



Bakır ve Magnezyum Katkılarının Al-17Si Alaşımının Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisi

Effect of Copper and Magnesium Additions on the Structural, Mechanical and Tribological Properties of the Al-17Si Alloy

Ali Paşa Hekimoğlu¹ , Murat Hacıosmanoğlu¹ 

¹Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 53100, Rize, TÜRKİYE

Başvuru/Received: 29/03/2019

Kabul/Accepted: 18/05/2019

Son Versiyon/Final Version: 30/06/2019

Öz

Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımları kokil kalıba döküm yöntemiyle üretildi. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri spark optik emisyon spektrometresi yöntemi ile belirlenerek doğrulandı. İyaparı incelemeleri standart metalografik yöntemlerle hazırlanan numuneler üzerinde ışık ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirildi. Alaşımların sertliği Brinell sertlik ölçme yöntemiyle, akma ve çekme dayanımı ile kopma uzaması değerleri ise universal bir test makinesinde yapılan çekme deneyleri ile belirlendi. Çekme deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeyleri ve yüzey altları SEM'de incelenerek görüntüldü. Alaşımların tribolojik özellikleri bilye disk esaslı bir deney düzeneği yardımıyla belirlendi. İkili Al-17Si alaşımının iyapısının 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 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. Bakır katkısı Al-17Si alaşımının sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerini sırasıyla % 59, 52 ve 20 artırdı. Magnezyum katkısı ise Al-17Si-4Cu alaşımının sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerini sırasıyla % 19, 2 ve 4 artırdı. Bakır ve magnezyum katkıları hacim kaybı değerlerinde ise sırasıyla %57 ve 3 azalmaya yol açtı. Mekanik ve tribolojik deneylerden elde edilen sonuçlar alaşımların yapısal özelliklerine dayandırılarak irdelendi.

Anahtar Kelimeler

"Al-17Si esaslı alaşımlar, İyaparı, Mekanik özellikler, Aşınma, Kırılma"

Abstract

Al-17Si, Al-17Si-4Cu and Al-17Si-4Cu-0.6Mg alloys were produced by permanent mold casting method. Chemical composition of the produced alloys was confirmed by spark optical emission spectrometry method. Structural examinations of the alloys were carried out with optical and scanning electron microscopy (SEM) on the samples prepared by standard metallographic methods. The hardness of the alloys was determined by the Brinell hardness measurement method. The values of the elongation to fracture, yield and tensile strength of the alloys produced were determined by tensile tests performed with a universal testing machine. The fracture surfaces and the sub-surfaces of the tensile test samples were examined by SEM. Tribological characteristics of the alloys were investigated by a ball-on-disc type friction-wear test machine. It was observed that microstructure of the Al-17Si alloy consisted of the phases of aluminum-rich α , eutectic Al-Si, primary silicon and β . Ternary Al-17Si-4Cu alloy showed a microstructure consisting of the phase of θ (CuAl_2) 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 ternary alloy. In addition to this the β phase observed in the ternary alloy turned into π phase in the quaternary alloy. The copper addition increased the hardness, yield and tensile strength values of Al-17Si alloy by 59, 52 and 20, respectively. Magnesium addition increased the hardness, yield and tensile strength values of Al-17Si-4Cu alloy by 19, 2 and 4%, respectively. Copper and magnesium additions caused 57% and 3 decrease in volume loss values, respectively. The results obtained from mechanical and tribological tests were discussed on the basis of structural changes observed in the alloys due to copper and magnesium additions.

Key Words

"Al-17Si based alloys, Microstructure, Mechanical properties, Wear, Fracture"

1. Giriş

Otomotiv, uzay, havacılık ve savunma sanayi başta olmak üzere birçok sanayi dalında imalat maliyetlerinin azaltılıp, 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 ve mekanik özelliklerin yanı sıra üstün aşınma direncine sahip ancak daha hafif malzemelerin geliştirilmesi gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Bu amaçla yapılan çalışmalar ergime noktası ve yoğunlukları düşük, özgül mukavemeti, aşınma ve korozyon direnci yüksek, daha kolay şekillendirilebilen malzemeler üzerine yoğunlaşmıştır (Miller vd., 2009, Medrano-Prieto vd., 2016, Kaba vd., 2018).

Dökümlerinin, işlenmelerinin ve şekillendirilmelerinin kolay olması, özgül mukavemetlerinin, korozyon, aşınma ve sıcak yırtılma dirençlerinin yüksek olması ve bu özelliklerinin yanı sıra ısıl genişleme katsayılarının düşük olması nedeniyle, alüminyum-silisyum (Al-Si) esaslı alaşımlar pek çok araştırmacının dikkatini çekmiştir. Bu avantajlarından dolayı Al-Si alaşımlarının yukarıda belirtilen sanayi dallarında kullanılmalarına yönelik olarak yapılan araştırma ve geliştirme çalışmaları son yıllarda 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 (~%12Si) yakın oranlarda (%5-17) silisyum içeren Al-Si esaslı alaşımlar üzerinde yoğunlaşmış ve hali hazırda ticarileşmiş olan pek çok Al-Si esaslı alaşım geliştirilmiştir (Kang vd., 2016, Di Giovanni vd., 2019, Kumar & Tewari, 2018). Geliştirilen Al-Si alaşımları özellikle motor blokları, pistonlar, silindir blokları, emme manifoldları, yağ karterleri, karbüratörler, şanzıman kutusu, transistor soğutucuları, veri kayıt diskleri, akümülatörler, roket gövdesi ve daha birçok farklı parçanın üretiminde başarıyla kullanılmaktadır (Davis, 2001, Miller vd., 2009, Jorstad & Apelian, 2009, Campbell, 2011). Yüksek mukavemet ve süneklik gerektiren uygulamalarda %12 den az silisyum içeren Al-Si alaşımları tercih edilirken, yüksek sertlik ve aşınma direnci gerektiren uygulamalarda %12 den daha fazla oranda silisyum içeren Al-Si alaşımları tercih edilmektedir (Fatahalla vd., 1999, Jorstad & Apelian, 2009, Channappagoudar vd., 2015, Tiwari vd., 2018, Qi vd., 2018). Al-Si esaslı alaşımların yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri içerdikleri alüminyum veya silisyum oranının yanı sıra diğer alaşım elementlerine ve bu elementlerin oranlarına bağlı olarak değişmektedir (Liv vd., 2017, Prabhudev vd., 2014, Lee vd., 2012).

Bakır (Cu) ve magnezyum (Mg) Al-Si alaşımlarında yaygın olarak kullanılan alaşım elementlerindedir. Motor veya silindir bloğu gibi yüksek sertlik ve aşınma direnci gerektiren uygulamalarda tercih edilen Al-17Si esaslı EN AC-48100 alaşımında da sırasıyla %4 ve %0,6 oranlarında bakır ve magnezyum bulunmaktadır. Bakır ve magnezyumun genel olarak bazı Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirdiği bilinmesine rağmen bu katkıların %17 oranında silisyum içeren Al-17Si alaşımının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin birlikte ve sistematik bir şekilde incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada %4 ve %0,6 oranlarında bakır ve magnezyum katkısının Al-17Si alaşımının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

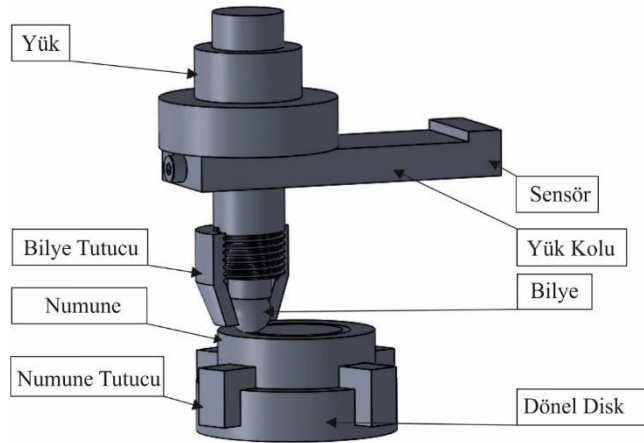
2. Materyal ve Metot

Bu çalışmada ötektik üstü bileşim esaslı birer adet ikili Al-17Si, üçlü Al-17Si-4Cu ve dörtlü Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımı kokil kalıba döküm yöntemiyle üretildi. Alaşımların üretiminde ticari saflıkta alüminyum, silisyum ve magnezyum ile Al-50Cu alaşımı kullanıldı. Ağırlıkça uygun kimyasal bileşimi sağlayacak şekilde hazırlanan alaşım elementleri orta frekanslı bir indüksiyon ocağında ergitildi. Ergimiş durumdaki alaşımlar yaklaşık olarak 770 °C döküm sıcaklığından 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.

Üretilen alaşımların yapısal, fiziksel ve mekanik özelliklerinin incelenmesi için dökümlerden elde edilen alaşım külçelerinden talaşlı işleme yöntemiyle uygun boyutlarda numuneler hazırlandı. Metalografi, yoğunluk ve sertlik ölçümleri için Ø15×10 mm, çekme deneyleri için Ø8×40 mm, sürtünme ve aşınma deneyleri için ise Ø22×7 mm boyutlarındaki numuneler kullanıldı. Metalografik incelemeler için numuneler 300 ve 2000 numaralar arasındaki çeşitli zımparalar ile taşlandıktan sonra parlatıldı. Parlatılan numuneler dağlanma işlemine tabi tutulmadan doğrudan hem ışık mikroskobu hem de taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelendi ve içyapılarını gösteren fotoğraflar çekildi. 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. Numunelerin kütleleri ölçülen hacim değerlerine bölünerek yoğunlukları belirlendi.

Alaşımların sertliği Brinell sertlik ölçme yöntemiyle 62,5 kg×f yük altında 2,5 mm çapında bilye uç kullanılarak ölçüldü. Çekme deneyleri 10⁻³ s⁻¹'lik deformasyon hızında gerçekleştirildi ve bu deneyler sonucunda elde edilen değerlerin ortalaması alınarak alaşımların akma dayanımı, çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri belirlendi. Çekme deneylerine tabi tutulan numunelerin kırılma yüzeyleri ve yüzey altları SEM'de incelenerek görüntülendi. Alaşımların tribolojik özellikleri şematik resmi Şekil 1'de verilen ve ASTM: G99 standartlarına uygun olan 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 ettirecek 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 belirlenmekte ve belirlenen sürtünme kuvveti uygulanan normal yüke bölünerek sürtünme katsayısı hesaplanmaktadır.

Sürtünme katsayısının zamana göre değişimi program aracılığıyla deney boyunca sürekli kaydedilmiştir. Hacim kaybı değerleri ise numunelerin deney öncesi ve sonrasındaki kütlelerinin farkının yoğunluk değerlerine bölünmesi ile hesaplandı. Sürtünme-aşınma deneylerinden sonra aşınma örneklerinin aşınma yüzeyleri SEM’de incelenerek aşınma yüzey karakteristikleri belirlendi.



Şekil 1. Sürtünme aşınma deney düzeneğinin şematik resmi

3. Bulgular

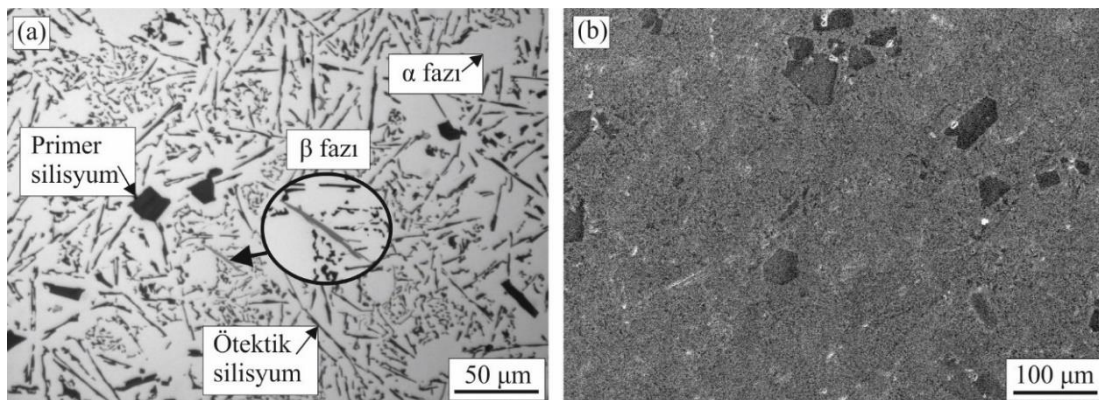
Üretilen alaşımların kimyasal bileşimi Tablo 1’de verilmiştir.

Tablo 1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

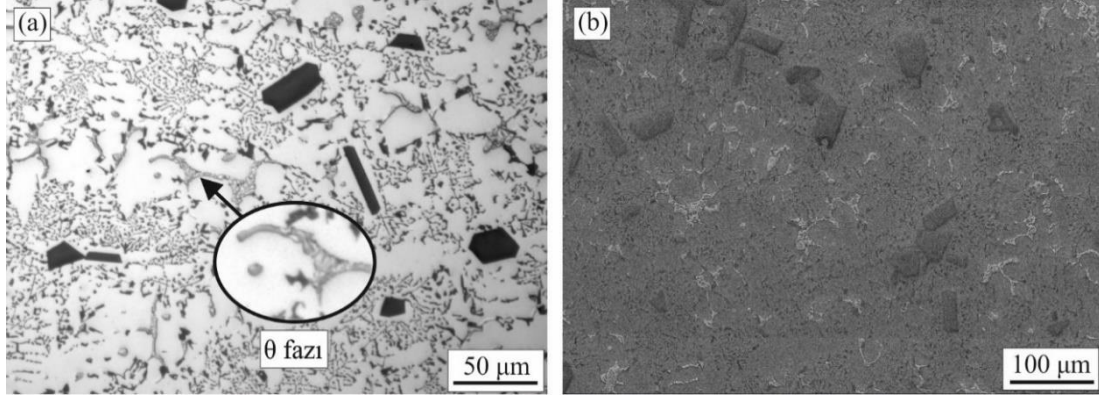
Alaşım	Kimyasal Bileşim Oranı (% ağırlık)				
	Al	Si	Cu	Mg	Diğer (Fe, Mn, Ni, Sn)
Al-17Si	Kalan	17,3	---	---	0,20
Al-17Si-4Cu	Kalan	16,7	3,9	---	0,20
Al-17Si-4Cu-0.6Mg	Kalan	16,8	4,2	0,64	0,20

Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0.6Mg alaşımlarının içyapısını gösteren optik mikroskop ve SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 2, 3 ve 4’de verilmiştir. Al-17Si alaşımının içyapısının alüminyumca zengin α , ötektik Al-Si, primer silisyum ve β fazlarından oluştuğu görülmüştür. Ötektik silisyum parçacıklarının ince ve uzun, primer silisyum parçacıklarının ise değişik geometrilerde iri ve köşeli bir yapıda oldukları görülmektedir.

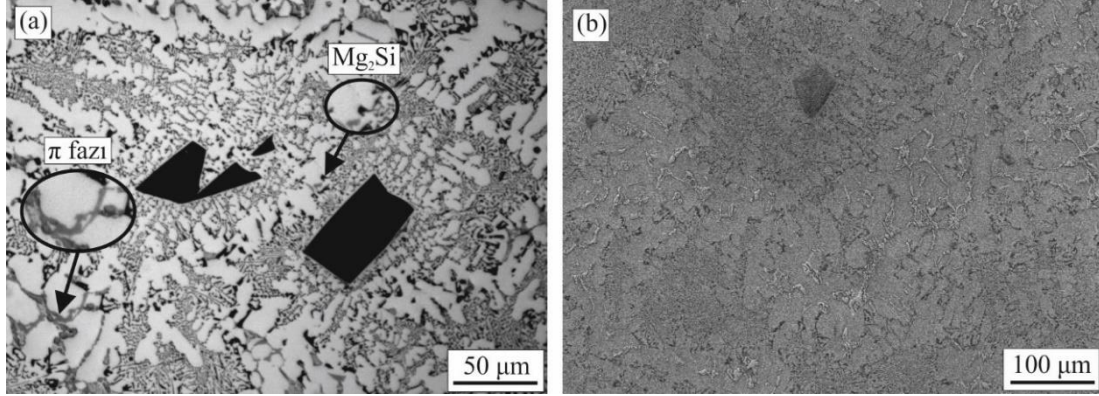
Al-17Si alaşımına %4 oranında bakır katılması durumunda içyapıdaki alüminyumca zengin α fazının belirgin bir dendiritik şekil aldığı, ötektik silisyum parçacıklarının incelendiği ve dendiritler arası bölgelerde bakırca zengin θ (CuAl_2) fazının oluştuğu gözlemlendi. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının metalografik yapısının genel olarak Al-17Si-4Cu alaşımınıninkinden çok farklı olmadığı, ancak magnezyum katkısıyla α dendiritleri ile ötektik faz arasındaki sınırlarda Mg_2Si bileşiğinin oluştuğu ve β fazının π fazına dönüştüğü belirlendi.



Şekil 2. Al-17Si alaşımının içyapısının (a) optik mikroskop görüntüsü (b) SEM görüntüsü



Şekil 3. Al-17Si-4Cu alaşımasının iç yapısının (a) optik mikroskop görüntüsü (b) SEM görüntüsü



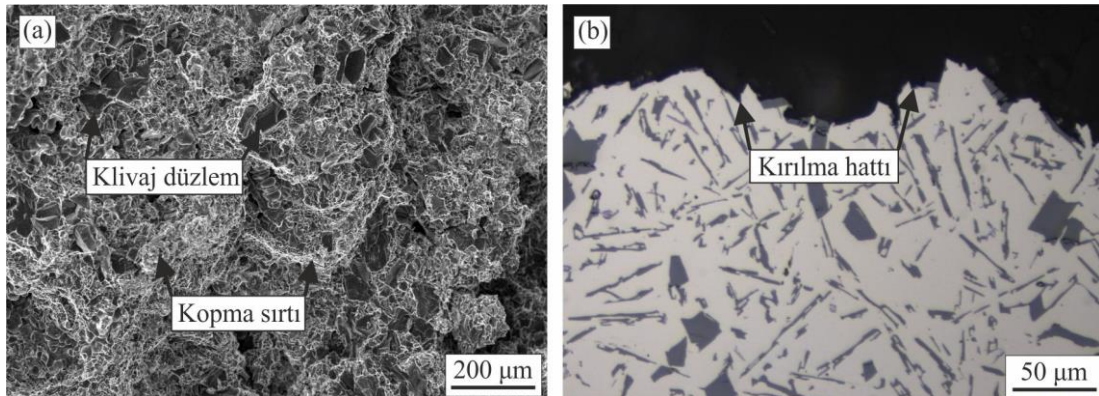
Şekil 4. Al-17Si-4Cu-0.6Mg alaşımasının iç yapısının (a) optik mikroskop görüntüsü (b) SEM görüntüsü

İncelenen alaşımların yoğunluk, sertlik, akma, çekme dayanımları ve kopma uzaması değerleri Tablo 2’de verilmiştir. Bu tabloda Al-17Si alaşımasının yoğunluğunun bakır katkısı ile arttığı, Al-17Si-4Cu alaşımına %0,6 oranında magnezyum katılması durumunda ise belirgin bir değişikliğin olmadığı görülmektedir. İkili Al-17Si alaşımına %4 oranında bakır katılması durumunda sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerinin arttığı, kopma uzaması değerinin ise bir miktar düştüğü görülmektedir. Üçlü Al-17Si-4Cu alaşımına %0,6 oranında magnezyum katılması durumunda ise söz konusu alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımını değerlerini arttırdığı, kopma uzaması değerinde ise az da olsa bir düşme olduğu gözlemlendi (Tablo 2).

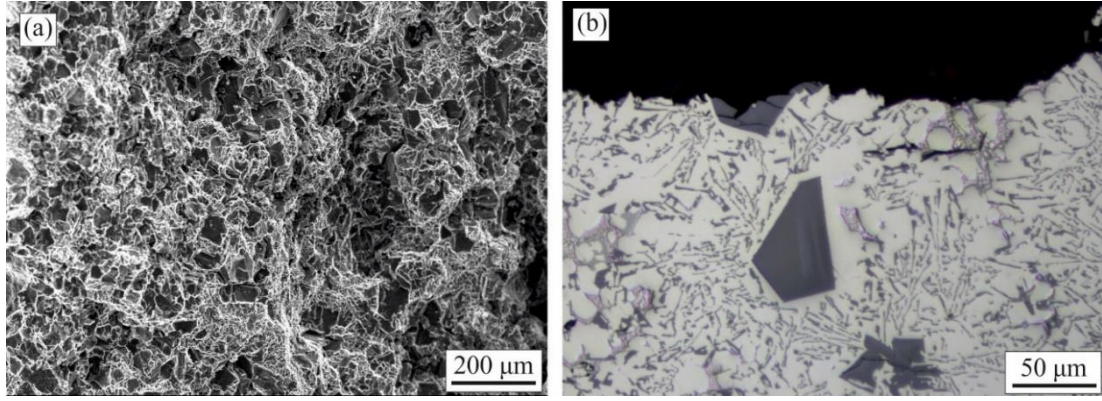
Tablo 2. İncelenen alaşımların mekanik özellikleri

Alaşım	Yoğunluk ($gr \times mm^{-3}$)	Sertlik (BSD)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
Al-17Si	2,56	54±1	94±2	128±2	2,1
Al-17Si-4Cu	2,69	86±1	143±2	154±2	0,9
Al-17Si-4Cu-0.6Mg	2,72	102±1	146±2	160±2	0,8

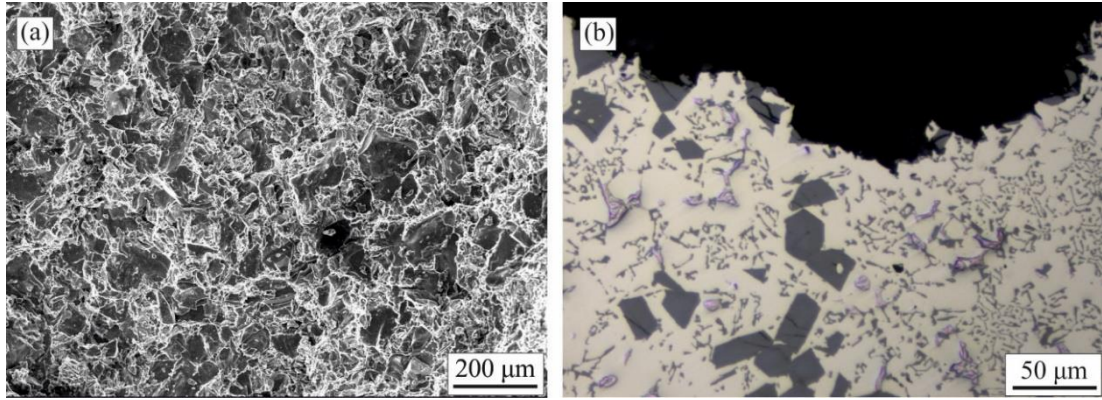
Üretilen alaşımların çekme deney numunelerinin kırılma yüzeylerini ve yüzey altı kesitlerini gösteren SEM fotoğrafları Şekil 5-7’de verilmiştir. Yüzey fotoğrafları (Şekil 5-7) kırılma yüzeylerinde, çekme yönünde uzamış kopma sırtları oluştuğunu, bu sırtların arasında geniş ve düz yüzeylerin yer aldığını göstermektedir. Yüzey altı fotoğraflarında ise kırılma hattının (çatlağının) alaşımlarda özellikle dendirit sınırlarını takip ederek ilerlediğini göstermektedir.



Şekil 5. Al-17Si alaşımasının (a) kırılma yüzeyinin SEM ve (b) kırılma yüzey altı kesitinin optik görüntüsü

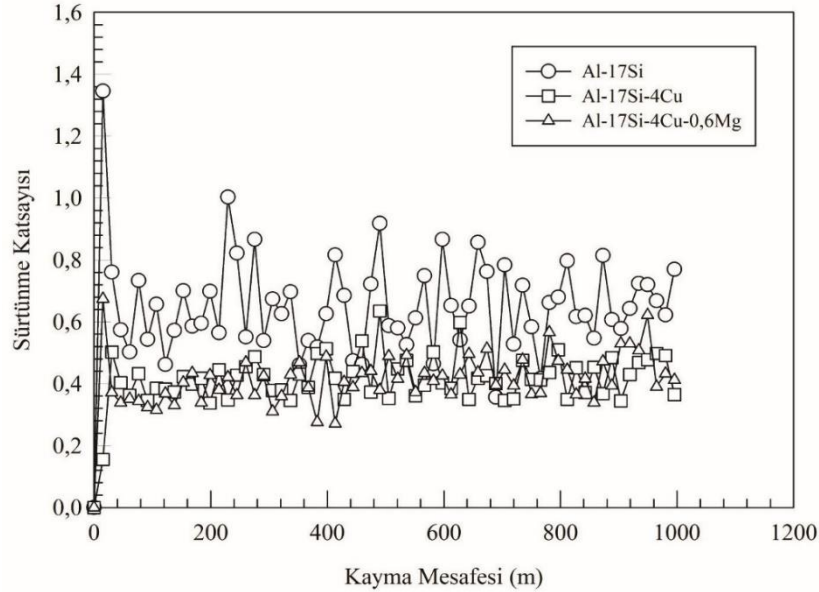


Şekil 6. Al-17Si-4Cu alaşımının (a) kırılma yüzeyinin SEM ve (b) kırılma yüzeyi altı kesitinin optik görüntüsü

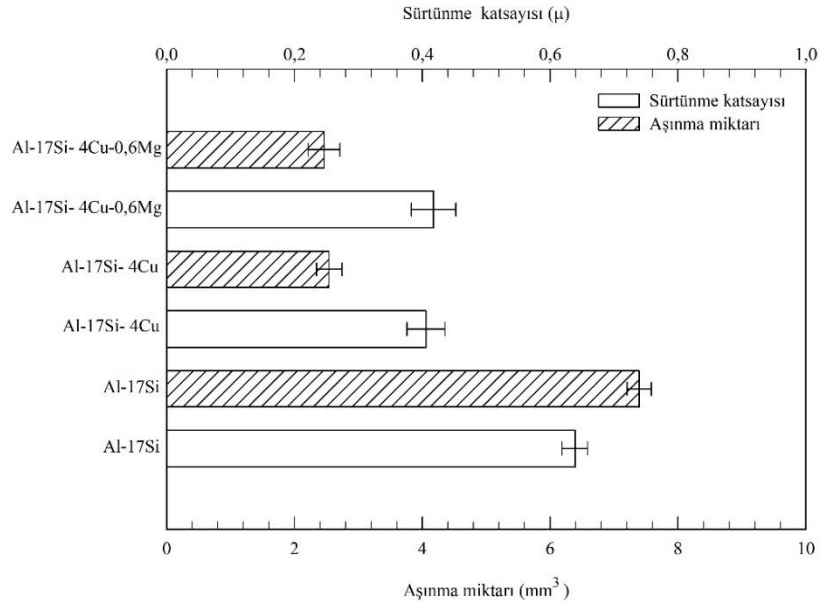


Şekil 7. Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının (a) kırılma yüzeyinin SEM ve (b) kırılma yüzeyi altı kesitinin optik görüntüsü

Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme ve aşınma deneyleri boyunca sürtünme katsayılarının yola göre değişimini gösteren eğriler Şekil 8’de, deneyler sonunda hesaplanan ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma kaybı değerleri Şekil 9’da verilmiştir. Bu tablodan da görüleceği gibi Al-17Si alaşımına bakır ve magnezyum katılması alaşımların hem sürtünme katsayısını hem de aşınma nedeniyle meydana gelen hacim kaybı değerlerini azaltmaktadır.

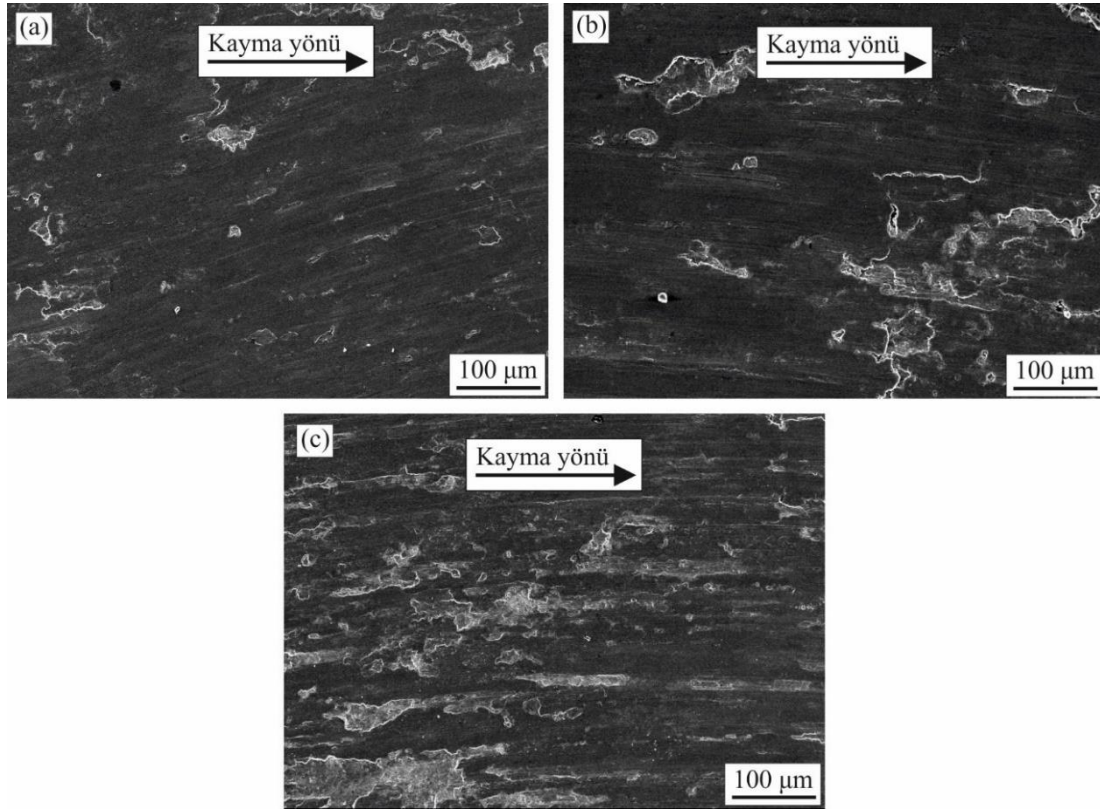


Şekil 8. Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının sürtünme katsayısının yola göre değişimini gösteren eğriler



Şekil 9. Alaşımların sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı değerlerini gösteren çubuk diyagram

Üretilen alaşımlara ait deney numunelerinin aşınan yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 10' da verilmiştir. Bu fotoğraflar numunelerin aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının, ince çiziklerin ve soyulmaların oluştuğunu göstermektedir. Yüzeyde oluşan sıvama tabakasının ikili Al-17Si alaşımında en yüksek olduğu, bakır ve magnezyum katkıları ile birlikte sıvama tabakalarının azaldığı görülmüştür.



Şekil 10. (a) Al-17Si, (b) Al-17Si-4Cu ve (c) Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımının aşınma yüzeyinin SEM görüntüsü

4. Tartışma

İkili Al-17Si alaşımının içyapısının primer silisyum, ötektik Al-12Si, alüminyumca çok zengin α (dendirit) ve β (Al-Fe-Si) fazlarından oluştuğu gözlemlendi (Şekil 2). Primer silisyum parçacıklarının iri (kaba) ve köşeli, ötektik faz içerisindeki silisyum parçacıklarının ise ince ve uzun bir yapıya sahip oldukları görüldü (Şekil 2). Bu içyapının oluşumu ikili Al-Si faz diyagramına (ASM Handbook, 1990) ve söz konusu alaşımın katılma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki; Al-17Si alaşımı ötektik bileşimden (ağırlıkça %12,6Si) 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 katılmaktadır. Silisyum katıldıkça sıvı metal içerisindeki silisyum oranı azalır, alüminyum oranı artmaktadır. Bu durum henüz

katılaşmamış olan metaldeki silisyum oranı ötektik bileşim 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.

Al-17Si alaşımına % 4 oranında bakır ilavesi yapıldığında içyapıda bakırca zengin θ (CuAl_2) fazının oluştuğu gözlemlendi (Şekil 3). Bu gözlemler bakırın alüminyum içerisindeki çözünürlüğüne dayandırılarak açıklanabilir. İkili Al-Cu denge diyagramına (ASM Handbook, 1990) göre bakırın α -alüminyum fazı içerisinde oda sıcaklığında düşük oranlarda çözüldüğü bilinmektedir. Bakır katkı oranının çözünürlük limitini aşması durumunda fazlalık bakırın alüminyum ile reaksiyona girerek θ (CuAl_2) fazını oluşturduğu anlaşılmaktadır. Söz konusu θ (CuAl_2) fazının alüminyumca zengin α dendirit sınırlarında yer aldığı görülmektedir. θ (CuAl_2) fazının dendirit sınırlarında konumlanması alaşımın soğuma, bir başka deyişle katılma davranışına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki; soğuma sırasında önce ergime sıcaklığı en yüksek olan silisyum sıvı metal içerisinde katılarak primer silisyum fazını oluşturur. Primer silisyum içerisinde gerek alüminyum, gerekse bakırın katı çözünürlüğü oldukça sınırlı olduğundan sıvı metal içerisindeki silisyum oranı azalırken alüminyum ve bakır oranı artar. Soğuma devam edip sıvı metalin sıcaklığı alüminyumun katılma sıcaklığına (yaklaşık 660°C) düştüğünde alüminyum çekirdekleri denge dışı soğuma nedeniyle katılmaya başlar. Soğuma devam ettikçe α çekirdekleri sıvı metalden alüminyum çekip farklı yön ve doğrultularda büyüyerek dendirit haline gelir. Sıcaklığın θ fazının katılma sıcaklığı olan yaklaşık 620°C 'ye düşmesiyle bakırca zengin θ (CuAl_2) fazı katılır. Sıvı metal ile yoğunluk farkından ve en son katılan ötektik fazın kendine özgün bir kimyasal bileşimi olması nedeniyle θ fazı ötektik faz dışına, bir başka deyişle ötektik faz ile daha önce katılmış olan α çekirdeklerine kadar itilir. Sıcaklık ve kimyasal bileşim ötektik noktanın değerlerine (%12,6Si ve 577°C) ulaştığında ötektik faz da katılır ve θ fazı ötektik faz ile dendirit 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 oluştuğu ve ayrıca β (Al-Fe-Si) fazının form değiştirerek π (Al-Mg-Fe-Si) fazına dönüştüğü görüldü (Şekil 4). 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. 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 olur. Hacim serbest enerjisi sıvının katıya dönüşümü sırasında açığa çıkar, yüzey serbest enerjisi ise katılma sırasında yeni katı yüzeylerin oluşması için gerekir. Bu durum aşırı doymuş bir çözelti içerisinde küresel bir çekirdeğin oluşumu için gerekli olan serbest enerji değişimi toplamı $\Delta G_T = 4/3 \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma$ bağıntısı ile verilmektedir (Jreidini vd., 2018). Söz konusu bağıntıda yer alan ΔG_v 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 azalacaktır. Mg katkılarının Al-Si alaşımlarında katı sıvı ara yüzey gerilimini dolayısıyla yüzey serbest enerjisini azaltıcı etkisi olduğu bilinmektedir (Li vd., 2017). Bu nedenle katı-sıvı ara yüzeyin meydana gelmesi için gerekli olan enerji miktarının düşmesine yol açarak ötektik yapının modifiye olmasını sağlamış olabilir. Ayrıca üçlü ötektik dönüşüm sıcaklığının (Sıvı \rightarrow Al + Si + Mg_2Si) ikili ötektik dönüşüm sıcaklığından (Sıvı \rightarrow Al + Si) daha düşük olması da çekirdeklenmenin daha kolay olmasına ve ötektik parçacıkların küçülmesine sebep olmuş olabilir.

Al-17Si alaşımına bakır katılması (ağırlıkça %4) durumunda alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerinin sırasıyla %59, 52 ve 20 oranlarında arttığı, kopma uzaması değerinin ise %57 oranında azaldığı görüldü (Tablo 2). Sertlik ve mukavemet değerlerindeki artışın hem bakırın alüminyum içerisinde çözünmesiyle oluşan katı çözelti hem de bakırın alüminyum ile tepkimeye girerek oluşumuna yol açtığı θ fazının neden olduğu ikinci faz sertleştirme mekanizmalarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Katı çözelti oluşumunda çözen alüminyumun kafes yapısı içerisinde çözünen bakır atomları boyut farklılığından dolayı kafeste çarpılmaları neden olduğu, bu çarpılmaların neden olduğu iç gerilmelerin de dislokasyon hareketini zorlaştırma ve/veya engelleme suretiyle sertlik ve mukavemete artışa yol açtığı düşünülmektedir (Savaşkan, 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, 2009). Bakır katısının Al-17Si alaşımının kopma uzaması değerinde neden olduğu azalma θ fazının kırılma sırasında çatlak yolunu azaltıp kırılmayı kolaylaştırmasından kaynaklanmış olabilir. Zira kırılma yüzey altı fotoğraflarında çatlakların dendirit sınırını dolandırmadan θ fazı üzerinden daha az yol alarak ilerlediği görülmektedir (Şekil 5b, 6b ve 7b).

Al-17Si-4Cu alaşımına %0,6 oranında magnezyum katılması durumunda oluşan dörtlü alaşımın sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerinin sırasıyla %19, 2 ve 4 oranlarında arttığı, kopma uzaması değerlerinin ise %3 oranında azaldığı belirlendi (Tablo 2). Mukavemet değerlerindeki artışın Mg katısının neden olduğu katı çözelti mekanizması, ikincil faz oluşumu ve dispersiyon sertleşmesi mekanizmalarından kaynaklandığı söylenebilir. Nispeten içyapıda daha sıkı formda yer alan ötektik silisyumun fazlarının arasındaki mesafe azaldıkça dislokasyon hareketleri için gerekli gerilme artmaktadır. Bu durum dispersiyon sertleşmesi mekanizmasında $\tau_a = (2Gb/L)$ formülü ile verilmektedir (Bacon vd., 1973). Burada G kayma modülünü, b Burgers vektörünü ve L partiküller arası mesafeyi ifade etmektedir. Söz konusu mekanizma dislokasyonların hareket edebilmesi ve/veya yenilerinin meydana gelmesi için gerekli olan gerilmenin partiküller arası mesafe azaldıkça artmakta olduğunu göstermektedir. İçyapıda ikincil faz olarak görülen Mg_2Si bileşiği çökme sertleşmesi mekanizması ile α matrisinin kafes düzlemlerini çarpıtarak dislokasyonların hareketini engelleyip mukavemetin ve sertliğin artmasına neden olmuş olabilir. Nispeten sert ve gevrek olduğu bilinen Mg_2Si bileşiğinin alüminyumca zengin dendirit sınırlarında yer alması çatlakların ilerlemesini kolaylaştırarak kopma uzamasının azalmasına sebep olmuş olabilir. Ayrıca klivaj kırılma mekanizmasında kırılma yüzey enerjisi en düşük düzlemlerde meydana

geldiğinden ve Mg katkılarının alaşımın yüzey serbest enerjisini düşürdüğü bilindiğinden (Li vd., 2017) klivaj kırılmayı kolaylaştırarak alaşımın kopma uzamasının azalmasına sebep olmuş olabilir.

Alaşımın çekme deneyi numunelerine ait kırılma yüzeylerinin kopma veya ayrılma sırtları(çanakları) ile klivaj düzlemlerinden oluştuğu görüldü (Şekil 5a, 6a ve 7a). Bilindiği üzere kırılma yüzeylerindeki klivaj düzlemleri gevrek kırılma, sırt veya çanak oluşumları ise sünek kırılma belirtileridir (Salleh vd., 2015). Klivaj kırılma mekanizmasında malzemede kırılma klivaj düzlemleri olarak adlandırılan belirli kristalografik düzlemler boyunca meydana gelmektedir. Klivaj düzlemleri yüzey enerjisi en düşük olan düzlemlerdir. Tek eksenli gerilme halinde klivaj düzlemine dik normal gerilmelerin kritik bir değeri aşması durumunda atom bağlarının kopması sonucu klivaj kırılmaları oluşur. 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 sırt kısımlarını oluşturacak şekilde deformasyon meydana gelmektedir.

Çekme deneyi numunelerinin kırılma yüzey altı fotoğrafları kırılma hattının (çatlağının) içyapıdaki dendirit sınırlarını takip ederek ilerlediğini göstermektedir (Şekil 5b, 6b ve 7b). 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 (Jiao vd., 2019, Jeon vd., 2019). 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. Silisyum parçacıklarının dayanım değerlerinin aşılması sonucu oluşan çatlaklar alüminyumca zengin α fazı sınırları boyunca ilerleyerek kırılmaya sebep olurlar. Ayrıca içyapıda dendiritler arası bölgede toplandıkları görülen nispeten gevrek θ , β , π ve Mg_2Si fazı dendiritler arasındaki bağın zayıflamasına ve söz konusu bölgelerin gevrekleşmesine yol açmaktadır. Bu bölgelerde meydana gelen gerilme yığılması sonrası söz konusu fazların kırılması ya da α fazından ayrılması nedeniyle oluşan çatlakların dendiritler arası bölgeleri takip ederek ilerleyip kırılmaya sebep olduğu düşünülmektedir.

Üretilen alaşımların sürtünme katsayılarının yola göre değişimini veren eğriler Şekil 8'de verilmiştir. Bu eğriler alaşımların sürtünme katsayılarının deneylerin başlangıç aşamasında hızlı bir artış gösterdikten sonra azalarak belli aralıklarda kararlı değerler sergilediğini göstermektedir. Deneylerin başlangıç aşamasında sürtünme katsayılarında gözlenen artış yüzeyler arasındaki pürüzler nedeniyle temas alanının düşük, bu nedenle 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 veya plastik deformasyon sonucu yüzeylerde oluşan plastik deformasyonun sürtünme kuvvetinde yol açtığı değişimlerden kaynaklanmış olabilir.

Üretilen alaşımlarda bakır ve magnezyum katkılarının alaşımların sürtünme katsayısını azalttığı görüldü (Şekil 9). 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 durumu Bowden ve Tabor' un kaynak bağları teorisine göre açıklamak mümkündür. Bu teoriye göre yüzeyler belirli pürüzlülük noktalarında temas halinde bulunmaktadır. Uygulanan yük bu temas noktaları tarafından taşınır. Bu durum Bowden ve Tabor tarafından $W = A \times P_o$ şeklinde ifade edilmiştir (Hutchings & Shipway, 2017). Burada W uygulanan normal yükü, A gerçek temas alanını, P_o akma dayanımını göstermektedir. Temas eden yüzeyler üzerindeki oksit tabakaları arasında bağlar oluşur. Yük uygulandıktan sonra söz konusu temas noktalarında çok yüksek basınçlar meydana gelmesi sonucu söz konusu 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 (Hutchings & Shipway, 2017, Stachowiak & Batchelor, 2005). 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 (Stachowiak & Batchelor, 2005). 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. Sonuç olarak sürtünme kuvveti $F = A \times S = (W \times S) / P_o$ şeklinde yazılabilir. Sürtünme katsayısı ise $\mu = S / P_o$ şeklinde ifade edilebilir (Stachowiak & Batchelor, 2005). Söz konusu formülden görülebileceği üzere sürtünme numunelerinin alaşım elementi katkısı ile artan akma ve çekme dayanımları temas halinde olan noktaların plastik deformasyona olan direncini artırarak oluşacak metalik bağların oranını düşürecektir. Aynı zamanda artan sertlik ile birlikte pürüzlülüklerin yumuşak matris içerisine batması zorlaşacağından sürtünme kuvveti üzerinde olumlu etkisi olacaktır. Her ne kadar artan akma gerilmesi ile birlikte metal-metal kaynak bağlarının kırılması için daha yüksek kesme kuvveti gerekecek ise de sürtünme sırasında oluşan oksit ve/veya sıvama tabakası bu kaynak bağlarının oluşumunu azaltırken artan akma ve çekme dayanımı sayesinde yük taşıma kolaylaşarak sürtünme katsayısının azalması sağlanmış olabilir.

Alaşımın hacim kaybı değerlerinin bakır ve magnezyum katkılarıyla sırasıyla %57 ve 11 oranlarında azaldığı belirlenmiştir (Şekil 9). Adhesif aşınma kanuna göre metallerde meydana gelen hacim kaybının kuru sürtünme durumunda uygulanan yük ile doğru orantılı, alaşımın akma dayanımı ile ters orantılıdır (Halling, 1978, Savaşkan & Hekimoğlu, 2016). Archard'a (Hutchings & Shipway, 2017) göre de hacim kaybının sertlik ile ters orantılı olduğu anlaşılmaktadır. Dolayısıyla mukavemet sertlik arttıkça

hacim kaybının azalması bir başka deyişle aşınma direncinin artması adhesif aşınma kanunu ve Archard eşitliği (Hutchings & Shipway, 2017, Halling, 1978, Savaşkan & Hekimoğlu, 2016) ile uyumludur.

Aşınma yüzeylerinde sıvama tabakalarının, soyulmaların ve çiziklerin oluştuğu gözlemlendi (Şekil 10). Sıvama tabakalarının aşınan özellikle sünekliliği yüksek fazların basınç etkisiyle tekrar yüzeye yapışması, soyulmaların ise sıvanan malzemelerin kırılarak yüzeyden ayrılması sonucunda oluştuğu düşünülmektedir. Aşınma yüzeyindeki çiziklerin ise malzemeden koparak ayrılan ve aşındırıcı bilye ile numune yüzeyi arasında sıkışan sert parçacıkların basınç etkisiyle malzeme yüzeyini kazınması sonucunda oluştuğu söylenebilir.

5. Sonuç

Al-17Si alaşımının içyapısı primer silisyum, ötektik Al-12Si, alüminyumca çok zengin α (dendrit) ve β (Al-Fe-Si) fazlarından meydana gelmektedir. Al-17Si alaşımına % 4 oranında bakır ilavesi yapılması durumunda içyapıda bakırca zengin θ (CuAl_2) fazı oluşmaktadır. Al-17Si-4Cu bakır alaşımına %0,6 Mg katıldığında ise içyapıda üçlü Al-17Si-4Cu alaşımının içyapısında görülen fazlara ilave olarak Mg_2Si fazı oluşmakta ve ayrıca β (Al-Fe-Si) fazı form değiştirerek π (Al-Mg-Fe-Si) fazına dönüşmektedir. Al-17Si alaşımına %4 oranında bakır, Al-17Si-4Cu alaşımına ise %0,6 oranında magnezyum ilave edilmesi bu alaşımların sertlik, akma ve çekme dayanımı değerlerini artırmakta, kopma uzaması değerlerini ise azaltmaktadır. Al-17Si, Al-17Si-4Cu ve Al-17Si-4Cu-0,6Mg alaşımlarının kırılma yüzeyleri kopma veya ayrılma sırtları (çanakları) tarafından çevrilmiş klivaj düzlemlerinden oluşmaktadır. Bu alaşımlarda meydana gelen kırılma ise içyapıdaki dendrit sınırlarını takip ederek ilerlemektedir. Ayrıca bakır ve magnezyum katkıları Al-17Si alaşımının sürtünme katsayısını azaltıp, aşınma direncini artırmaktadır.

Referanslar

ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams. (1990). Novelty, MA: ASM International.

Bacon, D.J., Kocks, U.F., & Scattergood, R.O. (1973). The effect of dislocation self-interaction on the orowan stress. *Philosophical Magazine*, 28(6), 1241-1263. doi: 10.1080/14786437308227997

Campbell, J. (2011). *Complete casting handbook*, Waltham, MA: Elsevier.

Channappagoudar, S., Sannayallappa, N., Desai, V., & 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(9), 962-969. doi:10.3139/146.111270

Davis, J.R. (2001). *Alloying: Understanding the Basics*, Ohio, MA: ASM International.

Di Giovanni, M.T., Mørtzell, E.A., & Saito, T. (2019). Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy. *Materials Today Communications*, 19, 342-348. doi:10.1016/j.mtcomm.2019.02.013

Fatahalla, N., Hafiz, M., & 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 (14), 3555-3564. doi:10.1023/A:1004626425326

Halling, J. (1978). *Principles of Tribology*. London, MA: The Macmillan Press Ltd.

Hiromi, N., & Wu, Y. (2016). Recent progress in eutectic silicon modification of Al-Si alloys. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 36(9), 924-930. doi:10.15980/j.tzzz.2016.09.008

Hutchings, I., & Shipway, P. (2017). *Tribology Friction and Wear of Engineering Materials*. MA: Elsevier

Jeon, J.H., Shin, J.H., & Bae, D.H. (2019). Si phase modification on the elevated temperature mechanical properties of Al-Si hypereutectic alloys. *Materials Science and Engineering A*, 748, 367-370. doi:10.1016/j.msea.2019.01.119

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. (2019). 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. doi:10.1016/j.jmst.2018.12.005

Jreidini, P., Kocher, G., & Provatas, N. (2018). Classical nucleation theory in the phase-field crystal model. *Physical Review E*, 97(4). doi:10.1103/PhysRevE.97.042802

Jorstad, J., & Apelian, D. (2009). Hypereutectic al-si alloys: Practical casting considerations. *International Journal of Metalcasting*, 3(3), 13-36. doi:10.1007/BF03355450

Kaba, M., Donmez, A., Cukur, A., Kurban, A.F., Cubuklusu, H.E., & Birol, Y. (2018). AlSi5Mg0.3 Alloy for the manufacture of automotive wheels. *International Journal of Metal Casting*, 12 (3), 614-624. doi: 10.1007/s40962-017-0191-2

- Kang, N., Coddet, P., Liao, H., Baur, T., & 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
- Kumar, S., & Tewari, S.P. (2018). Metallurgical and Mechanical characterization of A319 Aluminum Alloy Casting Solidified Under Mold Oscillation. *International Journal of Metalcasting*, 12(1), 28-35. doi:10.1007/s40962-017-0135-x
- Lee, S.L., Cheng, Y.C., Chen, W.C., Lee, C.K., & 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(2-3), 2012, 503-509. doi: 10.1016/j.matchemphys.2012.05.015
- Li, Q., Li, B., Li, J., Xia, T., Lan, Y., & 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(4), 823-830. doi: 10.1007/s40962-016-0131-6
- Medrano-Prieto, H.M., Garay-Reyes, C.G., Gómez-Esparza, C.D., Aguilar-Santillán, J., Maldonado-Orozco, M.C., & 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., & Vieregge A. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering A*, 280 (1), 37-49, doi: 10.1016/S0921-5093(99)00653-X
- Prabhudev, M.S., Auradi, V., Venkateswarlu, K., Siddalingswamy, N.H., & 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
- Qi, M., Kang, Y., Qiu, Q., Tang, W., Li, J., & 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
- Salleh, M.S., Omar, M.Z., & 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. doi: 10.1016/j.jallcom.2014.09.152
- Savaşkan, T. (2009). *Malzeme bilgisi ve muayenesi*. Trabzon, MA: Derya Kitabevi.
- Savaşkan, T., & Hekimoğlu, A.P. (2016). Relationships between mechanical and tribological properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys. *International Journal of Materials Research*, 107(7), 646-652. doi: 10.3139/146.111390
- Slattery, B.E., Perry, T., Edrisy, A. (2009). Microstructural evolution of a eutectic Al-Si engine subjected to severe running conditions, *Materials Science and Engineering A*, 512 (1-2), 76-81. doi: 10.1016/j.msea.2009.01.025
- Stachowiak, G.W., & Batchelor, A.W. (2005). *Engineering Tribology 3rd Edition*. MA: Butterworth-Heinemann
- Tiwari, K., Gautam, G., Kumar, N., Mohan, A., & Mohan, S. (2018). Effect of primary silicon refinement on mechanical and wear properties of a hypereutectic Al-Si alloy. *Silicon*, 10(5), 2227-2239. doi: 10.1007/s12633-017-9755-2