

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Cr ve Si KATKISI İLE MODİFİYE EDİLMİŞ ALUMİNYUM
BRONZLARININ TRİBOLOJİSİ

TUĞÇE TÜFEKÇİ

KOCAELİ 2019

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Cr ve Si KATKISI İLE MODİFİYE EDİLMİŞ ALUMİNYUM
BRONZLARININ TRİBOLOJİSİ

TUĞÇE TÜFEKÇİ

Doç.Dr. Ş. Hakan ATAPEK
Danışman, Kocaeli Üniversitesi
Doç.Dr. Sinan FİDAN
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi
Doç.Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Jüri Üyesi, Yıldız Teknik Üniversitesi


.....

.....

.....

Tezin Savunulduğu Tarih: 17.07.2019

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Çalışmama yön veren, bu yolda desteğini esirgemeyen ve her sorunda çözümleriyle bizi aydınlatan danışman hocam Sayın Doç. Dr. Ş. Hakan Atapek'e içten ve sonsuz teşekkür ederim. Tez sürecinde numunelerin tedarik edilmesinde büyük katkısı olan Lodz Üniversitesi, Malzeme Mühendisliği ve Üretim Sistemleri öğretim üyelerinden Dr. Boguslaw Pisarek'e, tez çalışmalarımın tüm aşamalarında bilgi, destek ve zamanını esirgemeyen Arş. Grv. Y. Müh. Gülşah Aktaş Çelik'e ve deneysel çalışmalarımın ilerlemesinde katkısı olan Onur Birbaşar'a da desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans çalışmalarımda arka planda bana tüm desteğini sunan ve çözüm arayışında hep yanımda olan Semih Odabaşı'ya, ayrı şehirlerde olsak da motivasyonumu sürekli güçlendiren ve beni her daim destekleyen canım arkadaşlarım Sinem Anas Güz'e, Yağmur Yavaş'a, Gamze Durmaz'a ve lisans eğitimimizden beri birlikte yol aldığımız sevgili arkadaşım Kezban Duran'a gönülden teşekkür ederim.

Son olarak hayatımın her anında yanımda olan, sevincimi, üzüntümü, heyecanımı paylaşan, her kararımda arkamda duran ve benden desteklediklerini hiçbir zaman esirgemeyen canım annem Şahende Tüfekçi'ye, babam Atila Tüfekçi'ye ve kardeşim Tuğberk Tüfekçi'ye sonsuz teşekkür ediyorum.

Haziran – 2019

Tuğçe TÜFEKÇİ

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	iii
TABLolar DİZİNİ	v
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	vi
ÖZET.....	vii
ABSTRACT.....	viii
GİRİŞ	1
1. ALUMİNYUM BRONZLARI, ÖZELLİKLERİ VE METALURJİSİ.....	3
1.1. Alüminyum Bronzlarının Sınıflandırılması ve Özellikleri.....	3
1.2. Alüminyum Bronzlarının Döküm ile Üretimi ve Metalurjisi.....	7
1.2.1. Ergitme ve katılaşmaya yönelik süreçler.....	7
1.2.2. Metalurjik yaklaşımlar	9
1.2.3. Mikroyapısal bileşenlerin tanıtımı.....	14
2. ALUMİNYUM BRONZLARININ TRİBOLOJİSİ.....	20
2.1. Sürtünme ve Aşınma Mekanizmaları	20
2.2. Aşınma Test Düzenekleri ve Aşınma Oranı Hesabı.....	28
2.3. Alüminyum Bronzlarının Aşınma Davranışı.....	31
3. MALZEME VE YÖNTEM.....	39
3.1. Döküm Alaşımlarının Üretimi.....	39
3.2. Metalografik İşlemler ve Mikroskopik İncelemeler.....	40
3.3. Mekanik Karakterizasyon.....	41
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	43
4.1. Döküm Alaşımlarının Mikroyapısal Karakterizasyonu.....	43
4.2. Döküm Alaşımlarının Mekanik Karakterizasyonu.....	47
4.2.1. Sertlik verilerin değerlendirilmesi	47
4.2.2. Darbe tokluk verilerinin değerlendirilmesi.....	48
4.2.3. Tribolojik karakterizasyonu.....	49
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	58
KAYNAKLAR	60
KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER	62
ÖZGEÇMİŞ	63

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Aluminyum bronzlarında aluminyum miktarının yoğunluğa etkisi	5
Şekil 1.2.	Aluminyum bronzlarında aluminyum miktarına bağlı olarak elektriksel iletkenliğin değişimi	6
Şekil 1.3.	Aluminyum bronzlarında katılaşma kademeleri	9
Şekil 1.4.	Cu-Al denge faz diyagramı	10
Şekil 1.5.	Kokil kalıba dökülmüş ağırlıkça % 10 Al içeren bronzun mikroyapısı.....	15
Şekil 1.6.	Bileşiminde ağırlıkça % 88 Cu, % 9 Al ve % 3 Fe içeren aluminyum bronzunun katılaşma yapısı.....	16
Şekil 1.7.	80Cu12Al3Fe alaşımına ait döküm mikroyapısı.....	16
Şekil 1.8.	80Cu10Al5Fe5Ni alaşımına ait döküm mikroyapısı.....	16
Şekil 1.9.	CuAl10Ni5Fe4Mn alaşımının 900°C sıcaklıktan su verilmiş konumuna ait mikroyapılar	17
Şekil 1.10.	Bir nikel aluminyum bronzuna ait tüm mikroyapısal bileşenleri gösteren SEM görüntüsü	18
Şekil 2.1.	Kayma sürtünmesini oluşturan mekanizmalar	21
Şekil 2.2.	Kayma sisteminde oluşan üç aşınma basamağı.....	22
Şekil 2.3.	Kayma sisteminde ilk kayma periyodunda oluşmakta olan sürtünme mekanizmasının altı adımı	22
Şekil 2.4.	Aşınma katsayısının sürtünme katsayısı ile değişimi.....	24
Şekil 2.5.	Aşınma mekanizmaları.....	25
Şekil 2.6.	İki boyutlu ve üç boyutlu abrasif aşınma	26
Şekil 2.7.	Yorulma aşınmasının süreçlerini gösteren şematik bir çizim	28
Şekil 2.8.	Kayma aşınması test düzeneklerinin şematik gösterimleri	29
Şekil 2.9.	BS 1400 AB2 burç alaşımına ait zamana bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği.....	32
Şekil 2.10.	81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) alaşımının 3,01 m/s'lik ve 156 kPa nominal basınç altında yapılan sürtünme testleri sonrası kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişimi.....	33
Şekil 2.11.	Farklı kayma hızlarında ve nominal basınçlarda test edilen 81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) alaşımının sürtünme katsayı değerleri.....	34
Şekil 2.12.	Farklı kayma hızlarında ve nominal basınçlarda test edilen 81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) alaşımının spesifik aşınma oranları	35
Şekil 2.13.	C4 ve C8 aluminyum bronzlarının kuru sürtünme koşullarında mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi	36
Şekil 2.14.	Kuru sürtünme testleri sonrası C4 ve C8 aluminyum bronzlarının aşınma yüzey görüntüleri; (a) C4 ve (b) C8	37

Şekil 2.15. Kuru sürtünme testleri sonrası C4 ve C8 alüminyum bronzlarının aşınma yüzey 3D görüntüleri; (a) C4 ve (b) C8	37
Şekil 2.16. C4 ve C8 alüminyum bronzlarının tuzlu su ortamında sürtünme koşullarında mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi	38
Şekil 2.17. Tuzlu su ortamında yapılan sürtünme testleri sonrası C4 ve C8 alüminyum bronzlarının aşınma yüzey 3D görüntüleri; (a) C4 ve (b) C8.....	38
Şekil 3.1. Dökümü gerçekleştirilen test parçasına ait şematik görüntü.....	40
Şekil 3.2. Kantitatif analizlerde kullanılan örnek bir IM görüntüsü.....	41
Şekil 3.3. Deneysel çalışmalarda kullanılan “ball on disc” test düzeneği şematik gösterimi	42
Şekil 4.1. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait IM görüntüleri	43
Şekil 4.2. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait SEM görüntüleri	44
Şekil 4.3. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait IM görüntüleri	45
Şekil 4.4. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait SEM görüntüleri	45
Şekil 4.5. (a) T4 alaşımının mikroyapısını gösteren bir SEM görüntüsü ve (b-d) mikroyapıda işaretlenmiş bölgelere ait EDS dataları	46
Şekil 4.6. T4 döküm alaşımına ait XRD datası	47
Şekil 4.7. Döküm alaşımlarının sertlik değerleri.....	48
Şekil 4.8. Döküm alaşımlarının darbe tokluk değerleri.....	49
Şekil 4.9. Üretilen alaşımlar için mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafikleri; (a) kuru ortam ve (b) yağlayıcı ortam.....	51
Şekil 4.10. Alaşımların kuru ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası aşınma yüzeylerini gösteren 3D görüntüleri	52
Şekil 4.11. Alaşımların yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası aşınma yüzeylerini gösteren 3D görüntüleri.....	52
Şekil 4.12. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait IM görüntüleri	53
Şekil 4.13. Yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait IM görüntüleri	54
Şekil 4.14. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımlar için hesaplanan aşınma oranları	55
Şekil 4.15. Yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımlar için hesaplanan aşınma oranları	55
Şekil 4.16. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.....	56
Şekil 4.17. Yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri	57

TABLULAR DİZİNİ

Tablo 1.1. ASTM alüminyum bronz kum döküm çeşitleri ve alaşım elemanlarının % miktarları.....	3
Tablo 1.2. TSE 560 standardına göre alüminyum bronzlarının kimyasal kompozisyonları.....	4
Tablo 1.3. Cu-Al denge faz diyagramında sınır noktalar, sıcaklıkları ve alüminyum miktarları.....	11
Tablo 1.4. Döküm nikel alüminyum bronzunda yer alan fazlara ait verilmiş olan x-ışını spektroskopi analizi.....	19
Tablo 3.1. Dökümü gerçekleştirilen alaşımlara ait kimyasal kompozisyonlar (ağ.-%).....	39

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

d	: Aşınma izi genişliği
F	: Teğetsel sürtünme kuvveti
N	: Normal yük
R	: Aşınma izi yarıçapı
r	: Bilya yarıçapı
V	: Hacim kaybı
Wr	: Spesifik aşınma oranı
α	: Alfa fazı
β	: Beta fazı
γ	: Gama fazı
κ	: Kappa fazı
μ	: Sürtünme katsayısı

Kısaltmalar

ASTM	: American Society for Testing Materials (Amerika Test Etme ve Malzeme Topluluğu)
EDS	: Energy Dispersive Spectrometry (Enerji Dağılım Spektrometresi)
HB	: Hardness of Brinell (Brinell Sertliği)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
TSE	: Türk Standartları Enstitüsü
XRD	: X- Ray Diffraction (X-ışın difraktometresi)

Cr ve Si KATKISI İLE MODİFİYE EDİLMİŞ ALUMİNYUM BRONZLARININ TRİBOLOJİSİ

ÖZET

Bu çalışmada, farklı Cr ve Si miktarlarının katkısıyla modifiye edilmiş alüminyum bronzlarının tribolojik karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Başlangıçta döküm alaşımlarının mikroyapısal bileşenleri incelenmiş olup metalurjik analizler alüminyum bronzlarının tipik dentritik matrislere sahip olduğunu ve α -Cu içerisinde yer alan çeşitli ikincil fazların (Fe-ze zengin silisitler) bulunduğunu göstermiştir. Hem ikincil fazların miktarı hem de döküm alaşımların mekanik özellikleri Si:Cr oranının bir fonksiyonu olarak değişmektedir ve alaşımlama oranı arttıkça sert partiküllerin (silisitlerin) ve sertliğin arttığı ortaya konulmuştur. Ancak bu sert partiküllerin döküm alaşımlarının darbe tokluk değerleri üzerine bozucu bir etkisi olmuştur. Daha sonrasında, kuru ve yağlayıcı ortamlarda tribolojik testler gerçekleştirilmiş olup mikroskopik incelemeler ve profilometrik analizler aşınma oranlarının hesaplanması için kullanılmıştır. Tribolojik sonuçlar; (i) kuru sürtünme koşullarında sürtünme katsayısı değerlerinin beklenildiği üzere yağlayıcı ortama göre daha yüksek olduğunu, (ii) Si:Cr oranı arttıkça modifiye edilmiş alaşımların aşınma oranlarının azaldığını ve kompozisyonlarda yer alan Si içeriğinin modifiye edilmiş alaşımların aşınma dirençlerinin kıyaslanmasında belirleyici bir özellikte olduğunu göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Alaşımlama, Alüminyum Bronzları, Mikroyapı, Triboloji.

TRIBOLOGY OF ALUMINUM BRONZES MODIFIED WITH Cr AND Si ADDITIVES

ABSTRACT

In this study, tribological characterization of aluminum bronzes modified with the addition of different Cr and Si contents is carried out. Initially, the microstructural features of cast alloys were examined and metallurgical analyses showed that aluminum bronzes had typical dendritic matrices and several secondary phases (Fe-rich silicides) were embedded in α -Cu. Not only the amount of secondary phases but also mechanical properties of cast alloys was varied as a function of Si:Cr ratio and it was concluded that as the alloying ratio increased both the amount of the hard particles (silicides) and hardness increased. However, these hard particles had a detrimental effect on the impact toughness values of cast alloys. Secondly, tribological tests were carried out under both dry and lubricated conditions and microscopical examinations and profilometrical analyses were used in order to determine wear rates. The tribological results showed that (i) friction of coefficient under dry sliding condition were higher than those of lubricated condition as expected, (ii) as Si:Cr ratio increased wear rates of the modified alloys decreased and (iii) the amount of Si content in the compositions could be the distinctive feature for the comparison of wear resistances of the modified alloys.

Keywords: Alloying, Aluminum Bronzes, Microstructure, Tribology.

GİRİŞ

Bakır ve alaşımları, sahip oldukları yüksek elektriksel ve ısı iletkenliği, korozyon direnci ve yeteri mukavemetlerinden dolayı endüstriyel birçok uygulamada çoğunlukla kullanılmaktadır. Toksik olmaması ve mimari estetiğe uygun olması da bu alaşımlar için farklı kullanım alanları oluşturmaktadır. Tribolojik olarak da birçok çalışma koşulunda yüksek aşınma direnci sergilemesinden dolayı da bakır alaşımları katma değerleri yüksek bir malzeme grubudur. Bakırın çoğu uygulamada teknik beklentilere cevap verebilmesi, çoğu zaman mekanik özelliklerinin (sertlik, mukavemet vb.) arttırılmasına bağlıdır. Bunu sağlamak için alaşımlandırma kaçınılmazdır. Ancak bakırın elektrik ve ısı iletkenliği gibi fiziksel özellikleri, mukavemet artırıcı elementlerin kullanılması nedeni ile teknik beklentilerin altında bir değer aralığına gelebilmektedir [1-3].

Bakır alaşımları, dökülebilme ve şekillendirilebilme gibi imalat faktörlerinin yanı sıra kompozisyonlarında bulunan öncelikli alaşım elementlerine göre de sınıflandırılır. Mekanik ve teknolojik özelliklerini iyileştirmeye yarayan alaşım elementlerinin başında çinko, kalay, alüminyum ve nikel gelir. Kompozisyonunda en az ağırlıkça % 60 bakırın yer alması halinde, içerdii alaşım elementine göre de adlandırılır. Böylece, alüminyum bronzu, berilyum bronzu, kalay bronzu ve fosfor bronzu gibi alaşımlar birbirinden kolayca ayırt edilebilir. Yüksek oranda mekanik zorlanmalara maruz kalan aletlerin, makine ve konstrüksiyon parçalarının, yayların, membranların, dişli çarklarının ve birçok bağlantı elemanlarının imalatında CuSn, CuAl ve CuBe alaşımları kullanılır. Bahsi geçen bu alaşımlar özellikle tribolojik uygulamalarda da tercih edilir. Kaymalı yataklarda, sürtünme ve aşınma plakaları gibi sürtünme ve aşınmaya maruz kalan makine elemanlarında bu alaşımların kullanıldığını görmek mümkündür. CuSn, CuZn, CuAl ve CuNi alaşımları korozyona dayanıklı alaşımlar olup gemi inşasında ve çeşitli cihaz, alet ve sistemlerin üretiminde gerekli iletim borularında, armatürlerde, soğutma ve ısı değiştirme ünitelerinde kullanılır. CuZn ve

CuZnPb gibi bakır esaslı alaşımlar kolay işlenebilmekte ve çoğunlukla boru, halka ve civata imalatında tercih edilen alaşımlar arasındadır [3-5].

Bakır alaşımlarının bir taraftan alaşımlandırma diğer taraftan da ısıtım işlemleri ile kullanımını yaygınlaştırmak mümkündür. Katı ergiyik sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi, ince tane boyutu sertleştirilmesi, çökelti sertleştirilmesi gibi temel sertleştirme mekanizmalarının tümü bu alaşımların mekanik, fiziksel ve kimyasal özelliklerinin geliştirilmesine katkı vermektedir. Alüminyum bronzları başta olmak üzere özellikle yeni nesil sert bakır alaşımların demir dışı alaşımlarına rağbet göstermesinde, ısıtım işlemlerinin katkısı oldukça fazladır. Alüminyum bronzlarının çözeltilmeye alınıp hızlı su verme ile soğutulması halinde, martenzitik bir dönüşüm göstererek mukavemetlendirilmesi geçmişten günümüze bilinen iyi bir yaklaşımdır. Öte yandan, CuCrZr, CuNiSi, CuBe, CuCoNiBe gibi çökelti sertleşebilen sert bakır alaşımlarında çözeltilmeye alma, su verme ve yaşlandırma gibi bir ısıtım işlem serisi bu alaşımlara yüksek sertlik ile elektriksel iletkenlik kazandırmaktadır [3, 4].

Bu tez çalışması kapsamında, Cr ve Si katkısı ile modifiye edilmiş yeni nesil alüminyum bronzlarının döküm ile üretimi gerçekleştirilmiş olup bu döküm alaşımlarının kuru ve yağlayıcı ortamlarda tribolojik davranışı incelenmiştir. Çalışma esas itibarı ile ısıtım işlemlere gerek duyulmadan α bronz alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerini geliştirmeye yöneliktir. Çalışma, Türk ve Polonyalı araştırma gruplarının iş birliği ile tamamlanmış olup Lodz Üniversitesi alt yapısı kullanılarak döküm alaşımları geliştirilmiştir. Aynı zamanda, Kocaeli Üniversitesi alt yapısı kullanılarak tribolojik karakterizasyon çalışmaları yürütülmüştür. Mikroyapısal ve mekanik karakterizasyon çalışmalarında Lodz Üniversitesinin katkısı oldukça yüksektir. Tüm tribolojik çalışmalarda ise alaşımların kuru ve yağlayıcı ortamlarda testleri Türk çalışma grubu tarafından yapılmış olup test koşullarında alaşımların sürtünme katsayıları, aşınma hızları ve aşınma yüzey karakteristikleri irdelenmiştir.

1. ALUMİNYUM BRONZLARI, ÖZELLİKLERİ VE METALURJİSİ

1.1. Alüminyum Bronzlarının Sınıflandırılması ve Özellikleri

Bu bölümde, alüminyum bronzlarının başlangıçta ASTM ve sonrasında TSE normuna göre sınıflandırılması yapılmıştır ve sonrasında bu alaşımlara ait genel özellikler verilmiştir. Bilindiği üzere, alaşım elementlerinin katkısı ile birçok malzemenin mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri değişmektedir. Bu bölümde, alaşım elementlerinin etkisinden ziyade her bir alüminyum bronzunun kimyasal kompozisyonundaki miktarı üzerinde durulacak olup bu bronzların genel özellikleri ve kullanım alanları tanıtılacaktır.

ASTM B148-78 standardına göre kum kalıba döküm ile üretilebilen alüminyum bronzlarını işaret etmekte olup bu standarda göre alaşımların sınıflandırılması Tablo 1.1’de verilmiştir [2-4]. Alüminyum bronzlarının TSE 560’a göre sınıflandırılmasında ticari kullanımı yüksek olan alaşımlar seçilmiş olup bu bronzlar Tablo 1.2’de listelenmiştir. Farklı bileşimde olmasında rağmen birçok alüminyum bronzunu aynı amaç için kullanılabilir. Özellikle demirin yerine mangan kısmen veya tamamen kullanılabilir. Bu gibi değişiklikler alaşımın mekanik veya diğer özellikleri üzerine önemli oranda etki eder [2].

Tablo 1.1. ASTM alüminyum bronz kum döküm çeşitleri ve alaşım elemanlarının % miktarları [4]

Alaşım no	Kimyasal kompozisyon (ağ.-%)						
	Cu	Fe	Ni	Al	Mn	Si	Pb
C95200	86,0	2,5-4,0	-	8,5-9,5	-	-	-
C95300	86,0	0,8-1,5	-	9,0-11,0	-	-	-
C95400	83,0	3,0-5,0	maks. 2,5	10,0-11,5	-	-	-
C95500	78,0	3,0-5,0	3,0-5,5	10,0-11,5	maks. 3,5	-	-
C95600	88,0	-	maks. 0,25	6,0-8,0	-	1,8-3,5	-
C95700	71,0	2,0-4,0	1,5-3,0	7,0-8,5	11,0-14,0	maks. 0,1	maks. 0,03
C95800	79,0	3,5-4,5	4,5-5,0	8,5-9,5	0,8-1,5	maks. 0,1	maks. 0,03

Tablo 1.2. TSE 560 standardına göre alüminyum bronzlarının kimyasal kompozisyonları [2]

Alaşım	Kimyasal kompozisyon (ağ.-%)				
	Al	Mn	Ni	Fe	Cu
CuAl5	4,0-7,0	maks. 0,5	maks. 0,5	maks. 0,5	kalan
CuAl8	7,0-9,0	maks. 0,5	maks. 0,5	maks. 0,5	kalan
CuAl8Fe3	6,5-8,5	maks. 0,8	maks. 1,0	1,5-3,5	kalan
CuAl10Fe3	8,5-11,0	maks. 2,0	maks. 1,0	2,0-4,0	kalan
CuAl10Fe5Ni5	8,5-11,5	maks. 1,5	4,0-6,0	2,0-6,0	kalan

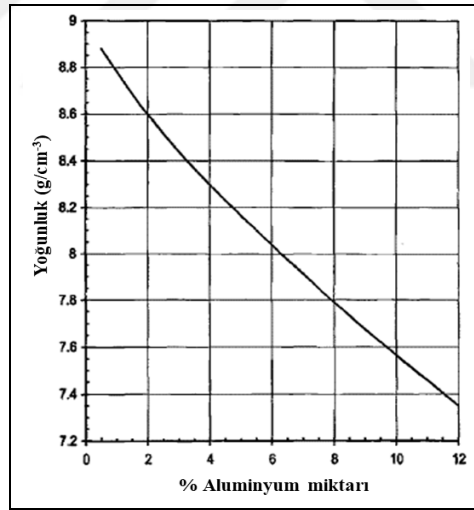
Alüminyum bronzların genel özellikleri arasında içerdđi alaşım elementlerine de bağlı olarak yüksek sıcaklık mukavemetine, yüksek sıcaklıkta oksidasyon direncine, oda sıcaklığında iyi korozyon direncine, iyi aşınma direncine, yüksek yorulma dayanımında uzun ömürlü çalışmaya, döküm, dövme ve işleme kolaylığına sahip olması sayılabilir [3, 4].

Alüminyum bronzları korozyon dayanımı en yüksek olan bakır alaşımlarıdır. Bu bronzların aynı zamanda yüksek sıcaklıkta oksitlenmeye karşı dirençleri de yüksektir. Alüminyum oksitlenmekte ve yüzeyde oluşturduğu oksit yapısı ile bakırın oksitlenmesi önlenmiş olur. Alüminyum miktarı arttıkça alaşımın korozyon dayanımı daha da yükselir. Korozyona en dayanıklı alaşımlar, ağırlıkça % 4'den daha fazla alüminyum içeren α fazlı alaşımlardır. İki fazlı ($\alpha + \beta$) alüminyum bronzlarının korozyon dayanımı α alaşımlarına göre nispeten daha azdır [2, 4, 5].

Alüminyum bronzlarının mekanik özellikleri genel olarak, başta alüminyum olmak üzere alaşım elementlerinin miktarına bağlıdır. Alüminyum bronzlarının genel olarak çekme mukavemeti 45-50 kg/mm² olup, bileşiminde ağırlıkça % 9,0-11,0 alüminyum bulunan bronzlarda çekme mukavemeti en yüksek değerlere ulaşmaktadır. Bununla birlikte uzama ağırlıkça % 5 alüminyum miktarına kadar artmakla birlikte ve ağırlıkça % 5,0-7,5 alüminyum aralığında sabit kalır [3, 6].

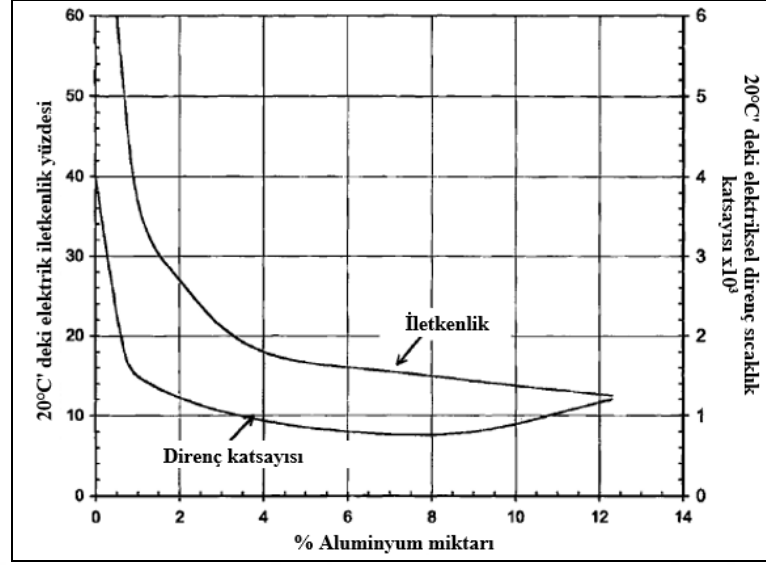
Alüminyum bronzlarının mikroyapılarında çeşitli fazlar yer alabilmektedir ve ısıl işlem ve soğuma hızına bağlı olarak matriks yapısı daha da kompleks bir hale gelebilir. Ancak alüminyum bronzlarında esasen üç faz (α , β ve γ_2) sıklıkla görölmektedir ve bu fazlar mekanik özellikleri doğrudan belirlemektedir. Genellikle üç faz mikroyapıda sıklıkla görölmektedir. Bu fazlar, mikroyapıda ayrı ayrı yer alabileceği gibi

dubleks/kompleks bir dağılımda da olabilir. Alüminyum miktarı arttıkça tek fazdan ziyade çift faz yapıları gözlenmekle birlikte Şekil 1.1’de gösterildiği üzere bronzun yoğunluğu azalır. Bilindiği üzere, alüminyum bronzlarında ağırlıkça % 8 alüminyuma kadar bronz α fazına sahiptir. Diğer faz olan β fazı ise ağırlıkça % 8,0-11,0 alüminyuma kadar ısıl işlem ve su verme koşullarına göre matris içerisinde gözlenebilir. Matris içerisinde yer alan α fazı yumuşak bir karakteristiktir ve süneklik ile korozyona karşı dayanım sağlar. Mikroyapıda var olabilen β fazının sertliği α fazının sertliğinden bir miktar daha yüksek olup matrisin sünekliğine ve korozyon dayanıma katkı vermektedir. Ancak γ_2 fazı oldukça sert ve gevrek bir yapı olup korozyon dayanımında bir miktar azalmaya neden olabilmektedir [2-6]. Alüminyum bronzları yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip olduğundan işlenmeleri de güçtür. Bu bronzlarda, alüminyumun miktarı alaşımın işleme kabiliyetini de belirler. Alüminyum bronz malzemenin talaş kaldırmak için yüksek alaşımlı takım çelikleri ya da çok sert özel aşındırıcı metaller kullanılır. Alüminyum miktarının ağırlıkça % 9’dan daha fazla olması halinde bu bronzlar sıcak işlenebilirler [2, 3].



Şekil 1.1. Alüminyum bronzlarında alüminyum miktarının yoğunluğa etkisi [3]

Endüstride kullanılan alüminyum bronzlarının, elektriksel iletkenliği yüksek iletken bakırın sadece % 12-17’si kadardır. İletkenlik demir, nikel ve diğer alaşım elementlerinin ilavesi ile düşmektedir. Alüminyum bronzlarının elektriksel iletkenliği iyonların hareketini etkileyen sıcaklığa ve alaşımda bulunan yabancı elementlerin miktarına bağlı olarak değişmektedir (Şekil 1.2) [3].



Şekil 1.2. Alüminyum bronzlarında alüminyum miktarına bağımlı olarak elektriksel iletkenliğin değişimi [3]

Tüm bu genel özellikleri ile alüminyum bronzlar çok farklı kullanım alanlarına sahiptir. Bu bölümde, ASTM B148-78 standardına uygun alüminyum bronzlarından birkaçı için kullanım alanları örneklenmiştir.

C95200 alaşımı; vana yapım elemanlarda, biçimlendirme kalıplarında, kıvılcım dirençli takımlarda ve metal şekillendirmede kullanılan merdane pabuçlarının yapımında, sarsıntılı çalışan makine parçalarında çoğunlukla kullanılır. Bu alaşım aynı zamanda, asite dayanıklı pompaların, yatakların, dişlilerin, sübap yatağının, kılavuzların, pompa pistonunun, pompa çubuklarının ve yatakların yapımında kullanılırlar.

C95300 alaşımı, kompozisyonunda demir içermemekle birlikte ağırlıkça % 10 alüminyum içermektedir. Somunların, deniz ekipmanlarının ve kaynak çenelerinin yapımında çoğunlukla kullanılırlar. C95400 alaşımı ise gemilerde boru bağlantılarının ve gövdelerinin yapımında ve bunun dışında yatakların, dişlilerin, sonsuz vidaların, supapların yapımında kullanılırlar.

C95500 alaşımının mekanik özellikleri çok yüksek olup alaşımında kompozisyonunda bulunan yüksek miktardaki mangan ve nikelin alaşımın ergime sıcaklığını ve yoğunluğunu arttırmasından dolayı döküm ile üretimlerinde problemler ortaya çıkabilmektedir. Bu alaşım, supap yatakları başta olmak üzere ve uçak motorlarındaki yatakların, korozyona dirençli parçaların ve dişlilerin yapımında kullanılırlar.

C95600 alaşımı, ticari olarak silisyumlu alüminyum bronzu olarak bilinmektedir ve çoğunlukla yanmalı motor bileşenlerinin yanı sıra özellikle yaklaşık 390 °C sıcaklığa kadar dayanabilen bazı kimyasal aparatların yapımında kullanılırlar. C956700 alaşımı ise mangan ve nikel de içeren bir alüminyum bronzu olup yüksek mangan içermesinden dolayı döküm ürünlerde çok iyi mekanik özellikleri elde etmek mümkündür. Bu alaşım esas itibari ile deniz pervaneleri için özellikle geliştirilmiştir. Deniz suyuna karşı korozyon dayanımları çok yüksek olmasına rağmen bu alaşımların asitlere karşı dayanımı oldukça düşüktür. Bir diğer alaşım ise C95800 alaşımı olup ticari olarak nikelli alüminyum bronzu olarak bilinir. Bu alaşım çoğunlukla buhar kazanlarının yapımında tercih edilmekle birlikte pervane göbeğinin, kanatların ve tuzlu su ile teması olan bütün parçaların yapımında kullanılırlar [2, 4].

1.2. Alüminyum Bronzlarının Döküm ile Üretimi ve Metalurjisi

1.2.1. Ergitme ve katılaşmaya yönelik süreçler

Alüminyum bronzlarının ergitilmesi ve dökümü diğer bakır esaslı alaşımların üretimine benzerdir. Alüminyum bronzlarının ergitilmesinde ve dökümünde ısı ve şarjı mümkün olduğunca hızlı bir şekilde döküm sıcaklığına getirme önemli iki faktördür. Çünkü alüminyum bronzları ergitme esnasında kolayca gaz absorbe edebilmekte ve bu gazlar katılaşma sonrasında dökümlerde gözenek (porozite) oluşumuna kaynak teşkil etmektedir. Alüminyum bronzlarının ergitilmesinde sıvı metalin yüzeyinde flakslar kullanılmakta ve böylece sıvı metalin gaz emmesi ve oksitlerin oluşumu engellenmektedir. Yüzeyleri kaplayabilen flakslar büyük bir avantaj sağlayarak, önceden metalin içinde bulunan mevcut oksitlerin atılması söz konusu iken de görev alır. Tüm bunların dışında, potanın içindeki sıvı metalin yüzeyinde oluşan oksit tabakasını herhangi bir türbülans etki ile kırılmaması fayda sağlayacaktır [2, 3].

Saf metaller kullanılarak bir ergitmenin yapılması halinde ise, ocağın hazırlanmasından sonra bilinen yöntemler kullanılarak bakır ergitilir. Potanın hemen üzerinde yer alan flaks uzaklaştırılmalıdır. Kompozisyonel olarak herhangi bir demirli alüminyum bronzu isteniyorsa, demir ergimiş bakırın içine istenen miktarda toz talaş halinde eklenmelidir. Demirin bu şekilde katılmasını takiben yapılacak olan bir karıştırma işlemi ile demirin ergimiş bakır içerisinde homojen dağılımı

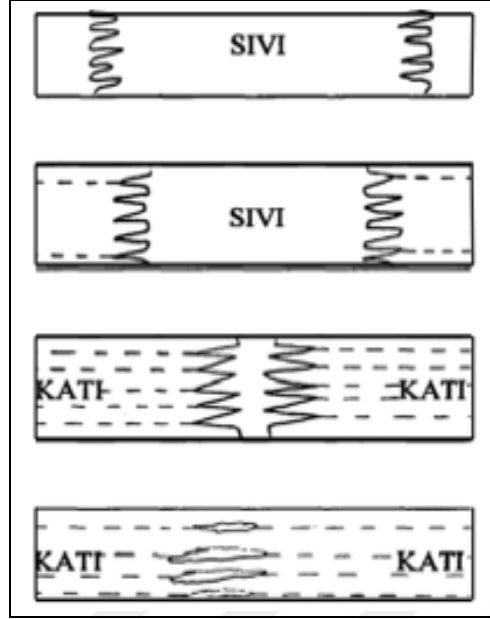
sağlanabilmektedir. Bu şekilde homojen bir ergiyin oluşturulması sonrasında ise istenen miktarda alüminyum katılmalıdır. Kompozisyon oluşturmanın bir gereği olarak diğer alaşım elementlerinden herhangi bir ekleme yapılacaksa da ergime derecesinin bir fonksiyonu olarak istenen eklemeler yapılmaktadır. Flaks ile ergiyin üzerinde koruma amaçlı bir örtü oluşturulabilmektedir ve ocağın döküm sıcaklığına ulaşması için bir miktar beklenmektedir.

Ergimiş bakırın içerisinde eklenilmesi düşünülen demir ve alüminyumun önceden ısıtılması fayda sağlayacaktır. Alaşım hazırlanırken demirin ergiyik içerisinde çözünmesi ve homojen dağılması önem arz etmektedir. Prometre ile yapılan döküm sıcaklığı kontrol edilebilmektedir ve ilgili sıcaklığa ulaşılması halinde daha önceden hazırlanmış kalıplara döküm gerçekleştirilmelidir. Döküm sıcaklığı çoğunlukla 1121-1260°C sıcaklık aralığında olup, bu sıcaklık aralığı döküm boyutuna ve şekline göre değişkenlik gösterebilir. Pratikte potadan kalıplara döküm yapılırken pota ağzının kalına olabildiğince yakın olması istenir. Döküm içerisinde istenmeyen kontaminasyonlardan kaçınmak için de ergitilen parçaların üzerindeki ve bileşimindeki pislikler ve katışkılar önemli ölçüde giderilmelidir [2, 3].

Döküm işlemi kadar katılaşma süreci de önemlidir. Dar katılaşma aralığına sahip alüminyum bronzlarının kalıba dökümünü takiben kalıp duvarları boyunca küçük kristallerin oluşumu ile birlikte sıvı fazdan katı faza geçiş kaçınılmazdır. Bu kristaller hızlı bir şekilde büyüyerek ve diğer kristaller ile birleşerek kalıp yüzeyini çevreleyen katılaşmış bir tabaka yapısı oluşturacaktır.

Sıvı faz ile katı faz arasında daima bir katılaşma cephesi var olup bu cephe kalıp merkezine dik doğrultuda ilerleyerek karşı yönden gelen katılaşma cephesi ile birleşerek katılaşma tamamlanacaktır. Alüminyum bronzlarının katılaşmasında hacimsel çekmelerin olmaları kaçınılmazdır. Bu durumda besleyicilerin varlığı büyük önem taşıyacak olup besleyiciler ile kalıptan sağlam parçanın çıkması sağlanacaktır. Şekil 1.3'te alüminyum bronzlarında katılaşma kademeleri gösterilmiştir.

Alüminyum bronzları kum kalıba dökülebildiği gibi kokil kalıba döküm ile de üretilmektedir. Kum kalıba dökümde sıvı metalin katılaşması sırasında gözlenebilen çekme problemleri alaşımın kokil kalıba dökülmesi veya soğutucu uygulaması neticesinde de giderilebilir.



Şekil 1.3. Alüminyum bronzlarında katılaşma kademeleri [2]

Alüminyum bronzlarının yavaş soğutulması halinde matrislerinde sert ve kırılabilir fazlar oluşabilmektedir ve hızlı soğutma ile bu fazların oluşumu engellenebilmektedir. Tüm bunların dışında, alüminyum bronzlarının kokil kalıba dökülmesi halinde sıvı metalin süreksizlikleri (pas) ve oksitler kalıp duvarlarına tutunma eğiliminde olabilirler. İnce işleme ve belki de bir parlatma ile yüzeyde bu istenmeyen bileşenler uzaklaştırılabilir. Dökümde kokil kalıbın kullanılmaması halinde oksit nedenli hatalar parçanın daha iç bölgelerinde olabilir ve bu hataların giderilmesinde önemli bir işçilik gerekebilir [2, 3].

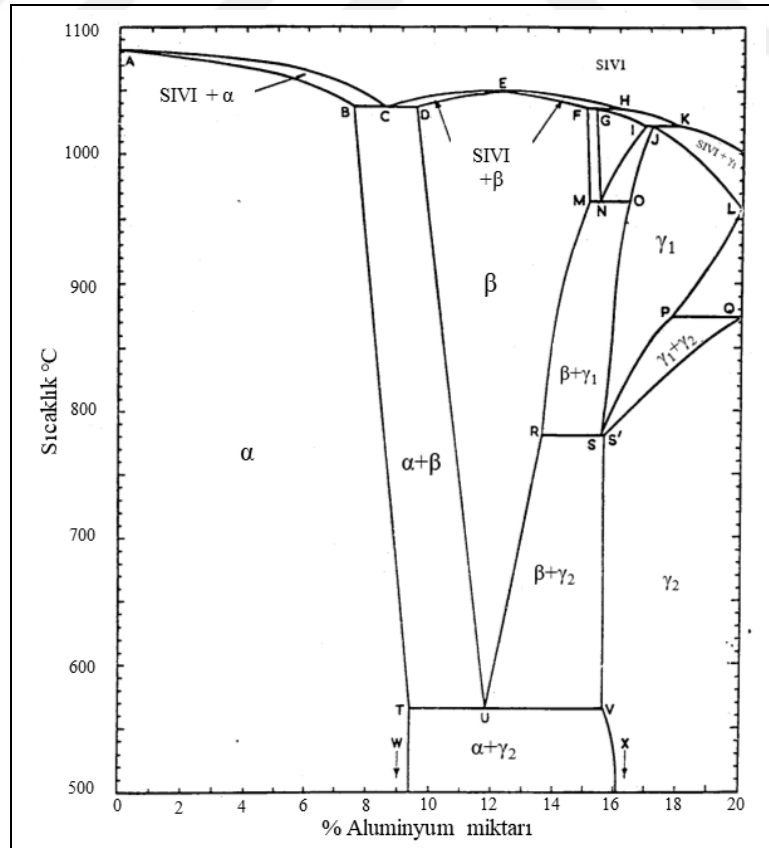
1.2.2. Metalurjik yaklaşımlar

Bu bölümde, başlangıçta Cu-Al denge diyagramı üzerinden alüminyum bronzlarında bulunan fazlar tanıtılacak olup özellikle kompozisyonunda yer alan alüminyum miktarına göre, alüminyum bronzlarının metalurjik yapıları irdelenecektir. Endüstriyel açıdan bakılacak olunursa, alüminyum bronzlarını ağırlıkça % 7,5 Al içeriğine göre tek fazlı alüminyum bronzları ve ağırlıkça % 8-14 Al içeriğine göre çift fazlı alüminyum bronzları olarak iki gruba ayırabiliriz.

Bu bölümde her iki gruba giren alaşımlar özellikleri ve metalurjik yapıları açısından işlenecektir. Şekil 1.4'de Cu-Al denge faz diyagramı verilmiş olup, bu diyagramın işaret ettiği sınır noktaları ile bu noktalara karşılık gelen sıcaklık değerleri ve

alüminyum miktarları (ağ.-%) Tablo 1.4’de listelenmiştir. Diyagramdan da görüleceği üzere, katı ergiyik çözünürlük sınırlarının 1035°C ve 565°C sıcaklıklarına ve sıcaklıklara karşılık alüminyum miktarının sırası ile ağırlıkça % 7,4 ve % 9,4 olduğu belirgindir. Diyagramda gözlenen α fazı oda sıcaklığında ağırlıkça % 9,4 alüminyum çözebilmektedir. Sıcaklığın 1035°C olması ve alüminyum içeriğinin ağırlıkça 9,4 olması halinde β fazı varlığını göstermeye başlayacaktır. Denge diyagramında yaklaşık 565°C sıcaklıkta ve ağırlıkça % 11,8 Al bileşiminde tipik bir ötektoid dönüşüm yer almaktadır. Bundan dolayı, bileşiminde ağırlıkça % 10 Al içeren bronzlarda ısıl işlem uygulamaları ile sertleştirme söz konusudur [2, 3, 6].

Cu-Al denge diyagramı göz önüne alınacak olunursa, endüstriyel alüminyum bronzları için bir takım özellikler sıralanabilir. Bu özellikler; (i) alüminyum bronzları yüksek ergime sıcaklığına sahiptir, (ii) dar katılma aralığı vardır, (iii) sıcaklığın artması ile α ve $\alpha+\beta$ fazlarının çözünürlük sınırları değişir ve (iv) ötektoid dönüşüm göstermesinden dolayı bu bronzlar ısıl işlemle sertleşebilme karakteristiğine sahiptir [2, 3, 6].



Şekil 1.4. Cu-Al denge faz diyagramı [6]

Tablo 1.3. Cu-Al denge faz diyagramında sınır noktalar, sıcaklıkları ve alüminyum miktarları [2, 6]

Sınır nokta	Sıcaklık, °C	Al (ağ.-%)	Sınır nokta	Sıcaklık, °C	Al (ağ.-%)
A	1083	0,0	B	1037	7,5
C	1037	8,5	D	1037	9,5
E	1048	12,4	F	1036	14,9
G	1036	15,2	H	1036	16,0
I	1022	16,9	J	1022	17,1
K	1022	18,0	L	958	20,0
M	963	15,1	N	963	15,4
O	963	16,4	P	873	17,8
Q	873	20,0	R	780	13,6
S, S'	780	15,6	T	565	9,4
U	565	11,8	V	565	15,6
Y	0	9,4	Z	0	16,2

Birinci grup alüminyum bronzları, bakırca zengin alüminyum bronzlar olup bileşimlerinde ağırlıkça % 4-9 Al yer almaktadır. Bu gruptaki alaşımlar, tek faz (α) yapısındadır ve oldukça sünektir. Kompozisyonunda ağırlıkça % 8 Al içeren bronzlarda yüksek sıcaklıklarda α kristallerinin yanında β kristalleri de yer alabilmektedir. Bu alaşımların mukavemetlerini arttırmak için herhangi bir ısıl işlem uygulaması yoktur. Ancak kompozisyonlarına Ni, Fe ve Mn ilavesi ile mekanik özellikler geliştirilir. Bu grupta yer alan bronzlar, ikinci grupta yer alanlara (çift fazlı bronzlara) kıyasla daha yüksek korozyon direnci sergilerler [3, 7, 8].

İkinci grup alüminyum bronzlarının kimyasal kompozisyonlarında ağırlıkça % 9-14 Al yer almaktadır. Bu grupta bulunan alaşımlar çift fazlı olup α ve β fazları içeren bu alaşımların katılaşması sırasında ilk oluşan faz β fazıdır. Yaklaşık ağırlıkça % 9 Al miktarından itibaren ergiyikten yalnızca β kristalleri oluşur. Azalan sıcaklıkla birlikte β fazının yanı sıra ötektik bir reaksiyon sonucu α fazı da oluşabilmektedir. Sıcaklığın azalması ile α faz alanı ağırlıkça % 9,5 Al miktarına kadar genişleyecektir. Daha yüksek alüminyum miktarlarında ve yavaş soğuma koşullarında yaklaşık 565 °C'de ötektoid bir dönüşüm sonucu sert, kırılğan ve mikroyapıda oldukça küçük boyutta dağılım göstermiş γ fazı gözlenir. Diğer taraftan, alüminyum içeriğinin ağırlıkça % 9,5 değerini geçmesi ile birlikte Cu_9Al_4 bileşiminde γ_2 oluşmaktadır. Ötektoid sıcaklığından (565 °C) itibaren hızlı bir soğutma ile bu fazın (γ_2) oluşumu bastırılır ve mikroyapıda sadece α ve β fazları yer alır. Çoğunlukla soğuma hızının kontrol edilmesi zordur ve γ_2 fazının oluşumu engellenemez. Bu nedenle, bu alaşımlara belirli bir

miktarda Ni ve Fe (ağırlıkça % 5 seviyesine kadar) ilavesi ile ötektoid dönüşüm sıcaklığı aşağıya çekilebilmekte ve böylece oda sıcaklığında α ve β fazları elde edilebilmektedir. Aynı zamanda, ağırlıkça % 11,8 Al içeren bronzlarda ısı işlem uygulamaları ile γ_2 fazının oluşması engellenerek sert, mukavemeti yüksek ve iyi süneklik sergileyen bir alaşım elde etmek mümkündür [2, 6-8].

İkinci grup alüminyum bronzları kendi içerisinde iki alt gruba ayırmak da mümkündür. Birinci alt grup ağırlıkça % 9-11 Al içermekte olup bu bileşimde oluşacak olan α ve β fazlarının oranı hem alüminyum miktarına hem de alaşımın soğuma hızına bağlıdır. Bu alaşımlarda, 565 °C sıcaklığın altına çok yavaş soğutma ile ötektoid yapı elde edilmektedir. Çok yavaş soğutma ile $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ dönüşümü gerçekleşecektir. İkinci alt grupta yer alan alaşımlar ise ağırlıkça % 11'den daha fazla alüminyum içeriğine sahiptir ve bu alaşımlar γ_2 ve $\beta + \gamma_2$ fazlarını içermektedir. Bu alaşımlarda, soğutmada 565 °C sıcaklıkta $\alpha + \gamma_2$ ötektoid yapısı meydana gelir. Hızlı soğutmada ise martenzitik dönüşüm β fazı da içermektedir [5, 6, 8].

Tüm bu fazların kararlılığına ve alaşımların nihai özelliklerine kompozisyonda bulunan elementlerin de etkisi vardır. Bu bölümde, alüminyum bronzlarının kompozisyonunda yer alan her bir elementin etkisi detaylı bir şekilde işlenecektir.

Alüminyum bronzlarında, başlıca alaşım elementi olup kompozisyonda bulunması halinde alaşımın sertliğini ve mukavemetini arttırmaktadır. Alüminyumun ilavesi edilmesi ile bronzun aynı zamanda aşınma direnci artmaktadır. Alüminyum miktarının ağırlıkça % 10 ve üzerinde olması sünekliği önemli ölçüde azaltacaktır. Kompozisyona alüminyum ilavesi tek başına olmamakla birlikte demir ve nikel gibi iki önemli alaşım elementi eşliğinde alaşımlama tamamlanır. Demirin ve nikelin varlığı daha ince tane boyutlu alaşımların üretimine katkı sağlayacaktır [2, 5, 7, 8].

Alüminyum bronzlarının kompozisyonunda demirin olması sadece tane inceltmeye katkı sağlasa da, fazla miktarda olması tane kabalaşmasına neden olup alaşımın tribolojik özelliklerini azaltabilir. Bundan dolayı kompozisyonda ağırlıkça % 0,5-5,0 aralığında olması istenir. Demir katkısı ile alaşımın ötektoid sıcaklığı yükselmektedir. Alaşımda bir miktar demirin yer alması sertlik ve mukavemette artışa neden olacaktır. Demirin alüminyum bronzunda çözünürlüğü yaklaşık ağırlıkça % 3 olup katı ergiyik oluşumuna da neden olacaktır. Ancak bu değer üzerinde demirin ilavesi alaşımda

ikincil fazların (demir silisitlerin) oluşumuna neden olacaktır. Ticari pratiklikte, ağırlıkça % 0,75-3,0 Fe içeren alüminyum bronzlarda sıvı sıcaklığının arttığı, ötektoid dönüşüm sıcaklığının yükselerek soğuma hızının etkisi de olmadan dönüşüm ürünü olarak α ve β fazlarının oluşabildiği gözlenmiştir. Alaşıma demirin ilavesi söz konusu iken karbon içeriği daima kontrol edilmelidir ve mümkün mertebe kompozisyonda karbon olmamalıdır. Genel olarak demirin ilavesi ile her ne kadar alaşımın özellikleri iyileştirilmiş olsa da, özellikle alüminyumun yüksek olduğu bronzlarda demir sertliği azaltabilmektedir. Örneğin, bileşiminde ağırlıkça % 89 Cu, % 7 Al ve % 4 Fe içeren bronzun direnci ve uzaması yüksek iken, bileşimin ağırlıkça % 83 Cu, % 10 Al ve % 7 Fe içermesi halinde direnç her ne kadar yüksek olsa da alaşımın uzama değerlerinde azalma gerçekleşecektir. Bilindiği üzere, β faz bölgesinden çok yavaş soğutma ile aşırı büyük ötektoid dönüşüm ürünleri adacık benzeri oluşabilmektedir ve bundan dolayı büyük döküm parçalarında gevreklik oluşabilir. Bu durumda, kompozisyonda yer alacak olan ağırlıkça % 1-3 demir ile problem önemli ölçüde giderilir [2, 5, 7, 8].

Alüminyum bronzların kompozisyonunda yer alan bir diğer önemli element ise mangandır. Manganın ilavesi ile bu bronzların korozyon dayanımı artmaktadır ve döküm alaşımının mukavemeti geliştirilmektedir. Mangana, bakır alaşımlarında oksijen ve kükürtün gideriminde de fayda sağlamaktadır. Ağırlıkça % 0,2 seviyesinde mangana ilavesi deoksidasyon için yeterlidir. Mukavemet kazanımı için kompozisyona ağırlıkça % 1-5 Mn eklenebilir. Bilindiği üzere, alüminyum bronzlarının deniz suyu ve bazı asidik çözeltiler ile etkileşiminde alüminyumsuzlaşma meydana gelmektedir. Bu ise, ötektoid yapıda alüminyumun yitirilmesi ile mümkündür. Kompozisyonunda ağırlıkça % 7-8 Al, % 5 Ni içeren bronzlara ağırlıkça % 12-15 Mn ilavesi ile hem dayanım artırılabilir hem de alüminyumsuzlaşma problemi giderilebilir [5].

Bir diğer alaşım elementi olan nikel, alüminyum bronzlarına demire oranla daha az katılır. Nikel ilavesi ile alaşımın dayanımı ve sertliğinin yanı sıra aşınma direnci de artmaktadır. Kompozisyonda bulunabilen nikel ile alaşımın tane boyutu inceltilebilir ve bunun için kompozisyona ağırlıkça % 5'e kadar nikel eklenebilir. Daha yüksek miktarda nikelin katılması halinde ise oluşturacağı intermetalik yapılardan dolayı alaşımın mekanik özellikleri azalabilmektedir. Demir gibi nikel de alaşımın ötektoid sıcaklığına etkide bulunmaktadır ve γ_2 fazının oluşmasını engellemektedir [5, 7].

Silisyum, alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyeceğinden çoğunlukla kompozisyonda istenmez. Ancak alaşımın şekillendirilebilme özelliğini arttırmak için alaşım kompozisyonuna ağırlıkça % 1 Si ilave edilebilmektedir. Silisyum katkısı ile alüminyum bronzlarının dökülebilirliğı de arttırılmaktadır [2, 6, 7].

Alüminyum bronzlarında kurşun özellikle alaşımın çekme mukavemetini ve sünekliliğini azalttığından çoğunlukla istenmez. Ancak kurşun ilavesi ile özellikle pirinçlerin ve Cu-Sn-Zn alaşımlarının talaş kaldırma kabiliyetini artacağı iyi bilinmektedir. Kurşunlu bronzların sürtünme ve aşınma dirençleri de yüksektir. Bronzların kompozisyonunda en fazla ağırlıkça % 0,03 miktarında kurşun bulunabilir. Kurşun katkısı alaşıma mükemmel işlenebilme ve tribolojik özellikler kazandırmaktadır. Bu nedenle dişli çarkların, volanların ve benzer parçaların dökümünde kurşun ilave edilir. Kurşun, bronzların mikroyapılarında oldukça yumuşak ve ayrı bir faz olarak yer almakta olup bu hali ile alaşıma yağlayıcılık özelliğı kazandırmaktadır [5, 7].

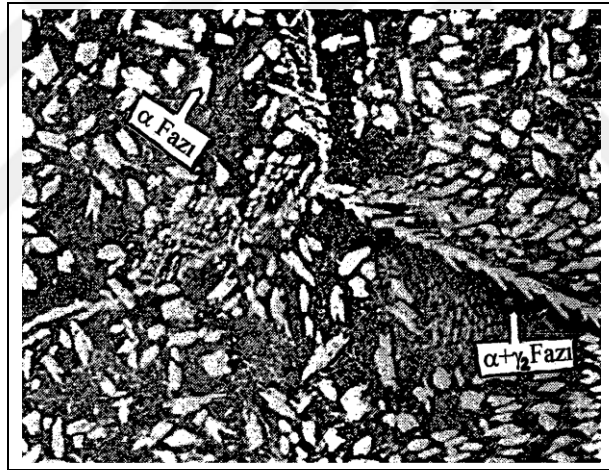
1.2.3. Mikroyapısal bileşenlerin tanıtımı

Bu bölümde, daha öncesinde başta Cu-Al ikili denge sisteminde varolan fazlar olmak üzere birçok alüminyum bronzunun mikroyapısal bileşenleri seçili görüntüler ile tanıtılacaktır. Bilindiğı üzere, basit Cu-Al denge diyagramında ve alaşım katkısı ile modifiye edilmiş Cu-Al sistemlerinde tekli, dubleks veya kompleks fazlar varolabilmektedir. Alüminyum bronzlarına ısıl işlemlerin uygulanması bu fazların gerek mikroyapıda ayırtdilmesine gerekse de metalurjik olarak değerlendirilmesinde zoruluklar getirmektedir. Bu bölümde tanıtımı yapılacak mikroyapısal bileşenler ile alüminyum bronzlarının mikroyapılarının değerlendirilmesinin kolaylaştırılması hedeflenmiştir.

Alüminyum bronzlarında tek faz yapısı olarak α ve β fazları iyi bilinen fazlar olup bu fazların kararlılıkları ağırlıkça % Al miktarı kadar sıcaklığa da bağlıdır. A fazı alüminyum bronzlarında, maksimum ağırlıkça % 9,4'e kadar alüminyum içerebilmesine rağmen, ağırlıkça % 7,5'den az alüminyum içeren bileşimlerde, sıvının altındaki bütün sıcaklıklarda kararlıdır. Ancak ağırlıkça % 9-9,4 alüminyum bileşim aralığında alaşım katılaşırken, önce β fazı oluşmakta ve 1035°C sıcaklıkta yapıda $\alpha + \beta$ ötektik fazı bulunabilmektedir. Bir diğer tek faz yapısı olan β fazı, ısıl işlem ve su

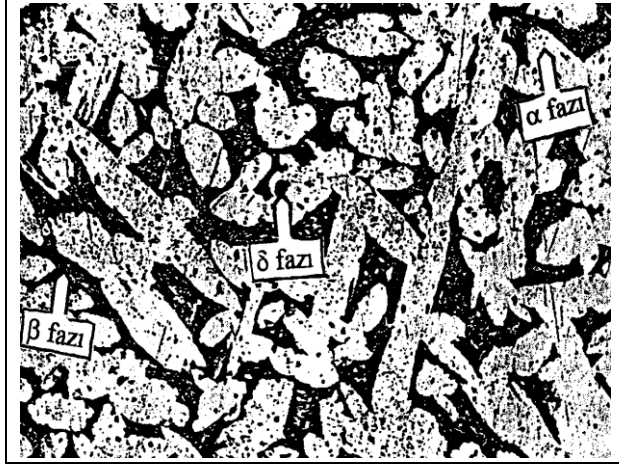
verme sonucu ağırlıkça % 11,8 Al bileşimindeki alaşımlarda gözlenebilmektedir. Ayrıca ağırlıkça % 11,8'den fazla alüminyum içeren alaşımlarda 565°C altında ötektoid reaksiyon ile $\alpha + \gamma_2$ yapısına dönüşebilmektedir. Yüksek soğuma hızları ile bu ötektoid reaksiyon gerçekleşmeden martenzitik β fazı da oluşturulabilir. Cu-Al sisteminde varolan bir diğer faz ise γ_2 fazı olup oldukça kırılgandır. Bu faz aynı zamanda deniz suyuna karşı dirençsiz olup alaşımın korozyon direncini azaltabilmektedir. Kompozisyonda nikel ve demirin yer alması halinde γ_2 fazının oluşumu ötelenenilmekte ve bu faz yerine κ (kappa) fazları oluşabilmektedir [2, 5].

Şekil 1.5'de, kompozisyonu ağırlıkça %10 Al içeren bir bronzun mikroyapısı verilmiştir. Matris içerisinde aydınlık kontrastlarda gözlenen bölgeler α katı eriyiğini yansıtmaktadır. Bu faz yapısına göre nispeten daha koyu kontrastlı bölgeler ise ötektoid dönüşüm ürünü olan $\alpha+\gamma_2$ yapısını göstermektedir [2].

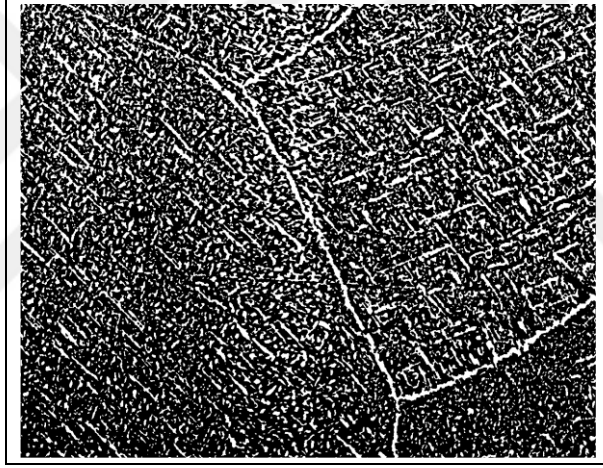


Şekil 1.5. Kokil kalıba dökülmüş ağırlıkça % 10 Al içeren bronzun mikroyapısı; x100 [2]

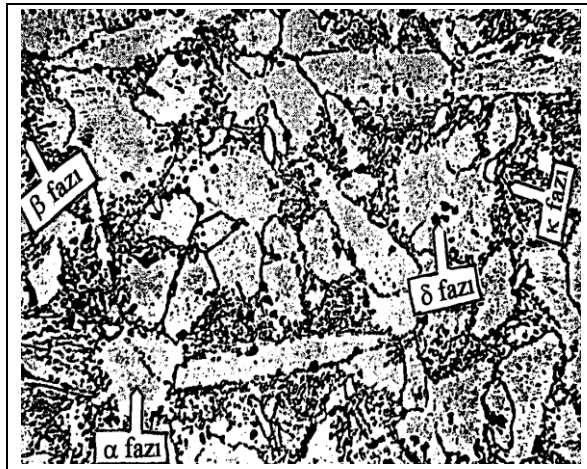
Bileşiminde ağırlıkça % 88 Cu, % 9 Al ve % 3 Fe içeren alüminyum bronzunun kum kalıba dökümü sonrası tipik katılaşma yapısı Şekil 1.6'da verilmiş olup katılaşma yapısında α ve β yapıları görülmektedir. Bu bileşime göre nispeten daha yüksek Al içeren (ağ.-% 12) alaşımın kum kalıba dökümü sonrası mikroyapısı Şekil 1.7'de verilmiş olup mikroyapıda α ve β yapıları daha iğnesel bir morfolojide görülmektedir. Şekil 1.8'de ise 80Cu-10Al-5Fe-5Ni (ağ.-%) alüminyum bronzunun bir mikroyapısı örneklenmiş olup mikroyapıda α ve β yapısının yanı sıra zengin demir fazları (δ) ve zengin nikel fazları (κ) görülmektedir.



Şekil 1.6. Bileşiminde ağırlıkça % 88 Cu, % 9 Al ve % 3 Fe içeren alüminyum bronzunun katılaşma yapısı; x15 [2]



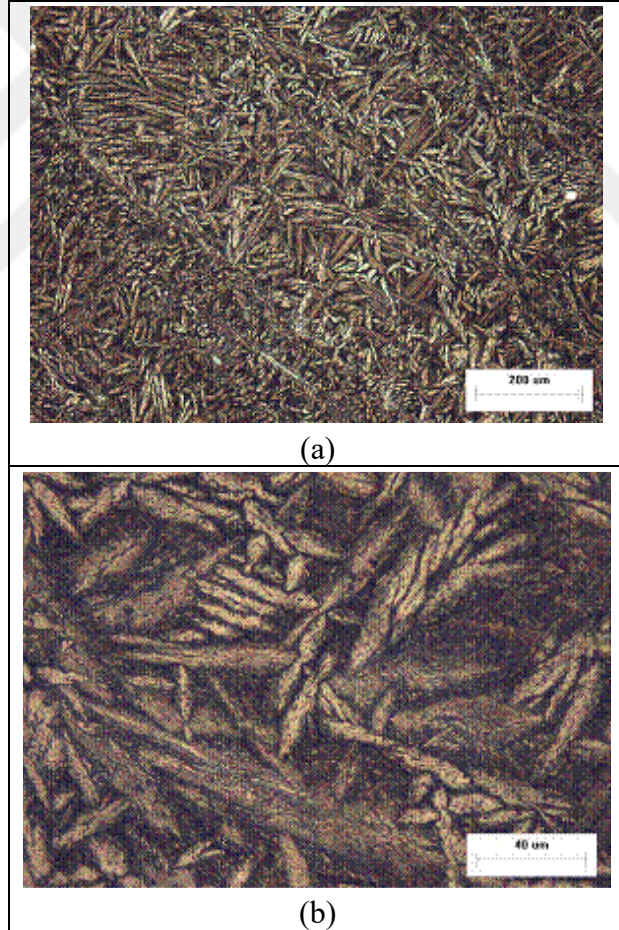
Şekil 1.7. 80Cu12Al3Fe alaşımına ait döküm mikroyapısı; x150 [2]



Şekil 1.8. 80Cu10Al5Fe5Ni alaşımına ait döküm mikroyapısı; x400 [2]

Aluminyum bronz ailesinin bir üyesi olan CuAl10Ni5Fe4Mn alaşımı ısı ile işlenebilir bir alaşım olup yüksek bir sıcaklıkta tavlama hızlı su verme sonrası martenzitik bir dönüşüm gösterebilir. Şekil 1.9’da bu alaşımın su verilmiş konumuna ait mikroyapı görüntüleri verilmiş olup alaşım bu konumda α , martenzitik β ve sıvıdan doğrudan kristallenme ile oluşmuş κ_1 fazı içermektedir.

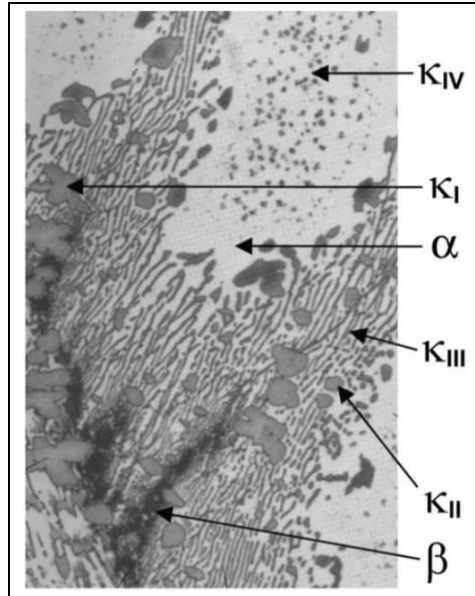
Malzeme bu konumunda yüksek seviyede iç gerilmeler içermektedir. Bu iç gerilmelerin azaltılmasına yönelik bir temperleme işlemi yapılabilmektedir. Bu alaşımlar için temperleme çoğunlukla $500-715^\circ\text{C}$ sıcaklık aralığında yapılmaktadır. Olası bir temperde β fazından $\alpha+\kappa$ çökmesi gerçekleşmekte olup κ_{II} yapısı oluşabilmektedir. β fazının dönüşümü ile birlikte mekanik özellikler daha da gelişecektir [5].



Şekil 1.9. CuAl10Ni5Fe4Mn alaşımının 900°C sıcaklıktan su verilmiş konumuna ait mikroyapılar; (a) x100 ve (b) x150 [5]

Aluminyum bronzlarında kappazlarının kontrollü çökmesi ile birçok özellik iyileştirilebilmektedir. Örneğin, bir rulman malzemesi olarak aluminyum bronzlarının kullanılabilirliğinde matriks içerisinde ince dağılım göstermiş kappazlarının aşınma direncini geliştirmedeki etkisi oldukça yüksektir [5].

Aluminyum bronzlarında kappazları bileşime ve oğutma koşullarına bağlı olarak farklı morfolojide ve skoyimetricde bulunabilirler. Aluminyum bronz matrikslerinde κ_I fazı çoğu kez rozetsi bir morfolojiye sahiptir. Matriks içerisinde κ_{II} fazları çoğunlukla tane sınırında küreselleşmiş çökelti formunda yer alırlar. Mikroyapıda κ_{III} fazı lamelar bir forma sahipken, κ_{IV} fazı tane içerisinde ince çökelti halinde gözlenmektedir. Şekil 1.10' da bir nikel aluminyum bronzuna ait mikroyapı örneği verilmiş olup bahsi geçen tüm kappazları bu mikroyapıda gösterilmiştir. Bu mikroyapıda yer alan her bir bileşene ait kimyasal içerik ise Tablo 1.4' te verilmiştir. Bu tablodan da görüleceği üzere tüm kappazları hem demir hem de nikelce zengin bileşenlerdir. Bileşimlerinde farklı elementel dağılım içeren bu elemanların varlığı alaşımın nihai özelliklerine etkide bulunabilecektir. Örneğin, alaşımın korozyon direnci söz konusu iken bu kappazlarından κ_I , κ_{II} ve κ_{IV} fazları oldukça düşük bir etkiye sahiptir. Ancak κ_{III} fazı ısıt işlemlerle küresel forma dönüştürülüp korozyona karşı dayanım gösterebilmektedir [5, 9].



Şekil 1.10. Bir nikel aluminyum bronzuna ait tüm mikroyapısal bileşenleri gösteren SEM görüntüsü; x500 [9]

Tablo 1.4. Döküm nikel alüminyum bronzunda yer alan fazlara ait verilmiş olan x-ışını spektroskopisi analizi [9]

Faz	Kompozisyonu (ağ.-%)				
	Al	Mn	Fe	Ni	Cu
α	7,90	0,20	2,58	2,91	86,41
β	8,51	0,52	2,20	2,58	86,19
κ_I	17,35	1,25	35,69	18,07	27,64
κ_{II}	19,09	0,93	26,60	26,04	27,31
κ_{III}	18,87	0,45	12,86	26,80	41,03
κ_{IV}	8,12	0,84	42,70	35,32	13,01

2. ALUMİNYUM BRONZLARININ TRIBOLOJİSİ

Bu bölümde, başlangıçta özellikle metalik malzemelerin maruz kaldıkları sürtünme kuvvetleri altında tribolojik davranışları genel çerçevede ele alınmış olup daha sonrasında alüminyum bronzlarının tribolojisi irdelenmiştir.

2.1. Sürtünme ve Aşınma Mekanizmaları

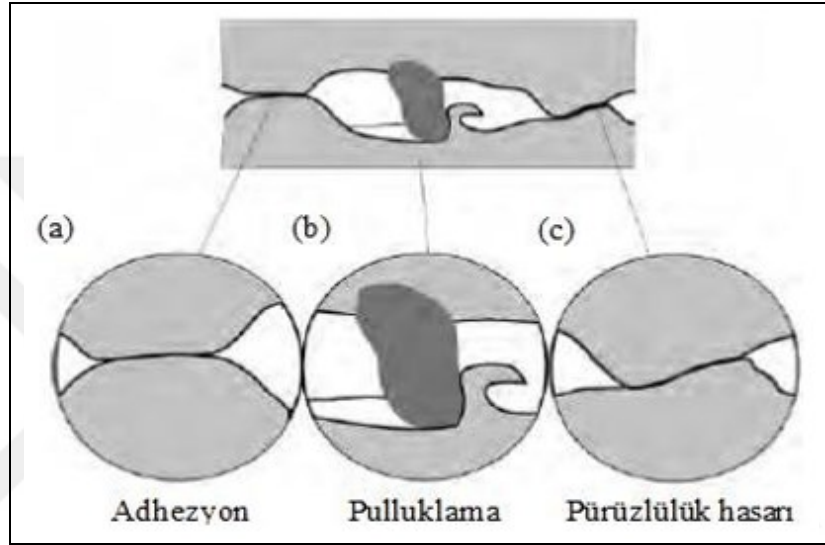
Sürtünme, bilindiği üzere bir yüzeyin başka bir yüzey üzerindeki hareketine karşı direnç göstermesidir. Bundan dolayıdır ki sürtünme bir malzeme özelliği değil, harekete karşı oluşmuş olan gücün yarattığı bir sistem olarak açıklanır. Eşitlik (2.1)'de verilen formülasyondaki sürtünme katsayısı (μ), teğetsel sürtünme kuvvetinin (F), temas eden yüzeye dik olarak etki eden normal yüke (N), bölünmesiyle elde edilmektedir [10, 11].

$$\mu = F/N \quad (2.1)$$

Temasta olan iki yüzeyin yüzey özellikleri ve birbirleri ile olan etkileşim türleri sürtünme kuvvetini belirleyen parametrelerdir. Bowden ve Tabor, iki yüzeyin yüzey özelliklerinin ve birbirleri ile olan etkileşiminin sürtünme kuvveti üzerindeki etkisini incelemişler ve kabul gören genel sonuçları ortaya çıkarmışlardır. Bu sonuçlara göre, kayma sistemlerinde her iki yüzeydeki pürüzler birbirleri ile temas etmeye zorlanırlar ve aralarındaki adhezyon (yapışma) sebebiyle karşıt yüzeyler birbirleriyle kaynaklanmaktadır.

Kaynaklanmanın nasıl gerçekleştiğine dair örnekleme ise Şekil 2.1a'da verilmiştir. Bu yüzeylerden bir taraf hareket ettiğinde ise, bu pürüzler arasında oluşan mikrokaynaklı bağlantılar kırılabilmekte ve kayma mukavemeti harekete karşı bir direnç oluşturmaktadır. Bu nedenle, kayma sırasında sürekli olarak mikrokaynaklı bağlantılar oluşmakta ve yeniden kırılma eğilimine rağbet etmektedirler. Sürtünme kavramında etkisi olan bir diğer mekanizma ise kazıma/pulluklamadır (Şekil 2.1b). Sert bir pürüz ya da partikül kendisine göre nispeten daha yumuşak bir yüzeye nüfuz edip, yumuşak yüzeyde oluşan plastik akma sonucunda bu yumuşak yüzey üzerinde kazıma yaparak

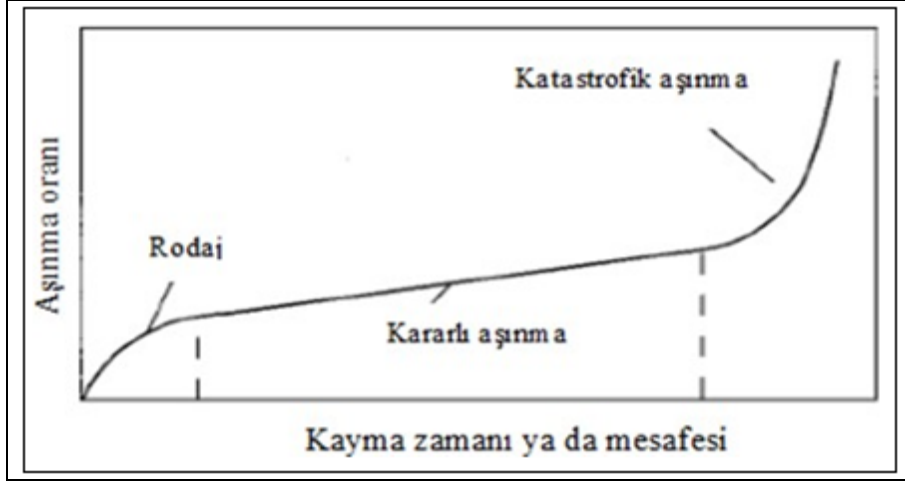
oyuk açarsa, yüzey harekete karşı başka bir direnç gösterecektir. Şekil 2.1c' de ise diğer bir mekanizma ise pürüzlerin deformasyonu olup, bu pürüzler birbirleri üzerinden kaymaları esnasında plastik deforme olabilir ve bu harekete karşı gösterdikleri direnç de bu şekilde artma eğilimindedir. Ancak yapılan birçok çalışmada pürüzlerin plastik deformasyonunun yüzey pürüzlülüğünü azalttığına dair çalışmalar ortaya konmuştur ve bunun sonucunda temas parametrelerinin azaldığı da gösterilmiştir [11].



Şekil 2.1. Kayma sürtünmesini oluşturan mekanizmalar; (a) adhezyon, (b) kazıma/pulluklanma ve (c) pürüzlerin deformasyonu [11]

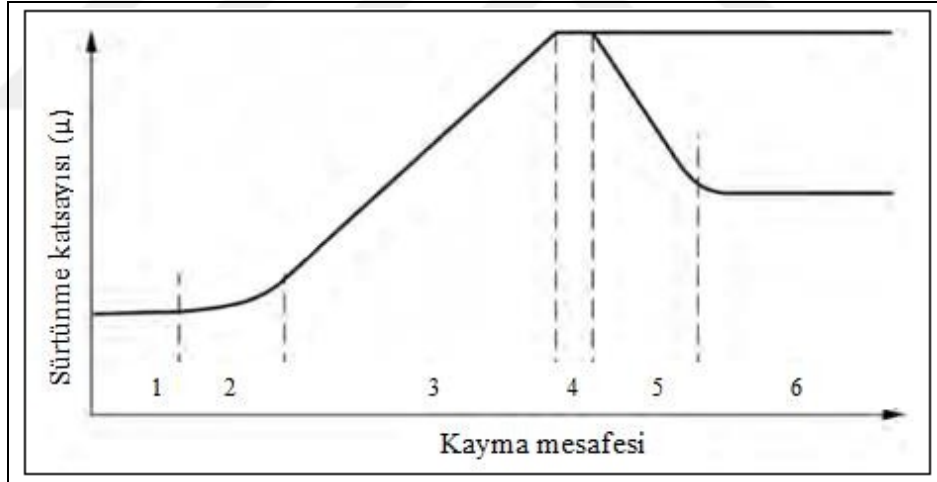
Sürtünme kuvveti ve sürtünme katsayısından bağımsız olarak düşünülmemeyecek bir diğer yüzey etkileşimi sonucu ortaya çıkan durum ise aşınmadır. Aşınma, yüzey teması sırasında oluşan sürtünme sisteminde adhezyon, kazıma ve pürüz deformasyonu mekanizmaları sonucu meydana gelir ve üç basamağa ayrılırlar [12]. Bu üç basamakta incelenecek birinci basamak rodaj (running-in) ya da alışma basamağıdır. Bu basamak yüzeylerin birbirine temasının ilk gerçekleştiği aralıktır.

Sürtünme mekanizmalarının etkin olduğu bölgede sürtünme katsayısı Şekil 2.2'den de görüleceği üzere sabit olmayıp aşınma miktarı sürekli artmaktadır. İkinci basamak, kararlı hal (steady-state) aşınması olup, bu basamakta, sürtünme katsayısı sabittir ve aşınma hızı oldukça düşüktür. Nihai olarak yüzeyde en büyük aşınma hasarının olduğu üçüncü basamak olan katastrofik aşınma basamağı gerçekleşir [11-13].



Şekil 2.2. Kayma sisteminde oluşan üç aşınma basamağı [12]

İlk olarak oluşan ve kayma sisteminde gerçekleşen alışma basamağında, sürtünme katsayısı yüzeyde gerçekleşen sürtünme mekanizmalarına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Kararlı hal aşınmasına geçilene kadar gerçekleşen mekanizmalar ve sürtünme katsayısının değişimi, Şekil 2.3'te detaylı bir şekilde verilmektedir [11].



Şekil 2.3. Kayma sisteminde ilk kayma periyodunda oluşmakta olan sürtünme mekanizmasının altı adımı [11]

Birinci aşamada, sürtünme kuvvetinin büyük bir bölümü yüzeydeki pürüzlerin oluşturduğu kazıma kuvvetinin bir sonucu olarak ortaya çıkar. Yüzey kirliliği sebebiyle adhezyon bu aşamada gözlenmemektedir. Pürüzlerin deformasyonu meydana gelerek yüzey kolayca parlatılır ve bu durum statik sürtünme katsayısını doğrudan etkilemektedir. Sonuçta, başlangıçtaki sürtünme katsayısı, büyük oranda malzeme bileşimine, yüzey ve çevre koşullarına bağlıdır [11].

Birinci aşamadaki parlatma aşınmasında gözlenen yüzeydeki kirlilikler, ikinci aşamada uzaklaştırılmakta ve malzeme yüzeyi açığa çıkmaktadır. Bunun sonucunda da adhezyon devreye girerek sürtünme katsayısında az bir miktarda artış meydana getirmektedir.

Üçüncü aşamada, kayma yüzeyleri arasında sıkışan aşınma partiküllerinin sayısındaki hızlı artış nedeni ile sürtünme katsayısı artar. Pürüzlerin deformasyonu bu aşamada da devam eder ve oluşan yeni yüzeylerin sonucunda adhezyon kuvveti artar. Bazı aşınma parçacıkları, yüzeyler arasında kalarak kazımaya sebep olur. Eğer her iki metal yüzeyinin sertliği birbirine eşit ise bu parçacık her iki yüzeye de penetre olarak kazıma sürtünmesini maksimum seviyeye ulaştırır.

Yüzeyler arasındaki aşınma parçacıklarının sayısı sabit kaldığı bir diğer aşama ise dördüncü aşamadır. Çünkü yüzeye giren ve yüzeyi terk eden parçacıkların sayısı eşitlenmiş olacaktır. Adhezyonun sürtünmeye katkısı bu aşamada sabit kalacaktır. Ancak tabaka ayrılma (delaminasyon) aşınması sebebiyle yeni engebeli yüzeyler meydana gelecektir ve pürüzlerin deformasyonu bu aşamada da sürtünme katsayısını etkilemeye devam edecektir. Dördüncü aşama, birbirleriyle özleşen iki malzemenin birbiri üzerinde kayması durumunda veya beşinci bölgenin kayda değer olmayacağı durumlarda sabit aşınma bölgesini temsil eder.

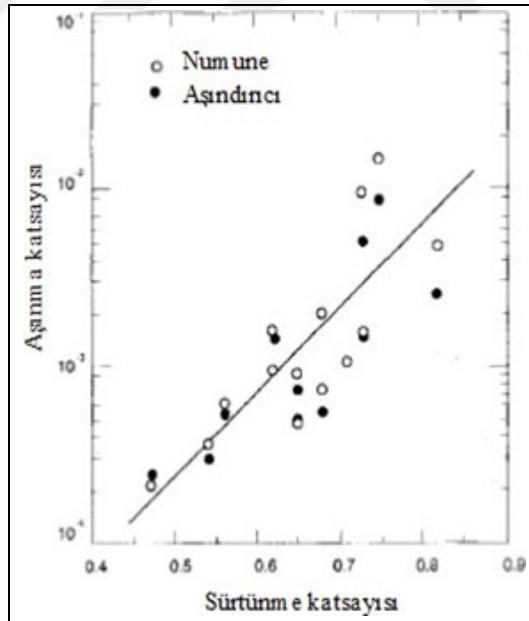
Beşinci aşamada, sert bir malzemenin, yumuşak bir malzeme yüzeyinde kaydığı bazı durumlarda sert yüzeydeki pürüzler zamanla uzaklaşmaya başlayacak ve bu durumda da ayna gibi pürüzsüz bir yüzey meydana gelecektir. Parlatılmış bu yüzeyde, aşınma parçacıkları kolayca tutunamayacağına, pürüz deformasyonu ve kazıma azalacak ve bu durum sürtünme kuvvetlerinin azalmasına sebep olacaktır.

Son basamak olan altıncı aşamada ise, sert yüzeyin oldukça düşük bir pürüzlülük değerine sahip olması, maksimum ayna parlaklığına ulaşması sonrası yumuşak yüzeyde ayna görünümüne ulaşacak ve sürtünme katsayısı azalarak sabit aşınma değerine düşecektir [11].

Sürtünmenin fiziksel bir olay olarak yüzeylerde devam etmesi beraberinde aşınmayı da getirecektir. Aşınma, birbiri üzerinde hareket eden iki yüzey arasındaki temas sonucunda malzemenin yüzeyden uzaklaşması olarak tanımlanabilir. Bu sebeplerdir ki

aşınma ve sürtünme, bu iki yüzey arasındaki tribolojik temasın eş zamanlı bir sonucudur. Aşınma ve sürtünme arasındaki bu ilişki tam olarak anlaşılabilmiş olmasa da, düşük sürtünmenin düşük aşınmaya, yüksek sürtünmenin ise yüksek aşınmaya sebep olduğu kanısı baskındır. Şekil 2.4’de verilen diyagram, yapılan çoklu deneyler sonrası aşınma ve sürtünme arasındaki ilişkiyi ortaya koymuştur. Fakat bu diyagram çıkarımları genel bir kuramı temsil etmemektedir ve bunun aksini gösteren örnekler de mevcuttur [12, 13].

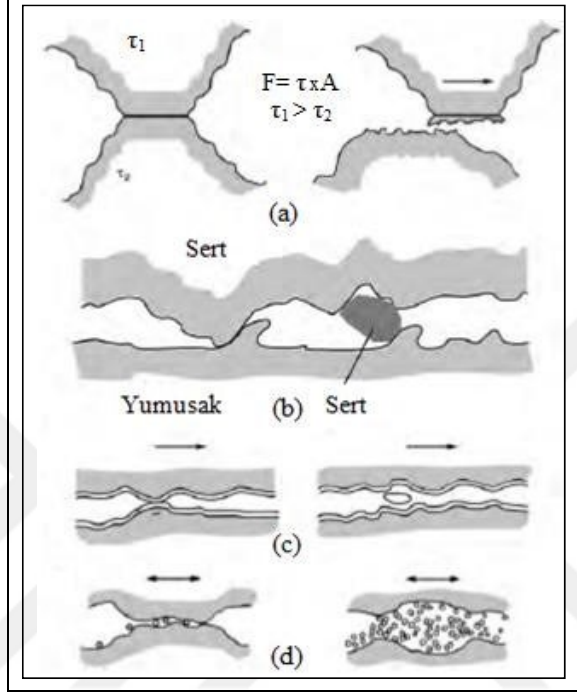
Aşınma aynı zamanda iki farklı şekilde de sınıflandırılabilir. Birincisi ortamın yağlayıcılı olup olmaması, ikincisi ise mekanizmasına göre yapılan sınıflandırma olarak karşımıza çıkmaktadır. Fakat mekanizmasına göre sınıflandırma yapmak çok karışık bir durumu da beraberinde getirmektedir. Çünkü aynı anda birkaç aşınma mekanizması gerçekleşebilir ve bunun sonucunda da aşınma mekanizmaları esas alınarak farklı aşınma sınıflandırma şemaları geliştirilmiş olup, hiç birisi uluslararası kabul görmemiştir ve bu sınıflandırmaların çoğu benzer özelliklere sahiptir [10, 11, 14].



Şekil 2.4. Aşınma katsayısının sürtünme katsayısı ile değişimi [10]

Aşınma prosesi, harekete bağlı olarak kayma aşınması, çarpma aşınması ve dönme aşınması olarak üçe ayrılırken, aynı zamanda aşınma mekanizmasına göre de abrasif, erozyon, adhezif ve yüzey yorulması olarak sınıflandırılabilir. Farklı yapılan

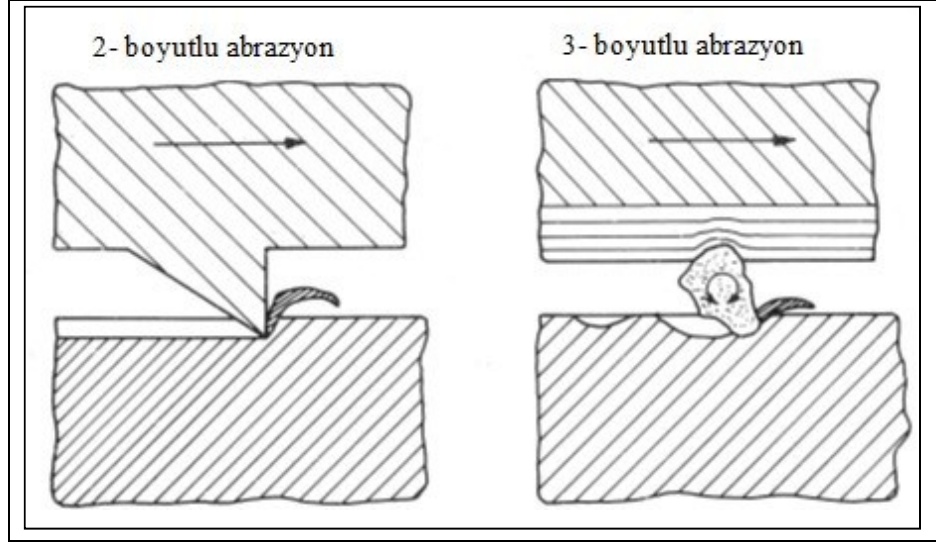
sınıflandırmaları ortak bir dilde buluşturabilmek için DIN 50320 standardında genel bir sınıflandırma yapılmıştır. Bu sınıflandırmaya göre aşınma Şekil 2.5’te görüldüğü gibi abrasif aşınma, adhesif aşınma, tribokimyasal aşınma ve yüzey yorulması olarak 4 sınıfa ayrılmıştır. Bu bölümde bu dört aşınma sınıfı kısaca irdelenmiştir [10-12].



Şekil 2.5. Aşınma mekanizmaları; (a) adhesif, (b) abrasif, (c) yorulma ve (d) tribokimyasal aşınma [11]

Abrasif aşınma, malzeme yüzeyinin birinin diğerinden daha sert olduğu durumlarda oluşmaktadır. Sert yüzeydeki pürüz veya parçacık yumuşak olan malzeme yüzeyine batar ve burada plastik deformasyona neden olur. Malzeme hareket ettiğinde ise bu sert yüzey, yumuşak olan malzemeyi çizerek malzemedeyi oyuklaşmaya yol açar. Sert olan malzeme yüzeyinin geometrisi ve penetrasyon derinliğine bağlı olarak, yumuşak yüzeydeki malzeme kaybı yarıma, çizilme veya kesilme şeklinde de gözlenebilmektedir. Temas çeşidine göre abrasif aşınma iki boyutlu ve üç boyutlu aşınma olarak da incelenebilmektedir. Abrasif parçanın, yumuşak yüzey üzerinde bir çizgi boyunca rahatça hareket etmesi sonucu iki boyutlu aşınma gözlenmektedir.

Şekil 2.6’ da da görüleceği üzere üç boyutlu aşınmada ise, aşındırıcı parça bir arayüzey gibi davranmaktadır. Ancak iki boyutlu aşınma diğerine göre 10 ile 1000 kat daha fazla malzeme kaybına sebep olabilmektedir [15].



Şekil 2.6. İki boyutlu ve üç boyutlu abrasif aşınma [15]

Uygun malzeme seçimi veya yüzey işlemleri ile abrasif aşınmaya karşı bir direnç sağlanabilmektedir. Seramikler, karbürler, krom karbür içeren beyaz dökme demirler, sertleştirilmiş alaşımlı çelikler gibi malzemeler abrasif aşınma karşı direnci yüksek olan malzeme örnekleridir.

Aynı zamanda sert kaplama yöntemleri olan yüzey sertleştirme, plazma sprej ile seramik kaplama, krom kaplama ya da TiN gibi sert kaplamaları buhar biriktirme yöntemleri uygulamak, abrasif aşınmadan korunmak için uygulanan yüzey işlemlerinden sadece bazılarıdır ve bronz kaplamaların da bu alanda yer alabilmesi için çalışmalar hala geliştirilebilmektedir [10, 15].

Sürtünme kuvvetleri altında, abrasif aşınma kadar adhesif aşınma da sıklıkla oluşmaktadır. Temas halindeki iki yüzeyin pürüzlü olduğu bölgelerde bilindiği üzere bölgesel basınç çok fazladır ve bu yüksek basınç pürüzlerde plastik deformasyona neden olmaktadır. Şekil 2.5a' da görüldüğü gibi, plastik deformasyonun bir sonucu oluşan pürüzler birbiriyle yapışarak bir bağlantı oluşturur. Teğetsel olan hareketin bir sonucu olarak bu bağlantılar kopar ve yumuşak olan malzeme kayba neden olur.

Pürüzler arasında meydana gelen bu yapışma için teoriler (mekanik, difüzyon, elektronik ve adsorbe olma) geliştirilebilmektedir. Mikro ergimelerin bir sonucu olarak yüzeyler arasında bir bağ mekanik teoriye göre oluşmaktadır. Difüzyon teorisinde ise atomların karşılıklı olarak difüze olması durumu vardır. Elektronik

teoride, tutunma elektron alışverişi sonucunda oluşur. Adsorbe olma teorisinde ise van der Waals bağları gibi ikincil bağların oluşumu gözlemlenebilmektedir [10, 12].

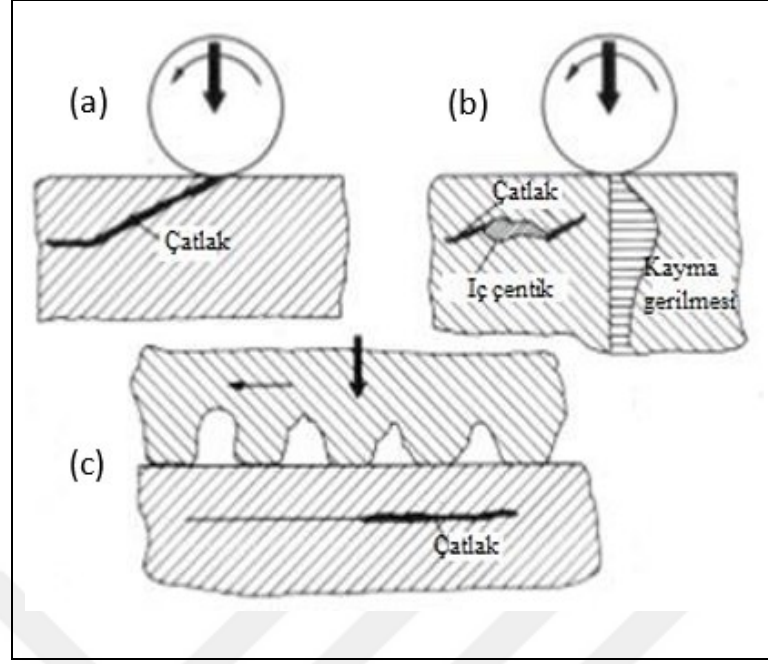
Adhesif aşınmanın önemli bir kısmı da yüzeyi koruyucu filmler veya yüzey kirlilikleridir. Eğer uygulanan yük aşınma sonucu malzeme kaybının bulunduğu bölgede bir oksit tabakası oluşmasına imkan verecek kadar düşük ise oluşan metal oksit tabakası yağlayıcı görevi görecektir ve aşınma oranını nispeten düşürecektir. Fakat uygulanan yük fazla ise koruyucu oksit tabakası büyüyemeden parçalanacak ve aşınma oranı yükseltecektir.

Adhesif aşınmayı önleyebilmek için; birbirine benzeyen malzeme çifti tercih edilmemeli, yüzey yorulması sorun olmayacak uygulamalarda ise sert malzeme kullanılmalı, malzemenin yapısında bulunan sert fazlar da değerlendirilecek olursa yağlayıcı kullanılmalıdır [10, 12].

Yorulma aşınması, yüzeydeki tekrarlı yüklerin etkisiyle malzeme yüzeyinde çatlak veya pulluklanmanın oluşmasıyla meydana gelen bir aşınma türüdür. Dönme hareketinde oluşan yorulma için iki tür model geliştirilmiştir. Şekil 2.7a' da gösterildiği gibi birinci modele göre, temas yüzeyinde oluşan basma ve çekme yüklerinin etkisiyle çatlak oluşur. Yüzeydeki kalıntılar, üretim sırasındaki veya sonrasında oluşacak çentikler tarafından da bu çatlağın oluşumunu desteklemektedir. Çatlak yüzeyde oluşacak ve malzemenin içine doğru ilerleyecektir. Yağlayıcı bulunan ortamlarda ise bu çatlağa yağlayıcı dolmakta ve tekrar basma yükü bu bölgeye etki ettiğinde hidrostatik basıncın da etkisiyle çatlak daha da genişlemektedir.

Şekil 2.7b' de gösterilmiş olan diğer bir modelde ise, çatlak yüzeyin altındadır ve aşırı yüklerle birlikte malzemedeki kalıntılar ya da büyük karbürler yüzey altında çatlak oluşumuna sebep olmaktadır. Bu çatlakların çoğalmasıyla da yüzeyde oyuklar meydana gelir.

Yüzey yorulması birbiri üzerinde kayma hareketi yapan iki malzeme yüzeyi açısından da önem arzemektedir. Çünkü adhesif ya da abrasif aşınmayla birlikte malzemedeki çok düşük yükler altında bile çatlak oluşumunun meydana gelebileceği Şekil 2.7c' de gösterilmiştir. Bu çatlakların büyüyerek yüzeye ulaşmasıyla birlikte de malzeme pulluklanarak yüzeyden kopmaktadır [15, 16].



Şekil 2.7. Yorulma aşınmasının süreçlerini gösteren şematik bir çizim; (a) çatlak oluşumu, (b) yüzey altı yeni çatlakların oluşumu ve (c) adhesif/abrasif aşınma koşullarında yeni çatlak oluşumu [16]

Tribokimyasal aşınma, birbirleriyle temasta olan yüzeylerin buldukları ortam ile etkileşerek kimyasal reaksiyonlar meydana getirmektedir. Korozif ortam olarak nitelendirilen bu ortam gaz veya sıvı olabilmektedir. Reaksiyon tabakasının oluşması, kırılıp uzaklaştırılması ve yeniden oluşması döngüsüyle aşınma prosesi ilerlemektedir. Atmosferik oksijen bulunması durumunda ise aşınmış parçacıklar büyük ölçüde oksitlenerek, bu oksitlenmiş parçacıklar aşınma döngüsü sırasında hareket etmektedirler. Korozif ortamın kimyasal etkisi dışında abrasif etki sert ve oksitli parçacıkların etkisiyle ortaya çıkmaktadır [15-17].

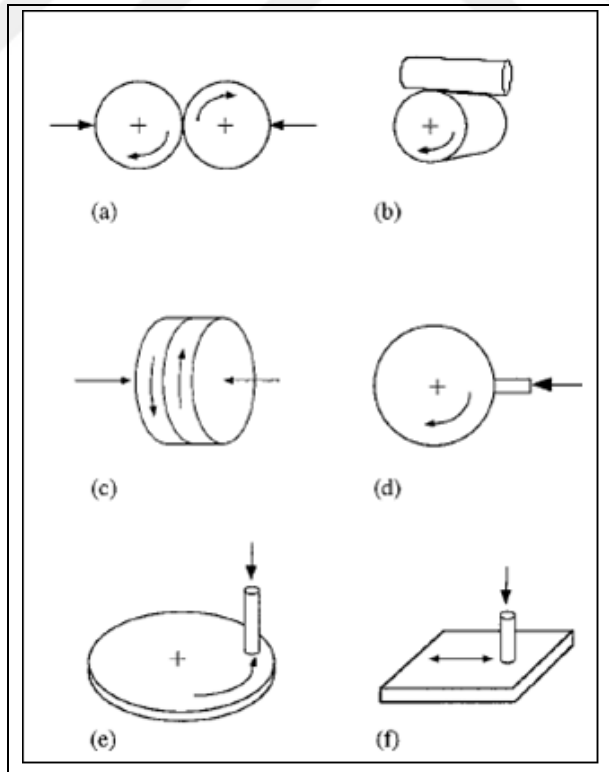
2.2. Aşınma Test Düzenekleri ve Aşınma Oranı Hesabı

Bu bölümde, çeşitli aşınma test düzenekleri kısaca tanıtılacak olup malzemelerin aşınma davranışının anlaşılmasında önemli bir yeri olan aşınma oranının hesabı standart eşliğinde gösterilecektir.

Bilindiği üzere, aşınma hasarının ve sürtünme katsayısının etkilendiği birçok parametre vardır. Seçilen test düzeneğinin yüzeylerin temas edeceği gerçek koşulları yansıtması, nihai sonuçların doğruluğu için oldukça önemlidir. Yüzeylerin teması

sırasında oluşan gerilme, ortamın sıcaklığı, kayma hızı, aşındırıcının sertliği, kimyasal kararlılığı ve ortamın kimyasal özellikleri kayma ve dönme aşınmalarında önemli test parametreleridir [12, 18].

Aşınma testlerinde yaygınca kullanılan testlerden biri kayma aşınması testi olup Şekil 2.8’ de gösterilen bir düzenekte yapılabilmektedir. Test düzeneginde kullanılacak malzemelerin konumlarının simetrik ya da asimetric olarak ayrılması test düzeneginin seçimini kolaylaştırır. Şekil 2.8a-c’de verilen düzenekler, simetrik konumlu test düzenekleridir. Asimetric konumlu düzenekler ise Şekil 2.8d-f’de gösterilmiştir. “Pin-on-disc” düzenegi ile “ball-on-disc” düzenegi aynı geometrik gösterime sahiptir (Şekil 2.8e). “Pin-on-disc” düzeneginde düz yüzeyli pin kullanılırken, “ball-on-disc” düzeneginde aşındırıcı olarak bilya kullanılır. Aşınma testlerinde aşındırıcı olarak seçilen malzemenin sertliği test edilecek malzemenin aşınma davranışının belirlenebilmesi açısından önemlidir. Şekil 2.8d’de, “block-on-cylinder” düzenegi verilmiştir. Bu düzenekte, kare kesitli parça silindirin dairesel yüzeyi ile temas eder ve silindirik aşındırıcı blok numunesi olarak kullanılır [12].



Şekil 2.8. Kayma aşınması test düzeneklerinin şematik gösterimleri; (a-c) simetrik test düzenekleri, d) “block-on-cylinder” ve (e ve f) “pin-on-disc” düzenekleri [12]

Aşınma testlerinde, sürtünme katsayısının kayma mesafesi boyunca değişimi takip edilebilir. Testler sonrası yapılacak kantitatif ölçümler ile aşındırılan malzemelerin hacimsel kayıpları ve özgül aşınma hızları da belirlenebilmektedir. Malzeme tasarımı ve geliştirmesi amaçlanırken, önemli bir unsur olan aşınma için bir nümerik değerlendirmeye ihtiyaç duyulur.

Aşınma testleri birçok değişken koşullarda gerçekleştirilebilir ve bu durumda aşınan malzeme hacmini kullanarak aşınma miktarını vermek yerine özgül aşınma hızını (oranı) hesaplamak fayda sağlayacaktır.

Bilindiği üzere, aşınma oranının hesaplanmasında Holm veya Archard yaklaşımları faydalı modeller olup bu yaklaşımlar ile malzemenin test edildiği koşullara ait özgül aşınma hız (spesifik wear rate) hesabı yapılabilmektedir. Eşitlik (2.2)' de verildiği gibi aşınma oranı (W_r), kayıp hacmin (V), normal yük (N) ile toplam sürtünme mesafesi (m) çarpımına bölünmesiyle bulunur ve birimi ise $mm^3/N.m$ 'dir [12].

$$W_r = V/N.m \quad (2.2)$$

Aşınma testleri sonrası hacimsel kayıplar malzemenin aşınma performansının değerlendirilmesinde önemli bir faktördür. Aşınmada oluşan kayıp hacim ise kullanılan test düzeneğine bağlı olarak belirlenir. ASTM standardlarında bu düzeneklere göre kullanılacak eşitlikler de belirlenmiştir. Bu eşitlikler oldukça faydalı olup birçok çalışmada kullanılan temel eşitlik niteliğindedir.

Örneğin, “ball-on-disc” tipi bir düzenekte bilya ile temas eden yüzeyde meydana gelen hacimsel kayıp, ASTM G133-05 standardına göre Eşitlik (2.3) kullanılarak hesaplanır. Bu eşitlikte R : aşınma izi yarıçapı, d : aşınma izi genişliği ve r : bilya yarıçapı olarak tanımlanmıştır [19].

$$V = 2\pi R[r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4)(4r^2 - d^2)^{1/2}] \quad (2.3)$$

Bilyada oluşan hacimsel kayıp ise Eşitlik (2.4) kullanılarak hesaplanır [20].

$$V = (\pi h/6)[3d^2/4 + h^2] \quad (2.4)$$

$$h = r - (r^2 - d^2/4)^{1/2} \quad (2.5)$$

2.3. Alüminyum Bronzlarının Aşınma Davranışı

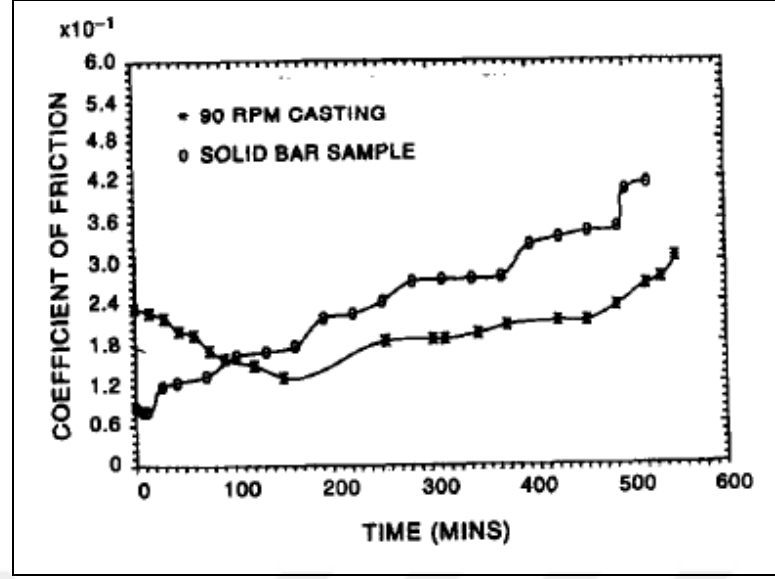
Bu bölümde, çeşitli alüminyum bronzlarının farklı tribolojik testler sonrası aşınma davranışlarının irdelendiği literatür örneklemeleri üzerinden kesitler yansıtılacaktır.

Alüminyum bronzları, endüstriyel uygulamaların çoğunda döküm ve dövme formunda kullanılabilirdiği gibi özellikle ısıl işlemler sonrası kullanımları da bir hayli fazladır. Aşınma söz konusu iken, alüminyum bronzlarının bahsi geçen süreçlerden biri ile üretilmesi ve sürtünme kuvvetlerine karşılık nispeten daha düşük aşınma oranlarında performans göstermesi de söz konusudur. Bundan dolayı, bu bronzların kullanılabilirliğini imalat yöntemleri de belirlemektedir.

Alam ve diğerleri, BS 1400 AB2 standardına uygun bir alüminyum bronzunun (79Cu-10Al-5Fe-5Ni-0,25Mn, ağırlık-%) farklı hızlarda santrifüj dökümü sonrası mekanik ve tribolojik özelliklerinin konvansiyonel döküm ve sonrasında dövme ile üretilmiş burçlara kıyasla daha üstün özellikte olabileceğini ortaya koymuştur.

Yapılan bu çalışmada, dönel sürtünme kuvvetlerine maruz bırakılmış burçların, 12 rpm'lik bir dönme hızında, 5,5 MPa bir test yükünde, 660 dakika boyunca çelik esaslı bir shaft ile etkileşimi irdelenmiştir. Çalışmada başlangıçta iki farklı yöntemle üretilmiş alaşımların mikroyapısal karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Konvansiyonel olarak dökülüp sonrasında dövme ile üretilmiş alüminyum bronzunun matriks yapısı tipik α ve β fazları içermektedir. Ancak santrifüj döküm ile bu matriks bileşenleri artan soğuma hızına bağlı olarak daha da inceltilmiş ve matriksin mekanik özellikleri konvansiyonel olana göre daha geliştirilmiştir. Bilindiği üzere, inceltilmiş bir mikroyapı malzemenin birçok uygulamasına yönelik mekanik, fiziksel ve kimyasal gereksinimini karşılamaktadır.

Şekil 2.9' da, bahsi geçen alaşımların sürtünme testleri sonrası zamana bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği verilmiştir. Grafikten de görüleceği üzere, konvansiyonel alaşıma göre daha yüksek mekanik özellik gösteren santrifüj ile üretilmiş alaşımın sürtünme katsayısı daha düşük değerler sergilemiştir. Test öncesi ve sonrası yapılan ağırlık tartımları da, santrifüj ile üretilmiş olan alaşımda oldukça düşük bir miktar aşınma nedeni kaybın olduğunu göstermiştir [21].



Şekil 2.9. BS 1400 AB2 burç alaşımına ait zamana bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği [21]

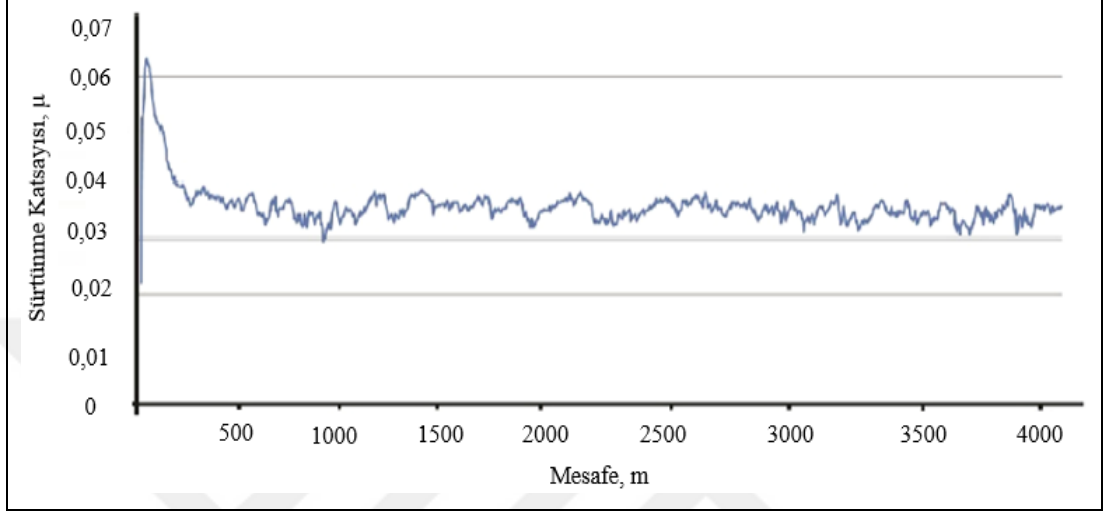
Aluminyum bronzlarının tribolojik davranışları sadece üretim yöntemlerine bağlı olarak değişebilen mikroyapılarına değil aynı zamanda test parametrelerine bağlı olarak da değişebilmektedir.

Sharma ve diğerleri, 81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) esaslı $\alpha + \beta$ dubleks fazlı alaşımının döküm ile üretimi sonrası farklı kayma hızlarında (3,01-4,72 m/s) ve nominal basınçlarda (31-156 kPa) tribolojik davranışı incelemiş olup tüm sürtünme testleri çelik bir malzeme karşın “pin-on-disc” düzeneğinde ve SAE 15W-40 yağlayıcı ortamında gerçekleştirmiştir.

Şekil 2.10’ da, kayma hızının 3,01 m/s ve nominal basıncın 156 kPa olduğu teste ait tipik bir sürtünme mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği verilmiştir. Daha önceden de açıklandığı üzere, test edilen malzeme ile karşıt malzeme arasındaki ilk temasla birlikte sürtünme kuvvetleri altında yüzeylerdeki pürüzlülükler sürtünme katsayısının belirlenmesi açısından önemli bir faktör olarak rol oynamaktadır.

Yüzeylerin temasında pürüzlülükler zamanla giderilebilmekte ve sürtünme kuvvetleri altında özellikle malzeme rijitliklerine de bağlı olarak sert karşıt yüzey kendine göre nispeten daha yumuşak olan malzeme yüzeyinde bir parlatma etkisi de sunabilmektedir. Tüm bu etkileşimler kayma mesafesi boyunca (özellikle öncül zamanlarda) sürtünme katsayısı değişiminde kendini gösterebilmektedir.

Bu grafiğe göre, tribolojik çiftlerin (bronz-çelik) ilk etkileşiminde sürtünme katsayısı önce artmış (~0.0630), ilerleyen mesafelerde azalmış (~0.0367) ve sonrasında tüm test mesafesi boyunca benzer bir değişim trendi (kalıcı hal benzeri) gösterip 0,03-0,04 aralığında bir değerde kalmıştır [22].

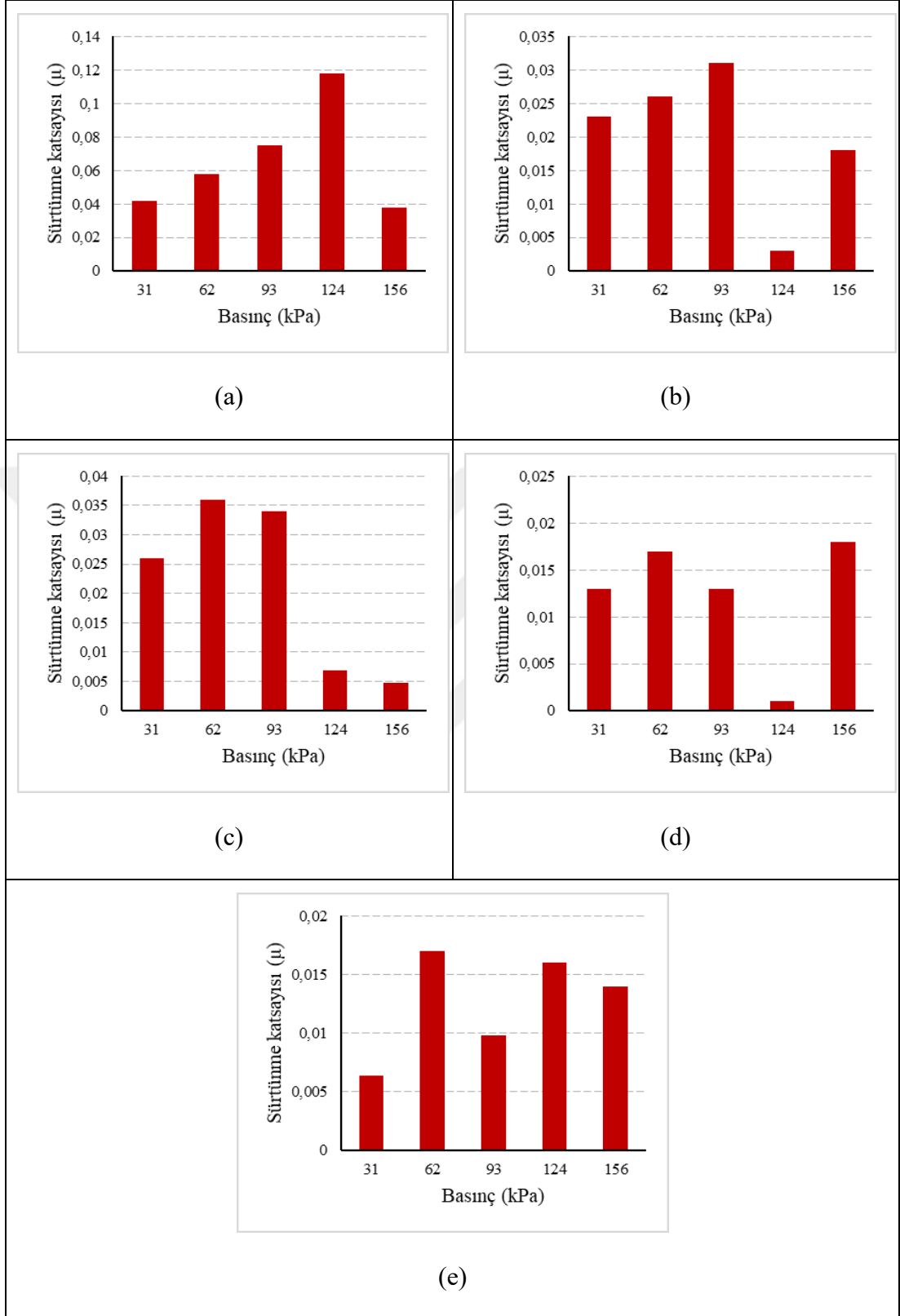


Şekil 2.10. 81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) alaşımının 3,01 m/s'lik ve 156 kPa nominal basınç altında yapılan sürtünme testleri sonrası kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişimi [22]

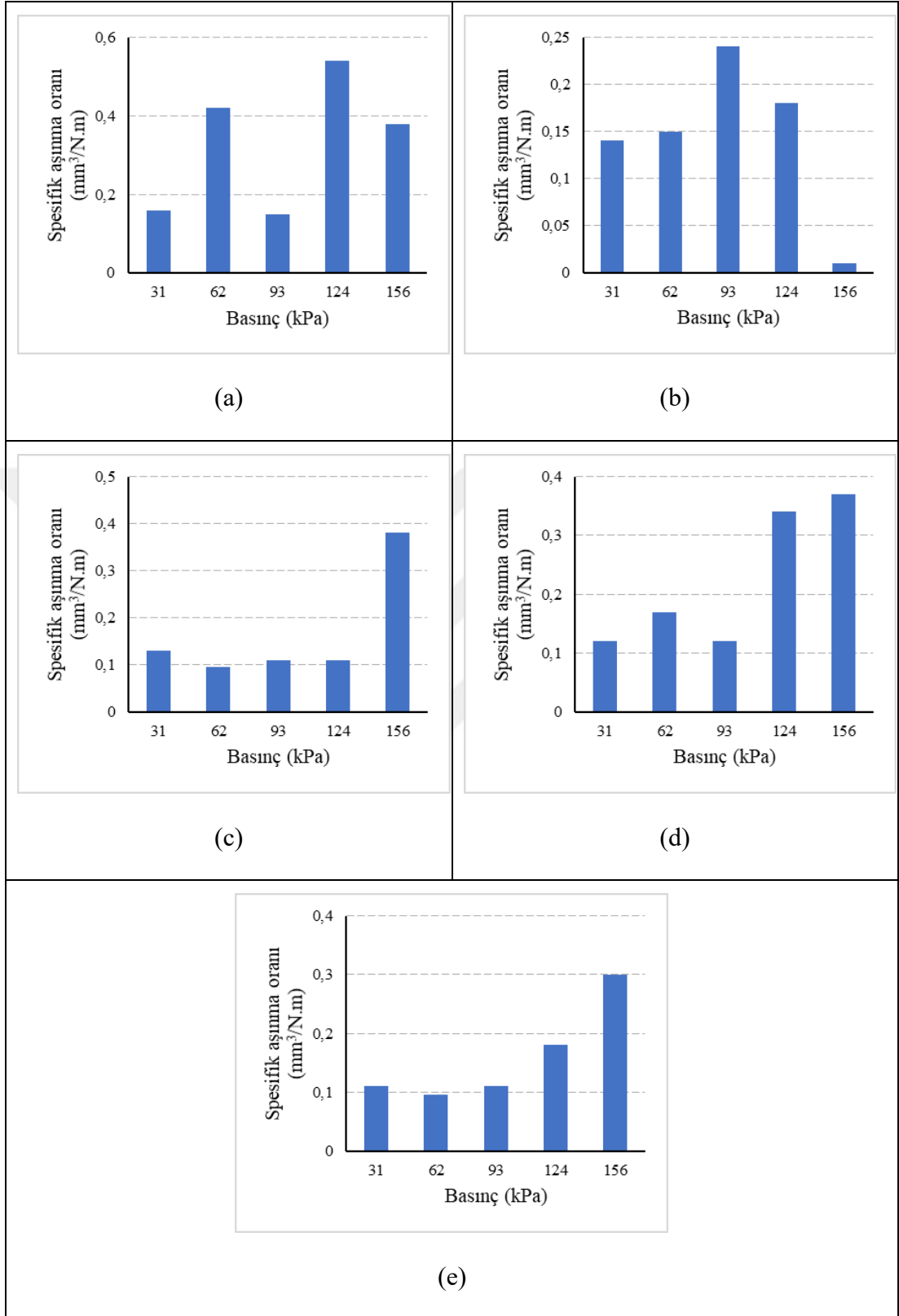
Farklı kayma hızlarında ve nominal basınçta yapılan testler sonrası elde edilen tüm sürtünme katsayısı değerleri Şekil 2.11'de verilmiş olup kullanılan sürtünme katsayısı değerleri kalıcı hal bölgesine aittir. Verilen bu şekilden de görüleceği üzere, başlangıçta artan nominal basınca karşılık sürtünme katsayıları artmaktadır, ancak basıncın daha da artması ile birlikte sürtünme katsayıları bir azalma eğilimindedir.

Artan hız ve basınç altında bronz-çelik çiftinin arayüzeyinde sıcaklık artabilmektedir. Bu durum malzemenin yumuşamasına ve aynı zamanda sürtünme katsayısının azalmasına neden olabilmektedir.

Yapılan bu çalışmada, her bir test koşulu için spesifik aşınma oranları da hesaplanmış olup elde edilen verilen Şekil 2.12'de verilmiştir. Görüleceği üzere, diyagramlarda her ne kadar düşük miktarda bir salınım olsa da gene olarak artan basınç ile birlikte spesifik aşınma oranları artmıştır. Yüksek basınçlarda, pin ile disk arayüzeyine transfer olan aşırı yük aşınmanın artmasına kaynak teşkil etmektedir [22].



Şekil 2.11. Farklı kayma hızlarında ve nominal basınçlarda test edilen 81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) alaşımının sürtünme katsayısı değerleri [22]

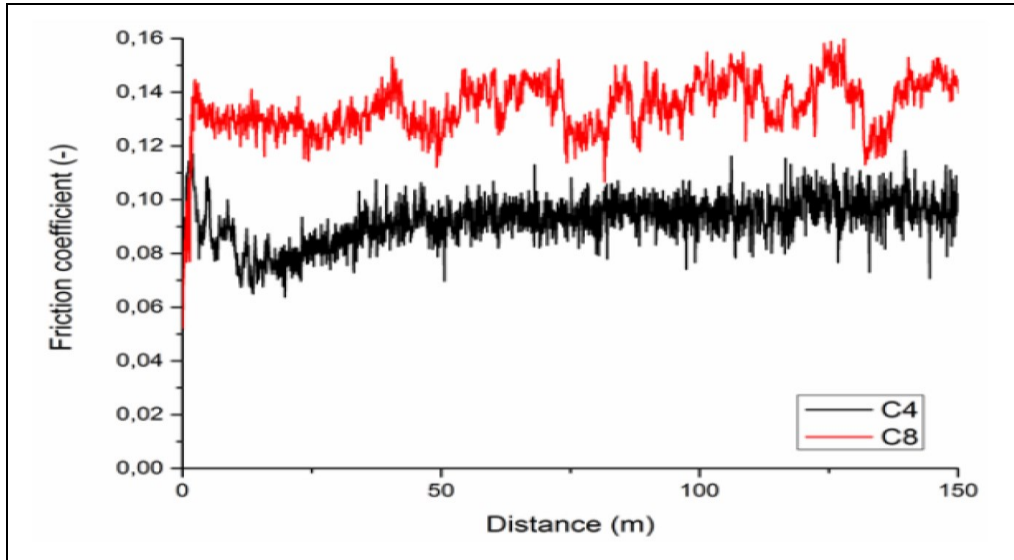


Şekil 2.12. Farklı kayma hızlarında ve nominal basınçlarda test edilen 81Cu-9Al-4Ni-0,33Mn (ağ.-%) alaşımının spesifik aşınma oranları [22]

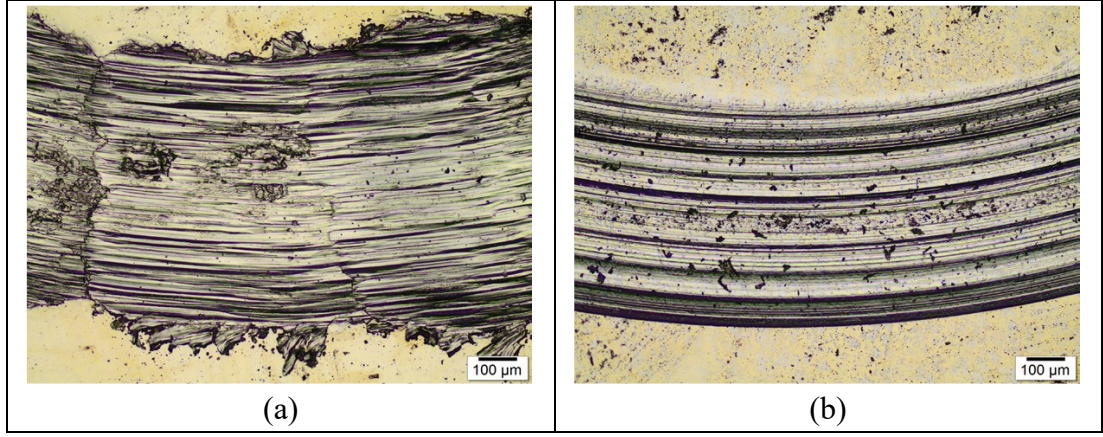
Aluminyum bronzlarının tribolojisi üzerine şüphesiz ortamın da bir etkisi vardır. Atapek ve diğerleri, CuAl10Ni5Fe4 (C4) ve CuAl14Fe4Mn2Co (C8) alaşımlarının kuru ortamda ve % 3,5 NaCl içeren çözelti ortamında sürtünme testleri sonrası aşınma performanslarını irdelemiştir.

Yapılan bu çalışmada, C4 alaşımının (180-230 HB) mikroyapısında bakırca zengin bir katı ergiyik yapısı olan α -Cu fazının dışında çeşitli morfolojilerde kapp fazlarının var olduğu, C4 alaşımına göre nispeten daha yüksek aluminyum içeren C8 alaşımında (360-400 HB) ise çoğunlukla dönüşmüş β yapısının olduğu tespit edilmiştir. Tribolojik çift bronz-seramik olarak oluşturulmuş olup bronzların 10 N yük altında 0,04 m/s'lik kayma hızında aşınma performansları değerlendirilmiştir.

Şekil 2.13' de, kuru sürtünme testleri sonrası kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği verilmiş olup bu ortamda plastik deformasyon kabiliyeti daha yüksek olan C4 alaşımının C8 alaşımına göre daha düşük bir sürtünme katsayısına sahip olduğunu göstermektedir. Bu koşulda test edilen alaşımların aşınma yüzey görüntüleri Şekil 2.14' de verilmiş olup yüzeyde tipik abrasif ve adhesif aşınmalar gözlenmiştir.

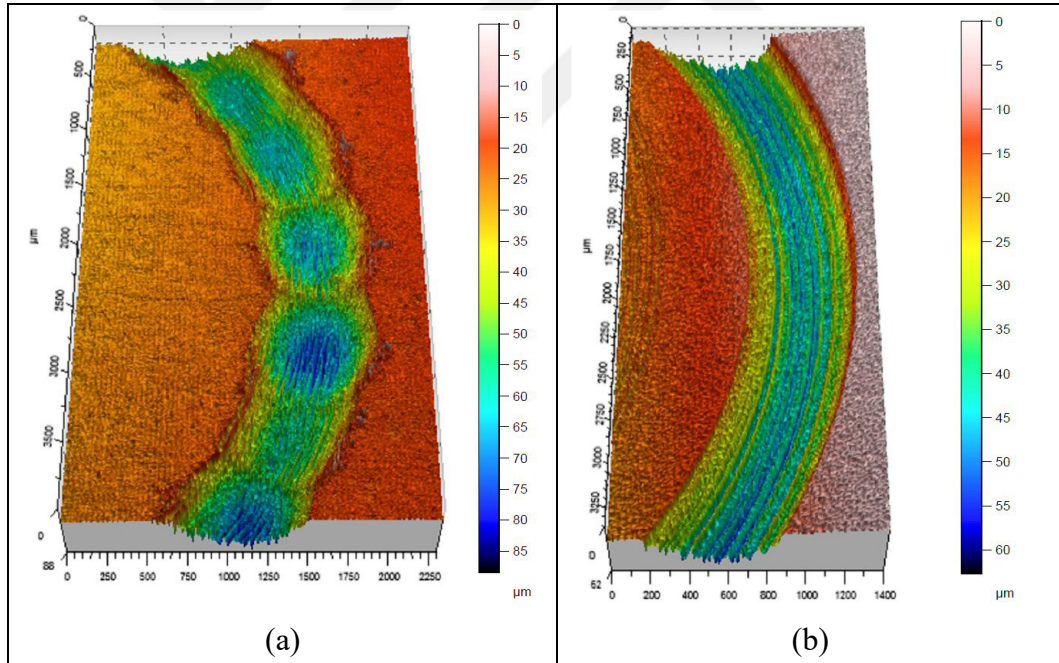


Şekil 2.13. C4 ve C8 aluminyum bronzlarının kuru sürtünme koşullarında mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi [23]



Şekil 2.14. Kuru sürtünme testleri sonrası C4 ve C8 alüminyum bronzlarının aşınma yüzey görüntüleri; (a) C4 ve (b) C8 [23]

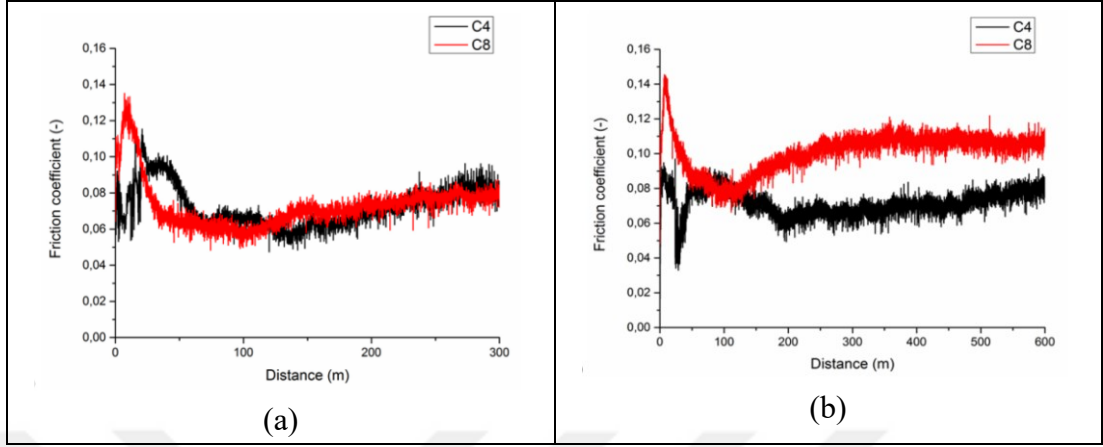
Aşınma yüzeyleri üzerine yapılan 3D topografik incelemeler aşınma oranlarının hesaplanmasına da fayda sağlamış olup C4 alaşımının C8 alaşımına göre daha yüksek aşınma oranında olduğunu ortaya koymuştur (Şekil 2.15).



Şekil 2.15. Kuru sürtünme testleri sonrası C4 ve C8 alüminyum bronzlarının aşınma yüzey 3D görüntüleri; (a) C4 ve (b) C8 [23]

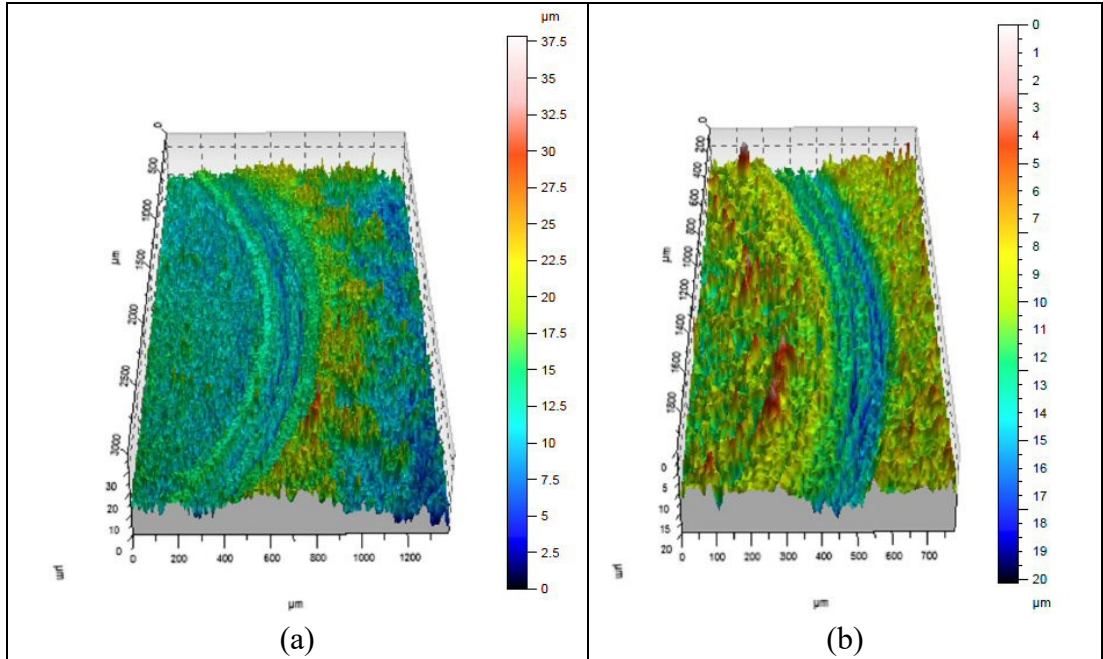
Tuzlu su ortamında 300 m ve 600 m testleri yapılarak alaşımların korozif ortam içerisinde daha fazla sürelerde tribolojik davranışı incelenmiş olup Şekil 2.16' de sürtünme katsayısı-kayma mesafesi diyagramları verilmiştir. Bu diyagramlara göre, çözelti ortamında ilk 300 metrelik mesafede alaşımların sürtünme katsayıları birbirine rağbet etse de özellikle 600 metrelik kayma mesafesine karşılık gelen uzun süreli

aşınma testlerinde C8 alaşımı C4 alaşımına göre daha yüksek sürtünme katsayısındadır.



Şekil 2.16. C4 ve C8 alüminyum bronzlarının tuzlu su ortamında sürtünme koşullarında mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi [23]

C4 alaşımının yüzeyinde oluşan bakırca zengin oksit formları bir yağlayıcı gibi davranabilmiştir. Bu ortam için de yapılan 3D topografik incelemeler ise, yüzeyinde oldukça yoğun korozyon ürünü barındıran ve elektrokimyasal olarak korozyona daha eğilimli olan C8 alaşımının C4 alaşımına göre daha fazla aşındığını göstermiştir (Şekil 2.17) [23].



Şekil 2.17. Tuzlu su ortamında yapılan sürtünme testleri sonrası C4 ve C8 alüminyum bronzlarının aşınma yüzey 3D görüntüleri; (a) C4 ve (b) C8 [23]

3. MALZEME VE YÖNTEM

3.1. Döküm Alaşımlarının Üretimi

Tez çalışması kapsamında, döküm alaşımları Lodz Teknoloji Üniversitesi, Malzeme Mühendisliği ve Üretim Sistemleri bölümü alt yapısında bulunan ergitme ve katılaştırma ekipmanları kullanılarak üretilmiştir. Bilindiği üzere, konvansiyonel alüminyum bronzları ağırlıkça % 6 Fe ve % 5 Ni içermekte olup farklı alüminyum içeriğinde üretilebilmektedir. Bu çalışmada, alaşım tasarımında ağırlıkça % 5.0-6.0 Al, % 4.0-5.5 Fe ve % 3.50-4.50 Ni seviyesi tüm alaşımlar için sağlanarak ağırlıkça %1-2 Si ve 0.1-0.3 Cr katkısı ile kompozisyonlarda modifikasyonlar gerçekleştirilmiştir. Tablo 3.1’ de üretimi gerçekleştirilen alaşımlara ait kimyasal kompozisyonlar verilmiştir.

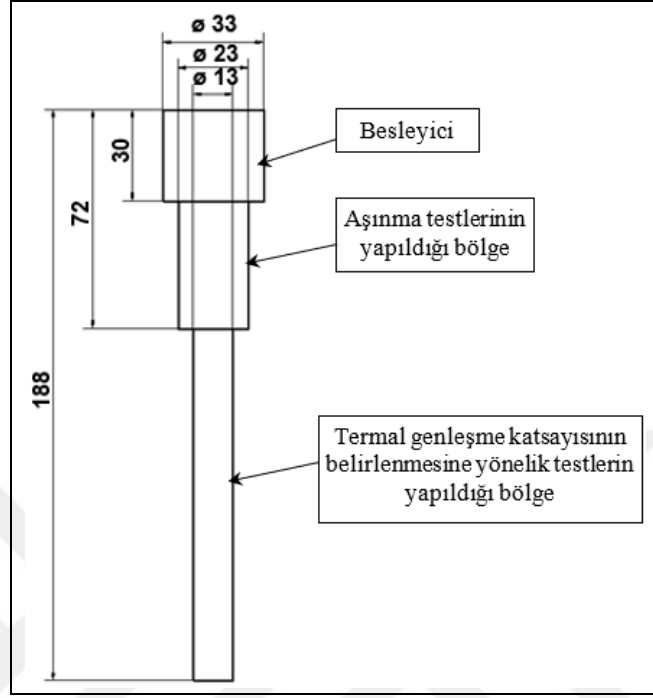
Tablo 3.1. Dökümü gerçekleştirilen alaşımlara ait kimyasal kompozisyonlar (ağ.-%)

Alaşım	Al	Fe	Ni	Si	Cr	Cu
T1	5.55	4.38	3.72	1.10	0.11	balans
T2	5.21	4.24	3.91	2.06	0.12	balans
T3	5.68	5.41	3.94	1.52	0.21	balans
T4	5.79	4.03	4.20	2,11	0.32	balans

Bronzlar, başınçlı vakum döküm ünitesinde (VC 500D Indutherm) argon atmosferinde ergitilmiştir. Başlangıç malzemesi, CuAl10Fe4Ni4 bronzdur. Katodik bakırın, Armco demirin ve teknik saflıkta nikelin ilavesi ile CuAl6Fe4Ni4 alaşımı elde edilmiştir. Daha sonrasında ise Tablo 4.1’ de verilen değişken miktarlarda Si ve Cr ilavesi ile modifiye T1, T2, T3 ve T4 alaşımları üretilmiştir.

Bahsi geçen kompozisyonlardaki metal şarjları 1300°C sıcaklıkta ergitilmiş olup ergiyik 30 dakika izotermal olarak bekletilmiştir. Sıvı metal kum kalıba dökülerek katılaştırılmıştır. Kalıba döküm sıcaklığı yaklaşık 1270°C seviyesindedir. Şekil 4.1’ de dökümü gerçekleştirilen test parçasına ait şematik bir çizim verilmiştir. Bu test parçası kullanılarak Türk ve Polonyalı çalışma grupları modifiye edilmiş alaşımların mikroyapısal, mekanik ve fiziksel özelliklerin belirlenmesi için çoklu incelemeler yapmışlardır [24].

Bu tez kapsamında, modifiye edilmiş alaşımların hem mikroyapısal hem de tribolojik özellikleri incelenmiştir.



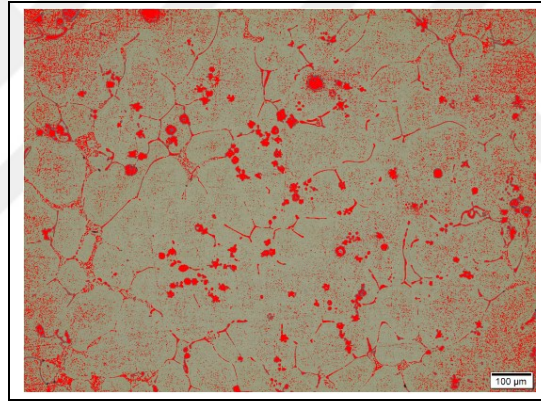
Şekil 3.1. Dökümü gerçekleştirilen test parçasına ait şematik görüntü

3.2. Metalografik İşlemler ve Mikroskobik İncelemeler

Bu bölümde, gerek metalurjik analizler gerekse de tribolojik çalışmalar öncesi temsili numunelerin metalografik işlemleri tanıtılmıştır. Mikrotest Multicut Sense model hassas kesme cihazı ile temsili numuneler tedarik edilen alaşımlardan alınmıştır. Zımparalama aşaması öncesinde numuneler soğuk kalıplanmış olup, Multipol Advanced Mikrotest model otomatik zımparalama ve parlatma ekipmanı kullanılarak numunelerin yüzeyleri hazırlanmıştır.

Zımparalama işlemleri sırası ile 120, 320, 600, 1000, 4000 mesh'lik SiC esaslı zımpara kağıtları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Nihai parlatma ise 3 µm'luk ve 1 µm'luk elmas solüsyonlar kullanılarak yapılmıştır. Bu tür yüzey hazırlama işlemleri tribolojik olarak test edilecek tüm numuneler için de yapılmıştır. Yüzeyleri parlatılmış numunelerde metalurjik analizlerin gerçekleştirilmesi için dağlama işlemi de yapılmıştır. Dağlayıcı olarak hazırlanan özel bir çözelti (50 mL HCl+10 mL HNO₃+10 g FeCl₃+100 mL H₂O) kullanılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde, dağlanmış yüzeyler

başlangıçta Olympus BXM41-LED model ışık mikroskobu (IM) kullanılarak incelenmiştir. Alaşımların mikroyapıları aynı zamanda Jeol JSM 6060 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak karakterize edilmiştir. IM görüntüleri kullanılarak ve Şekil 3.2’de örneklendiği üzere matriks içerisinde bulunan ikincil fazlar seçilerek görüntü analiz çalışmaları yapılmıştır. Bu kantitatif analizler sonrası alaşımlama oranının bir fonksiyonu olarak α -Cu matriksi içerisindeki ikincil fazların miktarsal dağılımı (%) hesaplanmıştır. SEM incelemelerinde matriks içerisinde bulunan bileşenlerin elementel dağılımı IXRF model enerji dağılımlı x-ışın spektrometresi (EDS) kullanılarak yapılmıştır. Matriks bileşenlerine ait faz analizlerinin belirlenmesinde ise RigakuSA-HF3 model x-ışın difraktometresi (XRD) kullanılmıştır. XRD çalışmalarında, Cu-K α radyasyonu kullanılarak 40 kV’ da, 20 mA’ de 1°/dk tarama hızında ve 30-90° açılarında tarama gerçekleştirilmiştir.



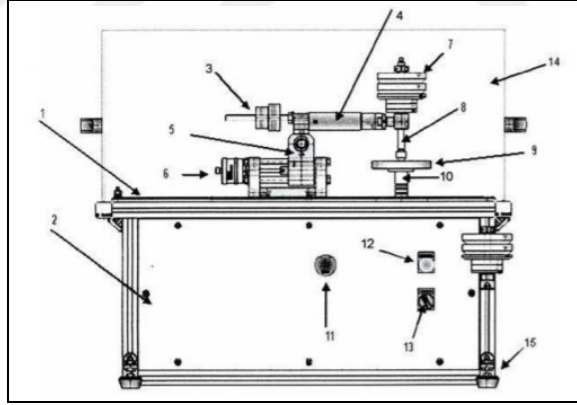
Şekil 3.2. Kantitatif analizlerde kullanılan örnek bir IM görüntüsü

3.3. Mekanik Karakterizasyon

Döküm alaşımların mekanik karakterizasyonu üç aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada, alaşımların katılma yapılarına ait sertlik değerleri belirlenmiştir. İkinci aşamada ise oda sıcaklığında yapılan Charpy darbe deneyleri ile alaşımların darbe toklukları belirlenmiştir. Nihai olarak kuru ve ıslak (yağlayıcı ortamda) sürtünme testleri ile döküm bronzlarının tribolojik karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir.

Alaşımların sertlik değerleri, FutureTech FM-700 model makro-Vickers sertlik ölçeri kullanılarak 1 kgf yük altında belirlenmiştir. Çoklu ölçümler sonrası sertliklerin aritmetik ortalamaları belirlenmiş olup standart sapmaları hesaplanmıştır. Alaşımların toklukları PN-EN ISO 148 - 1:2010 standarda uygun olarak belirlenmiştir. Tribolojik

çalışmalar, Şekil 3.3’de şematik çizimi verilen Nanovea MT/60/NI model “ball-on-disc” test düzeneği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sürtünme testleri, kuru ve yağlayıcı koşullar sağlanarak iki aşamada yapılmıştır. Birinci aşamada, alaşımların kuru sürtünme koşullarında aşınma performansları değerlendirilmiştir. Bu testlerde, karşıt malzeme olarak 5 mm çapa sahip 100Cr6 bilyalar kullanılmış olup seçilen alaşım ile karşıt malzemenin 10 N yük altında, 0,05 m/s hız ile 100 m mesafede etkileşimi sağlanmıştır. İkinci aşamada ise, yağlayıcı ortam testleri test parametreleri aynı tutulmak koşuluyla ASTM D2270 standardına göre viskozitesi 95 olan 80-90 hipo2 tipi yağlayıcı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tüm tribolojik testler sonrası aşınma yüzeyleri IM ve SEM incelemeleri ile karakterize edilmiştir. Bu karakterizasyon çalışmalarında, aynı zamanda Bruker ContourGT model 3D optik profilemetre kullanılarak da yüzeydeki degradasyon takip edilmiştir. Belirli bir genişliğe ve derinliğe sahip aşınma izlerinden elde edilen profiller hacimsel kaybın ve aşınma hızının belirlenmesine katkı sağlamıştır. Profillerden elde edilen hacim kayıpları, seçilen yük ve mesafeye oranlanmış ve böylece aşınma hızları da tespit edilmiştir.



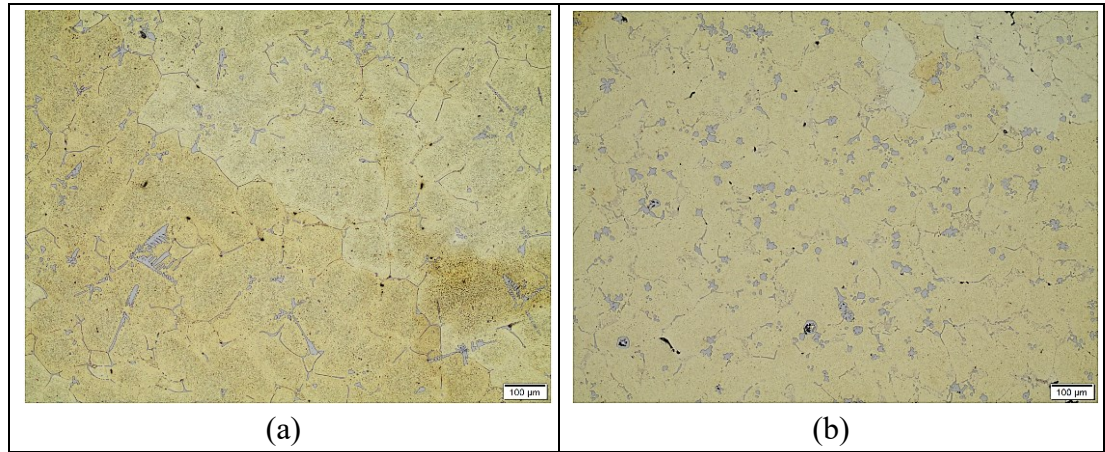
Şekil 3.3. Deneyel çalışmalarda kullanılan “ball on disc” test düzeneği şematik gösterimi; 1-Taban tezgahı, 2-Taban tezgahı ve deney tezgahının ön paneli, 3-Denge sağlamak için kullanılan ağırlıklar, 4-Geçici güç ölçümü ve uzama kolu için yük hücresi, 5-Güç taşıyıcısı, 6-Mikrometre ve yarıçap seçimi için doğrusal kızak, 7-Uzama çubukları ve deney ağırlıkları takımı, 8-Bilya tutturucu, 9-Döner disk, 10-Tribometre eksenini, 11-Acil durumda durdurma düğmesini, 12-Güç lambası, 13-Güç anahtarı, 14-Koruma haznesi, 15-Tezgah ayağı [25]

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. Döküm Alaşımının Mikroyapısal Karakterizasyonu

Şekil 4.1’de tez kapsamında çalışılan T1 ve T2 alaşımlarına ait IM görüntüleri verilmiştir. Alaşımların katılaşma yapıları oda sıcaklığında α -Cu matrisine sahip olup matrisler içerisinde nispeten daha koyu kontrastlarda gözükten ikincil fazlar bulunmaktadır. Bu iki alaşım kimyasal kompozisyonları açısından değerlendirildiğinde, eşdeğer miktarda Cr (ağ.-% 0,1) ve değişken miktarlarda Si (ağ.-% 1,0 ve 2,0) içermektedir.

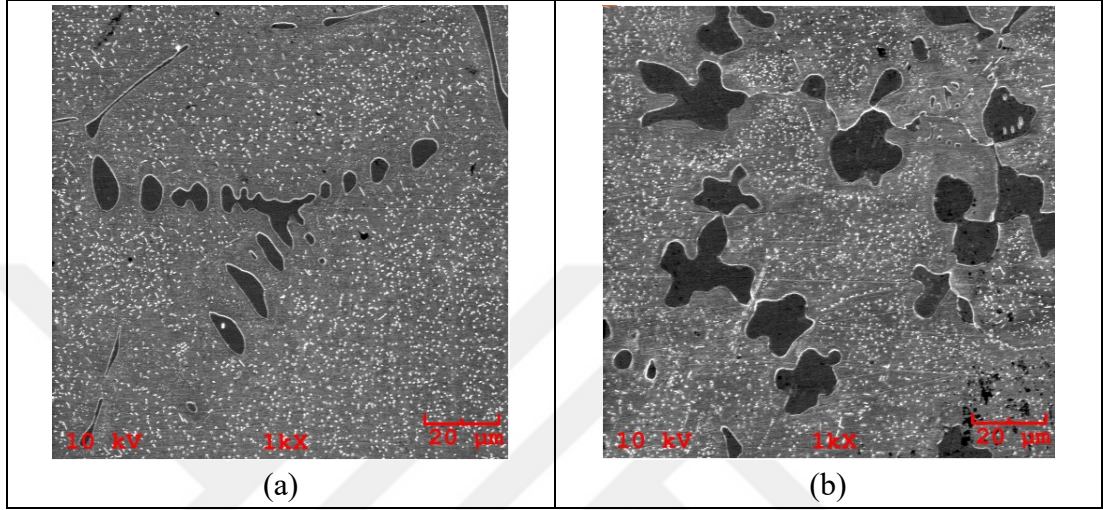
Daha yüksek silisyum içeriğine sahip olan T2 alaşımının mikroyapısında daha düşük silisyum içeriğine sahip alaşıma (T1) kıyasla daha fazla miktarda ikincil faz gözlenmektedir. Hem parlatılmış hem de dağlanmış konumda bu alaşımların matris bileşenleri üzerine yapılan kantitatif analizler, bu alaşımlar söz konusu iken artan silisyum içeriğine bağlı olarak ikincil faz miktarındaki belirgin değişimi ortaya koymuştur. Yapılan analizlere göre, T1 alaşımının döküm yapısında ikincil faz miktarı %8,42 iken, T2 alaşımının döküm yapısında bu miktar %12,65’ dir.



Şekil 4.1. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait IM görüntüleri; (a) T1 ve (b) T2 alaşımı

T1 ve T2 alaşımlarının döküm konumlarına ait SEM görüntüleri Şekil 4.2’ de verilmiştir. Topografik kontrastlama ile matris bileşenleri daha yüksek büyütmelelerde

görüntülenmiştir. Döküm matrislerinde çoğunlukla daha koyu kontrastlı oldukça kaba ($\sim 10 \mu\text{m}$) ve nispeten küresele yakın daha ince ($>1 \mu\text{m}$) disperse olmuş ikincil fazların yanısıra $\alpha\text{-Cu}$ içerisinde sıklıkla bulunan oldukça küçük çökeltiler ($<1 \mu\text{m}$) de gözlenmiştir. Bu küçük çökeltiler alüminyum bronzlarının oda sıcaklığı yapısında sıklıkla gözlenen γ_2 (Cu_9Al_4) yapısıdır.

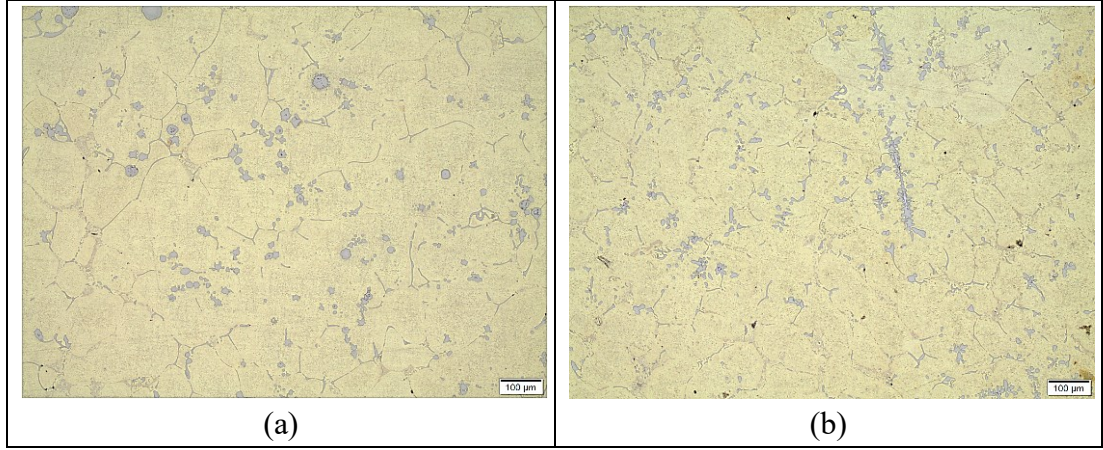


Şekil 4.2. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait SEM görüntüleri; (a) T1 ve (b) T2 alaşımı

Kompozisyonel olarak değerlendirilecek olursa, T3 ve T4 alaşımları T1 ve T2 alaşımlarına göre nispeten arttırılmış Si içeriğine karşılık daha da arttırılmış Cr içeriğine sahiptir.

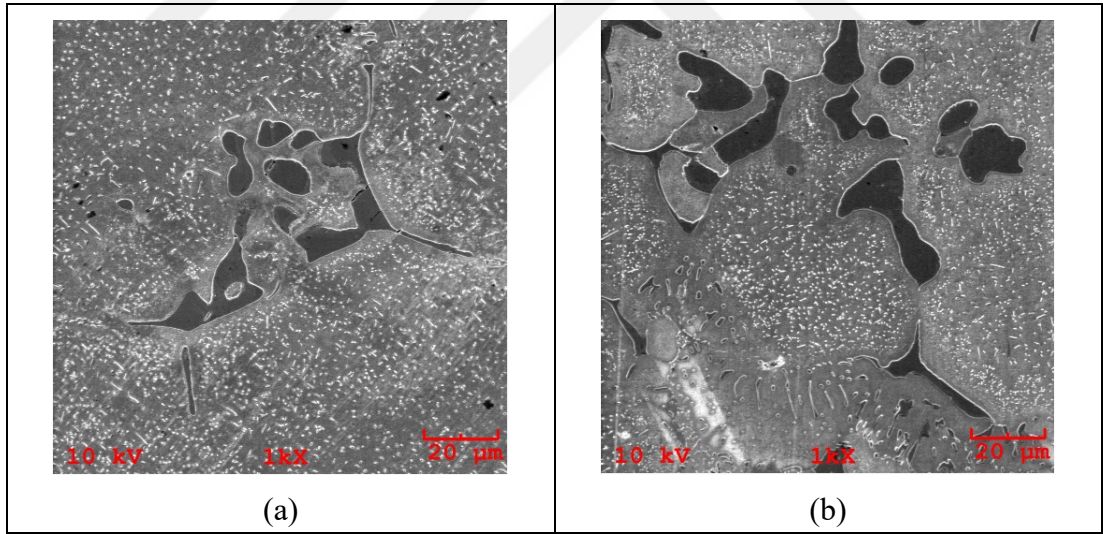
Bu alaşımların döküm konumlarına ait IM görüntüleri Şekil 4.3' te verilmiştir. Döküm matrislerinde T1 ve T2 alaşım mikroyapılarına benzer bileşenler tespit edilmiş olup alaşım miktarındaki artışa bağlı olarak ikincil fazların nispeten miktarsal ve boyutsal olarak arttığı ve yoğun segregasyon nedeniyle olarak bu ikincil fazların disperse olmaktan ziyade bir kümelenme eğiliminde olduğu tespit edilmiştir.

Kantitatif analizler, T3 alaşım matrisinde ikincil faz miktarının % 14,07 olduğunu göstermiştir. Bu ikincil faz miktarı, en yüksek alaşımlama oranına sahip T4 alaşımı için % 16,14 değerindedir.



Şekil 4.3. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait IM görüntüleri; (a) T3 ve (b) T4 alaşımı

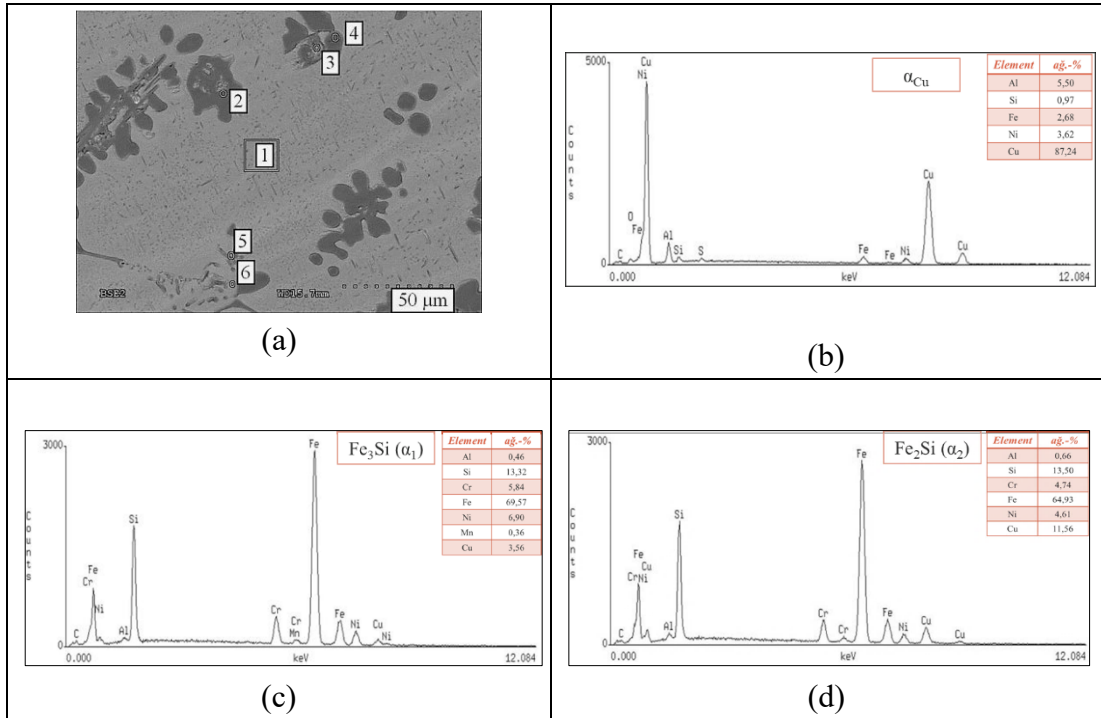
T3 ve T4 alaşımlarının genel katılaşma yapısını daha yüksek büyütme oranlarında gösteren SEM görüntüleri Şekil 4.4’te verilmiştir. Kontrastlar ve matris bileşenlerinin morfolojileri dikkate alınacak olursa; daha evvelinden T1 ve T2 alaşımında gözlenen fazlar yeniden tespit edilmiştir.



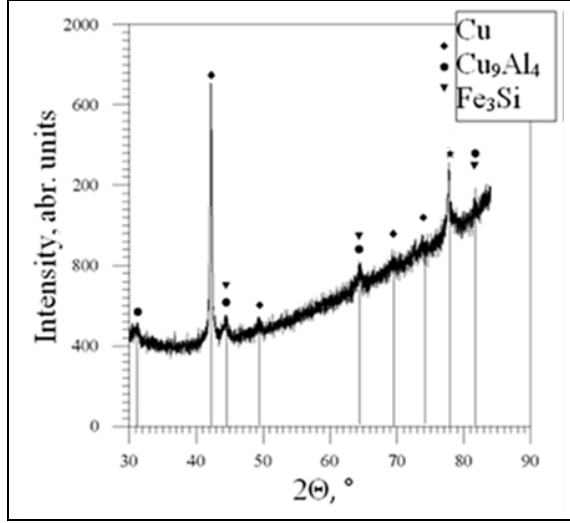
Şekil 4.4. Modifiye edilmiş alaşımların döküm konumlarına ait SEM görüntüleri; (a) T3 ve (b) T4 alaşımı

Üretilen alaşımların mikroyapısal bileşenleri birbirine benzer karakteristikte olduğundan en yüksek alaşımlama oranına sahip T4 alaşımının üzerinde detaylı SEM-EDS çalışmaları yapılmıştır. Şekil 4.5a’da T4 alaşımının mikroyapısını gösteren bir SEM görüntüsü verilmiş olup ilgili mikroyapıda belirli noktalardan alınmış EDS dataları da Şekil 4.5b-d’de gösterilmiştir. Mikroyapı üzerinde “1” ve “6” olarak işaretlenmiş alanlar Şekil 4.5b’de görüleceği üzere ana matris yapısı olan α -Cu fazını

işaret etmektedir. İlgili EDS datası, α -Cu içerisinde yüksek miktarda alüminyumun çözünebildiğini, hem nikelin hem de demirin katı ergiyik içerisinde yer alabildiğini ve çözünmüş silisyum miktarının oldukça düşük değerde olduğunu göstermiştir (Şekil 4.5b). Şekil 4.5c’de ise mikroyapıda “2” ile işaretlenmiş bölgeye ait matriksine göre daha koyu kontrastlı ve oldukça kaba bir morfolojiye sahip olan ikincil faza ait bir EDS datası verilmiştir. Bu EDS datasına göre bu ikincil faz yapısı demirce zengin olup önemli bir miktar silisyum içermektedir. Stokiyometrik oranı bu fazın M_3Si yapısında olduğunu göstermektedir. Demirce zengin olmasından dolayı bu ikincil faz tipik bir Fe_3Si fazıdır. Mikroyapı üzerinde “3” ve “4” ile işaretlenmiş bölgelerde de yapılan EDS çalışmaları benzer bir stokiyometrik orantıyı vermiştir. Şekil 4.5d’de, mikroyapı üzerinde “5” ile işaretlenmiş bölgeye ait EDS datasını yansıtmakta olup stokiyometrik oranı bu kristalin M_2Si yapısında olduğunu göstermiştir. Bu kristalin de nispeten demirce zengin olmasından dolayı demirli alüminyum bronzlarında yer alabilen Fe_2Si yapısındadır. Hem M_2Si hem de M_3Si yapısında demirin yanı sıra bir miktar Al, Ni ve Cr yer alabilmektedir. Tüm bu fazlar döküm alaşımı üzerine yapılan XRD çalışmaları ile de ortaya konulmuş olup Şekil 4.6’da bahsi geçen fazlara ait XRD spektrumları verilmiştir.



Şekil 4.5. (a) T4 alaşımının mikroyapısını gösteren bir SEM görüntüsü ve (b-d) mikroyapıda işaretlenmiş bölgelere ait EDS dataları; (b) “1” ve “6”, (c) “2”, “3” ve “4”, (d) “5” nolu bölgeler [24]



Şekil 4.6. T4 döküm alaşımına ait XRD datası [24]

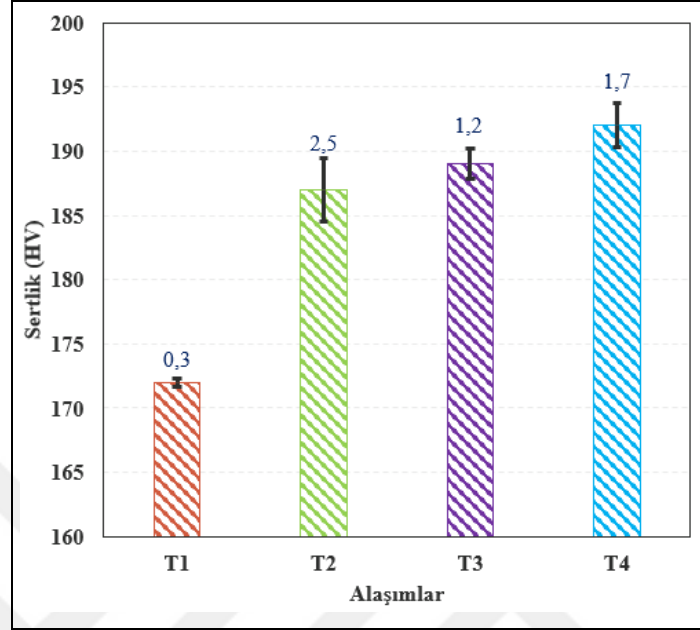
4.2. Döküm Alaşımlarının Mekanik Karakterizasyonu

4.2.1. Sertlik verilerin değerlendirilmesi

Aluminyum bronzlarının kompozisyonlarında yer alan alaşımlar öncelikli olarak katı ergiyik sertleşmesine neden olmakta ve alaşımın nihai sertlik değerinin belirlenmesinde önemli bir rol oynamaktadır. Tüm bunların dışında, çözünürlük seviyesinin bir fonksiyonu olarak kompozisyonda yer alan bazı alaşım elementleri bakırca zengin matriks içerisinde ikincil bir fazın oluşumuna neden olabilmektedir. Mikroyapısal incelemeler, üretimi gerçekleştirilen alaşımların bakırca zengin matriks yapısında demirce zengin silisitlerin var olduğunu göstermiştir. Özellikle alaşımlama oranının fonksiyonu olarak bu alaşımların sertlik değerlerinin değişkenlik göstermesi kaçınılmazdır. Döküm alaşımlarının sertlik değerleri Şekil 4.7’de verilmiştir. T1 kompozisyonundaki alaşım en düşük alaşımlama oranında olup sertlik değeri $164 \pm 0,3$ HV1’dir. T2 kompozisyonunda Si miktarı T1 kompozisyonuna kıyasla bir miktar artırılmış olup silisyumun hem katı ergiyik sertleşmesine hem de matriks içerisinde silisyumca zengin ikincil fazların daha da artmasına bağlı olarak sertlik değeri $178 \pm 2,5$ HV1 değerine ulaşmıştır.

Alaşımlama oranının artışına bağlı olarak α -Cu matriksi içerisinde özellikler silisitlerin artması döküm alaşımlarının sertliğinde önemli bir artışa sebep olmuştur. T1 ve T2 alaşımlarına göre nispeten daha yüksek alaşımlama oranına sahip T3 ve T4

alaşımalarında bu sertlik artışı belirgin bir şekilde tespit edilmiş olup bu alaşımların sertlikleri sırası ile $189 \pm 1,2$ HV1 ve $192 \pm 1,7$ HV1 olarak belirlenmiştir.



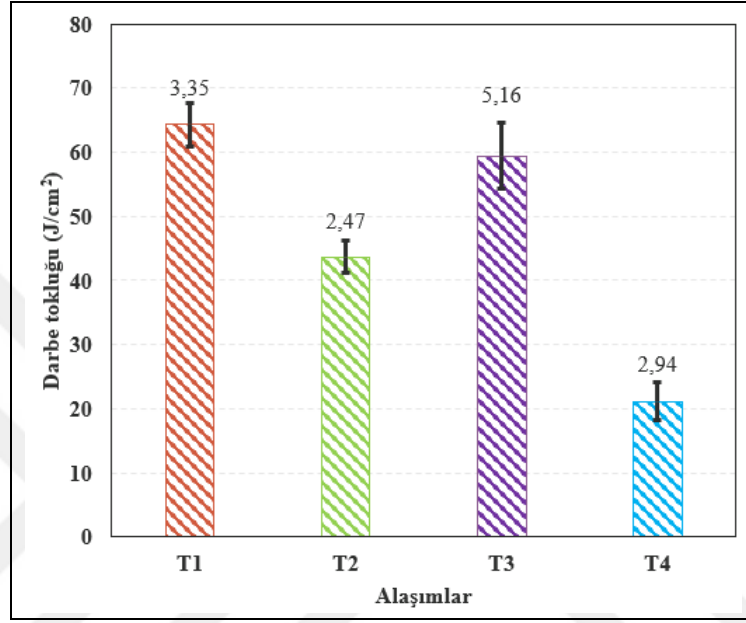
Şekil 4.7. Döküm alaşımlarının sertlik değerleri

4.2.2. Darbe tokluk verilerinin değerlendirilmesi

Dökümü gerçekleştirilen alaşımların darbe tokluk testleri de yapılmış olup elde edilen veriler Şekil 4.8’de verilmiştir. En düşük alaşımlama oranında olan T1 alaşımı için darbe tokluk değeri $64,30 \pm 3,35$ J/cm² değerindedir. T2 alaşımında ise özellikle silisyum miktarının yaklaşık 2 kat artması ve buna bağlı olarak matriks içerisindeki silisitlerin artması darbe tokluk değerinin T1 alaşımına göre daha düşük bir değere ($43,70 \pm 2,47$ J/cm²) ulaşmasına neden olmaktadır.

T3 alaşımında ise T2 alaşımına göre silisyum miktarı azaltılmış ve krom miktarı yaklaşık 2 katına çıkartılmış olup her ne kadar ikincil faz miktarı arttırılmış olsa da bu alaşımın darbe tokluk değeri T2 alaşımına göre daha yüksek bir değere ($59,40 \pm 5,16$ J/cm²) ulaşmıştır. Bu alaşımın matriksinde yüksek seviyede homojen dağılım göstermeyen ikincil fazların var olması ve darbe testlerinde standart sapmanın diğer alaşım testlerine göre daha geniş bir aralıkta olması bu alaşımın reel tokluğunun değerlendirilmesinde bir tartışma da getirmektedir. En yüksek alaşımlama oranına sahip olan T4 alaşımında ise beklenildiği üzere yüksek Si ve Cr içeriği her ne kadar alaşıma yüksek sertlik kazandırsa da özellikle artan ikincil fazların etkisiyle darbe

tokluk değeri ($21,10 \pm 2,94 \text{ J/cm}^2$) en düşük seviyededir. Bilindiği üzere, ağırlıkça %6 Al içeriğine kadar tipik bir döküm α -alüminyum bronzunda oda sıcaklığı darbe tokluk değeri $30\text{-}35 \text{ J/cm}^2$ aralığındadır [24]. Bu açıdan bakıldığında, üretimi gerçekleştirilen T1, T2 ve T3 alaşımları bahsi geçen aralığın üzerinde darbe tokluk değerlerine sahip iken T4 alaşımı bu aralığın altında bir tokluk değerine sahiptir.



Şekil 4.8.Döküm alaşımlarının darbe tokluk değerleri

4.2.3. Tribolojik karakterizasyonu

Bu bölümde, üretimi gerçekleştirilen alaşımların tribolojik karakterizasyon çıktıları değerlendirilmiştir. Başlangıçta alaşımların hem kuru sürtünme hem de yağlayıcı ortamdaki sürtünme testleri sonrası mesafeye bağlı sürtünme katsayısı (μ) değişim diyagramları incelenecektir. Daha sonrasında, testler sonrası tüm aşınma yüzeyleri mikroskopik ve profilometrik analizleri ile karakterize edilmiş olup alaşımların farklı ortamlardaki aşınma hızları ve yüzeyde gözlenen aşınma türleri irdelenmiştir.

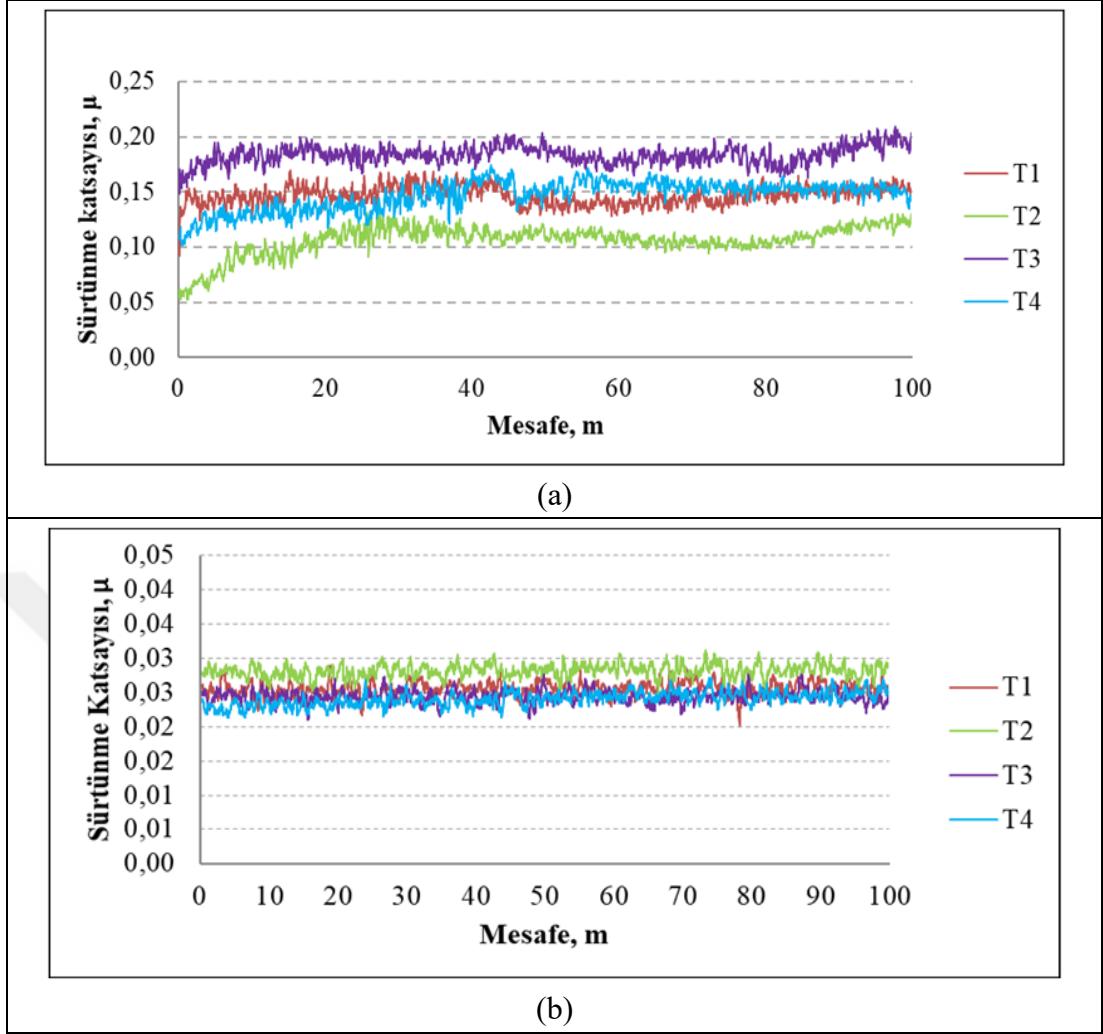
Bilindiği üzere, alaşımların tribolojik testleri sonrası elde edilen sürtünme katsayısı değerleri eşdeğer koşullarda yapılan testler söz konusu iken malzeme tasarım ve seçimine yönelik önemli bir kıyaslama faktörü olarak kullanılabilir. Sürtünme kuvvetleri altında çalışacak iş parçalarında zaman veya mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi bu açıdan bakıldığında takip edilmesi gereken bir unsurdur.

Şekil 4.9a' da üretilen alaşımların kuru sürtünme testleri sonrası mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı verilmiştir. Diyagramdan da görüleceği üzere, kaymanın başlangıcından yaklaşık ilk 5m mesafeye kadar alaşımların sürtünme katsayı değerleri artmakta olup bu mesafe sonrasında sürtünme katsayı değerleri belli bir aralık boyunca yer almaktadır. Daha önceden de Şekil 2.3' te gösterildiği üzere, bu aşamada, yüzeydeki kirlilikler uzaklaştırılmakta ve malzeme yüzeyi açığa çıkarılarak adhezyon devreye girmekte ve sürtünme katsayısında az bir miktarda artış meydana gelmektedir.

Diyagramın yorumlanmasında her bir alaşım için kararlı konuma (steady-state) karşılık gelen sürtünme katsayı değer aralıkları kullanılmıştır. T1 alaşımı için sürtünme katsayısı değer aralığı çoğunlukla 0,14 - 0,16 değer aralığındadır. T1 alaşımına göre daha yüksek sertlikte olan T2 alaşımı için bu değer aralığı için 0,10 - 0,13' tür.

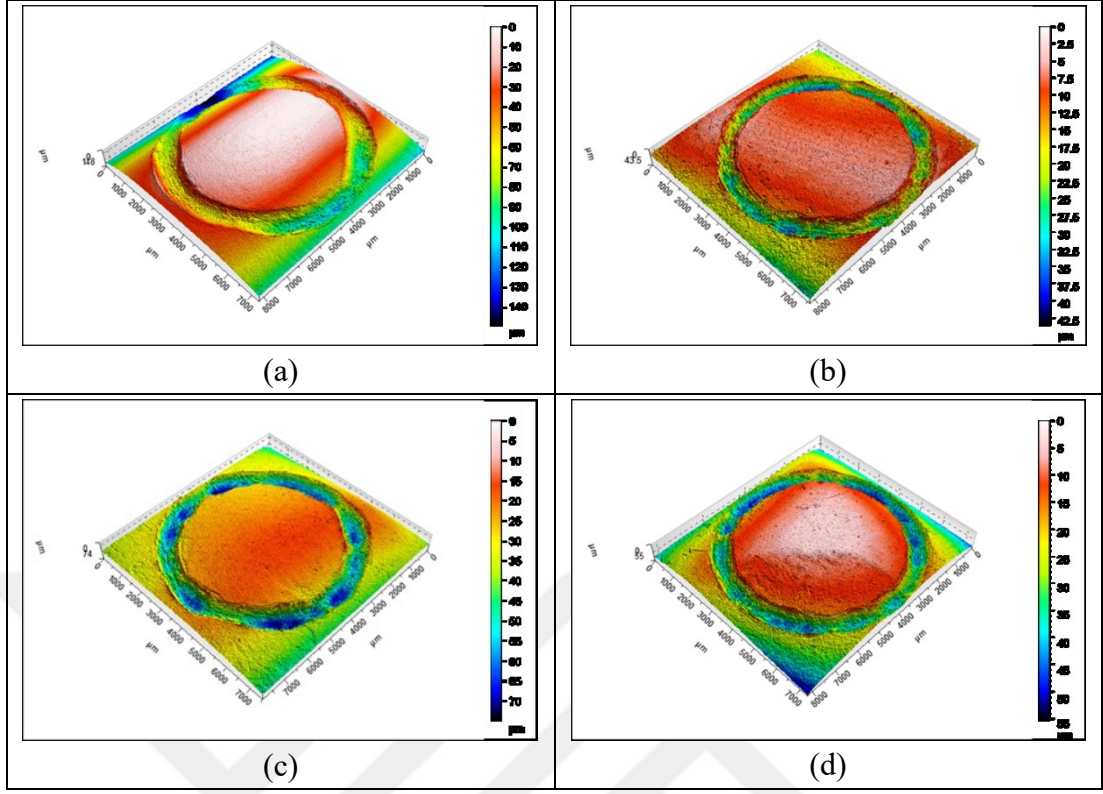
Hem T1 hem de T2 alaşımına göre daha yüksek alaşımlama oranında olup yüksek miktarda ikincil faz içeren ve nispeten daha sert olan T3 ve T4 alaşımları için bu değer aralıkları daha yüksek değerlere ötelenmiştir. T3 alaşımı için bu değer 0,17 – 0,18 iken T4 alaşımı için bu aralık 0,14 – 0,17' dir. Matriksi ile zayıf bağlanma karakteristiğine sahip ikincil fazlar sürtünme koşullarında buldukları yerleri terk edip yüzeyde serbest bir cisim gibi hareket edebilmektedir. Bu sert cisimler yüzeyleri çizme potansiyeline sahip olup yüzeyde sürtünme kuvvetlerini arttırabilmektedir. Bu durumda yüksek alaşımlama ile birlikte çizilme eğiliminde olan sertleşmiş alaşımların sürtünme katsayı değerleri artabilmektedir.

Şekil 4.9b'de ise yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımların mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı verilmiştir. Bu diyagramdan da görüleceği üzere, tüm mesafe boyunca alaşımların sürtünme katsayıları oldukça dar bir aralıkta tekrarlanmış olup yağlayıcı etkisi ile tüm değerler kuru sürtünmeye göre daha düşük değerlere gerilemiştir. Kuru sürtünmeden farklı olarak bu test koşulunda alaşımlama oranı arttıkça sertleşen matrikslerin sürtünme katsayıları nispeten bir azalma eğilimindedir.

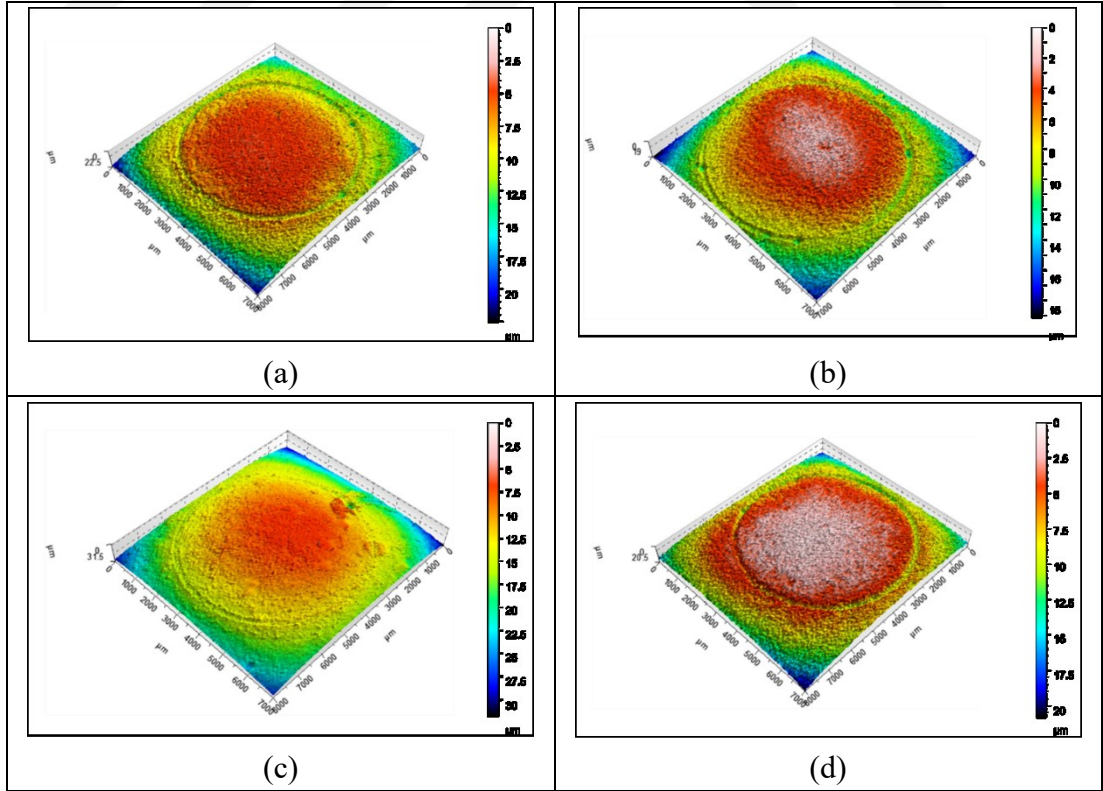


Şekil 4.9. Üretilen alaşımlar için mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafikleri; (a) kuru ortam ve (b) yağlayıcı ortam

Kuru ve yağlayıcı ortamlarda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeyleri optik profilometre ile karakterize edilmiş olup elde edilen 3D görüntüler Şekil 4.10 ve 4.11’ de verilmiştir. Şekil 4.10’da verilen 3D görüntüleri kuru sürtünme koşullarında alaşımların yüzeylerinde belirli derinlikte ve genişlikte aşınma izlerinin oluştuğunu göstermiştir. 3D görüntülerden de görüleceği üzere nominal kuvvet altında alaşımlar kayma mesafesi boyunca plastik deformasyona da uğramış olup bu karakteristik özellik aşınma yüzeylerinde yer alan ve çoğunlukla belirli bir radyusa sahip bilya batma izleri ile görülmektedir. Sürtünme testlerinin yağlayıcı ortamda yapılması halinde ise Şekil 4.11’den de görüleceği üzere çok düşük derinlikte ve oldukça ince genişlikte aşınma izleri oluşmuştur. Profilometrik görüntüler kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların hacimsel kayıplarının yağlayıcı ortamda test edilenlere göre daha yüksek olduğunu işaret etmektedir.



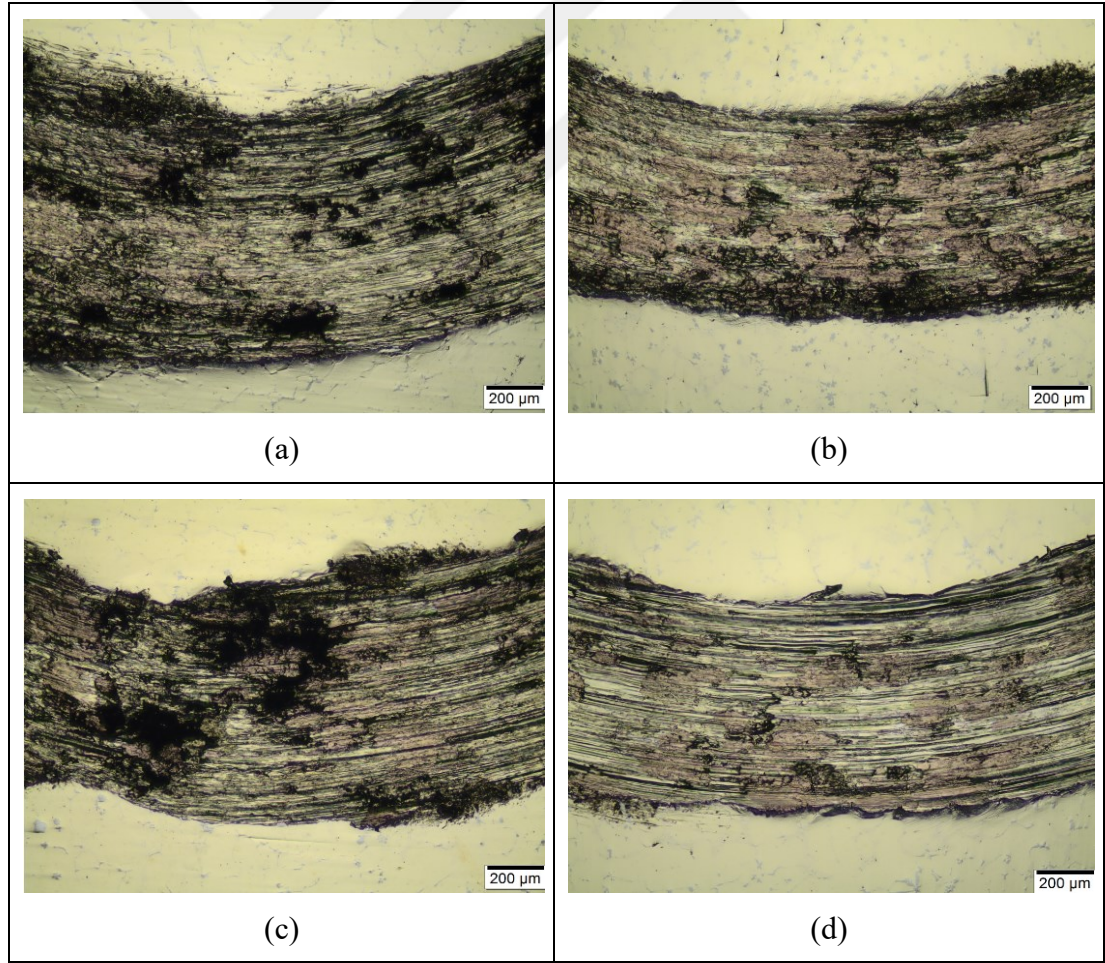
Şekil 4.10. Alaşımların kuru ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası aşınma yüzeylerini gösteren 3D görüntüleri



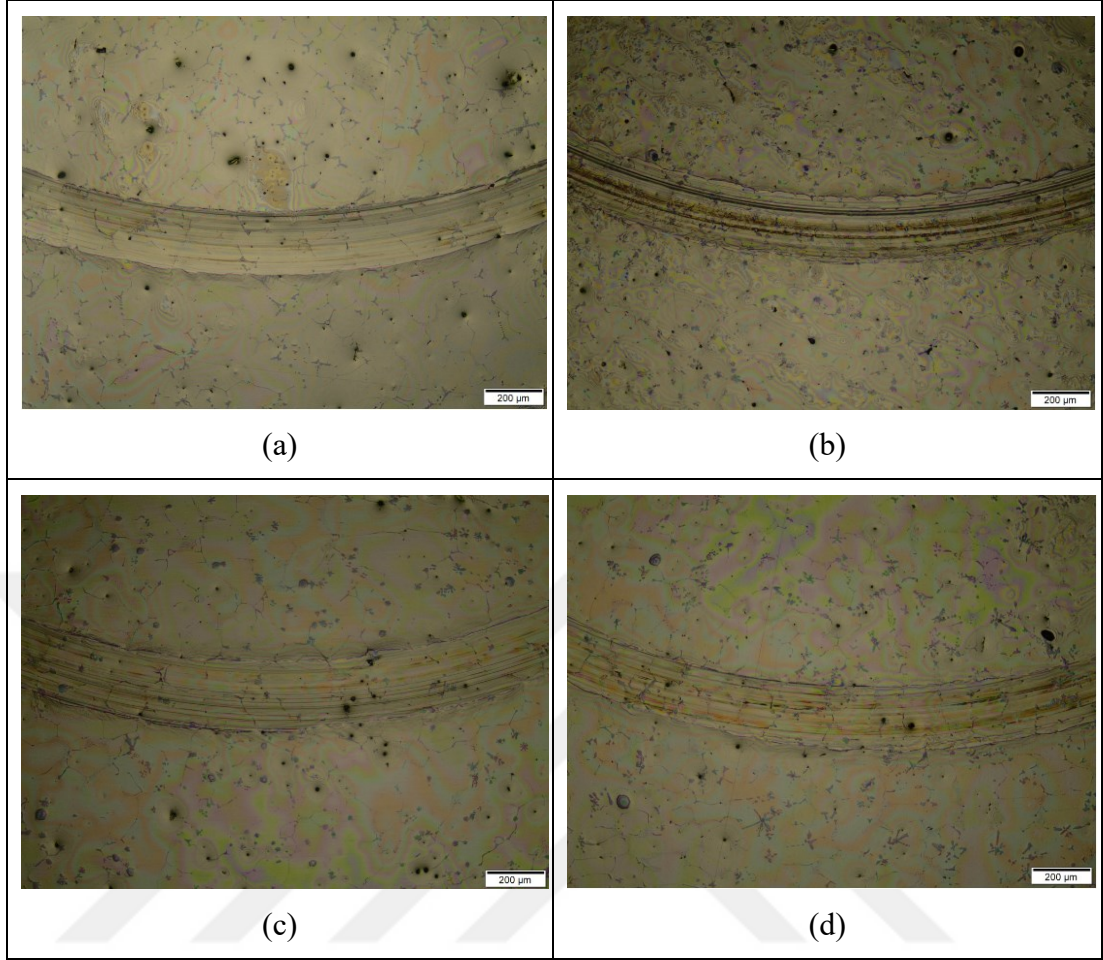
Şekil 4.11. Alaşımların yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası aşınma yüzeylerini gösteren 3D görüntüleri

Aşınma testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeyleri mikroskobik olarak da incelenmiş olup özellikle testler sonrası aşınma ile oluşan izlerin genişlikleri tespit edilmiştir. Bu iz genişlikleri, hacimsel kayıpların belirlenmesinde önemli bir parametredir.

Şekil 4.12 ve Şekil 4.13'te kuru ve yağlayıcı ortamlarda yapılan testler sonrası aşınma yüzeylerine ait IM görüntüleri verilmiştir. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeyleri 3D profillerine benzer olarak belirli genişlik ve derinlikte izler sergilemektedir (Şekil 4.12). Yüzey incelemeleri, kuru sürtünme koşullarında çoğunlukla abrasif bir aşınmanın gerçekleştiğini ve tüm kayma boyunca yüzeyden kaldırılan talaşların soğuk kaynaklanmalarla tabakalar şeklinde yüzeye yapıştığını göstermiştir. Sürtünme kuvvetleri altında bu çok kat içeren tabaka yapıları gevrek bir davranış gösterip ayrılma eğilimi göstermiştir. Bu izler yağlayıcı ortamda test edilen alaşımların aşınma yüzeylerinde oluşan izlere göre nispeten daha geniştir (Şekil 4.13).

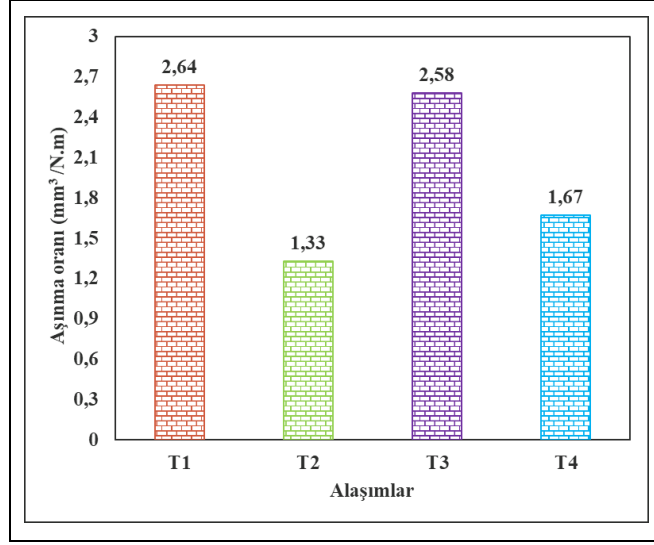


Şekil 4.12. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait IM görüntüleri; (a) T1, (b) T2, (c) T3 ve (d) T4



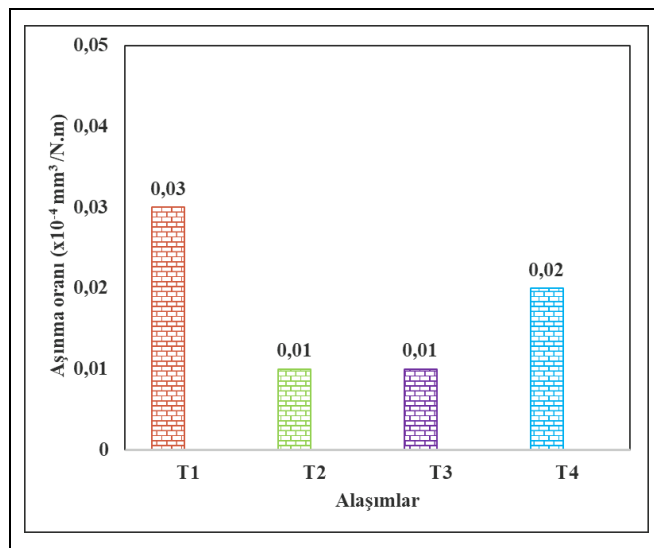
Şekil 4.13. Yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait IM görüntüleri; (a) T1, (b) T2, (c) T3 ve (d) T4

Şekil 4.14’te kuru ortamda test edilmiş alaşımlar için hesaplanmış olan aşınma oranları verilmiştir. Kuru sürtünme testleri sonrası en düşük alaşımla oranına sahip T1 alaşımında aşınma oranı $2,64 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak belirlenmiştir. T1 alaşımına göre daha sert olan T2 alaşımında ise bu aşınma oranı $1,33 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ’dir. Bilindiği üzere, kompozisyonda yer alan silisyum aşınma direncinin iyileştirilmesine önemli bir katkıda bulunmaktadır. Hesaplanan aşınma oranlarından da anlaşılacağı üzere, daha yüksek Si içeren T2 alaşımı, T1 alaşımında göre daha düşük aşınma oranına sahiptir. Ancak T3 alaşımında her ne kadar Cr miktarı T2 alaşımına göre arttırılmış olsa da daha düşük Si içermesinden dolayı bu alaşımın aşınma oranında bir miktar artış tespit edilmiş olup, bu alaşım için hesaplanan aşınma oranı $2,58 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ’dir. En yüksek alaşımlama ve dolayısıyla en yüksek ikincil faza sahip T4 alaşımında ise aşınma oranı $1,67 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak hesaplanmıştır. Bu alaşımında Si içeriğinin T3 alaşımına göre arttırılması alaşıma düşük aşınma oranı sağlamıştır.



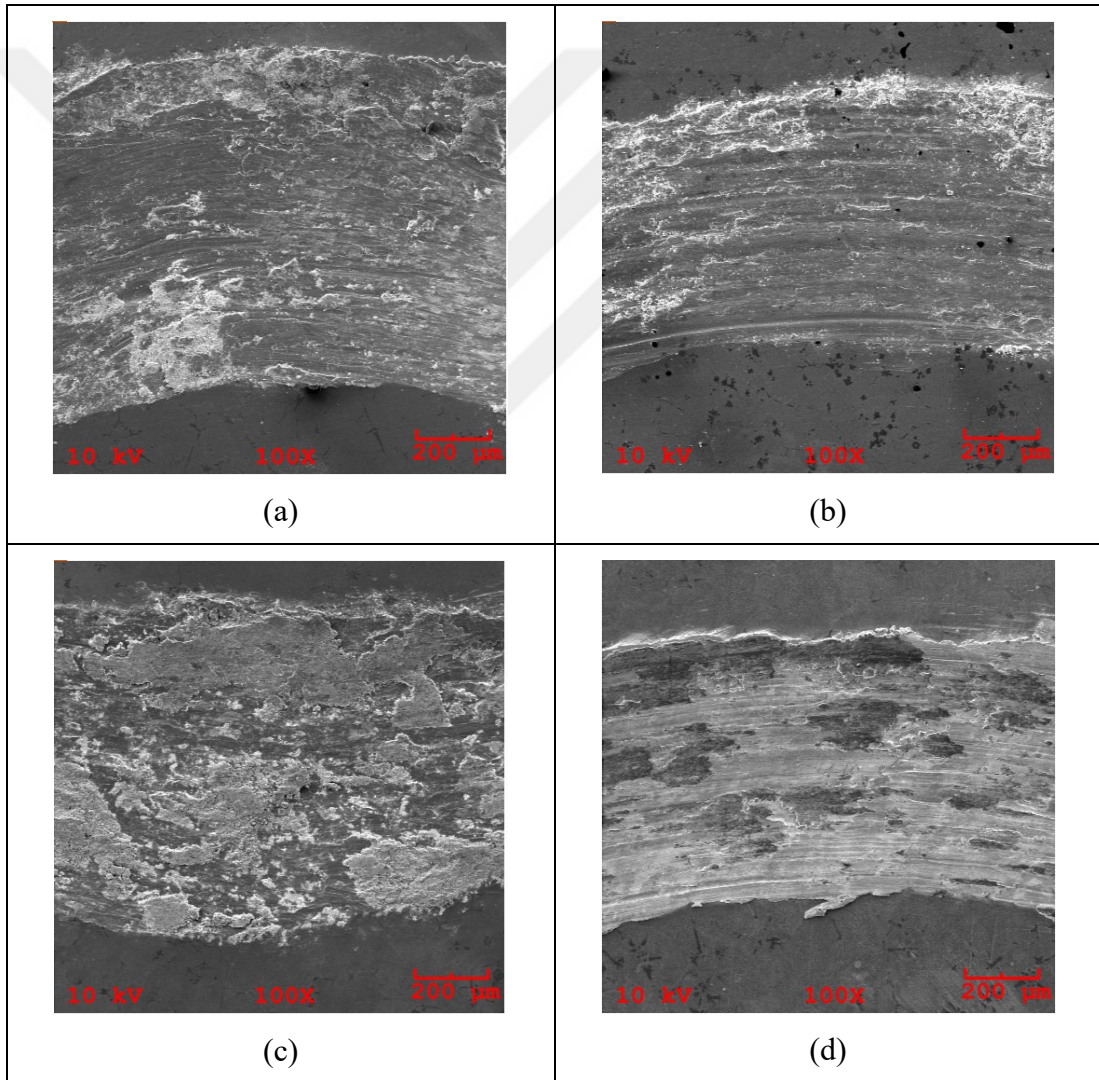
Şekil 4.14. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımlar için hesaplanan aşınma oranları

Şekil 4.15'te yağlayıcı ortamda yapılan testler sonrası alaşımlar için hesaplanan aşınma oranları verilmiştir. Diyagramdan da görüleceği üzere, yağlayıcı ortamdaki kaynaklı olarak aşınma oranları kuru sürtünme testleri sonrası hesaplanan değerlere göre oldukça düşüktür. T1 alaşımına göre daha yüksek Si içeren T2 alaşımını yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testlerinde de kuru sürtünme testlerine benzer olarak daha düşük aşınma oranı sergilemiştir. Silisyumun ağırlıkça % 1,5 seviyesinde olması T3 alaşımına yağlayıcı ortamda düşük bir aşınma oranı sağlasa da artırılmış silisyuma ve kroma sahip T4 alaşımında daha yüksek aşınma oranına neden olmuştur.



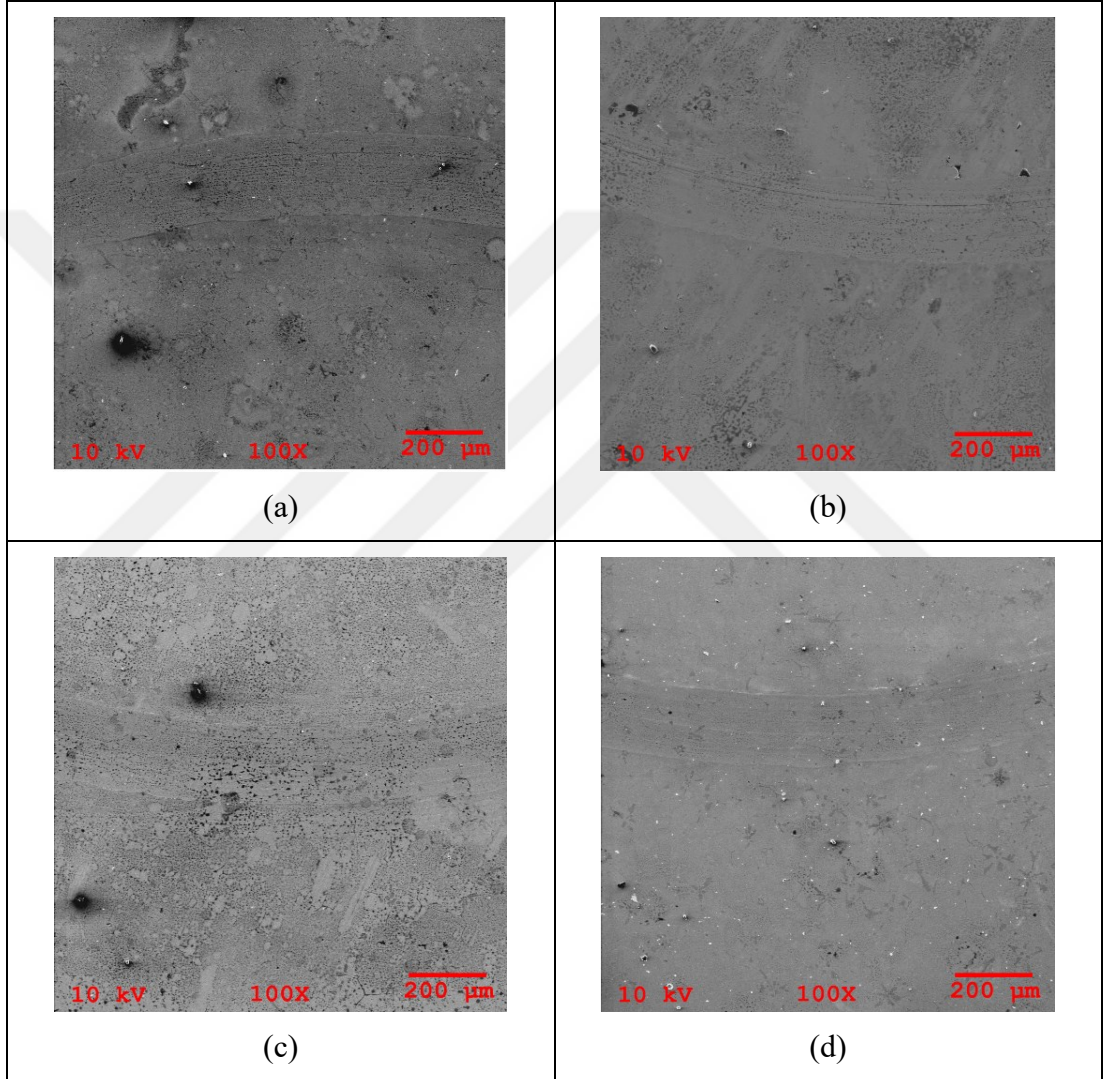
Şekil 4.15. Yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımlar için hesaplanan aşınma oranları

Şekil 4.16 ve Şekil 4.17’ de farklı ortamlarda yapılan sürtünme testleri sonrası her bir alaşımın aşınma yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların yüzeylerinde belirgin abrazyif çizilmelerin dışında özellikler yoğun adhezif tabakaları gözlenmiştir (Şekil 4.16). Test boyunca yüzeyden koparılan hacimler soğuk kaynaklanmalar ile yüzeye yeniden yapışmakta ve üst üste yığılmış tabakaları oluşturabilmektedir. Bu tabakalar gevrek olup nominal kuvvet altında kayma mesafesi boyunca kırılarak yüzeye dağılıp yeniden tutunabilmektedir. Verilen SEM görüntülerinden de görüleceği üzere, özellikle izlerin kenar kısımlarında yoğun plastik deformasyon bölgeleri de gözlenmektedir.



Şekil 4.16. Kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri; (a) T1, (b) T2, (c) T3 ve (d) T4

Test ortamında bir yağlayıcının olması yüzeydeki aşınma şiddetini nispeten azaltmakta olup Şekil 4.17’de verilen SEM görüntüleri bu aşınma şiddetindeki azalmayı işaret etmektedir. Yağlayıcı ortamda yapılan testler sonrası aşınma yüzeylerinde oldukça yüzeysel ve ince bantlar şeklinde gözlemlenen aşınma izleri yer almaktadır. Bu izler çoğunlukla abrazif çizilmeler nedeniyle oluşmuş olup kuru sürtünme testleri sonrası gözlemlenen adhezif tabakalara rastlanılmamıştır.



Şekil 4.17. Yağlayıcı ortamda yapılan sürtünme testleri sonrası alaşımların aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri; (a) T1, (b) T2, (c) T3 ve (d) T4

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, farklı miktarda Si ve Cr içeren kompozisyonlarda alüminyum bronzları üretilmiş olup alaşımların mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonları yapılmıştır.

Mikroyapısal karakterizasyonlar, döküm alaşımlarının α -Cu matrisine sahip olduğunu ve bu bakırca zengin katı ergiyik yapısında alaşımlama oranına bağlı olarak değişebilen ikincil fazların var olduğunu göstermiştir. Daha detaylı yapılan metalurjik analizler, bu ikincil fazların çoğunluğunun demirce zengin silisitler olduğunu ve alaşımların mikroyapısında γ_2 fazının olduğunu göstermiştir. Si:Cr oranı arttıkça üretilen alaşımların matrisinde bu bahsi geçen ikincil fazların miktarı artmıştır.

Mekanik karakterizasyon çalışmaları, üç adımda gerçekleştirilmiş olup birinci adımda alaşımların sertlik değerleri, ikinci adımda oda sıcaklığı darbe tokluk değerleri ve üçüncü adımda kuru ve yağlayıcı ortamlarda tribolojik performansları belirlenmiştir.

Si:Cr oranının matris bileşenlerine olan etkisi sertlik değerlerine de yansımış olup bu oranın artması sertlik değerlerinde bir artışa neden olmuştur. Üretilen alaşımlardan en yüksek Si ve Cr içeriğine sahip olan alaşım yaklaşık 192 HV sertlik değerindedir.

Si:Cr oranına bağlı olarak değişen sertlik değerlerine karşılık darbe tokluk değerlerinde de önemli değişimler gözlenmiş olup alaşımlama ile sertliği artan alüminyum bronzlarının darbe tokluk değerleri azalmıştır. Ancak tokluk değerlerinde oldukça geniş bir sapma aralığı da gözlenmiş olup matris içerisinde segregasyon nedeniyle homojen dağılım göstermeyen ve çoğu kez mikroskobik incelemelerde kümelenme yapıları olarak gözlenen ikincil fazların, bu geniş aralıkta sapmalara neden olabileceği kanısına varılmıştır. Sertlik artışına kromun, silisyuma göre daha yüksek katkı verdiği Si(2,0):Cr(0,1) ve Si(2,0):Cr(0,3) alaşımlarda daha net gözlenmiştir. Ancak Si(2,0):Cr(0,3) alaşımında tokluk oldukça düşük değerlere ulaşmıştır.

Mekanik karakterizasyonun nihai aşamasında yapılan tribolojik karakterizasyon çalışmaları tez çalışmasının en önemli sonuçlarını sunmaktadır. Her iki koşulda da test

edilen alaşımların, mesafeye bağılı sürtünme katsayısı değişim diyagramlarından kalıcı hal bölgesinde yer alan sürtünme katsayısı değerleri belirlenmiştir. Tribolojik çalışmalar, alaşımların yağlayıcı ortamda sahip oldukları sürtünme katsayılarının kuru ortama kıyasla %81 oranında daha düşük bir değerde olabileceğini göstermiştir. Si:Cr oranı, test edilen alaşımların aşınma oranlarının kıyaslanmasına da katkı vermiş olup, Si(1,0):Cr(0,1) oranının özellikle Si(2,0):Cr(0,3) oranına getirilmesi halinde, yüksek Si:Cr oranı ile aşınma hızı yaklaşık %37 oranında azaltılmıştır. Kompozisyonda yer alan silisyumun aşınma direncinin artırılmasına yönelik katkısının kromdan daha etkili olduğu, krom miktarının sabit tutulup silisyum miktarının iki katına çıkarıldığı alaşımların aşınma hız oranlarının değerlendirilmesi sonucu ortaya konulmuştur.

Tribolojik karakterizasyonun önemli bir kısmı da aşınma yüzey incelemelerini kapsamakta olup bu aşamada yüzeyler mikroskopik ve profilometrik analizler ile irdelenmiştir. Bu incelemeler, döküm bronzlarının özellikle kuru sürtünme koşullarında abrasif ve adhesif aşınma ile hacimsel kayba uğradığını göstermiştir. Ancak yüzey incelemeleri bu alaşımlarda yer yer plastik deformasyon bölgelerinin oluştuğunu, matriks içerisinde bulunan ikincil fazların sınırları boyunca çatlakların oluşabildiğini de göstermiştir. Kesitlerde yapılacak olan ileri incelemeler bu tür bir kanıyı destekleyecek bulguları verebilecektir.

Yapılan bu tez çalışması, döküm alfa bronzlarının alaşım modifikasyonu ile geliştirilebileceğini göstermiştir. İleri mikroyapısal, mekanik ve tribolojik çalışmalar, Türk ve Polonyalı araştırmacı grupları tarafından yapılacak olup farklı Si:Cr oranlarının oluşturulması halinde, modifiye edilen alaşımların alüminyum bronz ailesinin genişletilmesine olanak sağlayacaktır.

KAYNAKLAR

- [1] Tyler E. D., Black T. W., Schmidt F.R., Cohen A., Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, Davis R.J., ASM Handbook, 2nd ed., Materials Park, USA,14-102, 1990.
- [2] Ünal M., Alüminyum Bronzunda Farklı Katılma Hızlarının Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1999, 85910.
- [3] Meigh H., Cast and Wrought Aluminium Bronzes Properties, Processes and Structure, Joseph W., 2nd ed., Maney Publishing, UK, 233-360, 2008.
- [4] URL-1: https://www.copper.org/publications/newsletters/innovations/2002/08/aluminum_bronze.pdf, (Ziyaret tarihi: 15.08.2018)
- [5] URL-2: https://www.copper.org/applications/marine/nickel_al_bronze/pub-22-nickel-al-bronze-guide-engineers.pdf, (Ziyaret tarihi: 16.04.2019)
- [6] Higgins R. A., Engineering Metallurgy Part-I Applied Physical Metallurgy, 6th Edition, Arnold, London, 1993.
- [7] Pisarek B. P., Model of Cu-Al-Fe-Ni Bronze Crystallization, *Archives of Foundry Engineering*, 2013, **13**(3), 72–79.
- [8] Demiral M., C95200 ve C95300 Alüminyum Bronzlarının Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2005, 46578.
- [9] Wharton A.J., Barik C.R., Kear G., Wood K.J.R., Stokes R.K., Walsh C.F., The Corrosion of Nickel-Aluminium Bronze in Seawater, *Corrosion Science*, 2005, **47**, 3336- 3367.
- [10] URL-3: <https://copperalliance.org.uk/resources/pub-126-resistance-wear-aluminium-bronzes>, (Ziyaret tarihi: 12.02.2019)
- [11] Holmberg K., Matthews A., Coatings Tribology, Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering, 2nd ed., Elsevier, Oxford, 2009.
- [12] Bhushan B., Modern Tribology Handbook, Principles of Tribology, Vol. 1., CRC Press, Boca Raton, 2001.
- [13] Li W.S., Wang Z.P., Lu Y., Gao Y., Xu J.L., Preparation, Mechanical Properties and Wear Behaviors of Novel Aluminum Bronze for Dies, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, **16**, 607-612.

- [14] Senhadji S., Belarifi F., Robbe-Valloire F., Experimental Investigation of Friction Coefficient and Wear Rate of Brass and Bronze under Lubrication Conditions, *Tribology in Industry*, 2016, **38**(1), 102-107.
- [15] Aktaş G., Alüminyum Ekstrüzyonunda Kalıp Malzemesi Olarak Kullanılan Sıcak İş Takım Çeliklerinin Yüzey İşlemleri ve Tribolojik Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2014, 372697.
- [16] Gahr K. H. Z., *Microstructure and wear of materials*, Elsevier, New York, 1987.
- [17] Yang F., Kang H., Guo E., Li R., Zongning C., Yanhua Z., Wang T., The Role of Nickel in Mechanical Performance and Corrosion Behaviour of Nickel-Aluminium Bronze in 3.5 wt.% NaCl Solution, *Corrosion Science*, 2018, **139**(1), 333- 345.
- [18] Buckley D. H., *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrication*, Vol. 5, Elsevier, Amsterdam, 1981.
- [19] ASTM G133-05, Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear, ASM International, 2016.
- [20] ASTM G99-05, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASM International, 2016.
- [21] Alam S., Marshall R.I., Sasaki S., Metallurgical and Tribological Investigations of Aluminum Bronze Bushes Made by a Novel Centrifugal Casting Technique, *Tribological International*, 1996, **29**(6), 487-492.
- [22] Sharma K.V., Singh C.R., Chaudhary R., Experimental Study of Tribological Behavior of Casted Aluminium-Bronze, *Materials Today: Proceedings*, 2018, **14**(5), 28008-28017.
- [23] Atapek Ş.H., Çelik A.G., Polat Ş., Pisarek B., Tribological Characterization of Al-Bronzes Used as Mold Materials, *Archives of Foundry Engineering*, 2017, **17**(4), 7-12.
- [24] Boguslaw P., Kowalski B., Atapek Ş.H., Polat Ş., Tüfekçi T., Microstructural and Tribological Characterization of Aluminium Bronzes with Additions of Si and Cr, *Archives of Foundry Engineering*, 2018, **18**(1), 93-98.
- [25] Nanovea Series, “Ball-on-disc” Tribometer User Manuel, V1.0, Micro Photonics Inc., 2006.

KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER

- [1] Boguslaw P., Kowalski B., Atapek Ş.H., Polat Ş., **Tüfekçi T.**, Microstructural and Tribological Characterization of Aluminium Bronzes with Additions of Si and Cr, *Archives of Foundry Engineering*, 2018, **18**(1), 93-98.



ÖZGEÇMİŞ

1994 yılında Kırıkkale’de doğmuştur. İlk, orta ve lise eğitimini Kuşadası-Aydın’da tamamlamıştır. 2012 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nü 2016 yılında bölüm birincisi olarak tamamlamış ve mezun olmuştur. Aynı yıl Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı’nda Yüksek Lisans Eğitimine başlamıştır. Şubat 2018’den itibaren Rözmaş Çelik San. ve Tic. A.Ş’de, Tedarikçi Kalite ve Geliştirme Uzmanı olarak çalışmaya devam etmektedir.

