ederek ilerlediğini

göstermektedir (Şekil 10). Ayrıca dendrit sınırlarında silisyum,  $\beta$ ,  $\theta$ ,  $Mg_2Si$  ve  $\pi$  fazları olması durumunda çatlağın öncelikli olarak bu fazların üzerinden ilerlediği gözlenmiştir. 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 literatürde, matris içerisindeki gerilmenin sert silisyum parçacıkları üzerine daha yüksek oranda iletilmesi ve silisyum parçacıklarının dayanım değerlerinin matris içerisindeki diğer fazlara göre daha erken aşılması olarak ifade edilmektedir [42]. Silisyum parçacıklarının dayanım değerlerinin aşılması sonucunda oluşan çatlakların alüminyumca zengin  $\alpha$  fazı sınırları boyunca ilerleyerek kırılmayı tamamladığı görülmektedir (Şekil 10). Ayrıca içyapıda dendritler arası bölgede oluştuğu görülen nispeten gevrek bakırca zengin  $\theta$  ve  $\pi$  fazları ile birlikte  $Mg_2Si$  fazının dendritler arasındaki bağın zayıflamasına ve söz konusu bölgelerin gevrekleşmesine yol açtığı bilinmektedir [5, 29]. Buna ek olarak, söz konusu fazlarda gerilme yığılmalarının meydana geldiği ve bu gerilme yığılmaları nedeniyle oluşması kolaylaşan çatlakların genellikle dendrit sınırlarında yer alan bu fazlar üzerinden ilerleyerek kırılmayı tamamladığı literatürde ileri sürülmektedir [43].

### 3.3. Sürtünme-aşınma Deneyleri (Friction-wear Tests)

Üretilen alaşımların sürtünme katsayılarının yola göre değişimini veren eğriler Şekil 11'de verilmiştir. Bu eğriler alaşımların sürtünme katsayılarının deneylerin başlangıç aşamasında hızlı bir artış gösterdikten sonra azalarak belli bir



**Şekil 10.** (a) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti (b) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn (d) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaışımının çekme deney numunesinin kırılma yüzey altını gösteren OM görüntüsü (OM micrograph showing the microstructure of longitudinal section of the tensile test sample fracture surface of a) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti, (b) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-1Zn, (c) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-3Zn, and (d) Al-17Si-4Cu-0.6Mg-0.2Ti-5Zn alloy)

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 (temas alanının artması) nedeniyle hem sürtünme kuvvetinin hem de basıncın azalmasından kaynaklanmış olabilir. Deneyler boyunca alaşımların sürtünme katsayılarında gözlenen dalgalanmalar literatürde de belirtildiği gibi [26] aşınma parçacıklarının ve/veya plastik deformasyon sonucu yüzeylerde oluşan pürüzlülüğün sürtünme kuvvetinde yol açtığı değişimlerden kaynaklanmış olabilir.

Çinko katkısı ile Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti alaşımlarının sürtünme katsayısının azaldığı, ancak %3 Zn oranından sonra arttığı görüldü (Şekil 12). Alaşımların sürtünme katsayılarında meydana gelen azalmanın söz konusu katkı nedeniyle alaşımların sertlik ve mukavemetlerinin artması sayesinde uygulanan yükün daha kolay taşınmasından kaynaklandığı söylenebilir. Bu bulgular Bowden ve Tabor'un kaynak bağları teorisine [44] göre açıklanabilir. Bu teoriye göre malzemenin mukavemeti arttıkça sürtünme kuvveti dolayısıyla sürtünme katsayısı düşmektedir. Şöyle ki, eş çalışan yüzeyler başlangıçta 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

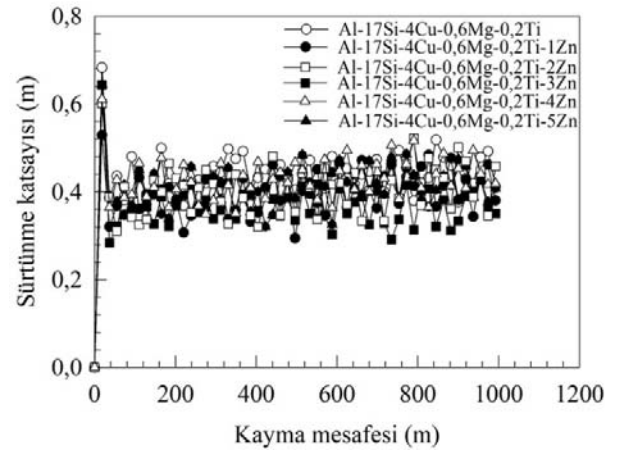
durumunda öncelikli olarak yüzeyler üzerindeki oksit tabakaları arasında bağlar oluşur. Yük uygulandıktan sonra söz konusu temas noktalarında çok yüksek basınçlar meydana gelmesiyle bu oksit tabakaları kopar ve metalik temas meydana gelir [44, 45]. Yüksek basıncın da etkisiyle metalik temasın meydana 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  $F = A \times s = (W \times s) / P_0$  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 [44, 45]. Ayrıca çinkonun sahip olduğu sıkı düzenli hegzagonal (SDH) yapı nedeniyle kolay deforme olduğu ve bu özelliği sayesinde sürtünme anında kaymayı

kolaylaştırıp sürtünme kuvvetlerini azaltıcı etki yaptığı da literatürde [46] ifade edilmektedir. Buna ek olarak çinko içeren alaşımların yüzeylerinde özellikle kuru sürtünme şartlarında basınç ve sıcaklığında etkisiyle oluşan çinko oksitlerin katı yağlayıcı gibi görev yaparak kaymayı kolaylaştırdığı ve sürtünme kuvvetlerini azalttığı da bilinmektedir [47]. Çinkonun alaşımın mukavemetinde neden olduğu artışın yanı sıra kaymanın kolaylaşmasına neden olan bu iki etkisi de sürtünme katsayısının azalmasına yol açmış olabilir. Çinko oranının %3 değerini aşması sonucunda sürtünme katsayısında meydana gelen artış ise mukavemetin azalmasından ve içyapıdaki sert ve gevrek silisyum parçacıkların irileşmesi ve dolayısıyla abrasif etkisinin artmasından kaynaklanmış olabilir.

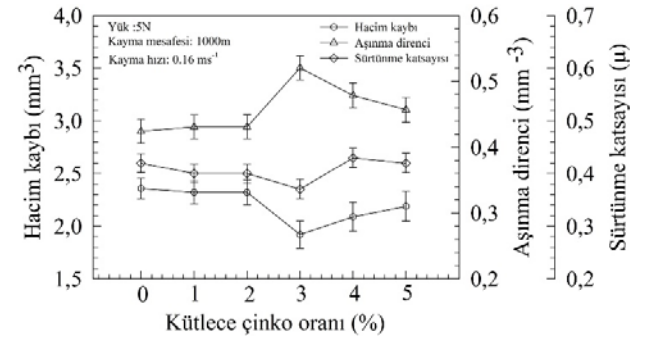
Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımları içerisinde Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımının en düşük hacim kaybına uğradığı görülmüştür (Şekil 12). Yağsız çalışma şartlarında metallerde meydana gelen hacim kaybı birim uzunluk için Adhasive aşınma kanununda ifade edilen  $V = \frac{W}{3P_0}$  eşitliği ile belirlenmektedir [48]. Bu eşitlikte V hacim kaybını, k aşınma sabitini, W uygulanan yükü, P<sub>0</sub> ise akma gerilmesini göstermektedir. Söz konusu eşitlikten kuru sürtünme durumunda meydana gelen aşınma miktarının uygulanan yük ile doğru orantılı, alaşımın akma dayanımı ile ters orantılı olduğu anlaşılmaktadır. Archard da söz konusu eşitlikte benzer bir yaklaşımla hacim kaybının  $V = \frac{kWL}{H}$  belirlenebileceğini ifade etmiştir [44]. Archard aşınma kanunu olarak bilinen bu eşitlikten de hacim kaybının sertlik ile ters orantılı olduğu anlaşılmaktadır. Dolayısıyla en yüksek akma dayanımının görüldüğü %3 Zn oranına kadar hacim kaybının azalmasının, bir başka deyişle aşınma direncinin artmasının Adhesiv aşınma kanunu ve Archard eşitliği ile uyumlu olduğu görülmektedir. Çinko katkısının %3'ü aşması durumunda üzerinde aşınma miktarının artmasının, bir başka deyişle aşınma direncinin azalmasının ise alaşımın mukavemet değerlerindeki azalma ve silisyum parçacıklarının morfolojisinin değişmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Çinko oranının artması ile birlikte özellikle %3 Zn oranından sonra primer silisyum parçacıklarının boyutlarının ve hacimsel oranlarının arttığı görülmektedir (Şekil 3-Şekil 6). 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 olduğu söylenebilir. Geçmişte yapılan bazı çalışmalarda [26, 29, 48] da benzer bulgular elde edilmiştir.

Alaşım örneklerinin aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 13'te verilmiştir. Bu görüntüler alaşım örneklerinin aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının, soyulmaların ve çiziklerin oluştuğunu göstermektedir (Şekil 13). Sıvama tabakalarının numune yüzeyinden kopan parçacıkların sıcaklık ve bilye basıncının etkisiyle ile numune yüzeyine geri yapışması sonucunda oluştuğu söylenebilir [49]. Sıvama tabakalarının oluşması adhesiv aşınmanın bir göstergesi olarak kabul edilebilir [48]. 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 oluştuğu düşünülmektedir. Yüzeylerdeki çiziklerin ise malzemeden koparak ayrılan ve aşındırıcı bilye ile numune yüzeyi arasında sıkışan sert parçacıkların basınç etkisiyle malzeme yüzeyini kazıması sonucunda oluştuğu 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 13). Bu durum artan çinko oranı ile alaşımların sünekliklerinin azalmasının yani gevrekleşmesinin bir sonucu olarak sıvama tabakalarının daha kolay kırılıp yüzeyden ayrılmasından kaynaklanmış olabilir. Ayrıca mikro sertliklerinin ve oksitlenme oranının çok fazla olduğu literatürde [50] ortaya koyulmuş olan sıvama tabakalarında artan çinko oranıyla oksit oluşumunun artması da bu tabakaların gevrekliğini artırıp kolayca kırılarak yüzeyden ayrılmasını sağlamış olabilir.



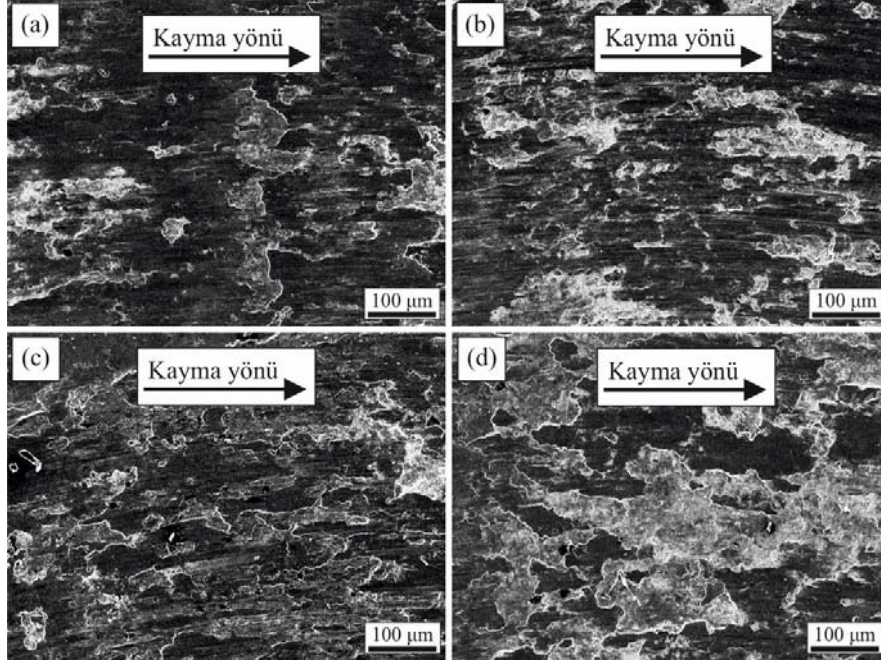
**Şekil 11.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğriler (The curves showing the change in friction coefficients of Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alloys as a function of sliding distance)



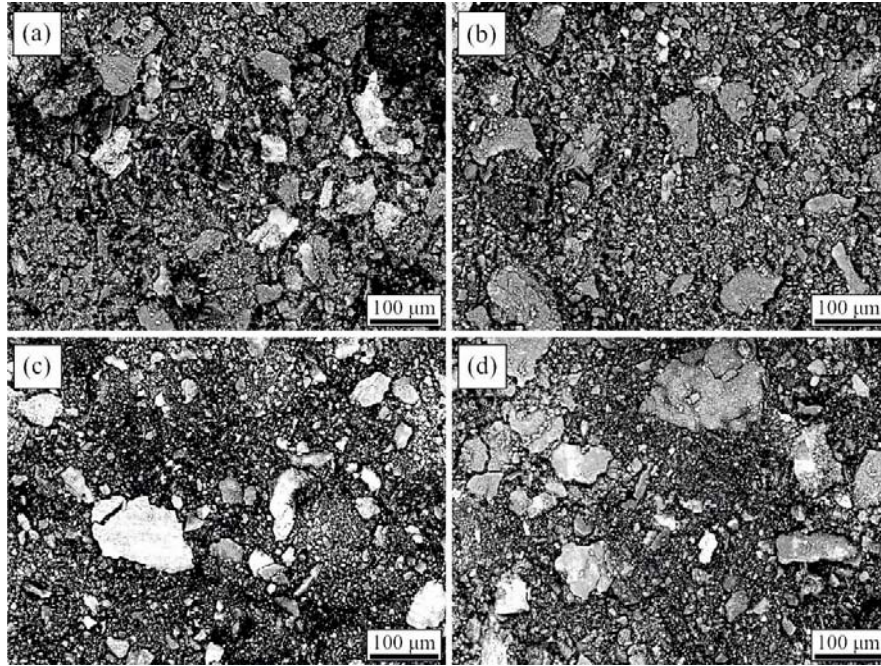
**Şekil 12.** Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında artan çinko oranına göre sürtünme katsayısı, hacim kaybı ve aşınma direncinin değişimini gösteren eğriler (The curves showing the changes in the values of wear volume, wear resistance, and friction coefficient of Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alloys as a function of zinc content)

İncelenen Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarına ait numunelerin yüzeylerinden deneyler sonunda toplanan aşınma parçacıklarının morfolojisini gösteren SEM fotoğrafları Şekil 14'te verilmektedir. Bu fotoğraflarda alaşımlara ait aşınma parçacıklarının irili ufaklı ve değişik

geometrilere sahip olduğu ve ayrıca uygulanan orandaki çinko katkılarının aşınma parçacıklarının morfolojisinde önemli bir değişikliğe yol açmadığı görülmektedir (Şekil 14). EDS analizleri aşınma parçacıklarının kimyasal bileşimlerinin yüzeylerde oluşan sıvama tabakalarının



**Şekil 13.** (a) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti (b) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn (d) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaışımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü (SEM images of the worn surface of (a) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti, (b) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn, (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn, and (d) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alloy)



**Şekil 14.** (a) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti (b) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn (d) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alaışımının aşınma parçacıklarının SEM görüntüsü (SEM images of the wear debris of (a) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti, (b) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-1Zn, (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn, and (d) Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-5Zn alloy)

**Tablo 4.** Aşınma yüzeyi ve aşınma parçacığının kimyasal bileşimini gösteren EDS analizi sonuçları (EDS analysis results showing the chemical composition of the wear surface and wear debris of the alloys)

Alaşım		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

kimyasal bileşimleri ile hemen hemen aynı olduğunu, aşınma parçacıklarındaki oksijen miktarının sıvanmamış aşınma yüzeylerininkinden fazla olduğunu, parçacıklardaki oksijen miktarının çinko oranının artması ile birlikte bir miktar arttığını göstermiştir (Tablo 4). Aşınma parçacıklarının oluşumu ve morfolojisi alaşımların aşınma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. 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 eden kayma gerilmeleri nedeniyle malzeme yüzeyinde meydana gelen plastik deformasyonlar sonucunda aşınma parçacıkları oluşmaktadır [49]. Bu parçacıklardan bilye ve aşınma yüzeyi arasında kalanların deney sırasında basınç ve sıcaklığın etkisiyle numune yüzeyine geri yapışıp bir sıvama tabakasının oluşmasına neden olduğu bilinmektedir [26]. Deney boyunca temas yüzeylerinde sürtünme nedeniyle ortaya çıkan ısı sıvama tabakasının oksitlenme hızını artırarak söz konusu tabakanın gevrekleşmesine neden olmaktadır [26, 48]. Sıvama tabakasının kalınlığının ve gevrekliğinin artması sonucunda kırılma kolaylaşır ve aşınma parçacıkları oluşur [48]. Oluşan parçacıkların bir kısmı dönen numune yüzeyinden merkezkaç kuvvetinin etkisiyle uzaklaşmakta, bir kısmı ise temas yüzeyleri arasında kalarak kırılmakta ve daha ince parçalara dönüşmektedir. Alaşım elementi katkılarının aşınma parçacıklarının morfolojisi üzerinde etkisinin 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. Sıvama tabakaları ve aşınma parçacıklarında oksijen oranının fazla olması basınç,

sıcaklık ve deformasyonun etkisiyle oksitlenme etkisinin artmasından kaynaklanmış olabilir.

#### 4. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5Zn) alaşımlarının içyapısı alüminyumca zengin  $\alpha$  dendritleri, ötektik Al-Si, primer silisyum, dendritler arası bölgelerde yer alan bakırca zengin  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) fazı,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  bileşiği ve  $\pi$  fazından oluşmaktadır.
- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5Zn) alaşımlarında çinko oranı arttıkça hem içyapıdaki  $\alpha$  ve ötektik fazın mikro sertliği hem de alaşımın genel sertlik değeri artmaktadır.
- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5Zn) alaşımlarının akma ve çekme dayanımı değerleri % 3 çinko oranına kadar artan çinko oranı ile artmakta, bu oran aşıldığında ise azalmaktadır. Kopma uzaması değerleri ise artan çinko oranı ile sürekli azalmaktadır.
- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarının çekme deneyi numunelerine ait kırılma yüzeyleri kopma veya ayrılma sınırları (çanakları) tarafından çevrilmiş klivaj düzlemlerinden oluşmaktadır ve artan çinko oranı ile bu klivaj düzlemlerinin yüzeydeki oranı artmaktadır.
- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarında oluşan kırılma çatlakları içyapılarındaki dendritlerin sınırlarını takip ederek ilerlemekte, dendrit sınırlarında silisyum,  $\beta$ ,  $\theta$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ve  $\pi$  fazları olması durumunda öncelikli olarak bu fazların üzerinden ilerlemektedir.
- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımları içerisinde Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-3Zn alaşımı en düşük sürtünme katsayısı ve aşınma kaybını bir başka deyişle en yüksek aşınma direncini sergilemektedir.
- EN AC-48100 alaşımı %3 oranında çinko içermesi durumunda en üstün çekme mukavemeti ve aşınma direnci değerlerini sergilemektedir.
- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşım örneklerinin aşınma yüzeylerinde sıvama tabakaları, soyulma ve

çizikler oluşmaktadır. Artan çinko oranı ile sıvama tabakaları azalır, soyulmalar daha belirgin olmaktadır.

- Al-17Si-4Cu-0,6Mg-0,2Ti-(0-5)Zn alaşımlarına ait aşınma parçacıklarının irili ufaklı ve değişik geometrilere sahip olup, incelenen oranlardaki Zn katkıları aşınma parçacıklarının morfolojisinde önemli bir değişikliğe yol açmamaktadır.

#### KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Medrano-Prieto, H.M., Garay-Reyes, C.G., Gómez-Esparza, C.D., Aguilar-Santillán, J., Maldonado-Orozco, M.C., Martínez-Sánchez, R., Evolution of microstructure in Al-Si-Cu system modified with a transition element addition and its effect on hardness, *Materials Research*, 19 (1), 59-66, 2016.
2. Kaba, M., Donmez, A., Cukur, A., Kurban, A.F., Cubuklusu, H.E., Birol, Y., AlSi5Mg0.3 Alloy for the manufacture of automotive wheels, *International Journal of Metal Casting*, 12 (3), 614-624, 2018.
3. Kang, N., Coddet, P., Liao, H., Baur, T., Coddet, C., Wear behavior and microstructure of hypereutectic Al-Si alloys prepared by selective laser melting, *Applied Surface Science*, 378, 142-149, 2016.
4. Hiromi, N., Wu, Y., Recent progress in eutectic silicon modification of Al-Si alloys, *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 36 (9), 924-930, 2016.
5. Li, Q., Li, B., Li, J., Xia, T., Lan, Y., Guo, T., Effects of the addition of Mg on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7%Si alloy, *International Journal of Metalcasting*, 11 (4), 823-830, 2017.
6. Prabhudev, M.S., Auradi, V., Venkateswarlu, K., Siddalingswamy, N.H., Kori, S.A, Influence of Cu addition on dry sliding wear behaviour of A356 alloy, *Procedia Engineering*, 97, 1361-1367, 2014.
7. Lee, S.L., Cheng, Y.C., Chen, W.C., Lee, C.K., Tan, A.H., Effects of strontium and heat treatment on the wear-corrosion property of Al-7Si-0.3Mg alloy, *Materials Chemistry and Physics*, 135 (2-3), 503-509, 2012.
8. Kumar, S., Tewari, S.P., Metallurgical and mechanical characterization of A319 aluminum alloy casting solidified under mold oscillation, *International Journal of Metalcasting*, 12 (1), 28-35, 2018.
9. Davis, J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM Specialty Handbook, ASM International, Materials Park, OH, A.B.D, 3, 1993.
10. Lu, L., Dahle, A.K., Effects of combined additions of Sr and AlTiB grain refiners in hypoeutectic Al-Si foundry alloys, *Materials Science and Engineering*, 435, 288-296, 2006.
11. Davis, J.R., *Alloying: Understanding the Basics*, ASM International, Materials Park, OH, 2001.
12. Miller, W.S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A.J., De Smet, P., Haszler, A., Vieregge A., Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, *Materials Science and Engineering A*, 280 (1), 37-49, 2000.
13. Hekimoğlu, A.P., Hacıosmanoğlu M., Microstructure and mechanical properties of Al-(2-30)Si alloys, 3rd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC'18), Nevşehir-Türkiye, 1-6, 17-19 Eylül, 2018.
14. Aybarç U., Kara A., Çubuklusu H.E., Çe Ö.B., Effect of hot isostatic pressing on metallurgical and mechanical properties of A356 alloy, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 32 (4), 1327-1335, 2017.
15. Qi, M., Kang, Y., Qiu, Q., Tang, W., Li, J., Li, B., 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, 2018.
16. Wu, C.T., Lee, S.L., Hsieh, M.H., Lin, J.C., Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of Al-14.5Si-0.5Mg alloy, *Materials Characterization*, 61 (11), 1074-1079, 2010.
17. Farkoosh, A.R., Pegguleryuz, M., 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, 2015.
18. Li, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., Ravindran, C., Valtierra, S., Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl<sub>2</sub> phase in Al-Si-Cu 319 alloys, *Journal of Materials Science*, 38 (6), 1203-1218, 2003.
19. Alfonso, I., Maldonado, C., Gonzalez, G., Bedolla, A., Effect of Mg content and solution treatment on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg alloys, *Journal of Materials Science*, 41 (7), 1945-1952, 2006.
20. Hekimoğlu, A.P., Ayata, G., Effect of strontium and strontium-magnesium additions on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-17Si alloy, *Pamukkale University Journal of Engineering Science*, 25 (1), 49-55, 2019.
21. Huiyuan, G., Yanxiang, L., Xiang, C., Xue, W., Effects of boron on eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys, *Scripta Materialia*, 53 (1), 69-73, 2005.
22. Lu, L., Nogita, K., Dahle, A.K., Combining Sr and Na additions in hypoeutectic Al-Si foundry alloys, *Materials Science and Engineering A*, 399 (1-2), 244-253, 2005.
23. Liu, M.X., Chen, J.M., 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, 2013.
24. Kumar, A., Sasikumar, C., Effect of vanadium addition to Al-Si alloy on its mechanical, tribological and microstructure properties, *Materials Today: Proceedings*, 4 (2), 307-313, 2017.
25. Hwang, J.Y., Doty, H.W., Kaufman, M.J., The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys, *Materials Science and Engineering A*, 488 (1-2), 496-504, 2008.
26. Alemdağ, Y., Beder, M., Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si-(0-5)Zn alloys, *Materials and Design*, 63, 159-167, 2014.
27. Hekimoğlu, A.P., Turan, Y.E., Çinko oranının Al-(5-50)Zn alaşımlarının yapısal ve mekanik özelliklerine

- etkisi, Gümüşhane Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 9 (1), 16-25, 2019.
28. Savaşkan, T., Pürçek, G., Murphy, S., Sliding wear of cast zinc-based alloy bearings under static and dynamic loading conditions, *Wear*, 252 (9-10), 693-703, 2002.
  29. Alemdağ, Y., Beder, M., Dry sliding wear properties of Al-7Si-4Zn-(0-5)Cu alloys, 8th International Conference On Tribology, Romanya, 30 Ekim-1 Kasım, 2015.
  30. Escalera-Lozan, R., Pech-Canul, M.I., Pech-Canul, M. A., Montoya-Dávila, M., Uribe-Salas A., The Role of Mg<sub>2</sub>Si in the Corrosion Behavior of Al-Si-Mg Alloys for Pressureless Infiltration, *The Open Corrosion Journal*, 3, 73-79, 2010.
  31. Medrano-Prieto, H.M., Garay-Reyes, C.G., Gómez-Esparza, C.D., Aguilar-Santillán, J., Maldonado-Orozco, M.C., Martínez-Sánchez, R., Evolution of microstructure in Al-Si-Cu system modified with a transition element addition and its effect on hardness, *Materials Research*, 19, 59-66, 2016.
  32. Belov N.A., Aksenov, A.A., Eskin, D.G., Iron in aluminium alloys: impurity and alloying element, *Cilt 1*, CRC Press, 2002.
  33. Kores, S., Vončina, M., Kosec, B., Medved, J., Formation of AlFeSi phase in AlSi12 alloy with Ce addition, *Metalurgija*, 51 (2), 216-220, 2012.
  34. Okamoto, H., Schlesinger, M.E., Mueller, E.M., Alloy Phase Diagrams, Materials Park, Ohio: ASM International, 3, 2016.
  35. Savaşkan, T., Malzeme Bilimi ve Malzeme Muayenesi, 8. Basım. İstanbul: Papatya Yayıncılık Eğitim, 2017.
  36. Hekimoğlu, A.P., Savaşkan, T., Investigation of the lubricated friction and wear properties of Zn-15Al-3Cu-(0.5-3)Si alloys, 3rd International Symposium on Innovative Approaches in Scientific Studies (ISAS 2019), Ankara-Türkiye, 4 (1), 421-426, 2019.
  37. Savaşkan, T., Bican, O., Effects of silicon content on the microstructural features and mechanical and sliding wear properties of Zn-40Al-2Cu-(0-5)Si alloys, *Materials Science and Engineering A*, 404, 259-269, 2005.
  38. Hekimoğlu A.P., Çalış M., Ayata G., Effect of Strontium and Magnesium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-12Si Alloys, *Metals and Materials International*, 25 (6), 1488-1499, 2019.
  39. Zhou, J., Duszczek, J., Fracture features of a silicon-dispersed aluminium alloy extruded from rapidly solidified powder. *Journal of Materials Science*, 25, 4541-4548, 1990.
  40. C.L. Xu, H.Y. Wang, F. Qiu, Y.F. Yang, Q.C. Jiang, Cooling rate and microstructure of rapidly solidified Al-20 wt.% Si alloy, *Materials Science and Engineering A*, 417 (1-2), 275-280, 2006.
  41. Chen, R.H., Cao, R., Micromechanism of cleavage fracture of metals: a comprehensive microphysical model for cleavage cracking in metals, *Cilt 1*, Elsevier, 2015.
  42. Xu, C., Wang, F., Mudassar, H., Wang, C., Hanada, S., Xiao, W., Ma, C., 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 (4), 1605-1613, 2017.
  43. Jiao, X.Y., Wang, J., Liu, C.F., Guo, Z.P., Tong, G.D., Ma, S.L., Bi, Y., Zhang, Y.F., Xiong, S.M., Characterization of high-pressure die-cast hypereutectic Al-Si alloys based on microstructural distribution and fracture morphology, *Journal of Materials Science and Technology*, 35 (6), 1099-1107, 2019.
  44. Hutchings, I., Shipway, P., Tribology friction and wear of engineering materials, Butterworth-Heinemann, 2, 2017.
  45. Stachowiak, G.W. Batchelor, A.W., Engineering Tribology, Butterworth-Heinemann, 3, 2005.
  46. M. Linga, Effect of c/a-ratio on crystallographic texture and mechanical anisotropy of hexagonal close packed metals. *Mater. Science Foun.* 426-432 (4), 3575-3580, 2003.
  47. Bayraktar, Ş., Hekimoğlu, A.P., Effect of Zinc Content and Cutting Tool Coating on the Machinability of the Al-(5-35) Zn Alloys. *Metals and Materials International*, 26 (4), 477-490, 2020.
  48. Savaşkan, T., Hekimoğlu, A.P., Relationships between mechanical and tribological properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys, *International Journal of Materials Research*, 107 (7), 646-652, 2016.
  49. Savaşkan, T., Hekimoğlu, A.P., 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, 2018.
  50. Hekimoğlu, A.P., Temel Savaşkan T., Effects of Contact Pressure and Sliding Speed on the Unlubricated Friction and Wear Properties of Zn-15Al-3Cu-1Si Alloy, *Tribology Transactions*, 59 (6), 1114-1121, 2016