

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Y_2O_3 KAPLANMIŞ Al_2O_3 TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE AŞINMA DAVRANIŞLARININ
KARAKTERİZASYONU

SERDAR ALTUNER

DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI

DANIŞMAN
DOÇ. DR. ERGÜN KELEŞOĞLU

İSTANBUL, 2011

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

**Y₂O₃ KAPLANMIŞ Al₂O₃ TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE AŞINMA DAVRANIŞLARININ
KARAKTERİZASYONU**

SERDAR ALTUNER

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

**DANIŞMAN
DOÇ. DR. ERGÜN KELEŞOĞLU**

İSTANBUL, 2011

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Y₂O₃ KAPLANMIŞ Al₂O₃ TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE AŞINMA DAVRANIŞLARININ
KARAKTERİZASYONU**

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

Tez Danışmanı

Doç Dr. Ergün KELEŞOĞLU
Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Doç.Dr. Ergün KELEŞOĞLU
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof.Dr. Ahmet ÜNAL
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof.Dr. Erdem DEMİRKESEN
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof.Dr. Muzaffer ZEREN
Kocaeli Üniversitesi

Prof.Dr. Adem BAKKALOĞLU
Yıldız Teknik Üniversitesi

ÖNSÖZ

Doktora tez çalışmam boyunca değerli bilgi ve tecrübelerini bana aktaran ve yol gösteren, ayrıca mesleki gelişimime yaptığı değerli katkılarından ötürü saygıdeğer hocam Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU'na teşekkürü bir borç bilirim.

Tez çalışmam sırasında değerli yönlendirmelerinden dolayı saygıdeğer hocam Prof. Dr. Ahmet ÜNAL'a sonsuz teşekkür ederim.

Deney düzeneğinin hazırlanmasında yardımlarını esirgemeyen Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü teknisyenlerinden Şaban CEYLAN'a, Tarama elektron mikrosbu labotuar sorumlusu teknisyen Mehmet ÇALIŞKAN'A, teşekkürlerimi sunarım.

Aşınma deneyleriminin yapılmasında bana her türlü yardımı ve desteği sağlayan Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölüm başkanı Prof. Dr. Muzaffer ZEREN'e ve deneysel çalışmalarına katkılarından dolayı Arş. Gör. Dr. Hakan ATAPEK'e teşekkürü bir borç bilirim.

Deneysel çalışmalarına yardımlarından dolayı Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü araştırma görevlileri, sevgili arkadaşlarım Arş. Gör. Zekeriya Cömert, Arş. Gör. Gökhan Özer, Arş. Gör. Kerem Altuğ Güler'e teşekkürlerimi sunarım.

X-ışınları haritalarının çekiminde yardımcı olan Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya Mühendisliği bölümü, sevgili hocam Prof. Dr. Sabriye Pişkin ve Arş. Gör. Dr. Mehmet PİŞKİN'e teşekkür ederim.

Tüm yaşamım boyunca her zaman arkamda olan aileme maddi ve manevi desteklerinden ötürü minnetimi sunarım.

Uzun ve meşakatli geçen doktora çalışmamda umutsuzluğa kapıldığımda beni hep cesaretlendiren, bana her türlü desteği sağlayan ve tezimi bu son haline getirmemde bana sonsuz katkıları olan meslektaşım ve sevgili eşim Dr. Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER'e teşekkür ve sevgilerimi sunarım.

Ağustos, 2011

Serdar ALTUNER

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	viii
KISALTMA LİSTESİ.....	ix
ŞEKİL LİSTESİ.....	x
ÇİZELGE LİSTESİ	xiv
ÖZET	xv
ABSTRACT.....	xviii
BÖLÜM 1	
GİRİŞ.....	1
1.1 Literatür Özeti	1
1.2 Tezin Amacı	3
1.3 Bulgular	4
BÖLÜM 2	
PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	5
2.1 Alüminyum Matris Alaşımları	7
2.2 Alüminyum MMK Malzemelerde Kullanılan Takviye Elemanları.....	8
2.3 Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri.....	11
2.4 Katı Hal Üretim Yöntemleri.....	13
2.4.1 Kompozit Malzemelerin Toz Metalurjisi İle Üretimi.....	13
2.4.2 Kompozit Malzemelerin Mekanik Alaşımlama ile Üretimi	15
2.4.3 Kompozit Malzemelerin Difüzyonla Bağlama İle Üretimi.....	17
2.5 Sıvı-Hal Üretim Yöntemleri	17
2.5.1 Sıvı-Metal İnfiltrasyonu Yöntemi ile Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi	17
2.5.2 Girdap (Vorteks) Döküm Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi	18

2.5.3	Püskürtme Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi	19
2.5.4	Yerinde Üretim (In-situ) Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi.....	20
2.5.5	Yarı-Katı Döküm Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi	20
2.5.6	Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi	21
2.5.6.1	Proses Şeması.....	22
2.5.6.2	Proses Parametreleri.....	23
2.6	Partikül Takviyeli Alüminyum Alaşımı Kompozitlerin Uygulama Alanları.	23
2.6.1	Havacılık-Uzay Sanayiinde Kompozit Malzemeler.....	23
2.6.2	Otomotiv Endüstrisinde Kompozit Malzemeler	24
2.6.3	Elektronik Endüstrisinde Kompozit Malzemeler	26
2.6.4	Diğer Kullanım Alanları	27
BÖLÜM 3		
ISLATABİLİRLİK.....		28
3.1	Islatmanın Teorisi.....	29
3.2	Islatabilirliği Azaltan Faktörler	31
3.3	Islatmanın İyileştirilmesi	32
3.3.1	Alaşım Elemanların İlavesi	32
3.3.2	Partiküllerin İşlenmesi	34
3.3.3	Partiküllerin Kaplanması.....	34
3.3.4	Diğer Yöntemler.....	35
3.4	Islatabilirlik Üzerine Yapılan Çalışmalar	36
BÖLÜM 4		
ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞI		43
4.1	Alüminyum MMK'lerin Aşınma Davranışını Etkileyen İç Faktörler.....	45
4.1.1	Sertliğin Etkisi	45
4.1.2	Takviye Hacim Oranı ve Takviye Boyutunun Etkisi.....	47
4.2	Kompozitlerin Aşınma Davranışını Etkileyen Dış Faktörler.....	50
4.2.1	Yükün Etkisi.....	50
4.2.2	Sürtünme Hızı ve Sürtünme Mesafesinin Etkisi.....	51
4.2.3	Aşınma Ortamının Etkisi	52
4.2.4	Sıcaklığın Etkisi.....	53
BÖLÜM 5		
DENEYSEL ÇALIŞMALAR		56
5.1	Deney Düzenliğinin Kurulması	56
5.2	Kullanılan Malzemeler	57
5.3	Al ₂ O ₃ Partiküllerinin Y ₂ O ₃ ile Kaplanması.....	58
5.4	Metal Matrisli Kompozitlerin Hazırlanması	58

5.5	Metal Matrisli Kompozitlerin Karakterizasyonu	60
5.5.1	Yoğunluk Ölçümü ve Gözenekliliğin Hesaplanması.....	60
5.5.2	Sertlik Ölçümleri	60
5.5.3	Mikroyapı İncelemeleri.....	60
5.6	Metal Matrisli Kompozitlere Uygulanan Aşınma Testi	61
5.7	Deney Numunelerinin İncelenmesinde Kullanılan Cihazlar.....	63

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR	64	
6.1	Al ₂ O ₃ partiküllerin Y ₂ O ₃ ile Kaplanmasına Ait Deneysel Sonuçlar	64
6.1.1	Makroskobik İnceleme Sonuçları	66
6.1.2	Mikroskobik İnceleme Sonuçları	66
6.2	Yoğunluk ve Porozite Sonuçları	71
6.3	Sertlik Sonuçları	73
6.4	Çökeltme Sertleşmesi (T6 ısıtma işlemi) sonrası Sertlik Değişimleri	75
6.5	Aşınma Deneyleri Sonuçları	78

BÖLÜM 7

SONUÇ ve ÖNERİLER	110
KAYNAKLAR	112
EK-A	
%20 Al ₂ O ₃ TAKVİYELİ KOMPOZİTİN EDS ANALİZİ	119
EK-B	
%20 Y ₂ O ₃ KAPLI Al ₂ O ₃ TAKVİYELİ KOMPOZİTİN EDS ANALİZİ.....	120
EK-C	
%20 Y ₂ O ₃ KAPLI Al ₂ O ₃ TAKVİYELİ KOMPOZİTİN ELEMENTEL ANALİZİ.....	121
ÖZGEÇMİŞ	122

SİMGE LİSTESİ

ρ	Yoğunluk
ρ_c	Kompozitin yoğunluk değeri
ρ_m	Matris malzemesinin yoğunluk değeri
ρ_f	Takviye malzemesinin yoğunluk değeri
V_f	% takviye hacim oranı
WR	Aşınma hızı
V	Hacim aşınma kaybı
P	Uygulanan yük
L	Sürtünme mesafesi
ΔV	Aşınan yüzey
kW	Aşınma katsayısı
HB	Brinell sertlik değeri
F	Yük
D	Bilya çapı
d	İz çapı

KISALTMA LİSTESİ

MMK	Metal Matrisli Kompozit
T/M	Toz Metalurjisi
SEM	Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy (Enerji Saçılım Spektroskopisi)
XRD	X-ray Diffraction
Al	Alüminyum

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1	MMK malzeme üreten firmaların takviye elemanı tercihi 6
Şekil 2.3	MMK pazarında yer alan farklı takviye elemanı tercih eden firma sayısı... 8
Şekil 2.4	Alüminyum MMK malzemelerin üretim yöntemleri 12
Şekil 2.5	MMK üreten firma sayısının tercih ettikleri üretim yöntemlerine göre % dağılımı 13
Şekil 2.6	Geleneksel T/M prosesi 14
Şekil 2.7	T/M Ekstrüzyon prosesi 14
Şekil 2.8	Difüzyonla Bağlama yöntemi 17
Şekil 2.9	Alcan tarafından üretilmiş %20 SiC partikül takviyeli A359 alüminyum alaşımı hava soğutmalı fren diski 19
Şekil 2.10	Püskürtme prosesi 20
Şekil 2.11	Sıkıştırılmalı döküm tekniğinin şematik görünümü..... 23
Şekil 2.12	(a) F-16 giriş kapı koruyucusu 6092/SiC (b) F-16 Karın yüzgeçleri 24
Şekil 2.13	(a) Boeing 777 de kullanılan fan çıkış vanası (b) Helikopter pervane kolları 24
Şekil 2.14	Honda Accord, Ascot Innova ve S2000 modellerinde kullanılan yüksek basınçlı döküm ile üretilmiş alüminyum MMK motor bloğu 25
Şekil 2.15	Alüminyum MMK otomotiv parçaları (a) Al_2O_3 -Al silindir gömleği (Honda Predule) (b) çeşitli fren parçaları (c) Kardan mili / Chevy Corvette 26
Şekil 2.16	Elektronik sanayinde kullanılan çeşitli Al-MMK paketler 26
Şekil 3.1	Katı bir malzeme üzerine düşen bir sıvı damlasında oluşan yüzey gerilimleri (γ) ve temas açısı (θ) 29
Şekil 3.2	Islatabilirlik derecesinin şematik gösterimi 30
Şekil 3.3	Y_2O_3 kaplanmış ve kaplanmamış Al_2O_3/Al sisteminde temas açısının a) sıcaklık b) süre ile değişimi 40
Şekil 3.4	Durağan damla deneyi profilleri $T=1000^\circ C$, $P=2 \times 10^{-4}$ (a) Al/Al_2O_3 (yüzey işlemsiz) (b) Al/Al_2O_3 (Y_2O_3 yüzey işlemlili) 40
Şekil 5.1	MMK üretiminde kullanılan ergitme düzeneğinin şematik gösterimi..... 56
Şekil 5.2	Sıkıştırma döküm düzeneği..... 57
Şekil 5.3	Ball-on-disk tipi aşınma cihazının şematik gösterimi 62
Şekil 5.4	Metalografi incelemelerinde kullanılan Leica Image Analyser cihazı..... 63
Şekil 5.5	SEM incelemelerinde kullanılan Jeol JSM 5410 LV marka tarama elektron mikroskobu 63
Şekil 6.1	Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküllere ait SEM görüntüsü 65

Şekil 6.2	Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküllere ait X-ışınları haritası	65
Şekil 6.3	Üretilen kompozit malzemenin döküm sonrası görüntüsü.....	66
Şekil 6.4	%5 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü	67
Şekil 6.5	%10 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü	67
Şekil 6.6	%15 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü	68
Şekil 6.7	%20 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü	68
Şekil 6.8	%5 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü.....	69
Şekil 6.9	%10 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü.....	69
Şekil 6.10	%15 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü.....	70
Şekil 6.11	%20 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü.....	70
Şekil 6.12	MMK'lerin yoğunluk oranı.....	72
Şekil 6.13	MMK'lerin porozite oranı	72
Şekil 6.14	MMK'lerin takviye oranına bağlı olarak sertlik değişimleri.....	74
Şekil 6.15	Kompozitlerin ve takviyesiz alaşımın çökeltme sertleşmesi sertlik değişimi a) Al_2O_3 partikül takviyeli b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 takviyeli.....	76
Şekil 6.16	MMK'lerin döküm sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının sürtünme katsayısı-takviye oranına bağlı grafiği	79
Şekil 6.17	MMK'lerin sıkıştırma döküm takiben T6 çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının sürtünme katsayısı-takviye oranına bağlı grafiği.....	80
Şekil 6.18	Takviyesiz AA6061 alüminyum ana matrisin (a)döküm sonrası (b) çökeltme sertleşmesi (T6) sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği.....	81
Şekil 6.19	%5 Al_2O_3 partikül takviyeli ve %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye alma ısı işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği.....	82
Şekil 6.20	%10 Al_2O_3 partikül takviyeli ve %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b)çözeltiye alma ısı işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği.....	83
Şekil 6.21	%15 Al_2O_3 partikül takviyeli ve %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye alma ısı işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği	84
Şekil 6.22	%20 Al_2O_3 partikül takviyeli ve %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye	

	alma ısıl işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği.....	85
Şekil 6.23	MMK'lerin sıkıştırma döküm prosesi sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının ağırlık kaybı-takviye oranına bağlı grafiği.....	86
Şekil 6.24	MMK'lerin sıkıştırma döküm prosesine takiben çökeltme sertleşmesi (T6) sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının ağırlık kaybı-takviye oranına bağlı grafiği.....	87
Şekil 6.25	MMK'lerin sıkıştırma döküm sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının aşınma hızı-takviye oranına bağlı grafiği.....	89
Şekil 6.26	MMK'lerin sıkıştırma döküm prosesine takiben çökelti sertleşmesi (T6) sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının aşınma hızı-takviye oranına bağlı grafiği.....	90
Şekil 6.27	Takviyesiz ana matrisin döküm sonrası kuru sürtünmesinde aşınan yüzeyin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü.....	96
Şekil 6.28	%5 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü.....	96
Şekil 6.29	%10 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü.....	97
Şekil 6.30	%15 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü.....	98
Şekil 6.31	%20 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü.....	98
Şekil 6.32	%5 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu.....	99
Şekil 6.33	%10 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu.....	99
Şekil 6.34	%15 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu.....	100
Şekil 6.35	%20 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü.....	100
Şekil 6.36	Takviyesiz AA6061 alüminyum alaşımının çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü.....	101
Şekil 6.37	%5 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü.....	102

Şekil 6.38	%10 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli 6061 Al alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü.....	103
Şekil 6.39	%15 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü	104
Şekil 6.40	%20 Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü	105
Şekil 6.41	%5 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü	106
Şekil 6.42	%10 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü	107
Şekil 6.43	%15 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü	107
Şekil 6.44	%20 Y ₂ O ₃ kaplı Al ₂ O ₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c),(d) SEM görüntüsü	108

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Alüminyum MMK'lerde kullanılan matris alaşımları	8
Çizelge 2.2 Al ₂ O ₃ ve SiC takviye partiküllerinin özellikleri	9
Çizelge 2.3 Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri	10
Çizelge 2.4 Farklı üretim yöntemlerinin göreceli olarak karşılaştırılması	15
Çizelge 2.5 Üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması	15
Çizelge 3.1 Al ₂ O ₃ /Al kompozit için temas açısı verileri	30
Çizelge 4.1 MMK'lerin Kuru Sürtünme Aşınma Parametrelerinin Özeti.....	55
Çizelge 5.1 Matris alaşımın kimyasal bileşimi	58
Çizelge 6.1 MMK'lerin homojenizasyon sertlik değişimleri	74

**Y₂O₃ KAPLANMIŞ Al₂O₃ TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ VE AŞINMA DAVRANIŞLARININ
KARAKTERİZASYONU**

Serdar ALTUNER

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU

Günümüzde havacılık sektöründe alüminyum matrisli kompozitlerin kullanımı oldukça yaygınlaşmıştır. Üretim maliyetlerinin düşmesi ile Metal Matrisli Kompozitler (MMK)'in fren rotorları, piston halkası, silindir çubukları, piston kolu, şaft gibi otomobil parçalarında da, hafif yatak rakorlarında, spor malzemesi olarak, havacılıkta ve tanklarda (tekerlek, hız freni ve fren pabuçları olarak) ve diğer endüstrilerde kullanımlarının da daha da artacağı beklenmektedir.

MMK'ler yüksek özgül dayanım (dayanım/ağırlık oranı), yüksek rijitlik, ısıl dayanımları ve aşınma dirençleri nedeni ile endüstriyel ve akademik araştırmacıların ilgi odağı olmaktadır. Hem fiber hem de partikül takviyeli MMK üretimi gelişmiş durumdadır. MMK'lerden partikül takviyeli MMK'ler düşük maliyetleri, geleneksel yöntemler ile üretilebilmeleri ve izotropik özellikleri nedeni ile gelecek vaad etmektedirler. MMK'lerin üretiminde karşılaşılan en önemli problem takviyenin matris tarafından ıslatabilirliğinin zayıf olmasıdır. Islatabilirliğin iyileştirilmesi amacıyla takviyenin kaplanması, partiküllerin işlenmesi (partiküllerin oksitlenmesi) ve matris malzemesinin alaşım elemanının ilavesi (matrise Mg ilavesi gibi) en yaygın kullanılan yöntemlerdir.

AA6xxx serisi alüminyum alaşımları orta sert alüminyum alaşımları olarak sınıflandırılmaktadır ve mükemmel şekillendirilebilme kabiliyetleri ile tanınmaktadır. Buna karşın havacılık sektöründe yaygın kullanılan sert alüminyum alaşımlarından AA2xxx ve AA7xxx serisi alaşımlar hem zor şekillendirilebilirlik sergilerler hem de

yüksek alaşım içerikleri nedeniyle zayıf korozyon direncine sahiptirler. Bu nedenle AA6xxx Al-Mg-Si alaşımlarının takviyesi ile elde edilecek kompozitlerin sert alüminyum alaşımlarına yakın mekanik özellikler sergileyebileceği bununla birlikte üretimlerinin kolaylığı ve korozyon dirençleri açısından onlardan daha avantajlı olacakları beklentisi AA6xxx serisi alaşımların matris malzemesi olarak kullanıldığı kompozitlerin araştırılmasındaki temel motivasyonu oluşturmaktadır. Bu alandaki en büyük zorluk ise matris malzemesi ile takviye elemanları arasındaki ıslatmanın teknolojik bir sorun olarak mühendislerin karşısına çıkmasıdır.

Bu doktora tezinde Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 Al-Mg-Si alaşımı matrisli kompozitlerin üretilmesinde takviye malzemesinin Y_2O_3 kaplanması ile ıslatma kabiliyetinin artırılması ve bu şekilde elde edilecek kompozitlerin özelliklerinin belirlenmesi hedeflenmiştir.

Kompozit malzeme numuneler sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmiştir. Takviye oranı olarak % 5, 10, 15 ve 20 oranında partikül matris içerisine ilave edilmiştir. Al_2O_3 partiküllerin alüminyum ile ıslatabilirliğini iyileştirmek amacıyla takviye elemanı nadir toprak oksidi Y_2O_3 ile kaplanmıştır. Karşılaştırma yapabilmek için ayrıca kaplanmamış Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitler ve takviyesiz alüminyum alaşımı da aynı şekilde üretilmiştir.

Elde edilen kompozitlerin karakterizasyonunda ışık metal mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu incelemeleri yapılmıştır. Kaplanmış tozların faz analizinde ve elde edilen numunelerin faz analizlerinde XRD yöntemi kullanılmıştır. Mikroyapı içerisinde nokta analizlerinde EDS analizleri kullanılmıştır.

Numunelerin mekanik özelliklerinin karakterizasyonunda Brinell sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan matris alaşımı alüminyum AA6061 Al-Mg-Si alaşımı AA6xxx alaşımları içerisinde en yüksek mukavemetli alaşımlardan biridir ve ısıl işlenebilir bir alaşımdır. Bu alaşımlar üretildikten sonra mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla ikincil işlemlere tabi tutularak alaşımların mekanik özellikleri artırılabilir. Bu nedenle üretilen numuneler sıkıştırma dökümün ardından şekillendirme işlemine ve çökeltme sertleşmesi ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Nihai mikroyapıya kavuşturulan numuneler en son olarak aşınma testlerine tabi tutularak aşınma ve sürtünme özellikleri incelenmiştir.

Numunelerin döküm mikroyapısında yapılan mikroskobik incelemelerde takviye elemanının matris içerisinde homojen olarak dağıldığı tespit edilmiştir. Hem kaplanmış tozlar ile yapılan incelemelerde hem de üretilmiş kompozit numunelerde Y_2O_3 tabakalarının oluşmuş olduğu ortaya konmuştur. Takviye oranının artmasıyla beraber kompozitlerin yoğunluklarının ve sertliklerinin arttığı gözlemlenmiştir. Çökeltme sertleşmesi sonucunda kompozit malzemelerin sertliğinin daha da arttığı ortaya çıkmaktadır. Ball-on-disk kuru sürtünme deneylerinde artan takviye oranı ve bunun sonucu olarak sertlikteki artışla beraber sürtünme katsayısının azaldığı ve aşınma dayanımının arttığı tespit edilmiştir. Çökeltme sertleşmesi sonucunda kompozit malzemelerin sertliğindeki artışla beraber aşınma dayanımları daha da artmaktadır.

Sonuç olarak Al_2O_3 takviye elemanlarının Y_2O_3 ile kaplanması sonucu matris takviye yapışmasının iyileştirilebileceği, bu şekilde geleneksel yöntemlerle üretilen alüminyum

matrisli kompozitlerde mekanik özelliklerin daha da iyileştirilmesinin mümkün olduğu ortaya konmuştur.

Anahtar kelimeler: Alüminyum matrisli kompozit, Al_2O_3 , Y_2O_3 kaplanması, arayüzey, ıslatabilirlik, mekanik özellikler, aşınma, çökelme sertleşmesi

**PRODUCTION OF Y_2O_3 COATED Al_2O_3 PARTICLE REINFORCED ALUMINIUM
METAL MATRIX COMPOSITES AND CHARACTERISATION OF ITS WEAR
BEHAVIOUR**

Serdar ALTUNER

Department of Metallurgical and Materials Engineering

PhD. Thesis

Advisor: Assc. Prof. Ergün KELEŞOĞLU

Recently, usage of aluminium matrix composites has become widespread in aero industry. It is expected that usage of metal matrix composites (MMCs) will increase with reducing production costs in other industries like automotive industry as break rotors, rings, cyclinder lines, pin rods, shaft, and light roller bearings, sports industry as sports materials and defence industry as tanks (tire, speed brake and break shoe assembly). In last decades, industrial and academic researchs have focused on these materials owing to their high specific strength (strength/weight ratio), high stiffness, high heat resistance and wear resistances.

In recent years, both fiber and particulate reinforced MMC production has been developed. Especially particulate reinforced ones have shown a lot of promises because of their low cost, production abilities with traditional methods and isotropic properties. The most important problem has been faced during producing MMCs is poor wettability of reinforcement particles by the matrix alloys. In order to improve wettability, the most popular methods are coating of the particles, treatment of particles(oxidizing of particulate) and adding of an alloy element to the matrix alloy (Mg addition to matrix).

AA6xxx serie aluminium alloys are classified as mid-severe aluminium alloys and also identified with excellent formability. However AA2xxx and AA7xxx series alloys of severe aluminium alloys, which are used widespread in aerospace industry, perform difficult formability as well as poor corrosion resistance because of their high alloying element contents. Therefore it is expected that composites obtained by addition of reinforcement particles into the AA6xxx Al-Mg-Si alloy matrix perform mechanical properties near to severe Al alloys. It is also expected that AA6xxx alloy composites will have other advantages like easier production and higher corrosion resistance. These expectations would be our main purpose to investigate AA6xx serie alloys matrix composites. However, there is an important difficulty for production of these materials of which is the wettability problem between the matrix alloy and reinforcement particles.

In this Phd. thesis, improving the wettability of the reinforcement particles by the matrix alloy by coating them with rare-earth oxide- Y_2O_3 and characterization of the composites reinforced by these particles were aimed.

Composite samples with 5, 10, 15 and 20% volume fractions were produced by squeeze casting method. AA6061 Al-Mg-Si matrix alloy were reinforced by Al_2O_3 particles. In order to improve the wettability of the reinforcement particles by the matrix alloy, particles were coated with Y_2O_3 . To make a comparison, uncoated Al_2O_3 particulate reinforced composites and base aluminium alloys were produced by the same method. Samples were investigated by light microscope and scanning electron microscope (SEM) equipped with EDS unit. Phase analysis of both coated particles and composite samples were carried out by XRD method.

In order to determine the mechanical properties of the samples, Brinell hardness measurements were carried out. In this study, AA6061 Al alloy, which has the highest strength and heat-treatable alloy of AA6xxx alloys was used. Mechanical properties of these alloys can be improved by secondary treatments after production. Therefore produced samples were processed with secondary treatments like rolling and ageing after squeeze casting. The samples, which have final microstructure, were subjected to dry sliding wear tests in order to determine sliding and wear properties.

Microstructural investigations of the as-cast composites showed that the distribution of the reinforcing particles were homogeneous. The formation of Y_2O_3 on the particles was proved by XRD analysis.

It has been observed that density and hardness of composites have been increased with increasing reinforcement ratio. As a result of ageing hardness, the hardness of the material was increased in comparison with as-cast material.

Dry sliding tests with ball-on discs method showed that hardness and wear strength of the composite samples are increasing while wear coefficient is decreasing with increasing volume fractions.

As a result, it has been observed that wettability of the reinforcement particles has been improved coating with Y_2O_3 . Hence, it was shown that mechanical properties of aluminium matrix composites produced by traditional methods can be improved by this technique.

Keywords: Al metal matrix composites, Al₂O₃, Y₂O₃ coating, wettability, interface, mechanical properties, wear, ageing.

1.1 Literatür Özeti

Metal matrisli kompozitler, dayanım/ağırlık oranı, yüksek özgül rijitlik, yüksek plastik akış dayanımı, iyi ısı yayılımı ve ısı kararlılık, sürünme dayanımı, iyi oksidasyon ve korozyon dayanımı gibi özelliklere sahiptirler. Son yıllarda, otomotiv ve uçak endüstrilerindeki dayanımlı malzemelere olan gereksinimler hafif alüminyum alaşımlı metal matrisli kompozitlerin gelişimini zorunlu kılmaktadır.

Genel olarak MMK'lerde ana matris malzemesi olarak en yaygın kullanılan alüminyum, titanyum ve magnezyum alaşımlarıdır. Alüminyum, otomotiv ve uçak gibi birçok uygulamada düşük yoğunluk, düşük maliyet, korozyon dayanımı, yaygın olarak bulunabilmesi gibi avantajlarından dolayı tercih edilmektedir. Ancak bu alaşımlar zayıf tribolojik özelliklerinden dolayı sorun yaşamaktadırlar. Bu sorunun üstesinden gelmek için de yüksek özgül dayanımları çok iyi bilinen partikül, fiber ya da kılcallar (whisker) gibi sert takviye fazlarının ana matris içerisinde homojen olarak dağıtılması gerekmektedir. Çoğu çalışmada araştırmacılar kompozitin dayanımını, rijitliğini, aşınma dayanımını, korozyon direncini, yorulma dayanımını ve yüksek sıcaklık dayanımını artırmak için sert seramik partikül olarak Al_2O_3 veya SiC gibi partikülleri alüminyum matris içerisine ilave etmişlerdir.

Çoğu teknik uygulamada, örneğin kompozitlerin hazırlanmasında seramik malzemelerin ergiyik metal tarafından ıslatılması önemlidir. Kompozitlerde ıslatabilirlik, malzemeler arasında birleşmenin kalitesini belirler ve bundan dolayı da kompozitin son özelliklerini oldukça etkiler. Al_2O_3 seramiklerin ergimiş alüminyum tarafından

ıslatılabilirliği genellikle çok zayıftır. Bu zayıf ıslatabilirlik Al_2O_3/Al kompozitlerin daha düşük özelliklere sahip olmasında neden olur. Arayüzeyin ıslatılabilirliği ve birleşme dayanımının geliştirilmesi için çok sayıda araştırma yapılmıştır. Bunlar arasında, takviyenin yüzey kaplaması oldukça etkili bir yoldur. Bazı metalik kaplamalar örneğin, nikel, kobalt ve paladyum alüminyuma uygulanmıştır. Buna karşın, kaplama yöntemleri genellikle fiberler ve kılcallar üzerinde yoğunlaşmıştır. Örneğin, Al_2O_3 fiberler üzerine sol-jel tekniği ile kobalt kaplama, proses süresince ıslatabilirliği iyileştirdiği görülmüştür. Literatürde Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerin nadir toprak oksidi kaplamasına ait yeterli sayıda veri yoktur.

İkinci faz partiküllerinin boyutu ve dağılımı ile partikül/matris arayüzeyinin karakteristikleri kompozit malzemelerin üretim yöntemine bağlı olduğu bilinmektedir. Metal matrisli kompozitler genellikle sıvı metalurji ya da toz metalurjisi yöntemleri kullanılarak üretilmektedir. Partikül fazı ergiyik katılaşmadan önce mekanik olarak sıvı içerisine dağıtılmaktadır. Bununla, sıkıştırma döküm yöntemi nispeten yüksek maliyette son şekline yakın MMK'lerin üretimi için geleceği çok parlak bir yöntem olarak bilinmektedir. Sıkıştırma döküm prosesi süresince uygulanan yüksek basınç homojen ve ince taneli mikroyapının yanısıra ergimiş metal ve takviye arasındaki ıslatmayı iyileştirmektedir. Bunun yanısıra girdap proseduru gibi genel döküm yöntemlerinin aksine yüksek hacim içerikli ikinci fazın takviyesi ile üretilen kompozit malzemelerin üretimini de mümkün kılmaktadır [1], [2], [3], [4].

Döküm kompozit olarak doğal kusurlarından dolayı sınırlı bir kullanımı vardır bu yüzden ikincil üretime gerek duyulmaktadır. Alüminyum matris alaşımli kompozit malzemelerin üretim prosesinin son aşamasında matrisin mikroyapısını modifiye etmek amacıyla genellikle farklı çözeltiliye alma işlemlerini içeren ısıl işlem prosesleri uygulanmaktadır. Çökelme sertleşmesi prosesi, alüminyum alaşımını yüksek sıcaklıklara ısıtarak, doğal yaşlanma ya da yapay yaşlanmayı takiben aşırı doymuş katı çözeltili elde edilmesi ile gerçekleştirilmektedir. Partiküllerin ince ve homojen dağılımını sağlamak için alaşımın ikinci fazının katı çözeltili içerisinde tamamen çözündürülmesi gereklidir. Böylece soğutmada aşırı doymunluk elde edilir [5], [6]. Kompozitler geleneksel alaşıma benzer bir şekilde homojenizasyon, sıcak şekillendirme, çözeltiliye alma ve yaşlandırma gibi üretim proseslerinden geçirdikten sonra kullanıma hazır hale gelirler.

1.2 Tezin Amacı

Bu çalışmada ana matris alaşımı olarak AA6061 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. AA6061 alaşımlı MMK'ler döküm, ekstrüzyon, haddeleme gibi işlemlerle kolayca üretilibilmeleri ve elde edilen mükemmel mekanik özelliklerinden dolayı birçok uygulama alanı bulmaktadır. Alüminyum AA6061 alaşımı azalan ağırlıkla beraber sertlik ve aşınma dayanımının iyileştirilmesi ile otomotiv ve uçak parçalarının dizaynında MMK'lerin matris alaşımı olarak seçilen en uygun metallere biridir.

Alüminyum AA6061 alaşımı ısı ile işlenebilir, Al-Mg-Si alaşımıdır. Alüminyuma Mg ve Si ilavesi Al-Mg₂Si ikili dengesini oluşturmakta ve Si içeriği Mg₂Si çökeltilerinin oluşumunu sağlamaktadır. Bu alaşım ayrıca %0,2 Cr içermektedir. Krom alüminyumun korozyon dayanımını iyileştirmeye yardımcı olur. Aşırı Si varlığı çökelme sertleşmesine tepkisini iyileştirir ve sünekliği düşürür. Ayrıca aşırı Si tane sınırlarında segragasyondan dolayı taneler arası gevreklemeye neden olur.

Alüminyum AA6061 alaşımları levha, plaka, folyo, çubuk, tel, tüp, boru şeklinde ve yapısal uygulamalara uygun olarak standart ürünler olarak kolaylıkla bulunabilmektedir. Alüminyum AA6061 yüksek dayanım/ağırlık oranı, çok iyi süneklik, mükemmel kaynak edilebilirlik, iyi korozyon dayanımı ve şekil değiştirme ile gerilim korozyon çatlamasına dayanım gibi mükemmel mekanik özellikler göstermektedir.

Uygulamalardaki sorunların çoğu alüminyum alaşımın zayıf ıslatabilirliğinden dolayı ilave partiküllerin ana matris tarafından tam ıslatılmadığından kaynaklanmaktadır. Bu çalışmada Al₂O₃ partikül ile alüminyum matris arasında ıslatabilirliğin geliştirilmesi için sıkıştırma döküm Al₂O_{3p}/AA6061 alüminyum kompozitlerinde partikül takviye üzerine nadir toprak oksidi (Y₂O₃) kaplamasının uygulanması çalışılmıştır. Kaplama karakteristikleri, Y₂O₃ kaplanmış alümina partiküllerinin ergimiş alüminyum tarafından ıslatabilirliği ile bunların kaplanmamışları kıyaslanarak araştırılmıştır. Kompozitin özellikleri arayüzeysel ıslatabilirliğin gelişimi temelinde incelenmiştir. Bu kaplama karakteristikleri, mikroyapı ve kaplanmış-Al₂O_{3p}/AA6061 kompozitin mekanik özellikleri olarak kuru sürtünme ve aşınma dayanımı araştırılmıştır.

İyi bir ıslatabilirlik alüminyum sıvısında kaplanmış partiküllerin homojen dağılımı ve mekanik özelliklerde iyileşme ile sonuçlanması beklenmektedir. Üretilen kompozitler

yoğurma ve çökeltme sertleşmesi işlemine tabii tutularak sertlik değişimlerinin aşınma dayanımına etkisi incelenmiştir.

Tezin sunumunda öncelikle alüminyum matrisli kompozitlerin literatürdeki son durumu ortaya konmuş ve değişik araştırmacılar tarafından yapılan araştırmaların nasıl yapıldığı ve sonuçları değerlendirilmiştir. Deneysel çalışmalar bölümünde deney düzenekleri ve deney sistematiği açıklanmış ve sonuçlar bölümünde bulgular değerlendirilerek tespitler yapılmış, bunların gerekçeleri değerlendirilmiştir. Tez sonuç ve öneriler bölümünde ise hedeflenenlere ulaşmadaki durum değerlendirilerek gelecek çalışmalar için öneriler sıralanmıştır.

1.3 Bulgular

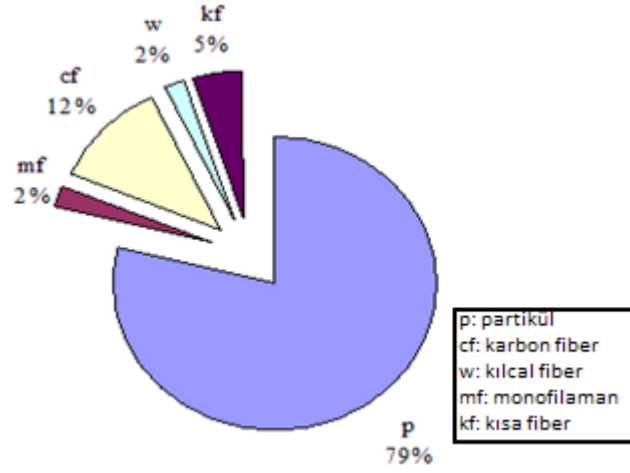
Bu çalışmanın sonucunda alüminyum ile zayıf ıslatabilirlik gösteren Al_2O_3 partikülleri Y_2O_3 ile kaplanarak arayüzeysel bağ kuvvetinin iyileştirildiği görülmüştür. Arayüzeysel bağ kuvvetine bağlı olarak sertlik ve aşınma dayanımı özellikleri iyileştirilmiştir. En yüksek sertlik değeri %20 oranında Y_2O_3 kaplanmış Al_2O_3 partikül içeren AA6061 alüminyum alaşımı kompozitlerinde elde edilmiştir. Isıl işlenebilir alüminyum AA6061 alaşımının sertliği uygun çözeltiye alma işlemi ile daha da arttırılmıştır. Sertlikteki bu artış Y_2O_3 kaplanmış Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin aşınma dayanımının daha da arttırılmasını sağlamıştır. Partikül takviye oranının artmasıyla beraber sertlikteki artışa uygun olarak sürtünme katsayısı azalmış ve kompozitin aşınmaya karşı dayanımı arttırılmıştır. Aşınan yüzeylerin incelenmesinde aşınma mekanizmasının plastik deformasyonla beraber abresiv ve adhesiv aşınma olduğu belirlenmiştir.

PARTİKÜL TAKVİYELİ ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Günümüzde pratik olarak uygulanabilen ve üretilebilen kompozit malzemeler, uçak ve havacılık endüstrisi için özel ilgiye sahip olan yüksek eğme rijitliği, yüksek dayanım/yoğunluk (özgül dayanç) ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip monolitik malzemelere alternatif olarak geliştirilmiştir [7]. Hafif metal alaşımlı kompozit malzemeler mükemmel fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı savunma teknolojisinde, uzay araçlarında, uçak ve otomotiv üretim teknolojisinde de uygulama alanı bulmaktadır [8].

MMK malzemelerin gelişimi tarihsel olarak ele alındığında, ticari anlamda üretimleri için başlangıçta iki yol izlenmiştir. İzlenen yollardan biri toz metalürjisi yöntemi ile kılcal fiberli MMK'lerin üretimidir. İkincisi ise partikül takviyeli kompozitlerin üretimidir. Ancak kılcal fiberlerin ve toz metalürjisi yönteminin maliyeti yüksektir. MMK alanındaki teknolojik gelişmelere paralel olarak 1970 ve 1980'lerdeki havacılık ve savunma sanayindeki performans odaklı beklentiler yerini maliyet odaklı beklentilere bırakmıştır. Bu nedenle teknik fizibiliteye ulaşan kılcal fiber takviyeli toz metalürjik kompozitlere olan ilgi azalmıştır. Günümüzde ticari olarak bu tür bir MMK üreten firma yoktur [9].

MMK malzemeler içerisinde partikül takviyeli kompozitler, düşük maliyetleri, konvansiyonel yöntemler ile üretilebilmeleri ve izotropik özellikleri nedeni ile gelecek vaat etmektedir [10]. Hafif metal alaşımlı kompozit malzemeler dispersiyon partiküller, plakalar, kısa fiberler veya sürekli fiberler ile takviye edilmektedir [8]. Şekil 2.1'de görüldüğü üzere günümüzde ticari olarak MMK üretimi yapan firmaların %79'u takviye elemanı olarak seramik partikülleri kullanmaktadır [11].

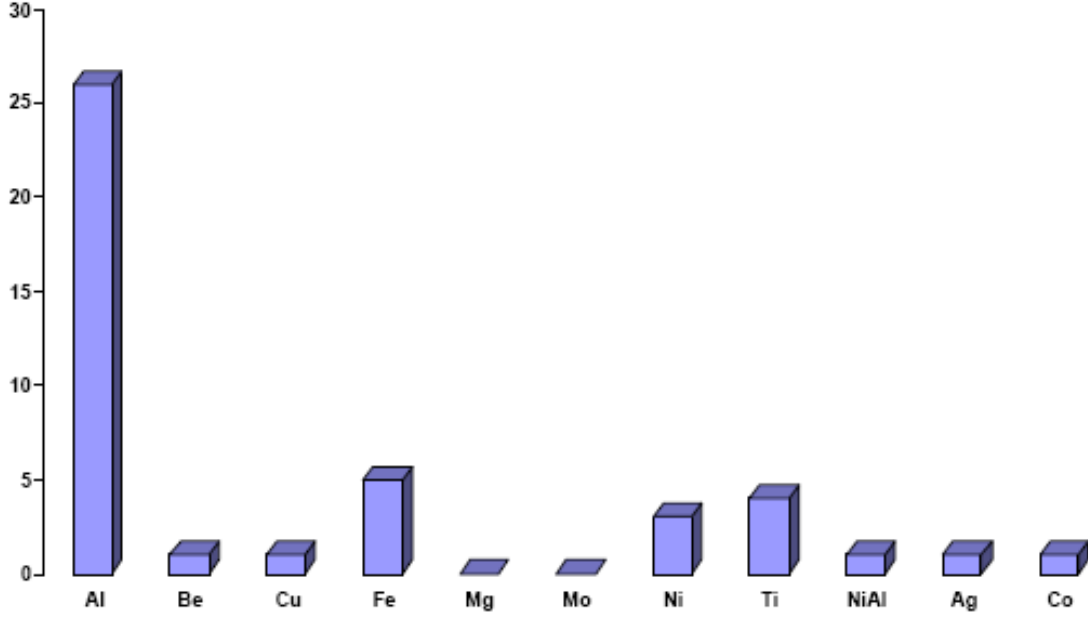


Şekil 2.1 MMK malzeme üreten firmaların takviye elemanı tercihi [11]

Kompozit malzemelerin üretiminde matris malzemesi olarak çoğunlukla alüminyum alaşımları, magnezyum alaşımları ve titanyum alaşımları gibi hafif metal alaşımları ayrıca yüksek sıcaklık süperalaşımlarından nikel esaslı alaşımlar kullanılmaktadır [8].

Metal matrisli kompozitlerin üretimi üzerindeki ticari çalışmaların çoğu matris metali olarak alüminyumun üzerinde yoğunlaşmaktadır. Bunun nedeni, alüminyumun düşük yoğunluklu, kullanışlı mekanik özelliklere sahip ve korozyon direncinin iyi olmasının yanısıra, diğer düşük yoğunluklu titanyum ve magnezyum alaşımlarından daha ucuz olmasıdır [12]. Ayrıca, alüminyum alaşımları havacılık ve otomotiv endüstrisi gibi birçok endüstride oldukça iyi tanınan alaşımlardır. Birçok bakımdan mükemmel özelliklere sahip olan alüminyum alaşımları farklı uygulamalara cevap verecek şekilde modifiye edilebilmektedir [7]. Alüminyumun ergime noktası çoğu uygulamanın gerektirdiği sıcaklık değerini karşılayacak kadar yüksek ve aynı zamanda kompozit üretim işlemlerini mümkün kılacak kadar düşüktür. Ayrıca alüminyum, sürekli bor fiberler, Al_2O_3 , SiC ve grafit fiberler, seramik partiküller, kısa fiberler ve süreksiz fiberler gibi birçok değişik takviye elemanı ile başarılı bir şekilde kullanılabilir.

Avrupa Birliği ve İsviçre Hükümeti tarafından desteklenen bir araştırmaya göre alüminyum tüm bu avantajları nedeni ile MMK pazarında bulunan firmalarca en çok tercih edilen matris malzemesidir (Şekil 2.2) [11].



Şekil 2.2 MMK pazarında yer alan farklı matris alaşımlarını tercih eden firma sayısı [11]

2.1 Alüminyum Matris Alaşımları

Alüminyum alaşımları uzun yıllardır hem Ar-Ge hem de endüstriyel uygulamalarda MMK'lerde matris malzemesi olarak geniş bir kullanım alanı bulmaktadır. Yapılan birçok çalışma matris alaşımının ısıtma işlemi ile kompozitin akma dayanımının arttığını göstermiştir [13]. Bu nedenle metal matrisli kompozit malzeme üretiminde tüm alüminyum alaşımları içerisinde özellikle yaşlanabilir olan alüminyum alaşımları (Al-Cu-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu) tavsiye edilmektedir [14]. Son zamanlarda çökeltme sertleşmesine sahip alaşımlar içerisinde Al-Li alaşımları da matris malzemesi olarak ilgi çekicidir. Alüminyuma Lityum ilavesi yoğunluğu azaltır ve aynı zamanda elastiklik modülünü artırır ki bu da havacılık endüstrisinde bu malzemelerin kullanımını ilgi çekici kılmaktadır [7].

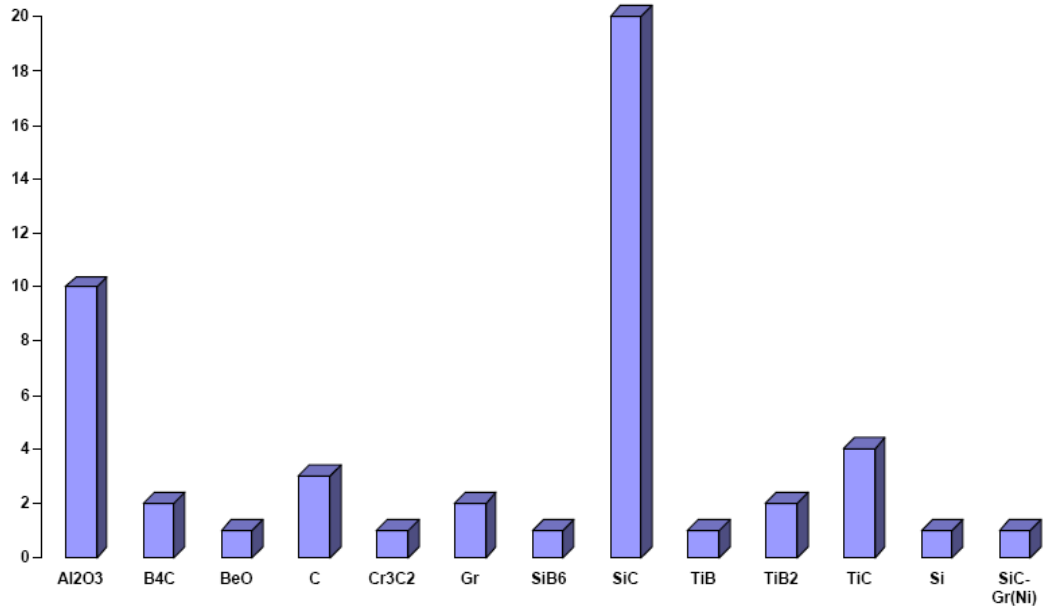
Alüminyum MMK malzemelerin üretiminde işlem (yoğurma) alüminyum alaşımlarından çoğunlukla AA2xxx, AA6xxx ve AA7xxx serisi alaşımlar kullanılırken, döküm yöntemi ile üretilmeleri durumunda ise matris malzemesi olarak AlSi9Mg (A359), AlSi9Cu3(A380) ve AlSi12CuMgNi gibi döküm alüminyum alaşımları tercih edilmektedir Çizelge 2.1'de alüminyum MMK malzemelerde kullanılan matris alaşımlarının bileşimleri verilmiştir [9], [15].

Çizelge 2.1 Alüminyum MMK'lerde kullanılan matris alaşımları

Matris Alaşımı	Kimyasal bileşim
AA 2014	Al-%5,0Cu-%0,7 Mn-%0,7Si-%0,5Fe-%0,4Mg
AA 2124	Al-%4,0Cu-%1,5Mg-%0,5Mn-%0,3Fe
AA 6061	Al-%1,0Mg-%0,7Fe-%0,6Si-%0,25Zn
AA 7075	Al-%5,5Zn-%2,5Mg-%1,5Cu-%0,4Si-%0,3Cr
AA 8090	Al-%2,3Li-%1,2Cu-%0,7Mg-%0,1Cr

2.2 Alüminyum MMK Malzemelerde Kullanılan Takviye Elemanları

Alüminyum matrisli kompozit malzemelerde takviye partikülleri olarak metal karbürler (SiC, TiC, WC, B₄C), metal nitrürler (TaN, ZrN, Si₃N₄, TiN), metal borürler (TiB, ZrB₂, TiB₂, WB) ve metal oksitler (Zr₂O₃, Al₂O₃, BeO) kullanılmaktadır [8]. Şekil 2.3'te MMK üretimi alanında ticari olarak faaliyet gösteren firmaların büyük bir kısmının SiC ile çalıştığı görülmektedir [11].



Şekil 2.3 MMK pazarında yer alan farklı takviye elemanı tercih eden firma sayısı [11]

Döküm kompozit malzemeler ise daha çok alümina fiberler, karbon fiberler ve alümina fiberler ile SiC partiküllerin karışımından oluşan hibrid takviye elemanları ile takviye edilirler [8].

Alüminyum MMK'in üretiminde tüm bu takviye elemanlarının içerisinde en çok tercih edilenler seramik partiküllerdir. Alüminyum alaşımları için takviye elemanı olarak yaygın kullanılan partiküller SiC ve Al₂O₃'dür. Bu takviye partiküllerine ait özelliklerin karşılaştırılması Çizelge 2.2'de verilmiştir. SiC daha yüksek elastiklik modülüne ve daha düşük yoğunluğa sahipken Al₂O₃'ün kimyasal kararlılığı ve sıcaklık dayanımı daha yüksektir. Ancak Al₂O₃'ün matris ile reaksiyona girmesi güçtür. Bu nedenle matris ile bağ oluşturma problemi vardır. Bu problem matrisin alaşımlandırılması ya da takviye elemanının kaplanması ile çözülebilmektedir [16].

Çizelge 2.2 Al₂O₃ ve SiC takviye partiküllerinin özellikleri [16]

Özellik	Al ₂ O ₃	SiC
Elastisite modülü (GPa)	380-450	420-450
Yoğunluk (g/cm ³)	3,96	3,20
Isıl genişleme katsayısı (1/K)	7,0.10 ⁻⁶	4,3. 10 ⁻⁶
Isıl iletkenlik (w/m.K)	5-10 (1273 K'de)	10-40 (1273 K'de)
Poisson oranı	0,25	0,17
Sertlik (HV)	2100	2400

Son yıllarda alüminyumun takviyelendirilmesinde intermetalik bileşikler de kullanılmaktadır. En çok kullanılan intermetalik sistemler Ni-Al ve Fe-Al'dur. Al-Nb gibi diğer intermetalik sistemler de kompozitin birçok özelliğini geliştirmektedir. İntermetalikler genel olarak kompozitin aşınma, korozyon direnci ve mekanik özellikleri üzerine etki etmektedir. Ancak matrisin intermetalikler ile takviyelendirilmesinde intermetaliklerin matrise olan yüksek ilgisine dikkat edilmelidir [7].

Alüminyum matrisli partikül takviyeli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri matris alaşımına, takviye elemanı tipi ve şekline, dağılımına, takviye oranına ve malzemenin geçirmiş olduğu termomekaniksel işlemlere bağlı olarak değişir. Genel olarak tüm partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerde Çizelge 2.3'te görüldüğü gibi çekme dayanımı ve akma sınırı ile elastiklik modülü partikül takviyesi ile artarken; kopma uzaması ve kırılma tokluğu değerlerinde düşüş gözlenir. Bu kompozitlerin yapı malzemelerinin dizaynı açısından oldukça önemli olan kırılma tokluğu değerlerinin düşük olması daha geniş bir alanda kullanımlarını kısıtlamaktadır. Bu nedenle partikül takviyeli alüminyum MMK'ler üzerinde yapılan çalışmaların çoğu takviye elemanının kırılma mekanizmaları ve tokluğu üzerindeki etkisi ile ilgilidir [17], [18].

Çizelge 2.3 Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri [14]

Malzeme	Akma Sınırı [MPa]	Çekme Dayanımı [MPa]	Kopma Uzaması(%)	Elastiklik Modülü [GPa]	Kırılma Tokluğu [MPa m ^½]	Isıl Genleşme Katsayısı 10 ⁶ K ⁻¹
DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER						
6061 - T6 (1)	276	310	20.0	69.0	29.7	25.4
1+ 10% Al ₂ O ₃	296	338	7.6	81.4	24.1	22.0
1+ 15% Al ₂ O ₃	317	359	5.7	86.9	22.0	19.6
1+ 20% Al ₂ O ₃	352	372	4.0	97.2	21.5	-
2014 - T6 (2)	476	524	13.0	73.1	25.3	23.0
2+ 10% Al ₂ O ₃	496	531	3.0	84.1	18.0	20.9
2+ 15% Al ₂ O ₃	476	503	2.2	90.3	18.8	19.3
2+ 20% Al ₂ O ₃	503	517	1.0	101.0	-	-
A356 - T6 (3)	200	255	4.0	75.2	-	-
3+ 20% SiC	297	317	0.6	84.8	-	-
SIVI METAL PÜSKÜRTME YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER						
2618 - T6 (4)	320	400	-	75.0	-	23.0
4+ 13% SiC	333	450	-	89.0	-	19.0
8090 - T6 (5)	480	550	-	79.5	-	22.9
5+ 12% SiC	486	529	-	100.1	-	19.3
TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER						
1	276	310	15.0	69.0	-	23.0
1+ 20% SiC	397	448	4.1	103.4	-	15.3
1+ 30% SiC	407	496	3.0	120.7	-	13.8
1+ 40% SiC	431	538	1.9	137.9	-	11.1
2	345	462	8.0	71.0	-	-
2+ 20% SiC	379	517	5.3	105.0	-	-
2+30%SiC	434	621	2.8	121.0	-	-
2+40%SiC	414	586	1.5	134.0	-	-
7090-T6 (6)	586	627	10.0	73.8	-	-
6+20%SiC	621	690	2.5	106.9	-	-

2.3 Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozit malzemeler birçok teknikle üretilebilmektedir. Yöntemin seçiminde metal matrisli kompozit malzemeden istenen mekanik, fiziksel ve tribolojik özellikler, maliyet, ürün sayısı, takviye elemanının dağılımı (partikül ya da fiber), matris alaşımına uygunluğu ile uygulama alanı dikkate alınır. Üretim yönteminde, nihai ürünün işlenebilirlik özelliğinin de göz önüne alınması gerekir [19], [20].

Temel olarak sürekli takviyeli malzemeler diğer kompozitlerden daha iyi özgül dayanım göstermektedir. Ancak yüksek dayanımlı fiberler ve bunların üretim yöntemleri oldukça pahalıdır. Bu durum endüstriyel olarak geniş bir alanda kullanımlarını sınırlamaktadır. Ayrıca sürekli fiber takviyeli kompozitler daha sonraki (ikincil) şekil verme prosesine uygun değildir, üretildiği orijinal biçiminde kullanılmalıdır. Söz konusu sınırlamaların sonucu olarak geçtiğimiz yıllarda Ar-Ge çalışmaları süreksiz takviyeli kompozitler üzerine yoğunlaştırılmıştır. Süreksiz takviyeli kompozitler sürekli takviyeli kompozitlerle aynı özelliklere sahip değildir ancak maliyetleri daha düşüktür. Süreksiz takviyeli kompozitlerin üretim yöntemleri geleneksel malzemelerin üretimine daha kolay adapte edilebilir ve performansları da kabul edilebilir seviyededir. Isıl kararlılık ve aşınma davranışı gibi özelliklerinde ilgi çekici avantajlar elde edilmektedir [7].

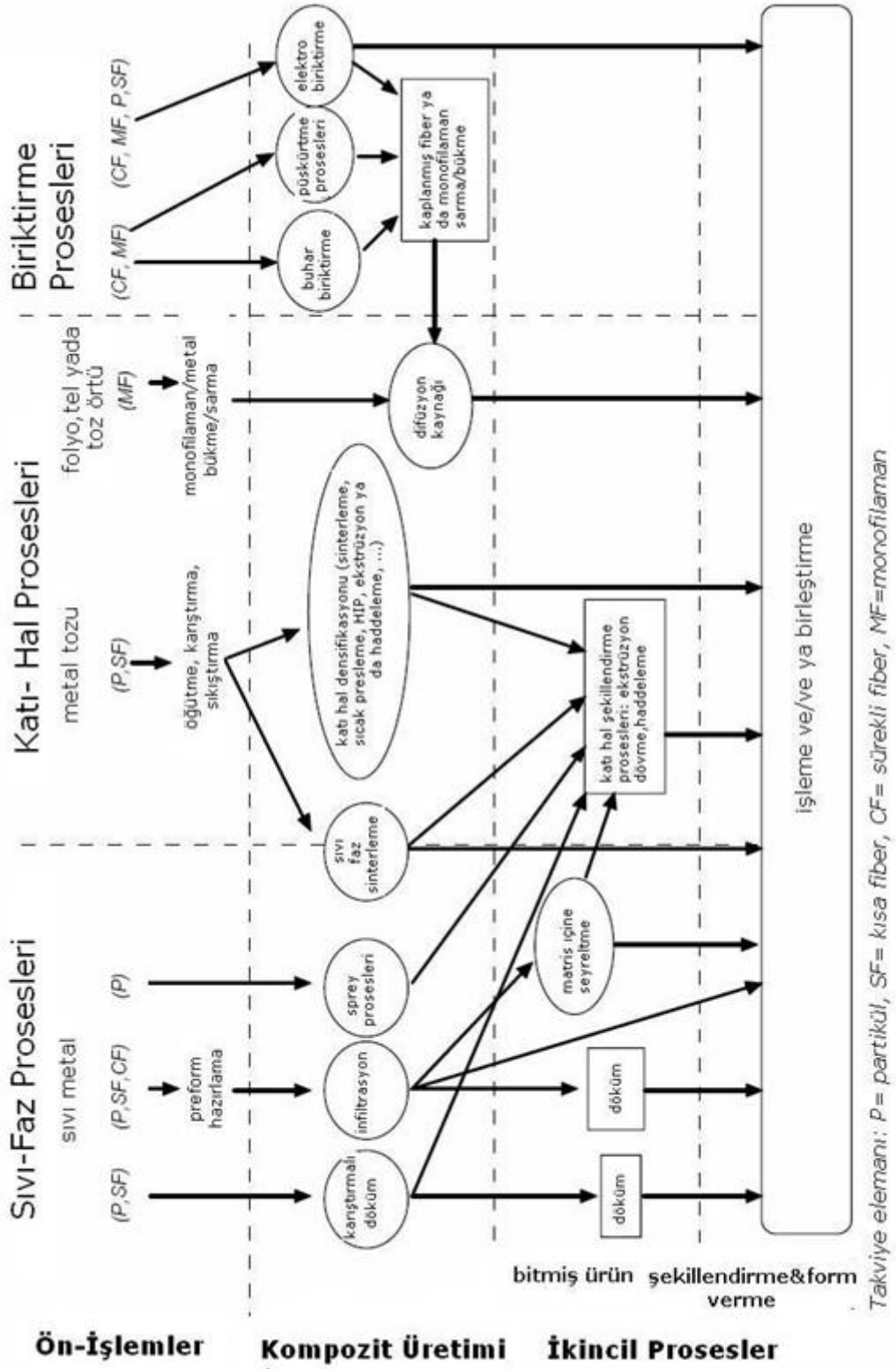
Dispersiyon partikül, plaka, süreksiz (kısa) ve sürekli (uzun) fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin üretim yöntemleri ve özellikleri araştırmacılar tarafından kapsamlı bir şekilde incelenmiştir [8].

Metal matrisli kompozitlerin üretilmesinde kullanılan yöntemler temelde;

- katı hal üretim teknikleri,
- sıvı hal üretim teknikleri ve
- buhar fazı üretim tekniği olmak üzere üçe ayrılır.

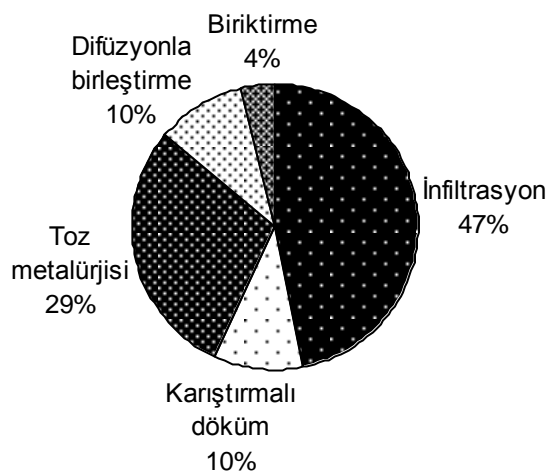
Katı hal üretim teknikleri toz metalürjisi, difüzyonla bağlama, sıcak presleme, sıcak izostatik presleme ve ekstrüzyondur. Vakum infiltrasyonu, gaz basınçlı infiltrasyon, mekanik basınçlı infiltrasyon, sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonu ve karıştırılmalı döküm uygulamaları ise sıvı hal üretim tekniklerine örnek gösterilebilir [11], [12].

Alüminyum MMK malzemelerin üretiminde kullanılan yöntemlerin sınıflandırılması Şekil 2.4'te görülebilir.



Şekil 2.4 Alüminyum MMK malzemelerin üretim yöntemleri [21]

MMK malzemelerin üretiminde tercih edilen yöntemler MMK malzeme kullanan sektörlere göre de değişiklik gösterir. Mortensen'in değerlendirmesine göre, havacılık ve uzay sanayi MMK üretiminde %57 toz metalürjisi, %43 sıvı-hal yöntemlerini tercih ederken otomotiv sektörü %67 sıvı-hal yöntemlerini, %33 toz metalürjisi yöntemini tercih etmektedir. Elektronik sanayi de otomotiv sektörüne benzer olarak daha çok sıvı-hal yöntemlerini tercih etmektedir. MMK üretimi alanında faaliyet gösteren firma sayısının tercih ettikleri üretim yöntemlerine göre dağılımı Şekil 2.5'te görülmektedir [11].



Şekil 2.5 MMK üreten firma sayısının tercih ettikleri üretim yöntemlerine göre % dağılımı [11]

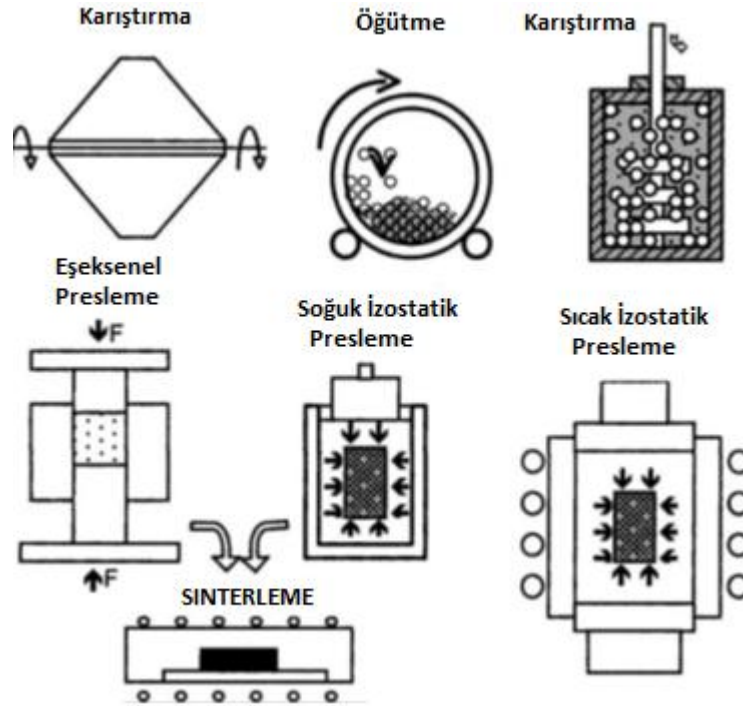
2.4 Katı Hal Üretim Yöntemleri

2.4.1 Kompozit Malzemelerin Toz Metalurjisi İle Üretimi

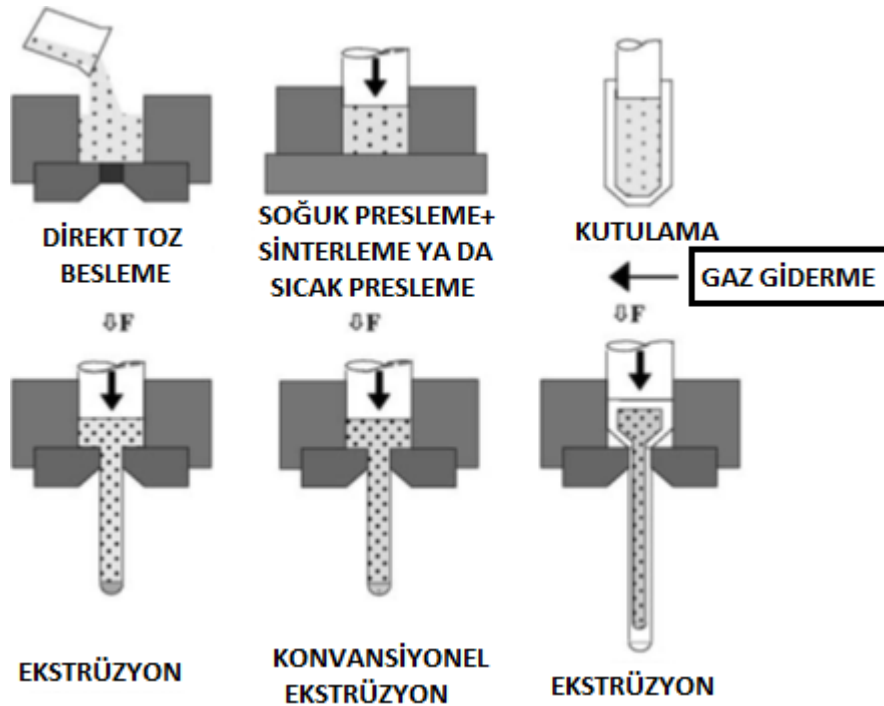
Toz metalürjisi (T/M) yöntemi temelde matris tozları ile takviye elemanlarının (dispersiyon tozlar, plaka ya da seramik fiberler) karıştırılması sonrasında soğuk preslenmesi ve plastik şekil verilmesini (dövme, ekstrüzyon) takiben sinterlenmesini içermektedir. Toz metalürjisi yöntemi, alüminyum, magnezyum ve bakır matrisli kompozit malzemelerin üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır [8].

İyi bir mikroyapı eldesi için karışımda tüm partiküllerin homojen olarak dağılması çok önemlidir. T/M ile elde edilen MMK'lerin özellikleri ilave presleme ile veya presleme yapılmaksızın sıvı faz sinterlemesi süresince iyileştirilebilmektedir. Genellikle son aşama

olarak ekstrüzyon, dövme ya da haddeleme uygulanır. Şekil 2.6 ve 2.7'de T/M yönteminin temeli ve T/M yöntemi için tipik ekstrüzyon aşaması gösterilmektedir [7].



Şekil 2.6 Geleneksel T/M prosesi [7]



Şekil 2.7 T/M Ekstrüzyon prosesi [7]

Metal matrisli kompozitlerin üretiminde toz metalürjisi yöntemi ingot metalürjisi ya da difüzyonla bağlama ile kıyaslandığında birçok avantaj sunmaktadır. T/M yönteminde diğer üretim yöntemlerine oranla daha düşük sıcaklıkların kullanılması matris ile takviye elemanı arasında daha az arayüzey reaksiyonlarının oluşmasına yol açar. Ayrıca T/M diğer alternatif yöntemler ile elde edilemeyecek malzemelerin eldesine imkan sağlar (örneğin SiC takviyeli Ti alaşımları). T/M çok yönlülüğe ilaveten düşük proses maliyetlerinden dolayı alüminyum matrisli kompozitlerin üretiminde en yaygın kullanılan yöntemlerden biri haline gelmiştir. T/M'nin bir diğer avantajı da takviye elemanı dağılımındaki homojenliktir. Takviye dağılımındaki homojenlik yalnızca yapısal özellikleri değil aynı zamanda özelliklerdeki tekrarlanabilirlik seviyesini de iyileştirir. Çizelge 2.4'te belirli özelliklere göre kompozit üretim yöntemlerinin kıyaslaması verilmektedir. Çizelge 2.5'te ise farklı yöntem ve takviye türleri için maliyet olarak kıyaslama verilmektedir [7].

Çizelge 2.4 Farklı üretim yöntemlerinin göreceli olarak karşılaştırılması [7]

Özellik	Proses			
	Toz Metalurjisi	CoSpray	Yarı-katı Döküm	Sıvı infiltrasyonu
Mikroyapısal Özellikler	1	2	2	2
İkincil prosesler	3	1	1	4
Düşük maliyet	4	2	1	2
Endüstriyel olgunluk	1	2	2	4

1= en iyi 4= en kötü

Çizelge 2.5 Üretim yöntemlerinin maliyet bakımından karşılaştırılması [7]

Proses	Maliyet	Takviye elemanı
Difüzyon kaynağı	↑	Monofilamanlar
Toz metalurjisi		Süresiz fiberler
Sprey yöntemleri		Kısa fiberler
Ergitme prosesleri		Partiküller

2.4.2 Kompozit Malzemelerin Mekanik Alaşımlama ile Üretimi

Kompozit malzemelerin mükemmel performansı için ilk gereksinim takviye fazının homojen dağılmasıdır. Mekanik alaşımla partiküllerin matris içerisinde homojen dağılımı sağlamak amacıyla kullanılmaktadır. Fogagnolo [22]'nin bildirdiğine göre bu yöntem ilk olarak Benjamin tarafından oksit dağılımı ile sertleştirilmiş nikel esaslı

süperalaşmaları üretmek amacıyla geliştirilmiştir. Yöntem yüksek enerjili bilyalı değirmende toz partiküllerin karışımının kaynaşma-kırılma-kaynaşma şeklinde tekrar tekrar karıştırılmasından ibarettir. Bu yöntem aşırı doygun katı çözeltiler, amorf ve nanoyapılı malzemeler, intermetalik bileşenler ile metal matrisli kompozitler gibi değişik malzeme ve alaşımların üretiminde kullanılmaktadır [22].

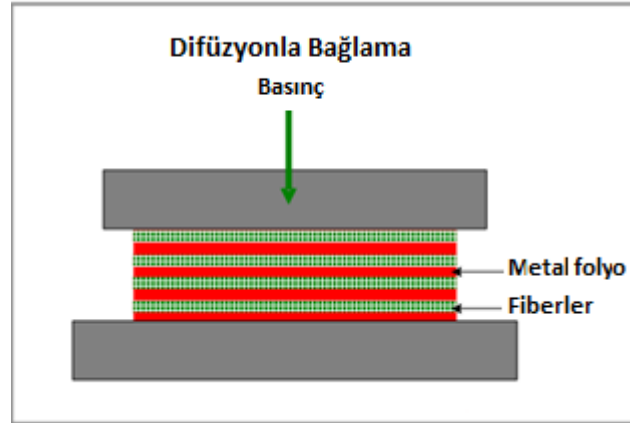
Mekanik alaşımlanmış tozlardan kompozit elde etmek için sinterleme, sıcak presleme, sıcak izostatik presleme, plastik deformasyon ve preslenmemiş tozların ya da ön preslenmiş tozların sıcak ekstrüzyonu gibi yöntemler kullanılabilir. Soğuk presleme ya da kalıp sıkıştırma yüksek verimlilikte ve düşük maliyetle farklı geometrilerdeki toz partiküllerinin birleşmesi ve yoğunlaştırılmasında kullanılır. Ayrıca soğuk preslenmiş tozlara sinterleme ya da sıcak ekstrüzyon da uygulanabilir. MMK'lerde sıcak ekstrüzyon takviye partiküllerinin kümelenmesini engeller ve metal matris içerisinde daha iyi bir partikül dağılımı sağlar [22], [23].

Fogagnolo vd. [22], AlN ile takviye edilen AA6061 matrisli kompozitlerin üretiminde mekanik alaşımlama yönteminin kullanılması ile mekanik alaşımlamanın adımlarının ve toz özelliklerinin, mekanik dayanım ve birleştirilen malzemenin sertliğine etkilerini incelemiştir. Çalışmada sert partiküllerin matris deformasyonunu artırarak karıştırma prosesini hızlandırdığı, partiküllerin kaynaması ve parçalanmasını sağladığı tespit edilmiştir.

Zhao vd. [23], mekanik alaşımlamanın AA6061 alüminyum kompozitlerinin özellikleri ve SiC dağılımına etkisini incelemiştir. Yaptıkları çalışmada T/M yöntemi ile hacimce %8 SiC partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımını üretmişlerdir. Araştırmacılar, tozların karıştırılmasında argon atmosferi altında mekanik alaşımlama yöntemini kullanmıştır. Çalışmada 5 saat sonunda mekanik alaşımlama yöntemi ile matris içerisinde SiC partiküllerin oldukça homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir. Araştırmacılar, mekanik alaşımlama yönteminde tozların düşük sıkıştırılabilirliği ve gaz bileşenleri gibi dezavantajların sinterlemenin düzgün yapılmasını etkilediğini ileri sürmüşler, sinterleme ve sıkıştırılabilirliği iyileştirmek için gaz giderme prosedürü önermişlerdir.

2.4.3 Kompozit Malzemelerin Difüzyonla Bağlama İle Üretimi

Difüzyonla bağlama bir katı hal üretim yöntemidir. Şekil 2.8’de gösterildiği üzere bu yöntemde folyo biçimindeki matris ile uzun fiberler şeklindeki takviye fazı belirli bir düzende istiflenir ve yüksek sıcaklıkta preslenir. Preslenmiş kompozit malzeme çok tabakalı bir yapıya sahiptir. Bu yöntem genellikle basit şekilli parçaların üretiminde kullanılır [24].



Şekil 2.8 Difüzyonla Bağlama yöntemi [24]

2.5 Sıvı-Hal Üretim Yöntemleri

2.5.1 Sıvı-Metal İnfiltrasyonu Yöntemi ile Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

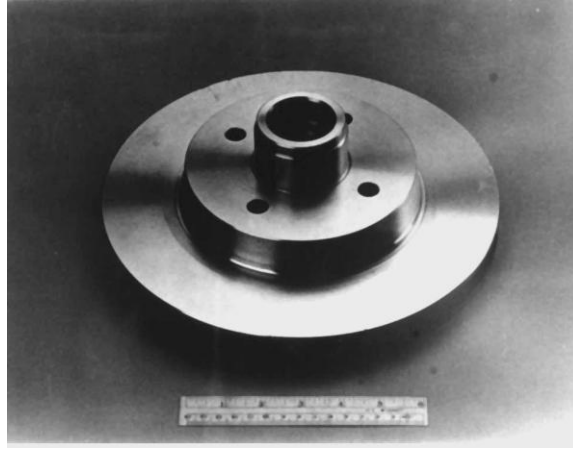
Al/SiC MMK’lerin preform infiltrasyonu yöntemi ile üretimi sıvı alüminyumun kapiler etki ile poroz SiC preformun boşluklarının doldurulması esasına dayanmaktadır. Alüminyum, preform içerisine vakum ile çekilebileceği gibi yüksek basınç yardımı ile preform içerisine itilebilir. Bu yöntemle üretilen kompozitlerin takviye hacim oranları genellikle %55’ten büyüktür. Bu tür kompozitler düşük ısıl genleşme katsayısına sahip olur. Bu yöntemle üretilen kompozitlerin kullanım alanına tipik bir örnek elektronik paket uygulamalarıdır [25].

2.5.2 Girdap (Vorteks) Döküm Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

T/M yöntemi ile kıyaslandığında seramik partiküllerin ergiyik içerisinde karıştırılmasını içeren sıvı faz prosesleri iyi matris-partikül bağlanması, matris yapısının kontrolünün kolay olması, basit bir yöntem olması ve üretim maliyetinin düşük olması, son şekline yakın ürün eldesi gibi avantajlar sunmaktadır. Buna karşın ergitme prosesinin iki ana problemi vardır. Birincisi seramik partiküllerin sıvı metal ile ıslatılmaması, ikincisi ise partiküllerin sıvı metale göre yoğunluk farkından dolayı batmaya ya da yüzmeye eğilimli olmasıdır. Bu yüzden seramik partiküllerin dağılımı homojen değildir. Hem kompozitlerin üretimi hem de kompozitlerin özellikleri üzerine yapılan çalışmalarda ana düşünce MMK'lerde seramik partiküllerin homojen dağılımının eldesinin incelenmesidir. Kök [26], bu sorunun üstesinden gelmek adına ergiyik metali yüksek karıştırma hızında (900 devir/dakika) karıştırmış ve metal matris alaşıma seramik partiküllerin ilavesinden önce ıslatılabilirliği iyileştirmek için seramik partikülleri ön ısıtmaya tabi tutmuştur. Matris alaşımları ile takviye elemanları arasındaki zayıf ıslatılabilirlikten dolayı metal matrisli kompozitlerin üretimi oldukça zor ve maliyetlidir. Buna karşın, ergiyik metalin girdap yöntemi oldukça düşük maliyette son şekline yakın kompozitlerin üretimine imkan sağlar. Girdap yöntemi ergiyik metalin karıştırılması ile oluşturulan girdabın içerisine seramik partiküllerin ilavesi, partiküllerin homojen dağılımını sağlamak amacıyla partikül beslemesi tamamlandıktan sonra karışımın karıştırılması ve ergiyik karışımın dökülmesi adımlarını içermektedir. Bu yöntemde etkili olan parametreler pota boyutu, karıştırıcının boyutu, ergiyik metalin sıcaklığı, karıştırma zamanı, karıştırma hızı, karışım içerisine sürekli ve homojen bir hızda partiküllerin beslenmesi ve kalıp sıcaklığıdır. M. Kök, Al₂O₃ partikül takviyeli AA2024 alüminyum alaşımı kompozitlerin girdap yöntemi ile üretimi üzerine gerçekleştirdiği çalışmada en uygun üretim koşullarını 700°C döküm sıcaklığı, 550°C kalıp ön ısıtma sıcaklığı ve 900 devir/dakika karıştırma hızı, partikül beslemesi tamamlandıktan sonra karıştırma süresinin 5 dakika, partikül ilavesi hızı 5 g/dakika olarak tespit etmiştir [26].

Bu yöntem ile üretilen kompozit malzemeler yüksek aşınma direnci, iyi dayanım özellikleri ve iyi ısı iletkenliği gibi özelliklerinden dolayı endüstriyel uygulamalarda

kullanım alanı bulmaktadır. Şekil 2.9'da Alcan firması tarafından üretilen %20 SiC partikül takviyeli A359 alüminyum alaşımı fren diski gösterilmektedir [8].

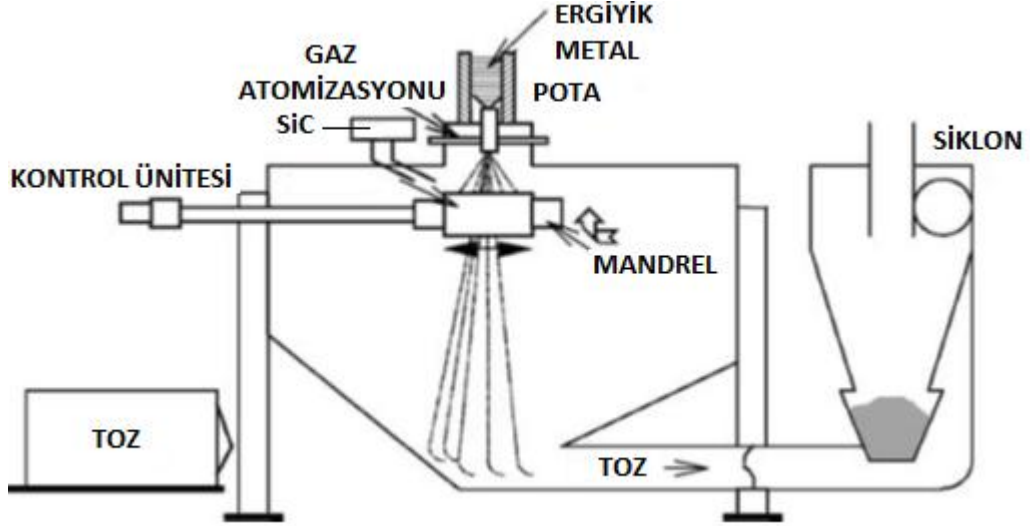


Şekil 2.9 Alcan tarafından üretilmiş %20 SiC partikül takviyeli A359 alüminyum alaşımı hava soğutmalı fren diski [8]

2.5.3 Püskürtme Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

MMK'lerin eldesi için kullanılan yöntemlerden biri de püskürtme yöntemidir (Şekil 2.10). Bu yöntem, ergiyik haldeki matris alaşımı damlacıkları ve takviye elemanlarından oluşan karışımının bir altlık üzerine püskürtülerek biriktirilmesi esasına dayanır. Yöntemde metal alaşım ergime sıcaklığından katılma sıcaklığına çok hızlı bir şekilde soğurken, katılma sıcaklığından oda sıcaklığına yavaş bir soğumaya maruz kalır. Bu durum elde edilen malzemenin çok ince taneli ve çökelti yapısında olmasına neden olur. Yöntem önceleri döküm yoluyla üretilmeleri güç olan çelikler ve nikel esaslı süper alaşımlar için geliştirilmiş olsa da günümüzde bakır ve alüminyum alaşımları ve MMK malzemeler için de kullanılmaktadır [27].

Yöntemde sıvı metal ile takviye partikülleri arasındaki temas süresi kısadır. Bu durum ergiyik matris partikülleri ile takviye fazı arasındaki arayüzey reaksiyonlarını da azalmaktadır. Böylece istenmeyen arayüzey bileşenler ve kırılabilirlik oluşumu minimize edilmiş olur. Bu yöntem takviye malzemesinin homojen dağıldığı, ince mikroyapılı parçaların eldesini mümkün kılar. Diğer yandan, bu yöntemle elde edilen kompozitin yoğunluk değeri teorik yoğunluk değerinin %95'i kadardır. Bu nedenle tam yoğunluk değerini elde etmek için bitirme işlemi zorunludur (örneğin dövme, ekstrüzyon ya da haddeleme gibi) [7], [27], [28].



Şekil 2.10 Püskürtme prosesi [7]

2.5.4 Yerinde Üretim (In-situ) Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

Bu üretim yönteminde takviye partikülleri ergiyik matris alaşımı içerisinde çeşitli reaksiyonlar sonucunda kendiliğinden oluşur. In-situ yönteminde iki prensip üzerine yoğunlaşmaktadır: ergiyik matris alaşımı ile ergiyiğe enjekte edilen gaz arasındaki kontrollü reaksiyonlar sonucunda takviye partiküllerinin oluşturulması ya da ergiyik içerisinde endotermik reaksiyonlar sonucunda takviye partiküllerini oluşturacak bileşenlerin ilave edilmesi.

In-situ prosesinin en genel bilinen örneği tek yönlü ötektik katılaşmadır. In situ yöntemine örnek olarak Lanxide Corporation tarafından geliştirilen Lanxide yöntemi verilebilir. Lanxide yönteminde ergiyik haldeki alüminyum alaşımın oksidasyonu ya da nitrasyonu sonucunda Al-Al₂O₃ ve Al-AlN kombinasyonları elde edilmektedir [7], [29].

2.5.5 Yarı-Katı Döküm Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

Prensip olarak klasik döküm tekniği ile aynı olmakla birlikte kompo döküm ya da rheocasting olarak da bilinen yarı-katı döküm yönteminde takviye partikülleri sıvı haldeki alüminyum yerine yarı katı haldeki alüminyum çamurlara karıştırılmaktadır [30].

Gerekli iyileştirmelerin, katkıların yapılabilmesi amacıyla alüminyum alaşımı yaklaşık

750°C'ye kadar ısıtılır. Alaşım sıcaklığı yarı-katı faz sıcaklığına kadar düşürülür. Bu esnada akıcılığın sağlanması ve dendrit oluşumunun önlenmesi amacıyla karışım sürekli olarak karıştırılır. Bu aşamada takviye elemanları oluşan vortekse aktarılarak dağılımı sağlanır. Karışım viskozitesinin yeterli olması topaklanmaları önleyeceği gibi dağılımın düzgün olmasına da yardımcı olur [31].

2.5.6 Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi İle Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretimi

Geleneksel ya da ileri döküm teknolojilerinde ana olumsuzlukların başında porozite ve segragasyon gibi hataların oluşması gelmektedir. Bu tür olumsuzlukları azaltmak için yeni döküm yöntemleri geliştirilmektedir. Sıkıştırılmalı döküm yöntemi diğer döküm yöntemlerine kıyasla en az döküm hatası oluşumuna yol açan yöntemler arasında yer almaktadır.

Sıkıştırılmalı döküm metal bir kalıp içerisinde yüksek basınç altında katılaşmanın desteklendiği bir üretim yöntemidir. Sıkıştırılmalı döküm yöntemi “ekstrüzyon dökümü”, “sıvı presleme”, “basınçlı infiltrasyon” ve “sıkıştırılmalı şekillendirme” gibi farklı şekillerde de isimlendirilmektedir. Sıkıştırılmalı döküm fikri ilk olarak Chernov tarafından 1878 yılında ergiyik metal katılaştırırken kuvvetli basınç uygulanması şeklinde önerilmiştir. Buna karşın sıkıştırma dökümün ticari kullanımı ancak son yıllarda başarılıdır ve çoğunluğu Avrupa ve Japonya'dadır. Çoğunlukla takviyeli ya da takviyesiz yüksek mühendislik bileşenlerinin üretiminde kullanılmaktadır. Hartley [32], GKN teknoloji tarafından geliştirilen teknikle metal kalıplarda alüminyum alaşımının basınçla katılaşmasının sağlandığını bildirmiştir. Bu proseste kalıp, hidrolik pres altına yerleştirilir ve ön ısıtılır. Ergiyik alaşımın tam miktarı açık kalıp setinin alt yarısına dökülür, pres kapatılır böylece alaşım boşluğu doldurur ve basınç, katılaşma tamamlanincaya kadar devam eder (31-108 MPa). Bileşenler döküldüğü gibi kullanılabilir gibi, ikincil işlemlerden sonra da kullanılabilir. Sıkıştırma döküm ile son şeklinde ya da son şekline yakın üretim mümkündür.

Crouch'a [33] göre sıkıştırma döküm MMK'lerin üretiminde en popüler üretim yöntemidir. Otomotiv, uçak, spor ve diğer pazardaki oranı yıllık %12–15 büyümektedir.

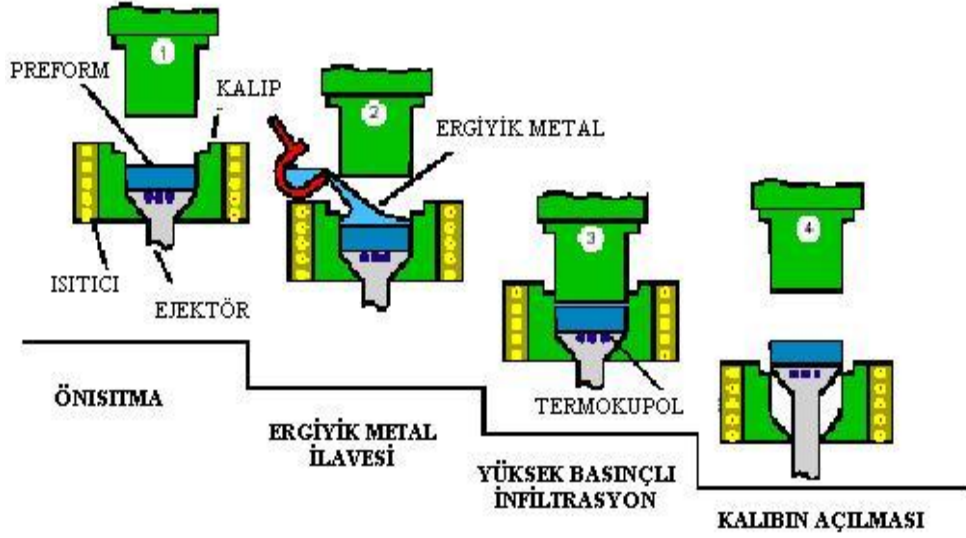
Genellikle, sıkıştırımlı döküm yöntemi ile üretilen parçalar mükemmel yüzey özelliklerine sahiptir, mikroyapıları ince tanelidir ve hemen hemen gözeneksizdir. Ayrıca bu yöntem ile farklı şekil ve boyutlarda parçalar üretilebilmektedir. Bu yöntemle elde edilen malzemelerin mekanik özellikleri klasik döküm yöntemi ile üretilen malzemelere göre daha iyidir. Pennington'a [34] göre sıkıştırımlı döküm yöntemi ile üretilen malzemenin akma dayanımı %10-15, uzama ve yorulma dayanımı %50-80 oranında iyileştirilmiştir. Bu yöntemin en büyük avantajı yüksek takviye oranına sahip MMK eldesinin mümkün olmasıdır [14].

2.5.6.1 Proses Şeması

Sıkıştırımlı döküm prosesi aşağıdaki adımları içermektedir:

1. Önceden belirlenen miktardaki ergiyik metal, ön ısıtılmış ve hidrolik pres yatağına yerleştirilmiş kalıp boşluğuna dökülür,
2. Pres kalıp boşluğunu kapatmak için hareketlendirilir ve sıvı metal sıkıştırılır. Bu işlem, basınç altında ergiyik metalin katılaşmasını sağlamak için çok çabuk bir şekilde gerçekleştirilir,
3. Basınç, katılaşma tamamen sona erene kadar tutulur. Bu yalnızca ısı akış hızını arttırmaz aynı zamanda makro/mikro büzüşme gözeneklerini azaltabilir. Buna ilaveten gaz porozitesinin çekirdeklenmesi basınca bağlı olduğundan ergiyik metalde gazların çözünmesinden dolayı gözeneklik oluşu sınırlanmaktadır,
4. Son olarak baskı çekilir ve parça çıkartılır [35].

Şekil 2.11'de sıkıştırımlı döküm tekniğinin işlem basamakları gösterilmektedir [30].



Şekil 2.11 Sıkıştırılmalı döküm tekniğinin şematik görünümü [30]

2.5.6.2 Proses Parametreleri

Sıkıştırılmalı dökümde ürün kalitesini ve sağlamlığını belirleyen birçok parametre vardır. Sıkıştırma döküm parametreleri; ergiyik hacmi ve kalitesi, uygulanan basıncın büyüklüğü ve süresi, kalıp sıcaklığı, döküm sıcaklığı, basınç öncesi bekleme süresi ve kalıp yağlayıcısıdır. Bu parametreler her bir alaşım sistemi ve döküm için optimize edilmelidir [36].

2.6 Partikül Takviyeli Alüminyum Alaşımı Kompozitlerin Uygulama Alanları

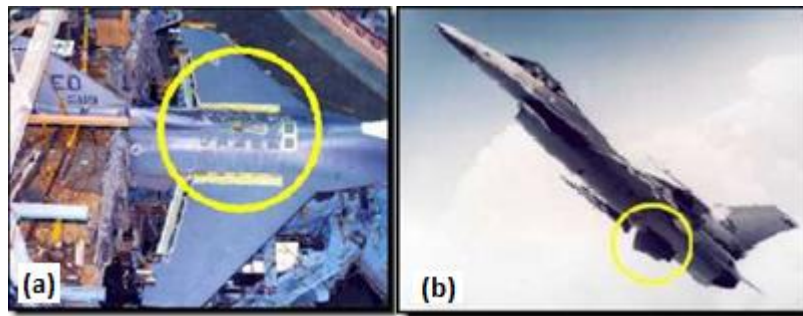
2.6.1 Havacılık-Uzay Sanayiinde Kompozit Malzemeler

Partikül takviyeli alüminyum MMK'ler, yüksek dayanım/yoğunluk, ayarlanabilir ısıl genleşme ve ısıl iletkenlik ve yüksek rijitlik gibi özellikleri nedeniyle havacılık endüstrisinde birçok uygulama alanı bulmuştur [8].

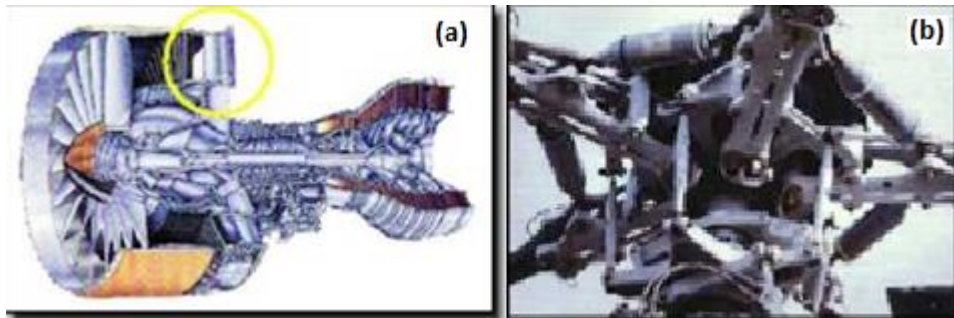
Örneğin, F-16 uçaklarının alüminyum giriş kapıları yorulmaya karşı oldukça hassas olduğundan bu kapılar artık takviyesiz alüminyum yerine partikül takviyeli alüminyum MMK malzemelerden üretilmektedir. F-16 uçaklarında yine aynı kompozit malzeme yakıt giriş kapısı kapaklarında da kullanılmış ve AA2024 alüminyum alaşımına oranla ortalama yüzey gerilmelerinde %10 düşüş, yataklama özelliğinde ise %28 artış elde

edilmiştir. Partikül takviyeli alüminyum MMK malzemelerin sivil havacılıktaki uygulamalarına örnek olarak Boeing 777 uçağının Pratt & Whitney motorundaki fan çıkış vanası verilebilir [37]. Alüminyum MMK'lerin havacılık sektöründeki diğer uygulamalarına örnek olarak Eurocopter France N4 ve EC120 helikopterlerinin pervane kanadı manşonları, V-22 helikopterine ait hidrolik manifold verilebilir.

Şekil 2.12 ve Şekil 2.13'te alüminyum MMKlerin havacılık endüstrisinde kullanımlarında çeşitli örnekler görülmektedir.



Şekil 2.12 (a) F-16 giriş kapı koruyucusu 6092/SiC (b) F-16 Karın yüzgeçleri [38]



Şekil 2.13 (a) Boeing 777 de kullanılan fan çıkış vanası (b) Helikopter pervane kolları

2.6.2 Otomotiv Endüstrisinde Kompozit Malzemeler

Kompozit malzemelerinin üretim tekniklerinin gelişimi ile alüminyum malzemelerinin kullanımı da yaygınlaşmaktadır. Alüminyum alaşımlarına Al_2O_3 ve SiC gibi sert partiküllerin ilavesi ile elde edilen metal matrisli kompozitler iyi mekanik özelliklere sahip olmaktadır. Seramik takviyeli alüminyum alaşımları iyi aşınma dayanımı ve düşük yoğunluklarından dolayı otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Buna ilaveten, iyi mekanik ve tribolojik özelliklere sahip Al- Al_2O_3 kompozitleri aşınma dayanımlarının yüksek olması sebebiyle krank yatakları ve motor bloklarında kullanılmaktadır [39].

Alüminyum MMK'ler aşınma dayanımlarının ve ısı iletimlerinin yüksek olması sebebiyle otomobil fren diskleri gibi uygulamalarda da kullanım alanı bulmuştur [8]. Otomotiv endüstrisinde alüminyum MMK'lerin kullanımına ait ilk ticari örnek 1983 yılında Toyota Motor Company tarafından kullanılan dizel motor pistonlarıdır. Honda, sonraki yıllarda aşınma direnci için %12 Al₂O₃ partikül ve yağlama özelliği için %9 C ile takviyelendirilmiş alüminyum MMK'den silindir gömleği üretimine geçmiştir. Honda ayrıca motor bloklarının üretiminde maliyeti düşürmek ve MMK'lerin kullanımını yaygınlaştırmak amacıyla yüksek basınçlı döküm yöntemi geliştirmiştir. Bu uygulama ile üretilen motor bloğu Honda Prelude 2.3L modelinin yanı sıra Honda S2000, Toyota Celica, and Porsche Boxer modellerinde de kullanılmıştır. Şekil 2.14'te Honda tarafından yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilmiş alüminyum motor bloğu gösterilmektedir [40].



Şekil 2.14 Honda Accord, Ascot Innova ve S2000 modellerinde kullanılan yüksek basınçlı döküm ile üretilmiş alüminyum MMK motor bloğu

Üretim maliyetlerinin düşmesi ile MMK'lerin fren rotorları, piston halkası, silindir gömlekleri, piston kolu, shaft gibi diğer otomotiv parçalarında da kullanımları giderek artmaktadır [38]. Şekil 2.15'te alüminyum MMK'lerden üretilmiş çeşitli otomotiv parçaları görülmektedir.

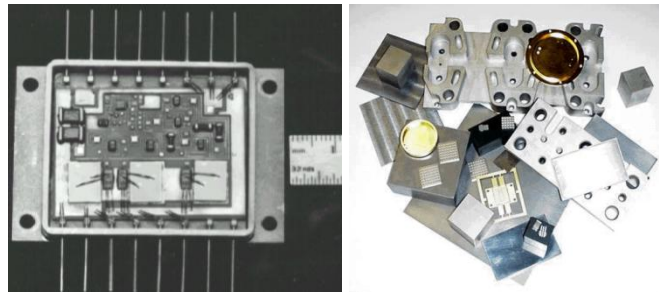


Şekil 2.15 Alüminyum MMK otomotiv parçaları (a) Al_2O_{3p} -Al silindir gömleği (Honda Predule) (b) çeşitli fren parçaları (c) Kardan mili / Chevy Corvette [38]

2.6.3 Elektronik Endüstrisinde Kompozit Malzemeler

Elektronik sanayinde alüminyum MMK'ler, düşük ısıl genleşme ve yüksek ısıl kararlılıklarının yanında düşük yoğunluk ve yüksek elastisite modülleri ile de dikkat çekicidir. Yüksek oranda SiC ile takviye edilen alüminyum MMK'lerin elektronik sanayi için bir diğer ilgi çekici özelliği ise bu malzemelerin basınçsız infiltrasyon ile net şekilli üretimlerinin mümkün olmasıdır. Elektronik devreleri nem ve çevresel etkilerden korumak için hermetik (hava sızdırmaz) paketler kullanılmaktadır. Bu malzemelerde aranan en önemli özellik ayarlanabilir ısıl genleşme katsayısıdır. Alüminyum MMK'ler takviye oranına bağlı olarak ısıl genleşme katsayılarının değişebilmesi nedeni ile bu özelliği sağlamaktadır [41].

Şekil 2.16'da Al/SiCp malzemeden üretilen çeşitli elektronik paketler görülmektedir.



Şekil 2.16 Elektronik sanayinde kullanılan çeşitli Al-MMK paketler [42]

2.6.4 Diğer Kullanım Alanları

Partikül takviyeli alüminyum MMK'ler hafiflikleri ve rijit oluşları nedeniyle spor ekipmanları alanında da uygulama bulmuşlardır. Bu uygulamalara en güzel örnek Specialized Bicycle Co. firmasının 6061/Al₂O₃/10p alüminyum MMK'ten ürettiği dağ bisikleti gövdeleridir. Alüminyum MMK'ler rijitlikleri sebebi ile golf ve beyzbol sopalarında, patenlerde de kullanılmaktadır [38].

Bu tür kompozitler ayrıca kesici takımlarda, medikal donanımlarda ve rulmanların üretiminde kullanılmaktadır.

ISLATABİLİRLİK

Ergiyik matris alaşıma seramik partiküllerin ilave edilmesi ile üretilen metal matrisli kompozitlerde döküm sürecinde partikül takviyesinin ergiyik metal tarafından ıslatılması en kritik adımdır. MMK'lerin üretiminde tekrarlanabilir özelliklerin elde edilebilmesi için bu adım çok iyi optimize edilmelidir. Bu nedenle literatürün değerlendirildiği bu bölümde ıslatabilirlik ve ıslatabilirliği etkileyen faktörler ile ıslatabilirliğin iyileştirilmesi amacıyla yapılan çalışmalar kısaca özetlenmiştir.

Islatabilirlik katı bir yüzey üzerinde sıvının yayılabilme kabiliyeti olarak tanımlanmaktadır ve sıvı ile katı arasındaki yakın temasın büyüklüğünü/derecesini ifade eder [43], [44], [45].

Islatabilirliğin zayıf olması, sıvı alüminyum yüzeyinde Al_2O_3 tabakasının bulunması, SiC partikülleri üzerinde SiO_2 tabakasının bulunması veya seramik partikül yüzeyinde kirlilik, nem ya da gaz tabakasının bulunması ile ilişkilidir. Tüm bu durumlar sözkonusu olduğunda ergiyik metal ile partiküllerin yüzey teması engellenmiş olur [46].

Kompozitlerin hazırlanmasında, seramik malzemelerin ergiyik metal tarafından ıslatılması önemlidir. Kompozitlerde ıslatabilirlik, malzemeler arasında birleşmenin kalitesini belirler ve bundan dolayı da kompozitin son özellikleri üzerinde oldukça etkilidir.

Al_2O_3 seramiklerin ergimiş alüminyum tarafından ıslatılabilirliği genellikle çok zayıftır. Bu zayıf ıslatabilirlik Al_2O_3/Al kompozitlerin daha düşük özelliklere sahip olmasına neden olur [1], [2].

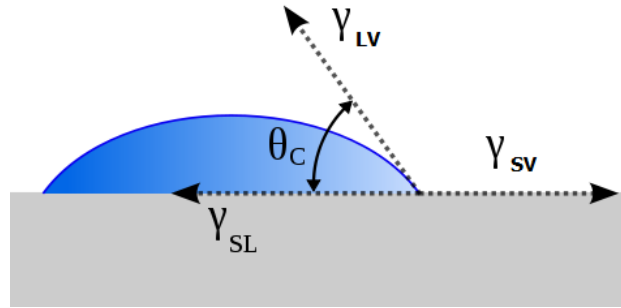
3.1 Islatmanın Teorisi

Islatma özelliği, takviye ve matrisin oluşturduğu serbest enerji değişimine bağlıdır. İki elektriksel yüzey (nötr) birbirlerine yeteri kadar yaklaştığı zaman fiziksel bir çekim kuvveti mevcut olur ki bu, katı bir yüzeyin sıvıyla ıslatılması halinde daha iyi anlaşılır. İki yüzey fiziksel temas halinde olduğu zaman gerçek molekülse temas toplam yüzeyin sadece küçük bir kısmında meydana gelir. Ayrıca, genelde yüzeyler kirlilik, oksit ve diğer artık maddeler de içerir. Bu maddeler kaldırılrsa ve temas noktalarında kuvvetli yapışma olsa bile bütün yüzeye göre ortalama yapışma zayıf olmaktadır [47].

Islatılabilirlik, Şekil 3.1’de gösterildiği üzere katı bir yüzey üzerindeki sıvı bir damlacığın yüzeye yaptığı temas açısı ile gösterilir. Dengedeki temas açısı θ , genellikle Young-Dupre eşitliği olarak ifade edilen aşağıdaki bağıntıdan hesaplanır:

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos \theta \quad (3.1)$$

Bağıntıda γ_{sv} katı-gaz arayüzeyinin serbest enerjisi, γ_{sl} sıvı-katı arayüzeyinin serbest enerjisi ve γ_{lv} sıvı-gaz arayüzeyinin serbest enerjisidir. Her bir serbest enerji, birim alan başına enerji ya da yüzey gerilim kuvvetidir [45].



Şekil 3.1 Katı bir malzeme üzerine düşen bir sıvı damlasınında oluşan yüzey gerilimleri (γ) ve temas açısı (θ) [48]

Sıvı bir damla katı bir yüzey üzerine bırakıldığında, bir miktar katı-gaz arayüzeyi yerini sıvı-katı ve sıvı-gaz arayüzeyine bırakır. Sıvının bu yüzey üzerinde yayılması (yüzeyi ıslatması) sistemin serbest enerjisinin düştüğü durumda gerçekleşir. Sıvı ve katı faz arasındaki bağ kuvveti (adhezyonu) W_a (3.2) bağıntısı ile bulunur:

$$W_a = \gamma_{lv} + \gamma_{sv} - \gamma_{sl} \quad (3.2)$$

(3.1) ve (3.2) eşitliklerinin toplamı (3.3) eşitliğini verir;

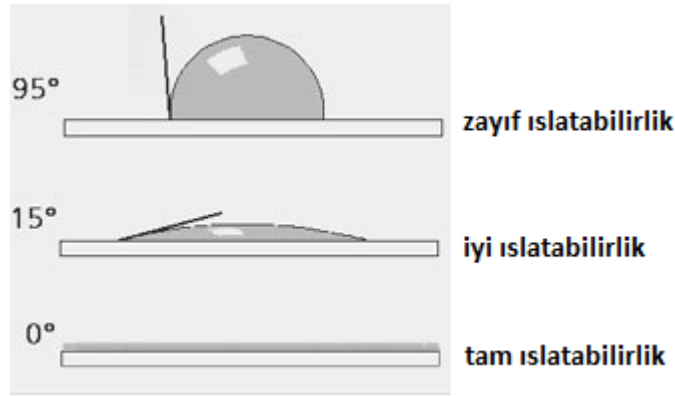
$$W_a = \gamma_{lv}(1 + \cos \theta) \quad (3.3)$$

Dolayısıyla, sıvı ve katı faz arasındaki bağ kuvveti temas açısı ve sıvının yüzey gerilimi açısından ifade edilebilir.

Temas açısının büyüklüğü ıslatılabilirliği belirler;

1. $\theta=0$, mükemmel ıslatılabilirlik
2. $\theta=180$, ıslatılabilirlik yok
3. $0<\theta<180$, kısmi ıslatılabilirlik

Bu durum, temas açısının küçük olmasının iyi ıslatılabilirliğin bir göstergesi olduğu anlamına gelir. Bir sıvının katı bir yüzeyi ıslatması için $\cos\theta>0$ ya da $\gamma_{sv}> \gamma_{sl}$ şartının sağlanması gerekir [45].



Şekil 3.2 Islatılabilirlik derecesinin şematik gösterimi [49]

$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ kompozitin arayüzey ıslanabilirliği üzerine yapılan çalışmalar, γ_{ls} arayüzey geriliminin ilk olarak yüksek olduğunu fakat sıcaklığın artması ile azaldığını göstermektedir. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ kompozit için farklı sıcaklıklarda temas açısı, yüzey gerilimi ve arayüzey gerilim değerleri Çizelge 3.1’de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ kompozit için temas açısı verileri [47]

Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)	γ_l (Nm^{-1})	γ_s (Nm^{-1})	γ_{ls} (Nm^{-1})	θ ($^{\circ}$)
940	0.819	0.991	1.79740.3	170
970	0.808	0.988	1.673+0.3	148
1255	0.712	0.959	0.879+0.3	85

Yüzey gerilimini (γ_s) azaltmanın bir yolu da kaplama maddesi ve ana malzeme arasında kimyasal bağ oluşturarak ara yüzeyde kararlı bir bileşim oluşturmaktır.

3.2 Islatılabilirliği Azaltan Faktörler

Genellikle, ergiyik yüzeyinde oksit filmlerin bulunması takviye partiküllerinin ergiyik alüminyumla ıslatılamamasına neden olur. Ergiyik haldeki matris alaşımının üzerindeki bu oksit film tabakası takviye partikülleri ergiyiğin üzerine üstten ilave edildiğinde sıvı matris alaşımı tarafından ıslatılmalarına karşı direnç oluşturur. Alüminyumun oksijene olan ilgisi çok yüksektir. Örneğin 400°C'de 4 saat sürede alüminyum yüzeyinde 50 nm kalınlıkla oksit tabakası oluşur. Alüminyum alaşımlarında bu oksit filmin oluşumu kaçınılmazdır. Alüminyum alaşımlarında ıslatma genellikle 900°C altında tam anlamıyla elde edilemez. Bu durum alüminyumun üzerinde direkt teması engelleyen bu oksit tabakasının oluşumuna bağlanmaktadır [45].

Seramik partiküllerin yüzeyi normalde bir gaz tabakası ile kaplıdır. Zhou vd [50], zayıf ıslatılabilirliğin ana sebebinin bu gaz tabakası olduğunu ön görmektedir. Bu gaz tabakası ergiyik matris malzemesini partiküllerin yüzeyi ile temasından korur. Ayrıca ergiyik içerisindeki partikül konsantrasyonu kritik bir seviyeye ulaştığında bu gaz tabakası bir köprü oluşturarak ergiyikten partiküllerin geri itilmesine neden olur. Bu yüzden kompozitin birleşiminin öncesinde partiküllerin yüzeyinden gelen gazların giderilmesi gerekir. Alternatif olarak gaz tabakaları mekanik olarak kırılmalıdır. Seramik malzemenin yoğunluğuna bağlı olarak ıslanan partiküller ergiyiğin yüzeyinde yüzmekten ziyade alta batmaya eğilimlidir.

Sıvı alüminyumun farklı seramik fazları ıslatılabilirliğinde temas açısı θ sıvı alüminyumun sıcaklığının artması ile düşmektedir. ıslatılabilirlik normalde 900°C gibi yüksek bir sıcaklık değerinin üzerinde iyileştirilmektedir.

Partikül yüzeyinin özellikleri de ıslatılabilirliği etkiler. Seramik partiküllerin üzerindeki kirlilikler ıslatılabilirliği azaltmaktadır. Örneğin SiC partiküllerin metaller tarafından ıslatılabilirliği katı yüzey üzerindeki silisyum oksit tabakasının bulunması nedeniyle engellenmektedir. Sonuç olarak, ıslatılamamaktan ıslatılabilirliğe keskin bir geçiş belirli

bir eşik sıcaklık değerinde elde edilir. Bu geçiş sıcaklığı metalin oksit tabakası boyunca difüzyon kinetiği ile belirlenir [45].

Partikül boyutunun azaltılması ile tam ıslatabilirliğin gerçekleşmesi de zorlaşmaktadır. Bunun nedeni seramik partikülün sıvı metal içerisine penetrasyonu sırasında metal yüzeyinin küçük bir açı oluşturması için gerekli yüzey enerjisinin artmasıdır. Daha küçük partiküllerin sıvı içerisinde dağılması, daha büyük yüzey alanına sahip olmalarından dolayı daha zordur. Partikül boyutu azaldıkça çok ince dağılmış tozların topaklanma eğilimleri artar [45].

3.3 İslatmanın İyileştirilmesi

Sıvı metal ile seramik partiküllerin ıslatabilirliğinin iyileştirilmesi için farklı yöntemler önerilmektedir. Bunlar;

1. Matris metaline alaşım elemanlarının ilavesi,
2. Seramik partiküllerin oksitlenmesi ya da kaplanması,
3. Partiküllerin işlenmesi (örneğin önısıtma işlemi uygulanması)

Önerilen bu yöntemler; katının yüzey enerjisinin arttırılması, sıvı alaşımın yüzey geriliminin azaltılması ya da partikül-matris arayüzeyinde katı-sıvı arayüzey enerjisinin azaltılması ile ıslatmayı iyileştirmektedir [45], [46].

3.3.1 Alaşım Elemanların İlavesi

Sıvı metalürji yöntemleri ile üretilen kompozitlere genellikle ıslatabilirliği teşvik eden reaktif elemanlar ilave edildiğinde seramik ile ergiyik matris arasında mükemmel bağlanma görülür. Örneğin ergiyiğe magnezyum, kalsiyum, titanyum ya da zirkonyum ilavesi ergiyiğin yüzey gerilimini azaltarak, ergiyiğin katı-sıvı arayüzey enerjisini azaltarak ya da kimyasal reaksiyon ile ıslatabilirliği iyileştirebilir.

Alüminyum matrisli kompozitlerde magnezyum ilavesi diğer ilave edilen alaşım elemanlarıyla (seryum, zirkonyum, titanyum, çinko ve bakır) kıyaslandığında ergiyik içerisine takviye partiküllerinin katılmasında ve partiküllerin dağılımının iyileştirilmesinde mükemmel bir etkiye sahiptir. Ergiyik alüminyuma magnezyumun

ilavesinin alüminanın ıslanabilirliğini iyileştirdiği ve ayrıca alüminyum ile çoğu takviye elemanı için uygun olduğu belirlenmiştir [45].

Magnezyum çok güçlü yüzey reaktiftir. Alüminyum ergiyiğe magnezyumun ilavesi magnezyumun yüzey geriliminin ($0,590 \text{ Nm}^{-1}$), alüminyum ($0,760 \text{ Nm}^{-1}$) ya da alüminyum-%11,8 SiC ($0,817 \text{ Nm}^{-1}$) ile kıyaslandığında daha düşük olması nedeniyle ıslatabilirliği iyileştirir. Alüminyuma %3 magnezyum ilavesi 720°C 'de yüzey gerilimini $0,760 \text{ Nm}^{-1}$ 'den $0,620 \text{ Nm}^{-1}$ 'ye düşürür. Başlangıçta %1 magnezyum ilavesi ile yüzey gerilimindeki düşüş çok keskin olmaktadır ve alüminyum alaşımın yüzey enerjisi $0,860 \text{ Nm}^{-1}$ 'den $0,659 \text{ Nm}^{-1}$ 'e düşmektedir. Sukumaran vd. [51], karıştırmalı döküm ile üretilen A356-SiC kompozitin birleşmesi süresince magnezyum ilavesinin gerekli olduğunu ve yaklaşık %1 oranında magnezyum ilavesinin en iyi partikül dağılımı ve maksimum mekanik özellik verdiğini ancak magnezyumun optimum değerinin altında bir miktarda ilavesinin partikül takviyelerinin topaklaşmasına ve ergiyikte heterojen dağılıma neden olduğunu belirlemiştir.

Magnezyum ayrıca takviye partiküllerinin arayüzeyinde reaksiyona yardım ederek katı-sıvı arayüzey enerjisini azaltabilmektedir. Reaktif elemanların çok az miktarda ilave edilmesi ergiyik yüzeyi ya da ergiyik-partikül arayüzeyini ayırarak ıslatabilirliğin iyileştirilmesinde etkili olabilir. Levi vd. [52], alüminyumun takviye elemanı ile kimyasal olarak etkileşime girerek arayüzeyde yeni bir faz oluşturabilecek bir elementle alaşımlanmasının partikül ilavesini, ıslatmayı ve takviye elemanının matrise bağlanmasını iyileştirebileceğini söylemiştir. Al-Mg matrisli kompozitte bu iyileşme sıvı alüminyum içerisinde magnezyum ile takviye elemanı arasındaki reaksiyon sonucunda MgAl_2O_4 tabakasının oluşumu ile elde edilebilir.

Magnezyum ayrıca çok iyi bir oksijen temizleyicidir. Partiküllerin yüzeyinde bulunan oksijenle reaksiyona girerek gaz tabakasını inceltir ve böylece topaklaşma eğilimini azaltarak ıslatmayı iyileştirir. Yapılan bir çalışmada sıvı metal üretim yöntemi ile hazırlanan A356/SiC kompozitte magnezyum ilavesinin $80\text{--}10 \mu\text{m}$ tane boyutundaki silisyum karbür partiküllerin üzerindeki gaz tabakasını incelttiği tespit edilmiştir [45].

Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin üretiminde magnezyum ilavesi, matris dayanımında artış sağlamanın yanı sıra partikül yüzeylerinde oksijeni temizler ve

partiküllerin yüzey enerjisinde artış sağlar. Buna karşın, ergiyik haldeki alüminyumda aşırı miktarda magnezyum bulunması düşük ergime derecesine sahip bileşiklerin oluşmasına neden olarak matris alaşımının mikroyapısını değiştirir ve mekanik özelliklerinin düşmesine sebep olur. Örneğin A356 alaşımına %3 Mg ilavesi 450°C düşük ergime noktasına sahip Mg_5Al_8 oluşumuna neden olur. Buna ilaveten, Korolkov [53], ergiyik alüminyuma magnezyum ilavesinin alaşımın döküm akıcılığını azaltacağını bildirmiştir.

3.3.2 Partiküllerin İşlenmesi

Ergiyik haldeki matris alaşımına ilave edilecek partiküllerin ilave işlemi öncesinde ısı işlemi, partiküllerin yüzeyinden gelen gazların transferine yardımcı olur. Agarwala ve Dixit [54], alüminyum alaşımına grafit partiküllerin ilavesinde ön ısıtmanın önemli olduğunu belirtmiştir. Benzer şekilde silisyum karbür partiküllerin 900°C'ye ısıtılması yüzeydeki oksit tabakasının oluşumundan dolayı yüzey empüritelerinin ve gazların yüzeyden ayrılmasına ve yüzey bileşiminin değişimine yardımcı olur. Yapılan araştırmalar Al-Mg ergiyiği içerisine önısıtılmış alümina partiküllerin ilavesinin alüminanın ıslatabilirliğini iyileştirdiği ortaya koymuştur [45].

Temiz bir yüzey ergiyik-partikül arayüzeyi için daha iyi bir ortam sağlar ve böylece ıslatabilirliği iyileştirir. Ultrasonik teknikler, değişik dağlama yöntemleri ve uygun atmosferde ısıtma partikül yüzeyinin temizlenmesinde kullanılabilir. Alüminyum matrisli kompozitlerde kullanılan SiC partiküllerin yüzeyinde silika tabakasının doğal ya da yapay olarak büyümesinde sunulan iki fonksiyon vardır: alüminyum saldırısından SiC'un korunması ve Al_4C_3 oluşumunun engellenmesi ile alüminyum ile SiO_2 tabakası arasındaki reaksiyon ile sonuçlanan alüminyumun ıslatabilirliğinin iyileştirilmesidir.

3.3.3 Partiküllerin Kaplanması

Genelde, metalik olmayan partiküllerin yüzeyinin sıvı bir metal ile ıslatılması zordur. Buna karşın partiküllerin ıslatılabilir bir metal ile kaplanması ile ıslatma sağlanabilmektedir. Bunun nedeni sıvı metalin metali her zaman ıslatabilmesidir. Islatabilirlik intermetalik bileşenlerin oluşumu ya da karşılıklı çözünebilirliğin olduğu durumda en yüksektir. Uygulanan kaplama yöntemleri, kimyasal buhar biriktirme

(CVD), plazma buhar biriktirme (PVD), elektrokaplama, sementasyon, plazma püskürtme ve sol-jel yöntemleri olabilir.

Nikel ve bakır çoğu alaşım ile iyi ıslatabilirlik göstermektedir ve bu nedenle bu metaller kaplama malzemesi olarak kullanılabilir. Ayrıca gümüş, bakır ve krom da kaplama malzemesi olarak kullanılabilir. Nikel, alüminyum matrisli kompozitlerde takviye partiküllerinin kaplamasında en sık kullanılan metaldir. Ancak kompozitin üretiminde infiltrasyon ve karıştırma işlemleri süresince sıvı metal ile kaplama tabakasının etkileşimi ve kaplamanın elde edilen kompozitin katılma mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerine olan etkisi tam olarak anlaşılamamıştır.

3.3.4 Diğer Yöntemler

Islatabilirliğin üzerine etkisi olan bir diğer parametre ise mekanik bir etkidir. Mekanik kuvvet, yüzey gerilimini azaltarak ıslatabilirliğin artmasına yardımcı olur. Karıştırma işleminde olduğu gibi mekanik bir kuvvet ıslatabilirliğin iyileştirilmesinde ve yüzey geriliminin azaltılmasında kullanılabilir. Zhou ve Xu [50], matris alaşım tamamen sıvı haldeyken mekanik karıştırmanın zayıf ıslatabilirlik sorununu çözemeyeceğine karşın, yarı-katı haldeyken karıştırma işleminin SiC partiküller ile Al-Si veya Al-Mg alaşımları arasındaki ıslatabilirliğin iyileştirilmesine yardımcı olabileceğini tespit etmiştir.

Karıştırma süresi de ıslatabilirliği etkileyen bir diğer önemli değişkendir. Ticari metal-seramik sistemlerin çoğunda arayüzey reaksiyonları zamanla ilerleyerek ıslatabilirliği sağlar. Proses süresinin çok kısa olması durumunda ıslatabilirlik sağlanamıyorken, artan süreyle birlikte partiküller ıslatılabilir olabilir. SiC/Al sisteminde 980 ve 900°C'de ıslatma açısı zamanla beraber lineer olarak azalır. Brennan ve Pask [55], benzer bir durumun Al₂O₃/Al sistemi için de sözkonusu olduğunu göstermiştir. Ancak proses süresinin uzunluğu partiküller üzerindeki kaplamanın tamamen çözünmemesi için ayrıca kontrol edilmelidir.

Ergiyik alüminyum ile Al₂O₃ partiküllerin ıslatabilirliğinin iyileştirilmesi amacıyla uygulanan mekanik etkiye bir diğer örnek de sıvı MMK'lere ultrasonik vibrasyon

uygulanmasıdır. Ultrasonik vibrasyon uygulaması temas açısını değiştirerek ıslatmazdan ıslatabilir sisteme geçişi sağlamaktadır [45].

Yukarıda bahsedildiği üzere MMK katılma proseslerinde ergiyik metal ile seramik takviye partiküllerin ıslatabilirliğine hem kimyasal hem de mekanik faktörler etki eder. Arayüzeyin kimyasal yapısı yalnızca ıslatmayı değil aynı zamanda arayüzeyin kararlılığı ve dayanımını da belirler. İyi bir ıslatma, matris ile takviye partikülleri arasında güçlü bir bağlanmayı sağlar. Buna karşın, kirlilik, gaz tabakasının bulunması ya da ergiyik üzerinde oksit tabakasının oluşumu ıslatılabilirliği azaltabilir.

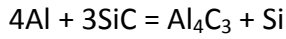
3.4 Islatabilirlik Üzerine Yapılan Çalışmalar

Arayüzeyin ıslatabilirliği ve birleşme dayanımının geliştirilmesi üzerine çok sayıda araştırma yapılmıştır. Islatabilirliğin ve birleşme dayanımının artırılmasında en etkili yollardan biri takviye elemanının yüzeyinin kaplanmasıdır. Alüminyum MMK'lerde genellikle, nikel, kobalt ve paladyum gibi metalik kaplamalar tercih edilmiştir. Kaplama yöntemleri ile ıslatılabilirliğin artırılmasında daha çok fiberlerin ve kılcal fiberlerin üzerinde yoğunlaşmıştır. Örneğin, Al_2O_3 fiberler üzerine sol-jel tekniği ile kobalt kaplamanın, proses süresince ıslatabilirliği yükselttiği tespit edilmiştir [1], [2].

SiC takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin üretiminin ana merak konusu SiC partikül ile alüminyum matris arasındaki fiziksel ve kimyasal uyumdur. Si, Mg, Nb, Ti, Cu ve bazı nadir toprak elementleri yalnızca SiC ve Al arasındaki bağ oluşumunu arttırmakla kalmaz aynı zaman da matrisin dayanımını da artırır. SiC partiküllerin yüzeyindeki SiO_2 'in ara yüzeyde SiC ile alüminyum arasındaki ıslatmayı kolaylaştırdığı tespit edilmiştir. SiC yüzey üzerine ince metal tabakasının kaplanmasında kullanılan kaplama tekniği aynı zamanda arayüzey davranışını da iyileştirmektedir. Kaplama işlemlerinde kimyasal buhar biriktirme (CVD) ve fiziksel buhar biriktirme (PVD) yöntemleri kullanılmaktadır. Ancak bu yöntemler oldukça maliyetli ve pratik uygulamalar için oldukça karmaşıktır [56].

MMK'ler yüksek sıcaklıklarda üretildiğinden arayüzey bağı mekanik bir bağlanmadan ziyade kimyasal bir etkileşim sonucunda gerçekleşir. Ancak bazı durumlarda alüminyum ile takviye elemanları arasında istenmeyen reaksiyonlar sonucunda bağlanma kuvveti

zayıflar. Örneğin 650°C sıcaklıkta aşağıdaki kimyasal etkileşim sonucu alüminyum ile SiC reaksiyona girer ve Al₄C₃ oluşur. Bu durum ara yüzeyde ıslatmayı zayıflatır [57].



Davidson ve Regener [57], gerçekleştirdikleri bir çalışmada basınçsız sinterleme ile üretilen Al/SiC MMK'lerde SiC partiküllerin bakır ile kaplanmasının kompozitin performansı üzerine olan etkilerini incelemiştir. Çalışmada sinterleme sıcaklığı 650°C'nin altında seçilmiştir. Araştırmacılar, SiC takviye elemanlarının yüzeyinde bulunan bakırın alüminyum ile Al-Cu ötektiği oluşturacağını, gözenekli alanlara bu Al-Cu sıvı ötektiğinin akışı ile etkili bir sinterlenmenin elde edileceğini ve böylece takviye elemanı ile matris arasında güçlü, sünek bir bağ oluşumunun sağlanacağını öngörmüşlerdir. Deneysel çalışmalarda ağırlıkça %10 SiC partikül takviyeli AA6061 alüminyum MMK'lerin üretimi için atomize edilen alüminyum matris alaşımı iki farklı tane boyutunda (23 µm ve 7 µm) SiC ve bakır kaplı SiC partikülleri karıştırılmış, çift yönlü soğuk preste 385 MPa basınç altında 5 dakika preslenmiştir. Elde edilen numuneler 610°C sıcaklıkta 5 saat süre ile basınçsız sinterlemeyi takiben 530°C'de 1 saat çözeltiye alma ve 175°C'de 8 saat yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Mekanik özellikleri değerlendirmek için hazırlanan numunelere çekme testi uygulanmıştır. Sonuç olarak 23 µm boyutundaki kaplanmamış ve bakır kaplanmış SiC takviyeli alüminyum MMK numuneler benzer dayanım değerleri göstermiştir. Ancak bakır kaplı partiküller içeren kompozit numunelerin kopma uzaması değerleri 3 kat daha iyidir. 23 µm boyutunda kaplanmamış ve kaplanmış SiC partikül içeren kompozit numunelerin kırılma yüzeyleri incelendiğinde, kaplanmamış partiküller içeren numunelerde kırılmanın gevrek SiC partiküller ile sünek matris arasındaki arayüzeyde ayrılmalar sonucunda meydana geldiği, bakır kaplanmış SiC partiküller ile matris arasında daha iyi bir bağ yapısının olduğu ve sünek bir kırılma meydana geldiği görülmüştür.

Gürsoy ve Kalemtaş [46], SiC-B₄C takviyeli alüminyum kompozitlerin üretimde düşük üretim maliyetlerinden dolayı basınçsız ergitme infiltrasyonu yöntemini kullanmışlardır. MMK'lerin basınçsız infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde karşılaşılan 2 ana problem; artık porozitenin yüksek seviyede bulunması ve istenmeyen reaksiyon ürünlerinin (Al₄C₃, Al₄SiC₄) oluşmasıdır. Artık porozite sıvı Al ile SiC'ün yetersiz ıslanması ve sıvı Al ile

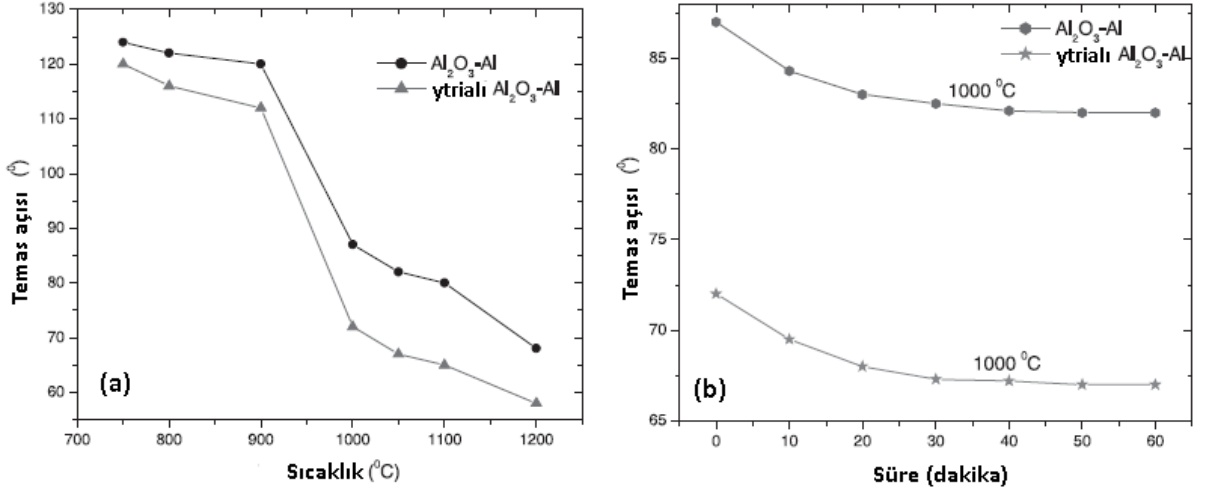
SiC takviye elemanı arasındaki reaksiyonlar sonucunda istenmeyen fazların oluşması ile ilgilidir. Araştırmacılar alüminyum ile SiC ıslatabilme kabiliyetini iyileştirmede alternatif, etkin ve basit bir çözüm sunabilmek adına infiltrasyon öncesinde başlangıç SiC tozlarını kaplamadan ya da oksitlemeden SiC-Al sisteminin içerisine B₄C ilave etmişlerdir. Çalışmada, SiC-B₄C takviye oranlarının, infiltrasyon sıcaklığının ve süresinin etkilerini incelemişlerdir. %10'dan daha az B₄C ilavesi durumunda Al₄C₃ istenmeyen reaksiyon ürününün ortaya çıktığını, %10 üzerinde B₄C ilavesi durumunda Al₄C₃ oluşmadığını gözlemlemişlerdir. Al/SiC arayüzeyinde çok düşük oranda temas hataları ya da boşlukları olduğunu bunun da uygun ıslatabilirliği gösterdiğini ortaya koymuşlardır. B₄C ile Al etkileşimi sonucu Al₃BC reaksiyon ürünü oluşmakta ve klasik çözelti-çökeltme mekanizması ile bu etkileşim ilerlemekte ve iyi ıslatabilirliğin bir göstergesi olarak Al-B₄C arayüzeyi oluşmaktadır.

Wang vd. [56], SiC takviyeli alüminyum kompozitlerin ıslatabilirliğini iyileştirmek için SiC partikülleri akımsız kaplama yöntemini kullanarak Cu ile kaplamışlardır. SiC/Al kompozitlerinin hazırlanmasında minimum arayüzey reaksiyonunun olduğu T/M yöntemini tercih etmişlerdir. Alüminyum toz ile %10 SiC/Cu partiküllerini bilyalı değirmende karıştırmışlar, 180 Mpa'da soğuk preslemişler ve argon atmosferinde 2 saat süre ile 650–700–750 ve 800°C'de sinterlemişlerdir. Mikro yapı incelemelerinde Al ile Cu arasında 750°C'nin üzerinde Al₂Cu oluştuğunu ve kompozitin dayanımının Al₂Cu oluşumundan dolayı artan sıcaklıkla beraber artış gösterdiğini gözlemlemişlerdir. Kompozitlere uyguladıkları üç noktadan eğme testlerinden kırılma mekanizmasının hem sünek hem de gevrek olduğunu tespit etmişler ve bunu da güçlü bir arayüzeyel bağlanma ile açıklamışlardır.

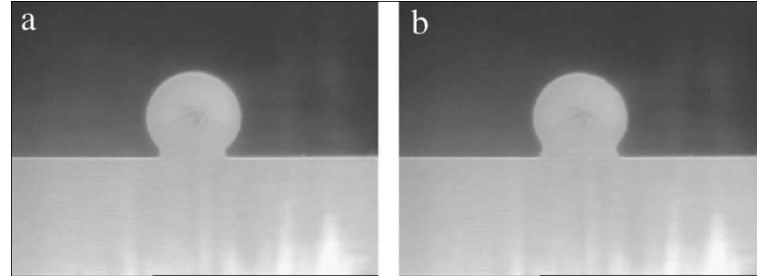
Tekmen [58], Al-%7Si-%0.7Mg matrisli ve akımsız nikel kaplanmış hacimce %20 oranında ve ortalama 15 µm boyutlu SiC partikül takviyeli metal matrisli kompozitleri sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretmiştir. Bunun yanı sıra, SiC altlık ve partikülleri oksidasyon, sol-jel ve akımsız nikel yöntemleri ile sırasıyla SiO₂, TiO₂ ve Ni ile kaplayarak ıslanabilirlik özelliklerini araştırmıştır. Ayrıca, TiO₂ kaplamaya Cu, Fe veya Ni ilave edilerek ıslanabilirliğe etkisi incelenmiştir. SiC altlıkların Ni ile kaplanması ile SiO₂ ve TiO₂ kaplamaya göre ıslanabilirliğini önemli ölçüde arttırdığını, bunun yanı sıra TiO₂ kaplamaya Fe ilavesinin bir etkisi olmadığını ancak Cu veya Ni ilavesi ile ıslanabilirliğin

azaldığını tespit etmiştir. Mikroyapısal incelemeler neticesinde üretilen kompozitte SiC partiküllerinin genelde homojen dağıldığı ve matris fazının porozitesiz ve dentritik yapıda olduğunu gözlemlemiştir. Arayüzeyde yapılan incelemelerde ise, akımsız nikel kaplamanın matris/takviye fazı arayüzeyinde koruyucu bir tabaka görevi yapıp Al_4C_3 fazının oluşmasına engel olduğu belirlenmiştir. Üretilen kompozitin çekme dayanıcı, akma sınırı ve kopma uzaması değerleri sırasıyla 161 MPa, 133 MPa ve %2,34 olarak tesbit etmiştir. Ayrıca, kırık yüzey incelemeleri neticesinde kompozit malzemede kırılmanın matris fazının sünek ve SiC partiküllerinin gevrek kırılması şeklinde gerçekleştiğini gözlemlemiştir.

Yu vd. [1], Al_2O_3/Al kompozit sisteminin ıslatılabilirliği üzerine çalışmalar gerçekleştirmiştir. Al_2O_3 partiküllerin Y_2O_3 ile kaplanmasının ıslatılabilirlik üzerine etkisini belirleyebilmek için kaplanmamış ve Y_2O_3 kaplanmış tozlarından elde edilen Al_2O_3 altlıklar üzerinde sıvı alüminyumun ıslatılabilirliğini belirlemede durağan damla testini kullanmışlardır. Durağan damla testinde 10 mm çapında ve 2 mm kalınlıkta Al_2O_3 altlıklar ile 4,5 mm çapında alüminyum küreler kullanan araştırmacılar, hem altlık hem de küre malzemelerini test öncesinde önce 3 dakika süre ile $35^\circ C$ 'de %5 NaOH çözeltisi ile sonra %2 HF çözeltisi ile temizlemişler. Son temizlik işlemi aseton içerisinde ultrasonik olarak yapmışlardır. Durağan damla deneyleri grafit elemanlı vakum fırında, 10^{-4} Pa vakum değerinde $10^\circ C$ /dakika ısıtma hızında gerçekleştirmişlerdir. Temas açısı (θ), kamera kullanılarak fırının ergimiş silika penceresinden alınan genişletilmiş fotoğraflardan belirlemişler. Sıcaklık ve sürenin etkisi ile temas açısının değişimi $750-1200^\circ C$ sıcaklık ve 0-60 dakika süre aralığında ölçmüşler. Sonuçta sıcaklığın ve sürenin artması ile temas açısının düştüğü ortaya koymuşlardır (Şekil 3.3). Ayrıca Şekil 3.4'ten de görüleceği üzere Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 tozlardan hazırlanan altlık üzerindeki temas açısı kaplanmamış tozlardan hazırlanan altlık üzerinde ölçülen değerlerden daha küçük olduğunu, başka bir deyişle alümina tozların Y_2O_3 ile kaplanması ile ıslatılabilirliğin iyileştirildiğini tespit etmişlerdir.



Şekil 3.3 Y₂O₃ kaplanmış ve kaplanmamış Al₂O₃/Al sisteminde temas açısının a) sıcaklık b) süre ile değişimi [1]



Şekil 3.4 Durağan damla deneyi profilleri T=1000°C, P=2x10⁻⁴ (a) Al/Al₂O₃ (yüzey işlemsiz) (b) Al/Al₂O₃ (Y₂O₃ yüzey işlemlili) [1]

Aynı araştırmacılar daha sonra gerçekleştirdikleri bir başka çalışmada Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ tozları ile sıkıştırılmalı döküm yöntemi kullanarak AA6061 alüminyum matrisli kompozit üretmişlerdir. %30 takviye hacim oranında Y₂O₃ kaplanmış Al₂O₃ içeren AA6061 matrisli kompozit malzemenin aynı takviye hacim oranında kaplanmamış Al₂O₃ içeren kompozit malzemedan daha yüksek çekme ve akma dayanımına ve daha yüksek kopma uzaması değerine sahip olduğunu ortaya koymuşlardır. Ayrıca sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilen her iki kompozit incelendiğinde Y₂O₃ kaplanmış Al₂O₃ tozları içeren kompozitin mikroyapısının çok daha homojen olduğu tespit edilmiştir [2].

Yu vd. [3], bir diğer çalışmalarında Y₂O₃ kaplanmış Al₂O_{3p} ile takviye edilen alüminyum matris alaşımlı kompozitlerde arayüzey mikroyapısı üzerinde yoğunlaşmışlar ve kaplanmış Al₂O_{3p}/Al kompozitlerin mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Kaplanmamış Al₂O₃ partikülleri ile hazırlanan kompozitlerde Al₂O₃/Al arayüzeyinde herhangi bir reaksiyonun oluşmamasına karşın Y₂O₃ ile kaplanan Al₂O₃ partiküller ile hazırlanan

kompozitlerde ara yüzeyde Y_2Al fazının varlığını tespit etmişlerdir. Bu yeni ara yüzey fazı Y_2O_3 ile sıvı alüminyum arasındaki reaksiyonlar sonucunda meydana gelmekte ve arayüzeyde ıslatabilirliği arttırmaktadır. Islatabilirliğin bu şekilde artması sonucunda kaplanmış Al_2O_3 takviye partiküllü kompozitlerin çekme ve akma dayanımları kaplanmamış partiküllü kompozitlere göre sırasıyla %27 ve %33 artmıştır.

Günümüze dek yapılan bir çok çalışma, partikül takviyeli alüminyum kompozitlerin üretiminde üretim yönteminin de ıslatabilirlik üzerine etkisi olduğunu ortaya koymuştur.

T/M prosesi metal matris ile seramik takviye arasındaki istenmeyen reaksiyonları azaltarak takviye elemanı ile matris arasındaki bağlanmayı arttırdığından tercih edilmektedir. Buna karşın, takviye elemanı ile matris arasındaki uyumsuz ısıl genleşme katsayısı artık gerilmeleri arttıracak ve kompozitin düşük sünekliğe sahip olmasına neden olacaktır [56].

Partikül takviyeli MMK'lerin üretiminde daha ekonomik ve basit olması sebebi ile döküm yöntemleri daha çok kullanılmaktadır. Döküm yöntemleri içerisinde ise daha çok karıştırmalı döküm yöntemi ve kompo döküm yöntemi öne çıkmaktadır. Kompo döküm yöntemi karıştırmalı döküm yönteminin bir diğer varyasyonudur. Bu döküm yönteminde seramik partiküller yarı katı haldeki matris alaşımına ilave edilerek karıştırılmakta ve daha sonra kompozit bileşimi alüminyum alaşımının ergime sıcaklığının üzerine ısıtılarak kalıplara dökülmektedir. Kompozit bileşimi içerisinde ön katılmış fazların bulunması seramik partiküllerin ıslatılabilirliğini arttırmakta ve partiküllerin matris alaşımı içerisinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamaktadır. Buna karşın bu yöntemde de bazı proses parametrelerinin tam olarak kontrol edilememesi durumunda partiküllerin homojen dağılmaması ve porozite oluşumunun artması gibi hataların oluşma riski vardır. Ergiyik metal ile takviye elemanı arasındaki yoğunluk farkı ile birlikte seramik partiküllerin alüminyum tarafından ıslatılmaması sonucunda partiküller katılma cephesinin önüne itilir ve bu durum partiküllerin heterojen bir şekilde dağılımına ve porozitelerin öbeklenmesine neden olur. Bu gibi hataların kötü etkilerini azaltmak için MMK malzemelere ekstrüzyon, haddeleme ya da dövme gibi termomekanik işlemler uygulanır. Tekman [59], döküm kompozitin

ekstrüze edilmesi ile büyük gözeneklerin kapandığını ve gözeneklerin toplam boyut dağılımının azaldığını gözlemlemiştir. Diğer yandan, matris alaşımı içerisinde takviye elamanlarının bulunması ekstrüzyon için gerekli olan kuvvetin artmasına ve bu durum da seramik partiküllerin kırılmasına ve mikro porozitelerin oluşmasına neden olur. Bu durumun meydana gelmemesi ya da azaltılması için ekstrüzyon sıcaklığı yükseltilmelidir. Hong vd. [60], SiC_p/2124 alüminyum kompozitinde ekstrüzyon sıcaklığının 470°C'den 530°C'ye yükselmesi ile kompozitin çekme dayanımının arttığını tespit etmiştir. Benzer şekilde Borrego vd. [61], SiC_p/6061 alüminyum kompozitinde ekstrüzyon sıcaklığının arttırılmasının matris içerisinde SiC dağılımını iyileştirdiğini ortaya koymuştur. Buna karşın, çok yüksek ekstrüzyon sıcaklığı yüzey çatlaklarının oluşmasına ve seramik partiküllerin tane sınırlarında birikerek bant oluşumuna neden olabileceğini gösteren araştırmalar da mevcuttur.

Fard ve Akhlaghi [62], A356 döküm alaşımlı matris alaşımı ile %10 SiC (partikül boyutu 38, 62, 85 µm) takviyeli kompozit malzemeleri kompo döküm yöntemi ile üretmişlerdir. Ergiyik alüminyumun ıslatabilirliğini iyileştirmek için SiC partikülleri 90 dakika 1000°C'de hava ortamında yapay olarak oksitleyerek (partikül takviyenin oksitlenmesi) ve partiküllerin yüzeyinde SiO₂ tabakasının oluşmasını sağlamışlardır. Sonuç olarak SiC partikül boyutunun azaltılması ile partiküllerin matris içerisinde homojen dağılımının iyileştiğini, ekstrüze edilen kompozitlerin döküldüğü gibi kullanılan kompozitlerden daha homojen SiC dağılımına sahip olduğunu, ekstrüzyon sıcaklığının 450°C'den 500°C'ye arttırılması ile SiC partikül dağılımının homojenliğini arttırdığını ortaya koymuşlardır.

ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞI

Alüminyum MMK'lerin, kompozitler arasında birinci sırada yer almasının nedeni havacılık endüstrisinden eğlence sektöründeki ürünlere kadar birçok endüstriyel uygulamada kullanım alanı bulmasıdır [63]. Otomotiv uygulamalarında da artan sıkı mühendislik gereksinimlerini karşılayacak yeni malzemelere olan ihtiyaç metal matrisli kompozitlerin gelişimine liderlik etmiştir [64]. Alüminyum alaşımları yapı malzemeleri olarak büyük önem taşımaktadır. Ancak çoğu uygulamalar için aşınma dayanımlarının iyileştirilmesi gerekmektedir. Alüminyum alaşımlarının otomotiv uygulamalarında kullanımı demir esaslı malzemeler ile kıyaslandığında düşük dayanım, düşük rijitlik ve zayıf aşınma direncinden dolayı sınırlıdır. Bununla beraber partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler düşük yoğunluk, yüksek eğme rijitliği ve yüksek dayanım/yoğunluk oranı ile iyileştirilmiş aşınma dayanımı sunmaktadırlar. Otomotiv parçalarında demir esaslı malzemeler yerine Al metal matrisli kompozitlerin kullanılması ağırlığın düşürülmesine imkan sağlamaktadır. Son yıllarda partikül takviyeli alüminyum MMK malzemelerin endüstriyel kullanımlarında önemli gelişmeler olmuştur. SiC ya da Al₂O₃ partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin havacılık ve otomotiv endüstrilerinde pistonlar ve silindirler için kullanımı giderek artmaktadır. Bu nedenle aşınma çalışmalarının çoğu SiC ve Al₂O₃ partikülleri gibi farklı takviyeleri içeren MMK'lerin kuru sürtünme aşınma davranışının incelenmesi üzerine olmaktadır [37].

Yağlı ve yağsız koşullarda sürtünme ve aşınma dayanımı gibi spesifik özellikler bu malzemelerin gelişimi için oldukça önemlidir [64].

Günümüzde triboloji üzerine gerçekleştirilen araştırma-geliştirme çalışmalarının birçoğu ağır yük, yüksek hız, düşük ya da yüksek sıcaklık gibi ağır koşullara karşı direnç

gösteren sürtünme çiftlerini bulmaya yöneliktir. Kompozit malzemeler bu zor tribolojik şartlara uyum sağlayabilecek yeni malzeme türleridir. Seramik partiküller, fiberler, kılcal fiberler ve katı yağlayıcılar içeren MMK'ler bu tür ağır tribolojik koşullarda uzun süre boyunca dağılma, çatlama ya da yüzey bozunumuna uğramadan yapılarını koruyabilmektedirler [65].

Çoğu tribolojik uygulama çelik yüzeylere karşı aşınma durumunu içerdiğinden, MMK'lerin sürtünme ve aşınma davranışlarının belirlenmesi üzerine gerçekleştirilen araştırmaların çoğunda karşıt yüzey olarak yatak alaşımları ya da takım çelikleri kullanılmaktadır [64].

Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alaşımı kompozitlerin SAE 52100 rulman çeliğine karşı kuru sürtünme davranışı üzerine gerçekleştirilen deneysel bir çalışmada, alüminyum MMK'te uygulanan yüke bağlı olarak 3 farklı aşınma rejimi meydana geldiği tespit edilmiştir. Düşük yüklerde rejim (I) oluşmakta ve bu rejim demir oksitçe zengin bir geçiş tabakasının oluşumundan dolayı kompozitin düşük aşınması ile tanımlanmaktadır. Yükün artmasıyla beraber aşınma hızı da artar ve tabakalaşma aşınması olarak adlandırılan rejim (II) meydana gelir. Yükün daha da arttığı rejim (III) bölgesinde ise malzeme yüzeyi yüksek oranda deformasyona uğrar ve aşınma daha şiddetli bir hale gelir [66].

MMK malzemelerin sürtünme ve aşınma özellikleri matris içerisine yerleştirilen takviye elemanlarının cinsine, miktarına, boyutuna, biçimine ve sertliğine bağlıdır. MMK'lerin tribolojik davranışları hakkındaki genel düşünce fiberler ya da seramik partiküllerin matrisin dayanımını, sertliğini ve aşınma dayanımı arttırdığı, sünekliği düşürdüğü şeklindedir. Yağlayıcı özelliğinden dolayı matris alaşımı içerisine ilave edilen yumuşak partiküller ise sürtünme katsayısını düşürürken matris dayanımı ve sünekliğinin de düşmesine neden olur. Bu nedenle, matris içerisine ilave edilen takviye elemanı ve katı yağlayıcıların istenmeyen etkileri sonucunda kompozitin özelliklerinde beklenmeyen değişimlerin oluşabileceği unutulmamalıdır [65].

Konvansiyonel yöntemlerle üretilen alüminyum MMK'lerde kullanılan seramik takviye partiküllerinin boyutları genellikle 3–80 μm arasındadır. Bu boyutlardaki partiküller bu kompozitlerin konvansiyonel yöntemlerle işlenmesi durumunda takımların yüksek

miktarda aşınmasına neden olur. Bu nedenle partikül takviyeli alüminyum MMK'lerin mekanik ve metalurjik özellikleri özellikle aşınma davranışlarının incelenmesi önemlidir. Alüminyumun takviyelendirilmesinde kullanılan partiküller genellikle kuru ve yağlı sürtünme koşullarında malzemenin aşınma dayanımını arttırmaktadır. Buna karşın, literatürde oksit ve karbür şeklindeki takviye fazının alüminyumun aşınma davranışı üzerine olan etkilerine dair birbiri ile çelişkili raporlar mevcuttur. Bunun nedeni, MMK'lerin aşınma davranışının aşınma hızı, yük miktarı, partikül boyutu ve dağılımı, karşıt yüzey özelliği ve yağlayıcı özelliği gibi bir çok etkene bağlı olarak değişmesidir. Tüm bu tribolojik etkenlerin yanısıra kompozitin üretim yöntemi ve takviye elemanın karakteristiği de malzemenin aşınma dayanımını önemli ölçüde etkilemektedir [63].

Partikül takviyeli alüminyum MMK'ler üzerinde gerçekleştirilen araştırmalar, bu malzemelerin aşınma ve sürtünme davranışlarının hem dış hem de iç faktörlerden etkilendiğini ortaya koymuştur. Dış faktörler, sürtünme hızı, uygulanan yük, aşınma ortamı gibi mekanik ve fiziksel faktörlerdir. İç faktörler ise matris alaşımı, takviye cinsi, takviye oranı, sertlik gibi malzeme özellikleridir [67], [68].

4.1 Alüminyum MMK'lerin Aşınma Davranışını Etkileyen İç Faktörler

4.1.1 Sertliğin Etkisi

Bilindiği üzere malzemelerin sertliğinin artması ile aşınma dirençleri de artmaktadır. MMK malzemelerde sertlik artışı matrise ilave edilen takviye partiküllerinin daha yüksek sertlikte olmalarına dayanmaktadır. Bu sebeple genellikle takviye oranı arttıkça kompozitin sertliği de artar. Bu sertlik artışı direkt takviye hacim oranı ile ilişkili olduğundan 4.1.2 no.'lu başlık altında incelenecektir.

MMK'lerde malzemenin sertliğini değiştiren diğer faktörler kompozite uygulanan ısı işlemler ya da ekstrüzyon gibi ilave şekillendirme işlemleridir. Bu işlemler matrisin mikroyapısının dolayısıyla sertliğinin değişmesine neden olur. Literatürde matrisin mikroyapısının alüminyum MMK'in aşınma dayanımı üzerine etkileri hakkında farklı çalışmalar mevcuttur. Ma vd. [69], SiC takviyeli alüminyum MMK'lerde yaşlanma süresinin artmasıyla sertliğin de arttığını ve kompozitin abrazif aşınma hızının düştüğünü tespit etmiştir. Narayan vd. [70], Al₂O₃ takviyeli AA2024 alüminyum matrisli

kompozit malzemenin maksimum yaşlanma koşullarında takviyesiz alaşıma göre daha iyi tutma (seizure) dayanımına sahip olduğunu ancak takviyesiz alaşımın da ekstrüze edildiğinde takviyeli haline göre yüksek aşınma direnci gösterdiğini ortaya koymuştur. Buna karşın Axen vd. [71], sertliğin aşırı yükselmesinin kompozitin tokluğunun yüksek oranda düşmesine ve bunun da aşınma direncinin düşmesi ile sonuçlanabileceğine dikkat çekmiştir. Wang vd. [72] ise yaptıkları çalışma ile aşırı yaşlanmış kompozitlerin aynı sertlikte yaşlanmamış haldeki kompozitlerden daha iyi bir aşınma performansı sergilediğini göstermiştir.

Sıcak ekstrüzyon yöntemi ile üretilmiş %20 SiC partikül takviyeli AA6061 alüminyum MMK malzemenin takım çeliğine karşı kuru sürtünmesi üzerine yapılan bir çalışmada sertliğin aşınma hızı üzerindeki etkilerini incelemek için kompozite çeşitli işlemler uygulanmıştır. Üretim sonrasında kompozitin sertliği 90 HV iken T6 ısıtma işlemi sonrasında bu değer 150HV, T6/220°C–30 dakika sonrasında 135 HV, dövme+T6 sonrasında 145 HV ve dövme+T6+220°C'de 30 dakika bekletme sonrasında ise 130 HV değerine ulaşmıştır. Aşınma deneyleri matris sertliğinin yükselmesi ile aşınma hızının da yükseldiğini ortaya koymuştur. Araştırmacılar bunun nedenini kompozitin genel sertliğinin artması sonucunda yüzeyde aşınma ile kopan sert oluşumlara ve yüzey altı bölgelerde yumuşamanın meydana gelmesine bağlamaktadırlar [64].

Ramesha vd. [73], farklı partiküllerle takviye edilmiş döküm yöntemi ile üretilen AA6061 alüminyum MMK'lerde ekstrüzyon işleminin aşınma davranışı üzerindeki etkilerini incelemiştir. Araştırmacılar gerçekleştirdikleri deneyler sonucunda aynı takviye oranına sahip kompozitlerde ekstrüzyon işlemi sonrasında malzemelerin mikrosertlik değerinin arttığını ve aşınma hızının düştüğünü tespit etmiştir. Bu durumun muhtemel sebebi, yüksek oranda plastik deformasyona uğrayan kompozitte termo-mekanik proses esnasında dinamik rekristalizasyon sonucunda ince taneli bir yapının oluşma olasılığıdır. İnce taneli bir yapı sertliğin artmasına ve aşınma hızının düşmesine neden olur.

Mindivan vd. [74], %50 takviye hacim oranında SiC içeren sıkıştırma döküm alüminyum (AA2618, AA6082, AA7012 ve AA7015) alaşımı matrisli kompozitlerin tribolojik davranışını incelemiştir. Düşük yükte (<3 N) gerçekleştirdikleri aşınma deneylerinde

matris sertliğinin kompozitin aşınma performansı üzerine önemli bir etkisi olmadığını ancak yüksek yüklerde (>4,5 N) daha yüksek sertliğe sahip kompozit malzemelerin (AA7012 ve AA7075) daha iyi bir tribolojik performansa sahip olduğunu görmüşlerdir.

4.1.2 Takviye Hacim Oranı ve Takviye Boyutunun Etkisi

Alüminyum MMK'lerin aşınma davranışlarını etkileyen iç faktörlerin içerisinde en güçlü etkiye sahip olan faktör takviyenin hacim oranıdır. Bu nedenle takviye hacim oranının MMK'lerin aşınma davranışına etkileri üzerine birçok çalışma yapılmıştır. Çalışmaların birçoğu takviye hacim oranının artmasının aşınma dayanımını arttırdığını göstermiştir [68].

Takviye hacim oranının yanı sıra takviye partiküllerinin cinsi, biçimi ve boyutu da MMK'lerin aşınma davranışlarının değişmesinde etkilidir [68]. Örneğin, Al-Al₂O₃ kompozitlerinin aşınma dayanımı Al-SiC kompozitlerine göre daha iyidir. SiC takviyeli kompozitlerin daha düşük aşınma performansı alüminyum matris ile SiC arasındaki arayüzey reaksiyonlarına bağlanmaktadır [75].

Reihani [4], sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilen 16 ve 22 µm tane boyutunda ve %30 hacim oranında SiC takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozit malzemelerin takviyesiz AA6061 alaşımına göre çok daha az aşınma kaybına uğradığını ortaya koymuştur. Ayrıca kompozit malzeme ticari bir balata malzemesine karşı aşınma testinde gri dökme demir ile hemen hemen aynı aşınma kaybına uğramıştır.

Takviye elemanının cinsi, takviye oranı ve kompozitin üretim yönteminin aşınma davranışı üzerindeki etkilerini belirlemek için gerçekleştirilen bir çalışmada, döküm ve toz metalürjisi yöntemleri ile üretilen %3 ve %6 oranlarında SiC ve Al₂O₃ içeren kompozitler pin-on-disk tipi aşınma ile 10 N yük ve 50 devir/dakika hızda aşınma testine tabi tutulmuştur. Aşınma testi sonuçları Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin SiC takviyeli kompozitlerden daha az aşınma kaybına uğradığını, döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerin toz metalürjisi ile üretilenlerden daha iyi bir performans sergilediğini göstermiştir. Aynı çalışma, her iki takviye elemanı ve üretim yöntemi için takviye oranının artmasının kompozitin aşınma kaybı miktarını düşürdüğünü ortaya koymuştur. Takviye oranının artması ile aşınma kaybının düşmesi, daha yüksek oranda takviye

elemanı içeren kompozitin mekanik özelliklerin iyileşmesine bağlıdır. Aşınma kaybında üretim yöntemine bağlı olarak meydana gelen değişim ise döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerin daha kompakt bir yapıda olmasındandır [37]. Benzer şekilde Ramesh vd., ağırlıkça %4, %6 ve %8 Al_2O_3 içeren AA6061 alüminyum MMK malzemelerin aşınma davranışını pin-on disk testi ile incelemişler ve takviye oranının artması ile aşınma hızının düştüğünü tespit etmişlerdir [73].

Al-Qutub vd. [63] ise toz metalürjisi metodu ile üretilen mikron altı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarını pin-on-disk testi ile incelemişlerdir. Aşınma üzerine partikül konsantrasyonunun etkisini incelemek amacıyla kompozitteki alümina içeriğini %0'dan %30'a değiştirmişlerdir. Pin-on-disk testinde yük 0–40 N arasında seçilmiştir. Sonuçlar, alümina partikül yüzdesi arttıkça aşınma direncinin iyileşmekte olduğunu göstermiştir. Deneyler sonucunda tüm takviye oranlarında deney yükünün artması ile aşınma miktarının arttığı görülmüştür. Sonuç olarak test yüküne bağlı olarak alümina partiküllerin ilavesi ile aşınma direnci ana malzeme ile kıyaslandığında, %10 takviye oranında %20-%106 oranında, %20 takviye oranında %35-%257 ve %30 takviye oranında %37-%314 oranında iyileşme elde edildiği görülmüştür.

Sevik ve Kurnaz [68], alüminyum MMK'lerde takviye oranının yanısıra takviye partikül boyutunun da aşınma üzerine etkisini incelemiştir. Aşınma deneylerinde kullanmak üzere basınçlı döküm yöntemi ile 44, 85 ve 125 μm boyutunda, %5–10 ve 15 hacim oranında Al_2O_3 içeren alüminyum MMK numuneler üretmişlerdir. Kompozit numunelerin sertlik değerlerinin artan takviye hacim oranı ile ve azalan takviye partikül boyutu ile arttığını tespit etmişlerdir. Ayrıca araştırmacılar, pin-on-disk testi sonucunda kompozit malzemelerin aşınma hızının (mg/km) takviye oranının artması ile azaldığını ve daha büyük partiküller içeren kompozitlerin aşınma hızının daha küçük partiküller içeren kompozitlerden daha düşük olduğunu tespit etmişlerdir. Araştırmacılar büyük boyutlu partiküllerin aşınmaya karşı daha dirençli oluşunu büyük boyutlu partiküllerin küçük boyutlu partiküllere göre aşınma testi sırasında yerlerinden çıkmalarının daha zor olmasına bağlamışlardır.

Partikül takviye boyutunun kompozitin aşınma davranışı üzerindeki benzer etkisini gösteren bir diğer çalışmada, 13 µm, 23 µm ve 37 µm tane boyutunda %60 takviye hacim oranında SiC içeren alüminyum matrisli kompozit numuneler kullanılmıştır. Kompozitlerin aşınma davranışı, pin-on disk tipi aşınma deney cihazında 28 N normal yük altında, M2 kalite takım çeliği (65 HRC) disk üzerinde 12 km sürtünme mesafesinde gözlemlenmiştir. Deneyler sonucunda takviye boyutunun artması ile mukavemet ve tokluğun düşmesine rağmen aşınma direncinin arttığı tespit edilmiştir [76]. Ahlatçı vd.'nin [76] bildirdiğine göre bu çalışma ile uyumlu sonuçlar Hosking vd. [77], Alpas ve Zhang [66], Ma vd., [69] tarafından da bulunmuştur. Takviye boyutunun artması ile aşınma direncinin artması, aşınma deneyi sırasında iri takviye partikülün AISI M2 kalite takım çeliğine karşı daha fazla koruma sağlamasını göstermektedir.

Kök ve Özdin [78], karıştırmalı döküm yöntemi ile ürettikleri 16 ve 32 µm boyutunda %10–20 ve 30 hacim oranında Al₂O₃ içeren AA2024 alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma dayanımlarının artan takviye hacim oranı ve takviye partikül boyutu ile arttığını tespit etmiştir. Ayrıca aşınma dayanımındaki artışın takviye partikül boyutundan daha çok etkilendiği görüşündedirler. Aynı araştırmacının bir diğer çalışmasında da 16 ve 66 µm boyutunda %10-30 takviye hacim oranında alüminyum matrisli kompozitte benzer sonuçlar elde edilmiştir[79].

Cerit vd. [80], AA1080 alüminyum alaşımını 20, 53, 167 ve 478 µm partikül boyutlu SiC ile %10–50 arasında hacim oranında takviye ederek T/M yöntemi ile kompozit malzeme üretmiştir. Araştırmacılar ürettikleri bu kompozitlerin pin-on-ring test yöntemi ile aşınma davranışını incelemişlerdir. Aşınma deneyleri sonucunda kompozit malzemelerde meydana gelen aşınma miktarının hacim oranı ve partikül boyutu arttıkça azaldığını tespit etmiştir. Ancak partikül boyutunun 167'den 478 µm'ye çıkması ile aşınma miktarı yeniden artmıştır. Bu çalışmada da yukarıdaki çalışma ile uyumlu olarak aşınma dayanımı üzerinde partikül boyutundaki artışın takviye hacim oranında ki artıştan daha çok etkisi olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuç ayrıca Lee vd.'nin [81] çalışması ile de uyumludur.

4.2 Kompozitlerin Aşınma Davranışını Etkileyen Dış Faktörler

4.2.1 Yükün Etkisi

Aşınma deneylerinde yük arttıkça aşınma hızı artmaktadır. Bu durum Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma davranışı için de geçerlidir.

Ramesha vd. [73], ağırlıkça %4, %6 ve %8 Al₂O₃ içeren AA6061 alüminyum MMK malzemelerin aşınma davranışını pin-on disk testi ile incelediklerinde test yükünün artması ile tüm kompozitlerde aşınma hızının arttığını tespit etmişlerdir. Yükün artmasıyla beraber aşınma hızlarındaki artışın sebebi daha yüksek yüklerde malzemelerin daha yüksek miktarda plastik deformasyona uğramasıdır. Plastik deformasyon oranı arttıkça yüzey altı çatlakların oluşma eğilimi artar ve bu da aşınma testinde daha çok malzemenin yüzeyden ayrılmasına neden olur.

Sevik ve Kurnaz [68], Al₂O₃ takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma davranışını incelemişler ve yükün aşınma miktarı üzerine etkisini belirlemek için 2-10 ve 20 N yük ile çalışmışlardır. Yükün artması ile kompozit malzemelerde meydana gelen aşınma kaybı miktarının da arttığını tespit etmişlerdir. Benzer şekilde Kök ve Özdin [78] de alümina partikül takviyeli AA2024 alüminyum matrisli kompozit malzemelerde pin-on-disk testinde deney yükünün 2 N'dan 5 N'a çıkması ile malzemelerdeki aşınma kayıplarının arttığını görmüşlerdir.

Straffellini vd. [64], %20 Al₂O₃ içeren alüminyum matrisli kompozit malzemeyi ball-on-disk yöntemi ile aşınma testine tabi tutmuştur. Karşıt yüzey olarak AISI M2 takım çeliğinin kullanıldığı aşınma deneylerinde yük 50–400 N arasında 50 N aralıklarla arttırılmıştır. Deneyler yükün artması ile aşınma hızının arttığını, yükün 200 N değerinin üzerine çıkması ile aşınmanın aniden şiddetlendiğini ve Rejim III bölgesine geçildiğini göstermiştir.

Döküm yöntemi ile üretilen %13 SiC takviyeli Al-Cu alaşım matrisli kompozit malzemelerin tribolojik davranışlarının incelendiği bir çalışmada pin-on-disk aşınma testinde 1000 m sürtünme mesafesinde 1 ms⁻¹ hızda kompozit malzemelerde görülen aşınma kaybının 30 N yükte 3 mg, 50 N yükte 4 mg ve 70 N yükte 5 mg olduğu tespit edilmiştir [82].

Konu üzerine gerçekleştirilen bir başka çalışmada ise Al_2O_3 takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin farklı yüklerle gerçekleştirilen pin-on-disk testlerinde yükün artması ile aşınma hızının arttığı görülmüştür. Deney yükünün 0–50 N arasında seçildiği bu çalışmada orta şiddetteki aşınmadan şiddetli aşınma rejimine geçişin 2 N yük değerinde meydana geldiği ve bu değer üstünde yükün artması ile aşınma hızının da eksponansiyel bir şekilde arttığı tespit edilmiştir [63].

Aşınma deneylerinde yüksek yüklerin kullanılması takviye partiküllerinin parçalanmasına ya da yerlerinden çıkmasına yol açarak aşınma hızının artmasına neden olur [65]. Örneğin %50 SiC takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma testinde 3,5 N yük değerinin altında SiC partiküllerinin hasara uğramazken, 4,5 N yük değerinin üzerinde ise SiC partiküllerinin pull-out etkisi ile matristen çıktığı görülmüştür. Ayrıca yüksek yüklerde sürtünme grafiklerinde meydana gelen dalgalanma düşük yüklerde meydana gelenden daha fazladır. Düşük yük değerinde gerçekleştirilen deneylerde kompozitlerin sürtünme katsayısı sabit değerine daha kısa sürede ulaşmaktadır [74].

4.2.2 Sürtünme Hızı ve Sürtünme Mesafesinin Etkisi

Partikül takviyeli kompozitlerin aşınma davranışı üzerindeki çalışmalar sürtünme hızının artması ile birlikte malzemelerde meydana gelen aşınma kaybının arttığını göstermektedir.

Örneğin, SiC, CeO_2 ve Al_2O_3 gibi farklı partiküllerle takviye edilen alüminyum matrisli kompozitlerin tribolojik davranışlarını belirlemek için gerçekleştirilen bir çalışmada pin-on-disk yönteminde sürtünme hızları $0,316 \text{ ms}^{-1}$ ile $1,885 \text{ ms}^{-1}$ aralığında değiştirilmiştir. Tüm kompozit malzemelerde sürtünme hızının artması ile aşınma hızlarının arttığı ve orta şiddetli aşınmadan şiddetli aşınma rejimine geçişin $1,26 \text{ ms}^{-1}$ hız değerinde gerçekleştiği tespit edilmiştir. Sürtünme hızının artması ile aşınmanın artmasının nedeni sürtünme hızının artması ile malzeme yüzeyindeki sıcaklığın sürtünme sebebi ile artmasına bağlıdır. Sürtünme hızının artması sonucunda yüzey sıcaklığının yükselmesi, malzemenin yumuşaması sonucunda daha çok aşınma kaybına uğramasına neden olur [73]. Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma deneylerinde dikkat edilmesi gereken bir diğer husus da sürtünme mesafesinin seçimidir. Deneylerde aşınma rejimlerinin yumuşaktan şiddetliye geçişini izlemeye

yetecek kadar uzun bir mesafe seçilmelidir. Bugüne kadar yapılan çalışmalarda araştırmacılar kullanılan kompozit malzeme ve diğer deney şartlarını da göz önünde bulundurularak 120 m, 450 m ya da 1150 m gibi farklı sürtünme mesafelerinde çalışmışlardır [37], [74], [79].

4.2.3 Aşınma Ortamının Etkisi

Alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma dayanımı üzerine mevcut literatürün çoğu hava ortamında kuru sürtünme koşullarına aittir. Takviye partikülleri kompozitin malzemenin aşınma direncini artırır. Ancak takviye partikülleri abresif hareketten dolayı karşıt yüzeyin aşınma hızını artırır ve bu durum tribo-sistemin toplam aşınma direncinin azalmasına neden olur. Diğer yandan bazı araştırmacılar, kuru sürtünme şartlarında kritik bir temas basıncının üzerinde alüminyum MMK'lerde aşınma direncinin monolitik matris alaşımlarından yalnızca küçük bir miktarda fazla olduğunu, önemli ölçüde bir değişiklik meydana gelmediğine dikkat çekmişlerdir [74], [83], [84].

Yüksek sürtünme ve aşınmanın istenmediği tribo-sistemlerde yağlayıcı kullanımına gerek duyulur. Bu tür sistemlerde yağlayıcı kullanılmasının nedeni hareketli yüzeylerin aradaki yağlayıcı film etkisi ile temasının kesilmesidir. Bu durumda yük aradaki yağlayıcı film tarafından karşılanır ve yağlayıcı filmin yüzeyler üzerinde kolayca kayması ile sürtünmeye karşı gösterilen direnç azalır. Ancak bu tür tribo-sistemlerde meydana gelen yağ kaçakları çevre kirliliği bakımından sakıncalıdır. Bu tür sistemlerde yağ kullanımının kötü etkileri yağ yerine su kullanımı ile giderilebilir. Mindivan vd.'nin bildirdiğine göre literatürde Si_3N_4 ve SiC içeren kompozitlerin su ortamında gerçekleştirilen aşınma deneylerinde temas yüzeyleri arasında ince bir viskoz film oluştuğunu gösteren umut verici çalışmalar mevcuttur.

Mindivan vd. [74], SiC partikül takviyeli alüminyum matrisli (AA2618, AA6082, AA7012 ve AA7015) kompozitlerin tribolojik performansını hava ve su ortamında çalışmışlardır. Deneyler sonucunda kompozit malzemelerin su ortamında hava ortamına göre daha düşük aşınma hızı ve sürtünme katsayısına sahip oldukları tespit edilmiştir. 24 N gibi yüksek deney yüklerinde su ortamında yapılan deneylerde kompozitlerin tribolojik performansının hava ortamında düşük yük (< 4,5 N) deney koşullarındaki sonuçlar ile kıyaslanabilir olduğunu ortaya koymuşlardır. Bu durum, aşınma sırasında SiC'ün

oksijenle teması ile oluşan SiO₂'in ortamdaki su ile teması sonucunda yüzeyler arasında hidroksit içeren viskoz bir film oluşturması sebebiyledir [74].

4.2.4 Sıcaklığın Etkisi

Partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma davranışları üzerine yapılan araştırmaların çoğunda aşınma deneyleri oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Farklı sıcaklık değerlerinde gerçekleştirilen araştırmalar sınırlıdır.

Martin vd. [85], Al₂O₃ takviyeli alüminyum AA2024 ve alüminyum AA6061 matrisli kompozitlerin aşınma davranışının sıcaklıkla ilişkisini belirlemek için aşınma deneylerini titreşimli sürtünme cihazında 25 N yük ve 0,1 ms⁻¹ hız değerinde 20 ile 200°C arasında değişen sıcaklık değerlerinde gerçekleştirmiştir. Deneyler sıcaklığın artmasının kompozit malzemelerin sürtünme katsayısını ve spesifik aşınma hızlarını yükselttiğini ortaya çıkarmıştır. Ayrıca 120°C'nin üzerinde kompozit malzemelerde meydana gelen aşınma orta şiddetten-şiddetliye geçiş yapmaktadır. Aşınan yüzeylerin mikroyapı inceleme sonuçları da daha yüksek sıcaklıklarda kompozit malzemelerin yüzeyinde partiküllerin tamamen dağıldığı deformasyon bölgelerinin alanının daha fazla olduğunu göstermiştir [85].

İlgili bir diğer çalışmada da %25 hacim oranında SiC içeren AA2124 alüminyum kompozit malzemenin aşınma testleri pin-on-disk yöntemi ile kuru sürtünme ortamında 10 N yük değerinde 20 ile 200°C arasında değişen sıcaklık değerlerinde gerçekleştirilmiştir. Deneyler, sıcaklığın 50°C'ye yükselmesinin aşınma miktarını önemli ölçüde arttırdığını ancak 50°C'nin üzerinde aşınma miktarında önemli bir değişiklik meydana gelmediğini göstermiştir. Araştırmacılar beklenmeyen bu durumun nedenini aşınma deneyinde karşıt yüzey olarak SiC zımpara kağıdının kullanılmasına bağlamıştır. Sıcaklığın artması ile matris alaşımı yumuşamakta ve aşınma sonucunda gerek kompozitten gerekse aşındırıcıdan kopan SiC partiküller ortamdan uzaklaştırılmadığından matrise gömülmektedir [86].

Literatür çalışmamın bu bölümünde süreksiz takviye partikülleri içeren alüminyum kompozitlerin kuru sürtünme aşınmasını içeren araştırmalara yer verilmiştir. Çizelge 4.1'de gösterildiği gibi kuru sürtünme davranışı alanında sunulan deneysel veriler

alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma davranışının incelenmesinde önemli bir yer teşkil etmektedir. Genel olarak aşınma deneyleri pin-on-disk ve blok-on-ring tip düzeneklerde gerçekleştirilmektedir. Buna karşın, aşınma parametrelerinin geniş aralığı ve kullanılan karşıt yüzey malzemelerinden dolayı aşınma testleri arasında kıyaslama yapmak çok zordur.

Takviye boyutunun, hacim oranının ve morfolojisinin aşınma davranışı üzerindeki etkileri birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Buna karşın araştırmaların hiçbiri sistematik bir yaklaşım üzerine kurulamamıştır. Bunun sebebi araştırmalarda kullanılan kompozitlerin üretim yöntemlerinin, takviye elemanı cinsi, boyutu ve dağılımının farklılık göstermesidir. Örneğin bazı araştırmalar takviye hacim oranının artması ile aşınma dayanımının arttığını ortaya koyarken, bazı araştırmalar bu durumunun tersini ortaya koymuştur. Bunun sebebi bu araştırmalarda kullanılan partikül boyutlarının ve üretim yöntemi ya da üretim parametrelerinin de farklılık göstermesidir. Dolayısıyla bu tür kompozit malzemelerin aşınma dayanımı üzerine bir genelleme yapmak ancak tekrar edilebilir özelliklerin elde edilmesi ile mümkün olacaktır.

Buraya kadar yapılan literatür incelemeleri değerlendirildiğinde Al_2O_3 partikülleriyle destekli alüminyum matrisli kompozitlerde partiküllerin yüzeylerinin Y_2O_3 ile kaplanması yönteminin yeni ortaya çıkan bir yöntem olduğu görülmektedir. Yapılan incelemelerde kaplama sonucu ortaya çıkan arayüzey fazları nedeniyle matris takviye arayüzey ıslatmasının arttığı ortaya konulmuştur. Bu iyileşmenin kompozitlerin performansını daha da iyileştireceği beklenmelidir. Ancak bu yeni tekniğin kompozitin uygulama performanslarına etkisini açıkça ortaya koyan araştırmaların eksik ve/veya yetersiz olduğu görülmektedir. Bu çalışmanın bulgularının literatürdeki bu açığı kapatacağı da düşünülmektedir.

Çizelge 4.1 MMK'lerin Kuru Sürtünme Aşınma Parametrelerinin Özeti [87]

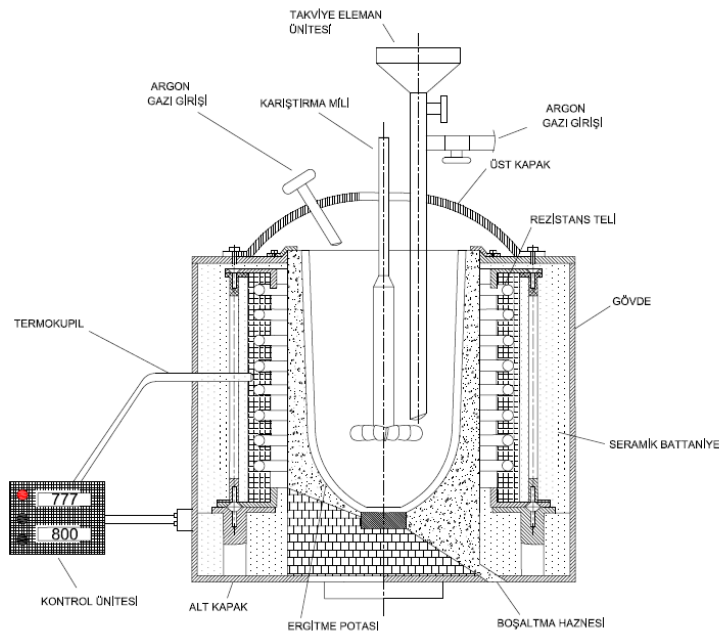
MMK'ler için kuru sürtünme aşınma parametrelerinin özeti

Matris	Takviye		Karşıt yüzey		Deneş düzeneği	Yük (N)	Sürtünme hızı (m/s)	Referans
	Malzeme, µm	Ağırlıkça %	Malzeme,	Sertlik HRC				
A356	SiCp	~7	%10-20	AlSi 52100,	63	0,9-150	0,16-0,8	Alpas ve Zhang
Al-1.5Mg	SiCp	50,100	13,15	Takım çeliği		3,4	0,11-0,21	Rana ve Stefanescu
LM11	SiCp	~23	%10	EN25 çeliği,	32	1-3MPa	2,68	Modi vd.
	SiCf	~12	%10					
Al-4Cu	Al2O3p, SiCp, MgO	5-100	1-30	AlSi52100		2,9	0,05-0,46	Sato ve Mehribian
Al,4Cu,0,75Mg	cam beads, Si3N4							
6061	TiC, silika kum, B4N							
2014, 2024	Al2O3p	1-42	2-30	AlSi 52100		0,5-3,9	0,1	Hosking vd.
Döküldüğü gibi SiCp		16	5, 20					
Al-10Zn	Al2O3p		5-40	Cr çeliği	63	39	5	Anand ve Kishore
A356	SiCp	43	15,25	EN 24 çelik (CLA 0,3)	50	2-26 MPa	0,5	Bai vd.
Al	SiCp, TiC, TiB2, B4C	2-7	%10-20	duşuk alaşimli çelik	45	80, 160	1	Roy vd.
2124	SiCw	0,5 çap	%0-20	Paslanmaz çelik (CLA 0,25)	35	14,2	3,6	Antoniou vd.
A356	SiCp		%10-20	AlSi 01 çelik (CLA 0,05)	63	15-50	0,5-2,5	Lim vd.
6061	Al2O3	15	%20	AlSi 52100.63		1-350	0,2	Zhang ve Alpas
7091	SiCp	5	%20	Paslanmaz çelik		0,43 MP	0,36-3,6	Wang ve Rack
6061	SiCw	0,45çap	%12-20	JIS SCM 4 ⁺	52	31	0,08-1,98	Park
	Al2O3f	3.5		AlSi 304 paslanmaz çelik	HRB=82			
	SiCw+Al2O3f							

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Deney Düzeneğinin Kurulması

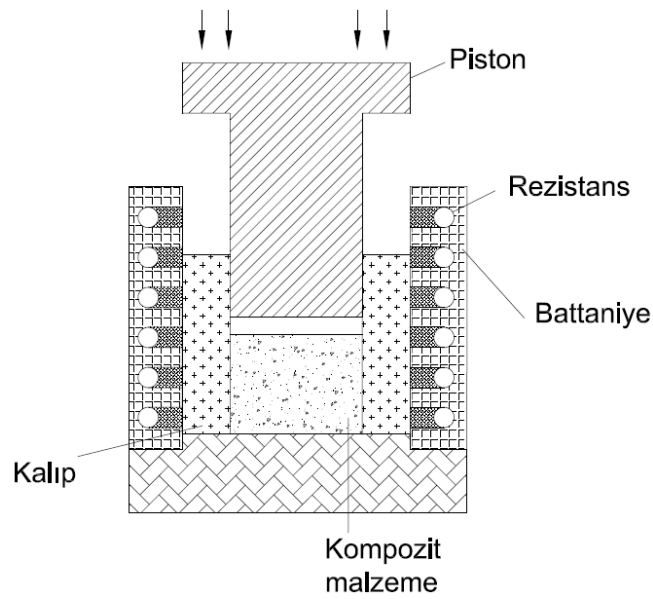
MMK üretimi sıkıştırma döküm yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Üretim prosesi iki adımda gerçekleştirilmektedir. Birinci adım, AA6061 alüminyum alaşımının ergitilmesini takiben içerisine takviye partiküllerinin dağıtılarak karışımın hazırlanması ikinci adım ise karışımın basınçlı dökülmesini içermektedir. Matris-takviye karışımını hazırlamak amacıyla özel ergitme düzeneği tasarlanmıştır. MMK üretiminde kullanılan ergitme düzeneğinin şematik resmi Şekil 5.1'de gösterilmektedir.



Şekil 5.1 MMK üretiminde kullanılan ergitme düzeneğinin şematik gösterimi

Ergitme prosesinde matris alaşım grafit potada ergitilmiştir. Takviye elemanının karışım içerisinde homojen dağılması ve takviye partiküllerinin ergiyik alüminyum ile ıslatabilirliğini arttırmak amacıyla grafit bir karıştırıcı kullanılmıştır. Sıvı metal yüzeyinin oksitlenmesini önlemek amacıyla pota üzerinde argon koruyucu atmosferi oluşturulmuştur ayrıca takviye ilavesi sırasında hava ile teması önlemek amacıyla takviye akışı argon gazı ile kontrol edilmiştir. Elektrikli fırının sıcaklık kontrolü fırının yan duvarından yerleştirilen ısı çifti ile PID kontrollü sıcaklık ölçer ile gerçekleştirilmiştir. Fırının ısıtma hızı yaklaşık 15°C/dakikadır. Sıcaklık ölçmede 1 mm kalınlığında mineral izoleli NiCr-Ni ısı çifti kullanılmıştır.

MMK ergiyiğinin basınç altında dökülmesini içeren ikinci adım prosesi için özel olarak hazırlanan sıkıştırma döküm düzeneği Şekil 5.2’de verilmektedir. Burada silindirik kesitli 1.4842 çelikten yapılan kalıp ve aynı malzemeden yapılmış baskı elemanı kullanılmıştır.



Şekil 5.2 Sıkıştırma döküm düzeneği

5.2 Kullanılan Malzemeler

Al₂O₃ takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerde Y₂O₃ arayüzey kaplamasının ıslatma özelliklerine etkisinin incelendiği bu çalışmada matris alaşım olarak ticari AA6061 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. AA6061 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmektedir.

Çizelge 5.1 Matris alaşımın kimyasal bileşimi

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
0,64	0,326	0,184	0,077	0,932	0,005	0,0078	0,106	Bal.

Takviye elemanı olarak 25 µm – 110 µm partikül boyutunda Al₂O₃ ile Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ tozları kullanılmıştır. Al₂O₃ partiküller Seydişehir Alüminyum firmasından tedarik edilmiştir.

5.3 Al₂O₃ Partiküllerinin Y₂O₃ ile Kaplanması

Yitrium nitrat damıtılmış suda çözündürülmüş ve çözelti konsantrasyonu tartılmıştır. Çözelti konsantrasyonu ilave edilecek Y₂O₃ yüzdesine göre belirlenmiştir. Yitrium nitratın çözeltisine Al₂O₃ tozu eklenmiş ve bilyalı değirmende yaklaşık 4 saat karışık sulu çamuru üretilmiştir. Değirmende karıştırma işleminden sonra sulu çamur, Al₂O₃ tozundaki topaklanmaların dağıtılması amacıyla ultrasonik banyoda 10 dakika işleme tabi tutulmuştur. Daha sonra karışık sulu çamur 100–110°C’de kurutulmuş ve yüzeyde Y₂O₃ oluşturabilmek için yaklaşık 850–950°C’de kalsine edilmiştir. Partikül takviyeli kompozitlerin üretiminde kullanılmak üzere üretilen Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikülleri bilyalı değirmenden geçirilerek partikül boyutu ayarlanmıştır. Eleme yapılarak tozlar boyutlarına göre tasnif edilmiştir. Kaplanmış tozların morfolojileri SEM ile incelenmiş, kristal yapılarının anlaşılması için XRD çekimleri yapılmıştır.

5.4 Metal Matrisli Kompozitlerin Hazırlanması

Ağırlıkça yüzde oranlarına göre hesaplanan miktarlarda matris alaşım ergitme ünitesindeki grafit pota içerisine yerleştirilmiştir. Fırın sıcaklığı AA6061 alüminyum alaşımının ergime sıcaklığının üzerinde, 800°C’ye ayarlanarak argon koruyucu gaz atmosferinde ergitilmiştir. Pota içerisindeki ana matrisin ergitilmesi tamamlandıktan sonra ön ısıtılmış grafit karıştırıcı sıvı alüminyum içerisine daldırılmış ve önceden belirlenen hızda (700 devir/dakika) karıştırma işlemine başlanmıştır. Karıştırma parametreleri olarak 2,0 g/dak. ilave oranı ve 5 dakika karıştırma zamanı seçilmiştir. Karıştırma işlemi devam ederken takviye elemanı (Al₂O₃ partikülleri ve Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikülleri) matris içerisine ilave edilmiştir. Partikül ilavesi tamamlandıktan sonra karıştırmaya 5 dakika daha devam edilmiştir. Takviye elemanının tamamen karışımı

sağlandıktan sonra karışım 400°C'ye ön ısıtılmış, 120 mm yükseklik ve 20 mm çaplı silindirik, 1.4842 sıcak iş takım çeliğinden yapılmış kalıp içerisine dökülmüştür. Kalıbın üzerine piston yerleştirildikten sonra 100 kN kapasiteli hidrolik pres yardımıyla 400 MPa'lık bir basınç uygulanmıştır. Basınç uygulamanın amacı alüminyum alaşımı ile takviye arasındaki bağ kuvvetini yani ıslatabilirliği arttırmak ve kompozitlerdeki gözenekliliği azalmaktır. Basınç uygulamaya 5 dakika süre ile devam edilmiş ve dökümün katılması sağlanmıştır. Kalıp presten alınarak yaklaşık 30 dakika havada soğumaya bırakılmıştır. Üretilen MMK malzeme kalıptan çıkarılarak oda sıcaklığında soğutmaya devam edilmiştir. Sonuç olarak 20 mm çapında ve 50 mm boyunda silindirik MMK çubuklar üretilmiştir.

Yukarıda açıklandığı üzere hazırlanan kompozitlerin takviye oranı ağırlıkça yüzde %5–10–15 ve 20 olarak seçilmiştir. Islatabilirliği arttırmak amacıyla yapılan bu çalışmada karşılaştırma yapabilmek için birinci grup numune Al₂O₃ takviyeli, ikinci grup numune ise Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ takviyeli olmak üzere iki grup deney numunesi hazırlanmış olup aynı şekilde takviyesiz AA6061 ana matris numunesi de hazırlanmıştır.

Hazırlanan MMK'lere 6 saat boyunca 560°C'de homojenizasyon işlemi uygulanmıştır. Homojenizasyon işlemi yapılan MMK çubuklar 5mm kalınlığında dilimlenmiş, elde edilen numuneler 2 pas sıcak haddelenerek 2mm kalınlığa düşürülmüştür. Şekillenen numunelere T6 ısıl işlemi uygulanmıştır.

Sertlik pikinin elde edilmesi için gerekli zamanın belirlenmesinde matris alaşımdan ve kompozitlerden alınan numuneler üzerinde çökelme sertleşmesi yapılmıştır. Çökelme sertleşmesi (T6 ısıl işlemi) prosesi temel olarak 530°C'de 2 saat boyunca çözeltiye alma işlemini takiben suda soğutma ve takiben farklı sürelerde 160°C'de yapay yaşlandırma olarak uygulanmıştır. Tüm numuneler oda sıcaklığında (doğal yaşlandırma) yaşlandırmadan korumak amacıyla deneyler yapılincaya kadar soğutucuda (-20°C) tutulmuştur.

5.5 Metal Matrisli Kompozitlerin Karakterizasyonu

5.5.1 Yoğunluk Ölçümü ve Gözenekliliğin Hesaplanması

Takviyesiz ana malzeme ile takviyeli kompozit malzemelerin hava ve saf su ortamlarındaki ağırlıkların tartılması ile Arşimet prensibine göre yoğunlukları ölçülmüştür. Kompozitler ile ana matris alaşımlı numunelerin ölçülen yoğunlukları karışımlar kuralına göre hesaplanan teorik yoğunlukları ile kıyaslanarak porozitenin hacimsel oranı belirlenmiştir.

Al₂O₃ ve AA6061 alümiyum alaşımın yoğunlukları sırasıyla 3,97 g/cm³ ve 2,70 g/cm³'tür. Numuneler 0,1 mg hassasiyetteki elektronik tartıda tartılmıştır.

5.5.2 Sertlik Ölçümleri

Kompozitlerin ve ana malzemenin üzerindeki sertlik ölçümleri 62,5 kp yük altında 2,5mm çapta bilya kullanılarak Brinell Sertlik ölçme cihazında gerçekleştirilmiştir. Olası sapmaları önlemek amacıyla her bir numunenin farklı bölgeleri üzerinden en az 5 iz alınmış, iz büyüklükleri 0,01 mm hassasiyetle ölçülerek sertlik değerleri (5.1) formülü ile bulunmuştur.

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - Dd^2})} \quad (5.1)$$

F: yük (kp), D: bilya çapı (mm), d: iz çapı (mm)

Sertlik ölçümleri homojenizasyon işlemini, şekillendirme işlemini ve ısı işlemini takiben de gerçekleştirilmiştir. Sonuçların hassasiyeti açısından her numuneden 5 sertlik ölçümü yapılmıştır.

5.5.3 Mikroyapı İncelemeleri

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen kompozit malzemelerin mikroskop incelemelerinin yapılabilmesi için üretilen kompozitlerden küçük parçalar kesilmiş ve bakalit içerisine alınmıştır. Daha sonra numunelerin yüzeyleri sırasıyla 60–120–180–220–320–400–600–800–1000 ve 1200 meshlik SiC aşındırıcılarla sulu olarak döner diskte zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi ardından yıkanıp kurutulan numune

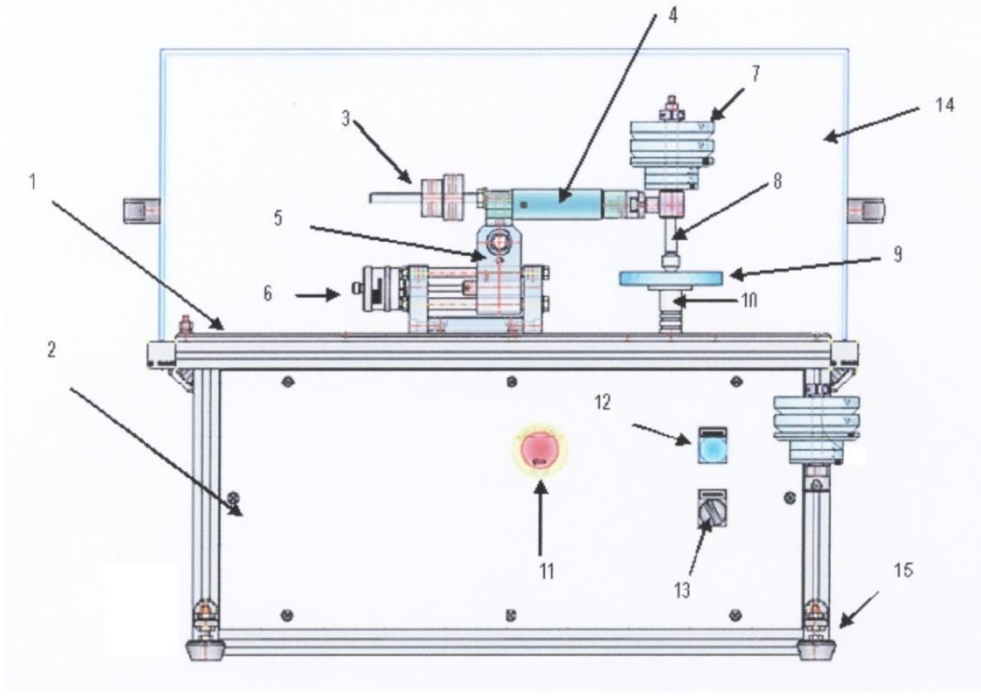
yüzeyleri önce alümina ile kaba olarak, ardından sırasıyla 6–3 ve 1 µm'lik elmas pasta ile ince olarak parlatılmıştır. Parlatma işlemlerinin ardından numune yüzeyleri yıkanmış ve alkol ile çalkalanıp kurutularak metalografi incelemelerine hazır hale getirilmiştir.

Al₂O₃ partiküllerin dağılımını ve sıkıştırma döküm prosesinin derecesini değerlendirmek için Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ve metal ışık mikroskobu kullanılmıştır. Kompozitin aşınma mekanizmalarını belirlemek amacıyla aşınma deneyleri sonunda aşınmış yüzeyi de yine SEM ve metal ışık mikroskobu kullanılarak incelenmiştir.

Üretilen kompozitlerin EDS analizleri TÜBİTAK MAM'da gerçekleştirilmiştir.

5.6 Metal Matrisli Kompozitlere Uygulanan Aşınma Testi

Metal matrisli kompozitlerin aşınma davranışının incelendiği deneysel çalışmalar Kocaeli Üniversitesi Metalurji mühendisliği bölümü laboratuvarında Nanovea Series, 2006 model "ball-on-disk" tipi aşınma düzeneğinde gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.3'te bu çalışmada kullanılan aşınma cihazının şematik diyagramı gösterilmektedir. Aşındırıcı olarak 5 mm çaplı DIN 100Cr6 çelik bilya kullanılmıştır. Aşınma testleri hava ortamında 10 N'luk bir kuvvet altında 100 devir/dakika sürtünme hızında gerçekleştirilmiştir. Sürtünme mesafesi 500 metreye ayarlanmıştır. Bu mesafe sürtünme mesafesinin aşınma geçişleri olmaksızın steady-state aşınmasının sağlandığı mesafedir. Aşınma yüzeyleri deney öncesinde zımparalanmış ve parlatılmıştır. Burada amaç aşınmanın yüzey üzerinde eşdeğer topografide gerçekleşmesini sağlamaktır. Aşınma deneyleri boyunca sürtünme kuvveti bilgisayar vasıtasıyla sürekli olarak kaydedilmiştir. Kompozitlerin yüzeylerinde oluşan aşınma izleri aşınma türünü irdelemek amacıyla metal ışık mikroskobu ve elektron mikroskobu ile incelenmiştir.



Şekil 5.3 Ball-on-disk tipi aşınma cihazının şematik gösterimi

1-Taban tezgahı, 2-Taban tezgahı ve deney tezgahının ön paneli, 3-Denge sağlamak için kullanılan ağırlıklar, 4-Geçici güç ölçümü ve uzama kolu için yük hücresi, 5-Güç taşıyıcısı, 6- Mikrometre ve yarıçap seçimi için doğrusal kızak, 7-Uzama çubukları ve deney ağırlıkları takımı, 8-Pin ya da bilya tutucu, 9- Döner disk, 10-Tribometre eksenine, 11-Acil durumda durdurma düğmesi, 12-Güç lambası, 13- Açma/Kapama güç anahtarı, 14-Koruma haznesi, 15-Tezgah ayağı

İz çapı sürtünme sistemindeki değişiklikleri elimine etmek için tüm deneyler boyunca sabit tutulmuştur. Her bir numunenin kütlesi 0,1 mg hassasiyetteki elektronik tartı kullanılarak her bir aşınma testinin öncesinde ve sonrasında tartılmış ve kütle farkı, her bir malzemenin ölçülen yoğunluğu ile toplam sürtünme mesafesi kullanılarak hacimsel aşınma hızlarına çevrilmiştir.

Aşınma kayıplarının tartılması hacim kayıplarının hesaplanmasında kullanılmıştır. Aşağıdaki formül kullanılarak kompozitlerin aşınma hızı hesaplanmıştır.

$$WR = V / L P \quad (5.2)$$

Burada WR aşınma hızı, V hacim aşınma kaybı, P uygulanan yük, L sürtünme mesafesidir. Deney sonuçları aşınmadan sonra numunelerin kütlelerindeki ağırlık kaybı ile sürtünme katsayısı ilişkisi ile değerlendirilmiştir.

5.7 Deney Numunelerinin İncelenmesinde Kullanılan Cihazlar

Üretilen MMK'lerin metalografi incelemelerinde Leica marka Image Analyser mikroskop (Şekil 5.4) ve Jeol JSM 5410 LV model tarama elektron mikroskobu (SEM) (Şekil 5.5) kullanılmıştır. Numunelerin sertlik değerleri Brinell sertlik cihazı ile ölçülmüştür.

Ayrıca aşınma deneylerinin sonunda aşınmış yüzeyler EDS donanımlı SEM ile incelenmiştir. Ayrıca kaplanan tozlar Panalytical Xpert Pro marka XRD ile incelenerek toz yüzeylerinde oluşan fazlar belirlenmiştir.



Şekil 5.4 Metalografi incelemelerinde kullanılan Leica Image Analyser cihazı



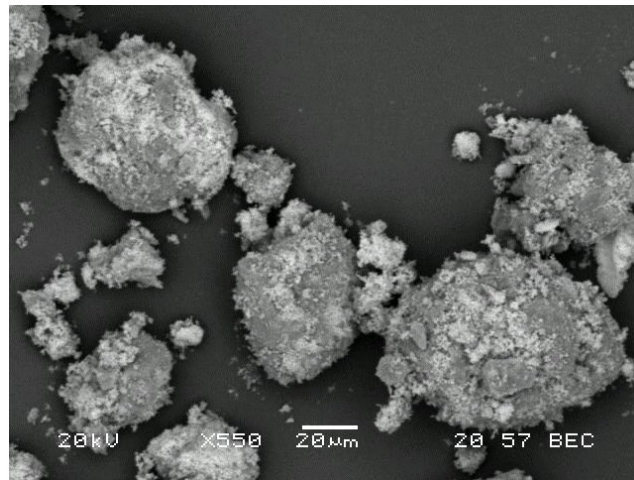
Şekil 5.5 SEM incelemelerinde kullanılan Jeol JSM 5410 LV marka tarama elektron mikroskobu

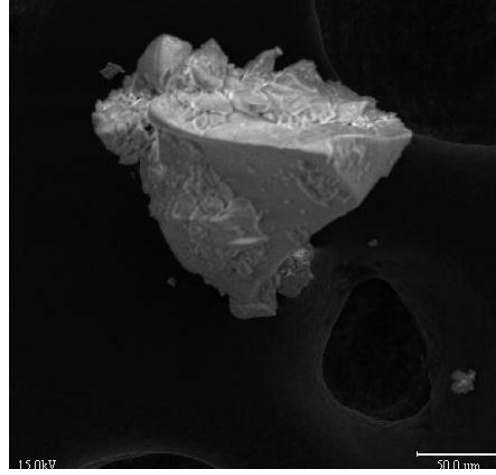
DENEYSEL SONUÇLAR

AA6061 ana matris ile Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküllerinin takviye edilmesi ve karşılaştırma yapabilmek için ayrıca Al_2O_3 partikül takviyeli, sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen kompozit malzemeler çeşitli inceleme ve test işlemlerine tabi tutulmuştur. Öncelikle üretilen kompozit numuneler makroskobik olarak incelenerek gözenek oranları, takviyenin ana matris içerisindeki dağılımı incelenmiştir. Deneylerde $\varnothing 20 \times 50$ mm boyutlarındaki silindir kesitli üretilen kompozit malzemeden kesilen numuneler kullanılmıştır.

6.1 Al_2O_3 partiküllerin Y_2O_3 ile Kaplanmasına Ait Deneysel Sonuçlar

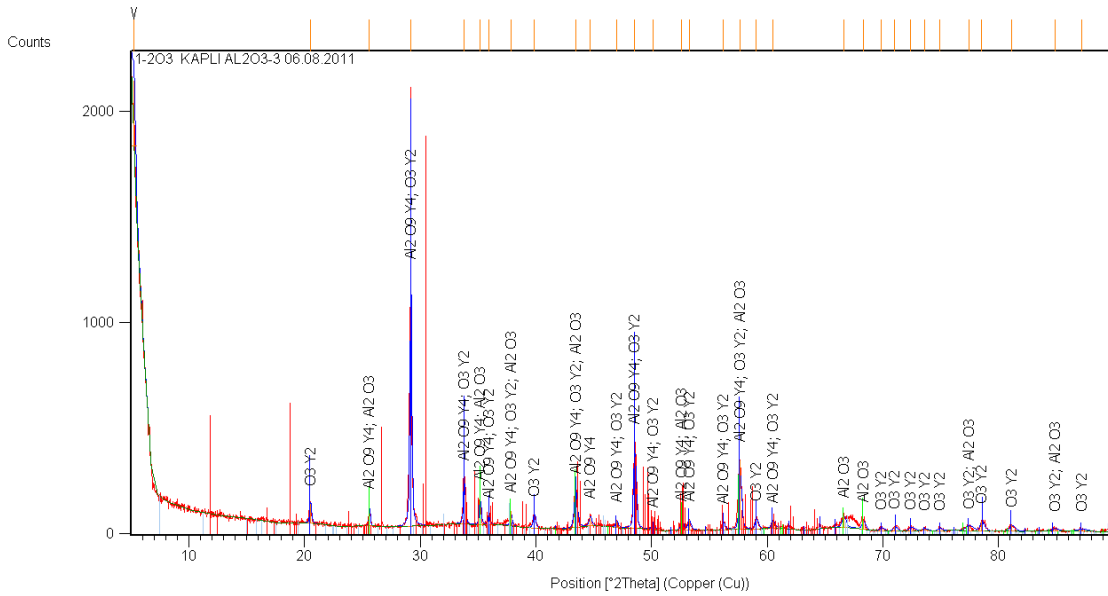
Al_2O_3 partiküllerin Y_2O_3 ile kaplama sonrası kaplama yüzey yapısının SEM görüntüsü Şekil 6.1'de verilmiştir. Islatabilirliği arttırmak amacıyla yapılan kaplama işlemi sonucunda Al_2O_3 partiküllerin yüzeyinde Y_2O_3 tabakası açıkça görülmektedir.





Şekil 6.1 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partiküllere ait SEM görüntüsü

Y₂O₃ kaplanmış Al₂O₃ partiküllerinin SEM görüntüleri Y₂O₃ kaplamasının Al₂O₃ partikülleri ile basitçe karışmadığını, Y₂O₃'ün Al₂O₃ partiküllerin üzerini kapladığını göstermektedir. Al₂O₃ partiküllerin yüzeyindeki Y₂O₃ tabakasının varlığını tespit etmek amacıyla ayrıca XRD X-ışınları haritası Şekil 6.2'de verilmiştir.



Şekil 6.2 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partiküllere ait X-ışınları haritası

Y₂O₃ kaplanmış Al₂O₃ partiküllerinin XRD incelemesi sonucunda kaplanmış Al₂O₃ partiküllerin hem Al₂O₃ difraksiyon piklerini hem de Y₂O₃ difraksiyon piklerini vermektedir. Bu Y₂O₃ kaplanmış Al₂O₃ partiküllerinin Al₂O₃ ve Y₂O₃ içerdiğini

göstermektedir. In-situ çökeltme yöntemi ile Y_2O_3 partikülleri Al_2O_3 toz üzerinde homojen olarak kaplanabilmektedir. Ayrıca, Y_2O_3 çekirdeklenme merkezleri olarak rol alan yüzey hataları ile beraber Al_2O_3 partikül yüzeyler üzerinde kristalize olmaktadır.

6.1.1 Makroskobik İnceleme Sonuçları

Sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilen Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli ve kıyaslama yapabilmek için üretilen Al_2O_3 takviyeli AA6061 kompozit malzemenin döküm sonrası makro görüntüsü Şekil 6.3'te verilmiştir. Göz ile yapılan muayene sonucu numunede herhangi bir döküm hatası ve makro porozite gözlemlenmemiştir.



Şekil 6.3 Üretilen kompozit malzemenin döküm sonrası görüntüsü

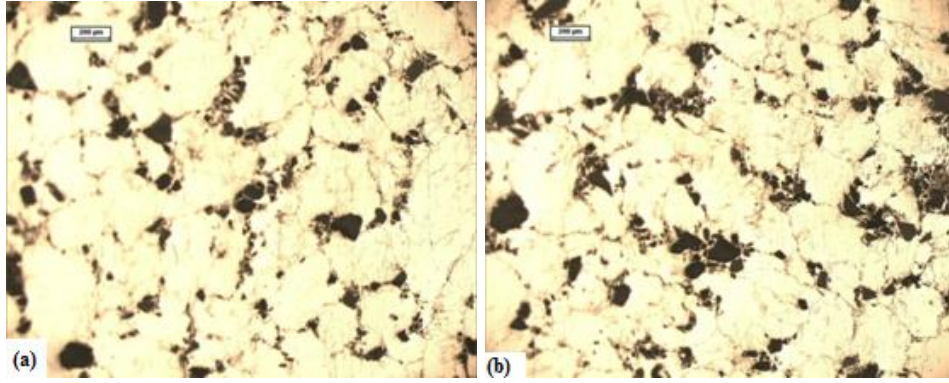
6.1.2 Mikroskobik İnceleme Sonuçları

Hazırlanan numuneler ışık metal mikroskobunda 200 büyütme ile yapılan mikroyapı incelemeleri sonrasında elde edilen mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 6.4 ile 6.15'te verilmektedir.

Partikül takviyeli kompozitlerin üretiminde en önemli faktör takviyenin matris içerisinde homojen dağılımıdır. Bu yüzden mikroyapının görünümü kompozitlerin kalitesi hakkında fikir vermektedir. Burada sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen hacimce %0'dan %20'ye kadar Al_2O_3 takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı ile Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 takviyeli AA6061 alüminyum alaşımının tipik mikroyapısı gösterilmektedir. Koyu kontrastlı bölge Al_2O_3 partiküllere tekabül etmektedir. İkinci faz partiküllerin matris içerisinde homojen dağıldığı görülmektedir. Hacimce takviye oranının artmasıyla porozite ve Al_2O_3 partiküllerin topaklaşmasının daha belirgin olduğu bilinmektedir.

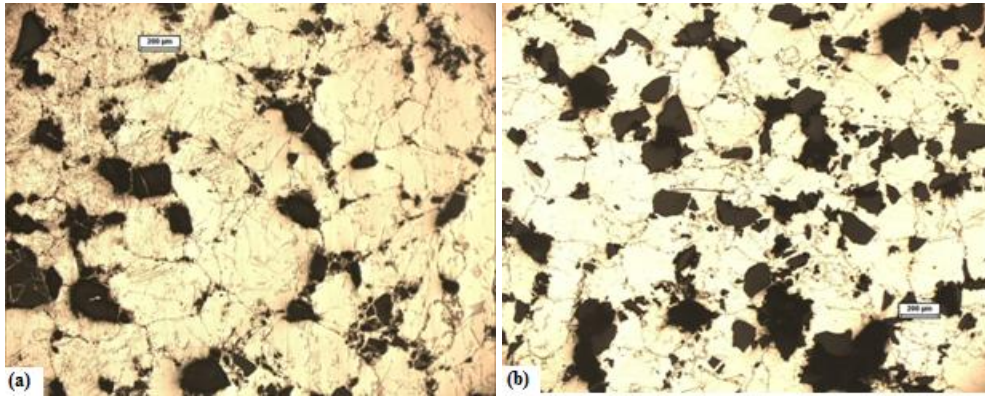
Buna karşın Al_2O_3 partiküllerin yüksek hacim oranı sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak matris içerisinde homojen olarak dağıldığı görülmektedir.

% 5 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü Şekil 6.4'te verilmektedir.



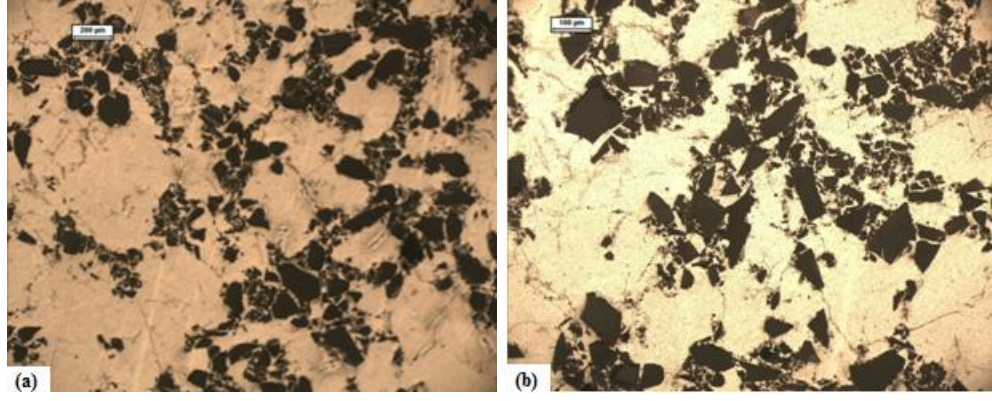
Şekil 6.4 %5 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü

%10 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül içeren AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü Şekil 6.5'te verilmektedir.



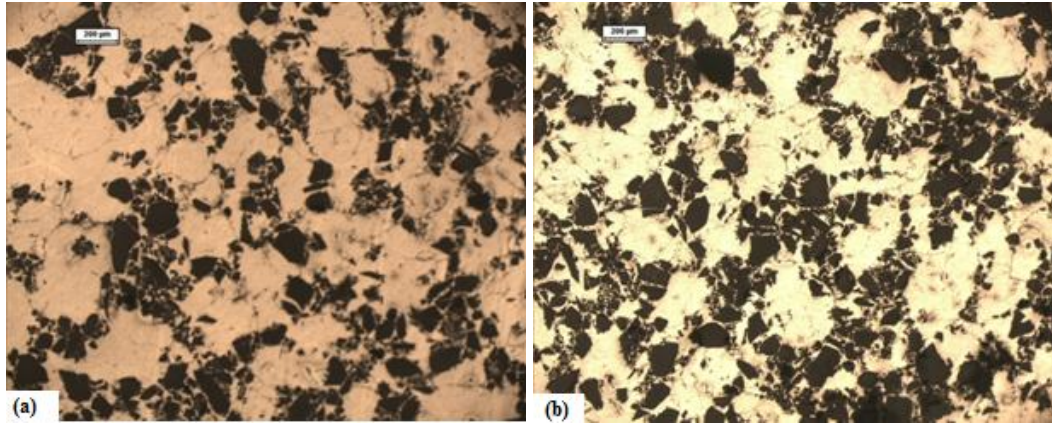
Şekil 6.5 %10 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü

%15 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin ışık metal mikroskobu görüntüsü Şekil 6.6'da verilmektedir.



Şekil 6.6 %15 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü

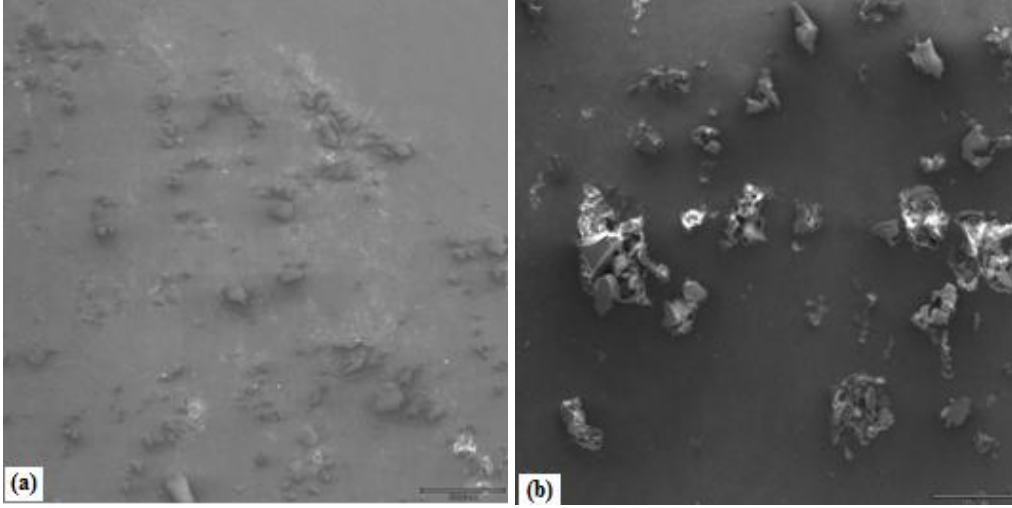
%20 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü Şekil 6.7'de verilmektedir.



Şekil 6.7 %20 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin metal ışık mikroskobu görüntüsü

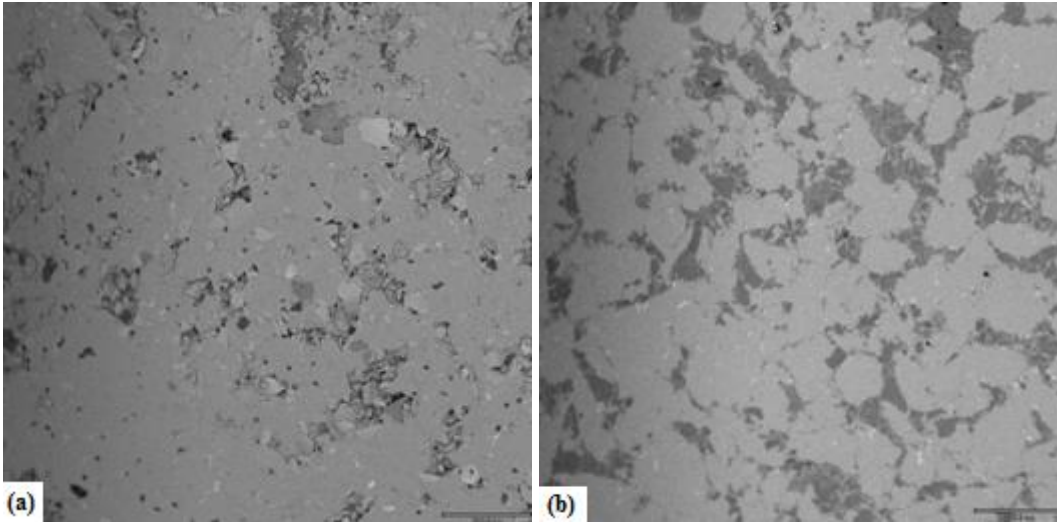
Üretilen kompozitlerin metal ışık mikroskobu görüntülerinin incelenmesi sonucu partikül takviyelerin ana matris içerisinde genel olarak homojen dağıldığı, Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerde kısmen partiküllerin kümелendiği ancak porozitesiz olduğu tespit edilmiştir. Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli alaşımlarda ise takviyenin daha homojen ve partiküllerin salkım oluşturmadığı gözlemlenmiştir.

Üretilen kompozitlerin SEM görüntü analizleri yapılmıştır. %5 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü Şekil 6.8'de verilmektedir.



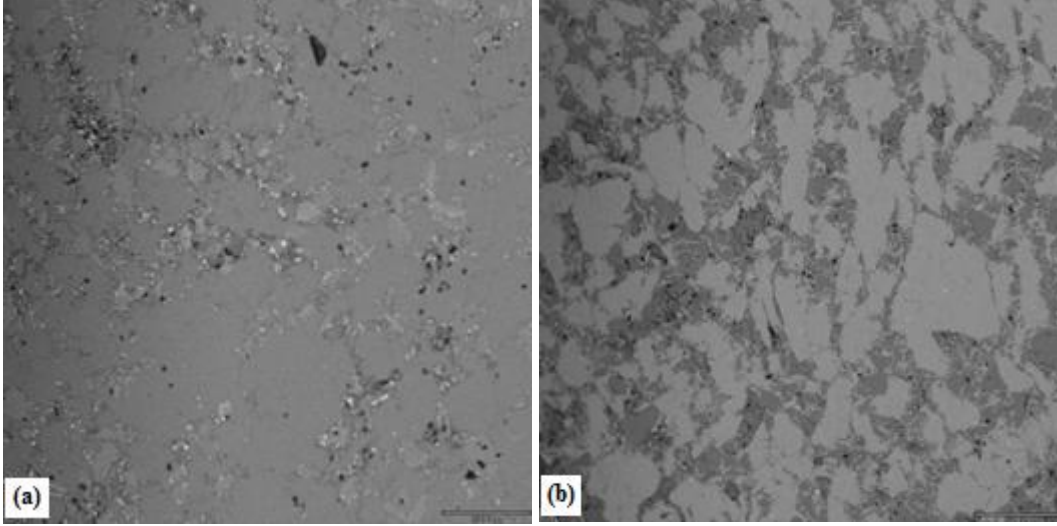
Şekil 6.8 %5 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü

%10 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü Şekil 6.9'da verilmektedir.



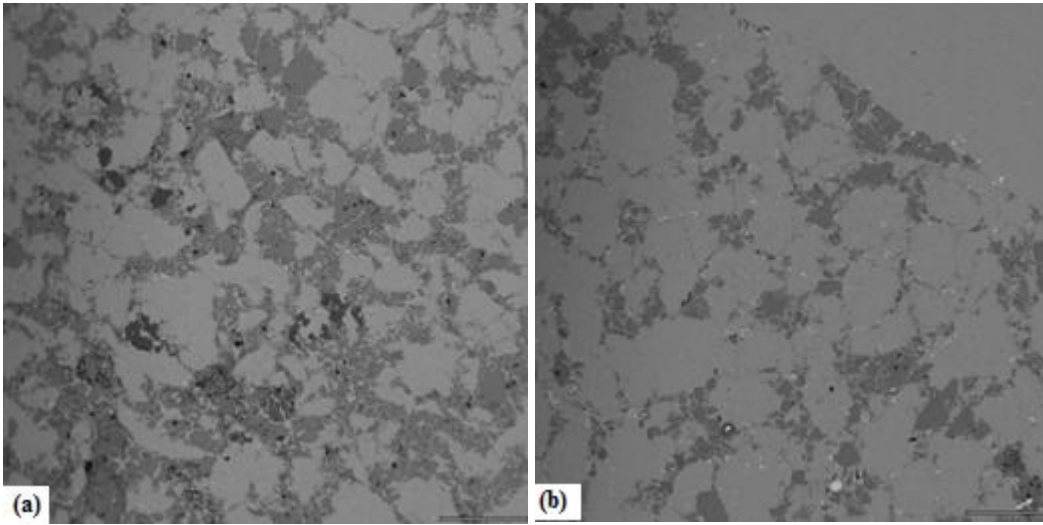
Şekil 6.9 %10 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü

%15 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü Şekil 6.10'da verilmektedir.



Şekil 6.10 %15 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü

%20 Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü Şekil 6.11’de verilmektedir.



Şekil 6.11 %20 (a) Al_2O_3 (b) Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin SEM görüntüsü

Kompozit numunelerin mikro yapı incelemeleri sonucunda AA6061 alüminyum alaşımlı Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 takviyeli kompozitlerin ıslatabilirliğinin iyileştirilmesinden dolayı bu kompozitlerde gözenekliliğin azaldığı tespit edilmiştir. Kompozitlerin ışık metal mikroskobu incelemelerinde matris ya da arayüzeyde herhangi bir boşluğa rastlanmamıştır bu da sıkıştırma döküm yöntemi kullanılarak elde edilen kompozitlerde matris ile seramik partiküller arasındaki iyi bağlanmayı göstermektedir.

Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin mikrograf incelemelerinde ise matris ile takviye arasındaki arayüzeyin gözenekli olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca bazı bölgelerde takviye partiküllerinin kümeleşmeleri mevcuttur. Kompozitlerdeki partikül dağılımı genel olarak aynı şekildedir. Yüksek çözünürlükte alınan görüntüler takviye partiküllerin matris alaşım ile kaplandığını ve ıslatılabildiğini göstermektedir.

Al₂O₃ takviyeli ve Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ takviyeli kompozitin EDS analizleri ile elementel analizi Ek-A, Ek-B ve Ek-C'de verilmiştir.

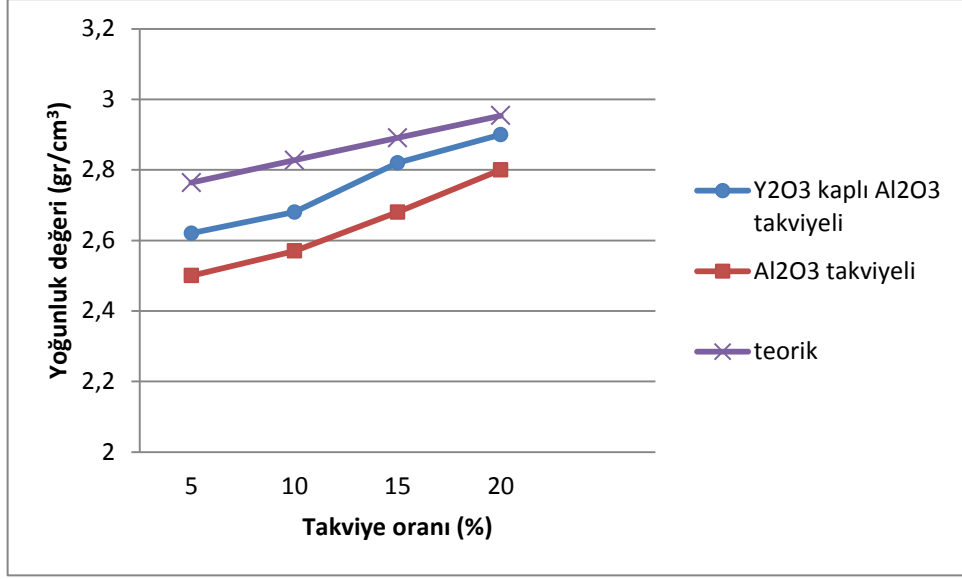
6.2 Yoğunluk ve Porozite Sonuçları

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen AA6061 alüminyum alaşımı kompozitlerin yoğunlukları Arşimet prensibine göre numunelerin hava ve sudaki ağırlıkları tartılarak hesaplanmıştır. Teorik yoğunlukları ise "karışımlar kuralı"na göre hesaplanmıştır.

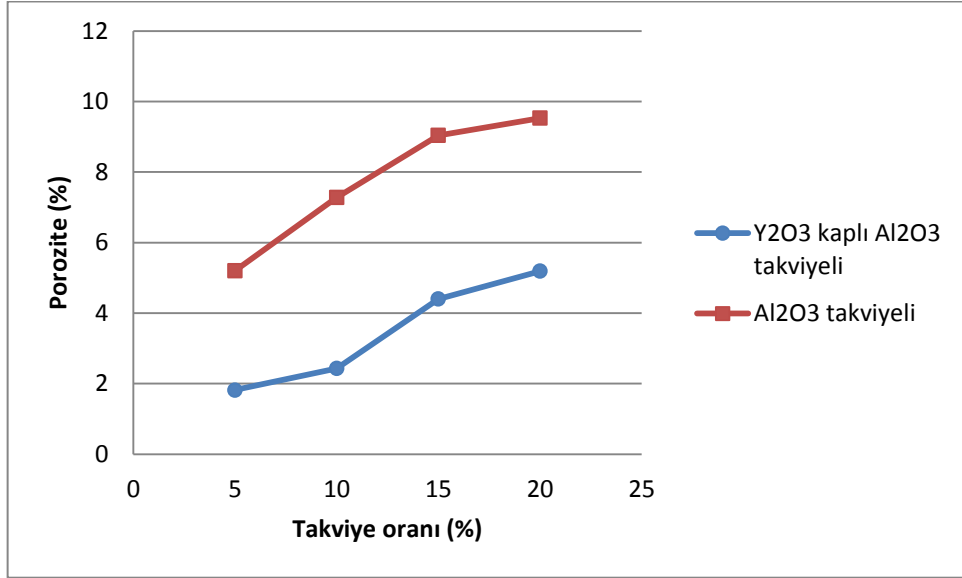
$$\rho_c = \rho_f \cdot V_f + \rho_m \cdot (1 - V_f) \quad (6.1)$$

Burada, ρ_m = matris malzemesinin yoğunluğu, ρ_f = takviye elemanının yoğunluğu, V_f değeri ise kompozitin hacimce takviye elemanı yüzdesini ifade etmektedir.

Teorik ve deneysel yoğunluk değerlerinin kıyaslanması ile numunelerin gözenek oranları tespit edilmiştir. Kompozitlerin partikül takviye oranına göre teorik ve deneysel yoğunluk ölçüm değerleri ile % gözenek oranları sırasıyla Şekil 6.12–6.13'te verilmektedir. Kompozitlerin yoğunlukları karışımlar kuralından da beklendiği üzere doğrusal olarak artmaktadır. Ancak deneysel yoğunluk verilerindeki doğrusal artış oranı teorik değer artışından daha az oranda olmaktadır. Yoğunluk ölçümleri kompozitlerin az miktarda da olsa gözenek içerdiğini göstermektedir. Kompozitlerdeki yoğunluk ve gözenek değerleri artan takviye oranı ile birlikte doğrusal olarak artmaktadır. MMK'lerin üretim yönteminden kaynaklı partiküllerin besleme süresinin uzun olmasından dolayı bir miktar porozitenin olması normaldir. Dökümden hemen sonra uygulanan basınç kompozitlerdeki poroziteyi azaltmış olup alüminyum ana matris ile Al₂O₃ partikülleri arasındaki bağ kuvvetini ve dolayısıyla ıslatabilirliği iyileştirmiştir.



Şekil 6.12 MMK'lerin yoğunluk oranı



Şekil 6.13 MMK'lerin porozite oranı

Partikül hacim oranının artmasıyla beraber kompozitlerin yoğunluğu artmaktadır. Yoğunluktaki artış, partikül ile matris arasında bağlanmanın iyileştirildiğinin bir göstergesi olduğu düşünülmektedir. Takviye hacim oranındaki artış porozite miktarındaki artış ile sonuçlanmaktadır.

Partikül takviye oranındaki artış ile yoğunluktaki artış literatür verileri [26], [68], [88] ile örtüşmektedir. Artan takviye hacim oranının kompozitin yoğunluk ve porozite miktarında artışa neden olduğunu, bu artışın sebebinin ise MMK'lerin üretim aşamasında hacim oranındaki artışla beraber partikül ilavesi için daha fazla zamana

ihtiyaç duyulmasına bağlamaktadırlar [88]. Daha fazla partikül ilavesi durumunda temas yüzey alanı artacağından porozite seviyesi de artmış olacaktır.

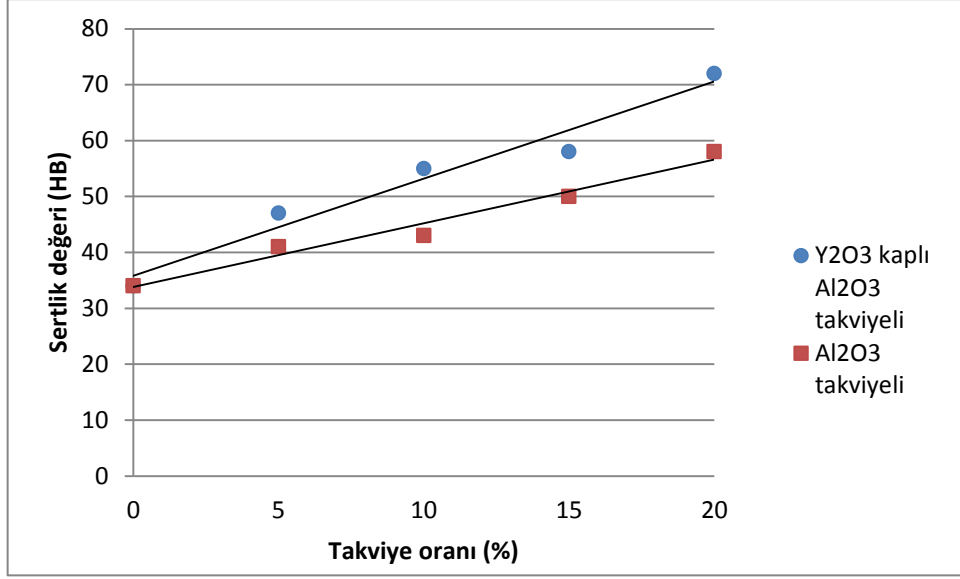
6.3 Sertlik Sonuçları

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin artan takviye oranına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi Şekil 6.14'te verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere partikül takviye oranının ağırlıkça yüzdesinin artmasıyla kompozit malzemelerin sertliği artmaktadır. Sertlikteki bu artış partikülün ağırlıkça yüzde oranının artması ile matris-takviye elemanı arasındaki ısıl genleşme katsayısı farklılıklarına bağlı olarak meydana gelen kalıcı gerilmeler ve Al_2O_3 partiküllerinin sertliğinden kaynaklandığı ileri sürülmektedir. Bu durum literatürle [26], [76], [88], benzerlik göstermektedir.

Kompozit malzemelerle aynı şekilde üretilen takviyesiz ana matris alaşımın sertliği 34,5HB iken bu alaşıma %5 Al_2O_3 partikül takviyesi sertliği 41 HB'ye çıkartmaktadır. %10 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin sertlik değeri 43 HB iken takviye oranı %15'e çıkarıldığında sertlik değeri de 50 HB'ye ulaşmaktadır. Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitlerde en yüksek sertlik değeri ağırlıkça %20 takviye içermesi durumunda 58 HB olarak tespit edilmiştir.

Burada takviyesiz ana matris için elde edilen 34,5 HB sertlik değeri literatür verileri ile örtüşmektedir. Literatürde AA6061 alüminyumun sertliği 30 HB olarak verilmiştir [89].

Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül içeren kompozitlerin sertlik eğilimleri de benzer şekildedir. Ancak burada sertlik değerleri Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerle kıyaslandığında daha yüksektir. %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül içeren kompozit 47 HB sertlik değerine sahipken %10 oranında Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül içeren AA6061 alüminyum kompozitin sertlik değeri 55 HB'dir. Yine takviye oranı %15'e çıktığında sertlik değeri 58 HB olup maksimum sertlik değeri %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül içeren kompozit durumunda 72 HB olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.14 MMK'lerin takviye oranına bağlı olarak sertlik değişimleri

Ölçümler sonucunda ana matris alaşıma sert partikül takviye elemanının katılması ile MMK'lerin sertliklerinin de arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımının sertliğinin, Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerin sertliğinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuç Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküllerin arayüzeyde segregasyonu veya takviye elemanının ana matris içerisinde daha homojen dağılımı ve matris ile takviye arasında daha iyi bir bağ yapısı ile açıklanabilir.

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen kompozitlere 6 saat süresince $560^\circ C$ 'de homojenizasyon işlemi uygulanmış olup homojenizasyon sonucu sertlik değişimleri Çizelge 6.1'de verilmektedir.

Çizelge 6.1 MMK'lerin homojenizasyon sertlik değişimleri

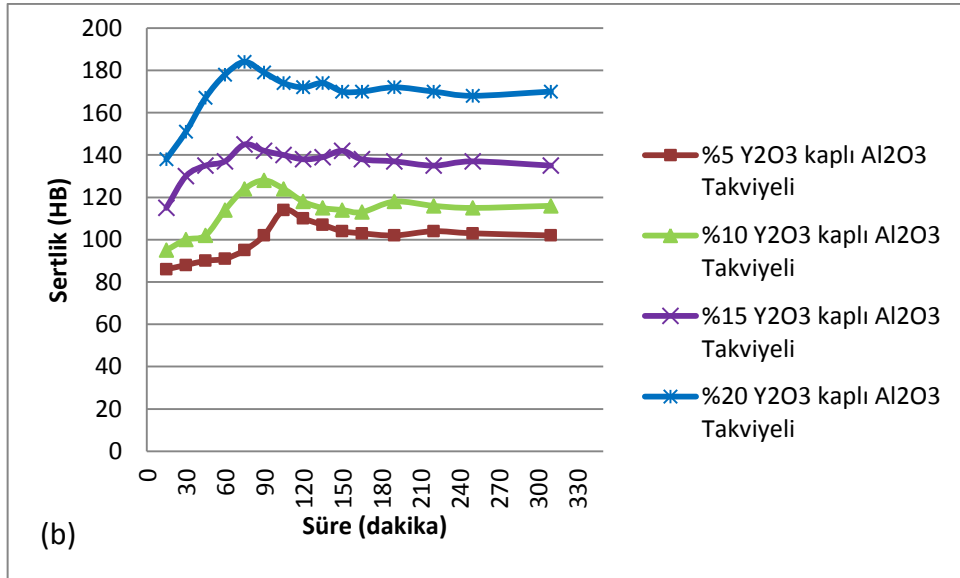
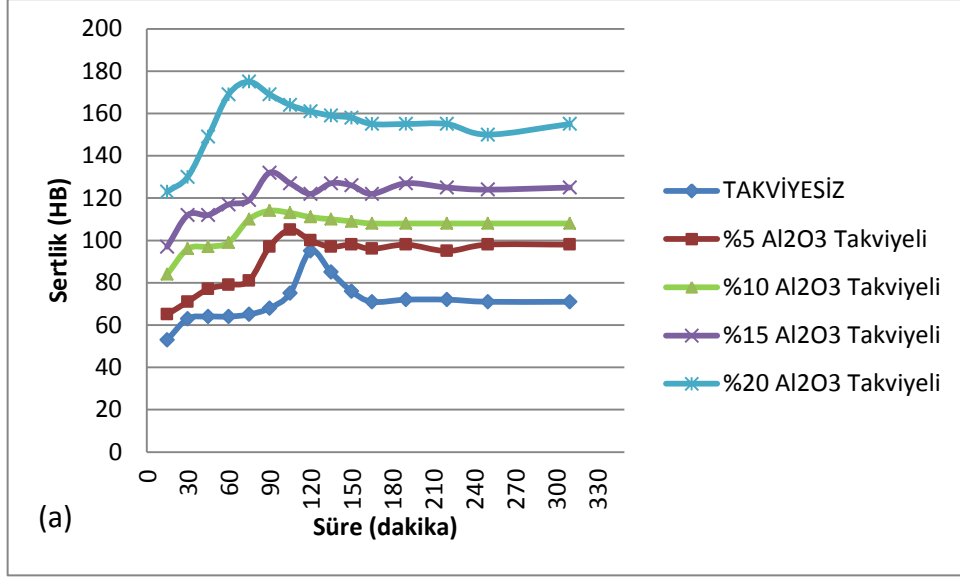
	Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 takviyeli,	Al_2O_3 takviyeli
Takviyesiz	36 HB	36 HB
% 5 takviye oranı	50 HB	44 HB
% 10 takviye oranı	56 HB	44 HB
% 15 takviye oranı	59 HB	52 HB
% 20 takviye oranı	71 HB	60 HB

Matris alaşımdaki partikül hacim oranının artmasıyla beraber matris alaşımının ikincil sert faz içeriğinin artmasından dolayı metal matrisli kompozitlerin sertliği de doğrusal olarak artmaktadır. Benzer sonuçlar literatürde sürekli bor takviyeli Al-4,4%Cu alaşımı kompozitler ile alümina kısa fiber takviyeli Al-Si alaşımı sıkıştırma döküm kompozitlerinin dayanım ve sertlik değerlerinde önemli miktarda iyileşmeler ile görülmüştür. Al-Qutub vd. [63], mikron altı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitlerin takviye hacim oranının %0'dan %30'a artarken kompozitlerin mikrosertlik değerinin de 46.85 HVN'den 154.1 HVN'e arttığını tespit etmişlerdir. Takviye bileşenin artmasıyla birlikte kompozitlerin sertliğindeki iyileşme takviyelerin daha yüksek sertlikte olmalarına dayanmaktadır. Bunun yanında dislokasyon yoğunlukları da etkili olmaktadır. Matris alaşımda takviye içeriğinin artması katılma süresince matris alaşım ile takviyenin ısıl uyumsuzluklarından dolayı dislokasyonları arttırır. Sıcaklık değişimlerinden dolayı matris ile takviye arasındaki ısıl genleşmenin uyumsuzluğu iç gerinim ve kompozitlerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini etkileyen uyumsuz gerilme ile sonuçlanır. Takviye partikülleri daha küçük hacimsel genleşmeye uyum sağlamak için matrisi plastik olarak deformasyona uğrattırır. Dislokasyon yoğunluğundaki artış, plastik deformasyonla daha yüksek dayanım ve sertlikte iyileşme ile sonuçlanır [73].

6.4 Çökme Sertleşmesi (T6 ısıl işlemi) sonrası Sertlik Değişimleri

Alüminyum matrisli kompozitler için çökme sertleşmesi en önemli sertleşme mekanizmasıdır. AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerde matrisin mikro yapısını modifiye ederek kompozitin dayanımını arttırmak amacıyla çökme sertleşmesi (T6 ısıl işlemi) ısıl işlemi uygulanmıştır. Çökme sertleşmesi deneyleri sonucunda üretilen kompozitlerin sertliklerinin önce arttığı, belirli bir pik değere ulaştıktan sonra sertliğin tekrar düşüp belirli bir süre sonra sertlik değerinde göze çarpan bir değişiklik olmadığı tespit edilmiştir.

Şekil 6.15'te kompozitlerin ve takviyesiz alaşımın sertlikleri üzerine yaşlandırma zamanının etkisi gösterilmektedir.



Şekil 6.15 Kompozitlerin ve takviyesiz alaşımın çökeltme sertleşmesi sertlik değişimi
a) Al₂O₃ partikül takviyeli b) Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ takviyeli

Kompozitler takviyesiz alaşımla kıyaslandığında daha yüksek pik sertliği ve daha düşük pik yaşlanma süresi göstermektedir. Bu kompozitlerde daha yüksek dislokasyon yoğunluğu ve dislokasyonlar üzerindeki çökeltilerin heterojen çekirdeklenmesi ile ilgili olabilir.

Takviyesiz AA6061 alüminyum alaşımının çökeltme sertliği 95 HB maksimum değerine 120 dakika sürede ulaşmaktadır. Bu sonuç literatürde AA6061 alüminyumun çökeltme sertliği için verilen 95 HB değeri ile örtüşmektedir [89].

Genellikle alüminyum alaşımında kabul edilen çökelme sertleşmesi dizisi, aşırı doymuş katı hal çözeltisi (super-saturated solid solution) => boşluk alüminyum salkımları=>GP bölgeleri=> β'' uyumlu uç fazı çökeltileri => β' yarı uyumlu çubuklar => Denge β tabakası şeklindedir. Reihani [4], alüminyum matrise takviye ilavesinin yaşlanma kinetiğini hızlandığını tespit etmiştir. Bu durum, matris alaşımı ile takviye elemanı arasındaki uyumsuzluk sebebi ile matrisin dislokasyon yoğunluğunun artması ile açıklanabilir. Ayrıca bilindiği üzere metal matristeki yüksek dislokasyon yoğunluğu kimyasal elementlerin dislokasyon destekli difüzyonlarını da arttırmaktadır. Reihani bu durumun SiC partiküller üzerinde kararlı fazların heterojen çekirdeklenme kabiliyetine de bağlamaktadır.

Appendino vd. [90], tarafından yapılan çalışmalar, AA6061 alüminyum alaşımlı süreksiz takviyeli kompozitler için yaşlanma sırasını aşağıdaki şekilde belirtmiştir: aşırı doymuş katı çözelti -> çözünen atomların ve boşlukların (başlangıç GP bölgeleri) salkımlaşması -> sivri uçlu Guiner Preston (GP) zonları -> çubuk biçimli, yarı kararlı, hexagonal, yarı koherent, β fazı -> kararlı, inkoherent, kübik, Mg_2Si çökeltileri (β fazı). AA6061 alüminyum alaşımı doğal yaşlanmadan çabuk etkilendiğinden süreksiz takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı matrisli kompozitlerin ve AA6061 alüminyum alaşımlarının yapay yaşlanması partiküllerin ince ve homojen dağılımını sağlamak amacıyla soğutmadan sonra hemen gerçekleştirilmektedir.

Mahadevan vd.[6], SiC takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökelme sertleşmesi sonucunda sertlik değerlerini geciktirilmiş yaşlanmanın ilk 8 saatinde sertlikte düşüş, 8–16 sertlikte artış, 16–24 saat sonunda sertliğin sabit kaldığını tespit etmiştir.

Chu vd [91], [92], 3 μm Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin farklı hacim oranlarındaki yaşlanma zamanına karşın sertlikleri incelemişler ve sertlik artışının yalnızca dislokasyon yoğunluğunun artmasından değil (ısıl uzama katsayısının uyumsuzluğu nedeni ile) aynı zamanda artan partikül yoğunluğundan dolayı olduğunu ortaya koymuşlardır. Yaşlanma zamanı arttığından kompozitlerin yaşlanmaya verdiği tepki AA6061 ana alaşımının verdiği tepkiden çok daha az olduğunu, daha yüksek

oranlarda Al_2O_3 partikül içeriğinin daha küçük yaşlanma tepkisine neden olduğunu belirtmişlerdir.

Literatürde belirtildiği üzere Al_2O_3 takviyeli yaşlanma ile sertleşebilir alüminyum kompozitleri düşünüldüğünde çökeltme sertleşmesindeki düşüş ile ilgili benzer sonuçlar elde edilmiştir. Sonuçlar çökeltme sertleşmesi elemanı Mg ile Al_2O_3 partiküllerin spinel $MgAl_2O_4$ oluşturan reaksiyonu ile ilgili gösterilmektedir. Kompozitin çökeltme sertleşmesi kapasitesi, matris içerisindeki Mg'un bu reaksiyon boyunca tüketildiğinden buna bağlı olarak düşmektedir.

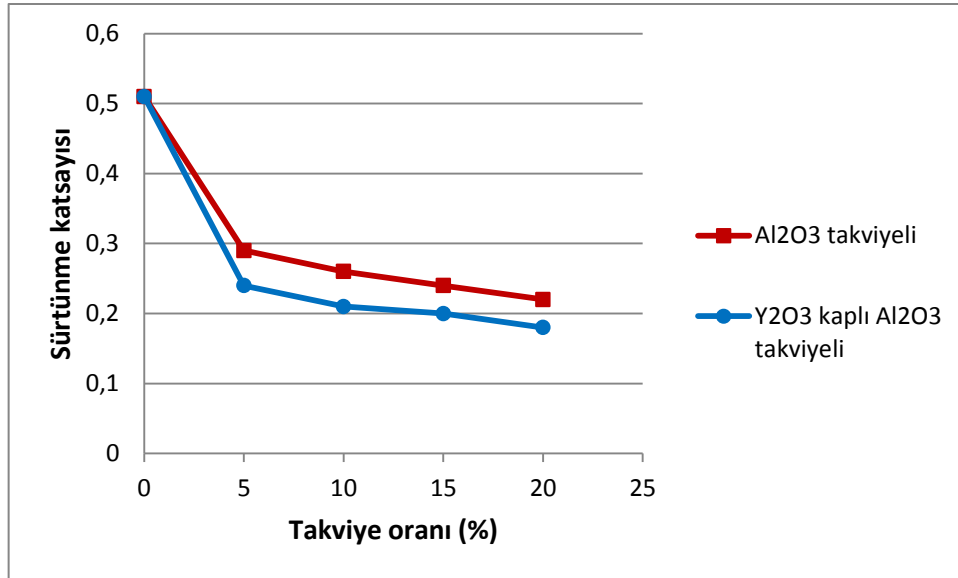
Daha önceki çalışmalar mikro partikül takviyeli kompozitler için partiküllerin ilavesi kompozitlerde matris alaşımının yaşlanma kinetiğini hızlandırdığını göstermektedir. Bu hızlanma matris alaşımına partiküllerin girmesinden dolayı kompozitlerde elde edilen daha yüksek dislokasyon yoğunlukları ile ilgilidir. Çoğu dislokasyon çökelti için çekirdeklenme bölgesi olarak rol oynar ve çökelti oluşumunu sağlar [93].

Çözeltiye alma işlemi koşullarında kompozit matrislerinin sertliği matrisin sertliğinden daha yüksektir. Bunun sebebi matris dislokasyon yoğunluğundaki artıştır. Daoud [94]'un bildirdiğine göre, Arsenault tarafından sunulan dislokasyon üretme mekanizması bu yüksek dislokasyon yoğunluğunun açıklamasını matris ve takviyenin ısıl genleşme katsayısındaki büyük farka bağlamaktadır. Kompozit yüksek sıcaklıktan (katılaşma boyunca ya da çözeltiye alma işlemi) soğutulduğunda uyumsuz gerilmeler meydana gelir. Bu dislokasyonları üretmek için gerekli/yeterli matris/takviye arayüzündeki farklı ısıl kısılmalardan dolayıdır. Çözeltiye alma işlemi koşulunda %5 Al_2O_3 partiküllü kompozit ile matris arasındaki sertlikte büyük fark olduğu tespit edilmiştir. Buna karşın %5, 10 ve 20 Al_2O_3 partikülleri arasındaki fark küçüktür. Daoud [94]'un bildirdiğine göre yapmış olduğu bu çalışma Dutta'nın yapmış olduğu çalışma ile örtüşmektedir. Dutta da %0'dan %10' a takviye artışının dislokasyon yoğunluğunu yaklaşık 2 kat arttırdığını tespit etmiştir.

6.5 Aşınma Deneyle Sonuçları

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin döküm sonrası ball-on-disk tipi aşınma cihazındaki kuru sürtünme aşınma deneyle gerçekleştirilmiştir. Kuru sürtünme

deneylerinin sonuçları takviye oranı-sürtünme katsayısına bağlı olarak Şekil 6.16'da verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere takviye oranı arttıkça sürtünme katsayısı düşmektedir.



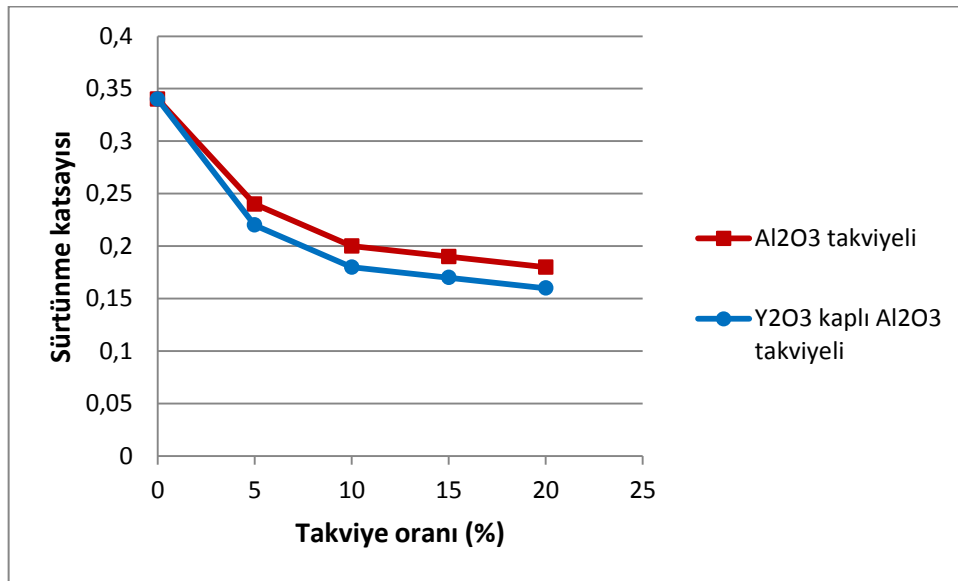
Şekil 6.16 MMK'lerin döküm sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının sürtünme katsayısı-takviye oranına bağlı grafiği

Takviyesiz ana matris alaşımın aşınma deneyi sonunda sürtünme katsayısı 0,51 iken %5 Al₂O₃ partikül takviyesi durumunda sürtünme katsayısı 0,29'e, %10 Al₂O₃ partikül ilavesi durumunda ise 0,26'e düşmektedir. %15 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitler için sürtünme katsayısı 0,24 ve %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayısı ise 0,22 olarak elde edilmektedir.

Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayıları Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitlerde olduğu gibi takviye oranı arttıkça sürtünme katsayıları da azalma eğilimindedir. Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayıları Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayılarından daha düşüktür. %5 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayısı 0,24 iken %10 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitler için sürtünme katsayısı 0,21 olmakla beraber takviye oranı %15'e çıkarıldığında kompozitlerin sürtünme katsayısı 0,20 olmaktadır. %20 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül

takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayısı ise 0,18 olarak elde edilmektedir.

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin döküm sonrası çökeltme sertleşmesi (T6) sonrası ball-on-disk tipi aşınma cihazındaki kuru sürtünme deneylerinin sonuçları takviye oranı ile sürtünme katsayısına bağlı olarak Şekil 6.17'de verilmektedir. Çökeltme sertleşmesi sonucunda sertliklerinde artış elde edilen kompozitlerin sürtünme katsayıları da takviye oranındaki artışla beraber azalmaktadır.



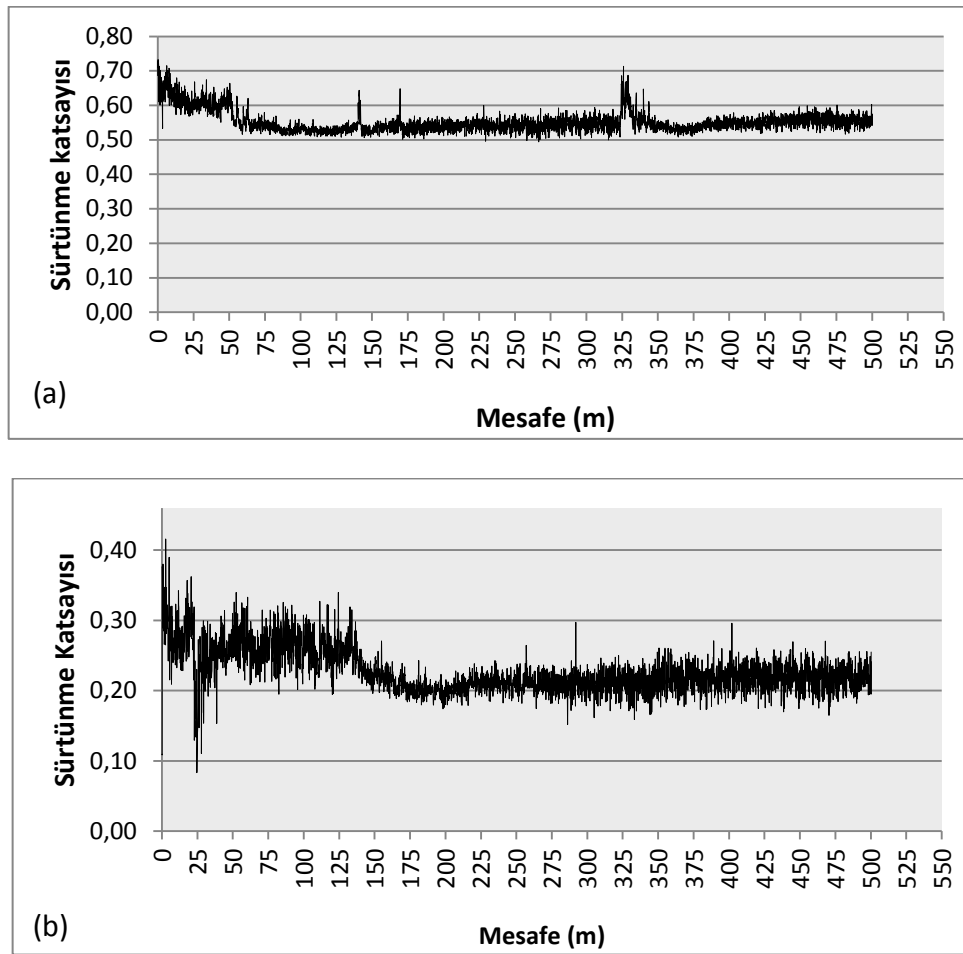
Şekil 6.17 MMK'lerin sıkıştırma döküm takiben T6 çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının sürtünme katsayısı-takviye oranına bağlı grafiği

Takviyesiz ana matris alaşımın çökeltme sertleşmesi işlemine takiben uygulanan aşınma deneyi sonunda sürtünme katsayısı 0,34 iken %5 Al₂O₃ partikül takviyesi durumunda sürtünme katsayısı 0,24'e, %10 Al₂O₃ partikül ilavesi durumunda ise 0,20'ye düşmektedir. Burada %15 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin sürtünme katsayısı 0,19 ve %20 oranında Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin sürtünme katsayısı ise 0,18 olmaktadır.

Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin çökeltme sertleşmesine takiben yapılan aşınma deneylerinde sürtünme katsayıları Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitlerde olduğu gibi takviye oranı arttıkça sürtünme katsayıları da azalma eğilimindedir. Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayıları Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitlerin sürtünme

katsayılarından daha düşüktür. %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayısı 0,22 iken %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayısı 0,18'e düşmektedir. %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı kompozitlerin sürtünme katsayısı 0,17 iken minimum sürtünme katsayısını 0,16 olarak maksimum takviye oranında (%20) elde edilmektedir.

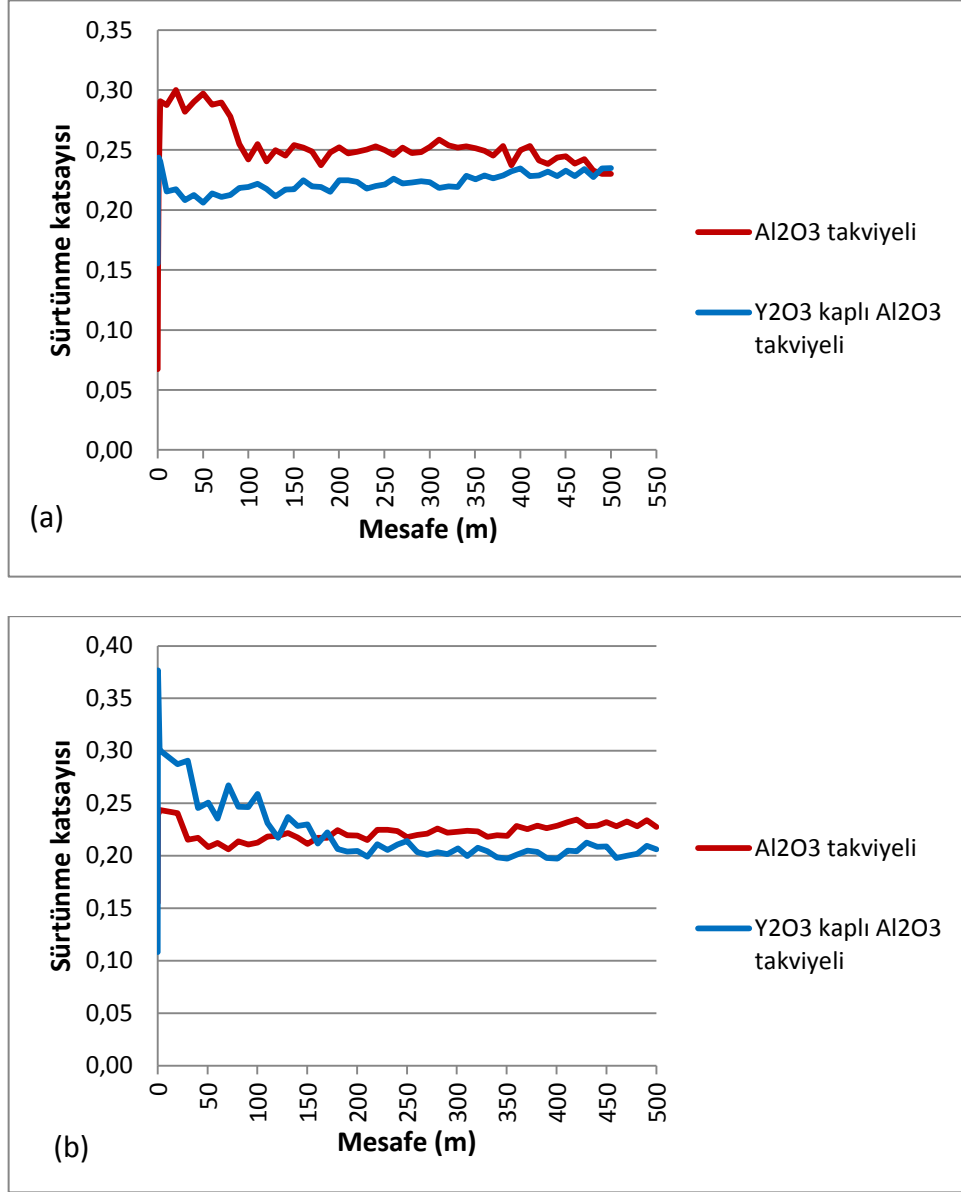
Şekil 6.18'de takviyesiz matris alaşımın döküm sonrası ve takiben çökelme sertleşmesi sonrasında yapılan kuru sürtünme deneylerinde elde edilen sürtünme mesafesi ile sürtünme katsayısı arasındaki ilişkiye ait grafik verilmektedir.



Şekil 6.18 Takviyesiz AA6061 alüminyum ana matrisin (a) döküm sonrası (b) çökelme sertleşmesi (T6) sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği

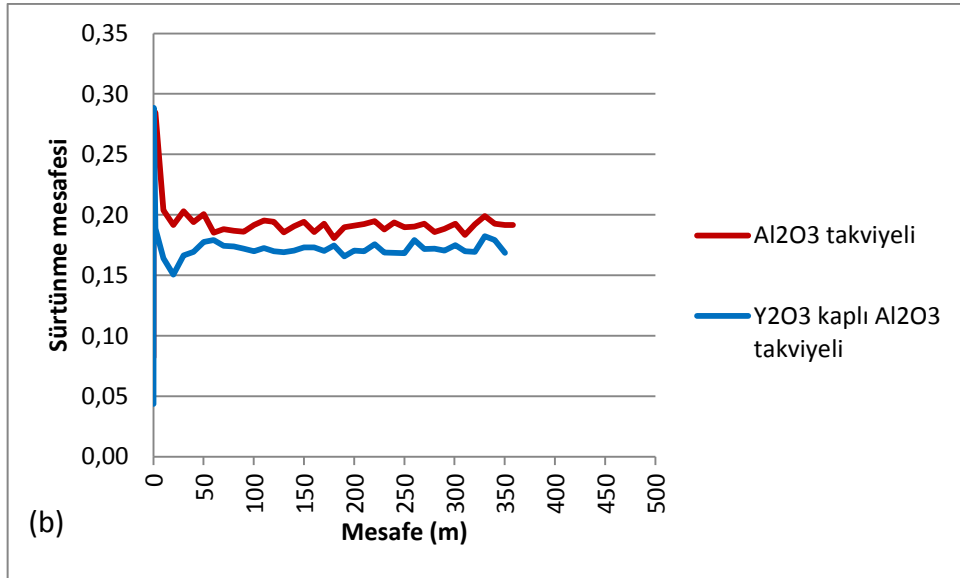
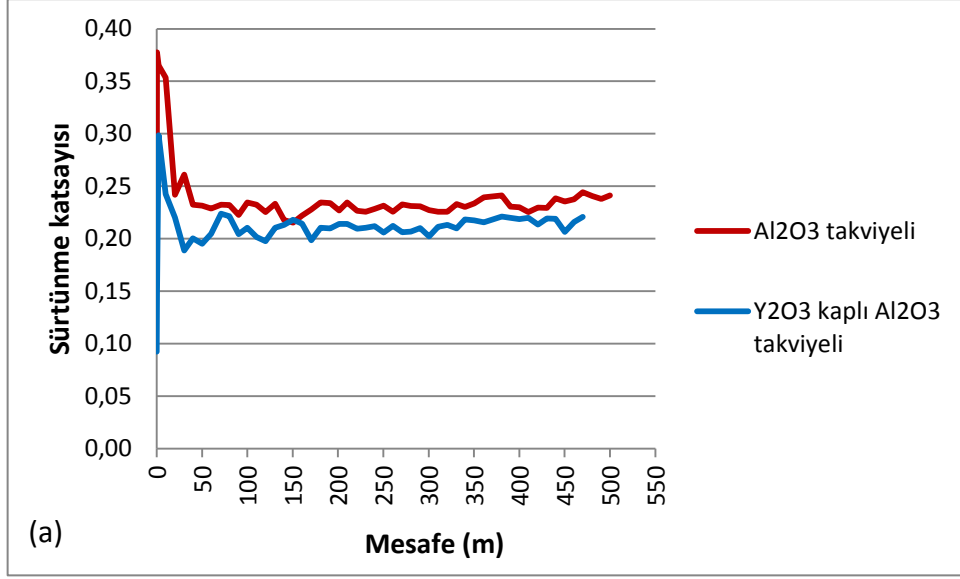
Şekil 6.19 a ve b'de %5 Al_2O_3 partikül takiyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin ve kıyaslama yapabilmek adına %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takiyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin döküm sonrası ve takiben çökelme sertleşmesi sonrasında yapılan

kuru sürtünme deneylerinde elde edilen sürtünme mesafesi ile sürtünme katsayısı arasındaki ilişkiye ait grafik verilmektedir.



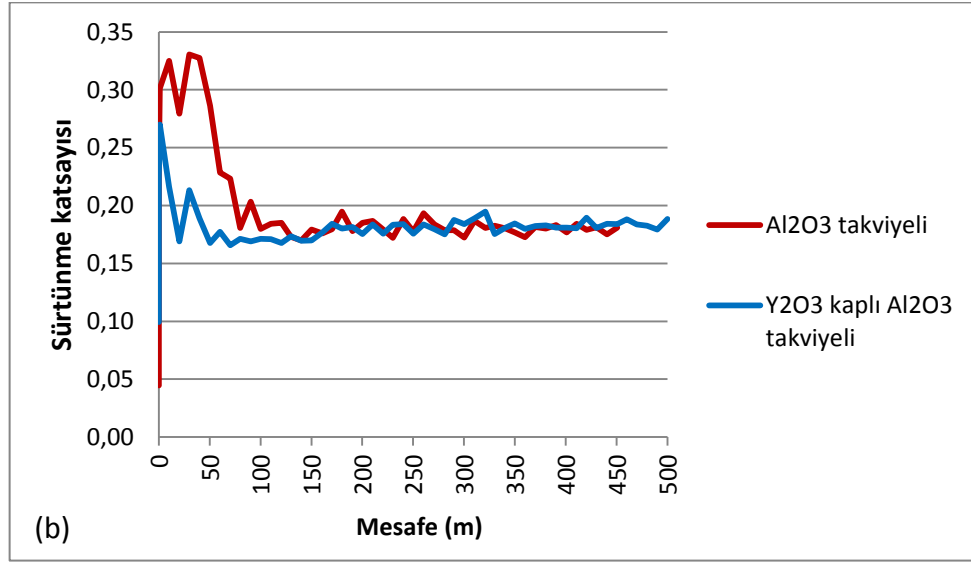
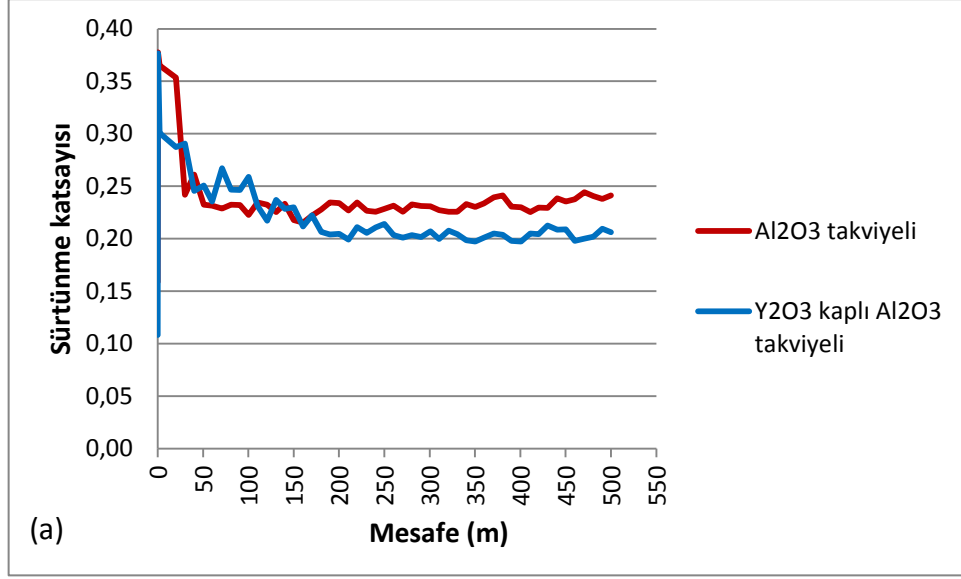
Şekil 6.19 %5 Al₂O₃ partikül takviyeli ve %5 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği

Şekil 6.20 a ve b’de %10 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin ve kıyaslama yapabilmek adına %10 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin döküm sonrası ve takiben çökeltme sertleşmesi sonrasında yapılan kuru sürtünme deneylerinde elde edilen sürtünme mesafesi ile sürtünme katsayısı arasındaki ilişkiye ait grafik verilmektedir.



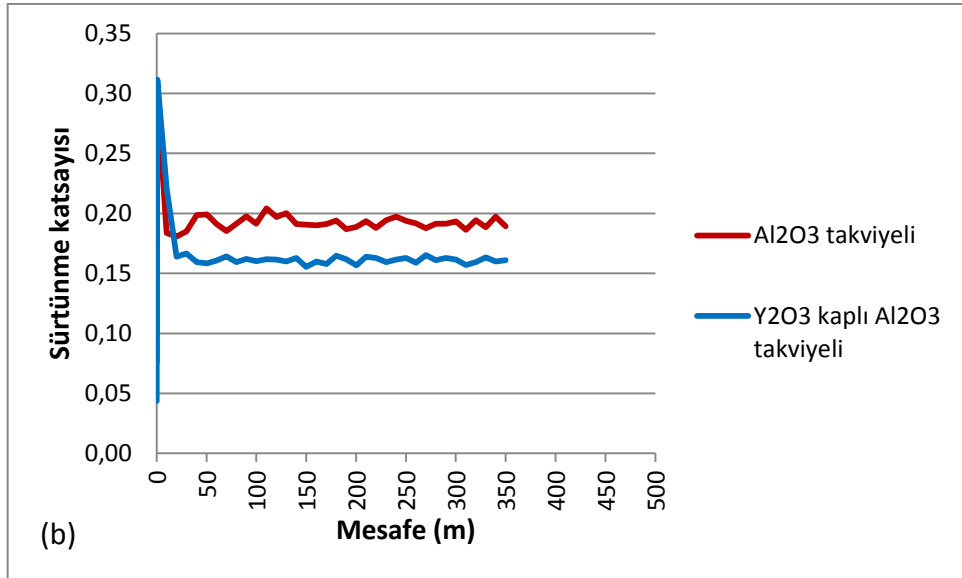
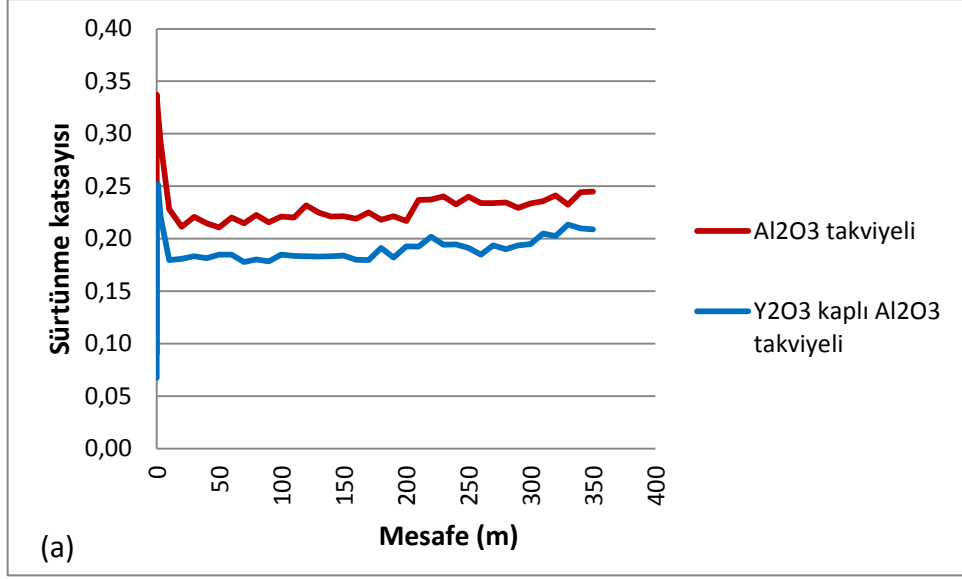
Şekil 6.20 %10 Al₂O₃ partikül takviyeli ve %10 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği

Şekil 6.21 a ve b’de %15 Al₂O₃ partikül takiyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin ve kıyaslama yapabilmek adına %15 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takiyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin döküm sonrası ve takiben çökelme sertleşmesi sonrasında yapılan kuru sürtünme deneylerinde elde edilen sürtünme mesafesi ile sürtünme katsayısı arasındaki ilişkiye ait grafik verilmektedir.



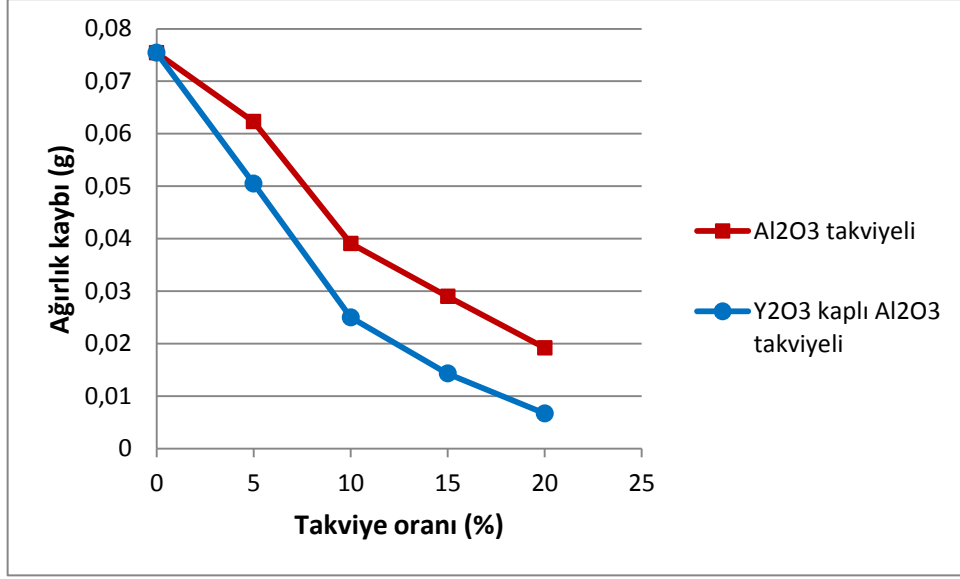
Şekil 6.21 %15 Al₂O₃ partikül takviyeli ve %15 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği

Şekil 6.22 a ve b'de %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA60061 alüminyum matrisli kompozitin ve kıyaslama yapabilmek adına %20 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin döküm sonrası ve takiben çökeltme sertleşmesi sonrasında yapılan kuru sürtünme deneylerinde elde edilen sürtünme mesafesi ile sürtünme katsayısı arasındaki ilişkiye ait grafik verilmektedir.



Şekil 6.22 %20 Al₂O₃ partikül takviyeli ve %20 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum matrisli kompozitin (a) döküm sonrası (b) çözeltiye alma ısıl işlemi sonrası kuru sürtünmesinden elde edilen sürtünme mesafesi-sürtünme katsayısı grafiği

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin döküm sonrası ball-on-disk tipi aşınma cihazındaki kuru sürtünme deneylerinin sonuçları ağırlık kaybına bağlı olarak Şekil 6.23'te verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere takviye oranı arttıkça kompozitlerin aşınma sonrası ağırlık kayıpları azalmaktadır.

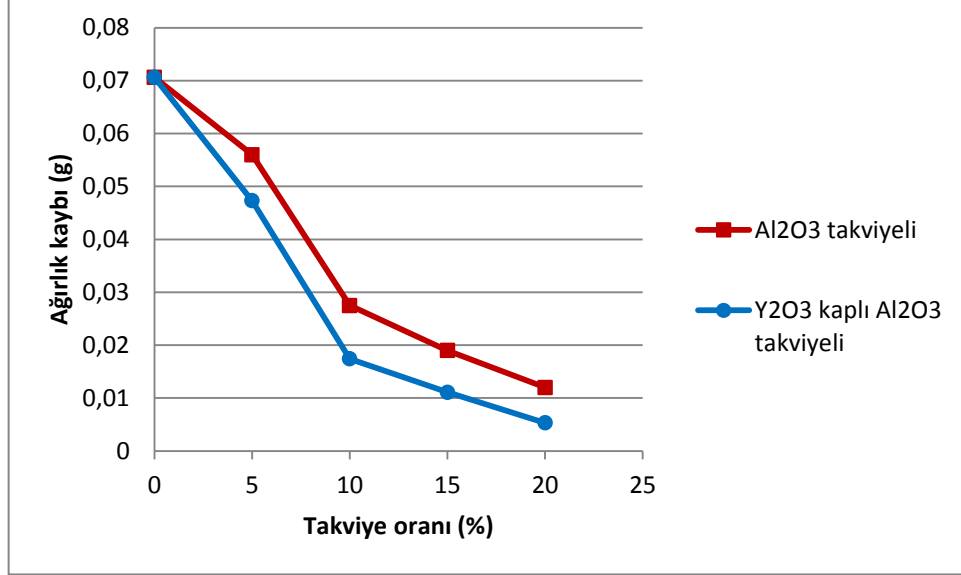


Şekil 6.23 MMK'lerin sıkıştırma döküm prosesi sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının ağırlık kaybı-takviye oranına bağlı grafiği

Takviyesiz AA6061 alüminyum ana matris alaşımın diğer kompozitlerle aynı şekilde sıkıştırma döküm yöntemi ile üretimlerinden sonra uygulanan aşınma deneylerindeki ağırlık kayıpları 0,0754 g olmaktadır. Bu alaşıma %5 oranında Al₂O₃ partikül takviye edildiğinde ağırlık kaybı 0,0623 g olmaktadır. %10 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kayıpları 0,0391 g, %15 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kaybı 0,029 g olmaktadır. En az ağırlık kaybı %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınma deneyleri sonucunda 0,0192 g olarak tespit edilmiştir.

Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin aynı koşullardaki aşınma deneylerinin sonucunda ağırlık kayıpları da artan takviye oranı ile azalma eğiliminde olduğu tespit edilmiştir. Ancak burada ağırlık kayıpları Al₂O₃ partikül takviyeli olanlarla kıyaslandığında daha az olmaktadır. %5 oranında Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin ağırlık kaybı 0,0505 g olmaktadır. %10 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kayıpları 0,025 g, %15 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin ağırlık kaybı 0,0143 g olmaktadır. En az ağırlık kaybı %20 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin aşınma deneyleri sonucunda 0,0067 g olarak tespit edilmiştir.

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin döküm prosesini takiben çökeltme sertleşmesi (T6) ball-on-disk tipi aşınma cihazındaki kuru sürtünme deneylerinin sonuçları ağırlık kaybına bağlı olarak Şekil 6.24'te verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere T6 ısıl işlemini takiben kompozitlerin aşınma sonrası ağırlık kayıpları takviye oranındaki artışla beraber daha da azalmaktadır.



Şekil 6.24 MMK'lerin sıkıştırma döküm prosesine takiben çökeltme sertleşmesi (T6) sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının ağırlık kaybı-takviye oranına bağlı grafiği

Takviyesiz AA6061 alüminyum ana matris alaşımın diğer kompozitlerle aynı şekilde sıkıştırma döküm yöntemi ile üretimini takiben çökeltme sertleşmesi ısıl işleminden sonra uygulanan aşınma deneylerindeki ağırlık kayıpları 0,0706 g olmaktadır. Bu alaşıma %5 oranında Al₂O₃ partikül takviye edildiğinde ağırlık kaybı 0,056 g olmaktadır. %10 Al₂O₃ takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kayıpları 0,0275 g, %15 Al₂O₃ takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kaybı 0,0119 g olmaktadır. En az ağırlık kaybı %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınma deneyleri sonucunda 0,012 g olarak tespit edilmiştir.

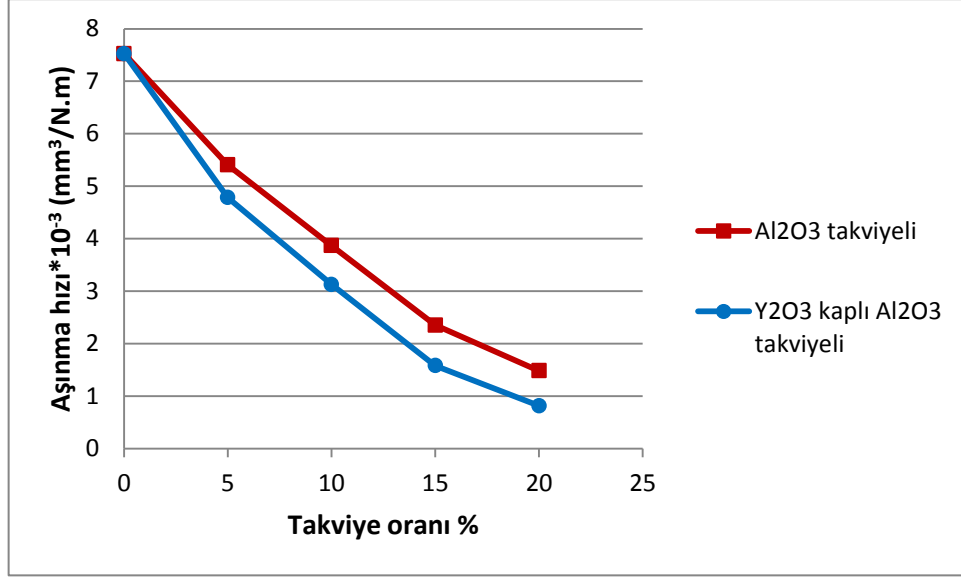
Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin aynı koşullardaki aşınma deneylerinin sonucunda ağırlık kayıpları da artan takviye oranı ile azalma eğiliminde olduğu tespit edilmiştir. Ancak burada ağırlık kayıpları Al₂O₃ partikül takviyeli olanlarla kıyaslandığında daha az olmaktadır. %5 oranında Y₂O₃ kaplı Al₂O₃

partikül takviyeli AA6061 Al kompozitlerin ağırlık kaybı 0,0473 g olmaktadır. %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kayıpları 0,0174 g, %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin ağırlık kaybı 0,0111 g olmaktadır. En az ağırlık kaybı %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin aşınma deneyleri sonucunda 0,0053 g olarak tespit edilmiştir.

Takviyesiz AA6061 alüminyum alaşımı beklenildiği gibi aşındırıcı sürtünme boyunca en yüksek ağırlık kaybını vermektedir. Matris alaşımın hacim kaybı kompozitlerinden çok daha fazladır ve hemen hemen sürtünme mesafesi ile beraber doğrusal olarak artmaktadır buna karşın kompozitlerin hacim kaybı çok az artmaktadır. Düşük hacim kaybı gösteren kompozitler Al_2O_3 partiküllerin ilavesinin etkisini göstermektedir. Bu aşınma dayanımı etkileyen baskın faktör olan malzemenin sertliği ile ilgilidir. Aşınma hacim kaybındaki azalma sert takviye malzemesinin daha yüksek yük taşıyabilme kapasitesi ile ilişkili olabilir.

Kök [78], matris alaşıma yalnızca %10 Al_2O_3 partikül ilavesinin bile hacim kayıplarını azaltmakta çok etkin olduğunu belirtmiştir. AA2024 alüminyum matris alaşımına Al_2O_3 partikül ilavesinin sertliğini oldukça arttırdığını ortaya koymuştur.

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin döküm sonrası ball-on-disk tipi aşınma cihazındaki kuru sürtünme deneylerinin sonuçları aşınma hızının takviye oranına bağlı irdelenmesine ait diyagram Şekil 6.25'te verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere takviye oranı arttıkça aşınma hızı azalmakta dolayısıyla aşınma dayanımda iyileşme görülmektedir.



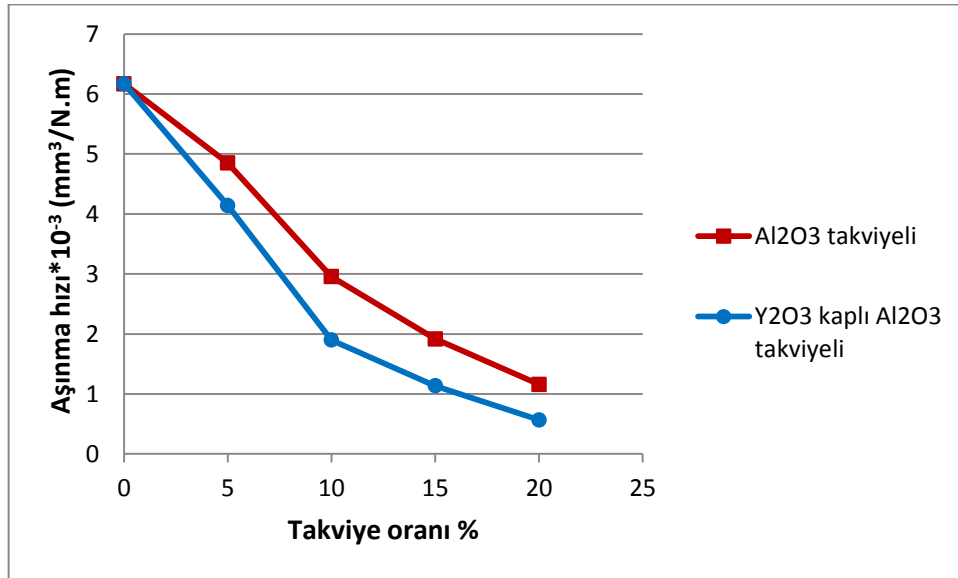
Şekil 6.25 MMK'lerin sıkıştırma döküm sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının aşınma hızı-takviye oranına bağlı grafiği

Takviyesiz AA6061 alaşımın kuru sürtünme sonucunda aşınma hızı $7,526 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak tespit edilmiştir. AA6061 alüminyum ana matrise %5 Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda aşınma hızı $5,408 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, %10 Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda ise aşınma hızı $3,871 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. %15 Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin aşınma hızı $2,355 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. Takviye oranı %20'ye çıkarıldığında aşınma hızı $1,484 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}'ye$ düşmektedir.

Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımının kuru sürtünme aşınma deneyleri sonucunda aşınma hızları artan takviye oranı ile birlikte azalma eğilimindedir. %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda aşınma hızı $4,785 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda ise aşınma hızı $3,128 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin aşınma hızı $1,582 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. Takviye oranı %20'ye çıkarıldığında aşınma hızı $1,817 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}'ye$ düşmektedir. Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerin aynı koşullardaki kuru sürtünmesi sonucunda aşınma hızları Al_2O_3 takviyeli kompozitlerden daha düşük olmaktadır.

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen MMK'lerin döküm prosesine takiben çökelme sertleşmesi (T6) sonrasında sertliklerindeki artışla beraber ball-on-disk tipi aşınma cihazındaki kuru sürtünme deneylerinin sonucunda aşınma hızları takviye oranına bağlı olarak irdelenmiştir. Şekil 6.26'da çökelme sertleşmesi sonucunda kompozitlerin

aşınma hızı takviye oranı grafiği verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere çökeltme sertleşmesi sonrası takviye oranı arttıkça aşınma hızı daha da azalmaktadır.



Şekil 6.26 MMK'lerin sıkıştırma döküm prosesine takiben çökeltme sertleşmesi (T6) sonrası kuru sürtünme aşınma sonuçlarının aşınma hızı-takviye oranına bağlı grafiği

Takviyesiz AA6061 alaşımın sıkıştırma dökümüne takiben çökeltme sertleşmesi (T6) ısı işleme uygulanan numunelerin kuru sürtünme sonucunda aşınma hızı $6,17 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak tespit edilmiştir. AA6061 alüminyum ana matrise %5 Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda aşınma hızı $4,848 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, %10 Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda ise aşınma hızı $2,955 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. %15 Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin aşınma hızı $1,916 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. Takviye oranı %20'ye çıkarıldığında aşınma hızı $1,157 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ 'ye düşmektedir.

Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımının sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmesine takiben çökeltme sertleşmesi (T6) ısı işleme uygulanan numunelerin kuru sürtünme sonucunda aşınma hızları artan takviye oranı ile birlikte azalma eğilimindedir. %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda aşınma hızı $4,14 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül ilavesi durumunda ise aşınma hızı $1,897 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin aşınma hızı $1,134 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olmaktadır. Takviye oranı %20'ye çıkarıldığında aşınma hızı $0,566 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ 'ye düşmektedir. Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerin aynı koşullardaki kuru sürtünmesi sonucunda aşınma hızları Al_2O_3 takviyeli kompozitlerden daha düşük olmaktadır.

Üretilen takviyeli kompozitlerdeki aşınma kayıplarının takviye oranına paralel olarak azalması yukarıda açıklandığı gibi sürtünme katsayısının takviye oranına bağlı olarak azalması ile yakından ilgilidir.

$$\Delta V = Kw \frac{P L}{3 H} \quad (6.1)$$

Burada ΔV , aşınma yüzeyine P normal yükte L mesafesinde yumuşak malzemenin sürtünmesinden sonraki hacimsel malzeme kaybını vermektedir. H yumuşak aşınan malzemenin Brinell sertliği, Kw ise birimsiz aşınma katsayısını ifade etmektedir [95].

Yukarıda verilmekte olan Archard eşitliği malzemelerin aşınması sırasında oluşan aşınma kayıplarını özetleyen en temel model olarak bilinmektedir. Bu modelde sertliğin malzemenin aşınma miktarını azaltacağı öngörülmektedir. Bir başka deyişle sertlikteki artışın malzemenin aşınma miktarını azaltacağı gerçeğini ortaya koymaktadır. Bu çalışma kapsamında üretilen kompozit malzemelerin aşınma dirençlerinin takviye oranıyla birlikte artmasındaki temel sebep kompozitin sertliğinin artmasıdır. Takviye yanında matris malzemesinde yapılan çökeltme sertleşmesinin de malzemenin aşınma direncini arttırması bu modelle izah edilebilmektedir.

Bu çalışmada sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen Al_2O_3 partikül takviyeli ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitlerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde döküm sonrası ve çökeltme sertleşmesi (T6) ısıl işlemi sonrasında aşınma davranışları incelenmiştir. Aşınma davranışı üzerine kompozitin makro sertliğinin ve takviye oranının etkisi araştırılmıştır. Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum MMK'lerin takım çeliği karşıt yüzeyine karşı kuru sürtünme aşınma davranışı üzerine matris sertliğinin oldukça güçlü bir etkisi olduğu bilinmektedir. Matris alaşımında takviye içeriğinin artmasıyla beraber kompozitlerin aşınma hızları azalmaktadır. Takviyenin içeriğinin artmasıyla kompozitlerin aşınma dayanımındaki iyileşme kompozitlerin sertliğindeki iyileşmeye dayanmaktadır [96], [97], [98], [99].

Literatürde takviye partikül oranının artmasıyla beraber kompozitlerin sertliğinde artış olması ve buna bağlı olarak aşınma dayanımında iyileşme beklenen bir sonuçtur. Aşınma deneylerinin sonuçları da daha önceki araştırmacıları desteklemektedir. Referans; Reihani [4], Al-Qutub [63], Huseyin [68], Alpas [66], Ramesh [73], Hosking [77], Kök vd. [78],[79], Cerit vd. [80], Lee [81], 'nin yaptığı çalışmalarla örtüşmektedir.

Ancak Straffelini vd. [64]'nin yapmış olduğu çalışma ile ters düşmektir. Straffelini vd. [64], hacimce %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 Alüminyum alaşımının takım çeliği aşındırıcı yüzeyine karşı kuru sürtünme davranışı üzerine matris sertliğinin etkisini incelemiştir. Eğer kompozit malzemelerin sertliğinin herhangi bir işlem ile arttırılırsa, bu malzemelerin aşınma hızının da alt yüzeyin yumuşamış olması, tribolojik sistemden ayrılmaya eğilimli olması ve farklı yüzey bileşiminin oluşmasından dolayı aşınma hızlarının arttığını belirtmiştir.

Aşınma dayanımındaki iyileştirilmenin derecesi başlıca kompozitin üretim tekniği ile takviyenin doğasına bağlıdır. Kompozitin üretim tekniği matris ile takviye arasındaki ara yüzeyin yapısı ve özelliklerini belirlemektedir. Kompozitin takviyesiz malzemedeki daha yüksek aşındırıcı aşınma dayanımına sahip olması kompozitin Al₂O₃ ve Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ partiküllerin ilavesi ile matristen daha yüksek sertlikte olmasına bağlanabilir.

Alüminyum alaşımlı kompozitlerde matris mikroyapısının etkisi dikkate alındığında uygulanan yaşlandırma işlemleri kompozitlerin mikroyapılarını dolayısıyla son özelliklerini değiştirilebilmektedir. Literatürde bu alanda birçok çalışma mevcuttur. Örneğin; Mahadevan vd. [6], süreksiz SiC takviyeli alüminyum kompozitlerde sertlik arttıkça (belirli bir sıcaklıkta yaşlanma zamanının artmasıyla) abrazif aşınma hızının azaldığını gözlemlemiştir. Narayon vd. [70], Al₂O₃ takviyeli AA2024 alaşımının pik-yaşlanma koşulunda takviyesiz alaşımından daha iyi aşınma dayanımı gösterdiğini buna karşın takviyesiz alaşımın ekstrüze edildiği koşullarda daha iyi özellikler gösterdiğini tespit etmiştir.

Araştırılan kompozitler için en önemli özellik matristen çok daha büyük sertliğe sahip olan Al₂O₃ partiküllerin varlığıdır. Al₂O₃ partikülleri kompozitlerin ısıl kararlılığını ve yük taşıma kabiliyetini iyileştirmektedir. Matris alaşımında Al₂O₃ partikülleri aşındırıcı sürtünme boyunca yumuşak matrisi korumayı sağlar ve alüminyum matrisin dayanımını arttırır bundan dolayı deformasyon sınırlı kalır. Kompozitin yüzeyine karşı yüzey bilyasının değmesi ile yüzeye nüfus etmesine karşı dayanım sağlar. Bu yüzden de kompozitlerin aşınma dayanımı matris alaşım ile kıyaslandığında iyileşmektedir.

MMK'lerin aşınma mekanizmaları ilgili olarak literatürde yumuşak ve sert aşınma mekanizmaları olarak iki ana aşınma mekanizması tanımlanmıştır. Kompozitin temas

yüzeyinden Al_2O_3 partiküllerin kopması ve ilgili olarak aşınma modeli sert aşınma olarak tanımlanmaktadır. Yumuşak aşınmada ise kompozitin temas yüzeyi üzerinde Al_2O_3 partikülleri kalmaktadır.

Alüminyum matris ile takviye partikülleri arasındaki bağın yapısı da düşünülmelidir. Bu yüzden matris sertlik değerine sahip kompozit eğer matris ile takviye arasındaki bağ zayıf ise düşük yükte oldukça yüksek aşınma hızı göstermektedir. Düşük yüklerde aşınmış yüzeyden gelen Al_2O_3 partiküllerin kolay ayrılmasından dolayı zayıf bağ alüminyum matris ile bilya arasındaki direk temasın daha yüksek seviyelerini kuvvetlendirmektedir.

Al-Qutub [63], aşınma deneylerinde uygulanan yüklerle beraber aşınma hızının da arttığını tespit etmiştir. Geçiş bölgesi ile ilgili sert ve yumuşak aşınma diye tanımlanan iki belirgin aşınma hızı olduğunu ortaya koymuştur. Takviyesiz AA6061 alaşımı için yumuşak aşınmadan sert aşınmaya geçişin 2N'da kompozit AA6061 alüminyum için ise bu geçişin 5 N yüküyle beraber başladığını belirtmiştir.

Bu doktora çalışmada aşınma yükü olarak 10 N seçilmiştir. Aşınma deneylerinin 10 N gibi yüksek bir değerde olması DIN 100Cr6 karşıt yüzey bilyasının AA6061 alüminyum kompozit malzeme üzerine temas etmesi ve kopma mekanizmasıyla kompozitlerin temas yüzeyinden Al_2O_3 partiküllerin uzaklaşması ile sonuçlanan kütle bozunumunu kuvvetlendirmektedir. Karşıt yüzey üzerine geçen malzeme (noktaların/lekelerin oluşması) ihmal edilebilir miktarda olmaktadır.

Sert Al_2O_3 takviye partikülleri aşındırıcının mikro-kesme hareketine karşı direnç göstermektedir. Bu sebeple kompozitlerin bu tür sert partikülleri içermesi, matris ve takviye partikülleri arasındaki iyi bağlanma ve aşınma sırasında matrisin deformasyon sertleşmesine uğraması sebebiyle aşınmadaki hacim kaybı azalmaktadır. Genelde aşınma hacim kaybı Al_2O_3 partiküllerinin takviye oranının artmasıyla azalma eğilimindedir.

Sürtünme aşınma deneyinde takviyesiz matris alaşımı aşındırıcı karşıt yüzeyden daha yumuşak olduğundan, karşıt yüzey bilyası kompozit yüzeyine nüfuz edebilmekte ve yüzey içerisinde derin kesebilmekte ve yüzeyin aşırı plastik deformasyonuna neden olabilmektedir. Bu da aşırı malzeme kaybı ile sonuçlanmaktadır.

Sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilen Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin döküm ve T6 ısıtma işlemini takiben aşınma deneyleri sonucunda aşınma mekanizmasının irdelenmesinde aşınan yüzeylerin ışık metal mikroskop ve SEM görüntü analizleri incelenmiştir. SEM incelemeleri kompozit ve alüminyum alaşımının aşınma yüzeyi üzerinde karmaşık aşınma mekanizmalarını göstermektedir. Aynı anda üç farklı aşınma mekanizması görülmektedir. Bunlar, abrasiv aşınma, adhesiv aşınma ve plastik deformasyondur. Aşınma mekanizmasını içeren tanımlama aşınmış numunenin yüzeyine bağlıdır.

Partikül takviyeli metal matrisli kompozitlere bir yük uygulandığında sert takviye partiküllerinin etrafında bir gerilme meydana gelmektedir. Al_2O_3 partiküllerin etrafında oluşan boşluklar birleşme eğilimindedir ve mikro-çatlakların oluşmasına neden olurlar. Bu mikro-çatlakların büyümesi ile malzemenin kopması meydana gelir. Aşınma hızı mikro-çatlakların birleşmesinin çoğalmasına ve alt yüzey yorulması ile alt yüzeyden partiküllerin kopmasına neden olur. Kompozitlerden malzemenin kopması oyuklanma ve boşluk oluşumunu içermektedir. Al_2O_3 partiküllerin varlığı malzemenin sertliğini arttırarak oyuklanmanın şiddetini azalttığı görülmektedir. Ancak partiküller aynı zamanda boşluk oluşumunu da arttırmaktadır. Aşınan yüzeyler üzerinde görülen partiküller, mikro-çatlamadan kaynaklanan partiküllerin kırılması ile oluşur.

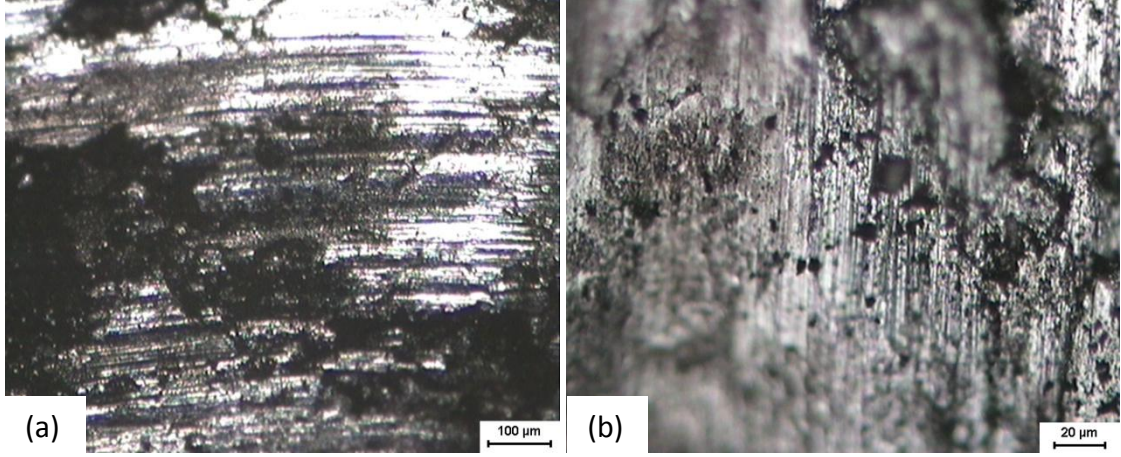
İncelenen kompozitlerin aşınma yüzeylerinin genel görüntüsü Şekil 6.27 – 6.44'te görülmektedir. Kompozitlerin aşınan yüzeylerinin topograflarında oyuklanma karakteristiği mevcuttur. DIN 100Cr6 çelik bilyasına karşı aşınma derin ve geniş oyuklara neden olur. Yüksek çözünürlükte SEM görüntülerinde Al_2O_3 partiküllerin aşınmış yüzeyden ayrıldığı görülmektedir. Buna karşın Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküller kırılmasına karşın aşınan yüzeyden kopmadığı görülmektedir. Burada baskın aşınma mekanizması kazıma (plowing)'dır. Çelik bilyanın kazıma hareketi ile alüminyum matristen Al_2O_3 partiküllerin ayrılması ile abrasiv prosesi ilerletmektedir. Yüzey bozulmasının derecesi (oyukların derinliği ve genişliği gibi) kompozitlerin mikroyapısındaki Al_2O_3 ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküllerin varlığına bağlıdır. Alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma davranışının incelendiği çalışmalarda kompozit malzemelerin aşınması boyunca takviyenin matristen koptuğu ve ayrıldığı tespit

edilmiştir. Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikülleri içeren AA6061 kompozitlerinin aşınan yüzeyleri Al_2O_3 partikülleri içeren AA6061 kompozitlerinden daha kabadır. Kompozitlerin aşınma direnci üzerine arayüzey dayanımının önemli bir etkisi olduğundan ve Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alaşımı kompozitte alüminyum matris ile Al_2O_3 partikül arasındaki zayıf arayüzey bağı ile ilişkili olarak Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin aşınma hızı Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 içeren AA6061 kompozitten daha yüksektir. Al_2O_3 partikülleri içeren AA6061 kompozitleri aşınma sonucunda matristen ayrılırken, Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partiküllerini içeren AA6061 kompozitlerinde aşınma sonucunda partiküller kırılmaktadır. Kırılan Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikülleri aşınma süresince uygulanan yükü taşıma kabiliyetini kaybeder ve kompozitin yüksek aşınma hızı göstermesine neden olur. Bu yüzden takviyenin kırılması kompozitin aşınma direncini azaltır.

İncelenen tüm kompozit malzemeler araştırılan tribolojik koşullarda bu malzemelerin aşınma hızlarını belirleyen iki farklı aşınma mekanizması olduğunu göstermektedir. Her iki mekanizma da hemen hemen eşittir ve iki uç arasında sürtünme ve aşınma davranışına neden olmaktadır. Kompozit malzemelerin sertlikte artışla beraber aşınma hızlarında artış ile karakterize edilmektedir. Bunu yorumlamak için iki farklı aşınma mekanizması daha detaylı analiz edilmelidir.

Matris alaşımında yumuşak yüzeyler, kolaylıkla deforme olmakta ve tekrarlanan yük koşullarında çatlamaktadır. Karşıt yüzey üzerindeki kaba partiküller ya da sürtünme yüzey pulluğu ile aşındırma işlemi yumuşak yüzeyler arasındaki sert partiküllerin yüzeyde daha fazla bozulmasını tetikler. Buna karşın kompozitlerin yüzey karakteristiklerinin değişiminden dolayı sürtünen yüzeyden Al_2O_3 partiküllerin kırılıp, yüzeyden çıkmasına neden olur. Burada artan partikül hacim oranı ile beraber kompozitlerin aşınma hızlarının düştüğü gözlemlenmiştir.

Şekil 6.27’de farklı büyütmelelerdeki takviyesiz ana matrisin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.

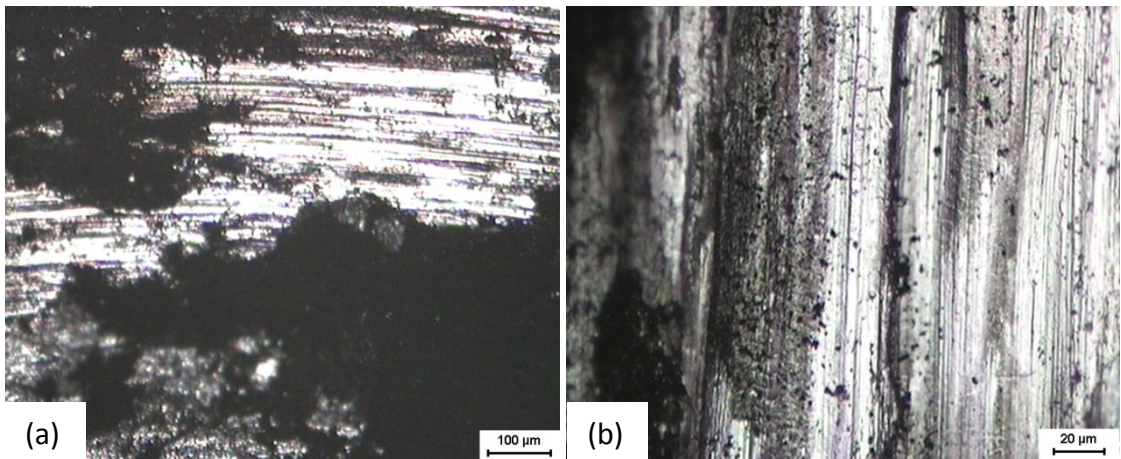


Şekil 6.27 Takviyesiz ana matrisin döküm sonrası kuru sürtünmesinde aşınan yüzeyin farklı büyütmelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

Takviyesiz alaşımın aşınmış yüzeyindeki oksit tabakası görülmektedir. Ana matrisin sertliği kompozitin sertliğinden daha düşük olduğundan sürtünme ile beraber matrisin yüzey sıcaklığı artmakta ve aşınan yüzeydeki alüminyum tabakası oksitlenmektedir. Aşınma kalıntıları aşınan yüzey üzerine sıvanmaktadır.

AA6061 alüminyum matris alaşımın yüzey morfolojisi aşırı plastik deformasyon ile karakterize edilmektedir ve yolluk oyukları ile lekelerden anlaşılmaktadır.

Şekil 6.28’de farklı büyütmelerdeki %5 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.

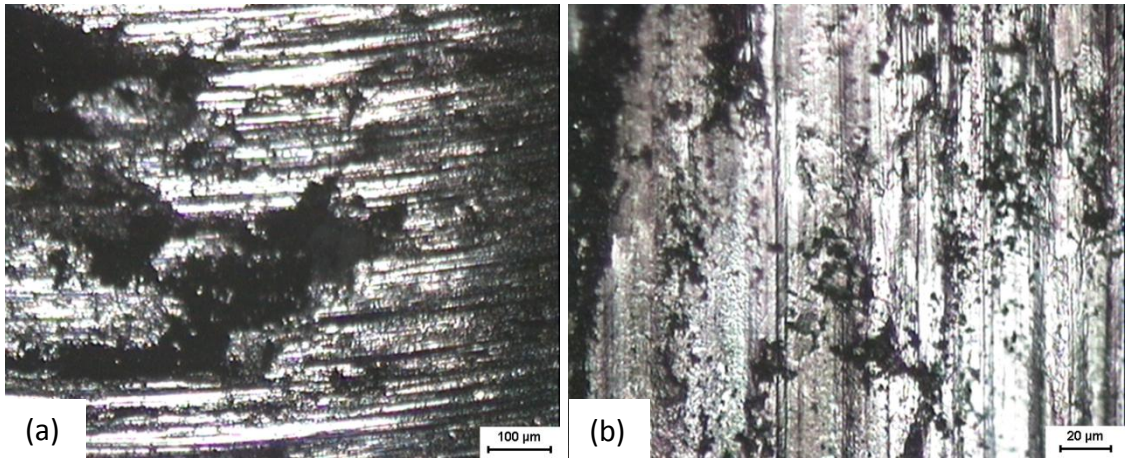


Şekil 6.28 %5 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

%5 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınmış yüzeyi tozlu ve çatlamış görülmektedir.

Kompozit malzemenin aşınan yüzeylerinde plastik deformasyon görülmemektedir. Bu partiküllerin matris alaşımında plastik akışı engelleyebileceğini göstermektedir ki kompozitin iyi aşınma davranışı göstermesinin ana nedeni budur. Kompozitlerde aşınan yüzeyinin tabaka deformasyonuna ya da abresiv aşınmasına neden olmaktadır.

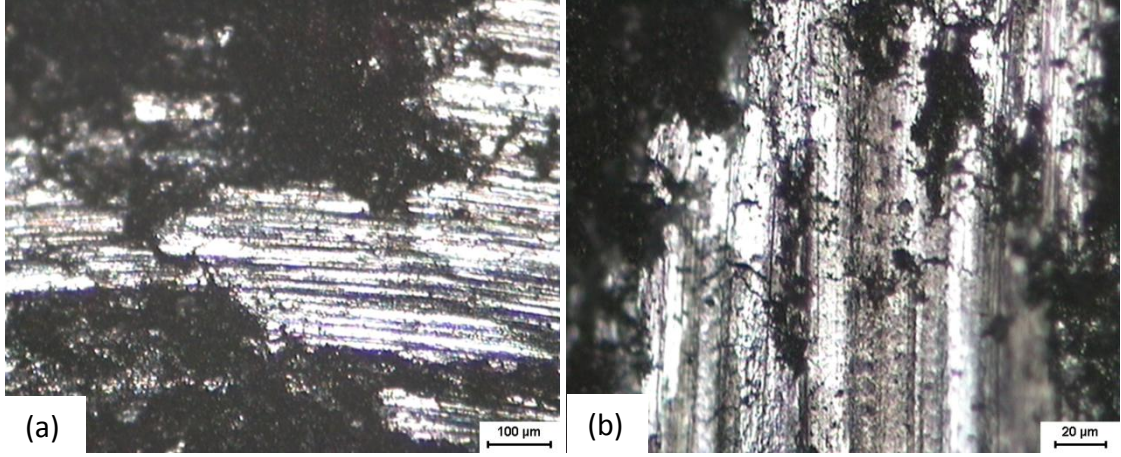
Şekil 6.29'da farklı büyütmelelerdeki %10 Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.29 %10 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

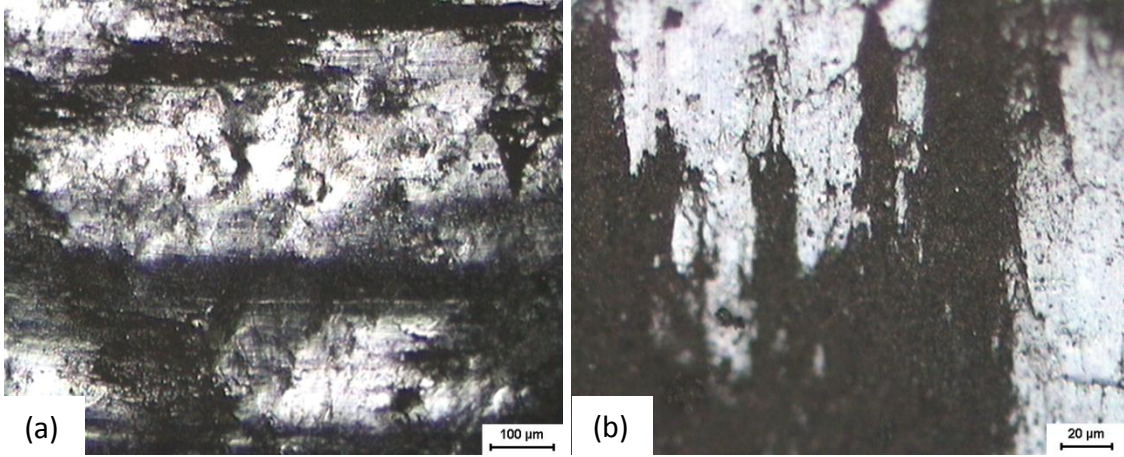
%10 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınmış yüzeyi, yüzey sürtünme yönüne paralel izler ve ayrılmaya eğilimli parlak bölgelerin mikro akış izlerinin varlığı ile karakterize edilmektedir.

Şekil 6.30'da farklı büyütmelelerdeki %15 Al₂O₃ partikül takviyeli kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.30 %15 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

Şekil 6.31’de farklı büyütmelelerdeki %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.

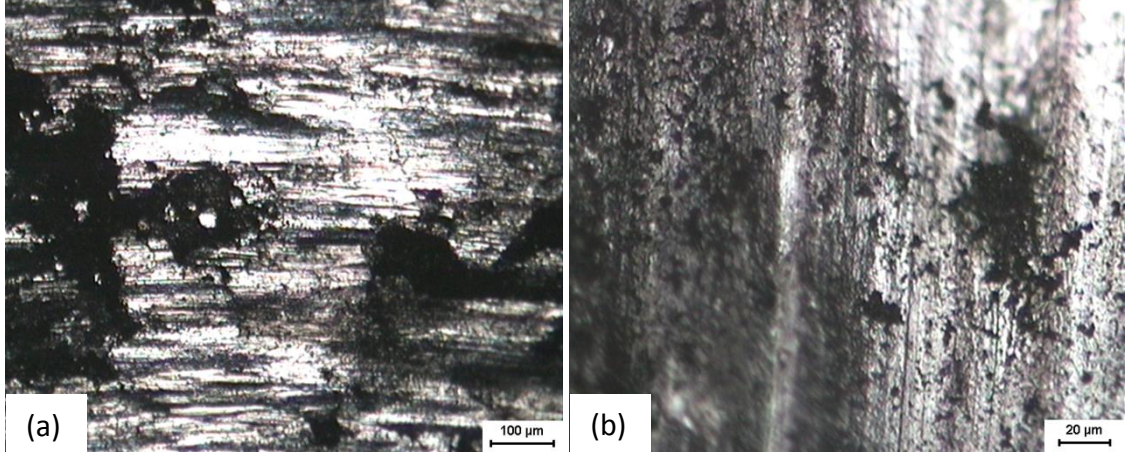


Şekil 6.31 %20 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

Bu numunelerin mikroyapı ve aşınma yüzeyleri incelendiğinde partikül ilave edilen AA6061 alüminyum kompozitlerde daha çok abresiv ve adhesiv aşınma izleri görülmektedir. Bunun nedeni alüminyum ana matris ile kıyaslandığında partikül ilavesinin daha iyi aşınma dayanımı özellikleri göstermesindedir. Moustafa ve Soliman, Reihani, Yalçın ve Akbulut, Lim ve Zhigiang alüminyum partikül takviyeli metal matriksli kompozitlerin yüzeyinde oluşan oyuklar, plastik deformasyon, daha az abresiv

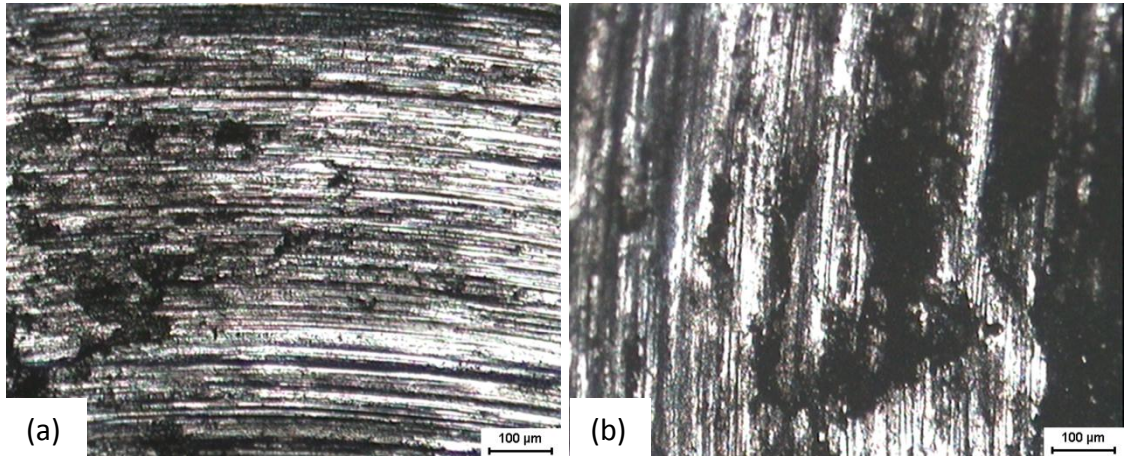
ile adhesiv aşınma izlerini gözlemlemişler ve partikül takviyesinin aşınma dayanımını oldukça iyileştirdiğini tespit etmişlerdir [37].

Şekil 6.32’de farklı büyütmelelerdeki %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.32 %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

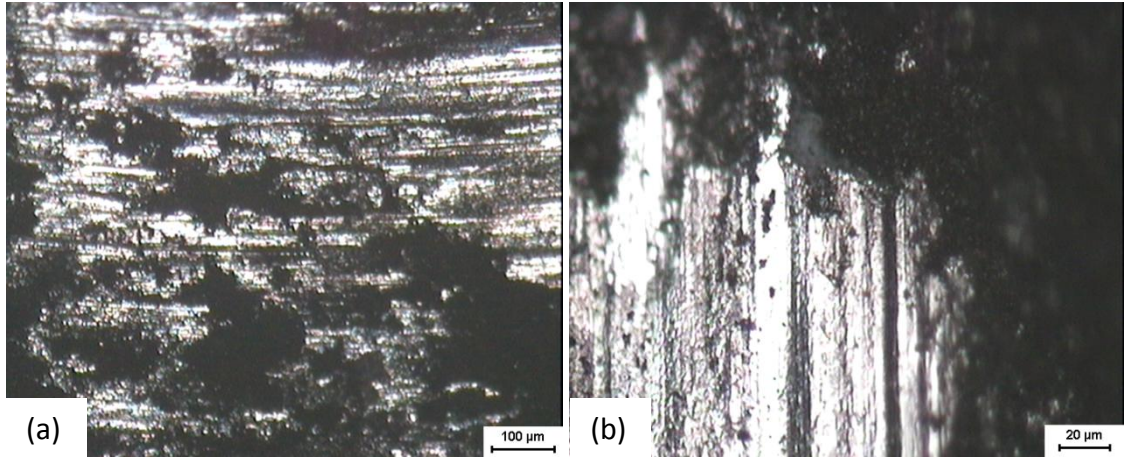
Şekil 6.33’te farklı büyütmelelerdeki %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.33 %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

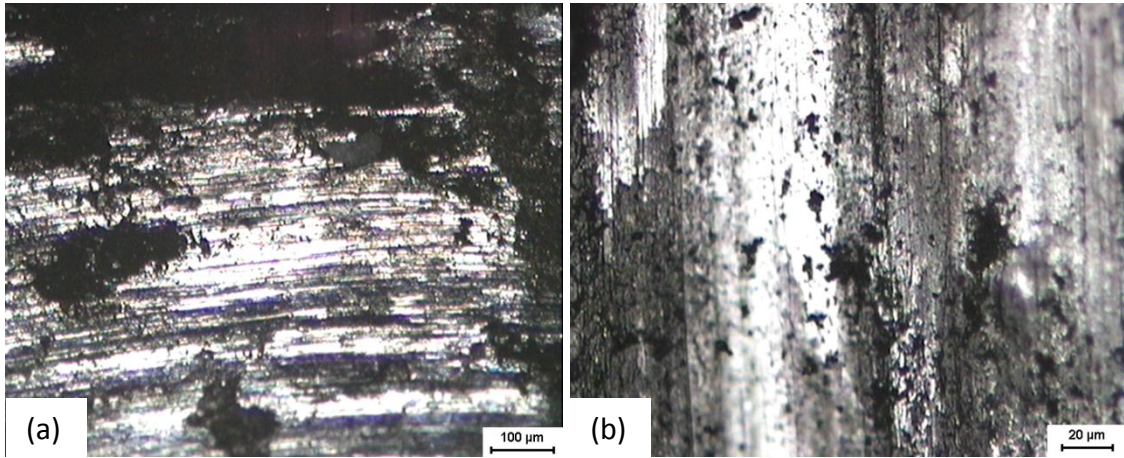
%10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin aşınmış yüzeyi tozlu ve çatlamaş görülmektedir.

Şekil 6.34'te farklı büyütmelelerdeki %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.34 %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

Şekil 6.35'te farklı büyütmelelerdeki %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin ışık metal mikroskobu görüntüsü verilmiştir.

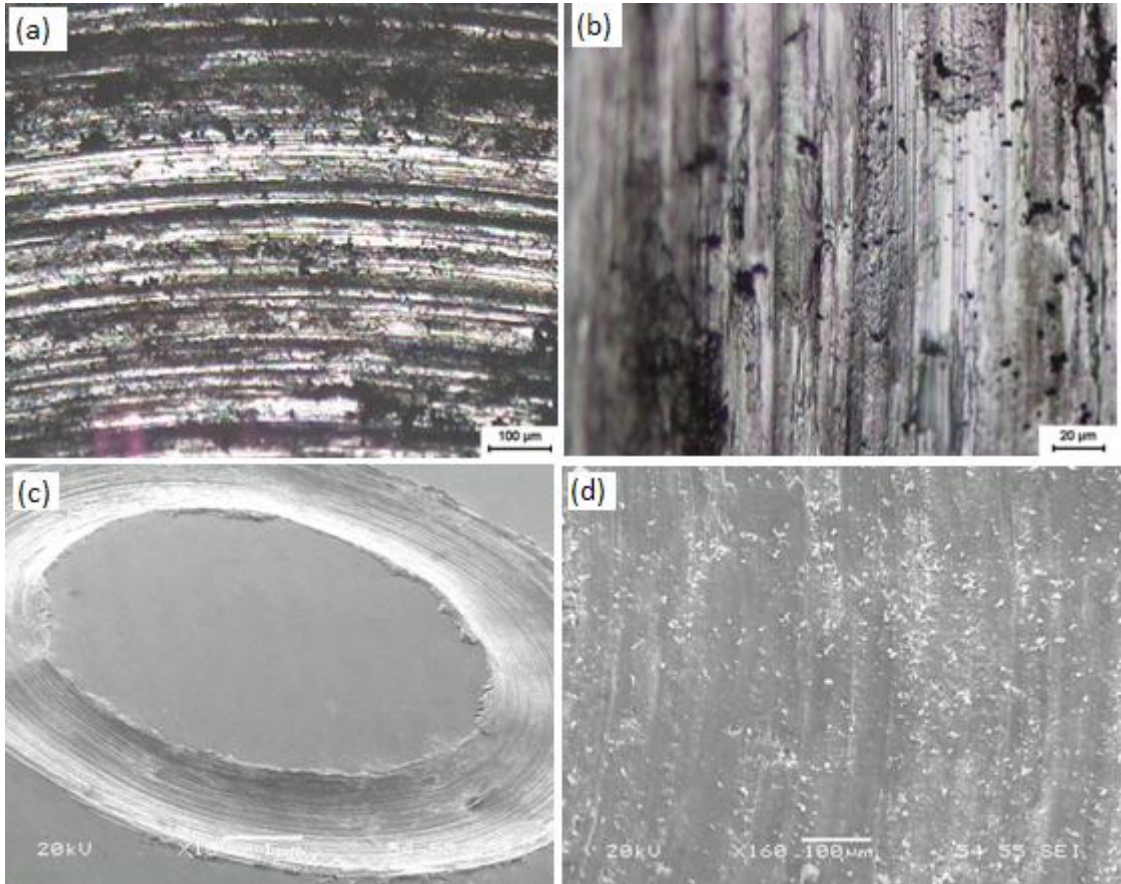


Şekil 6.35 %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin döküm sonrası aşınan yüzeyinin farklı büyütmelelerdeki ışık metal mikroskobu görüntüsü

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin ve Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitlerin çökeltme sertleşmesi (T6) sonrası aşınma deneylerinde aşınma mekanizmasının belirlenmesinde aşınan yüzeylerin metal ışık mikroskop ve SEM görüntü analizleri incelenmiştir.

Takviyesiz ve düşük hacim oranında partikül içeren kompozitlerde alüminyumun düşük aşınma direncinden dolayı yapraklanma (petalling) ve birikmeler görülmektedir. Hacim oranının artması ile numunenin kenarına yakın çatlak ve kırılmalar görülmektedir. Bunun nedeni artan hacim oranı daha kırılgan bir kompozit yapısına neden olmasıdır.

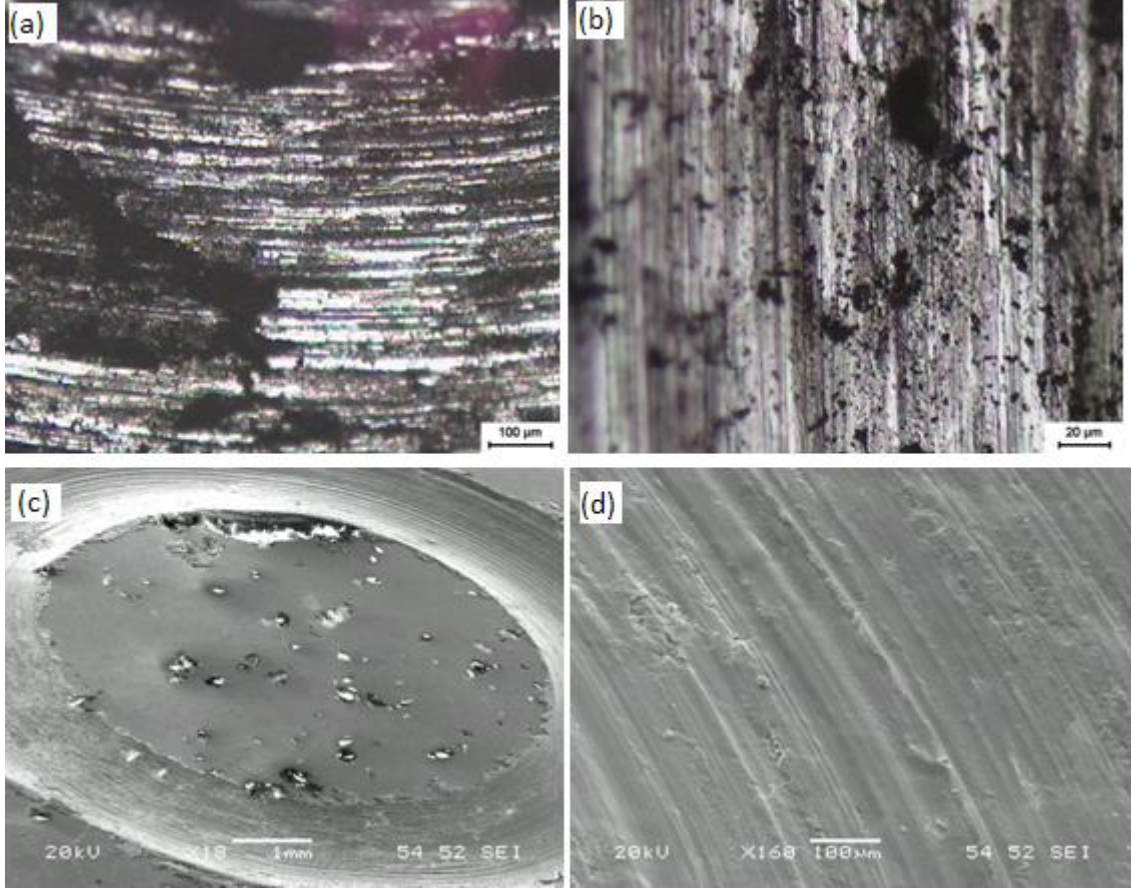
Şekil 6.36'da takviyesiz AA6061 alaşımının çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.36 Takviyesiz AA6061 alüminyum alaşımının çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

Aşınma boyunca ana alaşım yüzeyi sert plastik deformasyon ve abresiv aşınmaya maruz kalmıştır.

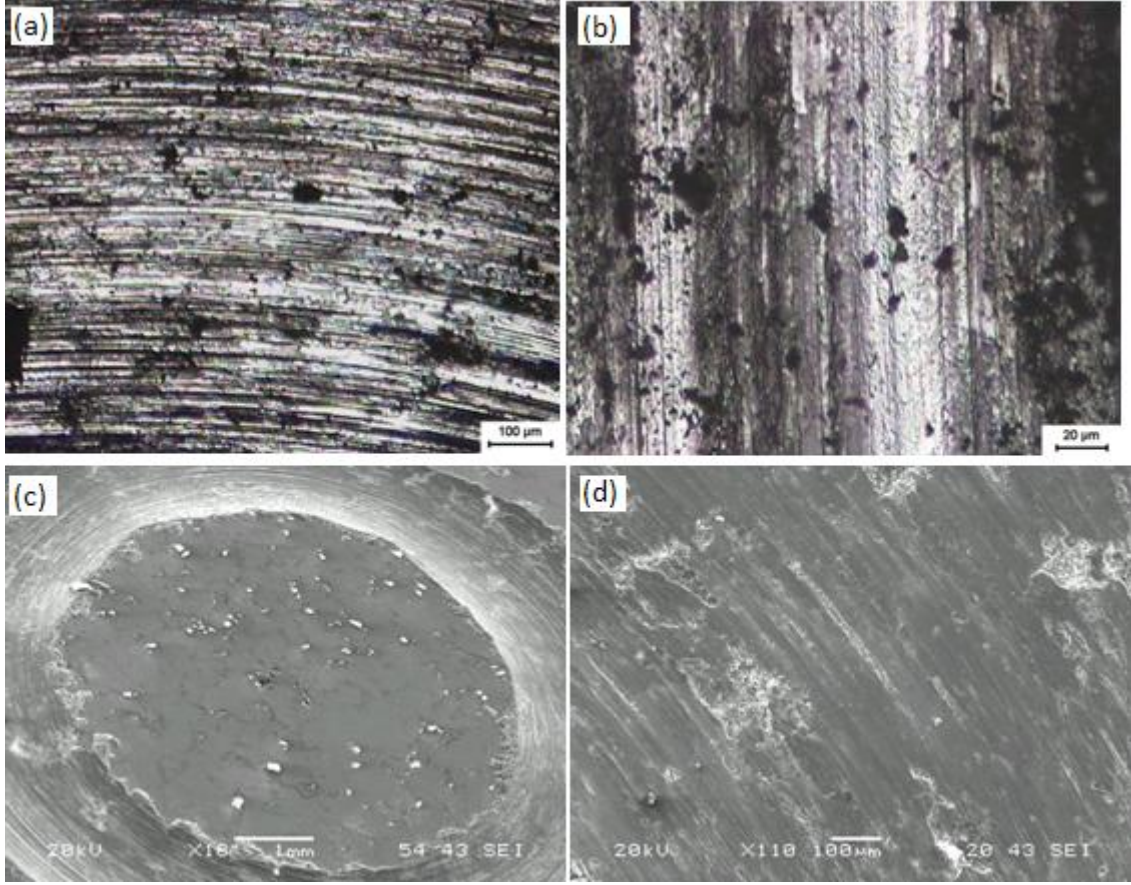
Şekil 6.37'de %5 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.37 %5 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

Ana alaşımın yüzey morfolojisinden farklı olarak %5 Al₂O₃ içeren AA6061 kompozitin aşınmış yüzeyi daha küçük oyuklar ve bu oyukların içerisine aşınma döküntüleri dolmuştur.

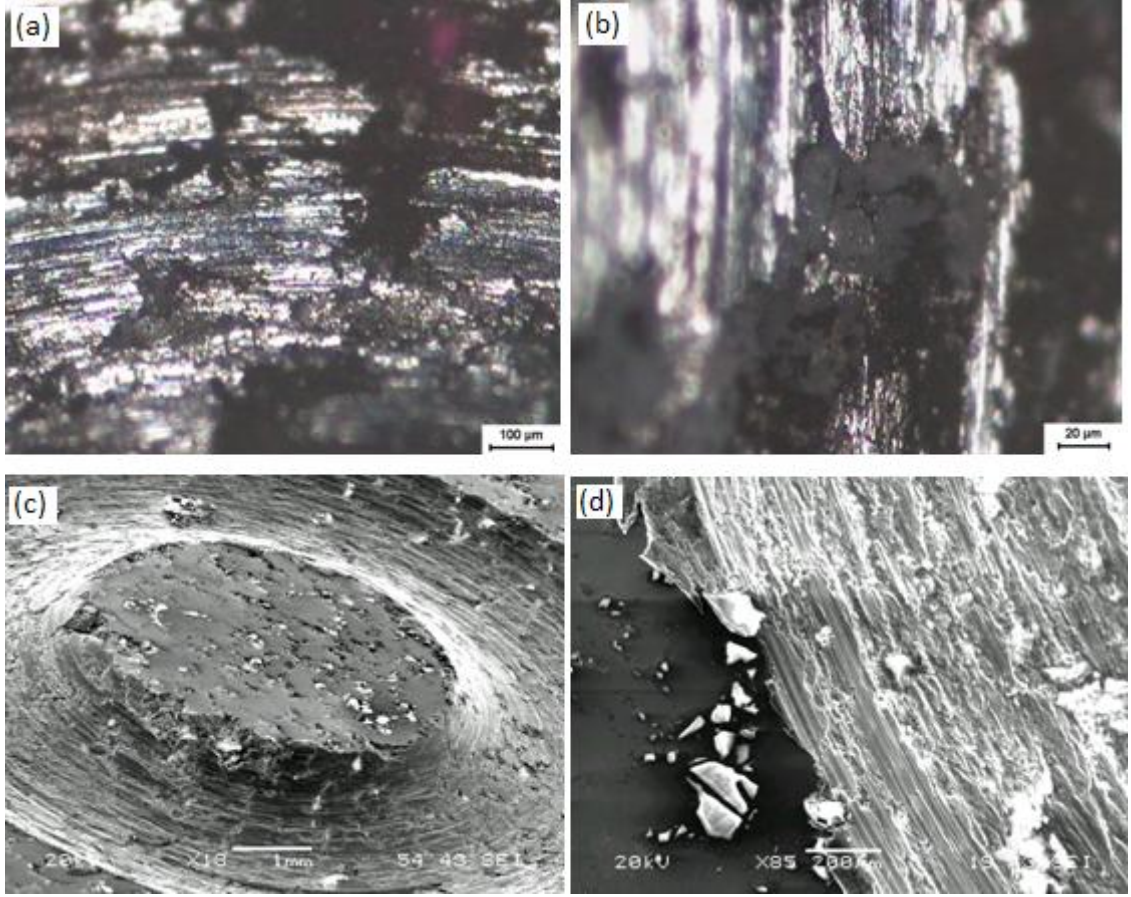
Şekil 6.38'de %10 Al₂O₃ partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskop görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.38 %10 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 Al alaşımı kompozitin çökelme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

Şekil 6.38'den de açıkça görüldüğü üzere aşınma modeli tipik adhesiv aşınmadır. Al- Al_2O_3 tanelerin bağlanması ve karışması görülmektedir. Sürtünmenin neden olduğu yüksek sıcaklık alüminyum yüzeyinin oksitlenmesine neden olur.

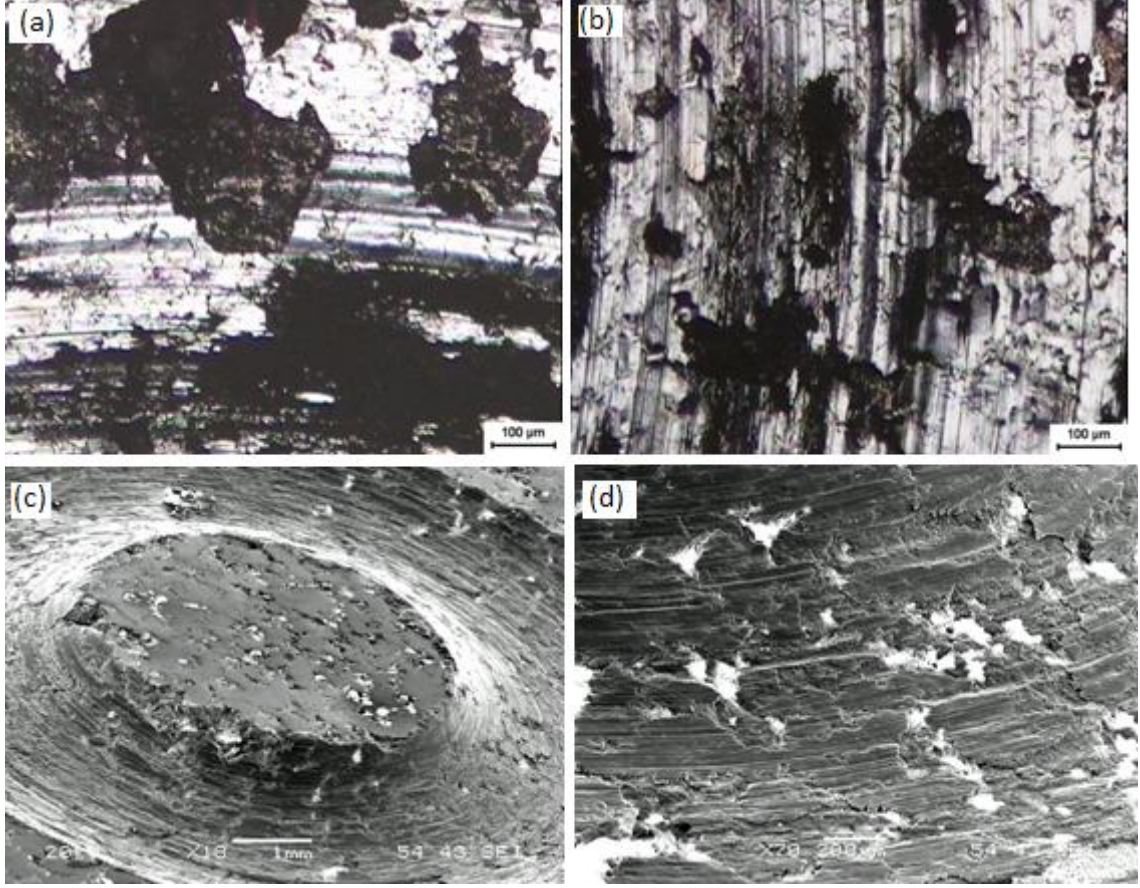
Şekil 6.39'da %15 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökelme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.39 %15 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

%15 Al_2O_3 partikül içeren AA6061 kompozitte yüzeye bulaşan tabaka artan partikül içeriğinden dolayı daha kalın ve daha yoğun olmaktadır.

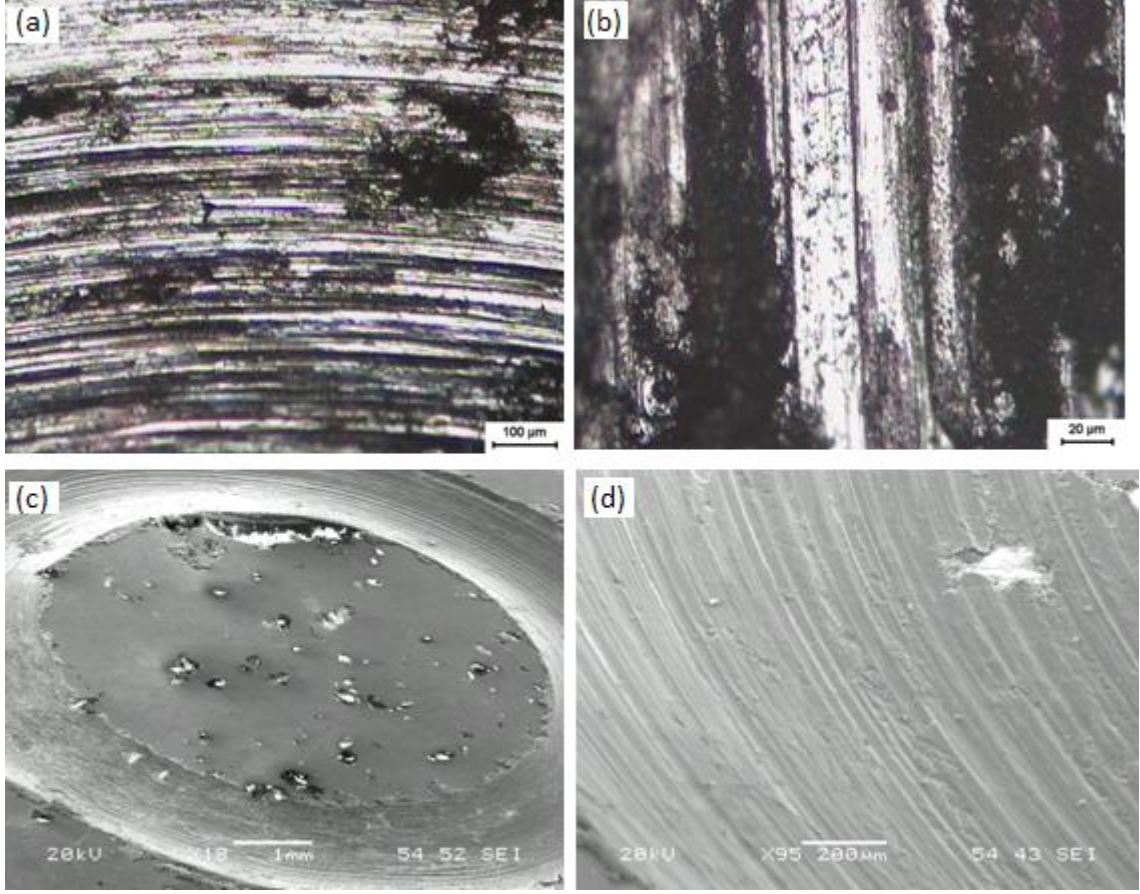
Şekil 6.40'ta %20 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.40 %20 Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

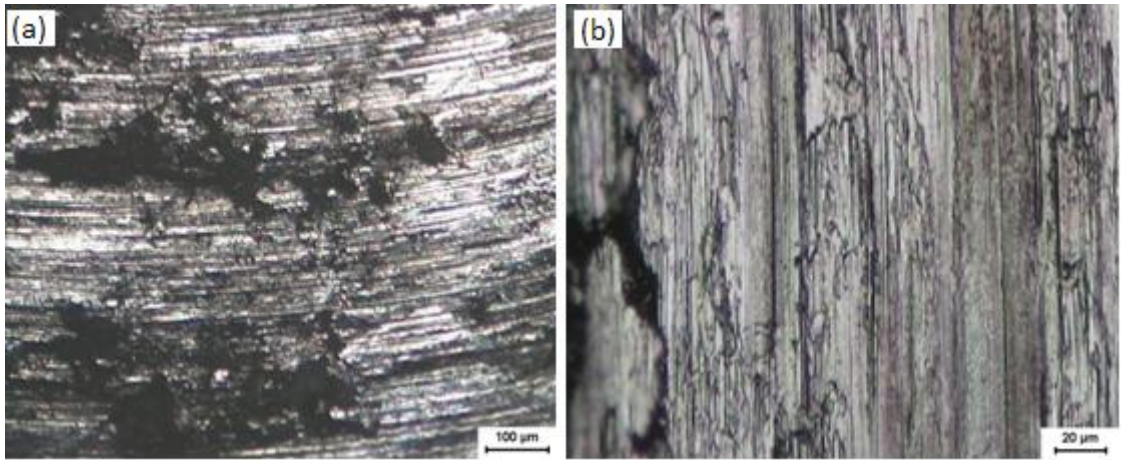
Şekil 6.40'ta görüldüğü üzere %20 oranında Al_2O_3 partikül içeren kompozit ve matris alaşımı için diğer aşınma mekanizmaları ile beraber adhesiv aşınmanın beraber olduğu görülmektedir. Sürtünme yüzeyinde metal matrisin erimesine neden olan yüksek sürtünme enerjisini meydana getiren sürtünme hızı ile birleştiğinde daha yüksek gerininim olacağı beklenmektedir.

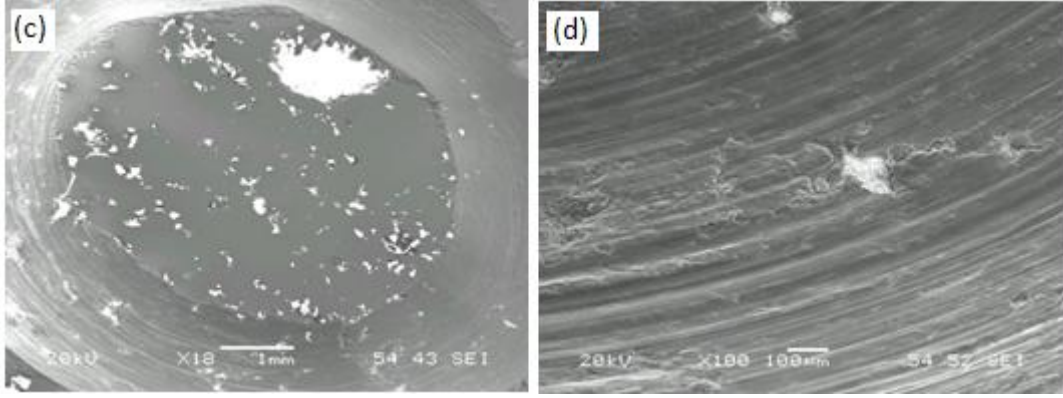
Şekil 6.41'de %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.41 %5 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

Şekil 6.42’de %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.

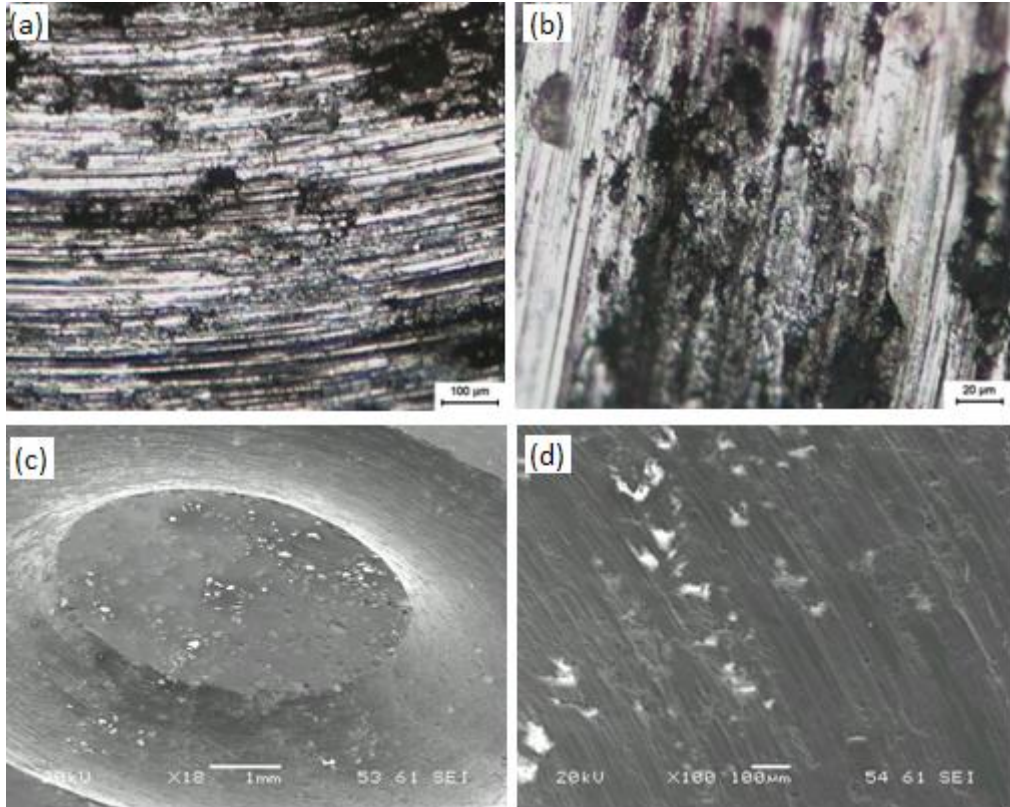




Şekil 6.42 %10 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

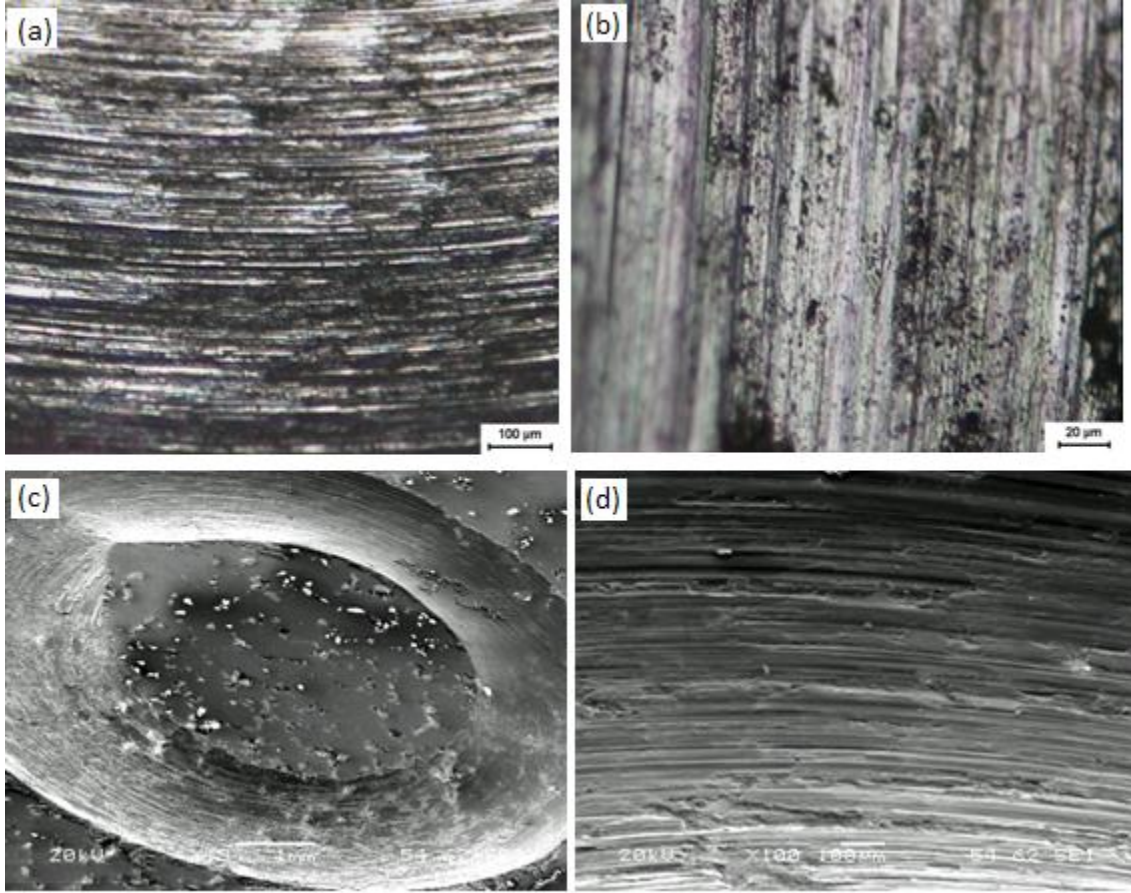
Şekil 6.42’de görüldüğü üzere adhesiv aşınma etkisi vardır.

Şekil 6.43’te %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskobu ve SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.43 %15 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c), (d) SEM görüntüsü

Şekil 6.44'te %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyi ile aşınan yüzeyinin metal ışık mikroskop görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.44 %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin (a), (b) ışık metal mikroskobu (c),(d) SEM görüntüsü

Şekil 6.44'te görüldüğü üzere %20 Y_2O_3 kaplı Al_2O_3 partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımı kompozitin çökeltme sertleşmesi sonrası kuru sürtünme deneyinde aşınan yüzeyinin SEM görüntüsü (d) aşınmış yüzey sürtünme yönüne paralel izler ve ayrılma eğilimli parlak bölgelerin mikro akış izleri varlığını ifade etmektedir.

Kompozit malzemelerin sertlikte artışla beraber aşınma hızlarında azalma ile karakterize edilmişti. Bunu yorumlamak için üç farklı aşınma mekanizması daha detaylı analiz edilmelidir. İlk olarak düşük takviye oranları düşünüldüğünde baskın aşınma mekanizmasının delaminasyon olduğu görülmektedir. Bu aşınma mekanizma bazı araştırmacılar [66] tarafından alt yüzey çatlamasına yardımcı olan adhesiv aşınma olarak

adlandırmıştır. Burada alt tabakanın yumuşadığına dair herhangi bir bulgu yoktur. Alt tabaka yumuşamasının ısı etkilerine atfedilemeyeceği ancak kritik plastik gerinim eldesi (alt yüzey tabakalarına bağlı) partikül-matris arayüzeylerinde boşluk çekirdeklenmesine neden olabileceği ileri sürülmektedir. Araştırmacılar yüzey türbülans plastik akışı oluştuğunda yüzey karışık tabakasının kritik gerinimin oluştuğunu ileri sürmektedir.

Burada ortalama yüzey sıcaklıklarının ısı yumuşamayı arttıracak kadar yüksek olmadığını göstermektedir. Çökelme sertleşmesi uygulanan numunelerde ise önemli alt yüzey yumuşaması bu malzemenin T6 ısı işlemi koşulunda daha yüksek sertlik ve daha düşük sünekliğe sahip olduğunu bu yüzden alt yüzey plastik gerinim durumlarının yüzey yumuşaması için sürtünme boyunca ulaşıldığını göstermektedir.

SONUÇ ve ÖNERİLER

Alüminyum matrisli kompozitlerde partikül takviyesiyle mekanik özelliklerin iyileştirilmesine yönelik yoğun bir araştırma vardır. Alüminyum matrisin takviyesinde çoğunlukla SiC ve Al₂O₃ partikül takviyesi ön plana çıkmaktadır. SiC takviyeli kompozitlerde zamanla matris ile takviye arasındaki etkileşimler özellikle de sıcaklık arttığında önemli özellik düşüşlerine yol açmaktadır. Al₂O₃ takviyesi bu yönüyle avantajlı olarak gözükmektedir; ancak Al₂O₃ takviyesindeki en önemli sorun ise matris ile takviye arasındaki ıslatma problemlerinin malzemedeki arzulanan kuramsal iyileşmenin pratik olarak elde edilememesidir.

Bu nedenlerle Al₂O₃ takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerde matris takviye arayüzey ıslatma problemlerinin aşmak için değişik yöntemler önerilmiş ve denenmiştir. Son zamanlarda Al₂O₃ partiküllerinin yüzeyine Y₂O₃ kaplanması ve bu sayede matris ile partikül arasındaki iyileşmenin artırılmasına yönelik olumlu ve ümitkar veriler yayınlanmıştır. Bu veriler daha çok partikül ile alüminyum arasındaki ıslatmanın karakterize edilmesiyle sınırlı kaldığı literatür taramasında gösterilmiştir.

Bu doktora tezinde önerilen bu kaplama işleminin kompozitin kullanımla ilgili özelliklerine nasıl yansıtacağına yönelik bir çalışma sunulmuştur. Yüzeyi Y₂O₃'le kaplanan Al₂O₃ partikülleriyle desteklenen AA6061 Al-Mg-Si alaşımının yüzey kaplaması uygulanmamış takviyelerle destekli alaşıma göre daha düşük gözeneklilik, daha yüksek sertlik daha iyi aşınma direnci gibi özellikler sergilediği görülmüştür. Bu iyileşmelerin

mikroyapı özellikleri ile bağlantıları detaylı karakterizasyon teknikleriyle ortaya konmuştur.

Al_2O_3 üzerine Y_2O_3 kaplanması iki benzeri oksit yapısı nedeniyle uyumlu bir bağlanma oluşturmaktadır. Ergiyik metal ile Y_2O_3 arasında ise Y_2Al intermetalığı oluşturmaktadır. Oysa Al_2O_3 arasında bu tarz bir bağlanma söz konusu olmayıp sadece şekilsel bir bağ oluşmaktadır. Metal matris ile Y_2O_3 arası intermetalik fazların oluşması bağlanmayı kuvvetlendirmektedir. Bu iyileşme kendini her seviyedeki özellikte göstermektedir.

Partiküllerin alüminyuma eklenmesi ergiyik karıştırma tekniğiyle gerçekleştirilmiştir. Partiküllerin sıvı ergiyiğe eklenmesinin ardından koruyucu gaz atmosferi altında karıştırmaya devam edilmiş daha sonra malzeme sıcak kalıp içine dökülerek basınç altında katılaşması sağlanmıştır. Bu yöntem geleneksel alaşımların dökülmesine uygulanabilir bir tekniktir. Numuneler dökümün ardından geleneksel alaşım ile benzeri bir homojenizasyon tavlama, sıcak şekillendirme ve T6 ısı işleminden geçirilmiştir.

Görüldüğü üzere geleneksel yollarla üretilen kompozit malzemelerde takviye üzerine yapılacak Y_2O_3 kaplama ile genel mekanik özelliklerde ilave bir iyileşme elde edilebilmektedir. Bu durum üretilecek parçaların kullanılabilirliğini arttıracaktır. Üretilen kompozitlerden hem iyileşen mekanik özellikler hem de AA6061 alaşımına özgü korozyon dayanımı ve kolay şekillendirilebilirlik umulabilir. Bu sebeple teze konu kompozitlerin otomotiv uygulamalarında AA2xxx ve AA7xxx alaşımları yerine daha uygun olacağı değerlendirilmektedir.

Tezde yapılan karakterizasyonlarda Al_2O_3 partiküllerin üzerine yapılacak Y_2O_3 kaplamaların kompozitte daha iyi yapışma sağladığı ve bunun özellikle sertlik ve aşınma dayanımını iyileştirdiği görülmüştür. Ancak uygulamalarda bu malzemelerin kullanılabilmesi için diğer özelliklerle de ilgili olarak araştırmalar yapılması gerekmektedir. Bu çerçevede kaplamalı ve kaplamasız takviye ile üretilen kompozitlerin yorulma dayanımları, şekillendirme özellikleri, kaynakla birleştirilme özellikleri araştırılmalıdır.

KAYNAKLAR

- [1] Yu,Z., Wu, G., Sun, D., Chen, J. ve Jiang, L. (2003). "Rare-earth Oxide Coating for Sub-micro Particulates Reinforced Aluminum Matrix Composites", *Materials Science and Engineering*, A357:61-66.
- [2] Yu,Z., Wu, G., Sun, D., Chen, J. ve Jiang, L. (2003). "Coating of Y_2O_3 additive on Al_2O_3 Powder and its Effect on the Wetting Behaviour in the System Al_2O_3p/Al ", *Materials Letter*, 57:3111-3116.
- [3] Yu,Z., Wu, G., Sun, D., Chen, J. ve Jiang, L. (2005). "Effect of coating Al_2O_3 Reinforcing Particles on the Interface and Mechanical Properties of 6061 Alloy Aluminium Matrix Composites", *Materials Letter*.
- [4] Reihani, S.M.S. (2006). "Processing of Squeeze Cast Al6061–30vol% SiC Composites and Their Characterization", *Materials and Design*, 27:216-222.
- [5] Mahadevan, K., Raghukandan, K., Senthilvelan, T., Pai, B.C., Pillai, U.T.S. (2005). "Studies on the effect delayed aging on the mechanical behavior of AA 6061 SiCp composite", *Materials Science and Engineering A*, 356: 188-93.
- [6] Mahadevan, K., Raghukandan, Pai, B.C., Pillai, U.T.S. (2008). "Influence precipitation hardening parameters on the fatigue strength of AA 6061-SiCp composit", *Journal of Materials Processing Tehnology* 918: 241-247.
- [7] Torralba, J.M., Costa, C.E., ve Velasco, F. (2003). "P/M Aluminum Matrix Composites: an Overview", *Journal of Materials Processing Technology*, 133: 203-206.
- [8] 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.
- [9] Hunt, W.H. (2000). *Particulate Reinforced MMCs, Compherensive Composite Materials, Metal Matrix Composite*, Elsevier, 3:701-715.
- [10] Ataş, E. ve Gür, C.H. (2000). "Determination of Properties of SiC Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites by Ultrasonic Techniques", 15th World Conference on NDT, 15-21 October 2000, Roma.

- [11] Mortensen, A. (2001). "Metal Matrix Composites in Industry: an Overview", MMC Conference VII, November 26-27 2001, London.
- [12] Foltz, J.V. (1990). Metal Matrix Composites, ASM Handbook, Volume 2, ASM International, USA.
- [13] Shakeri, H.R. ve Wang, Z. (2002). "Effect of Alternative Aging Process on the Fracture and Interfacial Properties of Particulate Al₂O₃-reinforced Al (6061) Metal Matrix Composite", Metallurgical and Materials Transactions A, 33A: 699-1712.
- [14] Karagöz, E. (1998). Vorteks Yöntemleriyle Üretilen Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemenin Mikroyapısal Karakterizasyonu ve Isıl İşlemleri, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [15] Kainer, K.U. (2006). Metal Matrix Composites, Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, Wiley WHC, Weinheim, USA.
- [16] Lyod, D.J. (1994). "Particulate Reinforced Al- and Mg- Matrix Composites", Inter.Mater.Reviews, 39(1):1-23.
- [17] Mollaoğlu Altuner, H. (2011). Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozit Malzemelerin Difüzyonla Birleştirilmesi, Doktora Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [18] Hong, S.J., Kim, H.M, Huh, D., Suryanarayana, C. ve Chun, R.S. (2003). "Effect of Clustering on the Mechanical Properties of SiC Particulate-Reinforced Aluminum Alloy 2024 Metal Matrix Composites", Materials Science and Engineering A, 347:198-204.
- [19] Soy, U., (2010). "Sıvı Metal İnfiltasyonu", Metal Dünyası, 20:131-134.
- [20] Soy, U., (2011). "Metal Matris Kompozitlerin Üretim Yöntemleri", Metal Dünyası 212:116-119.
- [21] Evans, A., Marchi, C., ve Mortensen, A., (2003). Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and a Survey, Kluwer Academic Publisher, USA.
- [22] Fogagnolo, J.B., Robert, M.H., ve Torralba, J.M., (2006). "Mechanically Alloyed AlN Particle-Reinforced Al-6061 Matrix Composites: Powder Processing, Consolidation and Mechanical Strength and Hardness of the As-extruded Materials", Materials Science and Engineering A, 426: 85-96.
- [23] Zhao, N., Nash, P., ve Yang, X., (2005). "The Effect of Mechanical alloying on SiC Distribution and the Properties of 6061 Aluminium Composites", Journal of Materials Processing Technology 170: 586-592.
- [24] Substances & Technologies, www.substech.com, 25.07.2011
- [25] Eslamian, M., Rak, J., ve Ashgriz, N., (2007). "Preparation of Aluminium/Silicon Carbide Metal Matrix Composites Using Centrifugal Atomization", Powder Technology, 184: 11-20.

- [26] Kok, M., (2005). "Production and Mechanical Properties of Al₂O₃ Particle-Reinforced 2024 Aluminium Alloy Composites", Journal of Materials Processing Technology, 161: 381-387.
- [27] Davis, J.R. (2002). ASM Specialty Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys, "Aluminum Matrix Composites", ASM International, Fifth print, USA.
- [28] Chawla, K. ve Chawla N., (2006). Metal Matrix Composites, Springer, USA.
- [29] Michaud, V.J., (1993). Fundamentals of Metal Matrix Composites, Butterworth-Heinemann, "Chapter 1- Liquid Process, 3-41.
- [30] European Aluminium Association, TALAT-Training in Aluminium Application Technology, <http://www.eaa.net/eea/education/talat/lectures/1402.pdf> ,01 Haziran 2010.
- [31] Mehriban, R., Riek, R.G. ve Flewings, M.C., (1974). "Preparation and Casting of Metal Particulate Non-Metal Composites", Metal. Transc.,5:1899-1905.
- [32] Hartley, P. (1985). "Die-casting of Aluminium parts- a new technique", S.Afr.Mech.Eng. 35 (50): 180-181.
- [33] Crouch, I.G. (1987)." Aluminium Squeeze casting technology- a European researches viewpoint, Australian Conference on Materials for Industrial Development, 24-26 August Christchurch, New Zealand.
- [34] Pennington, (1998). "Squeeze-cast parts approach performance of forgings", Mod., Met. 44 (1): 52-60.
- [35] Ghomashchi, M.R., ve Vikhrov, A. (2000). "Squeeze casting: an Overview", Journal of Materials Processing Technology, 101: 1-9.
- [36] Hu, H. (1998). "Squeeze Casting of Magnesium Alloys and Their Composites", Journal of Materials Science, 33: 1579-1589.
- [37] Miracle, D.B. (2001). ASM Handbook - Composites, 21:1043-1049.
- [38] World of MMC Assess, <http://mmc-assess.tuwien.ac.at/mmc/Site-4-from-Applications.html>, 09 Temmuz 2010
- [39] Ünlü, B.S. (2008). "Investigation of Tribological And Mechanical Properties Al₂O₃-SiC Reinforced Al Composites Manufactured by Casting or P/M Method", Materials and Design, 29: 2002-2008.
- [40] Hunt, Jr. ve W.H., Miracle, D.B. (2001). Automotive Applications of Metal-Matrix Composites, Composites, ASM Handbook, Edited by D.B. Miracle and S.L. Donaldson, ASM International, 21: 1029-1032.
- [41] Chawla, N., Deng, X. ve Schnell D.R.M. (2006). "Thermal Expansion Anisotropy in Extruded SiC Particle Reinforced 2080 Aluminum Alloy Matrix Composites", Materials Science and Engineering A, 426: 314-322.
- [42] Rawal, S. (2001). "Metal-Matrix Composites for Space Applications", JOM, 53 (4): 14-17.

- [43] 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.
- [44] Hashim, J., Looney, L., ve Hashmi, M.S.J. (2001). "The Enhancement of Wettability of SiC Particle in Cast Aluminium Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, 119: 329-335.
- [45] Hashim, J., Looney, L. ve Hashmi, M.S.J. (2001). "Wettability of SiC Particle by Molten Aluminium Alloy", *Journal of Materials Processing Technology* 119: 324-328.
- [46] Arslan, G. ve Kalemtaş, A. (2009). "Processing of Silicon Carbide-Boron Carbide-Aluminium Composites", *Journal of the European Ceramic Society*, 29:473-480.
- [47] Şahin, Y., (2000), *Kompozit Malzemeler Giriş*, 65-74.
- [48] Wikipedia, en.wikipedia.org/wiki/Sessile_drop_technique, 12 Nisan 2010.
- [49] The Metallurgist, www.themetallurgist.co.uk/articles/the_physic..., 12 Nisan 2010.
- [50] Zhou, W., ve Xu, Z.M. (1997). "Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.63, Issue.1-3: 358-363.
- [51] Sukumaran, K., Pillai, S.G.K., Kelukutty, V.S., Pai, B.C., Satyanarayan, K.G. ve Ravikumar, K.K. (1995). *J. Materials Science* 30: 1469-1472.
- [52] Levi, C.G., Abbashian, G.J. ve Mehrabian, R. (1978). *Metall. Trans. A* 9: 697-711.
- [53] Korolkov, A.M. (1963). *Casting Properties of Metal and Alloys*, Consultant Bureau, New York, : 26-27.
- [54] Agarwala, V. ve Dixit, D. (1981). *Trans. Jpn. Inst. Met.* 22: 521-526.
- [55] Brennan, J.J. ve Pask, J.A. (1968) *J. Am. Ceram. Soc.* 51: 569-573.
- [56] Wang, H., Zhang, R., Wang, C.A. ve Huang, Y. (2008). "Characterization of a Powder Metallurgy SiC/Cu-Al Composite", *Journal of Materials Processing Technology*, 197: 43-48
- [57] Davidson, A.M. ve Regener, D. (2000). "A Comparison of Aluminium-Based Metal Matrix Composites Reinforced with Coated and Uncoated Particulate Silicon Carbide", *Composites Science and Technology* 60:865-869
- [58] Tekmen, C. (2006), "Metal Matriksli Kompozitleri Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi ile Üretimi", *Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi*.
- [59] Tekman, C., Ozdemir, I., Cocen, U., ve Onel, K. (2003). "The Mechanical Response of Al-Si-Mg/SiCp Composite: Influence of Porosity", *Materials Science Engineering*, A: 1-7.
- [60] Hong, S.H., Chung, K.H., ve Lee, C.H. (1996). "Effects of Hot Extrusion Parameters on the Properties and Microstructure of SiCw-2124Al Composites" *Materials Science Engineering A*, 206: 225-232.

- [61] Borrego, A., Fernandez, R., Cristina, M.D.C., Ibanez, J., ve Gonzales-Doncel, G. (2002) "Influence of Extrusion Temperature on the Microstructure and the Texture of 6061 Al-15 vol. %SiCw PM Composites", *Compos.Sci.Tehmol.* 62: 732-742.
- [62] Fard, R.R. ve Akhlaghi, F. (2007). "Effect of Extrusion Temperature on the Microstructure and Porosity of A356-SiCp Composites", 187-188: 433-436
- [63] Al-Qutub, A.M., Allam, I.M. ve Qureshi, T.W. (1999). "Effect of Sub-micron Al₂O₃ on Dry Wear Properties of 6061 Aluminum Based Composite", *Journal of Materials Processing Technology*, 172:327-331.
- [64] Straffelini, G., Bonollo, F., Molinari, A. ve Tiziani, A. (1997). "Influence of Matrix Hardness on the Dry Sliding Behavior of 20% vol. Al₂O₃ Particulate Reinforced 6061 al Metal Matrix Composite", *Wear*, 211:192-197.
- [65] Kozma, M. (2003). "Friction and Wear of Al Matrix Composites" *Rotrib 03, National Tribology Conference*, 24-26 September, Galati, Romania, 99-106.
- [66] Alpas, A.T., ve Zhang, J. (1994). "Effect of Micro Structure (Particulate Size and Volume Fraction) and Counter Face Material on the Sliding Wear Resistance of Particulate-Reinforced Aluminum Matrix Composites", *Metall.Mater.Trans.* 25A: 969-983.
- [67] Sannino, A.P., ve Rack, H.J. (1995). "Dry Sliding Wear of Discontinuously Reinforced Aluminum Composites: Review and Discussion", *Wear*, 189 (1-2): 1-19.
- [68] 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.
- [69] Ma, Z., Bi, J., Lu, Y., Shen, H., ve Gao, Y., (1991). "Abrasive Wear of Discontinuous SiC reinforced Aluminum Alloy Composites", *Wear*, 148 (2): 287-293.
- [70] Narayan, M., Surappa, M.K., ve Bai, B.N.P., (1995). "Dry Sliding Wear of Al Alloy 2024-Al₂O₃ Particle Metal Matrix Composites", *Wear*, 181-183 (2): 563-570.
- [71] Axen, N., Alahelsten, A., ve Jacobson, S., (1994). "Abrasive Wear of Alumina Fiber-Reinforced Aluminium", *Wear* 173 (1-2): 95-104.
- [72] Wang, A., ve Rack, H.J., (1990). "The effect of aging on the abrasion behavior of SiC/2124 Metal Matrix Composites, in R.B. Bhagat, A.H. Clauer, P. Kumar, A.M. Ritter (Eds.), *Metal and Ceramic Matrix Composites: Processing and Mechanical Behaviour*, The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, 1990, pp.487-498.
- [73] Ramesha, C.S. ve Safiulla, M., (2007), "Wear Behavior of Hot Extruded Al6061 Based Composites", *Wear*, 263:629-635.
- [74] Mindivan, H., Kayalı, E.S. ve Çimenoğlu, H., (2008). "Tribological Behavior of Squeeze Cast Aluminum Matrix Composites", *Wear*, 265:645-654.

- [75] Soma Raju K., Bhau Prasad VV., Rodrakshi, GB., Ojha, N., (2003). "PM Processing of Al-Al₂O₃ Composites and Their Characterization", Powder Metall 46(3): 219.
- [76] Ahlatçı H., Candan, E. ve Çimenoglu, H., (2003), "%60 SiC-Al Kompozitlerin Aşınma Davranışına SiC Partikül Boyutunun Etkisi", İtü Mühendislik Dergisi, 2, (3): 37-42.
- [77] Hosking FM, Portillo FF, Wunderlin R, Mehrabian R, Composite of Al alloys: fabrication and wear behavior. J.Mater.Sci. 1982;17;477-98.
- [78] 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.
- [79] Kök, M. (2006). "Abrasive Wear of Al₂O₃ Reinforced 2024 Aluminium Alloy Composites Fabricated by Vortex Method", Composites: Part A, 37:457-464.
- [80] Cerit, A., Karamış, B., Nair, F. ve Yıldızlı, K. (2008). " Effect of Reinforcement Particle Size and Volume Fraction on Wear Behaviour of Metal matrix Composite", BalkanTrib'08, 12-15 June, Sofia, Bulgaria, 1-5
- [81] Lee, H.-L., Lu, W.-H., ve Chan, S.L. (1992). "Abrasive Wear of Powder Metallurgy Al Alloy SiC Particle Composites", Wear, 159 (2): 223-231.
- [82] Lim, S.C., Gupta, m., Ren, L. ve Kwok J.K.M. (1999). "The Tribological Properties of Al-Cu/SiCp Metal-Matrix Composites Fabricated Using the Rheocasting Technique", Journal of Materials Processing Technology, 89-90: 591-596.
- [83] Chen, R., Iwabuchi A., Shimizu, T., Shin, H. ve Mifune, H. (1997). "The Sliding Wear Resistance Behavior of NiAl and SiC Particles Reinforced Aluminum Alloy Matrix Composites", Wear, 213:174-184.
- [84] Candan, E., Ahlatçı, E. ve Çimenoglu, H. (2001). "Abrasive Wear Behaviour of Al-SiC Composites Produced by Pressure Infiltration Technique", Wear, 247:133-138.
- [85] Martin, A., Rodriguez, J. ve Llorca J. (1999). "Temperature Effects on the Wear Behaviour of Particulate reinforced Al-based Composites", Wear, 225-229:615-620.
- [86] Muratoğlu, M. ve Aksoy, M. (2006). "Abrasive wear of 2124Al-SiC Composites in the Temperature Range 20-200°C", Journal of Materials Processing Technology , 174: 272-276.
- [87] 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.
- [88] Şahin Y. (2003). "Preparation and Some Properties of SiC Particle Reinforced Aluminium Alloy Composites", Materials and Design 24: 671-679.
- [89] ASM Handbook, 2 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, electronic version of second print (1994), ASM International, USA, 405.

- [90] Appendino, P., Badini, C., Maroni, F., ve Tomasi, A. (1991). "6061 Aluminium Alloy-SiC Particulate Composite: a Comparison between Aging Behavior in T4 and T6 Treatments", *Mater.Sci.Eng.A* 135A: 275-279.
- [91] Chu, H-S., Liu, K-S., ve Yeh, J-W. (2000). "Study of 6061-Al₂O₃p Composites Produced by Reciprocating Extrusion", *Metallurgical and Materials Transactions*, 31A: 2587-2596.
- [92] Chu, H-S., Liu, K-S., ve Yeh, J-W. (2001). "Aging Behavior and Tensile Properties of 6061-0,3µm Al₂O₃ Particle Composites Produced by Reciprocating Extrusion", *Scripta Materialia*, 45: 541-546.
- [93] Longtao, J., Min, Z., Gaohui, W., ve Qiang, Z. (2005). "Aging behavior of sub-micron Al₂O₃p/2024Al Composite", *Materials Science Engineering a* 392: 366-372.
- [94] Daoud, A., ve Reif, W. (2002). "Influence of Al₂O₃ particulate on the aging response of A356 Al-based Composites", *Journal of Materials Processing Technology* 123: 313-318.
- [95] Yang, L.J. (2003). "The transient and steady wear coefficients of A6061 aluminium alloy reinforced with alumina particles", *Composites Science and Technology*, 63: 575-583.
- [96] Yang, L.J. (2003). "Wear Coefficient Equation for Aluminium Based Matrix Composites against Steel Disc", *Wear*, 255: 879-892.
- [97] Ramesh, C.S., ve Seshadri, S.K., (2003). "Tribological Characteristics of Nickel Based Composites Coating", *Wear*, 255: 893-903.
- [98] Ramesh, C.S., Khan, A.R.A., Ravikumar, N., ve Savanprabhu, P. (2005). "Prediction of Wear Coefficient of Al6061-TiO₂ Composites", *Wear*, 259: 602-608.
- [99] Ramesh, C.S., ve Safiulla, M. (2007). "Wear Behavior of Hot Extruded Al6061 Based Composites", *Wear*, 263: 629-635.

%20 Al₂O₃ TAKVİYELİ KOMPOZİTİN EDS ANALİZİ

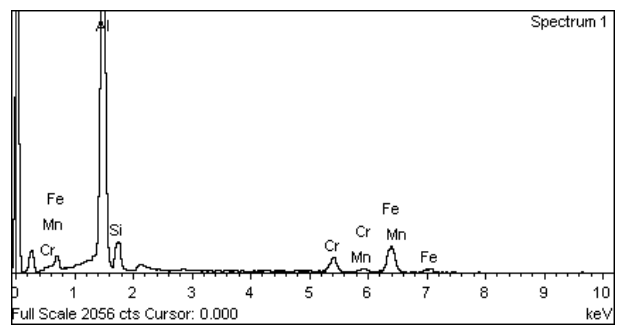
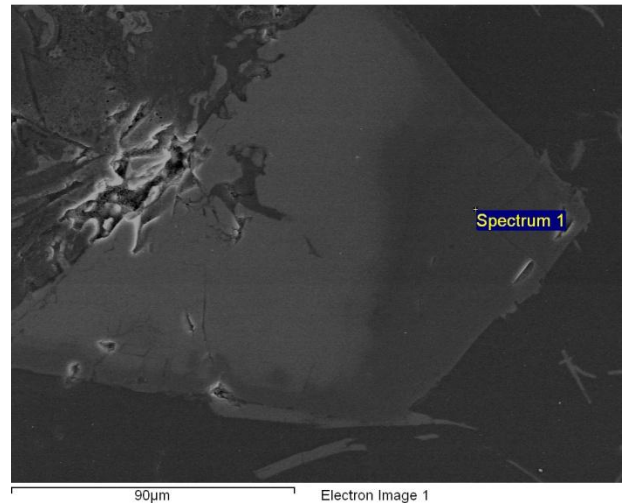
Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 2.132 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :

Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Cr Cr 1-Jun-1999 12:00 AM
Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Al K	60.45	71.62
Si K	9.53	10.84
Cr K	7.93	4.88
Mn K	1.15	0.67
Fe K	20.94	11.98
Totals	100.00	



Comment:%20 Al₂O₃
takviyeli kompozit

%20 Y₂O₃ KAPLI Al₂O₃ TAKVİYELİ KOMPOZİTİN EDS ANALİZİ

Spectrum processing :

Peak possibly omitted : 2.838 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 4

Standard :

Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

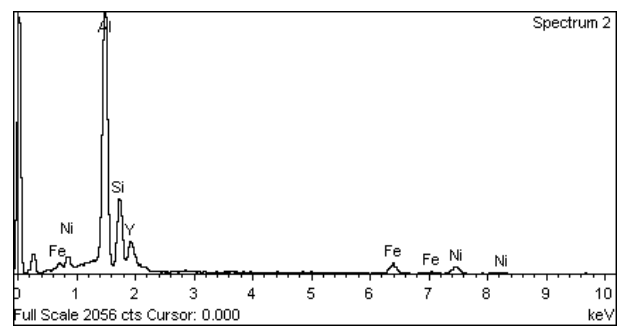
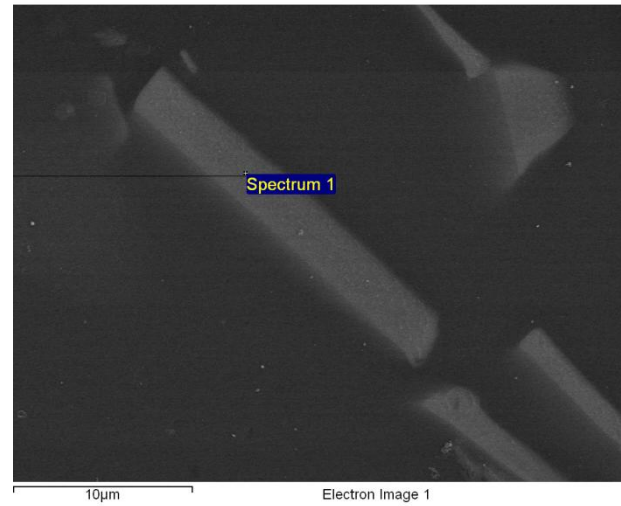
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Ni Ni 1-Jun-1999 12:00 AM

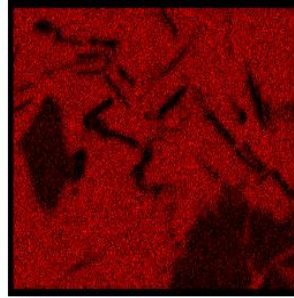
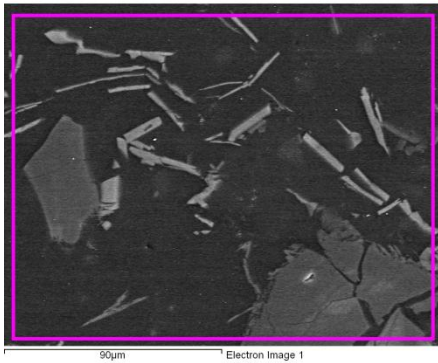
Y Y 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Al K	40.34	54.40
Si K	19.64	25.44
Fe K	8.65	5.63
Ni K	8.02	4.97
Y L	23.35	9.55
Totals	100.00	

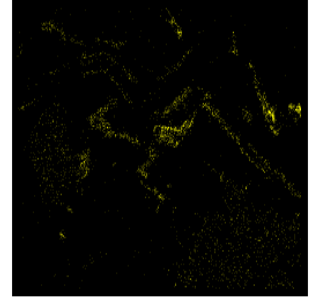


Comment: %20 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ takviyeli kompozit

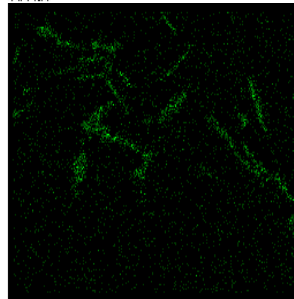
%20 Y₂O₃ KAPLI Al₂O₃ TAKVİYELİ KOMPOZİTİN ELEMENTEL ANALİZİ



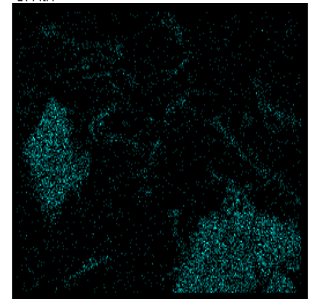
Al Ka1



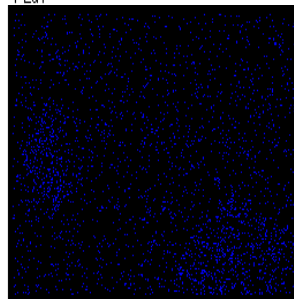
Si Ka1



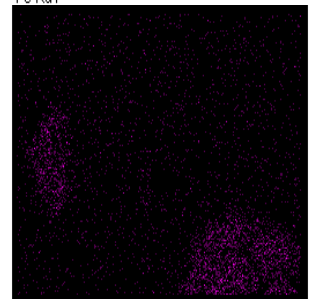
Y La1



Fe Ka1



Mn Ka1



Cr Ka1

Comment: %20 Y₂O₃ kaplı Al₂O₃ takviyeli kompozit

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Serdar ALTUNER
Doğum Tarihi ve Yeri : 1979 İstanbul
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : serdaraltuner@hotmail.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Y. Lisans	Metalurji ve Malzeme Müh.	YTÜ	2005
Lisans	Metalurji ve Malzeme Müh.	YTÜ	2001
Lise	Fen-Matematik	Kurtuluş Lisesi	1996

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2005-	Sandvik End.Mam.San.ve Tic. A.Ş	Satış Mühendisi
2004-2005	Refsan Refrakter San.ve Tic.A.Ş	Satış Mühendisi
2003-2004	Yıldız Teknik Üniversitesi	Araş. Gör.

YAYINLARI

Makale

1. Altuner S., Saridede N.M., (2007). "Zinc Recovery from Brass Flue Dust", Transactions of The Indian Institute of Metals, 60 (6): 571-576