İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BASINÇLI İNFİLTRASYON YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN Al_2O_3 VE SiC PARTİKÜL TAKVİYELİ Al-Mg METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Met. Müh. Tolga KOÇER

Anabilim Dalı : METALURJİ ve MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Programı : MALZEME

MAYIS 2002

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BASINÇLI İNFİLTRASYON YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN Al_2O_3 VE SiC PARTİKÜL TAKVİYELİ Al-Mg METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Met. Müh. Tolga KOÇER
(506001203)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 13 Mayıs 2002
Tezin Savunulduğu Tarih : 30 Mayıs 2002

Tez Danışmanı : **Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU**
Diğer Jüri Üyeleri : **Prof.Dr. E. Sabri KAYALI**
Prof.Dr. Mehmet KOZ (M.Ü.)

MAYIS 2002

ÖNSÖZ

Tez çalışmalarım boyunca beni olumlu fikir ve eleştirileri ile yönlendiren, tezime önemli katkılarda bulunan ve desteğini esirgemeyen değerli hocam Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU'na sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans öğrenimim süresince ilgi ve yardımlarını hiç bir zaman esirgemeyen değerli hocam Prof. Dr. E. Sabri KAYALI'ya teşekkür ederim.

Çalışmalarımın her aşamasında bana yardımcı olan Arş. Gör. Hayrettin AHLATÇI'ya, Arş. Gör. Murat BAYDOĞAN'a, Arş. Gör. Özgür ÇELİK'e ve mekanik metalurji laboratuvarında çalışan diğer arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Bugünlere gelmemde en büyük pay sahibi olan ve beni her yönden destekleyen aileme teşekkürlerimi sunarım.

Mayıs, 2002 Tolga KOÇER

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR **vi**
TABLO LİSTESİ **vii**
ŞEKİL LİSTESİ **viii**
ÖZET **xii**
SUMMARY **xiii**

1. GİRİŞ **1**
1.1. Giriş Ve Amaç 1

2. KOMPOZİT MALZEMELER **2**
2.1. Kompozit Malzemelerin Tanımı 2
2.2. Metal Matriksli Kompozitler 3
2.2.1. MMK Malzemelerde Matriks Malzemeleri 3
2.2.2. MMK Malzemelerde Takviye Malzemeleri 5
2.3. MMK Malzemelerin Üretim Yöntemleri 6
2.3.1. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri 7
2.3.1.1. Sıvı Metal-Seramik Partikül Karıştırma Yöntemleri 7
2.3.1.2. Sıkıştırma Döküm 8
2.3.1.3. Basınçsız İnfiltrasyon 9
2.3.1.4. Basınçlı İmfiltrasyon 10
2.3.1.5. XD Yöntemi 11
2.3.2. Katı Faz Üretim Yöntemleri 11
2.3.2.1 Toz Metalurjisi 11
2.3.2.2 Yüksek Enerji-Yüksek Hız Yöntemi 12
2.3.2.3 Difüzyon Bağlama 12
2.3.3. Çift Faz ÜretimYöntemleri 13
2.3.3.1. Osprey Yöntemi 13
2.3.3.2 Yarı Katı Karıştırma 13
2.4. Alüminyum Matriksli Kompozitlerin Kullanım Alanları 14
2.4.1. Uzay-Havacılık/Askeri Uygulamalar 14
2.4.2. Otomotiv Uygulamaları 15

3. ALUMİNYUM METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARI **17**
3.1. Adhesiv Aşınma 17

3.1.1. Dış Parametreler 17
3.1.1.1. Normal Yük 17
3.1.1.2. Kayma Mesafesi 20
3.1.1.3. Kayma Hızı 22
3.1.1.4. Sıcaklık 22
3.1.1.5. Yüzey Durumu 24
3.1.2. İç Parametreler 27
3.1.2.1. Takviye Malzemesi 27
3.1.2.2. Matriks Malzemesi 30
3.2. Abrasif Aşınma 31
3.2.1. Dış Parametreler 31
3.2.1.1. Normal Yük 31
3.2.1.2. Kayma Mesafesi 32
3.2.1.3. Abrasif Aşındırıcı Boyutu 33
3.2.1.4. Abrasif Sertliği 37
3.2.2. İç Parametreler 37
3.2.2.1. Kırılma Tokluğu 37
3.2.2.2. Takviye Malzemesi 38
3.2.2.3. Matriks Malzemesi 40

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 41
4.1. Deneysel Malzemeler 41
4.2. Mikroyapısal İncelemeler 42
4.3. Mekanik Deneyler 44
4.3.1. Darbe Deneyleri 44
4.3.2. Basma Deneyleri 44
4.4. Aşınma Deneyleri 44

5. DENEYSEL SONUÇLAR 46
5.1. Mikroyapisal İncelemeler 46
5.2. Mekanik Deneyler 49
5.2.1. Darbe Deneyleri 49
5.2.2. Basma Deneyleri 49
3. Aşınma Deneyi Sonuçları 50
5.3.1. Metal-Metal Aşınma Deneyleri 50
5.3.2. Metal-Abrasif Aşınma Deneyleri 52

6. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ 55
6.1. Mikroyapısal Karakterizasyon 55
6.2. Mekanik Deneyler 57

6.2.1. Darbe Deneyleri 57
6.2.2. Basma Deneyleri 58
6.3. Aşınma Deneyleri 59
6.3.1. Metal-Metal Aşınma Deneyleri 59
6.3.2. Metal-Abrasif Aşınma Deneyleri 63
7. GENEL SONUÇLAR **69**
KAYNAKLAR **70**
EKLER **74**
ÖZGEÇMİŞ **85**

KISALTMALAR

MMK : Metal Matriksli Kompozitler
SEM : Scanning Electron Microscopy
EPMA : Electron Probe Micro Analysis
EDS : Energy Dispersive Spectroscopy
XRD : X-Ray Diffraction
TEM : Transmission Electron Microscopy
RAD : Rölatif Aşınma Direnci

TABLO LİSTESİ

		Sayfa No
Tablo 2.1.	Al alaşımlarının kimyasal kompozisyonları ve uygulamaları …….	4
Tablo 2.2.	Aluminyum matriksli kompozitlerde kullanılan bazı takviyeler ….	6
Tablo 2.3.	SiC ve Al_2O_3 partiküllerin bazı özellikleri …..…….	6
Tablo 3.1	Abrasif aşınma davranışları incelenen malzemelerin kırılma tokluğu değerleri……	38
Tablo 4.1.	Martiks malzemesi olarak kullanılan Al alaşımlarının kimyasal bileşimleri ……..…….	41
Tablo 5.1.	Lineer Kesişme Metodu ile hesaplanan takviye ve porozite hacim fraksiyonları ...…….	46
Tablo 5.2.	İncelenen kompozitlerin mikrosertlik değerleri ……..……	46
Tablo 5.3.	Kompozitlerin gerçekleştirilen darbe deneylerinden elde edilen spesifik darbe enerjileri ……...	49
Tablo 5.4.	Kompozitlerin basma deneylerinden elde edilen mekanik özellikleri ...…….	50
Tablo 5.5.	Kompozitlerin M2 takım çeliği disk üzerindeki metal-metal aşınma deneyi sonuçları ……...……...	52
Tablo 5.6.	Kompozitlerin 150 Mesh Al_2O_3 bant zımpara üzerinde farklı sıcaklılardaki metal-abrasif aşınma deneyi sonuçları ….…….	52
Tablo 6.1.	Kompozitlerin "ağırlık kaybı-kayma mesafesi" eğrilerinden elde edilen başlangıç-kararlı hal aşınma hızları ……..	60
Tablo 6.2.	Kompozitlerin rölatif aşınma direnci değerleri ……...	62
Tablo 6.3.	İncelenen kompozitlerin oda sıcaklığı ve 100-400^oC' deki rölatif aşınma dirençleri …….....……..…….	65
Tablo 6.4.	Kompozitlerin tüm sıcaklıklardaki abrasif aşınma hızları……...	66
Tablo 6.5.	Kompozitlerin Q_W/R ve aşınma aktivasyon enerjisi değerleri……	67

ŞEKİL LİSTESİ

		Sayfa No
Şekil 2.1.	Sıkıştırma döküm yöntemi .....……..…….	9
Şekil 2.2.	Basınçsız infiltrasyon (Lanxide) prosesinin şematik gösterimi ….	10
Şekil 3.1.	Adhesiv aşınma mekanizmasının ideal bir modeli. (a) Normal yük altında plastik olarak deforme olan temas alanları, A_r; (b) normal yükün artması ve sürtünme kuvvetlerinin devreye girmesi ile temas alanlarının büyümesi; (c) gerçek temas alanı A_r'nin, nominal temas alanı A_n'ye ulaşması ile yapışmanın meydana gelmesi.....……...	18
Şekil 3.2.	(■) 6061 Al-%20 Al_2O_{3p}, (○)6061 Al için logaritmik aşınma hızı- yük diyagramı ……...……	18
Şekil 3.3.	Kompozitlerin aşınmış yüzeylerinin kesitleri (a) Partikülün klivaj kırığı (b) kopan partikülün neden olduğu boşluk	19
Şekil 3.4.	Aşınan numune için tipik hacim kaybı-kayma mesafesi eğrisi.....……	20
Şekil 3.5.	(a) Takviyesiz 7091 Al alaşımı (b) 7091Al-%20SiC_p kompozit için değişik kayma hızlarında hacimsel aşınma-kayma mesafesi eğrileri .....…….....	21
Şekil 3.6.	6061Al-20%Al_2O_3 için (●) 10 N'da, (□) 50N'da ve 6061Al için (○) 10N'da aşınma hızı-sıcaklık diyagramı ……..	23
Şekil 3.7.	İncelenen parlatılmış veya dağlanmış Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerinin sürtünme katsayısı-kayma mesafesi eğrisi (a) 0,25 N'da (b) 0,75 N'da (c) 0,25 N'da dağlanmış yüzey (d) 0,25 N'da SiC takviyeli dağlanmış yüzey …….	25
Şekil 3.8.	SiC takviyeli ve takviyesiz alumina/aluminyum kompozitlerin 0,25 ve 0,75N'luk yüklerde birim kayma mesafesi başına ortalama aşınma iz genişliği ve top aşınma hızı… …..…….	26
Şekil 3.9.	Değişik partiküllerin aluminyum matriksli kompozitlerin çelik üzerinde 0.98 m/s hızlarında ve 80 N'luk (üst şekil), 160 N' luk (alt şekil) yüklerde kararlı durum aşınma hızlarına etkisini gösteren histogram …….	29
Şekil 3.10.	82 μm SiC abrasif zımpara şeritleri ile farklı yüklerde aşındırılan hacimce %20 SiC_p (82 μm)/7075Al kompozitinin abrasif aşınma hızlarına uygulanan yükün etkisi ……...	31
Şekil 3.11.	Kayma mesafesinin fonksiyonu olarak (a) 13 μm SiC partikül takviyeli (b) 37 μm SiC partikül takviyeli kompozitin ağırlık	

kayıpları…… 33

Şekil 3.12. Kompozitlerin aşınma hızlarına abrasif partikül boyutunun etkisi 34

Şekil 3.13 Abrasif grit boyutunun fonksiyonu olarak hacimsel aşınma şiddeti…… 35

Şekil 3.14 Kompozit malzemelerin abrasif aşınması sırasında partikül temas alanının ve sert faz boyutunun önemi. (a) Malzeme homojen olarak (b) Malzeme heterojen olarak davranmakta……. 36

Şekil 3.15 Kayma mesafesi ve normal yükün fonksiyonu olarak incelenen malzemelerin hacimsel aşınma kayıpları ……... 38

Şekil 4.1. (a) İnfiltrasyon ünitesinin (b) numune tutucunun şematik görünümü …….. 43

Şekil 4.2. Metal-metal aşınma cihazının şematik görünümü ……. 45

Şekil 4.3. Metal-abrasif aşınma cihazının şematik görünümü…… 45

Şekil 5.1. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg bulunan "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitin mikroyapısı. Beyaz bölgeler Al matriksi, açık gri bölgeler SiC partikülleri ve koyu gri bölgeler Al_2O_3 partikülleri göstermektedir. Mikroyapılarda bulunan porozitelerin bazıları oklarla işaretlenmiştir …… 47

Şekil 5.2. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg bulunan "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitin yüksek büyütme mikroyapısı..…… 48

Şekil 5.3. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %8 Mg içeren kompozitin darbe deneyleri sonrası kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görünümleri……..... 49

Şekil 5.4. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %8 Mg içeren kompozitin basma deneyleri sonrası kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görünümleri……..... 50

Şekil 5.5. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mgve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin metal-metal aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri ……. 51

Şekil 5.6. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin oda sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri …….. 53

Şekil 5.7. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 400^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri …….. 54

Şekil 6.1. "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerde matriksin Mg içeriğine bağlı olarak porozite hacim oranının değişimi ……. 55

Şekil 6.2. α-Al + Mg_2Si + Si üçlü ötektik yapısını gösteren Al-%0.86Mg-%1.61Si döküm alaşımının mikroyapısı ……..…….. 56

Şekil 6.3. Matriksin Mg içeriğine bağlı olarak incelenen kompozitlerde matriks sertliğinin değişimi ……... 57

Şekil 6.4. Kompozitlerin spesifik darbe dirençlerine matriksin magnezyum içeriğinin etkisi …….. 58

Şekil 6.5. Kompozitlerin (a) mukavemetine ve (b) sünekliğine matriksin Mg içeriği ile değişimi ……... 59

Şekil 6.6. Matriksinde farklı oranlarda Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin ağırlık kaybına M2 takım çeliği üzerinde kayma mesafesinin etkisi …….. 60

Şekil 6.7. Toplam 12 km'lik kayma mesafesi sonunda kompozitlerin (a) başlangıç ve (b) kararlı hal aşınma hızları ……. 61

Şekil 6.8. Matriksinde farklı miktarlarda Mg içeren kompozit numunelerin "Rölatif Aşınma Eğrisi" …… 62

Şekil 6.9. Kompozitlerin rölatif aşınma dirençlerine (%) (a) matriks sertliğinin (b) porozite hacim oranının etkisi …… 63

Şekil 6.10. Matriksinde farklı oranlarda Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin abrasif aşınma ağırlık kayıplarına deney sıcaklığının etkisi ……. 64

Şekil 6.11. Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda yapılan metal abrasif aşınma deneylerinde belirlenen rölatif aşınma dirençlerinin ölçülen sertliklerle değişimi …….. 65

Şekil 6.12. Kompozitlerin $\log_{\text{aşınma hızı}}$-1/T^{o}K eğrileri……... 66

Şekil 6.13. Kompozitlerin Mg içeriğine bağlı olarak aşınma aktivasyon enerjilerinin değişimi…….. 67

Şekil A.1. Metal-metal aşınma yüzeylerinin düşük büyütmedeki görünümleri (10x)……... 75

Şekil A.2. Metal-metal aşınma yüzeylerinin 60X büyütmelerdeki görünümleri……..... 77

Şekil A.3. Metal-metal aşınma yüzeylerinin 200X büyütmelerdeki görünümleri…… 79

Şekil A.4. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 100^{o}C sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri …….. 81

Şekil A.5. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 200^{o}C sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri …….. 82

Şekil A.6. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 300^{o}C sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış

yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri …….. 83

Şekil A.7. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 500^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri …….. 84

ÖZET

Metal matriksli kompozitlerin üretim ve kullanımları son 20 yılda taknolojik gelişmelerle birlikte artış göstermiştir. Özellikle uzay-havacılık, askeri uygulamalarda ve otomotiv endüstrisinde partikül takviyeli metal matriksli kompozitler kullanılmaya başlanmıştır. Partikül takviyeli alüminyum matriksli kompozitler, yüksek mukavemet, yüksek spesifik modül, düşük termal genleşme katsayısı, yüksek aşınma direnci gibi çekici özelliklere sahiptir.

Basınçlı infiltrasyon yöntemi, metal matrisli kompozitlerin üretiminde önemli olan metodlardan birisidir. Bu yöntemde preform adı verilen ön şekil verilmiş partiküllerin, whiskerlerin veya fiberlerin arasında kalan boşlukların içerisine inert bir gaz yardımıyla sıvı metal enjekte edilmektedir. Bu yöntemle, takviye oranı %80'lere varan kompozitler üretilebilmektedir.

Bu çalışmada, basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilen alüminyum metal matriksli kompozitlerin metal-metal ve metal-abrasif aşınma davranışları incelenmiştir. Kompozitler sırasıyla %37 ve %24 hacim oranlarında Al_2O_3 ve SiC partikülleri ile takviye edilmiş olup matriksinde %8' e kadar farklı oranlarda Mg bulundurmaktadırlar. Matriksin Mg içeriği ile kompozitlerin sertlik ve mukavemetleri artmış, süneklik ve toklukları azalmıştır. M2 kalite takım çeliği üzerinde yapılan metal-metal aşınma deneyleri ve Al_2O_3 şerit zımparalar üzerinde gerçekleştirilen metal-abrasif aşınma deneyleri kompozitlerin aşınma direncinin artan magnezyum miktarı ile arttığını ortaya çıkarmıştır. Diğer yandan kompozitlerin abrasif aşınma dirençleri, bilhassa 200^oC'nin üzerinde artan test sıcaklığı ile azalmıştır.

SUMMARY

The production and potential applications of metal matrix composites have gradually increased with technological developments in 20 years. Especially, aluminium metal matrix composites reinforced with particles have started to be used for industrial, military and space related applications. Particulate reinforced aluminium metal matrix composites have attractive properties, including high strength, specific modulus, low coefficient of thermal expansion, good wear resistance.

Pressure infiltration technique is one of the most important processes for the production of aluminium-matrix composites in which molten metal is injected into the interstices left between particles, whiskers or fibres preform. This technique provides composites with higher volume fractions of up to 80-vol.%.

In this study, dry sliding and abrasive wear behaviours of the aluminium matrix composites produced by pressure infiltration technique were investigated. These composites were reinforced with 37 vol% Al_2O_3 and 24 vol% SiC particles and contained up to 8 wt% Mg in their matrices. Hardness and strength of the composites increased, ductility and toughness decreased with increasing Mg content of the matrix. Dry sliding wear tests carried out on M2 quality tool steel and abrasive wear tests carried out on Al_2O_3 abrasive belts revealed that wear resistance of the composites increased with increasing magnesium content of the matrix. On the other hand, abrasive resistance decreases with increasing test temperature, especially above 200^{o}C.

1. GİRİŞ

1.1. Giriş Ve Amaç

Kompozitler, malzemelerin zayıf özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla iki veya daha fazla malzemenin bir araya getirilmesiyle oluşturulan malzemeler olarak tanımlanabilir. Gelişen teknoloji ile birlikte, üstün özelliklere sahip malzeme gereksinimi bilhassa uzay, havacılık ve otomotiv endüstrilerinde giderek artmaktadır.

Metal matriksli kompozitler, matrikslerini çeşitli metal ve metal alaşımlarının oluşturduğu kompozitlerdir. Metal matriksli kompozitler yüksek mukavemet, düşük yoğunluk, yüksek aşınma direnci, düşük ısıl genleşme katsayısı ve yüksek sıcaklık mukavemeti gibi özelliklere sahiptir. Bu kompozitler uzun yıllardır bilinmesine karşın kullanımları özellikle son yıllarda oldukça yaygınlaşmıştır. Seramik partikül takviyeli aluminyum martiksli kompozitler, seramiklerin yüksek mukavemet, yüksek aşınma direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi özelliklerini metallerin tokluk, süneklik ve işlenebilirlik gibi özellikleri ile birleştirmektedirler.

Basınçlı infiltrasyon yöntemi, metal matriksli kompozitlerin üretiminde önemli olan tekniklerden birisidir. Bu yöntem, takviye elemanından oluşan bir preform içerisine sıvı metalin infiltrasyonunu kapsamaktadır. Basınçlı infiltrasyon yöntemi, taviye hacim oranı %80'lere kadar varan metal matriksli kompozit üretimine imkan sağlamaktadır.

Bu çalışmada; basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilen, yüksek hacim oranlarında Al_2O_3 ve SiC partikülleri ile takviye edilmiş olan aluminyum metal matriksli kompozitlerin metal-metal ve metal-abrasif aşınma davranışlarının incelenmesi amaçlanmıştır.

2. KOMPOZİT MALZEMELER

2.1. Kompozit Malzemelerin Tanımı

En genel anlamda kompozit malzeme; çok kristalli ve birden fazla ve farklı, metal ve metal olmayan bileşiklerin bir arada toplanması olarak ifade edilmektedir [1]. Yine bir başka tanımlamaya göre; bir kompozit malzeme fiziksel ve/veya kimyasal olarak ayrı, uygun şekilde dizilmiş veya dağılmış fazları içeren malzemedir [2].

Bir malzemenin kompozit sayılabilmesi için belirli özelliklere sahip olması gerekmektedir. Bu özellikler [1];

1. Farklı bileşenlerle beraber kimyasal olarak birbirinden farklı en azından iki malzemenin kombinasyonundan oluşmalıdır.

2. Kompozit malzemeyi oluşturan malzemeler üç boyutlu olarak birleşmelidirler.

3. Farklı malzemelerin birleştirilmesinden meydana gelen kompozit, kendisini meydana getiren bileşenlerin sahip olamayacakları özelliklerden daha iyi özelliklere sahip olmalıdırlar [1].

Kompozit malzemelerin sınıflandırılması genellikle yapısal bileşenlerinin şekline ve matriks yapısına göre yapılmaktadır.

Yapısal bileşenlerine göre kompozit malzemeler şu şekilde sınıflandırılmaktadır. (i) Fiberli kompozitler : Fiberler ile takviye edilmiş kompozitler, (ii) Levhasal kompozitler : Düz plakaların birleştirilmesiyle elde edilmiş kompozitler, (iii) Partikül kompozitler : Partiküllerle takviye edilmiş kompozitler, (iv) Doldurulmuş (veya iskelet) kompozitler : Sürekli bir iskelet matriksin ikinci bir malzemeyle doldurulması, (v) Tabakalı kompozitler : Farklı bileşen tabakalarından oluşmuş kompozitler [1].

Matriks malzemelerine göre kompozitler üçe ayrılmaktadır. (i) Seramik matriksli kompozitler (ii) Polimer matriksli kompozitler (iii) Metal matriksli kompozitler [1-3].

2.2. Metal Matriksli Kompozitler

Matrikslerini çok çeşitli metal veya metal alaşımlarının oluşturduğu kompozitlere metal matriksli kompozitler denilmektedir. Metal matriksli kompozitlerde; takviye malzemesi olarak genellikle sürekli fiberler, partiküller ve viskerler kullanılmaktadır [3]. Metal matriksli kompozit malzemelerin bazı üstünlükleri ve dezavantajları şunlardır [3,4]

Üstünlükler;

- Yüksek mukavemet (aşınma, çekme ve basma) özellikleri gösterir.
- Yüksek elastisite modülü (E).
- Metallerin süneklik ve tokluk, seramiklerin yüksek mukavemet ve aşınma direnci gibi özelliklerini biraraya getirirler.
- Düşük yoğunluğa sahiptirler.
- Tekrar üretilebilirler.
- Yüksek yüzey dayanıklılığı ve yüzey akışlarına karşı düşük hassasiyete sahiptirler.
- Sıcaklık değişikliklerine ve termal şok etkisine karşı düşük hassasiyet gösterirler.
- Yüksek sıcaklıklarda kullanılabilirler [3-6].

Dezavantajları;

- Düşük yorulma dayanımı.
- Düşük tokluk ve süneklik.
- Daha karmaşık ve pahalı üretim yöntemleri [4,6].

2.2.1. MMK Malzemelerde Matriks Malzemeleri

Kompozit sistemleri içerisinde matriksin asıl fonksiyonu, kompozite uygulanan yükü takviye malzemelerine iletmektir. Metal matriksli kompozitlerin üretiminde matriks

malzemesi olarak genellikle Al, Mg, Cu, Zn, Ti, Pb, Fe, Ag, Sn ve Si alaşımları kullanılmaktadır [7].

Son zamanlarda ticari uygulamalarda ve bilimsel araştırma programlarında aluminyum matriksli kompozitler yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır [5]. Çünkü matriks malzemesi olarak kullanılan Al alaşımları iyi mekanik özelliklere, düşük elektrik iletkenliğine, düşük yoğunluk ve yüksek korozyon direncine sahiptir. Bu özelliklerinin yanında diğer metallere nazaran daha ucuz olması (1.5 $/kg), kolay üretilebilmesi, uzay uygulamalarında ve otomotiv pazarındaki hakimiyeti diğer ilgi çekici özellikleridir [6].

Metal matriksli kompozitlerde genellikle 1000, 2000, 5000, 6000, 7000 ve 8000 serisi aluminyum alaşımları kullanılmaktadır. Tablo 2.1 bu alaşımların kimyasal kompozisyonlarını ve uygulamalarını özetlemektedir [6].

Tablo 2.1. Al alaşımlarının kimyasal kompozisyonları ve uygulamaları [6].

Metal	Kimyasal Kompozisyon	Uygulama
1000 Serisi Alaşımsız Al	>99.00 Al (ağırlıkça)	Yüksek süneklik ve iletkenlik; iletim hatları pişirme folyoları
2000 Serisi Ana ilave Cu	Al + 4 Cu + Mg, Si, Mn	Kuvvetli yaşlanma sertleşmesi alaşımı; uçak kanatları, perçinler
3000 Serisi Ana ilave Mn	Al + 1 Mn	Orta mukavemet ve yüksek süneklik, mükemmel korozyon direnci; çatı saçları, pişirme kapları
4000 Serisi Ana ilave Si	Al + 11 Si	Döküm alaşımı : Kum ve kalıba döküm
5000 Serisi Ana ilaveler Mg+Si	Al + 3 Mg 0.5 Mn	Kuvvetli iş sertleşmesi, kaynaklanabilir alaşım; basınç vanaları, teneke içecek kutuları
6000 Serisi Ana ilaveler Mg+Si	Al + 0.5 Mg 0.5 Si	Orta dayanım, yaşlanma sertleşmesi, ektrüze parçalar (pencere çerçeveleri
7000 Serisi Ana ilaveler Zn+Mg	Al + 6 Zn + Mg, Cu, Mn	Kuvvetli yaşlanma sertleşmesi alaşımı; uçak parçaları
8000 Serisi Diğer elementler; örn Li	Örn Al + 3 Li	Düşük yoğunluk ve iyi mukavemet; uçak parçaları

2xxx (AlCuMg), 5xxx (AlMg), 6xxx (AlMgCuSi), 7xxx (AlZnMgCu) ve 8xxx (Al-Li) aluminyum alaşımları çok yaygın bir şekilde kompozit üretiminde kullanılmaktadır [6,8]. Genelde matriks alaşımı olarak, mukavemet değerleri iyi olan (2xxx) ve (7xxx) alaşımları ticari uygulamalarda kullanım alanı bulmuştur. (6xxx) alaşımları üretimde kolaylık sağladığı ve diğer alaşımlara göre daha yüksek korozyon direncine sahip olduğu için matriks alaşımı olarak tercih edilmektedir.

Aluminyum-Lityum (8xxx) alaşımlarının kaynak edilebilme özelliklerinin iyi olması, bu alaşımlar üzerindeki çalışmaları artmıştır. Mg, Li gibi alaşım elementleri içeren Al alaşımları takviye fazı ile iyi bir bağlanma oluşturduğu için bu alaşım elementlerini içeren aluminyum alaşımları matriks malzemesi olarak kullanılmaktadır [8].

2.2.2. MMK Malzemelerde Takviye Malzemeleri

MMK malzemelerin üretiminde kullanılan takviye malzemeleri yapısal şekillerine göre sürekli ve süreksiz olmak üzere ikiye ayrılmaktadır [6-8]. Matrikse ilave edilen takviyeler genelde kompozitin mukavemetini, yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini ve sertliğini artttırırken yoğunluklarını değiştirebilmektedirler. Takviye malzemelerin temel görevi kompozite uygulanan yükü taşımaktır. Takviye malzemeleri şekillerine göre beşe ayrılmaktadır. (i) Sürekli fiberler, (ii) Kısa fiberler, (iii) Viskerler, (iv) Partiküller, (v) Metalik teller [6,8].

Takviye malzemeleri kimyasal yapılarına göre ise dört gruba ayrılmaktadır: (i) Oksitler, (ii) Karbürler, (iii) Nitrürler, (iv) Diğer (paslanmaz çelik, C vs.) [9].

Fiberler (f) : Sürekli fiberler oldukça yüksek uzunluk/çap oranlarına sahiptir. Bu tip takviyelerin çapları 100 μm civarındadır. Nihai MMK yüksek anizotropik özellik sergiler. Sürekli fiberlerin ortalama fiyatı 1000 $/kg'dır [6].

Viskerler (w) : Viskerler yüksek uzunluk/çap oranlarına (50-100) sahip tek kristalli malzemelerdir. Ufak boyutları, toz metalurjisi başta olmak üzere çeşitli MMK üretim metodlarında kullanımına imkan vemektedir. Viskerlerin ortalama fiyatı 20-40 $/kg'dır. Visker takviyeli kompozitler başlıca ekstrüzyon, dövme ve haddelenmiş saç formlarında kullanılmaktadır. Nihai MMK kompozitler, izotropik ve anizotropik özellik gösterebilmektedir [6].

Partiküller (p) : Partiküller 1-5 arasında değişen düşük uzunluk/çap oranlarına sahiptir. Partiküllerin ortalama fiyatı 10 $/kg'dır [6]. Partikül takviyeli kompozitlerin bazı önemli avantajları bulunmaktadır. Bunlar : (i) sürekli veya kısa fibere göre, parçacık takviye edilmiş kompozitler daha ucuz olup, büyük hacimde kullanım için maliyet önemli ve temel faktördür, (ii) döküm veya toz metalurjisi gibi üretim teknikleri ve bunu takiben haddeleme, dövme ve ekstrüzyon gibi geleneksel ikincil

işlemler kullanılabilmektedir, (iii) takviye edilmemiş metalden daha yüksek kullanım sıcaklığına sahiptir, (iv) daha yüksek mukavemet ve modül, (v) artan ısıl kararlılık, (vi) fiber takviyeli kompozitlere göre izotropik özellikler sergilemektedir [10].

Aluminyum matriksli kompozitler uygulama alanlarına bağlı olarak genellikle fiber, visker ve partiküllerle takviye edilmektedir. Tablo 2.2'de aluminyum matriksli kompozitlerde kullanılan takviyeler gösterilmiştir [11].

Tablo 2.2. Aluminyum matriksli kompozitlerde kullanılan bazı takviyeler [11].

Takviye	Tane Boyutu (μm)	Takviye	Tane Boyutu (μm)
Alümina partiküller	3-200	Magnezya	40
SiC partikülleri	6-120	Kum	75-120
SiC viskerleri	5-10	TiC parçacıkları	46
Grafit lameller	20-60	Boron nitrit parçacıkları	46
Grafit lameller	15-100	Silisyum nitrit parçacıkları	40
Mika	40-180	Çil demir	75-120
Silika	5-53	Zirkonya	5-80
Zirkon	40	Titan	5-80
Cam parçacıkları	100-150	Kurşun	-
Cam boncuk	100		

Al matriksli kompozitlerde partikül takviyesi olarak genellikle SiC ve Al_2O_3 partikülleri kullanılmaktadır. Bu partiküllerin bazı önemli özellikleri Tablo 2.3'de gösterilmiştir [10].

Tablo 2.3. SiC ve Al_2O_3 partiküllerin bazı özellikleri [10].

Partikül	Elastik Modül	Yoğunluk gr/cm^3	Isıl genleşme Katsayısı K^{-1}	Özgül Isı $J\ kg^{-1}\ K^{-1}$	Isıl İletkenlik $Wm^{-1}\ K^{-1}$	Poison Oranı
SiC	420-450	3,2	$4,3x10^{-5}$	840	1100 ^oC'de 10-40	0,17
Al_2O_3	380-450	3,96	$7,0x10^{-6}$	1050	1000 ^oC'de 5-10	0,25

2.3. MMK Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Metal matriksli kompozitlerin üretiminde çok çeşitli yöntemler kullanılmaktadır. Kompozit üretim yöntemlerinin çok değişik şekillerde sınıflandırılması mümkün olmakla beraber, matriks hali dikkate alınarak; sıvı faz, katı faz ve çift (katı+sıvı) faz yöntemi şeklinde bir sınıflandırma yapılabilir [9].

2.3.1. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

Sıvı faz üretim yöntemleri, kompozit üretiminin sıvı fazda gerçekleştiği yöntemlerdir. Sıvı faz proseslerinde, farklı ve uygun teknikler kullanarak matriksin içine seramik partiküller ilave edilmektedir. Bu yöntemler, seramik partiküllerin sıvı metal ile karıştırılma yöntemleri, sıkıştırma döküm, basınçlı ve basınçsız infiltrasyon, XD yöntemleridir [9].

2.3.1.1. Sıvı Metal-Seramik Partikül Karıştırma Yöntemleri

Partikül şeklindeki takviye malzemesinin sıvı matriks alaşımına ilavesi ve sıvı matriks içerisinde homojen olarak dağılmış takviye eldesi için bir çok yöntem kullanılmaktadır. Partiküllerin sıvı metale karıştırılmasında kullanılan teknikler şunlardır [9].

- Bir enjeksiyon tabancası kullanarak; sıvı içerisine inert gaz ile seramik partiküllerin enjekte edilmesi.
- Sıvı metal içerisine (matriks alaşımı ve partikül şeklindeki takviye malzemesinden oluşan) küçük briketlerin ilavesi ve karıştırılması.
- Sıvı metalin mekanik olarak karıştırılmasıyla elde edilen vorteks yardımıyla seramik partiküllerin sıvı metal içerisine katılması.
- Sıvı metal kalıba doldurulurken seramik partiküllerin sıvı metal içersine ilavesi.
- Karşılıklı hareket eden çubuklar kullanılarak seramik partiküllerin sıvı içerisine itilmesi.
- Merkez-kaç etki ile partiküllerin sıvı metal içerisine dağıtılması.
- Sıvı metal ultrasonla devamlı titreşirken, seramik partiküllerin sıvı metal içerisine takviye edilmesi [9,12].

Dökümhane şartlarında partikül takviyeli kompozit malzeme üretiminde kullanıma en elverişli ve en ekonomik olan yöntem, Vorteks yöntemidir. Bu yöntem, bir mekanik karıştırıcı (pervane) ve bir fırından ibarettir. Matriks alaşımı bir pota içerisinde ergitilir. İstenilen vorteks elde edildiğinde, partikül şeklindeki takviye malzemesi vorteksin tam ortasına belli bir beslenme hızı ile verilerek pervaneyle mekanik olarak karıştırılır ve sıvı metal içerisinde homojen bir şekilde dağıtılması sağlanır. Homojen dağılım için şu parametrelerin kontrol edilmesi gerekmektedir; (i)

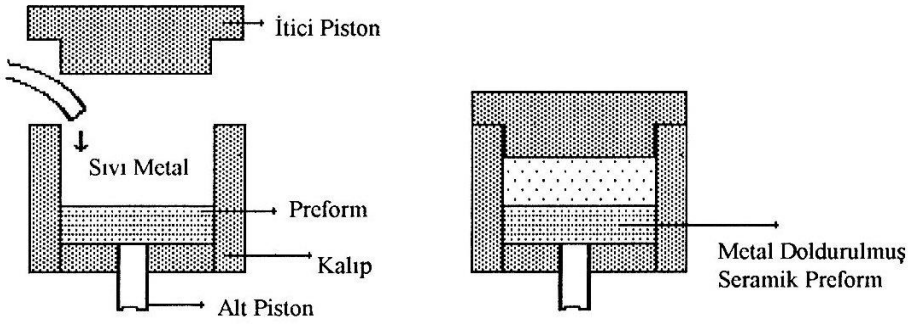
sıvı metalin bileşimi ve sıcaklığı, (ii) karıştırıcı derinliği, hızı ve eğimi, (iii) karıştırma süresi, (iv) ilave edilen partiküllerin boyutu ve miktarı, (v) son karıştırma işlemi ve döküm arasında geçen süre, (vi) kalıp malzemesinin özellikleri [13].

Karıştırma işleminin en büyük dezavantajı; ürünlerin poroziteli olmasıdır. Porozitenin en aza indirilmesi üzerine bir çok çalışma yapılmıştır. Karıştırma işleminin kontrollü vakum atmosferinde yapılmasının ve pota yüzeyine argon-azot gibi gazların üflenmesinin porozite miktarını azalttığı ifade edilmektedir. Porozite oranı, karıştırma hızına ve üretim öncesi partiküllere uygulanan ısıl işleme de bağlıdır. Partiküllerin üzerinde bulunan nem tabakasının, sıvı metalde poroziteye neden olmasını engellemek için, partiküllerin matrikse eklenmeden önce ısıl işleme tabi tutulması gerekmektedir. Vorteks yönteminin diğer önemli dezavantajları ise; (i) mekanik karıştırma esnasında seramik partiküllerin birbirlerine yapışması, (ii) partiküllerin pota dibine çökmesi, (iii) matriks içerisinde takviye malzemesinin segregasyonu, (iv) geniş arayüzey reaksiyonu, (v) seramik partiküllerin parçalanması [9].

2.3.1.2. Sıkıştırma Döküm

Bu yöntemde sıvı alaşım, takviyeden oluşan preforma Şekil 2.1'de görüldüğü gibi hidrolik presin sağladığı basınçla emdirilmektedir. Sıvı alaşımın katılaşmasını engellemek için kalıp, preform ve zımba önısıtmaya tabi tutulmaktadır. Takviye partiküllerden oluşan preform, matriks alaşımının ergime sıcaklığını aşmayacak sıcaklığa ısıtılmaktadır. Preform önısıtma sıcaklığının metalin ergime sıcaklığını aşması durumunda sıvı penetrasyonu tamamlanmış olacak, fakat yüksek basınç altındaki sıvı, kalıp ile zımba arasındaki boşluklardan sızacaktır. Sıkıştırma döküm kompozitlerin kalitesini etkileyen önemli parametreler; (i) kalıp önısıtma sıcaklığı, (ii) uygulanan basınç, (iii) preform veya yatağın sıkışmış yoğunluğudur [13,14].

Öte yandan penetrasyon hızı ve partiküller arası boşluk da kompozitin kalitesini etkileyen faktörlerdir. Fiber takviyeli kompozitlerde, zımbanın çok hızlı hareket etmesi preformun hasara uğramasına ve fiberler arasında zayıf infiltrasyona neden olmaktadır. Bu yöntemde, preforma tam sıvı akışını sağlamak için kritik bir basınca gereksinim duyulmaktadır [11].



Şekil 2.1. Sıkıştırma döküm yöntemi [3]

2.3.1.3. Basınçsız İnfiltrasyon

Sıvı metalin, takviye içeren preforma kendiliğinden infiltre olduğu bu patentli yöntem Lanxide tarafından geliştirilmiştir. Bu yöntemde presleme, enjeksiyon kalıplama gibi tekniklerle üretilen preforma, azot atmosferinde basınç uygulanmaksızın Al-Mg alaşımının infiltrasyonu sağlanır. Basınçsız infiltrasyon yöntemiyle hacimce %55-60 Al_2O_3 yada SiC içeren kompozit malzemeler üretilebilmektedir [9,10]. Alaşım-seramik sistemi 800-1000 ^oC'ye ısıtılmaktadır. İnfiltrasyonun gelişimini sağlayan reaksiyon,

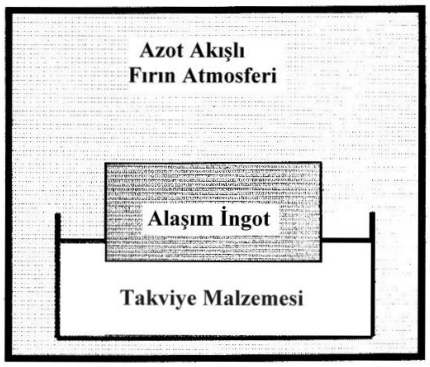
$$N_2 + 3\,Mg \rightarrow Mg_3N_2 \qquad (2.1)$$

İnfiltrasyon sırasındaki reaksiyon;

$$Mg_3N_2 + 2\,Al \rightarrow AlN + 3Mg \qquad (2.2)$$

İnfiltrasyon sıcaklığına ısıtma sırasında magnezyum buharlaşır ve takviye yüzeyini kaplayan magnezyum, nitrit oluşturmak üzere azot atmosferi ile reaksiyona girer. Magnezyum nitrit basınç veya vakum uygulanmaksızın alaşımın takviye fazla infiltrasyonuna imkan sağlayan bir bileşiktir. Sistem Şekil 2.2'de şematik olarak gösterilmiştir. Aynı yöntemin ısıtılmış preformun sıvı içersine daldırılarak kendi kendine infiltrasyonunun sağlandığı değişik bir uygulaması da bulunmaktadır [12].

Üretilen kompozit malzemenin mikroyapısındaki alüminyum nitrür, kompozitin sertliğini arttırmakta ve termal genleşme katsayısını düşürmektedir [7].



Şekil 2.2. Basınçsız infiltrasyon (Lanxide) prosesinin şematik gösterimi [12].

Kompozit üretiminin yüksek sıcaklıklarda yapılması preformun arayüzeyinde reaksiyon meydana getirir. Preform arayüzeyinin bu reaksiyon ile oksitlenmesi, oksit içeren ve reaksiyona girmemiş bir matriks malzemesine neden olur. Karmaşık şekilli ve yüksek yoğunluğa sahip kompozitlerin üretilebilmesi basınçsız infiltrasyon yönteminin en önemli avantajıdır [7].

2.3.1.4. Basınçlı İnfiltrasyon

Islatabilirliğin zayıf olduğu bir çok durumda, sıvı metali preform içine infiltre edebilmek için dış basınç gerekmektedir. Basınçlı infiltrasyon yöntemi metal matriks kompozitlerin üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu metod, poroziteli preform içine sıvı metalin gaz basıncı yardımıyla infiltrasyonundan ibarettir [9]. Preform, partikül, visker veya fiber şeklindeki takviyenin bir kompaktı veya aglomere olmuş halidir. Diğer döküm yöntemleri ile üretilen kompozitlere %30'lara varan takviye ilave edilebilirken, bu yöntemde %70'lere varan yüksek oranlarda takviye elemanı içeren kompozitler üretilebilmektedir [6]. Basınçlı infiltrasyon yönteminin avantajları şunlardır; (i) diğer yöntemlere nazaran daha hızlı ve daha basittir, (ii) düşük üretim maliyetine sahiptir, (iii) arzu edilen son ürün şekline sahip kompozit parça elde edilebilir [4,6,14]. Bu yöntemin dezavantajları ise; (i) homojen olmayan mikroyapı, (ii) birbirine çok yakın takviye elemanları nedeniyle poroziteli yapı, (iii) kaba tane boyutu, (iv) istenmeyen arayüzey reaksiyonları, (v) takviyenin hasara uğraması [6,9]. Basınçlı infiltrasyon yöntemi Bölüm 3.1'de anlatılmıştır.

2.3.1.5. XD Yöntemi

Martin Marietta firması tarafından geliştirilen XD yöntemi, patentli bir üretim yöntemidir. XD yönteminde, sıvı haldeki matriks malzemesi içerisine kompozit malzemenin üretimi için gerekli olan takviye elemanını oluşturacak kimyasal bileşikler eklenir Bu üretim yönteminde takviye partikülleri, kimyasal bileşiklerin sıvı matriks alaşımı içerisinde reaksiyona girmesi sonucu elde edilirler. Bu takviye partiküllerinden en çok üretilen TiB_2 ve TiC'ün eldesi şu reaksiyonlara göre olmaktadır [10].

$$2\,B + Ti + Al \longrightarrow TiB_2 + Al \qquad (2.3)$$

$$C + Ti + Al \longrightarrow TiC + Al \qquad (2.4)$$

Partiküller matriks içerisinde gelişen reaksiyonlarla oluştuklarından, tek kristalli, temiz ve oksitlenmemiş arayüzeylere sahiptir. Partikül büyüklüğü 0.25-1.5 mikron arasında değişmekle birlikte, reaksiyon sıcaklığı gibi üretim parametrelerinin değiştirilmesiyle 0.2-10 μm arasında değişen boyuta sahip partiküller elde edilebilmektedir [10].

2.3.2. Katı Faz Üretim Yöntemleri

2.3.2.1. Toz Metalurjisi

Seramik partiküllerin sıvı alaşım tarafından ıslatılmasındaki güçlük nedeniyle ilk olarak geliştirilen kompozit üretim yöntemi toz metalurjisidir [9]. Bu yöntemde visker veya partikül şeklindeki takviye malzemesi ile metal veya alaşım tozları elenerek karıştırılır. Bu karışım daha sonra soğuk veya sıcak presleme ile kalıplanır. Soğuk preslemeden sonra kalıplanan ürün, partikül ve matriks arayüzey mukavemetinin arttırılması amacıyla sinterlenir. Sinterleme sonrasında, %75-85 yoğunluğa sahip ara ürün elde edilir. Bu ara ürün gaz giderme işleminden sonra dövülür, haddelenir veya ekstrüze edilir [8-10].

Metal tozları genellikle 20-40 μm boyutundaki atomize tozlardır [7,10]. Takviyelerin matriks içerisinde dağılımını önemli şekilde etkilediğinden toz metalurjisi yönteminde toz karıştırma önemli bir aşamadır. Metal veya alaşım tozu

parçacıklarının üzerinde oluşabilecek oksit tabakaları, matriks-takviye arayüzey mukavemetini azaltır ve boşluklara neden olur. Gaz boşluklarından kaçınmak için su moleküllerinin giderilmesi veya sıcak ve soğuk preslemenin vakum altında yapılması gerekir [10]. Sinter sonrası son ürün yaklaşık 20:1 ve daha yüksek oranda ekstrüzyon ile elde edilmektedir. Yüksek ekstrüzyon oranı; tozlar arasında bağ gelişimini sağlamak, metal-toz partikülleri arasındaki oksit filmini dağıtmak, partikül topaklanmasını engellemek ve dolayısıyla homojen partikül dağılımı sağlamak için gereklidir.

Toz metalurjisi yönteminin avantajları şunlardır : (i) matriks olarak bir çok metal ve metal alaşımın kullanılabilmesi, (ii) takviye ile matriks arasındaki reaksiyon en aza indirilebildiğinden, çok çeşitli takviyenin kullanılabilmesi, (iii) yüksek takviye hacim oranına sahip kompozit üretimine imkan sağlaması [10].

Toz metalurjisi yöntemi bazı dezavantajlara da sahiptir. Bunlar : (i) yüksek derecede reaktif, patlayıcı tozların işlenmesi, (ii) karmaşık üretim akışına sahip olması, (iii) elde edilen ürünün başlangıçtaki üretim şekilleri ile sınırlı kalması [10].

2.3.2.2. Yüksek Enerji-Yüksek Hız Yöntemi

İnce seramik partikül dağılımı içeren metal tozların biraraya getirilmesi için başarıyla kullanılan yöntem, “yüksek hız-yüksek enerji” yöntemi olarak bilinmektedir. Bu yöntemde, metal–seramik takviye karışımı, kısa zaman peryodu içerisinde yüksek enerji uygulanması ile elde edilmektedir. Hem mekanik enerji hem de yüksek elektriksel enerji kaynaklarının, metal matriks kompozitlerin üretiminde başarılı bir şekilde kullanılabileceği ifade edilmektedir. Yüksek enerji-yüksek hız, kalıp içerisindeki iletken tozların hızlı ısınmasını sağlamaktadır. Belirli bir sıcaklıkta kısa süreli işlem, faz dönüşümleri ve tane kabalaşmasının kontrolünü sağlamaktadır. Yüksek enerji-yüksek hız yöntemi Al-SiC kompozitlerinin üretiminde başarıyla kullanılmaktadır [15].

2.3.2.3. Difüzyon Bağlama

Bu yöntemde metal veya alaşım folyoları arasında takviye tekli flemanları veya blokları kullanılarak gerçekleştirilir. Metal veya takviyenin yapışma yüzeyleri metalografik düzeyde polisaj yapılır. Polisajdan sonra SiC ve Al, aseton veya etanol

içerisinde ultrasonik olarak temizlenir. Yüzey temizliği difüzyon bağlamada çok önemli olduğundan, değişik kimyasallar içerisinde gerekli yüksek temizliği sağlamaya çalışılır. Ergime sıcaklığının altında 50 MPa basınçta 2 saat bekletme, daha sonra fırında soğutma ile işlem gerçekleştirilmektedir [12].

2.3.3. Çift Faz Üretim Yöntemleri

Çift faz üretim yöntemleri, matriks alaşımının çift faz (katı+sıvı) içerdiği sıcaklıklarda takviye partiküllerinin matrikse ilavesini içermektedir. Çift faz üretim yöntemleri; osprey yöntemi ve yarı katı karıştırma yöntemidir [9,12].

2.3.3.1. Osprey Yöntemi

Bu yöntemde, inert gaz atmosferi altında kompozit malzemeyi meydana getirecek atomize sıvı matriks alaşımı, akış halinde iken sıvı metal sprey haline dönüştürülür. Seramik partiküller bu sprey içine eklenir ve metal matriksli kompozit malzemeyi meydana getirecek karışım bir altlık üzerinde biriktirilir [9]. Kullanılan metal parçacıklarının boyutu yaklaşık 20-40 μm kadardır. Metal matrikste takviye oranı sınırlıdır ve bu oran % 30 civarındadır. Sıvı matriks ve seramik takviye fazının etkileşimi sınırlıdır. Arayüzeyde sınırlı reaksiyon meydana gelir ve bu durum kompozitin mekanik özelliklerini iyi yönde etkiler [10]. Takviye partiküllerin matriks içerisinde dağılımı homojen olmaktadır. Üretilen kompozitin poroziteli olması ve diğer yöntemlere nazaran maliyetinin daha yüksek olması bu yöntemin dezavantajdır. [8].

2.3.3.2. Yarı Katı Karıştırma

Compocasting ve Rheocasting adıyla da anılan yöntemde solidus ile liküdüs arasındaki sıcaklığa sahip yarı katıyı karıştırmak suretiyle yapılan takviye ilave tekniğidir. Alaşımın sıcaklığı liküdüs sıcaklığının 30-50 ^{o}C üzerine çıkarılıp, şiddetli şekilde karıştırılarak yarı katı aralığa soğumasına müsade edilir. Devam eden bu hareketlilik, katılaşan dentritleri kırarak ince küresel parçacıklara dönüştürmekte ve yarı akışkan vizkozitesindeki yükselmeye engel olmaktadır. Karıştırma devam ederken takviye ilavesi gerçekleştirilir. Nispeten düşük vizkoziteye sahip karışım doğrudan kütük şeklinde dökülebilir. Bu durumda yöntem “rheocasting” adını alır.

Liküdüs sıcaklığı üzerine çıkarılıp yapılan karıştırma işlemine ise “compocasting” adı verilmektedir [12].

2.4. Aluminyum Matriksli Kompozitlerin Kullanım Alanları

MMK malzemeler matriks alaşımlarından çok daha pahalı olduklarından genelde mukavemet ve elastik modül kazanımının yüksek maliyete üstün geldiği uygulamalarda kullanılır. Son yıllarda gelişen teknolojiyle birlikte, kullanılan malzemelerden beklenilen özellikler artmış ve bu nedenle MMK’lerin kullanım alanları da genişlemiştir. Son zamanlarda gerek uzay ve havacılık, gerekse otomotiv sanayinde yüksek sıcaklığa dayanıklı, yüksek mukavemetli, yüksek aşınma dirençli ve bu özelliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyabilen MMK malzeme kullanımı ve üretimi büyük oranda artmıştır [5].

NASA ve Amerikan Savunma Bakanlığı 1960 ve 1970’lerde, sürekli karbon ve bor fiberlerinin geliştirilmesi ve üretilmesi ile, sürekli bor fiber takviyeli Al-B kompozitleri üzerinde araştırma geliştirme faaliyetleri yürütmeye başlamıştır [4]. MMK’lerin kullanımlarındaki en önemli artış, 1982 yılında Toyota’nın piston bileziklerinde Al_2O_3 kısa fiber takviyeli alüminyum kompozitlerini kullanması ile gerçekleşmiştir [16].

Teknolojik uygulamalardaki çalışma ve yakıt masraflarını düşürmek için, malzeme ağırlığının düşürülmesi ve bu yolla mukavemet/yoğunluk oranlarının arttırılması önemlidir [5].

Al metal matriksli kompozitlerin başlıca kullanım alanları uzay-havacılık/askeri uygulamalar ve otomotiv endüstrisidir. Son yıllarda ayrıca elektronik sanayiinde süper iletken kabloların yapımında ve spor malzemelerinde MMK’ler kullanılmaktadır.

2.4.1. Uzay-Havacılık /Askeri Uygulamalar

Uzay-havacılık uygulamalarının karakteristiği, az miktarlarda üretimin olmasıdır. Bu uygulmalarda ağırlıktan elde edilen tasarruf, yakıt ekonomisinde iyileşme sağlamaktadır. Uzay araçlarında ağırlık tasarrufunun sağladığı fayda 2000 $/kg ve

daha fazla, sivil ucaklarda 100-1000 $/kg'dır. Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitler yüksek mukavemet ve sıcaklık direnci gerektiren, ancak maliyetin önemli olmadığı havacılık, uzay endüstrisinde ve askeri uygulamalarda daha çok uygulama alanına sahiptir. Sürekli fiber takviyeli Al MMK'ler güdümlü mermi sistemleri, kompresör pervaneleri, füze başlık sistemlerinde kullanılmaktadır. Pervanelere ve kompressor bıçaklarına bakıldığında, hafifliğe ek olarak malzemenin sürünme özellikleri, yüksek elastisite modülü ve mukavemeti önemlidir. Uzay mekiğinin gövdesini taşıması için bor fiber takviyeli aluminyum alaşım matriksli kompozitler üretilmiştir. Farklı kompozisyonlardaki fiber takviyeli kompozitler, jet motoru fan pervanelerinde kullanılmaktadır. İyi yüksek sıcaklık özellikleri nedeniyle, sürekli grafit fiberlerle takviyeli aluminyum alaşımları çeşitli askeri uygulamalarda ilgi çekmektedir [4,5]. Grafit elyaf takviyeli Al metal matriksli kompozit malzemeler roket ve helikopter parçalarında, Al_2O_3 elyaf takviyeli Al metal matriksli kompozit malzemeler, helikopter dişli kutularının yapımında kullanılmaktadır [17]. Kısa fiber veya visker takviyeli kompozitler genellikle taşıyıcı sistemlerde ve teleskoplarda kullanım alanı bulmuştur. Partikül takviyeli kompozitler ise kanat panellerinde, uydu güneş yansıtıcılarında v.b. kullanılmaktadır. Partikül takviyeli kompozitlerin uzay-havacılık endüstrisinde diğer takviyelere oranla daha çok tercih edilmesinin nedeni, özelliklerinin izotrop olması ve ağırlıktan daha çok tasarruf sağlamasıdır [5].

2.4.2. Otomotiv Uygulamaları

Ağırlık kazancının ve aşınma özelliklerinin yüksek olmasının istendiği otomotiv endüstrisinde, metal matriksli kompozitlerin kullanılması son zamanlarda oldukça yaygınlaşmıştır [4,5,16]. Otomobil parçalarında metal matriksli kompozit kullanılmasının avantajları şunlardır : (i) özellikle motor parçalarında ağırlık tasarrufu, (ii) yüksek aşınma direnci, (iii) iyileştirilmiş malzeme özellikleri, (iv) düşük ısıl genleşme katsayısı [16].

Otomobilin ağırlığının azalmasıyla yakıt tasarrufu da artmaktadır. Otomobillerde ve büyük araçlarda, ağırlıktan tasarruf 0.5-2 $/kg olabilmektedir [5]. Araçlarda çelik şaftların yerine %20 Al_2O_3 elyaf takviyeli Al metal matriksli kompozitlerin kullanımıyla, ağırlık tasarrufunun yanında, titreşimlerin azalması ve kritik şaft dönme hızının artması sağlanmıştır [17]. Grafit- Al_2O_3 partikül takviyeli Al metal matriksli kompozitlerden üretilen motor bloğu silindir gömlekleri ısı iletimini

arttırmış, kompozitin ısıl genleşme katsayısı düşük olduğundan piston ile gömlek arasındaki boyut toleranslarını en aza indirmiş ve dolayısıyla motor verimi arttırarak yakıttan tasarruf sağlamıştır. Otomobil pistonlarında Al-SiC_p kompozit malzemelerin kullanılması ağırlık kazancı, aşınma dayanımı sağlamış ve dolayısıyla piston ömrünü arttırmıştır [11].

3. ALUMİNYUM METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARI

Bu bölümde aluminyum metal matriksli kompozitlerin metal-metal ve metal-abrasif aşınma davranışlarına etki eden iç ve dış parametreler tartışılmıştır. İç parametreler kompozitlerin özelliklerine ve yapısına bağlı iken, dış parametreler test koşulları ile ilişkilidir.

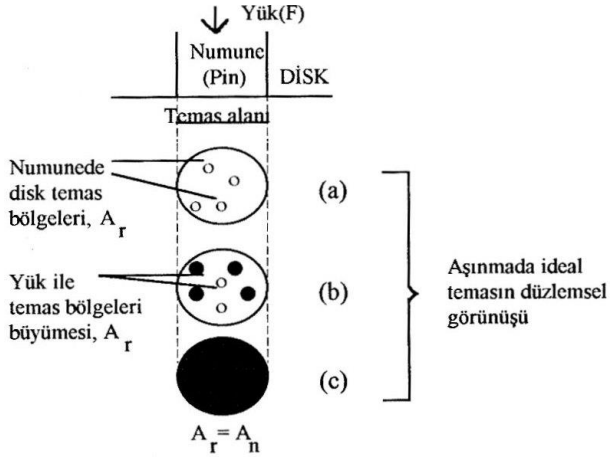
Aluminyum ve aluminyum alaşımlarının aşınma davranışlarına seramik partikül takviyelerinin etkisinin incelendiği bir çok çalışma bulunmaktadır. Bu çalışmalarda, aşınma deneyleri genellikle aşındırıcı partiküllerin Al_2O_3 ve SiC olduğu ortamlarda ve sertleştirilmiş çelik diskler üzerinde gerçekleştirilmiştir [6,18-25,27-30]

3.1. ADHESİV AŞINMA

3.1.1. DIŞ PARAMETRELER

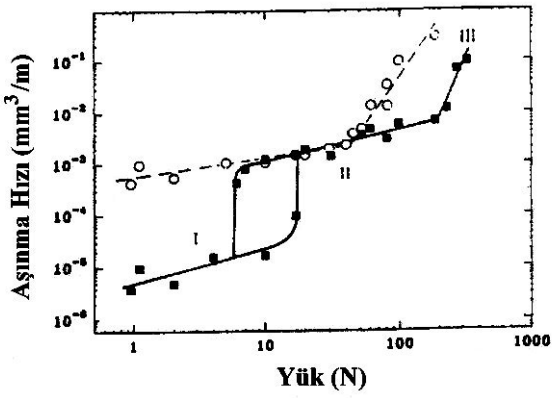
3.1.1.1. Normal yük

Birbirleri ile temas eden metal-metal yüzeylerinin gerçek temas alanı (A_r), genelde çok küçüktür (Şekil 3.1). Gerçek temas alanlarına etkiyen yüksek bölgesel basınç, hareketsiz durumda bile yüzeyler arasındaki temas alanlarının bir anlamda dövme ile birleştirilmesine sebep olmaktadır. Temas yüzeyleri arasında hareket meydana geldiği anda gerçek temas alanı (A_r), normal temas alanı (A_n)'ye eşit oluncaya kadar büyümeye devam etmektedir. Plastik olarak bölgesel hasarın, büyük miktardaki kütlesel akışın ve metalik transfer gibi etkilerin, adhesiv aşınmanın temelini oluşturduğu belirtilmektedir. [3]



Şekil 3.1. Adhesiv aşınma mekanizmasının ideal bir modeli. (a) Normal yük altında plastik olarak deforme olan temas alanları, A_r; (b) normal yükün artması ve sürtünme kuvvetlerinin devreye girmesi ile temas alanlarının büyümesi; (c) gerçek temas alanı A_r'nin, nominal temas alanı A_n'ye ulaşması ile yapışmanın meydana gelmesi [3].

Zhang ve Alpas, % 20 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 alaşımının AISI 52100 çeliği üzerinde aşınma davranışına uygulanan yükün etkisini incelemiştir. Şekil 3.2 kompozitin ve takviye edilmemiş 6061 alaşımının aşınma hızı-yük eğrisini göstermektedir. Kompozit için 3, takviyesiz alaşım için ise 2 farklı aşınma hızını içeren bölgenin var olduğu tespit edilmiştir [6].



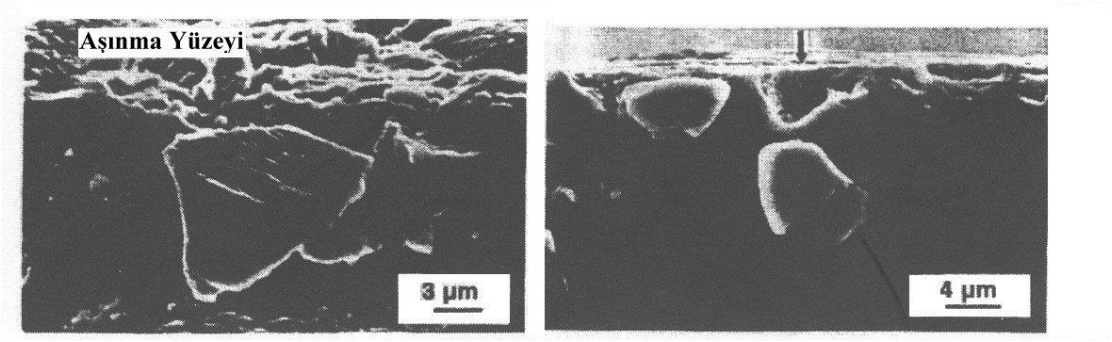
Şekil 3.2. (■) 6061 Al-%20 Al_2O_{3p}, (○)6061 Al için logaritmik aşınma-hızı yük diyagramı [6].

Aşınma hızı-yük grafiğinin I numaralı bölgesinde, kompozitlerin aşınma hızının 2.10^{-5} mm^3/m den daha düşük olduğu gözlenmiştir. Bu bölgede test edilen numunelerin aşınma yüzeyleri mat görünümlüdür ve en az hasara uğramıştır. Bu bölgedeki hafif aşınma hızı, Al_2O_3 partiküllerinin yük taşıma kapasitesine

bağlanmıştır. Ayrıca buna ilave olarak, demirce zengin transfer tabakalarının oluşumunun da (çoğunlukla α-Fe_2O_3) yüksek aşınma direncine katkıda bulunduğu rapor edilmiştir [6].

II numaralı bölgede (10 N ile 230 N yükleri arasındaki bölge) kompozitlerin ve takviyesiz alaşımın aşınma hızı birbirine yakın olmakta, 10^{-3} mm^3/m (20 N'da)-6.8×10^{-3} mm^3/m (185 N'da) arasında değişmektedir. I.Bölgedekine kıyasla, bu bölgede aşınma yüzeylerinin metalografisi daha yüksek derecede yüzey hasarının oluştuğunu göstermiştir. Uygulanan yükün, temas yüzeylerinde Al_2O_3'ün kırılma dayanımından daha yüksek gerilmeler oluşturduğu ve matriksin karşı malzeme yüzeyi ile doğrudan teması sonucunda matriks yüzeyinde ve altında plastik gerilmelerin oluştuğu sonucuna varılmıştır. Bu bölgede aşınma hızını kontrol eden mekanizma, hem kompozit için hem de takviyesiz alaşım için tabakalı ayrılma aşınmasıdır. Kırılan (Şekil 3.3.a) ve kopan (Şekil 3.3.b) partiküllerin neden olduğu 3 elemanlı aşınmanın, kompozitin hafif aşınma davranışında (mild wear behaviour) etkili olduğu bulunmuştur. 3 numaralı bölgede hem kompozitin (>230) hem de takviyesiz alaşımın (>60) aşınma hızı 10^{-1} mm^3/m düzeylerine çıkmaktadır. Bu bölgede şiddetli aşınma olarak tanımlanan parlak ve metalik görünümlü aşınma yüzeyleri oluşmuştur [6].

Sürtünme ile artan sıcaklığa bağlı olarak, termal olarak etkili hale gelen deformasyon proseslerinin şiddetli aşınmada etkin rol aldığı saptanmıştır. Son olarak Al_2O_3 fazının termal kararlılığının ve yüksek sıcaklık dayanımının, şiddetli aşınma bölgesine geçişi geciktirdiği ifade edilmiştir [6].



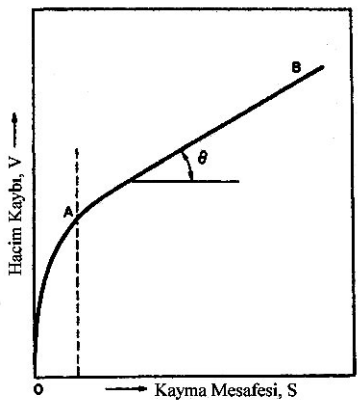
(a) (b)

Şekil 3.3. Kompozitlerin aşınmış yüzeylerinin kesitleri (a) Partikülün klivaj kırığı (b) kopan partikülün neden olduğu boşluk [6].

Cao ve arkadaşları, sıkıştırma dökümle üretilmiş SiC visker takviyeli alüminyum kompozitler için hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş yükünü gözlemlemişler ve aşınma mekanizmasının oksidasyon destekli (oxidation assisted) aşınmadan yapışma nedeniyle kaynaklanan tribo-kırılmaya doğru değiştiğini ifade etmişlerdir. Hafif aşınma sırasında, hem takviyesiz malzeme hem de kompozitler benzer aşınma hızlarına sahip iken, aşınma dayanımında önemli gelişme SiC takviyesi ile gözlenmiştir. Ayrıca geçiş yükünün SiC içeriği ile arttığı bulunmuş, %20 takviye ilavesi geçiş yükünü %60'dan daha fazla arttırmıştır [6].

3.1.1.2. Kayma Mesafesi

Bir çok tribolojik sistem için ağırlık ve hacim kaybının kayma mesafesi ile orantılı olduğu bulunmuştur. Karakteristik hacim kaybı-kayma mesafesi eğrisi Şekil 3.4'de gösterilmiştir [6].

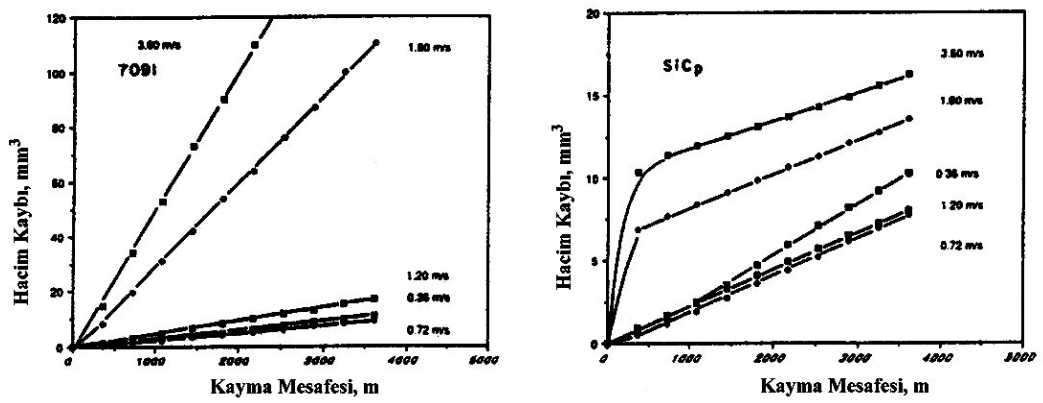


Şekil 3.4. Aşınan numune için tipik hacim kaybı-kayma mesafesi eğrisi [6].

Aşınma kaybı başlangıçta lineer değildir ve OA bölgesinde birim kayma mesafesi başına aşınma hızı, eğrinin AB doğrusuna bağlandığı A noktasına kadar düşmektedir. OA bölgesinde gözlenen süreksiz davranış, başlangıç veya "running-in" aşınma peryodu ve AB bölgesinde gözlenen aşınma davranışı (Archard's Kanunu'na uyan) kararlı durum aşınma peryodu olarak tanımlanmaktadır. Başlangıç aşınma prosesi, yüzey pürüzlülüklerinin düzleşmesi ve sıcaklık yükselmesi ile oluşan sert oksitlerin üç elemanlı aşınmaya sebep olması gibi çeşitli mekanizmalarla oluşabilmektedir [6].

Tijong ve arkadaşlarının [18], düşük hacim oranlarında SiC partikülleri ile takviye edilmiş Al-%12 Si alaşımlarının aşınma davranışlarını inceledikleri çalışma; kayma sırasında matriks malzemesinin yüzeyaltı bölgesinde daha fazla şekil değişiminin gerçekleştiğini ve bu deformasyonunun büyüklüğünün artan kayma mesafesi ve kayma yükü ile arttığını göstermiştir. Metalografik incelemeler sonucu aşınma yüzeyine yakın bölgelerdeki deformasyonun daha fazla olduğu ortaya çıkmıştır.

Wang ve Rack, %20 SiC partikül ve %20 SiC visker takviyeli 7091 Al alaşımlarının paslanmaz çelik disk üzerinde aşınma davranışına kayma mesafesinin ve hızının etkisini incelemişlerdir. Takviyesiz alaşım ve SiC_p kompozit için hacim kaybı-kayma mesafesi eğrisi Şekil 3.5'de verilmiştir. Takviyesiz alaşım için hacim kaybı ve kayma mesafesi arasında lineer bir ilişki gözlenmektedir. Bununla birlikte takviyeli kompozitte, açıkça gözlenen başlangıç aşınma peryodunu takiben hacim kaybının mesafeyle lineer olarak arttığı kararlı durum peryodu gözlenmiştir [6].



(a) (b)

Şekil 3.5. (a) Takviyesiz 7091 Al alaşımı (b) 7091Al-%20SiC_p kompozit için değişik kayma hızlarında hacimsel aşınma-kayma mesafesi eğrileri [6].

Takviyesiz alaşım ve SiC partikül takviyeli kompozitin her ikisi de kaymanın başlangıç peryodu sırasında yüksek aşınma hızları sergilemekte, bu koşullar altında aşınma mekanizması yüzey altı çatlaması sonucu malzeme transferi veya çizik (abrasion) oluşumu şeklindedir. Kararlı durum sırasında, takviyesiz alaşımda yüksek aşınma hızları elde edilirken, takviye içeren kompozitte daha düşük aşınma hızları gözlenmiştir [6].

3.1.1.3. Kayma Hızı

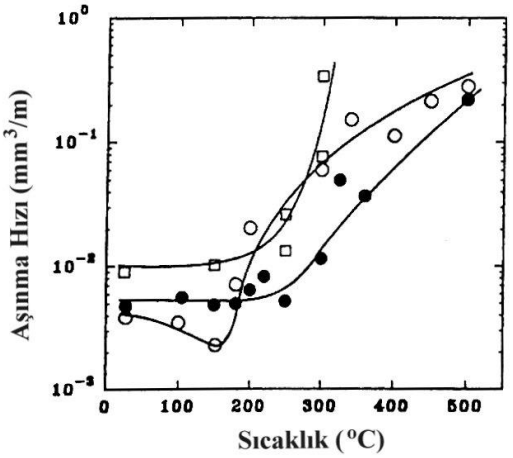
Wang ve Rack, SiC takviyeli 7091 Al alaşımının aşınma davranışının 1.2 m/s'den düşük kayma hızlarında takviyesiz alaşıma benzer olduğunu gözlemlemiştir. Bu bölgede meydana gelen hafif aşınmanın yüzeyin mekanik yorulması nedeniyle olduğu ileri sürülmüştür. 1.2 m/s'den daha yüksek kayma hızlarında; takviyesiz alaşım için hem başlangıç hem de kararlı hal durumunda, kompozit için ise başlangıç durumunda şiddetli aşınma görülmüştür. Takviyesiz alaşım için esas mekanizma yüzey altı çatlaması yardımında adhesiv aşınma iken, kompozitin şiddetli aşınması mekanizmasının hem adhesiv transferi hem de 3 elemanlı yenme (abrasion) olduğu belirlenmiştir [6].

Lee ve arkadaşlarının, %20 SiC visker ve %24 Al_2O_3 saffil kısa fiber takviyeli 6061 T6 Al kompozitlerinin AISI 4140 çelik disk üstünde ve 30 N yükte aşınma davranışlarını incelediği çalışma, çok düşük aşınma hızlarında malzeme yüzeyindeki fiberlerin kırıldığını ve aşınmanın arttığını ortaya koymuştur. Düşük hızlardaki aşınma artışı, malzeme yüzeyinde sürtünme kuvvetlerinin artmasına bağlanmıştır. Aşınmanın yüzeyden tabakaların kalkması şeklinde gerçekleştiği ve mekanizmanın adhesiv ve abrasif aşınmanın bir karışımı olarak oluştuğu ifade edilmiştir [6].

Cao ve arkadaşları, takviyesiz 6061 Al için 1.5 ve 2 m/s'lik farklı kayma hızlarında yaptıkları araştırmada geçiş yükünü sırasıyla 80N ve 50N olarak, %20 SiC partikül takviyeli kompozit için ise aynı kayma hızlarında geçiş yükünü 110N ve 80N olarak bulmuş ve geçiş yükünün kayma hızına bağımlı olduğunu ifade etmişlerdir [6].

3.1.1.4. Sıcaklık

Singh ve Alpas [19], %20 Al_2O_3 partikül takviyeli ve takviyesiz 6061 Al alaşımının 500°C'ye kadar yüksek sıcaklık metal-metal aşınma davranışını incelemişlerdir. Her iki malzeme de; aşınma mekanizmasının hafiften şiddetli aşınmaya geçtiği bir kritik geçiş sıcaklığı sergilemiştir (Şekil 3.6).



Şekil 3.6. 6061Al-20%Al_2O_3 için (●) 10 N'da, (□) 50N'da ve 6061Al için (○) 10N'da aşınma hızı-sıcaklık diyagramı [19].

Geçiş sıcaklığının altında yapılan aşınma testlerinde nispeten düz aşınma yüzeyleri elde edilmiştir. Oluşan debris koyu renkli toz formda olup EDS analizlerine göre Al ve Fe oksit karışımından oluşmaktadır. SEM incelemesi, aşınma yüzeylerinin kısmen demir oksit tabakaları ile kaplı olduğunu göstermiştir. Bu demirce zengin transfer tabakalarının oluşumunun aşınma hızının azaltılmasına yardımcı olduğu belirtilmiştir. 6061 Al-%20 Al_2O_3 kompozitte, aşınma sırasında temas yüzeylerindeki Al_2O_3 partikülleri kırılmış ve bu kırılan partiküller 3. abrasif eleman olarak davranıp demir oksit partiküllerini kaldırarak takviyesiz alaşıma nazaran daha yüksek aşınma hızlarına neden olmuştur [19].

Martinez ve arkadaşları, ötektik-üstü Al-%20 Si alaşımının ve Al-%7Si/SiC_p kompozitinin aşınma davranışlarına 25-200°C aralığında sıcaklığın etkisini incelemişlerdir. Keskin bir geçişin görüldüğü 150°C'ye kadar kompozit, oda sıcaklığı aşınma davranışını korumuş ve aynı sıcaklıkta hem sürtünme katsayısı hem de aşınma direnci Al-%20 Si alaşımının seviyelerine kadar düşmüştür. Al-%20 Si alaşımının aşınma davranışı daha yumuşak bir geçiş sergilemiş, fakat 100°C'nin üzerinde aşınma direncinde azalma ve sürtünme katsayısındaki artış hızlı bir şekilde gerçekleşmiştir. 100-150°C arasında kompozit, Al-%20 Si alaşımına üstünlük sağlamıştır; ancak 150°C'nin üzerinde her iki malzeme benzer aşınma özellikleri göstermiştir. Hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişte oluşan aşınma yüzeylerindeki değişim incelenmiştir ve oda sıcaklığında aşınma izleri yaklaşık 2 mm genişliğinde iken yüksek sıcaklık testlerinden sonra Al matriks çeliğe yapışmış ve kayma doğrultusuna dik yönde çatlaklar görülmüştür. Ayrıca izlerin genişliği 5

mm'ye kadar ulaşmıştır. Aşınma özelliklerindeki değişime, deformasyon modifikasyonu ve kayma yüzeylerindeki kırılma mekanizması eşlik etmiştir. Optik mikroyapı görüntüleri, kalınlık boyunca 3 farklı bölgenin varlığını ortaya koymuştur. Kayma yüzeyinden uzakta Si partiküllerinin kırıldığı ancak kopmadığı, bununla birlikte SiC partiküllerinin kırılmadığı gözlenmiştir. Yüzeyin yakınında büyük partiküllerin tamamen kaybolduğu ve sadece küçük kırık parçaların Al matriks içine batmış olduğu görülmüştür. Hafif abrasif aşınmadan şiddetli adhesiv aşınmaya geçişin Al-%20 Si ve Al-%7 Si/SiC_p için sırasıyla 110°C ve 150°C'de olduğu bulunmuştur. Oda sıcaklığında ötektik üstü Al-%20 Si alaşımı ve kompozitin aşınma mekanizması hafif abrasiv aşınmadır. Diğer yandan 200°C'deki aşınma plastik deformasyon gösteren matriks tarafından kontrol edilmektedir. Si ve SiC partiküllerinin her ikisi kayma yüzeyi yakınlarında kopmuş ve aşınma; yüzey altı ayrılması şeklinde olmuştur. Kompozitin yüksek sıcaklık aşınma direnci SiC takviyesi tarafından sağlanan yüksek termal kararlılığa bağlanmıştır [6].

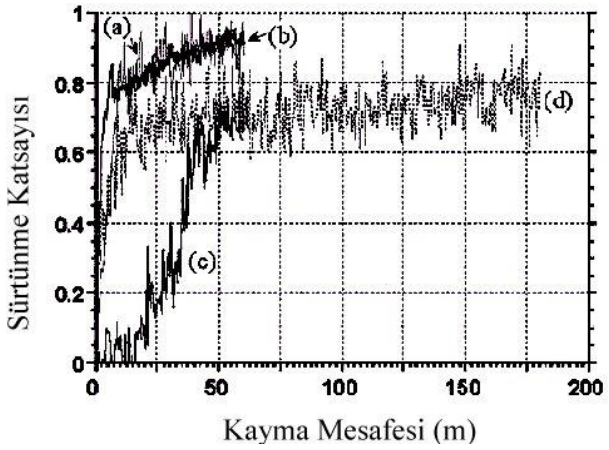
Rodriquez ve arkadaşları, Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilmiş 2014 Al alaşımının aşınma davranışını sıcaklığın fonksiyonu olarak incelemişlerdir. Kompozitin aşınma hızı sıcaklık ile artmış, aşınma hızı ve sürtünme katsayısının 20 kat arttığı hafif-aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş yaklaşık 170°C olarak tespit edilmiştir. Temas yüzeyinin altında ufalanmış partiküller içeren bölgenin kalınlığının tüm sıcaklık seviyelerinde aşınma hızıyla orantılı olduğu bulunmuştur. Malzeme taşınım hareketinin yüzey altı tabakalarının ayrılması şeklinde oluştuğu ve ufalanmış partikül bölgesinin kalınlığı ile orantılı olduğu belirtilmiştir [6].

3.1.1.5. Yüzey Durumu

Wang ve Rack, sürtünen yüzeylerin pürüzlülüklerinin azalmasının, kompozitin ve karşı malzeme yüzeylerinin başlangıç aşınma hızlarında azalmaya neden olduğunu ancak kararlı hal davranışları üzerinde herhangi bir etkisi olmadığını belirtmişlerdir. Bu gözlemlere zıt olarak, Zhang ve arkadaşları, pürüzlü yüzeylerin, malzemenin çelik olması halinde daha düşük başlangıç bölgesi hızına neden olduğunu belirtmişlerdir [6].

Chen ve Breslin [20], yüzeyi dağlanmış veya parlatılmış SiC partikül takviyeli ve takviyesiz Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerinin sürtünme davranışlarını

araştırmışlardır. Bu çalışmada kullanılan Al_2O_3/Al ONNEX kompozitleri hacimce %70 Al_2O_3 partkülleri içerirken, SiC partikül takviyeli Al_2O_3/Al ONNEX kompozitleri hac. %50 SiC ve %35 Al_2O_3 partikül takviyesi içermektedir. Aşınma deneyleri disk-üzerinde-pin tipi aşınma cihazında, 0,25 ve 0,75 N'luk yüklerde toplam 60 veya 180 m'lik kayma mesafelerinde gerçekleştirilmiştir. Karşı yüzey olarak 62 HRC sertliğe sahip 440 C kalite paslanmaz çelik top kullanılmıştır. Dairesel aşınma izleri, kompozit disk temas yüzeyinde oluşturulmuştur. SiC takviyeli ve takviyesiz Al_2O_3/Al ONNEX kompozitler için, laboratuvar ortamında yapılan disk üzerinde pin tipi aşınma testlerinden elde edilen sürtünme katsayısı değerleri Şekil 3.7'de gösterilmiştir.

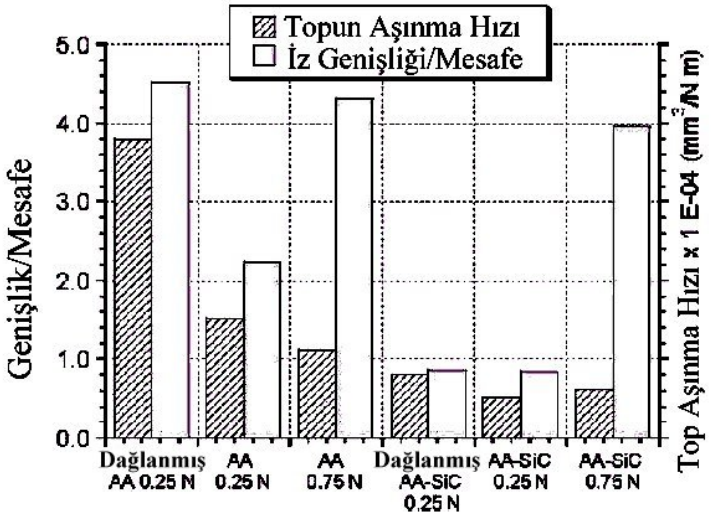


Şekil 3.7. İncelenen parlatılmış veya dağlanmış Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerinin sürtünme katsayısı-kayma mesafesi eğrisi (a) 0,25 N'da (b) 0,75 N'da (c) 0,25 N'da dağlanmış yüzey (d) 0,25 N'da SiC takviyeli dağlanmış yüzey [20].

Test edilen parlatılmış Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerinin sürtünme davranışlarının 0.25 ve 0.75 N'luk yüklerde benzer olduğu görülmüştür. 0.28'lik başlangıç sürtünme katsayısı 10 m sonra 0.75'e yükselmekte ve 60 m sonunda en yüksek değer olan 0.9'a ulaşmaktadır. SEM çalışmaları, 0.25 N'da 60 m için test edilen parlatılmış Al_2O_3/Al ONNEX kompozitinin aşınma izlerinin çok pürüzlü olduğunu ve demirce zengin bölgeler içerdiğini göstermiştir. Sürtünmedeki ani yükselmenin, çelik top ve Al metal fazı arasındaki başlangıç adhesif aşınma etkileşimlerini takiben çeliğin kompozitteki daha sert partiküller olan SiC-Al_2O_3 tarafından mikro-kesme (micro-cutting) ve kazınma şeklinde abrasif aşınması nedeniyle olduğu belirtilmektedir. Yüzeyin dağlanması çok daha düşük sürtünme katsayıları ile sonuçlanmıştır (20 m'de 0.1 ve 43 m'de 0.7). Her iki yükte de dağlanmış ve dağlanmamış takviyeli

kompozitlerin sürtünme katsayıları yaklaşık 0.7'dir. Yapılan SEM çalışmaları dağlanmış Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerinin (0.75 N'da 60 m) aşınma izlerinin zayıf bağlı (compacted) debris tabakasından oluştuğunu ortaya koymuştur. Dağlanmış SiC takviyeli Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerde gözlenen yüksek sürtünme değerlerinden (0.6-0.8) kayma arayüzeylerindeki SiC ve Al_2O_3 fazının sorumlu olmasına rağmen bu tabakaların oluşumunun sürtünme katsayısını düşürdüğü görülmüştür. Al_2O_3/Al kompozit diski ve top üzerindeki debrisin XRD analizi; kompozit disk üzerindeki debrisin alumina, Fe ve Cr gibi oksitlerden oluştuğunu ortaya koymuştur. Dağlanmış SiC takviyeli kompozitlerin aşınma izlerinin backscattering elektron görünümlerinden benzer aşınma gözlenmiştir [20].

SEM mikroyapılarından ölçülen birim kayma mesafesi başına ortalama aşınma izi ve top aşınma hızları Şekil 3.8'de gösterilmiştir. Dağlanmış kompozitlerin top aşınma hızları parlatılmışlardan daha yüksektir. Aluminayı çevreleyen Al fazının dağlanmasının, Al ve metal karşı yüzey arasındaki adhesif aşınmayı azalttığı ve başlangıç sürtünme katsayısını düşürdüğü öne sürülmüştür [20].



Şekil 3.8. SiC takviyeli ve takviyesiz alumina/aluminyum kompozitlerin 0,25 ve 0,75N'luk yüklerde birim kayma mesafesi başına ortalama aşınma iz genişliği ve top aşınma hızı [20].

Metal karşı yüzeyi; ortam oksijeni ve aluminayla temas sonucu oluşan oksijen ile, dağlama sonrası oluşan keskin çıkıntılı köşelerle parçalanabilen oksit tabakası oluşturabilmek için reaksiyona girebilir. Bu, dağlanmış kompozitler için gözlenen yüksek top aşınma hızını açıklayabilmektedir. Genel olarak, kompozit yüzeyindeki

metal, yüksek başlangıç sürtünme katsayılarına neden olmuştur. Oysa dağlanmış numune düşük sürtünme katsayıları sergilemiştir [20].

3.1.2. İÇ PARAMETRELER

3.1.2.1 Takviye Malzemesi

Metal matriks kompozitlerin aşınma davranışlarına takviye tipinin etkisini inceleyen ilk çalışmalardan birisi Sato ve Mehrabian tarafından yapılmıştır. Bu çalışmada ağırlıkça yaklaşık %10 veya daha fazla SiC, TiC, Si_3N_4, cam, katı atık curufu ve silika kumu içeren kompozitlerin saf matriks alaşımlarından daha düşük aşınma hızları sergilediği tespit edilmiştir. Diğer taraftan, MgO ve hekzagonal BN gibi yumuşak partiküller içeren kompozitler saf matriks alaşımından 4-5 kat daha fazla aşınma hızlarına sahip olmuştur [6].

Chen ve Breslin'in [20], SiC partikül takviyeli ve takviyesiz Al_2O_3/Al kompozitlerinin sürtünme ve aşınma davranışlarını 440 C çelik üzerinde 0.25 ve 0.75 N yük uygulayarak 0.2 m/s'lik kayma hızlarında incelediği çalışma; metalografik olarak parlatılmış SiC takviyeli ve takviyesiz Al_2O_3/Al kompozitlerin sürtünme katsayılarının 60 m'lik kayma mesafesinde sırasıyla 0.7 ve 0.9 olduğunu ortaya koymuştur (Şekil 3.7). SiC veya Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilen kompozitlerin çelik karşısında aşınması sırasında oluşan aşınma izlerindeki oksit tabakalarının (başlıca demir oksit) sürtünmeye karşı direnci arttırdığı belirtilmiştir. Keza, takviyesiz Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerin aşınma izlerinde gözlenen zayıf oksit tabakalarına nazaran, SiC takviyesinin mekanik olarak daha kararlı demir oksit tabakalarının oluşumunu sağladığı ifade edilmiştir. SiC takviyesi ile mekanik olarak daha kararlı olan demir oksit tabakaları sürtünmenin ve top aşınma hızının azalmasını sağlamıştır. SiC içeriğinin diğer bir avantajı; düşük yüklerde daha iyi destek sağlayarak daha yüksek aşınma direnci sağlayabilmesidir. Bu etki Şekil 3.8'den de gözlenmektedir. Burada SiC partikül takviyeli Al_2O_3/Al kompozitlerinin aşınma direncinin 0.25 N'luk yüklerde takviyesiz Al_2O_3/Al kompozitinden daha yüksek olduğu ve dolayısıyla takviyesiz kompozit için top aşınma hızının SiC takviyeliden daha yüksek olduğu görülmektedir.Aşınmanın temel mekanizmasının, oksit ve aşınma parçacıklarının preslenmesi ile oluşan mekanik olarak karışmanın olduğu ve SiC partiküllerinin kırılmadan veya kopmadan sabit kaldığı

belirtilmiştir.Bu çalışma, SiC partikül takviyeli Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlerinin takviyesiz Al_2O_3/Al ONNEX kompozitlere nazaran daha iyi aşınma direncine sahip olduğunu ve çelik karşı yüzeyde daha düşük aşınma hızına neden olduğunu göstermektedir.

Aşınma özellikleri bakımından yüksek performansa sahip Al-grafit takviyeli kompozitlerde grafitin farklı malzemeler ile teması sırasında kayma yüzeyleri üzerinde doğrudan teması engelleyen ve dolayısıyla aşınma miktarını azaltan yağlayıcı karakterde bir filmin oluştuğu görülmektedir [21].

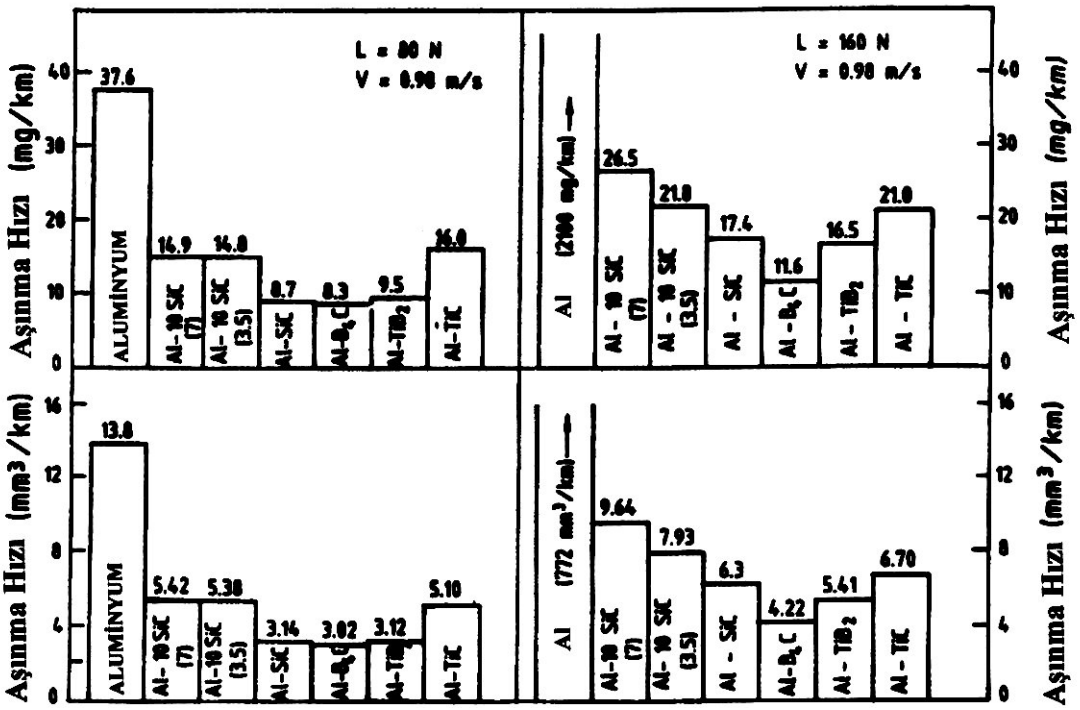
Hacimce %10 oranında düşük ergime noktasına sahip cam partikül takviyeli Al-%2Mg kompozitinin adhesiv aşınma hızının takviyesiz alaşıma göre daha düşük olduğu ve bunun Al sürtünme yüzeyine camın sıvanması sonucu meydana geldiği ifade edilmektedir [22].

Rana ve Stefanescu [23], Al-%15 Mg alaşımlarına ilave edilen SiC partiküllerinin boyutunun ve ağırlıkça oranlarının sürtünme katsayısına etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada, 100 μm boyutlarında ve ağırlıkça %15 SiC partikül takviye içeren kompozitin sürtünme katsayısının takviyesiz alaşımdan 3 kat, 100 μm boyutlu %12.5 SiC partikül takviyeli kompozitten ise yaklaşık 2 kat daha düşük olduğu tesbit edilmiştir.

Hosking ve arkadaşları [24], farklı partikül boyutları ve değişik ağırlık oranlarında Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilmiş olan 2024 Al alaşımının aşınma davranışlarını 50 g'lık yük altında incelemişlerdir. Matrikse ilave edilen partikül miktarlarının artması ile aşınma direncinin arttığı, sabit ağırlık oranlarındaki Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerde partikül boyutunun azalması ile kompozitin daha çok aşındığı ifade edilmiştir. %20 ve 142 μm boyutlu Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilen kompozitlerin aşınma dirençlerinin takviyesiz alaşıma göre 5 kattan daha fazla olduğu vurgulanmıştır.

Roy ve arkadaşları, SiC, TiC, TiB_2 ve B_4C partikülleri ile takviye edilen aluminyum matriksli kompozitlerin sürtünme ve aşınma davranışlarını 450 HV sertliğe sahip çelik disk üzerinde 160N yük altında incelemişlerdir (Şekil 3.9). Deney sonuçları, saf Al alaşımına SiC, B_4C, TiB_2 ilavesi ile elde edilen MMK malzemelerdeki sürtünme katsayısı değerlerinin matriks malzemesine göre yaklaşık %30-40 düstüğünü, aşınma

hızının 80 ve 160 N için sırasıyla 3 ve 10 kat daha düşük olduğunu ortaya koymuştur. Takviye malzemesinin tipinin ve boyutunun, aşınma hızına ve sürtünme katsayısına ihmal edilebilecek bir etkisi olduğu ifade edilmiştir. Bununla birlikte, takviye hacim oranının önemli etkisi söz konusu olmamıştır. Sonuç olarak Al matriksli kompozitlerin aşınma hızlarına, takviye tipi ve boyutunun bağlı olmadığı ancak artan partikül hacim oranları ile azaldığı sonucuna varılmıştır [6].



Şekil 3.9. Değişik partiküllerin aluminyum matriksli kompozitlerin çelik üzerinde 0.98 m/s hızlarında ve 80 N'luk (üst şekil), 160 N' luk (alt şekil) yüklerde kararlı durum aşınma hızlarına etkisini gösteren histogram [6].

Lee ve arkadaşları, sırasıyla %20 ve %24 hacim oranlarında SiC_w ve Al_2O_3 saffil kısa fiber takviyeli 6061 T6 Al kompozitlerinin aşınma davranışlarını 550 HV sertliğe sahip AISI 4140 kalite çelik disk üzerinde 30 N yük altında incelemişlerdir. Gerçekleştirilen aşınma deneylerinde saffil Al_2O_3 takviyeli kompozitlerin aşınması, takviyesiz alaşıma göre %580, SiC_w takviyeli kompozitlerin aşınması ise yine takviyesiz alaşıma göre %1000 daha az gerçekleşmiştir [6].

Wang ve Rack, en yüksek aşınma hızı dikey olarak yönlenmiş SiC_w takviyeli kompozitte gözlemleyerek, başlangıç aşınma hızının takviye yönlenmesine bağlı olduğunu bulmuştur. Bununla birlikte, kararlı hal aşınma hızlarının, paralel olarak

yönlenmiş SiC_w kompozitin 3.6 m/s'deki aşınma davranışı haricinde takviye geometrisi ve yönlenmesinden bağımsız olduğu ortaya konmuştur [6].

Lee ve arkadaşları da, paralel olarak yönlenmiş SiC_w kompozitler için düşük aşınma hızları gözlemlemişlerdir. Bu çalışmada, yüksek aşınma direncinin düşük sürtünme katsayısınından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır [6].

Pan ve arkadaşları, SiC_w kompozitinin kayma aşınması hızının, çok daha yüksek sıcaklıklarda takviye yönlenmesine bağlı olarak 2 kat büyüklüğünde değişebildiğini belirtmişlerdir. Paralel olarak yönlenmiş kompozitlerin düşük aşınma hızının, viskerlerin yüksek alansal oranı nedeniyle olduğu sonucuna varmışlardır [6].

3.1.2.2. Matriks Malzemesi

Straffelini ve arkadaşları, %20 hacim oranlarında Al_2O_3 takviyeli 6061 Al kompozitinin kayma aşınması davranışına matriks sertliğinin etkisini araştırmışlardır. Farklı matriks sertliğine sahip malzemeler, ekstrüzyonla üretim sonrasında numunelere farklı dövme ve ısıl işlem uygulanarak elde edilmiştir. Matriks sertliğinin, kompozitlerin kayma aşınması davranışlarına etkisinin oldukça fazla olduğu bulunmuştur. En düşük matriks sertliğine sahip kompozit en düşük aşınma hızına sahip olmuştur. Sertlik arttıkça buna mukabil olarak aşınma hızları da artmıştır. Farklı aşınma davranışı, kayma nedeniyle malzemenin yüzey ve yüzey altı hasarı referans alınarak açıklanmıştır. Ekstrüze malzeme, demirce zengin yüzey transfer tabakalarının dayanımına katkıda bulunan yüzey altı sertleşmesi sergilemiştir. Diğer malzemelerde süneklik ve boşluk oluşumu nedeniyle "tabakalı ayrılma aşınması" gözlenmiştir. Bu malzemeler yaklaşık 200 N'da şiddetli aşınmaya geçiş sergilerken, ekstrüze malzeme 400 N'a kadar herhangi bir geçiş göstermemiştir [6].

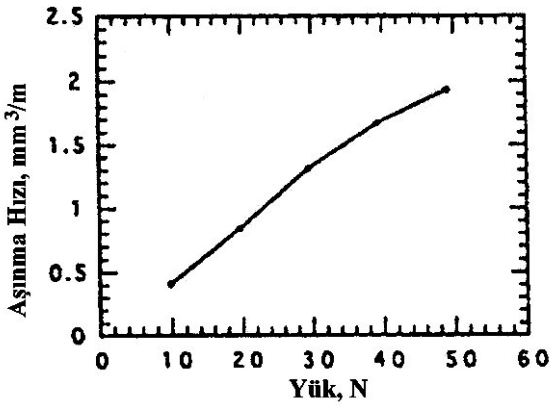
Singh ve Alpas [24], iyi dağılmış Al_2O_3 partiküllerinin yüzey altı sertliğini kütlesel sertliğe nazaran %100 arttırdığını ve bunun 6061 Al-%20 Al_2O_{3p} kompozitinin daha iyi aşınma direnci göstermesine neden olduğunu belirtmişlerdir.

3.2. ABRASİF AŞINMA

3.2.1. DIŞ FAKTÖRLER

3.2.1.1. Normal Yük

Sheu ve Lin, takviyesiz ve %20 SiC partikül takviyeli 7075 Al alaşımlarının 9.8-49 N yük aralığında abrasif aşınma davranışlarına yükün, abrasif partikül boyutunun ve takviye partikül boyutunun etkisini incelemiştir. Şekil 3.10, 82 μm'lik SiC partiküller ile aşındırılan hacimce %20 SiC_p takviyeli 7075 Al kompozitinin aşınma hızı-yük eğrisini göstermektedir. 30 N'un üzerinde yük artışı, aşınma hızında ufak bir değişime neden olmaktadır. Her iki kısımda SiC partikülleri abrasif aşındırıcıya direnmiş ve yavaş yavaş aşınmıştır. Bununla birlikte 30 N'un üzerinde, daha fazla SiC partikül kırılmış ve yivler (oluklar) daha keskinleşerek derinleşmiştir. Artan yüke bağlı olarak aşınma hızındaki azalma, normal yükle temas noktalarının önemli bir şekilde artmasına bağlanmaktadır [6].



Şekil 3.10. 82 μm SiC abrasif zımpara şeritleri ile farklı yüklerde aşındırılan hacimce %20 SiC_p (82 μm)/7075Al kompozitinin abrasif aşınma hızına uygulanan yükün etkisi [6].

Axen ve Jacobsen, kısa Al_2O_3 fiber ve SiC partikül takviyeli AlSiMgMn aluminyum alaşımlarının iki elemanlı abrasif aşınma davranışını 0.9-18.1 N yük aralığında araştırmıştır. Bu çalışmada partikül ve fiber takviyesinin olumlu etkisinin artan yük ile azaldığı gözlenmiştir. Kritik yükün altında hakim olan aşınma mekanizması, çıkan takviye partiküllerinin veya kırık fiberlerin ayrılmasını takiben matriksin aşınmasıdır. Bu kritik yükün üzerinde abrasif yivin boyutu partiküllerden veya kırılmış fiberlerden daha büyük olmuştur. Yükün daha fazla artması ayrılma

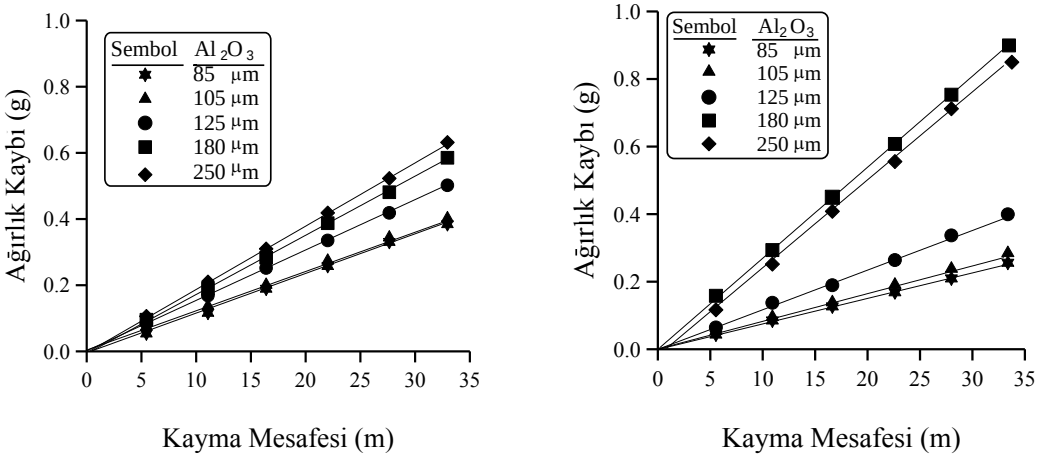
mekanizmasında herhangi bir değişime neden olmamış ve takviye partiküllerinin etkisi uygulanan yükle bağımsız olmuştur [6].

Diğer bir çalışmada Axen ve arkadaşları, farklı miktarlarda Al_2O_3 fiberleri ile takviye edilmiş AlSiMgMn alaşımlarının iki elemanlı abrasif aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Alaşımlara 0.9 ve 18.1 N arasında değişen yükler uygulanmış ve SiC, Al_2O_3, flint olmak üzere 3 farklı abrasif kullanılmıştır. Yüksek yüklerde aşınma direnci, fiber içeriğinden ve abrasif sertliğinden neredeyse bağımsız olmuştur. Test edilen en yüksek yüklerde, hacimce %30 Al_2O_3 fiberleri ile takviye edilen kompozit, takviyesiz malzemeden daha yüksek aşınma hızları sergilemiştir. Bununla birlikte en düşük yüklerde, aşınma direnci artan fiber içeriği ile gelişmiştir. Hacimce %30 Al_2O_3 fiber takviyeli kompozitin en düşük yükteki aşınma direnci takviyesiz alaşımdan 4 kat daha yüksek olmuştur [6].

3.2.1.2. Kayma Mesafesi

Candan ve arkadaşları [25]; gerçekleştirdikleri çalışmada basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilen % 60 hacim oranında SiC partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin abrasif aşınma davranışlarını incelemişlerdir. 13 ve 37 μm boyutunda SiC partikül takviyeli, saf aluminyum matriksli kompozitlerin abrasif aşınma deneyleri 28 N normal yük altında gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada; kompozitler abrasif tane boyutu 85 ila 250 μm arasında değişen Al_2O_3 zımpara bantları üzerinde 0.18 m/s kayma hızı ile 33 m toplam kayma mesafesinde aşındırılmıştır. Kompozitlerin ağırlık kayıpları 5.5 m aralıklarla ölçülmüştür. Abrasif aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar kayfa mesafesinin fonksiyonu olarak ağırlık kaybı cinsinden Şekil 3.11'de gösterilmiştir.Şekil 3.11'den de görüldüğü gibi, her bir zımpara bandında tüm kompozitlerin ağırlık kayıpları artan kayma mesafesi ile lineer olarak artmaktadır.

Bu sonuçlara ek olarak Imbeni ve arkadaşları [26], Karakaş da kompozitlerin ağırlık kayıplarının artan kayma mesafesi ile arttığını ifade etmişlerdir.



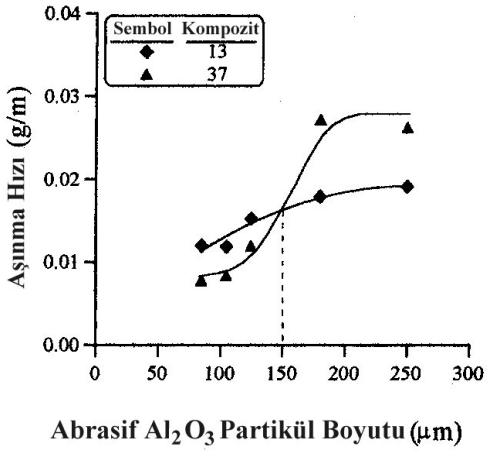
Şekil 3.11. Kayma mesafesinin fonksiyonu olarak (a) 13 μm SiC partikül boyutlu (b) 37 μm SiC partikül boyutlu kompozitin ağırlık kayıpları [25]

Wang ve Hutchings, disk üzerinde pin tipi aşınma cihazı kullanarak takviyesiz ve Al_2O_3 fiberleri ile takviye edilmiş 6061 Al alaşımının 2 elemanlı abrasif aşınma davranışını incelemişlerdir. Numunelerin yüzey durumunun, kompozitlerin aşınmasına etkisi olmadığını belirtilmiştir. Profilometre ölçümleri, numunelerin yüzey pürüzlülüklerinin aşınma deneyinin başlangıcı sonrasında 5 saniyeden az bir sürede sabit bir değere ulaştığını göstermiştir. Artan kayma mesafesi ile azalan aşınma hızları, test edilen tüm malzemeler için gözlenmiş ve aşınma hızlarındaki azalmanın abrasif hasarı nedeniyle gerçekleştiği sonucuna varılmıştır. Aşınan abrasif zımparaların (TEM) taramalı elektron mikroskopisi, başlangıç safhasında abrasif zımparaların köşelerinin kırıldığını ve bunun da, numuneyi aşındıran abrasif sayısının azalmasına yol açtığını ortaya çıkarmıştır. Uzun süreli testler zımparanın aşınma ürünleri ile tıkanmasına ve aşınma hızının azalmasına yol açmıştır [6].

3.2.1.3. Abrasif Aşındırıcı Boyutu

Candan ve arkadaşları [25]; basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilen % 60 hacim oranında SiC partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin abrasif aşınma davranışlarına abrasif aşındırıcı tane boyutunun etkisini incelemişlerdir. 13 ve 37 μm boyutunda SiC partikül takviyeli, saf aluminyum matriksli kompozitlerin abrasif aşınma deneyleri, abrasif tane boyutu 85 ila 250 μm arasında değişen Al_2O_3 zımpara bantları üzerinde 28 N normal yük altında gerçekleştirilmiştir. Kompozitler 150 μm'lik abrasif tane boyutuna karşılık gelen geçiş noktasının altında ve üzerinde

farklı aşınma hızları sergilemişlerdir (Şekil 3.12). Kompozitlerin aşınma hızları artan abrasif tane boyutu ile artmıştır. Bu artış; daha fazla deformasyona ve malzeme transferine neden olan temas gerilmelerinin artışına bağlanmıştır. İnce abrasif taneleri üzerinde (<150 μm) aşınma sırasında kompozitlerin aşınma hızı artan SiC partikül boyutu ile azalmıştır. Buna karşılık kaba abrasifler üzerinde, kompozitlerin aşınma hızı azalan SiC partikül boyutu ile azalmıştır. Kaba abrasif tane boyutlu zımparalar ile aşınma esnasında kaba SiC partiküllerinin (37 μm) kırılması kompozitin aşınma direncini azaltmıştır.

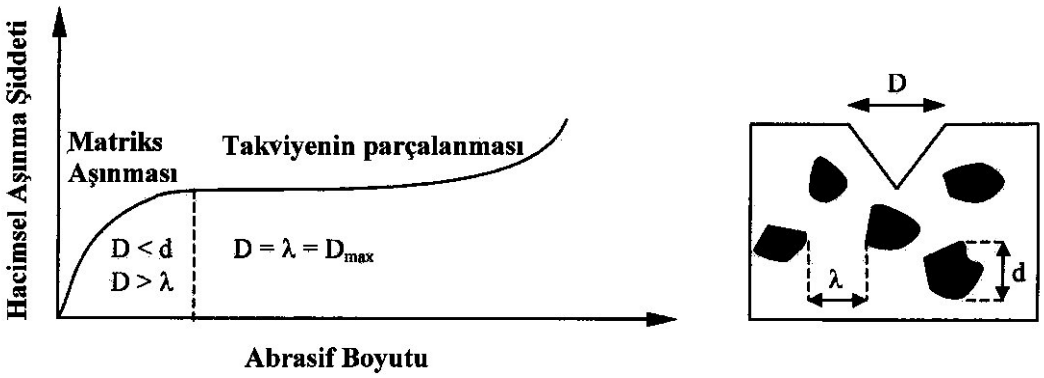


Şekil 3.12. Kompozitlerin aşınma hızlarına abrasif partikül boyutunun etkisi [25].

Sin ve arkadaşları, aşınmanın abrasif partikül boyutuna bağımlılığının abrasif aşınmanın önemli bir karakteristiği olduğunun üzerinde durmuşlardır. Abrasif partikül çapı arttırıldıkça, kritik grit boyutuna kadar aşınma hızının artacağı ve sonrasında grit yarıçapından tamamen veya kısmen bağımsız olacağı belirtilmiştir. Dolayısıyla numuneler geniş yüzeyaltı deformasyon bölgesi sergilemişlerdir. Diğer taraftan, çok ince gritler için yüzeyaltı deformasyonunun, gritlerin plastik olarak deformasyon oluşturabilmesi için çok ince olması nedeniyle zor gözlenebileceği ifade edilmiştir. Abrasif grit boyutunun etkisi; (w/r) oranı ile karakterize edilmiştir; burada w abrasif partikül tarafından oluşturulan yiv genişliği ve r küresel grit partikülünün uç yarıçapıdır. Bu orana bağlı olarak abrasif partikül, malzeme yüzeyini plastik olarak deforme etmekte veya kesmektedir. Aşındırıcı partiküller köreldikçe veya partikül boyutu azaldıkça, aşınma mekanizması kesmeden tabakalı ayrılma aşınmasına geçiş sergilemektedir. Bundan başka, paritkül boyutunun çok ince olması

durumunda (1μm'den daha küçük), abrasif karakterli partiküller ortamda bulunmasına rağmen aşınma prosesinde rol oynamamaktadır [6].

Axen ve Zum Gahr, TiC partikülleri ile takviye edilerek yüzeyi lazerle serleştirilmiş takım çeliğinin aşınma direncini incelemişlerdir. Bu çalışmada abrasif aşınma direncinin abrasif grit boyutundan belirgin olarak etkilendiği sonucuna varılmıştır. Şekil 3.13 grit boyutunun fonksiyonu olarak yapının hacimsel aşınma şiddetini şematik olarak göstermektedir. Abrasif grit boyutunun arttırılması; yiv boyutu D, λ (taneler arası mesafe)'dan küçük olması durumunda matriks aşınmasının artmasına öncülük etmektedir. λ'dan büyük olan abrasif gritleri ($\lambda=D_{max}$), uygulanan yüklerde takviyenin aşınması ve takviyenin parçalanması sebebiyle aşınmaya neden olmaktadır. Aşınma şiddeti, önemli miktarda parçalanmanın başlangıcına kadar artan abrasif grit boyutuyla artmıştır. Kaba abrasif gritlerin altında kırılma tokluğunun ve dolayısıyla mikro-çatlamanın daha önemli olduğu ifade edilmiştir [6].

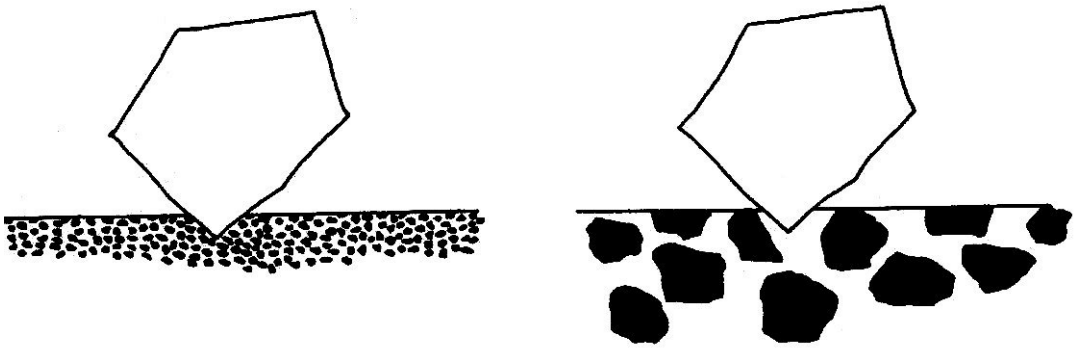


Şekil 3.13. Abrasif grit boyutunun fonksiyonu olarak hacimsel aşınma şiddeti [6].

Sheu ve Lin, SiC takviyeli 7075 Al alaşımına abrasif partikül boyutunun etkisinin takviyesiz alaşımdan daha belirgin olduğunu belirtmişlerdir. Abrasif boyutu 37 μm'den 250 μm'ye değiştiğinde kompozitin abrasif aşınma hızı 17 kez artmıştır. Kaba abrasiflerle aşındırılan kompozitin aşınma hızı 7075 Al alaşımı ile aynı seviyelerdedir. Bununla birlikte numuneler daha ince abrasiflerle aşındırıldığında kompozit, 7075 Al alaşımından çok daha düşük aşınma hızları sergilemiştir. Kompozitler takviye fazına göre daha küçük partiküllerle veya daha büyük partiküllerle aşındırıldığında , farklı aşınma mekanizmaları ile aşınmıştır. Küçük abrasiflerle aşınma sırasında , 82 μm SiC_p/7075 Al kompozitindeki takviye büyük

oranda hasara uğramamıştır. Kaba abrasifler altında, yüzeydeki hemen hemen tüm 82 μm SiC partikülleri kırılmıştır [6].

Abrasif boyutuna bağlı aşınma sonuçlarını açıklamak için Hutchings [26] "temas alanı boyutu" kavramı ortaya koymuştur. Abrasif aşınmaya maruz bırakılan kompozitlerin tepkisi, takviye ve abrasif boyutu arasındaki orana oldukça bağlıdır. Bu durum Şekil 3.14'de gösterilmiştir. Abrasif grit boyutunun takviye partikül boyutundan önemli bir şekilde daha büyük olması durumunda, aşındırıcı malzeme homojen katı olarak davranmakta ve abrasif partikül ve takviye arasındaki etkileşimin önemi az olmaktadır. Diğer taraftan, abrasif grit boyutu ile takviye boyutunun yakın değerlerde olması durumunda malzeme heterojen olarak davranmaktadır.



(a) (b)

Şekil 3.14. Kompozit malzemelerin abrasif aşınması sırasında partikül temas alanının ve sert faz boyutunun önemi (a) malzeme homojen olarak (b) malzeme heterojen olarak davranmakta [26].

Wang ve Hutchings, abrasif aşınma hızlarının genellikle artan abrasif boyutuyla arttığını bulmuştur. Hacimce %10 Al_2O_3 fiber takviyeli kompozitlerin aşınma oranlarına abrasif partikül boyutunun etkisi takviyesiz matriks alaşımından daha fazla olmuştur. Fiber hacim oranı ile aşınma hızının değişimi, başlangıç ve kararlı hal aşınma hızları ile oldukça benzerdir. 600 grit (20 μm) SiC abrasif zımparaları kullanılması durumunda, aşınma hızı artan fiber hacim oranı ile azalmıştır. Bununla birlikte, 400 (38 μm), 280 (50 μm) ve 240 (60 μm) abrasif zımparaları kullanıldığında; aşınma hızları hacimce %15 oranına kadar artan fiber hacim oranı azalmıştır ve bu takviyeden sonraki hacim oranlarında artmıştır. Bu etki kaba

abrasiflerle gözlenebilmiş ve nedeninin kırılma ve takviye fiber bağ ayrılması olduğu sonucuna varılmıştır [6].

Axen ve arkadaşları, Al_2O_3 fiber takviyeli kompozitleri, abrasif boyutları 5 ila 200 μm arasında değişen SiC ve abrasif boyutları 75 ila 200 μm arasında değişen flint üzerinde test etmişlerdir. 75 μm'den daha büyük abrasifler için kompozitlerin aşınma hızı direnci takviyesiz alaşımdan daha düşük olmuştur. 75 μm'den daha küçük SiC abrasiflerde, fiber takviyesinin takviyesiz alaşıma oranla aşınma direncini iyileştirdiği gözlenmiştir. Yumuşak flint abrasifleri durumunda, 150 μm'den küçük abrasifler için kompozitler takviyesiz alaşımlara nazaran daha iyi aşınma direnci göstermiştir [6].

3.2.1.4. Abrasif Sertliği

Zum Gahr, homojen malzemeler için düşük aşınma seviyelerinden yüksek aşınma seviyelerine artışın, abrasif grit sertliğinin aşınan malzemenin sertliğine eşit olduğu her durumda oluşabileceğini belirtmiştir. Çok fazlı malzemelerde düşük aşınma seviyelerinden yüksek aşınma seviyelerine geçişin, matriks ve takviye sertliğinin abrasif partiküllerin sertliği tarafından aşıldığında başladığı ve sona erdiği belirtilmiştir [6].

3.2.2. İÇ PARAMETRELER

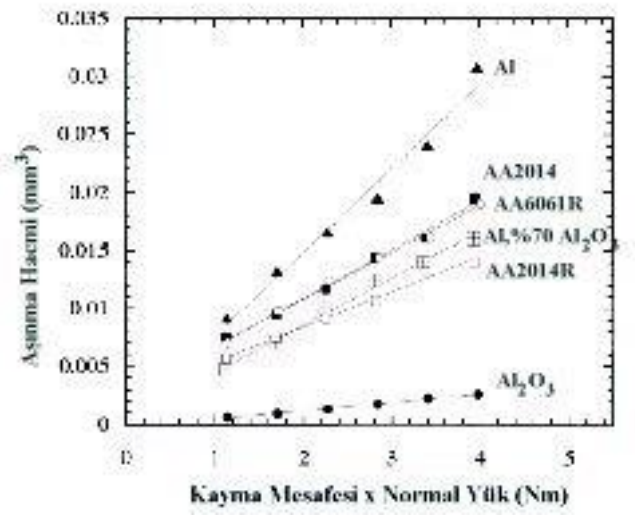
3.2.2.1. Kırılma Tokluğu

İmbeni ve arkadaşları [27]; $\%70Al_2O_{3p}$ takviyeli Al, %20 Al_2O_{3p} takviyeli AA6061T6, %17 Al_2O_{3p} takviyeli AA2014T6 kompozitlerin, AA2014T6 alaşımının, aluminyumun ve sinterlenmiş Al_2O_3'nın abrasif aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Bu çalışmada kullanılan kompozitlerin, alaşımların, ve sinterlenmiş aluminanın kırılma tokluğu değerleri Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 3.1. Abrasif aşınma davranışları incelenen malzemelerin kırılma tokluğu değerleri [27].

Malzeme	Kırılma Tokluğu (MPa $m^{1/2}$)
Al, %70 Al_2O_{3f}	7-10
AA6061T6, %20 Al_2O_{3p}	21
AA2014T6, %17 Al_2O_{3p}	19
AA2014T6	25
Aluminyum	35
Al_2O_3 (%97.5)	4

Aşındırıcı olarak silika partiküllerinin kullanıldığı aşınma deneylerinden elde edilen hacimsel aşınma kayıpları, kayma mesafesi ve normal yükün fonksiyonu olarak Şekil 3.15'de verilmiştir. Şekil 3.15'e göre kırılma tokluğu en düşük olan sinterlenmiş Al_2O_3'nın hacimsel aşınma kaybı en azdır. Diğer taraftan, en yüksek kırılma tokluğuna sahip Al'un hacimsel aşınma kaybı ise en yüksektir. Genel olarak bu çalışmada incelenen malzemelerin hacimsel aşınma kayıpları artan kırılma tokluğu ile artmaktadır.



Şekil 3.15. Kayma mesafesi ve normal yükün fonksiyonu olarak incelenen malzemelerin hacimsel aşınma kayıpları [27].

3.2.2.2. Takviye Malzemesi

Partikül takviyeli MMK malzemelerde, partiküllerin sürtünme katsayısını önemli ölçüde düşürdüğü tespit edilmiştir. Ancak bununla birlikte oluşabilecek partikül segregasyonunun sürtünme katsayısının yükselmesinden sorumlu olabileceği bildirilmektedir [28]. Partikül takviyeli MMK malzemelerin aşınma davranışlarında partikül dağılımının öneminin çok fazla olduğu vurgulanmaktadır. Özellikle 1 μm gibi düşük partikül boyutuna sahip kompozitlerde, üretim nedeniyle veya

partikül/matriks bağının zayıf olmasından dolayı partkül sagragasyonu oluşmakta ve segregasyona uğrayan partiküller aşınma sırasında kompozitten ayrılarak 3.eleman olarak malzemeyi aşındırmaktadır. Bhansali ve Mehrabian [28], homojen partikül dağılımına sahip %20 Al_2O_3 ve %20 SiC_p takviyeli 2014 Al matriksli kompozitlerin abrasif aşınma miktarlarının AISI 1345 ve AISI 1020 çeliklerine benzer olduğunu belirtmişlerdir.

Ahlatçı ve arkadaşları [29], basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilen % 60 hacim oranında SiC partikülleri ile takviye edilmiş Al matriksli kompozitlerin basma, darbe ve aşınma gibi mekanik özelliklerine takviye partikül boyutunun etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada; SiC partikül boyutları 13, 23 ve 37 μm olan kompozitlerin abrasif aşınma davranışları pin- on-disk tipi aşınma cihazında 28 N normal yük altında belirlenmiştir. Metal-abrasif aşınma deneyleri iki farklı abrasif boyutuna sahip (85 ve 250 μm) Al_2O_3 zımpara bantları üzerinde gerçekleştirilmiştir. En düşük basma mukavemeti ve spesifik darbe direnci, kaba SiC partikülleri (37 μm) içeren kompozitte elde edilmiştir. Diğer yandan, bu kompozit en yüksek metal-metal aşınma direnci sergilemiştir. Bununla birlikte abrasif aşınma davranışına SiC partikül boyutunun etkisi daha karmaşık olmuştur. İnce abrasif boyutuna sahip (85 μm) Al_2O_3 zımparalarda 37 μm SiC partikül boyutlu kompozit diğer kompozitlere nazaran daha yüksek abrasif aşınma direnci göstermiştir. Ancak kaba Al_2O_3 zımpara bantlarında tam tersi gerçekleşmiştir. Bu; kaba takviyesinin düşük darbe enerjisine sahip olmasına dayandırılmıştır.

Garcia-Cordovilla ve arkadaşları [30], A357, A339, AA6061 alaşımlarının ve bunların SiC, Al_2O_3 takviye oranı %10-20 arasında değişen kompozitlerinin abrasif aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Bu çalışmada, incelenen kompozitlerin spesifik aşınma hızlarının artan partikül hacim oranı ile azaldığı gözlenmiştir. Yine, artan partikül boyutu ile kompozitlerin spesifik aşınma hızlarının azaldığı belirtilmiştir. SiC partikül takviyeli aluminyum alaşım kompozitleri abrasif aşınmaya karşı Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerden daha dirençli olmuştur. Bu olay; partiküllerin şekil farklılığına bağlanmıştır. A357 alaşımının SEM görüntüsü, aşınma yüzeyinde abrasif tanelerin oluşturduğu uzun sürekli yivlerin varlığını ortaya koymuştur. Kompozitlerin aşınma yüzeyinde ise daha yüzeysel yivler ve kısmen partikül kırılması gözlenmiştir.

Lee ve arkadaşları, toz metalurjisi ile üretilen SiC partikül takviyeli 6061 Al matriks kompozitlerin abrasif aşınma direncine porozitenin, hacim oranının ve takviye boyutunun etkisini incelemişlerdir. Aluminyum alaşımın abrasif aşınma direncinin artan porozite miktarıyla azaldığı ifade edilmiştir. Bununla birlikte kompozitler için porozitenin etkisi daha az belirgin olmuştur. Kompozitlerin aşınma direnci ayrıca artan SiC partikül takviyesi ile azalmıştır. Aynı miktarda SiC_p takviye içeren kompozitlerde direnç, artan SiC partikül boyutu ile artmıştır [6].

Sheu ve Lin, takviye boyutları 12 ve 82 μm arasında değişen hacimce %20 SiC partikül takviyeli 7075 Al kompozitleri, 19.8 N yük altında 37 μm boyutlu abrasif zımpara üzerinde test etmişlerdir. Takviye boyutu 12 μm'den 82 μm'ye arttırıldığında, kompozitlerin aşınma direncinde 12 misli artış gözlenmiştir. Abrasif grit çapından daha küçük takviye boyutları daha yüksek aşınma direnci ile sonuçlanmıştır [6].

3.2.2.3. Matriks Malzemesi

Garcia-Cordovilla ve arkadaşlarının [30], A357, A339, AA6061 alaşımlarının ve bu alaşımların SiC ve Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitlerinin abrasif aşınma davranışlarını incelediği çalışma, kompozitlerin ve alaşımların abrasif aşınma hızının malzemenin sertliğine bağlı olduğunu ortaya koymuştur. Bu araştırmacılar kompozitlerin aşınma kayıplarının ve dolayısıyla aşınma hızlarının artan matriks sertliği ile azaldığını ifade etmiştir.

Banerji ve arkadaşları [31], zirkon partikülleri ile takviye edilmiş Al-%11.8 Si-%4 Mg alaşımının abrasif aşınma derencinin kompozitin sertliği ile doğrusal olarak artığını tespit etmiştir.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Deneysel Malzemeler

Bu çalışmada basınçlı infiltrasyon tekniği ile 7 mm çapındaki fused silika quartz tüp içerisinde bulunan SiC+Al_2O_3 preformlarına infiltre edilen matriks malzemesi olarak ticari saflıkta aluminyum ve farklı miktarlarda magnezyum içeren aluminyum alaşımları (ağırlıkça %1-8) kullanılmıştır. Tablo 4.1'de matriks malzemesi olarak kullanılan alaşımların kimyasal bileşimi verilmiştir. Takviye elemanı olarak kullanılan küresel Al_2O_3 ve köşeli SiC partiküllerinin ortalama boyutları sırasıyla 60 μm ve 23 μm'dir.

Tablo 4.1. Martiks malzemesi olarak kullanılan Al alaşımlarının kimyasal bileşimleri

Alaşım Tipi	Element, ağırlıkça %				
	Al	Mg	Si	Fe	Mn
Saf Al	99.78	-	0.092	0.092	0.002
Al-1Mg	98.69	1.078	0.060	0.125	0.016
Al-2Mg	97.66	2.104	0.070	0.136	0.017
Al-4Mg	95.67	4.048	0.070	0.158	0.042
Al-8Mg	91.69	7.962	0.074	0.166	0.083

Kompozit malzemelerin üretildiği basınçlı infiltrasyon ünitesinin şematik görünümü şekil 4.1.a'da verilmiştir. İnfiltrasyon ünitesinin uzunluğu ve çapı sırasıyla 320 mm ve 225 mm'dir. 7 mm iç ve 9 mm dış çaplarında 250 mm uzunluğunda fused silika quartz tüpler, preform tutucu olarak kullanılmıştır (Şekil 4.1.b). Silika tüpün bir ucu % 85 poroziteli visker alumina filtre ile tıkanmıştır. Filtre olarak görev yapan poroz alumina, SiC+Al_2O_3 preformları içine ergiyik aluminyumun infiltre olmasına hiç bir direnç göstermemektedir. Silika tüpler, preform içinde % 50 SiC+Al_2O_3, % 50 hava kalacak şekilde belirli bir süre titreşime tabi tutulmuştur. İnfiltrasyon sırasında sıvının aşırı akışını ve preformda partikül dağılımının bozulmasını engellemek için preformun üstüne, silika tüpün geri kalan kısmını doldurmak için kalın kuru silika kum dökülmüştür. Elektrik rezistanslı fırın tarafından ısıtılan pota içerisine

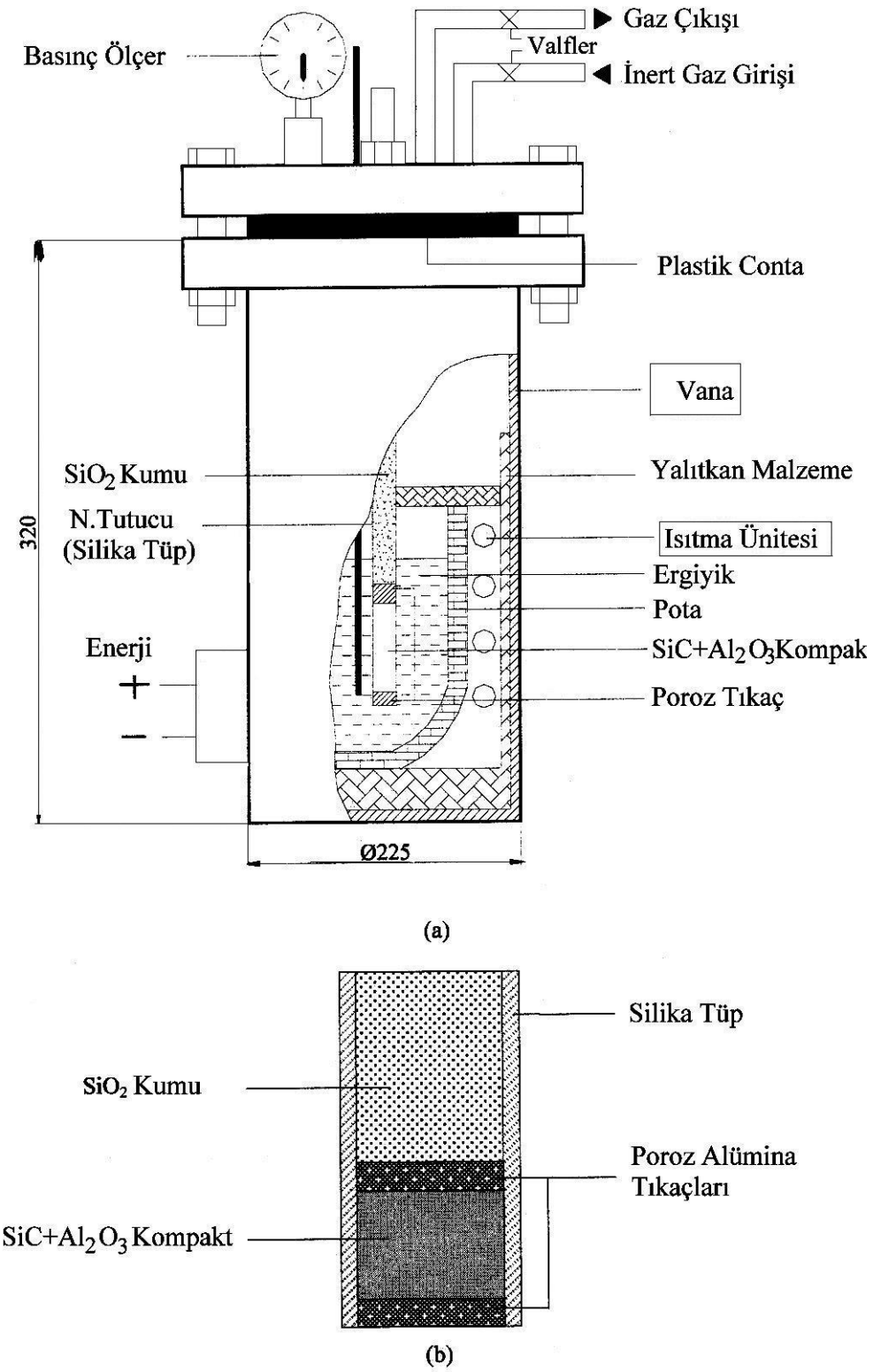
aluminyum yerleştirimiş ve ergitilmiştir. Kompozitlerin üretiminde infiltrasyon sıcaklığı 750 ^{o}C (1023 ^{o}K) olarak seçilmiştir. Sisteme 170 kpa/s hızında 7 barlık argon uygulanarak sıvı aluminyum alaşımı preformlar içerisine nüfüz ettirilmiştir. 2 dakika sonra infiltrasyon ünitesinden yaklaşık 210 kpa/s hıza sahip basınç serbest bırakılmıştır. Son olarak, infiltre olan numuneler soğutulmak üzere kaptan çıkartılmıştır.

4.2. Mikroyapısal İncelemeler

Metalografik numuneler standart yöntemlerle hazırlanmıştır. Reçineye alınan numuneler sırasıyla 240, 400, 600, 800, 1200 mesh zımpara kademelerinde zımparalanmış ve parlatma çuhası üzerinde Al_2O_3 ve elmas pasta ile parlatılmıştır. Mikroskopik incelemeler; hazırlanan numuneler üzerinde Zeiss optik mikroskopla yapılmıştır.

Lineer kesişme metodu [6,32] kullanılarak gerçekleştirilen kantitatif mikroyapı analizleri ile takviye partikül ve porozite hacim oranları hesaplanmıştır. Bu amaçla her bir kompozitin 5 farklı bölgesinden mikroyapı resimleri çekilerek 11,54 × 15,45 cm boyutlarında basılmıştır. Ölçümler mikroyapı resimlerinin köşelerinden ve ortasından seçilmiş 9 farklı noktaya çizilen artı şeklindeki 5'er cm'lik doğrular üzerinde yapılmıştır. Hacim oranları, fazların doğrularla kesişen uzunlukları toplam doğru uzunluğuna bölünerek hesaplanmıştır.

Metalografik numunelerin sertlik ölçümleri, Tucon Model LL Vickers mikrosertlik cihazında gerçekleştirilmiştir. Kompozitlerin matriks sertlikleri 25 g yük altında vikers ucu ile ölçülmüştür. Sertlik değerleri en az 5 ölçüm gerçekleştirilerek tespit edilmiştir. Sertlik ölçümlerinde sadece matriks alaşımı üzerine düşen izler dikkate alınmıştır, Al_2O_3 ve SiC partikülleri üzerine düşen izler hesaba katılmamıştır.



Şekil 4.1. (a) İnfiltrasyon ünitesinin (b) numune tutucunun şematik görünümü

4.3. Mekanik Deneyler

4.3.1. Darbe Deneyleri

Çentiksiz kompozit malzemelerin darbe deneyi, 15 Joule'lük çekiç ile kırılma enerjisini tesbit eden charpy tipi Zwick marka darbe deney cihazı ile yapılmıştır. Darbe deneyi için ortalama 7 mm çapında ve minimum 25 mm uzunluğunda numuneler kullanılmış ve mesnetler arası mesafe 22 mm olarak seçilmiştir. Kompozit malzemelerin kırılması için gerekli olan spesifik darbe enerjisi, Joule/mm^2 cinsinden en az 4 numuneden elde edilen verilerin ortalaması alınarak belirlenmiştir.

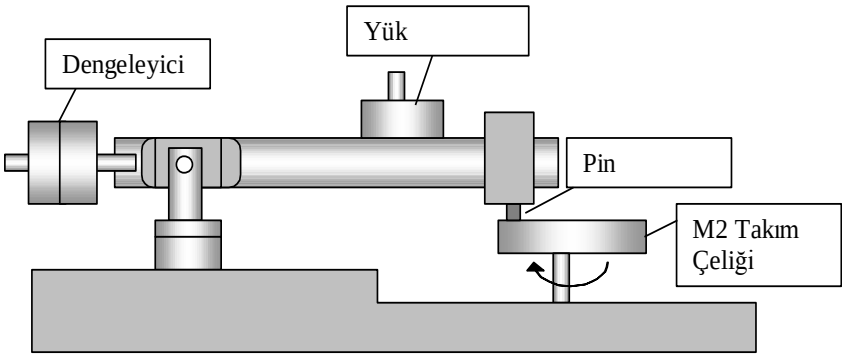
4.3.2. Basma Deneyleri

Kompozit malzemelerin basma deneyi İnstron 1185 universal test cihazı ile yapılmıştır. Deneylerde çene hızı 0.5 mm/dk seçilmiş olup; 7 mm çapında ve 14 mm yüksekliğinde numuneler kullanılmıştır. Basma deneyleri her bir grup için 5 adet numune ile gerçekleştirilmiştir.

4.4. Aşınma Deneyleri

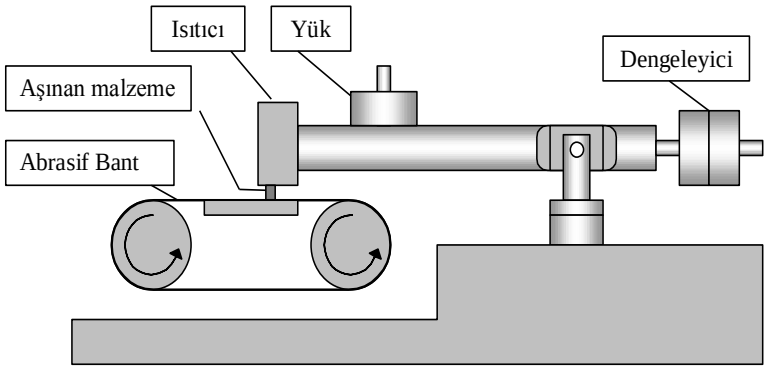
Farklı tribolojik ortamlarda kompozitlerin aşınma davranışını incelemek amacıyla metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneylerinde 7 mm çapındaki dairesel kesitli kompozitler kullanılmıştır.

Metal-metal aşınma deneyleri, disk üzerinde pin (pin on disc) tipi aşınma cihazında (Şekil 4.2) sabit hızda dönen 65 HRC sertliğe sahip AISI M2 kalite takım çeliği disk üzerinde 28 N normal yük uygulanarak 0.73 Mpa'lık temas basıncında gerçekleştirilmiştir. Kompozitler disk üzerinde 0,45 m/s kayma hızı ile 12 km toplam kayma mesafesinde aşındırılmıştır. Aşıma deneyleri 2 km aralıklarla durdurulmuş, numunelerin ağırlık kayıpları 0,1 mg hassasiyetle ölçülmüştür. Metal-metal aşınma deneyleri oda sıcaklığında ve ortalama %35-40 rölatif nem aralığında yapılmıştır.



Şekil 4.2. Metal-metal aşınma cihazının şematik görünümü

Abrasif aşınma deneyleri Şekil 4.3'de gösterilen metal-abrasif aşınma cihazında gerçekleştirilmiştir. Bu deneylerde farklı magnezyum içeriklerine sahip Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitler oda sıcaklığında ve sırasıyla 100, 200, 300, 400 ve 500^oC sıcaklıklarda aşındırılmıştır. Aşındırıcı karşı yüzey olarak sabit hızda dönen 150 mesh alümina şerit zımparalar kullanılmıştır. Metal-abrasif aşınma deneylerinde 0.73 MPa'lık temas basıncına karşılık gelen 28N'luk normal yük uygulanmıştır. Deneyler 0.22 m/sn'lik sabit hızlarda toplam 5.5 m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Abrasif şerit üzerinde aşınma esnasında kompozitlerin kayma yönüne dik olarak hareket ettirilmesiyle sürekli temiz abrasif yüzey üzerinden üzerinden geçmesi sağlanmıştır. Metal-abrasif aşınma deneyleri ortalama %40-45 rölatif nem aralığında yapılmıştır. Deneyler öncesi ve sonrasında her kompozitin ağırlık kaybı 0.1 mg hasssasiyetle ölçülmüştür.



Şekil 4.3. Metal-abrasif aşınma cihazının şematik görünümü

Farklı tribolojik ortamlarda hakim olan aşınma mekanizmalarını tespit etmek amacıyla; metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneyleri sonrasında aşınmış numune yüzeyleri stereo mikroskop ile incelenmiştir.

5. DENEYSEL SONUÇLAR

5.1. Mikroyapısal İncelemeler

Basınçlı infiltrasyon tekniği ile üretilen, matrikslerinde farklı miktarlarda Mg bulunan Al_2O_3+SiC takviyeli kompozitlerin optik mikroskop görünümleri Şekil 5.1'de verilmiştir. Mikroyapı çalışmaları, matriks içerisinde partikül dağılımlarının üniform olduğunu, mikroyapıda herhangi bir bölgede partiküllerin segregasyonunun sözkonusu olmadığını, Al_2O_3 partikülleri çevresinde ve Al_2O_3-SiC partikülleri arasında bir miktar porozitenin bulunduğunu ortaya çıkartmıştır. Lineer kesişme metodu [6,32] kullanılarak saptanan takviye, matriks ve porozite hacim oranları Tablo 5.1'de verilmiştir. Kompozitlerin matriks ve partikül/matriks arayüzeylerinin yüksek büyütme mikroyapı görünümleri Şekil 5.2'de verilmiştir.

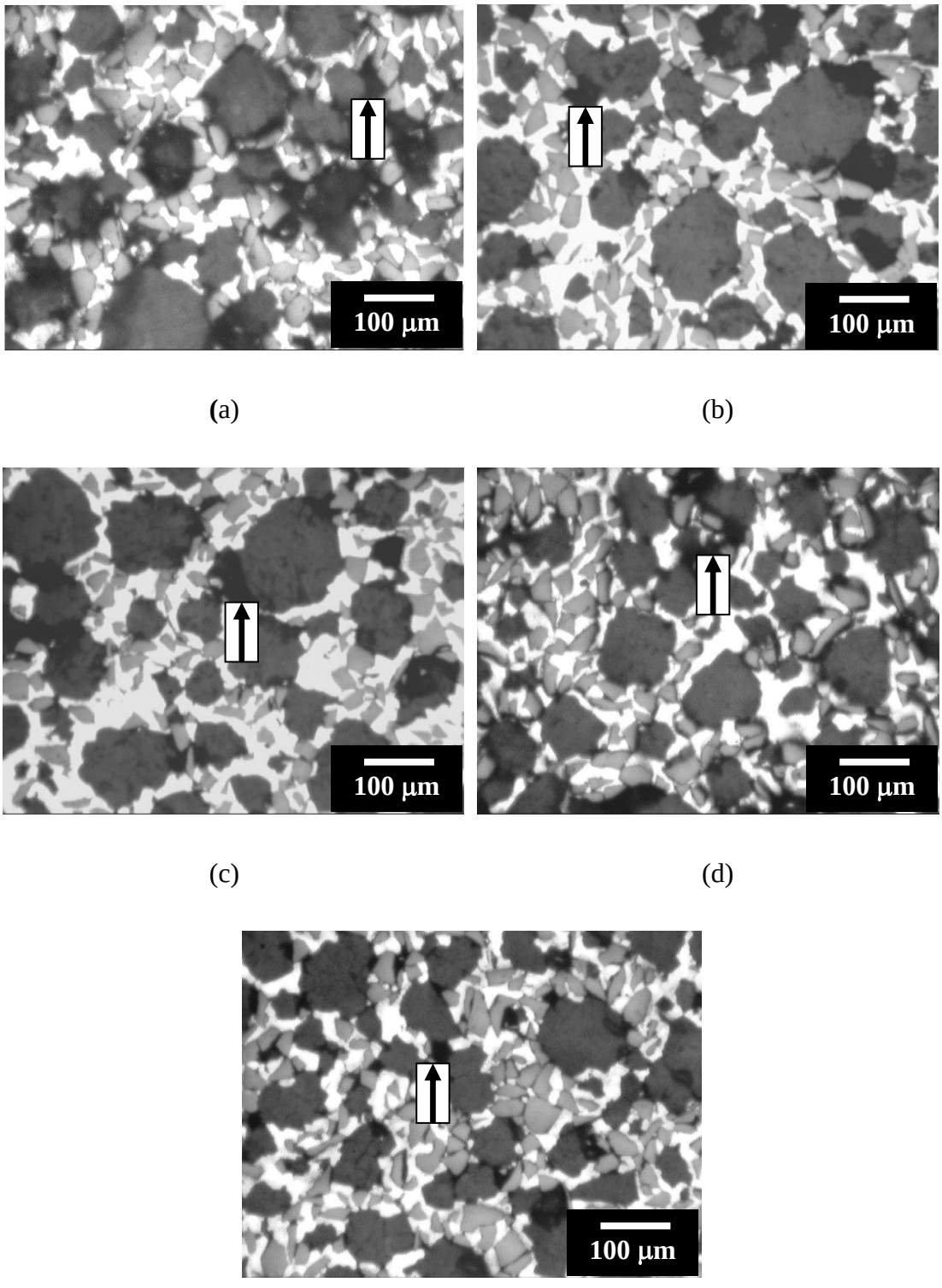
Tablo 5.1. Lineer kesişme metodu ile hesaplanan takviye ve porozite hacim fraksiyonları

Kompozit Türü	Hacim Fraksiyonu			
	Al_2O_3 (%)	SiC (%)	Porozite (%)	Matriks(%)
Al-%0Mg	34,30 ± 0.6	24,90 ± 0.4	17,10 ± 3.4	23,70 ± 3.6
Al-%1Mg	35,68 ± 1.0	22,22 ± 3.2	12,77 ± 1.1	29,33 ± 2.6
Al-%2Mg	39,88 ± 2.7	20,70 ± 2.9	10,00 ± 1.1	29,42 ± 1.5
Al-%4Mg	34,40 ± 7.5	27,70 ± 7.3	6,95 ± 1.4	30,95 ± 5.8
Al-%8Mg	39,00 ± 6.8	27,70 ± 2.5	5,40 ± 0.9	27,90 ± 4.3

İncelenen kompozitlerin matrikslerinden 25g yük altında en az 5 ölçüm alınarak gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinden elde edilen ortalama sertlik değerleri HV cinsinden Tablo 5.2'de verilmiştir.

Tablo 5.2. İncelenen kompozitlerin mikrosertlik değerleri

Kompozit Tipi	Matriks Mikrosertliği (HV)
Al-%0Mg	35.95 ± 0.9
Al-%1Mg	62.28 ± 2.7
Al-%2Mg	66.13 ± 1.1
Al-%4Mg	76.61 ± 1.3
Al-%8Mg	94.43 ± 1.9

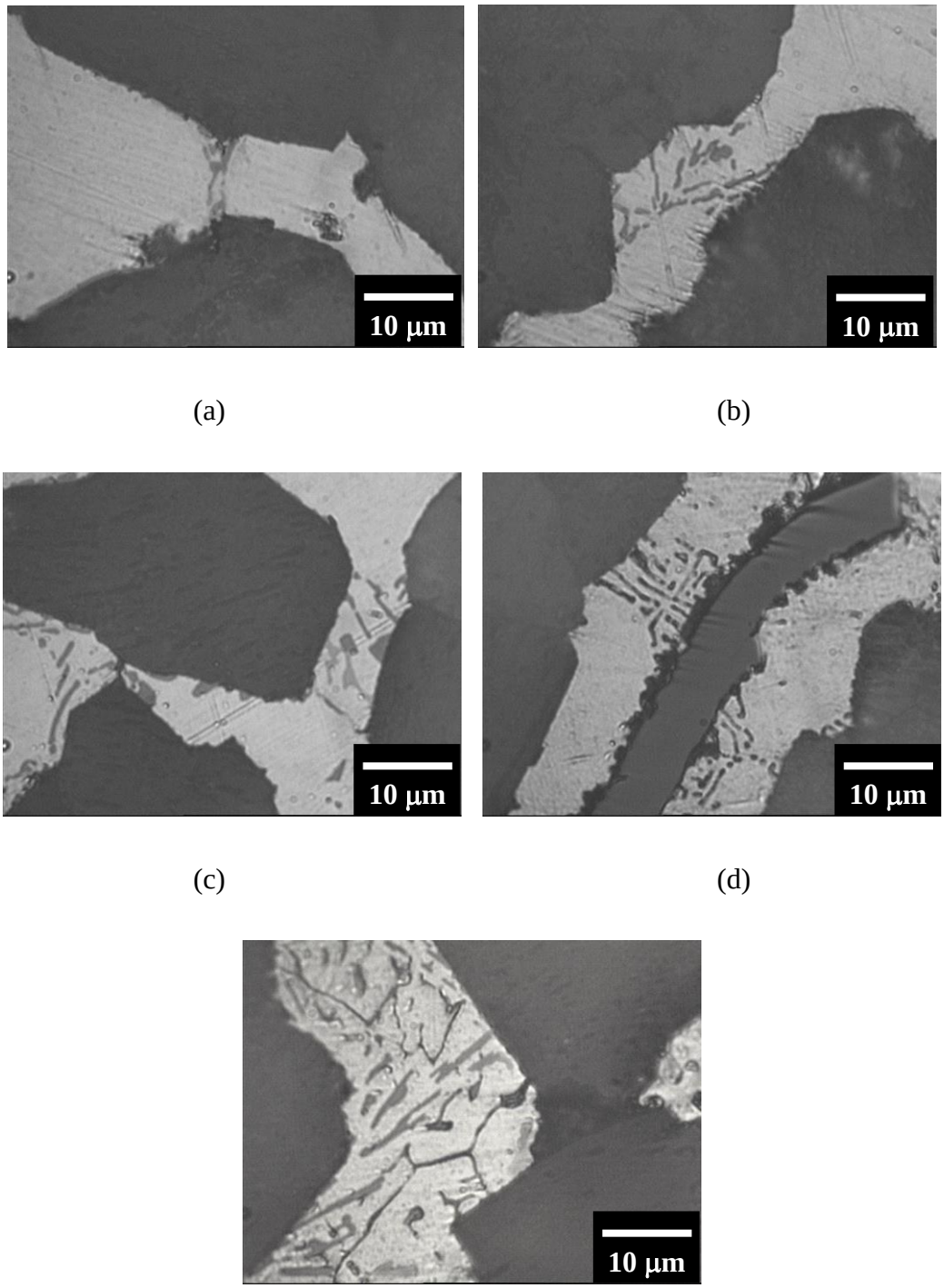


(a) (b)

(c) (d)

(e)

Şekil 5.1. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg bulunan "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitin mikroyapısı. Beyaz bölgeler Al matriksi, açık gri bölgeler SiC partikülleri ve koyu gri bölgeler Al_2O_3 partikülleri göstermektedir. Mikroyapılarda bulunan porozitelerin bazıları oklarla işaretlenmiştir.



Şekil 5.2. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg bulunan "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitin yüksek büyütme mikroyapısı.

5.2. Mekanik Deneyler

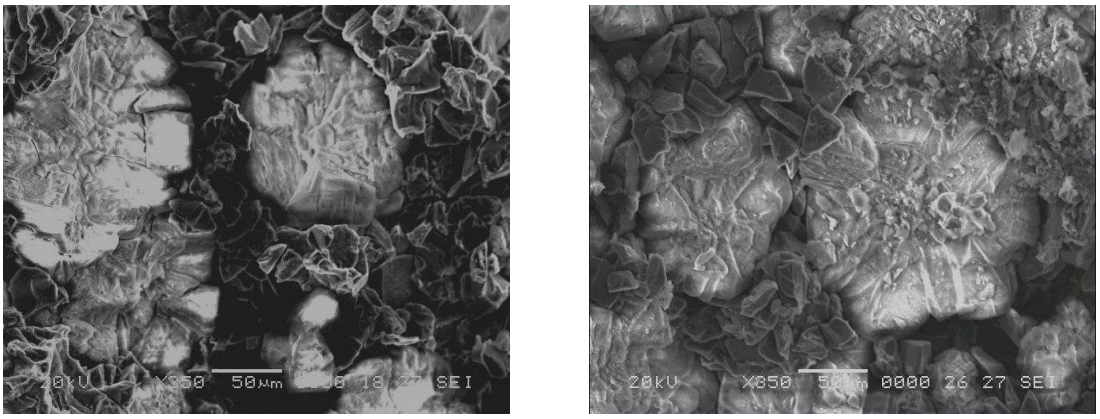
5.2.1. Darbe Deneyleri

İncelenen kompozit malzemelerin darbe deneylerinden elde edilen sonuçlar; kompozitlerin kırılması için birim kesit alanı başına harcanan enerji (spesifik darbe enerjisi) şeklinde Tablo 5.3'de verilmiştir.

Tablo 5.3. Kompozitlerin gerçekleştirilen darbe deneylerinden elde edilen spesifik darbe enerjileri

Kompozit Tipi	S.Darbe enerjisi (j / mm^2)x10^{-3}
Al-%0Mg	12,39 ± 1,30
Al-%1Mg	9,21 ± 1,13
Al-%2Mg	6,34 ± 0,56
Al-%4Mg	5,05 ± 2,02
Al-%8Mg	3,61 ± 0,63

Matriksinde %0 ve %8 Mg içeren kompozitlerin darbe deneyleri sonrasında kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görünümleri Şekil 5.3'de verilmiştir.



(a) (b)

Şekil 5.3. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %8 Mg içeren kompozitin darbe deneyleri sonrası kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görünümleri.

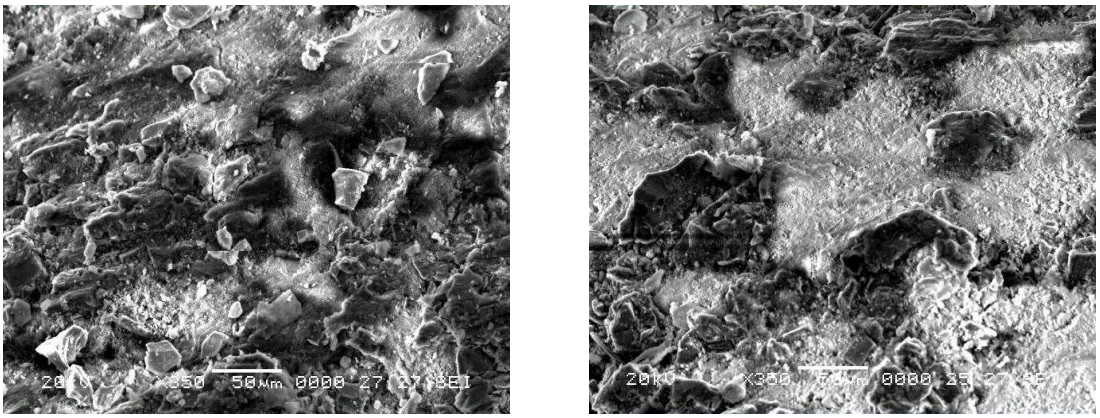
5.2.2. Basma Deneyleri

İncelenen kompozit malzemelerin basma deneylerinden elde edilen sonuçlar; şekil değiştirme eğrisinde lineerliğin bozulduğu nokta olan basma akma mukavemeti, maksimum basma mukavemeti ve % kısalma oranı şeklinde Tablo 5.4'de verilmiştir.

Tablo 5.4. Kompozitlerin basma deneylerinden elde edilen mekanik özellikleri.

Kompozit Tipi	Maksimum Muk (MPa)	Akma Muk. (MPa)	Kısalma Oranı (%)
Al-%0Mg	73,02 ± 12,07	46,69 ± 3,65	4,96 ± 0,64
Al-%1Mg	81,44 ± 6,06	51,69 ± 4,43	4,11 ± 0,98
Al-%2Mg	86,70 ± 13,22	53,25 ± 10,61	3,06 ± 0,70
Al-%4Mg	87,75 ± 4,88	55,45 ± 2,42	2,57 ± 0,31
Al-%8Mg	116,05 ± 13,11	68,73 ± 9,44	1,62 ± 0,10

Matriksinde %0 ve %8 Mg içeren kompozitlerin basma deneyleri sonrasında kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görünümleri Şekil 5.4'de verilmiştir.



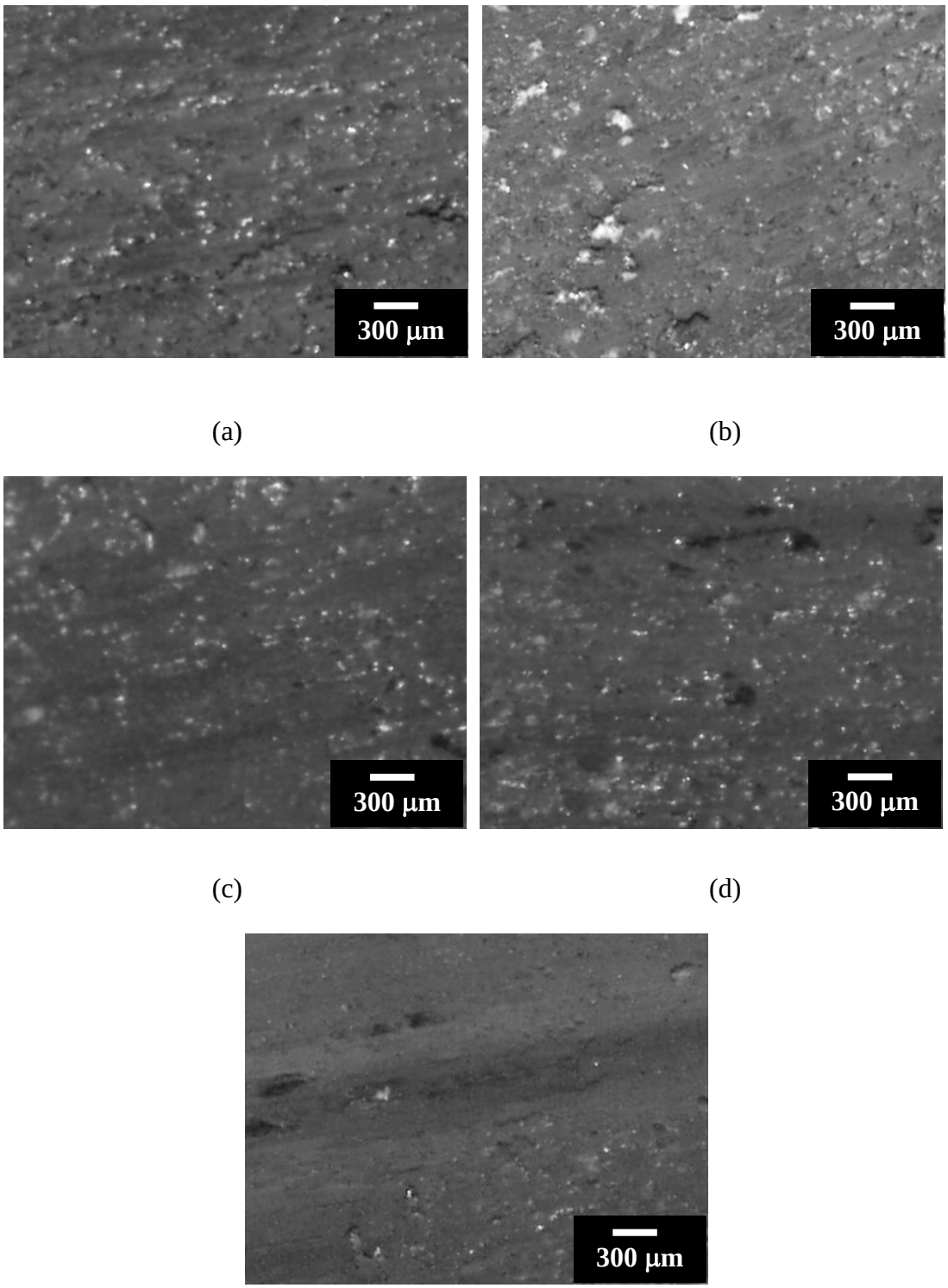
(a) (b)

Şekil 5.4. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %8 Mg içeren kompozitlerin basma deneyleri sonrasında kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görünümleri.

5.5. Aşınma Deneyi Sonuçları

5.5.1. Metal-Metal Aşınma Deneyleri

Matrikslerinde ağırlıkça farklı magnezyum miktarlarına sahip, yüksek hacim oranlarında Al_2O_3+SiC partikül takviyesi içeren kompozitlerin 65 HRC sertliğe sahip M2 kalite takım çeliği disk üzerinde oda sıcaklığında gerçekleştirilen metal-metal aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar ağırlık kaybı cinsinden Tablo 5.5'de verilmiştir. Kompozitlerin aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri Şekil 5.5 ve Şekil A.1-A.3'de verilmiştir.



Şekil 5.5. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli kompozitlerin metal-metal aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.

Tablo 5.5. Kompozitlerin M2 takım çeliği disk üzerindeki metal-metal aşınma deneyi sonuçları

KaymaMesafesi (m)	Ağırlık kaybı (mg)				
	Al-%0Mg	Al-%1Mg	Al-%2Mg	Al-%4Mg	Al-%8Mg
2000	10,8	8,1	5,1	4,6	4,1
4000	15,9	10,5	7,9	6,8	5,8
6000	17,8	12,8	9,9	8,9	7,3
8000	19,6	14,8	11,6	10,7	8,9
10000	20,8	17,2	13,9	12,5	10,1
12000	22,5	19,0	15,9	14,3	11,5

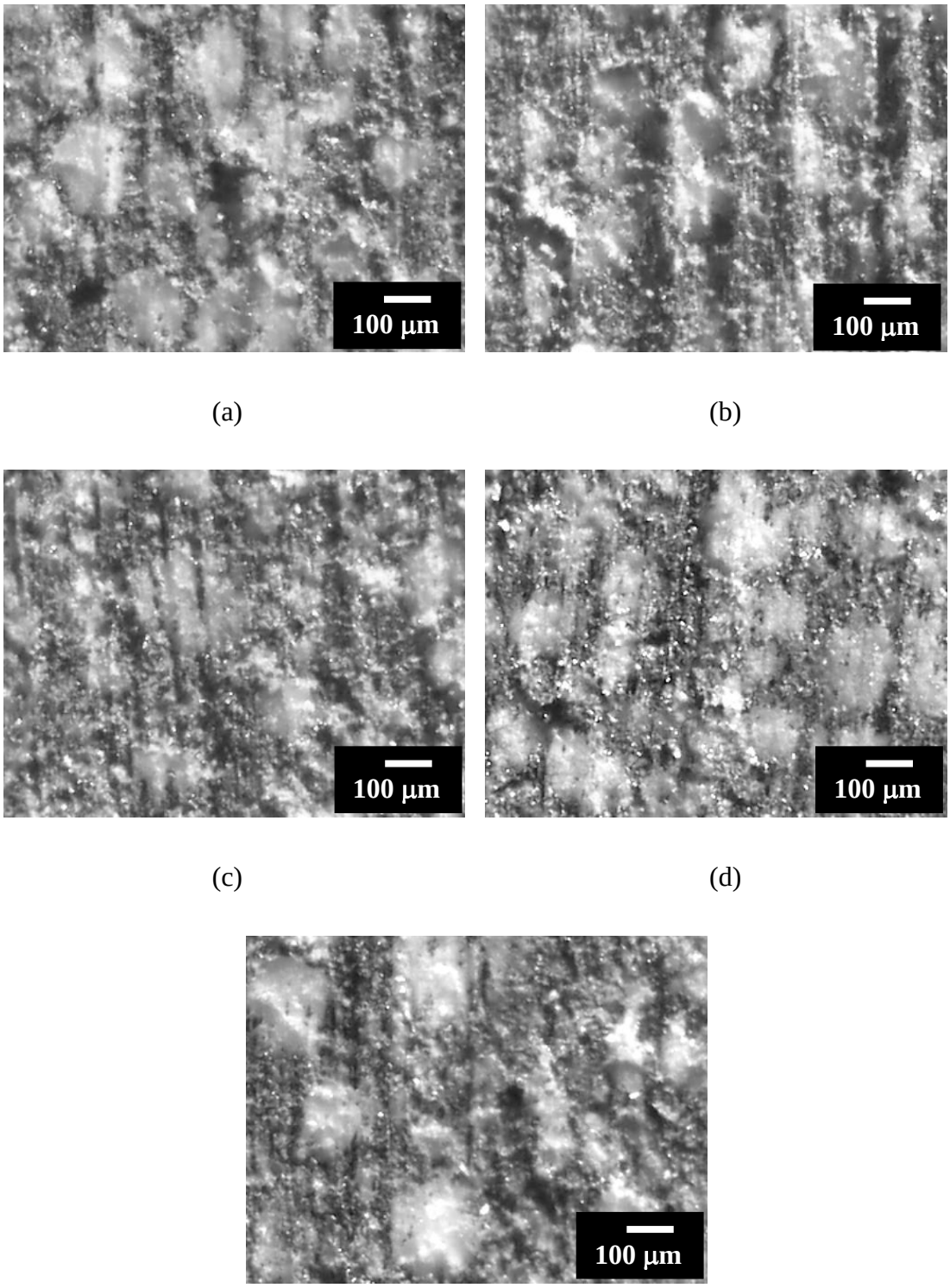
5.5.2. Metal-Abrasif Aşınma Deneyleri

Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilen, yüksek hacim oranlarında Al_2O_3+SiC partikül takviyeli aluminyum metal matriksli kompozitlerin 150 mesh Al_2O_3 zımpara şeritler üzerinde, oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda (100, 200, 300, 400 ve 500^oC) gerçekleştirilen metal-abrasif aşınma deneyleri sonuçları Tablo 5.6'da verilmiştir. Bu tabloda deney sıcaklığı ve matriksin magnezyum içeriğine karşılık kompozitlerin 5.5 m'lik kayma mesafesi sonrası ağırlık kayıpları ifade edilmiştir.

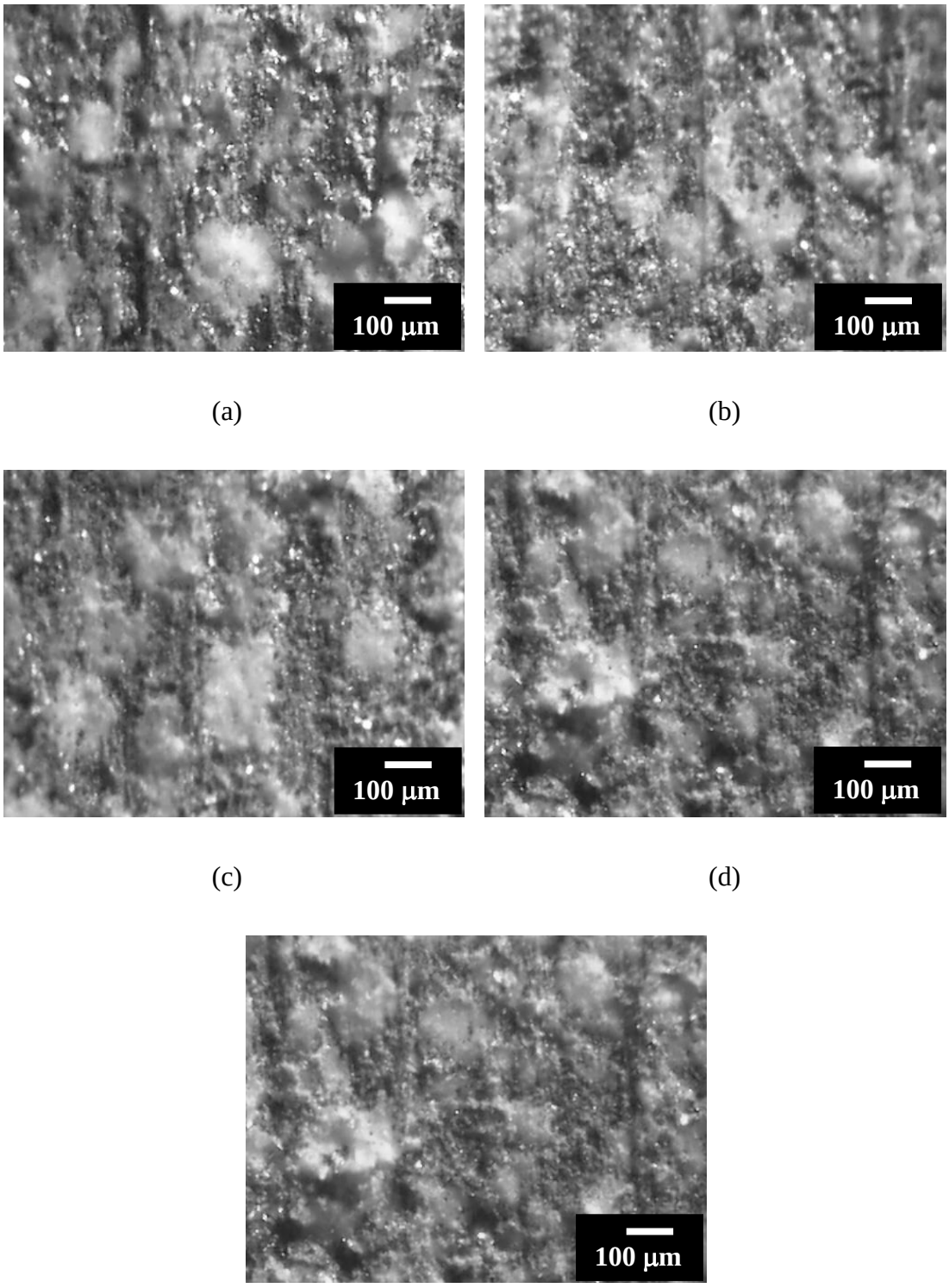
Kompozitlerin oda sıcaklığındaki ve 400^oC sıcaklığındaki aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop resimleri Şekil 5.4 ve Şekil 5.5'de verilmiştir. Diğer sıcaklıklardaki aşınma yüzeylerinin resimleri ise Şekil A.4-Şekil A.7'de verilmiştir.

Tablo 5.6. Kompozitlerin 150 Mesh Al_2O_3 şerit zımpara üzerinde farklı sıcaklılardaki metal-abrasif aşınma deneyi sonuçları

Sıcaklık (^oC)	Ağırlık Kaybı (mg)				
	Al-%0Mg	Al-%1Mg	Al-%2Mg	Al-%4Mg	Al-%8Mg
20	401,6	282,2	241,1	215,1	211,3
100	399,5	279,9	247,8	219,8	212,1
200	410,1	281,7	250,1	217,8	218,9
300	411,5	305,4	281,5	255,9	250,8
400	421,4	317.3	306,3	275,3	268,1
500	420,3	314,2	308.2	278,1	265,1



Şekil 5.6. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli kompozitlerin oda sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.

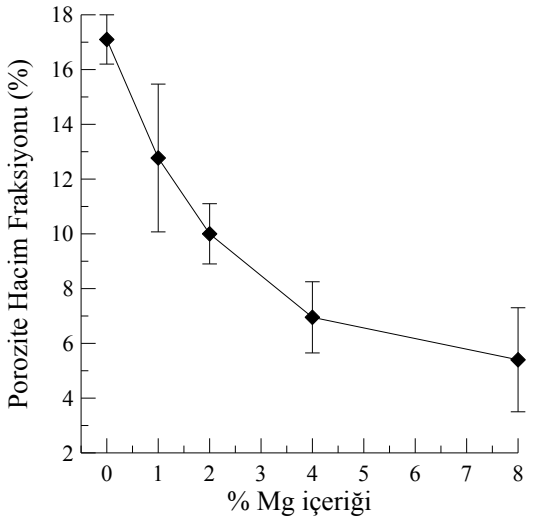


Şekil 5.7. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli kompozitlerin 400^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.

6. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ

6.1. Mikroyapısal Karekterizasyon

Al_2O_3 partikülleri çevresinde ve Al_2O_3-SiC partikülleri arasında bulunan poroziteler Şekil 5.1'de görülmektedir. İncelenen kompozitlerde, matrikse ilave edilen Mg miktarına bağlı olarak porozite hacim oranının değişimi Şekil 6.1'de verilmiştir.

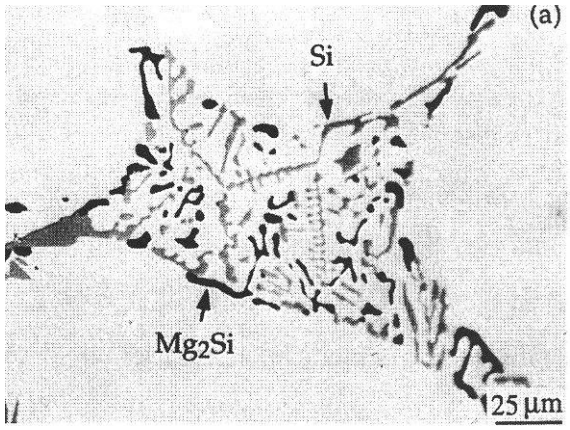


Şekil 6.1. "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerde matriksin Mg içeriğine bağlı olarak porozite hacim oranının değişimi.

Kompozitlerin Mg içeriği arttıkça, içerdikleri porozite hacim oranları hızla azalmaktadır. Al-%0Mg matriksli kompozitte porozite hacim oranı % 18 düzeylerinde iken, Al-%8Mg matriksli kompozitte bu oran % 5 düzeyine düşmüştür. Bu sonuçlara benzer olarak, Liu ve Chao [33] Al_2O_3 fiber takviyeli aluminyum alaşımı kompozitlerde matriksin Mg içeriğinin artışının kompozitin porozite hacim oranını düşürdüğünü gözlemlemişlerdir. Karakaş; [6] da %60 Al_2O_3 takviye içeren Al matriksli kompozitler üzerinde yaptığı çalışmada %4 Mg'a kadar, Mg miktarının artışı ile birlikte mikroyapıdaki porozite miktarının azaldığını belirlemiştir.

Artan Mg içeriği ile birlikte porozite hacim oranının azalması, yüzey gerilimlerinin azalmasına ve infiltre edilen Mg'un alaşımın ıslatabilirliğinin artırmasına bağlanmaktadır [33-35].

İncelenen kompozitlerin yüksek büyütmelerde yapılan mikroyapı çalışmaları; (Şekil 5.2) iki farklı fazın (gri iğnesel yapılı ve koyu renkli iskelet yapılı) varlığını ortaya koymuştur. Gri iğnesel fazlar hem matrikste hem de Al_2O_3/matriks arayüzeyinde gözlenmektedir. Karakaş [6]; Al_2O_3 partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin aşınma davranışına Mg ilavesinin etkisini incelediği çalışmada; %4 ve %8 Mg içeren kompozitlerden alınan EPMA analizlerinden iğnesel fazların silisyum içeriği bakımından; koyu renkli iskelet fazların ise Mg içeriği bakımından zengin olduklarını belirlemiştir. Aluminyum alaşımı ve aluminyum matriksli kompozitler üzerinde geçmişte yapılan çalışmalarda; iğnesel fazların "ötektik silisyum", koyu renkli iskelet fazların ise Mg_2Si olduğu ifade edilmektedir. Si ve Mg_2Si fazlarının oklarla gösterildiği Al-Mg-Si alaşımının döküm hali mikroyapısı Şekil 6.2'de verilmiştir. Mg_2Si fazları ötektik silisyum ile birlikte birincil aluminyum dentritleri çevresinde üç boyutlu ağ yapılar oluşturmaktadır [6].

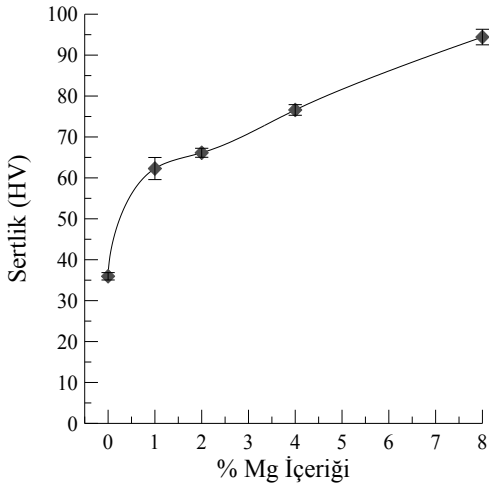


Şekil 6.2. α-Al + Mg_2Si + Si üçlü ötektik yapısını gösteren Al-%0.86Mg-%1.61Si döküm alaşımının mikroyapısı [6].

Bu çalışmada; matriksinde %1 ve %2 Mg içeren kompozitler için sadece ötektik silisyum gözlenirken, %4 ve %8 Mg içeren kompozitler için hem ötektik silisyum hem de Mg_2Si çökelti fazı gözlenmiştir. Mikroyapı çalışmaları, kompozitlerde artan magnezyum miktarı ile Si ötektiklerinin ve Mg_2Si çökeltilerinin arttığını ortaya koymuştur. Matriks içerisinde artan Si miktarı, numune tutucu olarak kullanılan silika tüpünün infiltrasyon prosesi esnasında bozunmasına bağlanmaktadır. Reaktif

element olarak matrikste bulunan yüksek Mg miktarı silika tüpünün bozunmasını şiddetlendirmektedir.[6,20,36,37].

Kompozitlerin matriks sertliğine magnezyum ilavesinin etkisi (Tablo 5.2) Şekil 6.3'de verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi Mg içeriğinin artışı ile birlikte incelenen kompozitlerin matriks sertliği artmaktadır.



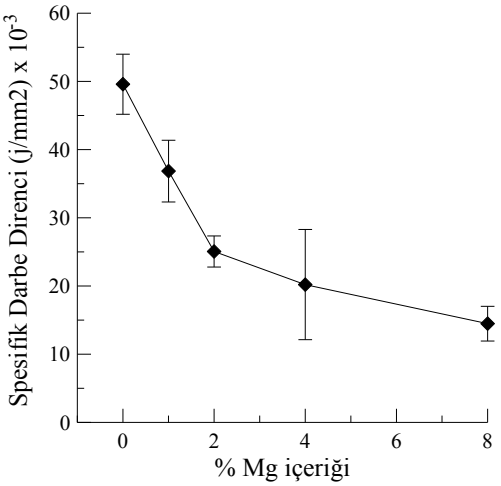
Şekil 6.3. Matriksin Mg içeriğine bağlı olarak incelenen kompozitlerde matriks sertliğinin değişimi.

%1 ve %2 gibi düşük Mg ilavesi ile matriks sertliğindeki artış; matriksin katı-eriyik serleşmesine ve ikinci faz çökelmesine (ötektik silisyum) bağlıdır. %4 Mg ve %8 Mg seviyelerinde matrikste Mg_2Si intermetalikleri oluşmaktadır. Mg_2Si fazının, silisyuma nazaran daha üstün fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip olduğu bilinmektedir. Aluminyum magnezyum alaşımlarında esas mukavemetlendirici faktörün Mg_2Si çökeltileri olduğu belirtilmektedir [6].

6.2. Mekanik Deneyler

6.2.1 Darbe Deneyleri

İncelenen kompozitlerin spesifik darbe dirençlerine matriksin Mg içeriğinin etkisi Şekil 6.4'de gösterilmiştir.



Şekil 6.4. Kompozitlerin spesifik darbe dirençlerine matriksin magnezyum içeriğinin etkisi.

Kompozitlerin spesifik darbe dirençleri artan Mg miktarıyla aniden azalmaktadır. Artan Mg içeriği ile kompozitlerin spesifik darbe dirençlerindeki azalma katı eriyik oluşumuna, ötektik silisyum ve Mg_2Si çökelti fazlarına (Şekil 5.2) ve bunların neden olduğu sertlik artışına (Şekil 6.3) bağlanabilir.

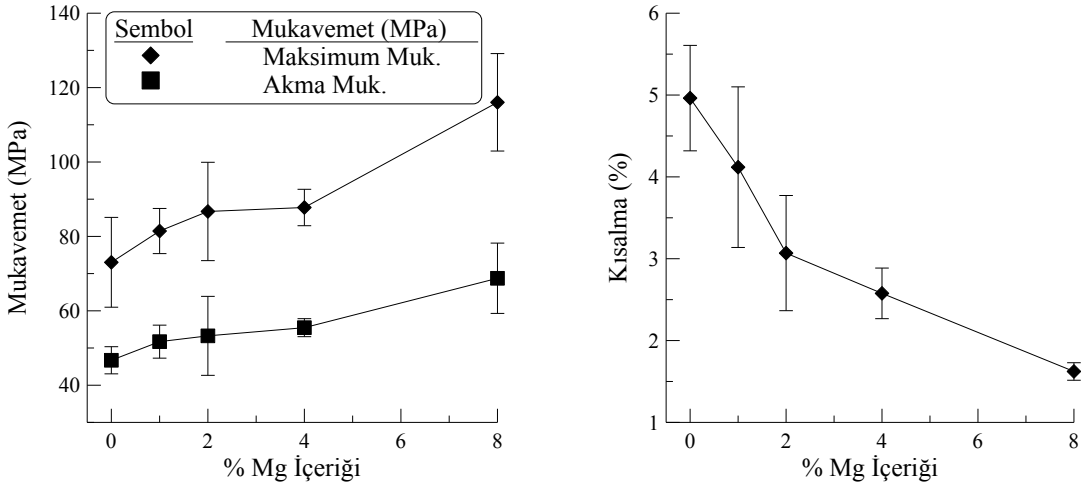
Partikül takviyelerinin sahip oldukları yüksek mukavemet ve yine bu partiküllerin dislokasyonları engellemesi nedeniyle zaten gevrek karakterde olan kompozitin gevrekliği matriksin Mg ile alaşımlandırılması ile daha da artmaktadır.

Ancak, saf Al matriksli ve Al-%8Mg matriksli kompozitlerin kırılma yüzeylerinde (Şekil 5.3) yapılan incelemelerde bu iki kompozit arasında belirgin bir fark görülmemiştir.

6.2.2. Basma Deneyleri

Kompozitlerin basma deneylerinden elde edilen maksimum mukavemeti, akma mukavemeti ve % kısalmanın matriksin Mg içeriği ile değişimi Şekil 6.5'de verilmiştir.

Şekil 6.5.'den görüldüğü gibi, matrikse Mg'nin ilavesi ile mukavemet artmakta, süneklik azalmaktadır. Bu durum, Mg ilavesi ile alaşımın ıslatabllirliğinin artması sonucu porozitenin azalmasına (Şekil 6.1), matriks-partikül arasındaki bağın kuvvetlenmesine ve matriks içinde çökelti fazların oluşumuna bağlanmaktadır.



(a) (b)

Şekil 6.5. Kompozitlerin (a) mukavemetlerinin ve (b) sünekliklerinin matriksin Mg içeriği ile değişimi.

Liu ve Chao'nun basınçlı infiltrasyon döküm yöntemiyle üretilen, farklı miktarlarda Mg (ağırlıkça %0.48, 2.56, 5.01 ve 6.08) içeren hacimce %12 fiber takviyeli aluminyum matriks kompozitlerin mekanik özelliklerine Mg ilavesinin etkisini inceledikleri çalışmada, kompozitlerin çekme ve akma dayanımlarının artan Mg ile arttığını ortaya koyulmuştur. Kompozitlerin % uzama değerlerinin %0.48 Mg ile arttığı ancak bunun üzerindeki Mg değerlerinde sabit kaldığı belirtilmiştir [33].

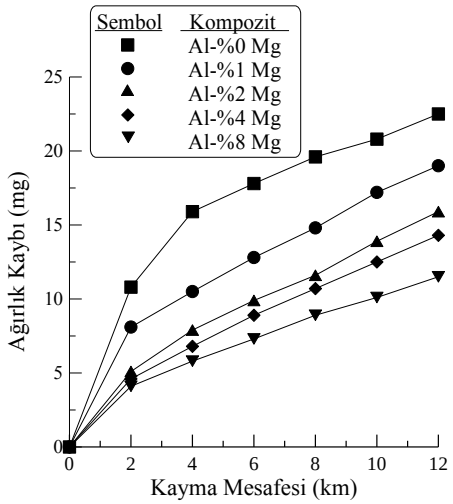
Kırılma yüzeylerinde yapılan incelemelerde; (Şekil 5.4), daha yüksek sünekliğe sahip olan saf Al matriksli kompozitin, sünekliği en düşük olan Al-%8Mg matriksli kompozite nazaran daha yüksek miktarda plastik deformasyona uğradığı görülmüştür.

6.3. Aşınma Deneyleri

6.3.1. Metal Metal Aşınma Deneyleri

Kayma mesafesi ile ağırlık kaybının değişimi Şekil 6.6'da gösterilmiştir. Her bir kompozit için çizilen "ağırlık kaybı-kayma mesafesi" eğrileri, başlangıç aşınması ve kararlı hal aşınması adı verilen 2 farklı bölgeden oluşmaktadır. Şekil 6.6'ya göre aşınma deneylerinde numunelerdeki ağırlık kayıpları (mg) artan kayma mesafesi (m) ile artmaktadır. İncelenen kompozitler için 4 km'ye kadar başlangıç aşınma bölgesi

ve sonrasında 12 km'ye kadar kararlı durum aşınma bölgesi gözlenmektedir. Her iki bölgede kompozitlerin ağırlık kayıpları artan Mg içeriği ile azalmış ve minimum ağırlık kaybı %8 Mg içeren kompozitte elde edilmiştir.

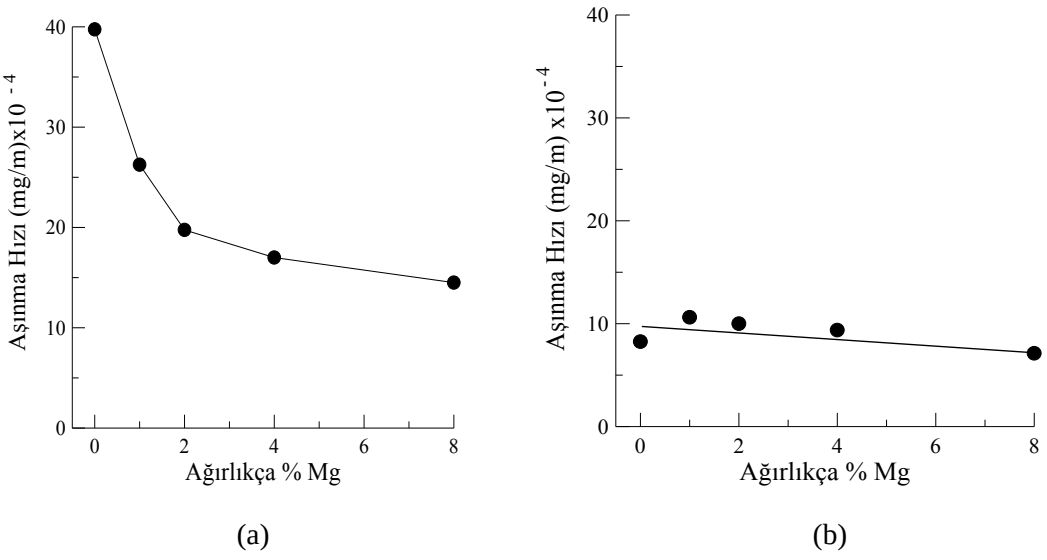


Şekil 6.6. Matriksinde farklı oranlarda Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin ağırlık kaybına, M2 takım çeliği üzerinde kayma mesafesinin etkisi.

Başlangıç ve kararlı hal aşınması bölgelerinde bulunan her bir eğrinin eğimi mg/km cinsinden kompozitin o bölgedeki aşınma hızını vermektedir. Her iki bölgede magnezyumun etkisini belirlemek amacıyla, eğrilerin eğimi alınarak hesaplanan başlangıç ve kararlı hal aşınma hızları mg/km cinsinden Tablo 6.1'de verilmiştir. Kompozitlerin başlangıç ve kararlı hal aşınma bölgelerinden elde edilen aşınma hızlarına magnezyumun etkisi Şekil 6.7'de gösterilmiştir.

Tablo 6.1. Kompozitlerin "ağırlık kaybı-kayma mesafesi" eğrilerinden elde edilen başlangıç-kararlı hal aşınma hızları.

Kompozit Tipi	"Aşınma Hızı" (mg/km x10^{-4})	
	Başlangıç	Kararlı Hal
Al-%0Mg	39,75	8,25
Al-%1Mg	26,25	10,62
Al-%2Mg	19,75	10
Al-%4Mg	17,00	9,37
Al-%8Mg	14,5	7,12



(a) (b)

Şekil 6.7. Toplam 12 km'lik kayma mesafesi sonunda kompozitlerin (a) başlangıç ve (b) kararlı hal aşınma hızları.

Kompozitlerin başlangıç aşınma hızları magnezyum içeriğine oldukça bağlı olmakta ve artan magnezyum ilavesi ile üssel olarak azalmaktadır. Kararlı hal aşınma hızı ise genel olarak artan magnezyum içeriği ile azalmaktadır ancak burada aşınma hızı değişimleri çok az olmaktadır. Metal-metal aşınmasının her iki bölgesinde de kompozitlerin aşınma hızları artan magnezyum içeriği ile azalmaktadır. Minimum aşınma hızları matriksinde %8 Mg ihtiva eden kompozitler için tespit edilmiştir.

İncelenen kompozitlerin aşınma dirençlerini birbirleri ile kıyaslamak amacıyla, 12 km'lik kayma mesafesinde en az aşınan Al-%8 Mg matriksli kompozitin ağırlık kaybı (mg) referans alınıp, her bir kompozitin ağırlık kaybı (mg) referansın ağırlık kaybına oranlanarak;

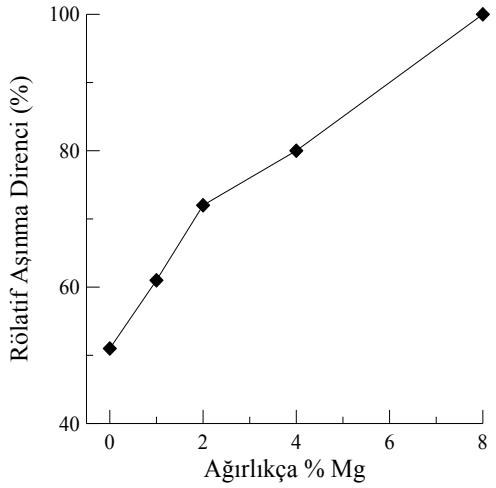
$$\%RAD_{MM} = \frac{\Delta W_A}{\Delta W_K} \times 100 \qquad (6.1)$$

"% Rolatif Aşınma Direnci" (%RAD) belirlenmiştir. Burada ΔW_A ve ΔW_K sırasıyla Al-%8 Mg matriksli kompozitin ve diğer kompozitlerin 12 km'lik kayma mesafesindeki ağırlık kaybı değerleridir. Kompozitlerin rölatif aşınma direnci değerleri Tablo 6.2'de verilmiştir.

Tablo 6.2. Kompozitlerin rölatif aşınma direnci değerleri.

Kompozit Tipi	"Rölatif Aşınma Direnci" (%)
Al-%0Mg	51
Al-%1Mg	61
Al-%2Mg	72
Al-%4Mg	80
Al-%8Mg	100

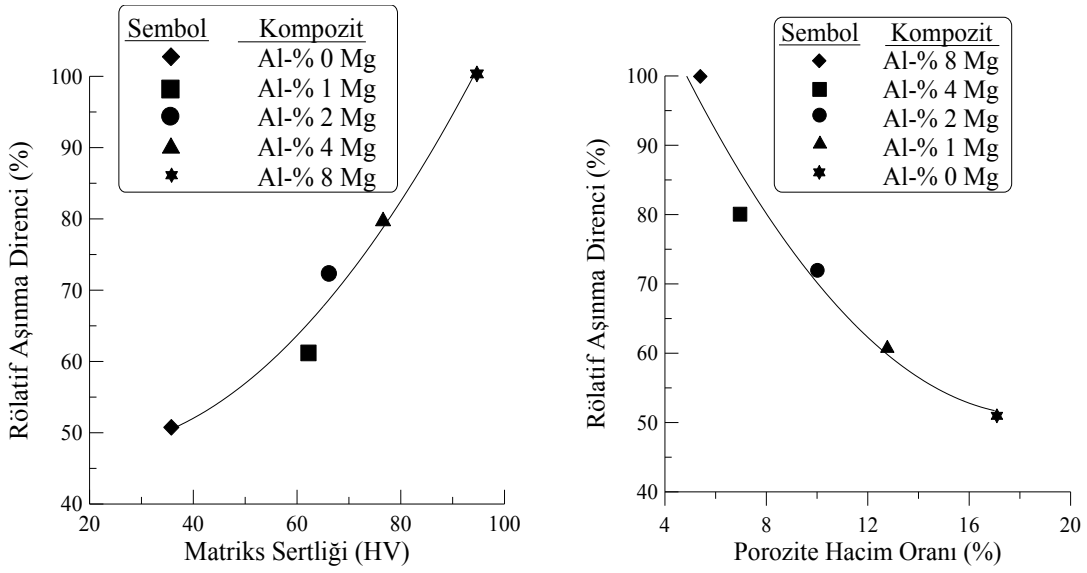
Kompozitlerin rölatif aşınma dirençlerine (Tablo 6.2) magnezyum içeriğinin etkisi Şekil 6.8'de gösterilmiştir. Matrikte bulunan Mg'un artmasıyla, incelenen kompozitlerin aşınma direnci de artmaktadır.



Şekil 6.8. Matriksinde farklı miktarlarda Mg içeren kompozit numunelerin "Rölatif Aşınma Eğrisi".

Literatürle [6] uyumlu olarak, incelenen kompozitlerde en yüksek aşınma direnci matriksinde %8Mg içeren kompozitte elde edilmiştir. %8 Mg ilavesi, kompozitin aşınma direncini saf Al matriksli kompozite göre %100 oranında arttırmıştır. Zira Al-%8Mg matriksli kompozit en yüksek matriks sertliğine ve en düşük porozite miktarına sahiptir.

Metal-metal aşınma sonuçlarına, matriks sertliğinin ve mikroyapıda bulunan porozite miktarının etkini açıklayan Şekil 6.9, matriks sertliği artışı ve porozite miktarındaki azalmanın aşınması direnci üzerinde olumlu katkısı olduğunu göstermektedir.



(a) (b)

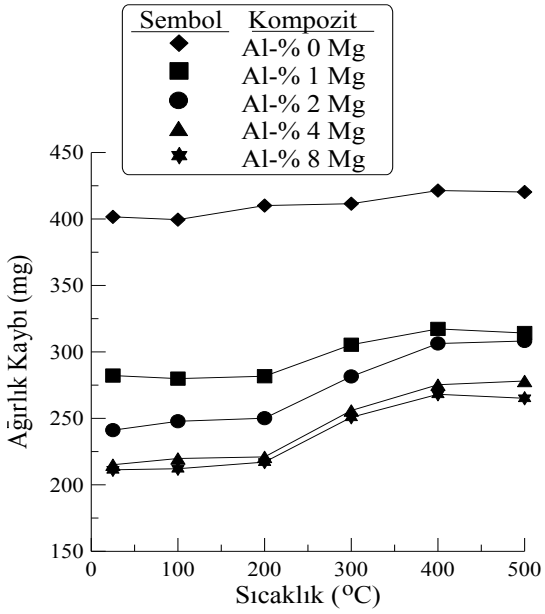
Şekil 6.9. Kompozitlerin rölatif aşınma dirençlerine (%) (a) matriks sertliğinin (b) porozite hacim oranının etkisi.

%0 ve %8 Mg içeren kompozitlerin aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri Şekil 4.3'da verilmiştir. M2 takım çeliği disk üzerinde aşınma sırasında tüm kompozitlerin kompozitin temas yüzeyinde kırmızımsı-kahverengi bir tabaka oluşmuştur (Şekil 5.5 ve Şekil A.1-Şekil A.3). Bu tabaka %8 Mg'lu kompozitte daha kalındır. Literatürde [6,19,20] söz konusu tabakaların demirce zengin transfer tabakası olduğu ve Mg içeriğinin artışına bağlı olarak aluminyum matriksli kompozitlerin yüksek aşınma direnci göstermelerine katkıda bulunduğu ileri sürülmüştür. Sonuç olarak matriksinde %8 Mg içeren kompozitin yüksek metal-metal aşınma direncine sahip olması, yüksek matriks sertliği ve düşük porozitesinin yanısıra aşınma yüzeyinde oluşan kalın demirce zengin transfer tabakalarına bağlanabilir.

6.2.2.Metal Abrasif Aşınma Deneyleri

Kompozitlerin oda sıcaklığı, 100,200,300, 400 ve 500^{o}C deki abrasif aşınma ağırlık kayıpları (Tablo 5.6) Şekil 6.10'da gösterilmiştir. İncelenen sıcaklık aralığında ağırlık kayıpları artan magnezyum içeriği ile azalmaktadır. Tüm sıcaklıklarda en çok aşınma kaybı saf matriksli kompozitte, en az aşınma kaybı ise %8 Mg matriksli kompozitte tespit edilmiştir. Her bir kompozitin oda sıcaklığındaki, 100^{o}C ve 200

^{o}C'deki ağırlık kayıpları hemen hemen aynı olmakla birlikte, 300 ve 400^{o}C'de ağırlık kayıplarında artış gözlenmiştir.



Şekil 6.10. Matriksinde farklı oranlarda Mg içeren "Al_2O_3+SiC" partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin abrasif aşınma ağırlık kayıplarına deney sıcaklığının etkisi.

Kompozitlerin oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen (100-500^{o}C) metal-abrasif aşınma deneylerinde; oda sıcaklığında en az aşınan Al-%8 Mg matriksli kompozitin ağırlık kaybı (mg) referans alınarak;

$$\%RAD_{MA} = \frac{\Delta W_A}{\Delta W_K} \times 100 \qquad (6.2)$$

bağıntısı ile kompozitlerin her sıcaklıktaki rölatif aşınma dirençleri hesaplanmıştır. Burada ΔW_A ve ΔW_K sırasıyla Al-%8 Mg matriksli kompozitin ve diğer kompozitlerin 5.5m'lik kayma mesafesi sonundaki ağırlık kaybı değerleridir. Tablo 6.3'de kompozitlerin rölatif aşınma dirençleri verilmiştir.

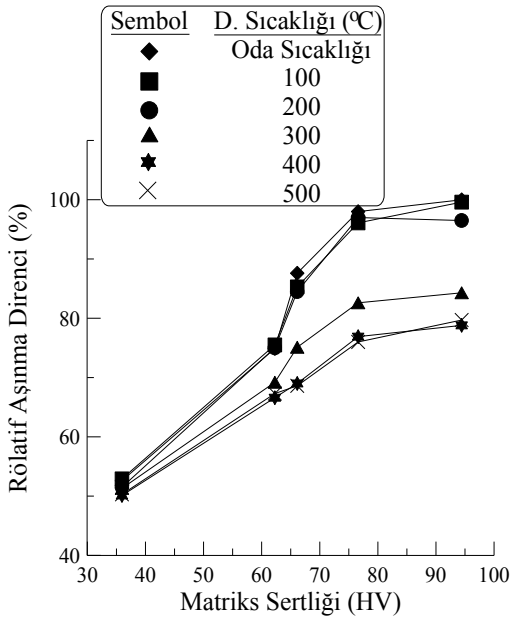
Kompozitlerin oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda (100-500^{o}) yapılan metal abrasif aşınma deneylerinden elde edilen (Tablo 6.3) rölatif aşınma direnci değerlerinin oda sıcaklığında ölçülen sertliklere bağlı olarak değişimi Şekil 6.11'de verilmiştir.

Tablo 6.3. İncelenen kompozitlerin oda sıcaklığı ve 100-500°C'deki rölatif aşınma dirençleri.

Kompozit Tipi	Rölatif Aşınma Direnci (%)					
	Oda Sıcaklığı	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C
Al-%0Mg	52,6	52,9	51,5	51,3	50,1	50,3
Al-%1Mg	74,9	75,5	75,0	69,2	66,6	67,3
Al-%2Mg	87,6	85,3	84,5	75,1	69,0	68,6
Al-%4Mg	98,0	96,1	97,0	82,6	76,8	76,0
Al-%8Mg	100,0	99,6	96,5	84,3	78,8	79,7

Genel olarak, tüm sıcaklıklarda kompozitlerin metal-abrasif aşınma direçleri sertliğin artışıyla artarken sıcaklığın artmasıyla düşmektedir. Bu çalışmada incelenen kompozitlerin rölatif aşınma dirençlerindeki artış; artan magnezyum içeriğine bağlı olarak oluşan ötektik silisyumun, Mg_2Si fazlarının ve katı eriyik sertleşmesinin neden olduğu matriks sertliği artışına bağlanmaktadır. Garcia-Cordovilla ve arkadaşlarının [30] SiC ve Al_2O_3 partikül takviyeli Al matriksli kompozitlerin abrasif aşınma davranışlarını incelediği çalışma; kompozitlerin aşınma hızının malzemenin sertliğine bağlı olduğunu, aşınma kayıplarının ve dolayısıyla aşınma hızlarının artan matriks sertliği ile azaldığını ortaya koymuştur.

Kompozitlerin tüm sıcaklıklardaki aşınmış yüzeylerinin streo mikroskop resimleri (Şekil 5.6, 5.7 ve Ek A.4-A.7) karakteristik abrasif aşınma görünümüne sahiptir.

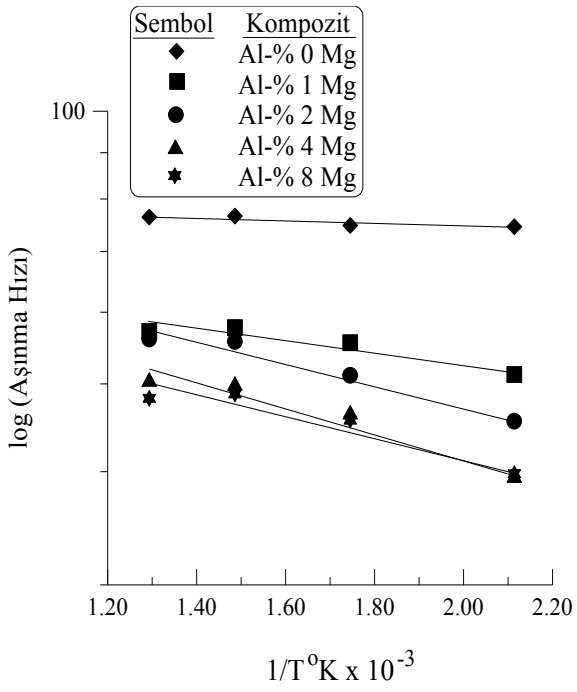


Şekil 6.11. Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda yapılan metal abrasif aşınma deneylerinde belirlenen rölatif aşınma dirençlerinin ölçülen sertliklerle değişimi.

Kompozitlerin tüm sıcaklıklardaki ağırlık kayıpları toplam kayma mesafesine bölünerek mg/m cinsinden bulunan aşınma hızları Tablo 6.4'de verilmiştir. Şekil 6.12'de ağırlık kayıplarının arttığı 200-500^{o}C için kompozitlerin $\log_{\text{aşınma hızı}}$-1/T eğrileri gösterilmiştir.

Tablo 6.4. Kompozitlerin tüm sıcaklıklardaki abrasif aşınma hızları.

Deney	Aşınma Hızı (mg/m)				
Sıcaklığı (^{o}C)	Al-%0Mg	Al-%1Mg	Al-%2Mg	Al-%4Mg	Al-%8Mg
Oda	73.01	51.36	43.84	39.11	38.42
100	72.64	50.89	45.05	39.96	38.56
200	74.56	51.21	45.47	39.6	39.8
300	74.81	55.52	51.09	46.52	45.6
400	76.61	57.69	55.69	50.05	48.74
500	76,41	57,12	56,03	50,56	48,2



Şekil 6.12. Kompozitlerin $\log_{\text{aşınma hızı}}$-1/T^{o}K eğrileri

Şekil 6.12'deki eğrilerin eğimleri [38];

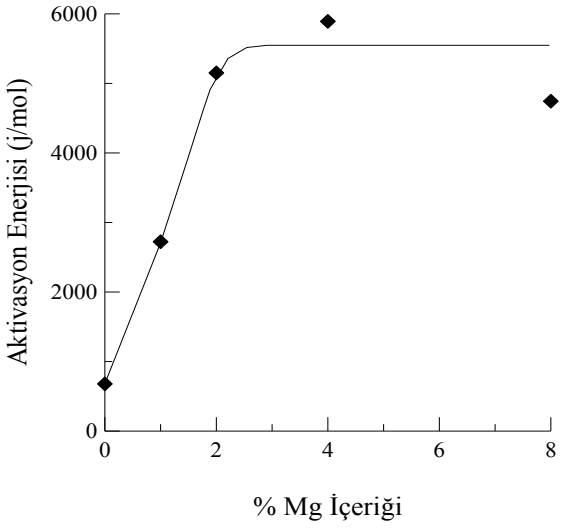
$$W = A \times \exp\left(\frac{-Q_w}{RT}\right) \tag{6.3}$$

denklemine göre Q/R'yi vermektedir. Burada ; W aşınma hızı (mg/m), A malzemeye bağlı bir sabit, Q_w aşınma aktivasyon enerjisidir (J/mol). Eğrilerin eğimleri ve R=8.314 j/mol.K alınarak bu eğimlerden elde edilen edilen aşınma aktivasyon enerjileri Tablo 6.5'de verilmiştir.

Tablo 6.5. Kompozitlerin Q_w/R ve aşınma aktivasyon enerjisi (Q_w) değerleri.

Kompozit	Q_w/R	Aşınma Aktivasyon Enerjisi (J/mol)
Al-%0Mg	- 0.035	679
Al-%1Mg	- 0.1422	2723
Al-%2Mg	- 0.2690	5151
Al-%4Mg	-0. 3077	5892
Al-%8Mg	- 0.2477	4744

Kompozitlerin Mg içeriği ile aşınma aktivasyon enerjilerinin değişimi şekil 6.13'de gösterilmiştir. Buna göre Mg ilavesi ile kompozlerin aşınma aktivasyon enerjileri artmaktadır. Matriksinde % 2'den daha yüksek oranlarda Mg bulunduran kompozitlerde, Mg içeriğindeki artış aşınma aktivasyon enerjisini önemli mertebede değiştirmemektedir. Aşınma aktivasyon enerjisi arttıkça aşınma hızının sıcaklığa duyarlılığı artmaktadır.



Şekil 6.13. Kompozitlerin Mg içeriğine bağlı olarak aşınma aktivasyon enerjilerinin değişimi.

Hacimce %20 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 Al alaşım matriksli kompozitlerin yüksek sıcaklık davranışlarını disk-üzerinde-pin tipi aşınma cihazında inceleyen Singh ve Alpas [38] da, kompozitlerin 230^oC'den sonraki sıcaklıklarda şiddetli aşınmaya maruz kaldığını ve aktivasyon enerjisinin 87 kJ mol^{-1} olduğunu

bulmuşlardır. Q_w değerinin yüksek olması kompozitin aşınma hızının sıcaklığa duyarlılığının yüksek olduğunu belirtmektedir.

7. GENEL SONUÇLAR

%37 hacim oranında Al_2O_3 ve %24 hacim oranında SiC partikülleri ile takviye edilmiş, matriksinde %0-8 oranında Mg içeren Al matriksli kompozitlerin mikroyapı incelemeleri, mekanik deneyleri ve metal-metal, metal-abrasif aşınma deneylerinde aşağıdaki genel sonuçlar elde edilmiştir.

1. Basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilmiş olan saf Al matriksli kompozitlerde, takviye elemanlarının etrafında yoğunlaşmış %17 düzeyinde porozite bulunmaktadır. Matriksin Mg ile alaşımlandırılması porozite miktarını azaltmaktadır. %8 Mg ile alaşımlandırılmış matrikse sahip kompozitin porozite oranı %5 düzeyine düşmüştür.

2. İncelen kompozitlerin matriks sertlikleri artan Mg miktarı ile artmaktadır. Saf Al matriksin ortalama sertlik değeri 36 HV iken, bu değer Al-%8 Mg matrikste 95 HV'ye çıkmıştır.

3. Darbe ve basma deneyleri sonuçlarına göre matriksin artan Mg içeriği ile kompozitlerin darbe direnci ve sünekliği azalmakta mukavemeti artmaktadır.

4. Metal-metal aşınma deneyleri, matriksin Mg içeriğindeki artış ile kompozitin aşınma direncinin arttığını ortaya koymuştur. %8 Mg ilavesi ile kompozitlerin aşınma dirençleri, saf Al matriksli kompozite göre %100 oranında artmıştır. Takım çeliği üzerindeki aşınma deneyleri esnasında kompozitlerin aşınan yüzeylerinde kırmızımsı kahverenkli transfer tabakası oluşmaktadır.

5. Oda sıcaklığı ile 400°C arasında Al_2O_3 aşındırıcı üzerinde yapılan abrasif aşınma deneylerinde kompozitlerin aşınma direncinin artan magnezyum içeriği ile arttığı görülmüştür. 200°C'ye kadar kompozitlerin aşınma direnci sıcaklık artışından etkilenmemiştir. 200°C'nin üstündeki sıcaklıklarda ise artan deney sıcaklığı ile aşınma direnci azalmaktadır.

KAYNAKLAR

[1] **Schwartz, M.M.**, 1984. Composites Materials Handbook, Mc Graw-Hill Book Company, New York.

[2] **Chawla, K.K.**, 1984. Metal Matrix Composites, Material. Science and Technology, **8**, 122-182.

[3] **Akbulut, H.**, 1994. Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik İlişkilerinin İncelenmesi, *Doktora Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul

[4] **Terry, B. and Jones, G.**, 1990. Metal Matrix Composites: Current Developments and Future Trends in Industrial Research and Applications, Elsevier, Oxford.

[5] **Eliasson, J. and Sandström, R.**, 1995. Applications of aluminium matrix composites, *Key Engineering Materials*, **104-107, 3-36**

[6] **Karakaş, S.**, 2001. Effect of Magnesium on the Wear Behaviour of High Volume Fraction Alumina Particle Reinforced Aluminum Matrix Composites, *M.Sc. Thesis*, I.T.U Institute of Science and Technology, İstanbul.

[7] **Ibrahim, I.A., Mohammed F.A., and Lavernia E.J.**, 1991. Particulate reinforced metal matrix composites-a review, *Journal of Materials Science*, **26**, 1137-1156

[8] **Huda, M.D. and Hashmi, M.S.J.**, 1995. MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties. 37-63, Metal Matrix Composites part I: Application and Processing, Hobbs The Printers Ltd., U.K.

[9] **Srivatsan, T.S., Ibrahim, I.A., Mohammed, F.A. and Lavernia E.J.**, 1991. Processing techniques for particulate-reinforced metal aluminium matrix composites, *Journal of Materials Science*, **26**, 5965-5978.

[10] **Lloyd, D.J.**, 1994. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites, *Journal of Materials Science*, **39,** 1-23.

[11] **Rohatgi, P.**, 1988. Cast Metal Matrix Composites in *Metals Handbook* Vol.15, 840-854, ASM International, Ohio.

[12] **Gül, F.**, 1999. Döküm Yoluyla Aluminyum Temelli Parçacık Takviyeli Kompozit Geliştirme, *Doktora Tezi*, M.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Istanbul

[13] **Rohatgi, P.K., Pai, B.C. and Panda S.C.**, 1979. Preparation of cast aluminum-silica particulate composites, *Journal of Materials Science*, **15**, 2277-2280.

[14] **Ray, S.**, 1993. Review synthesis of cast metal matrix particulate composites, *Materials Science and Engineering*, **28**, 5397-5413.

[15] **Liu, B., Lim, S.C., Lu, L., and Lai, M.A.**, 1994. Recent development in the fabrication of metal matrix-particulate composites using powder metallurgy techniques, *Journal of Materials Science*, **8**, 1999-2006

[16] **Kevorkijan, M.V.**, 1998. MMCs for automotive applications, *Journal of American Ceramic Society Bulletin*, **77**, 53-59.

[17] **Cöcen, Ü.ve Önel K.**, 1996. Metal matriksli kompozit malzemeler; özellikleri ve uygulamaları, *Metalurji*, **20**, 18-21.

[18] **Tijong, S.C, Wu, S.Q. and Liao, H.C.**, 1997. Wear behaviour of an Al-%12 Si alloy reinfoced with a low vol fraction of SiC particles", *Composite Science and Technology*, **57**, pp 1551-1558,

[19] **Singh J. and Alpas, A.T.**, 1995.Elevated temperature wear of Al6061 and Al6061-20%Al_2O_3, *Scripta Metall. Mater*., **32**, 1099-1105.

[20] **Chen, M.Y. and Breslin, M.C.**, 2002. Friction behavior of co-continuous alumina/aluminum composites with and without SiC reinforcement, *Wear*, **249**, 868-876.

[21] **Rohatgi, P.K., Ray, S.and .Liu, Y.**, 1991. Friction and Wear in Metal-Matrix Graphite Particle Composite *in Tribology of Composite Materials ASM International*, pp 156-163, OAK Ridge.

[22] **Keshavaram B.N., Rohatgi, P.K., Asthana, R. and Sathyanarayana, K.G**., 1991. Friction and Wear of Al-Glass Particle Composite in *Tribology of Composite Materials ASM International*, pp 133-144, OAK Ridge.

[23] **Rana, F. and Stefanascu, D.M.**, 1989. Friction properties of Al-1.5 pct Mg/SiC particulate metal matrix composites, *Met. Trans*., **20A**, 1564-1566.

[24] **Hosking, F.M., Portillo, F.F., Wunderlin, R. and Mehrabian, R.**, 1982. Composites of aluminium alloys fabrication and wear behaviour, *Joural of Materials Science*, **17**, 477-498.

[25] **Candan, E., Ahlatçı, H., Çimenoğlu, H.**, 2001. Abrasive wear behaviour of Al-SiC composites produced by pressure infiltration technique, *Wear*, **247**, 133-138**.**

[26] **Imbeni, V., Hutchings, I.M., Breslin, M.C.,** 1999. Abrasive wear behaviour of an Al_2O_3-Al co-continuous composite, *Wear*, **233-235**, 462-467.

[27] **Hutchings, I.M.**, 1992. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials, CRC Press, London.

[28] **Bhansalı, K. J. and Mehrabian, R.**, 1982. Abrasive wear of aluminium–matrix composites, *Journal of Materials Science*., 30-34.

[29] **Ahlatci, H., Candan E., Çimenoğlu, H.**, 2002. Effect of particle size on the mechanical properties of 60 vol.% SiC_p reinforced Al matrix composites, *Z. Metallkd*., **93**, 330-333.

[30] **Garcia-Cordovilla, C., Narciso and J., Louis, E.**, 1996. Abrasive wear resistance of aluminum alloy/ceramic particulate composites, *Wear*, **192**, 170-177.

[31] **Banerji, A. ,Prasad, S. V., Surappa, M. K. and Rohatgi, P.K.** 1982**.** Abrasive wear of cast Al alloy-zircon particle composites, *Wear*, 141-151.

[32] **Vander Voort, G.F.**, 1999. Metallography: Principles and Practice, ASM International, Ohio.

[33] **Liu, T.M. and Chao, C.G.**, 1993. Effect of magnesium on mechanical properties of alumina-fiber-reinforced aluminum matrix composites formed by pressure infiltration casting, *Materials Science Engineering A*, **169**, 79-84.

[34] **Ilegbushi, O.J. and Yang, J.**, 2000. Porosity nucleation in metal matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **31**, 2069-2074.

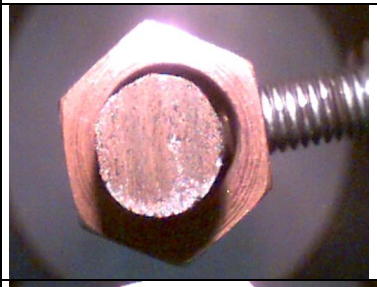
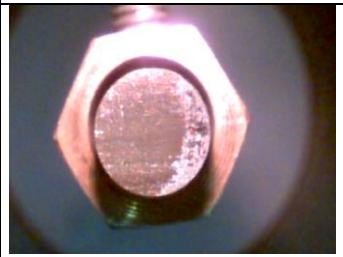
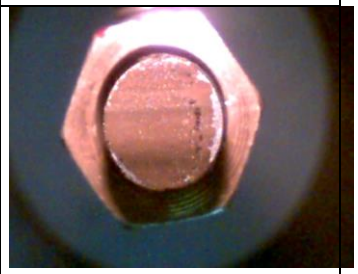
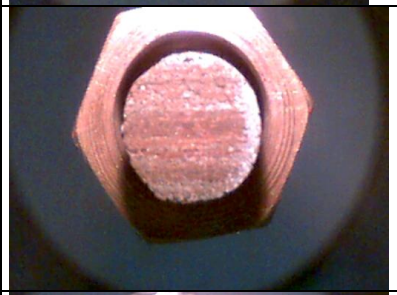
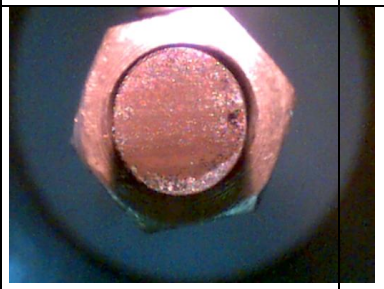
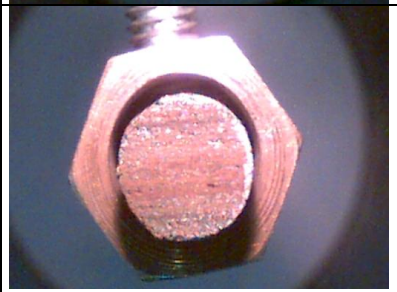
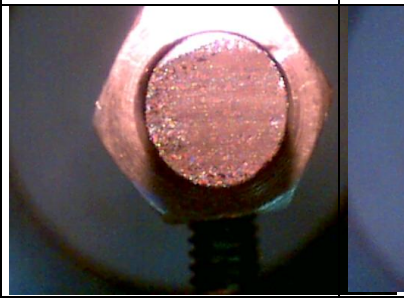
[35] **Pai, B.C., Ramani, G., Pillai, K.G. and Satyanarayana**, 1995. Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites, *Journal of Materials Science*, **30**, 1903-1911.

[36] **İmbeni, V., Hutching, I.M. and Breslin, M.C.,** 1999. Abrasive wear behaviour of an Al_2O_3-Al co-continuous composite, *Wear*, **233-235**, 462-467.

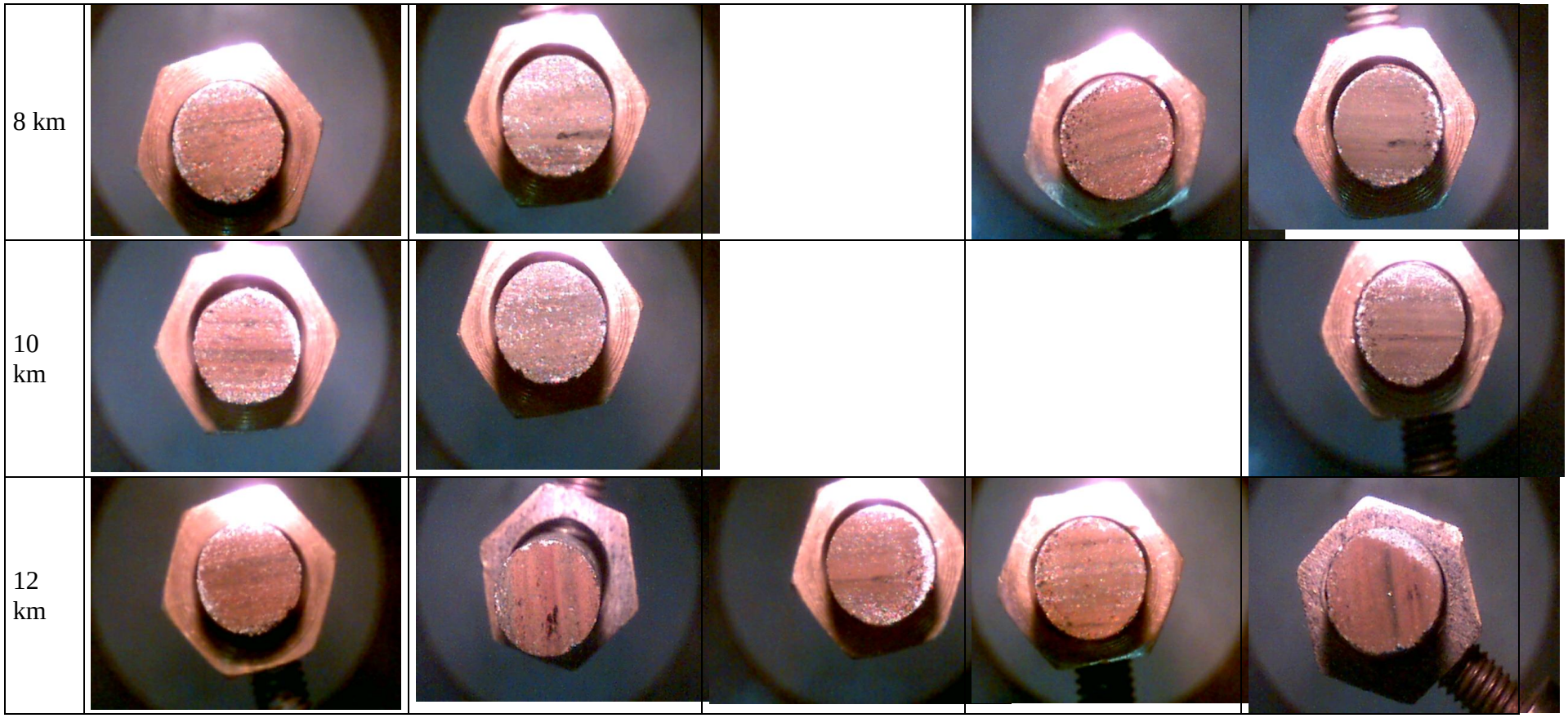
[37] **Salvo, L., L'Esperance, G.L., Suéry, M. and Legoux, J.G.**, 1994. Interfacial reactions and age hardening in Al-Mg-Si metal matrix composites reinforced with Si particles, *Materials Science Engineering A*, **177**, 173-183.

[38] **Singh, J. and Alpas, A.T.**, 1996. High-temperature wear and deformation processes in metal matrix composites, *Metallurgical and materials Transactions A*, **27A**, 3135-3148.

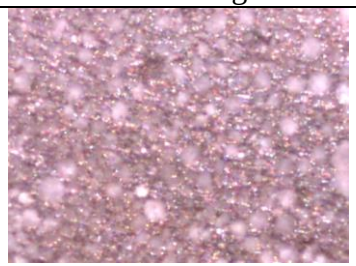
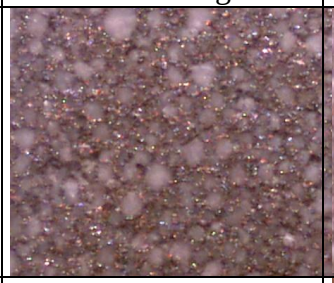
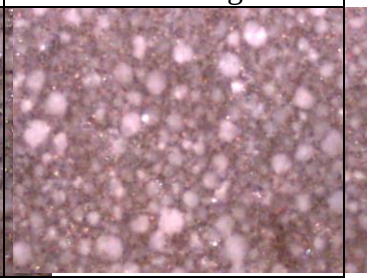
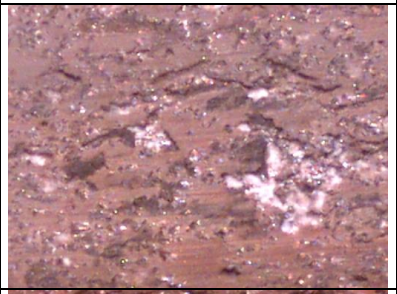
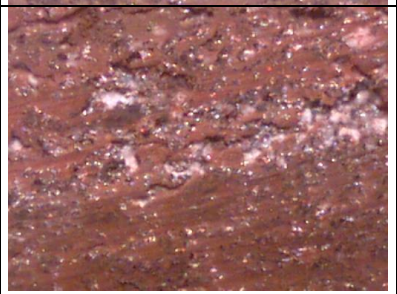
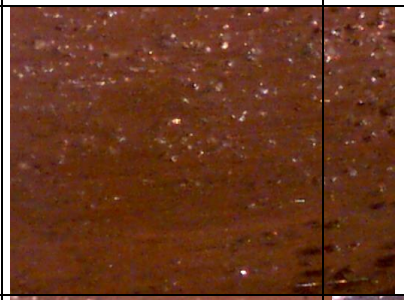
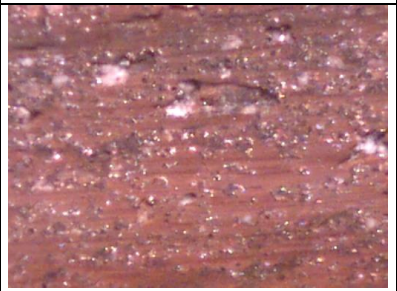
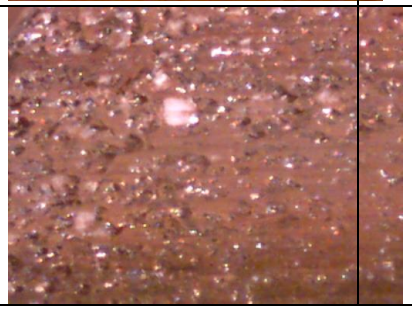
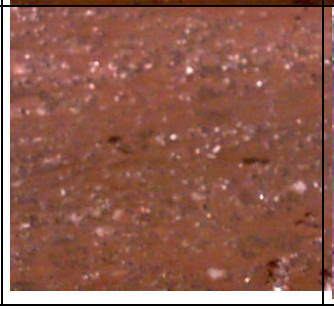
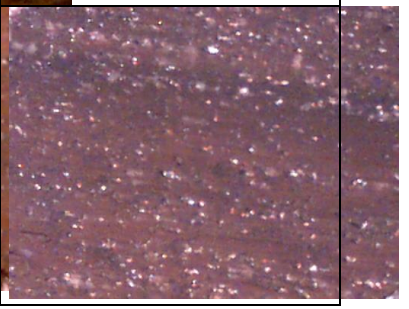
EKLER

	Al-%0 Mg	Al-%1 Mg	Al-%2 Mg	Al-%4 Mg	Al-%8 Mg
0 km					
2 km					
4 km					
6 km					

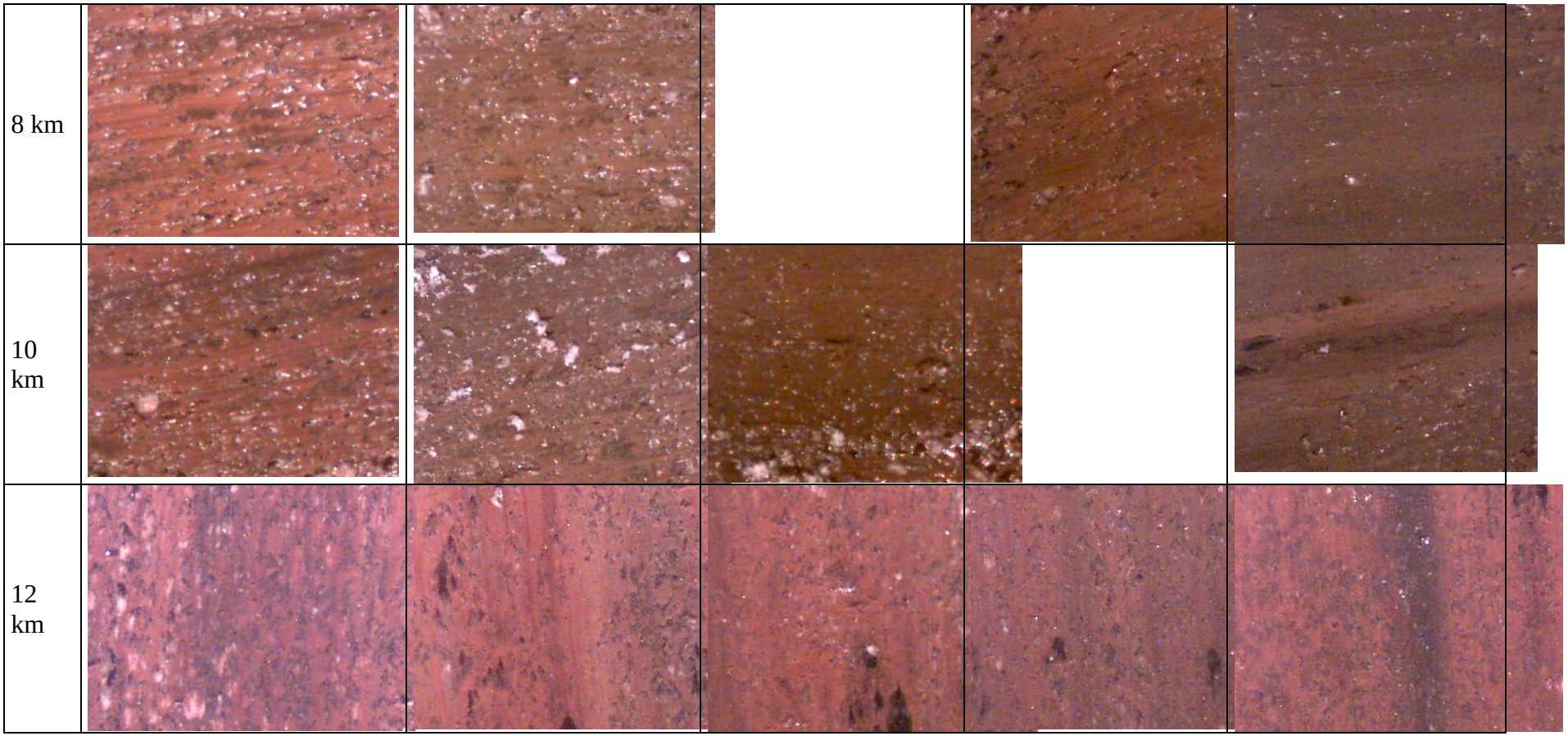
Şekil A.1. (devam)



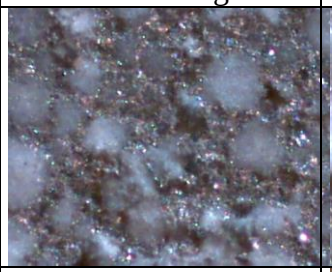
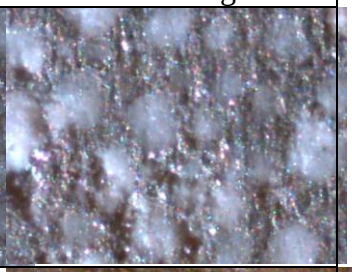
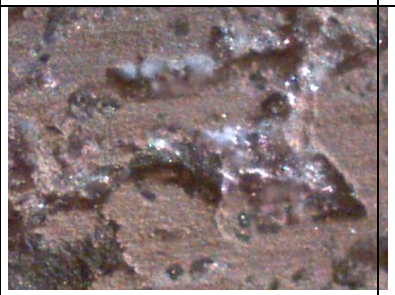
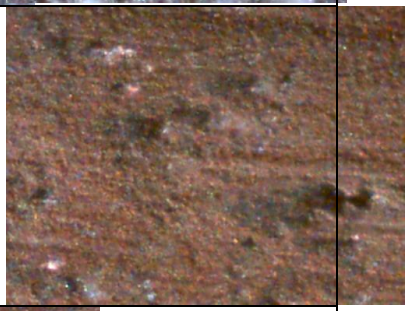
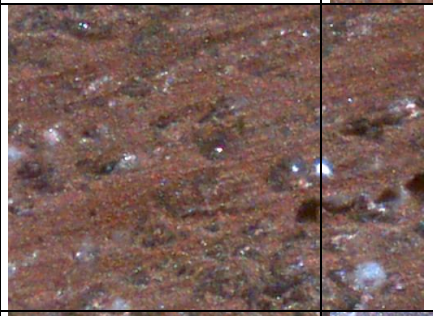
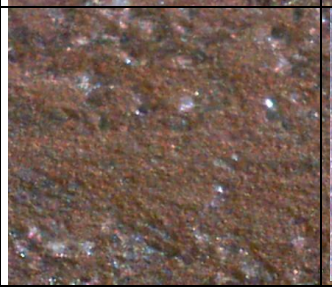
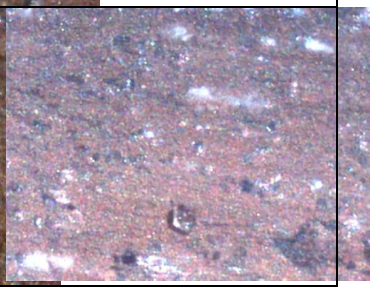
Şekil A.1. Metal-metal aşınma yüzeylerinin düşük büyütmedeki görünümleri (10x)

	Al-%0 Mg	Al-%1 Mg	Al-%2 Mg	Al-%4 Mg	Al-%8 Mg
0 km					
2 km					
4 km					
6 km					

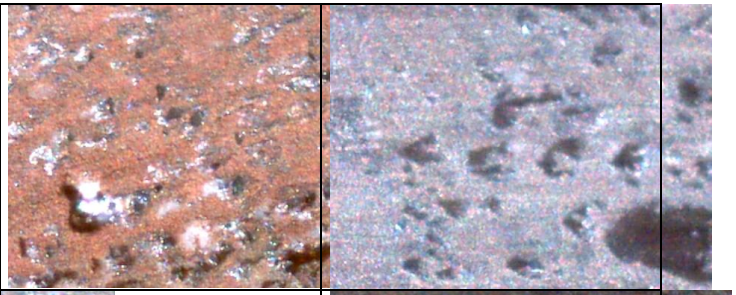
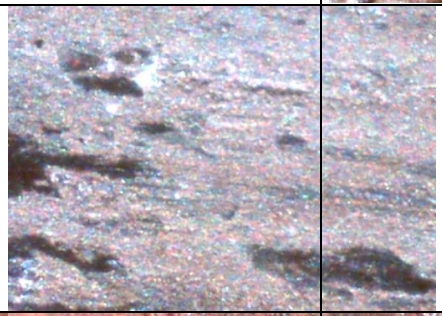
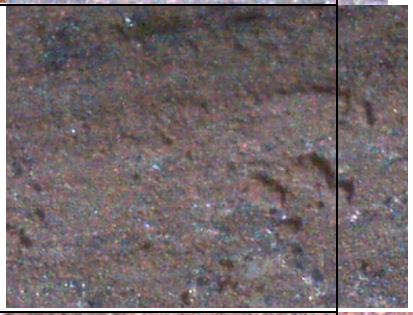
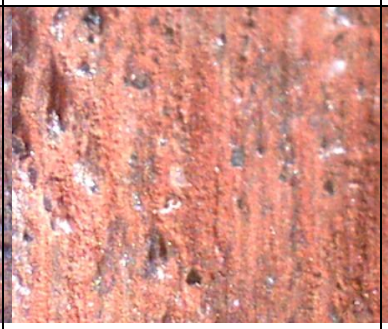
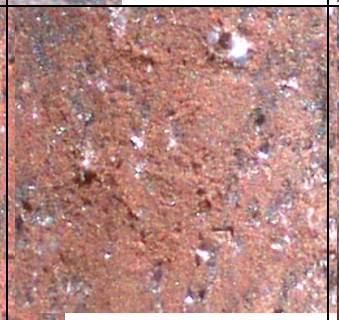
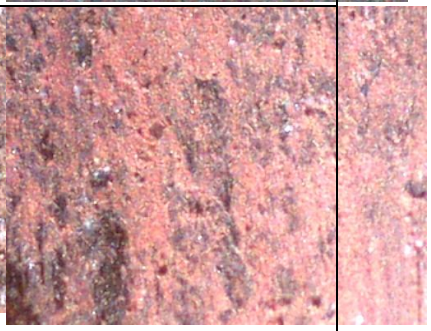
Şekil A.2. (devam)



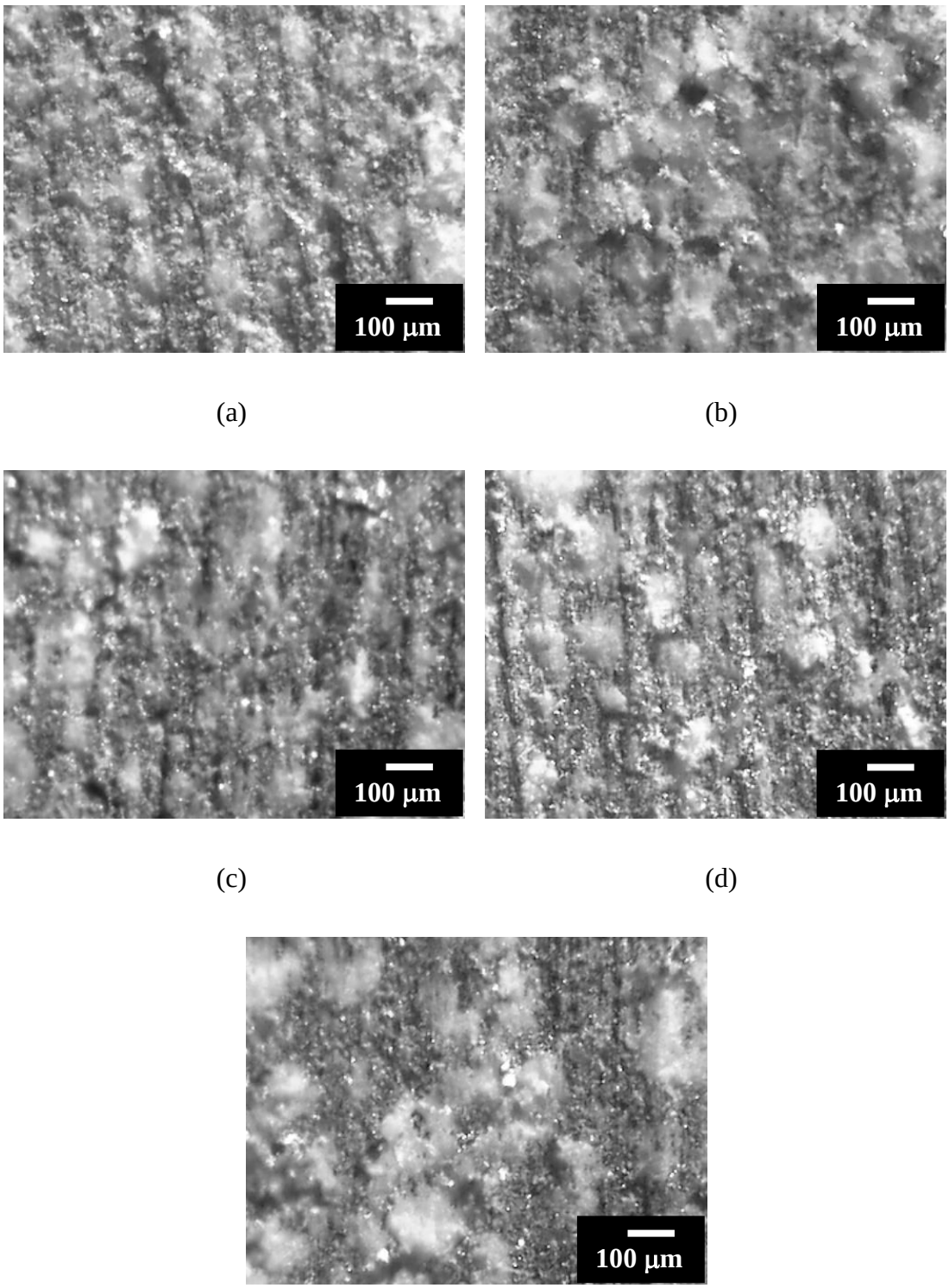
Şekil A.2. Metal-metal aşınma yüzeylerinin 60X büyütmelerdeki görünümleri

	Al-%0 Mg	Al-%1 Mg	Al-%2 Mg	Al-%4 Mg	Al-%8 Mg
0 km					
2 km					
4 km					
6 km					

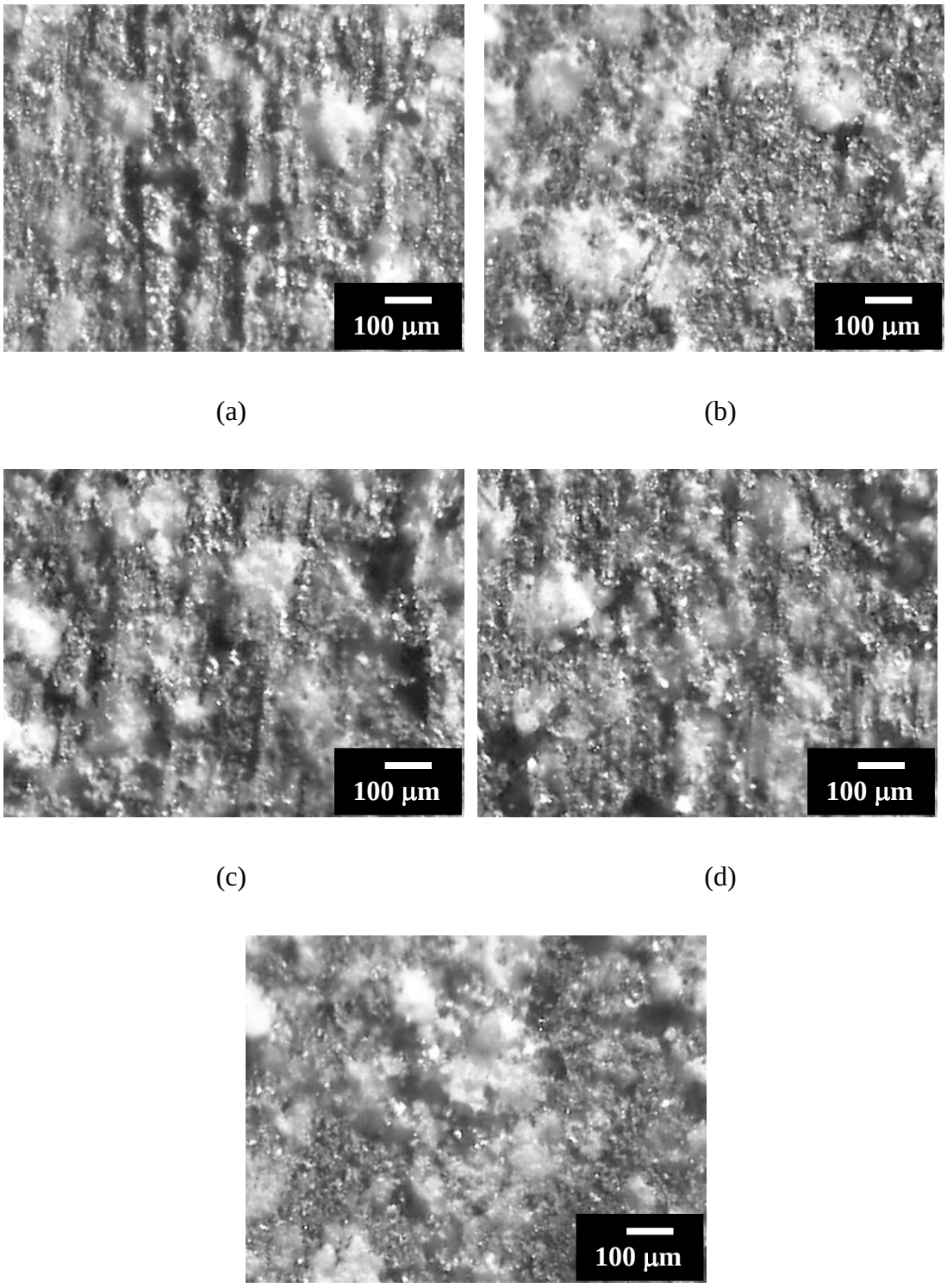
Şekil A.3. (devam)

8 km					
10 km					
12 km					

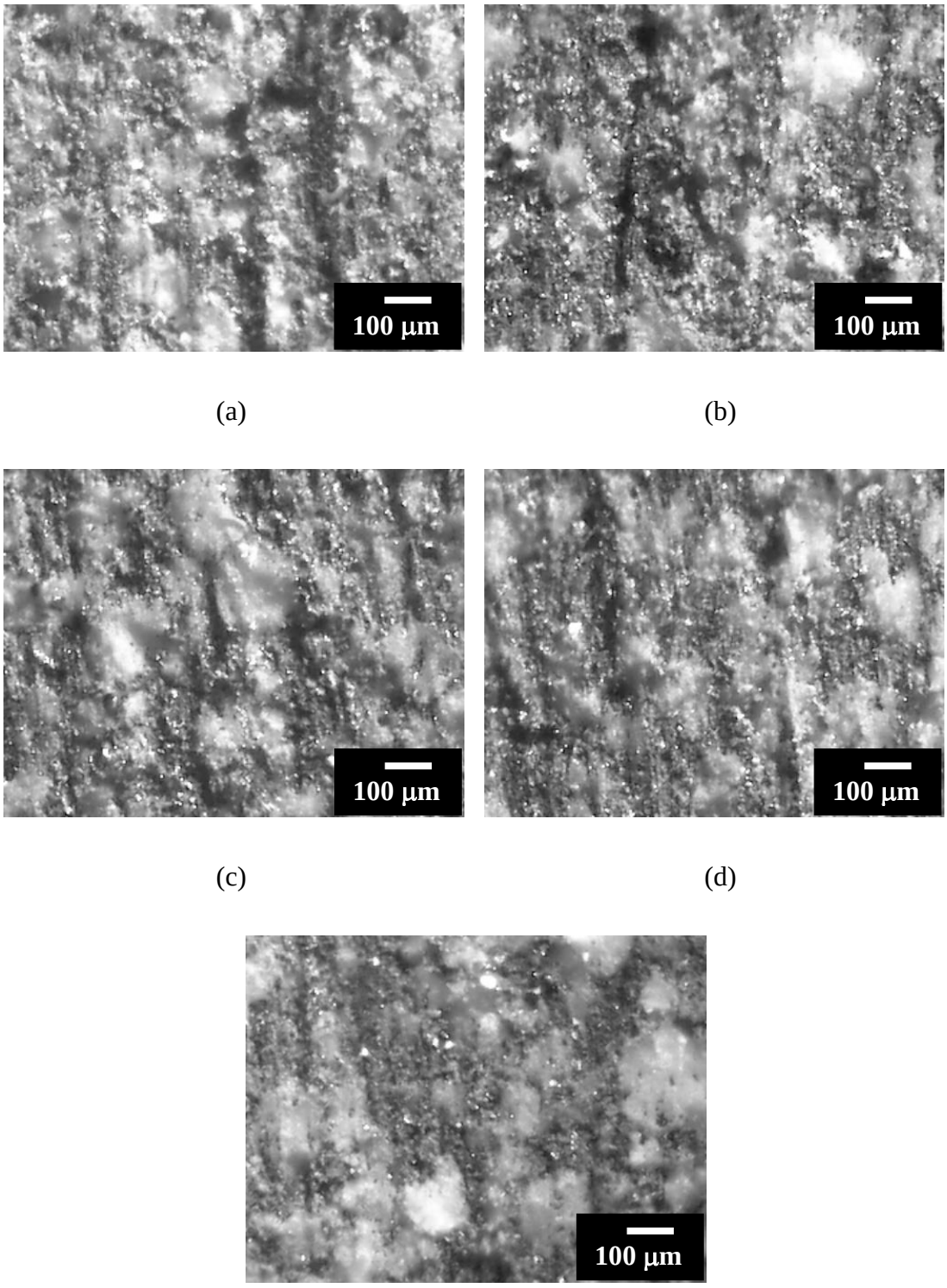
Şekil A.3. Metal-metal aşınma yüzeylerinin 200X büyütmelerdeki görünümleri



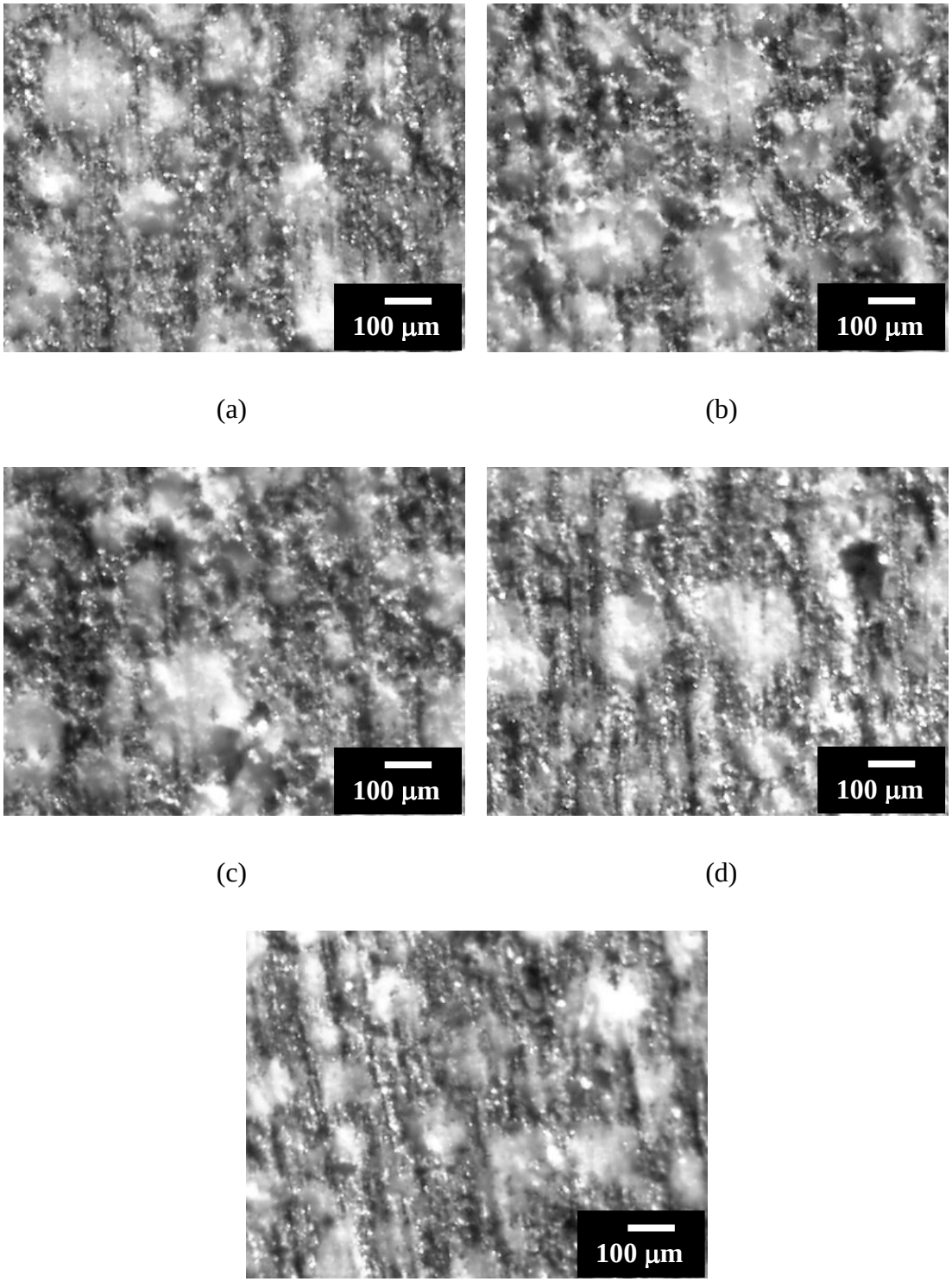
Şekil A.4. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 100^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.



Şekil A.5. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 200^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.



Şekil A.6. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 300^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.



(a) (b)

(c) (d)

(e)

Şekil A.7. Matriksinde (a) %0 Mg (b) %1 Mg (c) %2 Mg (d) %4 Mg ve (e) %8 Mg içeren Al_2O_3+SiC partikül takviyeli kompozitlerin 500^oC sıcaklığındaki metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerinin stereo mikroskop görünümleri.

ÖZGEÇMİŞ

1978 yılında Mersin'de doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Mersin'de tamamladı. 1996 yılında İstanbul Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümüne girdi. 2000 yılında Lisans öğrenimini bölüm ikincisi olarak tamamlayarak, İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilimdalı Malzeme Programına girmeye hak kazandı.