

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ALÜMİNYUM MATRİSLİ B₄C PARTİKÜL TAKVİYELİ AŞINMA DİRENCİ
YÜKSEK KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ**

FATİH TOPTAN

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
YRD. DOÇ. DR. IŞIL KERTİ**

İSTANBUL, 2011

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ALÜMİNYUM MATRİSLİ B₄C PARTİKÜL TAKVİYELİ AŞINMA DİRENCİ
YÜKSEK KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ**

FATİH TOPTAN

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
YRD. DOÇ. DR. IŞIL KERTİ**

İSTANBUL, 2011

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM MATRİSLİ B₄C PARTİKÜL TAKVİYELİ AŞINMA DİRENCİ
YÜKSEK KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ

Fatih TOPTAN tarafından hazırlanan tez çalışması 23.09.2011 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Yrd. Doç. Dr. Işıl KERTİ
Yıldız Teknik Üniversitesi

Eş Danışman

Doç. Dr. Luís A. Rocha
Universidade do Minho

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Erdem DEMİRKESEN
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Gültekin GÖLLER
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Mustafa ÇİĞDEM
Yıldız Teknik Üniversitesi

ÖNSÖZ

Al-B₄C kompozitlerinin arayüzey özelliklerinin iyileştirilerek sıvı faz üretim yöntemleriyle üretildiği ve kuru kayma aşınma, korozyon ve tribokorozyon davranışlarının incelendiği bu tez çalışmasının gerçekleşmesinde pek çok kişinin değerli katkıları bulunmaktadır. Öncelikle, uzun süredir birlikte çalışma mutluluğunu yaşadığım tez danışmanım Yrd. Doç. Dr. Işıl Kerti'ye, tez çalışmam boyunca gösterdiği destek ve teşviklerden ötürü; triboloji, korozyon ve tribokorozyon çalışmalarını yürüttüğüm Minho Üniversitesi'nden eş-danışmanım Doç. Dr. Luís A. Rocha'ya imkânlarını ve değerli deneyimlerini benimle paylaştığı için;

107M338 numaralı TÜBİTAK projesinde birlikte çalışma mutluluğuna eriştiğim Prof. Dr. Mustafa Çiğdem'e alüminyum konusundakiengin bilgi ve tecrübelerini benimle paylaştığı için; Prof. Dr. Ahmet Karaaslan'a çalışmalara sunduğu katkılardan ötürü;

Tez izleme komitesi üyelerinden Prof. Dr. Ahmet Ünal'a deneysel çalışmalara verdiği destek ve değerli tavsiyeleri için; İTÜ'den Prof. Dr. Erdem Demirkesen'e, değerli görüş ve yönlendirmeleri için;

YTÜ'deki değerli hocalarımdan Prof. Dr. Sabriye Pişkin'e, deneysel çalışmaların yürütülmesi için sunduğu imkânlar ve çalışmaların yorumlanması konusunda sunduğu değerli katkılar için; Doç. Dr. Cengiz Kaya'ya proje çalışmalarım sırasında, hemen her konuda ihtiyaç duyduğum anlarda değerli yardımlarını esirgemediği için; Doç. Dr. Sibel Dağlılar ve Yrd. Doç. Dr. Ahmet Sağın'a tez çalışmalarım boyunca beni cesaretlendirdikleri ve destekledikleri için;

İTÜ'deki değerli hocalarımdan Prof. Dr. Servet Timur'a, sadece deneysel çalışmalarla sınırlı kalmayan değerli görüş, öneri ve tavsiyelerini büyük bir nezaket ve içtenlikle benimle paylaştığı için; Doç. Dr. Özgül Keleş'e, deneysel tasarım konusundaki bitmek tükenmek bitmeyen sorularımı büyük bir sabır ve nezaketle yanıtladığı ve bu konuda değerli görüş ve önerilerini benimle paylaştığı için; Prof. Dr. Mustafa Ürgen ve Doç. Dr. Kürşat Kazmanlı'ya aşınma testleri konusunda sağladıkları imkânlar ve paylaştıkları görüşler için; Prof. Dr. Gültekin Göller'e karakterizasyon konusunda sağladıkları imkânlar için;

Minho Üniversitesi'nden Doç. Dr. Ana Maria Pinto'ya özellikle alüminyum ve karakterizasyon konularındaki değerli deneyimlerini, görüş ve önerilerini benimle cömertçe paylaştığı için; Doç. Dr. José Gomes'e, triboloji testleri ve sonuçların yorumlanması konularında verdiği nazik destekten ötürü; Dr. Edith Ariza'ya korozyon

ve tribokorozyon konusundaki değerli önerileri ve karakterizasyon çalışmalarındaki büyük yardımlardan ötürü;

Coimbra Üniversitesi'nden Doç. Dr. Amílcar Ramalho'ya, aşınma yüzeylerinin karakterizasyonu konusunda imkânlarını ve triboloji konusundaki değerli deneyimlerini benimle paylaştığı için;

YTÜ KMC-205 laboratuvarımızda birlikte çalışma mutluluğunu yaşadığım lisansüstü öğrencileri Ayfer Kılıçarslan, Berke Turgay Gezer, Taner Hacıoğlu, Fatih Yüksel, Aycan Atıcı, Aşın Ambarkütük, Ömer F. Karadeniz'e ve bitirme projelerini laboratuvarımızda gerçekleştiren ve çalışmalarımıza katkıda bulunan tüm lisans öğrencilerine;

Minho Üniversitesi CT2M'den değerli çalışma arkadaşlarımdan Alexandra Alves'e deneylerin yürütölmesi ve yorumlanması sırasında sunduğu büyük desteklerden ötürü; Catarina Vieira ve Sónia Ferreira'ya özellikle korozyon ve tribokorozyon çalışmaları konusunda tecrübelerini benimle paylaştıkları için; Rodrigo Galo, Maria João Runa, Fernando Oliveira, Tuan Nguyen, Helena Cruz, Jeferson Moreto, Sónia Costa, Ana Lúcia Roselino, Rita Santos, Ângela Fontela ve Cristina Muñoz'a sundukları katkılar ve sağladıkları güzel çalışma ortamı için;

Kompozit üretimlerini gerçekleştirdiğimiz özel tasarım indüksiyon fırınının tasarımı konusunda değerli bilgi ve tecrübelerini bizlere cömertçe sunan Erdem Makine'den Adnan Erdem'e ve fırının üretimini gerçekleştiren Reterm firmasına;

Tez çalışmalarım boyunca değerli emeklerini esirgemeyen teknisyenler; YTÜ'den İbrahim Keskin, Şevki Şahin, Mehmet alışkan, Cem akmak ve Şaban Ceylan'a; İTÜ'den Hüseyin Sezer ve Talat Tamer Alpak'a; Minho Üniversitesi'nden Vítor Neto, Sérgio Carvalho, Miguel Abreu, Leonor Carneiro, Claudia Mota ve Stanislav Lazarov Ferdov'a;

Ve 107M338 numaralı proje desteği ile tez çalışmasının gerçekleşmesini sağlayan TÜBİTAK'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak her türlü kararında beni destekleyen ve her zaman yanımda olan aileme teşekkür ederim.

Haziran, 2011

Fatih Toptan

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	viii
KISALTIMA LİSTESİ	ix
ŞEKİL LİSTESİ.....	x
ÇİZELGE LİSTESİ	xiv
ÖZET.....	xv
ABSTRACT.....	xvii
BÖLÜM 1	
GİRİŞ	1
1.1 Literatür Özeti.....	1
1.2 Tezin Amacı.....	2
1.3 Orijinal Katkı.....	3
BÖLÜM 2	
ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER.....	4
2.1 Giriş	4
2.2 Matris Malzemeleri	8
2.3 Takviye Malzemeleri	9
2.4 Matris/Takviye Arayüzeyi	10
2.4.1 Takviye Fazın Islatılabilirliği.....	11
2.4.2 Arayüzey Bağı.....	13
2.4.3 Arayüzey Reaksiyonları.....	15
2.4.4 Isıl Genleşme Katsayısı Uyumsuzluğu.....	16
2.5 Üretim Yöntemleri	16
2.5.1 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri	16
2.5.1.1 Karıştırmalı Döküm	17
2.5.1.2 Sıkıştırma Döküm.....	18
2.5.1.3 Savurma Döküm	19

2.5.1.4	İnfiltrasyon	20
2.5.1.5	<i>In-situ</i> Üretim Yöntemleri	20
2.5.1.6	Püskürtme Yöntemleri	21
2.5.2	Katı Faz Üretim Yöntemleri.....	21
2.6	Mekanik Özellikler.....	22
2.6.1	Elastiklik Modülü	23
2.6.2	Akma ve Çekme Mukavemeti	24
2.6.3	Süneklik.....	25
2.7	Kuru Kayma Aşınma Davranışı	26
2.8	Korozyon Davranışı	30
2.9	Tribokorozyon Davranışı.....	33
2.10	AMK Malzemelerin Uygulama Alanları	39

BÖLÜM 3

Al-B ₄ C KOMPOZİTLERİ	41
3.1 Giriş	41
3.2 Al-B ₄ C Arayüzeyi.....	42
3.3 Al-B ₄ C Kompozitlerinin Sıvı Faz Üretim Yöntemleri ile Üretimi.....	42
3.3.1 Reaktif Metal İlavesi	43
3.3.2 B ₄ C Partiküllerinin Kontrollü Oksidasyonu	45
3.3.3 B ₄ C Partiküllerinin Kaplanması.....	46
3.4 Al-B ₄ C Kompozitlerinin Kuru Kayma Aşınma Davranışı.....	48

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR	53
4.1 Malzemeler	53
4.2 Deneysel Yöntem	55
4.2.1 Partikül Ön işlemleri	56
4.2.1.1 Kontrollü Oksidasyon	56
4.2.1.2 Akımsız Nikel Kaplama	57
4.2.1.3 Takviye ve flaks tozlarının karıştırılması	58
4.2.2 Kompozit Üretimi	58
4.2.2.1 Al-B ₄ C Kompozitlerinin Üretimi	58
4.2.2.2 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C Kompozitlerinin Üretimi	58
4.2.3 Mikroyapısal Karakterizasyon ve Kimyasal Analiz.....	60
4.2.4 Fiziksel Muayeneler	60
4.2.4.1 Hacim Oranı ve Partikül İlave Verimi Tayini	60
4.2.4.2 Yoğunluk ve Porozite Tayini	61
4.2.5 Aşınma Testleri.....	61
4.2.5.1 Deneysel Tasarım.....	62
4.2.5.2 Test Prosedürü	63
4.2.5.3 Aşınma İzlerinin Karakterizasyonu	65
4.2.6 Korozyon Testleri	65
4.2.7 Tribokorozyon Testleri.....	66

BÖLÜM 5

DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA	68
5.1 Ön İşleme Tabi Tutulan Partiküllerin Karakterizasyonu	68
5.1.1 Kontrollü Oksidasyona Tabi Tutulan Partiküllerin Karakterizasyonu	68
5.1.2 Akımsız Ni-P Kaplamalarının Karakterizasyonu	69
5.2 Al-B ₄ C Kompozitlerinde Partikül Yüzey Modifikasyonunun Arayüzeye Etkisi 70	
5.2.1 Kontrollü Oksidasyonun Etkisi	70
5.2.2 Ni-P Kaplamanın Etkisi	71
5.2.3 Ti ilavesinin Etkisi	71
5.3 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C Kompozitleri	73
5.3.1 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C Kompozitlerinin Kuru Kayma Aşınma Davranışı	76
5.3.1.1 Sürtünme Katsayısı	77
5.3.1.2 Ağırlık Kaybına Göre Aşınma Hızı	81
5.3.1.3 Hacim Kaybına Göre Aşınma Hızı	82
5.3.1.4 Karşı Malzemedeki Ağırlık Kaybına Göre Aşınma Hızı	84
5.3.1.5 Aşınma Yüzeylerinin Karakterizasyonu	85
5.3.1.6 Aşınma Mekanizması	92
5.3.2 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C Kompozitlerinin Korozyon Davranışı	93
5.3.3 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C Kompozitlerinin Tribokorozyon Davranışı	95

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR	104
KAYNAKLAR	106
ÖZGEÇMİŞ	129

SİMGE LİSTESİ

θ	Temas açısı
γ_{kb}	Katı-buhar arayüzey enerjisi
γ_{ks}	Katı-sıvı arayüzey enerjisi
γ_{sb}	Sıvı-buhar arayüzey enerjisi
W_a	Sıvı ve katı faz arasındaki bağ kuvveti
E	Elastiklik modülü
V_p	Partikül hacim oranı
s	Partikül en/boy oranı
ΔG	Gibbs Serbest Enerjisi'ndeki değişim
ΔH	Reaksiyon entalpisindeki değişim
ρ	Yoğunluk
W_w	Ağırlık kaybına göre aşınma hızı
ΔW	Ağırlık kaybı
W_v	Hacim kaybına göre aşınma hızı
S	Toplam kayma mesafesi
A_w	Her bir 2 boyutlu profildeki aşınma kaybı alanı
X	Genişlik
Y	Derinlik
n	Sayma miktarı
$\bar{D}$	Ortalama derinlik
$\bar{A}_w$	Ortalama alan
$\bar{W}$	Ortalama genişlik
ΔV	Toplam hacim kaybı
l	Strok genişliği
OD	Oksidasyon derecesi
ΔW_o	Oksidasyonda t zamanında gözlenen ağırlık değişimi
$\Delta W_{th(\infty)}$	B_4C 'ün tamamının B_2O_3 'e dönüşmesi durumunda ağırlık değişimi
KT_F	Faktör ya da etkileşimin kareler toplamı değeri
KT_T	Toplam kareler toplamı değeri
N	Deney sayısı
L	Seviye sayısı
k	Faktör (parametre) sayısı

KISALTMA LİSTESİ

OMK	Organik matrisli kompozitler
SMK	Seramik matrisli kompozitler
MMK	Metal matrisli kompozitler
PMK	Polimer matrisli kompozitler
CMK	Karbon matrisli kompozitler
IMK	İntermetalik matrisli kompozitler
AMK	Alüminyum matrisli kompozitler
CTE	Isıl genleşme katsayısı
FGM	Fonksiyonel olarak derecelendirilmiş malzemeler
CVD	Kimyasal buhar biriktirme
PVD	Fiziksel buhar biriktirme
HIP	Sıcak izostatik presleme
ANOVA	Varyans analizi
XRD	X-ışınları difraktometresi
SEM	Tarama elektron mikroskobu
EDS	Enerji dağılımlı spektroskopi analizi
SE	SEM’de ikincil elektron modu
BSE	SEM’de geri saçılan elektron modu
OM	Optik mikroskop
COF	Sürtünme katsayısı
RE	Referans elektrot
KE	Karşı elektrot
ÇE	Çalışma elektrodu
OCP	Açık devre potansiyeli

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1	Temas açısı ölçümü	12
Şekil 2.2	Karıştırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [17]	18
Şekil 2.3	Sıkıştırma dökümde işlem kademeleri: a) Sıkıştırma döküm kalıbı (prosesin infiltrasyon amacıyla uygulanması durumunda kalıp boşluğuna preform yerleştirilir),b) ergiyik metalin veya kompozitin dökümü, c) basınç uygulanması ve d) nihai kompozit parçanın elde edilmesi	19
Şekil 2.4	a) Savurma döküm prosesinin şematik gösterimi, b) dönen kalıp ve c) hacim oranı gradyanlı elde edilen döküm parçasının ara kesiti [17]	20
Şekil 2.5	Farklı hacim oranlarındaki Al-Cu-Mg (2080)/SiC,-T8 kompozitin çekme davranışı [17]	25
Şekil 2.6	%50 hacim oranına sahip Al-4Mg matrisli kompozitte SiC partikül boyutunun a) mukavemet ve b) hasar özelliklerine etkisi [138]	26
Şekil 2.7	Adhesiv aşınmada a) yüzey pürüzlülüklerinde soğuk kaynak ya da bölgesel bağlanma oluşumu ve b) aşınma kırıntıları [17]	28
Şekil 2.8	Sert partiküllerin veya çıkıntıların varlığında abrasiv aşınma; a) iki cisimli aşınma ve b) üç cisimli aşınma [17]	28
Şekil 2.9	a) AMK'ler için teorik korozyon modelinin diyagramı ve bu diyagram üzerinde gösterilen; b) AA7005 matrisli kompozitte ortaya çıkan Al_3Fe , c) AA6061 matrisli kompozitte görülen Mg_2Si , d) AA6061 kompozitte görülen tipik oyukların kesit morfolojisi, e) AA6061 matrisli, hc. %20 Al_2O_3 takviyeli kompozitin yüzeyinde, matris/takviye arayüzeyinde henüz başlamakta olan korozyon [211]	33
Şekil 2.10	a) Korozyon potansiyeli ölçümünde kullanılan tribokorozyon deney düzeneği ve b) %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilya karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında korozyon potansiyelinin değişimini gösteren grafik. (RE: Referans elektrot, ÇE: Çalışma elektrodu) [214]	35
Şekil 2.11	a) Galvanik hücreler tekniğinde kullanılan tribokorozyon deney düzeneği ve b) %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilya karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında galvanik akımın değişimini gösteren grafik. (KE: Karşı elektrod, ÇE: Çalışma elektrodu) [214]	36
Şekil 2.12	a) Potansiyostatik tribokorozyon testlerinde kullanılan deney düzeneği ve b) %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilya karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında, uygulanan $0,3V_{SSE}$ değerinde akımın değişimini gösteren grafik. (RE: Referans elektrot, KE: Karşı elektrod, ÇE: Çalışma elektrodu) [214]	37

Şekil 3.1	Al-Ti-B ₄ C sisteminde (a) Gibbs Serbest Enerjisi (ΔG) ve (b) reaksiyon entalpisindeki (ΔH) değişimler[271].....	44
Şekil 3.2	Al-Ni-B ₄ C sistemindeki ikili bileşiklere ait Ellingham diyagramı [287].....	48
Şekil 4.1	Ortalama 32 μm boyuta sahip B ₄ C partiküllerine ait XRD spektrumu.....	53
Şekil 4.2	Ortalama 52,5 μm boyuta sahip B ₄ C partiküllerine ait XRD spektrumu....	54
Şekil 4.3	Ortalama 32 μm boyuta sahip B ₄ C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı.....	54
Şekil 4.4	Ortalama 52,5 μm boyuta sahip B ₄ C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı.....	54
Şekil 4.5	K ₂ TiF ₆ flaksına ait XRD spektrumu.....	55
Şekil 4.6	Akım şemaları.....	56
Şekil 4.7	a) AlSi9Cu3Mg-B ₄ C kompozit üretimlerinin gerçekleştirildiği özel tasarım vakum indüksiyon fırını ve hidrolik pres, b) 60 mm iç çapa sahip döküm kalıbı, c) pota ve kalıp ünitesi.....	59
Şekil 4.8	a) PLINT TE 67/R aşınma test cihazı ve b) pin-on-plate test düzeneği.....	63
Şekil 4.9	a) Aşınma izlerinde 3 boyutlu profillerin alındığı bölgeler, b) aşınma izinde “2” ile belirtilen bölgeden alınan 3 boyutlu profil ve c) 3 boyutlu profilde “2” ile belirtilen çizgiden alınan 2 boyutlu profil.....	64
Şekil 4.10	Korozyon testlerinde kullanılan elektrokimyasal hücre.....	66
Şekil 4.11	Tribokorozyon testlerinde kullanılan a) CETR – UMT-2 aşınma cihazı ve b) elektrokimyasal hücre.....	67
Şekil 5.1	B ₄ C tozlarında farklı sıcaklık ve sürelerde elde edilen oksidasyon dereceleri.....	69
Şekil 5.2	a) 1,67 Ni/B ₄ C oranı ile Ni-P kaplanan B ₄ C partiküllerinin BSE SEM görüntüleri ile kaplanmış partikül üzerinden alınan EDS analizi ve c) monteye alınıp zımparalanmak suretiyle hazırlanan Ni-P kaplanmış partikülün kesit görüntüsü.....	70
Şekil 5.3	Kontrollü oksitlenmiş partiküllerle üretilen kompozitte matris/takviye arayüzeyinden alınan (a) COMPO ve (b) SE SEM görüntüleri.....	70
Şekil 5.4	Ni kaplanmış partiküllerle üretilen kompozitte a) COMPO modda alınan genel SEM görüntüsü ve b) arayüzeyden yüksek büyütmede alınan SE SEM görüntüsü.....	71
Şekil 5.5	K ₂ TiF ₆ ilavesiyle üretilen kompozitte arayüzeyden yüksek büyütmede alınan a) COMPO ve b) SE SEM görüntüleri.....	72
Şekil 5.6	K ₂ TiF ₆ ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve bu görüntüden alınan B, Al, Ti ve C elementlerine ait X-ışını haritaları.....	72
Şekil 5.7	K ₂ TiF ₆ ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde B, C, Al, ve Ti elementlerinin değişimi.....	73
Şekil 5.8	a) K ₂ TiF ₆ ilave edilerek ve b) K ₂ TiF ₆ ilave edilmeyerek üretilen ve aşırı dağlanan kompozit numunelerin arayüzeylerinden alınan SE SEM görüntüleri.....	73
Şekil 5.9	Döküm sonrası AlSi9Cu3Mg alaşımından alınan XRD spektrumu.....	74
Şekil 5.10	AlSi9Cu3Mg matrisli a) %15 ve b) %19 B ₄ C takviyeli kompozitlerin BSE SEM görüntüleri.....	74
Şekil 5.11	Sırasıyla %15 ve 19’luk numunelere ait a,c) BSE SEM görüntüleri ve b,d) bu görüntülere karşılık gelen Ti X-ışını haritaları.....	75

Şekil 5.12	Sürtünme katsayısı grafikleri.....	77
Şekil 5.13	Sürtünme katsayısı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri.....	78
Şekil 5.14	Tüm test numunelerinin farklı mesafe bölgelerinden alınan ortalama sürtünme katsayısı değerleri.....	80
Şekil 5.15	Ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri.....	81
Şekil 5.16	Hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri.....	82
Şekil 5.17	Ağırlık kaybına göre pin aşınma hızı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri.....	84
Şekil 5.18	Hafif koşullarda aşındırılan a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozit numunelerin ve ağır koşullarda aşındırılan c) %15 ve d) %19 takviyeli kompozit numunelerin düşük büyütmede alınan SE SEM görüntüleri ve EDS analizleri.....	86
Şekil 5.19	Hafif koşullarda aşındırılan a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozit numunelerin yüzeylerindeki B ₄ C çıkıntılarını gösteren OM görüntüleri.....	87
Şekil 5.20	Ağır koşullarda aşındırılan %19 takviyeli kompozit numunelerin yüzeylerindeki kraterleri gösteren SE SEM görüntüleri.....	87
Şekil 5.21	Hafif koşullarda aşındırılan %15 takviyeli numuneden alınan a) SE SEM görüntüsü ve b) SEM görüntüsünde pulsu parçacığının üzerinde kare ile belirtilen alandan alınan EDS analizi spektrumu.....	88
Şekil 5.22	a) Hafif koşullarda aşındırılan %15 takviyeli numuneden alınan BSE SEM görüntüsünde plastik deformasyon izleri ve b) ağır koşullarda aşındırılan %19 takviyeli numuneden alınan BSE SEM görüntüsünde çatlaklar.....	89
Şekil 5.23	a) AlSi9Cu3Mg-%15B ₄ C numunede aşınma yüzeyinde gevşek halde bulunan aşınma kırıntılarından alınan SE SEM görüntüsü ve b) bu görüntüden alınan EDS analizi spektrumu.....	89
Şekil 5.24	Hafif koşullarda a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozit numunelerin karşısında aşındırılan ve ağır koşullarda c) %15 ve d) %19 takviyeli kompozit numunelerin karşısında aşındırılan pinlere ait düşük büyütme BSE SEM görüntüleri ve EDS analizleri.....	90
Şekil 5.25	Hafif koşullarda %19 takviyeli kompozit numune karşısında aşındırılan pin yüzeyinde kraterleri gösteren SE SEM görüntüsü.....	91
Şekil 5.26	a) Ağır koşullarda %15 takviyeli kompozit numune karşısında aşındırılan pin yüzeyinde adhere pulsu tabakayı gösteren BSE SEM görüntüsü ve b) görüntüde işaretli alandan alınan EDS analizi spektrumu.....	91
Şekil 5.27	a) Ağır koşullarda %19 takviyeli kompozit numune karşısında aşındırılan pin yüzeyinde oksit yamalarını gösteren BSE SEM görüntüsü ve bu görüntüdeki b) "1", c) "2" bölgelerinden alınan EDS analizi spektrumları.....	92
Şekil 5.28	Takviyesiz alaşım ile %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde OCP değerlerinin zamanla değişimi.....	93
Şekil 5.29	Takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımından 26 saat daldırmanın ardından alınan BSE SEM görüntüleri.....	94

Şekil 5.30	AlSi9Cu3Mg-%15B ₄ C numuneden 26 saatlik daldırmanın ardından a) SE ve BSE modda alınan SEM görüntüleri ve b) işaretli bölgeden (arayüzey) alınan EDS analizi spektrumu.....	94
Şekil 5.31	AlSi9Cu3Mg alaşım ile %15 ve %19 B ₄ C kompozit numunelerin 0,05 M NaCl çözeltisindeki polarizasyon eğrileri.....	95
Şekil 5.32	Tribokorozyon testleri sırasında a) OCP ve b) akım yoğunluğu (<i>i</i>) değerlerinin zamanla değişimi.....	96
Şekil 5.33	a) Takviyesiz, b) %15 ve c) %19 takviyeli numunelerde COF ve OCP değerlerinin tribokorozyon testleri boyunca değişimi.....	97
Şekil 5.34	a) Takviyesiz, b) %15 ve c) %19 takviyeli numunelerde COF ve akım yoğunluğu (<i>i</i>) değerlerinin tribokorozyon testleri boyunca değişimi.....	98
Şekil 5.35	Potansiyostatik testlerin ardından a) Takviyesiz, b) %15 ve c) %19 takviyeli numunelerde aşınma izlerinin BSE SEM görüntüleri.....	99
Şekil 5.36	Potansiyostatik testlere tabi tutulan takviyesiz alaşımın aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izleri (oyuklar).....	100
Şekil 5.37	Potansiyostatik testlerin ardından SE SEM görüntülerinde a) takviyesiz alaşımda çatlaklar, b) %15 takviyeli numunede partikül kırılması ve yerinden çıkmış partikül boşluğu, c) %15 takviyeli numunede partikül kırılması ve d) %15 takviyeli numunenin aşınma bölgesinden alınan BSE SEM görüntüsü.....	101
Şekil 5.38	Potansiyostatik testlerin ardından a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozitlerin sırasıyla aşınma izinden ve aşınma izi dışındaki bölgeden alınan SE SEM görüntüleri.....	102
Şekil 5.39	Tribokorozyon testlerinde kayma mekanizmasının şematik gösterimi:a) testin hemen başında karşı malzeme B ₄ C partikülleri ile temas halindedir, b) karşı malzemenin bir çıkıntı partikül ile karşılaşması ve c) partikülün yerinden çıkmasının ardından aktif metalin çözelti ile temas etmesi.....	103

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Bazı alüminyum alaşımlarının çekme özellikleri [25].....	9
Çizelge 2.2 Başlıca takviye malzemelerinin özellikleri [33,34].....	10
Çizelge 2.3 AMK malzemelerde sık kullanılan matris/takviye sistemlerinde oluşan reaksiyon ürünleri veya çöktürler [40]	15
Çizelge 2.4 Farklı AMK malzemelerin çekme özellikleri [138]	23
Çizelge 3.1 Bor karbürün fiziksel özellikleri.....	41
Çizelge 4.1 Matris alaşımlarının kimyasal analizi.....	54
Çizelge 4.2 Akımsız nikel kaplamanın farklı aşamalarında kullanılan çözeltilerin kimyasal kompozisyonu.....	57
Çizelge 4.3 2 ⁴ tam faktöriyel tasarımda uygulanan faktör ve seviyeler.....	62
Çizelge 4.4 Deney planı.....	63
Çizelge 5.1 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C numunelere ait hacim oranı, verim ve sertlik değerleri.....	75
Çizelge 5.2 AlSi9Cu3Mg-B ₄ C numunelere ait yoğunluk ve porozite değerleri.....	76
Çizelge 5.3 Sonuçların deney planı üzerinde gösterimi.....	76
Çizelge 5.4 Ortalama sürtünme katsayısı değerleri için ANOVA tablosu.....	79
Çizelge 5.5 Ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri için ANOVA tablosu.....	82
Çizelge 5.6 Hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri için ANOVA tablosu.....	83
Çizelge 5.7 Pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri için ANOVA tablosu.....	85

ALÜMİNYUM MATRİSLİ B₄C PARTİKÜL TAKVİYELİ AŞINMA DİRENCİ YÜKSEK KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ

Fatih TOPTAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Doktora Tezi

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Işıl KERTİ
Eş Danışman: Doç. Dr. Luís A. ROCHA

Bu çalışmada, Al-B₄C kompozitleri sıvı faz üretim yöntemleri ile üretilmiş, üretilen kompozitlerin kuru kayma, korozyon ve tribokorozyon davranışları incelenmiştir.

Kompozit üretim çalışmaları iki aşamada yürütülmüştür. İlk aşamada, farklı partikül yüzey modifikasyonlarının matris/takviye arayüzeyine etkilerinin mikroyapısal olarak araştırılması amaçlanmıştır. Bu amaç doğrultusunda üretim öncesinde takviye partiküllerine kontrollü oksidasyon, akımsız nikel kaplama ve K₂TiF₆ ile karıştırma gibi ön işlemler uygulanmıştır. Ön işlemlere tabi tutulan takviye partikülleri, vorteks ile ergiyik ticari saf alüminyuma ilave edilerek kompozitler üretilmiş ve üretilen kompozitlerin matris/takviye arayüzeyleri mikroyapısal olarak incelenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda en iyi arayüzey özelliklerinin K₂TiF₆ ilavesi ile üretilen kompozitlerde elde edildiği belirlenmiştir. K₂TiF₆ ilavesi ile matris/takviye arayüzeyinde titanyumca zengin ince (80-180 nm) ve sürekli bir reaksiyon tabakası oluşturulmuş ve bu sayede ıslatılabilirlik artırılmıştır.

Kompozit üretim çalışmalarının ikinci aşamasında matris malzemesi olarak bir döküm alaşımı olan AlSi9Cu3Mg alaşımı kullanılmıştır. İlk aşamada elde edilen sonuçlara istinaden bu aşamada kompozitler K₂TiF₆ ilavesi ile üretilmiştir. ıslatılabilirliğin artmasına bağlı olarak kompozitler yüksek hacim oranlarında (%15 ve %19) ve yüksek partikül ilave verimleri ile (sırası ile %91,54 ve %87,02) üretilmiştir. Ergitme ve partikül ilave proseslerinin vakum altında uygulanması ve dökümün sıkıştırma döküm yöntemi ile basınç altında gerçekleştirilmesi sayesinde kompozitler düşük porozite miktarları (sırasıyla %0,33 ve %1,22) ile üretilmiştir.

AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozitlerinin kuru kayma aşınma davranışları, AISI 4140 pin karşısında, ileri-geri hareketli pin-on-plate testleri ile incelenmiştir. Hacim oranı, kayma hızı, yük ve kayma mesafesi faktörlerinin aşınma davranışına etkileri tam faktöriyel deneysel tasarım yöntemi ile araştırılmış, faktör ve etkileşimlerin sürtünme katsayısı ve aşınma hızına etkileri incelenmiştir. Sonuçların istatistiksel analizine göre, hacim oranı parametresinin sürtünme katsayısı değerleri için en etkili faktör olduğu; yük parametresinin ise aşınma hızı değerleri için en etkili faktör olduğu belirlenmiştir. Aşınma yüzeylerinin mikroyapısal karakterizasyonu sonucunda aşınma mekanizmasının adhesiv, abrasiv ve tabakalı aşınmanın bir kombinasyonu olduğu belirlenmiştir.

AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozitlerinin korozyon davranışları, 0,05 M NaCl çözeltisi içerisinde AlSi9Cu3Mg alaşımı ile karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Elektrokimyasal ölçümlerin sonucunda partikül ilavesinin AlSi9Cu3Mg alaşımının korozyon eğilimine önemli bir etkide bulunmadığı belirlenmiştir.

AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozitlerinin tribokorozyon davranışları, yine 0,05 M NaCl çözeltisi içerisinde AlSi9Cu3Mg alaşımı ile karşılaştırmalı olarak, alümina bilye karşısında, ileri-geri hareketli ball-on-plate aşınma cihazı kullanılarak incelenmiştir. Kayma sırasında yükün temel olarak B₄C partikülleri tarafından taşınması ve kısmi olarak oksitlenen aşınma kırıntılarının takviye partikülleri arasında sıkışarak metal yüzeyinde koruyucu bir tabaka oluşturmaları sebebiyle tribokorozyon ortamında kompozit numunelerin korozyon eğiliminin ve korozyon hızının azaldığı görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum, Arayüzey, Aşınma, Bor Karbür, Deneysel Tasarım, Döküm, Kompozit, Korozyon, Tribokorozyon.

ABSTRACT

PRODUCTION OF HIGH WEAR RESISTANT B₄C PARTICLE REINFORCED ALUMINIUM MATRIX COMPOSITES

Fatih TOPTAN

Department of Metallurgical and Materials Engineering
PhD Thesis

Advisor: Assist. Prof. Dr. Işıl KERTİ
Co-Advisor: Assoc. Prof. Dr. Luís A. ROCHA

In the present work, Al-B₄C composites were produced by liquid metallurgical routes. Dry sliding wear, corrosion and tribocorrosion behaviour of the composites were investigated.

Composite production studies were conducted in two stages. The aim of the first stage was to investigate microstructural effects of different particle surface modifications on the matrix/particle interface. For this aim, partial oxidation, electroless nickel coating and mixing with K₂TiF₆ flux pre-processing techniques were applied on the reinforcing particles. After pre-processing, particles were added into the molten commercially pure aluminium by vortex. Matrix/reinforcement interfaces were investigated on as-cast composites. After microstructural investigations, it was seen that the most effective interface properties were obtained in K₂TiF₆ added composites. It was found from the microstructural observations that with K₂TiF₆ addition, wetting was improved by the formation of a thin (80-180 nm) and continuous Ti-rich reaction layer.

AlSi9Cu3Mg cast alloy was used as a matrix material in the second stage of composite production studies. Based on the results of the first stage, composites were produced with addition of K₂TiF₆ in this stage. Due to improved wettability, composites were produced with relatively higher volume fractions (15 and 19%) and relatively higher particle addition yields (91.54 and 87.02%, respectively). Furthermore, by processing melting and particle addition under vacuum atmosphere, composites were produced with fairly low porosity contents (0,33 and 1.22%, respectively).

Dry sliding wear behaviour of AlSi9Cu3Mg-B₄C composites were investigated against AISI 4140 counter material using reciprocating pin-on-plate tribometer. Effects of B₄C volume fraction, sliding velocity, applied load and sliding distance on coefficient of friction and wear rate was studied using general full factorial experimental design. Based on statistical analysis, it was deduced that volume fraction is the most important factor for coefficient of friction and load for the wear rate responses. Based on microstructural investigations, a wear mechanism has been suggested as a combination of adhesive, abrasive and delamination wear.

Corrosion behaviour of AlSi9Cu3Mg alloy and its composites with B₄C particulates were investigated in 0.05 M NaCl solution. After electrochemical measurements, it has found that the particle addition did not have an important effect on the tendency of corrosion of AlSi9Cu3Mg alloy.

Tribocorrosion behaviour of AlSi9Cu3Mg alloy and its composites with B₄C particulates were also investigated in 0.05 M NaCl solution. The tests were carried out against alumina ball using reciprocating ball-on-plate tribometer. After electrochemical, tribological and microstructural studies, it was found that the tendency of corrosion and the corrosion rate decreased in AlSi9Cu3Mg-B₄C composites during the sliding mainly due to load carrying effect of B₄C particles and protecting the metal surfaces by partially oxidised wear debris.

Key words: Aluminium, Boron Carbide, Casting, Composite, Corrosion, Experimental Design, Interface, Tribocorrosion, Wear.

GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Metal matrisli kompozitler (MMK) ile ilgili çalışmalar 1950'lerin sonunda başlamış ve günümüze kadar artarak devam etmiştir. MMK malzemeler özellikle yüksek spesifik mukavemetleri sebebiyle ilk olarak havacılık-uzay endüstrisinin ilgisini çekmiştir. Üretim maliyetlerinin düşmesi ile otomotiv sektörü de MMK malzemelere yoğun ilgi duymaya başlamıştır. Otomotiv sektöründe yakıt tasarrufunun artırılması ve egzoz emisyonlarının düşürülmesi konusu önem kazandıkça, MMK malzemeler dökme demir ve çelik gibi konvansiyonel malzemelerin yerine geçmeye başlamıştır. İstenilen özellikleri elde etmek amacıyla farklı matris/takviye kombinasyonları ile üretilen MMK malzemeler günümüzde endüstrinin çok farklı alanlarında kullanılmaktadır.

Kompozit malzemelerin üretiminde farklı yöntemler kullanılabilmektedir. Düşük maliyeti ve temel döküm tekniklerinin kullanımına olanak tanınması sebebiyle sıvı faz üretim yöntemleri, MMK malzemelerin üretiminde talep görmektedir. Ancak bu yöntemlerle MMK malzemelerin başarılı bir şekilde üretilebilmesi için öncelikle matris/takviye arayüzeyinden kaynaklanan güçlüklerin aşılması gerekmektedir. Arayüzey, MMK malzemelerde pek çok özelliği kontrol eden ve bu malzemelerin performansı açısından kilit önem taşıyan bölgedir.

Alüminyum ve alaşımları, MMK malzemeler içinde en çok talep gören matris malzemeleridir. SiC ve Al₂O₃, alüminyum matrisli kompozitler (AMK) içinde üzerinde en çok çalışılan takviye malzemeleridir. Öte yandan, pek çok üstün özelliği ile B₄C de AMK

malzemeler için cazip bir takviye malzemesi olarak değerlendirilmektedir. Al-B₄C kompozitleri, özellikle hafiflik ve yüksek aşınma direncinin istendiği uygulamalar için ilgi görmektedir. Bu malzemenin yaygın bir şekilde kullanılabilmesi için üretim maliyetlerinin düşürülmesi, bunun için de bu malzemelerin düşük sıcaklıklarda döküm yöntemleri ile üretiminde, matris malzemesinin takviye malzemesi üzerindeki düşük ıslatılabilirlik sorununun aşılması gerekmektedir.

Al-B₄C kompozitlerinin aşınma davranışlarını belirlemek amacıyla literatürde çeşitli çalışmalar bulunmakla beraber, bu çalışmaların sayısı SiC ve Al₂O₃ takviyeli kompozitlere göre oldukça az sayıda olduğu görülmektedir. Öte yandan, aşınma uygulamalarının, çalışma şartlarında sık sık korozyif ortamlara maruz kaldığı düşünüldüğünde, bu malzemelerin korozyif ortamlardaki aşınma davranışlarının da anlaşılması da büyük önem taşımaktadır. Ne var ki, Al-B₄C kompozitlerinin tribokorozyon özellikleri henüz çalışılmamış bir alandır.

Alüminyum matrisli kompozitler ile ilgili genel literatür özeti Bölüm 2’de, Al-B₄C kompozitleri ile ilgili literatür özeti ise Bölüm 3’te verilmiştir.

1.2 Tezin Amacı

Bu tez çalışmasının amacı, ana hatları ile aşağıdaki gibidir:

- Partikül ön işlemleri ile matris/takviye arayüzey özelliklerinin ve ıslatılabilirliğin geliştirilmesi,
- Al-B₄C kompozitlerinin, alüminyum döküm alaşımı kullanılarak sıvı metalurjik yöntemlerle yüksek hacim oranında, homojen partikül dağılımı ve düşük porozite miktarları ile üretilmesi,
- Üretilen kompozit numunelerin kuru ve korozyif ortamda aşınma davranışlarının incelenmesi.

1.3 Orijinal Katkı

Tez çalışmasının amaçları doğrultusunda ana hatları ile aşağıdaki deneysel çalışmalar yürütülmüş ve bu alanlarda literatüre orijinal katkılarda bulunulmuştur.

- i. Kontrollü oksidasyon, akımsız nikel kaplama ve K_2TiF_6 ile karıştırma gibi ön işlemler uygulanmış takviye partikülleri ticari saf alüminyum matrise ilave edilerek kompozit malzemeler üretilmiş ve üretilen kompozit malzemelerin matris/takviye arayüzeyleri mikroyapısal olarak incelenerek uygun yüzey modifikasyon tekniği araştırılmıştır.
- ii. $AlSi9Cu3Mg$ matrisli kompozitler özel tasarım vakum indüksiyon fırınında üretilmiş, partikül dağılımı ve matris/takviye arayüzey özellikleri mikroyapısal olarak incelenmiş, hacim oranı, partikül ilave verimi ve porozite miktarları belirlenmiştir.
- iii. $AlSi9Cu3Mg-B_4C$ kompozitlerinin kuru kayma aşınma davranışları, AISI 4140 malzeme karşısında, ileri-geri hareketli pin-on-plate aşınma cihazında incelenmiş; farklı parametrelerin kuru kayma aşınma davranışına etkileri istatistiksel yöntemlerle irdelenmiş ve mikroyapısal incelemelerle araştırılmıştır.
- iv. $AlSi9Cu3Mg-B_4C$ kompozitlerinin korozif ortamdaki aşınma davranışları alümina bilye karşısında, ileri-geri hareketli ball-on-plate aşınma cihazı kullanılarak incelenmiş, kompozit numunelerin tribokorozyon davranışları, takviyesiz alaşım ile karşılaştırmalı olarak, elektrokimyasal ölçümler ve mikroyapısal incelemelerle araştırılmıştır.

ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

2.1 Giriş

Kompozit sistemler, Maxwell ve Einstein gibi büyük bilim insanlarından bu yana bilimde ve mühendislikte ilgi çekmiş ve konudur [1]. *Roylance*'ın belirttiği gibi, “kompozit” terimi, tek başına pek bir anlam ifade etmez; yeterli derecede detaylı incelendiğinde, tüm malzemelerin farklı malzemelerden oluştuğu görülür [2]. Ancak genel bir tanım vermek gerekirse, kompozit malzemeler, farklı iki veya daha fazla malzemenin, aralarında ayırt edilebilir bir arayüzey ile oluşturdukları makroskobik kombinasyon olarak ifade edilebilir [3]. Bir malzemenin kompozit malzeme olarak değerlendirilebilmesi için buna ek olarak, kompozit malzemeyi oluşturan bileşenlerin üç boyutlu olarak birleşmeleri ve nihai malzemenin, bileşenlerinin tek başlarına sahip olamayacağı özellikleri göstermeleri gerekmektedir [4,5].

Kompozit malzemeler genellikle, takviye malzemesinin formuna veya matris malzemesinin türüne göre sınıflandırılırlar. Takviye malzemesinin formuna göre sürekli fiber, süreksiz fiber veya visker, partikül ve örgü ya da dokuma takviyeli kompozitler olarak sınıflandırılabilir. Matris malzemesinin türüne göre yapılan sınıflandırmalarda ise organik matrisli kompozitler (OMK), seramik matrisli kompozitler (SMK) ve metal matrisli kompozitler (MMK) gibi sınıflandırmalar kullanılmaktadır. OMK'ler, polimer matrisli kompozitler (PMK) ve karbon matrisli kompozitleri (CMK) içerirler. Pratikte, sözü edilen gruplar kadar önemli yer tutmasa da, intermetalik matrisli kompozitler (IMK) de ayrı bir sınıf olarak değerlendirilebilir [3].

Metal matrisli kompozitler (MMK) üzerine çalışmalar, metalik malzemelerin üstün özelliklerini koruyup yapısal etkinliklerini geliştirme amacı ile 1950'lerin sonunda başlamıştır ve bu malzemeler üzerine olan ilgi, bu tarihten itibaren artarak devam etmiştir [3,6-8]. Öyle ki, *Ralph vd.*, 20. Yüzyıl'ın ikinci yarısını, insanoğlunun gelişiminde önemli dönemler olan "Taş Devri", Bronz Devri" ve "Demir Devri" ile kıyaslayarak "Kompozit Devri" olarak adlandırmaktadır [8].

1960'lı ve 1970'li yıllarda MMK malzemelerin üretim maliyetlerinin son derece yüksek olması, uygulamaların uzay endüstrisi ile sınırlı kalması ile sonuçlanmıştır. 1970'lerin başı ile gelen ekonomik durgunluk, MMK malzemelerin geliştirilmesine yönelik araştırma fonlarında büyük kısıntıları beraberinde getirmiş ve bu alandaki çalışmalar sekteye uğramıştır. Ekonomik durgunluğun aşılmasının ardından 1970'lerin sonlarına doğru MMK malzemeler üzerine olan ilgi devlet fonlarının da desteğiyle yeniden canlanmıştır. Bu dönemde çalışmalar ilk olarak SiC viskerlerin kullanıldığı süreksiz takviyeli MMK malzemeler üzerine yoğunlaşmıştır. Ancak viskerlerin yüksek maliyeti ilginin partikül takviyeli MMK malzemeler yönüne kaymasına yol açmıştır. Partikül takviyeler kullanılarak hem süreksiz takviyeli MMK malzemelere yakın mukavemet ve rijitlik değerleri elde edilmekte hem de düşük maliyetli ve kolay uygulanabilir üretim yöntemleri kullanılabilirliktedir [3,9]. Böylelikle, MMK malzemelerin ticarileşmesi konusunda bir paradigma değişikliği yaşanmaya başlanmıştır. Bu yeni paradigma, 1980'lerin başında MMK malzemeleri üzerine yapılan çalışmaların ticari laboratuarlara da sıçraması ile sonuçlanmıştır. Böylelikle, artık temel motivasyonlardan biri maliyetleri ticari uygulamalarda kullanılabilir seviyelere düşürmek olmuştur [10]. Bu motivasyon doğrultusunda yapılan çalışmalarda, alüminyum, magnezyum, demir ve bakır matrisli kompozitlerin otomotiv, ısı yönetimi, triboloji ve havacılık-uzay endüstrileri için geliştirilmesine odaklanılmıştır [3]. Bu alışmalar kısa sürede meyvelerini vermeye başlamış ve 1980'lerin sonlarına doğru gelindiğinde MMK malzemeler, otomotiv ve havacılık ve uzay endüstrileri başta olmak üzere çeşitli alanlarda kullanılmaya başlanmıştır [10].

1990'lı yılların başından itibaren, MMK araştırmalarına büyük btcelerin ayrılmaya başlanması, bu konudaki çalışmaların daha da ileri taşınmasına yol açmıştır. MMK malzemelerin kullanımında diğer sektörler, havacılık ve uzay gibi u sektörleri yakalayıp

geride bırakmışlardır. Örneğin, 1990'ların sonunda MMK pazarında, ısı yönetimi ve elektronik ambalaj sektörleri, havacılık ve uzay sektörünün beş katı büyüklüğe ulaşmıştır [3]. MMK malzemelerin kullanımı yeni yüzyılda da artarak devam etmektedir. Yeni yüzyılın ilk on yıllık diliminin ortasına yaklaşıırken MMK kullanımı 3,5 milyon kg gibi seviyelerini aşmıştır ve bu oran artmaya devam etmektedir [11].

MMK malzemeler üzerindeki bu ilgi bu malzemelerin rijitlik, mukavemet, yorulma direnci, aşınma direnci ve ısı genleşme katsayısı gibi özellikleri üzerinde yoğunlaşmıştır. MMK malzemelerin temel özellikleri şu şekildedir:

- *Spesifik rijitlik:* Metal matrise yüksek elastiklik modülüne sahip metalik veya seramik takviyelerin ilave edilmesi elastiklik modülünün artması sonucunu doğurmaktadır. Alüminyum, titanyum ve magnezyum gibi hafif metallerin matris malzemesi olarak kullanıldığı sistemlerde, orta seviyede takviye ilavesi dahi elastiklik modülünde önemli artışlara sebep olmaktadır. Üstelik kullanılan takviye malzemeleri genellikle matris metalinin yoğunluğuna yakın olduğundan, kompozit malzemenin toplam yoğunluğunda önemli değişiklikler olmamaktadır. Yüksek spesifik rijitlik (elastiklik modülü/yoğunluk), MMK malzemelerin temel avantajlarından biri olarak değerlendirilmektedir.
- *Spesifik mukavemet:* Takviye malzemeleri genellikle, yüksek elastiklik modülünün yanı sıra yüksek mukavemete de sahiptirler. Takviye malzemesi ilavesi ile mukavemetin yükselmesi takviye malzemesinin mekanik ve fiziksel özelliklerine, morfolojisine, metal matris ile yaptığı bağa ve matris/takviye arayüzeyinin özelliklerine bağlıdır. Partikül takviyesi ile spesifik mukavemet değerleri, matris alaşımı, takviye türü ve hacim oranına bağlı olarak iki katına kadar çıkarılabilmektedir.
- *Yorulma direnci:* MMK malzemelerde, takviyesiz matrise göre geliştirilebilecek bir diğer özellik de yorulma direncidir. Ancak bu değişim takviyenin morfolojisi ve matris/takviye arayüzeyine bağlıdır. Takviye ilavesi çatlak başlangıcı ve gelişimini etkileyebilmektedir.
- *Aşınma direnci:* Özellikle hafif metallerde aşınma direncinin düşük olması, birçok uygulamada potansiyel ağırlık tasarrufunun önüne geçmektedir. Bu

sebeple, aşınma uygulamalarında çelik ve dökme demir gibi yüksek yoğunluğa sahip malzemeler kullanılmaktadır. Partikül takviyeli MMK malzemeler ile takviyesiz matris malzemesine göre aşınma direncinde birkaç kata kadar artış gerçekleşebilmektedir.

- *Isıl genleşme katsayısı:* MMK malzemelerde kullanılan tipik seramik takviye malzemeleri matris metallerine göre önemli ölçüde düşük ısı genleşme katsayısı (CTE) değerlerine sahiptir. Bu sayede, alüminyum, magnezyum, bakır ve titanyum gibi yüksek ısı genleşme katsayısına sahip metallerin seramik malzemelerle takviye edilmesi, ısı genleşme katsayısı değerlerinde ciddi düşüşler sağlamaktadır. Örneğin bu sayede, elektronik endüstrisinde alüminyumun kullanımı, alüminyum matrisli kompozitler ile mümkün hale gelmiştir [12].

MMK malzemelerin monolitik malzemelere göre avantajı sadece yüksek mekanik ve fiziksel özelliklere sahip bir malzeme alternatifi oluşturmak değil, bunun yanında mekanik ve fiziksel özelliklerin, kullanılan takviyenin boyutu, hacim oranı, en-boy oranı gibi özelliklerini değiştirerek, istenilen mühendislik uygulamasına göre “ayarlanabilir” olmasıdır [13]. Hatta bunun da ötesinde, fonksiyonel olarak derecelendirilmiş malzemeler (functionally graded materials, FGM) kullanılarak belli bir mühendislik parçasının farklı bölgelerinde farklı özelliklerin elde edilmesi mümkündür [14].

MMK sistemlerinde farklı matris-takviye kombinasyonları kullanılabilir. Matris malzemeleri içinde alüminyum ve alüminyum alaşımları, düşük yoğunlukları, yüksek mukavemet ve tokluk değerleri, korozyon dirençleri ve kolay işlenebilirlikleri ile en çok tercih edilen malzeme grubunu oluşturmaktadır. Sözü edilen bu özellikleri sayesinde alüminyum matrisli kompozitler (AMK) özellikle otomotiv ve havacılık-uzay uygulamalarında tercih edilmekte; otomobil silindir gömleklerinden helikopter kanat bileziklerine kadar geniş bir kullanım alanı bulmaktadır [12,15,16]. Alüminyumun yanı sıra, nispeten yüksek spesifik mukavemet ve spesifik rijitlik, nispeten yüksek ergime derecesi, yüksek sıcaklıklarda mukavemet değerlerini koruyabilme özelliği ve yüksek oksidasyon ve korozyon direnci ile titanyum; en hafif metallerden biri olan magnezyum; yüksek elektriksel iletkenlik değerleri ile bakır, MMK malzemelerde öne

çıkan matris malzemeleri arasındadır. Bunların dışında kobalt, gümüş, nikel, niyobyum, bronz, süperalaşımlar ve intermetalikler de MMK malzemelerde matris malzemesi olarak kullanılabilmektedir [17,18].

MMK sistemlerinde, yukarıda örnekleri sunulan matris malzemeleri partikül, sürekli fiber, süreksiz fiber (visker ve kısa fiber) ve tabaka formunda çeşitli oksit, karbür, nitrür ve borürler ile takviye edilebilmektedir [17].

2.2 Matris Malzemeleri

Alüminyum, yeryüzünde en yaygın olarak bulunan elementlerden biridir ve yer kabuğunun %8'ini oluşturmaktadır. Alüminyumun keşfi ve üretim teknolojisinin geliştirilmesi, diğer pek çok metale göre oldukça yeni olmasına rağmen günümüzde diğer tüm demir dışı metallerden daha fazla miktarlarda üretilmektedir [19]. Uluslararası Alüminyum Enstitüsü'nün (IAI) rakamlarına göre 2010 yılında alüminyum üretimi tüm dünyada toplam 24.290.000 ton olarak gerçekleşmiştir [20].

Alüminyum alaşımları; düşük yoğunlukları, çökelme sertleşmesi ile dayanımlarını artırabilme kabiliyetleri, tuzlu su da dâhil olmak üzere pek çok ortamdaki üstün korozyon dirençleri, yüksek ısı ve elektrik iletkenlikleri, kolay işlenebilirlikleri ve tedarik kolaylıkları sebebiyle, rekabet halinde olduğu malzemelere kıyasla avantaj sağlayarak gelişmiş uygulamalarda kullanılır hale gelmiştir. Bu özellikler içinde ilk göze çarpanı düşük yoğunluğudur ($2,7 \text{ g/cm}^3$) ki bu değer, çelik ($7,83 \text{ g/cm}^3$), bakır ($8,93 \text{ g/cm}^3$) ve pirinç ($8,53 \text{ g/cm}^3$) gibi malzemelerin yaklaşık üçte birine eşittir [21-24]. AMK malzemelerde kullanılan başlıca matris alaşımlarına ait özellikler Çizelge 2.1'de verilmiştir.

Alüminyum alaşımları döküm ve dövme alaşımları olarak iki grupta incelenmektedir. Bu alaşımlar içinde bir kısmı ısı ile işlenebilir alaşımlardır. Alüminyum alaşımlarının mukavemetinin artırılması amacıyla uygulanan ısı işlemler çözeltiye alma (fazların çözülmesi, katı çözeltinin oluşturulması), su verme (aşırı doymuş yapının oluşturulması), yaşlanma (çözünen atomların oda sıcaklığında veya daha yüksek sıcaklıklarda çökmesi) olmak üzere üç basamaktan oluşmaktadır. Böylece, yarı kararlı

aşırı doymuş katı çözelti ürünleri ve dislokasyonlar arasındaki etkileşimler ile mukavemet artışı gerçekleşmektedir [23,26,27].

Çizelge 2.1 Bazı alüminyum alaşımlarının çekme özellikleri [25]

Malzeme	Temper	%0,2 Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama
1100	O	35	90	35
5083	O	115	260	22
2014	T6	410	480	13
2024	T8	450	480	6
6061	T6	275	310	12
6063	T6	215	240	12
7075	T73	430	500	13
201	T6	345	415	5
213	T533	185	220	0,5
355	T6	235	280	1
356	T6	265	310	1
357	T6	221	283	3
360	T6	365	310	1

2.3 Takviye Malzemeleri

AMK malzemelerde takviye malzemesi seçiminde kolay tedarik edilebilirlik, matris malzemesi ile uyumluluk, elastiklik modülü, çekme mukavemeti, yoğunluk, ergime derecesi, ısı kararlılık, ısı genleşme katsayısı, boyut ve şekil, kimyasal bileşim, kristal yapı gibi özellikler göz önünde bulundurulmaktadır [4,28]. Takviye malzemeleri genellikle rijitlik, mukavemet ve yoğunluk değerleri açısından üstün bir kombinasyon oluşturan seramik malzemelerden seçilmektedir [12]. Bu doğrultuda, partikül, visker veya fiber formunda, SiC, Al₂O₃, B₄C, TiC, TiB₂, MgO, TiO₂, AlN, BN, Si₃N₄ gibi pek çok oksit, karbür, nitrür ve borür takviye malzemesi olarak kullanılabilir [29-32]. Bunların yanında, tungsten ve çelik fiberler gibi metalik malzemeler de takviye malzemesi olarak kullanılabilir [12]. Çizelge 2.2’de AMK malzemelerde kullanılan başlıca takviye malzemelerinin özellikleri verilmiştir.

AMK malzemelerde kullanılan takviye malzemesinin morfolojisi, kompozit malzemenin özelliklerine etki eden önemli bir parametredir. Takviye morfolojisi açısından en önemli olanlar sürekli fiberler, kısa fiber ya da viskerler ve partiküllerdir. Genel olarak, sürekli fiberler, fiber yönlenmesi doğrultusunda en iyi özellikleri göstermektedir ancak en yüksek maliyetli grubu oluşturmaktadırlar. Kısa fiber veya viskerler, düzlemsel olarak ya

da takviye yönlenmesi doğrultusunda özelliklerde önemli artışlar sağlarken, sürekli fiberlere göre daha düşük maliyet sunarlar. Partikül takviyeler ise diğerlerine göre daha az özellik artışı sunsa da izotropik özellikleri ve düşük maliyetleri ile avantaj sağlamaktadırlar [12].

Çizelge 2.2 Başlıca takviye malzemelerinin özellikleri [33,34]

Malzeme	Takviye Formu	Elastiklik Modülü (GPa)	Yoğunluk (g/cm ³)	Isıl İletkenlik (W/mK)	Isıl Genleşme Katsayısı (x10 ⁻⁶ /K)
SiC	Partikül	448	3,21	120	3,4
SiC	Kısa fiber	400-700	3,21	32	3,4
SiC	Fiber	450	3,46		
Al ₂ O ₃	Partikül	410	3,9	25	8,3
AlN	Partikül	350	3,25	10	6,0
B ₄ C	Partikül	450	2,52	29	5,0-6,0
TiB ₂	Partikül	370	4,5	27	7,4
TiC	Partikül	320	4,93	29	7,4
BN	Partikül	90	2,25	25	3,8
Al ₂ O ₃	Kısa fiber (Saffil)	300	3,29		

2.4 Matris/Takviye Arayüzeyi

Arayüzey, bilimin ve teknolojinin pek çok alanında kullanılan bir terim olup iki elemanın birleştiği bölgeyi ifade etmektedir. Kompozit özelinde ise terim, matris ve takviye arasındaki sınırı ifade etmektedir. MMK malzemelerde arayüzey, element konsantrasyonları, kristal yapı, elastiklik modülü, yoğunluk, ısıl genleşme katsayısı ve kimyasal potansiyel gibi özelliklerin süreksizlik gösterdiği bir bölgedir. Metal-seramik sistemlerinde rijitlik, kırılma tokluğu, yorulma, sürünme, aşınma, ısıl genleşme katsayısı, ısıl iletkenlik ve korozyon gibi özellikler, metal-seramik arayüzeyinin özelliklerinden büyük ölçüde etkilenmektedir. Güçlü bir arayüzey, yükün takviye malzemesinden matris malzemesine iletilmesini ve matris malzemesinde dağıtılmasını sağlar [4,17,28,35-40]. Arayüzey özellikleri, sıcaklık, süre, atmosfer gibi üretim parametreleri; matris ve takviyenin kimyasal kompozisyonu ve matris ile takviye arasındaki kimyasal reaksiyonlar tarafından etkilenmektedir [41,42]. MMK malzemelerde arayüzey bağlamında aşağıdaki konular önem taşımaktadır:

- Islatılabilirlik: Özellikle düşük basınçta sıvı durum üretim yöntemleri kullanıldığında, üretimi kolaylaştırmak için iyi ıslanma gerekmektedir.

- Bağ mukavemeti: Doğru bağlama, istenilen özelliklerin dağıtımı açısından önemlidir.
- Arayüzey reaksiyonları: Matris ve takviye malzemesi arasında, takviyenin özelliklerini kaybetmesini ve yeni gevrek fazların oluşumunu önlemek amacıyla arayüzey reaksiyonları dikkatle takip edilmelidir [22,43].

2.4.1 Takviye Fazın Islatılabilirliği

Islatılabilirlik, bir sıvının katı yüzeyine yayılabilme yeteneği olarak tanımlanmaktadır [17,43,44]. MMK malzemelerin sıvı faz üretim yöntemlerinde, üretim sırasında matris ile takviye arasında temas kurabilmek için ıslatmanın gerçekleşmesi gerekmektedir. Seramiklerin sıvı metal ve alaşımları tarafından ıslatılabilme özellikleri oluşum ısısı, stokiometri, seramik fazdaki valans elektron konsantrasyonu, arayüzey kimyasal reaksiyonları, sıcaklık, süre, atmosfer, porozite, pürüzlülük ve seramik fazın kristalografisi gibi çok sayıda değişken tarafından kontrol edilmektedir [44-49].

Islatılabilirlik, Şekil 2.1'deki gibi bir katı üzerinde bulunan sıvı damlasının katı ile arasındaki temas açısı ölçülerek hesaplanabilmektedir. Denge durumunda temas açısı, θ , *Young-Dupre* eşitliği kullanılarak hesaplanabilir:

$$\gamma_{kb} = \gamma_{ks} + \gamma_{sb} \cos \theta \quad (2.1)$$

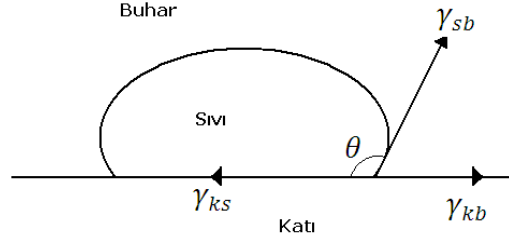
burada, γ_{kb} katı-buhar arayüzey enerjisi, γ_{ks} katı-sıvı arayüzey enerjisini, γ_{sb} ise sıvı-buhar arayüzey enerjisini ifade etmektedir.

Bir sıvı damlası bir katı yüzeye konulduğunda, katı-buhar arayüzeyinin bir kısmı sıvı-katı ve sıvı-buhar arayüzeyi ile yer değiştirecektir. Sıvının yayılımı ancak sistemin toplam serbest enerjisinde bir düşme meydana gelirse gerçekleşecektir. Sıvı ve katı faz arasındaki bağ kuvveti ya da bir diğer ifade ile adezyon işi, W_a , şu şekilde belirlenir:

$$W_a = \gamma_{sb} + \gamma_{kb} - \gamma_{ks} \quad (2.2)$$

(2.1) ve (2.2) eşitlikleri kombine edilirse şu sonuç bulunur:

$$W_a = \gamma_{sb}(1 + \cos \theta) \quad (2.3)$$



Şekil 2.1 Temas açısı ölçümü

Temas açısı θ , durağan damla (sessile drop) gibi test yöntemleri ile belirlenebilir. Temas açısının büyüklüğü, ıslatılabilirliğin ölçütü olacaktır. Buna göre;

1. $\theta = 0^\circ$ ise mükemmel ıslanma,
2. $\theta = 180^\circ$ ise ıslatmanın olmadığı ve
3. $0^\circ < \theta < 180^\circ$ ise kısmi ıslatmanın olduğu ifade edilmektedir [43,50].

Ergiyik metal yüzeyinde oksit filmlerin varlığı ıslatmayı olumsuz yönde etkilemektedir. Yüzeydeki oksit tabaka, takviye partiküllerinin sıvı metale penetre olması önünde engel teşkil etmektedir. Özellikle alüminyum esaslı sistemlerde oksit oluşumundan kaçınılması çok zordur. Bu sebeple genellikle 900°C 'ın altında ıslatma genelde çok düşük olmaktadır. Bunun yanında, seramik partiküllerin yüzeyleri genelde gaz ile kaplanmış haldedir ve bu gaz tabakasının, ergiyik haldeki matris malzemesinin seramik yüzeyi ile temasını engelleyerek ıslatmayı düşüren bir diğer etken olduğu ifade edilmektedir. Bunun yanında, ergiyik içindeki partikül konsantrasyonu kritik bir seviyeye ulaştığında, sözü edilen gaz tabakaları köprüler oluşturarak partiküllerin ergiyik tarafından tamamen reddedilmesine yol açabilmektedir. Partikül yüzey özellikleri, ıslatmayı etkileyen bir diğer faktördür. Partikül yüzeyine adsorbe olmuş kirlilikler, ıslatmayı olumsuz yönde etkileyebilmektedirler.

Takviye partiküllerinin ergiyik alüminyum tarafından ıslatılabilirliklerini artırmak için farklı yöntemler uygulanabilmektedir. Bu tekniklerin uygulanmasındaki temel amaç, katının yüzey enerjisinin artırılması, sıvı alaşımın yüzey geriliminin düşürülmesi ya da arayüzeyde sıvı-katı arayüzey enerjisinin düşürülmesidir. Sözü edilen tekniklerden başlıcaları, i) matris alaşımına alaşım elementi ilavesi, ii) seramik partiküllerin kaplanması ve iii) seramik partiküllere uygulanan işlemlerdir [43,51].

i. Alaşım elementi ilavesi: Sıvı metalurji teknikleri ile MMK üretiminde reaktif elementlerin ilavesi ıslatılabilirliği artırabilmektedir. Örneğin, magnezyum, kalsiyum, titanyum ya da zirkonyum gibi reaktif elementlerin ilavesi ile ergiyeğin yüzey geriliminin düşürölmesi, ergiyeğin sıvı-katı arayüzey enerjisinin düşürölmesi ya da kimyasal reaksiyonlar yardımı ile ıslatılabilirliğin artırılması sağlanabilmektedir [43,52-58].

ii. Takviye ön işlemleri: Partiküllerin ergiyeğe ilave edilmeden önce ön ısıtılması, yüzeydeki adsorbe gazların uzaklaştırılarak ıslatılabilirliğin artırılmasına olumlu etkide bulunmaktadır. Bunun dışında, ultrasonik teknikler, çeşitli dağlama teknikleri ya da partiküllerin uygun atmosferde ısıtılması da daha temiz bir yüzey oluşturmak suretiyle ıslatılabilirliği artırmaktadır [52,59]. Ayrıca, partiköl yüzeylerinin kontrollöl oksidasyonu da ıslatılabilirliği olumlu etkileyebilmektedir. Bu amaçla SiC ve B₄C partiköllerinin uygun sıcaklıklarda kontrollöl oksidasyonu ile ıslatılabilirlik konusunda olumlu sonuçlar elde edildiği rapor edilmiştir [43,60-65].

iii. Takviye malzemesinin kaplanması: Genel olarak, metal olmayan partiköllerin metaller tarafından ıslatılması zordur. Bu nedenle, seramik partiköllele takviye edilen AMK malzemelerin üretiminde, takviye partikölünün kaplanması sıkça başvurulan bir yöntemdir. Takviye malzemelerine uygulanan kaplamalar, uygulama amacına göre ıslatma kaplamaları, bariyer kaplamaları ve çok fonksiyonlu kaplamalar olmak üzere üç grupta değerlendirilebilir. Islatma kaplamaları, üretim sırasında matris malzemesinin takviye üzerindeki ıslatılabilirliğinin artırılmasına yardımcı olurlar. Bariyer kaplamaları, üretim sırasında matris ile takviye arasındaki istenmeyen reaksiyonların engellenmesi amacıyla kullanılırlar. Matris ile takviye arasında bir “difüzyon bariyeri” olarak rol alan bu kaplamalar, takviyenin matris ile temasını ve dolayısıyla reaksiyon ürünü oluşumunu minimize ederler. Çok amaçlı kaplamalar ise, yukarıda verilen özelliklerin yanı sıra, artık ısı gerilmeleri azaltmak gibi ek özelliklerin kazandırılması amacıyla kullanılırlar [40,43,66].

2.4.2 Arayüzey Bağı

AMK malzemelerin sıvı faz yöntemleri ile üretiminde, üretimin başarı ile gerçekteşmesi için takviye fazın sıvı metal tarafından ıslatılabilmesi şarttır. Ancak ıslatılabilirliğin yüksek olması, arayüzey bağ kuvvetinin de yüksek olacağı anlamına gelmeyebilir. AMK

malzemelerde yüksek mekanik özellikler elde edilebilmesi için arayüzey bağının da yüksek olması gerekmektedir [17,67]. MMK malzemelerde bağlanma, fiziksel ya da kimyasal etkileşimler, arayüzeyde sürtünme sonucu oluşan gerilim ve matris ile takviye arasındaki ısı genleşme katsayıları arasındaki fark sebebiyle oluşan gerilim gibi etkilerle oluşabilmektedir [68]. Arayüzey bağları genel olarak, mekanik bağ ve kimyasal bağ olmak üzere iki grupta incelenmektedir [4,17,28].

i. Mekanik Bağ: Mekanik bağ, matris ile takviye arasında, bağlanmada kimyasal etkenlerin yokluğunda, iki yüzey arasındaki mekanik kenetlenme ile oluşur [40]. Bu kilitlenmede, takviye yüzeyinin pürüzlülüğüne bağlı olarak yüzeyde bulunan tepecikler ve küçük oyuklar mekanik bağlanmada önemli rol oynar. Yüzey pürüzlülüğünün bağ mukavemetini artırabilmesi için üretim sırasında ergiyik haldeki matrisin takviye yüzeyini etkili bir şekilde ıslatması gerekmektedir. Aksi halde katılaşmanın ardından arayüzeyde boşlukların kalması ihtimali vardır [17]. Mühendislik özellikleri açısından uygun bir kompozit elde edebilmek için çoğu zaman sadece mekanik bağ tek başına yeterli olamamaktadır. Mekanik bağın kontrollü kimyasal reaksiyonlarla oluşan bağlarla desteklenmesi durumunda çok daha iyi özelliklerin ortaya çıktığı ifade edilmektedir [4,28].

ii. Kimyasal Bağ: MMK malzemelerde arayüzeyler genellikle yüksek sıcaklıklarda oluşurlar. Yüksek sıcaklıklarda difüzyon ve reaksiyon kinetiği daha hızlıdır. Kimyasal bağ, difüzyon sonucu atom transferi ile gerçekleşir [17]. Bu bağ, metalik, iyonik ya da kovalent olabilir. Metalik bağın olduğu arayüzey, diğer bağlara göre sünek olur ve MMK malzemelerde tercih edilir [40].

Islatılabilirlik, mekanik bağda olduğu gibi kimyasal bağda da büyük önem taşımaktadır. Arayüzeyde bağ oluşturabilecek reaksiyonların gerçekleşebilmesi için ilk şart takviye malzemesinin matris tarafından ıslatılabilmesidir. Öte yandan, arayüzey reaksiyonları ve reaksiyon ürünlerinin özelliklerinin anlaşılması gerekmektedir. Oluşabilecek reaksiyonlar kimyasal bağlanmayı sağlayabileceği gibi kompozit özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilecek sonuçlara da yol açabilmektedir [17,63].

2.4.3 Arayüzey Reaksiyonları

MMK sistemleri termodinamik açıdan denge dışı sistemlerdir ve matris/takviye arayüzeyi boyunca bir kimyasal potansiyel gradyanı bulunmaktadır. Bu sebeple, uygun kinetik koşullarda (ki bu pratikte yeteri kadar yüksek sıcaklık ve yeteri kadar uzun zaman anlamına gelmektedir) bileşenler arasında difüzyon ve/veya kimyasal reaksiyonlar meydana gelmektedir. Sıvı metal ve takviye arasındaki uzun temas, kompozitin özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilecek kimyasal reaksiyonlara yol açabilir. Prosesi kontrol edebilmek ve optimum özelliklere ulaşabilmek için arayüzey reaksiyonlarının termodinamiğinin ve kinetiğinin anlaşılması büyük önem taşımaktadır [17].

Arayüzey reaksiyonlarının miktarı ve oluşan reaksiyon ürünlerinin türü, proses sıcaklığı, basınç, atmosfer, matris kompozisyonu ve takviyenin yüzey kimyası gibi özelliklere bağlıdır. Arayüzey reaksiyonları, arayüzey enerjisini düşürerek kimyasal bağlanmada adezyonu artırabilir. Kimyasal reaksiyonun özellikleri, kompozitin fiziksel ve mekanik özellikleri üzerinde önemli etkiye sahiptir. Hatta proses sırasında başlayan reaksiyon ürünleri oluşumu kompozitin servis ömrü boyunca sürebilir ve kullanım sırasında kompozitlerin özelliklerini düşürmeye devam edebilir [40,69]. Örneğin, alüminyumun C, SiC ve B₄C gibi takviye malzemeleri ile reaksiyonu sonucu arayüzeyde Al₄C₃ fazı oluşabilmektedir. Bu faz, zayıf mekanik özelliklere sahip hidroskopik bir faz olduğundan AMK sistemlerinde çoğu durumda istenmemektedir [40,70-77]. Çizelge 2.3'te çeşitli alüminyum esaslı matris malzemeleri ile C ve AMK malzemelerde en çok kullanılan SiC ve Al₂O₃ takviye malzemeleri arasında arayüzeyde oluşabilecek reaksiyon ürünleri ve çökeltiler verilmiştir. Al-B₄C sistemi, bir sonraki bölümde detaylı olarak incelenecektir.

Çizelge 2.3 AMK malzemelerde sık kullanılan matris/takviye sistemlerinde oluşan reaksiyon ürünleri veya çökeltiler [40]

Matris	Takviye	Reaksiyon ürünleri veya çökeltiler
Al	C	Al ₄ C ₃
Al	SiC	Al ₄ C ₃ , Si
Al-Mg	SiC	Al ₄ C ₃ , MgO, Mg ₂ Si, MgAl ₂ O ₄
Al-Cu-Mg	SiC	CuMgAl ₂ , MgO
Al-Mg	Al ₂ O ₃	MgAl ₂ O ₄
Al-Cu	Al ₂ O ₃	CuAl ₂ O ₄
Al-Li	Al ₂ O ₃	α-LiAlO ₂ , LiAl ₅ O ₈ , Li ₂ O

2.4.4 Isıl Genleşme Katsayısı Uyumsuzluğu

Matris/takviye arayüzeyinin incelendiği bu bölümde son olarak üzerinde durulması gereken bir diğer konu da matris ile takviye malzemeleri arasındaki ısı genleşme katsayısı uyumsuzluğudur. MMK malzemeler, üretimleri sırasında proses sıcaklıklarından ortam sıcaklığına soğutulduklarında matris ile takviye arasındaki ısı genleşme katsayısı farkından dolayı yapıda yüksek miktarda artık gerilme oluşmaktadır. Özellikle fiber, kısa fiber ve visker takviyeli MMK malzemelerde bu gerilmeler arayüzeye yakın bölgelerde matrisin plastik deformasyonuna yol açabilmektedir. Bunun sonucunda, fiber/matris arayüzey bölgesinde dairesel, çevresel ve/veya uzunlamasına çatlaklar görülebilmektedir [17,40,78]. Öte yandan, ısı genleşme katsayısı uyumsuzluğundan doğan bu gerilmeler dislokasyon yoğunluğunda artışa sebep olmakta ve kompozitin mukavemetinin artmasına katkıda bulunmaktadır [40,79-84]. Isıl genleşme katsayısı uyumsuzluğunun AMK malzemelerdeki bir diğer yansıması da hızlandırılmış yaşlanma fenomenidir. Isıl genleşme katsayısı uyumsuzluğuna bağlı olarak yapıda dislokasyon yoğunluğunun artması sonucu AMK malzemeler takviyesiz alaşımlarına göre yaşlanma işlemi sırasında maksimum sertlik değerlerine daha kısa sürede ulaşmaktadırlar [64,83,85-95].

2.5 Üretim Yöntemleri

AMK malzemelerin üretiminde matris ve takviye malzemesi seçimine bağlı olarak uygulanabilecek pek çok yöntem bulunmaktadır [46,96-98]. Kullanılan en yaygın üretim yöntemleri katı faz ve sıvı faz üretim yöntemleri olmakla birlikte, üretimin buhar fazından yapıldığı yöntemler de mevcuttur [17,92,99]. Bu bölümde, başlıca katı ve sıvı faz üretim yöntemleri genel hatları ile incelenecektir.

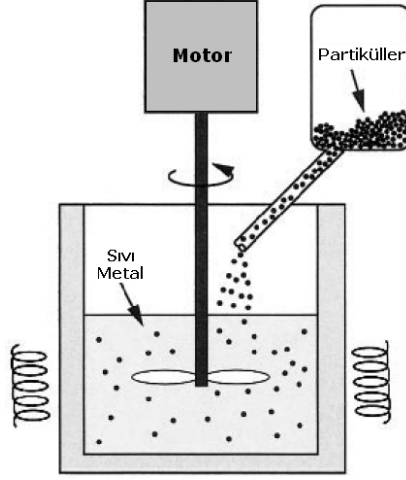
2.5.1 Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

Sıvı faz üretim yöntemleri genellikle, döküm yöntemlerinde olduğu gibi takviyenin sıvı alüminyuma ilavesi ya da vakum infiltrasyonunda olduğu gibi bir preforma infiltre edilmesi şeklinde uygulanmaktadır. Bu yöntemler basit ve düşük maliyetli olmaları, karmaşık üç boyutlu parçaların üretimini olanaklı kılmaları açısından oldukça caziptir. Temel dökümhane teknikleri, süreksiz takviyeli AMK malzemelerin üretimine kolaylıkla

uyarlanabilmektedir. Bu avantajlarına karşın, matris/takviye arayüzeyinde istenmeyen fazların oluşabilmesi ya da bağlanmanın istenilen düzeyde oluşamaması, porozite, katılaşma sırasında oluşabilecek partikül segregasyonları gibi döküm kusurlarının oluşabilmesi, sıvı faz üretim yöntemlerinin dezavantajları olarak görülmektedir [22,34,100-107].

2.5.1.1 Karıştırılmalı Döküm

Seramik partiküllerin sıvı alaşıma karıştırma yolu ile ilavesi üzerine çok sayıda çalışma mevcuttur. Karıştırılmalı döküm yöntemi tek başına uygulanabileceği gibi diğer döküm yöntemlerinden önce de uygulanabilmektedir [4,22]. Karıştırılmalı döküm yöntemi (Şekil 2.2) diğer sıvı durum proseslerine göre özellikle düşük maliyetiyle en çok tercih edilen yöntemlerden biridir. İstenilen özelliklere ulaşılabilmesi için aşılması gereken en önemli güçlükler takviye fazın sıvı metal tarafından ıslatılmasının ve seramik partiküllerin homojen dağılımının sağlanmasıdır. Bunun yanında, porozite, topaklaşma, oksit kalıntıları ve arayüzey reaksiyonları aşılması gereken diğer güçlüklerdir [47,92,108-110]. Bu güçlüklerin aşılması için daha önce sözü edilen partikül ön işlemleri ya da ergiyiğe alaşım elementi ilavesinin yanında en çok başvurulan yöntemlerden biri de partiküllerin ergiyik haldeki matris metaline bir girdap (*vortex*) yardımı ile verilmesidir [22]. Vorteks metodu olarak da anılan bu yöntemde ergitilen metal matrisin içine daldırılan bir karıştırıcı yardımıyla oluşturulan girdap içine seramik takviye malzemelerinin kontrollü olarak ilavesi ile kompozit malzeme üretilmektedir. Bu yöntem genelde partikül takviyeli AMK malzemeler için daha uygun olmasına karşın, kısa fiber veya visker takviyeli kompozitlerin üretiminde de kullanılabilir. Ne var ki, oluşturulan vorteksin aynı zamanda hava kabarcıklarını ergiyiğe çekerek porozite miktarını artırdığı ve bununla birlikte partikül miktarının artmasıyla porozite miktarının arttığı bilinmektedir. Proses değişkenlerinin iyi kontrol edilmediği durumlarda porozite oranı % 30'lara kadar çıkabilmektedir. Bu durum, prosesin kontrollü atmosferde gerçekleştirilmesi ihtiyacını doğurmaktadır. Porozitenin düşürülmesi amacıyla ayrıca, dökümün sıkıştırma dökümde olduğu gibi basınç altında yapılması da uygulanan bir diğer yöntemdir [4,70,111-116].

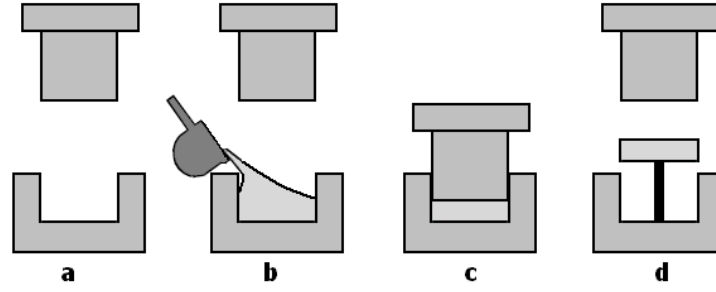


Şekil 2.2 Karıştırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [17]

Mekanik karıştırma ile hc. %20 oranına kadar partikül içeren kompozitler üretmek mümkündür. Ancak burada, partikül boyutu, partikül yüzey alanı, partiküller arası mesafe, ergiyik metal alaşımının kompozisyonu gibi parametrelerin optimizasyonu önemlidir. Bu parametrelere bağlı olarak, belli bir hacim oranının üzerine çıkıldığında partiküller sıvı metale ilave edilememekte, sıvı metal tarafından “reddedilmektedir” [49].

2.5.1.2 Sıkıştırma Döküm

Sıkıştırma döküm (*squeeze casting*), sıvı metalin kapalı bir kalıpta yüksek basınçlar altında (50-200 MPa) hızlı bir şekilde katılaştırılması esasına dayanan ve yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir (Şekil 2.3) [22,26]. Yöntem, farklı tipte takviye malzemeleri içeren AMK malzemelerin üretiminde kullanılabilir. Yöntem, önceden şekil verilmiş poröz bir preforma sıvı metalin emdirilmesi şeklinde uygulanabileceği gibi, nispeten yüksek hacim oranına sahip partikül takviyeli kompozitlerin katılaştırılması sırasında da uygulanabilmektedir [17,26]. Yöntemin başarılı sonuçlar vermesi için kalıp ön ısıtma sıcaklığı, ergiyik metalin sıcaklığı ve uygulanan basınç gibi proses parametrelerinin dikkatli bir şekilde kontrol edilmesi gerekmektedir [4,26].

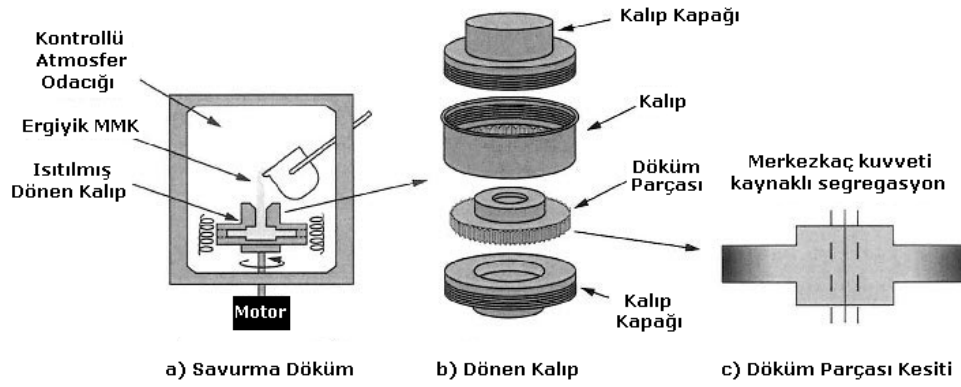


Şekil 2.3 Sıkıştırma dökümde işlem kademeleri: a) Sıkıştırma döküm kalıbı (prosesin infiltrasyon amacıyla uygulanması durumunda kalıp boşluğuna preform yerleştirilir), b) ergiyik metalin veya kompozitin dökümü, c) basınç uygulanması ve d) nihai kompozit parçanın elde edilmesi

Sıkıştırma döküm yönteminin başlıca avantajları, iyi yüzey özellikleri, düşük porozite, son şekle yakın parça üretimi ve yüksek operasyon hızıdır. Bunun yanında başlıca dezavantajları ise yüksek basınç ihtiyacına bağlı olarak boyut sınırlaması ve fiber takviye kullanılması durumunda uygulanan yüksek basıncın fiberlere zarar verme riskidir [4,21,22,26,117].

2.5.1.3 Savurma Döküm

Savurma döküm (*centrifugal casting*), ergiyik metalin bir eksen etrafında döndürülen kalıp düzeneği yardımı ile oluşturulan merkezkaç kuvveti altında dökülmesi esasına dayanır. Takviye malzemesi ile matris malzemesi arasında bir yoğunluk farkı bulunuyorsa, savurma döküm sonrasında parça eksenine boyunca hacim oranında bir gradyant elde edilecektir. Bu malzemeler, “fonksiyonel olarak derecelendirilmiş malzemeler” (FGM) olarak anılmaktadır. Fonksiyonel olarak derecelendirilmiş malzemeler, dereceli kompozisyonları ile malzeme boyunca farklı özellikler sunmaktadır. Malzemede gerçekleştirilen bu kontrollü segregasyon bazı uygulamalar için fevkalade sonuçlar doğurmaktadır. Örneğin bir AMK fren diskinde, aşınma direncinin yüksek olması için disk yüzeylerinde yüksek hacim oranı istenirken, kolay işlenebilirlik açısından disk merkezinde düşük hacim oranı fayda sağlayacaktır (Şekil 2.4) [17,118-121].



Şekil 2.4 a) Savurma döküm prosesinin şematik gösterimi, b) döner kalıp ve c) hacim oranı gradyanı elde edilen döküm parçasının ara kesiti [17]

2.5.1.4 İnfiltrasyon

AMK malzemelerin üretiminde kullanılan farklı yöntemlerden biri de sıvı infiltrasyon yöntemidir. Bu yöntem, sürekli fiber veya kısa fiber takviyeli kompozitlerin üretiminde kullanıldığı gibi, partikül takviyeli AMK malzemelerin üretime de adapte edilebilmektedir [4]. Yöntem, ergiyik haldeki matris metalinin takviye malzemelerinden genellikle nihai parçanın şeklinde hazırlanan poröz preforma infiltre edilmesi esasına dayanır. Proses atmosferik koşullarda, vakum ortamında veya bir inert gaz yardımı ile gerçekleştirilebilir [122,123]. Yöntemin verimli olması, yüksek yüzey kalitesi vermesi, nihai şekle yakın parça üretimini olanaklı kılması gibi avantajların yanında sıvı metalin bazı durumlarda çok küçük boşluklara metalin nüfuz edememesi ve fiberlerin matriste homojen dağılımlarının bozulabilmeleri gibi dezavantajları bulunmaktadır [4,8,13,124].

2.5.1.5 In-situ Üretim Yöntemleri

In-situ üretim yöntemleri, takviye fazın ergiyik malzeme içerisinde çekirdeklendiği yöntemler olarak tanımlanmaktadır [28]. Ergiyik haldeki Al-Ti master alaşımına CH_4 gazı, C fiberler, elementel C ya da Al_2C_3 partikülleri ilavesi ile düşük maliyetli Al-TiC kompozitlerinin üretimi bu yöntemle örnek olarak gösterilebilir [125,126]. Yöntemin en büyük avantajı, diğer üretim yöntemlerinde görülen ıslatılabilirlik problemi ve matris ve takviye faz arasındaki arayüz uyumsuzluğu gibi sorunların yaşanmamasıdır. Yöntemin ayrıca, küçük boyutlu ve tek kristal takviye partiküllerinin elde edilmesine bağlı olarak partikül kırılması potansiyelinin düşmesi, mukavemetin yükseltilmesi, termodinamik olarak kararlı takviye partikülleri sayesinde yüksek sıcaklıklarda kararlılığın artması,

daha iyi partikül dağılımı, düşük yatırım ve üretim maliyeti gibi avantajları bulunmaktadır [28,127-130]. Buna karşılık, belli bir sistemde oluşabilecek takviye fazının yapısı ve bileşimi ile ilgili termodinamiksel sınırlamalar, yöntemin en önemli dezavantajı olarak göze çarpmaktadır [122].

2.5.1.6 Püskürtme Yöntemleri

Püskürtme yöntemleri, sıvı metal damlaları halindeki matris malzemesi ve takviye partiküllerinin çıkarılabilir bir alt tabakaya püskürtülmesi şeklinde uygulanmaktadır. Matrisin hızlı katılaşması sebebiyle kazanılan mukavemet artışı, takviye ile matris arasındaki reaksiyon süresinin kısılması, ince taneli yapı elde edilebilmesi ve toz metalurjisi yönteminde tipik olarak uygulanan harmanlama gibi kademelerin kaldırılmış olması yöntemin avantajlarıdır. Yöntemin sadece süreksiz takviye fazları için uygulanabilir olması, maliyetinin yüksek olması ve sadece basit şekilli parçaların üretiminde olanak tanıyor olması yöntemin dezavantajları olarak öne çıkmaktadır [22,122].

2.5.2 Katı Faz Üretim Yöntemleri

Katı faz üretim teknikleri düşük proses sıcaklığına bağlı olarak arayüzeydeki istenmeyen reaksiyonların büyük ölçüde düşmesi, porozite, segregasyon gibi döküm kusurlarının bulunmaması ve genel olarak takviye fazın daha üniform bir şekilde dağıtılması gibi avantajlar sunmaktadır. Katı faz üretim yöntemleri içinde en yaygın olanı toz metalurjisi yöntemidir [22,131].

Toz metalurjisi yöntemi yüksek ergime derecesine sahip matrisler de dâhil olmakla birlikte, geniş bir çeşitlilikte matris takviye kompozisyonlarıyla üretimi olanaklı kılmaktadır. Temel proses aşamaları şöyledir:

- i. Matris ve takviye tozlarının karıştırılması, harmanlanması ya da mekanik alaşımlama: Bu aşamada dikkat edilmesi gereken en önemli konu üniform takviye dağılımının sağlanmasıdır.
- ii. Gaz giderme: Bu aşama adsorbe edilmiş gazları, suyu ve/veya hidroksitleri uzaklaştırmak için uygulanmaktadır.

iii) Birleşme: Bu aşama, soğuk ve/veya sıcak presleme, soğuk ve/veya sıcak izostatik presleme, ekstrüzyon, dövme, enjeksiyon kalıplama, sıcak haddeleme gibi işlemleri içerir. Soğuk presleme gibi düşük sıcaklıklarda yapılan presleme işlemlerinin ardından sinterleme kademesi uygulanmaktadır.

Proses sıcaklığına bağlı olarak arayüzeydeki istenmeyen etkileşimlerin minimize edilmesi, yüksek hacim oranında parça üretiminin mümkün olması gibi avantajlarının yanına, sadece partikül takviyeli kompozitler için elverişli bir yöntem olması, uzun işlem süreleri, şekil ve boyut kısıtlamaları ve tüm kademelerle bir bütün olarak düşünüldüğünde nispeten yüksek üretim maliyetlerine sahip olması yöntemin dezavantajlarıdır [21,22,26,103,122,132-134].

Katı faz üretim yöntemlerinden bir diğeri de difüzyonla bağlanma yöntemidir. Yöntem, yükselen sıcaklıklarda, atomların birbiriyle temas halindeki temiz yüzeylerden difüzyonu sonucu yüzeylerin birbirine bağlanması esasına dayanır. Prosesin en büyük avantajı, farklı matris metallerinin kullanılabilmesine olanak tanınması ve fiber oryantasyonu ve hacim oranının kontrol edilebilmesidir. Ne var ki, yüksek proses süreleri, yüksek sıcaklık ve basınç gereksinimi ve şekil sınırlamaları ile yüksek maliyet gibi dezavantajları bulunmaktadır [17,135].

2.6 Mekanik Özellikler

Yüzyıllar önce Japonya'da yumuşak ve sertleştirilmiş çelik tabakalarının üst üste bindirmek suretiyle üretilen kılıçlar aynı anda hem sertlik hem de tokluk özelliklerine sahipti. Bugün MMK malzemeler benzer şekilde, birbiri ile zıt gibi görülebilecek özellikleri bir arada sunmaktadırlar. Metal ve seramik kombinasyonları ile yüksek elastiklik modülünün yanı sıra yüksek aşınma dayanımı, yüksek sıcaklıklarda dayanım, yüksek yorulma dayanımı gibi kazanımları elde etmek mümkündür [22,136].

AMK malzemelerde vaat edilen mekanik özelliklere ulaşmak için ilk şart arayüzeyde kuvvetli bir bağlanmanın sağlanmasıdır. Bunun dışında takviye elemanının homojen dağılımını sağlayarak ve çökelme sertleşmesi gibi prosesler uygulayarak, takviyesiz matris alaşımına göre %60'a varan çekme mukavemeti artışları gözlemlemek mümkündür [26,137].

AMK malzemelerde beklenen mekanik özellikler hakkında bir öngöründe bulunabilmek amacıyla karışımlar kuralı kullanılabilmektedir:

$$P_k = P_m V_m + P_t V_t \quad (2.4)$$

Eşitlikte P özelliği, V hacim oranını, k , m ve t indisleri ise sırasıyla kompozit, matris ve takviyeyi ifade etmektedir [22].

Bu bölümde, AMK malzemelerin başlıca mekanik özellikleri genel hatları ile incelenecektir.

2.6.1 Elastiklik Modülü

Bir metal malzemeye seramik partikül ilavesi ile elastiklik modülü önemli miktarda artırılabilir. Dahası, kompozitin bu yüksek elastiklik modülü değerlerini yüksek sıcaklıklarda da sürdürmesi beklenmektedir [26]. Çizelge 2.4'te farklı yöntemlerle üretilen alüminyum matris ve değişik oranlardaki hacim oranlarına ait AMK malzemelere ait özellikler verilmiştir.

Çizelge 2.4 Farklı AMK malzemelerin çekme özellikleri [138]

Malzeme	Elastiklik Modülü (GPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama	Üretim Yöntemi
A356	75,2	200	255	4	Kum kalıba gravite döküm
A356-%10 SiC	77,2	262	276	0,7	
A356-%15 SiC	92,4	296	303	0,4	
A356-%20 SiC	95,8	296	317	0,5	
Al-Si-Mg ¹ -%10 SiC	87,6	359	372	0,3	Kokil kalıba gravite döküm ve T6 ısıtıl işlemi
Al-Si-Mg ¹ -%20 SiC	101	372	372	<0,1	
Al-Si-Mg ² -%10 SiC	86,2	303	338	1,2	
Al-Si-Mg ² -%20 SiC	98,6	338	359	0,4	
Al-Si-Cu-Mg-Fe-Ni ³ -%10 SiC	91	221	310	0,9	Basınçlı döküm
Al-Si-Cu-Mg-Fe-Ni ³ -%20 SiC	108,2	248	303	0,5	
Al-Si-Cu-Mg-Fe-Ni ⁴ -%10 SiC	93,8	241	345	1,2	
Al-Si-Cu-Mg-Fe-Ni ⁴ -%20 SiC	113,8	303	352	0,4	
206 (Al-Cu)	70	345	434	12	XD yöntemi
206 (Al-Cu) -%20 TiC	96	358	400	1,2	

¹ Alaşımın tam kompozisyonu: Al + 10Si-0.3Fe-3Cu-1Mg-1.25Ni-0.2Ti

² Alaşımın tam kompozisyonu: Al + 9Si-0.2Fe-0.2Cu-0.55Mg-0.2Ti

³ Alaşımın tam kompozisyonu: Al + 10Si-1Fe-0.2Cu-0.65Mn- 0.4Mg

⁴ Alaşımın tam kompozisyonu: Al + 10Si-1Fe-3.25Cu-0.65Mn-0.4Mg-1.25Ni

Karışımlar kuralı sürekli fiberlerle takviye edilen AMK malzemelerde doğru sonuçlar vermekten, süreksiz takviyeli kompozitlerde deneysel veriler çoğu durumda klasik

karışımlar kuralı ile hesaplanan değerlerin altında kalmaktadır. Bu sebeple, süreksiz takviyeli kompozitler için farklı modeller kullanılmaktadır [4,21,26,139]. Partikül takviyeli AMK malzemelerin elastiklik modülü, karışımlar kuralının modifiye edilmesiyle oluşturulan *Halpin-Tsai Denklemi* kullanılarak hesaplanabilmektedir [21,26]:

$$E_k = \frac{E_m(1+2sqV_p)}{1-qV_p} \quad (2.5)$$

Eşlikte E elastiklik modülünü, k , m ve p indisleri ise sırasıyla kompozit, matris ve partikülü, V_p partikül hacim oranını, s ise partikülün en/boy oranını vermektedir. Eşlikteki q değeri (2.6) denklemi kullanılarak hesaplanabilmektedir:

$$q = \frac{E_p/E_m - 1}{E_p/E_m + 2s} \quad (2.6)$$

2.6.2 Akma ve Çekme Mukavemeti

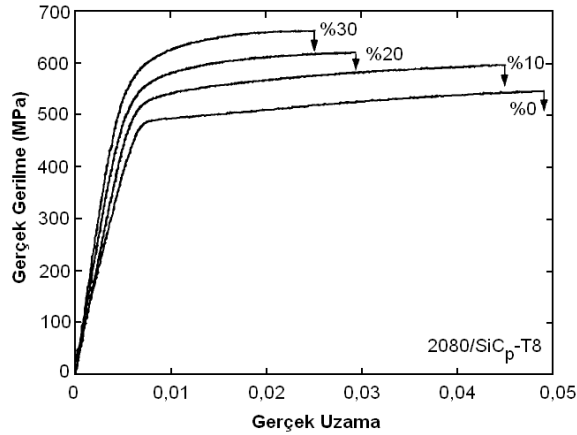
Mühendislik malzemelerinin kullanımlarını belirleyen en önemli özelliklerden biri akma mukavemetidir. Mühendislik uygulamalarında akma gerilmesi bir bakıma malzemenin emniyetli çalışma gerilmesini belirlediğinden, akma gerilmesinin yüksek olması istenmektedir. Bunun yanında, herhangi bir malzeme yüksek sıcaklıklarda kullanılacaksa, akma mukavemetinin yüksek sıcaklıkta da kararlı kalması tercih edilmektedir. AMK malzemelerde takviye fazlarının yüksek elastiklik modülüne sahip olmaları akma mukavemetinin takviyesiz alaşımlara göre yükselmesinin temel nedenidir. Bu artış Çizelge 2.4'te verilen kompozit malzemelerde açıkça görülmektedir. Benzer şekilde, malzemenin çekme mukavemeti de partikül ilavesiyle birlikte artmaktadır.

AMK malzemelerdeki mukavemet artış mekanizmaları doğrudan ve dolaylı mukavemet artışı olmak üzere iki farklı yaklaşımla ele alınabilir. Doğrudan mukavemet artışı genel olarak sürekli fiber takviyeli kompozitlerde gerçekleşmekle birlikte süreksiz takviyeli kompozitlerde de söz konusudur. Kompozit malzemeye bir yük uygulandığında, uygulanan yük daha zayıf bileşen olan matristen arayüzey aracılığıyla genel olarak daha rijit özelliğe sahip takviye malzemesine aktarılır. Böylece, mukavemet artışı, takviye malzemesinin uygulanan yükün büyük bir kısmını taşıması ile gerçekleşir. Bu durum, doğrudan mukavemet artışı olarak nitelendirilmektedir. Dolaylı mukavemet artışı ise

takviye fazın ilavesi sonucu matris mikroyapısı ve özelliklerinde meydana gelen değişimler sonucu gerçekleşmektedir. Matris ve takviye malzemesi arasındaki ısı genleşme katsayısı uyumsuzluğu sebebiyle hem kompozitin üretim sıcaklığından ortam sıcaklığına soğutulması sırasında hem de kullanım sırasında kompozitin maruz kaldığı ısı değişimleri sonucunda gerçekleşen plastik deformasyona bağlı olarak arayüzeye yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğunda artış gerçekleşmektedir. Artan takviye oranı ile daha da etkili hale gelen bu durum kompozitin mukavemet değerlerinin artmasına sebep olmaktadır. Bunun yanı sıra, takviye faz ilavesi sonucu tane boyutunun küçülmesi de AMK malzemelerde mukavemet artışına katkıda bulunmaktadır [4,17,26,79].

2.6.3 Süneklik

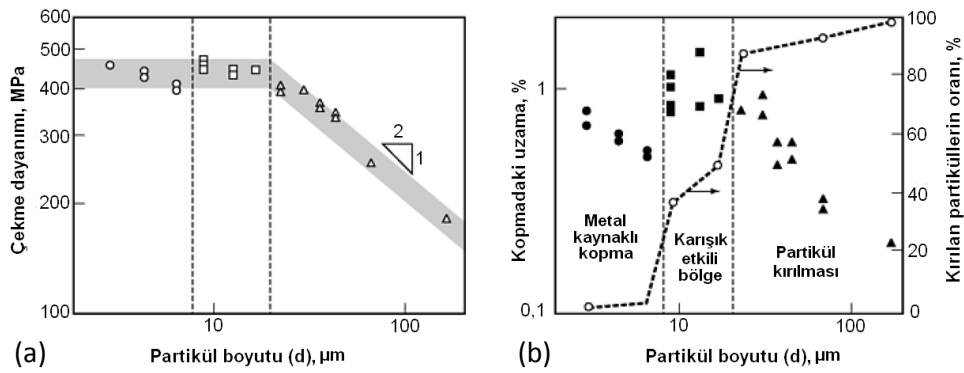
AMK malzemelerde artan takviye hacim oranı ile akma ve çekme mukavemeti değerleri artarken, % uzama değerleri düşüş göstermektedir. Bu durumun bir örneği Şekil 2.5'te çekme testi eğrileri verilen, sabit takviye boyutu ile (5 μm) farklı hacim oranında üretilen Al-Cu-Mg(2080)/SiC-T8 numunelerde görülmektedir [17].



Şekil 2.5 Farklı hacim oranlarındaki Al-Cu-Mg (2080)/SiC-T8 kompozitin çekme davranışı [17]

Kompozit hasarı, gerilme durumuna bağlı olarak partikül kırılması veya matris/partikül arayüzeyi ve partiküllerin topaklandığı bölgede matriste boşluk oluşumu ile gerçekleşmektedir. Kaba partiküllü kompozit, ince partiküllü kompozitten daha yüksek çatlak başlama olasılığına sahip olduğu için partikül kırılması kaba partikül takviyeli kompozitte daha yaygın olarak görülmektedir [26,140-142]. Prater, hc. %63 SiC, B₄C ve

Al_2O_3 takviyeli, AA6063 matrisli kompozitlerle yaptığı çalışmalar sonucunda, kaba partiküllerin ($d > 30 \mu\text{m}$) kullanıldığı kompozitlerin partikül kırılmasına ince partiküllere ($d < 10 \mu\text{m}$) göre daha yatkın olduğunu rapor etmiştir [143]. Nominal %50 hacim oranında SiC partikülleri içeren Al-4Mg matrisli kompozitlerle yapılan bir çalışmada ise ince partiküllerle ($d < 6,5 \mu\text{m}$) üretilen kompozitte kırılmanın metal kaynaklı olduğu, kaba partiküllerde ($d > 30 \mu\text{m}$) partikül kırılması kaynaklı olduğu, 6,5-30 μm arasındaki partikül boyutuna sahip kompozitlerde ise kırılmanın karışık etkili olduğu belirtilmiştir (Şekil 2.6) [138].



Şekil 2.6 %50 hacim oranına sahip Al-4Mg matrisli kompozitte SiC partikül boyutunun a) mukavemet ve b) hasar özelliklerine etkisi [138]

Mekanik özelliklerin gelişmesinde takviye hacim oranı ve boyutunun yanında, takviye geometrisi ve takviye partiküllerinin üç boyutlu dağılımı da önem taşımaktadır. Takviye elemanının geometrisinin değişmesiyle, yük altında matriste oluşan deformasyon alanları ve matriste arayüzeye yakın bölgelerdeki kırılma davranışı farklılık göstermektedir. Yapılan çalışmalarda, çekme kuvveti etkisi altında küresel partikül takviyeli kompozitte hasar, arayüzeye yakın bölgede boşluk oluşumu ile başlarken, iğnesel partikül takviyeli kompozitte hasarın takviye kırılması ile gerçekleştiği rapor edilmiştir. Araştırmacılar, malzemenin sünekliğini iyileştirmek için keskin köşeler içeren takviye partiküller yerine küresel formdaki takviye partikülleri kullanılması gerekliliğinin altını çizilmektedir [26,141].

2.7 Kuru Kayma Aşınma Davranışı

Alüminyum alaşımlarının tribolojik özellikleri üzerine yapılan çalışmaların tarihi çok eskilere dayanmakla birlikte, AMK malzemelerin tribolojik özelliklerinin belirlenmesine

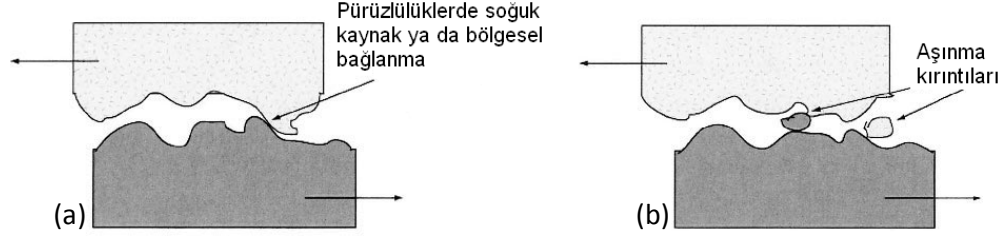
yönelik çalışmalar yaklaşık 30 yıl öncesine dayanmaktadır [144-146]. Yapılan araştırmalar AMK malzemelerin takviyesiz matris alaşımlarına göre üstün aşınma direnci sergilediğini göstermektedir [30,35,71,85,92,144,147-161]. AMK malzemelerde aşınma direncindeki bu artışın ana sebepleri olarak, aşınma yüzeyindeki sert partiküllerin yük taşıma etkisinden dolayı matrisi koruması ve bazı durumlarda aşınma arayüzeyinde oluşan mekanik olarak karışmış tabakanın (MML veya *tribolayer*) aşınma direncini yükseltmesi olarak gösterilmektedir [26,141].

Yapılan çalışmalarda, MMK malzemelerin aşınma davranışlarında pek çok parametrenin etkili olduğu görülmüştür. Bu parametreler, malzeme özellikleri ve deney koşulları olmak üzere iki başlık altında toplanabilir.

- i. *Malzeme özellikleri*: Matris malzemesinin özellikleri, matris malzemesinin ısıtılma işlem durumu; takviye malzemesinin hacim oranı, türü, boyutu, şekli, matris içindeki dağılımı ve arayüzey özellikleri [36,85,112,145,147-149,152,156,162-165].
- ii. *Deney koşulları*: Uygulanan yük, temas tipi, kayma (*sliding*) hızı, kayma mesafesi, sıcaklık ve karşı malzemenin özellikleri [85,112,145,146,156,162,164-168].

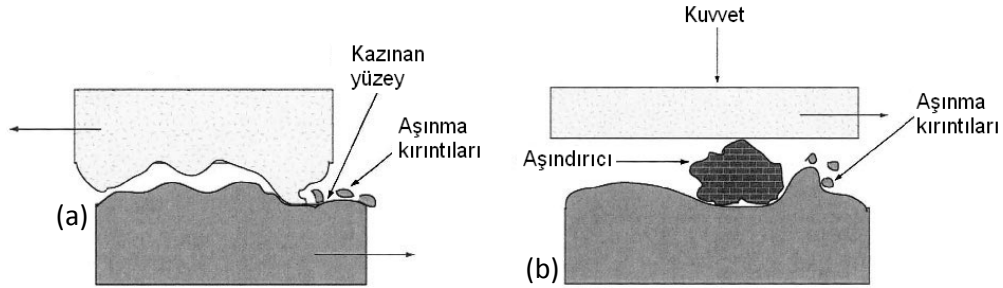
Bu parametrelerin etkileriyle AMK malzemelerde kuru kayma koşullarında oluşabilecek başlıca aşınma türleri aşağıdaki gibidir:

a) *Adhesiv aşınma*: Adhesiv aşınma, birbirlerine göre hareket halinde olan yüzeylerde soğuk kaynak ya da bölgesel bağlanmalar sonucu bir yüzeyden diğerine malzeme transferi ile gerçekleşmektedir (Şekil 2.7). Adhesiv aşınma, birbiri üzerinde kayan yüzeylerde yüzey pürüzlülükleri üzerindeki basıncın bölgesel plastik deformasyona yetecek kadar yükselmesi durumunda meydana gelmektedir. Adhesiv aşınmada kayma hızı, uygulanan yük ve malzeme sertliği önemli parametrelerdir [169]. Yüzeylerin yağlayıcı ya da oksit filmlerle örtülmesi adhesiv aşınmayı azaltmaktadır [170].



Şekil 2.7 Adhesiv aşınmada a) yüzey pürüzlülüklerinde soğuk kaynak ya da bölgesel bağlanma oluşumu ve b) aşınma kırıntıları [17]

b) *Abrasiv aşınma*: Bir diğer tehlikeli aşınma türü olan abrasiv aşınma, sert partikül ya da çıkıntılar içeren bir malzemenin diğer bir malzeme üzerinde kayması sırasında malzeme üzerindeki sert çıkıntıların, nispeten daha yumuşak olan karşı malzeme yüzeyini “kazınması” suretiyle malzeme kaybına sebep olması olarak tanımlanmaktadır [171]. Bir malzemenin daha sert ve aşındırıcı etkili başka bir malzeme ile hareketli teması sırasında oluşan abrasiv aşınma “iki cisimli aşınma” olarak tanımlanırken, sert seramik partiküllerin aşınma sırasında aşınma arayüzüne sıkışması “üç cisimli aşınma” olarak ifade edilmektedir [17,170,172-175]. Abrasiv aşınmanın bu iki farklı türü Şekil 2.8’de verilmiştir. Sert partiküller içeren AMK malzemeler için üç-cisimli aşınma tehlikeli sonuçlar doğurabilmektedir. Kuvvetsiz bir arayüzey bağı ya da partikül aglomerasyonu, partiküllerin aşınma sırasında yerlerinden kopmasına ve bu partiküllerin ilave aşındırıcı olarak rol alması sonucu kompozit malzemenin aşınma dayanımının önemli miktarlarda düşmesine yol açabilmektedir [176-178].



Şekil 2.8 Sert partiküllerin veya çıkıntıların varlığında abrasiv aşınma; a) iki cisimli aşınma ve b) üç cisimli aşınma [17]

MMK malzemelerin abrasiv aşınmasında etkili parametreler uygulanan yük, kayma hızı, takviyenin boyutu ve hacim oranı ile arayüzey bağ mukavemetidir. Yüksek hacim oranı ve büyük partikül içeren kompozitlerin genel olarak abrasiv aşınmaya karşı daha

dirençli olduğu ifade edilmektedir. Abrasiv aşınmaya maruz kalan yüzeylerde, abrasiv partiküllerin yüzeyi kazınması sonucu uzun ve sürekli oyuklar meydana gelmektedir [17].

c) *Delaminasyon aşınması*: Delaminasyon, kesme gerilmesinin yüzeyde oluşturduğu plastik deformasyon sonucu aşınma yüzeyinde küçük çatlakların çekirdeklenmesi ve büyümesiyle gerçekleşir [170]. Delaminasyon aşınması mekanizması aşağıda belirtilen sıralama ile ilerler. Delaminasyonun yanında, adhesiv aşınma, *fretting*¹ ve yorulmalı aşınma da bu mekanizma ile ilişkilidir.

- i. Yüzey tabakalarının düşey ve teğetsel yükler tarafından döngüsel plastik deformasyona maruz bırakılması,
- ii. Deforme olmuş tabakalarda inklüzyonlarla veya ikincil faz partikülleri ile boşluk veya çatlak çekirdeklenmesi,
- iii. Çatlakların yüzeye paralel olacak şekilde ilerlemesi,
- iv. İnce, uzun aşınma kırıntılarının oluşumu ve çatlakların yüzeye ulaşması ile bu kırıntıların yerlerinden ayrılması [169].

AMK malzemelerin kuru kayma koşullarında aşınma davranışının incelendiği çalışmalarda mekanik olarak karışmış tabakanın sürtünme katsayısını düşürdüğü ve aşınma direncini yükselttiği pek çok araştırmacı tarafından rapor edilmiştir [118,150,169,180-186]. Bu tabaka uygun koşullarda, aşınma sırasında bir yüzeyden diğerine transfer olan aşınma kırıntılarının plastik deformasyona uğraması, oksitlenmesi, ufalanması ve pekişmesi sonucu oluşmaktadır [169].

AMK malzemelerin aşınma davranışlarının belirlenmesinde aşınma direncinin yanında dikkate alınan bir diğer önemli özellik de sürtünme katsayısıdır. Sürtünme katsayısı en genel ifadesi ile sürtünme kuvvetinin yüke oranı olarak tanımlanmaktadır. Sürtünme katsayısı değeri, çok iyi yağlanmış yataklarda kuru kayma koşullarında 0,03 ila 0,7 değerleri arasında değişmektedir. 0,2-0,3 değerlerindeki sürtünme katsayısı değerleri insanlara konforlu bir yürüyüşe olanak tanırken, buz ile ayakkabı arasında sürtünme katsayısı değerinin 0,05'in altına düşmesi buzda yürümeyi zorlaştırmaktadır [187]. Çelik ile alüminyum alaşımları arasındaki sürtünme katsayısı değerleri yaklaşık olarak 0,4-0,6

¹ Fretting, temas eden yüzeylerdeki düşük genlikli titreşim hareketi olarak tanımlanmaktadır [179].

değerleri arasında değişirken, B₄C ile çelik arasında bu değer yaklaşık olarak 0,29'dur [144,183,188]. Buna karşılık, önemli aşınma uygulamalarından biri olan otomotiv fren sistemlerinde standart sürtünme katsayısı aralığı 0,3-0,45'tir [189-191].

AMK malzemelerde kuru kayma koşullarında sürtünmeye etki eden ana faktörler şunlardır:

- sürtünen yüzeylerdeki düz bölgelerin adezyonu,
- abrasiv partiküller ve sert yüzey pürüzlülükleri tarafından gerçekleştirilen kazıma ve
- yüzey pürüzlülüklerinin deformasyonu.

Bu bileşenlerin sürtünme katsayısı değerine etkileri, sürtünme koşullarına ve ortama bağlıdır. Ancak genel olarak, kazıma ve yüzey pürüzlülüklerinin deformasyonunun etkisinin adezyondan daha fazla olduğu belirtilmektedir [169].

AMK malzemelerin aşınma dirençlerinin ve sürtünme katsayılarının ölçümünde en yaygın olarak kullanılan test yöntemi, ASTM G99-95a standardı ile belirlenen pin-on-disk aşınma test yöntemidir. Bu testte, dönen diske bir pin vasıtasıyla düşey bir yük uygulanır. Test sonrasında numunedeki ağırlık veya hacim kayıpları ölçülmekte ve bu değerler kayma mesafesine bölünerek aşınma hızları hesaplanmaktadır. Kayma hareketi tek yönlü (*unidirectional*) ya da ileri-geri (*reciprocating*) olabilmektedir [17]. Literatürdeki çalışmalarda büyük oranda tek yönlü hareketin tercih edildiği görülmektedir. İleri-geri hareketli test yönteminde, tek yönlü harekete göre daha yüksek aşınma hızları elde edildiği belirtilmektedir. Bununla birlikte, ileri-geri hareket, motor silindirleri ve pistonlar gibi pek çok endüstriyel uygulamanın aşınmasını daha iyi simüle etmektedir [192].

2.8 Korozyon Davranışı

Alüminyum, oksijene afinitesi yüksek olan çok reaktif bir metaldir. Ancak buna rağmen pek çok ortama ve kimyasal ajana karşı direnci yüksektir. Bu durum, alüminyum yüzeyinde oluşan koruyucu karakterli alüminyum oksit filminden kaynaklanmaktadır. Bu sebeple çoğu ortamda alüminyumun korozyonu zamanla önemli ölçüde azalmaktadır

[193]. Ancak, SO_2 içeren endüstriyel ortamlar ya da yüksek oranda klorür içeren deniz ortamı alüminyumun korozyon direncini olumsuz yönde etkilemektedir [194]. Alüminyumda, özellikle Cl^- iyonu içeren çözeltilerde en sık karşılaşılan korozyon türü oyuklanma korozyonudur [195].

AMK malzemelerde sürekli fiber olarak genelde grafit ya da bor fiberler kullanılırken, süreksiz takviye olarak ise genelde SiC ya da Al_2O_3 partikülleri ya da viskerleri kullanılmaktadır [171,196,197]. Takviye ilavesi mekanik özellikleri artırabilirken, matris metalinin korozyon özelliklerini olumsuz etkileyebilmektedir [198,199]. Grafit ve bor fiberler galvanik korozyona yol açabilirken, SiC ve Al_2O_3 partikülleri yalıtkan olduklarından galvanik korozyona yol açmamaktadırlar [196,200,201].

AMK malzemelerin korozyon davranışları matris malzemesinin kompozisyonu, takviye fazı, mikroçatlaklar, artık gerilmeler, porozite, ikincil faz çökeltileri ve arayüzey reaksiyonları ile yakından ilgilidir [37,202-204]. Takviye fazının homojen dağıtılamaması sonucu oluşan partikül kümeleri oyuklanma korozyonuna yol açabilirken, hem fiberler hem de partiküller bölgesel korozyon oluşumuna etki edebilmektedir [196]. Ayrıca, proses koşullarına bağlı olarak yapıda oluşan porozitenin miktarı, dislokasyon yoğunluğu ve alüminyum matristeki aktif çökeltiler de AMK malzemelerin korozyon davranışlarını etkilemektedir [205].

AMK malzemelerde meydana gelen korozyon problemlerinin başlıca kaynakları şöyledir:

- Takviye fazı ile matris arasında galvanik çift oluşumu,
- Takviyenin veya arafazların kimyasal olarak bozunması,
- Kompozit üretimi sırasında oluşan matris hasarlarının korozyonu [38,206].

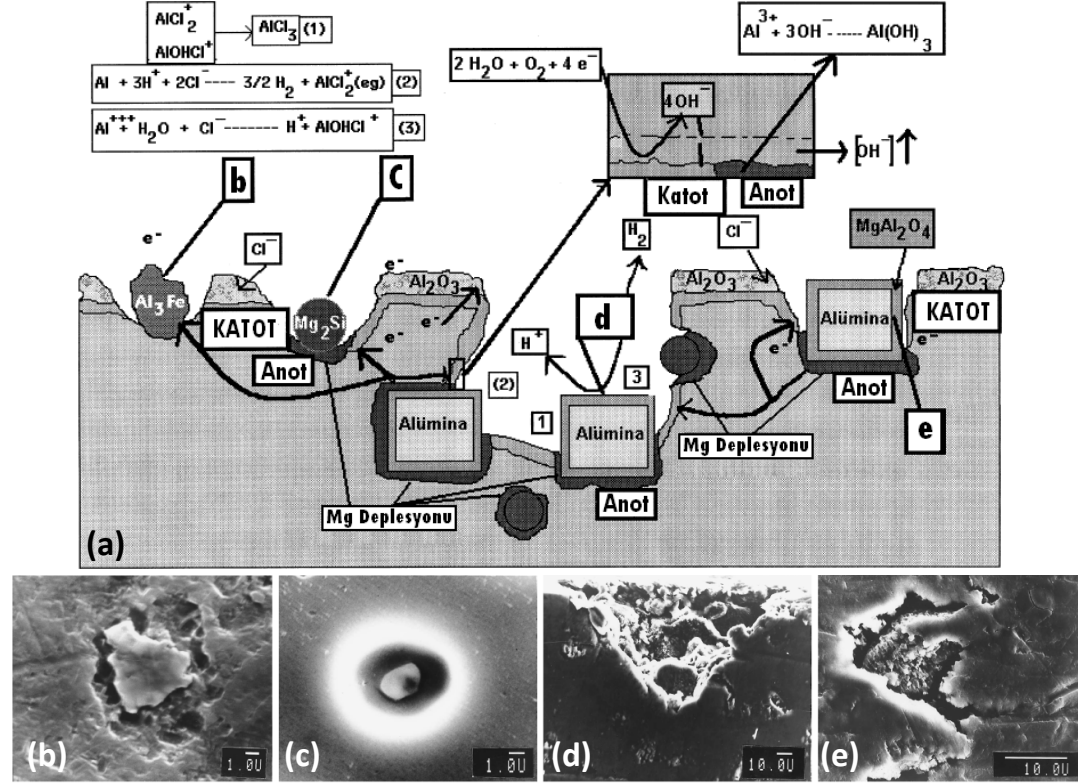
Al-SiC kompozitleri, korozyon konusunda üzerinde en çok çalışma yapılan AMK malzemelerdir. SiC partikülleri yalıtkan olduklarından, Al-SiC kompozitlerinde matris/takviye arasında galvanik çift oluşması söz konusu değildir ancak partiküllerin yüzeyinde oluşan arayüzey reaksiyon ürünleri mikro-galvanik çift etkisi yaratabilmektedir [39]. Deneysel çalışmalar, visker ya da partikül takviyeli Al-SiC kompozitlerinin korozyon hızının, takviyesiz matris alaşımına göre daha yüksek

olduğunu ve klorür içeren havalandırılmış ortamlarda artan SiC içeriği ile birlikte korozyon hızının arttığını göstermektedir. Fiber SiC takviyeli kompozitler, partikül takviyelilere göre daha yüksek korozyon hızı sergilemektedir. Al-SiC kompozitlerinde en yaygın korozyon türü oyuklanma korozyonudur [196,205,207-209]. Oyuklanma korozyonu tahrip edici özelliğe sahip bir korozyon türü olup, malzemede pul pul dökülmeler ile yapısal bütünlüğün bozulması şeklinde kendini gösterirken diğer korozyon türlerine de öncü olabilmektedir [210].

Al-SiC kompozitlerinin ardından, üzerinde çokça çalışma yapılan bir diğer AMK malzeme grubu da Al-Al₂O₃ kompozitleridir. *De Salazar vd.*, AA6061 matrisli, hc. %10 ve 20 Al₂O₃ takviyeli ve AA7005 matrisli, hc. %10 Al₂O₃ takviyeli olmak üzere üç farklı AMK malzemede ısıtılma işleminin korozyon davranışına etkisini %3,5 NaCl çözeltisinde araştırmışlardır [211]. Araştırmacıların, deneysel çalışmalar sonrasında ortaya koydukları teorik korozyon modeli, AMK malzemelerde sıkça karşılaşılan korozyon davranışlarına iyi bir örnek olarak değerlendirilebilir. Şekil 2.9'da verilen model üzerinde "b" ve "c" ile işaretlenen bölgeler sırasıyla Al₃Fe ve Mg₂Si intermetalik bileşiklerinin etrafındaki bölgesel korozyonu göstermektedir ve bu bölgelerden alınan SEM görüntüleri sırası ile Şekil 2.9b ve Şekil 2.9c'de verilmiştir. Al₃Fe ve Mg₂Si intermetalik bileşikleri daha soy fazlar olduklarından bölgesel korozyona yol açmaktadırlar. Araştırmacılar, alümina partiküllerinin etrafında arayüzeyde spinel oluşumuna bağlı olarak gerçekleşen korozyon için de aynı mekanizmanın geçerli olduğunu rapor etmişlerdir (Şekil 2.9a'daki "e" bölgesi ve Şekil 2.9e). Çalışmada saptanan bölgesel korozyona ait tipik morfoloji, Şekil 2.9d'deki SEM görüntüsünde verilmiştir. Bu görüntünün model üzerinde gösterimi de Şekil 2.9a'da "d" ile işaretlenen bölgede görülmektedir.

B₄C takviyeli kompozitlerin korozyon davranışı üzerinde çok sınırlı sayıda bilgi bulunmaktadır. Son zamanlarda gerçekleştirilen bir çalışmada *Katkar vd.*, ağı. %0-20 arasındaki oranlarda takviye içeren AA6061-B₄C kompozitlerinin korozyon davranışlarını deniz suyu ortamında incelemişlerdir. Araştırmacılar, AA6061-B₄C kompozitlerin korozyona eğiliminin takviyesiz alaşıma göre daha düşük olduğunu ve artan partikül oranı ile birlikte malzemenin korozyona yatkınlığının düşüş gösterdiğini

rapor etmişlerdir. Ancak, artan B₄C takviye oranı ile birlikte kompozitlerin oyuklanma korozyonuna dirençlerinin düştüğü bildirilmiştir [207].



Şekil 2.9 a) AMK'ler için teorik korozyon modelinin diyagramı ve bu diyagram üzerinde gösterilen; b) AA7005 matrisli kompozitte ortaya çıkan Al₃Fe, c) AA6061 matrisli kompozitte görülen Mg₂Si, d) AA6061 kompozitte görülen tipik oyukların kesit morfolojisi, e) AA6061 matrisli, hc. %20 Al₂O₃ takviyeli kompozitin yüzeyinde, matris/takviye arayüzeyinde henüz başlamakta olan korozyon [211]

2.9 Tribokorozyon Davranışı

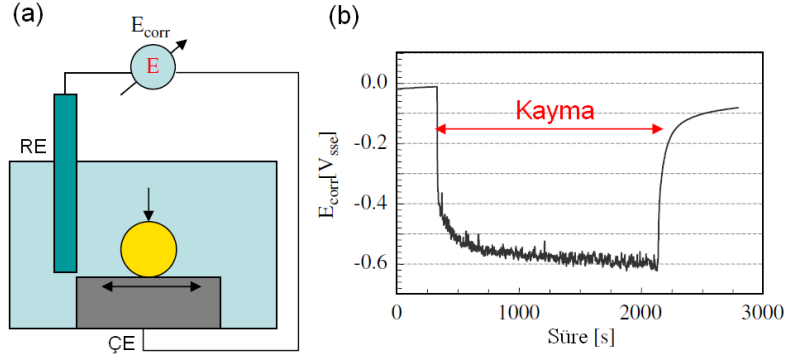
Tribokorozyon, tribolojik temas durumunda, fiziko-kimyasal ve mekanik yüzey etkileşimleri sebebiyle malzemede geri dönüşü olmayan dönüşümlerin meydana gelmesi olarak tanımlanmaktadır [212]. Tribokorozyona maruz kalan malzemelerde mekanik (sürtünme, abrazyon ve erozyon) ve koroziv (kimyasal ve/veya elektrokimyasal etkileşimler) etkilerin kombinasyonu ile malzemede bozunma meydana gelmektedir. Malzemelerde, korozyon ve aşınmaya bağlı olarak gelişen bu tarz bir bozunmanın mühendislik sistemlerinin kullanım ömrü üzerinde önemli bir etkisi bulunmaktadır [213]. Madencilik ekipmanları, gıda işleme cihazları ve biyomedikal implantlar gibi mühendislik sistemleri, tribokorozyona maruz kalan sistemlere örnektir [214].

Tribokorozyona maruz kalan sistemlerde toplam malzeme kaybı, genel olarak, birbirinden bağımsız deneylerle ölçülen korozyon ve aşınma miktarlarının basit bir toplamı olarak hesaplanamamaktadır. Pek çok durumda korozyon aşınma etkisiyle hızlanmakta aşınma da korozyon etkisiyle hızlanmakta veya bazı durumlarda yavaşlamaktadır. Tribokorozyon sistemlerinde mekanik ve kimyasal malzeme kaybı prosesine ortaklaşa etki şu şekilde gerçekleşebilmektedir: pasif filmin bölgesel olarak aşınması (abrazyon), bölgesel olarak depasive olmuş metal yüzeyinin hızla bozunmasına yol açmaktadır. Bunu takiben, yüzeyin yeniden pasifleşmesi gerçekleşmektedir. Korozyon ile oluşan sert oksit partiküllerinin abrasiv etkileri ile malzeme kaybı hızlanmaktadır. Öte yandan, kayma sırasında karşı malzeme yüzeyinden transfer olan malzeme korozyon hızında düşüşe sebep olabilmektedir [215,216].

Malzemelerin tribokorozyon davranışlarının incelemek amacıyla gerçekleştirilen çalışmalarda genel olarak dört farklı test yönteminin uygulandığı görülmektedir: (i) korozyon potansiyeli ölçümü, (ii) galvanik hücreler tekniği, (iii) potansiyostatik testler ve (iv) potansiyodinamik testler. Bu yöntemler içinde en çok kullanılanları korozyon potansiyeli ölçümü teknikleri ve potansiyostatik testlerdir. Bunların dışında, elektrokimyasal gürültü (*electrochemical noise*) ve elektrokimyasal impedans spektroskopisi (EIS) gibi yöntemler de uygulanmaktadır. Burada en çok kullanılan test yöntemleri kısaca tanıtılacaktır [214].

Korozyon Potansiyeli Ölçümü: Bu teknik, test boyunca çalışma elektrodu (incelenen metal) ile çözelti içinde çalışma elektroduna yakın olacak şekilde yerleştirilen referans elektrot arasındaki potansiyel farkının ölçülmesi esasına dayanmaktadır. Şekil 2.10'da, korozyon potansiyeli ölçümünde kullanılan tribokorozyon deney düzeneği ile %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilye karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında korozyon potansiyelinin değişimi görülmektedir. Şekil 2.10b'de görüldüğü gibi, pasif titanyum alaşımlarının korozyon potansiyeli kayma sırasında düşük değerlere kaymaktadır (katodik kayma). Kayma sırasında, ölçülen korozyon potansiyeli değerleri metalin iki farklı yüzey durumunun; pasif metal (aşınmayan bölge) ve pasif filmin abrazyonu sonucu çözeltiye maruz kalan "çıplak" metalin (aşınan bölge) galvanik çift oluşturmasının etkisini yansıtmaktadır. Öte yandan, aşınan ve aşınmayan yüzeylerin benzer yüzey özellikleri sergilemesi sebebiyle aktif metallerin korozyon

potansiyellerinin kayma sırasında önemli bir şekilde değişmediği rapor edilmiştir. Kayma sırasında korozyon potansiyelini dört parametre etkilemektedir: (i) aşınan ve aşınmayan yüzeylerin gerçek korozyon potansiyelleri, (ii) aşınan ve aşınmayan yüzey alanlarının birbirine oranı, (iii) aşınan ve aşınmayan alanların birbirlerine göre pozisyonları ve (iv) ilgili reaksiyonların mekanizması ve kinetiği [214].

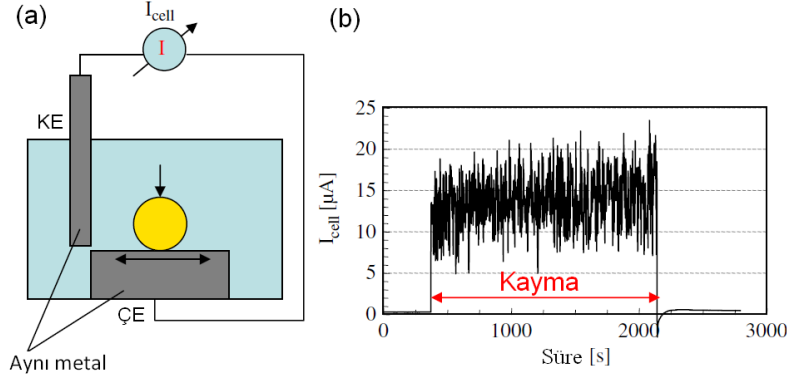


Şekil 2.10 a) Korozyon potansiyeli ölçümünde kullanılan tribokorozyon deney düzeneği ve b) %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilye karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında korozyon potansiyelinin değişimini gösteren grafik. (RE: Referans elektrot, ÇE: Çalışma elektrodu) [214]

Tribokorozyon sırasında korozyon potansiyelinin ölçümü, sürtünen metalin yüzey durumu hakkında bilgi edinilmesini sağlayan basit bir yöntemdir. Ne var ki bu teknik korozyon reaksiyonlarının kinetiği hakkında bilgi vermemektedir[214].

Galvanik Hücreler Tekniği: Şematik olarak Şekil 2.11’de gösterilen galvanik hücreler tekniğinde, incelenen metalden yapılan bir plaka, sürtünmeye maruz kalan metalle aralarında belli bir mesafe (birkaç cm) olacak şekilde yerleştirilir. Plaka aşınmaya maruz kalmamaktadır. Plaka ve numune, galvanik akımı ölçmek amacıyla sıfır dirençli ampermetreye bağlanmaktadır. Kaymadan önce, numune ve plaka aynı korozyon potansiyeline sahip olduğundan ampermetreden bir akım geçmemektedir. Şekil 2.11b’de görüldüğü gibi kayma sırasında numune ile plaka arasında bir galvanik çift oluşumu gerçekleşmekte ve numunenin korozyon potansiyeli değişmektedir. Kaymadan sonra numune yüzeyi yeniden pasifleşmekte ve galvanik akım tekrar sıfır olmaktadır. Galvanik akım, aşınan bölge ile aşınmayan bölge arasındaki anodik akımı temsil etmektedir ki bu, aşınma ile artan korozyonu işaret etmektedir. Ne var ki, çözeltiye daldırılmış numunede belli bir alan aşındırıldığından, bu yöntemle ölçülen akım, aşınan ve aşınmayan bölgeler arasındaki gerçek akımı vermemekte, sadece artan

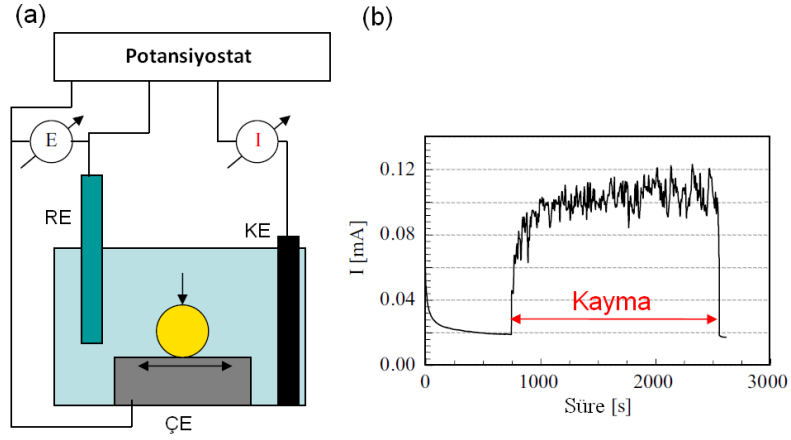
korozyon hızının bir oranını sunmaktadır. Galvanik hücreler tekniği, korozyon potansiyeli ölçümü tekniğindeki gibi kolay uygulanabilen bir yöntemdir ancak bu yöntemle korozyon hacminin kesin olarak belirlenmesi mümkün değildir [214].



Şekil 2.11 a) Galvanik hücreler tekniğinde kullanılan tribokorozyon deney düzeneği ve b) %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilye karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında galvanik akımın değişimini gösteren grafik. (KE: Karşı elektrot, ÇE: Çalışma elektrodu) [214]

Potansiyostatik Testler: Potansiyostatik tribokorozyon testleri metal numunelere, çalışma elektrodu (incelenen metal numune), referans elektrot ve karşı elektrot (platin veya grafit gibi inert bir malzeme) düzeneğinden oluşan üç elektrotlu sisteme belirli bir E potansiyelinin uygulanması ile gerçekleştirilmektedir (Şekil 2.12a). Sistemdeki reaksiyonların elektrokimyasal kinetiğinin değişimini gözlemlemek amacıyla test süresince sabit potansiyelde akım, zamanın fonksiyonu olarak ölçülmektedir.

Şekil 2.12b'de, Ti6Al4V alaşımının potansiyostatik tribokorozyon testi sırasında zamana bağlı olarak kaydedilen akım değişimi verilmiştir. Kaymanın başlaması ile birlikte, pasif filmin abrazyonu sonucu çözelti ile temas etmeye başlayan çıplak metalin oksidasyonu sonucu akımda ani bir artış meydana gelmektedir. Kayma durduğunda ise metalin yeniden pasifleşmesi sonucu akım tekrar kayma öncesi değerine düşmektedir. Şekil 2.12b'de verilen örnek sistemdeki gibi, pasifleşebilen metallerde tribokorozyon koşulları altında ölçülen akım değerleri, durağan koşullara kıyasla birkaç kat fazla olabilmektedir [214]. Burada şunu belirtmek gerekmektedir ki, kayma sırasında ölçülen akım genel olarak aşınma izi alanından akmaktadır ve bu alan, çözeltiye maruz kalan toplam metal alanından oldukça küçüktür.



Şekil 2.12 a) Potansiyostatik tribokorozyon testlerinde kullanılan deney düzeneği ve b) %0,9 NaCl çözeltisinde alümina bilye karşısında aşındırılan Ti6Al4V alaşımında, uygulanan $0,3V_{SSE}$ değerinde akımın değişimini gösteren grafik. (RE: Referans elektrot, KE: Karşı elektrot, ÇE: Çalışma elektrodu) [214]

Potansiyostatik testler sırasında ölçülen akım ($I_{ölçülen}$), çalışma elektrodundaki anodik akım ($I_{anodik,i}$) ve katodik akımın ($I_{katodik,i}$) toplamıdır:

$$I_{ölçülen} = \sum I_{anodik,i} + I_{katodik,i} \quad (2.7)$$

Metal kaybı ile anodik alandaki akım arasındaki ilişki Faraday kuralı ile belirlenmiştir:

$$m = \frac{I \times M \times t}{n \times F} \quad (2.8)$$

burada m , t süresi boyunca oksitlenen metal kütleini, I anodik akımı, F Faraday sabitini (yaklaşık 96500 C/mol), n oksidasyon valansını ve M metalin atomik kütleini vermektedir.

Eşitlik (2.7) ve (2.8)'e göre akımın değerinden oksitlenmiş metal kütleinin hesaplanması sadece oksidasyon valansının bilinmesi ve metalinin oksidasyonunun ölçülen akım değerlerine geçerli bir katkıda bulunması durumunda mümkündür.

Potansiyodinamik Testler: Potansiyodinamik testlerde belirli bir potansiyel uygulamak yerine sabit bir hızda belli bir aralıkta tarama yapılmaktadır. Bu yöntem ile kaymanın, farklı potansiyel değerlerinde meydana gelen elektrokimyasal reaksiyonlara etkilerini gözlemlemek mümkündür.

Pratikte, malzeme hasarının minimize edilebilmesi açısından, tribokorozyon sırasında gerçekleşen malzeme kaybına korozyon ve aşınmanın katkısının belirlenmesi önem taşımaktadır. Eğer malzeme kaybı açısından baskın faktör, aşınma ile hızlanmış

korozyon ise, korozyondan korunma yönünde alınacak tedbirler faydalı olacaktır. Eğer toplam malzeme kaybında mekanik aşınma etkili ise, daha iyi mekanik performans sergileyecek malzemelerin ya da yağlayıcıların kullanılması gibi tedbirler faydalı olabilmektedir. Tribokorozyonda aşınma-korozyon etkileşimi kantitatif olarak belirlemek amacıyla çeşitli teknikler kullanılmaktadır [214].

Literatürde, AMK malzemelerin tribokorozyon davranışları ile ilgili çok sınırlı sayıda yayın bulunmaktadır. *Fang vd.* ağ. 3,5% NaCl çözeltisinde Al_2O_3 karşısında block-on-ring test cihazı kullanarak hc. %0-20 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 Al matrisli kompozitlerde, aşınma ve korozyonun sinerjistik etkilerini araştırmıştır. Araştırmacılar, takviye ilavesinin korozyon özelliklerini olumsuz yönde etkilediğini ancak tribokorozyon özelliklerine olumlu katkıda bulunduğunu rapor etmişlerdir [198]. *Velhinho vd.*, suda, dökme demir karşısında, tek yönlü pin-on-disk cihazı kullanarak, fonksiyonel olarak derecelendirilmiş Al-SiCp kompozitlerinin (FGMMMK) tribokorozyon davranışını incelemişlerdir. Çalışmada, ortalama 118 μm boyutlarında ve iki farklı hacim oranında (%12,6 ve 35,7) SiC partikülleri kullanılmıştır. Araştırmacılar, suyun varlığında partiküllerin testler sırasında önemli ölçülerde yerlerinden çıktığını ve aşınmayı önemli ölçüde artırdığını rapor etmişlerdir. Ayrıca, SiC hacim oranındaki artışın aşınma performansını düşürdüğü de belirtilmektedir [217]. *Gomes vd.* ise Al-SiCp FGMMMK üzerine yaptıkları çalışmalarda 25,8 ila 33,4 arasında değişen hacim oranları kullanmışlardır. Testler dökme demir karşısında ve %3'lük NaCl çözeltisinde, ileri-geri kayma hareketi ile gerçekleştirilmiştir. Araştırmacılar, sulu çözeltinin varlığının kompozitlerin aşınma hızlarını önemli derecede etkilemediğini rapor etmişlerdir. Ayrıca, *Velhinho vd.*'nin aksine, yüksek hacim oranlarındaki kompozitlerin düşük aşınma hızları sergiledikleri de belirtilmiştir. Araştırmacılar, bu durumu, yükselen partikül oranlarında demirce zengin aşınma tabakasının partiküller arasında tutulması ve ayrıca, SiC partiküllerinin yük taşıma etkisi ile açıklamışlardır [14]. *Vieira vd.*, Al-SiCp FGMMMK malzemelerin tribokorozyon davranışlarını Al_2O_3 bilye karşısında 0,05 M NaCl çözeltide ve ball-on-plate aşınma cihazı kullanarak araştırmışlardır. %11-23 arasında değişen hacim oranlarındaki kompozitlerin incelendiği çalışmada SiC partiküllerin, kompozitin korozyon davranışı üzerinde bir etkide bulunmadığı bildirilmiştir. Araştırmacılar, SiC_p içeriğine bağlı olarak iki tribokorozyon mekanizması

önermişlerdir: %18 oranının üzerinde, yüzeyde çıkıntılar halinde bulunan SiC partiküllerinin etkisi ile aşınma ile hızlandırılmış korozyon; bu oranın altında ise partiküllerin herhangi bir etkisi olmaksızın gerçekleşen aşınma ile hızlandırılmış korozyon rapor edilmiştir [218]. *Ferreira vd.*, Al-Al₃Ti ve Al-Al₃Zr FGMMK malzemelerin tribokorozyon davranışlarını Al₂O₃ bilye karşısında, 0,6 M NaCl çözeltisinde ileri-geri hareketli aşınma cihazı kullanarak araştırmışlardır. %25'e kadar hacim oranına sahip kompozitler üzerine yapılan çalışmalar sonucunda, yüksek merkezkaç kuvveti ile üretilen kompozitlerde yüksek hacim oranına bağlı olarak daha iyi tribokorozyon davranışı sergilediği rapor edilmiştir [215]. *Jamaati vd.* ise Al-Al₂O₃ kompozitlerin tribokorozyon davranışlarını Al₂O₃ bilye karşısında ağ. %1'lik NaCl çözeltisinde, ball-on-plate aşınma cihazı kullanarak incelemişlerdir. %0.48 ila 3,55 arasında değişen hacim oranına sahip kompozitler üzerinde gerçekleştirilen çalışmalar sonucunda homojen partikül dağılımının aşınma ve korozyon direncini yükselttiği rapor edilmiştir [219].

2.10 AMK Malzemelerin Uygulama Alanları

AMK malzemeler, önceki bölümlerde aktarılan üstün özelliklerinden dolayı endüstrinin farklı alanlarında uygulamalara sahiptir. AMK malzemelerin en çok kullanıldığı sektörler olarak otomotiv sektörü ile havacılık ve uzay sektörü öne çıkmaktadır [220].

Otomotiv uygulamaları: Otomobillerde alüminyum kullanımı geride bıraktığımız yüzyılın ortalarından bu yana artmaktadır. Özellikle enerji maliyetlerindeki artış ve emisyonların azaltılması yönündeki çabaların artması ile birlikte, alüminyumun otomotiv sektöründeki önemi giderek artmaktadır [221]. Otomobillerde 100 kg'lık bir ağırlık tasarrufunun 100 km başına 0,35 litre yakıt tasarrufu ve bunun yanında otomobil emisyonlarında km başına toplam 10 gramlık bir düşüş sağlayacağı bildirilmektedir [222].

Otomotiv sektöründe kullanılan parçalardan rijitlik, aşınma dayanımı, yüksek yorulma direnci beklenmektedir. Otomotiv sektöründe ağırlık kazancı önemli olmakla birlikte, maliyetler, havacılık sektörüne göre daha az tolere edilebilmektedir. Bu nedenle, AMK malzemeler, özellik ve maliyetin istenilen seviyelerde bir arada bulunduğu uygulamalarda kullanılmaktadır

AMK malzemelerin otomotiv sektöründeki başlıca kullanım alanları, aşınma direncinin yüksek olmasının beklendiği fren diski, silindir gömleği gibi uygulamalar başta olmak üzere, pistonlar, motor blokları, tahrik şaftı gibi uygulamalardır. AMK malzemelerin otomotiv sektöründeki aşınma uygulamalarında geleneksel olarak yaygın kullanımı olan dökme demire göre başlıca avantajları, yaklaşık 1/3 oranındaki hafiflikleri, daha yüksek kullanım ömrü ve daha iyi aşınma dayanımı olarak gösterilmektedir. AMK malzemeler, otomobillerin yanında bir diğer önemli kara taşımacılığı uygulaması olan yüksek hızlı trenlerde de fren diski olarak kullanılmaktadır [12,21,35,61,81,144,150,157,220,223-233].

Havacılık-Uzay uygulamaları: Otomotiv sektörünün aksine havacılık-uzay uygulamalarında performans, maliyetin önüne geçmektedir. Isıl genleşme, yüksek mukavemet, süneklik, korozyon dayanımı gibi özellikler düşük yoğunluk ile birlikte talep edilmektedir. Ticari jet uçaklarında fan kılavuz kanatları, helikopterlerde pervane milleri, uzay teleskopu antenlerindeki frekans yönlendiricileri, AMK malzemelerin havacılık-uzay endüstrisindeki uygulamalarına örnek olarak gösterilebilir [12,17,26].

Diğer uygulamalar: AMK malzemeler, yüksek ısıl iletkenlik, düşük ısıl genleşme, düşük yoğunluk gibi özellikleri sayesinde elektronik paketleme ve yüksek elektrik iletim hatları gibi elektrik-elektronik uygulama alanlarında kullanılmaktadır. Bor karbürün nötron absorblama özelliğine bağlı olarak Al-B₄C kompozitleri nükleer kalkanlarda kullanılmaktadır. AMK malzemelerin bunların dışında, spor uygulamaları, madencilikteki sondaj takımları gibi farklı uygulama alanları da bulunmaktadır [12,17,26,234].

BÖLÜM 3

Al-B₄C KOMPOZİTLERİ

3.1 Giriş

Bor karbür, çok yüksek sertlik, yüksek elastiklik modülü, yüksek ısıl kararlılık, mükemmel kimyasal inertlik, yüksek korozyon direnci, yüksek darbe mukavemeti, yüksek aşınma direnci gibi üstün fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklere sahip, rombohedral kristal yapısında kovalent bağlı bir bileşiktir [16,55,73,235-250]. AMK malzemelerde en çok kullanılan takviye malzemeleri SiC ve Al₂O₃ malzemelere göre üstün özelliklere sahip olmasına rağmen B₄C tozlarının maliyetlerinin diğer takviye malzemelerine göre yüksek olması sebebiyle Al-B₄C kompozitleri üzerine yapılan çalışmalar, Al-SiC ve Al-Al₂O₃ kompozitlerine göre sınırlı sayıdadır [64,242,251-253]. Ancak, Al-SiC ve Al-Al₂O₃ gibi rakiplerine göre daha düşük yoğunluk, daha yüksek elastiklik modülü, daha yüksek spesifik rijitlik gibi özellikleri ile Al-B₄C kompozitleri, özellikle aşınma ve hafifliğin birlikte istendiği uygulamalar için cazip bir malzemedir [254]. Çizelge 3.1’de B₄C’nin başlıca özellikleri verilmiştir.

Çizelge 3.1 Bor karbürün fiziksel özellikleri

Özellik	Değer	Birim	Kaynak
Yoğunluk	2,52	g/cm ³	[255]
Sertlik	3500	HV _{980N}	[241]
Elastiklik Modülü	450	GPa	[256]
Kırılma Tokluğu	2,9-3,7	MPam ^{-1/2}	[256]
Poisson Oranı	0,16		[256]
Elektriksel iletkenlik	~10 ³	1/ohm cm	[257]
Elektriksel Direnç	5 (298 K)	ohm cm	[257]
Isıl iletkenlik	0,35–0,16 (25–800°C)	W/cm K	[257]
Isıl Genleşme Katsayısı	5,6	ppm/°C	[256]
Ergime Derecesi	2445	°C	[256]

3.2 Al-B₄C Arayüzeyi

Al-B₄C kompozitlerinin sıvı faz üretim yöntemleri ile üretiminde arayüzey açısından dikkat edilmesi gereken en önemli iki konu, alüminyumun B₄C üzerindeki düşük ısılatılabilirliği ve sistemin reaktifliğidir. Al ile B₄C'ün reaksiyonu sonucu çeşitli ikili ve üçlü bileşikler oluşmaktadır. Özellikle 900°C'ın üzerinde, oluşan fazlar daha komplike yapıdadır. Bu fazların oluşumu kompozitin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini direkt olarak etkilemektedir [258,259]. *Pyzik ve Beaman'a* göre, Al-B₄C sisteminde, 600-700 °C aralığında AlB₂, 700-900 °C aralığında AlB₂ ve Al₄BC; 900-980 °C aralığında Al₄BC, 1000-1050 °C arasında AlB₂₄C₄ fazı ile birlikte az miktarda Al₄C₃ fazı oluşmakta; zararlı Al₄C₃ fazı, 1000°C'ın altındaki sıcaklıklarda önlenebilmektedir [260]. *Arslan vd.*, çalışmalarında Al₄C₃ fazının 985–1370 °C arasında oluştuğunu saptarken [261], *Frage vd.*, Al₄C₃ fazının, 1200-1400 °C arasında kısa fiberler şeklinde ve çok hızlı biçimde oluştuğunu belirtmektedir [258]. *Viala vd.*'nin, alüminyum ile bor karbürün kimyasal reaktivitesini incelediği çalışmalarında ise, XRD ile 627 ve 647 °C'ta arafaz saptanmazken, 677, 727, 777 ve 827 °C sıcaklıklarda Al₃BC ve AlB₂; 877, 927 ve 1000°C sıcaklıklarında Al₃BC ile Al₃B₄₈C₂ (β-AlB₁₂) fazları saptanmıştır [236]. Bununla birlikte, sistemin faz kompozisyonunun, başlangıç malzemesine, proses öncesi B₄C'e uygulanan ısı veya kimyasal işlemlere, proses sıcaklığına ve proses süresine bağlı olduğu ifade edilmektedir [261].

3.3 Al-B₄C Kompozitlerinin Sıvı Faz Üretim Yöntemleri ile Üretimi

Al-B₄C kompozitleri düşük maliyetli sıvı faz üretim teknikleri ile üretilebilmektedir [63,246]. Ancak literatür incelendiğinde, nispeten düşük sıcaklıklarda uygulanan döküm yöntemleriyle üretilen Al-B₄C kompozitlerde hacim oranı değerlerinin genellikle %15'in altında olduğu görülmektedir [52,63,86,158,182,190,252,262-265]. Bazı çalışmalarda nispeten yüksek hacim oranları kullanılsa da, bu çalışmalarda partikül ilave verimi ya da nihai kompozitin gerçek hacim oranları hakkında bilgi bulunmamaktadır [16,30]. Sıvı faz üretim yöntemleri ile yüksek hacim oranlarında kompozit üretimi konusunda en büyük engel sıvı alüminyumun B₄C üzerindeki ısılatılabilirliğinin 1100°C'ın altındaki sıcaklıklarda oldukça düşük olmasıdır [108,266]. Bu durum, Al-B₄C kompozitlerinin sıvı faz yöntemleri ile üretimini zorlaştırmaktadır.

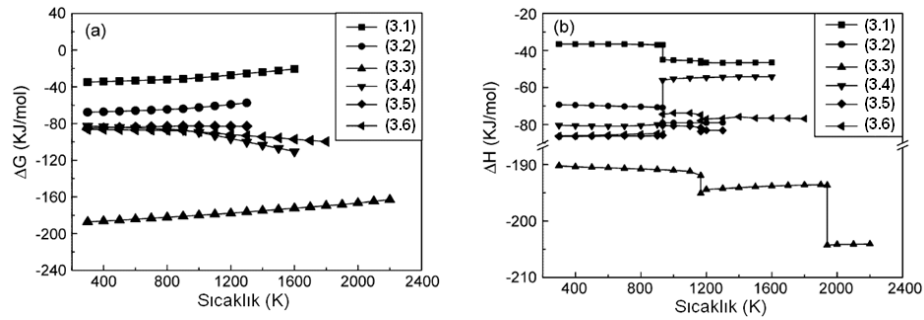
AMK malzemelerin döküm yöntemi ile üretiminde ıslatılabilirlik ve partikül ilave veriminin yanında sıkça karşılaşılan diğer sorunlar takviye partiküllerinin matris içinde homojen dağıtımının sağlanamaması ve porozitedir. Porozite miktarı, boyutu ve mikroyapıdaki dağılımları, döküm yöntemi ile üretilen AMK malzemelerin mekanik özellikleri açısından oldukça büyük önem taşımaktadır [108]. Özellikle, partiküllerin vorteks ile ilavesi sırasında oluşturulan vorteks hava kabarcıklarını ergiyik içine çekmekte ve bu durum yüksek oranda porozitelere sebep olabilmektedir [108, 112]. *Laden vd.*, proses sırasında vorteksin oluşturduğu porozitelerin hacmen %5 dolaylarında olduğunu rapor etmiştir [70]. Bunun yanında, artan partikül oranı ve azalan partikül boyutunun poroziteyi artırdığı bilinmektedir [111,267]. *Mazahery ve Shabani* A356 matrisli, hc. %5; 7,5; 10; 12,5; ve 15 B₄C takviyeli kompozitleri sıkıştırma döküm yöntemi ile üretmiş ve porozite miktarlarının yaklaşık %0,5 ila 2 aralığında olduğunu tespit etmişlerdir [252]. Bir diğer çalışmada, *Çanakçı ve Arslan* AA2024 matrisli, hc. %3, 5, 7 ve 10 B₄C takviyeli kompozitler karıştırmalı döküm ile üretmiş ve porozite değerlerinin %2,1 ila 3,1 aralığında olduğunu tespit etmişlerdir [263].

Alüminyumun B₄C üzerindeki ıslatılabilirliğini artırmak ve partikül ilave verimini yükseltmek için sisteme reaktif metal ilave edilerek arayüzey özelliklerinin değiştirilmesi, takviye partiküllerinin ısıtılma tabi tutulması (kontrollü oksidasyon) ya da takviye partiküllerinin kaplanması gibi işlemler uygulanmaktadır [55]. Aşağıda bu yöntemler tanıtılacaktır.

3.3.1 Reaktif Metal İlavesi

Ti, Si, Al, Fe ve Ni gibi metaller bor karbür ile kolayca reaksiyona girerek yeni karbür ve borür fazları oluştururlar. Cu, Au, Ag ve Sn gibi metaller ise bor karbür karşısında “reaktif olmayan metaller” olarak anılırlar ve bu metallerin bor karbür ile etkileşimleri sonucu yeni fazlar oluşmaz. Reaktif olmayan metaller bor karbürü ıslatmaz ve ıslatılabilirlik temas açısı yaklaşık 130-140° dolaylarındadır. Islatılabilirlik, reaktif bir bileşenin ilavesi ile artırılabilir [268]. Öte yandan, bir sıvı metal sisteminde geçiş metallerinin karbürlerinin, borürlerinin ve nitrürlerinin ıslatılabilirlikleri, kovalent ve iyonik bağlı seramiklere göre daha yüksektir [269]. Titanyum, Al-B₄C sisteminde ıslatılabilirliği artırmak için kullanılabilecek reaktif metallerden biridir [55,255,270].

Al-Ti-B₄C sistemi için rapor edilen potansiyel reaksiyonlar aşağıdaki gibidir:



Şekil 3.1 Al-Ti-B₄C sisteminde (a) Gibbs Serbest Enerjisi (ΔG) ve (b) reaksiyon entalpisindeki (ΔH) değişimler [271]

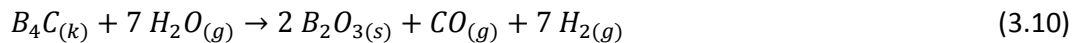
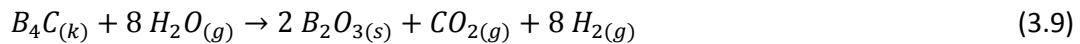
Al-Ti-B₄C sisteminde Gibbs Serbest Enerjisi (ΔG) ve reaksiyon entalpisindeki (ΔH) değişimler Şekil 3.1’de verilmiştir. Tüm reaksiyonlar termodinamik olarak mümkündür (ΔG<0) ve ekzotermiktir (ΔH<0). (3.3) reaksiyonu en düşük Gibbs serbest enerjisine (ΔG) sahip olduğundan, Al-Ti-B₄C sisteminde öncelikli olarak oluşması beklenen fazlar TiB₂ ve TiC’dür. Bu noktadan hareketle, Ti ilavesiyle üretilen Al-B₄C kompozitlerinde matris/takviye arayüzeyinde TiB₂ ve TiC’den oluşan reaksiyon tabakasının oluşumu beklenebilir [271]. Bu reaksiyon tabakası, ıslatılabilirliği artırmasının yanı sıra B₄C partiküllerinin üzerinde bir “reaksiyon bariyeri” olarak rol almakta ve Al ile B₄C arasında, istenmeyen reaksiyon ürünlerinin oluşumu ile sonuçlanacak arayüzey reaksiyonlarını engellemektedir [262]. Literatürde Al-B₄C kompozitlerinin Ti ilavesiyle üretildiği bazı çalışmalar mevcuttur. *Kennedy ve Brampton* Al-B₄C kompozitlerini K-Al-Ti-F flaksı kullanarak üretmişlerdir [55,239]. Ne var ki bu çalışmalarda hacim oranı %5 ve 10 düzeyindedir. Son dönemde gerçekleştirilen bir çalışmada *Katkar vd.* K₂TiF₆

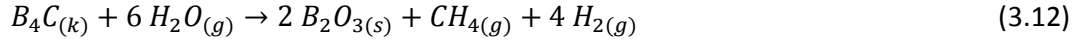
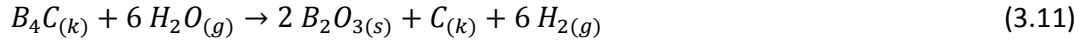
ilavesi ile ağı. %10, 15 ve 20 B₄C takviyeli AA6061 alaşım matrisli kompozitleri üretmişlerdir [207].

3.3.2 B₄C Partiküllerinin Kontrollü Oksidasyonu

Shorowordi vd., B₄C partiküllerine ısı işlem uygulayarak ve partikül ilavesi sırasında 30 dk, partikül ilavesinden sonra 16 dk gibi nispeten yüksek karıştırma süreleri kullanarak Al-B₄C kompozitlerini karıştırmalı döküm yöntemiyle ürettikleri çalışmalarında B₄C'ün Al ile ıslatılabilirliğinin karıştırma sırasında hava ile temas sonucu arttığını rapor etmişlerdir. Çalışmada bu artış, B₄C partikülleri üzerinde oluşan sıvı B₂O₃ tabakasına bağlanmış; B₂O₃'ün, düşük ergime derecesinden ötürü, 450°C'in üzerinde B₄C yüzeyinde sıvı olarak oluştuğunu ve sıvı alüminyumla B₂O₃·Al₂O₃ oksit bileşiği oluşturarak temas ettiğinde, sıvı-sıvı reaksiyonları ile ıslatılabilirliğin arttığı belirtilmiştir [63]. B₄C partiküllerinin yanında, SiC partikülleri ile üretilen AMK malzemelerde de ıslatılabilirliği artırmak için takviye partiküllerinin kontrollü oksidasyonu prosesi uygulanmaktadır [11,60-62,272,273]. Ayrıca, SiC partiküllerinin kontrollü oksidasyonunun, ıslatılabilirliği artırmasının yanı sıra, kompozitlerin sıvı faz üretim yöntemleri ile üretimi sırasında Al₄C₃ oluşumuna yol açan arayüzey reaksiyonlarının engellediği de rapor edilmiştir [45].

B₄C'ün yükselen sıcaklıklardaki oksidasyon direnci düşüktür. B₄C tozlarının oksidasyon prosesi; oksijenin, oksit tabakası boyunca B₄C/B₂O₃ arayüzeyine difüzyonu, B₄C ile oksijenin B₄C/B₂O₃ arayüzeyinde kimyasal reaksiyonu sonucu homojen, sıvı bir B₂O₃ tabakasının oluşması ve B₂O₃'ün uçuculuğunun başladığı sıcaklıktan sonra, buharlaşmaya bağlı olarak oksidasyon hızının azalması aşamalarından meydana gelmektedir. Oksidasyon atmosferinde bor karbür ile oksijen ya da su buharı arasında oluşabilecek reaksiyonlar aşağıdaki gibidir:





Tüm reaksiyonların serbest enerjilerinin negatif ve termodinamik açıdan gerçekleşmesinin mümkün olduğu yapılan çalışmalarda tespit edilmiştir. (3.7) reaksiyonunu düşük sıcaklıklarda bile en iyi termodinamik uygunluğu sağlamaktadır [274].

3.3.3 B₄C Partiküllerinin Kaplanması

Daha önce de ifade edildiği gibi, MMK malzemelerde arayüzeyde ıslatılabilirliği artırmak için uygulanan yöntemlerden biri de takviye malzemesinin kaplanmasıdır. Metalik kaplamaların asıl fonksiyonu ıslatılabilirliği artırmak olmakla beraber, matris ile takviye arasındaki reaksiyonun azaltılmasına da katkıda bulunurlar. Metalik kaplamalarda ıslatılabilirlikteki artış, kaplama metalinin matris içinde çözünmesi ya da matriste bulunan bir element ile reaksiyona girerek reaksiyon ürünlerinin oluşması şeklinde gerçekleşmektedir.

Nikel ve bakır pek çok alaşım tarafından iyi ıslatılabildiğinden, takviye malzemelerinin kaplanması için uygun metallerdir. AMK malzemelerde takviyelerin kaplanması konusunda en çok tercih edilen metal nikel olmakla birlikte, gümüş ve krom kaplamaların da kullanılabileceği rapor edilmiştir. Takviye malzemelerinin kaplanması amacıyla kimyasal buhar biriktirme (CVD), fiziksel buhar biriktirme (PVD), elektrokaplama, akımsız kaplama, sementasyon, plazma sprey ve sol-gel gibi çeşitli teknikler kullanılabilmektedir. Kaplama prosesi ve kaplama kalınlığı, kompozitin özelliklerini etkilemektedir [40,43,275-282].

AMK üretim prosesi öncesinde takviye malzemesinin kaplanması, AMK malzemelerde en çok kullanılan SiC ve Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin üretiminde sıkça uygulanan bir prosestir. SiC partiküllerinde bakır, nikel antimuan ve gümüş gibi kaplamalarla çalışmalar yapılmıştır ve ıslatılabilirliğin arttığı görülmüştür. SiC partiküllere metalik kaplamaların yanı sıra SiO₂, Al₂O₃, TiO₂ ve MgO gibi seramik kaplamalar da uygulanabilmektedir.

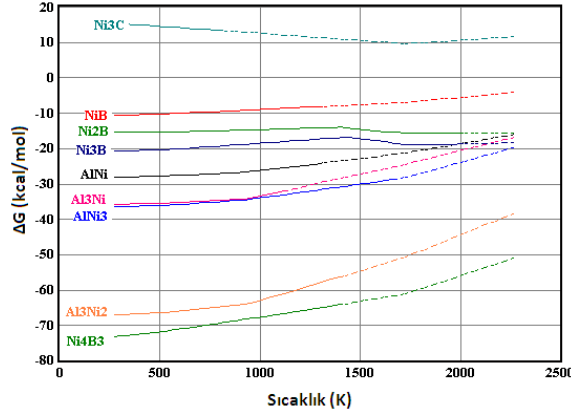
Kaplama teknikleri Al_2O_3 takviyeler için de uygulanmaktadır. Al_2O_3 , saf alüminyum içinde kimyasal reaksiyon vermemekte ancak matris olarak alüminyum alaşımları kullanıldığında, alaşım içindeki elementlerle reaksiyona girmektedir. Bunun yanında, özellikle düşük sıcaklıklarda görülen ıslatılabilirlik problemi, kaplama uygulanmasının bir diğer nedenidir [40].

Literatürde, Al- B_4C kompozitlerinde, ıslatılabilirliği için takviye partiküllerine kaplama uygulanması yönünde çalışmalar oldukça sınırlı sayıdadır. Bununla birlikte, B_4C partiküllerinin akımsız nikel ile kaplanması [244,283] ve sol-gel yöntemi ile TiO_2 kaplanması [73,284] yönünde bazı çalışmalar bulunmaktadır.

Akımsız nikel kaplama, nikel iyonlarının bir redükleyici yardımı ile kimyasal redüksiyon sonucu yüzeylere kaplanmasıdır [285,286]. Teknik, hem iletken hem de iletken olmayan yüzeylere uygulanabilen, yüzeylerde üniform kaplama kalınlığı veren ve kolay uygulanabilen bir yöntemdir [278]. Kaplama tabakası, kullanılan redükleyici ajanın türüne bağlı olarak Ni-P, Ni-B ya da saf Ni bileşiminde olmaktadır. Literatürde, B_4C partiküllerinin akımsız nikel kaplanması konusundaki çalışmalarda Ni-B kaplamaların tercih edildiği görülmektedir [244,283].

Partikül takviyeli Al- B_4C kompozitlerinin döküm yöntemi ile üretiminde ıslatılabilirliği artırma amacıyla akımsız nikel kaplama tekniğinin henüz kullanılmadığı görülmektedir. Oysa partiküllerin Ni kaplanmasının, Al/ B_4C arayüzeyindeki ıslatılabilirlik problemini çözme ve matris/partikül arayüzeyinde etkili bir bağlanma kurulabilmesi konularında etkili olabileceği düşünülmektedir. Üretim sırasında, nikel-alüminyum alaşımlarının ve intermetalik bileşiklerin, döküm süresinin kısılgı ve nikelin B_4C üzerinde oluşturduğu bağın koparılmasına yetecek enerji transferi veya yeterli zaman olmaması nedeniyle partikül üzerinde kalması beklenmektedir. Bu geçiş zonlarında (B_4C -Ni-Al) oluşan ara fazların partikül ile matris arasında ideal adezyon koşullarını oluşturması beklenmektedir.

Al-Ni- B_4C sisteminde yapılan taramalarda üçlü veya dörtlü bir bileşiğe rastlanmazken, sistemde olması muhtemel ikili bileşikler şunlardır: AlNi, AlNi₃, Al₃Ni, Al₃Ni₂, NiB, Ni₂B, Ni₃B, Ni₄B₃, Ni₃C [287]. Bu ikili bileşiklere ait ΔG diyagramları Şekil 3.2’de verilmiştir.



Şekil 3.2 Al-Ni-B₄C sistemindeki ikili bileşiklere ait Ellingham diyagramı [287]

Şekil 3.2’de verilen diyagramdan da görülebileceği gibi, Ni ve B₄C arasındaki oluşması muhtemel Ni₄B₃ bileşiği, sistemde en düşük serbest enerjiye sahip bileşiktir ve sistemdeki reaksiyonların, döküm koşullarının, özellikle döküm süresinin optimize edilmesi halinde, B₄C’ün matris ile etkili bir bağ yapması lehinde işlemesi beklenmektedir. Al ile Ni arasındaki etkileşimin ise Al-Ni bileşiklerini oluşturduğu bilinmektedir. *Ip vd.*, Ni kaplı grafitin Al tarafından ısıtılabilirliğini inceledikleri çalışmalarında 740°C’ta sıvı Al ile katı Ni arasında reaksiyon bölgesi oluşturan mekanizmanın şu şekilde ilerlediğini öne sürmektedir: (i) nikelin alüminyumda çözülmesi, (ii) arayüzeyde Al₃Ni çökmesi ve (iii) Al₃Ni ile Ni arasındaki reaksiyon sonucu Al₃Ni₂ tabakasının oluşması [288].

3.4 Al-B₄C Kompozitlerinin Kuru Kayma Aşınma Davranışı

AMK malzemelerin kuru kayma koşullarındaki aşınma davranışları üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır. AMK malzemelerde, sert seramik partikül takviye ilavesi ile aşınma dayanımında takviyesiz matris malzemesine göre artış sağlandığı bilinmektedir. Aşınma miktarı; kayma hızı, partikül boyutu, sertlik, uygulanan yük, matris malzemesinin kompozisyonu, partikül hacim oranı ve partiküllerin yapıdaki dağılımı gibi parametrelerce etkilenmektedir [146]. AMK malzemelerin kuru kayma koşulları üzerinde, SiC ve Al₂O₃ takviyeli kompozitler ile çok sayıda çalışma bulunuyorken, Al-B₄C kompozitleri ile yapılan çalışmalar çok sınırlı sayıdadır. Mevcut çalışmalar incelendiğinde, test yöntemi olarak genellikle tek yönlü pin-on-disk yönteminin tercih edildiği görülmektedir [30,86,146,158,182,188,264,289,290]. Al-B₄C kompozitlerinin

ileri-geri (*reciprocating*) hareketli test yöntemi ile aşınma davranışlarının incelendiği çalışmalar ise oldukça sınırlı sayıdadır. Bu çalışmalarda da temas basınçları, matris metalinin akma mukavemetinin üzerinde olacak şekilde yüksek değerlerde uygulanmıştır [178,291,292].

İpek, ağ. %10, 15 ve 20 oranlarında ve 85-130 µm boyutlarında B₄C takviyesi ile sıvı faz üretim yöntemi kullanılarak üretilen Al 4147 matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarını pin-on-disk test yöntemi ile 50 N yük¹ ve 3,6 m/s kayma hızı parametreleri ile sertleştirilmiş AISI 4140 çelik karşısında incelemiştir. Çalışmalar sonunda, kompozitin aşınma direncinin B₄C partikül miktarına bağlı olduğu ancak %15 oranının üzerinde aşınma değerlerinde bir değişim olmadığı, artan partikül içeriği ile birlikte aşınma mekanizmasının adhesiv-abrasiv rejimden yumuşak-hafif abrasiv rejime geçtiği rapor edilmiştir [30].

Hemanth, vorteks yöntemi ile üretilmiş ve kriyojenik koşullarda katılaştırılmış hc. %3, 6, 9 ve 12 oranlarında ve 50-80 µm boyutlarında B₄C içeren Al-%12Si matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarını pin-on-disk test yöntemi ile 10, 20 ve 30 N yük², 0,3-1,8 m/s aralığında değişen kayma hızları ile AISI 4140 çelik karşısında incelemiştir. Çalışmalar sonucunda, kriyojenik koşullarda hazırlanan kompozitlerde aşınma direncinin %9 hacim oranına kadar arttığı tespit edilmiştir. Bunun yanında, düşük yük değerinde hafif aşınma ile yüksek sürtünme katsayısı değerleri elde edilirken, yüksek yük değerinde şiddetli aşınma saptanmıştır. Aşınma direncinin, üretim koşullarının yanı sıra kompozitin takviye oranına bağlı olduğu da vurgulanmıştır [86].

Rosenberger vd., sıvı faz üretim yöntemi ile üretilmiş hc. %5, 10, ve 15 oranlarında ve 4-10 µm boyutlarında B₄C içeren AA6061 matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarını pin-on-ring test yöntemi ile 32,4 N yük³ ve 2,7 m/s kayma hızı parametreleri ile yüksek karbonlu çelik disk karşısında incelemiştir. Aynı koşullarda farklı takviyeler içeren kompozitlere de uygulanan testler sonucunda, diğer çalışmaların aksine, aşınma

¹ Çalışmada 12 mm çapında pin kullanılmıştır. Buna göre, temas basıncı yaklaşık 0,44 MPa değerine karşılık gelmektedir.

² Çalışmada 6 mm çapında pin kullanılmıştır. Buna göre, temas basınçları sırasıyla yaklaşık 0,35; 0,70 ve 1,06 MPa değerlerine karşılık gelmektedir.

³ Çalışmada 5 mm çapında pin kullanılmıştır. Buna göre, temas basıncı yaklaşık 1,65 MPa değerlerine karşılık gelmektedir.

miktarlarının partikül hacim oranından neredeyse bağımsız olduğu rapor edilmiştir. Çalışmada elde edilen bir diğer ilginç sonuç da aynı koşullarda farklı takviyeler içeren kompozitlerle yapılan testler sonucunda, farklı takviyelerin benzer aşınma direnci verecek bir MML tabakası oluşturabileceğinin belirlenmesi olmuştur [146].

Shorowordi vd., karıştırmalı döküm ve takibinde sıcak ekstrüzyon ile üretilmiş hc. %13 oranında ve yaklaşık 40 µm boyutlarında B₄C içeren ve %99,99 saflıktaki alüminyumun matris olarak kullanıldığı kompozitlerin aşınma davranışlarını pin-on-ring test yöntemi ile 0,75; 1,50; 2,25 ve 3,00 MPa temas basınçları ve 1,62 m/s kayma hızı parametreleri ile ticari fenolik fren balatası karşısında incelemiştir. Çalışmalar sonunda, aşınma hızı ve yüzey pürüzlülüğünün artan temas basıncı ile arttığı rapor edilmiştir. Bunun yanında, Al-SiC kompozitleri ile karşılaştırmalı olarak yapılan testlerde, Al-B₄C kompozitlerinde daha iyi aşınma direnci ve daha düşük sürtünme katsayısı belirlenmiştir [158].

Tang vd., sıcak izostatik presleme (HIP) ile üretilmiş ağ. %5 ve 10 B₄C takviyeli Al-5083 matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarını pin-on-disk yöntemi ile 3,98-6,37 MPa aralığındaki temas basınçları ve 0,6-1,25 aralığındaki kayma hızları ile AISI 1045'e eş özellikteki çelik disk karşısında araştırmışlardır. Çalışmalar sonucunda, artan takviye oranı ile aşınma direncinin büyük ölçüde arttığı rapor edilmiştir. Bunun yanında, sürtünme katsayısı grafiklerinde iki aşama gözlemleyen araştırmacılar bu durumu, aşınma mekanizmasının abrasiv aşınmadan adhesiv aşınmaya dönmesi ile açıklamışlardır [188].

Lashgari vd., stronsiyum modifikasyonu yapılarak karıştırma döküm yolu ile ort. 65 µm boyutlu partiküllerle üretilen A356-10%B₄C kompozitleri pin-on-disk yöntemi ile 20, 40 ve 60 N yük ve 0,5 m/s hız ile DIN 100Cr6 çelik disk karşısında aşınma testlerine tabi tutmuşlardır. Çalışmaların sonucunda, 60 N yükte uygulanan deneylerde yüzeyde oluşan MML tabakasının koruyucu özellik göstererek aşınma hızını azalttığı rapor edilmiştir [182]. Aynı araştırmacılar bir diğer çalışmalarında, aynı malzeme ve aynı koşullarda, ısıtma işlemi ile (T6) aşınma direncinde artış kaydedildiğini tespit etmişlerdir [264].

Toptan vd., bu tez çalışmasında kullanılan B₄C tozlarını ağ. %10, 15 ve 20 oranları ve vorteks yöntemini kullanarak AlSi9Mg alaşımına ilave ederek ve sıkıştırma döküm ile

katılaştırılarak üretilen kompozitleri $5N^1$ yük ve 0,3 m/s kayma hızında AISI 4140 pin karşısında pin-on-disk testine tabi tutmuşlar ve kompozitlerin aşınma direncinin artan partikül miktarı ile arttığını rapor etmişlerdir [289].

Daha önce de belirtildiği gibi, Al-B₄C kompozitlerinin ileri-geri (*reciprocating*) hareketli yöntemle aşınma davranışlarının incelendiği çalışmalar oldukça sınırlı sayıdadır. *Akın vd.*, toz metalurjisi yöntemi ile üretilen %100 Al ve %50 Al + %50 Al-12Si matrisli %9 ve 23 B₄C partikül takviyeli kompozitlerin kuru kayma koşullarındaki aşınma davranışlarını, 10 mm çapında Al₂O₃ bilye ile 150 gr² yük ve 0,02 m/s kayma hızında incelemişlerdir. Çalışmalar sonucunda, %23 oranında partikül içeren kompozitlerin %9 takviyeli kompozitlere göre daha fazla aşındığı, bunun sebebi olarak da yüksek partikül oranına sahip kompozitlerde aşınma sırasında takviye partiküllerinin yerlerinden koparak 3 cisimli aşınmaya sebep olması gösterilmiştir [178].

Meydanoğlu vd., sıcak presleme yöntemiyle üretilen ve 10 ve 25 µm olmak üzere iki farklı tane boyutuna sahip ve ağı. %10 B₄C partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarını, iler-geri hareketli test cihazında, 10 mm çapında Al₂O₃ bilye ile 100 gr³ yük ve 0,02 ile 0,09 m/s kayma hızında incelemişlerdir. Çalışmalar sonucunda, düşük kayma hızında, partikül boyutundaki değişimin aşınma miktarı üzerinde bir etkisi olmadığı, yüksek hızda ise kaba partiküllerin daha iyi aşınma direnci sergilediği saptanmıştır. Araştırmacılar ayrıca, artan kayma hızı ile ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin düştüğünü ve bunun yanında, ince partiküllerle elde edilen ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin kaba partikülle elde edilen değerlerin altında olduğunu rapor etmişlerdir [291].

İleri-geri hareket ile aşınma davranışının incelendiği bir diğer çalışmada *Mindivan*, ortalama 4 µm boyutlarındaki takviye partikülleriyle sıcak presleme yöntemi kullanılarak üretilen Al-B₄C kompozitlerinin aşınma davranışını 10 mm çapında alümina

¹ Çalışmada 100 cm eğrilik yarıçapına sahip pinler kullanılmış olup maksimum Hertzian temas basınçları yaklaşık olarak 86 ila 94 MPa aralığındadır.

² Bu veriler ile test edilen malzemeler içinde, saf Al için hesaplanan Hertzian Temas Basıncı değerleri yaklaşık olarak şöyledir: $P_{maks}= 227$, $P_{ort}=151$ MPa.

³ Bu veriler ile test edilen malzemeler içinde, saf Al için hesaplanan Hertzian Temas Basıncı değerleri yaklaşık olarak şöyledir: $P_{maks}= 198$, $P_{ort}=132$ MPa.

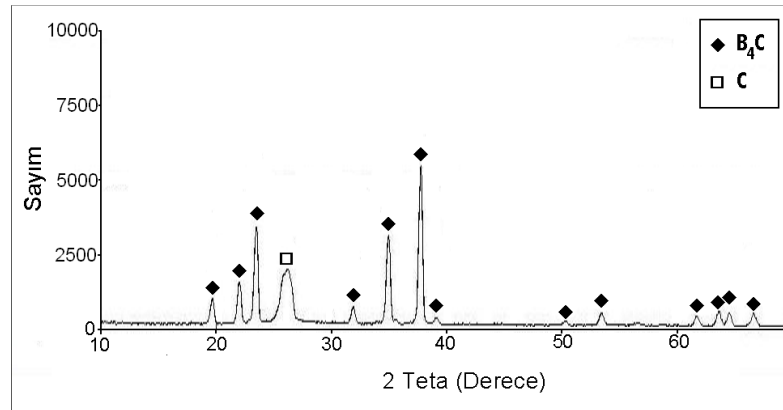
ve elik bilyeler, 1,5 N¹ yük ve 0,026 m/s kayma hızında incelemiştir. alışmalar sonunda, %10 oranında takviye içeren kompozitte daha yüksek aşınma direnci elde edildiği rapor edilmiştir [292].

Literatür verileri incelendiğinde, konu ile ilgili az sayıda çalışmada farklı matris malzemeleri ve farklı test parametrelerinin uygulandığı görülmektedir. İleri-geri aşınma yöntemi kullanılan çalışmalarda ise temas basınçlarının, test malzemelerinin akma mukavemetinin üzerinde değerlerde olduğu görülmektedir. Bu durum, Al-B₄C kompozitlerinin kuru kayma koşullarındaki aşınma davranışlarının daha iyi anlaşılması için yeni çalışmalara ihtiyaç olduğunu göstermektedir.

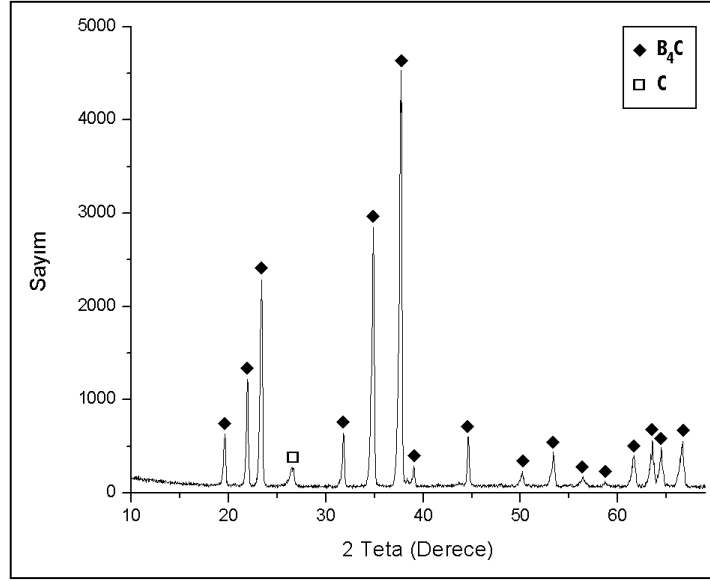
¹ Bu veriler ile hesaplanan Herzian Temas Basıncı değerleri, alümina bilya kullanılan test ve takviyesiz ticari saf Al numune için yaklaşık olarak şöyledir: P_{maks}= 229, P_{ort}=152 MPa.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR**4.1 Malzemeler**

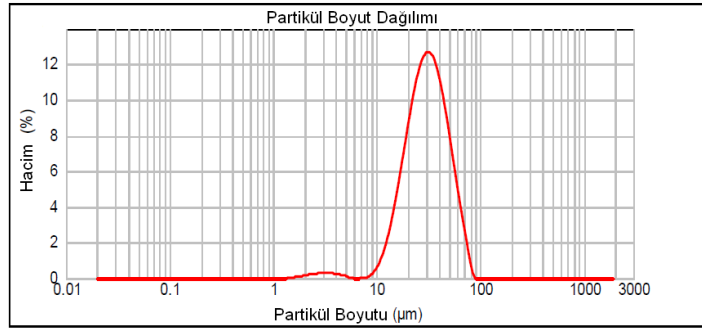
Kompozit üretim çalışmalarında takviye malzemesi olarak ortalama partikül boyutları 32 ve 52,5 μm olan B_4C tozları kullanılmıştır. Kullanılan tozların spesifik yüzey alanları sırasıyla 0,253 ve 0,129 m^2/g 'dır. Deneysel çalışmalarda matris malzemesi olarak ticari saf alüminyum (AA1070) ile bir döküm alaşımı olan AlSi9Cu3Mg alaşımı kullanılmıştır. Kompozit üretiminde kullanılan B_4C tozlarına ait XRD spektrumları Şekil 4.1 ve 4.2'de, partikül boyut dağılımları Şekil 4.3 ve 4.4'te, Al alaşımlarının kimyasal analizleri ise Çizelge 4.1'de verilmiştir.



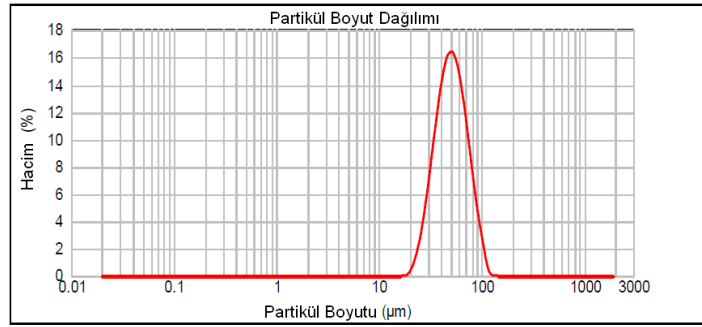
Şekil 4.1 Ortalama 32 μm boyuta sahip B_4C partiküllerine ait XRD spektrumu



Şekil 4.2 Ortalama 52,5 μm boyuta sahip B_4C partiküllerine ait XRD spektrumu



Şekil 4.3 Ortalama 32 μm boyuta sahip B_4C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı

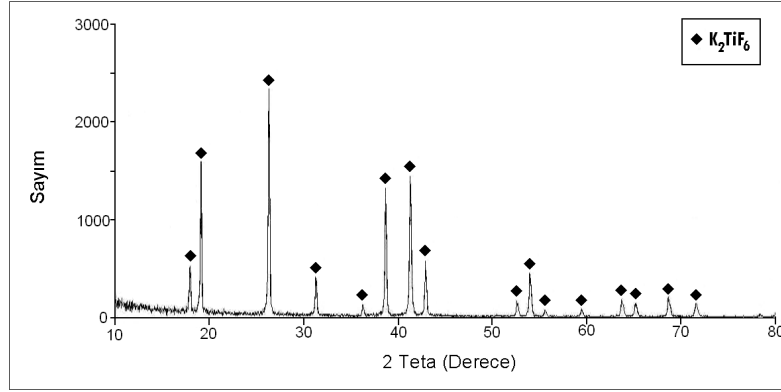


Şekil 4.4 Ortalama 52,5 μm boyuta sahip B_4C partiküllerine ait partikül boyut dağılımı

Çizelge 4.1 Matris alaşımlarının kimyasal analizi

Alaşım	Al	Si	Fe	Mn	Cr	Ni	Cu	Mg	Pb	Sn	Ti	Zn
Ticari Saf	99,52	0,051	0,237	0,000	0,005	0,003	0,013	0,000	0,019	0,029	0,008	0,003
AlSi9Cu3Mg	82,8	10,14	1,29	0,432	0,021	0,032	2,99	1,49	0,372	0,008	0,084	0,616

Ti ilavesi, XRD spektrumu Şekil 4.5'te verilen K_2TiF_6 flaksı kullanılarak yapılmıştır. Diğer bir yüzey modifikasyonu tekniği olarak uygulanan B_4C partiküllerinin akımsız nikel kaplanması çalışmalarında ise hassaslaştırma için $SnCl_2$ ve HCl , aktivasyon için $PdCl_2$ ve HCl ve kaplama banyosu için $NiSO_4 \cdot 6H_2O$, $Na_3C_6H_5O_7 \cdot 5H_2O$ ve $NaH_2PO_2 \cdot H_2O$ çözeltileri kullanılmıştır.

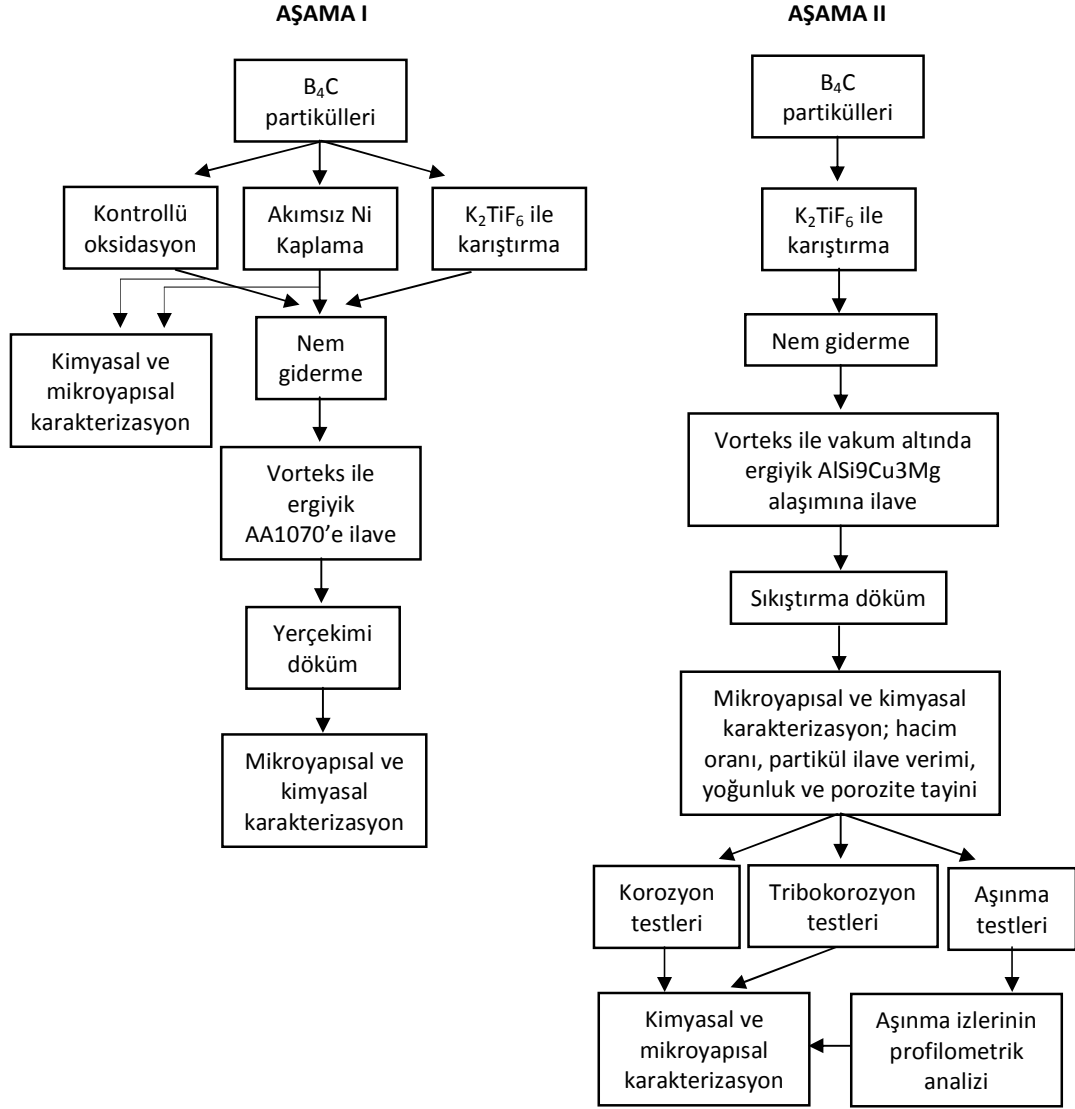


Şekil 4.5 K_2TiF_6 flaksına ait XRD spektrumu

4.2 Deneysel Yöntem

Deneysel çalışmalar iki aşamada yürütülmüştür. İlk aşamada amaç, ıslatılabilirliği artırmak için uygulanan tekniklerinin arayüzeye etkisinin mikroyapısal olarak incelenmesi olmuştur. Bu amaçla iki *ex-situ*, bir *in-situ* yöntem uygulanmıştır. *Ex-situ* yöntemlerde takviye partikülleri, ergiyik alüminyuma ilave öncesinde kontrollü olarak oksitlenmiş veya akımsız nikel kaplanmıştır. *In-situ* yöntemde ise, ergiyik alüminyuma ilave öncesi partiküller K_2TiF_6 flaksı ile karıştırılmış, ergiyik alüminyuma ilave sonrasında ergiyik banyosunda partiküllerin etrafında TiC ve TiB_2 'den oluşan bir reaksiyon tabakası oluşması sağlanarak ıslatılabilirliğin artırılması amaçlanmıştır. İlk aşama kompozit üretim çalışmalarında, arayüzeyi net olarak gözlemleyebilmek (alaşım elementlerinin etkisini bertaraf etmek) amacıyla ticari saf Al kullanılmıştır.

Kompozit üretim çalışmalarının ikinci aşamasında $AlSi9Cu3Mg$ alaşımı kullanılmıştır. Bu aşamada tüm kompozit üretimleri K_2TiF_6 ilavesiyle gerçekleştirilmiştir. Üretilen kompozitler, mikroyapısal incelemelerin ardından aşınma, korozyon ve tribokorozyon testlerine tabi tutulmuştur. Deneysel çalışmalara ait akım şemaları Şekil 4.6'da verilmiştir.



Şekil 4.6 Akım şemaları

4.2.1 Partikül Ön işlemleri

Bu bölümde, kompozit üretim çalışmalarında ıslatılabilirliği artırmak için takviye partiküllerine uygulanan ön işlemlerde izlenen deneysel yöntem aktarılacaktır.

4.2.1.1 Kontrollü Oksidasyon

B₄C tozlarının kontrollü oksidasyonu, bor nitrür (BN) kaplı seramik altlıklar üzerinde muffle fırında gerçekleştirilmiştir. Oksidasyon, 650 ve 700°C sıcaklıklarda farklı

sürelerde uygulanmıştır. Oksidasyon öncesi ve sonra tozların ağırlıkları 0,1 mg hassasiyetindeki hassas terazi ile ölçülmüştür. İşlem sonrası ağırlık değişimlerinden;



reaksiyonundaki %100 oksidasyon durumuna göre oksidasyon dereceleri belirlenmiştir. Oksidasyon dereceleri, ağırlık değişimlerinden yola çıkarak aşağıdaki denklem vasıtasıyla hesaplanmıştır [274]:

$$OD = \frac{\Delta W_o}{\Delta W_{th(\infty)}} \quad (4.2)$$

Denklemden OD oksidasyon derecesini (%), ΔW_o , t zamanında gözlenen ağırlık değişimi (g); $\Delta W_{th(\infty)}$ ise (4.1) reaksiyonuna göre B_4C 'ün tamamının B_2O_3 'e dönüşmesi durumundaki ağırlık değişimini (g) vermektedir.

4.2.1.2 Akımsız Nikel Kaplama

Akımsız Ni-P kaplama işleminden önce sırasıyla hassaslaştırma ve aktivasyon kademeleri uygulanarak malzeme yüzeyinin katalitik hale gelmesi sağlanmıştır. Arkasından Çizelge 4.2'de bileşimi verilen kaplama banyosunda 30 dk boyunca akımsız kaplama işlemi gerçekleştirilmiştir. Banyonun pH değeri 8,5; sıcaklığı 80°C olarak ayarlanmıştır. Kaplama süresi boyunca banyoya manyetik karıştırma işlemi uygulanmıştır.

Çizelge 4.2 Akımsız nikel kaplamanın farklı aşamalarında kullanılan çözeltilerin kimyasal kompozisyonu

Kademe	Çözelti	Konsantrasyon
Hassaslaştırma	SnCl ₂ .2H ₂ O HCl	12g/L 40 ml/L
Aktivasyon	PdCl ₂ HCl	0,2 g/L 2,5 ml/L
Kaplama	NiSO ₄ .6H ₂ O NaH ₂ PO ₂ .H ₂ O Na ₃ C ₆ H ₅ O ₇ .5,5H ₂ O	55g/L 20 g/L 122 g/L

4.2.1.3 Takviye ve flaks tozlarının karıştırılması

Üretimin Ti ilavesi ile yapılacağı dökümler için homojen karışımı sağlamak amacıyla belirlenen oranlarda hazırlanan $B_4C-K_2TiF_6$ tozları, alümina bilyeler kullanılarak bilyeli değirmende 150 rpm devir hızında 3 saat boyunca karıştırılmıştır.

Uygulanan 3 farklı ön işlemin sonunda, tozların ergiyik alüminyuma ilavesi öncesinde nem gidermek amacıyla tozlar etüvde $105^{\circ}C$ sıcaklıkta 1 saat bekletilmiştir.

4.2.2 Kompozit Üretimi

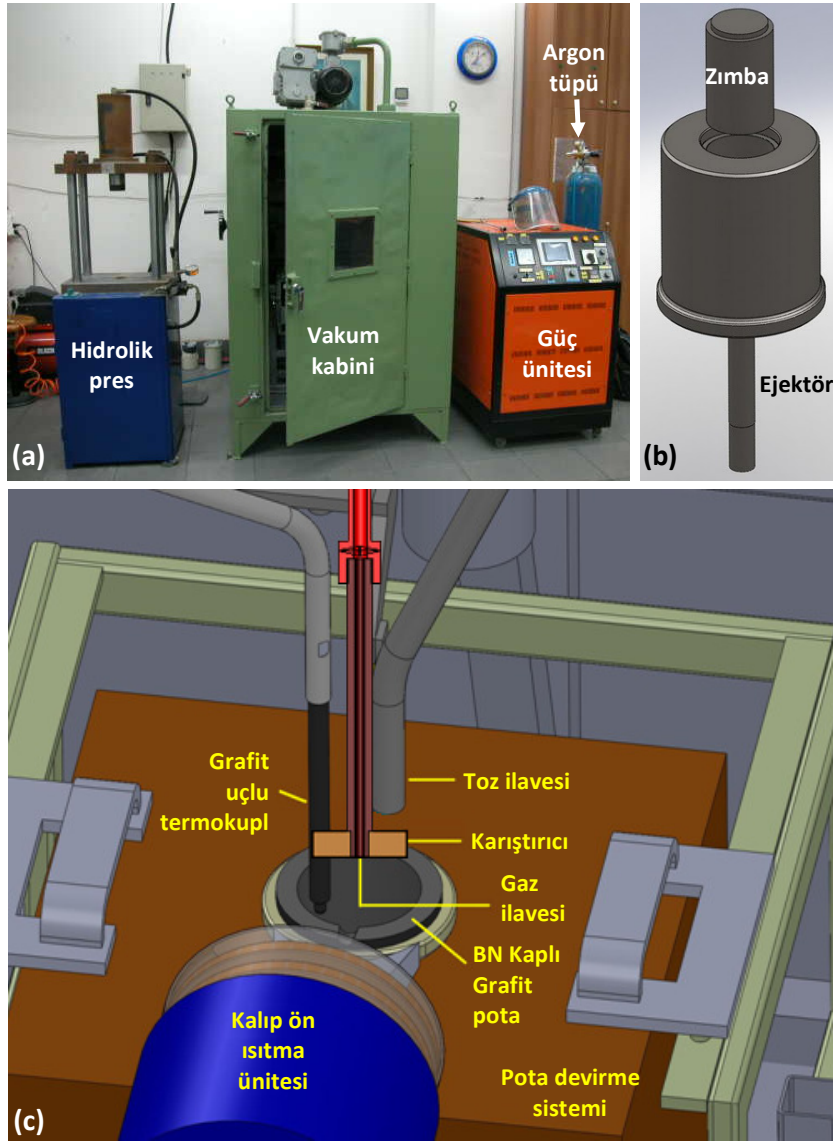
Bu bölümde, genel akış şeması Şekil 4.6'da verilen iki aşamalı kompozit üretim çalışmaları ile ilgili proses detayları verilecektir.

4.2.2.1 Al- B_4C Kompozitlerinin Üretimi

Ön işlemlere tabi tutulan B_4C partikülleri ile Al- B_4C kompozit üretimleri indüksiyon fırınında, BN kaplı grafit potada gerçekleştirilmiştir. Yaklaşık 500 g olarak şarj edilen ticari saf alüminyumun (AA1070) sıcaklığı $850^{\circ}C$ 'a ulaştığında, dört bıçaklı BN kaplanmış paslanmaz çelik karıştırıcı ucuna sahip mekanik karıştırıcı ile 500 rpm devirde oluşturulan vorteks vasıtasıyla ve %10 ağırlık oranında ve ortalama 32 ve $52,5\ \mu m$ boyutlarındaki takviye partikülleri ile K_2TiF_6 flaksı karışımı yaklaşık 25 g/dk hızında ergiyiğe ilave edilmiştir. Karıştırma işlemine 5 dk boyunca devam edilmiş ve toplam 7 dk tutma süresinin ardından kompozitler $850^{\circ}C$ 'ta kokil kalıba dökülmüştür.

4.2.2.2 AlSi9Cu3Mg- B_4C Kompozitlerinin Üretimi

K_2TiF_6 flaksı ile karıştırılan ortalama $32\ \mu m$ boyutundaki B_4C partikülleri ile AlSi9Cu3Mg- B_4C kompozit üretimleri özel tasarım vakum indüksiyon fırınında (Şekil 4.7), BN kaplı grafit potada gerçekleştirilmiş ve sıkıştırma döküm ile basınç altında katılaştırılmıştır.



Şekil 4.7 a) AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozit üretimlerinin gerçekleştirildiği özel tasarım vakum indüksiyon fırını ve hidrolik pres, b) 60 mm iç çapa sahip döküm kalıbı, c) pota ve kalıp ünitesi

Yaklaşık 750 g AlSi9Cu3Mg alaşımı 2,5 mb vakum altında ergitilmiş ve 850°C'a ulaşıldığında 5 dk süre ile argon gazı vasıtasıyla gaz giderme işlemi yapılmıştır. Ardından, 850°C'ta, BN kaplanmış dört bıçaklı grafit karıştırıcı ucuna sahip dâhili mekanik karıştırıcı ile 1000 rpm devirde oluşturulan vorteks vasıtasıyla takviye partikülleri yaklaşık 35 g/dk hızında ergiyiğe ilave edilmiştir. Takviye ilavesinin tamamlanmasının ardından, vorteks sırasında ergiyik metal içerisinde oluşan sıvı akışı sebebiyle meydana gelebilecek homojensizlikleri engellemek amacıyla hacim oranına bağlı olarak 2 ve 3 dk boyunca daha düşük devirde (500 rpm) karıştırma yapılmıştır.

Partikül ilavesinin başlangıcından döküme kadar toplam proses süresi, hacim oranına göre 15 ila 20 dakika arasında gerçekleştirilmiştir. Tüm tutma süresi boyunca sıcaklık, ergiyiğe daldırılmış BN kaplı grafit termokupla bağlı PLC sistemi vasıtasıyla 850°C'ta sabit tutulmuştur. Dökümün hemen öncesinde, ergiyik kompozitin akıcılığını artırmak amacıyla sıcaklık çok kısa sürede 900°C'a çıkarılmış ve kompozitler, dâhili ön ısıtma sistemi ile 300°C'a ön ısıtılan kokil kalıba dökülmüştür. Metal kalıp pota devirme sistemine sabitlendiğinden ve devirme sistemi ile birlikte hareket ettiğinden (Şekil 4.7c), döküm kalıp duvarı üzerinden gerçekleştirilmiş ve bu sayede sıvı metalin türbülansı ile oluşabilecek poroziteler minimize edilmeye çalışılmıştır. Buraya kadarki tüm işlemler vakum altında gerçekleştirilmiş olup, döküm ardından kompozit açık atmosferde, hidrolik preste 104 MPa basınç altında 1 dk süre beklenerek katılaştırılmıştır.

4.2.3 Mikroyapısal Karakterizasyon ve Kimyasal Analiz

Matris malzemesi olarak kullanılan külçelerin analizleri Hilger Analytical Polyvac marka optik emisyon spektrometresi kullanılarak yapılmıştır. Takviye partiküllerinin boyut ve yüzey alanı ölçümleri Quanta Chrome 2200e marka ve model BET cihazında yapılmıştır. Üretilen kompozit numuneler, metalografik incelemeler için elmas disk ile kesilmiş; elmas zımpara, elmas ve kolloidal silika içeren parlatma sıvılarıyla hazırlanmıştır. Numuneler, Leica ICM 1000 optik mikroskop, EDS donanımlı JEOL JSM-5410 LV SEM ve JEOL JSM 7000F FEG-SEM ile mikroyapısal olarak incelenmiştir. Faz analizleri Philips Analytical X'Pert Pro ve Rigaku MiniFlex XRD cihazlarında CuK α radyasyonu kullanılarak yapılmıştır.

4.2.4 Fiziksel Muayeneler

4.2.4.1 Hacim Oranı ve Partikül İlave Verimi Tayini

Sıkıştırma döküm numunelerinden elde edilen döküm parçalarının üst, orta ve alt bölgelerinden üçer numune alınmış, numuneler metalografik olarak hazırlanmıştır. Hacim oranı ölçümlerinde Leica ICM 1000 ve Leica DM2500 M RL optik mikroskoplar ve QWin-V 2.8 ve ImageJ 1.37V görüntü analiz programları kullanılmıştır. Numunenin

mikroyapısı görüntü analiz programına aktarılmış, “gri seviyesi” B₄C partiküllerini doğru bir şekilde saptayacak biçimde ayarlanmış, saptanan partiküllerin “alan oranı” program tarafından otomatik olarak hesaplanmış ve buradan hacim oranına geçilmiştir. Hacim oranı ölçümlerinde her bir numune için en az 60 sayım alınmıştır. Hacim oranlarının belirlenmesinin ardından, nominal hacim oranları ile kıyaslanarak partikül ilave verimleri hesaplanmıştır.

4.2.4.2 Yoğunluk ve Porozite Tayini

Numunelerin yoğunluklarını belirlemek amacıyla Arşimet Yöntemi kullanılmıştır. Öncelikle her bir döküm numunesinin farklı bölgelerinden alınan en az 15 parçadan ölçümler alınarak yoğunluklar belirlenmiştir. Yoğunluk değerleri:

$$\rho = \frac{A}{A-B} \times (\rho_0 - d) + d \quad (4.3)$$

eşitliğine göre hesaplanmıştır. Burada; ρ numunenin yoğunluğu (g/cm³), A havadaki ağırlık (g), B sıvıdaki ağırlık (g), ρ_0 sıvının yoğunluğu (g/cm³) ve d havanın yoğunluğudur (g/cm³).

Belirlenen yoğunluklar, numunelerin teorik yoğunlukları ile kıyaslanarak yüzde porozite değerleri belirlenmiştir. Teorik yoğunluklar hesaplanırken, ilave edilen titanyumun tamamının TiC ve TiB₂’ye dönüştüğü, oksidasyonun (4.1) reaksiyonu uyarınca gerçekleştiği ve nikelin partiküllerin etrafında hedeflenen teorik kaplama kalınlığında kaplandığı kabul edilmiş, karışımlar kuralına göre teorik yoğunluk değerleri bulunmuş ve porozite oranları hesaplanmıştır.

4.2.5 Aşınma Testleri

Üretilen AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozit numunelerin kuru kayma aşınma davranışları, ileri-geri hareketli (*reciprocating*) pin-on-plate aşınma cihazında incelenmiştir. Farklı parametrelerin etkilerinin istatistiksel olarak incelenmesi amacıyla aşınma testlerinde deneysel tasarım uygulanmıştır.

4.2.5.1 Deneysel Tasarım

Numunelerin ileri-geri pin-on-plate aşınma cihazında aşınma davranışlarını belirlemek amacıyla yürütülen çalışmalarda 2^4 tam faktöriyel tasarım yöntemi kullanılmıştır. Endüstride en çok kullanılan deneysel tasarım yöntemleri iki ve ya üç seviyeli tam ve kesirli faktöriyel tasarımlardır. Faktöriyel tasarımlar faktörlerin (proses veya tasarım parametreleri) ve faktörler arası etkileşimlerin sonuç çıktıları (*response*) üzerine olan etkilerini belirleme imkânı sunmaktadırlar [293]. Tam faktöriyel tasarımlar, deneysel çalışmalarda birden çok faktörün farklı seviyelerde ele alınarak etkilerinin incelenebildiği deneysel tasarımlardır. Tam faktöriyel deneysel tasarımda deney sayısı,

$$N = L^k \quad (4.4)$$

eşitliği ile belirlenir. Burada N deney sayısını, L seviye sayısını, k ise faktör (parametre) sayısını vermektedir [294].

Deneylerde değişken faktörler olarak hacim oranı, uygulanan yük, kayma hızı ve kayma mesafesi seçilmiş, her bir faktör iki seviyede uygulanmıştır: Hacim oranı seviyeleri %15 ve 19; kayma hızı seviyeleri 0,02 ve 0,03 m/s; uygulanan yük seviyeleri 20 ve 40 N¹ ve kayma mesafesi seviyeleri ise 200 ve 400 m olarak seçilmiştir (Çizelge 4.3). Deneylerin tasarlanmasında Minitab 15 istatistik programı kullanılmıştır. Deneyler, hata birikimini engellemek amacıyla deney sırasının rastgeleleştirilmesi ile uygulanmıştır (Çizelge 4.4). Sonuç çıktıları ise i) ortalama sürtünme katsayısı, ii) ağırlık kaybına göre aşınma hızı, iv) hacim kaybına göre aşınma hızı ve v) karşı malzemede ağırlık kaybına göre aşınma hızı olarak belirlenmiştir.

Çizelge 4.3 2^4 tam faktöriyel tasarımda uygulanan faktör ve seviyeler

Seviye	Hacim Oranı (%)	Kayma Hızı (m/s)	Yük (N)	Mesafe (m)
-1	15	0,02	20	200
+1	19	0,03	40	400

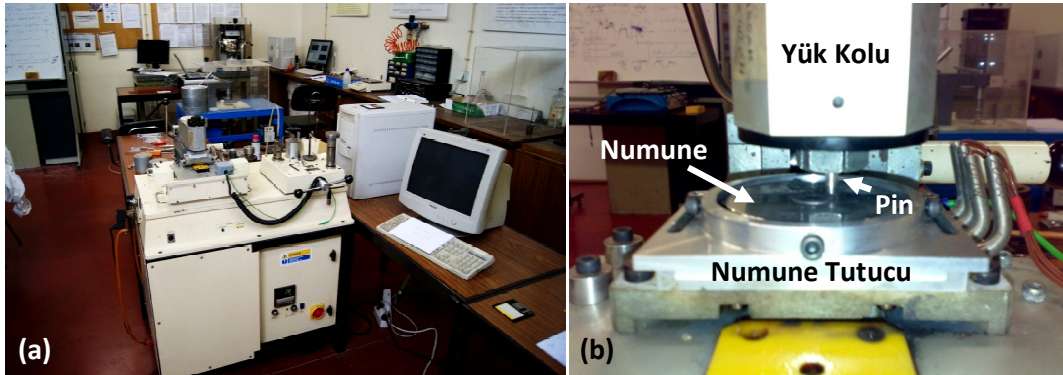
¹ Temas basınçları sırasıyla 1,02 ve 2,04 MPa'a karşılık gelmektedir.

Çizelge 4.4 Deney planı

Standart Sıra	Uygulama Sırası	Faktör 1 A: Hacim Oranı (%)	Faktör 2 B: Kayma Hızı (m/s)	Faktör 3 C: Yük (N)	Faktör 4 D: Mesafe (m)
2	1	19	0.02	20	200
9	2	15	0.02	20	400
12	3	19	0.03	20	400
7	4	15	0.03	40	200
8	5	19	0.03	40	200
14	6	19	0.02	40	400
16	7	19	0.03	40	400
11	8	15	0.03	20	400
1	9	15	0.02	20	200
13	10	15	0.02	40	400
3	11	15	0.03	20	200
5	12	15	0.02	40	200
6	13	19	0.02	40	200
4	14	19	0.03	20	200
10	15	19	0.02	20	400
15	16	15	0.03	40	400

4.2.5.2 Test Prosedürü

Aşınma testleri, PLINT TE 67/R aşınma test cihazında, ileri-geri hareket adaptörü ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.8). Testler öncesinde numunelere, mikroyapı incelemek için uygulanan zımparalama ve parlatma prosedürü uygulanmıştır. Testlere başlanmadan önce numune ve pinler ultrasonik temizleyicide izopropil alkol ile 10 dk temizlenmiştir. Testlerde karşı malzeme olarak 5 mm çapında AISI 4140 çelik pin kullanılmıştır. Testler laboratuvar koşullarında gerçekleştirilmiş olup strok genişliği 10 mm olarak uygulanmıştır.



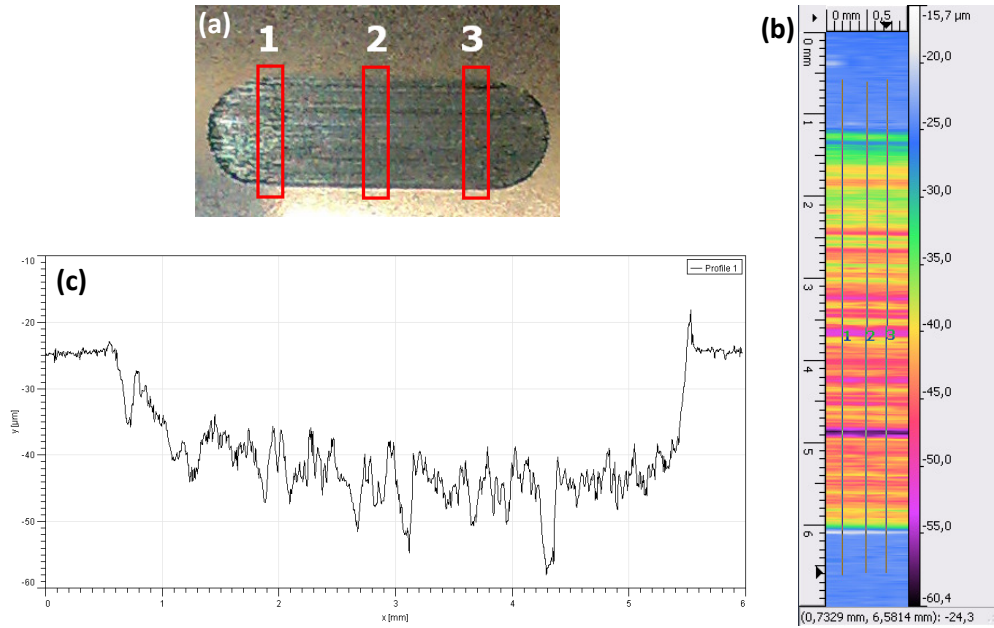
Şekil 4.8 a) PLINT TE 67/R aşınma test cihazı ve b) pin-on-plate test düzeneği

Testlerin ardında numune ve pinler, test öncesinde uygulanan prosedürle temizlenmiştir. Ağırlık kayıpları, 0,1 mg hassasiyetindeki hassas terazi ile ölçülmüştür. Ağırlık kaybını aşınma hızına çevirmek için aşağıdaki formül kullanılmıştır:

$$W_w = \frac{\Delta W}{S} \quad (4.5)$$

burada W_w ağırlık kaybına göre aşınma hızı (mg/m), ΔW numunede test sonrasında gerçekleşen ağırlık kaybı (mg) ve S toplam kayma mesafesini (m) vermektedir.

Hacim kaybı değerleri Rodenstock RM 600 temassız profilometrede belirlenmiş ve Gwyddion 2.22 yazılımı ile hesaplanmıştır. 3 boyutlu aşınma profilleri, aşınma izlerinin Şekil 4.9'da gösterilen bölgelerinden alınmıştır. Her bir aşınma izi için, her bir 3 boyutlu profilden 3 adet olmak üzere toplamda 9 adet 2 boyutlu profil ölçülmüştür.



Şekil 4.9 a) Aşınma izlerinde 3 boyutlu profillerin alındığı bölgeler, b) aşınma izinde “2” ile belirtilen bölgeden alınan 3 boyutlu profil ve c) 3 boyutlu profilde “2” ile belirtilen çizgiden alınan 2 boyutlu profil¹

Aşınma hacminin hesaplanması için öncelikle her bir 2 boyutlu profildeki aşınma alanı aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanmıştır:

$$A_w = \sum_{i=0}^n 0.5(Y_i + Y_{i-1})(X_i - X_{i-1}) \quad (4.6)$$

¹ Şekildeki örnekler Çizelge 4.4'teki 9. Uygulama sırasında yer alan teste tabi tutulan numuneden alınmıştır.

burada A_w her bir 2 boyutlu profildeki aşınma kaybı alanını (m^2), X genişliği (m), Y derinliği (m) ve n sayma miktarını vermektedir. Bu işlemin ardından, ortalama derinlik değerleri aşağıdaki formül uyarınca hesaplanmıştır:

$$\bar{D} = \frac{\bar{A}_w}{\bar{W}} \quad (4.7)$$

burada $\bar{D}$ ortalama derinliği (m), $\bar{A}_w$ her bir aşınma izi için dokuz 2 boyutlu profilden hesaplanan ortalama alan değerini (m^2), ve $\bar{W}$ ise ölçülen dokuz 2 boyutlu profildeki ortalama genişlik değerini vermektedir. Son olarak aşınma hacmi şu formülle hesaplanmıştır:

$$\Delta V = \left[\pi \left(\frac{\bar{W}}{2} \right)^2 \bar{D} \right] + [\bar{A}_w \cdot l] \quad (4.8)$$

burada ΔV her bir aşınma izi için toplam hacim kaybını (m^3), l strok genişliğini vermektedir. Hacim kaybı değerleri aşağıdaki formül vasıtasıyla aşınma hızına dönüştürülmüştür:

$$W_v = \frac{\Delta V}{S} \quad (4.9)$$

burada W_v hacim kaybı ile elde edilen aşınma hızını (mm^3/m), ΔV hacim kaybını (mm^3) ve S ise toplam kayma mesafesini (m) vermektedir.

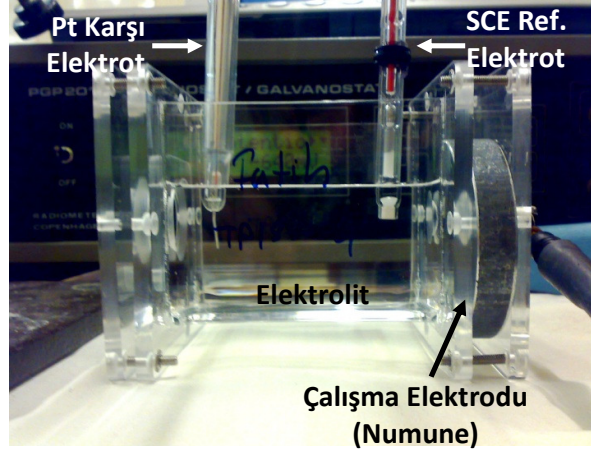
4.2.5.3 Aşınma İzlerinin Karakterizasyonu

Aşınma izlerinin mikroyapısal karakterizasyonu Leica DM2500 M RL OM, FEI Nova 200 FEG-SEM ve buna bağlı çalışan EDAX, Pegasus X4M EDS/EBSD ile gerçekleştirilmiştir.

4.2.6 Korozyon Testleri

Daldırma testleri ve potansiyodinamik testler olmak üzere iki tür korozyon testi uygulanmıştır. Testler öncesinde numuneler metalografik incelemeler için uygulanan prosedür ile parlatılmıştır. Matris alaşımının yapısı XRD ile (Bruker D8 Discover) $CuK\alpha$ radyasyonu kullanılarak incelenmiştir. Her iki grup testte de elektrolit olarak 0,05 M NaCl (Panreac), referans elektrot olarak doymuş kalomel elektrot (SCE), karşı elektrot olarak Pt elektrot ve çalışma elektrodu olarak da numuneler kullanılmıştır. Korozyon testlerinde kullanılan elektrokimyasal hücre Şekil 4.10'da verilmiştir. Tüm testlerde

numuneler üzerinde $0,358 \text{ cm}^2$ alanına sahip dairesel bir bölge çözeltiye maruz kalmıştır.



Şekil 4.10 Korozyon testlerinde kullanılan elektrokimyasal hücre

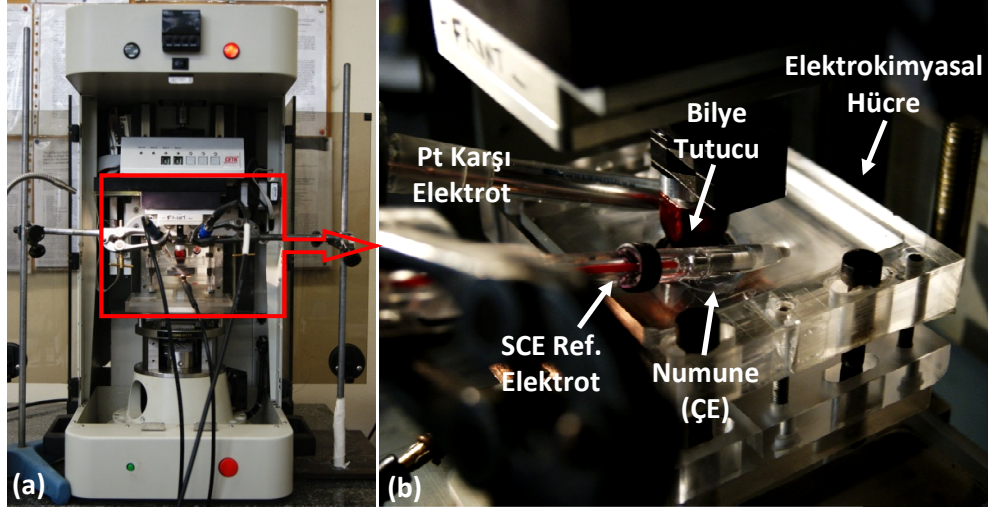
Daldırma testlerinde takviyesiz alaşım ile %15 ve 19 B₄C takviyeli AlSi9Cu3Mg alaşımı 8 gün boyunca çözeltide bekletilmiştir. Daldırma sırasında ilk 30 dk ve takip eden 6 gün boyunca her gün 10'ar dakika süre ile açık devre potansiyeli (OCP) ölçümü yapılmıştır. OCP ölçümleri VoltaMaster 4 (Radiometer Analytical) yazılımı tarafından kontrol edilen Voltalab PGZ 100 (Radiometer Analytical) potansiyostat ile gerçekleştirilmiştir. 26 saat ve 8 gün daldırma sürelerinin ardından numuneler FEI Nova 200 FEG-SEM ve buna bağlı çalışan EDAX, Pegasus X4M EDS/EBSD ile incelenmiştir.

Polarizasyon eğrileri VoltaMaster 4 (Radiometer Analytical) yazılımı tarafından kontrol edilen Voltalab PGP 201 potansiyostat (Radiometer Analytical) ile elde edilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon ölçümlerine -0,8 V katodik potansiyel ile başlanmış, ölçümlere 0,5 mV/s tarama hızı ile anodik alana kadar (0 V vs. SCE) devam edilmiştir.

4.2.7 Tribokorozyon Testleri

Tribokorozyon testlerinde numuneler, elektrolit ve elektrotları içeren hücrelere, hücreler de ileri-geri hareket adaptörü kullanan ball-on-plate aşınma cihazına (CETR-UMT-2), numunenin test edilecek bölgesi yukarıda olacak şekilde yerleştirilmiştir (Şekil 4.11). Elektrokimyasal ölçümler (potansiyostatik ve açık devre potansiyeli) üç elektrotlu düzenek kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numuneler çalışma elektrodu (ÇE), platin elektrot karşı elektrot (KE) ve doymuş kalomel elektrot (SCE) referans elektrot olarak

kullanılmıştır. Açık devre potansiyeli ve akım ölçümleri, kayma öncesi, kayma sırası ve kayma sonrasını kapsayacak şekilde ölçülmüştür. Tüm elektrokimyasal ölçümler VoltaMaster 4 (Radiometer Analytical) yazılımı tarafından kontrol edilen Voltalab PGP 201 (Radiometer Analytical) potansiyostat ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.11 Tribokorozyon testlerinde kullanılan a) CETR – UMT-2 aşınma cihazı ve b) elektrokimyasal hücre

Testler öncesinde numuneler metalografik incelemeler için uygulanan prosedür ile parlatılmıştır. Testlere başlanmadan önce numuneler propanol ile 10 dk boyunca ultrasonik olarak temizlenmiş ve desikatörde 1 saat tutulmuştur. Testler 60 ± 4 bağıl nem ve $25 \pm 1^\circ\text{C}$ ortam koşullarında gerçekleştirilmiştir.

Tribokorozyon özellikleri 0,05 M NaCl elektrolit içinde incelenmiştir. Karşı malzeme olarak 10 mm çapında alümina bilye (Goodfellow) kullanılmıştır. Karşı malzeme, çözeltiye maruz kalan alanın ($2,3 \text{ cm}^2$) üzerine dikey olarak yerleştirilmiştir. Kayma ileri-geri hareket sisteminde 5 mm strok genişliği, 3 N yük ve 600 saniye toplam kayma süresi ile gerçekleştirilmiştir. Tüm testler en az üç kez tekrarlanmıştır.

Testler sonrasında mikroyapılar ve aşınma izleri Leica DM2500 M RL optik mikroskop, FEI Nova 200 FEG-SEM ve buna bağlı çalışan EDAX, Pegasus X4M EDS/EBSD ile incelenmiştir.

DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

Deneysel bulgularının aktarılacağı ve tartışılacağı bu bölümde, deneysel yöntem bölümündeki akış sırası izlenecektir. İlk olarak, partiküllere uygulanan ön işlemlerin sonuçları sunulacak, ardından ticari saf alüminyum matris ile üretilen kompozitlerde partikül yüzey modifikasyonunun arayüzeye etkileri irdelenecek, daha sonra da AlSi9Cu3Mg matrisli kompozitlerin karakterizasyon ve aşınma testi bulguları sunulacak ve sonuçlar tartışılacaktır.

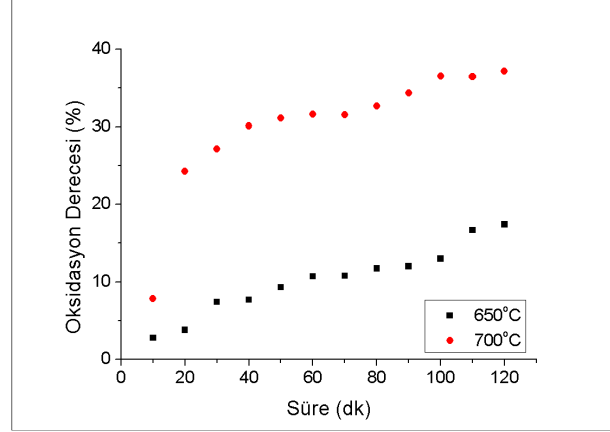
5.1 Ön İşleme Tabi Tutulan Partiküllerin Karakterizasyonu

Bu bölümde, kontrollü oksidasyon ve akımsız Ni-P kaplama uygulanan partiküllere ergiyik alüminyuma ilave işlemi öncesi uygulanan karakterizasyon çalışmalarının bulgularına yer verilecektir. Islatılabilirliği artırmak için uygulanan diğer yöntem olan K_2TiF_6 ilavesinin arayüzeye etkileri, reaksiyon tabakası üretim sırasında *in-situ* olarak oluştuğu için döküm yapılarında incelenecektir.

5.1.1 Kontrollü Oksidasyona Tabi Tutulan Partiküllerin Karakterizasyonu

B_4C tozları, 650 ve 700°C sıcaklıklarda, 10'ar dakikalık basamaklarla 10-120 dk arasında kontrollü oksidasyona tabi tutulmuştur. (4.2) formülüne göre hesaplanan oksidasyon dereceleri Şekil 5.1'de verilmiştir. Oksidasyon çalışmalarında, B_4C partiküllerinin etrafında 750 nm kalınlığında bir oksidasyon tabakası oluşturulması hedeflenmiştir. Hesaplamalar yapılırken, partiküller ideal bir küre olarak varsayılmış ve oksidasyonun (4.1) reaksiyonu uyarınca gerçekleştiği kabul edilmiştir. Buna göre, 32 μm ortalama

partikül boyutlarıyla yapılan kompozit üretimleri için istenilen teorik kaplama kalınlığını verecek oksidasyon şartları 700°C'ta 60 dk olarak belirlenmiştir. Farklı partikül boyutu, sıcaklık ve sürelerde yapılan kontrollü oksidasyon çalışmalarında elde edilen sonuçlar ve oksitlenmiş partiküllerin analizleri önceki yayıнымızda verilmiştir [295].

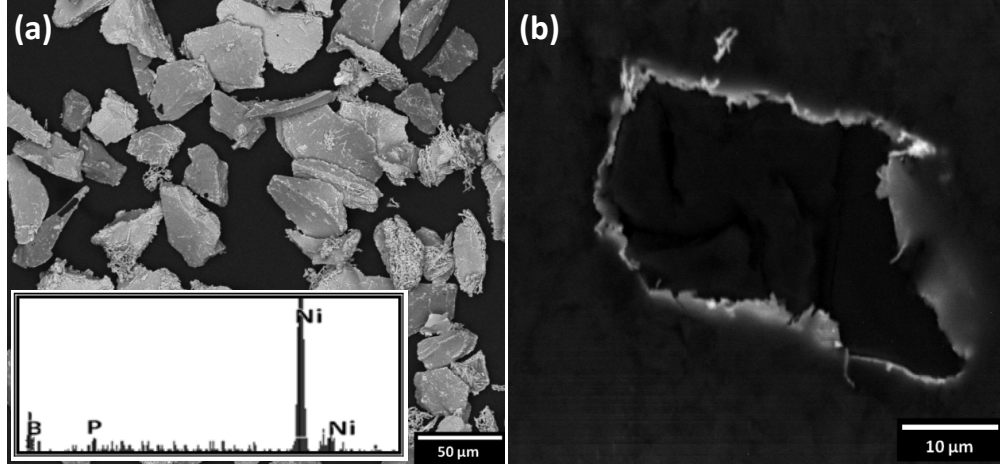


Şekil 5.1 B₄C tozlarında farklı sıcaklık ve sürelerde elde edilen oksidasyon dereceleri

5.1.2 Akımsız Ni-P Kaplamalarının Karakterizasyonu

1,67 Ni/B₄C¹ oranı ile akımsız Ni-P kaplanan partiküllerden alınan SEM görüntüsü, EDS analizi ve monteye alınıp metalografik olarak hazırlanan numunelerden alınan SEM kesit görüntüsü Şekil 5.2'de verilmiştir. SEM görüntüleri ve EDS analizinde görülebileceği gibi takviye partikülleri homojen sayılabilecek bir kalınlıkta ve tüm partikülleri kaplayacak şekilde Ni-P kaplanmıştır. Aynı kaplama banyoları kullanılarak farklı parametrelerle yapılan kaplamalara ait detaylı sonuçlar önceki yayınlarımızda sunulmuştur [296,297].

¹ Partiküllerin ideal küre olduğu kabul edilerek ve kaplama banyosundaki P ihmal edilerek yapılan hesaplamada bu oran ile partiküllerin etrafındaki teorik kaplama tabakası kalınlığı 750 nm olarak hesaplanmaktadır.



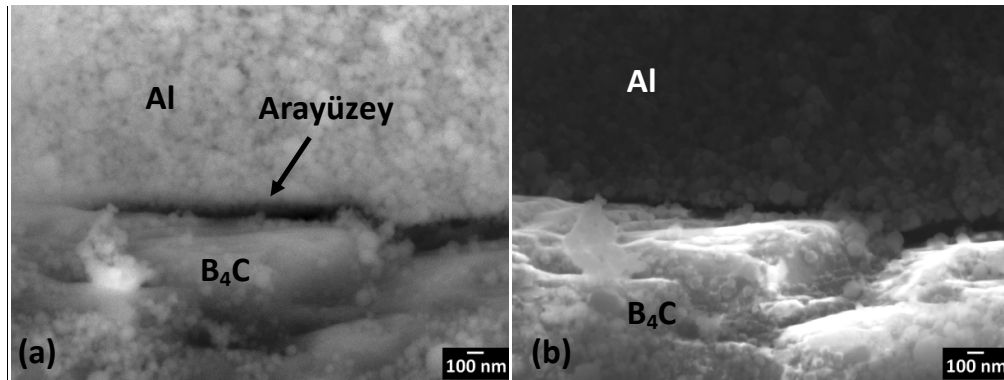
Şekil 5.2 a) 1,67 Ni/B₄C oranı ile Ni-P kaplanan B₄C partiküllerinin BSE SEM görüntüleri ile kaplanmış partikül üzerinden alınan EDS analizi ve c) monteye alınıp zımparalanmak suretiyle hazırlanan Ni-P kaplanmış partikülün kesit görüntüsü

5.2 Al-B₄C Kompozitlerinde Partikül Yüzey Modifikasyonunun Arayüzeye Etkisi

Arayüzey modifikasyonunun etkisini gözlemlemek amacıyla ticari saf Al matris ile üretilen kompozitler, metalografik olarak hazırlanmış ve arayüzeyler, yüksek çözünürlüklü FEG-SEM kullanılarak incelenmiştir.

5.2.1 Kontrollü Oksidasyonun Etkisi

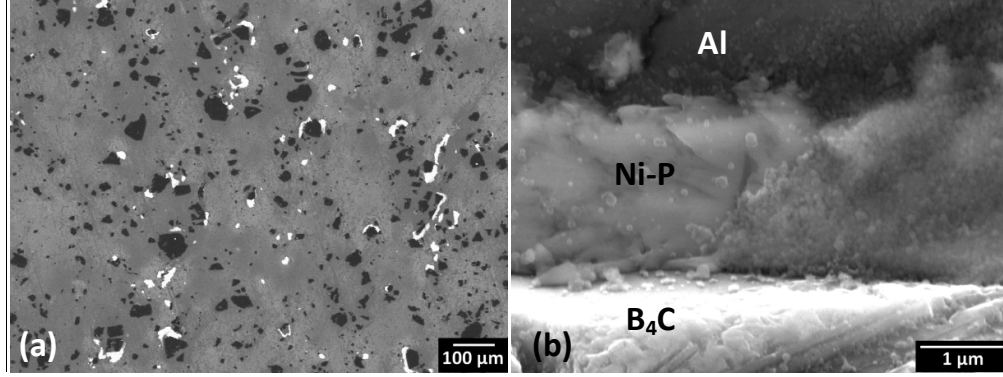
Kontrollü oksitlenmiş partiküllerle üretilen kompozitlerde, mikroyapısal incelemeler sonucu arayüzeyde etkili bir bağlanma kurulamadığı görülmüştür. Şekil 5.3'te, kontrollü oksitlenmiş partiküllerin ticari saf alüminyuma ilavesi ile üretilen kompozitte matris/takviye arayüzeyinden yüksek büyütmede alınan SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.3 Kontrollü oksitlenmiş partiküllerle üretilen kompozitte matris/takviye arayüzeyinden alınan (a) COMPO ve (b) SE SEM görüntüleri

5.2.2 Ni-P Kaplamanın Etkisi

Akımsız Ni-P kaplanan partiküllerle üretilen numunelerde, üretim sırasında bazı partiküllerin etrafında bulunan Ni tabakasının partikül yüzeylerinden ayrıldığı görülmüş, matris üzerinde serbest Ni fazları saptanmıştır (Şekil 5.4a). Şekil 5.4b’de arayüzeydeki Ni tabakası görülmektedir. Bu tabakanın tüm partiküllerin etrafında homojenin bir şekilde oluşmadığı belirlenmiştir.

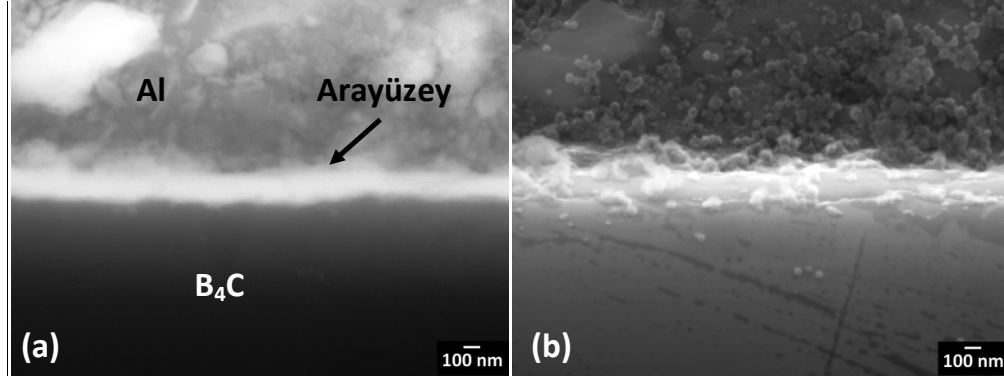


Şekil 5.4 Ni kaplanmış partiküllerle üretilen kompozitte a) COMPO modda alınan genel SEM görüntüsü ve b) arayüzeyden yüksek büyütmede alınan SE SEM görüntüsü

5.2.3 Ti ilavesinin Etkisi

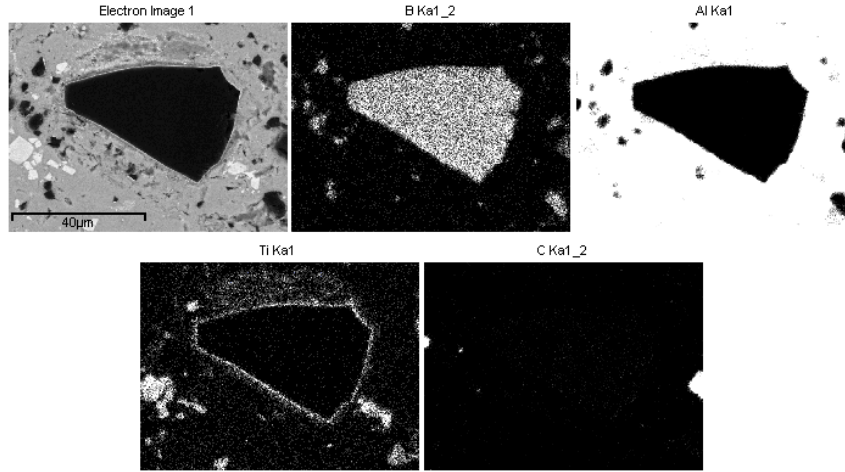
Bölüm 3.3.1’de verilen Al-Ti-B₄C sisteminin termodinamik koşulları uyarınca, K₂TiF₆ ilavesi ile üretilen kompozitlerde matris/takviye arayüzeyinde sürekli bir reaksiyon tabakasının oluştuğu gözlemlenmiştir. İleriki bölümlerde detaylı olarak inceleneceği gibi, bu yöntemle üretilen kompozitlerde yüksek partikül ilave verimi elde edilmiştir. Buradan hareketle, oluşturulan reaksiyon tabakasının ıslatılabilirliği artırdığı düşünülmektedir. Titanyumun K₂TiF₆ formunda ilavesinin sebebi, K ve F’un Al yüzeyinden oksit tabakasını uzaklaştırarak sıvı Al ile B₄C partiküllerinin temas etmesini sağlamasıdır.

Şekil 5.5’te, arayüzeyden yüksek büyütmede alınan FEG-SEM görüntüleri verilmiştir. Görüntüler üzerinde yapılan ölçümlerde, arayüzey reaksiyon tabakasının kalınlığının 80-180 nm arasında değiştiği tespit edilmiştir.



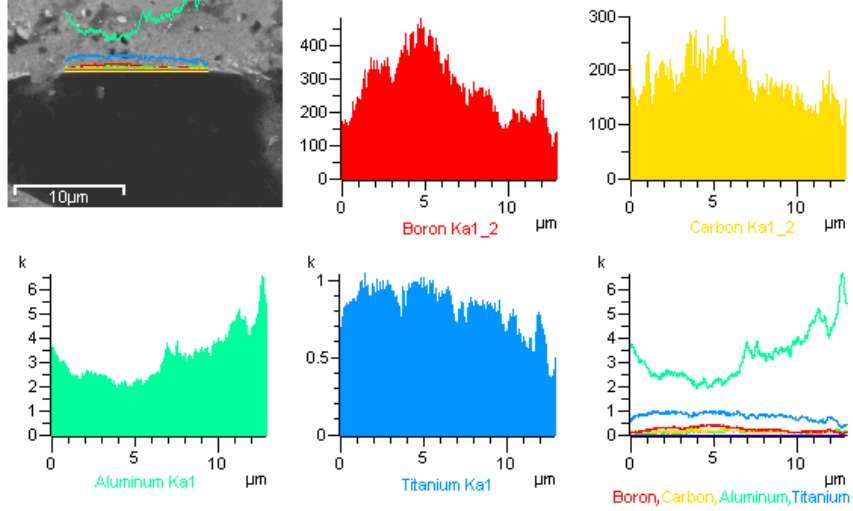
Şekil 5.5 K_2TiF_6 ilavesiyle üretilen kompozitte arayüzeyden yüksek büyütmede alınan a) COMPO ve b) SE SEM görüntüleri

Şekil 5.6'da, tek bir B_4C partikülünden alınan FEG-SEM görüntüsü ve bu görüntüye ait X-ışını haritaları verilmiştir. Şekildeki Ti elementine ait x-ışını haritasından görülebileceği gibi, reaksiyon tabakası partikül boyunca sürekli bir şekilde oluşmuştur.



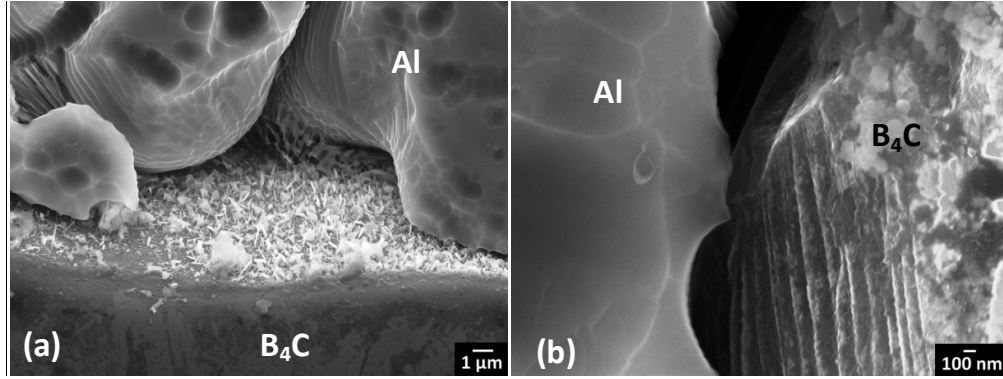
Şekil 5.6 K_2TiF_6 ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve bu görüntüden alınan B, Al, Ti ve C elementlerine ait X-ışını haritaları

Bölüm 3.3.1'de verilen Al-Ti- B_4C sisteminin termodinamik verilerine göre, teorik olarak arayüzeyde TiB_2 ve TiC 'den oluşan bir reaksiyon tabakası beklendiği daha önce ifade edilmişti. Arayüzeyde yapılan analizler, bu öngörüğü doğrular niteliktedir. Şekil 5.7'de arayüzey boyunca alınan çizgi analizi verilmiştir. Çizgi boyunca B, C ve Ti elementlerinin mevcudiyetleri analizde görülmektedir.



Şekil 5.7 K_2TiF_6 ilavesiyle üretilen kompozit numuneye ait SEM görüntüsü ve arayüzey boyunca alınan çizgi analizinde B, C, Al, ve Ti elementlerinin değişimi

Arayüzeydeki bağlanmanın etkisinin karşılaştırmalı olarak incelenmesi amacıyla kompozit numuneler aynı koşullarda K_2TiF_6 ilave edilmeyerek de üretilmiştir. Numuneler, Keller ayracı ile aşırı dağlanmış ve matris/takviye arayüzeyleri, yüksek çözünürlüklü FEG-SEM ile incelenmiştir (Şekil 5.8). Mikroyapılarda da görülebileceği gibi, K_2TiF_6 ilavesiyle üretilen numunede arayüzeyde bağlanma görülürken, K_2TiF_6 ilave edilmeden üretilen kompozitte arayüzeyde bir bağlanmanın izine rastlanmamıştır.

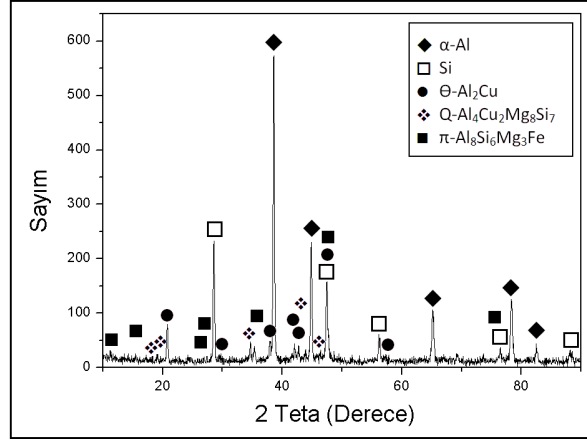


Şekil 5.8 a) K_2TiF_6 ilave edilerek ve b) K_2TiF_6 ilave edilmeyerek üretilen ve aşırı dağlanan kompozit numunelerin arayüzeylerinden alınan SE SEM görüntüleri

5.3 AlSi9Cu3Mg- B_4C Kompozitleri

Al-Si-Cu-Mg alaşımlarında çökeltiler, alaşım kompozisyonuna bağlı olarak $\Theta-Al_2Cu$, S- Al_2CuMg ve/veya Q- $Al_2Cu_2Mg_8Si_7$ fazları şeklinde oluşabilmektedir [298]. AlSi9Cu3Mg

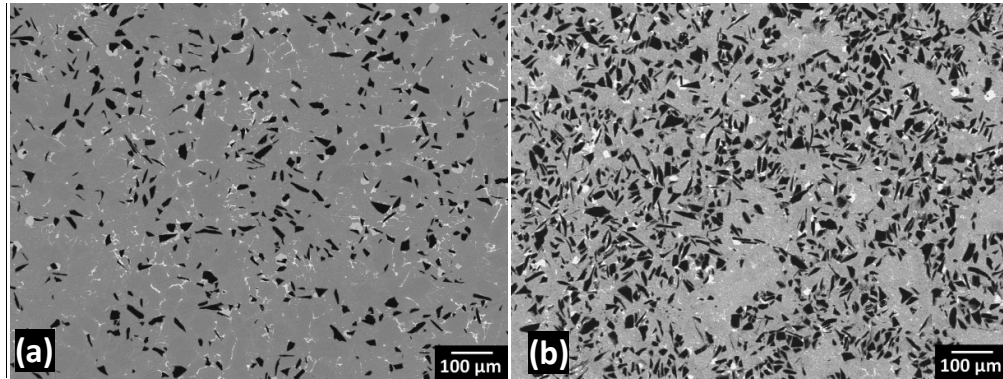
alaşımının döküm sonrası yapısına ait XRD spektrumunda (Şekil 5.9) şu fazlara rastlanmıştır: α -Al, Si, Θ -Al₂Cu, Q-Al₄Cu₂Mg₈Si₇ ve π -Al₈Si₆Mg₃Fe.



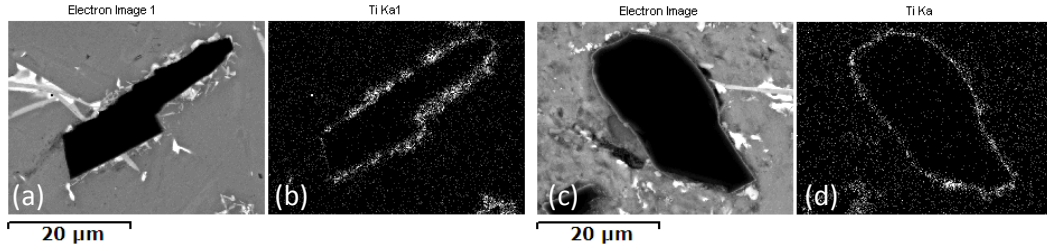
Şekil 5.9 Döküm sonrası AlSi9Cu3Mg alaşımından alınan XRD spektrumu

MMK malzemelerde beklenen mekanik özelliklere ulaşabilmek için takviye partiküllerinin matris içinde homojen bir şekilde dağılması gerekmektedir [235]. Ancak, döküm yöntemi ile MMK üretiminde karşılaşılan en büyük sorunlardan biri partiküllerin matris içinde homojen dağıtılamamasıdır [47]. Önceki çalışmamızda, AlSi9Mg matris ile ağı. %10, 15 ve 20 nominal oranları ile üretilen B₄C takviyeli kompozitlerde, K₂TiF₆ ilavesi ile homojen partikül dağılımı elde edilirken, arayüzeye herhangi bir modifikasyon uygulanmadan üretilen numunelerde partikül ilave veriminin düşük olduğu ve partikül topaklaşmaları olduğu belirlenmiştir [299].

AlSi9Cu3Mg matrisli kompozitlerde nispeten homojen partikül dağılımı elde edildiği (Şekil 5.10) ve arayüzeyde reaksiyon tabakasının oluştuğu belirlenmiştir (Şekil 5.11).



Şekil 5.10 AlSi9Cu3Mg matrisli a) %15 ve b) %19 B₄C takviyeli kompozitlerin BSE SEM görüntüleri



Şekil 5.11 Sırasıyla %15 ve 19'luk numunelere ait a,c) BSE SEM görüntüleri ve b,d) bu görüntülere karşılık gelen Ti X-ışını haritaları

AlSi9Cu3Mg-B₄C numunelere ait hacim oranı (nominal ve deneysel), partikül ilave verimi ve sertlik değerleri Çizelge 5.1'de verilmiştir. Hacim oranları, metalografik görüntü analizi yöntemi ile ölçülmüştür. Bu yöntem, hızlı ve kolay uygulanabilir bir yöntemdir ancak standart sapma değerleri nispeten yüksektir [300]. Çizelgede görülebileceği gibi, nispeten yüksek hacim oranına sahip kompozitler %91,54 ve 87,02 oranlarında partikül ilave verimi değerleri ile üretilmiştir. Literatürde, döküm yöntemi ile üretilen Al-B₄C kompozitlerinde partikül ilave verimi üzerine çok sınırlı sayıda bilgi bulunmaktadır. Düşük ısılatılabilirliği bağlı olarak, bor karbür partiküllerine herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmadan üretilen kompozitlerde partikül ilave verimlerinin düşük olduğu görülmektedir. *Çanakçı ve Arslan* AA2024 matrisli B₄C partikül takviyeli kompozitleri vorteks yöntemi ile üretmişlerdir ve 49-16,5 μm boyutlarına sahip partikül içeren numunelerde, %3 nominal hacim oranına sahip numunede partikül ilave veriminin %97 olduğunu, ancak %10 nominal hacim oranına sahip numunede verim değerinin %65 olduğunu rapor etmişlerdir [263]. *Kennedy ve Brampton*, K-Al-Ti-F flaksı kullanılarak ürettikleri Al-B₄C kompozitlerinde %100 verim rapor etmişlerdir ancak bu çalışmada hacim oranı ağırlıkça %5 değerindedir [55].

Çizelge 5.1 AlSi9Cu3Mg-B₄C numunelere ait hacim oranı, verim ve sertlik değerleri

Numune	Nominal Partikül Oranı (%ağ.)	Nominal Hacim Oranı (%)	Deneysel Hacim Oranı (%)	Partikül İlave Verimi (%)	Sertlik (HV)
AlSi9Cu3Mg-%15B ₄ C	15	16,20	14,83±2,70	91,54	119,03±2,68
AlSi9Cu3Mg-%19B ₄ C	20	21,50	18,71±5,15	87,02	135,15±5,35

Yoğunluk ve porozite değerleri Çizelge 5.2'de verilmiştir. Literatür ile kıyaslandığında, uygulanan vakum altında üretim ve sıkıştırma döküm prosesleri sayesinde porozite değerlerinin bir hayli düşük olduğu görülmektedir. *Mazahery ve Shabani*, sıkıştırma

döküm yöntemi ile ürettikleri A365 matrisli hac. %15 B₄C takviyeli kompozitlerde yaklaşık %2 porozite rapor ederlerken [252], Çanakçı ve Arslan, karıştırma döküm yöntemi ile ürettikleri AA2024 matrisli hac. %10 B₄C takviyeli kompozitlerde yaklaşık %3 porozite rapor etmişlerdir [263].

Çizelge 5.2 AlSi9Cu3Mg-B₄C numunelere ait yoğunluk ve porozite değerleri

Numune	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)	DeneySEL Yoğunluk (g/cm ³)	% Porozite
AlSi9Cu3Mg-%15B ₄ C	2,7509	2,7418±0,0108	0,33
AlSi9Cu3Mg-%19B ₄ C	2,7699	2,7390±0,0098	1,12

5.3.1 AlSi9Cu3Mg-B₄C Kompozitlerinin Kuru Kayma Aşınma Davranışı

Aşınma testleri sonunda elde edilen ortalama sürtünme katsayısı verileri ile numune ve karşı malzemelerde oluşan aşınma oranları Çizelge 5.3'te, deney parametreleri ile birlikte verilmiştir.

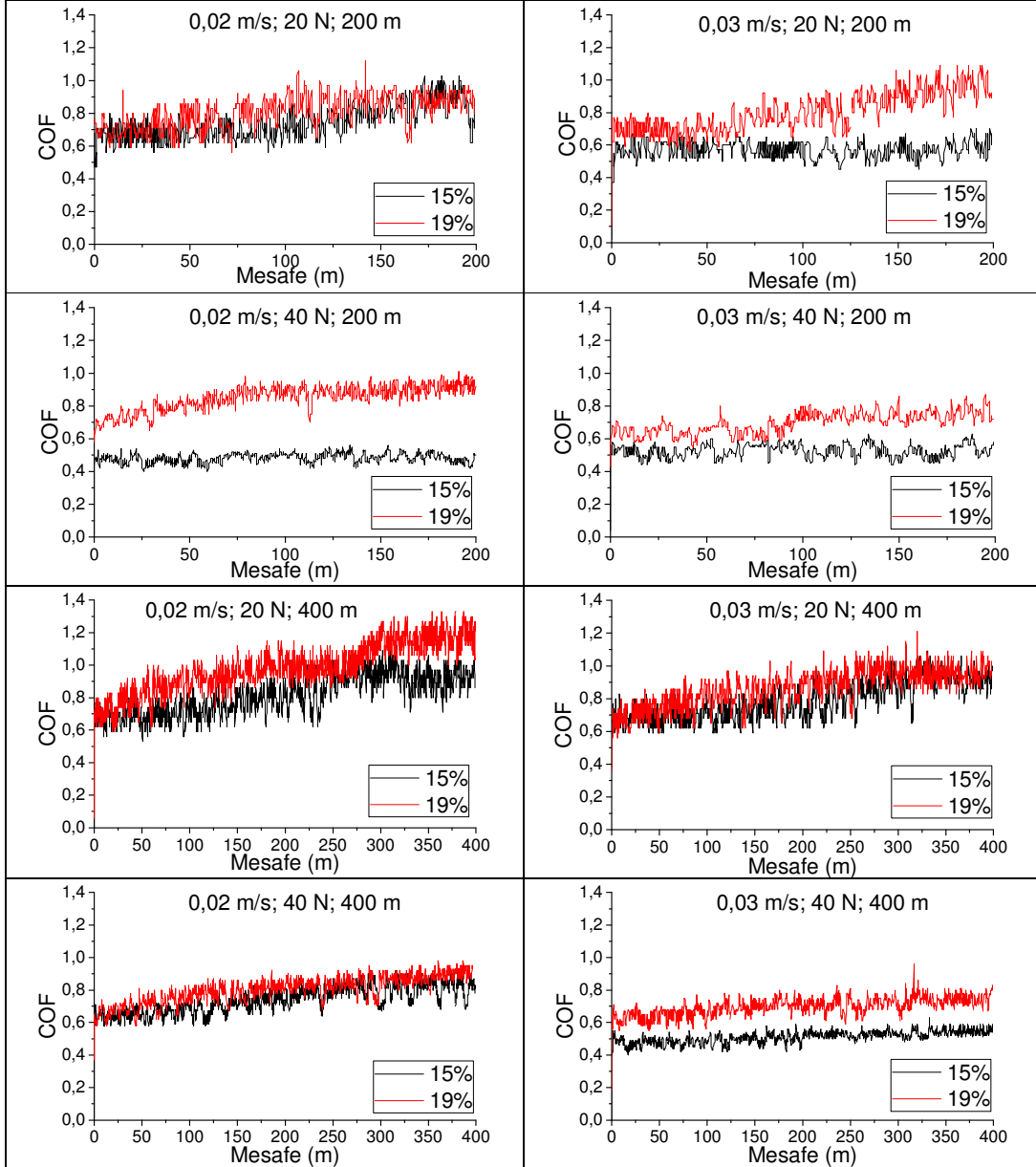
Çizelge 5.3 Sonuçların deney planı üzerinde gösterimi

SS	US	A	B	C	D	COF _{ort}	W _w	W _v	W _{w(Pin)}
2	1	19	0,02	20	200	0,81±0,10	0,01950	0,0079	0,0015
9	2	15	0,02	20	400	0,81±0,12	0,02075	0,0064	0,0033
12	3	19	0,03	20	400	0,86±0,11	0,02350	0,0081	0,0060
7	4	15	0,03	40	200	0,53±0,04	0,02150	0,0072	0,0050
8	5	19	0,03	40	200	0,70±0,08	0,02300	0,0095	0,0095
14	6	19	0,02	40	400	0,80±0,08	0,03650	0,0129	0,0365
16	7	19	0,03	40	400	0,70±0,06	0,01750	0,0075	0,0035
11	8	15	0,03	20	400	0,79±0,11	0,01400	0,0057	0,0033
1	9	15	0,02	20	200	0,74±0,10	0,00650	0,0056	0,0050
13	10	15	0,02	40	400	0,74±0,08	0,03100	0,0102	0,0310
3	11	15	0,03	20	200	0,57±0,06	0,02000	0,0043	0,0080
5	12	15	0,02	40	200	0,48±0,03	0,02450	0,0076	0,0060
6	13	19	0,02	40	200	0,85±0,08	0,04450	0,0138	0,0140
4	14	19	0,03	20	200	0,81±0,12	0,02350	0,0061	0,0040
10	15	19	0,02	20	400	0,98±0,15	0,03125	0,0108	0,0043
15	16	15	0,03	40	400	0,51±0,04	0,02125	0,0083	0,0070

SS: Standart sıra; US: uygulama sırası; A: Faktör 1 (Hacim oranı [%]); B: Faktör 2 (Kayma hızı [m/s]); C: Faktör 3 (Yük [N]); D: Faktör 4 (Kayma mesafesi [m]); COF_{ort}: Ortalama sürtünme katsayısı; W_w: Ağırlık kaybına göre aşınma hızı (mg/m); W_v: Hacim kaybına göre aşınma hızı (mm³/m); W_{w(Pin)}: Pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı (mg/m).

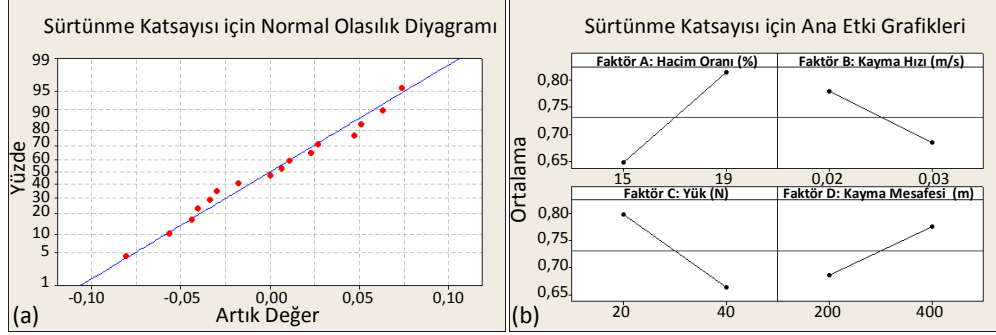
5.3.1.1 Sürtünme Katsayısı

Tüm koşullar için sürtünme katsayısı değerleri grafikleri Şekil 5.12’de verilmiştir. Ortalama sürtünme katsayısı değerleri 0,48 ila 0,98 değerleri arasında değişmektedir. Uygulanan tüm koşullarda, %19 hacim oranına sahip numunelere ait sürtünme katsayısı değerlerinin %15 hacim oranına sahip numunelere göre yüksek olduğu görülmektedir.



Şekil 5.12 Sürtünme katsayısı grafikleri

Ortalama sürtünme katsayısı değerleri Minitab 15 istatistik program ile incelenmiştir. Şekil 5.13a'da verilerin normal olasılık diyagramı verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi, veriler normal dağılıma büyük ölçüde uymaktadır. Şekil 5.13b'de ise ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin ana etki grafikleri verilmektedir. Grafikte görülebileceği gibi, ortalama sürtünme katsayısı değerleri artan hacim oranı ve kayma mesafesi ile birlikte artmakta; artan kayma hızı ve yük ile birlikte azalmaktadır.



Şekil 5.13 Sürtünme katsayısı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri

Çizelge 5.4 sürtünme katsayısı değerleri için varyans analizi (ANOVA) tablosunu vermektedir. ANOVA tablosu ortalamalar arasındaki önemli farklılıkların test edilmesinde kullanılmaktadır [301]. ANOVA tablosu, değişken kaynağı (faktörler ve etkileşimleri), serbestlik derecesi (SD), kareler toplamı, kareler ortalaması, F değeri, F_α değeri ve P (%) değeri (katkı yüzdesi) sütunlarını göstermektedir. Tüm analizlerde, faktör etkileşimlerinden sadece ikili etkileşimler incelenmiştir. Analizler %95 güven aralığında gerçekleştirilmiştir. Katkı yüzdesi (%P), her bir faktör ve etkileşimin sonuçlara olan etki derecesini göstermektedir [302]. Katkı yüzdeleri, aşağıdaki formüle göre hesaplanmaktadır [303]:

$$P(\%) = \frac{KT_F}{KT_T} \times 100 \quad (5.1)$$

Burada, KT_F faktör ya da etkileşimin kareler toplamı değerini, KT_T ise toplam kareler toplamı değerini vermektedir. Değerlendirme, F değeri ve katkı yüzdesi (%P) üzerinden yapılmıştır. Faktör veya etkileşimlerin F değerlerinin F_α değerinden büyük olması ve faktör veya etkileşimlerin P (%) değerinin hatanın P (%) değerinden büyük olması durumunda, ilgili faktör ya da etkileşimin sonuçlar üzerinde istatistiksel ve fiziksel önemi olduğu kararına varılmıştır [304].

Çizelge 5.4 Ortalama sürtünme katsayısı değerleri için ANOVA tablosu

Değişken Kaynağı*	SD	Kareler Toplamı	Kareler Ortalaması	F [†]	P (%)
A	1	0,1110110	0,1110110	17,79	36,41
B	1	0,0361430	0,0361430	5,79	11,86
C	1	0,0725760	0,0725760	11,63	23,81
D	1	0,0324050	0,0324050	5,19	10,63
A*B	1	0,0000050	0,0000050	0,00	0,00
A*C	1	0,0037830	0,0037830	0,61	1,24
A*D	1	0,0078090	0,0078090	1,25	2,56
B*C	1	0,0009330	0,0009330	0,15	0,31
B*D	1	0,0022490	0,0022490	0,36	0,74
C*D	1	0,0067420	0,0067420	1,08	2,21
Hata	5	0,0311950	0,0062390		10,23
Toplam	15	0,3048520			100

* A: Hacim oranı (%); B: Kayma hızı (m/s); C: Yük (N); D: Kayma mesafesi (m)

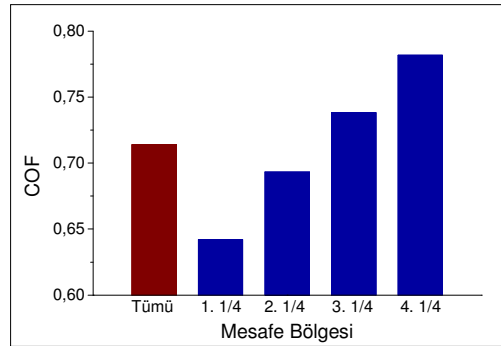
[†]F_{α=0,05}=6,61 [305]

Ortalama sürtünme katsayısı değerleri için ANOVA tablosu incelendiğinde, sonuçlara en büyük etkinin hacim oranı faktörü tarafından yapıldığı (%P:36,41) ve bunu yük faktörünün takip ettiği (%P:23,81) görülmektedir. F değerleri ile birlikte yapılan değerlendirmede, sonuçlar üzerinde istatistiksel ve fiziksel etkisi olan parametrelerin sadece hacim oranı ve yük olduğu görülmektedir. Etkileşimlerin ortalama sürtünme katsayısı sonuçları üzerinde istatistiksel bir etkisi olmadığı görülmektedir.

Literatürde, Al-B₄C kompozitlerinin kuru kayma koşullarında aşınma davranışlarının incelendiği çalışmalarda test parametrelerinin farklı olduğu görülmektedir. Literatürde, ileri-geri aşınma testinin uygulandığı çalışmalarda temas basınçlarının çok yüksek olduğu ve karşı malzemenin türü ve/veya geometrisinin de bu çalışmadakinden farklı olduğu görülmektedir. Bu çalışmada temas basınçları, 20 ve 40 N yükler için sırasıyla 1,02 ve 2,04 MPa'dır. *Meydanoğlu vd., Bölüm 3.4'*te incelediğimiz çalışmalarında, ağ. %10 oranında takviye içeren Al-B₄C kompozitlerinin ileri-geri aşınma testleri sonunda değişen partikül boyutu ve kayma mesafesi parametreleri ile farklı sürtünme katsayısı değerleri rapor etmişlerdir. 10 µm B₄C partikülleri ile takviye edilen kompozitte ortalama sürtünme katsayısı değerleri, 0,02 ve 0,09 m/s hızlar için sırasıyla 0,93±0,04 ve 0,69±0,11 olarak bildirilmişken, 25 µm B₄C partikülleri ile takviye edilen kompozitte

değerler sırasıyla $1,10 \pm 0,04$ ve $0,89 \pm 0,13$ olarak bildirilmiştir [291]. *Hemanth*, yine Bölüm 3.4'te incelediğimiz çalışmada, bu tez çalışması ile benzer koşullarda; %12 takviye oranı, 0,03 m/s kayma hızı ve 30 N yük (1,06 MPa temas basıncı) koşullarında sürtünme katsayısı değerini 0,7 olarak elde etmiştir [86]. Bu tez çalışmasında ise %15 hacim oranı, 0,03 m/s kayma hızı ve 20 N yük (1,02 MPa temas basıncı) koşullarında, 200 ve 400 m kayma mesafeleri için sırasıyla 0,57 ve 0,79 ortalama sürtünme katsayısı değerleri elde edilmiştir.

Literatürde Al-B₄C kompozitlerinin kuru kayma koşullarında aşınma davranışlarının incelendiği bazı çalışmalarda, sürtünme katsayısı değerlerinin testin başında düşük değerlerde seyrettiği, belli bir süre sonra bu değerlerin belli bir seviyeye yükseldiği ve testin sonuna kadar bu yüksek seviyede sabit kaldığı rapor edilmiştir [188,291]. Bu tez çalışmasında, bu tür bir “iki bölge” sürtünme katsayısı grafiği elde edilmemiştir ancak ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin artan kayma mesafesi ile birlikte yükseldiği görülmüştür. Şekil 5.14'te, tüm numunelerin, toplam kayma mesafesinin 1., 2., 3. ve 4. çeyreğinden alınan ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin ortalaması verilmiştir. Grafikte görülebileceği gibi değerler ilk çeyrekte son çeyreğe lineere yakın bir şekilde artmaktadır.



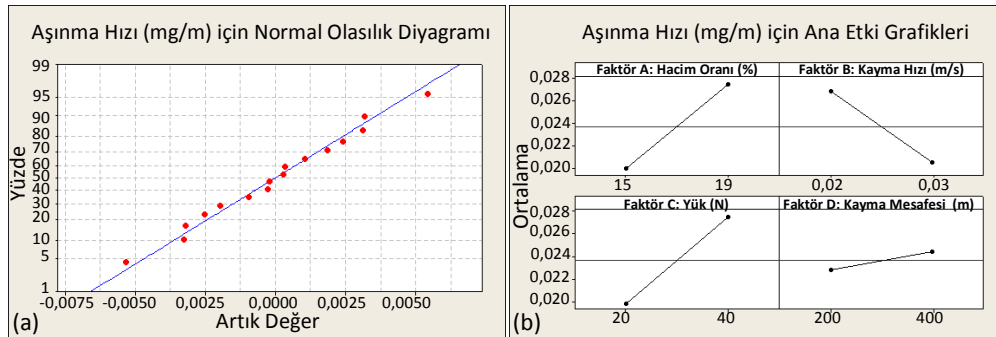
Şekil 5.14 Tüm test numunelerinin farklı mesafe bölgelerinden alınan ortalama sürtünme katsayısı değerleri

Tang vd., Al-5083 matrisli, B₄C partikül takviyeli kompozitlerle yaptığı çalışmalarda iki bölge sürtünme katsayısı rapor etmiştir. Araştırmacılar, ilk aşamada yükün genel olarak B₄C partikülleri tarafından taşındığını, çelik ile B₄C arasındaki sürtünme katsayısı değerinin çelik ile Al alaşımları arasındaki değerden daha düşük olması sebebiyle, testin ilk aşamasında sürtünme katsayısı değerlerinin düşük olduğunu belirtmişlerdir. İkinci

aşamada ise adhesiv aşınmanın meydana geldiğini, B₄C partiküllerinin yüzeydeki etkisinin kaybolduğunu ve sürtünmenin iki metalik yüzey arasında gerçekleştiğini, buna bağlı olarak da sürtünme katsayısı değerlerinin yükseldiğini belirtmişlerdir [188]. Bu tez çalışmasında, sürtünme katsayısı grafiğinde keskin değişim bölgeleri gözlemlenmese de artan mesafe ile birlikte sürtünme katsayısı değerlerinin arttığı belirlenmiştir. Bu duruma, aşınma sırasında numune/karşı malzeme temasındaki değişimlerin sebep olduğu düşünülmektedir. Testin başlarında yük esas olarak takviye partikülleri tarafından taşınırken ilerleyen aşamalarda metal-metal teması artmakta ve buna bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri de artmaktadır.

5.3.1.2 Ağırlık Kaybına Göre Aşınma Hızı

Ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerinin normal olasılık diyagramı Şekil 5.15a'da verilmiştir. Diyagramda görüldüğü gibi veriler normal dağılıma büyük ölçüde uymaktadır. Şekil 5.15b'de ise ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerinin ana etki grafikleri verilmektedir. Ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri artan hacim oranı, yük ve kayma mesafesi ile birlikte artmakta; artan kayma hızı ile birlikte azalmaktadır.



Şekil 5.15 Ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri

Çizelge 5.5 ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri ANOVA tablosunu vermektedir. ANOVA tablosu incelendiğinde, sonuçlara en büyük etkinin yük faktörü tarafından yapıldığı (%P:19,43) ve bunu hacim oranı faktörünün takip ettiği (%P:18,79) görülmektedir. Etkileşimler içinde ise, “kayma hızı x yük” etkileşimin sonuçlar üzerinde önemli etkisinin olduğu görülmektedir (%P:16,66). F değerleri ile birlikte yapılan incelemede, sonuçlar üzerinde istatistiksel ve fiziksel etkisi olan faktörlerin hacim oranı, yük ve “kayma hızı x yük” etkileşimi olduğu görülmektedir.

Çizelge 5.5 Ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri için ANOVA tablosu

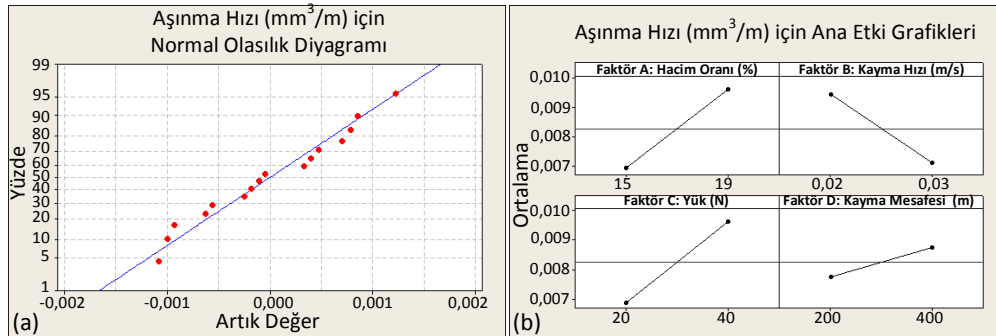
Değişken Kaynağı *	SD	Kareler Toplamı	Kareler Ortalaması	F [†]	P (%)
A	1	0,0002231	0,0002231	9,28	18,79
B	1	0,0001578	0,0001578	6,56	13,29
C	1	0,0002307	0,0002307	9,59	19,43
D	1	0,0000102	0,0000102	0,42	0,86
A*B	1	0,0000914	0,0000914	3,80	7,70
A*C	1	0,0000110	0,0000110	0,46	0,93
A*D	1	0,0000165	0,0000165	0,69	1,39
B*C	1	0,0001978	0,0001978	8,22	16,66
B*D	1	0,0000821	0,0000821	3,42	6,92
C*D	1	0,0000464	0,0000464	1,93	3,91
Hata	5	0,0001202	0,0000240		10,12
Toplam	15	0,0011872			100

* A: Hacim oranı (%); B: Kayma hızı (m/s); C: Yük (N); D: Kayma mesafesi (m)

[†] F_{α=0,05}=6,61 [305]

5.3.1.3 Hacim Kaybına Göre Aşınma Hızı

Hacim kaybına göre aşınma hızı değerlerinin normal olasılık diyagramı Şekil 5.16a'da verilmiştir. Diyagramda görüldüğü gibi, veriler normal dağılıma büyük ölçüde uymaktadır. Şekil 5.16b'de ise hacim kaybına göre aşınma hızı değerlerinin ana etki grafikleri verilmektedir. Hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri, ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerinde olduğu gibi artan hacim oranı, yük ve kayma mesafesi ile birlikte artmakta; artan kayma hızı ile birlikte azalmaktadır.



Şekil 5.16 Hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri

Çizelge 5.6 hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri ANOVA tablosunu vermektedir. ANOVA tablosu incelendiğinde, sonuçlara en büyük etkinin yük faktörü tarafından

yapıldığı görülmektedir (%P:29,21) ve bunu hacim oranı (%P:27,11) ve kayma hızı (%P:20,98) faktörleri takip etmektedir. F değerleri ile birlikte yapılan incelemede, sonuçlar üzerinde istatistiksel ve fiziksel etkisi olan faktörlerin yük, hacim oranı, ve kayma hızı olduğu görülürken, kayma mesafesi faktörü ve etkileşimlerin %95 güven aralığı dâhilinde sonuçlar üzerinde istatistiksel bir etkisinin olmadığı görülmektedir.

Çizelge 5.6 Hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri için ANOVA tablosu

Değişken Kaynağı*	SD	Kareler Toplamı	Kareler Ortalaması	F [†]	P (%)
A	1	0,0000283	0,0000283	18,41	27,11
B	1	0,0000219	0,0000219	14,26	20,98
C	1	0,0000305	0,0000305	19,82	29,21
D	1	0,0000041	0,0000041	2,69	3,93
A*B	1	0,0000062	0,0000062	4,01	5,94
A*C	1	0,0000000	0,0000000	0,01	0,00
A*D	1	0,0000009	0,0000009	0,60	0,86
B*C	1	0,0000019	0,0000019	1,23	1,82
B*D	1	0,0000005	0,0000005	0,31	0,48
C*D	1	0,0000025	0,0000025	1,63	2,39
Hata	5	0,0000077	0,0000015		7,38
Toplam	15	0,0001044			100

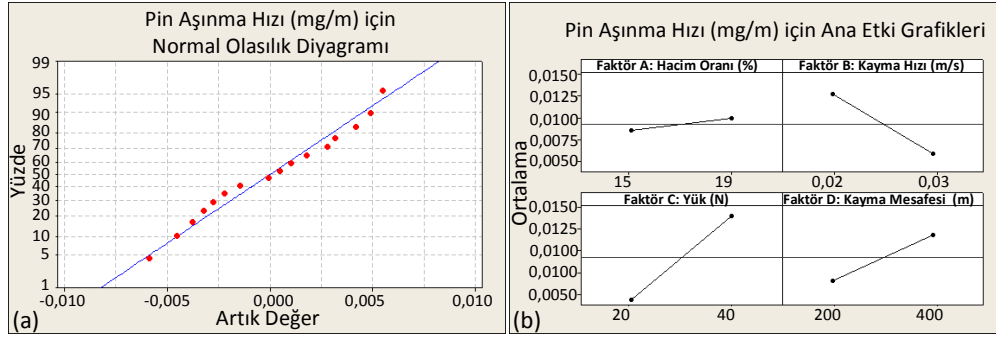
*A: Hacim oranı (%); B: Kayma hızı (m/s); C: Yük (N); D: Kayma mesafesi (m)

[†]F_{α=0,05}=6,61 [305]

Kompozit numunelerde hacim ve ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerine etki eden faktörler karşılaştırıldığında, farklı etki yüzdelerine sahip olmakla birlikte her iki durumda da en etkili faktörün yük olduğu görülmektedir. Bununla birlikte, kayma hızı parametresinin, hacim kaybına göre aşınma hızı üzerinde istatistiksel ve fiziksel etkisinin olduğu görülürken, ağırlık kaybına göre aşınma hızı üzerinde, %95 güven aralığı limitleri dâhilinde istatistiksel anlamda etkili olmadığı görülmektedir. Öte yandan, “kayma hızı x yük” etkileşimin ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri üzerinde fiziksel ve istatistiksel etkisi olduğu görülürken, incelenen güven aralığı limitleri dâhilinde, hacim kaybına göre aşınma hızı değerleri üzerinde herhangi bir etkileşimin etkisinin olmadığı belirlenmiştir.

5.3.1.4 Karşı Malzemede Ağırlık Kaybına Göre Aşınma Hızı

Pinlerde (karşı malzeme) ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerinin normal olasılık diyagramı Şekil 5.17a'da verilmiştir. Diyagramda görüldüğü gibi, veriler normal dağılıma büyük ölçüde uymaktadır. Şekil 5.17b'de ise hacim kaybına göre aşınma hızı değerlerinin ana etki grafikleri verilmektedir. Pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri artan hacim oranı, yük ve kayma mesafesi ile birlikte artmakta; artan kayma hızı ile birlikte azalmaktadır.



Şekil 5.17 Ağırlık kaybına göre pin aşınma hızı değerleri için a) normal olasılık diyagramı ve b) ana etki grafikleri

Çizelge 5.7 pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri ANOVA tablosunu vermektedir. ANOVA tablosu incelendiğinde, sonuçlara en büyük etkinin yük faktörü tarafından yapıldığı görülmektedir (%P:24,54) ve bunu “kayma hızı x yük” etkileşimi takip etmektedir (%P:20,01). F değerleri ile birlikte yapılan incelemede, sonuçlar üzerinde istatistiksel ve fiziksel etkisi olan faktörlerin yük faktörü ile “kayma hızı x yük” etkileşimi olduğu görülmektedir.

Pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerine etki eden faktörler, kompozit numuneden ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerlerine etki eden faktörlerle karşılaştırıldığında, farklı etki yüzdelerine sahip olmakla birlikte her iki durumda da en etkili faktörün yük, en etkili etkileşimin ise “kayma hızı x yük” etkileşimi olduğu görülmektedir. Bunun yanında, hacim oranı faktörünün kompozit numuneden ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri üzerinde istatistiksel ve fiziksel etkisinin olduğu görülürken, bu faktörün pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri üzerinde, incelenen güven aralığı dâhilinde istatistiksel bir etkisinin olmadığı görülmüştür.

Çizelge 5.7 Pinlerde ağırlık kaybına göre aşınma hızı değerleri için ANOVA tablosu

Değişken Kaynağı*	SD	Kareler Toplamı	Kareler Ortalaması	F [†]	P (%)
A	1	0,0000072	0,0000072	0,19	0,47
B	1	0,0001908	0,0001908	5,07	12,55
C	1	0,0003730	0,0003730	9,90	24,54
D	1	0,0001089	0,0001089	2,89	7,17
A*B	1	0,0000079	0,0000079	0,21	0,52
A*C	1	0,0000208	0,0000208	0,55	1,37
A*D	1	0,0000000	0,0000000	0,00	0,00
B*C	1	0,0003041	0,0003041	8,07	20,01
B*D	1	0,0001908	0,0001908	5,07	12,55
C*D	1	0,0001280	0,0001280	3,40	8,42
Hata	5	0,0001883	0,0000377		12,39
Toplam	15	0,0015198			100

* A: Hacim oranı (%); B: Kayma hızı (m/s); C: Yük (N); D: Kayma mesafesi (m)

[†]F_{α=0,05}=6,61 [305]

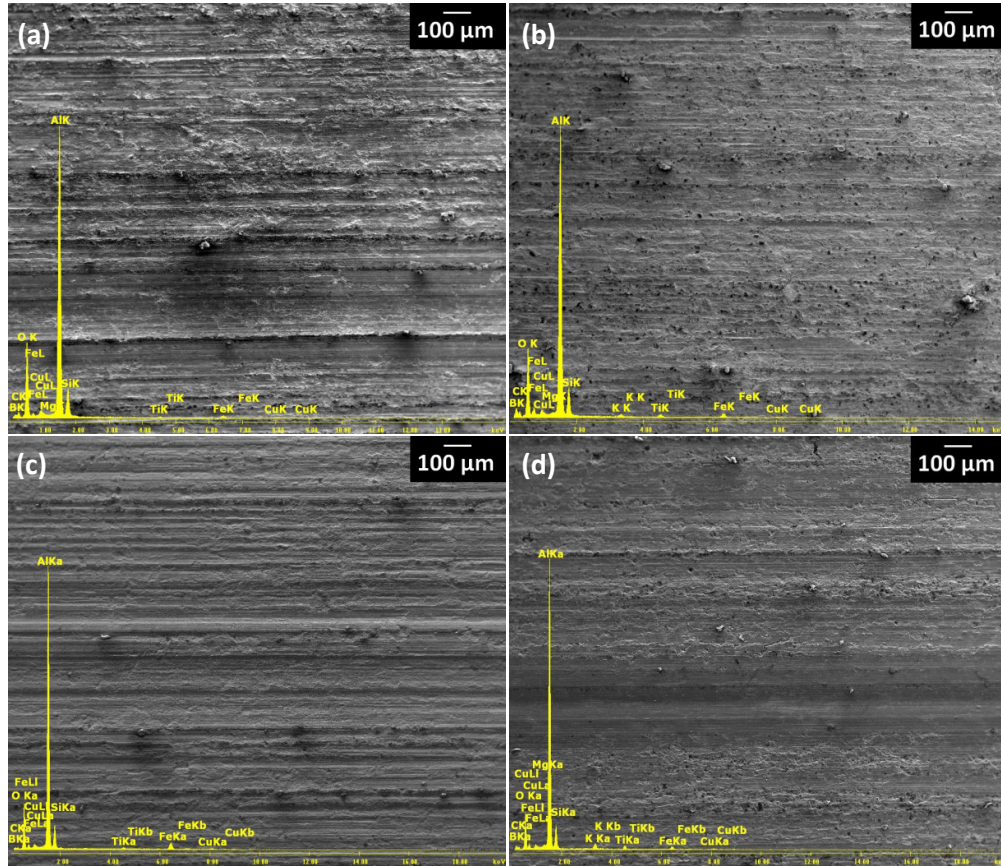
5.3.1.5 Aşınma Yüzeylerinin Karakterizasyonu

Bu bölümde, hafif¹ ve ağır² koşullarda teste tabi tutulan %15 ve %19 hacim oranlarındaki kompozit numunelerin ve bu numuneler karşısında aşındırılan pinlerin aşınma yüzeyleri incelenecektir. Şekil 5.18'de kompozit numunelerin aşınma yüzeylerinin düşük büyütme SEM görüntüleri³ verilmiştir. Tüm yüzeylerde, aşınma yönüne paralel aşınma izleri görülmektedir. Ancak, %19 takviyeli kompozitte her iki koşulda da (hafif ve ağır koşullar), %15 takviyeli kompozite göre daha düz (smooth) bir yüzey görülmektedir. İncelenen yüzeylerden alınan EDS analiz spektrumları SEM görüntüleri ile beraber verilmiştir. Tüm spektrumlarda Fe ve O varlığı görülmektedir. Bu durum, aşınma sırasında numune yüzeyine karşı malzemeden malzeme transferi olduğu ve sürtünme sırasında oksidasyonun gerçekleştiği şeklinde yorumlanmaktadır.

¹ Çizelge 4.4'te, %15 ve 19 takviyeli kompozitler için sırasıyla uygulama sırası 9 ve 1'de verilen koşullar; 0,02 m/s kayma hızı, 20 N yük ve 200 m kayma mesafesi.

² Çizelge 4.4'te, %15 ve 19 takviyeli kompozitler için sırasıyla uygulama sırası 16 ve 7'de verilen koşullar; 0,03 m/s kayma hızı, 40 N yük ve 400 m kayma mesafesi.

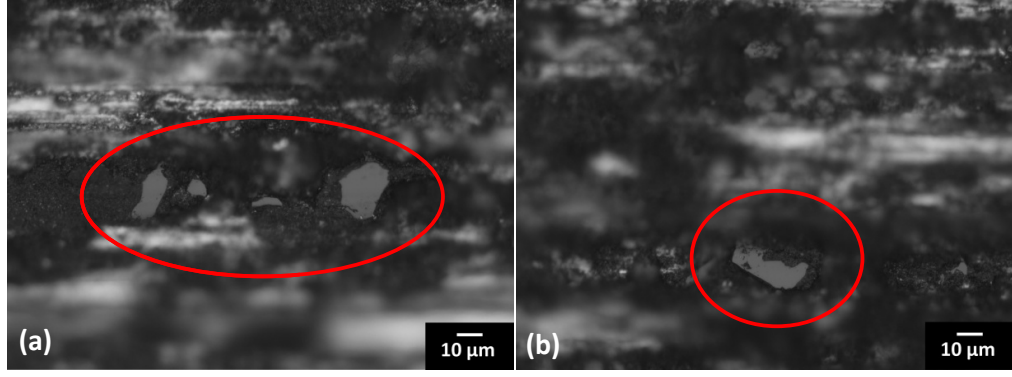
³ Bu bölümdeki tüm mikroyapı görüntüleri aşınma yönüne paralel olacak şekilde alınmıştır.



Şekil 5.18 Hafif koşullarda aşındırılan a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozit numunelerin ve ağır koşullarda aşındırılan c) %15 ve d) %19 takviyeli kompozit numunelerin düşük büyütmede alınan SE SEM görüntüleri ve EDS analizleri

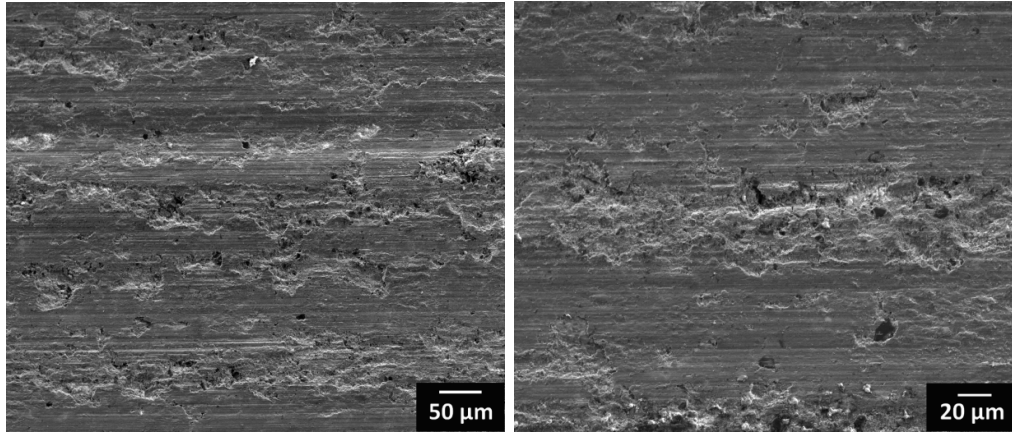
Daha yüksek büyütmelelerde yapılan incelemelerde aşınma yüzeylerinde şu oluşumlar gözlemlenmiştir: (i) oyuklar (*grooves*), (ii) yüzeyde çıkıntı halindeki partiküller (*protrusions*), (iii) kraterler, (iv) pullar (*flakes*), (v) yüzeye adhere halde Fe, (vi) aşınma yüzeyinde oksit, (vii) plastik deformasyon, (viii) çatlaklar ve (ix) gevşek aşınma kırıntıları. Oyuklar, yüzeye adhere Fe ve yüzeyde oksit bulunması durumlarına tüm koşullarda ve hacim oranlarında rastlanırken, diğer oluşumlar bazı durumlarda gözlemlenmiştir.

Şekil 5.19'da, hafif koşullarda aşındırılan %15 ve 19 takviyeli numunelerde yüzeyde çıkıntı halindeki partiküller görülmektedir. Bu çıkıntılar sadece hafif koşullarda gözlemlenmiş olup, ağır koşullarda muhtemelen düzleşmiş ya da aşınma kırıntıları ile kaplanmış veya çevrelenmiştir.



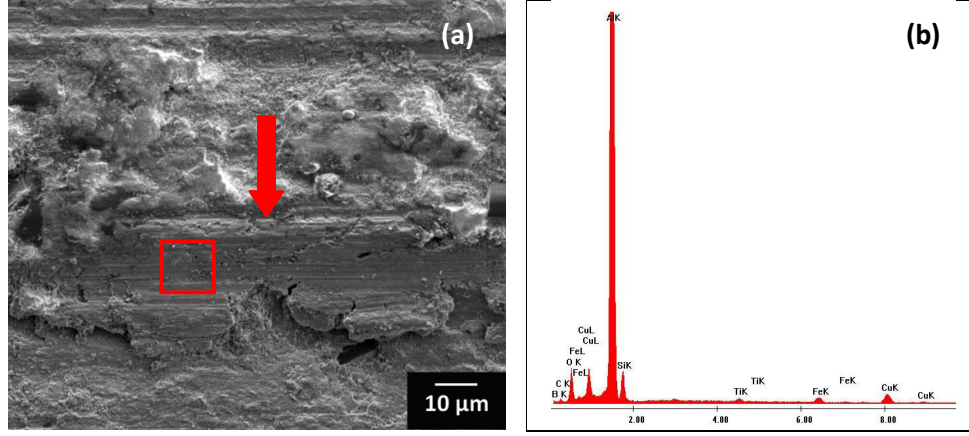
Şekil 5.19 Hafif koşullarda aşındırılan a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozit numunelerin yüzeylerindeki B_4C çıkıntılarını gösteren OM görüntüleri

Şekil 5.20’de ağır koşullarda aşınan %19 takviyeli kompozite yüzeyindeki kraterler görülmektedir. Yüzeyde krater ya da boşluklar oluşturacak şekilde oluşan malzeme kaybının aşınma sırasında oluşan soğuk kaynaklara bağlı olarak oluşan adhesiv aşınma kaynaklı olduğu rapor edilmiştir [182].



Şekil 5.20 Ağır koşullarda aşındırılan %19 takviyeli kompozit numunelerin yüzeylerindeki kraterleri gösteren SE SEM görüntüleri

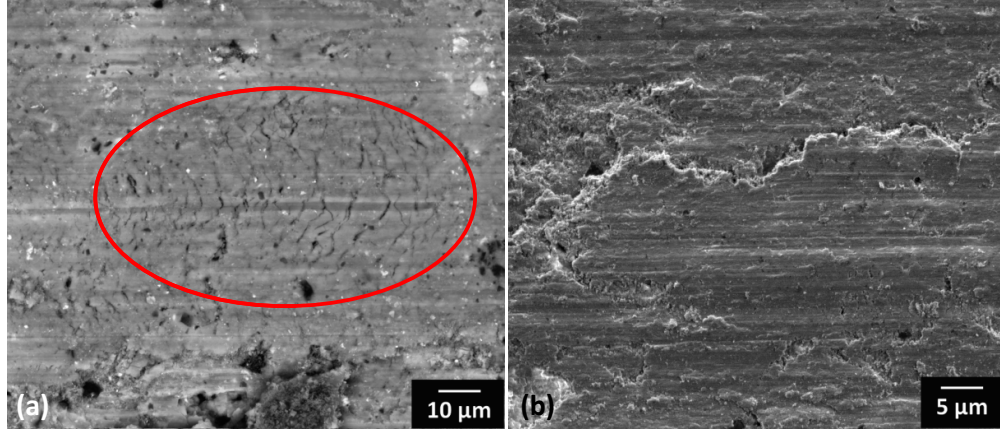
Şekil 5.21a’da yüzeyden kopmak üzere olan geniş pulsu parçaya ait SEM görüntüsü verilmiştir. Şekilde işaretli alandan alınan EDS analizi (Şekil 5.21b) göstermektedir ki pulsu parça alüminyumun yanı sıra karşı malzemedan transfer olan Fe ve oksitleri de içermektedir.



Şekil 5.21 Hafif koşullarda aşındırılan %15 takviyeli numuneden alınan a) SE SEM görüntüsü ve b) SEM görüntüsünde pulsu parçacığın üzerinde kare ile belirtilen alandan alınan EDS analizi spektrumu

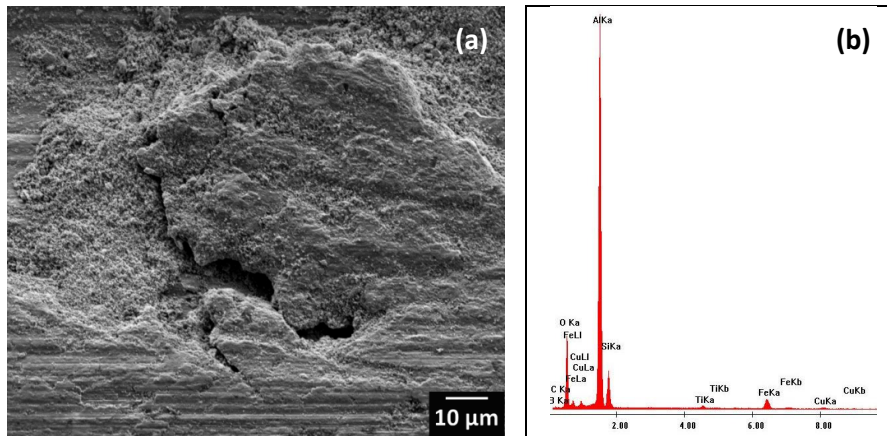
Sert partikül içeren malzemelerde eğer aşınma sırasında yeterli plastik deformasyon olursa, çatlak oluşumunun tercihli olarak partikül bölgelerinde oluşacağı rapor edilmiştir. Bu durumda, partiküller arası boşluk önemli bir parametredir ve çatlak ilerlemesi aşınma hızını kontrol etmektedir. Metal matrisin sert partiküllerin etrafındaki plastik akışı boşluk oluşumunun ana sebebi olarak gösterilmektedir. Partiküllerin etrafında boşluk oluşumu kolay gerçekleştiği ancak çatlak ilerlemesinin çok yavaş şekilde gerçekleştiği ifade edilmektedir. Ayrıca, boşluk oluşumunun başladığı derinlik ve boşluk boyutunun artan sürtünme katsayısı ve yük ile artma eğiliminde olduğu rapor edilmiştir [169].

Aşınma yüzeylerinde, tabakalı aşınma (*delamination wear*) ile ilintili olan plastik deformasyon ve çatlak oluşumlarına rastlanmıştır. Ancak şunu ifade etmek gerekir ki çalışılan tüm koşullarda tabakalı aşınma baskın aşınma mekanizması değildir. Şekil 5.22a aşınma yüzeylerindeki plastik deformasyon izlerini, Şekil 5.22b ise aşınma yüzeylerindeki çatlakları göstermektedir.



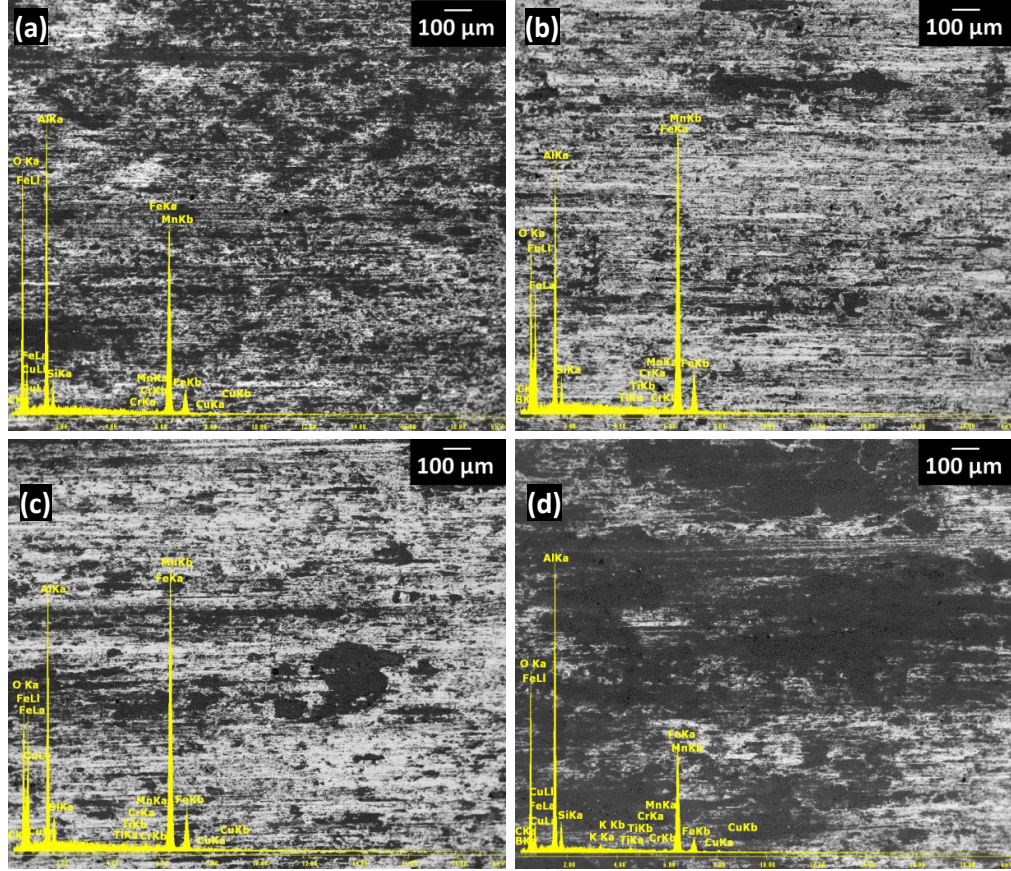
Şekil 5.22 a) Hafif koşullarda aşındırılan %15 takviyeli numuneden alınan BSE SEM görüntüsünde plastik deformasyon izleri ve b) ağır koşullarda aşındırılan %19 takviyeli numuneden alınan BSE SEM görüntüsünde çatlaklar

Şekil 5.23'te, aşınma yüzeyinde gevşek halde bulunan aşınma kırıntılarının SEM görüntüsü ve EDS analizi verilmiştir. EDS analizlerinde aşınma yüzeyinde gevşek halde bulunan aşınma kırıntılarının Al ve Fe yanında oksitleri de içerdiği görülmektedir. Gevşek aşınma kırıntılarının, aşınma tabakası ile aynı yapı ve kompozisyonda olduğunu bildirilmiştir [169]. Buna göre, aşınma yüzeylerinin analizi ve sürtünme katsayısının değişimi ile birlikte değerlendirildiğinde, aşınma sırasında aşınma yüzeyinde Fe, Al ve oksitlerden oluşan bir aşınma tabakasının (MML) oluştuğu düşünülmektedir. Pulsu parçalar ve gevşek aşınma kırıntılarının, Shorowordi vd.'nin %13 B₄C takviyeli AMK numunelerin ticari fenolik fren diski karşısında aşınma davranışlarını incelediği çalışmalarında da gözlemlendiği rapor edilmiştir [158].



Şekil 5.23 a) AlSi9Cu3Mg-%15B₄C numunede aşınma yüzeyinde gevşek halde bulunan aşınma kırıntılarından alınan SE SEM görüntüsü ve b) bu görüntüden alınan EDS analizi spektrumu

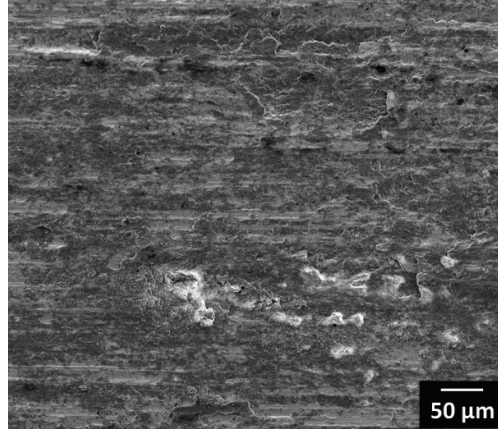
Karşı malzeme (pin) aşınma yüzeylerinden alınan düşük büyütme SEM görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 5.24'te verilmiştir. Pin aşınma yüzeylerinde kayma yönüne paralel aşınma izleri görünmektedir ancak bu izler kompozit numunedeki izler kadar derin değildir. Oyukların yanında görüntülerde dikkat çeken bir diğer unsur da karanlık bölgelerdir. Görüntüler BSE modunda alınmıştır; buna istinaden bu bölgelerin Al ve O içeren bölgeler olduğu düşünülmektedir ve EDS analizleri de bunu doğrular niteliktedir. Bunun yanında, %15'lik numune karşısında aşınan pin yüzeylerinin EDS analizlerinde C, %19'luk numune karşısında aşınan pinlerin yüzeylerinde de B ve C tespit edilmiştir. Bu durum, aşınma sırasında bir miktar takviye malzemesi transferinin de gerçekleştiğini göstermektedir.



Şekil 5.24 Hafif koşullarda a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozit numunelerin karşısında aşındırılan ve ağır koşullarda c) %15 ve d) %19 takviyeli kompozit numunelerin karşısında aşındırılan pinlere ait düşük büyütme BSE SEM görüntüleri ve EDS analizleri

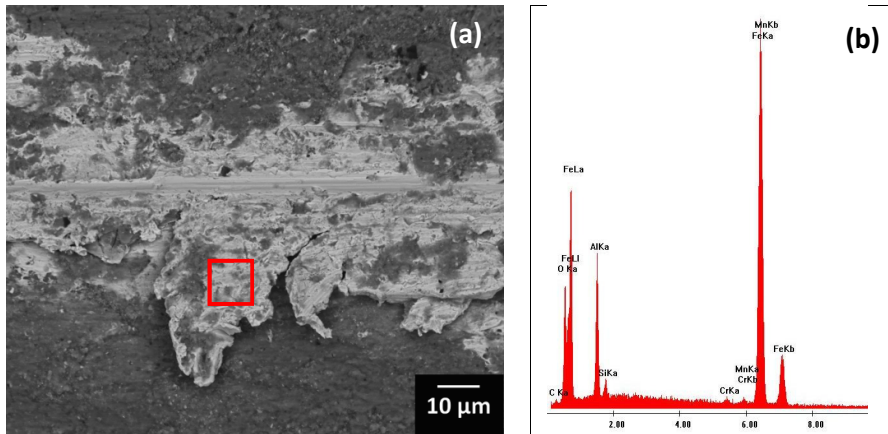
Pin aşınma yüzeylerinde yapılan detaylı incelemelerde şu oluşumlar gözlemlenmiştir: (i) kraterler, (ii) yamalar (*patches*) ve (iii) adhere pullar. Şekil 5.25, %19'luk numune

karşısında hafif koşullarda aşınan pin yüzeyindeki kraterleri göstermektedir. Bu kraterlerin varlığı, soğuk kaynağa bağlı olarak gerçekleşen adhesiv aşınmanın bir diğer kanıtı olarak değerlendirilmektedir.



Şekil 5.25 Hafif koşullarda %19 takviyeli kompozit numune karşısında aşındırılan pin yüzeyinde kraterleri gösteren SE SEM görüntüsü

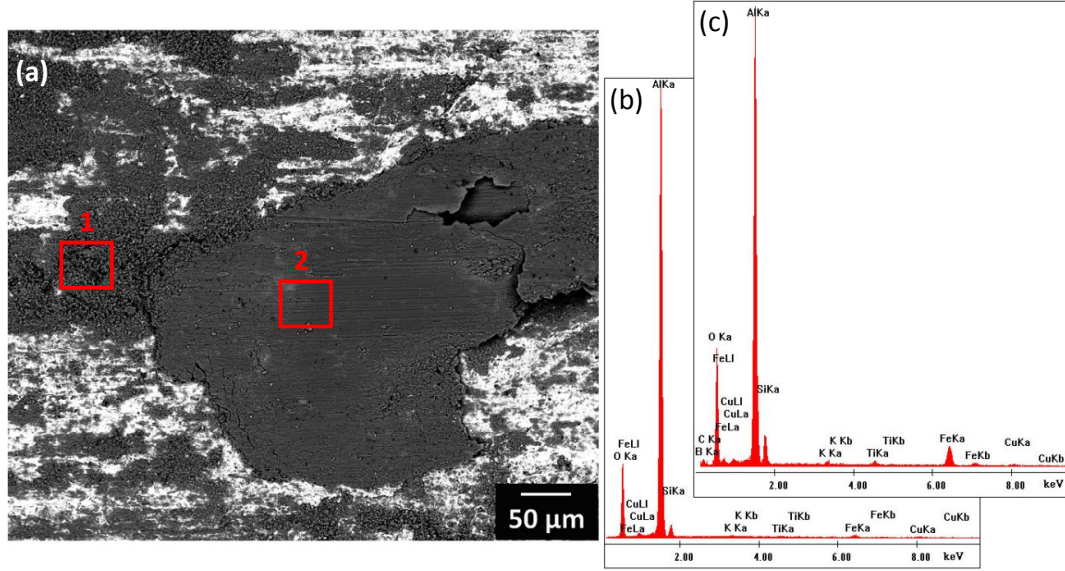
Şekil 5.26a'da %15'lik numune karşısında ağır koşullarda aşınan pin yüzeyine adhere olmuş pulsu tabaka görülmektedir. Bu tabakadan alınan EDS analizine istinaden (Şekil 5.26b) tabakanın kompozit numuneden tabakalı aşınma sonrası kopan bir tabaka olduğu ve aşınma sırasında pin yüzeyine adhere olduğu düşünülmektedir.



Şekil 5.26 a) Ağır koşullarda %15 takviyeli kompozit numune karşısında aşındırılan pin yüzeyinde adhere pulsu tabakayı gösteren BSE SEM görüntüsü ve b) görüntüde işaretli alandan alınan EDS analizi spektrumu

Şekil 5.27a %19'luk numune karşısında ağır koşullarda aşınan pin yüzeyinde gevşek ve kompakt halde bulunan oksit yamaları görülmektedir. Şekil 5.27b ve Şekil 5.27c'de

verilen EDS spektrumuna göre bu yamalarda Al, Fe ve O elementlerine rastlanmıştır ve yamaların aşınma tabakası ile aynı kompozisyonda olduğu düşünülmektedir.



Şekil 5.27 a) Ağır koşullarda %19 takviyeli kompozit numune karşısında aşındırılan pin yüzeyinde oksit yamalarını gösteren BSE SEM görüntüsü ve bu görüntüdeki b) “1”, c) “2” bölgelerinden alınan EDS analizi spektrumları

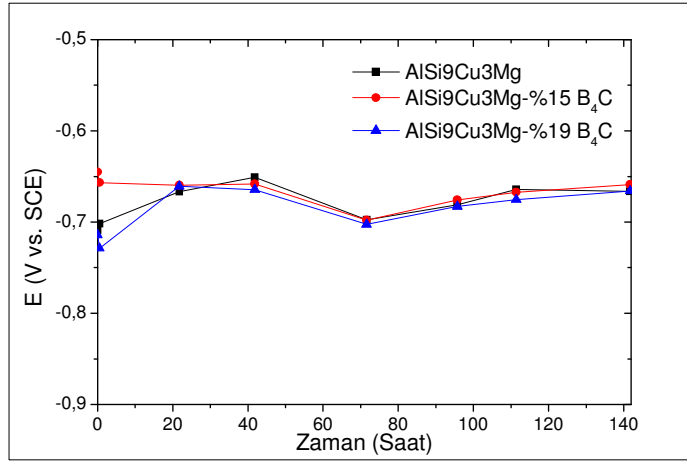
5.3.1.6 Aşınma Mekanizması

Test boyunca sürtünme katsayısı değerlerinin değişiminin incelenmesi ve aşınma yüzeylerinin karakterizasyonu sonucu aşınma mekanizmasının şu şekilde olduğu düşünülmektedir: Başlangıç aşamasında yük temel olarak B₄C partikülleri tarafından taşınmaktadır ve bu durum nispeten düşük sürtünme katsayısı değerlerinin elde edilmesi ile sonuçlanmaktadır. Aşınma süresinin ilerlemesi ile birlikte B₄C partikülleri karşı malzemede abrasiv aşınmaya sebep olmaktadır. Karşı malzemede oyukların oluşması ile karşı malzeme alüminyum matris ile temas eder hale gelmektedir. Bu temas, her iki yüzeyde de kraterler ve yüzeye adhere olmuş pulsu parçacıklar şeklinde kendini gösteren adhesiv aşınma ve kompozit yüzeyinde oyuklar şeklinde kendini gösteren abrasiv aşınma ile sonuçlanmaktadır. Bu temasın bir diğer sonucu da, EDS analizlerinde, aşınma yüzeylerinde saptanan karşı aşınma yüzeyine ait elementler ve oksitler ile belirlendiği gibi, mekanik olarak karışmış bir aşınma tabakasının oluşmasıdır. Böylece, ilerleyen test süresi ile birlikte karşı malzemenin temas ettiği yüzeyin metalik karakteri giderek artmaktadır. Bu durum, test boyunca sürtünme katsayısı değerlerinin

yükselmesine yol açmaktadır. Öte yandan, plastik deformasyona bağlı olarak çatlaklar çekirdeklenmeye ve büyümeye başlamaktadır. Büyüyen çatlakların birleşmesi tabakalı aşınmaya yol açmaktadır. Tüm bu oluşumlara dayanarak aşınma mekanizması adhesiv, abrasiv ve tabakalı aşınmanın bir kombinasyonu olarak değerlendirilmektedir.

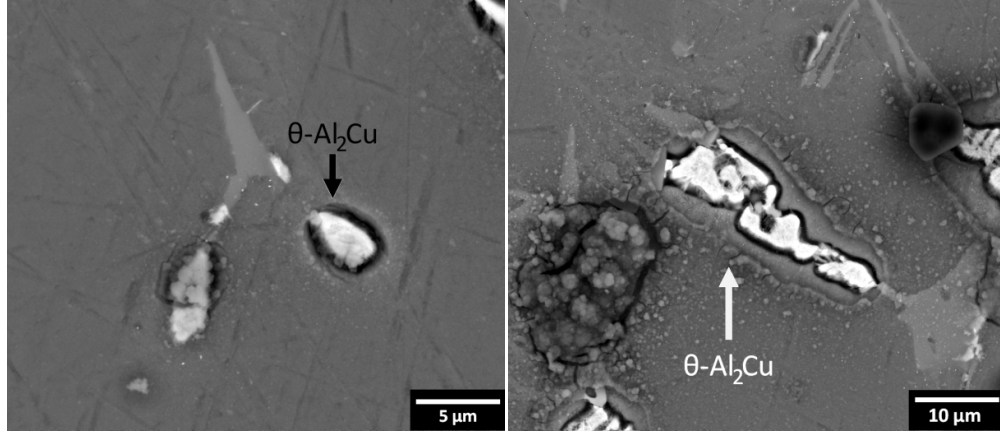
5.3.2 AlSi9Cu3Mg-B₄C Kompozitlerinin Korozyon Davranışı

Takviyesiz alaşım ile %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde OCP değerlerinin zamanla değişimi Şekil 5.28’de verilmiştir. Grafikte de görülebileceği gibi, partikül ilavesi, AlSi9Cu3Mg alaşımının korozyon eğilimi üzerinde önemli bir etkide bulunmamıştır.



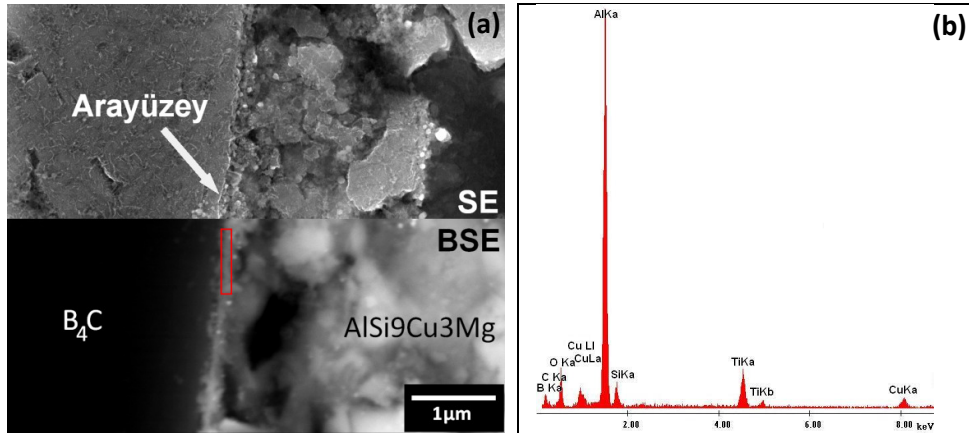
Şekil 5.28 Takviyesiz alaşım ile %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde OCP değerlerinin zamanla değişimi

Al₂Cu, Mg₂Si ve Al₃Fe gibi soy fazların, galvanik çift oluşumuna bağlı olarak alüminyum alaşımlarında bölgesel korozyona yol açabileceği rapor edilmiştir [211,298]. Şekil 5.29’da, takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımından 26 saat daldırmanın ardından alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Mikroyapılarda, θ -Al₂Cu fazının etrafındaki tercihlili çözünme bölgeleri (bölgesel korozyon) açıkça görülmektedir.



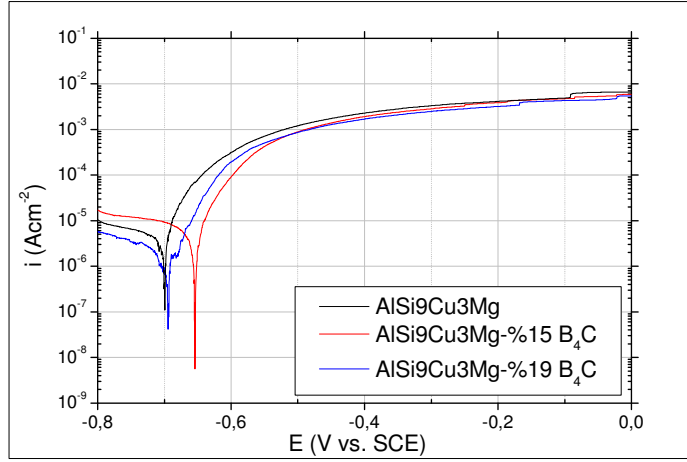
Şekil 5.29 Takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımdan 26 saat daldırmanın ardından alınan BSE SEM görüntüleri

AMK malzemelerde en yaygın olarak görülen korozyon problemlerinden biri matris/takviye arayüzeyinde oluşan tercihli korozyondur [38]. Matris/takviye arayüzeyindeki alüminyum karbür oluşumunun AMK malzemelerin korozyon dayanımlarını düşürdüğü bilinmektedir [39]. *Bölüm 3.2*'de aktarıldığı gibi, 1000°C'ın altında Al_4C_3 fazının oluşumu önlenebilmektedir. Yapılan karakterizasyon çalışmalarında bu çalışmada üretilen kompozit numunelerde Al_4C_3 fazına rastlanmamıştır. Bunun yanında, arayüzeyde oluşturulan TiC-TiB₂ reaksiyon tabakasının, matris/takviye arayüzeyinde bölgesel korozyon gibi bir bozunuma yol açmadığı BSE SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile belirlenmiştir (Şekil 5.30).



Şekil 5.30 AlSi9Cu3Mg-%15B₄C numuneden 26 saatlik daldırmanın ardından a) SE ve BSE modda alınan SEM görüntüleri ve b) işaretli bölgeden (arayüzey) alınan EDS analizi spektrumu

Takviyesiz alaşım ile %15 ve %20 B₄C takviyeli kompozit numunelere ait polarizasyon eğrileri şekil 5.31’de verilmiştir. Alaşımda bulunan θ -Al₂Cu fazının etrafındaki tercihli χ özünme bölgeleri (bölgesel korozyon) sebebiyle polarizasyon eğrilerinde bir pasif platoya rastlanmamıştır. Bunun yanında, partikül ilavesinin AlSi9Cu3Mg alaşımının polarizasyon davranışına önemli bir etkide bulunmadığı görölmektedir.



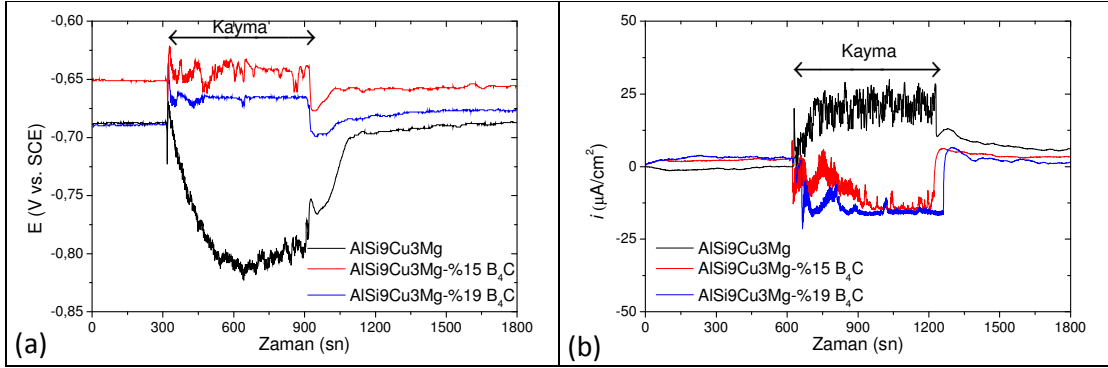
şekil 5.31 AlSi9Cu3Mg alaşım ile %15 ve %19 B₄C kompozit numunelerin 0,05 M NaCl χ özeltisindeki polarizasyon eğrileri

5.3.3 AlSi9Cu3Mg-B₄C Kompozitlerinin Tribokorozyon Davranışı

Takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımını ile %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde tribokorozyon testleri sırasında OCP değerlerinin zamanla değişimini gösteren grafik şekil 5.32a’da verilmiştir. Takviyesiz alaşımda OCP değerlerinin kayma sırasında arttığı görölmüştür. Bu durum genellikle, kayma sırasında alümina bilyenin abrasiv etkisi ile aşınma izi bölgesinde pasif filmin tahrip olması sonucu aktif metalin χ özelti ile temasa ge χ mesinin bir sonucu olarak gösterilmektedir [218]. Ne var ki, kompozit numunelerde kaymanın başlaması ile birlikte OCP değerlerinin arttığı görölmüştür. Tüm numunelerde, kaymanın ardından OCP değerlerinin toparlandığı ve tekrar başlangı χ değerlerine yakın değerlerde kararlı bir seyre döndüğü görölmüştür. Toparlanmanın kompozit numunelerde yaklaşık 2 dakikada ger χ ekleştiği görölrken, takviyesiz alaşımda bu süre yaklaşık 3 dakika olarak gözlemlenmiştir.

Takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımını ile %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde tribokorozyon testleri sırasında akım yoğunluğu değerlerinin zamanla değişimini

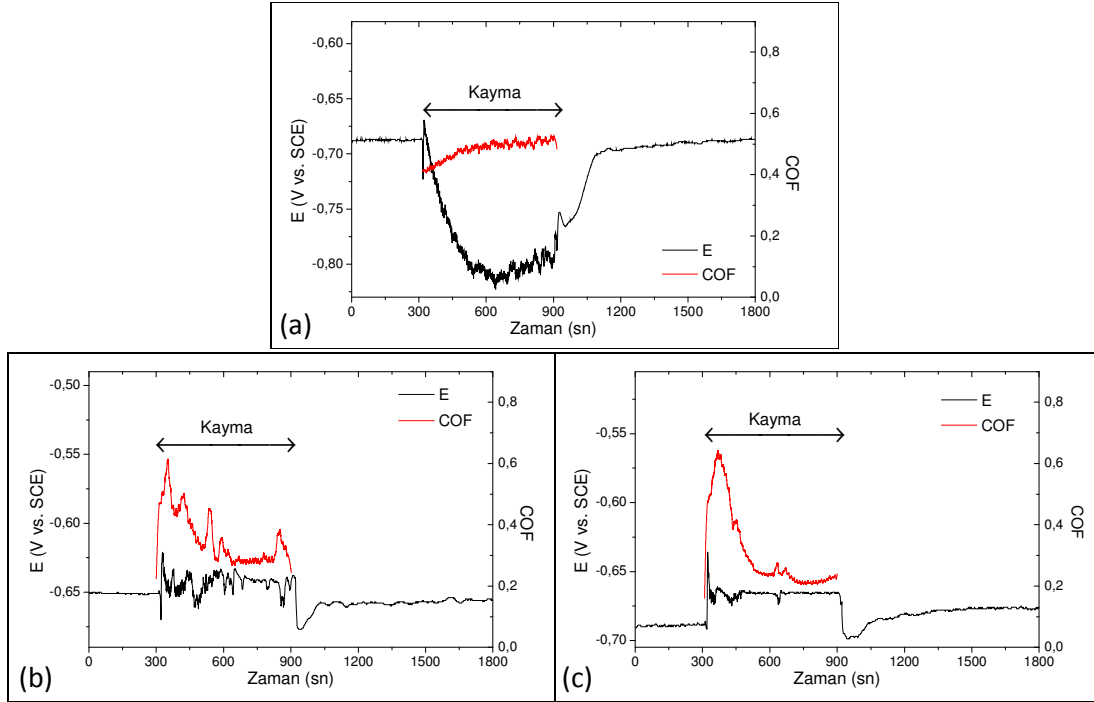
gösteren grafik Şekil 5.32b’de verilmiştir. Pasifleşebilen metallerde tribokorozyon koşulları altında, pasif filmin abrasif etki ile hasara uğraması ve yüzeyden periyodik olarak uzaklaştırılması sonucu, kaymanın başlaması ile birlikte genel olarak akım değerlerinin arttığı bilinmektedir [215,306]. Takviyesiz alaşımda, beklenildiği gibi, kaymanın başlaması ile birlikte akım yoğunluğu değerlerinin arttığı belirlenmiştir. Ne var ki, kompozit numunelerde bunun tersi bir davranış belirlenmiştir. Benzer bir durum, *Mathew vd.* tarafından, TiC_xO_y ince filmlerinin suni ter içindeki tribokorozyon davranışlarının incelendiği çalışmada da saptanmıştır. Araştırmacılar, aşınma kırıntıları ve korozyon ürünlerinin temas bölgesinde toplanmalarının, kayma sırasında akım değerlerinin düşüşüne yol açabileceğini belirtmişlerdir [307].



Şekil 5.32 Tribokorozyon testleri sırasında a) OCP ve b) akım yoğunluğu (i) değerlerinin zamanla değişimi

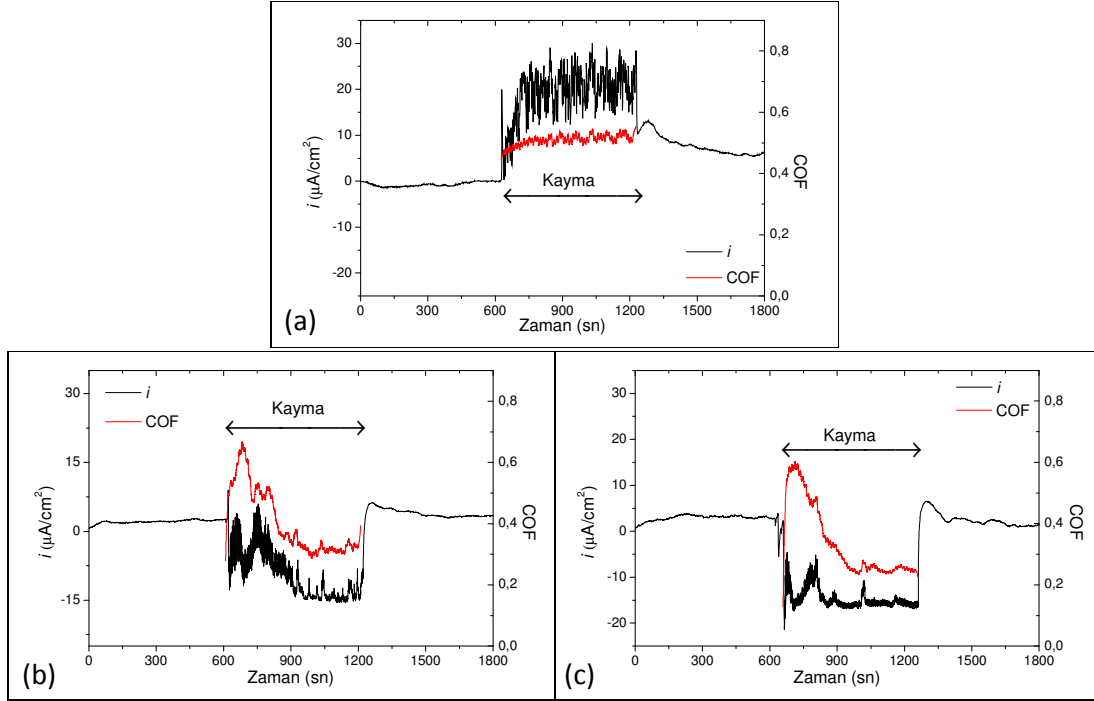
Takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımı ile %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde test süresince COF ve OCP değerlerinin karşılaştırmalı olarak değişimi Şekil 5.33’te verilmiştir. Takviyesiz alaşımda, kaymanın yaklaşık olarak ilk 4 dakikalık bölümünde OCP değerlerinin düştüğü, COF değerlerinin ise az miktarda da olsa arttığı görülmüştür. Bundan sonraki bölümde ise, OCP ve COF değerlerinin testin sonuna kadar nispeten kararlı bir seyir izlediği görülmüştür. Kompozit numuneler ise, takviyesiz alaşımdan farklı bir davranış sergilemiştir. Örneğin, AlSi9Cu3Mg-%15B₄C numunede COF değerleri testin hemen başında artmış, ardından kaymanın ilk yarısında, eğride bazı pikler gözlemlenmekle birlikte kademeli olarak azalmıştır. Kaymanın ikinci yarısında ise COF değerlerinin nispeten kararlı olduğu görülmüştür. Kaymanın hemen başında COF değerlerinin artması durumuna AlSi9Cu3Mg-%19B₄C numunede de rastlanmıştır. Ancak bu numunede COF ve OCP eğrilerinin, AlSi9Cu3Mg-%15B₄C numuneye kıyasla

daha yumuşak olduğu görülmüştür. Eğrilerde gözlemlenen bir diğer durum da COF eğrilerindeki saçılmalara OCP eğrilerindeki saçılmaların eşlik etmesi olmuştur. Bununla birlikte, COF eğrilerinin nispeten kararlı olduğu bölgelerde OCP eğrilerinin de nispeten kararlı bir seyir izlediği görülmüştür.



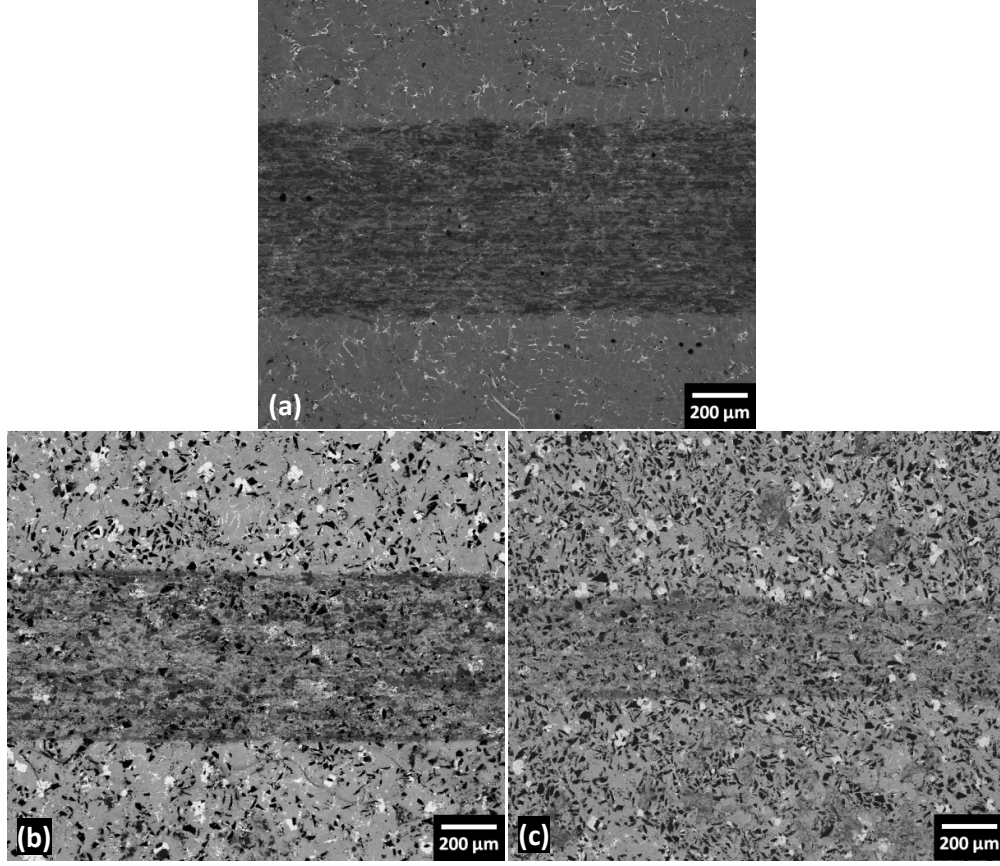
Şekil 5.33 a) Takviyesiz, b) %15 ve c) %19 takviyeli numunelerde COF ve OCP değerlerinin tribokorozyon testleri boyunca değişimi

Takviyesiz AlSi9Cu3Mg alaşımı ve %15 ve %19 takviyeli kompozit numunelerde test süresince COF ve akım yoğunluğu değerlerinin karşılaştırmalı olarak değişimi Şekil 5.34'te verilmiştir. Kompozit numunelerde, kaymanın ikinci yarısında akım yoğunluğu değerlerinin kaymanın ilk yarısındaki değerlere göre daha kararlı olduğu görülmüştür. Kayma sırasında COF değerleri ile akım yoğunluğu değerleri arasında ilgi çekici bir şekilde benzer bir eğilim olduğu görülmüştür. Bu benzerlik özellikle AlSi9Cu3Mg-%15B₄C numunede daha açık bir şekilde görülmektedir; COF değerlerindeki artışı akım yoğunluğu değerlerindeki artış takip etmekte, COF değerleri düştüğünde akım yoğunluğu değerlerinde de düşüş olmakta ve COF değerlerinin kararlı bir seyir izlediği durumlarda akım yoğunluğu değerleri de kararlı bir seyir izlemektedir.



Şekil 5.34 a) Takviyesiz, b) %15 ve c) %19 takviyeli numunelerde COF ve akım yoğunluğu (i) değerlerinin tribokorozyon testleri boyunca değişimi

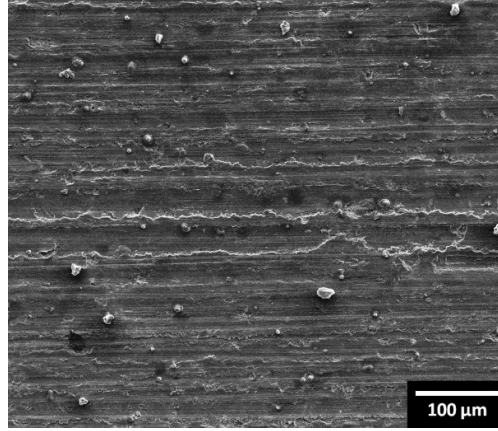
Şekil 5.35'te takviyesiz ve kompozit numunelerde aşınma izi bölgelerini gösteren SEM görüntüleri verilmiştir. En geniş aşınma izi takviyesiz numunede, en dar ise %19 takviyeli numunede oluşmuştur. Tüm numunelerde, aşınma izlerinin aşınmayan bölgelere göre daha koyu renkte olduğu görülmektedir. Görüntüler BSE modunda alındığından bu durum, aşınma izi ile aşınmayan bölge arasındaki kompozisyonel değişime işaret etmektedir. Nitekim aşınma izi ve aşınmayan bölgeden alınan EDS analizleri karşılaştırıldığında, tüm numunelerde, aşınma izi bölgesinde oksijen içeriğinin aşınmayan bölgeye göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Tüm mikroyapı görüntüleri aşınma yönüne paralel olacak şekilde alınmıştır. Her iki elektrokimyasal test sonunda (potansiyostatik ve açık devre potansiyeli) numunelerde benzer mikroyapılar elde edilmiştir.



Şekil 5.35 Potansiyostatik testlerin ardından a) Takviyesiz, b) %15 ve c) %19 takviyeli numunelerde aşınma izlerinin BSE SEM görüntüleri

Daha yüksek büyütmelemlerde yapılan mikroyapısal incelemelerde numune yüzeylerinde şu özellikler saptanmıştır: (i) oyuklar, (ii) aşınma izlerinde daha yüksek oksit içeriği, (iii) alaşım üzerinde plastik deformasyona bağlı olarak oluşan çatlaklar, (iv) yerlerinden çıkan partiküllerin oluşturduğu boşluklar, (v) kırılmış partiküller ve (vi) aşınma izindeki partiküllerde daha yumuşak partikül yüzeyi.

Şekil 5.36'da takviyesiz alaşımda aşınma sırasında abrasiv etkiye bağlı olarak meydana gelen aşınma izleri (oyuklar) görülmektedir. Oyuklar sadece takviyesiz alaşımın yüzeyinde gözlemlenmiştir.

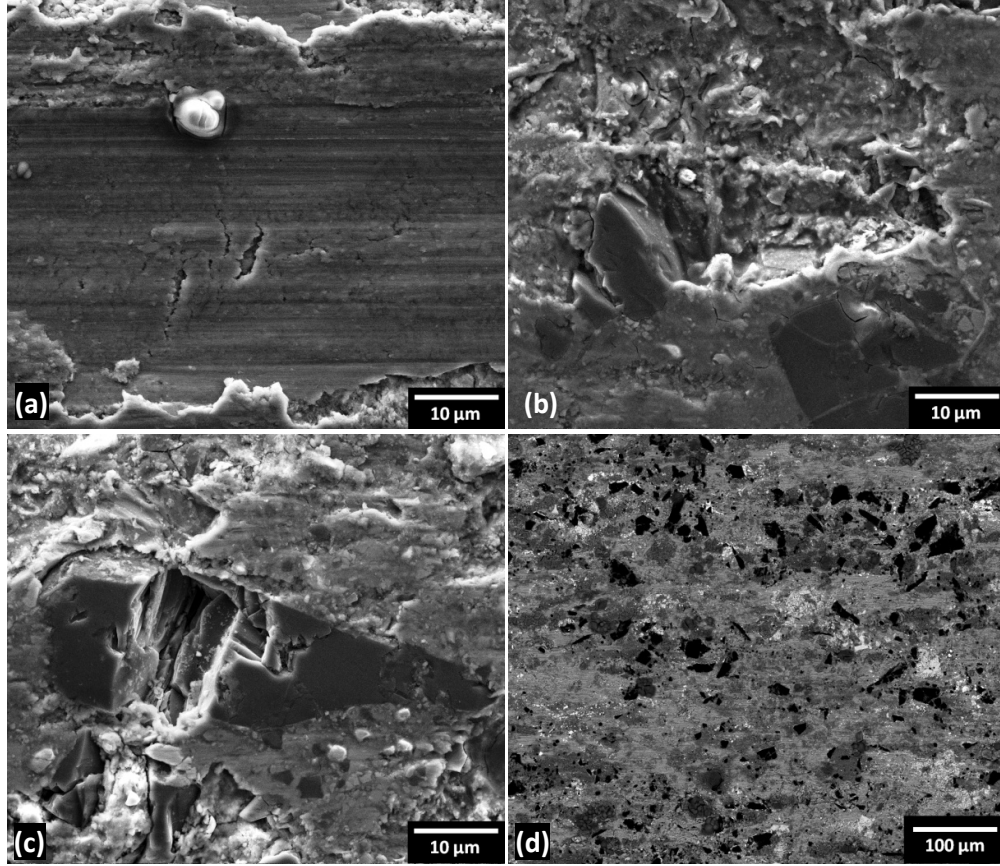


Şekil 5.36 Potansiyostatik testlere tabi tutulan takviyesiz alaşımin aşınma yüzeyinde oluşan aşınma izleri (oyuklar)

Düşük yüklerle yapılan ön testlerde, kayma sırasında numunelerin elektrokimyasal davranışlarında kayda değer bir değişiklik gözlemlenmediğinden testler sırasında uygulanan yük 3N olarak belirlenmiştir. Uygulanan bu yük, AlSi9Cu3Mg alaşıminin akma dayanımının¹ üzerinde temas basınçlarına² yol açmaktadır. Bu sebeple, kayma sırasında numunede plastik deformasyon oluşmuştur. Şekil 5.37a'da numunede kayma sırasında plastik deformasyona bağlı olarak gelişen çatlaklar görülmektedir. Uygulanan nispeten yüksek temas basıncının ayrıca kayma sırasında bazı partiküllerin yerlerinden çıkmalarına ve partikül kırılmalarına yol açtığı düşünülmektedir (Şekil 5.37b ve Şekil 5.37c). Ancak, kayma sırasında bazı partiküller yerlerinden çıksalar da partiküllerin büyük bir kısmının yerlerinde kaldığı görülmüştür (Şekil 5.37d).

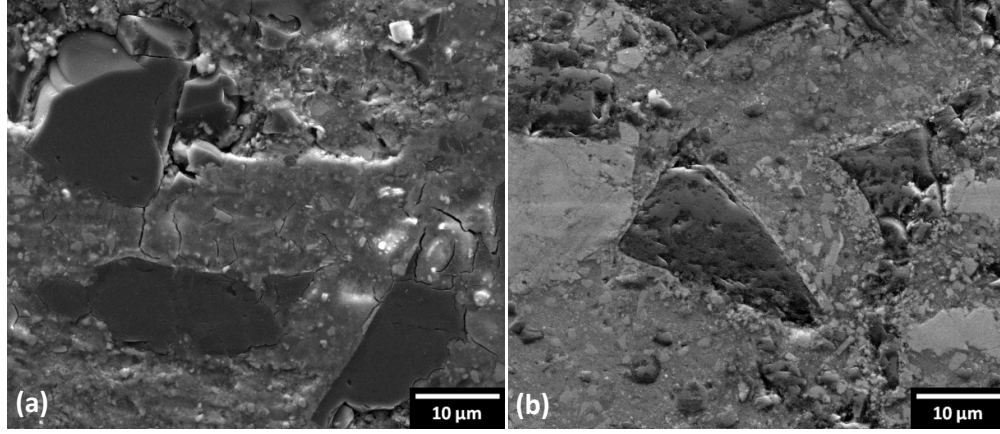
¹ AlSi9Cu3Mg (T5) alaşıminin akma dayanımı 193 MPa'dır [308].

² Hertzian temas basınçları: P_{maks} : 292,8 MPa ve P_{ort} : 195,2 MPa.



Şekil 5.37 Potansiyostatik testlerin ardından SE SEM görüntülerinde a) takviyesiz alaşımda çatlaklar, b) %15 takviyeli numunede partikül kırılması ve yerinden çıkmış partikül boşluğu, c) %15 takviyeli numunede partikül kırılması ve d) %15 takviyeli numunenin aşınma bölgesinden alınan BSE SEM görüntüsü

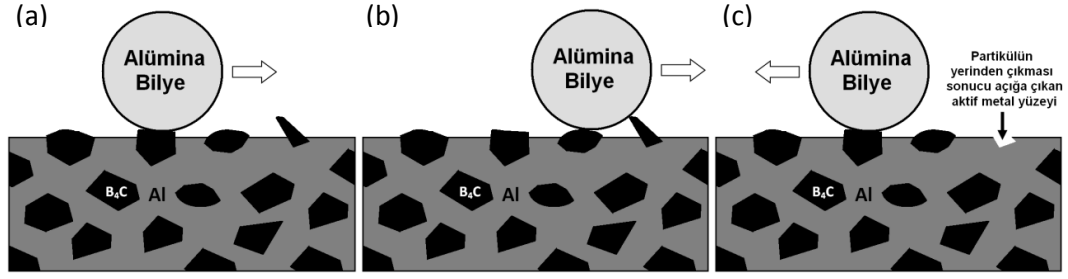
Aşınma bölgesindeki takviye partiküllerinin yüzeyleri incelendiğinde partikül yüzeylerinin aşınma izi dışında kalan partikül yüzeylerine göre çok daha pürüzsüz olduğu görülmüştür. Bu durum, kayma sırasında yükün esas olarak takviye partikülleri tarafından taşınmasının bir sonucudur. Kayma sırasında esas olarak takviye partikülleri tarafından taşınan karşı malzeme, partikül yüzeylerini “parlatarak” kayma sonrasında bu yüzeylerin daha pürüzsüz bir görünüm almasına yol açmıştır (Şekil 5.38).



Şekil 5.38 Potansiyostatik testlerin ardından a) %15 ve b) %19 takviyeli kompozitlerin sırasıyla aşınma izinden ve aşınma izi dışındaki bölgeden alınan SE SEM görüntüleri

Elektrokimyasal gözlemler, COF grafikleri ve mikroyapısal incelemeler sonrasında tribokorozyon koşulları altında aşınma mekanizmasının şu şekilde gerçekleştiği düşünülmektedir: Takviyesiz alaşımda COF değerleri kaymanın yaklaşık ilk 2,5-3 dakikası içinde hafif şekilde artmakta ve daha sonra kayma sonuna kadar hemen hemen kararlı bir seyir izlemektedir. COF değerleri artarken OCP değerleri azalmakta ve akım yoğunluğu değerleri artmaktadır. COF değerlerinin kararlı olduğu bölgede ise hem OCP hem de akım yoğunluğu değerleri nispeten kararlı seyir izlemektedir.

Kompozit numunelerde ise, kaymanın hemen başında karşı malzeme bor karbür partikülleri ile temas halindedir (Şekil 5.39a). Bu sebeple, COF değerleri, seramik-seramik temasına işaret eder biçimde düşük değerleri göstermektedir. Kaymanın ilerlemesi ile birlikte karşı malzeme, yüzeyde nispeten daha yüksek çıkıntılar halinde bulunan bor karbür partikülleri ile karşılaşmakta ve bu temas COF değerlerinin yükselmesine yol açmaktadır (Şekil 5.39b). Eğer yüzeyde çıkıntı halinde bulunan bu partiküller yüzeye iyi bağlanmamış ise yerinde çıkacak ya da kırılacaktır (Şekil 5.39c). Partikül kırılması veya partikülün yerinden çıkmasının ardından karşı malzeme yüzeyde ortalama yükseklikte bulunan bor karbür partikülleri üzerinde kaymaya devam etmekte ve COF değerleri düşmektedir. Eğer partiküller yerinden çıkarsa bu durum partikül altındaki bölgede aktif metal yüzeyinin çözelti ile temasına yol açacak ve bu durum OCP değerlerinin düşmesine ve akım yoğunluğu değerlerinin yükselmesine yol açacaktır.



Şekil 5.39 Tribokorozyon testlerinde kayma mekanizmasının şematik gösterimi: a) testin hemen başında karşı malzeme B₄C partikülleri ile temas halindedir, b) karşı malzemenin bir çıkıntı partikül ile karşılaşması ve c) partikülün yerinden çıkmasının ardından aktif metalin çözelti ile temas etmesi

Kaymanın ikinci yarısında zayıf çıkıntı partiküllerinin çoğu kırıldığı ya da yüzeyden uzaklaştırılmadığı için COF değerleri yaklaşık 0,3 değeri dolaylarında kararlı bir seyir izlemektedirler ki bu durum yeniden normal seramik-seramik temasına işaret etmektedir. Diğer taraftan, yük temel olarak B₄C partikülleri tarafından taşındığından metal yüzeyi karşı malzeme ile temas halinde değildir. Bununla birlikte, bazı partiküllerin yerlerinden çıkması sonucu açığa çıkan aktif yüzeyler yeniden pasifleşmiş ve matris metalinin yüzeyi, partiküllerin arasında sıkışmış halde bulunan kısmi oksitlenmiş aşınma kırıntıları ile kaplanmıştır. Bu durum daha korunaklı metal yüzeyi oluşturmakta ve dolayısıyla kayma öncesi zamana göre daha yüksek OCP değerlerine ve daha düşük akım yoğunluğu değerlerine yol açmaktadır. Diğer bir ifade ile uygulanan test koşullarında gerçekleşen bu mekanizmaya göre, kompozit numunelerde kayma sırasında korozyon eğilimi ve korozyon hızı, kaymanın olmadığı duruma göre düşüş göstermektedir.

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, ticari saf Al ve AlSi9Cu3Mg alaşım matrisli B₄C partikül takviyeli kompozitler, arayüzey özellikleri iyileştirilerek, sıvı faz üretim yöntemleriyle üretilmiş; kuru kayma aşınma, korozyon ve tribokorozyon davranışları incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda elde edilen temel sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. Al-B₄C kompozitlerinin döküm sonrası mikroyapılarının karakterizasyon sonuçlarına göre K₂TiF₆ ilavesi ile matris/takviye arayüzeyinde titanyumca zengin, ince (80-180 nm) ve sürekli bir *in-situ* reaksiyon tabakasının oluştuğu ve buna bağlı olarak ıslatılabilirlik ve homojen partikül dağılımı konularında gelişme sağlandığı görülmüş; kompozitler nispeten yüksek hacim oranı (%15 ve %19) ve yüksek partikül ilave verimi ile (sırası ile %91,54 ve %87,02) üretilebilmiştir.
2. AlSi9Cu3Mg matrisli kompozitlerin üretiminde ergitme ve partikül ilave proseslerinin vakum altında uygulanması ve dökümün sıkıştırma döküm yöntemi ile basınç altında gerçekleştirilmesi sayesinde kompozit numuneler düşük porozite miktarları (sırasıyla %0,33 ve %1,22) ile üretilmiştir.
3. AISI 4140 çelik malzeme karşısında gerçekleştirilen kuru kayma testleri ile numune ve karşı malzemenin aşınma hızlarının artan hacim oranı, yük ve kayma mesafesi ile attığı, artan kayma hızı ile azaldığı belirlenmiştir. Öte yandan, sürtünme katsayısı, artan hacim oranı ve kayma mesafesi ile artmış, artan kayma hızı ve yük ile azalmıştır. Sonuçların istatistiksel analizine göre, aşınma hızı değerleri için en etkili faktörün yük,

sürtünme katsayısı değerleri için ise en etkili faktörün hacim oranı olduğu belirlenmiştir. Kuru kayma aşınma testi sonuçlarının istatistiksel değerlendirilmesi ve aşınma yüzeylerinin mikroyapısal analizi sonucunda, uygulanan deneysel parametreler dâhilinde, AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozitlerinin kuru kayma koşullarında aşınma mekanizmasının adhesiv, abrasiv ve tabakalı aşınmanın bir kombinasyonu olduğu belirlenmiştir.

4. AlSi9Cu3Mg alaşımı ve AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozitlerinin 0,05 M NaCl çözeltisi içerisinde korozyon davranışlarını saptamak amacıyla gerçekleştirilen elektrokimyasal ölçümlerin sonucunda partikül ilavesinin AlSi9Cu3Mg alaşımının korozyon eğilimine ve polarizasyon davranışına önemli bir etkide bulunmadığı belirlenmiştir. Alaşım ve kompozitlerin polarizasyon eğrilerinde bir pasif platonun oluşmadığı gözlemlenmiş, daldırma testleri ardından yapılan mikroyapısal incelemeler sonucunda bu durumun sebebinin, alaşımda bulunan θ -Al₂Cu fazının daha soy karaktere sahip olması sonucu bölgesel korozyona yol açması olduğu belirlenmiştir. Öte yandan, üretim sırasında takviye partiküllerin etrafında oluşturulan titanyumca zengin reaksiyon tabakasında daldırma testleri sonucunda bir bozulma olmadığı ve ayrıca bu tabakanın korozyon özelliklerinde herhangi bir olumsuzluğa yol açmadığı belirlenmiştir.

5. AlSi9Cu3Mg alaşımı ve AlSi9Cu3Mg-B₄C kompozitlerinin 0,05 M NaCl çözeltisi içerisinde alümina bilye karşısında tribokorozyon davranışlarını belirlemek amacıyla gerçekleştirilen elektrokimyasal ölçümlerin ve test sonrasında yüzeylerde yapılan mikroyapısal incelemelerin sonucunda, kayma sırasında yükün temel olarak B₄C partikülleri tarafından taşınması ve kısmi olarak oksitlenen aşınma kırıntılarının takviye partikülleri arasında sıkışarak metal yüzeyinde koruyucu bir tabaka oluşturmaları sebebiyle tribokorozyon ortamında kompozit numunelerin korozyon eğiliminin ve korozyon hızının azaldığı belirlenmiştir.

KAYNAKLAR

- [1] Torquato, S., (2000). "Modeling of Physical Properties of Composite Materials", International Journal of Solids and Structures, 37:411–422.
- [2] Roylance, D., (2000). "Introduction to Composite Materials", <http://ocw.mit.edu/courses/materials-science-and-engineering/3-11-mechanics-of-materials-fall-1999/modules/composites.pdf>, 1 Haziran 2011
- [3] Miracle, D.B. ve Donaldson, S.L., (2001). "Introduction to Composites", ASM Metals Handbook, Vol. 21, Ed. Miracle, D.B. ve Donaldson, L., 39-67.
- [4] Akbulut, H., (1994). Alümina Fiber Takviyeli Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik ilişkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [5] Dasgupta, R. ve Meenai, H., (2005). "SiC particulate dispersed composites of an Al–Zn–Mg–Cu alloy: Property comparison with parent alloy", Materials Characterization, 54:438– 445.
- [6] Mortensen, A. ve Cornie, J.A., Flemings, M.C., (1988). "Solidification Processing of Metal-Matrix Composites", Journal of Metals, 40(2):12-19.
- [7] Adamiak, M., (2006). "Selected properties of the aluminium alloy base composites reinforced with intermetallic particles", Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 14(1-2):43-47.
- [8] Ralph, B., Yuen, H.C. ve Lee, W.B., (1997). "The processing of metal matrix composites - an overview", Journal of Materials Processing Technology, 63:339-353.
- [9] Aluminum Metal Matrix Composites Consortium (2002). Aluminum Metal Matrix Composites Technology Roadmap, Technologies Research Corporation, National Center for Manufacturing Sciences, Michigan, ABD.
- [10] Miracle, D.B., (2005). "Metal matrix composites – From science to technological significance", Composites Science and Technology, 65:2526–2540.
- [11] Gupta, N. ve Satyanarayana, K.G., (2006). "The Solidification Processing of Metal-Matrix Composites: The Rohatgi Symposium", JOM, 58(11):92-94.
- [12] Hunt, Jr. W. ve Herling, D.R., (2004). "Aluminum Metal Matrix Composites", Advanced Materials & Processes, 162(2): 39-42.

- [13] Peng, H.X., Fan, Z., ve Evans, J.R.G., (2000). "Novel MMC microstructures prepared by melt infiltration of reculated ceramic preforms", *Materials Science and Technology*, 16:903-907.
- [14] Gomes, J.R., Ribeiro, A.R., Vieira, A.C., Miranda, A.S. ve Rocha, L.A., (2005). "Wear mechanisms in functionally graded aluminium matrix composites: effect of the presence of an aqueous solution", *Materials Science Forum*, 492-493:33-38.
- [15] Hunt, Jr. W. ve Miracle, D., (2001). "Automotive Applications of Metal-Matrix Composites", *ASM Metals Handbook*, Vol. 21, Ed. Miracle, D.B. ve Donaldson, L., 1029–1032.
- [16] Khan, K.B., Kutty, T.R.G. ve Surappa, M.K., (2006), "Hot hardness and indentation creep study on Al–5% Mg alloy matrix–B4C particle reinforced composites", *Materials Science and Engineering*, A427:76-82
- [17] Chawla, N. ve Chawla, K.K., (2006). *Metal Matrix Composites*, Springer, New York.
- [18] Srivatsan, T.S., Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A. ve Lavernia, E.J., (1991). "Processing techniques for particulate-reinforced metal aluminium matrix composites", *Journal of Materials Science*, 26:5965-5978.
- [19] European Aluminium Association, Aluminium: A history, <http://www.eaa.net/en/about-aluminium/aluminium-history/>, 9 Mayıs 2011
- [20] International Aluminium Institute, Primary Aluminium Production, https://stats.world-aluminium.org/iai/stats_new/formServer.asp?form=1, 9 Mayıs 2011
- [21] Cayron, C., (2000). TEM Study of Interfacial Reactions and Precipitation Mechanisms in Al₂O₃ Short Fiber or High Volume Fraction SiC Particle Reinforced Al-4Cu-1Mg-0.5 Ag Squeeze-Cast Composites, Doktora Tezi, École Polytechnique Fédérale de Lausanne.
- [22] Froyen, L. ve Verlinden, B., (1994). *Aluminium Matrix Composites Materials*, TALAT Lecture 1402, EAA European Aluminum Association, University of Leuven, Belgium.
- [23] Rooy, E.L., (1990). "Introduction to aluminum and aluminum alloys", *ASM Metals Handbook*, Vol. 2, 10. Baskı, ASM International, Metals Park, Ohio, 3–14.
- [24] Bonollo, F., Urban, J., Bonatto, B. ve Botter, M., (2005). "Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark", *La Metallurgia Italiana*, 97(6):23-32.
- [25] Pandey, A.B., (1992). "Metallic matrices", *ASM Handbook Vol. 21*, Ed. Miracle, D.B. ve Donaldson, L., ASM International, Metals Park, OH, 396–402.
- [26] Mindivan, H., (2007). Silisyum Karbür Takviyeli Alüminyum Matris Kompozitlerin Tribolojik Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [27] Yurdakul, M., Özbay, O. ve İç, Y.T., (2002). "Havacılık Alanında Kullanılan Alüminyum Alaşımlarının Seçimi", Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., 17(2):1-23
- [28] Kerti, I.Ç., (1998). Gaz Enjeksiyon ve Elementel Karbon İlavesi Yöntemleri ile TiC Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Üretimi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [29] Lee, K.B., Ahn, J.P. ve Kwon, H., (2001). "Characteristics of AA6061/BN Composite Fabricated by Pressureless Infiltration Technique", Metallurgical and Materials Transactions A, 32A(4):1007–1018.
- [30] İpek, R., (2005). "Adhesive wear behaviour of B4C and SiC reinforced 4147 Al matrix composites (Al/B4C–Al/SiC)", Journal of Materials Processing Technology, 162–163:71–75.
- [31] Bedir, F., (2007). "Characteristic properties of Al–Cu–SiCp and Al–Cu–B4Cp composites produced by hot pressing method under nitrogen atmosphere", Materials and Design, 28:1238–1244.
- [32] Kalkanlı, A. ve Yılmaz, S., (2008). "Synthesis and characterization of aluminum alloy 7075 reinforced with silicon carbide particulates", Materials and Design, 29:775–780.
- [33] Dieringa, H. ve Kainer, K.U., (2006). "Particles, Fibers and Short Fibers for the Reinforcement of Metal Materials", 55-75; Derleyen: Kainer, K.U. (2006). Metal Matrix Composites, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim.
- [34] Taha, M.A., (2001). "Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs)", Materials and Design, 22:431-441.
- [35] Mondal, D.P. ve Das, S., (2006). "High stress abrasive wear behaviour of aluminium hard particle composites: Effect of experimental parameters, particle size and volume fraction", Tribology International, 39:470–478.
- [36] Zhang, Z., Zhang, L. ve Mai, Y.-W., (1998). "Subsurface damage of ceramic particulate reinforced Al–Li alloy composite induced by scratching at an elevated temperature", Materials Science and Engineering, A242:304–307.
- [37] Yue, T.M., Wu, Y.X. ve Man, H.C., (1999). "Improvement in the corrosion resistance of aluminum 2009/SiCw composite by Nd:YAG laser surface treatment", Journal of Materials Science Letters, 18:173-175.
- [38] Winkler, S.L. ve Flower, H.M., (2004). "Stress corrosion cracking of cast 7XXX aluminium fibre reinforced composites", Corrosion Science, 46:903–915.
- [39] Yue, T.M., Yu, J.K. ve Man, H.C., (2002). "Corrosion behavior of aluminum 2009/SiC composite machined to different conditions", Journal of Materials Science Letters, 21:1069–1072.
- [40] Rajan, T.P.D., Pillai, R.M. ve Pai, B.C., (1998). "Review, Reinforcement Coatings and Interfaces in Aluminium Metal Matrix Composites", Journal of Materials Science, 33:3491-3503.

- [41] Lee, K.B., Sim, H.S., Cho, S.Y. ve Kwon, H., (2001). "Tensile Properties of 5052 Al Matrix Composites Reinforced with B4C Particles", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A:2142-2147.
- [42] Kennedy, A.R., Weston, D.P. ve Jones, M.I., (2001). "Reaction in Al-TiC metal matrix composites", *Materials Science and Engineering*, A316:32-38.
- [43] Hashim, J., looney, L., Hashmi, M.S.J., (2001). "The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, 119:324-328.
- [44] López, V.H. ve Kennedy, A.R., (2006). "Flux-assisted wetting and spreading of Al on TiC", *Journal of Colloid and Interface Science*, 298:356-362.
- [45] Ureña, A., Escalera, M.D., Rodrigo, P., Baldonado, J.L. ve Gil, L., (2001). "Active coatings for SiC particles to reduce the degradation by liquid aluminium during processing of aluminium matrix composites: study of interfacial reactions", *Journal of Microscopy*, 201(2):122-136.
- [46] Naher, S., Brabazon, D. ve Looney, L., (2005). "Development and Assessment of a New Quick Quench Stir Caster Design for the Production of Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, 166:430-439.
- [47] Zhou, W. ve Xu, Z.M., (1997). "Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, 63:358-363.
- [48] Aizenshtein, M., Froumin, N., Dariel, M.P. ve Frage, N., (2008). "Wetting and interface interactions in the B4C/Al-Me (Me Cu, Sn) systems", *Materials Science and Engineering*, A474:214-217.
- [49] Kevorkijan, V.M., (1999). "Stabilisation in and rejection of ceramic particles from molten aluminium alloy: modelling and experimental testing", *Composites Science and Technology*, 59:2363-2374.
- [50] Oh, S.-Y., Cornie, J.A. ve Russel, K.C., (1989). "Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part I. Experimental Techniques", *Metallurgical Transactions A*, 20A:527-532.
- [51] Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J., (2001). "The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites", *Journal of Materials Processing Technology*, 119:329-335.
- [52] Çanakçı, A. ve Arslan, F., (2005). "AA2014 Matrisli Kompozitlerin Karıştırmalı Döküm Yöntemiyle Üretiminde B4C Parçacıklarının İslatılmasının İyileştirilmesi", *12.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, 28 Eylül-2 Ekim 2005 İstanbul, *Bildiriler Kitabı*, 772-783.
- [53] Asavavisithchai, S. ve Kennedy, A.R., (2006). "The effect of Mg addition on the stability of Al-Al₂O₃ foams made by a powder metallurgy route", *Scripta Materialia*, 54:1331-1334.
- [54] Kevorkijan, V.M., Torkar, M. ve Sustarsic, B., (1999). "Modeling of the reactive immersion of ceramic particles into molten aluminium alloys", *Composites Science and Technology*, 59:1503-1511.

- [55] Kennedy, A.R. ve Brampton, B., (2001). "The Reactive Wetting and Incorporation of B4C Particles into Molten Aluminium", *Scripta Materiala*, 44:1077-1082.
- [56] Rohatgi, P.K., Schultz, B.F., Daoud, A. ve Zhang, W.W., (2010). "Tribological performance of A206 aluminum alloy containing silica sand particles", *Tribology International*, 43:455-466.
- [57] Ozben, T., Kilickap, E. ve Çakır, O., (2008). "Investigation of mechanical and machinability properties of SiC particle reinforced Al-MMC", *Journal of Materials Processing Technology*, 198:220-225.
- [58] Manning, Jr., C.B. ve Gurganus, T.B., (1969). "Wetting of Binary Aluminum Alloys in Contact with Be, B4C, and Graphite", *Journal of the American Ceramic Society*, 52(3):115-118.
- [59] Onat, A., Akbulut, H. ve Yılmaz, F., (2007). "Production and characterisation of silicon carbide particulate reinforced aluminium–copper alloy matrix composites by direct squeeze casting method", *Journal of Alloys and Compounds*, 436:375-382.
- [60] Ozan, S., Çalığülü, U., Taşkın, M., Gür, A.K., Dikbaş, H. ve Çay, V.V., (2006). "SiC Partikül Takviyeli AlSi7Mg2 Matriksli Kompozit Malzemelerin Talaşlı Şekillendirilmesinde Takım Aşınması Ve Talaş Oluşumunun İncelenmesi" 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu, Denizli, 19-21 Nisan 2006, Bildiriler Kitabı, 233-236.
- [61] Hassan, A.M., Alrashdan, A., Hayajneh, M.T. ve Mayyas, A.T., (2009). "Wear behavior of Al–Mg–Cu–based composites containing SiC particles", *Tribology International*, 42:1230-1238.
- [62] Akhlaghi, F., Lajevardi, A. ve Maghanaki, H.M., (2004). "Effects of casting temperature on the microstructure and wear resistance of compocast A356/SiCp composites: a comparison between SS and SL routes", *Journal of Materials Processing Technology*, 155–156:1874–1880.
- [63] Shorowordi, K.M., Laoui, T., Haseeb, A.S.M.A., Celis, J.P. ve Froyen, L., (2003). "Microstructure and Interface Characteristics of B4C, SiC and Al2O3 Reinforced Al Matrix Composites: A Comparative Study", *Journal of Materials Processing Technology*, 142:738-743.
- [64] Nayeb-Hashemi, H. ve Shan, D., (1999). "Evaluation of heat damage on B4C particulate reinforced aluminum alloy matrix composite using acoustic emission techniques", *Materials Science and Engineering*, A266:8–17.
- [65] Previtali, B., Pocci, D. ve Taccardo, C., (2008). "Application of traditional investment casting process to aluminium matrix composites", *Composites: Part A*, 39:1606–1617.
- [66] Kaczmar, J.W., Pietrzak, K. ve Wlosinski, W., (2000). "The production and application of metal matrix composite materials", *Journal of Materials Processing Technology*, 106:58-67.

- [67] Karantzas, A.E., Wyatt, S. ve Kennedy, A.R., (1997). "The mechanical properties of Al-TiC metal matrix composites fabricated by a flux-casting technique", *Materials Science and Engineering*, A237:200-206.
- [68] Vaucher, S. ve Beffort, O., (2001). *Bonding and Interface Formation in Metal Matrix Composites, MMC-Assess – Thematic Network Vol. 9, MMC-Assess Consortium.*
- [69] Wu, B. ve Reddy, R.G., (2002). "In-Situ Formation of SiC-Reinforced Al-Si Alloy Composites Using Methane Gas Mixtures", *Metallurgical and Materials Transactions B*, 33B:543-550.
- [70] Laden, K., Guérini J.D., Watremez, M. ve Bricout, j.P., (2000)., "Frictional characteristics of Al–SiC composite brake discs", *Tribology Letters* 8:237–247.
- [71] Al-Haidary, J.T. ve Al-Kaaby, A.S.J., (2007). "Evaluation study of cast Al–SiCp composites", *Materials Science-Poland*, 25(1):155-165.
- [72] Kryachek, V.M., (2005). "Friction Composites: Traditions and New Solutions (Review). II. Composite Materials", *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 44(1-2):5-16.
- [73] Lee, B.-S. ve Kang, S., (2001). "Low-temperature Processing of B₄C-Al Composites Via Infiltration Technique", *Materials Chemistry and Physics*, 67:249-255.
- [74] López, V.H., Scoles, A. ve Kennedy, A.R., (2003). "The thermal stability of TiC particles in an Al7wt.%Si alloy", *Materials Science and Engineering*, A356:316-325.
- [75] Hulbert, D.M., Jiang, D., Anselmi-Tamburini, U., Unuvar, C. ve Mukherjee, A.K., (2008). "Experiments and modeling of spark plasma sintered, functionally graded boron carbide–aluminum composites", *Materials Science and Engineering*, A488:333–338.
- [76] Gómez de Salazar, J.M. ve Barrena, M.I., (2004). "Influence of heat treatments on the wear behaviour of an AA6092/SiC25p composite", *Wear*, 256:286–293.
- [77] Jeong, J.-H., Kim, Y. ve Lee, J.-L., (2003). "Mechanical Properties of 2014Al/SiC Composites with Oxidized SiC Particles", *Metallurgical and Materials Transactions*, 34A:1361-1369.
- [78] Meijer, G., Ellyin, F. ve Xia, Z., (2000). "Aspects of residual thermal stress/strain in particle reinforced metal matrix composites", *Composites: Part B*, 31:29–37.
- [79] Kashyap, K.T., Ramachandra, C., Dutta, C. ve Chatterji, B., (2000). "Role of Work Hardening Characteristics of Matrix Alloys in the Strengthening of Metal Matrix Composites", *Bull. Mater. Sci.*, 23(1):47–49.
- [80] Kaynak, C. ve Boylu, S., (2006). "Effects of SiC particulates on the fatigue behaviour of an Al-alloy matrix composite", *Materials and Design*, 27(9):776-782.
- [81] Kevorkian, V.M., (1999). "Aluminum Composites for Automotive Applications: A Global Perspective", *JOM*, 51(11):54–58.

- [82] Benal, M.M. ve Shivanand, H.K., (2006). "Influence of heat treatment on the coefficient of thermal expansion of Al (6061) based hybrid composites", *Materials Science and Engineering*, A435–436:745–749.
- [83] Amigó, V., Ortiz, J.L. ve Salvador, M.D., (2000). "Microstructure and mechanical behavior of 6061Al reinforced with silicon nitride particles, processed by powder metallurgy", *Scripta Materialia*, 42:383–388.
- [84] Kevorkijani V.M., (1999). "The quality of aluminum dross particles and cost-effective reinforcement for structural aluminum-based composites", *Composites Science and Technology*, 59:1745-1751.
- [85] Bedir, F. ve Varol, R. (2005). "Al-Cu/TiCp Kompozitlerin Üretimi ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi", 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 941-944.
- [86] Hemanth, J., (2005). "Tribological behavior of cryogenically treated B4Cp/Al–12% Si composites", *Wear* 258:1732–1744.
- [87] Bekheet, N.E., Gadelrab, R.M., Salah, M.F. ve Abd El-Azim, A.N., (2002). "The effects of aging on the hardness and fatigue behavior of 2024 Al alloy/SiC composites", *Materials and Design*, 23:153-159.
- [88] Guo, J. ve Yuan, X., (2009). "The aging behavior of SiC/Gr/6013Al composite in T4 and T6 treatments", *Materials Science and Engineering*, A499:212–214.
- [89] Altunpak, Y. ve Akbulut, H., (2005). "Alümina Kısa Fiber Takviyeli Al Esaslı LM 13 Alaşımında Yaşlandırma Isıl İşlem Özellikleri Optimizasyonu", *Teknoloji*, 8(4): 331-339.
- [90] Bedir, F. ve Alniak, M.O., (2005). "Katmanlı Al-B4C Kompozitlerin Üretimi Ve Eğme Deneyi Yardımıyla Kırılma Analizlerinin Yapılması", 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 415-419.
- [91] Kim, S.W., Lee, U.J., Han, S.W., Kim, D.K. ve Ogi, K., (2003). "Heat treatment and wear characteristics of Al/SiCp composites fabricated by duplex process", *Composites: Part B*, 34:737–745.
- [92] Surappa, M. K., (2003). "Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities", *Sadhana*, 28(1-2):319-334.
- [93] Fernández, R., Bruno, G. ve González-Doncel, G., (2004). "Correlation between residual stresses and the strength differential effect in PM 6061Al–15 vol% SiCw composites: experiments, models and predictions", *Acta Materialia*, 52:5471–5483.
- [94] Mandal, A., Chakraborty, M. ve Murty, B.S., (2008). "Ageing behaviour of A356 alloy reinforced with in-situ formed TiB2 particles", *Materials Science and Engineering*, A489:220–226.
- [95] Mahadevan, K., Raghukandan, K., Pai, B.C. ve Pillai, U.T.S., (2008). "Influence of precipitation hardening parameters on the fatigue strength of AA 6061-SiCp composite", *Journal of Materials Processing Technology*, 198:241–247.

- [96] Altinkok, N. ve Koker, R., (2004). "Neural network approach to prediction of bending strength and hardening behaviour of particulate reinforced (Al–Si–Mg)-aluminium matrix composites", *Materials and Design*, 25:595–602.
- [97] Sahin, Y., Kok, M. ve Celik, H., (2002). "Tool wear and surface roughness of Al₂O₃ particle-reinforced aluminium alloy composites", *Journal of Materials Processing Technology*, 128:280–291.
- [98] Sahin, Y. ve Acilar, M., (2003). "Production and properties of SiCp-reinforced aluminium alloy composites", *Composites: Part A*, 34:709–718.
- [99] Mortensen, A., San Marchi, C. ve Degischer, H.P., (2000). Glossary of terms specific to Metal Matrix Composites Concise glossary on metal matrix composites, MMC-Assess – Thematic Network Vol. 1, MMC-Assess Consortium.
- [100] Zulfia, A., Atkinson, H.V., Jones, H. ve King, S., (1999). "Effect of hot isostatic pressing on cast A357 aluminium alloy with and without SiC particle reinforcement", *Journal of Materials Science*, 34:4305 – 4310.
- [101] Wannasin, J. ve Flemings, M. C., (2005). "Fabrication of metal matrix composites by a high-pressure centrifugal infiltration process", *Journal of Materials Processing Technology*, 169:143–149.
- [102] Rohatgi, P.K., Alaraj, S., Thakkar, R.B. ve Daoud, A., (2007). "Variation in fatigue properties of cast A359-SiC composites under total strain controlled conditions: Effects of porosity and inclusions", *Composites: Part A*, 38:1829–1841.
- [103] Mitra, R., Chalapathi Rao, V. S., Maiti, R. ve Chakraborty, M., (2004). "Stability and response to rolling of the interfaces in cast Al–SiCp and Al–Mg alloy–SiCp composites", *Materials Science and Engineering*, A379:391–400.
- [104] Feller, R.J. ve Beckermann, C., (1997). "Modeling of Solidification of Metal-Matrix Particulate Composites with Convection", *Metallurgical and Materials Transactions B*, 28B:1165-1183.
- [105] O'Donnell, G. ve Looney, L., (2001). "Production of aluminium matrix composite components using conventional PM technology" *Materials Science and Engineering*, A303:292–301.
- [106] Dasgupta, R., (2010). "Sliding wear resistance of Al-alloy particulate composites: An assessment on its efficacy", *Tribology International*, 43:951–958.
- [107] Thimmarayan, R. ve Thanigaiyarasu, G., (2010). "Effect of particle size, forging and ageing on the mechanical fatigue characteristics of Al6082/SiCp metal matrix composites", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 48(5-8):625-632.
- [108] Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J., (1999). "Metal matrix composites: production by the stir casting method", *Journal of Materials Processing Technology*, 92-93:1-7.

- [109] Bindumadhavan, P.N., Wah, H.K. ve Prabhakar, O. (2002). "Assessment of particle–matrix debonding in particulate metal matrix composites using ultrasonic velocity measurements", *Materials Science and Engineering*, A323:42–51.
- [110] Ureña, A., De Salazar, J.M.G., Gil, L., Escalera, M.D. ve Baldonado, J.L., (1999). "Scanning and transmission electron microscopy study of the microstructural changes occurring in aluminium matrix composites reinforced with SiC particles during casting and welding: interface reactions", *Journal of Microscopy*, 196(2):124–136.
- [111] Sur, G., Şahin, Y. ve Gökkaya, H., (2005). "Ergimiş Metal Karıştırma Ve Basınçlı Döküm Yöntemi İle Alüminyum Esaslı Tanecik Takviyeli Kompozitlerin Üretimi", *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, 20(2):233-238.
- [112] Sevik, H. ve Kurnaz, S.C., (2006). "Properties of alumina particulate reinforced aluminum alloy produced by pressure die casting", *Materials and Design*, 27:676–683.
- [113] Bindumadhavan, P.N., Chia, T.K., Chandrasekaran, M., Wah, H.K., Lam, L.N. ve Prabhakar, O., (2001). "Effect of particle-porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiCp metal matrix composites", *Materials Science and Engineering*, A315:217–226.
- [114] Sahin, Y., (2003). "Preparation and some properties of SiC particle reinforced aluminium alloy composites", *Materials and Design*, 24:671–679.
- [115] Yılmaz, O. ve Buytoz, S., (2001). "Abrasive wear of Al₂O₃-reinforced aluminium-based MMCs", *Composites Science and Technology*, 61:2381–2392.
- [116] Ahmad, S.N., Hashim, J. ve Ghazali, M.I., (2005). "The Effects of Porosity on Mechanical Properties of Cast Discontinuous Reinforced Metal–Matrix Composite", *Journal of Composite Materials*, 39(5):451-466.
- [117] Reihani, S.M.S., (2006). "Processing of squeeze cast Al6061–30vol% SiC composites and their characterization", *Materials and Design*, 27:216–222.
- [118] Vieira, A.C., Sequeira, P.D., Gomes, J.R. ve Rocha, L.A., (2009). "Dry sliding wear of Al alloy/SiCp functionally graded composites: Influence of processing conditions", *Wear*, 267:585–592.
- [119] Kevorkijan, V., (2003). "Functionally Graded Aluminum-Matrix Composites", *American Ceramic Society Bulletin*, 82(2):60–64.
- [120] Rodríguez-Castro, R., Wetherhold, R.C. ve Kelestemur, M.H., (2002). "Microstructure and mechanical behavior of functionally graded Al A359/SiCp composite", *Materials Science and Engineering*, A323:445–456.
- [121] Ferreira, S.C., Rocha, L.A., Ariza, E., Sequeira, P.D., Watanabe, Y. ve Fernandes, J.C.S., (2011). "Corrosion behaviour of Al/Al₃Ti and Al/Al₃Zr functionally graded materials produced by centrifugal solid-particle method: Influence of the intermetallics volume fraction", *Corrosion Science*, 53:2058–2065.

- [122] Tekmen, Ç., (2006). Metal Matriksli Kompozitlerin Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi ile Üretimi, Doktora Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [123] Lee, K.B., Sim, H.S., Cho, S.Y. ve Kwon, H., (2001). "Reaction products of Al-Mg:B4C composite fabricated by pressureless infiltration technique", Materials Science and Engineering, A302:227–234.
- [124] Ahlatçı, H., Candan, E. ve Çimenoglu, H., (2003). "% 60 SiC-Al kompozitlerin aşınma davranışına SiC partikül boyutunun etkisi", İTÜ Dergisi/d, 2(3):37-42.
- [125] Kerti, I. (2005). "Production of TiC reinforced-aluminum composites with the addition of elemental carbon", Materials Letters, 59:3795–3800.
- [126] Selcuk, C. ve Kennedy, A.R., (2006). "Al-TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesised from reacted elemental powders", Materials Letters, 60:3364–3366.
- [127] Aikin, Jr., R.M., (1997). "The Mechanical Properties of In-Situ Composites", JOM, 49(8):35-39.
- [128] Yu, P., Mei, Z., ve Tjong, S.C., (2005). "Structure, thermal and mechanical properties of in situ Al-based metal matrix composite reinforced with Al₂O₃ and TiC submicron particles, Materials Chemistry and Physics, 93:109–116.
- [129] Ni, D.R., Geng, L., Zhang, J. ve Zheng, Z.Z., (2008). "Fabrication and tensile properties of in situ TiB_w and TiC_p hybrid-reinforced titanium matrix composites based on Ti-B4C-C", Materials Science and Engineering, A478:291–296.
- [130] Han, Y., Liu, X. ve Bian, X., (2002). "In situ TiB₂ particulate reinforced near eutectic Al-Si alloy composites", Composites: Part A, 33:439-444.
- [131] Fogagnolo, J.B., Robert, M.H., Velasco, F. ve Torralba, J.M., (2004). "Aluminium Matrix Composites Reinforced with Si₃N₄, AlN and ZrB₂, Produced by Conventional Powder Metallurgy and Mechanical Alloying", Kona, 22:143-150.
- [132] Siva kumar, K., Balakrishna Bhat, T. ve Ramakrishnan, P., (1999). " Shock synthesis of 2124Al-SiC_p composites", Journal of Materials Processing Technology, 85:125–130.
- [133] Jiang, Q.C., Wang, H.Y., Ma, B.X., Wang, Y. ve Zhao, F., (2005). "Fabrication of B4C particulate reinforced magnesium matrix composite by powder metallurgy", Journal of Alloys and Compounds, 386:177–181.
- [134] Torralba, J.M., da Costa, C.E. ve Velasco, F., (2003). "P/M aluminum matrix composites: an overview", Journal of Materials Processing Technology, 133:203–206.
- [135] Rosso, M., (2006). "Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties", Journal of Materials Processing Technology, 175:364–375.
- [136] Biermann, H. ve Hartmann, O., (2006). "Mechanical Behavior and Fatigue Properties of Metal-matrix Composites", 173-196; Derleyen: Kainer, K.U. (2006). Metal Matrix Composites, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim

- [137] Cambronero, L.E.G., Sánchez, E., Ruiz-Roman, J.M. ve Ruiz-Prieto, J.M., (2003). "Mechanical characterisation of AA7015 aluminium alloy reinforced with ceramics", *Journal of Materials Processing Technology*, 143–144:378–383.
- [138] Alman, D.E., (2001), "Properties of Metal Matrix Composites", *ASM Handbook*, Vol.21, Ed. Miracle, D.B. ve Donaldson, L., ASM International, 838-858.
- [139] Mondal, D.P., Ganesh, N.V., Muneshwar, V.S., Das, S. ve Ramakrishnan, N., (2006). "Effect of SiC concentration and strain rate on the compressive deformation behaviour of 2014Al-SiCp composite", *Materials Science and Engineering*, A433:18–31.
- [140] Kennedy, A.R. ve Wyatt, S.M., (2001). "Characterising particle–matrix interfacial bonding in particulate Al–TiC MMCs produced by different methods", *Composites: Part A*, 32:555–559.
- [141] Kennedy, A.R. ve Wyatt, S.M., (2000). "The effect of processing on the mechanical properties and interfacial strength of aluminium/TiC MMCs", *Composites Science and Technology*, 60:307-314.
- [142] Evans, R.D., Phaneuf, M.W. and Boyd, J.D., (1999). "Imaging damage evolution in a small particle metal matrix composite", *Journal of Microscopy*, 196(2):146–154.
- [143] Prater, W.L., (2006). "Comparison of ceramic material effects on the flexural Weibull statistics and fracture of high volume fraction particle reinforced aluminum", *Materials Science and Engineering*, A420:87–198.
- [144] Prasad, S.V. ve Asthana, R., (2004). "Aluminum metal–matrix composites for automotive applications: tribological considerations", *Tribology Letters*, 17(3):445-453.
- [145] Zhang, Z.F., Zhang, L.C. ve Mai, Y.-W., (1995). "Particle effects on friction and wear of aluminium matrix composites", *Journal of Materials Science*, 30:5999-6004.
- [146] Rosenberger, M.R., Schvezov, C.E. ve Forlerer, E., (2005). "Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer", *Wear*, 259:590–601.
- [147] Duque, N.B., Melgarejo, Z.H. ve Suárez, O.M., (2005). "Functionally graded aluminum matrix composites produced by centrifugal casting", *Materials Characterization*, 55:167–171.
- [148] Lee, C.S., Kim, Y.H., Han, K.S. ve Lim, T., (1992). "Wear behaviour of alurninium matrix composite materials", *Journal of Materials Science*, 27:793-800.
- [149] Kozma, M., (2003). "Friction and Wear of Aluminum Matrix Composites", *Rotrib'03 Bildiriler Kitabı*, 24-26 Eylül 2003. Galati, Romania, 1(99-106):99-106.
- [150] Yalcin, Y., Akbulut, H., (2006), "Dry wear properties of A356-SiC particle reinforced MMCs produced by two melting routes", *Materials and Design*, 27:872–881.

- [151] Hemanth, J., (2002). "Fracture toughness and wear resistance of aluminum-boron particulate composites cast using metallic and non-metallic chills", *Materials and Design*, 23:41-50.
- [152] Ahlatci, H., Koçer, T., Candan, E. ve Çimenoğlu, H., (2006). "Wear behaviour of Al/(Al₂O₃pCSiCp) hybrid composites", *Tribology International*, 39:213–220.
- [153] Chen, R., Iwabuchi, A. ve Shimizu, T., (2000). "The effect of a T6 heat treatment on the fretting wear of a SiC particle-reinforced A356 aluminum alloy matrix composite", *Wear*, 238:110–119.
- [154] Da Costa, C.E., Zapata, W.C., Velasco, F., Ruiz-Prieto, J.M. ve Torralba, J.M., (1999). "Wear behaviour of aluminum reinforced with nickel aluminide MMCs", *Journal of Materials Processing Technology*, 92-93:66-70.
- [155] Suresha, S. ve Sridhara, B.K., (2010). "Effect of addition of graphite particulates on the wear behaviour in aluminium–silicon carbide–graphite composites", *Materials and Design*, 31:1804–1812.
- [156] Onat, A., (2010). "Mechanical and dry sliding wear properties of silicon carbide particulate reinforced aluminium–copper alloy matrix composites produced by direct squeeze casting method", *Journal of Alloys and Compounds*, 489:119–124.
- [157] Rao, R.N., Das, S., Mondal, D.P. ve Dixit, G., (2010). "Effect of heat treatment on the sliding wear behaviour of aluminium alloy (Al–Zn–Mg) hard particle composite", *Tribology International*, 43:330–339.
- [158] Shorowordi, K.M., Haseeb, A.S.M.A. ve Celis, J.P., (2006). "Tribo-surface characteristics of Al–B₄C and Al–SiC composites worn under different contact pressures", *Wear*, 261:634–641.
- [159] Kök, M. ve Özdin, K., (2007). "Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al₂O₃ particles", *Journal of Materials Processing Technology*, 183:301–309.
- [160] Saravanan, R.A., Lee, J.-M. ve Kang, S.-B., (1999). "Dry Sliding Wear Behavior of A356-15 Pct SiCp Composites under Controlled Atmospheric Conditions", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A:2523-2538.
- [161] Akbulut, H., Durman, M. ve Yilmaz, F., (1998). "Dry wear and friction properties of δ -Al₂O₃ short fiber reinforced Al-Si (LM 13) alloy metal matrix composites", *Wear*, 215:170-179.
- [162] Buytoz, S. ve Eren, H., (2007). "Al Metal Matris Kompozitlerin Abrasiv Aşınma Performansına Takviye Elemanlarının Etkisi", *Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi*, 19(2):209-216.
- [163] Shipway, P.H., Kennedy, A.R. ve Wilkes, A.J., (1998). "Sliding wear behaviour of aluminium-based metal matrix composites produced by a novel liquid route", *Wear*, 216:160-171.
- [164] Zhang, L., Qu, X.-H, Duan, B.-H, He, X.-B. ve Qin, M.-L., (2008). "Effect of porosity on wear resistance of SiCp/Cu composites prepared by pressureless infiltration", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 18:1076-1082.

- [165] K k, M., (2006). "Abrasive wear of Al₂O₃ particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method", Composites: Part A, 37:457–464.
- [166] Bedir, F. ve  gel, B., (2004). "SiCp Katkılı Al Kompozitlerin Sertlik, Mikroyapı  zellikleri ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi", Onbirinci Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi, 13 - 15 Ekim 2004, Antalya.
- [167] Salvador, M.D., Amig , V., Martinez, N. ve Busquets, D.J., (2003). "Microstructure and mechanical behaviour of Al–Si–Mg alloys reinforced with Ti–Al intermetallics", Journal of Materials Processing Technology, 143–144:605–611.
- [168] Muratoğlu, M. ve Aksoy, M., (2000). "The effects of temperature on wear behaviours of Al–Cu alloy and Al–Cu:SiC composite", Materials Science and Engineering, A282:91–99.
- [169] Deuis, R.L., Subramanian, C. ve Yellup, J.M., (1997). "Dry Sliding Wear of Aluminium Composites-A Review", Composites Science and Technology, 57:415-435.
- [170] Nofar, M., Madaah Hosseini, H.R. ve Kolagar-Daroonkolaie, N., (2009). "Fabrication of high wear resistant Al/Al₃Ti metal matrix composite by in situ hot press method", Materials and Design, 30:280–286.
- [171] Deuis, R.L., Subramanian, C. ve Yellup, J.M., (1996). "Abrasive wear of aluminium composites-a review", Wear, 201:132-144.
- [172] Stolarski, T.A., (1990). Tribology in Machine Design, Butterworth-Heinemann.
- [173] Tjong, S.C. ve Lau, K.C., (1999). "Properties and abrasive wear of TiB₂/Al-4%Cu composites produced by hot isostatic pressing", Composites Science and Technology, 59:2005-2013.
- [174] Zhang, S.Y., Qu, S.G., Li, Y.Y. ve Chen, W.P., (2010). "Two-body abrasive behavior of brake pad dry sliding against interpenetrating network ceramics/Al-alloy composites", Wear, 268:939–945.
- [175] Sahin, Y. ve  zdin, K., (2008). "A model for the abrasive wear behaviour of aluminium based composites", Materials and Design, 29:728–733.
- [176] Singh, M., Mondal, D.P., Modi, O.P. ve Jha, A.K., (2002). "Two-body abrasive wear behaviour of aluminium alloy–sillimanite particle reinforced composite", Wear, 253:357–368.
- [177] Chang, H., Binner, J. ve Higginson, R., (2010). "Dry sliding wear behaviour of Al(Mg)/Al₂O₃ interpenetrating composites produced by a pressureless infiltration technique", Wear, 268:166–171.
- [178] Akın, G., Mindivan, H.,  imen  lu, H. ve Kayalı, E.S., (2005). "Toz Metalurjisi ile üretilen Alüminyum Matrisli Bor Karbür Takviyeli Kompozitlerin Aşınma Davranışının İncelenmesi", 12. Uluslararası Metalurji-Malzeme Kongresi, 28 Eylül-2 Ekim 2005, İstanbul, Bildiriler Kitabı, 735-740.
- [179] Alman, D.E., (1992), "Fretting Wear", ASM Handbook, Vol.18, Ed. Blau, P.J., ASM International, 449-481.

- [180] Jiménez, A.E., Bermúdez, M.D., Cintas, J. ve Herrera, E.J., (2009). "Dry wear of NiAl₃-reinforced mechanically alloyed aluminium with different microstructure", *Wear*, 266:255–265.
- [181] Uyyuru, R.K., Surappa, M.K. ve Brusethaug, S., (2007). "Tribological behavior of Al–Si–SiCp composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions", *Tribology International*, 40:365–373.
- [182] Lashgari, H.R., Sufizadeh, A.R. ve Emamy, M., (2010). "The effect of strontium on the microstructure and wear properties of A356–10%B₄C cast composites", *Materials and Design*, 31:2187–2195.
- [183] Ramesh C.S., Keshavamurthy, R., Channabasappa, B.H. ve Pramod, S., (2010). "Friction and wear behavior of Ni–P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites", *Tribology International*, 43:623–634.
- [184] Rao, R.N., Das, S., (2010). "Effect of matrix alloy and influence of SiC particle on the sliding wear characteristics of aluminium alloy composites", *Materials and Design*, 31:1200–1207.
- [185] Rodríguez, J., Poza, P., Garrido, M.A. ve Rico, A., (2007). "Dry sliding wear behaviour of aluminium–lithium alloys reinforced with SiC particles", *Wear*, 262:292–300.
- [186] Venkataraman, B. ve Sundararajan, G., (2000). "Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, Al-7075 alloy and Al-MMCs", *Wear*, 245:22–38.
- [187] Larsen-Basse, J., (1992). "Introduction to Friction", *ASM Handbook*, Vol.18, Ed. Henry, S.D., ASM International, 25-26.
- [188] Tang, F., Wu, X., Ge, S., Ye, J., Zhu, H., Hagiwara, M. ve Schoenung, J.M., (2008). "Dry sliding friction and wear properties of B₄C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites", *Wear*, 264:555–561.
- [189] Wall, E.J., Sullivan, R., Carpenter, J., (2004). "FY 2004, Progress Report for Automotive Lightweighting Materials", U.S. Department of Energy, Washington, DC.
- [190] Shorowordi, K.M., Haseeb, A.S.M.A. ve Celis, J.P., (2004). "Velocity effects on the wear, friction and tribochemistry of aluminum MMC sliding against phenolic brake pad", *Wear*, 256:1176–1181.
- [191] Daoud, A. ve El-khair, M.T.A., (2010). "Wear and friction behavior of sand cast brake rotor made of A359-20 vol% SiC particle composites sliding against automobile friction material", *Tribology International*, 43:544–553.
- [192] Rajeev, V.R., Dwivedi, D.K. ve Jain, S.C., (2010). "Dry reciprocating wear of Al–Si–SiCp composites: A statistical analysis", *Tribology International*, 43:1532–1541.
- [193] Shreir, L., (1994). *Corrosion Vol. 1, 3*. Baski, Butterworth-Heinemann, London, 1994.
- [194] Dobrzanski, L.A., Włodarczyk, A. ve Adamiak, M., (2005). "Structure, properties and corrosion resistance of PM composite materials based on EN AW-2124

- aluminum alloy reinforced with the Al₂O₃ ceramic particles", *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163:27–32.
- [195] Winkler, S.L., Ryan, M.P. ve Flower, H.M., (2004). "Pitting corrosion in cast 7XXX aluminium alloys and fibre reinforced MMCs", *Corrosion Science*, 46:893–902.
- [196] Jones, R.H. (Ed.), (2001). "Environmental Effects of Engineered Materials", New York, Marcel Dekker Incorporated.
- [197] Torralba, J.M., Velasco, F., Costa, C.E., Vergara, I. ve Cáceres, D., (2002). "Mechanical behaviour of the interphase between matrix and reinforcement of Al 2014 matrix composites reinforced with (Ni₃Al)_p", *Composites: Part A*, 33:427-434.
- [198] Fang, C.-K., Huang, C.C. ve Chuang, T.H., (1999), "Synergistic Effects of Wear and Corrosion for Al₂O₃ Particulate–Reinforced 6061 Aluminum Matrix Composites", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A: 643-651
- [199] Tandler, M., Sustarsic, B., Vehovar, L. ve Torkar, M., (2000). "Corrosion of Al/SiC Metal-Matrix Composites", *Materiali in Tehnologije*, 34(6):353-358.
- [200] Monticelli, C., Zucchi, F., Brunoro, G. ve TrabANELLI, G., (1997). "Corrosion and corrosion inhibition of alumina particulate/aluminium alloys metal matrix composites in neutral chloride solutions", *Journal of Applied Electrochemistry*, 27:325-334.
- [201] Payan, S., Le Petitcorps, Y., Olive, J.-M., ve Saadaoui, H., (2001). "Experimental procedure to analyse the corrosion mechanisms at the carbon/aluminium interface in composite materials", *Composites: Part A*, 32:585–589.
- [202] Hu J., Chu, W.Y., Fei, W.D. ve Zhao, L.C., (2004). "Effect of interfacial reaction on corrosion behavior of alumina borate whisker reinforced 6061Al composite", *Materials Science and Engineering, A* 374:153–159.
- [203] Pardo, A., Merino, M.C., Merino, S., Viejo, F., Carboneras, M. ve Arrabal, R., (2005). "Influence of reinforcement proportion and matrix composition on pitting corrosion behaviour of cast aluminium matrix composites (A3xx.x/SiCp)", *Corrosion Science*, 47:1750–1764.
- [204] Pardo, A., Merino, M.C., Rams, J., Merino, S., Viejo, F. ve Campo, M., (2005). "Effect of Reinforcement Coating on the Oxidation Behavior of AA6061/SiC/20p Composite", *Oxidation of Metals*, 63(3/4):215-227.
- [205] Bobic, B., Mitrovic, S., Babic, M. ve Bobic, I., (2010). "Corrosion of Metal-Matrix Composites with Aluminium Alloy Substrate", *Tribology in industry*, 32(1):3-11.
- [206] Bobic, B., Mitrovic, S., Babic, M. ve Bobic, I., (2009). "Corrosion of Aluminium and Zinc-Aluminium Alloys Based Metal-Matrix Composites", *Tribology in industry*, 31(3-4):44-53.
- [207] Katkar, V.A., Gunasekaran, G., Rao, A.G. ve Koli, P.M., (2011). "Effect of the reinforced boron carbide particulate content of AA6061 alloy on formation of the passive film in seawater", *Corrosion Science*, 53:2700–2712.

- [208] Pardo, A., Merino, M.C., Arrabal, R., Viejo, F., Carboneras, M. ve Muñoz, J.A., (2006). "Influence of Ce surface treatments on corrosion behaviour of A3xx.x/SiCp composites in 3.5wt.% NaCl", *Corrosion Science*, 48:3035–3048.
- [209] Pardo, A., Merino, M.C., Arrabal, R., Feliú Jr., S., Viejo, F. ve Carboneras, M., (2006). "Enhanced corrosion resistance of A3xx.x/SiCp composites in chloride media by La surface treatments", *Electrochimica Acta*, 51:4367–4378.
- [210] Boag, A.P., McCulloch, D.G., Jamieson, D.N., Hughes, A.E., Pedrina, L.M. ve Ryan, C.G., (2005). "Analysis of Pitting Corrosion in Aerospace Aluminium Alloy AA2024-T3", *Microscopy and Microanalysis*, 11(2):1984-1985.
- [211] De Salazar, J.M.G., Ureña, A., Manzanedo, S. ve Barrena, M.I., (1999). "Corrosion behaviour of AA6061 and AA7075 reinforced with Al₂O₃ particles in aerated 3.5% chloride solutions: potentiodynamic measurements and microstructure evaluation", *Corrosion Science*, 41:529-545.
- [212] Landolt, D., Mischler, S. ve Stemp, M., (2001). "Electrochemical methods in tribocorrosion: a critical appraisal", *Electrochimica Acta*, 46:3913–3929.
- [213] Diomidis, N., Celis, J.-P., Ponthiaux, P. ve Wenger, F., (2010). "Tribocorrosion of stainless steel in sulfuric acid: Identification of corrosion–wear components and effect of contact area", *Wear* 269:93–103.
- [214] Mischler, S., (2008). "Triboelectrochemical techniques and interpretation methods in tribocorrosion: A comparative evaluation", *Tribology International*, 41:573–583.
- [215] Ferreira, S.C., Sequeira, P.D., Watanabe, Y., Ariza, E. ve Rocha, L.A., (2011). "Microstructural characterization and tribocorrosion behaviour of Al/Al₃Ti and Al/Al₃Zr FGMs", *Wear*, 270:806-814.
- [216] Jemmely, P., Mischler, S. ve Landolt, D., (1999). "Tribocorrosion behaviour of Fe–17Cr stainless steel in acid and alkaline solutions", *Tribology International*, 32:295–303.
- [217] Velhinho, A., Botas, J.D., Ariza, E., Gomes, J.R. ve Rocha, L.A., (2004). "Tribocorrosion Studies in Centrifugally Cast Al-matrix SiCp-reinforced Functionally Graded Composites", *Materials Science Forum*, 455-456 (2004) 871-875.
- [218] Vieira, A.C., Rocha, L.A. ve Mischler, S., (2011). "Influence of SiC reinforcement particles on the tribocorrosion behaviour of Al–SiCp FGMs in 0.05M NaCl solution", *Journal of Physics D: Applied Physics*, doi:10.1088/0022-3727/44/18/185301
- [219] Jamaati, R., Reza Toroghinejad, M., Szpunar, J.A. ve Li, D., (2011). "Tribocorrosion Behavior of Aluminum/Alumina Composite Manufactured by Anodizing and ARB Processes", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, DOI: 10.1007/s11665-011-9835-1.
- [220] Shorowordi, K.M., Haseeb, A.S.M.A. and Celis, J.P., (2006). "Chemical and structural nature of tribo-surface of aluminium–SiC composites at nanometre

and micrometre length scales", Materials Science and Engineering, A425:213–218.

- [221] Von Zengen, K.H., (2006). "Aluminium in Future Cars – A Challenge for Materials Science" Materials Science Forum, (519-521):1201-1208.
- [222] Aluminium in Cars, European Aluminium Association, [http://www.eaa.net/upl/4/en/doc/Aluminium in cars Sept2008.pdf](http://www.eaa.net/upl/4/en/doc/Aluminium%20in%20cars%20Sept2008.pdf), 12 Mayıs 2011
- [223] Bonollo, F., Moret, A., Gallo, S. ve Mus, C., (2004). "Cylinder liners in aluminium matrix composite by centrifugal casting", La Metallurgia Italiana, 96(6):49-55.
- [224] Wu, B. ve Reddy, R.G., (2002). "In-Situ Formation of SiC-Reinforced Al-Si Alloy Composites Using Methane Gas Mixtures", Metallurgical and Materials Transactions, 33B:543-550.
- [225] Zhang, H., Maljkovic, N. ve Mitchell, B.S., (2002). "Structure and interfacial properties of nanocrystalline aluminum/mullite composites", Materials Science and Engineering, A326:317–323.
- [226] Koker, R., Altinkok, N. ve Demir, A., (2007). "Neural network based prediction of mechanical properties of particulate reinforced metal matrix composites using various training algorithms", Materials and Design, 28:616–627.
- [227] Tokaji, K., (2005). "Effect of stress ratio on fatigue behaviour in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composite", Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 28:539–545.
- [228] Sivasankaran, S., Narayanasamy, R., Ramesh, T., ve Prabhakar, M., (2009). "Analysis of workability behavior of Al–SiC P/M composites using backpropagation neural network model and statistical technique", Computational Materials Science, 47:46–59.
- [229] Rohatgi, P., (2001). "Cast Metal Matrix Composites: Past, Present and Future", Transactions of the American Foundry Society, 109(01-133):1-25
- [230] Tsunemichi, I., JianFu, M., Shangli, D., Ichinori, S., Naobumi, S. ve Gilles, L., (2004). "High strain rate superplasticity of TiC particulate reinforced 2014 aluminum alloy composites", Materials Science and Engineering, A 364: 281-286.
- [231] Lee, H.S., Yeo, J.S., Hong, S.H., Yoon, D.J. ve Na, K.H., (2001). "The fabrication process and mechanical properties of SiCp/Al-Si metal matrix composites for automobile air-conditioner compressor pistons", Journal of Materials Processing Technology, 113:202-208.
- [232] Zhang, S. ve Wang, F., (2007). "Comparison of friction and wear performances of brake material dry sliding against two aluminum matrix composites reinforced with different SiC particles", Journal of Materials Processing Technology, 182:122–127.
- [233] Natarajan, N., Vijayarangan, S. ve Rajendran, I., (2006). "Wear behaviour of A356/25SiCp aluminium matrix composites sliding against automobile friction material", Wear, 261:812–822.

- [234] Zhong, Z.W., (2003). "Grinding of Aluminium-Based Metal Matrix Composites Reinforced with Al₂O₃ or SiC Particles", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 12:79-83.
- [235] Lillo, T.M., (2005). "Enhancing ductility of AL6061 + 10 wt.% B₄C through equal-channel angular extrusion processing", *Materials Science and Engineering*, A410-411:443-446.
- [236] Viala, J.C., Bouix, J., Gonzales, G. ve Esnouf, C., (1997), "Chemical Reactivity of Aluminium with Boron Carbide", *Journal of Materials Science*, 32:4559-4573.
- [237] Jung, J. ve Kang, S., (2004). "Advances in Manufacturing Boron Carbide-Aluminum Composites", *Journal of the American Ceramic Society*, 87(1):47-54.
- [238] Nie, C., Gu, J., Liu, J. ve Zhang, D., (2008). "Investigation on microstructures and interface character of B₄C particles reinforced 2024Al matrix composites fabricated by mechanical alloying", *Journal of Alloys and Compounds*, 454:118-122.
- [239] Kennedy, A.R., (2002). "The microstructure and mechanical properties of Al-Si-B₄C metal matrix composites", *Journal of Materials Science*, 37:317-323.
- [240] He, J., He, J. ve Schoenung, J.M., (2006). "Cryomilling for the Fabrication of a Particulate B₄C Reinforced Al Nanocomposite: Part I. Effects of Process Conditions on Structure", *Metallurgical and Materials Transactions*, 37A:3099-3109.
- [241] Sarikaya, O., Anik, S., Celik, E., Okumus, S.C. ve Aslanlar, S., (2007). "Wear behaviour of plasma-sprayed AlSi/B₄C composite coatings", *Materials and Design*, 28:2177-2183.
- [242] Canakci, A., Arslan, F. ve Yasar, I., (2007). "Pre-treatment process of B₄C particles to improve incorporation into molten AA2014 alloy", *Journal of Materials Science*, 42:9536-9542.
- [243] Deng, F., Xie, H.-Y. ve Wang, L., (2006). "Synthesis of submicron B₄C by mechanochemical method", *Materials Letters*, 60:1771-1773.
- [244] Zhu, X., Dong, H. ve Lu, K., (2008). "Coating different thickness nickel-boron nanolayers onto boron carbide particles", *Surface and Coatings Technology*, 202:2927-2934.
- [245] Shrestha, N.K., Kawai, M. ve Saji, T., (2005). "Co-deposition of B₄C particles and nickel under the influence of a redox-active surfactant and anti-wear property of the coatings", *Surface and Coatings Technology*, 200:2414-2419.
- [246] Chao, M.-J., Niu, X., Yuan, B., Liang, E.-J. ve Wang, D.-S., (2006). "Preparation and characterization of in situ synthesized B₄C particulate reinforced nickel composite coatings by laser cladding", *Surface and Coatings Technology*, 201:1102-1108.
- [247] Carlsson, M., García-García, F.J. ve Johnsson, M., (2002). "Synthesis and characterisation of boron carbide whiskers and thin elongated platelets", *Journal of Crystal Growth*, 236:466-476.

- [248] Lee, H. ve Speyer, F., (2003). "Pressureless Sintering of Boron Carbide", Journal of the American Ceramic Society, 86(9):1468-1473.
- [249] Arslan, G., Kara, F. ve Turan, S., (2002). "Bor Karbür - Al Kompozitlerinin Üretimi ve Karakterizasyonu", SAVTEK 2002, Savunma Teknolojileri Kongresi, 24-25 Ekim 2002, ODTÜ, Ankara, Bildiriler Kitabı, 87-95.
- [250] Eckardt, T., Bewilogua, K., van der Kolk, G., Hurkmans, T., Trinh, T. ve Fleischer, W., (2000). "Improving tribological properties of sputtered boron carbide coatings by process modifications", Surface and Coatings Technology, 126:69-75.
- [251] Zhang, H., Ramesh, K. T. ve Chin, E.S.C., (2004). "High Strain Rate Response of Aluminium 6092/B4C Composites", Materials Science and Engineering, A 384:26-34.
- [252] Mazahery, A. ve Shabani, M.O., (2011). "Mechanical Properties of Squeeze-Cast A356 Composites Reinforced With B4C Particulates", Journal of Materials Engineering and Performance, DOI: 10.1007/s11665-011-9867-6.
- [253] Mohanty, R.M., Balasubramanian, K. ve Seshadri, S.K., (2008). "Boron carbide-reinforced aluminium 1100 matrix composites: Fabrication and properties", Materials Science and Engineering, A498:42-52.
- [254] Hu, H.M., Lavernia, E.J., Harrigan, W.C., Kajuch, J. ve Nutt, S.R., (2001). "Microstructural investigation on B4C:Al-7093 composite", Materials Science and Engineering, A297:94-104.
- [255] Halverson, D.C., Pyzik, A.J., Aksay, I.A. ve Snowden, W.E., (1989). "Processing of Boron Carbide-Aluminium Composites", Journal of the American Ceramic Society, 72 (5):775-780.
- [256] Zhang, H., Chen, M.W., Ramesh, K.T., Ye, J., Schoenung, J.M. ve Chin, E.S.C., (2006). "Tensile behavior and dynamic failure of aluminum 6092/B4C composites", Materials Science and Engineering, A433:70-82.
- [257] Sezer, A.O. ve Brand, J.I., (2001). "Chemical vapor deposition of boron carbide", Materials Science and Engineering, B79:191-202.
- [258] Frage, N., Levin, L., Frumin, N., Gelbstein, M. ve Dariel, M.P., (2003). "Manufacturing B4C-(Al,Si) composite materials by metal alloy infiltration", Journal of Materials Processing Technology 143-144 486-490.
- [259] Kouzeli, M., Marchi, C.S. ve Mortensen, A., (2002). "Effect of reaction on the tensile behavior of infiltrated boron carbide-aluminum composites", Materials Science and Engineering, A337:264-273.
- [260] Pyzik, A.J. ve Beaman, D.R., (1995). "Al-B-C Phase Development and Effects on Mechanical Properties of B4C/Al- Derived Composites", Journal of the American Ceramic Society, 78(2):305-312.
- [261] Arslan, G., Kara, F. ve Turan, S., (2003). "Quantitative X-ray diffraction analysis of reactive infiltrated boron carbide-aluminium composites", Journal of the European Ceramic Society: 23:1243-1255.

- [262] Zhang, Z., Chen, X.-G. ve Charette, A., (2007). "Particle distribution and interfacial reactions of Al-7%Si-10%B₄C die casting composite", Journal of Materials Science, 42:7354-7362.
- [263] Çanakçı, A. ve Arslan, F., (2006). "AA2024 Matrisli B₄C Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Vorteks Yöntemiyle Üretiminde Parçacık Boyutunun Etkisi", 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 382-389.
- [264] Lashgari, H.R., Zangeneh, Sh., Shahmir, H., Saghafi, M. ve Emamy, M., (2010). "Heat treatment effect on the microstructure, tensile properties and dry sliding wear behavior of A356-10%B₄C cast composites", Materials and Design, 31:4414-4422.
- [265] Canakci, A., (2011). "Microstructure and abrasive wear behaviour of B₄C particle reinforced 2014 Al matrix composites", Journal of Materials Science, 46:2805-281.
- [266] Sarikaya, O., Anik, S., Aslanlar, S., Okumus, S.C. ve Celik, E., (2007). "Al-Si/B₄C composite coatings on Al-Si substrate by plasma spray technique", Materials and Design, 28:2443-2449.
- [267] Kök, M., (2001). "Al₂O₃ Partikül Takviyeli 2024 Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi, Fen ve Mühendislik Dergisi, 4(2):131-142.
- [268] Aizenshtein, M., Froumin, N., Dariel, M.P. ve Frage, N., (2008). Wetting and interface interactions in the B₄C/Al-Me (Me Cu, Sn) systems", Materials Science and Engineering, A474:214-217.
- [269] Kennedy, A.R. ve Karantzalis, A.E., (1999). "The incorporation of ceramic particles in molten aluminium and the relationship to contact angle data", Materials Science and Engineering, A264:122-129.
- [270] D.C. Halverson, A.J. Pyzik ve I.A. Aksay, (1986). "Boron carbide aluminum and boron carbide-reactive metal cermets", US Patent no. 4,605,440.
- [271] Shen, P., Zou, B., Jin, S. ve Jiang, Q., (2007). "Reaction mechanism in self-propagating high temperature synthesis of TiC-TiB₂/Al composites from an Al-Ti-B₄C system", Materials Science and Engineering, A454-455, 300-309.
- [272] Çalgül, U., Dikbaş, H. ve Gür, A.K., (2006), "Sıcak Presleme Yöntemiyle İmal Edilmiş AlSiMg-SiCp Takviyeli Kompozitlerin Difüzyon Kaynağı Yöntemiyle Birleştirilebilirliğinin Araştırılması, 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 718-723.
- [273] Nair, F., Karamış, M.B. ve Yıldızlı, K., (2006). "Al/SiCp Metal Matrisli Kompozit Takozların Üretilmesi", 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 390-398.
- [274] Li, Y.Q. ve Qiu, T., (2007). "Oxidation Behaviour of Boron Carbide Powder", Materials Science and Engineering, A444:184-191.
- [275] Chung, W-S. ve Lin, S-J., (1996). "Ni-coated SiCp reinforced aluminum composites processed by vacuum infiltration", Materials Research Bulletin, 31(12):1437-1447.

- [276] Rudnik, E., Kokoszka, K. ve Łapsa, J., (2008). "Comparative studies on the electroless deposition of Ni-P, Co-P and their composites with SiC particles", *Surface and Coatings Technology*, 202:2584–2590.
- [277] Rams, J., Ureña, A., Escalera, M.D. ve Sánchez, M., (2007). "Electroless nickel coated short carbon fibres in aluminium matrix composites", *Composites: Part A*, 38:566–575.
- [278] Di Giampaolo, A.R., Ordoñez, J.G., Gugliemacci, J.M. ve Lira, J., (1997). "Electroless nickel-boron coatings on metal carbides", *Surface and Coatings Technology*, 89:127-131.
- [279] Chu, H.Y. ve Lin, J.F., (2000). "Experimental analysis of the tribological behavior of electroless nickel-coated graphite particles in aluminum matrix composites under reciprocating motion", *Wear*, 239:126–142.
- [280] Chen, H. ve Alpas, A.T., (1996). "Wear of aluminium matrix composites reinforced with nickel-coated carbon fibres", *Wear*, 192(1-2):186-198.
- [281] Gao, H.Q., Fei, W.D., (2005). "Interfacial reaction and tensile properties of 6061Al matrix composite reinforced with copper-coated Al₁₈B₄O₃₃ whiskers", *Materials Letters*, 59:3756–3760.
- [282] Kretz, F., Gácsi, Z., Kovács, J. ve Pieczonka, T., (2004). "The electroless deposition of nickel on SiC particles for aluminum matrix composites", *Surface and Coatings Technology*, 180–181:575–579.
- [283] Dong, H., Zhu, X. ve Lu, K., (2008). "Morphology and composition of nickel-boron nanolayer coating on boron carbide particles", *Journal of Materials Science*, 43:4247–4256.
- [284] Zhao, H., Hiragushi, K. ve Mizota, Y., (2003). "Densification and mechanical properties of mullite/TiO₂-coated B₄C composites", *Journal of the European Ceramic Society*, 23:1485–1490.
- [285] Matik, U. ve Çıtak, R., (2005). "Toz Metalurjisi ile Üretilmiş Demir Esaslı Parçalarda Asidik ve Bazik Akımsız Nikel Çözeltilerin Kaplama Kalitesine Etkisi", *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 20(2):239-246.
- [286] Baudrand, D.W., (1994). "Electroless Nickel Plating", *ASM Handbook*, Vol.5, Ed. Cotell, C.M., Sprague, J.A. ve Smidt, Jr., F.A., ASM International, 954-1010.
- [287] Roine, A., (2002). "Outokumpu HSC Chemistry for Windows", Ver. 5.1, 1999, Outokumpu Research Oy: Pori, Finland.
- [288] Ip, S.W., Sridhar, R., Toguri, J.M., Stephenson, T.F. ve Warner, A.E.M., (1998). "Wettability of nickel coated graphite by aluminum", *Materials Science and Engineering*, A244:31–38.
- [289] Toptan, F., Kerti, I., Sagin, A., Cigdem, M., Daglilar, S. ve Yuksel, F., (2011). "Microstructural properties and wear behaviour of AlSi9Mg matrix B₄Cp reinforced composites", *TMS 2011 Annual Meeting & Exhibition*, February 27 - March 3, 2011, San Diego, California.

- [290] Sudarshan, Surappa, M.K., (2008). "Dry sliding wear of fly ash particle reinforced A356 Al composites", *Wear*, 265:349–360.
- [291] Meydanoglu, O., Mindivan, H., Kayali, E.S. ve Çimenoglu, H., (2006). "Sıcak Presle Üretilen B4C Takiyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışının İncelenmesi, 11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 270-272.
- [292] Mindivan, H., (2010). "Reciprocal sliding wear behaviour of B4C particulate reinforced aluminum alloy composites", *Materials Letters*, 64:405–407.
- [293] Antony, J., (2003). "Design of Experiments for Engineers and Scientists", Elsevier Science & Technology Books.
- [294] Zümrüt, Z., (2009). Tam Faktöriyel Deney Tasarımı Tekniği ile Hidroksiapatit Kaplı Titanyum İmplant Malzemelerin Mekanik Özellikleri Üzerine Parametrelerin Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [295] Kılıçarslan, A., Toptan, F. ve Kerti, I., (2008). "Bor Karbür Tozlarının Oksidasyonu", 12. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, Denizli, 175-178.
- [296] Kılıçarslan A, Toptan F. ve Kerti I., (2009). "Akımsız Nikel Kaplama Tekniği ile Bor Karbür (B4C) Partiküllerinin Yüzey Özelliklerinin Değiştirilmesi", IV. Uluslararası Bor Sempozyumu, 15-17 Ekim 2009, Eskişehir, Bildiriler Kitabı s. 81-87.
- [297] Kılıçarslan, A., Toptan, F. ve Kerti, I., (2009). "Akımsız Nikel Kaplanmış B4C Partiküllerinin Mikroyapısal Karakterizasyonu", 19. Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi (Uluslararası Katılımlı), 22–25 Haziran 2009, Trabzon, Özet Kitabı s. 65.
- [298] Vieira, A.C., Pinto, A.M., Rocha, L.A. ve Mischler, S., (2011). "Effect of Al₂Cu precipitates size and mass transport on the polarisation behaviour of age-hardened Al–Si–Cu–Mg alloys in 0.05 M NaCl", *Electrochimica Acta* 56:3821–3828.
- [299] Toptan, F., Kerti, I., Çiğdem, M., (2010). "Ti İlavesinin AlSi9Mg-B4Cp Kompozitlerinde İslatılabilirliğe Ve Partikül İlave Verimine Etkisi", 15. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi (IMMC'15), Kasım 2010, İstanbul (Bildiriler kitabı basım aşamasındadır)
- [300] Fang, C.-K., Fang, R.L., Weng, W.P. ve Chuang, T.H., (1999). "Applicability of Ultrasonic Testing for the Determination of Volume Fraction of Particulates in Alumina-Reinforced Aluminum Matrix Composites", *Materials Characterization*, 43:217-226.
- [301] Göncü, Y., Altinoğlu, T. ve Ay, N., (2009). "Bor Nitrür Üretiminde Karıştırmalı Bilyalı Değirmenlerin Kullanılması", IV. Uluslararası Bor Sempozyumu, 15-17 Ekim 2009, Eskişehir, Bildiriler Kitabı s. 309-314.
- [302] Davim, J.P., (2003). "Design of optimisation of cutting parameters for turning metal matrix composites based on the orthogonal arrays", *Journal of Processing Technology*, 132:340-344.

- [303] Sahin, Y., (2005). "Optimization of testing parameters on the wear behaviour of metal matrix composites based on the Taguchi method", *Materials Science and Engineering*, A408:1–8.
- [304] Davim, J.P., Reis, P. ve António, C.C., (2004). "A study on milling of glass fiber reinforced plastics manufactured by hand-lay up using statistical analysis (ANOVA)", *Composite Structures*, 64:493–500.
- [305] Demirutku, K., Okay, N.C., Yaman, A., Kıvanç, F.E., Muratoğlu, B. ve Yeniçeri, Z., (2005). *İstatistiksel Formüller ve Tablolar*, Başkent Üniversitesi İktisadi ve İdari Bilimler Fakültesi ELYADAL Dizisi No: 3, 1. Baskı, Ankara, Mart 2005.
- [306] Mischler, S., Debaud, S. ve Landolt, D., (1998). "Wear-accelerated corrosion of passive metals in tribocorrosion systems", *Journal of the Electrochemical Society*, 145(3):750–758.
- [307] Mathew, M.T., Ariza, E., Rocha, L.A., Fernandes, A.C. ve Vaz, F., (2008). "TiCxOy thin films for decorative applications: Tribocorrosion mechanisms and synergism", *Tribology International*, 41:603–615.
- [308] Kearney, A.L., (1990). "Properties of Cast Aluminum Alloys", *ASM Handbook Vol. 2*, 10. Baskı, ASM International.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Fatih Toptan
Doğum Tarihi ve Yeri : 1979, Rize
Yabancı Dili : İngilizce, Portekizce
E-posta : ftoptan@yahoo.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Y. Lisans	Metalurji ve Malz. Müh.	Yıldız Teknik Üni.	2006
Lisans	Metalurji Müh.	Yıldız Teknik Üni.	2002
Lise		İzmir Atatürk Lisesi	1997

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2007-2010	Yıldız Teknik Üniversitesi	Proje Asistanı
2002-2007	Global Bilgi A.Ş.	Müşteri Temsilcisi

YAYINLARI

Makale

1. **Toptan, F.**, Kilicarslan, A., Karaaslan, A., Cigdem, M., Kerti, I., Processing and microstructural characterisation of AA 1070 and AA 6063 matrix B₄C_p reinforced

composites, Materials and Design, 31 (2010) S87–S91. (ICMAT 2009’da aynı adla sunulan tebliğin gözden geçirilmiş halidir)

2. Gezer, B.T., **Toptan, F.**, Daglilar, S., Kerti, I., Production of Al–Ti–C grain refiners with the addition of elemental carbon, Materials and Design, 31 (2010) S30–S35. (ICMAT 2009’da aynı adla sunulan tebliğin gözden geçirilmiş halidir)

3. **Toptan F.**, Kilicarslan A, Kerti I, The Effect of Ti Addition on the Properties of Al–B₄C Interface: A Microstructural Study, Materials Science Forum, 636-637 (2010) 192-197. (MATERIAIS 2009’da aynı adla sunulan tebliğin gözden geçirilmiş halidir)

4. Kılıçarslan, A., **Toptan, F.**, Kerti, I., Akımsız Nikel Kaplama Yöntemi ve Seramik Partiküllerine Uygulanması, Metalurji, 154 (2010) 33-37.

5. Kerti, I., **Toptan, F.**, Microstructural variations in cast B₄C-reinforced aluminium matrix composites (AMCs), Materials Letters, 62 (2008) 1215–1218.

6. **Toptan, F.**, Kumdalı, F., Kerti, I., Al–B₄C Kompozitlerinin Fren Diski Olarak Kullanılabilirliğine Genel Bir Bakış, Metalurji, 145 (2006) 11-18.

Bildiri

1. **Toptan, F.**, Kerti, I., Sagin, A., Cigdem, M., Daglilar, S. ve Yuksel, F., Microstructural properties and wear behaviour of AlSi9Mg matrix B₄C_p reinforced composites, TMS 2011 Annual Meeting & Exhibition, February 27 - March 3, 2011, San Diego, California.

2. **Toptan, F.**, Kerti, I., Daglilar, S., Sagin, A., Hacıoglu, T., Effect of particle size particle surface modification pressing pressure and sintering temperature on microstructure and mechanical properties P/M Al–B₄C composites, TMS 2011 Annual Meeting & Exhibition, February 27 - March 3, 2011, San Diego, California.

3. **Toptan, F.**, Kerti, I., Daglilar, S., Sagin, A., Karadeniz, O.F., Ambarkutuk, A., Production of Al-Ti-C Grain Refiners with the Addition of Elemental Carbon and K_2TiF_6 , TMS 2011 Annual Meeting & Exhibition, February 27 - March 3, 2011, San Diego, California.
4. **Toptan, F.**, Kerti, I., Çiğdem, M., Ti ilavesinin AlSi9Mg-B₄C_p Kompozitlerinde Islatılabilirliğe ve Partikül İlave Verimine Etkisi, 15. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi (IMMC'15), Kasım 2010, İstanbul.
5. **Toptan, F.**, Yuksel, F., Kerti, I., Production and Characterization of AlSi9Mg Matrix B₄C Particulate Reinforced Composites, 11th International Symposium on Multiscale, Multifunctional and Functionally Graded Materials, 26-29 September 2010, Guimarães, Portugal, Abstract Book p:32.
6. **Toptan, F.**, Kerti, I., Microstructural Characterisation of Al-B₄C Interface, Seres'09, I. International Ceramic, Glass, Porcelain, Enamel, Glaze and pigment Congress, 12-14 October 2009, Eskişehir, Turkey, Proceedings p. 1208.
7. Kılıçarslan A, **Toptan F**, Kerti I, Akımsız Nikel Kaplama Tekniği ile Bor Karbür (B₄C) Partiküllerinin Yüzey Özelliklerinin Değiştirilmesi, IV. Uluslararası Bor Sempozyumu, 15-17 Ekim 2009, Eskişehir, Bildiriler Kitabı s. 81-87.
8. Hacıoğlu, T., **Toptan, F.**, Daglilar, S., Kerti, I., Al-B₄C_p Kompozitlerinin Toz Metalürjisi Yöntemi ile Üretimi ve Karakterizasyonu, IV. Uluslararası Bor Sempozyumu, 15-17 Ekim 2009, Eskişehir, Bildiriler Kitabı s. 303-307.
9. **Toptan, F.**, Kılıçarslan, A., Karaaslan, A., Çiğdem, M., Kerti, I., Processing and microstructural characterisation of AA 1070 and AA 6063 matrix B₄C_p reinforced composites, 5th International Conference on Materials for Advanced Technologies (ICMAT2009), 28 June - 3 July 2009, Singapore, Symposium T Abstract Book p. 15.

10. Gezer, B.T., **Toptan, F.**, Daglilar, S., Kerti, I., Production of Al-Ti-C Grain Refiners with the Addition of Elemental Carbon, 5th International Conference on Materials for Advanced Technologies (ICMAT2009), 28 June - 3 July 2009, Singapore, Symposium T Abstract Book p. 13.

11. **Toptan, F.**, Kılıçarslan, A. Kerti, I., Ti İlavesi ile Üretilen Al-B₄C Kompozitlerinde Matris/Takviye Arayüzeyinin Mikroyapısal Karakterizasyonu, 19. Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi (Uluslararası Katılımlı), 22–25 Haziran 2009, Trabzon, Özet Kitabı s. 76.

12. Kılıçarslan, A., **Toptan, F.**, Kerti, I., Akımsız Nikel Kaplanmış B₄C Partiküllerinin Mikroyapısal Karakterizasyonu, 19. Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi (Uluslararası Katılımlı), 22–25 Haziran 2009, Trabzon, Özet Kitabı s. 65.

13. **Toptan, F.**, Kılıçarslan, A., Karaaslan, A., Kerti, I., Ti ilavesi ile Üretilen Al-B₄C Kompozitlerinde Matris/Takviye Arayüzeyinin Mikroyapısal Karakterizasyonu, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), 13-15 Mayıs 2009, Karabük, Bildiriler Kitabı 1016-1020.

14. **Toptan, F.**, Kılıçarslan, A., Kerti, I., The effect of Ti addition on the properties of Al-B₄C interface: A microstructural study, The V International Materials Symposium, MATERIALS 2009, April 5-8, 2009 – Lisbon.

15. **Toptan, F.**, Kılıçarslan, A., Karaaslan, A., Çiğdem, M., Kerti, I., Al-B₄C Kompozitlerin Döküm Yolu ile Üretiminde Takviye Partikül İlavesi Koşullarının Optimizasyonu, 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi (IMMC'14), 2008, İstanbul, Bildiriler Kitabı s: 1589-1595.

16. Kılıçarslan, A., **Toptan, F.**, Kerti, I., Bor Karbür Tozlarının Oksidasyonu, 12. Uluslararası Malzeme Sempozyumu (IMSP'2008) Bildiriler Kitabı s.175-178, Denizli, 2008.

17. Kumdalı, F., **Toptan, F.**, Kerti, I., Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Al-B₄C Kompozitlerinde Presleme ve Sinterleme Koşullarının Mikroyapı ve Özelliklere Etkisi, 13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 9-11 Kasım 2006 İstanbul, s: 919-924.

18. Kerti, I., **Toptan, F.**, Döküm Yöntemi İle Üretilen Al-B₄C Kompozitlerinin Mikroyapı ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, III. Uluslararası Bor Sempozyumu, 2-4 Kasım 2006, Ankara, Bildiriler Kitabı s: 367-371.

19. **Toptan, F.**, Kerti, I., B₄C ile Takviye Edilen Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Döküm Yöntemi ile Üretimi, 12. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 28 Eylül-2 Ekim 2005 İstanbul, Bildiriler Kitabı s: 808-812.

Proje

1. Proje Çalışanı, Aşınmaya Dirençli Alüminyum Matrisli B₄C Takviyeli (Min % 15) Hafif Kompozit Malzemelerin Geliştirilmesi, TÜBİTAK Projesi, 2007-2010, Proje No: 107M338.

2. Proje Çalışanı, Elementel karbon ilavesi ile Al-Ti-C tane küçültücü üretimi ve tane küçültme performansının incelenmesi, YTÜ Araştırma Fonu Projesi, 2008-2010, Proje No: 28-07-02-02.

3. Proje Çalışanı, Aşınma Dayanımı Yüksek Bir Malzeme Olarak Al-B₄C Kompozitlerinin, Matris-Takviye Arayüzey Özelliklerinin Geliştirilerek Yüksek Hacim Oranında Üretilmesi, YTÜ Araştırma Fonu Projesi, 2007-2009, Proje No: 27-07-02-01

4. Proje Çalışanı, Otomotiv Fren Balatalarının Alüminyum Matrisli B₄C Takviyeli Kompozit Malzemedan Üretimi ve Karakterizasyonu, YTÜ Araştırma Fonu Projesi, 2004-2006, Proje No: 24-07-02-08.