

156096

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**SİLİSYUM ORANININ MONOTEKTOİD ESASLI Zn-Al-Cu-Si ALAŞIMLARININ
MEKANİK ve TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Mak. Müh. Osman BİCAN

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
"Makina Yüksek Mühendisi"
Ünvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 09.04.2004

Tezin Savunma Tarihi : 17.06.2004

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Temel SAVAŞKAN

T. Savaşkan

Jüri Üyesi : Prof. Dr. Ragıp ERDÖL

R. Erdöl

Jüri Üyesi : Prof. Dr. Fazlı ARSLAN

F. Arslan

156096

Enstitü Müdürü : Prof. Dr. Yusuf AYVAZ

Y. Ayvaz

Trabzon 2004

ÖNSÖZ

Kaymalı yatak yapımında kullanılan malzemelerin üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip olması, kolaylıkla temin edilebilmeleri ve pahalı olamamaları istenir. Ancak kaymalı yatak yapımında yaygın olarak kullanılan bronz, pirinç ve dökme demir gibi malzemelerin pahalı olması ve tribolojik özelliklerinin çoğu uygulamalar için yetersiz kalması nedeniyle bunların yerine çinko esaslı alaşımlar geliştirilmiştir. Çinko esaslı alaşımların daha da geliştirilmesi ve özelliklerinin iyileştirilmesi için çalışmalar yoğun olarak sürdürülmektedir.

Yapılan çalışmalar monotektoid esaslı Zn-Al-Cu alaşımlarının ötektik ve ötektoid çinko esaslı alaşımlardan daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip olduğunu göstermiştir. Bu nedenle, bu çalışmada silisyum oranının monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisi blok-disk esaslı bir deney düzeneği yardımıyla dökülmüş ve ısı işlem görmüş durumlarda incelenerek elde edilen sonuçlar geleneksel bir yatak malzemesi SAE 660 bronzundan aynı şartlarda elde edilen sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Çalışmanın sonucunda çinko esaslı alaşımların bronzdan daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir.

Bu konunun seçiminde ve çalışmamın her aşamasında beni yönlendirerek bilgisini esirgemeyen, her türlü fedakarlığı ve yardımı gördüğüm Sayın hocam Prof. Dr. Temel SAVAŞKAN'a teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca yardımlarından dolayı Yrd. Doç. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU'na, Yrd. Doç. Dr. Genççağa PÜRÇEK'e, Makina Mühendisi Zeki AZAKLI'ya, Arş. Gör. Dr. Şebnem TURHAL'a, Öğr. Gör. Yasin ALEMDAĞ'a, Öğr. Gör. Ayşegül BEKTAŞOĞLU'na, Arş. Gör. Mete AVCI'ya ve Makina Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgahları laboratuvarında çalışan tüm teknisyenlere teşekkür ederim.

Bu çalışma boyunca maddi ve manevi desteklerini benden esirgemeyen Belit Müh. A.Ş. Muhasebe Müdürü sayın Binnaz DURMUŞ ile sabır ve desteklerinden dolayı sevgili aileme teşekkür ederim.

Osman BİCAN

Trabzon, 2004

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	II
İÇİNDEKİLER.....	III
ÖZET.....	V
SUMMARY.....	VI
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	VII
TABLolar DİZİNİ.....	X
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Çinko Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları.....	3
1.2.1 İkili Zn-Al Faz Diyagramı.....	3
1.2.2 Üçlü Zn-Al-Cu Faz Diyagramı.....	4
1.2.3 Dörtlü Zn-Al-Cu-Si Faz Diyagramı.....	5
1.3 Çinko Esaslı Alaşımların Özellikleri.....	6
1.3.1 Çinko Esaslı Alaşımların Fiziksel Özellikleri.....	6
1.3.2 Çinko Esaslı Alaşımların Mekanik Özellikleri.....	7
1.3.3 Çinko Esaslı Alaşımların Tribolojik Özellikleri.....	8
1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	11
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	13
2.1 Alaşımların Üretimi ve Kimyasal Bileşimlerin Belirlenmesi.....	13
2.2 Alaşımların Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi.....	13
2.3 Alaşımların Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi.....	14
2.4 Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi.....	14
3 BULGULAR.....	19
3.1 Alaşımların Kimyasal Bileşimi.....	19
3.2 Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular.....	19
3.3 Fiziksel ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular.....	28
3.4 Sürtünme ve Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Bulgular.....	33
3.5 Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular.....	42

4	İRDELEME.....	51
5	SONUÇLAR.....	56
6	ÖNERİLER.....	58
7	KAYNAKLAR.....	59
	ÖZGEÇMİŞ.....	64



ÖZET

Bu çalışmada, bir adet üçlü çinko-alüminyum-bakır ve sekiz adet dördü çinko-alüminyum-bakır-silisyum alaşımı kokil döküm yöntemiyle üretildi. Üretilen alaşımların dökülmüş ve ısı işlem (stabilizasyon) görmüş durumlardaki sürtünme ve aşınma davranışları blok-disk esaslı bir deney düzeneği yardımıyla incelendi. Bulunan sonuçlar bu alaşımların iç yapı ve mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklandı ve ayrıca geleneksel bir yatak malzemesi olan SAE 660 bronzundan aynı koşullarda elde edilen bulgularla karşılaştırıldı.

Üretilen üçlü Zn-40Al-2Cu alaşımının iç yapısının alüminyumca zengin α , bunları çevreleyen çinkoca zengin η ve dendritlerarası bölgelerde yer alan bakırca zengin ϵ fazlarından, dördü Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alaşımlarının iç yapılarının ise bu fazlarla birlikte silisyum parçacıklarından oluştuğu gözlemlendi. %2,5 değerinden daha düşük oranlarda silisyum içeren alaşımlardaki silisyum parçacıklarının homojen bir dağılım sergiledikleri, bu değerden daha yüksek oranlarda silisyum içeren alaşımlardaki silisyum parçacıklarının ise hem daha büyük boyutlu (iri) oldukları hem de yapı içerisinde belirli bölgelerde toplanarak mikrosegregasyona yol açtıkları görüldü. Uygulanan stabilizasyon işleminin dendritik yapı üzerinde etkili olmadığı, ancak dendritlerarası bölgelerdeki çinkoca zengin metastabil fazların dönüşümüne yol açtığı gözlemlendi.

İncelemeler sonucunda dördü Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sertlik ve mukavemet değerlerinin artan silisyum oranı ile arttığı, %2,5 oranından sonra ise silisyum oranı arttıkça azaldığı görüldü. Ayrıca söz konusu alaşımların sürtünme katsayısının artan silisyum oranıyla azalarak %1 silisyum oranında en düşük değerini aldığı, bu orandan sonra ise artan silisyum oranı ile arttığı belirlendi. Bu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının da artan silisyum oranı ile azaldığı, ancak %2,5 silisyum oranından sonra artan silisyum oranı ile arttığı gözlemlendi. Uygulanan stabilizasyon işleminin söz konusu alaşımların sertlik, mukavemet ve aşınma direncini olumsuz yönde etkilediği görüldü.

Elde edilen bulguların değerlendirilmesi sonucunda monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının gerek dökülmüş, gerekse stabilize edilmiş durumlarda SAE 660 bronzundan çok daha üstün tribolojik özelliklere sahip olduğu belirlendi.

Anahtar Kelimeler: Monotektoid Esaslı Zn-Al-Cu-Si Alaşımları, Silisyum Oranı, Stabilizasyon, Mekanik Özellikler, Sürtünme, Aşınma ve Triboloji.

SUMMARY

Effect of Silicon Content on the Mechanical and Tribological Properties of Monotectoid Based Zn-Al-Cu-Si Alloys

In this study, one ternary zinc-aluminium-copper and eight quaternary zinc-aluminium-copper-silicon alloys were produced by permanent mould casting. The friction and wear properties of these alloys were investigated in both as-cast and heat treated (stabilized) conditions using a block-on-disc machine. The results obtained from these investigations were explained in terms of microstructure and mechanical properties of the alloys and compared with those obtained from the SAE 660 bronze under the same test conditions.

The microstructure of the ternary Zn-40Al-2Cu alloy was consisted of aluminium-rich α , zinc-rich η and copper-rich ϵ phases and the quaternary Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alloys had a silicon phase in addition to the phases observed in the ternary alloy. The silicon particles showed a homogeneous distribution in the alloys containing up to 2.5%Si, however when the silicon content exceeded this level the silicon particles gave rise to microsegregation by gathering in some areas of the microstructure as separate groups. It was observed that the stabilization treatment had no significant effect on the microstructure of the alloys, but produced fine transformation products in the interdendritic regions.

The hardness and tensile strength of the Zn-Al-Cu-Si alloys increased with increasing silicon content up to 2,5%Si, above which they decreased as the silicon content increased. It was found that the coefficient of friction decreased with increasing silicon content up to 1%Si, however above this level it increased as the silicon content increased. It was also found that the volume loss due to wear of the alloys decreased with increasing silicon content up to 2,5%, above which it increased as the silicon content increased. In addition the hardness, tensile strength and wear resistance of alloys were found to be reduced by the stabilization treatment applied.

As a result of these observations it was concluded that the Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alloys have much superior tribological properties compared to the SAE 660 bronze in both as-cast and heat-treated conditions.

Key words: Monotectoid Based Zn-Al-Cu-Si Alloys, Silicon Content, Stabilization, Mechanical Properties, Friction, Wear and Tribology

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1. İkili çinko-alüminyum faz diyagramı.....	3
Şekil 2. Üçlü Zn-Al-Cu alaşım sisteminin 350°C sıcaklıktaki izotermal kesiti.....	5
Şekil 3. Dörtlü Zn-Al-Cu-Si sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri.....	6
Şekil 4. Blok-disk esaslı aşınma deney düzeneğinin şematik resmi.....	16
Şekil 5. Aşınma deney düzeneğinin fotoğrafı.....	17
Şekil 6. Aşınma deney düzeneğinde numune, numune tutucusu ve diskin yakından görünümü.....	17
Şekil 7. Sürtünme ve aşınma deneylerinde kullanılan numunenin teknik resmi.....	18
Şekil 8. Yük hücresi için kalibrasyon doğrusu.....	18
Şekil 9. Zn-40Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	20
Şekil 10. Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	21
Şekil 11. Zn-40Al-2Cu-2Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	21
Şekil 12. Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	22
Şekil 13. Zn-40Al-2Cu-3Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	22
Şekil 14. Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	23
Şekil 15. Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	23
Şekil 16. Dökülmüş ve stabilize edilmiş durumdaki çinko-alüminyum monotektoid esaslı alaşımlarda bulunan silisyum parçacıklarının boyutunun silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.....	24
Şekil 17. Zn-40Al-2Cu alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	24
Şekil 18. Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	25
Şekil 19. Zn-40Al-2Cu-2Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	25
Şekil 20. Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	26
Şekil 21. Zn-40Al-2Cu-3Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	26
Şekil 22. Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	27
Şekil 23. Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.....	27
Şekil 24. SAE 660 bronzunun dökülmüş durumdaki iç yapısı.....	28

Şekil 25.	Monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımların sertlik değerlerinin stabilizasyon süresine göre değişimini gösteren eğriler.....	29
Şekil 26.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-Si alaşımlarının mekanik özelliklerinin silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.....	31
Şekil 27.	Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-Si alaşımlarının mekanik özelliklerinin silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.....	32
Şekil 28.	Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımları ile SAE 660 bronzunun sürtünme katsayılarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.....	35
Şekil 29.	Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sürtünme katsayılarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.....	36
Şekil 30.	Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımları ile SAE 660 bronzunun çalışma sıcaklıklarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.....	37
Şekil 31.	Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının çalışma sıcaklıklarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.....	38
Şekil 32.	Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımları ile SAE 660 bronzunda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.....	40
Şekil 33.	Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarında aşınma ile meydana gelen hacim kaybının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.....	40
Şekil 34.	Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sürtünme katsayısı ve çalışma sıcaklığı ile bu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının silisyum oranına göre değişimlerini gösteren eğriler.....	41
Şekil 35.	Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sürtünme katsayısı ve çalışma sıcaklığı ile bu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının silisyum oranına göre değişimlerini gösteren eğriler.....	41
Şekil 36.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	42
Şekil 37.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	43
Şekil 38.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	43
Şekil 39.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	44
Şekil 40.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	44

Şekil 41.	Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	45
Şekil 42.	Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	45
Şekil 43.	Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	46
Şekil 44.	Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	46
Şekil 45.	Stabilize edilmiş Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	47
Şekil 46.	SAE 660 bronzuna ait numunenin aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	47
Şekil 47.	Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının kayma doğrultusuna paralel kesitinin SEM fotoğrafı.....	48
Şekil 48.	Dökülmüş durumdaki bulunan Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının kayma doğrultusuna dik kesitinin SEM fotoğrafı.....	49
Şekil 49.	SAE 660 bronzuna ait numunenin kayma doğrultusuna paralel kesitinin SEM fotoğrafı.....	49
Şekil 50.	SAE 660 bronzuna ait numunenin kayma doğrultusuna dik kesitinin SEM fotoğrafı.....	50

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Çinko esaslı bazı alaşımların kimyasal bileşimleri.....	2
Tablo 2. İkili çinko-alüminyum alaşım sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri.....	4
Tablo 3. Zn-Al-Cu alaşım sisteminde meydana gelen katı hal dönüşümleri.....	5
Tablo 4. Çinko esaslı bazı alaşımlar ile geleneksel yatak malzemelerinin fiziksel özellikleri.....	9
Tablo 5. Çinko esaslı bazı ticari alaşımlar ile geleneksel yatak malzemelerinin mekanik özellikleri.....	10
Tablo 6. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri.....	19
Tablo 7. Fiziksel ve mekanik deneylerden elde edilen bulgular.....	30
Tablo 8. Sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutulan alaşımların deney koşullarındaki sürtünme katsayıları ve çalışma sıcaklıkları.....	34
Tablo 9. İncelenen alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kayıpları.....	39

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Uzun süreli inceleme ve araştırma çalışmaları sonucunda geliştirilen çinko esaslı alaşımlar beyaz metal (babbit), bronz, pirinç ve dökme demir gibi geleneksel yatak malzemelerinin yerini almaktadır [1-4]. Bunlardan Zamak 3 ve Zamak 5 olarak adlandırılan alaşımlar ilk kez 1930'lu yıllarda geliştirilerek basınçlı döküm yöntemiyle üretildiler [4-6]. İkinci Dünya savaşında kalay ve bakır temininde karşılaşılan güçlükler nedeniyle, geleneksel yatak malzemeleri yerine çinko esaslı yatak alaşımları geliştirildi [4,7]. Savaşın sona ermesiyle, malzeme temininde karşılaşılan zorlukların ortadan kalkmasıyla tekrar geleneksel yatak malzemeleri kullanılmaya başlandı [8-11]. Buna karşın Avrupa ve Kuzey Amerika'daki bazı firmalar çinko esaslı alaşımları üretmeye ve geliştirmeye devam ettiler [12]. Örneğin bu firmalardan biri olan ILZRO (International Lead-Zinc Organization) tarafından 1960'lı yıllarda %12 ve %16 oranlarında alüminyum içeren ILZRO-12 (ZA12) ve ILZRO-16 alaşımları geliştirildi [12]. Sonraki yıllarda ise NORANDA Araştırma Merkezi tarafından ZA-8 ve ZA-27 olarak adlandırılan ticari alaşımlar geliştirilerek piyasaya sunuldu [13-15]. 1970'li yılların başında Avusturya'da Vöest-Alpina firması tarafından %27-70 Al, %0-5 Cu ve %0-5 Si içeren çinko esaslı alaşımlar geliştirildi [15,16]. Bunlardan %32 Al ve %5 Cu içeren Alzen 305 adlı alaşım halen İngiltere'de yatak malzemesi olarak kullanılmaktadır [17-19]. Ticari ve endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılan çinko esaslı bazı alaşımların kimyasal bileşimleri Tablo 1'de verilmiştir. Ancak son zamanlarda geliştirilen monotektoid esaslı Zn-Al-Cu alaşımlarının ötektik ve ötektoid çinko esaslı alaşımlardan daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip olduğunu göstermiştir [7].

Yapılan araştırma ve geliştirme çalışmaları sonucunda çinko esaslı alaşımların geleneksel malzemelerine göre pek çok üstünlüklere sahip oldukları belirlendi [4,20,21]. Bu üstünlüklerin başında söz konusu alaşımların döküme çok elverişli olmaları, sürtünme katsayılarının düşük olması, yağ kesilmesi durumunda bile üstün aşınma direnci sergilemeleri, sert parçacıkları gömme özelliğine sahip olmaları ve sönümlenme kapasitelerinin yüksek olması dolayısıyla sessiz çalışmaları ve üretim maliyetlerinin düşük olması gelmektedir. Bu üstünlüklerin yanı sıra söz konusu alaşımların bazı dezavantajlara

sahip oldukları da bilinmektedir. Bu dezavantajlara örnek olarak söz konusu alaşımların mekanik özelliklerinin sıcaklığa duyarlı olması ve ortam sıcaklığı ve bu sıcaklığın hemen üzerindeki sıcaklıklarda meydana gelen boyutsal kararsızlık problemi verilebilir [14,15]. Boyutsal kararsızlık problemi döküm sırasında oluşan metastabil fazların, alaşımların kullanımı sırasında kararlı fazlara dönüşmesinden kaynaklanır [22-24]. Bu problemin alaşımlara yeni alaşım elementleri katmak ve/veya ısı işlem uygulamak suretiyle büyük ölçüde giderilebileceği görülmüş ve bu nedenle bu alaşımlara bakır yerine silisyum katılması yoluna gidilmiştir. Ancak silisyum katkısının bu alaşımların aşınma direncini büyük ölçüde artırırken, mukavemet değerlerini bakır kadar arttırmadığı görülmüştür [1,3,4,22-25].

Çinko-alüminyum-bakır ve çinko-alüminyum-silisyum alaşımlarından imal edilen kaymalı yataklar daha çok düşük hız ve aşırı yüklemenin söz konusu olduğu uygulamalarda kullanılmaktadır [26,27]. Örneğin taş kırma makinası yatakları, biyel kolu yatakları, torna tezgahı yatakları, tekstil ve tarım makinaları yatakları çinko esaslı alaşımlardan üretilmektedir [26,27]. Ancak bu alaşımların kaymalı yatak yapımından başka kullanım alanları da vardır. Örneğin bu alaşımlar dişli kutusu kapakları, motor ayakları, karbüratör parçaları olan gaz ve hava kelekleri, silindir kapakları, hidrolik kaldırma silindirleri, su pompası ve pnömatik sisteme ait elemanların üretiminde de kullanılmaktadır [14,16,25-27].

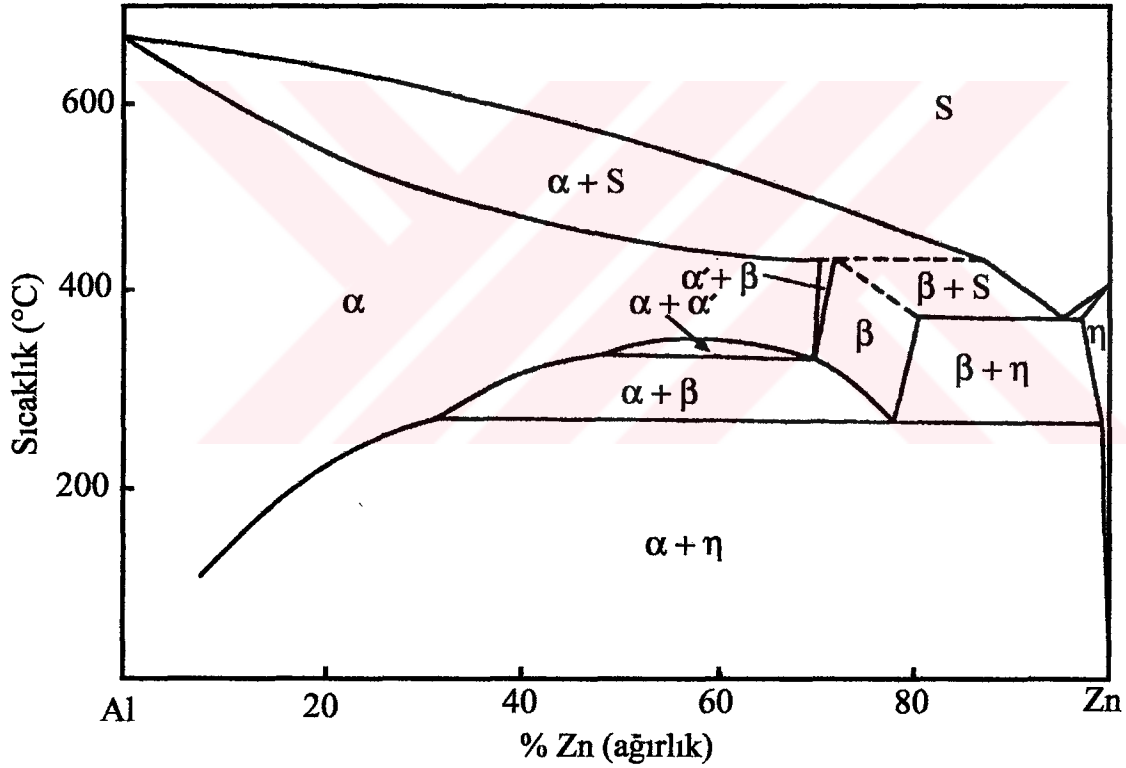
Tablo 1. Çinko esaslı bazı alaşımların kimyasal bileşimleri [25].

Alaşım	Bileşim oranı (% ağırlık)						
	Al	Cu	Mg	Fe	Pb	Ni	Zn
Zamak 3	3,5-4,3	0,25	0,02-0,05	0,1	0,005	-	Kalan
Zamak 5	3,5-4,3	0,75-1,25	0,03-0,08	0,07	0,005	-	Kalan
Zamak 7	3,5-4,3	0,25	0,005-0,02	0,1	0,003	0,005-0,02	Kalan
ZA-8	8,0-8,8	0,8-1,3	0,015-0,03	0,07	0,004	-	Kalan
ZA-12	10,5-11,5	0,5-1,25	0,015-0,03	0,1	0,004	-	Kalan
ZA-27	25,0-28,0	2,0-2,5	0,01-0,02	-	0,004	-	Kalan

1.2. Çinko Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları

1.2.1. İkili Çinko-Alüminyum Faz Diyagramı

İkili çinko-alüminyum faz diyagramı Şekil 1'de verilmiştir. Bu diyagramda yer alan α alüminyumca zengin faz bölgesini, η ise çinkoca zengin faz bölgesini göstermektedir [30]. Bu diyagramda da görüldüğü gibi alüminyum içerisindeki çinko katı çözültüsü %83 Zn oranına kadar uzanarak α , α' ve β olarak adlandırılan değişik faz bölgeleri oluşturmaktadır. Sözü edilen α ve α' fazlarının kafes parametrelerinin birbirine çok yakın olması nedeniyle bu fazlar arasındaki sınır tam olarak belirlenememiştir. Yavaş soğutma sonucunda bu fazlar kararlı çinko ve alüminyum fazlarına dönüşmektedir [13,31].



Şekil 1. İkili çinko-alüminyum faz diyagramı [32].

Zn-Al faz diyagramında 382°C sıcaklık ve %95 Zn oranında ötektik dönüşüm meydana gelmektedir. Ötektik dönüşüm sonucunda yüzey merkezli kübik (YMK) yapıli β ile sıkı düzenli hegzagonal yapıya sahip η fazlarını içeren bir iç yapı oluşmaktadır [33-35]. Ayrıca, alüminyumun η fazı içindeki katı çözünlürlüğü azalan sıcaklıkla azalmakta ve 20°C sıcaklıkta %0,05 Al oranına kadar düşmektedir. Bu diyagramda yer alan β fazı ise 276°C

sıcaklıkta %22 Al oranında meydana gelen ötektoid reaksiyon sonucunda α ve η fazlarına dönüşmektedir [36,37].

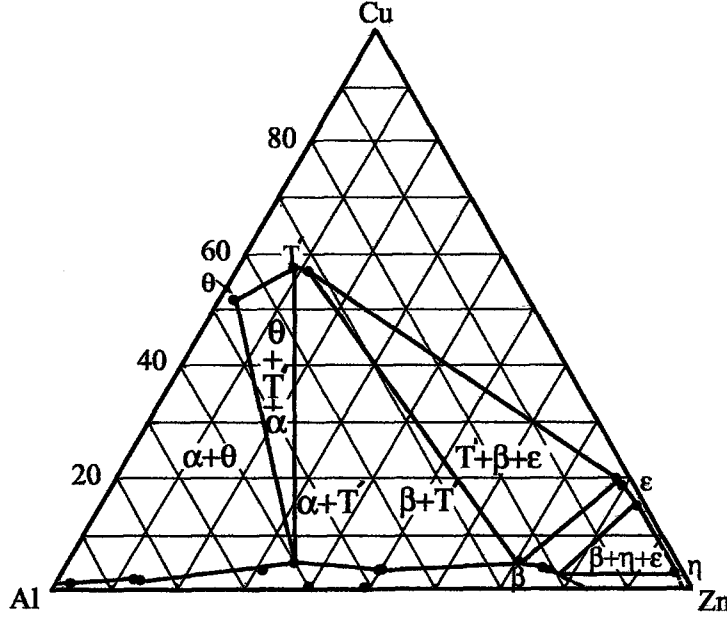
İkili çinko-alüminyum alaşım sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri, kimyasal bileşim oranı ve sıcaklık değerleri ile birlikte Tablo 2’de verilmiştir.

Tablo 2. İkili çinko-alüminyum alaşım sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri [30].

Dönüşüm	Dönüşüm formülü	Dönüşüm noktası	
		Çinko oranı (%)	Sıcaklık (°C)
Ötektik	$S \rightleftharpoons \beta + \eta$	95	382
Ötektoid (I)	$\beta \rightleftharpoons \alpha + \eta$	78	276
(II)	$\alpha/\alpha' \rightleftharpoons \alpha + \beta$	52	340
Peritektik	$\alpha + S \rightleftharpoons \beta$	72	443

1.2.2. Üçlü Zn-Al-Cu Faz Diyagramı

Üçlü Zn-Al-Cu faz diyagramı henüz tam olarak belirlenememiş olmakla birlikte, bu diyagramın bakır oranı düşük olan kısmı Murphy [13] tarafından ayrıntılı olarak incelenmiştir. Zn-Al-Cu faz diyagramının 350°C sıcaklıktaki izotermal kesiti Şekil 2’de, bu sistemde meydana gelen katı hal dönüşümleri de Tablo 3’de verilmiştir. Bu tabloda α alüminyumca zengin fazı, β çinkoca zengin fazı, ϵ kararsız dengeli (metastabil) yapıya sahip olan bakırca zengin fazı ve T’sembolü de kararlı yapıya sahip bakırca zengin fazı göstermektedir [13,34,38].



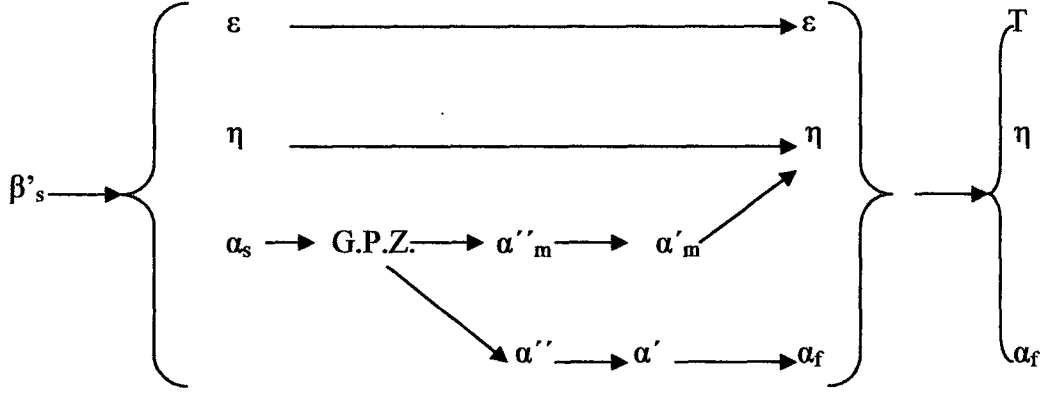
Şekil 2. Üçlü Zn-Al-Cu alaşım sisteminin 350°C sıcaklıktaki izotermal kesiti [13].

Tablo 3. Zn-Al-Cu alaşım sisteminde meydana gelen katı hal dönüşümleri [30].

Dönüşüm	Dönüşüm Sıcaklığı (°C)
$T' + \beta \rightleftharpoons \alpha + \epsilon$	288
$\beta \rightleftharpoons \alpha + \eta$	275
$\beta + \epsilon \rightleftharpoons \alpha + \eta$	276
$\alpha + \epsilon \rightleftharpoons T' + \eta$	268

1.2.3. Dörtlü Zn-Al-Cu-Si Faz Diyagramı

Dörtlü Zn-Al-Cu-Si faz diyagramı henüz tam olarak belirlenememiştir. Ancak bu sistemdeki bazı faz dönüşümleri Zhu ve arkadaşları [39] tarafından incelenmiştir. Silisyumun, çinko-alüminyum matrisi içersindeki çözünürlüğünün çok az olması nedeniyle bu alaşımlarda meydana gelen faz dönüşümlerini belirgin bir şekilde etkilemediği görülmüştür [39]. Çözündürme ve su verme işlemlerinden sonra yaşlandırılan Zn-20Al-3Cu-2Si alaşımında meydana gelen faz dönüşümleri aşağıda verilmiştir [40].



Şekil 3. Dörtlü Zn-Al-Cu-Si sisteminde meydana gelen faz dönüşümleri [39].

Söz konusu dönüşümler sırasında ilk önce G.P.Z. (Guiner-Preston zones) bölgeleri oluşmaktadır. Su verme işlemi sonunda elde edilen α_s fazı yaşlandırma işlemi sırasında Şekil 3'de görüldüğü gibi α''_m , α'_m , α'' , α' geçiş fazlarını oluşturmakta ve bu fazlar da sonunda çinkoca zengin η ve alüminyumca zengin α_f fazlarına dönüşmektedir [40-42].

Silisyum parçacıklarının büyüklük ve alaşım içerisindeki dağılımlarının silisyum oranına bağlı olarak değiştiği bilinmektedir [43]. Nitekim silisyum oranın %2'nin altında olması durumunda silisyum parçacıklarının iç yapıda homojen olarak dağıldıkları, %2'nin üzerine çıkması durumunda ise hem büyüdükleri hem de belirli bölgelerde toplanarak kümeleştikleri görüldü [43].

1.3. Çinko Esaslı Alaşımların Özellikleri

1.3.1. Çinko Esaslı Alaşımlarının Fiziksel Özellikleri

İkili çinko-alüminyum alaşımlarının ergime sıcaklığı ve katılaşma aralığı ilgili faz diyagramında da görüldüğü gibi alüminyum oranına bağlı olarak değişmektedir [14,44]. Alüminyum oranı arttıkça alaşımların katılaşma aralığı daralmakta, ergime noktası ise yükselmektedir [44,45].

Geleneksel yatak alaşımları ile karşılaştırıldıklarında çinko esaslı alaşımların ısı iletkenlik, ısı genleşme ve elektriksel iletkenlik katsayılarının yüksek oldukları görülür. Alaşımların fiziksel özelliklerini gösteren bu katsayılar artan alüminyum oranı ile artmaktadır [46-48]. Ancak bu alaşımların yoğunlukları artan alüminyum oranı ile azalmaktadır. Ayrıca çinko esaslı alaşımların yoğunlukları geleneksel yatak alaşımlarının

yoğunluklarından daha düşüktür [48]. Tablo 4’de çinko esaslı alaşımlar ile geleneksel yatak malzemelerinin bazı fiziksel özellikleri verilmiştir.

1.3.2. Çinko Esaslı Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

İkili çinko-alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin alüminyum oranına çok duyarlı olduğu bilinmektedir [44]. Nitelik yapılan araştırmalar monotektoid bileşime sahip ikili alaşımın gerek ötektik gerekse ötektoid bileşime sahip alaşımlardan çok daha yüksek sertlik ve mukavemete sahip olduğunu göstermiştir [49-51]. Bu durum monotektoid alaşımlarda gerek katılaşma gerekse yaşlandırma sırasında meydana gelen spinodial dönüşüm ile oluşan metastabil geçiş fazlarının α matrisinin kafes yapısını distorsiyona uğratmasından kaynaklanmaktadır [29,49-51]. Ötektoid bileşimdeki alaşımların mukavemet değerlerinin düşük olması ise, bu alaşımların süperplastik özelliklerine dayandırılarak açıklanmaktadır [29]. Ancak ikili çinko-alüminyum alaşımlarının sertlik, mukavemet, korozyon ve aşınma dirençlerinin pek çok uygulama için yeterli olmadığı bilinmektedir. Bu yetersizliği gidermek için bu alaşımlara bakır, silisyum, nikel, magnezyum gibi elementler katılmaktadır [7,38,52]. Yapılan araştırmalar söz konusu alaşımların mekanik ve korozyon özelliklerini iyileştirmede en etkin alaşım elementinin bakır olduğunu göstermiştir [53]. Ayrıca seryum, lantanyum, zirkonyum, titanyum, bor katkılarının da sözü edilen alaşımların mekanik özellikleri iyileştirdikleri bilinmektedir [46-47].

Çinko esaslı alaşımların mekanik özelliklerini iyileştirmek için uygulanan diğer bir yöntem de ısıtma işlemidir. Kararlı iç yapılar elde etmek için dökülmüş durumdaki çinko esaslı alaşımlara stabilizasyon işlemi uygulanmaktadır [26]. Ancak stabilizasyon işlemi bu alaşımların sertlik ve mukavemetini düşürdüğü gibi, dendritik yapılarını ortadan kaldıramamaktadır. Bu nedenle hem homojen ve kararlı bir iç yapı elde etmek hem de sertlik ve mukavemeti artırmak amacıyla söz konusu alaşımlar çözündürme ve su verme işlemlerinden sonra doğal veya yapay olarak yaşlandırılmaktadır [43,49].

Çinko esaslı alaşımların ergime sıcaklığının düşük olması döküm maliyetini düşürmesine karşın, bu alaşımların mekanik özelliklerini sıcaklığa duyarlı hale getirmektedir [48]. Bir başka deyişle sıcaklık arttıkça söz konusu alaşımların sünekliği artmakta, sertlik ve mukavemeti ise düşmektedir [48]. Bu nedenle ZA-8 ve ZA-12 adlı

ticari alaşımların 90°C'den daha dūřık, ZA-27 adlı ticari alaşımın da 120°C'nin altındaki sıcaklıklarda kullanılmaları önerilmektedir [44].

Çinko esaslı alařımların kırılma tokluęu artan alūminyum oranı ile artmaktadır [43-44]. Bu nedenle çinko esaslı ticari alařımlar içerisinde en yūksək darbe direnci alūminyum oranı en yūksək olan ZA-27 alařımından elde edilmiřtir [44]. Tablo 5'de çinko esaslı alařımlar ile bazı geleneksel yatak alařımlarının mekanik özellikleri verilmiřtir.

1.3.3. Çinko Esaslı Alaşımların Tribolojik zellikleri

Yapılan arařtırmalar çinko esaslı alařımların geleneksel kaymalı yatak alařımlarından çok daha ūstūn tribolojik özelliklere sahip olduklarını göstermiřtir [1-3,7,9,22,27,32,38]. Bu durum söz konusu alařımların iç yapıları ile yūzeylerinde oluřan oksit filmlerine dayandırılarak açıklanmaktadır [45]. Bu alařımların iç yapıları alūminyumca zengin bir matris (α fazı) ile dendritlerarası bölgelerde yer alan çinkoca zengin η fazı ve bakırca zengin sert metallerearası bileřikler (ϵ , T' ve θ) ve varsa sert silisyum parçacıklarından oluřmaktadır [1,13,26,30,36,43]. Oldukça yumuřak olan α matrisi kaymayı kolaylařtırırken, sert fazların yūk tařıma görevi yaptıkları bilinmektedir [26]. Bu durum söz konusu alařımların ūstūn tribolojik özelliklerinin būyūk ölçüde bunların ideal i yapılarından kaynaklandığını göstermektedir. Dięer taraftan bu alařımların yūzeylerinde çalıřma sırasında alūminyum ve çinko oksit tabakalarının oluřtuęu ve bunlardan sertlięi yūksək olan alūminyum oksit tabakasının yūk tařıma görevi yaparak ařınma direncini arttırdığı, çinko oksit tabakasının ise özellikle sınır ve karıřık sūrtūnme durumlarında yaęlayıcı gibi davranarak kaymayı kolaylařtırdığı ileri sūrūlmektedir [26]. Gerek iki fazlı ideal bir i yapıya sahip olmaları, gerekse yūzeylerinde oluřan oksit filmlerinin kaymayı kolaylařtırıp ařınma direncini artırması bu alařımları kaymalı yatak uygulamaları için cazip hale getirmektedir.

Monotektoid esaslı alaşımların ötektik ve ötektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Si alaşımlarından çok daha ūstūn tribolojik özelliklere sahip olduğu gözlenmiş ve bu durum bu alaşımların iç yapı ve mekanik özelliklerine dayandırılarak açıklanmıştır [7, 10, 42, 43].

Tablo 4. Çinko esaslı bazı alaşımlar ile geleneksel yatak malzemelerinin fiziksel özellikleri [44].

Alaşım	Fiziksel özellikler					
	Yoğunluk (kg/m ³)	Katılma aralığı (°C)	Isıl genleşme katsayısı (µm/m°C)	Isıl iletkenlik katsayısı (W/m°C)	Elektriksel iletkenlik katsayısı (%IACS)	
Zamak 3	6600	387-381	27,4	113	27	
Zamak 5	6700	386-380	27,4	109	26	
Zamak 7	6600	387-381	27,4	113	27	
ZA-8	6300	404-375	23,3	115	28	
ZA-12	6000	432-377	24,2	116	28	
ZA-27	5000	484-376	26,0	126	30	
SAE-40 pirinci	8500	1010-855	18	72	15	
SAE-660 bronzu	8830	975-855	18	59	12	
Kır dökme demir	7300	1260-1090	11,9	45	6	

Tablo 5. Çinko esaslı bazı ticari alaşımlar ile geleneksel yatak malzemelerinin mekanik özellikleri [44].

Alaşım	Mekanik özellikler							
	Çekme dayanımı (MPa)	Kopma uzaması (%)	Sertlik (BSD)	Yorulma dayanımı (MPa)	Darbe dayanımı (MPa)	Young modülü (GPa)		
Zamak 3	283	10	82	48	58	-		
Zamak 5	331	7	91	56	65	-		
Zamak 7	283	13	80	47	58	-		
ZA-8	221-255	1-2	80-90	103	20	12,4		
ZA-12	310-345	1-3	90-105	103	25	12		
ZA-27	400-440	3-6	110-120	173	47	10,9		
SAE-40 pirinci	255	30	60	76	15	12		
SAE-660 bronz	240	20	65	90	15	11,5		
Kır dökme demir	214	-	210	97	-	13-16,4		

Yapılan çalışmalar gerek Zn-Al-Si alaşımlarının, gerekse bu alaşımlardan imal edilen kaymalı yatakların Alzen 305, SAE 660 bronz ve Zn-Al-Cu alaşımları ile bunlardan imal edilen yataklardan çok daha üstün tribolojik özelliklere sahip olduklarını göstermiştir [38,43,52-54,56]. Silisyum içeren alaşımların üstün aşınma direncine sahip olmaları, bu alaşımların iç yapısında bulunan sert silisyum parçacıkları ve bu parçacıkların yapı içindeki dağılımından kaynaklandığı ileri sürülmektedir [43,56]. Nitekim yumuşak çinko-alyuminyum matrisi içerisinde hemen hemen homojen biçimde dağılmış olan sert silisyum parçacıkları yatağa gelen yükü taşıma görevini üstlenerek aşınmayı azaltmaktadır [54,56]. Ancak söz konusu alaşımların silisyum oranının %2'yi geçmesi durumunda silisyum parçacıklarının büyüdüğü ve yapı içerisinde belirli bölgelerde toplanarak kümeleştikleri görülmüştür [43]. Bu durum söz konusu alaşımların aşınma davranışını olumsuz etkilemektedir. Yapılan başka bir çalışmada %0,05 gibi düşük oranlardaki stronsiyum katkısının bu alaşımlardaki silisyum dağılımını homojen hale getirdiği görülmüştür [56]. Ayrıca magnezyum, mangan ve nikel gibi alaşım elementlerinin de bu alaşımların tribolojik özelliklerini iyileştirdiği yapılan çalışmalar sonucunda görülmüştür [23]. Ancak bu elementlerin çinko esaslı alaşımların tribolojik özelliklerine etkileri yeterince incelenerek ortaya konulamamıştır.

Döküm yönteminin de Zn-Al alaşımlarının tribolojik özellikleri üzerinde etkili olduğu bilinmektedir [57]. Kum döküm yöntemiyle üretilen alaşımların en yüksek aşınma direncine sahip oldukları görülmüştür [57]. Bu yöntemi sırasıyla savurmalı döküm, basınçlı döküm, kokil döküm ve sürekli döküm yöntemleri izlemektedir [57]. Bu durum düşük oranlardaki gözeneklerin söz konusu alaşımların aşınma direncini olumlu yönde etkilemesi gerçeğine dayandırılarak açıklanmaktadır [57].

1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Günümüzde beyaz metal, bronz, pirinç gibi geleneksel yatak malzemelerinin pahalı olması, ayrıca mekanik ve tribolojik özelliklerin pek çok uygulama için elverişli olmaması nedeniyle yeni yatak alaşımları geliştirilmeye çalışılmaktadır. Yapılan çalışmalar çinko esaslı alaşımların geleneksel yatak malzemelerinden daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip olduğunu göstermiştir. Bu üstünlüklerin başında maliyetin düşük olması, sert parçacıkları gömme özelliğine sahip olmaları ve sönümlenme karakteristiklerinin yüksek olması dolayısıyla sessiz çalışmaları gelmektedir.

Monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Si alaşımlarının ötektik ve ötektoid esaslı alaşımlardan çok daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip oldukları bilinmektedir. Söz konusu alaşımlar için en uygun kimyasal bileşim ve ısıtılma işleminin belirlenmesi amacıyla son zamanlarda yapılan çalışmalar sonucunda Zn-40Al-2Cu ve Zn-40Al-2Si alaşımlarının hem dökülmüş hem de ısıtılma işlemi görmüş durumlarda bu sistemde yer alan diğer alaşımlardan çok daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip oldukları görülmüştür. Ancak hem bakır hem de silisyum içeren dörtdü Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri yeterince incelenerek ortaya konulamamıştır. Bu nedenle bu çalışmanın amacı silisyum oranının monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkisini inceleyerek en uygun kimyasal bileşimi belirlemektir.



2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Alaşımın Üretimi ve Kimyasal Bileşimlerin Belirlenmesi

Bu çalışmada bir adet üçlü Zn-Al-Cu, sekiz adet dördü çinko-alüminyum-bakır-silisyum alaşımı kokil döküm yöntemiyle üretildi. Alaşımın üretiminde yüksek saflıkta (%99,99) çinko, ticari saflıkta (%99,7) alüminyum, yüksek saflığa sahip (%99,99) elektrolitik bakır ve Al-12Si (Etial-140) alaşımı kullanıldı. Ergitme işlemi elektrikli bir pota fırını içerisinde gerçekleştirildi. Ergitilen alaşımlar 630°C sıcaklıktan oda sıcaklığında bulunan bir çelik kalıba (kokil) dökülerek katılaştırıldı. Üretilen alaşımlara ait külçelerin bir kısmı dökülmüş, bir kısmı da stabilize edilmiş (kararlı hale getirilmiş) durumlarda incelendi. Stabilizasyon işlemi dökülmüş durumdaki alaşımların 150°C sıcaklıkta 24 saat tavlama ile gerçekleştirildi. Ayrıca, karşılaştırma yapmak amacıyla piyasadan SAE 660 bronzunu temin edilerek bu çalışmada kullanıldı.

Üretilen alaşımların kimyasal bileşimi spektral analiz yöntemiyle belirlendi.

2.2. Alaşımların Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi

Alaşımardan alınan numuneler standart metalografi yöntemiyle hazırlandıktan sonra yaklaşık %5'lik nital (%5 nitrik asit + % 95 etil alkol) içerisinde dağlandı. Bu şekilde hazırlanan metalografik numuneler ışık mikroskopunda incelendi ve iç yapılarını gösteren fotoğraflar çekildi. Ayrıca dördü alaşımlardaki silisyum parçacıklarının boyutu kantitatif metalografi [58] yöntemi ile belirlendi.

Aşınma numunelerinin yüzeyleri ile birlikte kayma doğrultusuna paralel (boyuna) ve dik (enine) kesitleri tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelendi.

2.3. Alaşımın Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

Alaşımın yoğunluğunu belirlemek amacıyla talaşlı işleme hazırlanan numunelerin boyutları $\pm 0,001$ mm hassasiyetine sahip bir mikrometre ile ölçülerek hacimleri hesaplandı. Kütle ölçümlerinde ise $\pm 0,01$ mg hassasiyetine sahip olan terazi kullanıldı. Ölçülen kütle değerleri hacim değerlerine bölünerek numunelerin yoğunlukları bulundu.

Alaşımın sertliği, Rockwell-F sertlik ölçme yöntemiyle 60 kg'lık yük altında 1,6 mm çapında bilya şeklinde uç kullanılarak ölçüldü. Her bir numune üzerinde 7 ölçüm yapılarak elde edilen değerlerin ortalaması alındı.

Çekme deneyleri için 8x40 TS 138 standardına uygun numuneler talaşlı yöntemle üretildi. Üretilen alaşımlar $0,25 \text{ mm.s}^{-1}$ 'lik sabit çene hızı veya $5,90 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'lik ortalama deformasyon hızında deneye tabi tutuldu. Her alaşım için 3 çekme numunesi kullanıldı. Elde edilen sonuçların ortalaması alınarak alaşımların çekme dayanımı ve kopma uzaması değerleri belirlendi.

2.4. Alaşımların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi

Üretilen alaşımların sürtünme ve aşınma özelliklerinin belirlenmesi için blok-halka esaslı bir deney düzeneği kullanıldı. Şematik resmi Şekil 4'de verilen deney düzeneği 3 kW gücünde bir elektrik motoru, bir mil, bir disk, bir numune tutucusu, bir yükleme kolu, yağlama sistemi ve sürtünme kuvveti ölçüm devresinden oluşmaktadır. Deney düzeneğinde kullanılan disk bir kaymalı yatak ünitesindeki mili, deney numunesi ise yatağı temsil etmektedir. Çapı 150 mm olan bu disk SAE 4140 çeliğinden imal edilmiş ve ısıl işlemle 55 RSD-C değerine kadar sertleştirilmiştir. Sertleştirme işleminden sonra söz konusu disk $\pm 3 \mu\text{m}$ 'lik bir hassasiyetle taşlanmıştır. Deney düzeneğinin genel görünümünü ve ayrıntılarını gösteren fotoğraflar Şekil 5 ve Şekil 6'da verilmiştir. Sürtünme ve aşınma deneylerinde kullanılan numuneler torna tezgahında iç çapı $149,6 \pm 0,05$ mm olan bir kalıpta işlendi. Bu numunelerin teknik resmi Şekil 7'de verilmiştir.

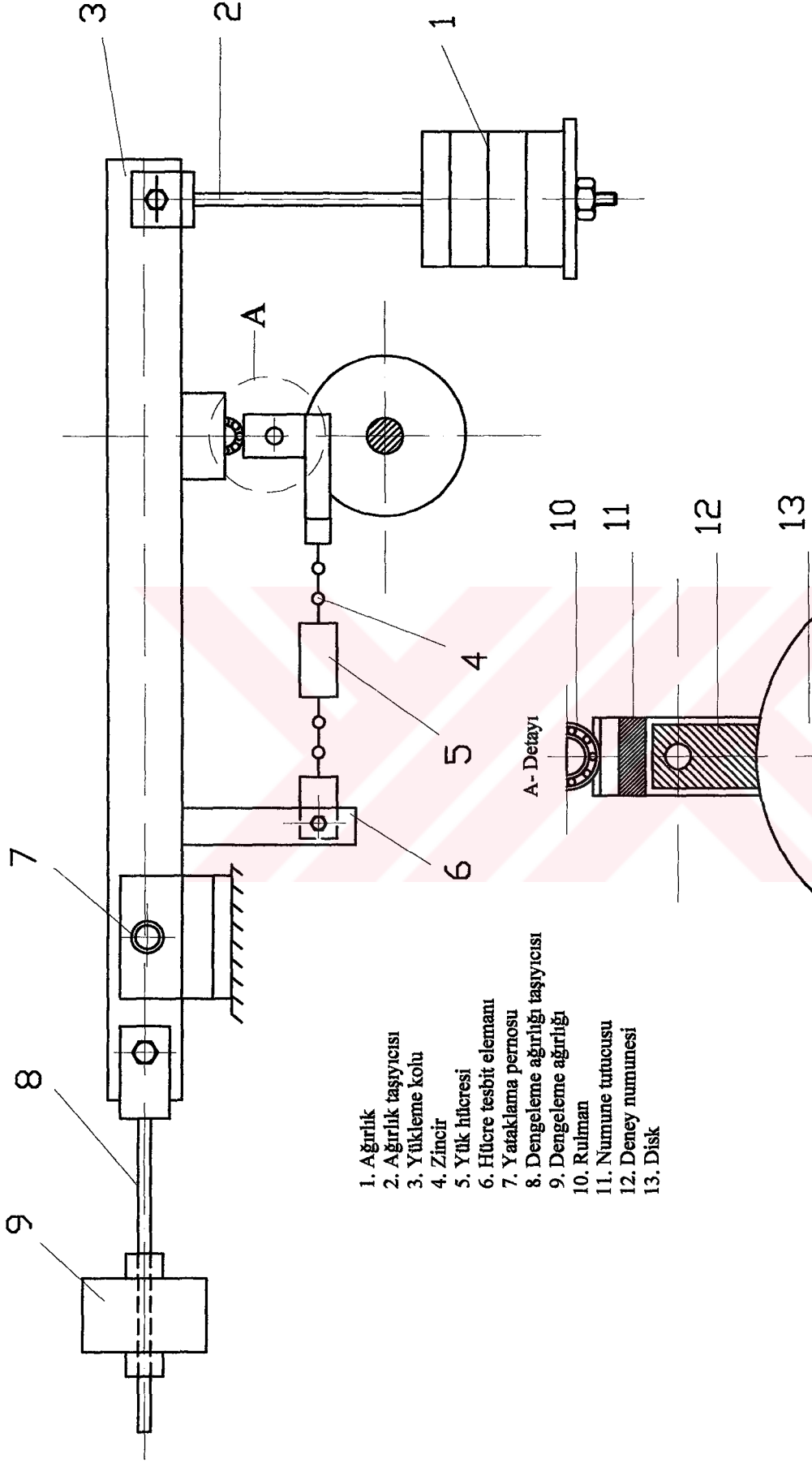
Yükleme, yükleme kolunun ucuna ağırlık asmak suretiyle; yağlama ise yüksek bir yere yerleştirilen depodan ince bir hortum yardımıyla alınan yağın bir debi ayarlayıcısından geçirdikten sonra disk üzerine damlatılmasıyla gerçekleştirildi.

Sürtünme kuvvetini ölçmek için numune tutucusu ile düzenekteki sabit bir mesnet arasına kapasitesi 25 kg olan R-25 tipi bir yük hücresi yerleştirildi. Çalışma sırasında yük

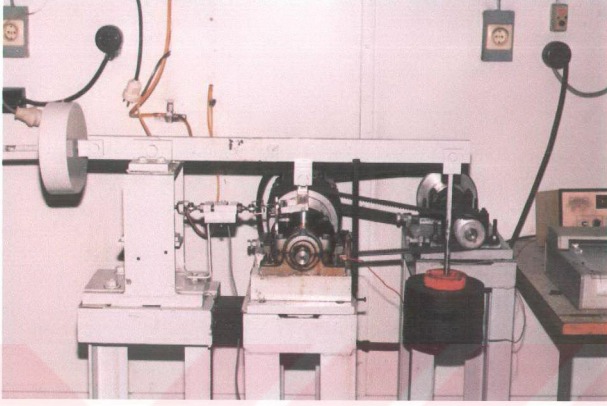
hücrelerinden alınan gerilim bir yükselticide kuvvetlendirildikten sonra bir yazıcıya aktarılarak sürtünme kuvvetine ait gerilimin değişimi sürekli olarak kaydedildi. Sürtünme kuvvetini ölçmek için kullanılan yük hücresinin ucuna belirli ağırlıklar asılarak Şekil 8'de verilen gerilim-sürtünme kuvveti grafiği elde edildi. Ölçülen gerilim değerleri bu grafik yardımıyla sürtünme kuvvetine çevrildi. Sürtünme kuvveti de normal kuvvete bölünerek sürtünme katsayısı bulundu. Sürtünme katsayısı 70 km'lik yola karşılık gelen 10 saatlik bir çalışma süresi boyunca ölçüldü.

Numunelerin sıcaklıkları bakır-nikel termoeleman çifti kullanılarak ölçüldü. Bunun için söz konusu termoeleman çifti numunenin temas yüzeyinden 1,5 mm yukarısında açılan bir deliğe yerleştirildi ve bu elemanlardan alınan gerilim 20 saatlik deney süresi boyunca kaydedildi.

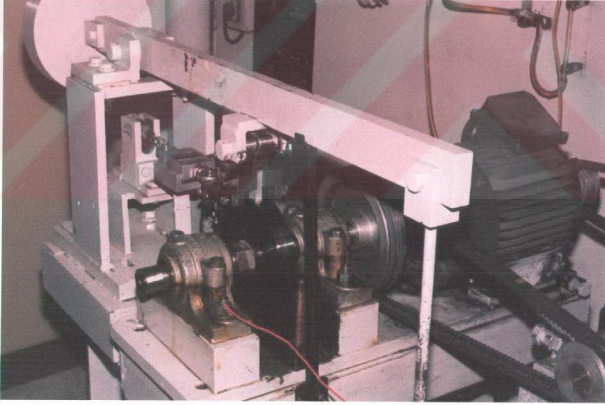
Aşınma deneylerine başlanmadan önce numuneler ultrasonik yöntemle sırasıyla karbontetraklorür (CCl_4) ve alkol-aseton karışımı kullanılarak temizlendi. Temizlenen numunelerin kütleleri 0,01 mg'lık hassasiyete sahip bir terazi ile ölçüldü. Deney numuneleri belirli çalışma süreleri sonunda kimyasal çözücüler içinde temizlenerek tartıldı ve böylece aşınma ile meydana gelen kütle kayıpları ölçüldü. Ölçülen kütle kayıpları alaşımların yoğunluklarına bölünerek aşınma ile meydana gelen hacim kayıpları hesaplandı. Deneyler 980 km'lik yola karşılık gelen 140 saatlik bir süre sonunda tamamlandı. Aşınma deneyleri 6,5 MPa basınç, 245d/dak'lık dönme hızına karşı gelen 1,94 m/s'lik kayma hızı ve 1 cm³'lük sabit yağ debisinde 20W/50 motor yağı kullanılarak gerçekleştirildi.



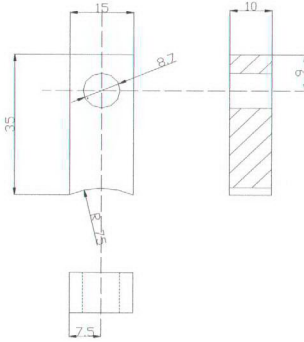
Şekil 4. Blok-disk esaslı aşınma deney düzeneginin şematik resmi.



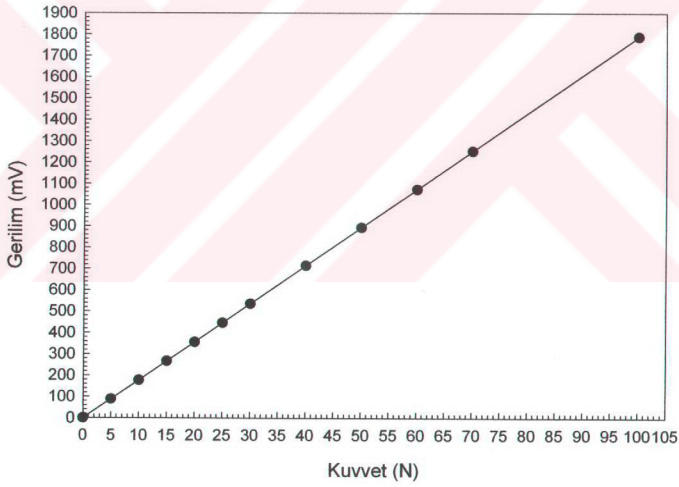
Şekil 5. Aşınma deney düzeneğinin fotoğrafı.



Şekil 6. Aşınma deney düzeneğinde numune, numune tutucusu ve diskin yakından görünümü.



Şekil 7. Sürtünme ve aşınma deneylerinde kullanılan numunenin teknik resmi.



Şekil 8. Yük hücresi için kalibrasyon doğrusu.

3.BULGULAR

3.1. Alaşımın Kimyasal Bileşimi

Üretilen alaşımların kimyasal bileşimi Tablo 6'da verilmiştir.

Tablo 6. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri

Alaşım	Kimyasal bileşim (%)			
	Zn	Al	Cu	Si
Zn-40Al-2Cu	57,7	40,1	2,1	-
Zn-40Al-2Cu-0,5Si	57,4	40,1	1,9	0,5
Zn-40Al-2Cu-1Si	56,8	40,0	2,0	1,1
Zn-40Al-2Cu-1,5Si	56,2	40,0	2,1	1,6
Zn-40Al-2Cu-2Si	56,1	39,8	2,0	2,0
Zn-40Al-2Cu-2,5Si	55,6	39,8	2,0	2,5
Zn-40Al-2Cu-3Si	54,8	40,1	2,1	2,9
Zn-40Al-2Cu-4Si	53,9	40,0	1,9	4,1
Zn-40Al-2Cu-5Si	52,9	40,0	2,0	5,0

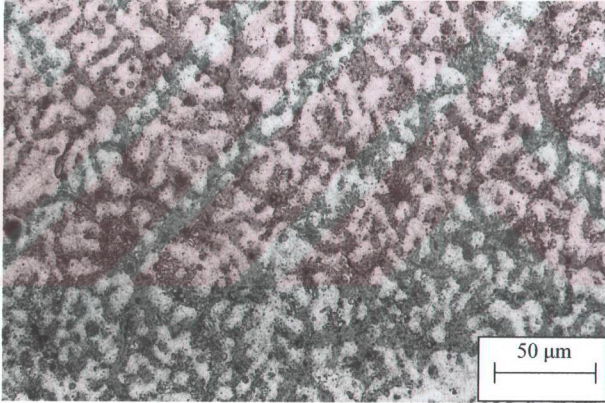
3.2. Yapısal İncelemelerden Elde Edilen Bulgular

Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu alaşımının alüminyumca zengin α -dendritleri ile bunları çevreleyen çinkoca zengin η ve bakırca zengin ϵ fazlarından oluştuğu gözlemlendi, Şekil 9. Silisyum içeren alaşımların iç yapılarında ise α , η ve ϵ fazlarından başka silisyum parçacıklarının bulunduğu görüldü, Şekil 10-15. Silisyum parçacıklarının ortalama boyutunun silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 16'da verilmiştir. Gerek bu eğriler, gerekse iç yapı fotoğrafları silisyum parçacıklarının büyüklük ve dağılım biçimlerinin silisyum oranına bağlı olduğunu ve silisyum oranı arttıkça silisyum parçacıklarının boyutunun genelde büyüdüğünü, ancak %2.5 Si oranından sonra bu

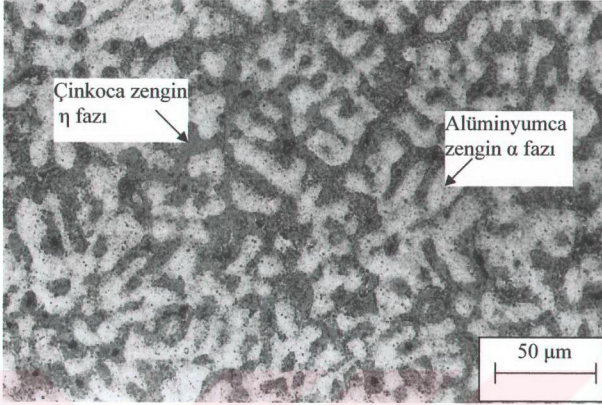
büyümenin hızlandığını göstermektedir. Nitekim % 2,5 oranına kadar silisyum içeren alaşımlardaki silisyum parçacıklarının küçük boyutlu olup homojen bir dağılım sergiledikleri, bu oranın üzerinde silisyum içeren alaşımlardaki silisyum parçacıklarının ise büyük boyutlu olup belirli bölgelerde toplandıkları görülmektedir.

Stabilize edilmiş alaşımların iç yapılarını gösteren fotoğraflar alaşım sırasına göre Şekil 17-23'de verilmiştir. Bu fotoğraflarda görüldüğü gibi uygulanan stabilizasyon işleminin söz konusu alaşımların iç yapılarını belirgin bir şekilde etkilemediği, ancak dendritlerarası bölgelerde çökelti biçiminde ince dönüşüm ürünlerinin oluştuğu gözlemlendi.

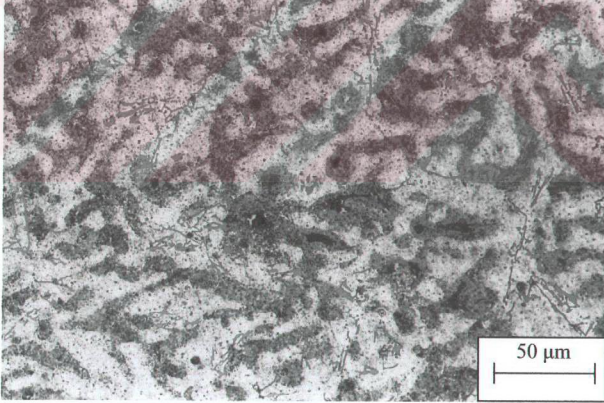
SAE 660 bronzunun iç yapısını gösteren fotoğraf Şekil 24'de verilmiştir. Bu fotoğrafta görüldüğü gibi bu bronzun iç yapısı bakırca zengin α dendritleriyle ötektoid α ve δ fazlarından oluşmaktadır.



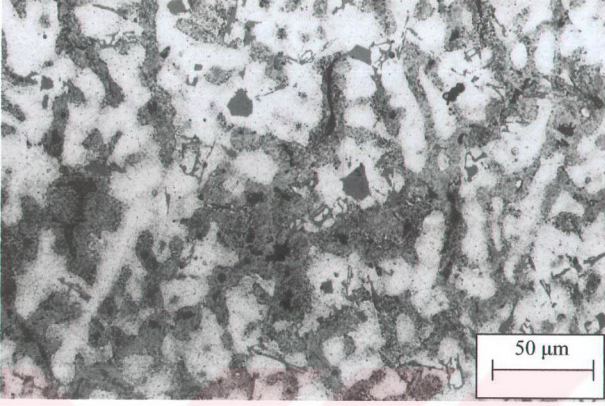
Şekil 9. Zn-40Al-2Cu alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



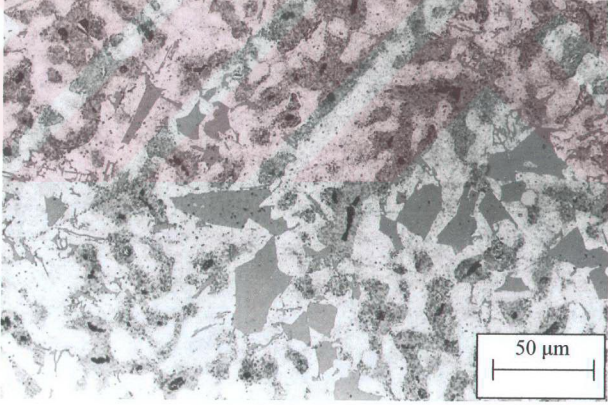
Şekil 10. Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



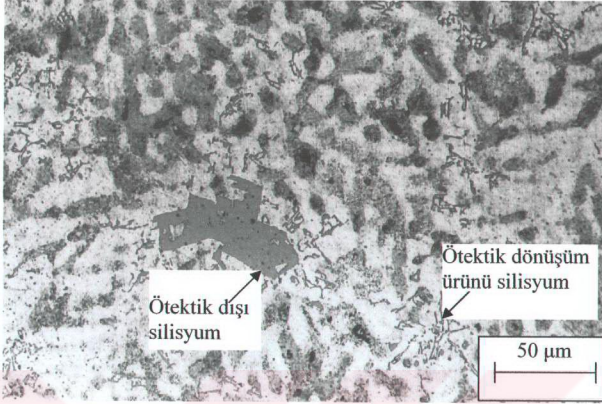
Şekil 11. Zn-40Al-2Cu-2Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



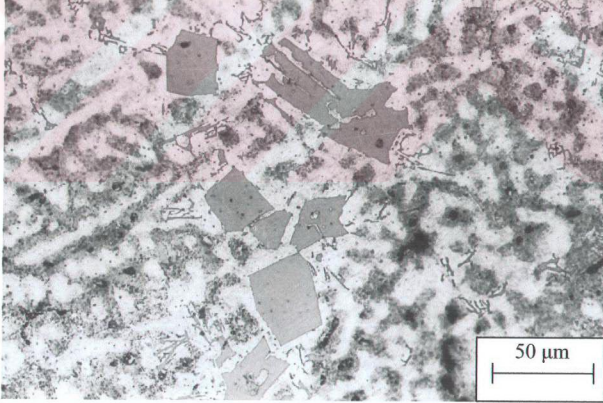
Şekil 12. Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



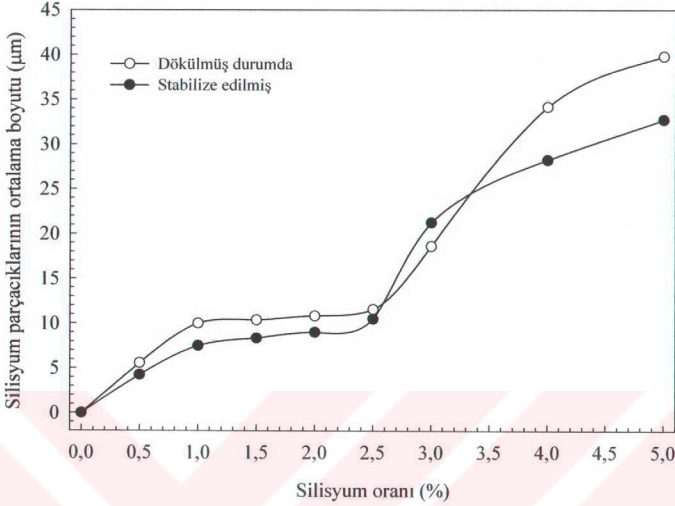
Şekil 13. Zn-40Al-2Cu-3Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



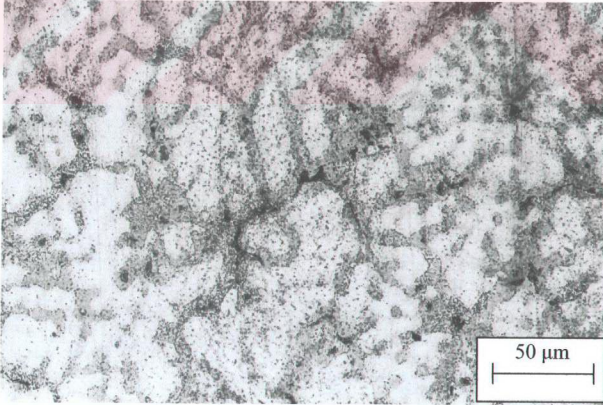
Şekil 14. Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



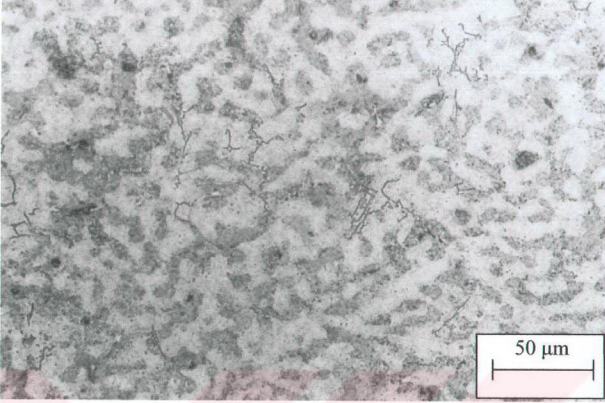
Şekil 15. Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımının dökülmüş durumdaki iç yapısı.



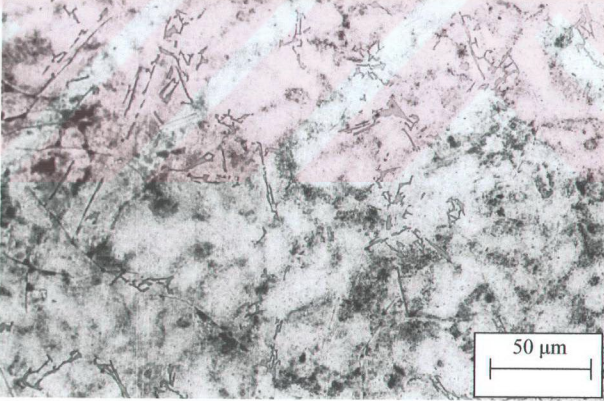
Şekil 16. Dökülmüş ve stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarında bulunan silisyum parçacıklarının boyutunun silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.



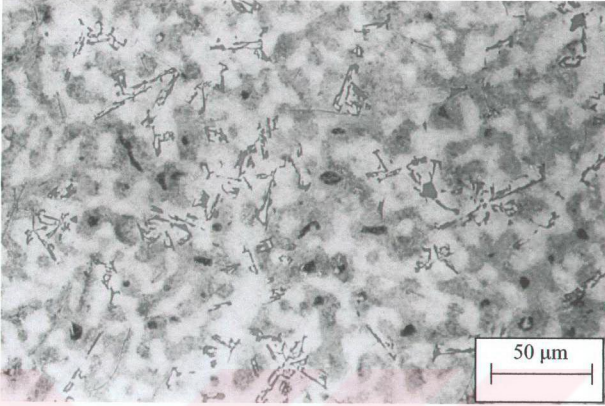
Şekil 17 Zn-40Al-2Cu alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



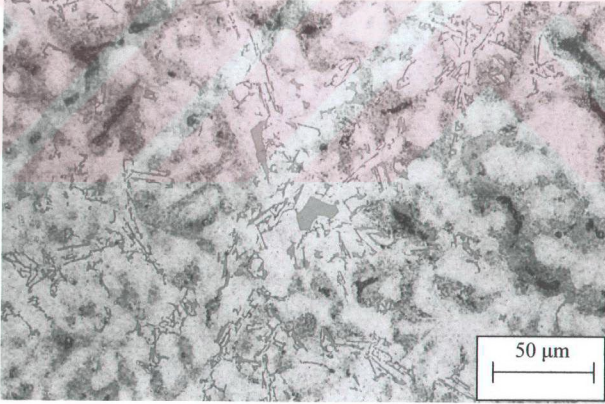
Şekil 18. Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



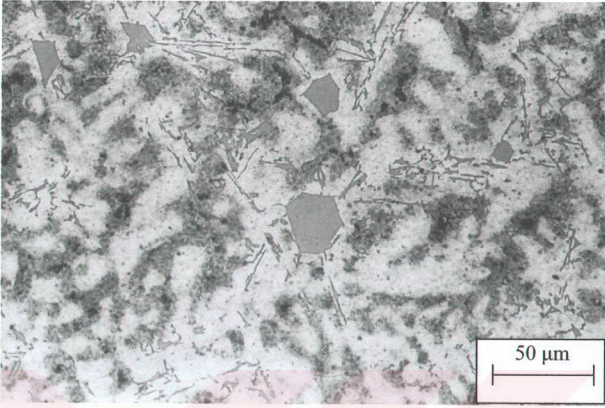
Şekil 19. Zn-40Al-2Cu-2Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



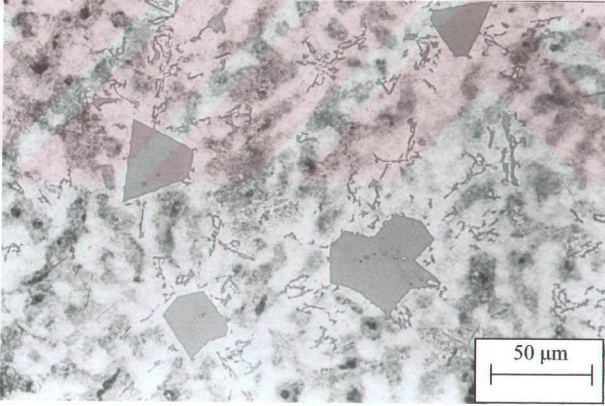
Şekil 20. Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşıımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



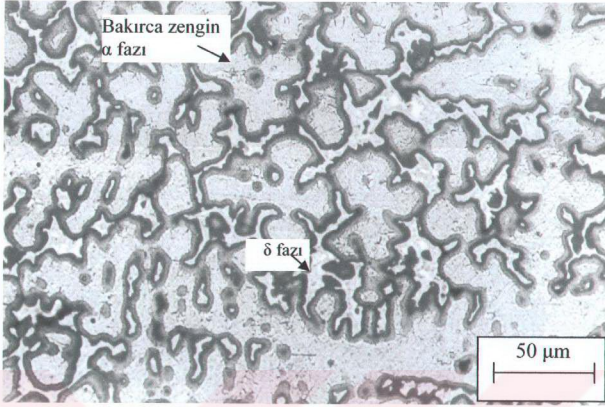
Şekil 21. Zn-40Al-2Cu-3Si alaşıımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



Şekil 22. Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



Şekil 23. Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımının stabilize edilmiş durumdaki iç yapısı.



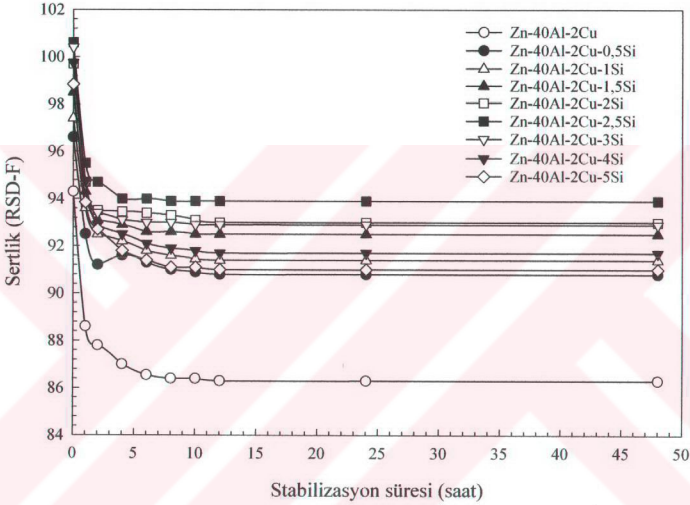
Şekil 24. SAE 660 bronzunun dökülmüş durumdaki iç yapısı.

3.3. Fiziksel ve Mekanik Deneylerden Elde Edilen Bulgular

Alaşımın dökülmüş ve ısıtılmış durumdaki yoğunlukları Tablo 7’de, bu yoğunluk değerlerinin silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler ise sırasıyla Şekil 26 ve Şekil 27’de verilmiştir. Gerek bu tablo, gerekse bu şekillerdeki eğriler söz konusu alaşımların yoğunluğunun artan silisyum oranı ile azaldığını göstermektedir. Alaşımların sertliğinin uygulanan stabilizasyon (tavlama) süresine göre değişimini gösteren eğriler de Şekil 25’de verilmiştir. Bu eğrilerde görüldüğü gibi alaşımların sertliği genelde stabilizasyon işleminin başlangıç aşamasında hızlı bir şekilde azalarak yaklaşık 20 saatlik bir süre sonunda sabit değere ulaşmaktadır.

Alaşımın dökülmüş ve ısıtılmış durumdaki sertlik, mukavemet ve kopma uzaması değerleri Tablo 7’de, bu değerlerin silisyum oranına göre değişimlerini gösteren eğriler ise Şekil 26 ve Şekil 27’de verilmiştir. Bu şekilde ayrıca silisyum parçacıkları arasındaki ortalama mesafenin silisyum oranına göre değişimini gösteren eğri de yer almaktadır. Alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerinin artan silisyum oranıyla artarak %2,5 silisyum oranında en yüksek düzeye ulaştığı, bu orandan sonra ise artan silisyum oranıyla azaldıkları görüldü. Silisyum parçacıkları arasındaki mesafenin silisyum oranına göre değişiminin ise sertlik ve mukavemette meydana gelen değişimlerin tam tersi

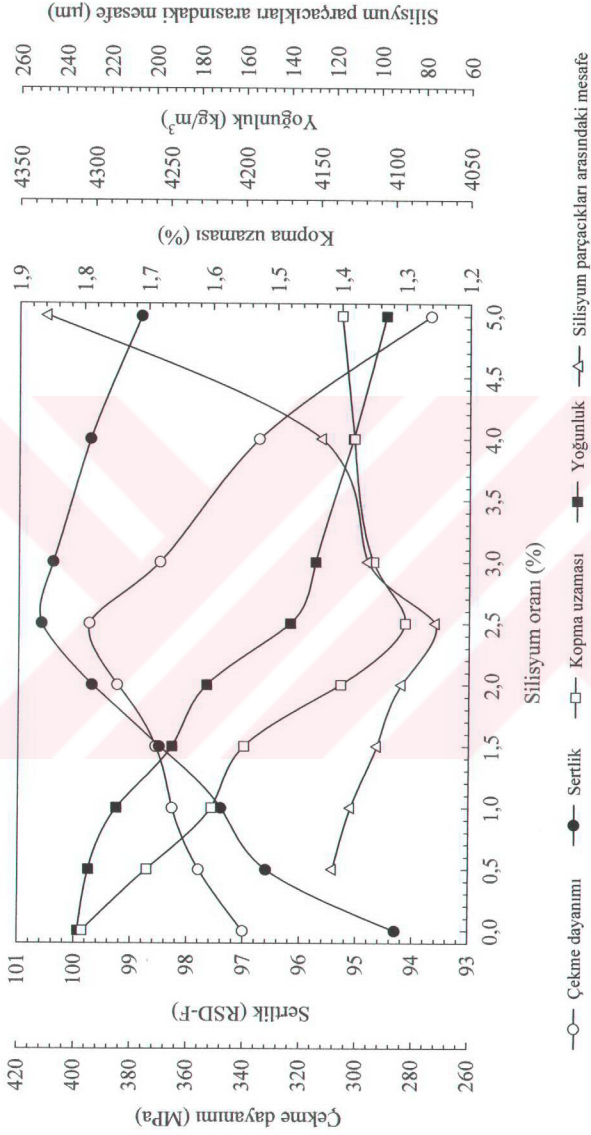
olduğu gözlemlendi. Bir başka deyişle silisyum parçacıkları arasındaki mesafenin silisyum oranı arttıkça azaldığı, %2,5 silisyum oranından sonra ise artan silisyum oranı ile arttığı belirlendi. Alaşımların kopma uzaması değerinin ise sertlik ve mukavemetin tersine artan silisyum oranı ile azaldığı, %2,5 silisyum oranından sonra hemen hemen sabit kaldığı görüldü.



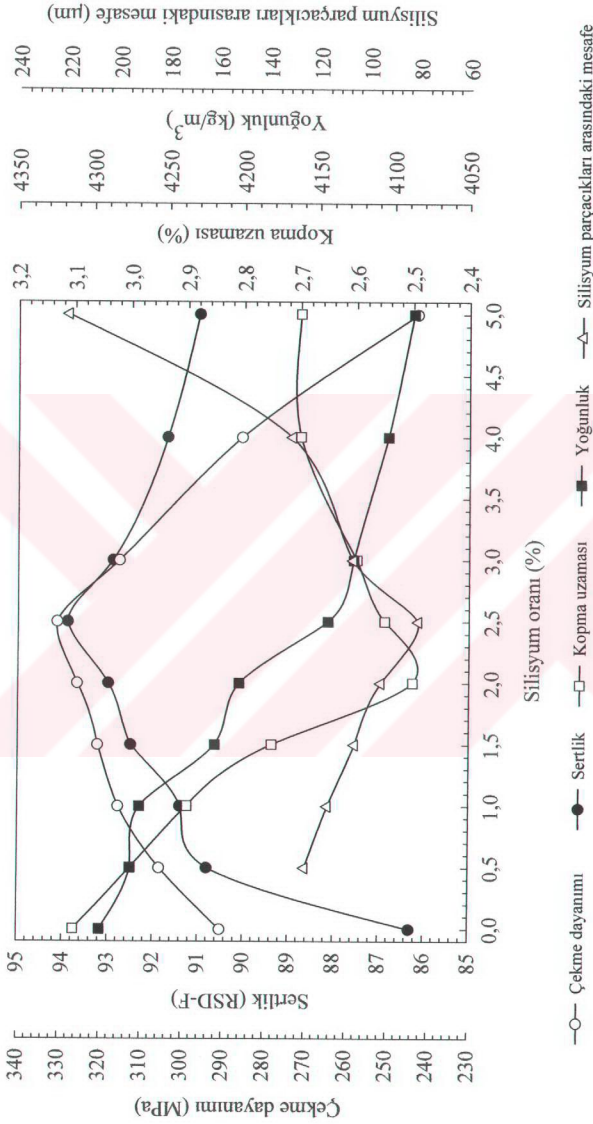
Şekil 25. Monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımların sertlik değerlerinin stabilizasyon süresine göre değişimini gösteren eğriler.

Tablo 7. Fiziksel ve mekanik deneylerden elde edilen bulgular

Alaşım	Isıl işlem durumu	Yoğunluk (kg/m ³)	Sertlik (RSD-F)	Çekme dayanımı (MPa)	Kopma uzaması (%)
Zn-40Al-2Cu	A	4310	94,3	340	1,8
	B	4295	86,3	291	3,1
Zn-40Al-2Cu-0,5Si	A	4303	96,6	356	1,7
	B	4275	90,8	305	3
Zn-40Al-2Cu-1Si	A	4285	97,4	365	1,6
	B	4269	91,4	315	2,9
Zn-40Al-2Cu-1,5Si	A	4248	98,5	371	1,55
	B	4219	92,5	321	2,75
Zn-40Al-2Cu-2Si	A	4225	99,7	385	1,4
	B	4203	93	326	2,5
Zn-40Al-2Cu-2,5Si	A	4170	100,6	395	1,3
	B	4144	93,9	331	2,55
Zn-40Al-2Cu-3Si	A	4153	100,4	370	1,35
	B	4127	92,9	315	2,6
Zn-40Al-2Cu-4Si	A	4128	99,7	335	1,35
	B	4104	91,7	286	2,7
Zn-40Al-2Cu-5Si	A	4106	98,8	274	1,4
	B	4087	91	243	2,7



Şekil 26. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-Si alaşımlarının mekanik özelliklerinin silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.



Şekil 27. Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-Si alaşımlarının mekanik özelliklerinin silisyum oranına göre değişimini gösteren eğriler.

3.4. Sürtünme ve Aşınma DeneYlerinden Elde Edilen Bulgular

Sürtünme deneyine tabi tutulan dökülmüş ve ısıl işlem görmüş alaşımlardan elde edilen sürtünme katsayısı ve sıcaklık değerleri Tablo 8' de, bu değerlerin alınan yola göre değişimlerini gösteren eğriler ise sırasıyla Şekil 28-31'de verilmiştir. Bu eğriler alaşımların sürtünme katsayılarının çalışma sıcaklığına paralel olarak değiştiğini yani sürtünme katsayısı arttıkça sıcaklığın arttığını, sürtünme katsayısının azalması durumunda da sıcaklığın azaldığını göstermektedir. Bu eğrilerde ayrıca, alaşımların sürtünme katsayılarının rodaj devresinde aniden azalarak yaklaşık 20 dakika sonra sabit değerlere ulaştıkları görülmektedir. Dökülmüş durumdaki alaşımların sürtünme katsayılarının 0,0155-0,043, ısıl işlem görmüş durumdaki alaşımların sürtünme katsayılarının ise 0,018-0,045 değerleri arasında yer aldığı gözlemlendi. Gerek dökülmüş, gerekse ısıl işlem görmüş durumdaki monotektoit esaslı çinko-alüminyum-bakır-silisyum alaşımları içerisinde en düşük sürtünme katsayısı Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımından, en yüksek sürtünme katsayısı ise Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımından elde edildi. Deneye tabi tutulan tüm alaşımlar içerisinde ise en yüksek sürtünme katsayısı (0,047) ve en yüksek çalışma sıcaklığı (75°C) SAE 660 bronzundan elde edildi.

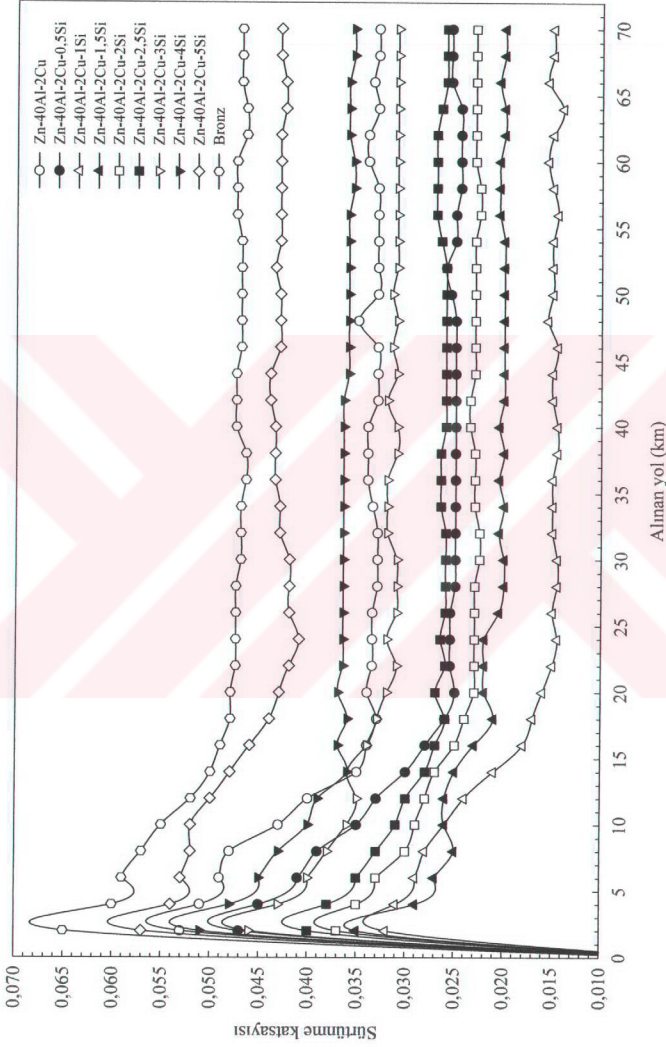
Aşınma deneyleri sonucunda alaşımlarda meydana gelen hacim kayıpları Tablo 9'da, hacim kaybı değerlerinin alınan yola göre değişimini gösteren eğriler ise sırasıyla Şekil 32-35'de verilmiştir. Bu eğriler rodaj döneminde söz konusu alaşımlarda çok hızlı olan aşınmanın rodaj dönemi sonrasında hemen hemen sabit kaldığını göstermektedir. Ayrıca, bu eğriler söz konusu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kayıplarının stabilizasyon işleminden sonra arttırdığını da göstermektedir. İncelenen alaşımlar içerisinde en az aşınmanın Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımında, en fazla aşınmanın ise SAE 660 bronzunda meydana geldiği görüldü.

Alaşımların sürtünme katsayısı, çalışma sıcaklığı ve aşınma ile meydana gelen hacim kaybı değerlerinin gerek dökülmüş, gerekse ısıl işlem görmüş durumlarda silisyum oranına göre değişimlerini gösteren eğriler Şekil 34-35'de verilmiştir. Bu eğriler alaşımların sürtünme katsayısı ve çalışma sıcaklıklarının artan silisyum oranıyla azalarak %1 silisyum oranında en düşük değerlere ulaştıklarını, bu orandan sonra ise artan silisyum oranı ile tekrar arttıklarını göstermektedir. Bu eğriler ayrıca, alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kayıplarının %2,5 silisyum oranına kadar artan silisyum oranı ile azaldıklarını, bu orandan sonra ise artan silisyum oranı ile arttıklarını göstermektedir.

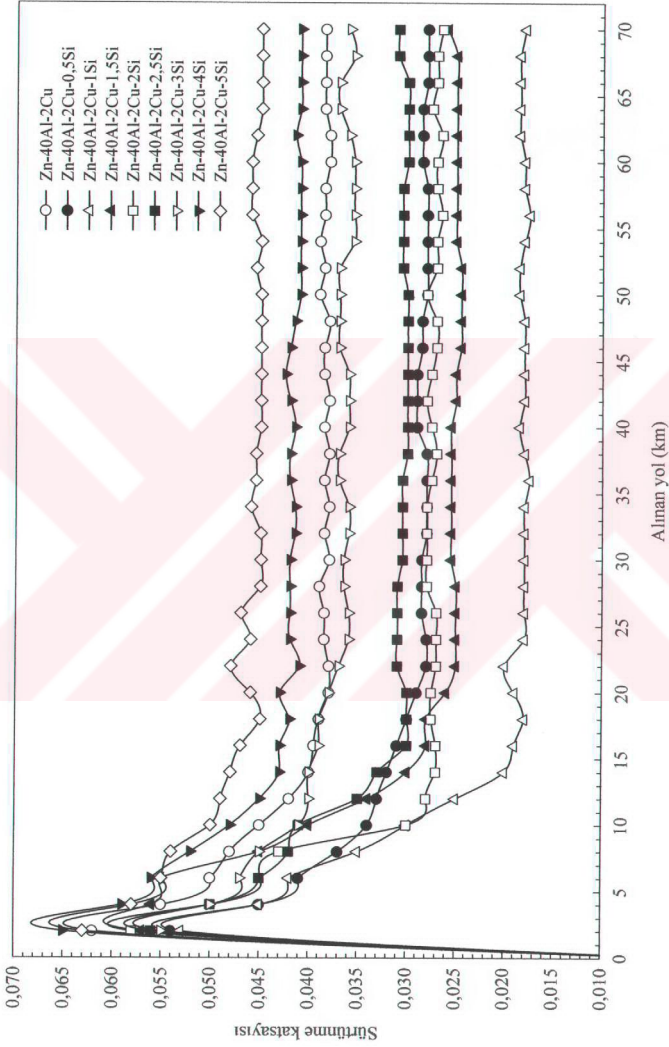
Tablo 8. Sürtünme ve aşınma deneylerine tabi tutulan alaşımların deney koşullarındaki sürtünme katsayıları ve çalışma sıcaklıkları.

Alaşım	Isıl işlem durumu	Sürtünme katsayısı	Çalışma sıcaklığı (°C)
Zn-40Al-2Cu	A	0,033	68
	B	0,038	72
Zn-40Al-2Cu-0,5Si	A	0,025	56
	B	0,028	59
Zn-40Al-2Cu-1Si	A	0,0155	53
	B	0,018	55
Zn-40Al-2Cu-1,5Si	A	0,02	54
	B	0,025	57
Zn-40Al-2Cu-2Si	A	0,023	55
	B	0,027	58
Zn-40Al-2Cu-2,5Si	A	0,026	56
	B	0,030	60
Zn-40Al-2Cu-3Si	A	0,031	62
	B	0,036	67
Zn-40Al-2Cu-4Si	A	0,036	70
	B	0,041	72
Zn-40Al-2Cu-5Si	A	0,043	74
	B	0,045	77
SAE-660 Bronzu		0,047	75

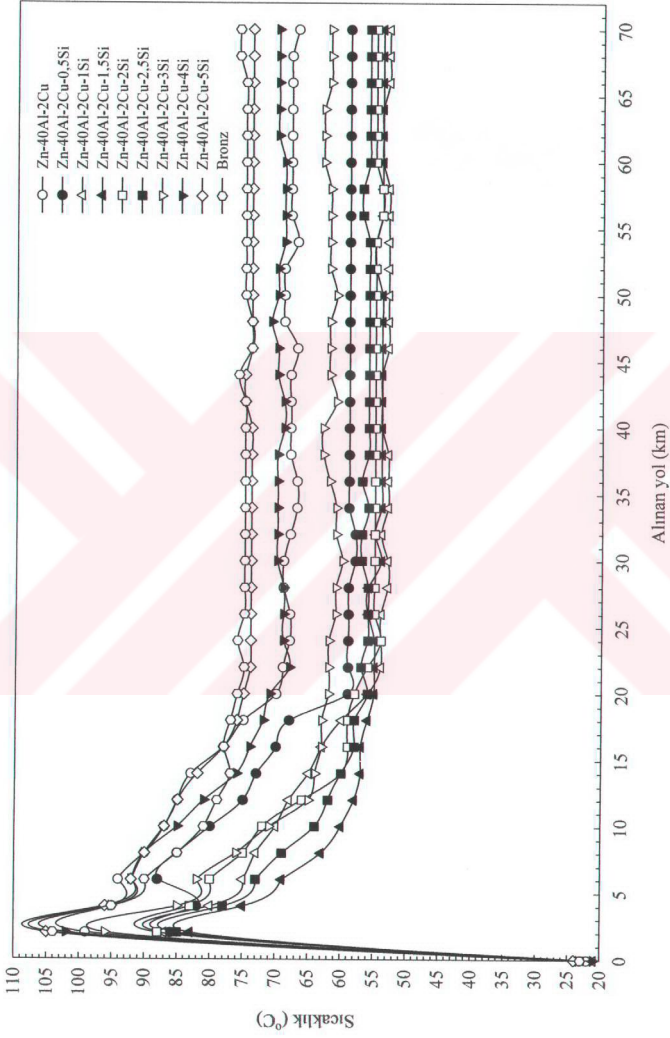
A: Dökülmüş durumda, B: Stabilize edilmiş



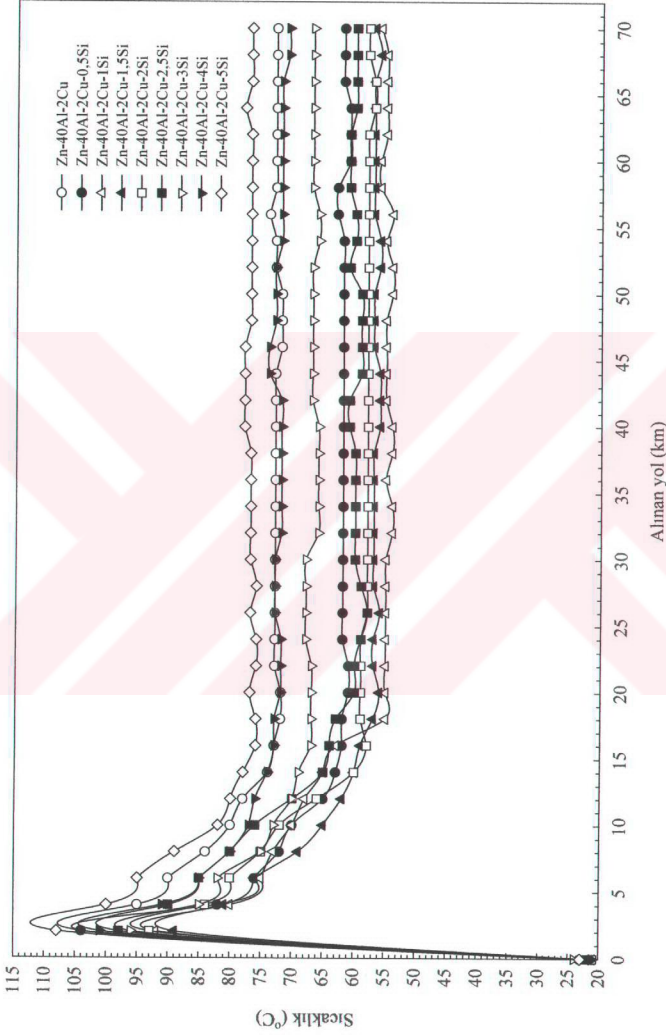
Şekil 28. Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımları ile SAE 660 bronzunun sürtünme katsayılarının alman yola göre değişimini gösteren eğriler.



Şekil 29. Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sürütme katsayılarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.



Şekil 30. Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımları ile SAE 660 bronzunun çalıştırma sıcaklıklarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.

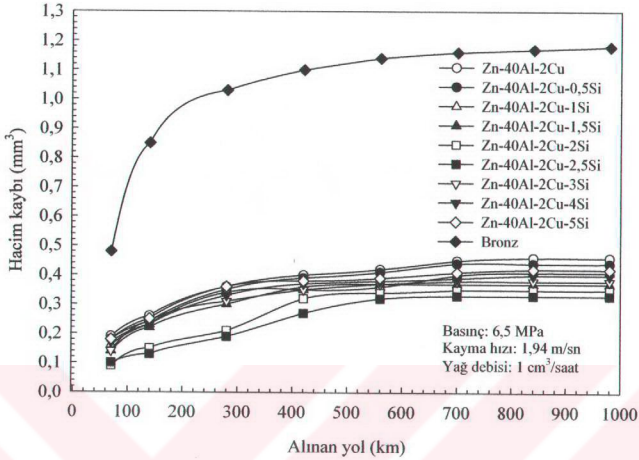


Şekil 31. Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının çalışma sıcaklıklarının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.

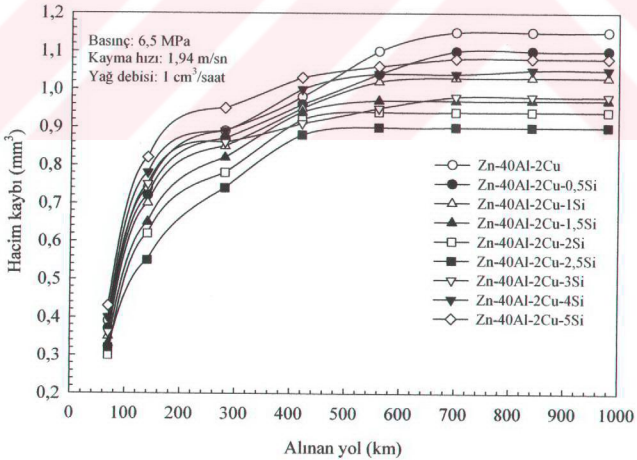
Tablo 9. İncelenen alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kayıpları

Alaşım	Isıl işlem durumu	Alınan yol (km)							
		70	140	280	420	560	700	840	980
		Hacim kaybı (mm ³)							
Zn-40Al-2Cu	A	0,19	0,26	0,36	0,40	0,42	0,45	0,46	0,46
	B	0,39	0,74	0,89	0,98	1,1	1,15	1,15	1,15
Zn-40Al-2Cu-0,5Si	A	0,18	0,24	0,35	0,39	0,41	0,44	0,44	0,44
	B	0,37	0,72	0,87	0,96	1,04	1,1	1,1	1,1
Zn-40Al-2Cu-1Si	A	0,16	0,23	0,34	0,35	0,36	0,40	0,41	0,41
	B	0,35	0,70	0,85	0,95	1,03	1,03	1,03	1,03
Zn-40Al-2Cu-1,5Si	A	0,14	0,22	0,30	0,36	0,37	0,37	0,37	0,37
	B	0,33	0,65	0,82	0,94	0,97	0,97	0,97	0,97
Zn-40Al-2Cu-2Si	A	0,09	0,15	0,21	0,32	0,34	0,35	0,35	0,35
	B	0,30	0,62	0,78	0,92	0,94	0,94	0,94	0,94
Zn-40Al-2Cu-2,5Si	A	0,10	0,13	0,19	0,27	0,32	0,33	0,33	0,33
	B	0,32	0,55	0,74	0,88	0,90	0,90	0,90	0,90
Zn-40Al-2Cu-3Si	A	0,14	0,24	0,31	0,35	0,37	0,38	0,38	0,38
	B	0,36	0,75	0,86	0,91	0,95	0,98	0,98	0,98
Zn-40Al-2Cu-4Si	A	0,17	0,23	0,33	0,35	0,37	0,39	0,40	0,40
	B	0,39	0,78	0,89	1,00	1,04	1,04	1,04	1,04
Zn-40Al-2Cu-5Si	A	0,18	0,25	0,36	0,38	0,39	0,41	0,42	0,42
	B	0,43	0,82	0,95	1,03	1,06	1,08	1,08	1,08
Bronz (SAE 660)		0,48	0,85	1,03	1,1	1,14	1,16	1,17	1,18

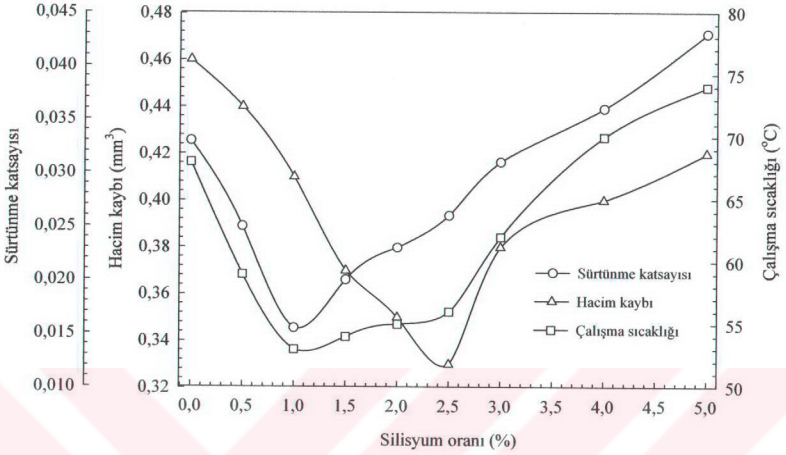
A: Dökülmüş durumda B: Stabilizasyon işlemine tabi tutulmuş



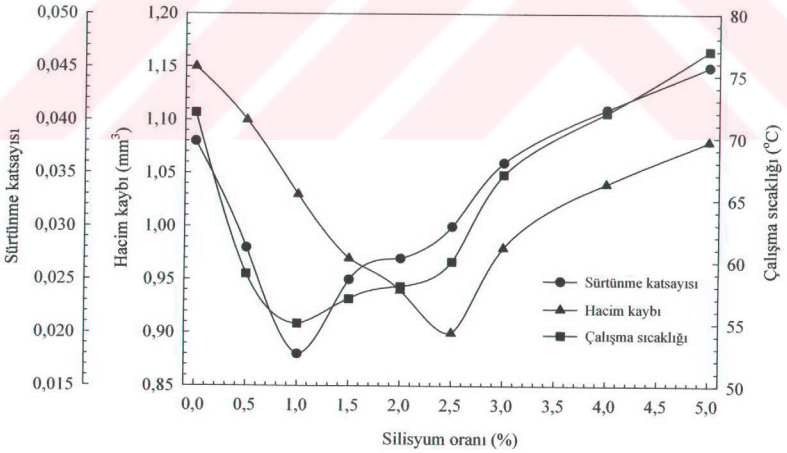
Şekil 32. Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımları ile SAE 660 bronzunda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.



Şekil 33. Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarında aşınma ile meydana gelen hacim kaybının alınan yola göre değişimini gösteren eğriler.



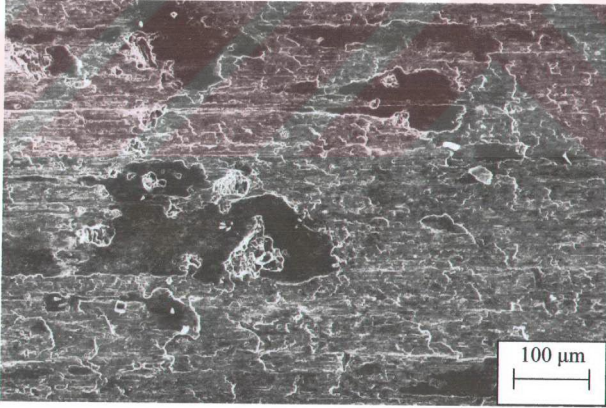
Şekil 34. Dökülmüş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sürtünme katsayısı ve çalışma sıcaklığı ile bu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının silisyum oranına göre değişimlerini gösteren eğriler.



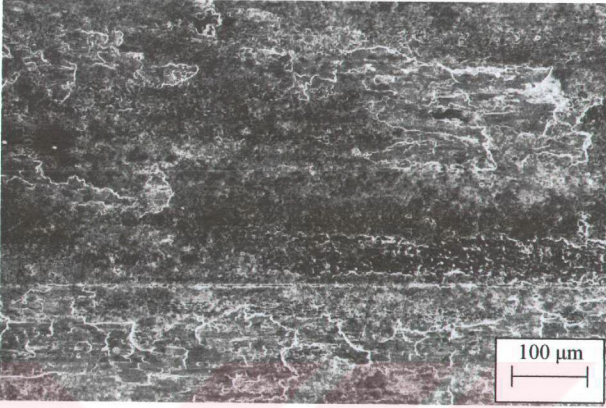
Şekil 35. Stabilize edilmiş durumdaki monotektoid esaslı Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının sürtünme katsayısı ve çalışma sıcaklığı ile bu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının silisyum oranına göre değişimlerini gösteren eğriler.

3.5 Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesinden Elde Edilen Bulgular

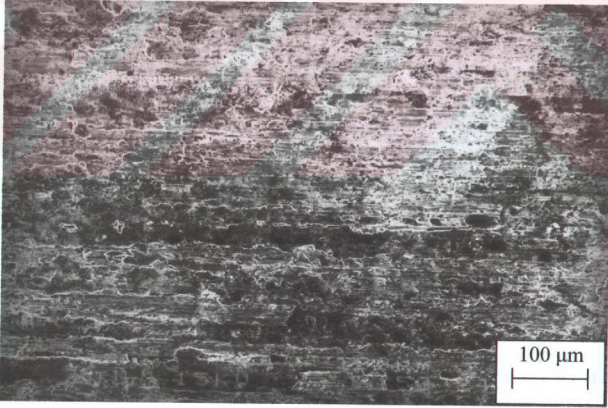
Dökülmüş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerinin birbirine benzemesi nedeniyle burada yalnız Zn-40Al-2Cu, Zn-40Al-2Cu-1Si, Zn-40Al-2Cu-2,5Si, Zn-40Al-2Cu-4Si, Zn-40Al-5Si alaşımlarının aşınma yüzeylerini gösteren fotoğraflar verilmiştir, Şekil 36-40. Bu fotoğraflar monotektoid esaslı Zn-Al-Cu ve Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının aşınma yüzeylerinin en belirgin özelliklerinin çizik ve sıvanma tabakaları olduğunu göstermektedir. Bu fotoğraflarda ayrıca, silisyum oranı arttıkça sıvanma tabakasının kalınlığının azaldığı, ancak aşınma yüzeylerindeki çizik sayısı ile çizik derinliğinin arttığı görülmektedir. Stabilize edilmiş durumdaki alaşımların aşınma yüzeylerini gösteren fotoğraflar ise sırasıyla Şekil 41-45'de verilmiştir. Bu fotoğraflar stabilize edilmiş alaşımların aşınma yüzeylerindeki aşınma izlerinin dökülmüş durumdaki alaşımlarda meydana gelen aşınma izlerinden çok daha belirgin olduklarını göstermektedir. Geleneksel bir yatak malzemesi olan SAE 660 bronzunun aşınma yüzeyinde ise çiziklerle çukurcukların oluştuğu görülmüştür, Şekil 46.



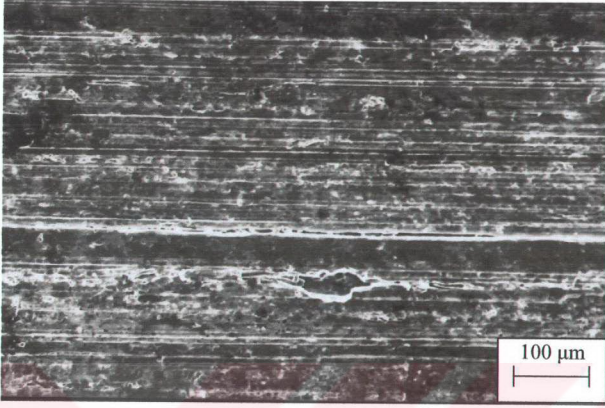
Şekil 36. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



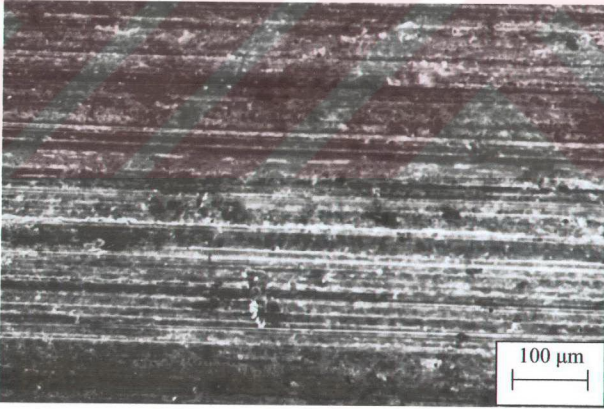
Şekil 37. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



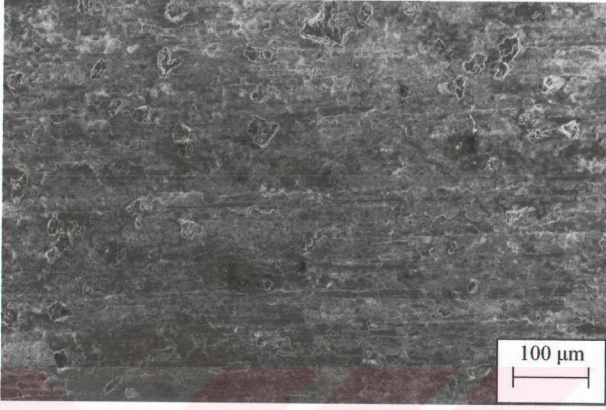
Şekil 38. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



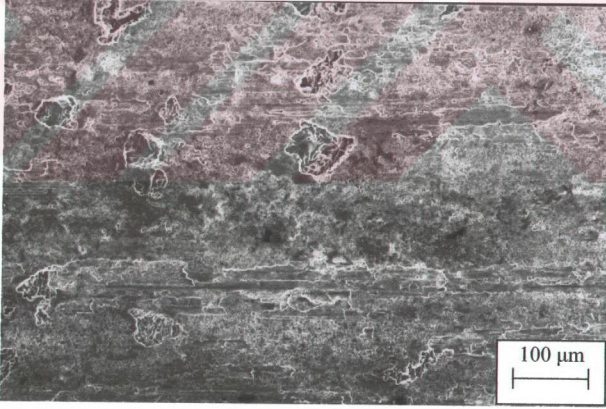
Şekil 39. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



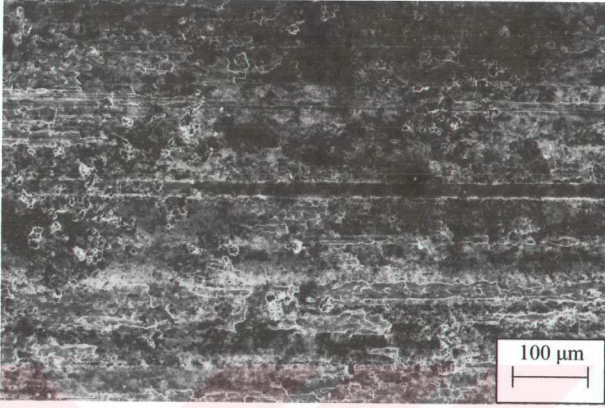
Şekil 40. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımına ait aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



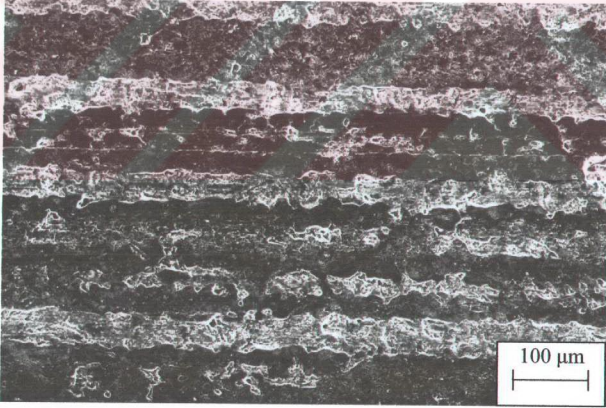
Şekil 41. Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu alaşımının aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



Şekil 42. Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımının aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



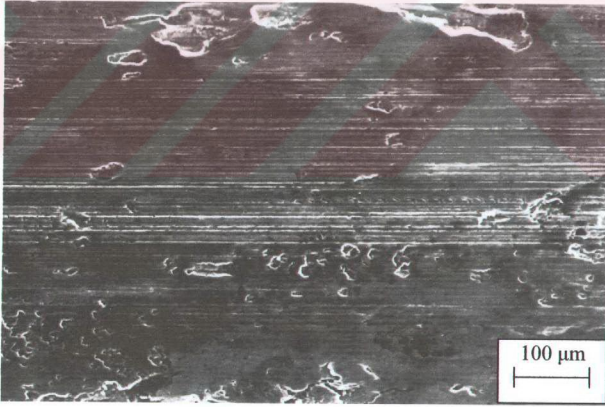
Şekil 43. Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.



Şekil 44. Stabilize edilmiş durumdaki Zn-40Al-2Cu-4Si alaşımının aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.

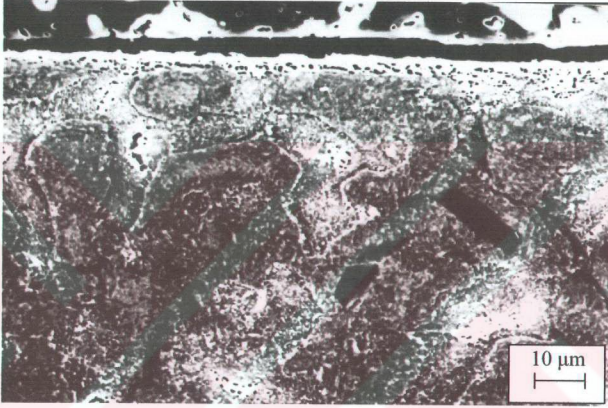


Şekil 45. Stabilize edilmiş Zn-40Al-2Cu-5Si alaşımının aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.

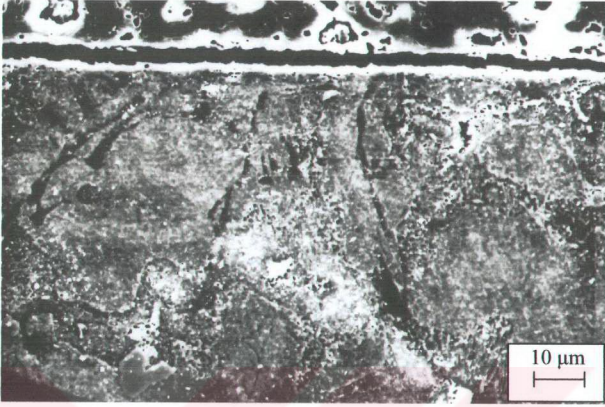


Şekil 46. SAE 660 bronzuna ait numunenin aşınma yüzeyinin SEM fotoğrafı.

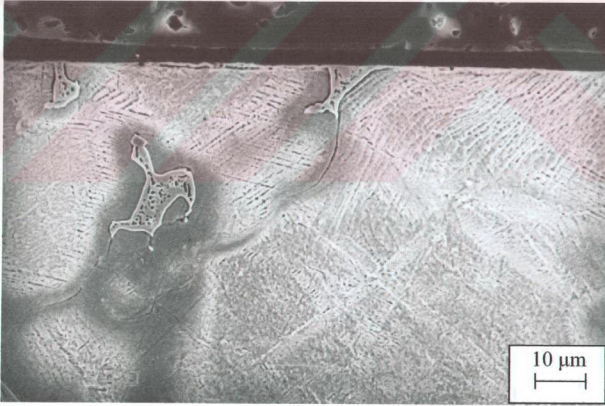
Aşınma örneklerinin, kayma yönüne göre enine ve boyuna kesitlerinden elde edilen SEM fotoğrafları Şekil 45-48'de verilmiştir. Bu fotoğraflar en üstün aşınma davranışı sergileyen Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının aşınma yüzeyinde 2-3 μm kalınlığında bir sıvama tabakası yer alırken, en düşük aşınma direnci sergileyen SAE 660 bronzunun aşınma yüzeyinde ise herhangi bir sıvama tabakasının oluşmadığını göstermektedir.



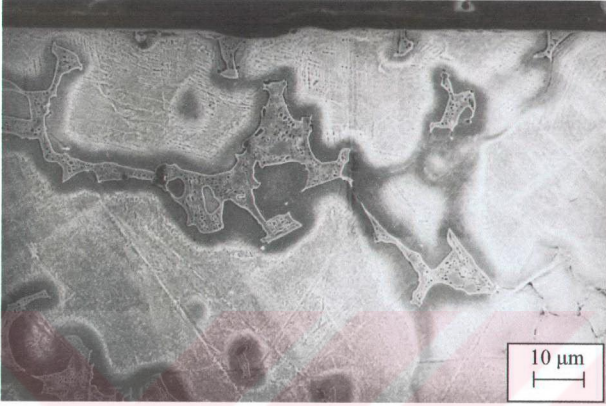
Şekil 47. Dökülmüş durumdaki Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının kayma doğrultusuna paralel kesitinin SEM fotoğrafı.



Şekil 48. Dökülmüş durumdaki bulunan Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımının kayma doğrultusuna dik kesitinin SEM fotoğrafı.



Şekil 49. SAE 660 bronzuna ait numunenin kayma doğrultusuna paralel kesitinin SEM fotoğrafı.



Şekil 50. SAE 660 bronzuna ait numunenin kayma doğrultusuna dik kesitinin SEM fotoğrafı.

4. İRDELEME

Bu çalışmada baz olarak alınan Zn-40Al-2Cu alaşımının iç yapısının alüminyumca zengin α dendritleri ile bunları çevreleyen η ve bakırca zengin fazlardan oluştuğu gözlemlendi, Şekil 11. Bu alaşıma silisyum katıldığında metalografik yapısının fazla değişmediği, ancak dendrit içi ve dendritlerarası bölgelerde silisyum parçacıklarının oluştuğu gözlemlendi, Şekil 12-17. %2,5 değerine kadar silisyum içeren alaşımlardaki silisyum parçacıklarının yapı içerisinde homojen bir dağılım sergiledikleri, silisyum oranının bu değeri aşması durumunda ise hem büyüdükleri hem de belirli bölgelerde kümeleştikleri gözlemlendi, Şekil 11-17. Bu durum söz konusu alaşımların katılaşma davranışlarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, elde edilen bulgular %2,5 silisyum içeren alaşımın ikili ötektik Al-Si (Al-12Si) alaşımının katılaşma davranışına benzer bir davranış sergilediğini gösterdi. Bu duruma göre %2,5 değerinden daha düşük oranda silisyum içeren alaşımlar ötektik altı, bu değerden daha yüksek oranda silisyum içeren alaşımlar ise ötektik üstü alaşımlar olarak kabul edilebilir. Ötektik altı alaşımların katılaşması sırasında ilk önce alüminyumca zengin α fazı oluşur ve sıcaklık düştükçe alüminyum oranı azalır, silisyum oranı ise artar. Bu durum sıvı metalin kimyasal bileşiminin ötektik noktanın kimyasal bileşimine erişmesine kadar devam eder. Ötektik bileşime erişildiğinde ötektik dönüşüm meydana gelir ve α fazı ile ince silisyum parçacıklarını içeren bir yapı oluşur. Geriye kalan sıvı metal içerisinde çinkoca zengin fazların katılaşması sonucunda da η fazı oluşur. Böylece %2,5 oranından daha düşük oranlarda silisyum içeren alaşımların iç yapılarında göbekli α dendritleri ve çinkoca zengin η fazından başka homojen olarak dağılmış silisyum parçacıkları bulunur. Ötektik üstü alaşımlarda ise ilk önce silisyum katılaşır ve katılaşma devam ettikçe geriye kalan sıvı metal içerisindeki silisyum oranı azalırken, alüminyum oranı artar. Bu durum sıvı metalin kimyasal bileşiminin ötektik noktanın bileşimine erişmesine kadar devam eder. Sıvı metalin kimyasal bileşimi ötektik noktanın kimyasal bileşimine eriştiğinde ötektik dönüşüm meydana gelir. Bunun sonucunda α fazı ve silisyum parçacıklarından oluşan bir iç yapı oluşur. Çinkoca zengin sıvının katılaşması ile de katılaşma tamamlanmış olur. Bu katılaşma sonucunda göbekli α dendritleri, çinkoca zengin η fazı, homojen olarak dağılmış silisyum parçacıkları ve büyük boyutlu silisyum parçacıklarını içeren bir iç yapı elde edilir. Bu durum homojen bir dağılım gösteren ince silisyum parçacıklarının ötektik dönüşüm ürünü, büyük boyutlu silisyum parçacıklarının ise katılaşma sırasında doğrudan

oluşan birincil silisyum fazı olduklarını göstermektedir. Ötektik dönüşüm ürünü olan ince silisyum parçacıklarının yapı içerisinde homojen olarak dağılımları ötektik dönüşümün katılaştıran alayım içerisinde hemen hemen her bölgede meydana gelmesinden, ötektik dıőı iri silisyum parçacıklarının kümeleőmeleri ise bunların yoğunluğunun düşük olması nedeniyle sıvı metal içerisinde yüzerlerken birbirine çarparak hareketlerini engellemeleri sonucunda belirli bölgelerde toplanmalarından kaynaklanmış olabilir.

Alayımların sertlik ve mukavemet değerlerinin artan silisyum oranıyla arttığı, %2,5 silisyum oranından sonra ise silisyum oranı arttıka azaldıkları görüldü, Şekil 26-27. Bu durum silisyum parçacıklarının yapı içerisindeki dağılımına ve bu parçacıklar arasındaki ortalama mesafeye dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, %2,5 değerinden daha düşük oranda silisyum içeren alayımlardaki silisyum parçacıkları homojen bir dağılım gösterirken, bu oranın üzerinde silisyum içeren alayımlardaki silisyum parçacıklarının hem irileőtikleri hem de belirli bölgelerde kümeleştikleri görüldü, Şekil 15-17. Homojen dağılım gösteren silisyum parçacıklarının alayımların sertlik ve mukavemetini arttırdığı, belirli bölgelerde kümeleően iri silisyum parçacıklarının ise bu değerleri azalttığı bilinmektedir [43]. Ayrıca, söz konusu alayımlarda sert silisyum parçacıkları arasındaki mesafenin artan silisyum oranı ile azalarak %2,5 silisyum oranında en düşük değerine düştüğü ve bu orandan sonra ise tekrar arttığı gözlemlendi, Şekil 26-27. Bilindiği gibi, yumuşak bir matris içindeki sert parçacıklar arasındaki mesafe azaldıkça alayımların sertlik ve mukavemeti artar, parçacıklar arasındaki mesafenin artmasıyla da söz konusu değerler azalır [59]. Bu durum da silisyum parçacıkları arasındaki mesafenin azalması ile dislokasyon hareketine karşı olan direncin artmasından kaynaklanır. Bu nedenle homojen bir dağılım sergileyen ince silisyum parçacıkları arasındaki mesafe azaldıkça alayımların sertlik ve mukavemetinin artması beklenir. %2,5 değerinden daha yüksek oranda silisyum içeren alayımlarda ise iri silisyum parçacıklarının her bölgede bulunmayıp, yalnız belirli bölgelerde toplanmaları (kümeleőme) nedeniyle sertlik ve mukavemet değerlerinde düşme meydana gelir.

Őöz konusu alayımların çekme dayanımları %2,5 silisyum oranından sonra artan silisyum oranı ile ani bir azalma gösterirken, sertlik değerlerindeki azalma miktarının çekme dayanımına göre daha az olduğu görüldü. Bu durum sertlik ve mukavemet ölçme yöntemlerine dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, %2,5 değerinden daha yüksek oranda silisyum içeren alayımlarda silisyum parçacıklarının belirli bölgelerde kümeleőmeleri nedeniyle silisyum oranı az olan veya hiç silisyum içermeyen bölgelerin alanı artar. Bu

durum silisyumun mukavemet artırma etkisinin artan silisyum oranı ile azalmasına yol açar. Oysa yapı içerisinde bulunan sert silisyum parçacıkları alaşımların sertliğinde meydana gelen azalmayı engelleyici etki yapar. Bu nedenle %2.5 değerinden daha yüksek oranda silisyum içeren alaşımların çekme dayanımında sertliğe göre daha fazla azalma meydana gelmektedir.

Uygulanan stabilizasyon işleminin incelenen alaşımların sertlik ve mukavemetini önemli ölçüde düşürürken, kopma uzaması değerlerini artırdığı görüldü, Şekil 26-27. Bu durum söz konusu ısıl işlem sırasında yapı içerisindeki kalıntı gerilmelerin giderilmesi ve hızlı soğuma sonucunda oluşan metastabil fazların kararlı fazlara dönüşmesinden kaynaklanmış olabilir. Nitekim literatürde buna benzer bulgulara rastlanılmıştır [26].

Sürtünme deneylerinden elde edilen bulgular, rodaj olarak adlandırılan devrede alaşımların sürtünme katsayısı ve çalışma sıcaklığının en yüksek değerlere eriştikten sonra hızla düşerek yaklaşık olarak 20 dakika sonra sabit değerlere ulaştıklarını göstermiştir, Şekil 28-31. Bu durum rodaj devresinde yeterli kalınlıkta yağ filmi oluşmaması nedeniyle meydana gelen metal metal temasından kaynaklanmış olabilir. Nitekim literatürde bunu destekleyen bulgulara rastlanılmıştır [60]. Rodaj devresinin sonunda yüzeyler arasında yeterli kalınlıkta yağ filmi oluşması nedeniyle metal metal teması ortadan kalkmakta ve bunun sonucunda da sürtünme katsayısı ve sıcaklık sabit değerlere ulaşmaktadır.

Sürtünme deneylerinde kullanılan numunelerin çalışma sıcaklığının sürtünme katsayısı azaldıkça düştüğü gözlemlendi. Bu durum sürtünme ile açığa çıkan ısı enerjisine dayandırılarak açıklanabilir [45,60]. Şöyle ki, sürtünme katsayısının azalması durumunda açığa çıkan enerji azalmakta ve dolayısıyla yüzey sıcaklığı yani çalışma sıcaklığı düşmektedir.

Aşınma deneylerinin başlangıç aşamasında alaşımların hızlı aşındıkları, ancak aşınma ile meydana gelen hacim kaybı değerlerinin zamanla azalarak sabit değerlere ulaştığı gözlemlendi, Şekil 32-33. Bu durum sürtünme ve aşınma mekanizmalarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, çalışmanın başlangıç aşamasına karşılık gelen rodaj devresinde aşınma yüzeylerindeki pürüzleri örtecek kalınlıkta yağ filminin oluşmaması nedeniyle gelen metal metal teması sonucunda büyük oranda aşınma kaybı gözlenmektedir. Rodaj devresinin sonunda ise yüzeyler arasında yeterli kalınlıkta yağ filmi oluştuğu için metal metal teması ortadan kalkmakta ve bunun sonucunda da aşınma ile meydana gelen hacim kaybı azalarak sabit değere ulaşmaktadır. Metal metal temasının meydana gelmesi durumunda malzeme özellikleri öne çıkmaktadır. Bu durumda sertlik ve mukavemet

değerleri yüksek olan alaşımlar daha az aşınırken, bu değerleri düşük olan alaşımlar daha fazla aşınırlar. Nitekim yumuşak çinko-alüminyum matrisi içerisinde hemen hemen homojen bir dağılım sergileyen ötektik dönüştürme ürünü silisyum parçacıkları (Şekil 14) alaşımların sertlik ve mukavemetini artırıp aşınmayı azaltırken, %2.5 değerinden daha yüksek oranda silisyum içeren alaşımlarda katılma sonucunda oluşan iri silisyum parçacıkları sertlik ve mukavemeti düşürerek aşınma ile meydana gelen hacim kaybını arttırmaktadır.

Alaşımlarda aşınmayla meydana gelen hacim kaybının artan silisyum oranıyla azalarak %2,5 silisyum oranında en düşük değere düştüğü, bu orandan sonra ise artan silisyum oranıyla arttığı görüldü, Şekil 34-35. Bu durum söz konusu alaşımların sertlik ve mukavemetine dayandırılarak açıklanabilir. Sertlik ve mukavemet değerleri arttıkça alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının azaldığı, bu değerlerin azalması durumunda ise arttığı bilinmektedir [58]. Nitekim alaşımların sertlik ve çekme dayanımlarının artan silisyum oranıyla arttığı, %2,5 silisyum oranından sonra ise azaldıkları belirlendi, Şekil 26-27. Bu durum söz konusu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının silisyum oranına göre değişimin nedenlerini ortaya koymaktadır.

Stabilizasyon işlemi alaşımların sürtünme katsayılarını fazla etkilemezken, mukavemet ve aşınma dirençlerini önemli ölçüde düşürdüğü görüldü. Bu durum stabilizasyon işlemi sonucunda matris yapının yumuşamasından kaynaklanmış olabilir. Nitekim buna benzer bulgular önceki araştırmacılar tarafından da elde edilmiştir [19,26].

Silisyum oranı arttıkça söz konusu alaşımlara ait numunelerin aşınma yüzeylerindeki çizik sayısı ile çizik derinliğinin arttığı görüldü, Şekil 44-45. Bu gözlem söz konusu alaşımların iç yapılarında bulunan sert silisyum parçacıklarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, bu çiziklerin yüzeyden kopan silisyum parçacıkları tarafından oluşturulduğu bilinmektedir [43,54,56]. Belirli bir silisyum oranına kadar alaşımlardaki sert silisyum parçacıklarının sayısı, bu orandan sonra ise boyutu artmaktadır. Nitekim bu parçacıkların sayı ve boyutu aşınma yüzeyinde oluşan çiziklerin sayı ve derinliğini belirlemektedir.

İncelenen çinko esaslı tüm alaşımların gerek dökülmüş, gerekse ısı işlem görmüş durumda CuSn12 (SAE 660) bronzundan daha üstün aşınma davranışı sergiledikleri görüldü. Bu durum aşınma mekanizmalarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, SEM ile yapılan incelemeler sonucunda çinko esaslı alaşımlara ait örneklerin aşınma yüzeylerinde belirgin sıvanma tabakalarının oluştuğu gözlemlendi. Bu durum çinko esaslı alaşımlara ait örneklerden aşınma sonucunda kopan parçacıkların önce disk yüzeyine

yapıştıkları, daha sonra ise geri dönerek örneklerin aşınma yüzeylerine sıvandıklarını göstermektedir. CuSn12 (SAE 660) bronzuna ait numunenin aşınma yüzeyinde ise daha fazla sayıda ve daha derin çizik ve çukurcukların olduğu gözlemlendi, Şekil 46. Bu bulgular çinko esaslı alaşımlarda adhesif, SAE 660 bronzunda ise abrazif aşınmanın etkin olduğunu göstermektedir. Çinko esaslı alaşımların SAE 660 bronzundan daha üstün aşınma davranışı sergilemelerinin önemli nedenlerinin biri de çalışma sırasında bunların yüzeylerinde oluşan oksit filminin olduğu ileri sürülmektedir [26]. Şöyle ki, söz konusu alaşımların kayma yüzeylerinde oluşan sert alüminyum oksit tabakası yük taşıma görevi yaparken, daha yumuşak olan çinko oksit tabakası kaymayı kolaylaştırmaktadır [26]. Ayrıca, bu alaşımların yapılarında bulunan bakırca zengin fazlar ile silisyum parçacıkları uygulanan yükü taşıırken, çinko ve alüminyumca zengin $\alpha + \eta$ matrisi hem sert parçacıkların kendi içrisine gömülmesine olanak sağlamakta hem de kaymayı kolaylaştırmaktadır [26].

5. SONUÇLAR

1. Üçlü Zn-40Al-2Cu alaşımının iç yapısı α , η ve ϵ fazlarından, dörtlü Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alaşımlarının iç yapıları ise bu fazlarla birlikte silisyum parçacıklarından oluşmaktadır. Silisyum parçacıklarının boyut ve dağılımı alaşımların silisyum oranına bağlıdır. Nitekim silisyum parçacıklarının silisyum oranı %2,5 değerinden daha düşük olan alaşımlarda genelde ince görünümlü olup homojen bir dağılım sergiledikleri, bu oranın üzerinde silisyum içeren alaşımlarda ise aniden büyüterek belirli bölgelerde kümeleştikleri görüldü.
2. Stabilizasyon işleminin dörtlü Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alaşımlarının iç yapılarını belirgin olarak etkilemediği, ancak dendritlerarası bölgelerde yer alan metastabil fazların ince taneli bir yapıya dönüşmesine yol açtığı gözlemlendi.
3. Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alaşımlarının sertlik ve çekme dayanımları artan silisyum oranı ile artarak %2,5 Si oranında en yüksek değerlerine ulaşmakta, bu orandan sonra ise artan silisyum oranı ile azalmaktadır.
4. Stabilizasyon işlemi alaşımların sertlik ve mukavemet değerlerini önemli ölçüde azaltarak sürtünme katsayısı ve aşınma ile meydana gelen hacim kaybının artmasına yol açmaktadır.
5. Üçlü Zn-Al-Cu ve Dörtlü Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının çalışma sıcaklıkları bunların sürtünme katsayılarında meydana gelen değişimlere benzer değişimler sergilemektedir.
6. Üçlü Zn-Al-Cu ve Dörtlü Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının gerek dökülmüş, gerekse stabilize edilmiş durumlarda geleneksel bir yatak malzemesi olan SAE 660 bronzundan çok daha üstün mekanik ve tribolojik özelliklere sahip oldukları belirlendi.
7. İncelenen çinko esaslı alaşımlar içerisinde en düşük sürtünme katsayısını Zn-40Al-2Cu-1Si alaşımının sergilemesine karşın, en yüksek aşınma direnci Zn-40Al-2Cu-2,5Si alaşımından elde edildi. Bu durum söz konusu alaşımlarda aşınma ile meydana gelen hacim kaybının bunların sürtünme katsayısından çok sertlik ve mukavemetine bağlı olduğunu göstermektedir.

8. Üçlü Zn-40Al-2Cu ve dörtlü Zn-40Al-2Cu-(1-5)Si alaşımlarında etkin aşınma mekanizmasının adhezyon ve sıvanma, geleneksel bir yatak malzemesi olan SAE 660 bronzundaki etkin aşınma mekanizmasının ise abrazyon olduğu belirlendi.



6. ÖNERİLER

1. Dörtlü Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının iç yapıları sodyum ve stronsiyum katkılarıyla modifiye edilerek mekanik ve tribolojik özellikleri incelenebilir. Bu inceleme sonucunda en uygun yapısal durum belirlenebilir.
2. Dörtlü Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının çözündürme, su verme ve yaşlandırma işlemlerinden mekanik ve tribolojik özellikleri incelenerek en uygun ısıl işlem koşulları belirlenebilir.
3. Zn-Al-Cu-Si alaşımlarının tribolojik özellikleri kuru sürtünme ve yetersiz yağlama durumlarında incelenerek bu alaşımlar için en uygun çalışma koşulları belirlenebilir.

7. KAYNAKLAR

1. Savaşkan, T., The Structure and Properties of Zinc-Aluminum Based Bearings Alloys, Ph.D. Thesis, University of Aston Birmingham, 1980.
2. Goodwin, F.E. ve Ponikvar, A.L., Engineering Properties of Zinc Alloys, International Lead Zinc Research Organization, Third Edition, USA, January 1989.
3. Murphy, S. ve Savaşkan, T., Comparative Wear Behaviour of Zn-Al Based Alloys in an Automotive Engine Application, Wear, 98 (1984) 151-161.
4. Calayag, T. ve Ferres, D., High Performance High Aluminum Zinc Alloys for Low Speed Bearings and Bushings, SAE Annual Conference, Paper No: 820643, (1983) 2241-2251.
5. Apelian, D., Palival, M. ve Herrschaft, D.C., Casting with Zinc Alloys, Journal of Metals, 33, 11 (1991) 12-19.
6. Altorfer, K.J., Zinc Alloys Compete with Bronze in Bearings and Bushings, Metal Progress, 122, 6 (1982) 29-31.
7. Lee, P.P., Savaşkan, T. ve Laufer, E., Wear Resistance and Microstructure of Zn-Al-Si and Zn-Al-Cu Alloys, Wear, 117, (1987) 79-89.
8. Gervais, E., Barnhurst, R.J. ve Loong C.A., An Analysis of Selected Properties of ZA Alloys, Journal of Metals, 37, (1983), 43-47.
9. Pürçek, G., Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlardan Üretilen Kaymalı Yatakların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, KTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 1994.
10. Calayag, T.S., The Practicality of Using Zinc-Aluminum Alloys for Friction-Type Bearings, 25th Annual Conference of Metallurgists, Aug.1986, Toronto, Ontario, 305-313.
11. Barnhurst, R.J., Zinc-Aluminum Alloy Design Manuel for Continious Rotation Bearings, Noranda Sales Corporation Ltd, Toronto, January, 1988.
12. Lyon, R., The Properties and Application of ZA Alloys, The British Foundryman, August 1986, 344-349.
13. Murphy, S., Solid State Reactions in the Low Copper Part of The Al-Cu-Zn System, Zeitschriftmetalkunde, 71 (1980) 96-102.
14. Zhu, Y., Yan B. ve Huan, W., Bearing Wear Resistance of Monotectoid Zn-Al Based Alloy (ZA-35), Materials Science and Technology, 11, (1995) 109-113.

15. Lyon, R., Engineering Applications of ZA Alloys, Proc. Second Conference On Material Engineering, London, 1985, 221-227.
16. Wakefield, E.C., Copper-Aluminium-Zinc Alloy Excels in Tough Conditions, Design Engineering, (1973) 1-4.
17. Mihaichuk, W., Zinc-Alloy Bearings Challenge the Bronzes, Machine Design, 53, 28 (1981) 133-137.
18. Lamberigts, M., Walmag, G., Coutsouradis, D., Delneville, P. ve Meeus, M., Friction and Ductility Behaviours of A High Strength Zinc Foundry Alloys, AFS Transactions, (1985) 569-578.
19. Radden, T., Zinc Alloy Bearing Down on Bronze Territory, Canadian Mining Journal, (1986) 58-59.
20. Sharma, S.C., Girish, B.M., Somashekar, D.R., Kamath R. ve Satish, B.M., Mechanical Properties and Fractography of Zircon-Particle Reinforced ZA-27 Alloy Composite Materials, Composite Science and Technology, 59 (1999), 1805-1812.
21. Gervais, E. ve Levert, H.M., The Development of A Family of Zinc Based Foundry Alloys, American Foundrymen's Society Transaction, 88 (1980) 183-194.
22. Savaşkan, T. ve Murphy, S., Mechanical Properties and Lubricated Wear of Zn-25Al-Based Alloys, Wear, 116 (1987) 211-224.
23. Ma, T., Chen, D.Q., Li, S.C. ve Wang, H.M., Effect of Mn on Lubricated Friction and Wear Properties of Zn-Al Alloys, Louyang Institute of Technology, Louyang, People's Republic of China, 1990.
24. Durman, M. ve Murphy, S., Precipitation of Metastabil ϵ -Phase in a Hypereutectic Zinc-Aluminum Alloys Containing Copper, Acta Metal. Matter., 39, 10 (1991) 2235-2242.
25. Gross, D.K., Zinc Alloys: Specification and Processing, Society of Automotive Engineers, Paper No 871952, (1988) 1069-1075.
26. Pürçek, G., Küçükömeroğlu, T. ve Savaşkan, T., Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımlardan İmal Edilen Yatakların Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi, Mühendis ve Makina, 37 (1996) 35-41.
27. Riston, T.J., Barnhurst, R.J. ve Mihaichuk, W., Comparative Wear Rate Evaluation of Zinc-Aluminium (ZA) and Bronze Alloys Through Block-on-Ring Testing and Field Applications, Paper No 860064, SAE Annual Conference, Detroit, USA, 1986.
28. Savaşkan, T. ve Çuvalcı, H., Çinko-Alüminyum Esaslı Yatak Alaşımlarının Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi, 4. Ulusal Makina Tasarımı ve İmalat Kongresi, Ankara, Eylül 1990.

29. Zhu, Y.H., Turres, G. ve Pina C., Complex Microstructural Changes in As-Cast Eutectoid Zn-Al Alloy, Journal of Material Science, 29 (1994) 1549-1552.
30. Savaşkan, T. ve Murphy S., Decomposition of Zn-Al Alloys on Quench-Aging, Material Science and Technology, 35, 6 (1990) 695-700.
31. Goodwin, F.E. ve Ponikvar, A., Engineering Properties of Zinc Alloys, Third Edition-Revised, North Carolina, 1989.
32. Savaşkan, T. ve Murphy S., Zn-Al Esaslı Yatak Alaşımındaki Faz Dönüşümleri, 4. Ulusal Metalurji Kongresi, Ankara, Ekim 1986, Bildiriler Kitabı, Cilt II, 532-555.
33. Zhu, Y.H. ve Murphy S., A General Rule of Decomposition Reaction in Supersaturated Zn-Al Based Alloys, Chinese Journal of Metal Science and Technology, 2 (1986) 103-115.
34. Savaşkan, T. ve Murphy S., Metallography of Zn-25%Al Based Alloys in the As-Cast and Aged Conditions, Practical Metallography, 24 (1987) 15-23.
35. Barnhurst, R.J., Guidelines for Designing Zinc Alloy Bearing a Technical Manuel, Society of Automotive Engineers, Paper No 880289, (1988) 2164-2170.
36. Murphy S., The Structure of the T' Phase in The System Al-Cu-Zn, Metal Science, 9 (1975) 163-168.
37. Wakefield, E.C., Copper-Aluminum-Zinc Alloy Excels in Tough Conditions, Design Engineering, (1973) 1-4.
38. Zhu, Y.H., Phase Equilibria in Zn-Al-Cu-Si Alloys, Chinese Journal of Metal Science and Technology, 5 (1989) 113-118.
39. Zhu, Y.H. ve Goodwin F., Microstructures of Thermomechanically Treated Eutectoid Zn-Al Alloy, Journal of Material Science and Technology, 10 (1994) 121-126.
40. Zhu, Y.H. ve Lee W.B., Tensile Deformation and Phase Transformation of Furnace Cooled Zn-Al Based Alloy, Material Science and Engineering A, 293 (2000) 95-101.
41. Zhu, Y.H., Savaşkan T. ve Murphy S., Phase Transformations in Quench-Aged Zn-Al-Si Alloys, Mat. Res. Soc. Proc., 21 (1984) 835-840.
42. Hekimoğlu, A.P., Bakır Katkısı ve Isıl İşlemin Çinko-Alüminyum Alaşımının Sürtünme ve Aşınma Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2002
43. Aydın, A., Silisyum Katkısının Monotektoid Esaslı Çinko-Alüminyum Alaşımının Tribolojik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, KTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 2002.

44. Barnhurst, R.J., Zinc and Zinc Alloys Metal Handbook, 10th Edition, Vol.2, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1991.
45. Savaşkan, T. ve Pürçek, G., Çinko-Alüminyum Esaslı Alaşımların ve Bu Alaşımlardan Üretilen Kaymalı Yatakların Aşınma Özellikleri, Türk Mühendis ve Çevre Bilimleri Dergisi (Tr. J. Env. Sci.), 24 (2000) 25-34.
46. Savaşkan, T., Torul, O. ve Çuvalcı H., Çinko-Alüminyum Alaşımlarının İç Yapı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, 5. Ulusal Metalurji Kongresi, Ankara, Kasım 1988, Bildiriler Kitabı, Cilt II, 794-798.
47. Durman, M., Çinko-Alüminyum Esaslı Basınçlı Döküm Alaşımlarının %0-%30 Al Bileşim Aralığında Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, Denizli, Nisan 1993, Bildiriler Kitabı, 177-191.
48. Lyon, R., New Zinc Alloys with Wide Engineering Applications, The Institute of British Foundryman, 83rd Annual Conference, Buxton, (1986) 87-97.
49. Prasad, B.K., Effects of Heat Treatment on The Partially Lubricated Sliding Wear Behaviour of a Zinc Based Alloy, Mater. Trans., 7 (1999) 578-585.
50. Panday, J.P. ve Prasad, B.K., Dry Sliding Wear Behaviour of a Zinc Based Alloy Against Different Counterface Materials, Metallkunde, 88 (1997) 739-743.
51. Marczak, R.J. ve Ciach, R., Tribological Properties of Concentrated Al-Zn Alloys, Proc.1st Europe Tribology Congress, 1973, London, 223-227.
52. Torabian, H., Pathak, J.P. ve Tiwari, S.N., Wear Characteristics of Al-Si Alloys, Wear, 172 (1994) 49-58.
53. Prasad, B.K., Effects of Partially Substituting Copper by Silicon on the Physical, Mechanical and Wear Properties of a Zn-37%Al Based Alloy, Mater. Charact., 44 (2000) 301-308.
54. Prasad, B.K., Venkateswarlu, K. ve Modi, O.P., Sliding Wear Behaviour of Some Al-Si Alloys: Role of Shape and Size of Si Particles and Test Conditions, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 29A, (1997) 2747-2752.
55. Lyon, R., New Zinc Alloys with Wide Engineering Applications, Proceeding Conference on Materials Engineering, University of Leeds, July 1984, 87-96.
56. Jian, L., Laufer, E.E. Ve Masounave, J., Wear in Zn-Al-Si Alloys, Wear, 165 (1993) 51-56.
57. Barnhurst, R.J. ve Farge, J.C., A Study of the Bearing Characteristics of Zinc-Aluminum (ZA) Alloys, Canadian Metallurgical Quarterly, 27, 3 (1988) 225-233.
58. Metals Handbook, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1985.

59. Brooks, C.R., Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, American Society for Metals, (1991)
60. Halling, J. , Principles of Tribology, Macmillan Education Ltd, London, 1989.



ÖZGEÇMİŞ

Osman BİCAN 1978 yılında Elazığ'da doğdu. 1996 yılında Elazığ Anadolu Lisesini bitirdi. 2001 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü'nden Makina Mühendisi unvanı ile mezun oldu. 2001 yılında Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı. Kasım 2001'de K.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'na araştırma görevlisi olarak atandı. Halen yüksek lisans öğrenimine devam eden Osman BİCAN İngilizce bilmektedir.