

**ALÜMİNYUM-SİLİSYUM KARBÜR KOMPOZİTLERİN
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE VE AŞINMA DAVRANIŞINA
TAKVİYE BOYUTUNUN VE MATRİS BİLEŞİMİNİN ETKİSİ**

143070

143070

**DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Hayrettin AHLATCI
(506972022)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 3 Şubat 2003
Tezin Savunulduğu Tarih : 3 Haziran 2003**

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. E. Sabri KAYALI (İ.T.Ü.)

Prof.Dr. Mehmet DEMİRKOL (İ.T.Ü.)

Prof.Dr. Mehmet KOZ (M.Ü.)

Doç.Dr. Sakin ZEYTİN (S.Ü.)

HAZİRAN 2003

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
KÜTÜPHANE

ÖNSÖZ

Tez çalışmasının her aşamasında fikir ve önerilerinden faydalandığım sayın hocam Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU'na çok teşekkür ederim.

Tez çalışması sırasında yardımlarını gördüğüm sayın Anabilim Dalı Başkanı Prof.Dr. E. Sabri KAYALI'ya, Dekan Yardımcısı sayın Prof. Dr. Kelami ŞEŞEN'e, deneysel malzemelerin üretilmesinde birlikte çalıştığımız ikinci danışmanım sayın Doç Dr. Ercan CANDAN'a, Karabük Teknik Eğitim Fakültesi'nin akademik ve teknik personeli'ne, Taramalı Elektron Mikroskobu incelemelerinde yardımcı olan sayın Teknisyen Huseyin SEZER'e ve Sarkuysan Bakır San. A.Ş. ARGE'sinde çalışan Yük Müh. Candan AYHAN'a, TÜBİTAK'ta görüntü analizlerin yapılmasını sağlayan sayın Havva Kazdal ZEYTİN'e, mekanik ve karakterizasyon testlerinin yapılmasında yardımcı olan Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi öğretim üyesi sayın Prof. Dr. Ahmet TOPUZ'a, İ.T.Ü. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanı sayın Prof. Dr. Mustafa Ürgen'e, sayın Mızrap CANİBEYAZ'a, mekanik metalürji laboratuvarlarında çalışan araştırma görevlisi yüksek mühendis Özgür ÇELİK ve diğer tüm arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Ayrıca çalışmalarımın tüm aşamasında sabrını ve desteğini eksik etmeyen sevgili eşim Zahide AHLATCI'ya teşekkür eder ve bu tezi oğlum Berke Sina AHLATCI'ya atfederim.

Haziran 2003

Met. Yük. Müh. Hayrettin AHLATCI

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	vii
TABLO LİSTESİ	viii
ŞEKİL LİSTESİ	x
SEMBOL LİSTESİ	xxi
ÖZET	xxiii
SUMMARY	xxv
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. KOMPOZİT MALZEMELER	3
2.1. Kompozit Malzemelerin Tanımı ve Sınıflandırılması.....	3
2.2. Metal Matris Kompozit Malzemelerin Uygulama Alanları.....	10
2.2.1. Otomotiv Uygulamaları.....	12
2.2.2. Uzay-Havacılık-Askeri (Yapısal) Uygulamalar.....	19
2.2.3. Diğer Uygulamalar.....	22
3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	26
3.1. Giriş.....	26
3.2. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri.....	27
3.2.1. Döküm (Gravity Döküm) Yöntemleri.....	37
3.2.2. Sıvı Metal/Seramik Partikül Karıştırma (Vortex, stir cast).....	37
3.2.3. Sıkıştırılmalı (squeeze) Döküm Yöntemi.....	43
3.2.4. Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi.....	44
3.2.5. Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi	65
3.2.6. XD TM Yöntemi.....	68
3.3. Katı Faz Üretim Yöntemleri.....	69
3.3.1. Toz Metalurjisi Yöntemi.....	69
3.3.2. Yüksek Enerji-Yüksek Hız Yöntemi.....	73
3.3.3. Difüzyon Bağlanma yöntemi.....	73
3.4. Çift Faz Üretim Yöntemleri....	74
3.4.1. Spray Yöntemi.....	74
3.4.2. Yarı-Katı Döküm Yöntemi.....	76
3.4.3. Çok Fazlı Malzemelerin Kararsız Biriktirmesi.....	77

4. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN MEKANİK	
ÖZELLİKLERİ.....	79
4.1.Giriş.....	79
4.2. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Matris Malzemesinin Etkisi.....	83
4.3. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Hacim Oranının Etkisi.....	88
4.4. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Boyutunun Etkisi.....	90
4.5. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Tipinin Etkisi	92
4.6. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Sıcaklığın Etkisi.....	93
5. METAL MATRİKSİLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN AŞINMA	
DAVRANIŞLARI.....	95
5.1. Giriş.....	95
5.2. Adhesiv Aşınma.....	97
5.2.1. İç Parametreler.....	97
5.2.1.1 Takviye Tipi.....	97
5.2.1.2 Takviye Boyutu.....	100
5.2.1.3. Takviye Şekli.....	103
5.2.1.4. Takviyenin Yönlenmesi.....	104
5.2.1.5. Takviye Hacim Oranı.....	104
5.2.1.6. Matris Malzemesi.....	106
5.2.2. Dış Parametreler.....	108
5.2.2.1. Normal yük.....	108
5.2.2.2. Kayma Mesafesi.....	118
5.2.2.3. Kayma Hızı.....	121
5.2.2.4. Sıcaklık.....	123
5.2.2.5. Karşı Malzeme.....	130
5.3. Abrasif Aşınma.....	134
5.3.1. İç Parametreler.....	134
5.3.1.1 Kırılma Tokluğu.....	134
5.3.1.2. Takviye Tipi.....	135
5.3.1.3. Takviye Şekli.....	136
5.3.1.4. Takviye Boyutu.....	137
5.3.1.5. Takviye Hacim Oranı	138
5.3.1.6. Takviye Yönlenmesi.....	141
5.3.1.7. Matris Malzemesi.....	141
5.3.2. Dış Parametreler.....	144

5.3.2.1. Normal yük.....	144
5.3.2.2. Abrasif Grit Tipi.....	145
5.3.2.3. Abrasif Aşındırıcı Boyutu.....	147
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	154
6.1. Deneysel Malzemeler.....	154
6.2. Deneysel Malzemelerin Üretim Yöntemi.....	155
6.3. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	157
6.3.1. Metalografik İncelemeler.....	157
6.3.2. XRD İncelemeleri.....	157
6.3.3. Sertlik Ölçümü.....	157
6.4. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu.....	158
6.4.1. Basma Deneyi.....	158
6.4.2. Eğme Deneyi.....	158
6.4.3. Darbe Deneyi.....	158
6.5. Aşınma Deneyleri.....	159
6.5.1. Metal-Metal Aşınma Deneyi.....	159
6.5.1. Metal-Abrasif Aşınma Deneyi.....	160
7. DENEYSEL SONUÇLAR.....	162
7.1. Metalografik İnceleme Sonuçları.....	162
7.1.1. Saf Al Matrisli Kompozit Malzemeler.....	162
7.1.2. Al-Mg Alaşım Matrisli Kompozit Malzemeler.....	164
7.1.2. Al-Si Alaşım Matrisli Kompozit Malzemeler.....	167
7.2. XRD Sonuçları.....	169
7.3. Sertlik Ölçüm Sonuçları.....	170
7.4. Mekanik Deney Sonuçları.....	172
7.5. Aşınma Deney Sonuçları.....	178
7.5.1. Metal-Metal Aşınma Deney Sonuçları.....	178
7.5.2. Metal-Abrasif Aşınma Deney Sonuçları.....	180
8. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ.....	185
8.1. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Mikroyapıya Etkisi.....	185
8.2. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Sertliğe Etkisi.....	187
8.3. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Mukavemete Etkisi.....	189
8.4. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Süneklik ve Tokluğa Etkisi.....	192
8.5. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Metal-Metal Aşınma Davranışına Etkisi.....	194

8.6. Aşındırıcı Abrasif Tane Boyutunun, SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Metal-Abrasif Aşınma Davranışına Etkisi.....	199
8.7. Matris Bileşiminin ve Sıcaklığın Metal-Abrasif Aşınma Davranışına Etkisi	206
8.8. Mekanik Özellikler Arasındaki İlişki.....	210
8.9. Mekanik Deney Sonuçları ile Metal-Metal Aşınma Deney Sonuçlarının İlişkilendirilmesi.....	212
8.10. Mekanik Deney Sonuçları ile Metal-Abrasif Aşınma Deney Sonuçlarının İlişkilendirilmesi.....	215
9. GENEL SONUÇLAR	221
KAYNAKLAR	224
EKLER	254
ÖZGEÇMİŞ	287

KISALTMALAR

FTIR	:Fourier Transform Infrared Spektroskopy
TPR	:Termal Programlı Reaksiyonlar
TPD	:Termal Programlı Desorpsiyonlar
TG	:Termal Gravimetri
ALCOA	:Aluminium Company of America
DWA	:Composites Specialities Inc.
NSWC	:Naval Surface Weapons Centre
WOL	:White Oak Laboratory
ACMC	:Advanced composite materials corporation
TEM	:Taramalı Elektron Mikroskopu
RWAT	:Rubber Wheel Abrasion Test
XRD	: X-ışınları Difraksiyon Paterni

TABLO LİSTESİ

	Sayfa No
Tablo 2.1. Bazı takviye malzemelerinin özellikleri.....	7
Tablo 2.2. Matris malzemesi olarak kullanılan bazı alaşımların özellikleri..	9
Tablo 2.3. Al matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları.....	11
Tablo 2.4. Otomotiv endüstrisinde kullanılan süreksiz takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları.....	14
Tablo 2.5. Otomotiv endüstrisinde kullanılan sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin uygulama alanları.....	15
Tablo 2.6. Fren diski uygulaması için dökme demir ve Al matrisli kompozit malzemelerin karşılaştırması.....	17
Tablo 2.7. Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uzay-havacılık alanlarında uygulamaları.....	20
Tablo 2.8. Partikül takviyeli kompozit malzemelerin spesifik uygulamaları	25
Tablo 3.1. Basıncı infiltrasyon incelemelerinde yaygın olarak kullanılan bazı saf metallerin fiziksel özellikleri.....	46
Tablo 3.2. Birçok seramik partiküllerden paketlenmiş preformların saf Al ile infiltrasyonu için deneysel olarak elde edilen eşik basıncı (Po) değerleri.....	51
Tablo 3.3 Seramik preformların içine saf metallerin infiltrasyonu için literatürde yayınlanmış veriler.....	60
Tablo 3.4. SiC preformlarına Al ikili alaşımlarının infiltrasyonu için yayınlanmış deneysel veriler.....	61
Tablo 3.5. Al-Mg alaşımları ile infiltre edilen Al ₂ O ₃ preformları için yayınlanmış deneysel veriler.....	61
Tablo 3.6. Bazı ticari alaşımlarla SiC preformlarının infiltrasyonu için veriler.....	64
Tablo 3.7. 750 °C infiltrasyon sıcaklığında Al alaşımları ile % 57 hacim oranında 26 µm boyutunda SiC partikül kompaktlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı (Po, kPa), sıvı alaşımların yüzey gerilimi ($\gamma_{\text{sıvı-buhar}}$, MN.m ⁻¹) ve temas (θ) açısı.....	64
Tablo 4.1. Süreksiz takviyeli kompozit malzemelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % kopma uzaması, elastisite modulu ve üretim yöntemi veya üretici firma.....	80
Tablo 4.2. Fiber takviyeli bazı kompozit malzemelerin akma mukavemeti, maksimum mukavemet, % kopma uzaması, elastisite modulu ve üretim yöntemi veya üretici firma.....	81
Tablo 4.3. Bazı kompozit malzemelerin sertlik değerleri.....	82
Tablo 4.4. Bazı kompozit malzemelerin kırılma tokluğu değerleri.....	83
Tablo 6.1. Martis malzemesi olarak kullanılan Al alaşımlarının kimyasal bileşimleri.....	154
Tablo 6.2. Takviye malzemesi olarak kullanılan SiC partikül boyutu ve dağılım aralığı.....	154

Tablo 6.3.	Kullanılan Al_2O_3 aşındırıcı gritinin mesh numarası ve boyutu....	160
Tablo 7.1.	Saf Al matrisle infiltre edilmiş 13 μm , 23 μm ve 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.....	163
Tablo 7.2.	Al-Mg alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.....	166
Tablo 7.3.	Al-(%1-8) Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.....	169
Tablo 7.4.	Test edilen kompozit malzemelerin sertlik değerleri.....	171
Tablo 7.5.	İncelenen kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.....	172
Tablo 7.6.	Kayma mesafesi, takviye boyutu ve matris bileşimine bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma deney sonuçları.....	178
Tablo 7.7.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılmış SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüzey pürüzlülük değerleri.....	179
Tablo 7.8.	Kayma mesafesi, takviye boyutu, matris bileşimi, abrasif boyutu ve ortam sıcaklığına bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma deney sonuçları.....	181
Tablo 7.9.	Metal-abrasif aşınma deney sonrası kompozit malzemelerin aşınmış yüzey pürüzlülük değerleri.....	184
Tablo A.1.	Literatürde yayınlanmış metal-metal aşınma deney prosedürleri.	255
Tablo A.2.	Literatürde yayınlanmış metal-abrasif aşınma deney prosedürleri.....	260
Tablo B.1.	İncelenen kompozit malzemelerin yüksek sıcaklık mikroyapıları.....	267
Tablo C.1.	Takviye boyutu ve matris bileşimine bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma hızı değerleri.....	283
Tablo C.2.	Takviye boyutu, matris bileşimi, abrasif tane boyutu ve ortam sıcaklığına bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-abrasif aşınma hızı değerleri.....	284

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 2.1. Kompozit malzemelerini meydana getiren malzeme sınıfları.....	3
Şekil 2.2. Değişik malzeme sınıflarının çalışma sıcaklığı ve mukavemet/ağırlık oranlarına göre performans haritaları	11
Şekil 2.3. Bazı kompozit malzemeler için performans ve maliyet karşılaştırması	12
Şekil 2.4. Partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemeden üretilmiş silindir gömleklerine sahip alüminyum motor bloğu	13
Şekil 2.5. Seramik fiber takviyeli Al matrisli diesel motor piston ring yivi.	14
Şekil 2.6. Sıcak dövülmüş % 15 SiCp/2080 Al bağlantı çubuğu.....	16
Şekil 2.7. % 20 SiC takviyeli fren diskleri.....	17
Şekil 2.8. % 20 hacim oranında Al ₂ O ₃ partikülü ile takviye edilmiş 6061 Al otomobil şaftı.....	18
Şekil 2.9. Uzay mekiğinde Bor takviyeli Al matrisli, boru şekilli uçak gövdesi (struts) krişleri.....	21
Şekil 2.10. Teleskop.....	22
Şekil 2.11. 2124 Al (Al 4.4 Cu 1.5 Mg) alaşımı için SiC partikül hacim oranı ile termal genleşme katsayısının değişimi.....	23
Şekil 2.12. % 65-75 SiCp takviyeli Al alaşım matrisli (a) Chip ve (b) mikro dalga paketleyicisi.....	24
Şekil 3.1. Metal matris kompozit malzemelerin üretim yöntemlerinin göreceli maliyetlerinin karşılaştırılması.....	26
Şekil 3.2. Katı, sıvı ve gaz arasında oluşan yüzey gerilimlerini ve temas açısını gösteren şematik diyagram.....	27
Şekil 3.3. Temas açısına alaşım elementinin ve sıcaklığın etkisi.....	31
Şekil 3.4. % 15 SiC takviyeli 7075 Al matrisli kompozit için 765 °C'de zamanla ergime sıcaklığının düşmesi.....	32
Şekil 3.5. Alüminyum karbür oluşumunu önlemek için farklı sıcaklıklarda gerekli % Si (at.) içeriği.....	33
Şekil 3.6. Al-Mg alaşımlarında Al ₂ O ₃ partiküllerin etrafında oluşan MgAl ₂ O ₄ reaksiyon tabakası.....	35
Şekil 3.7. Al-Mg alaşımlarında Al-Mg oksitlerinin termodinamik kararlılığı.....	35
Şekil 3.8. Dökümle metal matris kompozit üretim yöntemleri.....	36
Şekil 3.9. Sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yönteminin şematik gösterimi.....	38
Şekil 3.10. (a) karıştırma hızı ve (b) karıştırıcı pozisyonuna göre Al ₂ O ₃ /Al kompozitte porozitenin değişimi. (o) dökümün üst kısmı, (●) dökümün alt kısmı, d karıştırıcı çapı, D pota çapı (d/D=0.63), h üstten doğru sıvı içinde karıştırıcının pozisyonu ve H pota içinde sıvı metal yüksekliği.....	40
Şekil 3.11. Oluklu karıştırıcı dizaynı.....	42

Şekil 3.12.	Partikül dağılımına katılma koşullarının etkisi (a) düşük katılma hızı (hassas döküm), (b) yüksek katılma hızı (basınçlı kalıba döküm).....	42
Şekil 3.13.	Vida tipi ekstrüzyon cihazının şematik diyagramı.....	43
Şekil 3.14.	Sıkıştırılmalı döküm yönteminin şematik gösterimi.....	44
Şekil 3.15.	Saf Al (açık semboller) ve saf gümüş (kapalı semboller) ile SiC (○,●) ve Al ₂ O ₃ (◇,◆)preformlarının infiltrasyonu için infiltrasyon basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğini karesi ile değişimi. İnfiltrasyon süresi 120 s.....	48
Şekil 3.16.	Saf Al ile infiltre edilen paketlenmiş TiC preformları için infiltrasyon süresinin fonksiyonu olarak infiltre edilen yüksekliğin karesinin değişimi.....	48
Şekil 3.17.	Birçok seramik partiküllerinin infiltrasyonu için eşik basıncı (Po) ile (Vp/(D(1-Vp)))'ın değişimi. Siyah-küresel SiC (□), yeşil-köşeli SiC (▲), köşeli Al ₂ O ₃ (▼) ve elmas şekilli TiC (◇)	51
Şekil 3.18.	SiC/Al-alışım sistemlerinde zamanla infiltrasyon için harcanan daldırma işindeki ve eşik basıncındaki değişim.....	53
Şekil 3.19.	Basınçlı infiltrasyon prosesleri için (a) üstten doldurma, (b) alttan doldurma ve (c) üstten döküm yöntemlerinin şematik çizimi.....	54
Şekil 3.20.	K ₂ ZrF ₆ içeriğinin (% ağırlık) fonksiyonu olarak Al/SiC arayüzeyindeki temas açısının değişimi.....	57
Şekil 3.21.	SiC/Al kompozit sistemlerinde sıcaklıkla daldırma ve eşik basıncındaki değişim.....	57
Şekil 3.22.	Isıl işlemsiz ve 600 °C'de 30 dk ısıtılma tabi tutulmuş ortalama 45.1 µm boyutunda SiC partikül ve saf Al için uygulanan basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi.....	59
Şekil 3.23.	Oksidasyona uğramış ve uğramamış 26 µm boyutunda SiC takviye partikül ve saf Al için uygulanan basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi.....	59
Şekil 3.24.	Mg ₂ Si içeriğinin fonksiyonu olarak ticari ve üçlü Al-Si-Mg alışımı ile infiltre edilen SiC takviyesi arasındaki temas açısının değişimi.....	65
Şekil 3.25.	Lanxide™ prosesinin şematik gösterimi.....	66
Şekil 3.26.	Basıncsız infiltrasyon yöntemini etkileyen faktörler, (a) 18 µm Al ₂ O ₃ ve 900 °C'de 5 saat süre için Al-Mg alışımında Mg içeriği (b) 18 µm Al ₂ O ₃ , 5 saat süre için üretim sıcaklığı ve (c) Al-10 Mg alışımı, 800 °C'de ve 5 saat süre için ortalama partikül boyutu.....	66
Şekil 3.27.	Metal matris kompozit malzeme üretimi için (a) üretim akış şeması, (b) Alcoa prosesi, (c) Ceracon prosesi.....	69
Şekil 3.28.	Vakum sıcak presleme tekniğinin şematik gösterimi. (a) Vakum sıcak presleme ünitesine tozun yüklenmesi, (b) Vakum altında karışım/kalıp ısıtma, gaz çıkışı, (c) pres uygulama, (d) kalıptan ara ürün (billet) çıkarmak.....	72

Şekil 3.29.	(a) Tüp üretimi, (b) yuvarlak şekilli billet üretimi için modifiye edilmiş osprey biriktirme sistemi ve (c) hızlı katılaştırma prosesi.....	75
Şekil 3.30.	(a) Kararsız biriktirme tekniği ve (b) kararsız biriktirme tekniğinde kullanılan akışkan yatağın şematik görünümü.....	78
Şekil 4.1.	Kompozitlerin mekanik özelliğine matris alaşımının etkisi. % 20 SiC kıl kristal takviyeli (a) 7075 Al (b) 2124 Al (c) 6061 Al ve (d) 5083 Al matrisli kompozit malzemelerin gerilme deformasyon eğrisi.....	84
Şekil 4.2.	Takviyesiz (▲) ve SiC kıl kristal takviyeli (●) 2124 Al alaşımının havada yaşlanma davranışı.....	86
Şekil 4.3.	Kompozit malzemenin yaşlanma davranışına matris tipinin ve takviye boyutunun etkisi.....	87
Şekil 4.4.	Al-Mg ₂ Si faz diyagramı.....	87
Şekil 4.5.	Takviye hacim oranı ile (a) SiCp/2124 Al-T6 kompozitin elastisite modülünün ve (b) Al ₂ O ₃ /A332 (Al ₉ .5Si ₃ CuMgZn)-T5 kompozitin 250 °C'deki çekme özelliklerinin değişimi.....	89
Şekil 4.6.	Partikül hacim oranı ile 6061 Al alaşımının çekme uzamasının değişimi.....	89
Şekil 4.7.	Ekstrüze edilmiş farklı partikül boyutuna ve temper koşuluna sahip takviyesiz A 356 ve % 15 SiC takviyeli A356 alaşımının gerilme-deformasyon eğrileri.....	91
Şekil 4.8.	Takviyesiz ve farklı tipte patikül ile takviye edilmiş Al matrisli kompozit için oda sıcaklığı gerilme-gerçek deformasyon eğrileri.....	92
Şekil 4.9.	(a) % 12-24 Al ₂ O ₃ fiber/Al ₉ Si ₃ Cu ve (b) %20 SiCp/A 356 kompozit malzemelerin elastisite modülüne sıcaklığın etkisi.....	93
Şekil 4.10.	Sıcaklığın fonksiyonu olarak spesifik mukavemetin (çekme mukavemeti/ yoğunluk) değişimi.....	94
Şekil 5.1.	Triboloji ve ilişkili disiplinler.....	95
Şekil 5.2.	Sürtünme ve aşınmayı etkileyen temel faktörler.....	96
Şekil 5.3.	Aşınma mekanizmasını belirleyen bileşenler.....	96
Şekil 5.4.	0.98 m/s kayma hızında (a) 80 N ve (b) 160 N yük altında düşük alaşımlı çeliğe (450 HV) karşı kayan Al matrisli kompozit malzemenin kararlı durum aşınma hızına çeşitli partikül takviye tiplerinin etkisi.....	99
Şekil 5.5.	Takviye boyutuna ve hacim oranına bağlı olarak kayma mesafesine karşılık ağırlık kaybı grafiği.....	101
Şekil 5.6.	(a) ince ve (b) kaba takviye partikülün kompozit malzemenin aşınmasına etkisinin şematik gösterimi.....	102
Şekil 5.7.	Farklı hacim oranlarında 3.5 µm boyutunda SiC içeren kompozit malzemenin aşınma hızının uygulanan gerilme ile değişimi.....	104
Şekil 5.8.	Kuru kayma aşınma koşulları altında, 160 °C'de yağlandırılmış kompozitlerin ağırlık kaybı değimi; (■) yetersiz yağlandırılmış, (●) maksimum sertlik koşulunda yağlandırılmış ve (+) aşırı yağlandırılmış.....	107

Şekil 5.9.	SiC ve Al ₂ O ₃ takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler için uygulanan yükün fonksiyonu olarak aşınma hızının değişimi. (□) % 10 (1.8 µm) SiC, (■) % 20 (1.8 µm) SiC, (○) % 10 (4.5 µm) Al ₂ O ₃ ve (●) % 20 (8.8 µm) Al ₂ O ₃ . B ve C sembolleri sırasıyla oksitli aşınma ve şiddetli (adhesif aşınma bölgelerini göstermektedir).....	109
Şekil 5.10.	(■) % 20 SiC/A 356 matrisli kompozit malzeme, (□) A 356 alaşım, (●) % 20 Al ₂ O ₃ /6061 Al kompozit malzeme ve (○) 6061 Al alaşım için uygulanan yüke karşılık aşınma hızı.....	110
Şekil 5.11.	Uygulanan yükün fonksiyonu olarak demir içeriğinin değişimi; (■) kompozit ve (□) takviyesiz matris malzemesi.	110
Şekil 5.12.	Düşük yüklerde partikül kompozit malzemelerde aşınma mekanizmasının şematik tanımı.....	111
Şekil 5.13.	(a) küresel Si ve (b) SiC partikülleri içeren mikro yapı için yüzey altı çatlak başlangıcı ve büyümesi mekanizmasının şematik gösterimi.....	112
Şekil 5.14.	Aşınma yüzey altında çeşitli deformasyon bölgelerini gösteren şematik diyagram.....	113
Şekil 5.15.	Mekanik olarak karışmış tabaka kalınlığı ile aşınma hızı arasındaki ilişki.....	114
Şekil 5.16.	Al alaşımları için aşınma mekanizması haritaları.....	116
Şekil 5.17.	SiC _{kılcal kristal} ile takviye edilmiş Al 6061 alaşımı için kuru kayma aşınma mekanizması haritası.....	117
Şekil 5.18.	AISI 52100 çeliğine karşı aşındırılan (a) takviyesiz (b) %20 SiC takviyeli A356 alaşımı için aşınma hızı haritası. Diyagram üzerinde gösterilen aşınma hızları, 10 ⁴ mm ³ /m ile çarpılmıştır..	117
Şekil 5.19.	Kayma mesafesinin fonksiyonu olarak 17-4PH paslanmaz çelik diske karşı (a) takviyesiz 2124 Al ve (b) % 20 SiC kıl kristal takviyeli 2124 Al'nin kayma sürtünme katsayısı ve ağırlık kaybı değişimi.....	118
Şekil 5.20.	SiC kılcal kristal hacim oranının fonksiyonu olarak (a) başlangıç ve (b) kararlı durum aşınma hızı.....	119
Şekil 5.21.	SiC _{kılcal kristal} takviye hacim oranına karşılık sürtünme katsayısı.	119
Şekil 5.22.	Farklı kayma hızlarının kayma mesafesinin fonksiyonu olarak (a) takviyesiz 7091 Al alaşımın, (b) SiC patikül, (c) kayma yönüne dikey yönelmiş SiC _{kılcal kristal} -N ve (d) kayma yönüne paralel yönelmiş SiC _{kılcal kristal} -P takviyeli kompozit malzemenin hacim kaybı.....	120
Şekil 5.23.	(●,○) takviyesiz 7091 alaşımı ve (◆,◇) SiCp, (■,□) kayma yönüne dikey (N) yönelmiş SiC _{kıl kristal} , (▲,△) kayma yönüne paralel (P) yönelmiş SiCw takviyeli 7091 Al kompozit malzeme için kayma hızına karşılık (a) başlangıç ve (b) kararlı durum aşınma hızı.....	123

Şekil 5.24.	(a) Sıcaklık ile 6061 Al (Δ) ve 6061 Al-% 20 Al ₂ O ₃ ($\blacktriangle$) kompozitin akma mukavemetinin ($\epsilon=0.2$), ve 10 N yük altında aşındırılan 6061 Al-% 20 Al ₂ O ₃ ($\bullet$) ve 6061 Al ($\circ$) ile 50 N yük altında aşındırılan 6061 Al-% 20 Al ₂ O ₃ kompozitin ($\blacksquare$) aşınma hızlarının değişimi. (b) 6061 Al-%20 Al ₂ O ₃ ($\star$) ve 6061 Al ($\star$) alaşımının sıcaklığa karşı deformasyon sertleşmesi hızı.....	124
Şekil 5.25.	(a) 25 °C’de ve (b) 250 °C’de uygulanan yüke karşı aşınma hacminin değişimi ve (c) Sıcaklık ile kritik uygulanan yük arasındaki ilişki.....	127
Şekil 5.26.	(a) 50 °C ve (b) 200 °C için kayma aşınması altında kompozitlerin aşınma yüzeylerinin SEM mikroyapıları. Fotoğraf üzerindeki işaretlemeler; g yiv, p yüzeye batmış kırıklar, * EDS analizi sonucu belirlenen Fe, O, Cu, Al ve Si elementlerinin bulunduğu bölge ve t yırtılmadır.....	127
Şekil 5.27.	Yüksek sıcaklık aşınması sırasında hasara uğramış zonun boyutu ve spesifik aşınma hızının değişimi.....	128
Şekil 5.28.	Alüminyum için deformasyon mekanizması haritası. Hafif ve şiddetli aşınma bölgesi, metal şekillendirme prosesleri (tel çekme ve ekstrüzyon) ile karşılaştırılmış ve noktalı bölge ile gösterilmiştir.....	130
Şekil 5.29.	Farklı yüklerde $1/T(x10^{-3})$ ’e karşılık aşınma hızı grafiği.....	131
Şekil 5.30.	(a) Al-Cu-SiC/4Cr13, (b) Al-Cu-SiC/T1 ve (c) Al-Cu-SiC/SN için aşınma mekanizması haritaları.....	133
Şekil 5.31.	Farklı malzemeler için kırılma tokluğu ve abrasif aşınma direnci (disk üzeri pin, 0.71 Mpa uygulanan yük, 70 μ m Al ₂ O ₃ abrasif grit) arasındaki ilişkinin şematik çizimi	134
Şekil 5.32.	Farklı tokluğa sahip malzemelerin abrasif uca uygulanan basınç yardımıyla deformasyonu.....	135
Şekil 5.33.	SiCp takviyeli kompozitin (a) iki ve (b) üç elemanlı abrasif aşınma davranışına takviye boyutunun (takviye hacim oranı % 20) etkisi.....	137
Şekil 5.34.	19.8 N yük altında ve 37 μ m boyutunda abrasif grit ile aşındırılmış % 20 SiC/7075 Al kompozit malzemelerin aşınma direncinin takviye boyutu ile değişimi.....	138
Şekil 5.35.	43 μ m boyutunda SiC takviye hacim oranının fonksiyonu olarak aşınma direnci (a) abrasif ve (b) erosif aşınma deneyi....	140
Şekil 5.36.	Kütlesel sertliklerinin fonksiyonu olarak farklı malzemelerin iki elemanlı abrasif aşınma direncinin şematik grafiği.....	142
Şekil 5.37.	Kompozit malzemenin aşınma direncine (a) yaşlandırma sıcaklığı (530 C’de 1 saat için çözeltiye alma) ve (b) kütlesel sertliğin (HV10) etkisi. $\circ$, $\bullet$ 6061 Al matrisli ve $\square$, $\blacksquare$ 2014 Al matrisli ve sırasıyla 3 μ m ve 20 μ m boyutunda SiC takviyeli kompozit malzemeler.....	143
Şekil 5.38.	75 μ m boyutunda sırasıyla flint Al ₂ O ₃ ve SiC abrasif grite karşı 450 °C’de 1 saat suya verme ısıl işlemi uygulanmış kompozit malzemelerin uygulanan yükle abrasif aşınma dirençlerinin değişimi.....	145

Şekil 5.39.	Takviye partikül ile sert veya yumuşak abrasif grit arasındaki etkileşim.....	146
Şekil 5.40.	Metal matrisli kompoz malzemenin deformasyonuna abrasif grit boyutunun etkisini gösteren diyagram. (a) Deformasyon şiddetli, takviye boyutuna yakın ve heterojendir ve (b) deformasyon şiddeti, takviye boyutundan daha büyük ve homojendir.....	147
Şekil 5.41.	Sırasıyla SiC ve flint abrasif grite karşı farklı hacim oranında fiber takviyeli kompozit malzemelerin relatif aşınma direnci....	148
Şekil 5.42.	Batma derinliğinin (a) $h < d$ ve (b) $h > d$ olması durumunda abrasif grit ile SiC takviyeli kompozit malzeme arasındaki etkileşimi gösteren şematik diyagram.....	151
Şekil 5.43.	Relatif abrasif batma derinliğine karşı relatif aşınma direnci.....	151
Şekil 5.44.	Abrasif grit boyunun fonksiyonu olarak % 20 hacim oranında SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin, SiC abrasif için (a) iki elemanlı, (b) üç elemanlı abrasif aşınma direnci.....	152
Şekil 5.45.	19.8 N yük altında ve farklı abrsif grit boyutlarında aşındırılmış % 20 (82 μ m SiC)/7075 Al kompozitlerin normalize edilmiş aşınma direnci.....	153
Şekil 6.1.	Bu çalışmada kullanılan (a) infiltrasyon ünitesi ve (b) numune tutucu kuartz cam borunun şematik görünüşleri.....	156
Şekil 6.2.	Basıncılı infiltrasyon prosesi süresince, zamanla preform sıcaklığının () ve uygulanan basınç değişiminin (- - - -) şematik diyagramı. t_0-t_1 preformun ön ısıtılması; t_1-t_2 basınç uygulama; t_2-t_3 basıncı sabit tutma; t_3-t_4 basıncı serbest bırakma; t_4-t_5 numuneyi çıkarma.....	156
Şekil 6.3.	Metal-metal aşınma deney cihazının şematik gösterimi.....	160
Şekil 6.4.	Metal-abrasif aşınma deney cihazının şematik gösterimi.....	160
Şekil 7.1.	(a) 13 μ m, (b) 23 μ m ve (c) 37 μ m SiC partikül takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık mikrografları. Oklar, kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunan bazı poroziteleri göstermektedir.....	163
Şekil 7.2.	(a) 13 μ m, (b) 23 μ m ve (c) 37 μ m SiC partikül takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık mikrografları.....	164
Şekil 7.3.	(a) Al- % 1 Mg, (b) Al- %2 Mg, (c) Al- %4 Mg ve (d) Al- %8 Mg alaşım matrisli 23 μ m SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık mikrografları. Oklar, kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunan bazı poroziteleri göstermektedir.....	165
Şekil 7.4.	(a) Al- % 1 Mg, (b) Al- %2 Mg, (c) Al- %4 Mg ve (d) Al- %8 Mg alaşım matrisli 23 μ m SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık mikrografları.....	166
Şekil 7.5.	(a) Al- % 8Mg alaşım matrisli 23 μ m SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin SEM mikrografı ve (b) Matriste bulunan koyu gri ve açık gri renkli renkli arayüzey reaksiyonlarını gösteren sırasıyla 1 ve 2 olarak işaretlenen fazların EDS analiz sonuçları.....	167

Şekil 7.6.	(a) Al-% 1 Si, (b) Al-%2 Si, (c) Al-%4 Si ve (d) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmedeki optik ışık mikroları. Oklar, mikroyapıda bulunan bazı poroziteleri göstermektedir....	168
Şekil 7.7.	(a) Al-% 1 Si, (b) Al-%2 Si, (c) Al-%4 Si ve (d) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin optik ışık mikroları.....	169
Şekil 7.8.	(a) saf Al, (b) Al-%8Mg ve (c) Al-% 8Si alaşım matrisli matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin XRD patternleri.	170
Şekil 7.9.	(a) 13 ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin basma deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri. Oklar, kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunan bazı partikül kırılmalarını göstermektedir.....	173
Şekil 7.10.	(a) Saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c)Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin basma deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri.....	173
Şekil 7.11.	(a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin eğme deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri.....	174
Şekil 7.12.	(a) Saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin eğme deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri.....	175
Şekil 7.13.	(a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin darbe deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri.....	176
Şekil 7.14.	(a) Saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere ait darbe deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri.....	176
Şekil 7.15.	(a) Al-%8 Mg ve (b) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere ait darbe deneyi sonrası yüksek büyütmede kırık yüzey SEM görüntümleri.....	177
Şekil 8.1.	Saf Al matrisli kompozit malzemelerin matrisindeki porozite miktarının SiC takviye boyutu ile değişimi.....	186
Şekil 8.2.	Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin matrisindeki porozite miktarının % alaşım içeriği ile değişimi...	186
Şekil 8.3.	İncelenen kompozit malzemelerin matris ve kütleli sertliklerinin (a) Mg ve (b) Si içeriği ile değişimi.....	188
Şekil 8.4.	Saf Al matrisli kompozit malzemelerin mukavemetinin SiC takviye boyutu ile değişimi.....	190
Şekil 8.5.	İncelenen kompozit malzemelerin mukavemetlerinin (a) Mg ve (b) Si içeriği ile değişimi.....	190
Şekil 8.6.	Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye boyutu ile basmada % kısalma oranı ve spesifik darbe enerjisinin değişimi. Şekil 8.6. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye boyutu ile basmada % kısalma oranı ve spesifik darbe enerjisinin değişimi.....	192
Şekil 8.7.	(a) Mg ve (b) Si içeriği ile basmada süneklik ve spesifik darbe enerjisinin değişimi.....	193

Şekil 8.8.	Saf Al matrisli 13 µm, 23 µm ve 37 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin metal-metal aşınma sonuçları.....	195
Şekil 8.9.	(a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin metal metal aşınma sonuçları.....	195
Şekil 8.10.	Saf Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızının takviye boyutu ile değişimi.....	196
Şekil 8.11.	(a)Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı.....	197
Şekil 8.12.	Oda sıcaklığında saf Al matrisli (a) 13 µm (b) 23 µm ve (c) 37 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına abrasif Al ₂ O ₃ tane boyutu ve kayma mesafesinin etkisi	200
Şekil 8.13.	Oda sıcaklığında (a) Al- %1 Mg, (b) Al- %2 Mg, (c) Al- %4 Mg ve (d) Al- %8 Mg alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına abrasif Al ₂ O ₃ tane boyutu ve kayma mesafesinin etkisi.....	201
Şekil 8.14.	Oda sıcaklığında (a) Al- %1 Si, (b) Al- %2 Si, (c) Al- %4 Si ve (d) Al- %8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına abrasif Al ₂ O ₃ tane boyutu ve kayma mesafesinin etkisi.....	202
Şekil 8.15.	Farklı takviye boyutlarında kompozit malzemelerin metal-abrasif aşınma hızına abrasif Al ₂ O ₃ tane boyutunun etkisi.....	203
Şekil 8.16.	(a) Al-Mg ve (b)Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızına abrasif Al ₂ O ₃ tane boyutunun etkisi.....	204
Şekil 8.17.	(a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin abrasif aşınma davranışına matris bileşiminin etkisi.....	205
Şekil 8.18.	125 µm abrasif Al ₂ O ₃ tane boyutu üzerinde (a) saf Al, (b) Al- %1 Mg, (c) Al- %2 Mg, (d) Al- %4 Mg, (e) Al- %8 Mg, (f) Al- %1 Si, (g) Al- %2 Si, (h) Al- %4 Si ve (i) Al- %8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına kayma mesafesi ve sıcaklığın etkisi.....	207
Şekil 8.19.	(a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin sıcaklıkla abrasif aşınma hızının değişimi.....	208
Şekil 8.20.	(a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin bileşim içeriği ile abrasif aşınma hızının değişimi.....	209
Şekil 8.21.	İncelenen kompozit malzemelerin (a) basmada maksimum mukavemet ve (b) eğme mukavemeti ile kütleli sertliklerinin değişimi.....	210
Şekil 8.22.	İncelenen kompozit malzemelerde (a) basmada maksimum mukavemet ve (b) eğme mukavemeti ile basmada % kısalma oranının değişimi.....	211
Şekil 8.23.	İncelenen kompozit malzemelerde (a) basmada maksimum mukavemet ve (b) eğme mukavemeti ile darbe enerjisinin değişimi.....	212
Şekil 8.24.	İncelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada maksimum mukavemet ve (b) Eğme mukavemeti ile metal-metal aşınma hızı arasındaki ilişki.....	213
Şekil 8.25.	İncelenen kompozit malzemelerin kütleli sertlikleri ile metal-metal aşınma hızı arasındaki ilişki.....	214

Şekil 8.26.	İncelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada % kısalma oranı ve (b) Darbe enerjisi ile metal-metal aşınma hızı arasındaki ilişki.....	214
Şekil 8.27.	Abrasif 85 μm Al_2O_3 tane üzerinde incelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada maksimum mukavemet ve (b) Eğme mukavemeti ile aşınma hızı arasındaki ilişki.....	216
Şekil 8.28.	Abrasif 250 μm Al_2O_3 tane üzerinde incelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada maksimum mukavemet ve (b) Eğme mukavemeti ile aşınma hızı arasındaki ilişki.....	216
Şekil 8.29.	Abrasif 85 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin kütsel sertliği ile aşınma hızı arasındaki ilişki...	217
Şekil 8.30.	Abrasif 250 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin kütsel sertliği ile aşınma hızı arasındaki ilişki...	218
Şekil 8.31.	Abrasif 85 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin (a) Basmada % kısalma oranı ve (b) Darbe enerjisi ile aşınma hızı arasındaki ilişki.....	219
Şekil 8.32.	Abrasif 250 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin (a) Basmada % kısalma oranı ve (b) Darbe enerjisi ile aşınma hızı arasındaki ilişki.....	219
Şekil B.1.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	264
Şekil B.2.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	264
Şekil B.3.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin EDS analiz sonuçları.....	265
Şekil B.4.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin EDS analiz sonuçları.....	265
Şekil B.5.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	266
Şekil B.6.	AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	266
Şekil B.7.	Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	269
Şekil B.8.	Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	269

Şekil B.9.	Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	269
Şekil B.10.	Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	270
Şekil B.11.	Oda sıcaklığında 85 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	270
Şekil B.12.	Oda sıcaklığında 85 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	271
Şekil B.13.	Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	272
Şekil B.14.	Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	273
Şekil B.15.	Oda sıcaklığında 125 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	274
Şekil B.16.	Oda sıcaklığında 125 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	275
Şekil B.17.	500 °C'de 125 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	276
Şekil B.18.	500 °C'de 125 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.....	277
Şekil B.19.	Oda sıcaklığında 85 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	277
Şekil B.20.	Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	278

Şekil B.21.	Oda sıcaklığında 85 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	278
Şekil B.22.	Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	279
Şekil B.23.	Oda sıcaklığında 125 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	280
Şekil B.24.	500 °C’de 125 µm abrasif Al ₂ O ₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.....	281



SEMBOL LİSTESİ

γ_t	:Termal iletkenlik
$\sigma_{a,0.2}$ ve σ_y	:Akma mukavemeti
α , f ve k^l	:Geometrik faktör
C_k	:Malzeme maliyetidir
γ_{kg}	:Katı-gaz arayüzey enerjisi
γ_{sg}	:Sıvı-gaz arayüzey enerjisi
γ_{ks}	:Katı-sıvı arayüzey enerjisi
θ	:Islatma açısı
W_i	:Islatma için birim yüzey alanı başına enerji cinsinden harcanan iş
D_f	:Islatma için itici kuvvet
g	:Yerçekim ivmesi
ρ	:Sıvının yoğunluğu
d_m	:Damlacığın maksimum çapı
ΔF_r	:Reaksiyon serbest enerjisi
ΔP	:Basınç düşüşü
μ	:Sıvının viskozitesi
v	:Sıvının hızı
h	:İnfiltrasyon yüksekliği
t	:İnfiltrasyon süresi
r	:Tüpün çapı
r_h	:Sıvı sütununun hidrolik yarıçapı
w	:Toz kompaktın boşluk hacim oranı
V_p	:Partikül hacim oranı
λ	:Küresellikten sapmayı gösteren geometrik faktör
P_o	:İnfiltrasyon basıncı
S_i	:Partikül yüzey alanı
D	:Partikül çapı
E_c	:Kompozitin elastisite modulu
E_m	:Matrisin elastisite modulu
E_p	:Partikülün elastisite modulu
V_m	:Matrisin hacim oranı
s	:Partikülün maksimum/minimum çap oranı
E	:Elastisite modulu
ϵ_c	:Deformasyon miktarı
W^o	:Aşınma hızı
θ_w	:Aktivasyon enerjisi
T	:Sıcaklık
P_c	:Kritik yük
D_c ve d_{OH}	:Kritik abrasif grit boyutu
σ	:Uygulanan gerilme
σ_f	:Kırılma gerilmesi

H_m	:Matris sertliği
H_s	:Numune sertliği
K_c	:Kırılma tokluğu
σ_{max}	:Eğme mukavemeti
P_{max}	:Maksimum yük
L	:Mesnetler arası mesafe
D_N	:Numune çapı



ALÜMİNYUM-SİLİSYUM KARBÜR KOMPOZİTLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE VE AŞINMA DAVRANIŞINA TAKVİYE BOYUTUNUN VE MATRİS BİLEŞİMİNİN ETKİSİ

ÖZET

Bu çalışmada, % 60 SiC partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin mekanik özelliklerine ve aşınma direncine takviye boyutu ve matris bileşiminin etkisi incelenmiştir. 13 µm, 23 µm ve 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al, 23 µm SiC partikül takviyeli Al-Mg (max. % 8 Mg) ve Al-Si (max. % 8 Si) alaşım matrisli kompozit malzemelerin mikroskobik incelemeleri, mekanik deneyleri ve aşınma deneyleri yapılmıştır.

İncelenen kompozit malzemeler, SiC partiküllerinden oluşan 7 mm çapındaki preform içerisine sıvı Al veya Al alaşımının basınçlı infiltrasyonu ile üretilmiştir. İnfiltrasyon prosesi, 750 °C'de 13 µm SiC preform için 1050 kPa, 23 µm SiC preform için 765 kPa ve 37 µm SiC preform için 550 kPa basınç altında yapılmıştır.

Mikroyapısal karakterizasyon, optik ışık ve taramalı elektron mikroskobu ve x-ışını difraksiyonu analizleri ile belirlenmiştir. Oda sıcaklığı mekanik özellikler, basma, eğme ve darbe deneyleri ile belirlenmiştir.

Kompozit malzemelerin aşınma davranışı, metal-metal ve metal-abrasif aşınma deney cihazı ile incelenmiştir. Deneyler, 28 N normal yük altında yapılmıştır. Deney sonuçları ağırlık kaybına göre değerlendirilmiştir. Metal-metal aşınma deneyleri, M2 kalite takım çeliğinden yapılmış disk üzerinde kuru sürtünme koşullarında gerçekleştirilmiştir. Metal-abrasif aşınma deneyleri, oda sıcaklığı ile 500 °C arasındaki çeşitli sıcaklıklarda ve 85-250 µm aralığında boyutlara sahip abrasif Al₂O₃ taneleri üzerinde yapılmıştır.

İncelenen kompozit malzemelerin mikroyapısal incelemeleri, SiC takviye partiküllerin uçlarına yakın konumda bir miktar porozitenin mevcut olduğunu ortaya çıkarmıştır. Takviye SiC partikül boyutunun artması ve matrisin alaşımlandırılması porozite hacim oranını düşürmüştür. Porozite hacim oranının azaltılmasında Mg alaşımı daha faydalıdır. Mikroskobik incelemeler sırasında incelenen kompozit malzemelerin matrisinde ötektik Si, Al₄C₃ ve Mg₂Si gibi intermetalikler gözlenmiştir. Mg₂Si intermetalikleri sadece Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunmuştur. Saf Al, Al-Mg ve Al-Si alaşım kompozitler, matrislerinde ötektik Si fazına sahiptirler. Al₄C₃ intermetalliği Saf Al ve Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin matrislerinde gözlenmiştir.

İncelenen kompozit malzemelerin mukavemeti, matriste bulunan takviye boyutunun azalması ve Mg içeriğinin artması ile artmıştır. Bununla birlikte Si ile

alařımlandırma mukavemeti belirgin olarak arttırmamıřtır. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye boyutunun artması ile tokluk dūřerken sūneklik artmıřtır. Matrisin alařımlandırılması sūneklik ve tokluęu azaltmıřtır.

Kompozit malzemelerin metal-metal aşınma direnci, takviye boyutunun artması ve matrisin alaşımlandırılması ile artmıştır. Metal-abrasif aşınma direnci, takviye boyutuna ve abrasif Al_2O_3 tane boyutuna bağlı olarak farklılık gōstermiřtir. İncelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma direnci ince abrasif taneler ($<150 \mu m$) üzerinde takviye boyutunun artması ile kaba abrasif taneler ($>150 \mu m$) üzerinde azalmıştır. Matrisin Mg ile alaşımlandırılması abrasif aşınma direncini arttırırken Si ile alaşımlandırılması aşınma direncini dūřürmüřtür. Kompozit malzemelerin abrasif aşınma direnci $200 \text{ }^\circ C$ 'ye kadar hemen hemen sabit kalmıştır. $200 \text{ }^\circ C$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda incelenen kompozit malzemelerin abrazyon direnci önemli bir şekilde azalmıştır.



THE EFFECT OF REINFORCING PARTICLE SIZE AND MATRIX COMPOSITION ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND WEAR BEHAVIOURS OF ALUMINIUM-SILICON CARBIDE COMPOSITES

SUMMARY

In this thesis, the effect of the reinforcing particle size and the composition of the matrix on the mechanical properties and wear resistance of 60 vol % SiC reinforced Al matrix composites were investigated. Pure Al matrix reinforced with 13 μm , 23 μm and 37 μm SiC particles, Al-Mg (max. 8 % Mg) and Al-Si (max. 8 % Si) alloy matrix composites reinforced with 23 μm SiC particles were subjected to microscopic examinations, mechanical tests and wear tests.

Investigated composites were fabricated by pressure infiltration of Al melt into the SiC preforms having 7 mm diameter. The infiltration process was carried out at 750 °C under a pressures of 1050 kPa for 13 μm SiC preform, 765 kPa for 23 μm SiC preform and 550 kPa for 37 μm SiC preform.

Microstructural characterizations were made by light optical and scanning electron microscopic examinations and x-ray diffraction analysis. Room temperature mechanical properties of the composites were determined by compression, bending and impact tests.

The wear behaviour of the composites were examined by metal-metal and metal-abrasive wear tests. Tests were carried out by applying a normal load of 28 N to the samples. Results of the wear tests were evaluated according to the weight loss of the samples. The metal-metal wear tests were performed on an unlubricated M2 quality tool steel disc (65 HRC). The metal-abrasive wear tests were conducted at various temperatures (20–500°C) by rubbing the samples on abrasive Al_2O_3 grains having sizes in the range of 85-250 μm .

Microstructural examination revealed presence of porosities located near the intersecting points of the SiC particles. The volume fraction of the porosity decreased with increasing the size of SiC particles and alloying of the matrix. As an alloying element Mg is more efficient than Si in decreasing the amount of porosity. During microscopic examinations, in the matrixes of the examined composites some intermetallics such as eutectic Si, Al_4C_3 and Mg_2Si were observed. Mg_2Si precipitates were present only in the Al-Mg alloy matrix composites. Pure Al, Al-Mg and Al-Si alloy composites have eutectic Si in their matrixes. Al_4C_3 intermetallics were found in the matrixes of pure Al and Al-Mg composites.

The strength of the investigated composites increased with decreasing SiC particle size and increasing the amount of the Mg in the matrix. However alloying of the

matrix with Si did not improve the strength significantly. In pure Al matrix composites toughness decreased and ductility increased with increasing the size of SiC particles. Alloying of the matrix decreased both ductility and toughness.

Metal-metal wear resistance of the investigated composites increased with increasing the size of SiC particles and alloying of the matrix. Metal-abrasive wear resistance exhibited complex variation depending on the reinforcing SiC particle size and abrasive Al_2O_3 grain size. Abrasion resistance of the composites increased on fine abrasive grains ($<150\text{ }\mu\text{m}$) with increasing the size of SiC particles, whilst decreased on coarse abrasive grains ($>150\text{ }\mu\text{m}$). Alloying of the matrix with Mg improved the abrasion resistance. However Si addition has detrimental effect on abrasion resistance. Abrasion resistance of the composites maintained almost constant up to 200°C . At temperature higher than 200°C abrasion resistance of the investigated composites decreased significantly.



1. GİRİŞ VE AMAÇ

Enerji, iletişim, ulaşım, havacılık, uzay gibi sivil ve askeri amaçlı sektörlerde güvenilirlik ve ekonomik zorunluluklar ile kısmen de olsa çevresel kaygılar, mevcut özelliklerinin ötesinde daha üstün özelliklere sahip yeni malzemelere olan gereksinimi artırmaktadır. Geleneksel malzemelerin doğal özellikleri ile gelecekte ileri teknoloji sistemlerin gereksinimlerini karşılamak zorlaşacaktır. Günümüzde bu alanlarda kullanılmak üzere ortaya çıkan yeni malzemeler karbon-karbon ve metal matrisli kompozitlerdir. Bu malzemelerin yüksek teknoloji gerektiren uzay-havacılık-askeri alanlarda düşük hacimli üretim ve oldukça pahalı uygulamaları olmasına karşın ulaşım ve enerji sektörlerinde daha büyük hacimde üretim ve düşük maliyet gerektiren uygulamaları ticari olarak yaygın hale gelmektedir. Metal matrisli kompozit malzemeler hakkındaki bilgiler daha eski yıllara dayanmasına rağmen, bu malzemelerin kullanımları son yıllarda, özellikle son 15-20 yılda oldukça yaygınlaşmıştır.

Metal matris kompozit malzemeler, tek bileşenli malzemelerle başarılamayan gerekli ve istenen özellikleri sağlamak üzere en az biri metal (genelde metal alaşımı) diğeri takviye malzemesi (sürekli fiber, kılcal kristal ve partikül şeklinde genel olarak metaller arası bileşik, oksit, karbür veya nitrür bileşikler gibi) olan iki veya daha fazla farklı sistemin birleşimi ile elde edilen malzeme grubudur. Günümüzde metal matris kompozit malzeme üretiminde sıvı yöntemler, partikül takviyeli metal matris kompozit sistemlerinde oldukça tercih edilen üretim prosesleridir. Genel olarak hızlı ve yüksek üretim kapasitesine sahip olması ve son şekle yakın üretim imkanı sağlaması gibi avantajları nedeniyle basınçlı infiltrasyon prosesi önemli üretim tekniklerinden birisidir.

Basınçlı infiltrasyon prosesi ile metal matris kompozit malzeme üretiminde matris malzemesi olarak Al ve Mg ve alaşımları daha geniş kullanım alanına sahiptir. Bunların arasında üstün mekanik özelliklere, düşük elektrik iletkenliğe, düşük yoğunluğa, yüksek korozyon direncine ve diğer hafif metallere (Mg gibi) göre düşük

maliyete sahip olmalarından dolayı matris alaşımı olarak Al alaşımlarının kullanımı hızla artmaktadır. 2xxx (AlCuMg), 5xxx (AlMg), 6xxx (AlMgCuSi), 7xxx (AlZnMgCu) ve ayrıca ıslatılabilirlik karakteristiğinden dolayı 8xxx (AlLi) Al alaşımlarından çok yaygın bir şekilde kompozit üretiminde yararlanılmıştır.

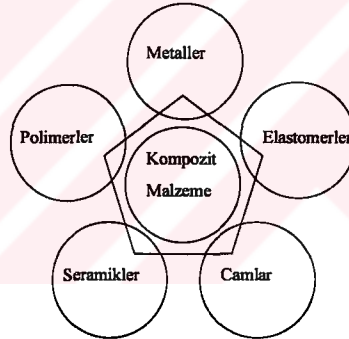
şimdiye kadar üretilen alüminyum matrisli kompozit malzemelerde takviye hacim oranı % 20-30 düzeyinde kalmıştır. Literatürde yüksek takviye hacim oranına sahip (> % 50) Al matrisli kompozit malzemelerle ilgili çalışma bulunmamaktadır.

Bu çalışmada, basınçlı infiltrasyon prosesi ile üretilen yüksek SiC takviye hacim oranına sahip saf Al, Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin mikroyapısal karakterizasyonunu yapıldıktan sonra mekanik özelliklerinin (sertlik, basma, eğme ve darbe) ve aşınma davranışlarının (metal-metal ve metal-abrasif) incelenmesi amaçlanmıştır.

2. KOMPOZİT MALZEMELER

2.1. Kompozit Malzemelerin Tanımı ve Sınıflandırılması

Kompozit terimi, mekanik ve fiziksel özellikleri yönünden kendisini oluşturan ve her bir bileşenine göre daha üstün özelliklere sahip, yarı homojen yapıdaki malzemeler için kullanılmaktadır [1]. Kompozit malzemelerin, genel olarak kabul edilmiş tanımı olmamakla birlikte en geniş anlamda kompozit malzeme; birden fazla farklı metal ve metal olmayan bileşenlerin bir arada toplanmış hali olarak ifade edilmektedir (Şekil 2.1).



Şekil 2.1. Kompozit malzemelerini meydana getiren malzeme sınıfları [2].

Kompoziti oluşturan bileşenler, genelde farklı kimyasal bileşime sahiptirler ve birbirleri içerisinde çözünmezler. Kompozit, kendisini oluşturan bileşenlerin tek başına sahip olamayacakları özelliklerden daha üstün özelliklere sahiptir [3]. Bileşenlerin kimyasal ve yapısal özelliklerinin herikisini de gözönünde bulunduran bir tanımlama şu şekilde yapılmaktadır; “Bir kompozit malzeme, temel olarak birbiri içerisinde çözünmeyen ve birbirlerinden farklı şekil ve/veya malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla bileşenin karışımından veya birleşmesinden oluşan bir malzeme sistemidir” [3].

Kompozit malzemelerin üretiminde çok değişik takviye malzemeler kullanılmaktadır. Takviye malzemeleri, temelde yapısal şekillerine göre sürekli ve

süreksiz olmak üzere iki ana grupta toplanmaktadır. Şekline göre takviye malzemesi beş alt gruba ayrılmaktadır [1,4];

- i. Sürekli fiberler
- ii. Süreksiz (Kısa) fiberler
- iii. Kılcal kristal (Whiskerler)
- iv. Partiküller
- v. Teller (metal)

Kompozit malzemeler, yapısal bileşenlerin şekline ve matris yapısına göre;

- i. Takviye edildikleri yapısal bileşenlerine göre
 - Sürekli Fiber Takviyeli Kompozitler
 - Süreksiz Partikül Takviyeli Kompozitler
 - Kılcal kristal veya Süreksiz Fiber Takviyeli Kompozitler
 - Levhasal Kompozitler
 - Doldurulmuş (veya iskelet) Kompozitler
 - Tabakalı Kompozitler
- ii. Matris malzemesine göre
 - Seramik Matrisli Kompozitler
 - Polimer Matrisli Kompozitler
 - Metal Matrisli Kompozitler

şeklinde sınıflandırılmaktadır [3,5];

Kompozit malzemeler üzerine yapılan ilk çalışmalar, sürekli fiberlerle takviye edilmiş (Al-Ti matrisli) malzemelerin geliştirilmesine odaklanmıştır. Ancak (a) takviye malzemesinin pahalı olması (660 \$/kg borkarbür fiber), (b) kompozitin mikroyapısal homojensizliği ve fiber yönlenmesine bağlı olarak özelliklerin anizotropikliği (c) yapıda fiber/fiber teması (d) aşırı ara yüzey reaksiyonları ve (e) üretim proseslerinin laboratuvar koşullarına gereksinimi gibi üretim ile ilişkili problemlerden dolayı fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin geniş endüstriyel kullanımı engellenmektedir ve bu malzemelerin etkin kullanımı, askeri ve diğer oldukça özel uygulamalarla sınırlıdır [5,6]. Kılcal kristal takviyesinin ise (a) yine üretimi ile ilişkili olarak yüksek fiyatı, (b) düzensiz yüzey ve kusurlu iç yapılarının gözlenmesi ve (c) maksimum/minimum çapları arasındaki oranın minimum olması nedeniyle asbestosa benzer sağlık sorununa sebep olmasından dolayı ticari kullanımı azalmaktadır [6].

Ancak partikül takviyeli kompozit malzemeler (a) takviye malzemelerin kolay üretilmesi ve uygun maliyette (SiC partikül fiyatı 4.85 \$/kg) çeşitli takviye partikülünün mevcudiyeti (b) tekrarlanabilir mikroyapı ve özelliklerde kompozit

üretimini sağlayan proseslerin gelişimi (c) süreksiz takviyelerle üretilen kompozitlerin dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi standart veya standarda yakın metalurjik proseslerle şekillendirilebilmeleri ve (e) hemen hemen izotropik özellikler göstermelerinden dolayı günümüzde önemli oranda ilgi çekmişlerdir. Sürekli fiber yerine partikül şeklinde takviye malzemesinin seçiminin temel sebebi kompozitin maliyetini azaltmaktır [1,7]. Ancak fiber takviyeli kompozitlere kıyasla, partikül takviyeli kompozitlerde mukavemetteki gelişme azdır [5-8]. Partikül takviyeli kompozitlerin mukavemeti (i) partikül takviyenin çapına, (ii) partiküller arası boşluğa (iii) takviyenin hacim oranına ve (iv) matris/takviye arayüzeyindeki duruma bağlıdır [8]. Takviye malzemelerin seçimini etkileyen kriterler şunlardır [5,7,8];

Elastisite modulu
Çekme mukavemeti
Yoğunluk
Takviye partikülün şekli ve boyutu
Termal kararlılık
Termal genleşme katsayısı
Kimyasal kararlılık
Maliyet

Kompozit malzeme yapısal amaçlı uygulamalar için kullanılacaksa, yüksek mukavemetli, yüksek elastisite modulüne sahip ve düşük yoğunluklu takviye malzemelerine gereksinim artar. Köşeli partiküller bölgesel gerilme yoğunlaşmasını artırdığı ve sünekliği düşürdüğü için partikül şekli önemlidir. Eğer kompozit malzemesi termal uygulamalarda kullanılacaksa termal genleşme katsayısı ve termal iletkenlik katsayısı da önemli olmaktadır.

Kompozit malzeme üretim aşamasında takviye seçiminde bazı zorluklarla karşılaşmaktadır. Örneğin; kompozit üretim yönteminde iki temel metot vardır; toz metalurjisi ve sıvı metal içeren yöntemler. Toz metalurjisi yönteminde, matris alaşım tozu, homojen karışım elde etmek için takviye partikülleri ile karıştırılır. Karıştırmadan sonra aglomerasyon kalmaması için metal ve seramik tozlarının boyutları dikkatle seçilmelidir. Uniform partikül dağılımını sağlamak için uygun boyut oranı, kullanılan karıştırma prosesine bağlıdır. Sıvı faz kompozit üretim yöntemleri için farklı parametreler söz konusudur. Bu proseslerin bazısında, seramik partiküller, sıvı alaşım matrisle oldukça uzun süre temas halinde kalırlar ve bu, iki bileşen arasında reaksiyonun oluşumuna yol açar. Örneğin SiC, termodinamik olarak

çoğu Al alaşımlarında kararsızdır ve Al_4C_3 oluşturan reaksiyonu gerçekleştirir, fakat çoğu sıvı Mg alaşımları içinde de kararlıdır. Diğer yandan, Al_2O_3 , çoğu Mg içermeyen Al alaşımları içinde kararlı iken Mg içeren alaşımlar içinde kararsızdır ve spinel (Al_2MgO_4) oluşturmaktadır. Takviye malzemelerinin reaksiyona girmesi kompozitin özelliklerini önemli bir şekilde etkilediğinden takviye malzemesinin seçimi, matris alaşımı ve üretim parametreleri (süre ve sıcaklık gibi) göz önünde bulundurularak yapılmalıdır. Büyük partiküller sıvı içerisine kolaylıkla ilave edilebilmelerine rağmen özgül ağılıklarından dolayı çökme eğilimi göstererek segregasyon olmuş döküm yapısına sebep olabilirler. Bununla birlikte, ince partiküller sıvının viskozitesini artırarak üretimi zorlaştırırlar [7].

Metalik olan tellerin haricinde takviye malzemeleri genellikle seramiklerdir. Belirli bir uygulama alanında kullanılmak üzere en uygun kompoziti elde edebilmek için kompozit bileşenleri hakkında tam ve ayrıntılı bilgiye sahip olmak gerekmektedir. Takviye malzemesinin cinsi, şekli, boyutu ve boyut dağılımı, yüzey özellikleri, kimyasal bileşimi ve homojenliği gibi yapısal özellikleri çok önemlidir. Tablo 2.1’de en çok kullanılan bazı sürekli ve süreksiz takviye malzemelerinin fiziksel ve mekanik özellikleri verilmiştir.

Takviye malzemesi olarak kullanılan metalik teller, seramik fiberlerden daha sünektir. Metalik tellerin matris alaşımına takviye edilmesinin amacı, sünek, aynı zamanda yüksek mukavemetli ve yük taşıyabilen kompozit malzemelerin üretilmesidir. Günümüzde, çelik tel, üzerinde en çok çalışılan takviye malzemesidir. Ancak metalik tellerin en büyük dezavantajı, yoğunluklarının seramik takviye malzemesinden (berilyum teli hariç) yüksek olmasıdır [1]. Teller dışında takviye malzemeleri, genelde fiber, kılcal kristal ve partikül şeklindeki oksit, karbür ve nitrür bileşimindeki seramik malzemelerdir. Çok sık kullanılan takviye malzemesi SiC, Al_2O_3 , TiB_2 , TiC, B_4C ve grafitir [1,5,6].

Kütlesel seramik malzemeler, yüksek sıcaklık ve/veya aşırı korozyif ortamlara çok uygun olmalarına karşın, yük altında gevrek davranış göstermeleri bu malzemelerin kullanım alanlarını sınırlamaktadır [9,10]. Son yıllarda kütlesel seramik malzemelerin mekanik özelliklerini ve özellikle tokluğunu iyileştirmek için seramik

matrisli kompozitlerin kullanımı gündeme gelmiştir [11]. Takviye malzemesi olarak genelde elyaf şeklindeki malzemeler kullanılmıştır. Seramik matrisli kompozitlerin tokluğunun artmasındaki en önemli etken, takviye malzemesi olarak kullanılan elyafın çatlak ilerlemesini engellemesi ve geciktirmesidir. Yaygın olarak kullanılan seramik matrisli kompozitler; SiC/cam, SiC/Si₃N₄, Al₂O₃/NbAl₃-Nb₂Al ve karbon/SiC (sıralama takviye/matris şeklinde) karışımlarıdır [9,11].

Tablo 2.1. Bazı takviye malzemelerinin özellikleri.

Takviye Malzemesi	Çekme Mukavemeti 10 ⁻⁶ (MPa)	Elastisite Modulu 10 ⁻⁹ (Gpa)	Termal Genleşme Katsayısı (10 ⁻⁶ cm/cm°C)	Yoğunluk (gr/cm ³)	REF.
Metalik Teller					
Tungsten	2900	345	4,6	19,3	1
Molibden	2200	331	8,5	10,2	1
Ostenitik Paslanmaz Çelik	2400	200	8,5	7,9	1
Bakır	414	124	16,5	8,9	1
Berilyum	1100	310	11,6	1,85	1
Seramik Partikül					
Al ₂ O ₃	221(1090 °C)	380(1090 °C)	4.4-7.92	3,98	6,7,8
AlN	2100(24 °C)	310(1090 °C), 345 (24 oC)	2.69-4.84	3,26	6,7,8
BeO	24(1090 °C)	190(1090 °C)	4.1-7.38	3,01	6,8
B ₄ C	2800(24 °C)	450(24 °C)	3.38-6.08	2,52	6,7,8
C	-	690(24 °C)	1.44	2,18	6
CeO ₂	600(24 °C)	200(24 °C)	6.9-12.42	7,13	6,8
HfC	-	317(24 °C)	6,66	12,20	6
MgO	41(1090 °C)	317(1090 °C)	6.45-11.6	3,58	6,8
MoSi ₂	286(1090 °C)	280(1260 °C)	4.85-8.91	6,31	6,8
Mo ₂ C	-	230(24 °C)	3.2-5.81	8,90	6,8
NbC	-	228(24 °C)	6,84	7,66	6
Si	-	112(24 °C)	3,06	2,33	6
SiC	-	325(1090 °C), 420-450 (24 °C)	3.0-5.4	3,21	6,7,8
Si ₃ N ₄	-	207(24 °C)	1,5	3,18	6
SiO ₂	-	73(24 °C)	<1,08	2,66	6,8
TaC	-	366(24 °C)	6,46	13,9	6
TaSi ₂	-	340(1260 °C)	6.8-10.80	-	6,8
ThO ₂	193(1090 °C)	200(1090 °C)	5.3-9.54	9,86	6,8
TiB ₂	-	414(1090 °C)	8,28	4,50	6
TiC	55(1090 °C)	269(24 °C)	7.60	4,93	6
VC	-	434(24 °C)	7.16	5,77	6
WC	-	670(24 °C)	2.83-5.09	15,93	6,8
ZrB ₂	-	503(24 °C)	8,28	6,09	6
ZrC	90(1090 °C)	529(24 °C)	6,66	6,73	6
ZrO ₂	83(1090 °C)	132(1090 °C)	6.67-12.01	5,89	6,8
WO ₂	-	175 (1090 C)	5.3	-	8
Seramik Fiber					
Al ₂ O ₃	2000	300	-	3.30	5
SiC	3500-4134	400	-	-	5,8
SiC (kalcal kristal)	3341	500-800	-	-	8
Karbon grafit pan fiber	2400-4820	227-390	-	-	8
Karbon grafit pitch fiber	2067	400-700	-	-	8
Karbon esaslı P-55 fiber	2068	380	-	2.25	5
Karbon esaslı P-100 fiber	2200	690	-	2.25	5
Karbon esaslı P-120 fiber	2200	820	-	-	5
Bor fiber	3500	400	-	2.50	5,8

Polimer matrisli kompozit malzemelerde ise matris malzemesi olarak termoset veya termoplastik malzemeler kullanılır. Takviye malzemeleri sürekli elyaf, kesik elyaf ve

eşeksenli partikül şeklindeki malzemelerdir. Ancak en yüksek mukavemet artışı sürekli elyaf kullanımı ile sağlanmaktadır. Elyaf miktarı arttıkça kompozit malzemenin mukavemeti de artmaktadır [9].

Metal matris kompozit malzemelerin üretiminde matris malzemesi olarak çok değişik metal ve metal alaşımları kullanılmaktadır. Matris olarak kullanılan metal, takviye elemanını bir arada tutmaya yarayan bir bağlayıcı gibi davranır ve işlevi takviye malzemesine yükü iletmektir. Yükün iletilmesi, matris ve takviye elemanı arasındaki arayüze bağlıdır ve iyi bir arayüzey bağı oluşumu da matris, takviye tipi ve üretim tekniği ile ilişkilidir. Takviye malzemelerinin seçim kriteri olarak kimyasal bileşim, morfoloji, mikroyapı, fiziksel/mechanik özellik ve maliyet gibi karakteristikler dikkate alınırken, matris için oksidasyon direnci, korozyon direnci, yoğunluk, mukavemet, süneklik/tokluk önemli olmaktadır [1]. Genel olarak Al, Ti, Mg, Ni, Cu, Pb, Fe, Ag, Zn, Sn ve süper alaşımlar matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. Fakat bu alaşımlardan Al, Ti ve Mg alaşımları daha geniş kullanım alanına sahiptir [1,6,8].

Son yıllarda üstün mekanik özelliklere, düşük elektrik iletkenliğe, düşük yoğunluğa, yüksek korozyon direncine ve diğer hafif metallere (Mg gibi) göre düşük maliyete sahip olmalarından dolayı matris alaşımı olarak Al alaşımlarının kullanımı hızla artmaktadır [1,5,8]. 2xxx (AlCuMg), 5xxx (AlMg), 6xxx (AlMgCuSi), 7xxx (AlZnMgCu) ve ayrıca ıslatılabilirlik karakteristiğinden dolayı 8xxx (AlLi) Al alaşımları çok yaygın bir şekilde kompozit üretiminde kullanılmaktadır. Örneğin 2xxx Al alaşımlarından daha çok 7xxx Al alaşımı havacılık uygulamaları için istenen düzeyde mukavemet ve tokluk kombinasyonları sergilemektedir; fakat buna rağmen 2xxx alüminyum alaşımları havacılık uygulamaları için yaygın olarak tercih edilmektedir. Çünkü, 7xxx Al alaşımı ve takviye elemanı arasında gelişen arayüzey reaksiyonları kompozitin mukavemetini azaltmaktadır [1]. 6xxx alaşımı ise orta mukavemet değerleri göstermesine rağmen kompozit üretiminde kolaylık sağladığı ve diğer alaşımlara göre daha yüksek korozyon direncine sahip olduğu için matris alaşımı olarak tercih edilmektedir [1,5]. Mg ve Li gibi reaktif alaşım elementleri içeren Al alaşımları takviye fazı ile iyi bir bağlanma oluşturduğu için ideal bir matris malzemesi olmaktadır [1].

Titanyum ve titanyum alaşımları, yüksek sıcaklık mukavemetini koruyabilme özelliğinden dolayı uçak motorlarında, kompresörlerin kanat ve disklerinde kullanılmaktadır [1]. Titanyum alaşımlarının metal matrisli kompozit üretiminde matris malzemesi olarak tercih edilmesi üretilen kompozitin yüksek sıcaklıklarda kullanımını sağlamaktadır. Bu nedenle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılacak metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde çoğunlukla titanyum ve titanyum alaşımları tercih edilmektedir.

Metal matrisli kompozitlerin üretiminde yaygın olarak kullanılmakta olan diğer bir matris malzemesi de Mg ve alaşımlarıdır. Mg matrisli kompozit malzemeler piston malzemesi ve motor parçalarında kullanılmaktadır. Mg alaşımları, düşük genleşme katsayısı, yüksek mukavemet özellikleri ve düşük yoğunluğa sahip olması nedeniyle havacılık uygulamalarında da kullanılmaktadır [1,6]. Tablo 2.2, kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan bazı matris alaşımları ve bu alaşımların mekanik özelliklerini göstermektedir.

Tablo 2.2. Matris malzemesi olarak kullanılan bazı alaşımların özellikleri.

Alaşım	Akma Mukavemeti (MN/m ²)	Çekme Muk. (MN/m ²)	% Uzama	Elastisite Modülü (GN/m ²)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Termal Genleşme Katsayısı (10 ⁻⁶ /K)	Kırılma Tokluğu (Kİc) (Mpa ^{1/2})	REF
6061 Al-T6	275	310	20	69		25.4 (50-300 °C)	29.7	5,7,8
2014 Al-T6	414-476	483-524	13	73		23 (50-300 °C)	25.3	5,7,8
2021 Al	414	483	13	73	-	-	-	1
2124 Al-T6	325	470	12	72				7
2618 Al-T6	370	470	9	74				7
7075 Al-T6	505	570	10	72				1,7
8090 Al-T6	415	485	7	80				7
A332 (T5)	75 (250 °C) ve 35 (350 °C)	115 (250 °C)	8.5	-		24.5 (50-300 °C)		5
A356-T6	205	280	6	76	2.68			7,8
A380-F	160	320	3,5	72				7
A231	-	280	-	40	1.7	25.2	-	1
AZ61	157	198	3	38				7
AZ 91	168	311	21	49				7
Ti-6Al-4V	-	1170	-	110	4.4	9.5	-	1
Saf Al	-	120	-	-	-	-	-	1

Metal matrisli kompozit malzemeler;

- Yüksek elastisite modülü
- Yüksek mukavemet (çekme ve basma)
- Yüksek sürünme direnci
- Yüksek aşınma direnci
- Metallerin süneklik ve tokluk, seramiklerin mukavemet ve aşınma direnci özelliklerini bir araya getirme
- Düşük yoğunluk

- Tekrar üretilebilir mikroyapı ve özelliklere sahip olma
- Yüksek sıcaklık mukavemeti
- Sıcaklık değişiklikleri ve termal şoka karşı düşük hassasiyet (Düşük termal genleşme katsayısı) gibi

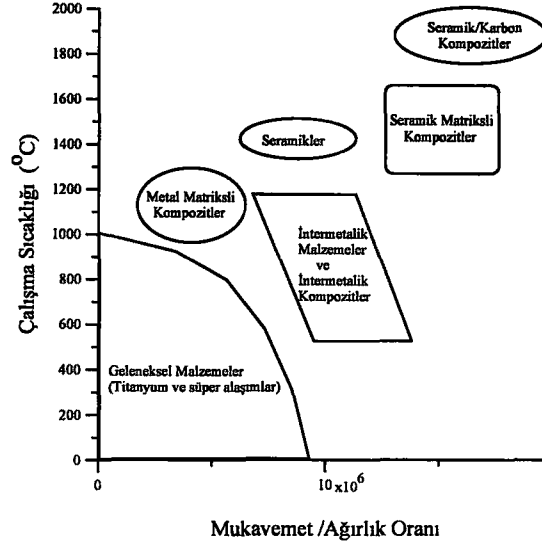
olumlu özelliklerinden dolayı ticari olarak geniş kullanım alanı bulmuştur. Bunların yanında metal matris kompozitlerin dezavantajları ise;

- Düşük süneklik
- Düşük yorulma direnci
- Çok karmaşık ve pahalı üretim metodları

olarak sınıflandırılabilir.

2.2. Metal Matris Kompozit Malzemelerin Uygulama Alanları

Metal matris kompozit malzemeler, matris alaşımlarından çok daha pahalı olduklarından yalnızca malzeme özelliklerinin birinci derecede önemli olduğu otomotiv ve uzay/havacılık endüstrisi gibi alanlarda tercihen kullanılmaktadırlar. 80'li yılların başında belli sektörlerdeki gelişmeler ve özellikle gelişmiş motor ve uzay araçları gibi yüksek sıcaklık malzemelerine ve değişken sıcaklıklarda boyutsal kararlılığa sahip malzemelere olan gereksinim sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitler üzerine ilgiyi artırmıştır. Metal matrisli kompozit malzeme, türbin motoru olarak kullanılacaksa diğer yüksek sıcaklık motor malzemelerine göre özelliklerinin optimal olarak geliştirilmesi için en önemli anahtar parametre, mukavemet/ağırlık oranı veya spesifik mukavemettir. Şekil 2.2, kullanım sıcaklıklarına ve spesifik mukavemetlerine göre çeşitli yüksek sıcaklık malzemelerinin performans haritalarını göstermektedir. Metal matrisli kompozitler, geleneksel malzemelerden daha yüksek sıcaklıkta kullanılmakta iken, spesifik mukavemetlerinin seramik, karbon/karbon kompoziti gibi diğer yüksek sıcaklık malzemelerinkinden daha düşük olduğu gözlenmektedir [10-12]. Metal bilimi ve teknolojisinin seramiklerden çok daha ileride olmasından dolayı metal matrisli kompozitler, bazı dezavantajlarına rağmen hala yüksek sıcaklık malzemesi olarak seramik matrisli kompozit malzemelerden daha fazla ve güvenilir olarak kullanılmaktadır.



Şekil 2.2. Değişik malzeme sınıflarının çalışma sıcaklığı ve mukavemet/ağırlık oranlarına göre performans haritaları [10].

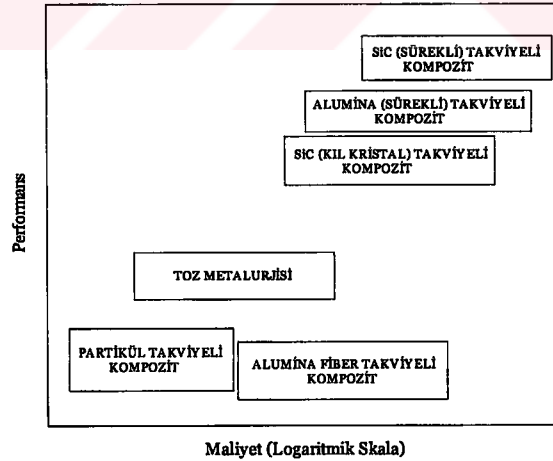
Metal matris kompozit malzemelerle kazanılan yüksek mukavemet, elastisite modulu, aşınma direncinde iyileşme, düşük yoğunluktan dolayı ağırlıkta azalma ve yüksek tokluk gibi mekanik özelliklerin yanı sıra düşük termal şok ve termal genleşme katsayısı, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği gibi fiziksel özellikler otomotiv, uzay-havacılık ve çeşitli uygulamalar için onları çekici malzemeler yapmıştır [13]. Kompozit malzemelerin uygulama alanları otomotiv, uzay-havacılık ve spor gereçleri (Tablo 2.3) olmak üzere üç ana grupta toplanabilir.

Tablo 2.3. Al matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları [5].

Takviye tipi	Otomotiv	Havacılık/Askeri	Spor Gereçleri
Sürekli Fiber		Deniz altılar, füze mermisi çatıları, kompresor pervaneleri, roket fırlatma tüpleri	
Kısa fiber/kıl kristal fiber	Piston başlığı, yanma memesi, bağlantı elemanı (rot), yataklar,	Uzay mekiği için kriş ve destekler, teleskop	
Partikül	Bağlantı elemanı (rot), Silindir gömleği, fren diski, şaft, ateşleyici	Metal ayna optikleri, uydu solar refraktörleri, kanat panelleri,	Tenis raketi, kayak, bisiklet çatısı, tekerlek çerçevesi, golf sopası

2.2.1. Otomotiv Uygulamaları

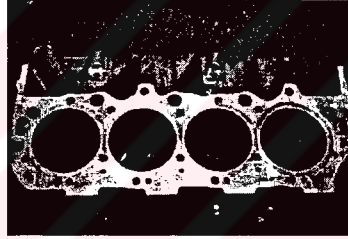
Ekonomik yakıt tüketimi, düşük araç emisyonu, yüksek performans, mukavemet, kalite, konfor, rahatlık ve maliyet otomotiv endüstrisi tarafından belirlenmiş hedeflerden bir kaçıdır [14,15]. Bu hedeflere ulaşmak için yeni malzemelerin ve üretim proseslerin gelişimi gerekli hale gelmektedir. Metal matris kompozitlerin sahip olduğu yüksek spesifik mukavemet, aşınma direnci, düşük termal genleşme katsayısı ve sönümlenme özellikleri otomotiv endüstrisinin beklentilerini karşılamaktadır. Otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin seçiminde, uzay-havacılık endüstrisindeki kadar ağırlıktan tasarruf yapma kaygısı olmamakla birlikte otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin kullanımı ile 0.5-2 \$/kg mertebesinde ağırlıktan kazanım sağlanmıştır [5]. Şekil 2.3, farklı kompozitler için performans ve maliyet karşılaştırmasını vermektedir [14]. Genel olarak, yüksek performanslı kompozitler çok pahalı ve aynı zamanda sürekli fiber takviyelidir. Otomotiv endüstrisinde uygulama olanağı bulan kompozitler, partikül takviyeli ve sıvı faz üretim yöntemi ile üretilen ve dolayısıyla ucuz olanlardır [14]. Metal matrisli kompozitlerin otomotiv uygulamalarındaki örnekler Tablo 2.4 ve Tablo 2.5.'de verilmektedir.



Şekil 2.3. Bazı kompozit malzemeler için performans ve maliyet karşılaştırması [14].

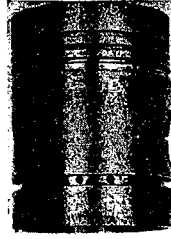
Toplam otomotiv ağırlığını azaltmak (yaklaşık 15-35 kg) için, otomobil üreticileri, orta seviyede Si içeren A319 ve A356 alaşımlarından üretilmiş motor bloklarını dökme demir motor bloklarının yerine kullanmışlardır. Bununla birlikte bu alaşımlar, sürtünmeye ve silindir bölgesinde aşırı yüklerle dayanamamışlardır. Bu gereksinimleri

karşılamak için partikül takviyeli Al matrisli kompozit motor blokları geliştirilmiştir (Şekil 2.4). Motor silindir bölgesi, aşırı sıcaklıklara (aşırı çalışma koşullarında 200 °C'ye kadar) ve aşırı yüklenmeye maruz kaldıklarından, bu bölgede aşınmaya, yorulmaya, sürünmeye dirençli, termal iletkenliği ve boyutsal kararlılığı yüksek olan Al_2O_3 veya SiC takviyeli kompozit malzemeler kullanılmıştır [14]. Honda 2.3 litrelik Preluda [14] ve Ferrari Formula I yarış otomobil [16] motor blokları için dökme demir yerine sırasıyla sıkıştırılmalı dökümle üretilmiş alümina/karbon fiber hibrid kompozit ve Al-grafit kompozit malzemeler kullanılmıştır. Al matristen üretilmiş silindir gömleği, dökme demir silindir gömleklerine yakın aşınma direnci ve aynı hızda çalışabilme kabiliyeti sergilemiştir [5,17]. Bu uygulama için kullanılan bir başka kompozit malzeme, toz metalurjisi yöntemi ile homojen yapıda üretilmiş sıkışma (seizure) direncini artırmak için % 0.5-3 grafit ilaveli ve aşınma direncini iyileştirmek için Al_2O_3 takviyeli Al-17Si alaşımlarıdır [5].



Şekil 2.4. Partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemeden üretilmiş silindir gömleklerine sahip alüminyum motor bloğu [14].

Piston ve bağlantı çubuğu (rot) uygulamalarında metal matrisli kompozit malzemeler yaygın olarak kullanılmıştır. Kompozit malzemeden üretilmiş piston ve rotun kullanımı ile ağırlıktan kazanılmakta [18], motora etkiyen ikincil kuvvetler azaltılmakta, düşük termal genleşme katsayısından dolayı boyutsal kararlılık ile sırasıyla 250-300 °C ve 150-180 °C aralığında çalışan piston ve bağlantı çubuklarında sıcaklık değişiminden kaynaklanan termal yorulmaya karşı direnç sağlanmakta, yakıt ekonomisi ve motor hızı artmakta, krank shaftın üzerine düşen yükler ve sürtünme kayıpları azalmaktadır [14].



Şekil 2.5. Seramik fiber takviyeli Al matrisli diesel motor piston ring yivi [5,15].

Tablo 2.4. Otomotiv endüstrisinde kullanılan süreksiz takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları.

Matris/Takviye	Uygulama Alanları	Özellikleri ve Yararları	Üretici Firma (veya Üretim Yöntemi)	Ref.
% 20-30 SiC/Al	Piston, fren diski, silindir gömleği, pervane mili, şaft	Aşınma direnci, yüksek spesifik mukavemet, ağırlıktan tasarruf	Duralcan, Martin Marietta, Lanxide	15,20
SiC/Mg	Dişli çark, makara ve zırh (cover)	Ağırlıktan tasarruf, yüksek mukavemet ve yüksek direnç	Dow Kimya (USA)	20
Grafit/Cu	Elektrik kontaktörleri, entegre ve hibrid devre, elektronik paketleme yatakları	Düşük sürtünme ile aşınma direnci, düşük termal genişleme katsayısı	Hitachi LTD (USA)	19,20
Grafit/Al	Dizel deniz motorları için yatakları (kendinden yağlamalı, daha ucuz ve hafifi), otomotiv yataklarında, piston, piston yivi, piston gömleği, bağlantı çubukları	Yüksek mukavemet, düşük termal genişleme katsayısı, ağırlıktan tasarruf, boyutun azaltılması	Birleşik mühendislik (USA)	14-16, 20
Al ₂ O ₃ /Al	Silindir gömleği, piston, yatak malzemesi, bağlantı çubukları, piston ring yivi	Yüksek mukavemet, düşük termal genişleme katsayısı, ağırlıktan tasarruf, boyutun azaltılması	Birleşik mühendislik (USA), Toyoto	15,19-21,
Al ₂ O ₃ .SiO ₂ /Al	Pervane yağ pompası, Damper kasnağının tekerleği (Hub of damper pulley)	Aşınmaya direnç, yüksek mukavemet	Hiroshima Aluminum (Japon), Toyoto	21
TiC/Al	Piston, biyel kolu, turboşarj pervaneler, bağlantı milleri	Aşınmaya direnç, yorulmaya direnç, ağırlıktan tasarruf	Martin marietta	15,20

Piston eksenine dikey rastgele yönelmiş Al₂O₃ fiber takviyeli Al-Si-Cu matrisli sıkıştırılmalı dökümle üretilmiş kompozit piston kafası (crowns) otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır [5,15]. Bu malzemeler, yorulma hasarına sebep olan pistonların radyal genişlemesini azaltmakta ve yanma odasındaki (combustion bowl) erozyon ve çatlamayı önlemişlerdir. Daha hafif piston ve güvenilir baş alanları (head lands) elde etmek için piston yivleri de takviyeli

kompozitlerden üretilmiştir (Şekil 2.5). Alan çalışması kapsamında [5], ağır yük altında çalışan 250 hp 6 silindir diesel kamyon motorlarından 4 tanesi Al_2O_3 fiber takviyeli kompozit ve diğer ikisi takviyesiz malzemeden üretilerek test edilmiş ve 200 saat inceleme sonucunda pistonların kontrolü, takviyesiz malzemeden üretilmiş motorların çatlak içerdiğini ve 500 saate kadar bu çatlakların büyüme gösterdiği belirlenmiştir. Buna rağmen Al matrisli kompozitlerde çatlak oluşmamış ve hatta kontrol pinleri üzerinde yanma memesi kenarında erozyon gözlenmemiştir. Fiber takviyeli yiv, piston ağırlığını % 10 azaltmıştır [5]. İlave olarak piston, piston yivi ve silindir gömleği uygulamaları için grafit takviyeli Al kompozitlerin kullanılması ile içten yanmalı motorlardaki parçaların aşınması azaltılmış, yakıt tasarrufu sağlanmış, sürtünmeden kaynaklanan güç kayıpları ve motorun toplam ağırlığı azaltılmıştır [16]. Iguera [16], Bruni model [16] ve Honda [18] motor silindir bloğu ve silindir gömlekleri ile Ferrari I yarış otomobil motorları [16] dökme demir yerine grafit/Al kompozitlerden üretilmiştir. Tek silindirli dizel motorlarında dökme demir pistonları yerine dökümle üretilmiş grafit/Al kompozit pistonları yakıt tüketimini ve sürtünmesel güç kayıplarını azaltmakta, kuru ve/veya yağlamalı halde çalışma sırasında sıkışma yapmamakta ve içten yanmalı motorların toplam ağırlığını azaltmaktadır [19].

Tablo 2.5 Otomotiv endüstrisinde kullanılan sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin uygulama alanları.

Matris/Takviye	Uygulama Alanları	Özellikleri ve Yararları	Üretici Firma (veya Üretim Yöntemi)	Ref.
$Al_2O_3(f-kristal)/Al$	Motor bloğu	Yüksek mukavemet, düşük termal genleşme katsayısı, ağırlıktan tasarruf		14,19,20
$Al_2O_3(kilcal\ kristal)/Al$	Piston segmanı, piston yanma yüzeyi, piston yivi	Yüksek mukavemet ve direngenlik, aşınma direnci, yüksek çalışma sıcaklığıyüksek sürtünme ile yorulma direnci	Toyota, JPL,	5,8,14, 15,20
Al_2O_3f/Al	Bağlantı mili, biyel kolu, Silindir gömleği	Yüksek mukavemet ve direngenlik, ile ağırlıktan tasarruf düşük termal genleşme	Dupont Chrysler (USA), Honda	15,20,21
$SiC(kilcal\ kristal)/Al$, $SiC(kilcal\ kristal)/Al-17Si-4Cu$	Bağlantı milleri, hareket iletim milleri, Dizel motor pistonu, kompresör pervanesi,	Yüksek spesifik mukavemet, düşük termal genleşme katsayısı, ağırlıktan tasarruf, aşınmaya direnç	Nissan, Niigata (Japon), Sanyo	5,15,20,21

Bağlantı çubukları için önemli malzeme özelliği, elastisite modulu, yoğunluk ve yorulma direncidir. Dökülmüş ve ardından dövülmüş % 15 SiC takviyeli 6061 Al veya 2014 Al matrisli kompozit malzemesi, bağlantı çubuk uygulamaları için

kullanarak maksimum eksenel yükler azaltılmış ve ayrıca yapısal kesitler inceltilmiş veya daraltılmıştır [20]. Honda, metal matris kompozit bağlantı çubuğunu kullanarak yakıt ekonomisi ile birlikte % 30 ağırlıktan tasarruf sağlamıştır [18]. Şekil 2.6'da, sıcak dövme ile üretilmiş % 15 SiC partikül takviyeli 2080 Al matrisli kompozit malzemedan imal edilmiş bağlantı çubuğu gösterilmektedir [14].



Şekil 2.6. Sıcak dövülmüş % 15 SiCp/2080 Al bağlantı çubuğu [14].

Otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin diğer bir kullanım alanı, fren diskleri ve fren kampanalarıdır (Şekil 2.7). Özellikle kompozit fren disklerinin düşük ağırlıkları, frenleme mesafesinin kısa olması, aşınma dirençleri, ısıyı uzaklaştırmak için iyi termal iletkenlikleri ve mukavemetlerindeki gelişme, onları dökme demirlere karşı tercih edilen malzeme yapmıştır. Metal matrisli kompozit malzemedan üretilmiş fren diskinin öncelikli yararı % 50-60 ağırlıktan tasarruf sağlamasıdır. Dökme demirden bir fren diski 5.4 kg iken, metal matris kompozitten üretileni yalnızca 2.5 kg'dır. Böylece ağırlık tasarrufundan dolayı yakıt verimliliğinde artma, fren mesafesinde azalma, fren gürültüsünde azalma, daha homojen sürtünme ve daha az aşınma sağlanmaktadır [5,14,22,23]. Bu nedenle otomotiv sanayiinde kullanılan dökme demir fren kampanaların yerine % 20-30 SiC takviyeli Al matrisli kompozit kullanılmaktadır [14,23]. Partikül takviyeli Al matrisli kompozitten üretilmiş fren diskinin işlevini etkileyen önemli faktör termal yayılım katsayısıdır. Kompozitin termal yayılımı, dökme demirin yayılımından 5 ile 8 kat daha yüksektir. Bu özellik, sürtünen yüzeylerde ortaya çıkan ısının sistemden uzaklaştırılmasına yardımcı olmaktadır [14]. Fren rotorları çok şiddetli çalışma koşullarında 450 °C kadar yüksek sıcaklıklara maruz kalmaktadır [14]. Bu sıcaklıklarda, termal yaşlanma, gerilme gevşemesi, yayılım katsayısı özellikleri önemli olmaktadır. Tablo 2.6 da Duralcan tarafından geleneksel dökümle üretilmiş % 20 SiC takviyeli F3S.205 matrisli kompozitle gri dökme demirin (30/35) özelliklerinin karşılaştırması verilmiştir.

Performans-maliyet ilişkisini dikkate alarak en iyi malzemeyi veren değer parametresi (max Q_{ck}) Denklem 2.1 yardımıyla hesaplanmıştır [5]

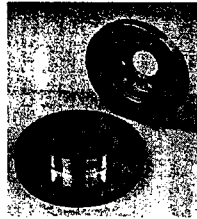
$$MaxQ_{ck} = \frac{\lambda^\alpha \sigma_{a,0.2}^v}{dC_k} \quad (2.1)$$

Burada λ termal iletkenlik, $\sigma_{a,0.2}$ akma mukavemeti, α ve v geometrik faktörler (1 olarak alınmış) ve C_k malzeme maliyetidir.

Tablo 2.6. Fren diski uygulaması için dökme demir ve Al matrisli kompozit malzemelerin karşılaştırması [5,23].

Malzeme	Akma Mukavemeti (MPa)	Termal İletkenlik (W/mk)	Yoğunluk (kg/cm ³)	C _k (\$/kg)	Q _{ck}
Gri Dökme Demir	215	42	7.28	0.5	2.81
% 20 SiC/F ₃ S.205	310	182	2.770	5	4.07

Denlem 2.1'e göre hesaplanan değer parametresi (Q_{ck})'nin alüminyum kompozitte yüksek olması bu uygulama için rekabet eden malzeme olduğunu ortaya koymuştur [5]. Ağırlığı düşürmek amacıyla Al matrisli kompozitten üretilmiş, otomotiv fren merkezleri de (calipers) gelişme altındadır [22]. Yaygın olarak kullanılan dökme demirlerle karşılaştırıldığında kompozit fren merkezlerinin elastisite modulu yüksektir. Düşük elastisite modulüne sahip malzeme, yük altında kötü pedal hissi vermekte, büyük titreşime sebep olmakta ve ayrıca papuç aşınması düz olmamaktadır. Fren merkezi uygulamaları için kullanılan kompozitler PRIMEX™ basınçsız metal infiltrasyonu ile üretilmiş % 50 Al₂O₃ takviyeli 2124 Al-T6 (AlCuMg) [5] ve % 30 SiC takviyeli Al-Si-Mg alaşım [22] matrisli malzemelerdir.



Şekil 2.7. % 20 SiC takviyeli fren diskleri [14].

Hafif kamyonlarda kullanılan prototype otomobil şaftları Duralcan prosesleri ile üretilen % 20 Al₂O₃p/6061 Al kompozit malzemesi ile geliştirilmiştir. Geleneksel Al

alaşımlarına kıyasla, kompozit malzemenin sahip olduğu yüksek elastisite modulu, şaftın çapını azaltma imkanı vermektedir. Belirli bir çapta, şaftın kritik hızını arttırmak veya belirli bir kritik hızda şaftın uzunluğunu da artırmak mümkündür [5]. Kritik şaft hızı (N_c) [14]:

$$N_c = (15\pi/L^2) \cdot [(E/\rho) \cdot g \cdot (R_o + R_i)^2]^{1/2} \quad (2.2)$$

olarak ifade edilir ve burada L şaft uzunluğu, R_o ve R_i dış ve iç çaplar, E elastisite modülü, ρ yoğunluk ve g yer çekim ivmesidir. Buradan anlaşılacağı gibi özgül modül (E/ρ), kritik hızı etkileyen tek malzeme özelliğidir. Kritik hızı etkileyen geometrik değişkenler ise şaft uzunluğu ve çapıdır. Özgül modüllerinin hem çelikten hem de Al'dan önemli derecede yüksek olması nedeniyle metal matrisli kompozitlerden daha uzun şaft üretmek mümkündür. Korozyon direnci, mukavemet ve süneklik gibi bir takım istekler bu uygulama için 6xxx serisi Al alaşımları üzerinde dikkatlerin yoğunlaşmasına yol açmıştır. Şaft malzemesi olarak % 20 Al_2O_3 p/6061 Al kompozitinin kullanımı (Şekil 2.8), sabit bir kesit alanı için şaft uzunluğunda % 8'lik bir artışa imkan sağlamıştır [14].



Şekil 2.8. % 20 hacim oranında Al_2O_3 partikülü ile takviye edilmiş 6061 Al otomobil şaftı [14].

Yatak malzemesi uygulamalarında katı yağlayıcı gibi davranarak sürtünme katsayısını düşürüp aşınma direncini artırdığı için grafit fiber takviyeli kompozit malzemelerin kullanılması mümkündür [5,16,24]. Rusya'da grafit takviyeli alüminyum alaşım matrisli kompozitler, yatak uygulamalarında, geleneksel bronz ile yer değiştirmiştir [16]. Ayrıca spreylendirme prosesi ile üretilmiş yüksek hacim oranında B_4C içeren 5754 Al matrisli alaşımlar, neutron absorplama kabiliyetinden dolayı nükleer güç santrallerinde kullanılmıştır. Bu uygulama için B_4C takviyeli 5754 Al matrisli kompozit malzemeler, düşük yoğunluğu, artan çekme özellikleri, yüksek

elastisite modulu, iyi korozyon direnci ve iyi termal iletkenliğinden dolayı seçilmiştir.

2.2.2. Uzay-Havacılık-Askeri (Yapısal) Uygulamalar

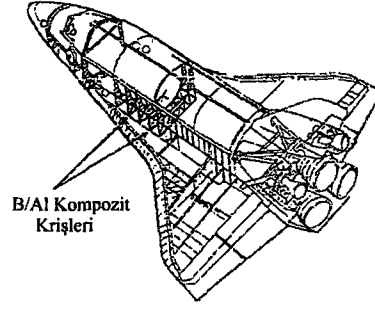
Uzay-havacılık uygulamalarının karakteristiği, pahalı ve az miktarlarda üretimin olmasıdır. Uzay-havacılık uygulamalarında parçaların maliyeti, ileri teknoloji gereksinimin bir sonucudur. Uzay-havacılık uygulamalarında ağırlıktan elde edilen tasarruf, yakıt ekonomisinde iyileşme sağlamaktadır. Havacılıkta ağırlık tasarrufunun sağladığı yarar 2000 \$/kg ve bu değer sivil uçaklar için 100-1000 \$/kg'dır. Ağırlıktan tasarruf miktarı az olduğunda, kullanılan malzemelerin maliyeti yüksek olduğu için uygulama alanının maliyeti yüksek olmaktadır [5]. Havacılık uygulamalarında metal matris kompozit malzemelerin kullanılmasının amacı, yalnızca alaşımın yoğunluğunu düşürmek değil çoğunlukla elastisite modulu ile birlikte ağırlıktan tasarruf sağlamaktır. Örneğin süreksiz SiC partikül takviyeli Al alaşım matrisli kompozit kullanımı ile % 10 ağırlıktan tasarrufa karşılık % 50 elastisite modulunde artış rapor edilmiştir [6].

Takviye malzemesinin yüksek fiyatından dolayı (660 \$/kg) üretim maliyetlerinin yüksekliği sürekli fiber takviyeli kompozitlerin uygulamasını pahalı hale getirmektedir [6,8]. Fiber takviyeli kompozit malzemelerin tercih edilmesinin nedeni, kabul edilebilir miktarda ağırlık tasarruf değerlerine karşılık özelliklerindeki artış oranının yüksek olmasıdır. Geleneksel Al ve çelik gibi malzemelerle karşılaştırıldığında uzay-havacılık uygulamalarında Al kompozitlerin kullanımı ile yakıt tasarrufu sağlanır. Tablo 2.7'de, sürekli fiber takviyeli Al matrisli kompozitlerin kullanım alanlarına yönelik, füze mermileri, savaş muharebe tankları, şase parçaları, zırh malzemeleri, dikilebilir ani saldırı köprüleri, uzay mekiği parçaları gibi örnekler verilmektedir [5,9]. Tablo 2.7'den de anlaşılacağı gibi partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin aksine yüksek maliyetli sürekli fiber takviyeli kompozitler, yüksek mukavemet ve termal direnci gerektiren, ancak maliyetin önemli olmadığı veya kaçınılmaz olarak katlanıldığı alanlarda (havacılık, ve uzay endüstrisi ile enerji sektöründe özellikle nükleer santrallerde) daha çok uygulama olanağı bulunmaktadır [5].

Tablo 2.7. Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin uzay-havacılık alanlarında uygulamaları.

FİBER/MATRİS	UYGULAMA ALANI	REF
SiC kaplı B/Al	Türbin kanatları	9
C/Mg veya Mg alaşımı	Türbin fan kanatları, basınçlı kaplar, zırh levhaları	9
SiC/Be veya Ca, W, Mo, Fe, Co, Ni, Cr, Si, Cu, Mg ve Zr ile alaşımları	Nükleer endüstrisi ile havacılık ve uzay sanayinde	9
SiCw/7075 Al	Havacılık yapıların bağlantı elemanları (Mitsubishi Electronics)	21
B+Paslanmaz çelik; Borsik+Mo fiberleri/Al,Ti	Havacılık ve uzay endüstrisi	29
SiC/Ti veya Ti-3Al-2.5 V alaşımı	Kompresör kanatları, uçak kanat yüzeyleri	5
C/Si	Aşındırıcı malzemeler	5
C/Bronz	Yatak Malzemesi	5
C/Cu alaşımları	Yüksek mukavemetli ve elektrik iletkenliği yüksek malzemeler	5
Karbürler ile kaplı C/Ni veya alaşımı	Havacılık endüstrisi	5
Ta,Ti ve W'nin tek karbürleri/Al, Al-Si, Ag, Cu ve alaşımları	Sürtünme aşınmasına dayanıklı malzemeler	5
Al ₂ O ₃ /Al alaşımı	Helikopter dişli kutularında, roket ve helikopter parçaları	5,9
C/Al	Roket ve holikopter parçaları, füze ve roket tüpleri	5,9
SiC/ 6061 Al	Kompresör bıçakları, pervaneler	5
B fiber/Al alaşımı	Uzay mekiğinin gövdesini destekleyen krişler, jet motor pervaneleri	5

Bor fiber takviyeli Al alaşım matrisli kompozit malzemeden imal edilmiş krişler uzay mekiğinin gövdesini taşıması için geliştirilmiştir (Şekil 2.9). Ayrıca bor fiber takviyeli kompozitler, jet motorunun pervane bıçaklarında da kullanılmıştır. Pervanelere ve kompresör bıçaklarına bakıldığında, hafifliğin yanında yüksek elastisite modulu, sürtünme özellikleri, mukavemet ve erozyona karşı direnç önemlidir. Takviyesiz Al alaşımlarla karşılaştırıldığında özelliklerde iyileşme, sürekli fiberlerin yönlendirilmesini belirleyerek elde edilebilir. SiC fiber takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozit malzemeler bu uygulamalar için kullanılmıştır [5,13]. Titanyum esaslı kompresör bıçaklarla karşılaştırıldığında kompozit malzemeden üretilmiş bıçaklar daha yüksek hızlara ulaşma imkanı sunmuştur [5]. Sürekli grafit fiber takviyeli Al alaşımları, yüksek sıcaklıkta özelliklerini koruyabilme kabiliyetine sahip oldukları için, füze yüzeyleri ve roket tüpleri gibi uygulamalar bu kompozitlerin ilgi alanına girmiştir [5].

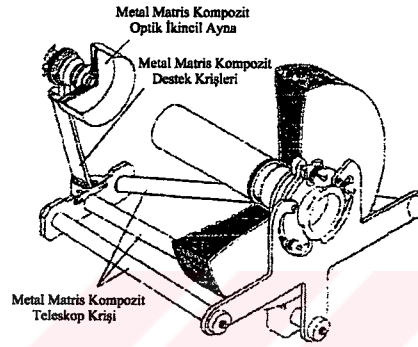


Şekil 2.9. Uzay mekiğinde Bor takviyeli Al matrisli, boru şekilli uçak gövdesi (struts) krişleri [5].

Uzay araçları ve yapıları ortam ve çalışma şartları gereği düşük ağırlığa, yüksek mukavemete, düşük ısıl genleşme katsayısına, oksidasyona karşı dirence ve boyutsal kararlılığa sahip olması gereklidir. Bu nedenle titanyum ve titanyum aluminidlar gibi hafif ve yüksek sıcaklık alaşımlarına, yüksek mukavemetli ve yüksek elastisite modülüne sahip seramik veya grafit fiberleri katılarak elde edilen metal matrisli kompozitler uzay araçlarının karşılaşılabileceği sert ortamlara ve yüksek sıcaklıklara dayanma yeteneğine sahip olur. Bunun yanında uzay mekiklerinin gövdesini destekleyen kafes sistemi ile krişlerde ve iniş takımı parçalarında kullanılan 242 adet tek yönlü bor-alüminyum kompozit, sağladığı ağırlık tasarrufuna ek olarak düşük ısı iletimine sahip olmasından dolayı araç gövdesindeki ısı akışını ve dolayısıyla ısı yalıtım gereksinimlerini azaltmış ve böylece araç içi hacminin büyümesine yol açmıştır [9].

Havacılığa ait optik uygulama alanlarında partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemelere örnekler, metal ayna optikleri, uydu-güneş reflektörleri ve uçak panelleridir. Metal ayna optikleri ve uçak kanat panelleri için % 20-40 SiC takviyeli 6061 Al veya 2024 Al alaşım matrisli kompozitler kullanılmıştır [5]. Partikül takviyeli kompozitlerin özelliklerinin izotrop olmasının yanı sıra ağırlıktan tasarruf, termal genleşme katsayısının düşük, termal iletkenlik katsayısının ve ısıyı dağıtma kabiliyetinin yüksek olması, bu uygulamalar için önemli olmaktadır. Takviye partikül hacim oranının artması ile termal genleşme katsayısı ihmal edilebilir bir seviyeye inmektedir. Metal ayna optiklerinde, termal çevrim sözkonusu olduğundan termal genleşme katsayısının düşük olması istenmektedir [5]. Akımsız Ni kaplamalarla karşılaştırıldığında bu tür uygulamalar için partikül takviyeli kompozitler tercih

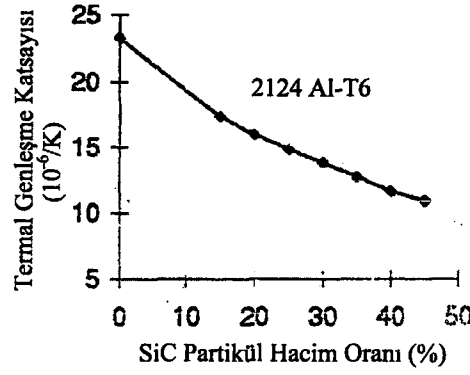
edilmektedir. Ayrıca partikül takviyeli kompozitler boyutsal olarak kararlıdırlar. Kızıl ötesi aynalar ve ultra hafif uzay teleskopları (Şekil 2.10) gibi aşırı termal çevrim-mekanik şok şartları altında kullanılabilecek optik cihaz uygulamaları için metal matrisli kompozitler en uygun seçenek haline gelmiştir [5]. Ayrıca düşük ısıl genleşme katsayıları ile birlikte metal matrisli kompozitlerin mükemmel termal iletkenlikleri, geniş bir sıcaklık aralığında yansıtma yüzeylerinin boyutsal kararlılığı ve düzgünlüğüne yardımcı olmaktadır [9].



Şekil 2.10. Teleskop [5].

2.2.3. Diğer Uygulamalar

Elektronik uygulamalar için metal matrisli kompozitlerin geliştirilmesinde etkili olan önemli parametre, düşük yoğunluk ve ısı genleşme katsayısı, yüksek ısı iletimi ve yüksek elastisite moduludur [25]. Kompozitin termal genleşme katsayısı, takviye elemanının tipi ve miktarı ile değişim göstermektedir. Şekil 2.11, -51 ile 93 °C sıcaklık aralığında 2124 Al-T6 alaşımının termal genleşme katsayısına SiC içeriğinin etkisini göstermektedir. Metal matris kompozitlerin termal genleşme katsayıları takviye partikül hacim oranının artması ile azalmaktadır [25,26]. Artan partikül içeriği ile termal genleşme katsayısı takviye elemanının yönlenmesine bağlı olarak farklılık göstermektedir [5].



Şekil 2.11. 2124 Al (Al 4.4 Cu 1.5 Mg) alaşımı için SiC partikül hacim oranı ile termal genleşme katsayısının değişimi [5].

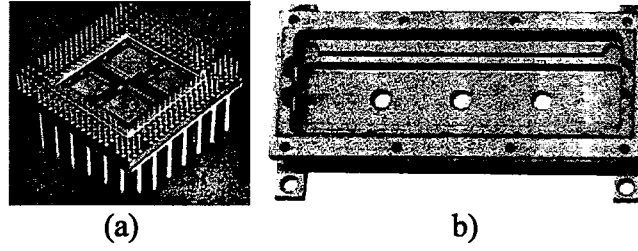
Kompozit malzemelerin termal genleşme katsayısındaki azalma oranı, takviye elemanının termal genleşme katsayısının düşüklük derecesine bağlıdır [5]. SiC takviye elemanının termal genleşme katsayısı Al_2O_3 takviye elemanının termal genleşme katsayısından düşüktür [5]. Düşük termal genleşme katsayısı özelliği, termal çevrime maruz kalan parçaların kullanım alanlarında önemlidir ve termal yorulma riski azalmış olmaktadır. Bununla birlikte, takviye elemanları çatlak başlangıcı için bir kaynak oluştururken, takviye elemanının ilavesi ile matris malzemesinin sünekliğinde hızlı bir düşme ve termal genleşmedeki farklılıktan dolayı takviye ve matris arasında iç gerilmeler meydana gelmekte iken kesin olarak kompozitin termal yorulma özelliklerinde iyileşme ve/veya yorulma riskinin azaldığını söylemek doğru olmamaktadır [5].

Takviye elemanının termal genleşme katsayısı matrisinkinden daha düşük iken elastisite modulu büyüktür. Bu, üretimden sonra soğuma işleminin, matriste çekme gerilmelerine ve ilişkili olarak takviyede basma gerilmelerine yol açacağı anlamına gelmektedir.

Metal matris kompozitler, düşük termal genleşme katsayısı ve düşük yoğunluklarının yanında yüksek termal iletkenlik katsayısına sahiptirler. Bu özelliklerinden dolayı da elektrik parça uygulamalarında tercih edilmektedir [25,26].

Mikrodalga ve elektronik devre (package) malzemelerinin (Şekil 2.12.) maruz kaldığı, 65 ile 125 °C arasında termal çevrim yüklemesi, parçaların hasarına sebep olabilir. Bu amaçlar için, SiC takviyeli 6061 Al matrisli kompozit malzemeler

kullanılmıştır. Metal matris kompozit malzemelerin elektrik ve termal özellikleri matris malzemesine bağlıdır ve takviye hacim oranı ile düşmektedir.



Şekil 2.12. % 65-75 SiC_p takviyeli Al alaşım matrisli (a) Chip ve (b) mikro dalga paketleyicisi [25,26]

Mikrodalga devre sistemlerinde kullanılan kart malzemelerinin fonksiyonu, ısı yayan parçalardan ısıyı uzaklaştırılmasında etkili olmaktır. Aynı zamanda yüksek elastisite modulu ve çekme mukavemeti gereklidir [25,26]. Aşırı sıcaklıklarda çalışma güvenilirliği için kart malzemesinin termal genleşme katsayısı, Al₂O₃, Si ve GaAs gibi mikrodalga devre elemanlarının üretiminde kullanılan malzemelerin sahip olduğu termal genleşme katsayısı değerine yakın veya daha düşük olmalıdır [25,26]. Termal çevrim sırasında parçaların bağlantı noktalarında termal genleşme katsayısının uyuşmaması nedeniyle çatlak veya yorulma hasarı oluşabilir, bu sebeple termal genleşme katsayısı önemli bir parametredir. Bu gereksinimleri karşılayan geleneksel bir çok metal, özellikle hafifliğin istendiği özellikle havacılık elektroniği uygulamalarında yüksek yoğunlukları nedeniyle elverişsizdir. Toz metalurjisi ile üretilen ve hacimce % 20-40 arasında SiC_p takviyeli Al-Alaşım matrisli kompozitler, hafiflik, iyi ısı genleşme katsayısı, ısı iletimi ve korozyon direnci gibi gereksinimleri karşılayan malzemeler olarak geliştirilmiştir [5].

Son yıllarda elektronik sanayiinde süper iletken kablolarının yapımında metal matrisli kompozit malzemelerin kullanıldığı görülmektedir. Kırılgan bir yapıya sahip olan NbTi, V₃Ga gibi süper iletken bileşikler, 2.5 µm çapındaki tel haline getirildikten sonra 1500 adet tel sargısı olarak Ag veya bronz matris içerisinde gömülerek dış etkenlerden korunmaktadır [9].

Tenis raketleri, kayaklar, bisiklet çatısı (frame), tekerlek jantları ve golf sopası gibi sportif alanlarda da alüminyum matrisli kompozit malzemeler kullanılmıştır (Tablo 2.8). Tüm bu uygulamalarda düşük ağırlık için yoğunluk ve aynı zamanda

mukavemet için elastisite modulu önemli malzeme özellikleridir. Örnek olarak, grafit/epoksi raketlerle karşılaştırıldığında, ekstrüze edilmiş % 20 SiC partikül takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozit raketler, düşük maliyetlerde % 25 titreşim azalması ve mukavemet artışı sağlamıştır.

Tablo 2.8. Partikül takviyeli kompozit malzemelerin spesifik uygulamaları [5,21].

Malzeme	Uygulama
% 20 SiC/6061 Al	Tenis raketi
%10 Al ₂ O ₃ /7075 Al (Al4.5Zn1.4Mg0.45Mn)	Bisiklet gövdesi
%20 SiC/Al9Si	Golf klüp başlıkları

3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

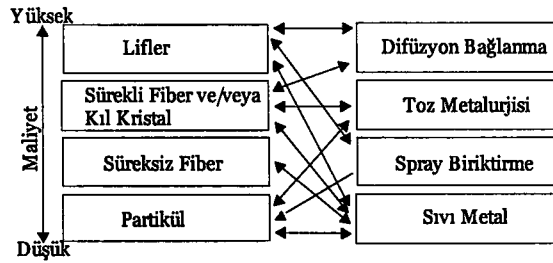
3.1.Giriş

Metal matrisli kompozit malzemeler, kullanılmakta olan geleneksel üretim yöntemleri ile kolay olarak üretilmemekte olup, kompozitlerin özelliklerini ve yapısını optimize etmek için çeşitli üretim teknikleri geliştirilmiştir.

Metal matrisli kompozit malzemelerini üretmek için kullanılan yöntemler, üretim süresince metal matrisin sıcaklığına bağlı olarak üç grupta sınıflandırılmaktadır [1,6,8,27].

- 1- Sıvı-faz üretim yöntemleri
- 2- Katı-faz üretim yöntemleri
- 3- Çift-faz (sıvı/katı) üretim yöntemleri

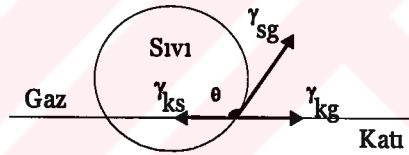
Şekil 3.1, metal matris kompozit malzemelerin üretim yöntemlerinin göreceli maliyetlerini göstermektedir.



Şekil 3.1. Metal matris kompozit malzemelerin üretim yöntemlerinin göreceli maliyetlerinin karşılaştırılması [15].

3.2. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

Sıvı faz üretim yöntemleri, üretimin sıvı fazda gerçekleştiği yöntemlerdir. Sıvı faz proseslerinde, farklı ve uygun teknikler kullanılarak matrisin içine seramik partiküller ilave edilmektedir. Sıvı faz üretim yöntemlerinde sıvı metallerle (1000 mJ/m^2 kadar yüksek yüzey gerilimi ile) ilişkili olarak fiber veya partikülle takviye edilmiş kompozitleri üretmenin temel zorluğu, metal ve takviye fazı arasındaki zayıf ıslatma ve bağlanmadır [6]. Bu, matris alaşımına bağlı olarak, seramik takviyenin dikkatli seçimini gerektirmektedir. Metal matris ile takviyelerin ıslatma karakteristiğini belirlemek için kullanılan metod “hareketli damlacık” deneyidir. Sabit sıcaklık ve kontrollü atmosfer altında seramik takviye altlık yüzeyinde oluşturulan metal damlacığının yüzey gerilimi, damlacığının şeklinden hesaplanmakta ve arayüzey gerilimi (veya bağ mukavemeti), sıvının yüzey gerilimini aştığı zaman metal ve sıvı arasında ıslatma meydana gelmektedir. Herhangi bir sıvı faz, sistemin yüzey enerjisi tarafından izin verilen bir dereceye kadar katı fazı ıslatmaktadır. Sıvı ile bir katının ıslatılabilirliği, Şekil 3.2’de gösterildiği gibi sıvı ile katının yüzey gerilimleri sonucu oluşan temas açısı θ ile tanımlanmaktadır [6,28-31].



Şekil 3.2. Katı, sıvı ve gaz arasında oluşan yüzey gerilimlerini ve temas açısını gösteren şematik diyagram [6].

$$\cos\theta = (\gamma_{kg} - \gamma_{ks}) / \gamma_{sg} \quad (3.1)$$

γ_{kg} , γ_{sg} ve γ_{ks} sırasıyla katı-gaz, sıvı-gaz ve katı-sıvı arasındaki birim alan başına harcanan arayüzey enerjileridir. Islatma için birim yüzey alanı başına enerji cinsinden harcanan iş (W_i) ve ıslatma için itici kuvvet (D_f) sırasıyla Denklem 3.2 ve Denklem 3.3 ile verilmektedir [6,30];

$$W_i = \gamma_{sg} \cos\theta = \gamma_{kg} - \gamma_{ks} \quad (3.2)$$

$$D_f = \gamma_{kg} - \gamma_{ks} \quad (3.3)$$

Burada $\cos\theta > 0$ ve $\theta < 90^\circ$ yani $\gamma_{kg} > \gamma_{ks}$ [6,28,30-34] veya $W_i < 0$ ve $D_f \geq \gamma_{kg}$ iken [6,30] sıvı katıyı ıslatmaktadır. Aksi durumda katı/sıvı arayüzeyi oluşturmak için fazladan iş gerekmektedir [32]. Islatmanın şiddeti, temas açısının büyüklüğünün yanında Denklem 3.4'ü kullanarak hesaplanan sıvı/gaz yüzey geriliminin büyüklükleri ile de ölçülmektedir. Denklem 3.4'de g yerçekim ivmesi, ρ sıvının yoğunluğu, dm damlacığın maksimum çapı ve f geometrik faktördür [31].

$$\gamma_{sg} = \frac{g\rho dm^2}{4} \left[\frac{0.052}{f} 0.1227 + 0.0481f \right] \quad (3.4)$$

Sıvı metali çevreleyen oksit tabakası, arayüzey reaksiyonları, valans elektron konsantrasyonu, sıcaklık, zaman ve vakum gibi birçok karmaşık faktör, metal ile ıslatmayı karakterize etmek için hareketli damlacık deneyini etkilemektedir [7,19,29,30]. Bununla birlikte metal-seramik sistemlerinde ıslatılabilirlik [6];

- i. Katının yüzey enerjisini artırarak
- ii. Katı-sıvı yüzey enerjisini azaltarak
- iii. Sıvı metalin yüzey gerilimini azaltarak

iyileştirilmektedir. Pratikte bunlar sırasıyla, seramik partiküllere metalik kaplama uygulayarak, reaktif elementlerle metalik matrisi alaşımlandırarak ve seramik partiküle ısıtma işlemi uygulayarak başarılmaktadır [6].

Islatma deneyi ve kompozit üretimi üzerinde etkili olan yöntemlerden biri, seramik takviye malzemesinin kaplanmasıdır. Islatılabilirliği artırmak için kullanılan kaplamalar iki grupta toplanmaktadır; matrisle reaksiyona giren metalik kaplamalar (Ni, Cu, Ag, Cr gibi) [29,30], veya metal üzerindeki oksit tabakası (örneğin sıvı Al yüzeyinde oluşan Al_2O_3) ile reaksiyona giren (K_2ZrF_6 gibi) [7,29,30,35,36,] kaplamalardır. Sıvı metaller her zaman katı metalleri ıslatmakta ve intermetalik bileşiklerin oluşması durumunda ıslatma güçlenmektedir [30]. Seramik takviye yüzeyine biriktirilen metalik kaplamalar, seramik-metal etkileşimini, metal-metal etkileşimine çevirmekte ve partikülün yüzey enerjisini azaltarak yüzeyi kaplanmış partiküllerin sıvı alaşım tarafından daha kolay ıslatılmasını sağlamaktadır [6]. Yaygın olarak kullanılan metalik kaplama Ni'dir. Ni, kararlı intermetalik oluşturmak üzere Al ile reaksiyona girmektedir ($NiAl_3$, Ni_2Al_3 v.b.). Böylece ıslatmanın artmasına rağmen kompozitin mekanik özellikleri, bu bileşiklerin gevrek

karakterinden dolayı bozulmaktadır [30]. Metalik kaplama uygulaması Al_2O_3/Al kompozit sistemlerinde Ni veya TiN ile Al_2O_3 'ü kaplayarak başarılı bir şekilde kullanılmıştır [6]. İlave olarak metal ve grafit fiber arasındaki uyumluluğu ve bağlanmayı artırmak için fiberler üzerine ince bor ve titanyum tabakasının kimyasal buhar biriktirme ile kaplanmıştır. Kaplanmış grafit fiberler, havaya maruz kaldıklarında titanyum-bor kaplaması hızlıca oksitlendiğinden kararsız hale geçmektedirler [29]. Bu nedenle Mg tarafından ıslatılan ve havada kararlı olan SiO_2 kaplaması, grafit fiberler için kullanılmıştır [19]. Ayrıca basınçlı infiltrasyon yöntemi ile gerçekleştirilen üretilebilirlik ve ıslatılabilirlik deneylerinde SiC partikülün K_2ZrF_6 ile kaplanmasının olumlu sonuç verdiği belirtilmiştir [30,35,36].

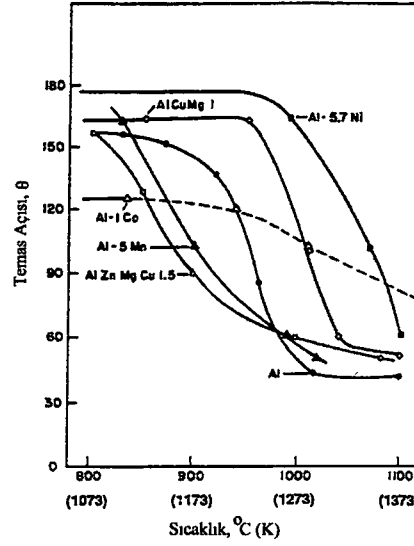
Sıvı Al üzerinde alüminyum oksit tabakasının bulunması, deney süresince seramik altlıkla sıvı metalin temasını engellemektedir [29]. Matris alaşımına Li, Mg, Na, Ca, Zr ve P gibi reaktif elementlerinin ilavesi [6,12,15,19,30,37-39,], sıvı yüzey gerilimini düşürerek, sıvı-katı arayüzey enerjisini azaltarak veya arayüzeyde kimyasal reaksiyona sebep olarak metal-seramik sistemlerinin ıslatma karakteristiğini iyileştirmektedir. Al alaşımlarına Li ve Mg gibi oksijen için yüksek afiniteye sahip olan elementlerin ilavesi ile sıvı metal yüzeyi üzerindeki oksit tabakası değiştirilmeyle, sıvı metal/oksit arayüzey gerilimi düşürülmekte ve böylece bazı seramiklerin ıslatılması güçlendirilmektedir [6,30]. Örneğin % 3 Mg'nin bulunması saf Al'nin yüzey gerilimini 0.760 N/m'den 0.620N/m'ye (Mg'nin yüzey gerilimi 0.599 N/m) düşürmektedir. İlave edilen elementlerin arayüzeyde oluşturdukları aktiviteye örnek olarak Al_2O_3 ve MgO arasında meydana gelen kimyasal reaksiyon verilebilir; arayüzeyde $MgO.Al_2O_3$ spinelin oluşumu gibi intermetalik bileşikler ile arayüzey bağ mukavemeti güçlendirilebilmektedir [6]. Alüminyum matrisli kompozitlerde çok sık olarak kullanılan Mg ilavesinin temel etkileri şu şekilde özetlenebilir [38];

- (i) Takviye elemanının yüzeyindeki oksijenle reaksiyona girerek oksijeni temizlemek, gaz tabakasını inceltmek ve böylece ıslatmayı güçlendirmek ve aglomerasyon eğilimini azaltmak,
- (ii) Kompozit üretim sıcaklıklarında takviye elemanına bağlı oksidi azaltıp, termodinamik olarak kararlı oksit bileşiği ($MgAl_2O_4$) oluşturarak ıslatmaya yardım etmek ve,
- (iii) Örneğin Si gibi alaşım elementleri ile reaksiyona girerek kompozitte matrisin ısı işlem kabiliyetini iyileştirmek.

Matris ve takviye arasında oluşan kimyasal reaksiyonun ıslatmaya katkısı, Young denklemini matematiksel olarak modifiye ederek daha kolay gösterilmektedir [31]. Denklem 3.5’de ΔFr reaksiyon serbest enerjisidir.

$$\gamma_{kg} - (\gamma_{ks} + \Delta Fr) = \gamma_{sg} \cos\theta \quad (3.5)$$

Seramik partikül yüzeyine adsorblanmış gazın (örneğin SiC partikülü yüzeyindeki SiO₂’nin) uzaklaştırılması için uygulanan yüzey ısıtma işlemi, metal matris kompozitlerde ıslatmayı güçlendirdiği için verimli olarak kullanılmaktadır. Ancak seramik partikül yüzeyinde SiO₂ bileşiği halinde oksijenin bulunması durumunda yüksek serbest enerjili metaller, yüzeyde kararlı oksit oluşturmaktadır. Bu kararlı oksit, arayüzeyde difüzyon bariyeri gibi davranarak ıslatmayı engelleyici bir etkiye bulunur, ısıtma işlemin uygulanmasına alternatif olarak, sıvı metalin ultrasonik radyasyona tabi tutulması ile, seramik partikül yüzeylerine adsorblanmış gazın kısmen uzaklaştığı ve böylece ıslatmanın iyileştiği görülmüştür [6]. Seramik takviye elemanını kaplama, metal matrisi alaşımlandırma, takviye elemanına ısıtma işlemi uygulanmasının yanında matris sıcaklığını artırarak da ıslatma iyileştirilmektedir. Şekil 3.3.’de alaşım elementinin ve sıcaklığın fonksiyonu olarak SiC takviye elemanı ile temas halinde olan Al için ıslatma açısının değişim grafiği gösterilmektedir. Şekil 3.3.’den 900 °C ve 1000 °C arasında ıslatmadan ıslatmaya doğru bir geçiş gözlenmektedir. Bu geçiş, ya pasif oksit filminin kırılması ya da alüminyum karbür oluşumu ya da her ikisinin ard arda meydana gelmesinin sonucudur. Alaşım elementleri, geçişin meydana geldiği sıcaklık aralığını değiştirmektedir. Bunlara ilave olarak Al veya Mg ile infiltrasyon yöntemi için ıslatmayı artıran birçok model geliştirilmiştir [29]; (i) Sıvı sodyumla fibere ön işlem uygulanması (yalnızca Al₂O₃ ve karbon takviye elemanları için uygulanan bu proses, fiberleri 550 °C’de sıvı sodyuma daldırmak, 600 °C’de kalay-%2 Mg banyosuna ve sonra Al ergiyine daldırmaktan [30] ibarettir), (ii) suyu alınmış sodyum tetraborate ile SiC’e ön işlem uygulanması (iii) yüksek sıcaklıkta alkol veya organik solventlerden biri ile B₄C’ye ön işlem uygulanması ve (iv) özellikle lanxide yönteminde birçok takviye elementlerin Al ile infiltrasyonu için oksijen içermeyen azot ilavesinin üretim sırasında yapılması.



Şekil 3.3. Temas açısına alaşım elementinin ve sıcaklığın etkisi [33].

Arayüzeyde oluşan intermetalikler matris ve takviye arasında yük transferini kontrol ettiği için metal matris kompozit malzemelerin mekanik davranışında önemli olmaktadır. Arayüzey reaksiyonları metal matris kompozit malzemelerin yük taşıma kabiliyetini güçlendirmesinin ötesinde ısılatılabilirliğini iyileştirirken yüksek üretim sıcaklıklarında oluşan aşırı arayüzey reaksiyonları kompozite zarar vermektedir. SiC/Al sistemlerinde Al_4C_3 ve Al_4SiC_4 gibi ara fazlar, sürekli tabaka veya kesikli bir tabaka oluşturur [6,19]. Silisyum içermeyen alüminyum alaşımlarında SiC, termodinamik olarak matrisin ergime noktasının üzerinde kararsızdır ve Denklem 3.6 ile Denklem 3.7’de görüldüğü gibi reaksiyona girmektedir [6,7,31,38,40,41]. SiC partikülün çözünmesi ile açığa çıkan C, Al ile reaksiyona girerek Al_4C_3 intermetalliğini meydana getirmektedir.



$$\Delta F_{1000K} = -51.3 \text{ kJ/mol}$$

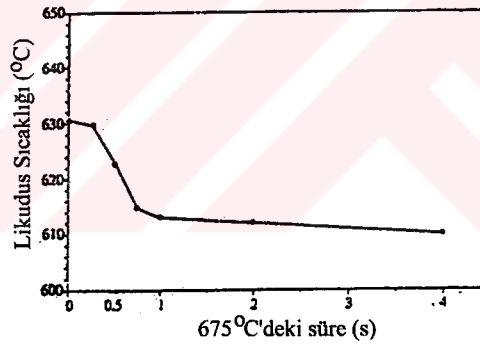


SiC ve Al_4C_3 arasındaki bağlanma iyi olmasına rağmen, bu reaksiyon SiC takviye partikülün çözülmesine, pürüzlü yüzey oluşturmaktan dolayı gerilme yoğunlaşmasına sebep olup, kompozitin zayıflamasına ve ayrıca Al_4C_3 suda çözülebilir olduğundan korozyona duyarlılığın artmasına yol açmaktadır [6,20,40,41]. Örneğin grafit/Al veya SiC/Al sistemlerinde gevrek karakterde intermetalik Al_4C_3 bileşiği oluşumu ve büyümesi ile takviye elemanının bozulması

meydana gelmiştir [6,15,20,]. Al_4C_3 kararsızdır ve alüminyum hidroksil oluşturmak için atmosferik nemle reaksiyona (Denklem 3.8) girmektedir.

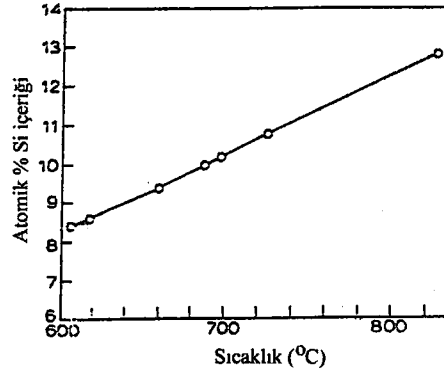


SiC'ün Al ile reaksiyonu, daha fazla alüminyum karbür oluşumunu engelleyecek olan matris alaşımındaki denge silisyum içeriğine ulaşana kadar devam etmektedir [7,20]. Reaksiyon ilerledikçe matrisin silisyum içeriği artmakta ve Al-Zn-Mg matrisli kompozitler (% 15 SiC/7075 Al) için Şekil 3.4.'de gösterildiği gibi metal matrisin ergime sıcaklığı düşmektedir. Rohatgi ve arkadaşları [16], Al_2O_3/Al -%1.8 Si kompozitlerinin akıcılığının, partikül hacim oranının artması ve takviye boyutunun azalması ile azaldığını göstermişlerdir. Sıvı Al alaşımının akıcılığının azalmasının sonucunda katılaşma süresi kısalmakta ve vizkozite artmaktadır. Görüldüğü gibi, takviye ve matris arasında oluşan reaksiyon, matris alaşım metalurjisinde (matris alaşımının mukavemeti ve alaşımın ergime noktası gibi temel özelliklerini etkileyerek) değişikliklere de sebep olmaktadır [7].



Şekil 3.4. % 15 SiC takviyeli 7075 Al matrisli kompozit için 765 °C'de zamanla ergime sıcaklığının düşmesi [7].

Al_4C_3 intermetalığının oluşumu, 650 °C'nin üzerinde meydana gelmektedir. Alüminyum karbür oluşumu, ya 650 °C'den düşük sıcaklıklarda üretimin yapılmasıyla ya da yüksek silisyum içeren alüminyum alaşımlarının matris alaşımı olarak kullanılmasıyla [7,12,20,31,40] engellenmektedir. Şekil 3.5, termodinamik olarak Al_4C_3 oluşumunu engellemek için gerekli alaşımındaki denge Si içeriğini göstermektedir. Bunun yanında SiC yüzeyini oksitleyerek SiO_2 filmi oluşturmak ve/veya üretim/döküm sıcaklığını düşürmekte Al_4C_3 oluşumunu engellemektedir [7,38,42].



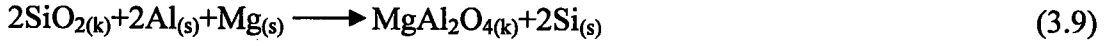
Şekil 3.5. Alüminyum karbür oluşumunu önlemek için farklı sıcaklıklarda gerekli % Si (at.) içeriği [7,20].

Şekil 3.5'den görüldüğü gibi, SiC/Al kompozitin üretim yöntemi sıvı metal ile takviye fazının uzun süre temasını gerektiriyorsa Al_4C_3 fazının oluşumunu engellemek için % 7 veya 8'den yüksek oranda Si içeren Al alaşımları matris alaşımı olarak seçilmelidir [7,20,38,43]. Katı durum pekiştirmesi kullanılan toz metalurjisi yönteminde solidüs sıcaklığının altında SiC kararlı olduğu için Al_4C_3 oluşumu gözlenmezken sıvı faz sinterlemede reaksiyon için bir potansiyel mevcuttur [7]. Ribes ve arkadaşları [12], yarı-katı karıştırma yöntemi ile ürettikleri 6061 Al alaşım matrisli SiC takviyeli kompozitlerin yapısal incelemelerinde Al_4C_3 oluşumunu gözlemişlerdir. Bu çalışmada, takviye elemanını karıştırma sıcaklığı 600 °C ve döküm sıcaklığı ve süresi sırasıyla 700 °C ve 5 dakikadır. Al_4C_3 'ün oluşum kinetiğine bakıldığında 714 °C'de 100 saat sonunda ancak 0.05 molar hacim oranında Al_4C_3 oluşabilmektedir [12]. Bu durumda, döküm tekniklerinde Al_4C_3 oluşumunu engellemek için düşük sıcaklık ve süre seçilmelidir.

SiC/Al kompozit sisteminde katılaşma sırasında Al_4C_3 veya $MgAl_2O_4$ oluşumu sırasında yeterli miktarda açığa çıkan Si, Al-Mg ($\approx$ %1 Mg) alaşımlarında Mg ile Mg_2Si oluşturmak üzere reaksiyona girer [12,38,40]. Mg içeriğinin artması, kaba Mg_2Si intermetaliklerinin oluşumuna sebep olur [12,44]. Partikül yüzeyinde oluşan Mg_2Si intermetalikliği, kompozitin mekanik özelliklerini etkilemektedir [12,45]. Ancak arayüzey reaksiyonlarının oluşumu ile matristeki Mg içeriği azalmakta ve kompozitin çökeltme sertleşmesi kabiliyeti yok olmaktadır [12,38,44].

Al-Mg alaşım matrisli ve oksidasyonla yüzeyinde SiO_2 tabakası bulunduran SiC takviyeli kompozit malzemelerde katılaşma sırasında takviye yüzeyinde $MgAl_2O_4$

intermetalığının oluşumu gözlenmiştir [12,38,40,42]. SiO₂ tabakası içeren SiC yüzeyinde muhtemel MgAl₂O₄ oluşma reaksiyonları aşağıda verilmiştir ;



$$\Delta F = -442 \text{ kJ/mol}$$



$$\Delta F_{1273K} = -813 \text{ kJ/mol}$$



$$\Delta F_{1273K} = -256 \text{ kJ/mol}$$

Denklem 3.9, ara kademeler olmaksızın doğrudan MgAl₂O₄ oluşumunu vermektedir. Bununla birlikte Denklem 3.10 ve Denklem 3.11 sonucunda oluşan Al₂O₃ ve MgO yardımıyla MgAl₂O₄ spinelin oluşumu gözlenebilmektedir. Ancak MgO oluşum reaksiyonu yüksek Mg içeren alaşımlarda meydana gelmektedir [42].

Al₂O₃, Mg içermeyen Al alaşımlarında kararlı iken Al-Mg alaşımlarında ise Mg ile reaksiyona girmektedir [7,16,20,38,46].



$$\Delta F_{1000K} = -76.6 \text{ kJ/mol}$$

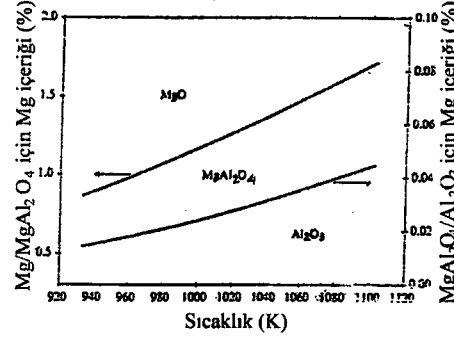


$$\Delta F_{1000K} = -47 \text{ kJ/mol}$$

Al ve Al₂O₃ arasında ıslatmayı artırıcı element olarak Mg'nin ilave edilmesi durumunda arayüzeyde oluşan MgAl₂O₄ tabakası Şekil 3.6'de gösterilmektedir [20]. Al-Mg alaşımlarında, sıvı Al içinde Mg ile Al₂O₃ takviyesi arasında meydana gelen reaksiyonla MgAl₂O₄ tabakasının oluşumu sonucu güçlü bağlanma sağlanmaktadır [27,47]. Denklem 3.12 ve Denklem 3.13 için Al-Mg alaşımlarının aktivasyon katsayıları ve MgAl₂O₄ (veya MgO)'un oluşum serbest enerjilerine dayanarak Al₂O₃-MgAl₂O₄-MgO dengesi için bileşim/sıcaklık kararlılığı hesaplanmış ve Şekil 3.7'de gösterilmiştir [7,20]. Yüksek Mg seviyelerinde ve düşük sıcaklıklarda MgO oluşurken çok düşük Mg seviyelerinde spinel (MgAl₂O₄) meydana gelmektedir [7,38,46]. Solidüs sıcaklığının altında kararlı olan SiC'ün aksine Al₂O₃ için katı durumda da arayüzey reaksiyonu devam edebilmektedir.



Şekil 3.6. Al-Mg alaşımlarında Al_2O_3 partiküllerin etrafında oluşan MgAl_2O_4 reaksiyon tabakası [20].



Şekil 3.7. Al-Mg alaşımlarında Al-Mg oksitlerinin termodinamik kararlılığı [7,20,38].

Matris ve Al_2O_3 takviye malzemesinin arayüzeyinde, MgAl_2O_4 fazının oluşumu, matris ve takviye arayüzeyinde kuvvetli bir bağlanma meydana getirmektedir [7,15,19,48,47]. Yalnız arayüzeyde MgAl_2O_4 fazının oluşması, alaşım bileşimini kontrolünün zorlaştığı, matristen Mg uzaklaşarak matrisin yaşlanma kabiliyetinin azaldığı, sıvı metalin viskozitesini artırdığı ve partikül/matris arayüzey mukavemetini azalttığı için istenmemektedir [4,6]. Bu nedenlerden dolayı matris ve takviye arayüzeyinde MgAl_2O_4 oluşumu kontrol edilmelidir. MgAl_2O_4 oluşumunu engellemek amacıyla yüksek Mg içeren (örneğin %7 Mg) matris alaşımları seçilmeli [19,46] veya Al_2O_3 partiküllerinin Ni ve Cu gibi metallerle kaplanması gerekmektedir [19,46,20]; fakat çoğu zaman bu kaplamalar Al içinde kolaylıkla çözülmekte ve matrisin sünekliğini azaltan gevrek intermetalik bileşikler oluşturmaktadır [20,30]. Bu nedenle sıçratma [46] ve sol-gel [20,46] gibi teknikler kullanılarak seramik kaplama yapılmaktadır, fakat bu, takviyenin maliyetini artırmaktadır.

Al matrise B_4C takviye edildiğinde $700\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda, alüminyum borür (AlB_2) ve Al_3BC fazının oluşumu meydana gelmektedir [40,49]. Sıvı Al matrise TiC partiküllerinin takviye edilmesi durumunda $750\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin altında;



şeklinde bir reaksiyonun olduğu rapor edilmiştir [20,40]. Ayrıca TiC, oksijenle reaksiyona girerek TiO_2 oluşturur, sonra 725 °C'de;



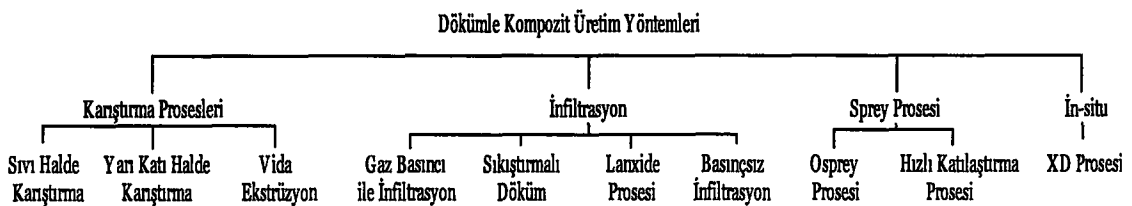
reaksiyonuna göre Al_3Ti meydana gelmektedir.

Metal matrisli kompozitlerde arayüzey reaksiyonlarının şiddeti ve bulunma olasılığının tayini için birçok analitik teknikler kullanılmıştır. Örneğin SiC/Al kompozit sistemlerinde, arayüzey reaksiyonlarının bulunup bulunmadığı aşağıdaki teknikler kullanılarak belirlenmektedir;

- i. Al_4C_3 , Si veya Mg piklerinin şiddetine göre [7,12,42]
- ii. Seramik-matris tabakasının kalınlığına göre [7]
- iii. Diferansiyel tarama Kalorimetri cihazı ile sıvı sıcaklıklarındaki değişikliklerine göre. Bu yaklaşım, alaşımda Si'nin çözülme derecesi ile orantılı olarak sıvı sıcaklığının düşmesi prensibine dayanmaktadır [7]
- iv. Taramalı Auger mikroskobu (AES) veya TEM ile SiC matris arayüzeyinde Al, Si ve C'un şiddetine göre [7,45,50]
- v. X ray enerji dispersiyon analizi (STEM, EDAX) yapan taramalı elektron mikroskobu ile SiC arayüzeyinde Al, Si veya Mg'nin göreceli konsantrasyonuna göre [7,42,47].

Sonuç olarak seramik partiküllerin ilave edilmesi veya reddedilmesi, sıvı metali ıslatmaya yardım edici elementlerin ilavesine, karıştırma öncesi seramik partiküllerin kaplanmasına veya ısıtma işlem uygulanmasına bağlı olmaktadır. İyi ıslanma, sonuç kompozitte takviye ile matris arasında bağ mukavemetini güçlendirmektedir [30,39].

Sıvı faz üretim yöntemleri, geleneksel döküm, sıvı metal/seramik partikül karıştırma, sıkıştırma döküm, basınçlı infiltrasyon eriyik oksidasyon yöntemi, ve XDTM yöntemleridir. Şekil 3.8, dökümle kompozit malzeme üretim yöntemlerini şematik olarak göstermektedir.



Şekil 3.8. Dökümle metal matris kompozit üretim yöntemleri [20].

Basınç etkisi ile sıvı metal infiltrasyon yöntemi, azalan basınç sırasına göre sıkıştırılmalı döküm, gaz basıncı ile infiltrasyon ve lanxide prosesi olarak sıralanmaktadır [20].

3.2.1. Döküm (Gravity Döküm) Yöntemleri

Kuma döküm, metal kalıba döküm ve santrifüj döküm gibi geleneksel üretim yöntemleri, metal matris kompozit malzemelerin üretiminde kullanılmıştır [5,14,19]. Metal matrisli kompozitlerin dökümü, geniş yelpazede malzeme ve proses seçimi sunan ve göreceli olarak ucuz olduğu için çekici bir üretim yöntemidir. Örneğin partikül içeren sıvı halde kompozitin santrifüj dökümü, katılaşılan malzemede partikülce zengin ve partikülce fakir bölge olmak üzere iki farklı bölgenin oluşumuna sebep olmaktadır; partiküller, sıvıdan daha hafif ise içteki, daha yoğun ise daha dıştaki bölge partikülce zengindir. Partikülce zengin bölgenin kalınlığı, dönme hızının ve döküm sıcaklığının artması ile azalmaktadır [19]. Metal matrisli kompozit malzeme üretiminde kullanılan metalik kalıba döküm yönteminde karşılaşılan yüksek katılma hızları, metal matriste partiküllerin homojen dağılımını sağlamaktadır. Katılma hızlarının çok düşük olduğu kum kalıba döküm yönteminde ısıtmama probleminden dolayı partiküller yüzeyde yüzmekte veya toplanmaktadır [19].

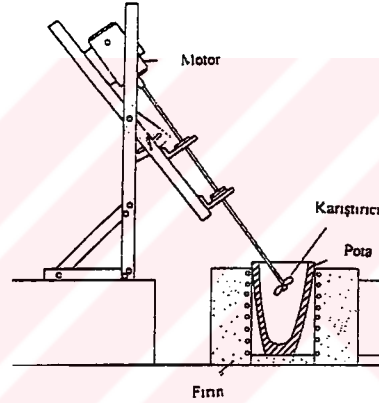
Çoğu durumda, takviye ile sıvı metalin kimyasal etkileşimini önlemek veya takviye malzemesinin sıvı metal tarafından ısıtılmasını sağlamak için özel prosedürler kullanılmaktadır [5].

3.2.2. Sıvı Metal/Seramik Takviye Karıştırma (Vortex, stir cast)

Sıvı metalin içine seramik partikül takviyeyi karıştırmak için bir çok yaklaşım kullanılmıştır. Bunlar;

- İnert taşıyıcı gazda sıkışmış tozların, enjeksiyon tabancası kullanarak sıvı içine ilavesi [8,15,19]
- Sıvı metal kalıbı doldururken partiküllerin sıvı içine ilavesi [8,16,19]
- Sıvı metalin mekanik karıştırılması ile oluşturulan vorteksin ortasından sıvı metalin içine partiküllerin ilavesi [8,15,16,19]

- Sıvı metalin karıştırılması sırasında sıvının içine küçük biriketlerin (partikül ve matris alaşım tozlarının presle kompaktlanması sonucu oluşan kompakt) ilavesi [8,15,19]
- İleri geri hareket eden çubuklar yardımı ile partiküllerin sıvı içine girmesi için kuvvet uygulamak [8,19]
- Santrifüj hareketle sıvı içine ince partiküllerin dispersiyonu [8,16,19]
- Sıvı metal ultrasonla sürekli titreşirken seramik partiküllerin sıvı içine ilave edilmesi [8,16,19]
- Elektromagnetik olarak karıştırılan sıvıya partiküllerin ilavesi. Elektromagnetik karıştırma ile sağlanan turbulans akış, uniform dağılım elde etmek için kullanılmaktadır [19]
- Sıfır yer çekimi işlemi ile partiküllerin sıvı içine ilavesi (sıfır yerçekimi, uzun zaman periyodunda yüksek sıcaklıkların ve ultra yüksek vakumun birlikte kullanımından ibarettir [18,19].



Şekil 3.9. Sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yönteminin şematik gösterimi [19,20].

Yukarıdaki tekniklerin tümünde, sıvı içinde homojen seramik partikül karışımını oluşturmak ve ısıtılmayan seramik fazı sıvı içine ilave etmek için dış kuvvet kullanılmıştır [15]. Surappa ve Rohatgi'nin ortaya koyduğu ilk karıştırma metodunda, pervanelerle sıvı metalde oluşturulan girdabın kenarından seramik partiküller ilave edilmiştir [7]. Sıvı metal karıştırma metodu, maliyeti düşürdüğü ve geleneksel metal üretim ekipmanlarının kullanımına izin verdiği için ilgi çekmiştir. Sıvı metal/seramik partikül karıştırma (Vorteks) yöntemi ile kompozit malzeme üretiminde kullanılan bir düzenek Şekil 3.9'da gösterilmiştir [19].

Sıvı metal/seramik partikül karıştırma yönteminde mekanik karıştırıcı aksamı ve bir bekletme fırını kullanılmaktadır. Matris alaşımı bir pota içerisinde ergitilmekte ve mekanik karıştırma işlemi özel olarak dizayn edilmiş bir pervane yardımıyla

yapılmaktadır [19,38,51]. Düşeyle 30-35 derece açı yapan karıştırıcı pervane sıvı metale daldırılır. Yeterli girdap elde edildiğinde önceden hazırlanmış partikül şeklindeki takviye malzemesi, girdabın tam ortasına belli bir besleme hızı ile kontrollü olarak verilir. Sıvı metale partikül şeklindeki takviye malzemesinin ilave işlemi bittikten sonra karıştırmaya devam edilir ve partiküllerin homojen bir şekilde sıvı metal içerisinde dağıtılması sağlanır [38,51]. Hazırlanan homojen sıvı-partikül karışımı, gravity döküm, basınçlı veya sıkıştırırmalı döküm gibi geleneksel ya da spreyci biriktirme gibi ileri üretim teknikleri ile dökülmektedir. Döküm tekniğinin ve kalıp konfigürasyonunun seçimi kompozit malzemenin kalitesini kontrol etmektedir [19,15].

Sıvı metal/seramik partikül karıştırma yönteminde homojen bir partikül dağılımı sağlamak amacıyla aşağıdaki proses parametrelerin kontrol edilmesi gerekmektedir [15,19,20,42,51];

Sıvı metalin bileşimi, sıcaklığı, soğutma hızı ve bileşimi
Katılaşılan sıvının viskozitesi
Karıştırıcının boyutu
Karıştırma süresi
Karıştırıcının pozisyonu (derinliği ve eğimi)
Karıştırma hızı
Partiküllerin ve ergiyin özgül yoğunluğu
İlave edilen partiküllerin boyutu ve miktarı
Katılma süresince herhangi bir dış kuvvetin varlığı
Son karıştırma işlemi ile döküm arasında geçen süre
Kalıp malzemesinin özellikleri ve kalıp sıcaklığı.

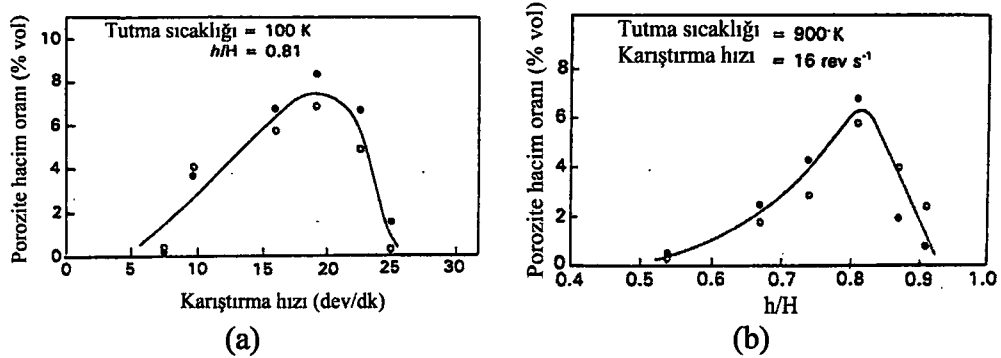
Metal matris ve takviye malzemesi arasında kuvvetli bağların meydana gelmesi için, sıvı metal/seramik takviye karıştırma yönteminde yüksek üretim sıcaklığı, Al_2O_3/Al sistemi için $T > 900$ °C [6-8], sıvı metali alaşımlandırma işleminin özellikle sıvı alüminyum matris ve seramik arasında ıslatmayı artırmak için yeni bir faz oluşturmak üzere takviye elemanları ile reaksiyona giren Mg, Ca, Na, Pb, Ti ve Li gibi yüzey aktif elementlerin ilavesi) [6-8,15,51,52] ve seramik partiküllerin metal ile kaplanması [7], takviye yüzeyinde oksitlenmiş gazların giderilmesi için ısıtma uygulanması (böylece SiC yüzeyinde seçici olarak SiO oluşumu ile ıslatma kolaylaştırılır) gerekmektedir [51]. Sukumaran ve arkadaşları [52], sıvı metal/takviye karıştırma ile kompozit üretiminde optimum %1 Mg ilavesi ile homojen takviye dağılımı ve düşük porozite elde edildiğini rapor etmişlerdir. Bununla birlikte proses büyük seramik partiküllerin kullanımı (>50 µm) ve düşük partikül hacim oranları ile

(< % 10) kısıtlanmaktadır [7]. Kompozit üretimi süresince iyi bir ıslatmanın başarılması için metal matris ve takviye partikülleri arasındaki izin verilen reaksiyon, takviye malzemesinin özelliklerini bozmamalıdır. Üretim süresince karıştırma, arayüzeyde adsorbe olmuş tabakaların ve meydana gelen oksit filmlerin parçalanmasını sağlayarak arayüzey bağlanmasını kolaylaştırmaktadır [8,6].

Son zamanlarda, mekanik karıştırma işlemi sırasında oluşan girdabın zararlı etkisinden sakınmak için, magnetohidrodinamik karıştırma koşulları altında sıvı metale partikül takviye elemanının ilavesini ve ardından metalik kalıba dökümü içeren prosesler geliştirilmiştir [20].

Karıştırma işleminin en büyük dezavantajı; çekilmeden kaynaklanan poroziteden ayrı olarak karıştırma ile oluşturulan girdabın takviye elemanları ile birlikte hava kabarcıklarını sıvı içine girmesi ile sıvı metalin gaz içeriğinin artması ve bu nedenle de üretilen kompozit malzemelerin poroziteli olmasıdır. Partikül takviyeli kompozitlerin mekanik özellikleri porozitenin bulunmasından etkilenmektedir. Porozitenin etrafında homojen olmayan gerilme dağılımının oluşumu kompozitin hasara uğramasına neden olmaktadır. Karıştırma prosesinde poroziteyi azaltmak için kullanılan yaklaşımlar şunlardır [20]:

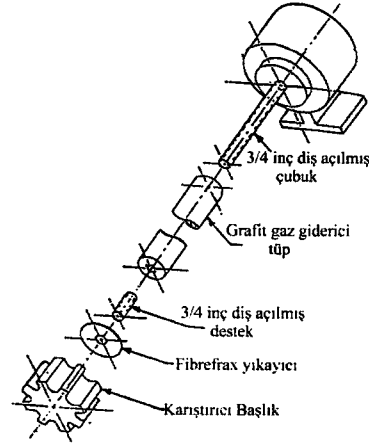
- (i) Çevreyi kontrol etmek (vakum uygulamak v.b.)
- (ii) Özel karıştırıcı dizaynı ve girdap oluşumunu bozan parçaların kullanımı
- (iii) Karıştırıcı hızı, boyutu ve sıvı içindeki pozisyonu (Şekil 3.10) ve,
- (iv) Partiküllere ısıtma işlemi uygulama gibi üretim parametrelerinin düzenlenmesidir.



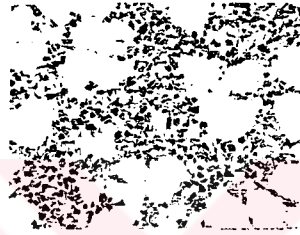
Şekil 3.10. (a) Karıştırma hızı ve (b) karıştırıcı pozisyonuna göre Al_2O_3/Al kompozitte porozitenin değişimi. (o) dökümün üst kısmı, (•) dökümün alt kısmı, d karıştırıcı çapı, D pota çapı ($d/D=0.63$), h üstten doğru sıvı içinde karıştırıcının pozisyonu ve H pota içinde sıvı metal yüksekliği [20].

Duralcan, SiC/Al kompozitte poroziteyi azaltmak için sıvı alaşım ile partiküllü karıştırırken vakum ve inert gaz atmosferi uygulamıştır. Karıştırma işleminin vakum altında ve pota yüzeyine argon ve/veya azot gazlarının üflenmesi gibi kontrollü atmosferde yapılması, sıvı metal/seramik takviye karıştırma yöntemine ekstra bir maliyet getirmektedir. Duralcan, özel karıştırıcı dizaynı ile porozite oluşumunu engellemiştir (Şekil 3.11). Düşük poroziteli kompozit üretmek için uygulanan prosesde, pota dibine yerleştirilen preform üzerine sıvı metal dökülerek hava ile temas engellenmiş ve sisteme vakum uygulandıktan sonra sıvı metal içindeki partiküllü dağıtmak üzere karıştırma işlemine başlanmıştır. Altta kalan partikülleri yukarı kaldırmak için yüksek karıştırma hızına ve süresine gerek duyulmuştur. Bundan dolayı oluşacak aşırı girdap hava kabarcığının emilme hızının artmasına sebep olmuştur. Bu nedenle prosesde girdap oluşumunu engelleyici parçalar kullanılmıştır [20].

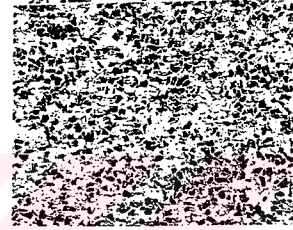
Sıvı metal karıştırma yöntemi ile üretilen kompozitlerde partikülün dağılımı karmaşıktır. Çünkü üretimin her aşamasında, karıştırma sırasında, karıştırma sonrası ve katılaşma öncesi, takviye partikülleri matris alaşımı içerisinde farklı dağılımlar göstermektedir. Partikül segregasyonu, takviye elemanının sıvı içinde homojen olarak dağıtılamamasından kaynaklanmaktadır [20]. Karıştırmadan sonra katılaşmadan önce graviteden dolayı partiküller topaklanır ve çöker [7]. Bu yöntemde, karıştırıcının yeteri kadar partikül topaklarını kıramaması halinde döküm ingot yapısında partikül segregasyonu gözlenir [20]. Partiküllerin yüksek hacim oranı ve büyük boyutu topaklanmayı engeller. Takviye partiküllerinin çökme hızı partikül yoğunluğuna, partikül boyutuna ve partikül şekline bağlıdır [7]. Katılaşma sırasında partikül segregasyonu, bir ihtimalle, dentritlerin partikülü en son katılaşan dentritler arasındaki bölgeye iterek ve/veya ilerleyen katı/sıvı sınırı arasında partikülün toplanmasından kaynaklanmaktadır [12,20]. Partikül dağılımı katılaşma hızından etkilenmektedir (Şekil 3.12). Ekstrüzyon haddeleme gibi plastik şekil verme prosesleri yapıyı homojen haline getirir ve ilk ürünlerdeki partikül homojensizliğinin minimuma indirilmesi ve optimum özelliklerin eldesi için önemlidir [7,8].



Şekil 3.11. Oluklu karıştırıcı dizaynı [20].



(a)



(b)

Şekil 3.12. Partikül dağılımına katılma koşullarının etkisi (a) düşük katılma (hassas döküm) hızı, (b) yüksek katılma (basınçlı kalıba döküm) hızı [7].

Partikül takviyeli kompozit malzemelerin girdap oluşturma yöntemi ile üretimi, oldukça yaygın olarak kullanılmasına rağmen bu üretim yönteminde karşılaşılan zorluklar özet olarak aşağıda sıralanmaktadır [6-8,52].

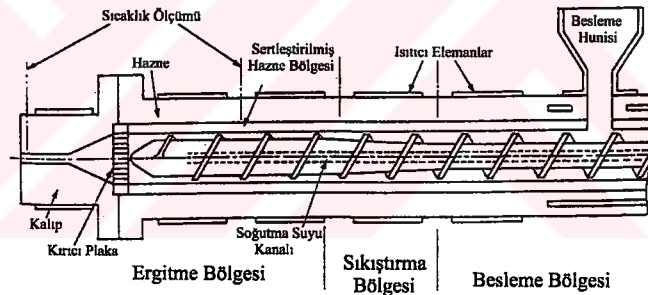
- Mekanik karıştırma süresince seramik partiküllerin birbirlerine yapışması yani agglomerasyonu
- Seramik partiküllerin pota dibine çökmesi
- Metal matris içerisinde ikinci fazların segregasyonu
- Aşırı arayüzey reaksiyonları
- Mekanik karıştırma süresince seramik partiküllerin kırılması

Döküm yoluyla üretilen kompozitte porozite takviyeden uzakta veya takviye ile matris sınırında oluşmaktadır. Düşük yüklerde matristen partiküllerin ayrılmasına yardımcı olduğu için arayüzeydeki porozite istenmemektedir. Kompozitte, katılma süresince takviye elemanının yüzeyinde heterojen olarak gazın çekirdeklenmesi veya takviyenin sıvı alaşım içine ilave edilmesi için gerçekleştirilen karıştırma ile oluşan

girdabın neden olduğu kabarcıklara tutunan takviyenin emilmesi ile arayüzey porozitesi oluşmaktadır. [20].

Karıştırma yöntemi, Alcan alüminyum şirketinin sahip olduğu Duralcan prosesleri ile büyük başarıya ulaşmıştır. Duralcan prosesi, 10 µm veya daha büyük kaplanmış seramik partikülleri kullanmakta, geleneksel Al alaşımlarına uygulanabilmekte ve % 25 seviyesine kadar takviye hacim oranı içeren kompozitler üretmektedir [7].

Dow laboratuvarları, Mg matrisli kompozitlerin üretimi için, geleneksel polimer üretiminde kullanılan vida tipi ekstrüzyon cihazından (Şekil 3.13) yararlanmıştır. Burada Mg plaketleri ve takviye tozları huniden beslenmekte ve vida hem viskozite pompası hem de karıştırıcı olarak davranmaktadır. 580 °C'de partikül ve alaşım karışımı, son ürün şeklinde kompozit parça dökümü için silindir kovanının çıkış ucunda kalıba beslenmektedir. Proses, alaşım matrisli kompozit üretimi için geliştirilmiştir [20].

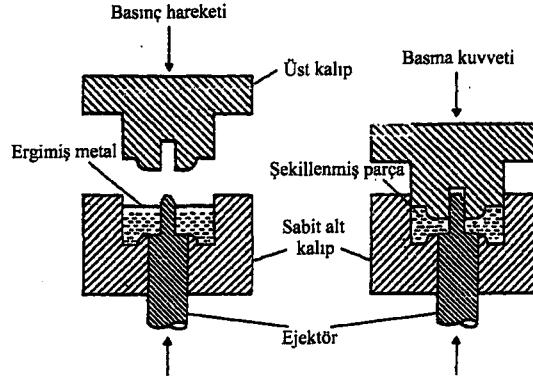


Şekil 3.13. Vida tipi ekstrüzyon cihazının şematik diyagramı [20].

3.2.3. Sıkıştırmalı (squeeze) Döküm Yöntemi

Sıvı haldeki herhangi bir metalin basınç altında katılaştırılması anlamına gelen sıkıştırmalı döküm yöntemi, metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde kullanılmaktadır [1,5,14,19,53-55]. Burada porozitesiz son ürün şeklinde kompozitlerin üretimi, preformların yüksek basınç altında tek yönlü infiltrasyonu ile yapılmaktadır. Bu yöntemde, Şekil 3.14.'de görüldüğü gibi ön ısıtılmış takviye partikül veya fiberlerin paketlenmesinden meydana gelen preform metal kalıp içine yerleştirilmekte; kalıp içine doldurulan sıvı alaşım hidrolik bir presin uyguladığı yüksek basınç (70-100 MPa) yardımıyla preforma infiltre edilerek basınç altında kompozit katılaştırılmaktadır [1,5,20]. Sıvı alaşımın katılaşmasını geciktirmek amacıyla kalıp, preform ve zımba matris alaşımının ergime sıcaklığını aşmayacak

(yaklaşık matris ergime sıcaklığının 100-200 °C altındaki) bir sıcaklığa kadar ön ısıtmaya tabi tutulmaktadır.



Şekil 3.14. Sıkıştırırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [1,5,19,20]

Sıkıştırırmalı dökümle üretilen kompozitlerin kalitesini etkileyen önemli proses değişkenleri kalıp ön ısıtma sıcaklığı, takviye fazının sıcaklığı, sıvı sıcaklığı, uygulanan basıncın süresi ve şiddeti, preformda partiküllerin paketlenme yoğunluğudur [1,19,20]. Uygulanan yüksek basınç, sıvı metalin takviye elemanını (fiber, kılcal kristal veya partikül) ıslatmasını sağlamakta, arayüzey reaksiyon oluşumunu engellemekte ve preformun içine akarak porozite oluşumuna izin vermeden tam olarak doldurması için sıvı metale kuvvet uygulamaktadır. Böylece eşit hacim oranında takviye elemanı içeren kompozitlerden sıkıştırırmalı dökümle üretilen kompozitin mukavemeti daha yüksek olmaktadır. Fiber takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretimi sırasında mekanik işlem kullanan yöntemler, seramik fiberlerin verimsiz kullanımına ve aşırı fiber kırılmasına sebep olduğundan sıkıştırırmalı döküm yöntemi, son ürün şeklinde kompozit malzemenin üretimine imkan verdiği için ilgiyi üzerinde toplamıştır [1,5].

3.2.4. Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi

Basınçlı infiltrasyon yönteminde, sıkıştırırmalı dökümden farklı olarak, sıvı alaşım, kuru ve/veya yaş yöntemle hazırlanmış gözenekli bir preform içerisine, sıkıştırılmış inert bir gazın uyguladığı basınç yardımıyla infiltre edilmektedir [6-8,14,15,20,32,56-71] Poroz ortam içine sıvının kendiliğinden infiltrasyonu, sıvı katıyı ıslattığında meydana gelmektedir. Aksi takdirde, dış basınç uygulanmalıdır. Sabit basınç altında yapılan infiltrasyon deneylerinde, basınç, seçilen değere kadar yavaş olarak yükseltilmekte, belirli bir zaman periyodunda (ki bu infiltrasyon süresi

olarak tanımlanır) sabit tutulmakta ve son olarak aniden atmosferik basınca düşürülmektedir [32,72,73]. Basınçlı infiltrasyon yönteminin avantajı, yüksek hacim oranında seramik takviyeli kompozitlerin üretilmesidir [7,145]. Basınçlı infiltrasyon yöntemi, Al/Al₂O₃ kısa fiber kompozit malzemelerden ticari olarak TOYOTA dizel motor pistonlarının üretiminde kullanılmıştır [8].

Basınçlı infiltrasyon yönteminin başlıca dezavantajı, sıvı metal ile takviye malzemesi arasında oluşan istenmeyen arayüzey reaksiyonları [8], daha ağır ekipman ve alete ihtiyaç [74] duyulmasıdır. Bununla birlikte, sıvı Al'nin takviye elemanını ısılatmadığı durumlar için basınçlı infiltrasyonun bazı önemli avantajları vardır [74];

- Basınç, infiltrasyonu hızlandırmakta, böylece daha kısa üretim süresi sağlanmakta ve takviye elemanı ile matrisin kimyasal etkileşimini azaltmaktadır.
- Matris likudus sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda da preformun infiltrasyonunu sağlamaktadır; böylece düşük sıcaklıklarda infiltrasyon gerçekleştiğinden matris ve takviye elemanı arasında kimyasal etkileşim daha fazla engellenmektedir.
- Matris katılaşma boşluklarını beslemek için preform içine sıvı akışını yönlendirmektedir.
- Katılaşma süresince dökümden ısı akış hızını artırmaktadır.

İnfiltrasyon prosesini etkileyen faktörler;

- (i)partikül (ortalama çapı, boyut dağılımı, şekli ve hacim oranı),
- (ii) sıvı metal (bileşimi, yüzey gerilimi ve viskozitesi),
- (iii) sıvı/katı arayüzeyi (temas açısı, arayüzey reaksiyonları vb) ve
- (v) deneysel koşullar (uygulanan basınç ve sabit basınç altında kalan süre ve infiltrasyonun gerçekleştiği atmosfer)

olmak üzere dört grup altında toplanmaktadır [8,32,72].

İnfiltrasyon prosesini karakterize etmek için kullanılan ölçülebilir değer, belirli basınç ve infiltrasyon süresinde elde edilen infiltrasyon yüksekliğidir. Sabit infiltrasyon süresinde infiltrasyon yüksekliği ile infiltrasyon basıncının değişim grafiği, infiltrasyonun başlangıcı için gerekli eşik basıncının bulunmasına yardımcı olmaktadır. Diğer yandan, sabit infiltrasyon basıncında infiltrasyon süresi ile infiltrasyon yüksekliğinin değişim grafiği infiltrasyon kinetiği hakkında bilgi vermektedir [32,73].

Yaygın olarak, ticari saflıkta metaller ve alaşımlar basınçlı infiltrasyon deneylerinde matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. Yoğun bir şekilde incelenen saf metaller, alüminyum, gümüş, kalay ve çinkodur. Bu metallerin sıvı durumdaki fiziksel özellikleri Tablo 3.1’de verilmiştir.

Tablo 3.1. Basınçlı infiltrasyon incelemelerinde yaygın olarak kullanılan bazı saf metallerin fiziksel özellikleri [32].

Malzeme	Ergime sıcaklığı, T_m , (K)	Yoğunluk (kg/cm^3)	Sıvı-buhar yüzey gerilimi, γ_{lv} , (mN/m)	Viskozite, μ , (mNsm ²)
Al	933	2.385	863	0.149
Ag	1234	9.346	903	0.453
Sn	505	7.000	544	0.538
Zn	692	6.575	782	0.413

Basınçlı infiltrasyon deneylerinde SiC, Al₂O₃, TiC ve B₄C partikülleri yaygın olarak kullanılmıştır. Seramik partiküllerin karakterizasyonu;

- (i) Şekil, ortalama çap ve boyut dağılım aralığı gibi morfolojik karakteristikler ve
- (ii) Partiküllerin yüzey koşulu, özellikle pürüzlülüğü ve kimyasal bileşim (içerdiği organik atıklar gibi) olmak üzere iki farklı özellik için yapılmaktadır [32].

Boyut dağılımı, lazer ışık yayma yöntemi ile analiz edilmektedir [32,72,73]. Partikül boyut dağılımının karakterizasyonu için uygun parametre Denklem 3.16 ile verilmektedir [32,72];

$$\text{Partikül Dağılım Aralığı}, D(x) = \frac{D(90) - D(10)}{D(50)} \quad (3.16)$$

Buradaki D(x), partiküllerin % x’inin bulunduğu ortalama çaptır. Tablo 3.2’den gösterildiği gibi literatürde partikül boyut dağılım aralığı, 0.8 ile 1.5 arasında değişmiştir.

Partiküllerin *yüzey alanı* değerleri lazer yayma ve Brunauer, Emmett ve Teller (BET) yöntemi ile belirlenmektedir. Partiküllerin spesifik yüzey alanları ticari araçlar tarafından verilmektedir [73].

Takviye *partikül ortalama boyutu ve şekil faktörü*, basınçlı infiltrasyon deneylerini etkileyen önemli bir faktördür. Partikül şekli, maksimum/minimum çap oranı ile

karakterize edilmiştir. Bu değer, image analiz yöntemini kullanan modern ekipmanlarla kolaylıkla belirlenebilmektedir [33].

Birçok deneysel yöntemler, partikülün şeklini karakterize etmek için kullanılmıştır. Morfolojik karakteristikler, optik veya elektron probe analiz cihazı ile yapılabilmektedir. Diğer yandan kimyasal bileşim, Fourier transform infrared spektroskopy (FTIR) ve termal programlı reaksiyonlar (TPR), termal programlı desorpsiyonlar (TPD), ve termal gravimetri (TG) gibi termal teknikler ile yapılmaktadır. Bu teknikler partikül yüzeyinin kirlenme derecesini ve SiC veya TiC gibi partiküllerde oksidasyon derecesini değerlendirmek için yaygın olarak kullanılmaktadır. Büyük miktarda partikül yüzeyinde organik kalıntıların bulunması, infiltre edilmiş preformda porozite hacim oranının ve infiltrasyon başlangıcı için uygulanan basıncın (eşik basıncı) yüksek olmasına neden olmaktadır. İlgilenilmesi gereken bir başka partikül yüzey işlemi, yani ısıtma işlemidir. Isıtma işlemi sırasında dikkat edilmesi gereken husus, partiküllerin topaklanmasını azaltmaktır. Çoğu kez topaklanma meydana geldiği için ısıtma işlemi sonrasında partiküllere öğütme işlemi uygulanmaktadır.

Basıncı infiltrasyon deneylerinde eşik basıncının analizini yapmak için Darcy ve Kapiler kanunu geliştirilmiştir [32].

Darcy Kanunu : Viskoz sıvıların akışı Navier Stokes denklemi ile idare edilmektedir. Sıkıştırılamayan sıvılar için genel Navier Stokes denklemi [32];

$$\Delta P = \mu \Delta^2 v \quad (3.17)$$

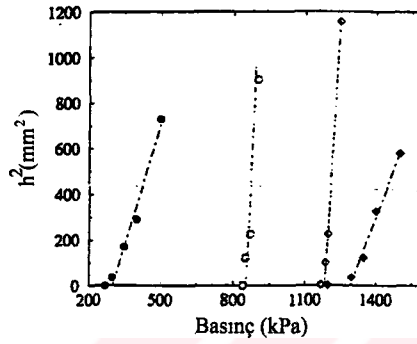
şeklindedir. Burada v sıvının hızı, μ sıvının viskozitesi ve ΔP basınç düşüştür. Denklem 3.17'de gravity etkisi ihmal edilmiştir. Bu denklem, infiltrasyon deneyi sırasında tek yönlü akış olduğunu kabul ederek poroz ortama doğru, sıkıştırılamayan sıvının akışını analiz etmek için Darcy kanununa indirgendiğinde sürenin (t) ve infiltre edilen sıvı içindeki basınç düşüşünün (ΔP) fonksiyonu ile infiltrasyon yüksekliğinin (h) karesi, Denklem 3.18 ile elde edilmektedir [72,73,75].

$$h^2 = \frac{2kt}{\mu(1 - V_p)} \Delta P \quad (3.18)$$

Sıvı metalde basınç düşüşü (ΔP), uygulanan basınç (P) ile kapiler basınç, P_o , (bir başka deyişle eşik basınç) arasındaki farktır [73];

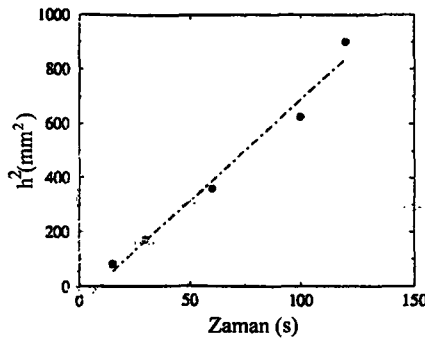
$$\Delta P = P - P_0 \quad (3.19)$$

Şekil 3.15’de partikül boyutları sırasıyla 12 µm ve 18 µm olan kuresel Al₂O₃ ve elmas şekilli ve yeşil SiC preformlarının saf Al (infiltrasyon sıcaklığı 750 °C) ve saf gümüş (infiltrasyon sıcaklığı 1000 °C) ile infiltrasyonu için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin (h²) değişiminin deneysel sonuçları gösterilmektedir [20].



Şekil 3.15. Saf Al (açık semboller) ve saf gümüş (kapalı semboller) ile SiC (○,●) ve Al₂O₃ (◇,◆)preformlarının infiltrasyonu için infiltrasyon basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğini karesi ile değişimi. İnfiltrasyon süresi 120 s [72,73,75,76].

Şekil 3.15, infiltrasyon deneylerinin Darcy kanununa uyumlu olduğunu göstermektedir. 5 mm’nin altındaki infiltrasyon yükseklikleri, sıkıştırılmış toz preformun bozulması söz konusu olabileceğinden, dikkate alınmamıştır [32]. İnfiltrasyon deneylerinde infiltrasyon süresine karşılık infiltrasyon yüksekliğinin değişim sonuçları da (Şekil 3.16) Darcy kanunu ile uyumlu olarak lineer çıkmıştır. Burada, eğrinin orjinden başlamaması, infiltrasyon başlangıcı için kuluçka süresinin varlığına dayandırılmıştır [32].



Şekil 3.16. Saf Al ile infiltre edilen paketlenmiş TiC preformları için infiltrasyon süresinin fonksiyonu olarak infiltre edilen yüksekliğin karesinin değişimi [72].

Kapiler (capillary) Kanunu: İçinde kılcal boşluklar bulunan tüp, sıvı içine daldırıldığı zaman kılcal kanallar içine, sıvının infiltrasyonu için kapiler basınç gerekmektedir. Kapiler basınç, hidrostatik basınç cinsinden Denlem 3.20 ve uygulanan basınç cinsinden Denklem 3.21'deki gibi çıkartılmaktadır [28];

$$\Delta P = \frac{2(\gamma_{ks} - \gamma_{kg})}{r} \quad (3.20)$$

$$\Delta P = \rho gh = P - P_o \quad (3.21)$$

Burada r tüpün çapı, ρ sıvının yoğunluğu, g yerçekim kuvveti ve h sıvı sütununun yüksekliğidir. Kılcal kanallar boyunca sıvı sütununun yükseliği, ıslatılabilirliği belirlemek için daldırma ıslatma deneyidir. Islatılabilirliğin ölçüsü olarak, yükselen sıvı sütununun hidrolik yarıçapı (r_h) alınmaktadır [28];

$$r_h = \frac{D.w}{6\lambda(1-w)} = \frac{D.(1-V_p)}{6\lambda V_p} \quad (3.22)$$

D partikülün ortalama çapı, w toz kompaktın boşluk hacim oranı, V_p partikül hacim oranı ve λ küresellikten sapmayı belirten veya kılcal boşluğun geometrisine bağlı olan veya bir başka deyişle her bir partikülün gerçek yüzey alanının aynı hacimdeki kürenin yüzey alanına oranı ile ilişkili geometrik faktördür [28]. Islatma karakteristiği yüksek bir sıvı ile yapılan deneylerde, küresel olmayan köşeli partiküller için geometrik faktörün değeri 1.4 olarak belirlenmiştir [28,72]. Bununla birlikte literatürde yayınlanan Al'un temas açısı verileri 125 ile 150° arasında değişmektedir. Ayrıca oksitlenmiş Al için γ_{sg} değeri 863 mN/m olarak alındığında, λ 'nın 3.2 ile 4.9 arasında değiştiği bulunmuştur [72].

Denklem 3.20 ile 3.22'i birleştirerek, kapiler basınç veya infiltrasyon başlangıcı için gerekli eşik basıncı Denklem 3.23 ile ifade edilmektedir [28,72,73].

$$\Delta P = \frac{6\lambda\gamma_{sg}\cos\theta(1-w)}{D.w} = \frac{6\lambda\gamma_{sg}\cos\theta V_p}{D.(1-V_p)} \quad (3.23)$$

Sıvı tarafından katının ıslatılmasını kontrol eden kritik parametre ıslatma için birim alan başına harcanan iş (W_i) ve ıslatmama durumunda poroz ortama sıvının infiltrasyonu için, uygulanan minimum dış basınçtır [28,32]. Bu basınç, eşik basıncı

olarak (veya kapiler basınç olarakta) bilinen P_o değeridir. Eşik basıncı, ıslatma için gerekli iş cinsinden Denklem 3.24'deki gibi yazılabilir [28,32];

$$P_o = S_i \cdot W_i \quad (3.24)$$

Burada S_i metal matrisin birim hacmi başına partikül yüzey (S/V) alanıdır. P_o , Young-Dubre denklemini kullanarak sıvı/katı arayüzeyindeki temas açısı ile ilişkilendirildiğinde [28,32];

$$P_o = S_i \gamma_{sg} \cos\theta \quad (3.25)$$

Denklem 2.28 elde edilmektedir. P_o 'ın çok açık ifadesi, poroz ortamın morfolojisini göz önünde bulundurarak elde edilebilir. Örneğin partiküllerin, ortalama D çapında küresel şekle sahip olduğu kabul edilirse, S_i [32];

$$S_i = (6\lambda V_p)/(D(1-V_p)) \quad (3.26)$$

şeklinde yazılır. Burada V_p partikül hacim oranı ve λ küresellikten sapmayı belirten faktördür. Denklem 3.24 ve Denklem 3.26'nın birleşimi ile daha önce eşik basıncı için bulunan Denklem 3.23 ifadesi ortaya çıkmaktadır. $\lambda \neq 1$ ise küresellikten sapma yerine yüzey pürüzlülüğü ve gerçek partikül boyut dağılımı dikkate alınmalıdır. Benzer partiküllerde dahi λ 'nın farkedilebilir şekilde değişik değer vermesi metal/seramik arayüzeyindeki ıslatma konusunda bilgi almak için Denklem 3.22'nin kullanımı üzerinde şüphe uyandırdığı belirtilmiştir. Bu yüzden, alternatif olarak spesifik yüzey alanının ölçülmesi önerilmiştir [28,32];

Şekil 3.15'deki doğruların basınç eksenini kestiği nokta infiltrasyon için gerekli eşik basıncı (P_o) değeridir. Seramik takviye/Al sistemleri üzerinde birçok araştırmacı tarafından belirlenen P_o sonuçları Tablo 3.2'de verilmektedir. Kapiler kanunun geçerliliğini kontrol etmek için, SiC/Al sistemleri için Narciso ve arkadaşları [73] tarafından ortaya konan veriler yardımı ile çizilen doğru denklemi;

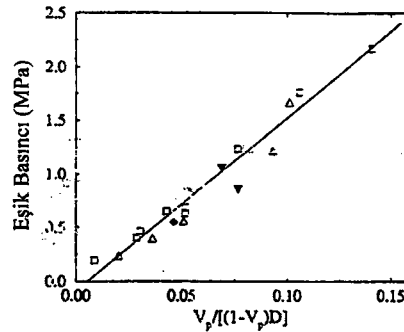
$$P_o = 16.15 \frac{V_p}{D(1-V_p)} - 0.09 \cdot MPa \quad (3.27)$$

şeklinde dir. Deneysel sonuçlardan [32,72,73] yararlanarak çizilen P_o - $V_p/(D(1-V_p))$ grafiği Şekil 3.17'de verilmiştir. SiC, Al_2O_3 ve TiC partikül preformlarının saf Al ile

infiltrasyonunda $V_p/(D(1-V_p))$ ile eşik basıncının (P_o) değişim grafiğinden 7.5-156 μm partikül boyut aralığı için verilerin kapiler kanununa uyumlu olduğu gözlenmiştir.

Tablo 3.2. Birçok seramik partiküllerden paketlenmiş preformların saf Al ile infiltrasyonu için deneysel olarak elde edilen eşik basıncı (P_o) değerleri.

Partikül	Ortalama Partikül Çapı, D, (μm)	Partikül boyut dağılım aralığı	Partikül Hacim Oranı (V_p)	Eşik basıncı (P_o) (kPa)	Denklemler 3.27 ile hesaplanan Eşik basıncı (P_o) (kPa)	Deneysel Koşullar (Infiltrasyon Sıcaklığı, °C/Infiltrasyon atmosferi/Infiltrasyon Süresi, dk)	Al'un saflık derecesi	REF.
SiC	7.5 (Siyah)	1.1	0.50	2170	2178	750/hava/2	99,98	72,73
	12.5 (Siyah)	1.4	0.57	1760	1617	750/hava/2	99,98	73
	13.0 (Siyah)	1.3	0.51	1235	1142	750/hava/2	99,98	72,73
	24.0 (Siyah)	0.8	0.56	630	743	750/hava/2	99,98	72, 7,
	26.0 (Siyah)	1.3	0.58	690	746	750/hava/2	99,98	72,73
	29.7 (Siyah)	1.4	0.56	650	600	750/hava/2	99,98	72,73
	44.0 (Siyah)	1.2	0.58	480	403	750/hava/2	99,98	72,3
	49.8 (Siyah)	1.1	0.59	405	375	750/hava/2	99,98	72,73
	155.3 (Siyah)	0.8	0.58	195	53	750/hava/2	99,98	72,73
	12.1 (yeşil)	0.9	0.53	1220	1455	750/hava/2	99,98	73
	12.6 (yeşil)	1.4	0.56	1670	1536	750/hava/2	99,98	73
	26.0 (yeşil)	0.8	0.57	560	731	750/hava/2	99,98	73,77
	39.8 (yeşil)	0.8	0.59	400	492	750/hava/2	99,98	73
	70.6 (yeşil)	1.0	0.59	240	238	750/hava/2	99,98	73
	9.63	-	0.52	710	1721	800/hava/5	99,99	28,50
	12.8	-	0.52	550	1277	800/hava/2	99,7	56
	12.8	-	0.52	524	-	800/hava/2	99,999	56
	22.8	-	0.53	565	706	750/hava/2	99,95	78
	47.73	-	-	71	-	670/hava/2		33
Al_2O_3	5-15	-	0.51	680	1586	750/hava/5		69
	18.0	1.1	0.57	853	1100	750/hava/2	99,98	77
	20	1.9	0.58	1050	1022	750/hava/2	98,5	72
TiC	31	1.5	0.59	550	657	750/hava/2	99,5	72
B_4C	8.89	-	0.52	332	1872	800/hava/5	99,99	50



Şekil 3.17. Birçok seramik partiküllerinin infiltrasyonu için eşik basıncı ile (P_o) ($V_p/(D(1-V_p))$)'nın değişimi. Siyah-küresel SiC ($\square$), yeşil-köşeli SiC ($\blacktriangle$), köşeli Al_2O_3 ($\blacktriangledown$) ve elmas şekilli TiC ($\diamond$) [72,73]

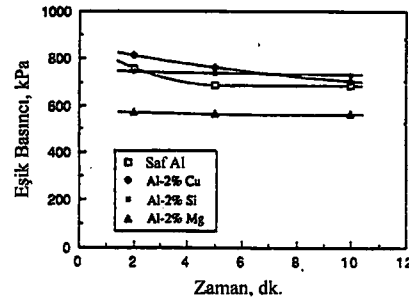
Şekil 3.17'de gözlenen doğrusallıktan sapma ve Tablo 3.2'de Denklem 3.27 ile hesaplanan ve deneysel olarak bulunan eşik basıncı değerleri arasındaki fark, partikül

boyut dağılım aralığına dayandırılmıştır. Partikül boyut dağılım aralığının büyük olması, ortalama çaptan küçük partiküllerin, önemli oranda preformda bulunduğu, küçük partiküllerin büyük partiküller arasındaki boşlukları doldurduğu anlamına gelmekte ve böylece tahmin edilen eşik basıncı değerinin artmasına yol açmaktadır. Diğer yandan küçük partikül boyutları da, büyük partikül boyut dağılım aralığına sahip partiküllerin oluşturduğu dezavantaja benzer şekilde eşik basıncını artırma eğilimindedir. Sonuç olarak partiküller, Şekil 3.17'deki çizginin altında ve üstünde eşik basınca veya 1.0'dan daha büyük ve küçük partikül dağılım aralığına sahip olanlar diye iki gruba ayrılabilir [73]. Ayrıca, maksimum/minimum çap oranı da deneysel ve teorik eşik basıncı değerinin farklı bulunmasına sebep olmaktadır. Uzamış şekilli Al₂O₃ partikülleri [69], deneysel olarak ve hesaplama yoluyla belirlenen eşik basıncı değerleri (Tablo 3.2) arasındaki farkı artırdığı belirtilmiştir. Diğer yandan Narciso ve arkadaşları [73], partikül yüzey pürüzlülüğünün eşik basıncını pek etkilemediğini kaydetmişlerdir.

İnfiltrasyon Süresi: Eşik basıncı, yaygın olarak eş zamalı (yani uygulanan basıncın belirli süre sabit tutulması ile gerçekleştirilen) infiltrasyon deneylerinden elde edilmiştir. Jonas ve arkadaşlarının [69] yaptığı çalışmada, infiltrasyon yüksekliğinin zamana karşı türevinin (Denlem 3.28) uygulanan basınçla doğrusal ve infiltrasyon zamanından bağımsız olarak değiştiği rapor edilmiştir. Bu sonuç, Alonso ve arkadaşlarının [72] yaptığı çalışma ile uyumludur; sabit basınç altında bekleme süresi yaklaşık olarak %90 azaltılmasına (120 saniyeden 15 saniyeye) rağmen Po'da önemsiz oranda (% 2.5 civarında) yükselme gözlenmiştir. Sürenin artırılması ile eşik basıncındaki önemsiz değişim, sıvı alüminyum/SiC arayüzeyinde meydana gelen reaksiyonlarla ıslatılabilirlikteki iyi yönde değişime dayandırılmıştır [72].

$$(dh^2/dt) = (2k/(\mu(1-V_p)) [P-P_o(t)] \quad (3.28)$$

Bununla birlikte eşik basıncına infiltrasyon süresinin etkisini incelemek için Oh ve arkadaşlarının [28,50] yaptıkları çalışmada saf Al, Al-% 2Si ve Al-% 2Mg alaşımları ile SiC preformlarının infiltrasyonu için 800 °C'de 5 dakika infiltrasyon süresinden sonra dengeye ulaşıldığı belirlenmiştir. Fakat, Al-% 2Cu alaşımı için eşik basıncı zamanla doğrusal olarak azaldığı görülmüştür (Şekil 3.18).



Şekil 3.18. SiC/Al-alışım sistemlerinde zamanla infiltrasyon için harcanan daldırma işindeki ve eşik basıncındaki değişim [50].

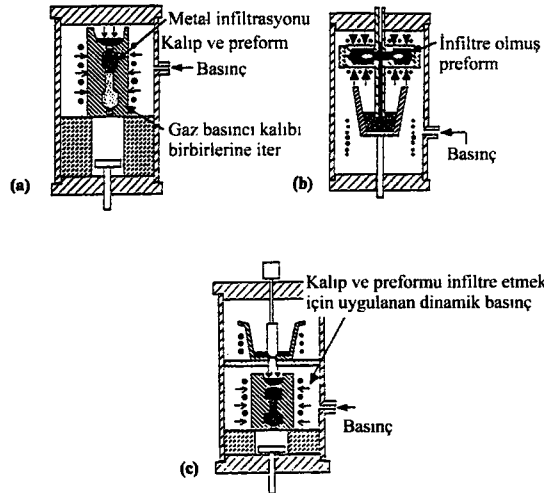
İnfiltrasyonun Önü: İnfiltrasyon, poroz ortamda karışmayan sıvı ile başka bir sıvının yerdeğiştirmesi anlamındadır. Bu durumda, sıvı yani Al, poroz ortamı dolduran hava ile yer değiştirmektedir. İnfiltrasyon önünün şekli, viskoz yada kapiler kuvvetlerin baskın olup olmadığına bağlıdır. Kapiler kuvvetler ihmal edildiğinde, arayüzeyin şekli, sıvının viskozitesine bağlıdır; viskozitesi iyi olan sıvı infiltre edilirse kararlı ve düz arayüzeyler meydana gelirken viskozitesi düşük sıvı infiltre edildiğinde viskoz parmağı olarak bilinen bir şekilde kararsız ve pürüzlü arayüzeyler oluşmaktadır [72]. Kapiler kuvvetler etkin ise uygulanan basınç (P), eşik basıncından (P_o) büyük, ama belirli bir kritik basınçtan (P_c) küçük ise ıslatmama durumunda infiltrasyonun önü pürüzlü, ıslatma ($\theta \approx 45^\circ$) durumunda ise düz olacaktır. Ayrıca uygulanan basıncın artması ile infiltrasyon önü daha da düzleşecektir [32,72]. İnfiltrasyon deneylerinde viskoz kuvvetlerin önemsiz, kapiler kuvvetlerin önemli olduğu belirlenmiştir [72].

İnfiltrasyon Atmosferi: İnfiltrasyon deneylerinde infiltrasyonun meydana geldiği andaki atmosfer, özellikle oksijen afinitesi yüksek olan Al gibi metaller için, önemli bir faktördür. Rapor edilen deneysel sonuçlar [32,50], infiltrasyon atmosferinde oksijen miktarının azalmasından sıvı metal yüzeyi üzerinde daha ince oksit tabakasının bulunmasından ve partikül oksidasyonunun daha az olmasından dolayı SiC preformlarının Al ile infiltrasyonu sırasında eşik basıncının düştüğünü göstermiştir.

Oksijen kısmi basıncının azalması, Al/seramik takviye arayüzeyinde ıslatmayı artırmaktadır. İnfiltrasyon proseslerinde atmosferin etkisinin incelenmesi amacıyla havanın miktarını azaltmak için önce vakum ve sonra inert gaz enjeksiyonu uygulanmaktadır. Bununla birlikte bu aşamalardan geçerken paketlenmenin bozulmamasına dikkat edilmelidir. Narciso ve arkadaşları [73], inert veya (düşük miktarda hidrojen içeren) indirgenmiş atmosferin, eşik basıncını % 6-11

düşürdüğünü belirlemişlerdir. Oh ve arkadaşları [28,50], Al-%2 Mg ile infiltre edilen B₄C kompaktı için elde edilen eşik basıncı değerinin SiC kompaktı için elde edilen eşik basıncı değerinden düşük olmasına rağmen hava yerine argon atmosferinin kullanımı ile SiC kompaktı için eşik basıncında % 27 düşüş gözlenirken B₄C partikülleri ile zıt sonuç (eşik basıncında % 350 artış) rapor etmişlerdir. İnfiltrasyon atmosferinin hava olması durumunda eşik basıncının azalması B₄C partikülleri üzerinde sıvı B₂O₃ tabakasının oluşumuna dayandırılmıştır [50].

İnfiltrasyon Deney Düzenekleri ve Deneysel Prosedür: Sıkıştırılmış seramik preformlarının gerek üstten ve gerekse alttan [28,34,64,72,73] infiltrasyonu için kullanılan basınç üniteleri oldukça benzerdir (Şekil 3.19). Alonso ve arkadaşlarının [72,73] kullanmış olduğu paslanmaz çelik silindirden yapılmış deney düzeneyinde metalik spiral conta veya silikon kauçuk o-ringler, ünite ve kapak arasında yalıtım sağlamıştır [28,72,73]. Test düzeneyi, maximum 3000 kPa basınca dayanabilmekte ve 2500 kPa basınca ayar edilmiş valflere sahiptir. Resistans fırını kabın içine yerleştirilmiş ve basınç ölçerler tarafından basınç, yaklaşık ± 2 kPa hassasiyetle kontrol edilebilmektedir [72]. Birçok araştırmacı [28,34,50,73,74], seramik partikülleri, quartz tüp içinde paketlemiştir. Partikül hacim oranını belirlemek için ihtiyaç duyulan parametrelerden biri olan kompakt yüksekliğinin ölçümüne izin verdiği için saydam veya yarı saydam tüpler gereklidir.



Şekil 3.19. Basıncılı infiltrasyon prosesleri için (a) üstten doldurma, (b) alttan doldurma ve (c) üstten döküm yöntemlerinin şematik çizimi [64].

Metal, grafit veya aluminadan yapılmış potada eritilmektedir. Quartz tüpü sıvı eriyik içine daldırmadan önce inert gaz kabarcığı oluşturarak gaz giderme ve sıvı yüzeyindeki oksit tabakasının temizlenmesi, yapılan yaygın uygulamalardandır. Quartz tüp, preformun ısınması için birkaç dakika eriyik içinde tutulmaktadır; bu süre genellikle 3 dakika ile sınırlandırılmıştır. Sonra basınç, seçilen bir değere kadar 50 ile 60 Pa/s hızında uygulanır ve 2 ile 5 dakika gibi sabit zaman periyodu için basınç değeri sabit tutulmasının ardından 30 ile 70 kPa/s hızında ünitenin havası boşaltılır [73]. İnfiltrasyon süresince basınç ve sıcaklık kaydedilir, infiltrasyon sonrası numune sıvı metalin dışına çıkartılır ve havada soğutulur infiltrasyon yüksekliğini belirlemek için kesitten metalografik inceleme yapılmaktadır [72,73].

Matris alaşımı olarak Al'un kullanılması durumunda, Al, alumina ve serbest silisyum oluşturmak üzere quartz tüple reaksiyona girmektedir [28,36,79]. Al ile quartz tüpün iç cidarı arasında oluşan reaksiyonla serbest Si elementi Denklem 3.10'a göre oluşmuştur [36];

Narciso ve arkadaşları [79], basınçlı infiltrasyonla kompozit malzeme üretiminde (750 °C) beş deney sonrasında alaşımın bileşimi % 3.1 Si'den % 4.0 Si arttığını rapor etmişler ve bu değişimin ıslatılabilirlik üzerinde önemli bir etkisinin olmadığını saptamışlardır. Sıvı alüminyumun arayüzey özelliklerine ve yüzey gerilimine silisyumun etkisi çok az olmasına rağmen belirli deneyden sonra sıvı metal değiştirilmelidir [32].

Basınçlı infiltrasyonla metal matris kompozit malzeme üretim yönteminde önemli bir adım, üniform olarak sıkıştırılmış toz numunelerin hazırlanmasıdır. İnfiltrasyon süresince kanal oluşumunu önlemek ve düz olarak ilerleyen sıvıya sahip olmak için iyi paketlenme gereklidir [28]. Partiküllerin paketlenmesi işlemi, bir ağırlıkla quartz tüpe vurarak yapılabilir. Bununla birlikte bu yöntem preform içerisinde tabaka oluşumunu güçlendirmektedir. Tabaka oluşumundan sakınmak veya azaltmak ve kompaktın uniformluğunu artırmak için tüpe vibrasyonlu çarpmanın uygulanması önerilmektedir [32,72]. Vibrasyon işlemi, ulaşılabilirdi kadar büyük partikül hacim oranına ve böylece üretimin tekrarlanabilir olmasına izin vermektedir. Preformların dikkatli ve sistematik paketlenmesi yeniden üretilebilir kompaktın eldesi için esastır. Hazırlanan preformun her iki tarafı düşük yoğunluklu (yoğunluğu

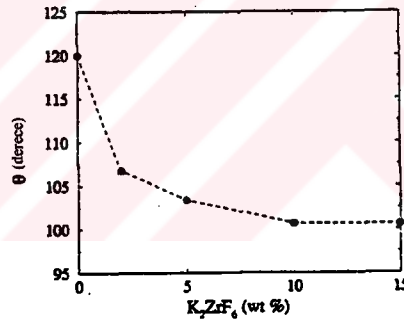
% 5 civarında-% 97 poroziteli) alumina tıkaç ile kapatılır. Bu tıkaç, infiltrasyon süresince preformun bozulmasını ve atıkların veya oksit tabakasının sıyrılıp geçmesini önlemektedir. İnfiltrasyon süresince quartaz tüp içinde preformun yukarıya doğru hareketini önlemek için preformun üstüne yoğunluğu daha yüksek partiküller yerleştirilmelidir [32,72]. Sürekli fiber veya kısa fiber içeren preform hazırlamak için bir çok yöntem kullanılmıştır [74]. Sulu çözelti içinde kısa fiberlerin süspansiyonu ardından bir kalıp içine presle sıkıştırma, polimer bağlayıcı ile kalıp içinde paralel fiberlerin dizilmesi, paralel fiberlerin üç boyutlu dokuması v.b.

Partikül hacim oranını (V_p) belirlemek için, içine partikülleri paketlemeden önce ve sonra quartz tüp tartılır. Quartz tüpün iç çapı ve paketlenmiş partikül yüksekliğinin ölçümü yardımı ile V_p hesaplanabilmektedir [32,73]. Sonuç hacim oranı, partikül boyutuna, şekline, boyut dağılım aralığına bağlı olarak farklı partiküller için 0.50-0.60 arasında değişmiş ve hacim oranının bu değerden düşük olması yani partiküllerin iyi paketlenmemesi halinde sıvı metal partikülleri iterek kompaktın içinde kanallar oluşturmuştur. Bu koşullar altında infiltrasyon, düşük eşik basıncında meydana gelebilir [32,72]. Eşit boyutlu küre şekilli partiküllerin paketlenmesi sonucu V_p 'nin 0.74 gibi büyük değere sahip olduğu gözlenmiştir [32].

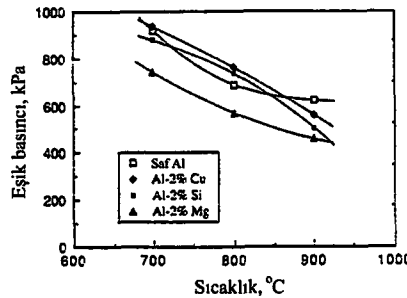
Basıncılı infiltrasyon deneyinden sonra, infiltre olmuş numune havada soğutulmakta, kesitten parlatılmakta ve infiltre olmuş yükseklik ölçülmektedir. Eşik basıncı değeri, Denklem 3.18'e göre infiltrasyon yüksekliğine karşı uygulanan basınç eğrisinde x eksenine doğru ekstrapolasyon (Şekil 3.15 ve Şekil 3.16) yapılarak belirlenmektedir [28,56].

Basıncılı infiltrasyon deneylerinde eşik basıncını etkileyen bir çok faktör bulunmaktadır; takviye partikül boyutu, sıvı metali çevreleyen oksit tabakası gibi. Kullanılan takviye partikül boyutu küçüldükçe eşik basıncı artmaktadır [56]. Ayrıca infiltrasyon deneylerine sıvı alüminyumı çevreleyen *oksit tabakasının etkisi* birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. 1000 K sıcaklığın altında Al/seramik takviyeli kompozitlerin üretiminde temel problemlerden biri, Al'u çevreleyen oksit tabakasından dolayı seramik takviyenin sıvı Al tarafından ıslatılamamasıdır [34]. Oksit tabakasının etkisini azaltmak için alternatif yöntem, oksit filmini kıran ve/veya zayıflatan kimyasal bileşen ilavesidir. Özellikle, K_2ZrF_6 ile seramiğin kaplanması, Al/seramik arayüzeyinde ıslatmayı artırdığı ve infiltre edilmiş mikroyapıda SiC

partikül yüzeyinde $ZrAl_3$ intermetaliklerin oluştuğu yayınlanmıştır. Alonso ve arkadaşları [35], SiC partiküllerin K_2ZrF_6 (zirkonyum tuzu) ile kaplanmasının iki şekilde olacağını rapor etmişlerdir. Birincisi; 100 °C’de K_2ZrF_6 tuzuna doymuş su içine partikülleri ilave etmek ve ardından suyu tam olarak buharlaştırmaktır. Diğeri; ultrasonik karıştırıcı yardımı ile oda sıcaklığında etanol içinde partikülleri ve K_2ZrF_6 tuzunu karıştırmak, ardından 200 °C’de karışımı kurutmaktır. Alonso ve arkadaşları % 57 hacim oranındaki SiC içine ağırlıkça % 0-15 K_2ZrF_6 ilave edilmesi ile eşik basıncının % 75 oranında düştüğünü bulmuşlardır. Islatmadaki bu iyileşme, K_2ZrF_6 ilavesi üzerinde oluşan flouride parçacıklarının oksit filmlerini çözerek parçalaması ile açıklanmıştır. Eşik basıncı değişimleri Denklem 3.23’ü kullanarak temas açısı değerlerine dönüştürülebilir. K_2ZrF_6 ilavesi ile diğer parametrelerin etkilenmediği kabul edilerek ve temiz Al-SiC arayüzeyinde temas açısının $\theta = 120^\circ$ alındığında Şekil 3.20’de gösterilen ve hareketli damlacık deneyleri ile karşılaştırılabilir sonuçlar elde edilmiş [35]. Şekil 3.20’den görüldüğü gibi tam ıslatma meydana gelmemiştir [35].



Şekil 3.20. K_2ZrF_6 içeriğinin (% ağırlık) fonksiyonu olarak Al/SiC arayüzeyindeki temas açısının değişimi [35].



Şekil 3.21. SiC/Al kompozit sistemlerinde sıcaklıkla eşik basıncındaki değişim [50].

SiC/Al kompozit sistemleri için sıcaklıkla eşik basıncının değişimi Şekil 3.21’de gösterilmektedir [50]. Sıcaklıkla, eşik basıncının düşmesi ve ıslatılabilirliğin artması,

daha hızlı arayüzey reaksiyonlarının meydana gelmesine ve kısmen yüzey enerjisindeki değişime dayandırılmıştır [50].

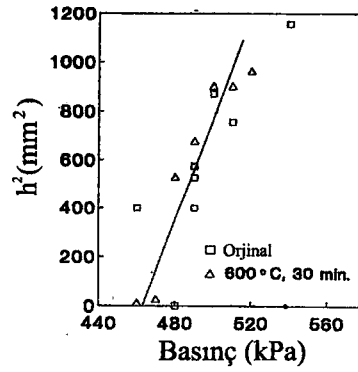
Ayrıca sıcaklık, oksit tabakasının özelliklerini değiştirmektedir. Tam ıslatma koşulu, uygulanan basınçla birlikte sıcaklık artışı ile elde edilebilir [36]. Sıcaklık artarken ıslatmadaki artış, büyük olasılıkla hem seramik takviye elemanı üzerindeki oksit filminin kırılması ve hem de sıvı metal yüzeyi üzerindeki oksit film kararlılığının azalmasından dolayıdır [32,50]. Gerçekte yüksek sıcaklıklarda, sıvı alüminyum katı Al_2O_3 ile gaz halindeki Al_2O oluşturmak için reaksiyona girmektedir [32].



Bu reaksiyon, Al yüzeyinden oksit filminin uzaklaştırılması için bir mekanizma sağlamaktadır. Al alaşımla paketlenmiş seramik partiküllerin infiltrasyonuna sıcaklığın etkisinin incelendiği çalışmalar [33,36,50], sıcaklıkla Po'nun azaldığını rapor etmişlerdir. Sıvı metal sıcaklığının artması ile eşik basıncındaki azalma sıvı metal yüzeyinde oksit kararlılığının azalmasının yanında sıvı metal yüzey enerjisindeki azalmaya bağlanmıştır [36].

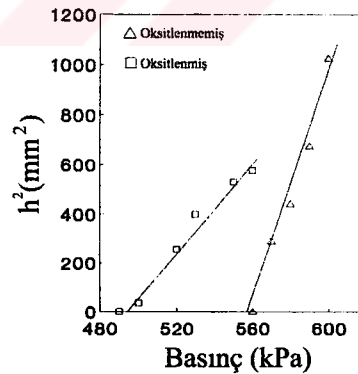
Takviye elemanı ve matris arasındaki olumsuz kimyasal reaksiyonunu azaltmak için iki faktör kullanılmaktadır [74]. Birincisi, düşük preform sıcaklığı ki infiltrasyon sırasında matrisin katılaşmasına sebep olmakta ve böylece sıvı tarafından takviye malzemesinin daha az etkilenmesi gözlenmektedir. İkinci olarak, yüksek basınç ile birlikte düşük kalıp sıcaklığı kullanılarak numunenin hızla soğuması ile matris hızlı olarak katılaştırılmakta ve böylece sıvı metal matris ve takviye arasında temas süresi minimuma indirilmektedir [74]. Bununla birlikte, matris liküdü sıcaklığının altında infiltrasyon sıcaklığı seçilerek matris ve takviye arasındaki kimyasal etkileşim azaltılmakta ve ayrıca matris liküdü sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda preformu infiltre ederek çok ince taneli matris elde edilmektedir.

Partikül yüzeyinde bulunan *organik kalıntılar* basınçlı infiltrasyon deneyini etkilemektedir. Şekil 3.22, basınçlı infiltrasyon deney sonuçlarının geniş dağılımı, partikül yüzeyinde bulunan kalıntıların eşik basıncını ve kompaktın geçirgenliğini etkilediğini göstermektedir. 600 °C'de ısıtılmış SiC partiküller, doğrusallıktan sapma göstermemektedirler [73].



Şekil 3.22. Isıl işlemsiz ve 600 °C'de 30 dk ısıtılmış ortalama 45.1 µm boyutunda SiC partikül ve saf Al için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi [73].

Seramik takviye partiküllere uygulanan *oksidasyon işlemi* de eşik basıncını etkilemektedir. Narciso ve arkadaşları [73], basınçlı infiltrasyon yöntemine, partikül oksidasyonunun etkisini incelemek için 26 µm boyutuna sahip yeşil-SiC partiküllerini 1000 °C'de 20 saat oksidasyon işlemine tabi tutmuşlardır. Oksidasyon sonrasında, partiküllerin agglomerasyonu meydana geleceğinden bilyalı öğütme işlemi yapılmıştır. Uygulanan oksidasyon işleminin eşik basıncını % 10 azalttığı (Şekil 3.23) rapor edilmiştir [73]. Bu sonuç, Al ile SiO₂ arasındaki reaksiyona veya oksidize edilmiş partiküllerin spesifik yüzey alanındaki değişime dayandırılmıştır. Oksidasyona uğramış partiküllerin spesifik yüzey alanı küçülmüştür.



Şekil 3.23. Oksidasyona uğramış ve uğramamış 26 µm boyutunda SiC takviye partikül ve saf Al için uygulanan basıncın fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğinin karesinin değişimi [73].

İnfiltrasyon deneylerine *yüzey geriliminin* etkisini inceleyen bir çok araştırmacı [33,34,72,77-79], sisteme ilave edilen farklı elementlerin sebep olduğu yüzey gerilimindeki değişimle eşik basıncındaki değişim arasında ilişki kurmaya çalışmışlardır. Özellikle kurşun ve kalay gibi yüzey aktif elementlerin etkisi ile eşik

basıncı ve yüzey gerilimi verileri arasındaki ilişki incelenmiştir. Düşük konsantrasyonlarda ilave edilen kurşun (Tablo 2.3 ve Tablo 2.4), Al'nin yüzey gerilimini 863 mN/m'den 662 mN/m'ye düşürürken eşik basıncını da % 30 azaltmıştır [72]. Bu sonuç, kurşun ilavesi ile yüzey gerilimindeki azalmaya ve alüminyum yüzeyini kaplayan oksit tabakasındaki değişimden dolayı ıslatılabilirlikteki iyileşmeye dayandırılmıştır [72]. Yüzey aktif Sn ve Pb elementlerin ilavesi ile temas açısı da etkilenmektedir. Yapılan çalışmada [77], Sn ve Pb ilavesi ile SiC takviyeli preformlarda ıslatmanın arttığı ve Al₂O₃ takviyeli preformlarda ise ıslatmanın azaldığı gözlenmiştir. Candan ve arkadaşları [80], Al-%1.4 Pb alaşımı için rapor ettikleri sonuçlar, daha önceki sonuçlar [77] ile uyumludur.

Bazı saf metaller ve Al ikili alaşımlarla SiC ve Al₂O₃ takviye elemanlarından hazırlanmış preformlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı, yüzey gerilimi ve temas açısı sonuçları Tablo 3.3-Tablo 3.5'de verilmektedir. Tablo 3.3 ve Tablo 3.4'de eşik basıncı (Po), $W_{i\lambda} = \frac{1}{6(\frac{1}{f}-1)P_o d}$ ile ilişkili olarak verilmektedir.

Tablo 3.3 Seramik preformların içine saf metallerin infiltrasyonu için literatürde yayınlanmış veriler.

Metal	T (°C)	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m)	Preform tipi	Partikül Boyutu (μm)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	$W_{i\lambda}$ (N/m)	Temas Açısı (°)	REF.
Ag	100	643	SiC	12	0,53	1294	2,3		75
			Al ₂ O ₃	18	0,58	302	0,66	<90°	76,77
Al	750	862	SiC	12	0,53	1186	2,1	127°	75,78
			Al ₂ O ₃	18	0,58	853	1,85	109°	32,76
Sn	330	570	SiC	22.8	0,57	350	1,01	145°	78
Al	750	860,870	SiC	22.8	0,57	565	1,0	127°	34,78
Zn	545	761	SiC	8,4	0,53	872	1,08		32
Al	800	856	SiC	9,63	0,52	710	0,97	127°	50,78
		-		12.8	0,52	524	-	-	56
Al	800	-	B ₄ C	8.89	0.52	724	-	-	50

SiC preformları içine saf Al'nin infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı, Al'un saflık derecesinin artması ile azalmıştır [56]. Ayrıca Al-Si alaşımlarında Si ilavesi ile saf Al'nin yüzey geriliminde meydana gelen düşük miktardaki azalmayla eşik basıncındaki değişim uyumludur [79,80]. Oh ve arkadaşlarının [35], bulduğu sonuçlar oldukça farklıdır; % 2 Si içeriği için eşik basıncı artarken % 4.5'e kadar Si içeriği eşik basıncını azaltmıştır, yine de her iki durumda elde edilen eşik basıncı değeri Saf Al için yayınlanan (Tablo 3.2 ve Tablo 3.3) eşik basıncı değerinden

büyükür. Al-Si alaşım matrisli kompozitlerde matris ile SiC takviye elemanı arasında etkileşim meydana gelmemektedir [80].

Tablo 3.4. SiC preformlarına Al ikili alaşımlarının infiltrasyonu için yayınlanmış deneysel veriler.

Alaşım	% Alaşım İçeriği	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m)	Partikül Boyutu (μ m)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	Temas Açışı, (θ)	Deney Koşulu (İnfiltrasyon Sıcaklığı, °C/İnfiltrasyon atmosferi/İnfiltrasyon Süresi, dk)	Wİl (N/m)	REF
Al-Si	5	854	26	0,57	560	-	750/hava/-		79
	13	841	26	0,57	530	-	750/hava/-		79
	2	859	9,63	0,52	779	-	800/hava/5		28,50
	4,5	855	9,63	0,52	731	-	800/hava/5		28,50
	3,8	856	22,8	0,53	558	-	750/hava/2	1.88	80
Al-Mg	2	828	26	0,57	550	-	750/hava/2		79
	4	805	26	0,57	520	-	750/hava/2		79
	0,5	852	12,8	0,52	514	-	750/hava/-		56
	1	843	22,8	0,53	533	-	750/hava/-	1.8	34
	1,7	832	22,8	0,53	522	-	750/hava/-	1.8	34
	3,4	630,820	22,8	0,53	518	113°	750/hava/-2	1.8,1.74	34,78, 80
	8,6	570,780	22,8	0,53	411	67°	750/hava/-2	1.4	34,78
	13,9	520,750	22,8	0,53	320	58°	750/hava/-	1.1	34
	2	828	9,63	0,52	779	-	800/hava/5		28,50
	4,5	800	9,63	0,52	731	-	800/hava/5		28,50
	4,2	852	12,8	0,52	591	-	800/hava/-		56
	2	854	9,63	0,52	745	-	800/hava/5		50,28
Al-Cu	4,5	852	9,63	0,52	807	-	800/hava/5		28,50
	6	852	22,8	0,53	573	-	750/hava/2	1.93	80
	0,7	716	26	0,57	624	-			32
	2,1	689	22,8	0,53	620	-	750/hava/2	2.1	80
Al-Ca	0,8	792	22,8	0,53	602	-	750/hava/2	2.02	80
Al-Ti	5	800	22,8	0,53	540	138°	750/hava/2	1.82	78
Al-Cr	2,5	886	22,8	0,53	561	-	750/hava/2	1.89	80
Al-Fe	2	863	26	0,57	580	-	750/hava/-		32
Al-Pb	1	662	51	0,59	280	-	750/hava/2		72
	1.4		22,8	0,53	375	-	750/hava/2	1.26	80

Tablo 3.5. Al-Mg alaşımları ile infiltre edilen Al₂O₃ preformları için yayınlanmış deneysel veriler.

Al-Mg (%)	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mNm)	Partikül Boyutu (μ m)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	Deney Koşulu (İnfiltrasyon Sıcaklığı, °C/İnfiltrasyon atmosferi/İnfiltrasyon Süresi, dk)	REF.
2	828	5-15	0,51	630	750/hava/2	69
3	816	5-15	0,51	590	750/hava/2	69
4	805	18	0,58	925	750/hava/2	32

Saf Al'nin yüzey gerilimine ve dolaylı olarak SiC preformlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı değerine Mg'nin etkisi, son zamanlarda çok sık olarak incelenmiştir [33,34,50,56,78,79]. Mg ilavesi ile yüzey gerilimi değişmekte [50,79], temas açısı [34,78] ve dolayısıyla eşik basıncı [34,50,78-80] düşmektedir. Oh ve arkadaşları [50], Mg ilavesi ile eşik basıncının düşmesini negatif oksit oluşum serbest enerjisinin daha yüksek olmasına yani oksijenle kimyasal reaksiyonun

artmasına, dolayısıyla arayüzey enerjisindeki ve ayrıca daldırma için harcanan iş deki (W_i) azalmaya dayandırmışlardır. Al'a Mg ilavesi ile temas açısı (Tablo 3.4) çok düşmesine rağmen eşik basıncının yok olmaması (sıfırlanmaması), infiltrasyon sırasında aluminyumu çevreleyen oksit tabakası ile ilişkilendirilmiştir [34,78]. Candan ve arkadaşları [78], ıslatmayı engelleyen oksit filminden dolayı Al ile SiC preformlarının infiltrasyonunun tam ıslatmama koşullarında meydana geldiğini ortaya koymuşlardır. Al-Mg alaşım matrisli kompozitlerde matris ile SiC takviye elemanının etkileşimi sonucu Mg_2Si fazı meydana gelmekte [34,80] ve sıvı-katı arasındaki temas açısının azalmasından dolayı mikroyapıda porozite oranı azalmaktadır [39,80].

% 58 hacim oranında sıkıştırılmış Al_2O_3 preformlarının saf gümüş ile 1000 °C'de infiltrasyonu sonucunda eşik basıncının Saf Al'ye kıyasla (750 °C, 853 kPa) daha düşük bulunması (302 kPa) gerek saf gümüşün yüzey geriliminin gerekse temas açısının düşük olmasına dayandırılmıştır [76]. Diğer yandan Şekil 3.15'den görüldüğü gibi gümüş için uygulanan basınçla infiltrasyon yüksekliğinin değişimi aluminyumdan daha yavaş olması, iki metalin farklı viskoziteye (μ_{Al} , 750 °C, 1.04 mNs/m² ve μ_{Ag} , 1000 °C, 3.7 mNs/m²) sahip olmasından (Denklem 3.18) kaynaklanmıştır.

Farklı araştırma grupları [50,56,80] tarafından rapor edilen Al-Cu alaşımları için sonuçlar benzer eğilim göstermiştir; Cu ilavesi, saf Al'nin yüzey gerilimini düşürmesine rağmen eşik basıncını artırmıştır (Tablo 3.4). Veriler oksit filminin karakteristiğinin ve sonuçta arayüzeydeki ıslatmanın bakırla etkilenildiğini göstermektedir. Al-Cu matrisli kompozitlerde saf Al'ye Cu ilavesi ile mikroyapıdaki porozite oranı artmıştır [80].

Düşük miktarlarda Ti ve Cr ilavesi durumunda eşik basıncı değerleri, yüzey gerilimi verileri ile yaklaşık olarak uyumlu sonuç [80] verirken, Sr ve Ca ilavesi durumunda eşik basıncının değişmemesi [80] tam olarak açıklanamamıştır. % 5 Ti ile yüzey gerilimindeki düşmeyle orantılı olarak Po da biraz azalmaya sebep olurken % 2,5 Cr ilavesi ile yüzey geriliminde ve eşik basıncında ihmal edilebilir bir değişim gözlenmiştir. Sr ve Ca ile yüzey gerilimindeki değişim Po daki artışı açıklayamamaktadır [80]. Bu iki elementin sebep olduğu yüzey reaksiyonları ve temas açısı değişimleri üzerine henüz veri yayınlanmamıştır. Ti ve Cr ilavesi ile

mikroyapıda saf Al ile benzer porozite meydana gelmiştir. Sr ve Ca ilavesinin şiddetli bir şekilde poroziteyi artırdığı rapor edilmiştir [80].

Al-Mg alaşımları ile Al_2O_3 preformlarının infiltrasyonu için mevcut deneysel sonuçlar Tablo 3.5’de özetlenmiştir. Al_2O_3 /Al kompozit sisteminde artan Mg ilavesi ile ıslatılabilirliğin güçlendirildiği belirlenmiştir [39,69,81]. Spinel oluşturmak üzere Mg ve Al_2O_3 arasında meydana gelen güçlü reaksiyona rağmen, Mg ilavesiyle eşik basıncı değişimleri çoğunlukla yüzey gerilimindeki değişimlerden dolayı kaynaklanmıştır [69]. Al_2O_3 /Al-Mg kompozit sisteminde infiltrasyon hızının artması ile reaksiyon etkisi azalmaktadır. Diğer yandan Al_2O_3 takviyeli Al-Mg ikili alaşım matrisli kompozitin üretiminde belirlenen eşik basıncının saf Al’dekinden daha yüksek bulunması, reaksiyon ürünlerinin kısmen infiltrasyonu engellemesine dayandırılmıştır [32].

Üçlü ve ticari alaşımlar için yayınlanan veriler Tablo 3.6’da verilmiştir. Ticari A357, 6061 Al ve 2014 Al alaşımlarının deneysel eşik basıncı değerleri saf Al’ye nazaran yüzey gerilimindeki düşme ile orantılı olarak azalmıştır (Tablo 3.6). Alaşım elementleri, yüzey gerilimini ve dolayısıyla ıslatma için gerekli iş miktarını da düşürmektedir. Diğer yandan Al-Mg-Si üçlü alaşımları ile paketlenmiş SiC partiküllerinin infiltrasyonu için gerekli eşik basıncındaki (P_o) azalmanın, Mg veya Si ilavesiyle Al’ nin yüzey gerilimindeki düşme ile orantılı olmuştur [79].

İkili ve üçlü alaşımlarda deneysel olarak belirlenen P_o yardımıyla temas açısı değerinin belirlenmesi için kapiler kanununda λ değerinin bilinmesi gerekmektedir. Bununla birlikte Denklem 3.30 ve/veya Denklem 3.31 yardımıyla λ değeri ihmal edilerek göreceli temas açısı değeri bulunabilmektedir;

$$W_i = \gamma_{kg} - \gamma_{ks} = \gamma_{sg} \cos \theta \quad (3.30)$$

$$\cos \theta_{\text{alaşım}} = (\gamma_{Al} / \gamma_{\text{alaşım}}) (P_o^{\text{alaşım}} / P_o^{Al}) \cos \theta_{Al} \quad (3.31)$$

Narciso ve arkadaşları [79], SiC/saf Al arayüzündeki temas açısını 120° olarak almışlardır. Denklem 3.31, sabit D, V_p , λ ve aynı tür partikül için geçerli olmaktadır.

Mg ve Si’un ikili alaşım halinde Al’ye ilave edilmesi durumunda temas açısında önemli bir iyileşme sağlamaktadır (Tablo 3.7). Bununla birlikte üçlü alaşımlarda

oldukça farklı sonuç bulunmuştur. Hem Mg ve hemde Si'un birlikte bulunması durumunda yapıda oluşan Mg_2Si içeriğinin fonksiyonu olarak temas açısındaki değişim Şekil 3.24'de gösterilmektedir [79]. Sonuç olarak Mg_2Si içeriği ıslatılabilirlikteki artışı tayin eden bir faktör olmaktadır. Mg_2Si bileşiğinden ayrı olarak aşırı miktarda primer Si'un bulunmasının ıslatılabilirlik üzerindeki etkisi önemsizdir. A 357 alaşımında 6061 Al alaşımından daha fazla Si bulunmasına rağmen 6061 Al alaşımının SiC ile yaptığı temas açısı daha dardır [79].

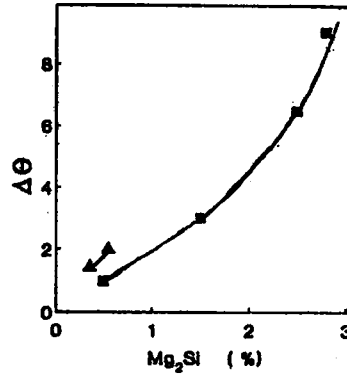
Tablo 3.6. Bazı ticari alaşımlarla SiC preformlarının infiltrasyonu için veriler.

Alloy	Sıcaklık (°C)	Sıvı-buar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m)	Partikül Boyutu (μm)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (Pa)	Deney Koşulu (İnfiltrasyon Sıcaklığı, °C/İnfiltrasyon atmosferi/İnfiltrasyon Stresi, dk)	REF.
2014 Al	800	836	375	0,52	398	800/hava/3	82
	800	836	150	0,52	497	800/hava/3	82
	800	836	45	0,52	522	800/hava/3	82
	800	835	12,8	0,52	573	800/hava/-	78
	800	835	22,8	0,53	364	800/hava/-	78
	800	835	36,5	0,54	227	800/hava/-	78
A357	750	840	26	0,57	530	750/hava/2	79
6061 Al	750	836	26	0,57	520	750/hava/2	79

Tablo 3.7. 750 °C infiltrasyon sıcaklığında Al alaşımları ile % 57 hacim oranında 26 μm boyutunda SiC partikül kompaktlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı (P_o , kPa), sıvı alaşımların yüzey gerilimi ($\gamma_{sıvı-buhar}$, MN.m⁻¹) ve temas (θ) açısı [79].

Malzeme	Si (ağ. %)	Mg (ağ. %)	Mg_2Si (at. %)	Sıvı-buhar Yüzey Gerilimi, γ_{sg} (mN/m ⁻¹)	Eşik Basıncı (Pa)	θ
Al	-	-	-	863	570	120°
Al-Si	5	-	-	855	560	120°
	13	-	-	842	530	120°
Al-Mg	-	2	-	829	550	120°
	-	4	-	806	520	120°
Al-Si-Mg	0,52	0,9	0,5	845	540	119°
	1,56	2,7	1,5	818	490	117°
	2,6	4,5	2,5	797	420	113,5°
	13,0	5,0	2,8	776	370	111°
A357	7.47	0.62	0.36	840	530	118.5°
6061 Al	0.62	1.05	0.55	836	520	118°

Basıncılı infiltrasyonla üretilen kompozitlerin mikroyapısını, üretim parametrelerinden infiltrasyon sıcaklığı, infiltrasyon basıncı ve partikül boyutu etkilemektedir [82,83]. İnfiltrasyon sıcaklığının [82,83], uygulanan basıncın [57,82,83] ve partikül boyutunun [82,83] artması ile mikroyapıdaki porozite azalmaktadır.

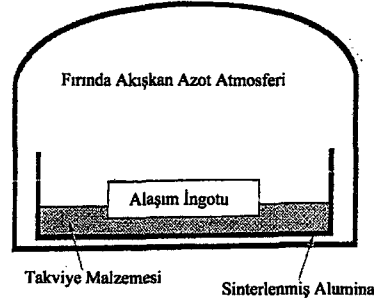


Şekil 3.24. Mg₂Si içeriğinin fonksiyonu olarak ticari ve üçlü Al-Si-Mg alaşımı ile infiltre edilen SiC takviyesi arasındaki temas açısının değişimi [79].

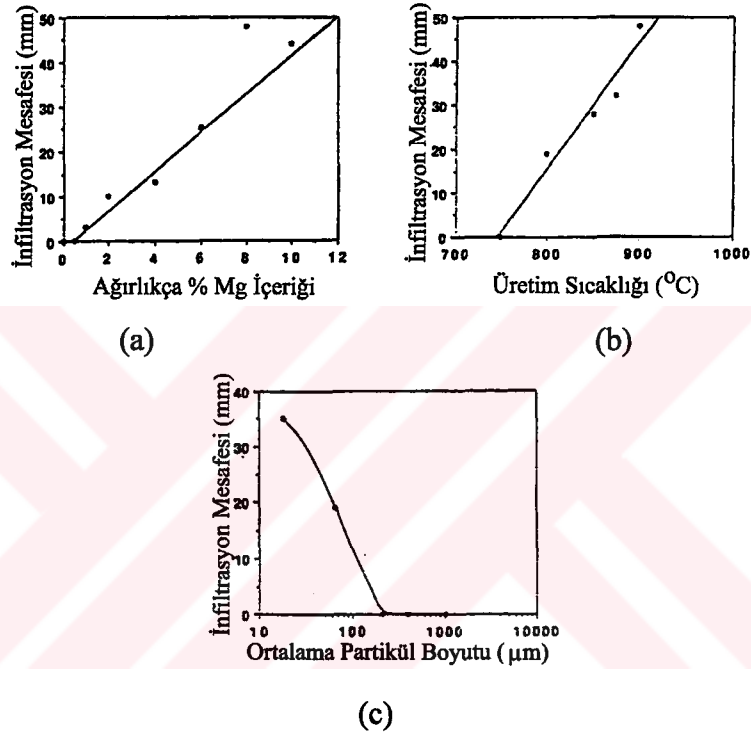
3.2.5. Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi

Basıncsız infiltrasyon yöntemi, sıvı oksidasyon ve/veya Lanxide prosesi olarak bilinmektedir. Burada sıvı alaşım üzerine yerleştirilen son ürün şeklinde slip döküm veya presle hazırlanmış, partikül veya fiber içeren seramik preform kontrollü atmosfer altında (azot) ve yüksek sıcaklıklarda (Al alaşım-seramik sistemi için 800-1000 °C) reaksiyona uğrarken, sürekli olarak sıvı alaşım ile infiltre edilmektedir [6,20,84-86]. Basıncsız infiltrasyon yönteminin gerçekleşmesi için alaşım elementi olarak Mg'nin kullanılması esastır [8,20,31,37]. Seramik preformda bulunan porozitelerin içerisinde sıvı halindeki alaşımın yüksek sıcaklık oksidasyonu sonucu (Şekil 3.25), oksitlenmemiş metal alaşımı ve oksidasyon ürünlerinin karışımından oluşan matris malzemesi meydana gelmektedir [6]. Lanxide prosesi ile son ürün şeklinde % 55-70 hacim oranında Al₂O₃ veya SiC takviyeli kompozit üretilmektedir [31]. Kimyasal reaksiyon, temel olarak Al'un seramik preforma infiltre olmasını hızlandırmak için kullanılmaktadır. Denklem 3.32 ve Denklem 3.33, sırasıyla infiltrasyonun gelişimini sağlayan ve infiltrasyon sırasında meydana gelen reaksiyondur. İnfiltrasyon sıcaklığına ısıtma sırasında buharlaşan Mg takviye yüzeyinde Mg₃N₂ bileşiği oluşturmak üzere azot atmosferi ile reaksiyona girmektedir. Mg₃N₂, basınç veya vakum uygulamaksızın alaşımın preform içine infiltrasyonuna imkan sağlayan bir bileşiktir [121].





Şekil 3.25. Lanxide™ prosesinin şematik gösterimi [8].



Şekil 3.26. Basıncsız infiltrasyon yöntemini etkileyen faktörler; (a) 18 μm Al_2O_3 ve 900 $^{\circ}\text{C}$ 'de 5 saat süre için Al-Mg alaşımında Mg içeriği (b) 18 μm Al_2O_3 , 5 saat süre için üretim sıcaklığı ve (c) Al-10 Mg alaşımı, 800 $^{\circ}\text{C}$ 'de ve 5 saat süre için ortalama partikül boyutu [37].

Basıncsız infiltrasyon yöntemindeki proses değişkenleri; partikül boyutu, alaşım (ağırlıkça %3-10 Mg içermeli), sıcaklık (800 $^{\circ}\text{C}$ -1000 $^{\circ}\text{C}$) ve atmosfer (azot veya hava)'dir [8,20,31,37]. Aghajanian ve arkadaşları [37], Al_2O_3 takviyeli kompozitlerin basıncsız infiltrasyonu işleminde, alaşım bileşimi (Mg içeriği), üretim sıcaklığı, üretim süresi ve atmosferin N_2 içeriğinin önemli proses parametreleri olduğunu ortaya koymuşlardır (Şekil 3.26).

Şekil 3.26'dan, Al-Mg alaşımının Mg içeriğinin ve/veya üretim sıcaklığının artması ile infiltrasyon miktarı artmakta ve ayrıca kritik bir Mg içeriği veya sıcaklığa ulaşıncaya kadar infiltrasyonun meydana gelmediği görülmektedir. Kullanılan Ar/ N_2 gaz

karışımında % 100 Ar gazı kullanılması halinde infiltrasyon meydana gelmezken % 25 ve üzerindeki N₂ gazı içeren karışımında tam infiltrasyon meydana gelmiştir [37]. N₂ atmosferi koşullarında matris/takviye arayüzeyinde AlN intermetalığının oluşumu sağlanarak infiltrasyon kolaylaştırılmaktadır [37]. AlN miktarındaki artış kompozitin mukavemetini artırmakta ve termal genleşme katsayısını azaltmaktadır. Bu nedenle mukavemet ve termal genleşme katsayısı, proses sıcaklığını ve atmosferin azot içeriğini kontrol ederek ayarlanabilmektedir. İnfiltrasyon hızı, düşük sıcaklıklarda ve atmosferin düşük azot içeriğinde düşüktür [8].

Daha önceki çalışmalardan farklı olarak Kajikawa ve arkadaşları [87], Mg içermeyen Al-%12.5 Si alaşım matrisli SiC takviyeli kompozit malzemeleri basınçsız infiltrasyonla üretmişlerdir. Kajikawa ve arkadaşları [87], preform hazırlarken belirli oranlarda Ti, Ni ve Al tozları ile SiC takviyesini karıştırmışlar ve üretim sırasında NiAl ve TiAl oluşumu üzerine meydana gelen ekzotermik reaksiyonlardan yararlanmışlardır. Pech-Canul ve arkadaşları [31], Al alaşımları ile SiC preformlarının basınçsız infiltrasyonuna Si kaplamasının etkisini incelemişler ve Al alaşımlarının Si ile kaplanmış takviyeyi ıslattığını, kılcal kanalların daha kolay doldurulması ile kompozitte porozitenin minimuma indiğini gözlemişlerdir. Yalnız Si kaplaması ile arayüzeyde Si birincil fazların oluşmasından ve Si partiküllerin poroz olmasından dolayı üretilen kompozitlerin mekanik özelliklerinde bozulma meydana gelmiştir.

Aghajanian ve arkadaşları [37], basınçsız infiltrasyon yönteminde takviye boyutunun azalması ile infiltrasyon eğiliminin arttığını ve ince Al₂O₃ partiküllerin matris tarafından kolay ıslatıldığını bulmuşlardır. Diğer yandan basınçlı infiltrasyon deneylerinde, partikül boyutunun azalması ile kılcal aralık boyutundaki azalmadan dolayı infiltrasyon gerçekleşmediğinden infiltrasyonun meydana gelmesi için gerekli eşik basıncı artmaktadır [28,82,83]. Bununla birlikte basınçsız infiltrasyon deneylerinde baskın üretim değişkeni yüzey alanıdır ve daha küçük partikül boyutu daha fazla ıslatılabilir yüzey alanı sağlamaktadır [37]. Basınçsız infiltrasyon deneylerinde infiltrasyona yardımcı olması için [88]; (a) infiltrasyon öncesi preforma vakum uygulamak, (b) K₂ZrF₆ gibi metal florid ilavesi ve ayrıca (c) takviyenin Na₂O ile kaplanması işlemleri yapılmaktadır. LanxideTM prosesinin temel avantajı [8], kompleks ve tam yoğun kompozit şekillerinin üretebilmesinin yanında

dezavantajı [88] infiltrasyon için uzun zaman gerekmesi ve sıvı metal ile SiC arasındaki reaktivite sonucu Si'un yapı içine difuzyonu ile konsantrasyon farklılığının meydana gelmesidir.

3.2.6. XDTM Yöntemi

XDTM yöntemi, Martin Marietta firması tarafından geliştirilmiş olan patentli bir üretim yöntemidir ve burada seramik partiküller, in situ olarak üretilir. Proses, gerekli takviye partiküllerini oluşturmak için ekzotermik reaksiyona girecek solvent metal bileşiklerini ilave etmekten ibarettir [7,20,89]. Bu üretim yönteminde kompozit malzemeye ilave edilen takviye partikülleri, sıvı matris alaşımı içerisinde gelişen reaksiyonlar sonucu elde edilmektedir. Bu yöntemde sıvı haldeki matris malzemesi içerisine kompozit malzemenin üretimi için gerekli olan takviye malzemesini oluşturacak kimyasal bileşikler eklenir. Çok değişik partiküller sıvı metal içerisinde elde edilebilir. Bu takviye partiküllerinden en çok üretileni TiB₂ ve TiC'dür. Sıvı metal içerisinde bu partiküller, şu reaksiyonlara göre oluşturulmaktadır.



Takviye partikülleri sıvı matris alaşımı içerisinde oluştuklarından tek kristalli ve oksitlenmemiş arayüzeylere sahiptir. Reaksiyon sıcaklığı gibi proses parametrelerinin değiştirilmesiyle 0.2-10 µm arasında değişen boyuta sahip partiküller elde edilebilir [7].

XDTM prosesinin alternatifi olan bir proses de, sıvı haldeki Al-Ti alaşımı içerisine TiC partiküllerini oluşturacak kadar yeterli sıcaklıkta karbon enjekte ederek sıvı alaşım içerisinde TiC partiküllerinin oluşumunu sağlamaktır [7,20]. Bir başka üretim yönteminde 250 °C'de 1 saat ön ısıtılmış potasyum heksaflorotitanat (K₂TiF₆) ve potasyum tetrafloroborat (K₂BF₄) tuzları, karıştırma metodu kullanılarak sıvı Al veya Al alaşımlarına ilave edilmiş ve tuz ile Al arasındaki reaksiyonla TiB₂ partikülleri meydana gelmiştir [121].





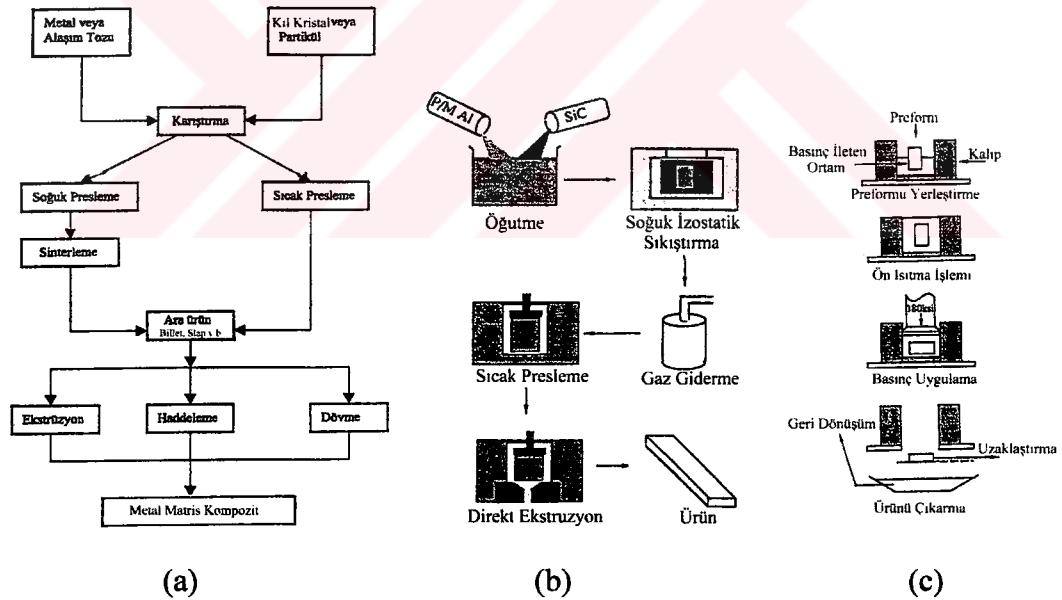
XDTM yöntemi, matris tarafından üretilen seramik partiküller doğal olarak ıslatıldığından yüksek arayüzey mukavemeti sağlanmaktadır [7].

3.3. Katı Faz Üretim Yöntemleri

Partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin katı faz üretim yöntemleri, toz metalurjisi, yüksek enerji-yüksek hız ve difüzyon bağlanma yöntemleridir. Bu yöntemler aşağıda tanımlanmıştır.

3.3.1. Toz Metalurjisi Yöntemi

Takviye malzemelerinin sıvı alaşım tarafından ıslatılabilirliğinin düşük olması nedeniyle, ilk olarak geliştirilen üretim yöntemi, toz metalurjisidir [7,48]. toz metalurjisi üretim yönteminin temel aşamaları ve şematik gösterimi Şekil 3.27'de verilmektedir.



Şekil 3.27. Metal matris kompozit malzeme üretimi için (a) üretim akış şeması, (b) Alcoa prosesi, (c) Ceracon prosesi [1,6-8,48]

Geleneksel toz metalurjisi yönteminde karıştırma, metal tozlarının bir araya getirilmesi (pekiştirme) ve sinterleme olmak üzere üç aşama vardır. Bu yöntemde kullanılan metal tozları, genellikle 20-40 µm boyutunda ön alaşımlandırılmış atomize tozlar veya hızlı katılaştırma ile üretilmiş şeritler olabilir [6]. Takviye malzemesi olarak değişik şekil ve boyutlardaki SiC ve Al₂O₃ partikülleri kullanılmaktadır.

Uygun partikül boyutunun seçim kriteri, partikül boyutunun metal tozu boyutuna oranı olarak ifade edilmektedir [7,48].

Hızlı katılaştırma prosesi ile üretilmiş kılcal kristal veya partikül şeklindeki takviye ile metal tozları karıştırılır. Karıştırma işlemi, matris içerisinde partikül dağılımını etkilediği için önemli bir aşamadır. Metal toz partikülleri, yüzeylerinde sulu oksit filmlerine sahip olabilir ve bu oksit tabakası porozite oluşumuna neden olur. Eğer sonradan gaz sıkışmasından dolayı oluşan poroziteyi uzaklaştırma işlemi yapılmayacaksa, pekiştirme işleminden önce bu su moleküllerinin uzaklaştırılması gerekmektedir [7]. Toz metalurjisi yönteminde, karıştırma sırasında oluşması muhtemel segregasyon veya topaklanmayı ortadan kaldırmak için mekanik alaşımlama prosesi geliştirilmiştir [48]. Mekanik alaşımlama, kuru, yüksek enerjili bilve-öğütme prosesidir. Bu proses, pekiştirmeden sonra, uniform metal tozu ve takviye dağılımı meydana getirmek için yüksek enerjili basınç-çarpma kuvvetleri etkisi ile metal tozları ve takviye karışımını tekrarlı olarak kırma ve birleştirmeden ibarettir. Burada ince partiküllerin üniform dağılması, ince taneli yapı oluşması ve metal tozlarının deformasyon sertleşmesinden dolayı metal matrisin yüksek dislokasyon yoğunluğu kompozitin mukavemetinde artışa katkıda bulunmaktadır [48].

Karıştırma sonrası elde edilen karışım oda sıcaklığında ve/veya yüksek sıcaklıkta ve yüksek basınç altında (yaklaşık % 75 yoğunluğa kadar) sıkıştırılır [1,8]. Soğuk presleme sonrası kalıplanmış ürün, partikül ve matris tozu arasındaki bağ oluşumunu kolaylaştırması ve mukavemetin artırılması amacıyla sinterlenir. Sinterleme ile % 80-90 teorik yoğunluğa ulaşılır. Karıştırma işleminden sonra soğuk presleme yerine sıcak presleme de kullanılır [1,5]. Sıcak izostatik presleme kullanımıyla, soğuk preslemeye nazaran daha yüksek yoğunluğa sahip kompozit malzemeler üretilir. Sıcak ve/veya soğuk presleme sonrası mukavemet kazanmış olan ara ürün, ekstrüzyon, dövme ve haddeleme gibi işlemlerle şekillendirilir. Karıştırma sonrası elde edilen ürünün yoğunluğunun teorik yoğunluğa ulaşması ve ürün mukavemetinin artırılması amacıyla soğuk izostatik presleme/sıcak izostatik presleme ya da sinterlemeyi takiben ekstrüzyon işlemi uygulanmaktadır [1,48].

Poroziteden kaçınmak amacıyla sıcak ve soğuk presleme vakum altında yapılmalıdır. Vakum altındaki sıcak presleme, alaşımı solidüs sıcaklığının altında veya sıvı-katı

aralığında pekiştirir ve % 95'in üzerindeki yoğunlukta kompozit üretir. Yüksek yoğunlukta kompozit eldesi, sıvı faz sinterleme ile başarılmaktadır, fakat dezavantajı seramik partikül arayüzeyinde istenmeyen intermetaliklerin oluşmasına sebep olan sıvı faz ile takviye arasında reaksiyonun meydana gelmesidir. Sıvı faz sinterleme, sıvı bölgesinde kaba ötektik intermetalik fazları oluşturarak hızlı katılaştırılmış toz partiküllerinin mikroyapısını da bozar. Katı durum sinterleme, hızlı katılaştırılmış atomizasyon ve şerit döküm prosesleri ile aşırı doymuş metastable kompozitin üretilmesi için avantaj sağlar. Sinterleme sonrası elde edilen son ürün yaklaşık olarak 20:1 oranında ekstrüze edilerek meydana gelir. Yüksek ekstrüzyon oranı metal tozları arasında iyi bir bağ oluşumunu sağlamak ve metal toz partikülleri arasındaki oksit filminin dağıtılması için gereklidir. Yüksek ekstrüzyon oranı aynı zamanda partikül dağılımını da homojen hale getirmektedir. Çünkü ekstrüzyondan dolayı meydana gelen plastik akış, partikül topaklarını dağıtmaya meyledir. Bununla birlikte, ekstrüzyon oranı ve sıcaklık, hızlı katılaştırılmış tozlar kullanılıyorsa matrisin bozulmasından ve takviye partikül kırılmasından sakınmak için dikkatlice kontrol edilmelidir [7].

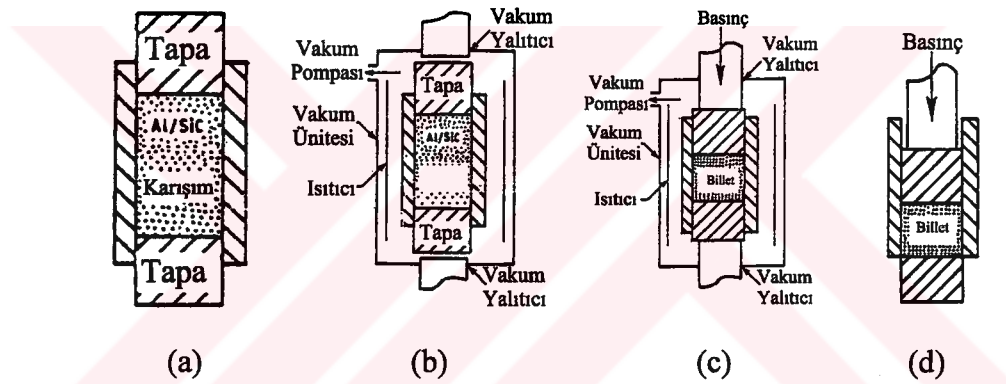
Toz metalurjisi yöntemi diğer üretim yöntemlerinden daha ekonomik olmasının yanında bir çok avantaja sahiptir. Bu avantajlar, aşağıda sıralanmıştır[1,7].

- Üretim süresince düşük sıcaklık kullanıldığından takviye partikülleri ve matris alaşımı arasındaki reaksiyon en aza indirilmekte ve bu mekanik özelliklerde iyileşme sağlamaktadır.
- Yüksek hacim oranlarına sahip kompozit malzemelerin üretilmesine imkan sağlayarak yüksek mukavemetli ve düşük termal genleşme katsayısına sahip kompozit elde etmek mümkündür.
- Hızlı katılaştırılmış malzemeler gibi matris için denge dışı alaşımlar kullanılabilir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için hızlı katılaştırılmış alaşımlar, genel alaşımlardan daha yüksek sıcaklık direncine sahiptirler.

Toz metalurjisi ile metal matrisli kompozit malzeme üretimi birçok üretici firma tarafından başarıyla kullanılmıştır: Alüminyum Company of America (ALCOA), Ceracon Inc., DWA Composites Specialties Inc., Naval Surface Weapons Center, White Oak Laboratory ve Advanced Composite Materials Corporation. Alcoa ve Ceracon prosesleri, Şekil 3.27'de şematik olarak gösterilmiştir [6,8]. Alcoa prosesinde metal matris kompozit preformunun pekiştirilmesi sıcak ekstrüzyon ile yapılırken, Ceracon prosesinde son yoğunlaştırma işlemi, basınç ileten ortamda sıcak

presleme ile başarılmaktadır [6,8]. Alcoa tarafından geliştirilen toz metalurjisi üretiminde, takviye malzemesi, hızlı katılaştırma ile üretilmiş metal tozlarla karıştırılır. Karşım, daha sonra, soğuk presleme işlemi ile billete dönüştürülür, gaz giderilir ve sıcak izostatik veya vakum preslemeye (Şekil 3.28) tabi tutulur [8]. Soğuk presleme yoğunluğu, porozitenin açık veya birbirleri ile bağlantılı olup olmadığının tesbiti için kontrol edilmelidir. Bu, presleme işlemi takip eden gaz giderme işlemi sırasında önemlidir. Gaz giderme işlemi, ısı-vakum-inert gaz üfleminin birleşik etkisi yardımıyla absorblanmış ve/veya kimyasal olarak oluşmuş su ve diğer buharlaşabilen parçacıkların uzaklaştırılmasını kapsar.

Ceracon prosesinde ise ön ısıtılmış kalıp içinde bulunan basınç ileten ortama (621 °C) preform yerleştirilir, sonra yaklaşık 1.24 GPa değerlerinde uygulanan basınçla preformun pekişmesi sağlanmaktadır.



Şekil 3.28. Vakum sıcak presleme tekniğinin şematik gösterimi. (a) Vakum sıcak presleme ünitesine tozun yüklenmesi, (b) Vakum altında karışım/kalıp ısıtma, gaz çıkışı, (c) pres uygulama, (d) kalıptan ara ürünü (billet) çıkarmak [5,8]

Toz metalurjisi ile üretilmiş partikül takviyeli kompozit malzemelerde takviye fazının dağılımı, karıştırma prosesine [7,48], pekiştirme prosesine [7] ve matris ve takviye elemanının boyutuna [6,7,48], karıştırma ve karıştırma sonrası uygulanan soğuk veya sıcak preslemeye [6] ve son ürüne uygulanan ekstrüzyon oranına [6] bağlıdır. Karıştırma aşamasında matris toz boyutu, takviye partiküllerinin boyutuna oranla büyükse takviye partiküller kaba tozların aralarında topaklanma eğilimi gösterecektir. Topaklanma sonrası takviye fazı, matris fazı içersinde heterojen bir dağılım gösterir [6,7]. Karıştırma süresinin daha fazla olması durumunda en küçük boyuta sahip partiküller en alt, kaba partiküller en üste toplanır [48]. Toz metalurjisi

yöntemlerinde 0.7:1 SiC/Al partikül boyut oranı, 0.24:1 boyut oranından daha üniform dağılım verdiği rapor edilmiştir [7].

Toz metalurjisi tekniğinin avantajı, kompozitte, ileri-hızlı katılaştırılmış toz metalurjisinin olumlu özelliklerinin kullanılabilmesi ve hemen hemen izotropik özellikler sunmasıdır [8]. Toz metalurjisi ile üretilen SiC/Al kompozitler, sıvı faz yöntemleri ile üretilenlerle karşılaştırıldığında, daha yüksek mukavemet ve daha düşük süneklik sergilerler [6,8].

3.3.2. Yüksek Enerji-Yüksek Hız Yöntemi

İnce seramik partiküller içeren hızlıca su verilmiş metal tozlarının bir araya getirilmesi için başarılı bir şekilde kullanılan başka bir yaklaşım, yüksek enerji-yüksek hız yöntemi olarak bilinmektedir. Bu yöntemde, metal-seramik karışımının pekiştirmesi, kısa bir zaman periyodunda karışıma uygulanan yüksek enerji ile elde edilir. Kompozit malzemelerin üretiminde hem mekanik enerji hem de elektrik enerjisi kullanılabilir. Yüksek enerji-yüksek hız şoku (1 Mj/s) soğuk kalıp içersindeki tozların hızlıca ısınmasını sağlar. Kısa bir süre için ulaşılan bu sıcaklık, faz dönüşümü ve tane kabalaşmasının kontrolünü sağlamak için bir fırsat sunar. Bu yöntem, Al-SiC kompozit malzemelerin üretiminde başarılı bir şekilde kullanılmaktadır [6,8,48].

3.3.3. Difüzyon Bağlanma Yöntemi

Difüzyon bağlanma, sürekli fiberle takviye edilmiş levha veya folyo şekilli metal matrisli kompozitlerin üretiminde sık sık kullanılmaktadır. Fiber yığını, matris metal tabakaları arasında sandviç haline getirilir. Tek bir parça kompozit malzeme oluşturmak için 100 kadar tabaka üst üste konabilir [1,5]. Tabakalar, havası alınarak kapanır, ısıtılır ve tam yoğunluğa ulaşmak için preslenir. Çoğu zaman bağ mukavemetini artırmak için fiberler iyon kaplama veya plazma spreyleme ile kaplanmaktadır. Ayrıca atmosferik koşullardan daha çok vakum ortamında yapılan difüzyon işlemi verimli olmaktadır [5].

3.4. Çift Faz Üretim Yöntemleri

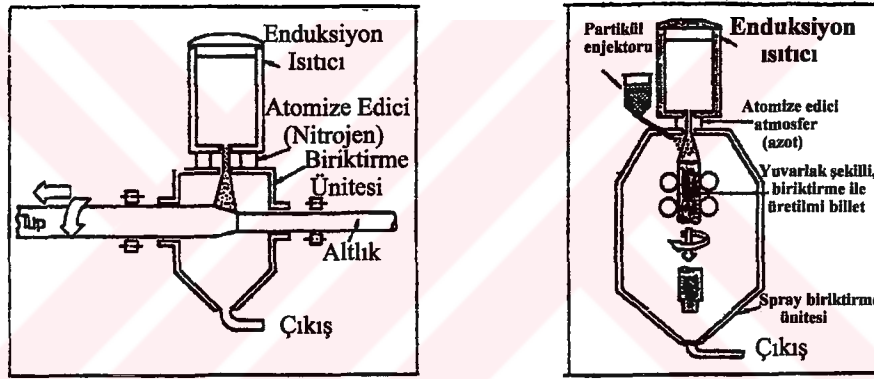
Çift faz üretim yöntemleri, martis alaşımının denge diyagramına bağlı olarak alaşımın çift faz içerdiği (hem katı hem de sıvı fazları) sıcaklıkta, takviye partiküllerinin matris alaşımına eklenmesidir. Ticari olarak uygulanan çift faz üretim yöntemleri osprey, yarı katı döküm ve çok fazlı malzemelerin kararsız biriktirmesi yöntemleridir.

3.4.1. Spray Yöntemi

Sprey yöntemi, osprey ve hızlı katılaştırma olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Takviyesiz alaşımlar için osprey prosesi Singer tarafından geliştirilmiş ve Osprey Metal olarak ticari ad almıştır [5,7,37,90,91-93]. Sprey yöntemi, bir eriyiğin atomize edilmesini ve bir altlık üzerinde yarı katı damlacıklar halinde biriktirilmesini ve hızlı katılaştırılmasını kapsar [5,7,19]. Kompozit malzeme üretmek için kullanılan osprey yönteminde, kontrollü (inert) atmosfer altında kompozit malzemeyi meydana getirecek olan matris alaşımı, spreylen tabancası boyunca inert gaz jeti ile atomize edilerek sıvı metal damlacık spreylen haline dönüştürülür ve metal damlacık akıntı halinde iken seramik partiküller bu spreylen içine enjekte edilmektedir. Metal matris kompozit malzemeyi meydana getirecek olan damlacık halindeki karışım ön ısıtılmış bir altlık üzerine çarptırılarak biriktirilmektedir [1,5-8,20]. Damlacık altlığa çarptığı zaman kısmen katı durumundadır [20]. Biriktirme hızı 6-10 kg/dk'dır. Uygun olarak kontrol edilirse osprey prosesi ile tüp, yuvarlak kütük veya şerit şeklinde ürün elde edilebilir [20]. Bu yaklaşım osprey prosesinin modifikasyonu olarak ALCAN tarafından ileri sürülmüştür [1,6]. Alcan, 200 kg ingot üreterek bu yöntemi, ticari uygulaması halinde geliştirmiştir [7]. Osprey prosesinin şematik görünümü Şekil 3.29'da gösterilmektedir.

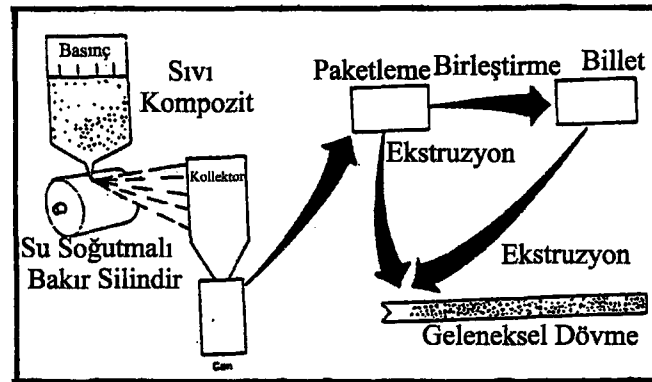
Metal parçacıklarının boyutu yaklaşık 20-40 µm kadardır. Partiküllerin metal matrise ilave edilme oranı sınırlıdır ve bu oran yaklaşık olarak % 30 civarındadır [1,5]. Bu üretim yönteminin avantajı, sıvı ve takviye elemanı arasında geçen kısa temas süresinden dolayı sıvı matris ve seramik takviye fazının etkileşimi sınırlıdır ve dolayısıyla arayüzeyde sınırlı reaksiyon meydana gelmekte [20] ve üretilen kompozitin mekanik özelliklerini iyi yönde etkilemektedir [1,7,5]. Yöntemin değer bir avantajı ise matris fazı içerisinde partikül şeklinde takviye malzemesinin

dağılımının homojen olmasıdır. Bu üretim yönteminin dezavantajları; başlangıç billetleri %95-98 yoğunluğunda ve tam yoğunluğa ulaşmak için ikinci bir proses adımına gereksinim duyulması [7], ayrıca üretim esnasında porozitenin meydana gelmesi ve maliyetin diğer yöntemlere nazaran yüksek olmasıdır [1,5]. Atomizasyon elde etmek için yeterli katılaşma aralığına sahip olmak şartıyla, herhangi bir matris kompozisyonunda alaşım (Al-Li 8090 gibi ileri havacılık alaşımı dahi) kullanılabilir. Sprey biriktirme ile üretilen kompozit maliyetleri, toz metalurjisi ve sıvı/partikül karıştırma ile üretilen kompozit maliyetleri arasındadır [7]. Yöntem, toz metalurjisinde kullanılan karıştırma ve pekiştirme aşamalarını birleştirerek metal matris kompozit malzemelerin üretiminde tasarruf vaad eder [6,8]. Proses parametreleri (a) alaşımın sıcaklığı, (b) gaz jetinin sıcaklığı ve (c) altlığın sıcaklığıdır [20].



(a)

(b)



(d)

Şekil 3.29. (a) tüp üretimi, (b) yuvarlak şekilli billet üretimi için modifiye edilmiş osprey biriktirme sistemi [5,7,8,20] ve (c) hızlı katılaşırma prosesi [20].

Kompozitin hızlı katılaşırma prosesi ile üretiminde, sıvı alaşım-partikül karışımından oluşan bir jet, Şekil 3.29.c'de gösterildiği gibi, basınç altında su soğutmalı bakır tekerlek üzerine çarptırılmakta ve elde edilen tabaka halindeki tozlar

bir toplayıcı (kollektör) yardımı ile toplanmaktadır [20]. Tabakalar, 40-60 µm kalınlığında, 6-8 mm uzunluğunda ve 0.5-0.7 mm genişliğindedir. Burada önemli proses parametreleri, soğutulan bakır tekerleğin dönme hızı ve tekerlek üzerine çarpan malzeme miktarıdır. Tekerlek çok hızlı dönerse, damlacık toz oluşturacak kadar tekerleğe tutunamayacaktır. Diğer yandan çok yavaş dönerse, tabaka halindeki tozlar kalın olacaktır [20].

3.4.2. Yarı-Katı Döküm Yöntemi

Bu yöntem, slurry (çamur kıvamında) döküm, compo-döküm veya rheo-döküm olarak bilinmektedir. Burada, sıvı metal/seramik partikül karıştırma prosesinde yer alan üretim düzenekleri kullanılabilmekte ve seramik partiküller metal matrise, matrisin hem sıvı hem de katı faz içerdiği sıcaklıkta eklenmektedir [5,7,8,19,20,27]. Bunu, çamur kıvamı oluşturmak için etkin bir şekilde karıştırma ve ardından bu karışımın sıcaklığını likudus sıcaklığının üstüne çıkarılması ve sonra bir kalıba dökülmesi işlemi takip etmektedir [5,6,8,15,19,27,38,51]. Katılaşma sırasında etkin karıştırmaya maruz kaldığı zaman birçok metalik alaşımlar yüksek viskoziteli çamur kıvamına benzer davranış göstermektedir [6]. Yüksek viskoziteli, kısmen katı ve dendritik olmayan mikroyapı, seramik partiküllerin yüzmesine (sistemde askıda kalmasına) sebep olmakta yani çökmesine engel olmaktadır [7]. Karıştırma süresince metal matrisin çamur karakteristiği, takviye malzemesinin eklenmesine izin vermektedir. Yarı katı aralığında bulunan matris alaşımının karıştırılması dendritlerin kırılmasına ve sıvı faz içerisinde küresel tanelerin oluşmasına neden olmaktadır [6,8]. Sıcaklık, alaşımın liküdüs ve solidüsü arasında tutulur ve bu işlem, çamur kıvamında ötektik altı fazın ve süreksiz seramik partiküllerini mekanik olarak sıkışmasına neden olmaktadır [5,8].

Seramik partiküller önce mekanik olarak matris içerisinde kalırlar ve daha sonra etkin bağ oluşumu için sıvı matris alaşımı ile kimyasal etkileşimlerde bulunurlar. Bu yöntem, Mehrabian ve arkadaşları tarafından ağırlıkça % 30 alüminyum oksit, silisyum karbür ve % 21 cam partiküllerinin hacimce 0.40-0.45 katı dağılımının olduğu, Al-% 5 Si- % 2 Fe alaşımına eklenmesinde kullanılmıştır. Bu yöntemde katılaşma süresince dibe çöken kaba partiküller (340 µm) dışında, partikül dağılımı homojen olmuştur [6,8]. Bu yöntemin diğer bir avantajı, çamur kıvamında

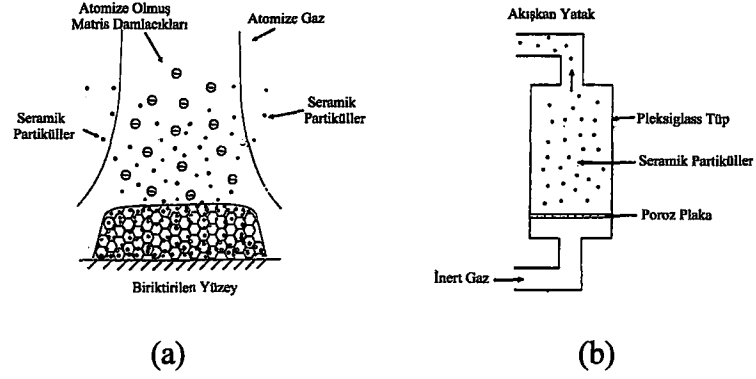
kompozitin yarı katı halinden dolayı deformasyona direnç az olduğu için, dövme veya ekstrüzyon ile son ürün şeklinde parça üretimine izin vermesidir [1,5,19]. Bunun yanında proses düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için hem takviye elemanının termokimyasal olarak bozulma riski hem de takviye ile matris metali arasındaki reaksiyon azalmaktadır [1]. Bu yöntemin dezavantajı ise, kısmen katı alaşım ve karıştırıcının öğütme etkisinden dolayı fiber kırılmasının gözlenmesidir [5].

Hosking ve arkadaşları [27], vakum-indüksiyon fırını, alundum pota sistemi ve dökme demir pervane yardımı ile farklı boyut ve % hacim oranlarında Al_2O_3 ve SiC partikül takviyeli Al alaşım (2024 Al, 2014 Al ve 201 Al) matrisli kompozit malzemelerin üretiminde yarı-katı karıştırma yöntemini kullanmışlardır. Bu çalışmada, induksiyon güç girişi, katının toplam yüzdesinin % 50'yi aşmayacak şekilde kontrol edilmiş ve alaşımın yaklaşık % 40 ile % 50'si katı olduğunda takviye partiküller ilave edilmiştir. Pervanelerin dönme hızı genellikle 240 rpm olarak seçilmiş ve karıştırma, matris ile takviye arasında bağlanmayı güçlendirecek miktarda arayüzey reaksiyonları oluşana kadar devam edilmiş, sonra likudus sıcaklığının üzerine aşırı ısıtılan sıvı metal grafit kalıp içine dökülmüştür. Hosking ve arkadaşları [27], grafit kalıba dökükleri kompoziti indüksiyon kaynağı ile tekrar ergiterek hidrolik press yardımıyla dövme işlemine (yaklaşık 200 ton) tabi tutmuşlardır. Dövme işleminden dolayı matris çevresinde porozite gözlenmemiş. ayrıca, göreceli olarak partikül üniform dağılımı, takviye % hacim oranı ve boyutu sırasıyla % 5 ve üzeri ve 5 μm veya daha büyük olduğunda başarılmıştır [27].

3.4.3. Çok Fazlı Malzemelerin Kararsız Biriktirmesi

Çok fazlı malzemelerin kararsız biriktirmesi yönteminde matris malzemesi, yüksek hızlı inert gaz jetleri kullanarak ince damlacık dispersiyonları şeklinde parçalanır (Şekil 3.30.a). Aynı zamanda, önceden belirlenmiş uzaysal bölgede, mukavemet kazandırılmış bir yada iki fazın jetleri, atomize edilmiş spreyn içine enjekte edilir (Şekil 3.30.b). Ara yüzeyin kontrolü, atomize edilmiş matris spreynin sınırlı miktarda sıvı hacim oranı içerdiği uzaysal bölgede takviye fazlarının enjeksiyonu ile başılır. Bundan dolayı kısmen katılaşmış matris ile seramik partiküllerin temas süresi ve sıcaklığının minimuma indirilmesi durumunda arayüzey reaksiyonları ve dolayısıyla mukavemet yakından kontrol edilebilir. Ayrıca üretim sırasında çevrenin

sıkı kontrolü oksidasyonu minimuma indirir [6,8]. Son yıllarda, Gupta ve arkadaşları, kararsız biriktirme tekniğini kullanarak Al-Li alaşımına % 20'e kadar SiC partiküllerini ilave etmişlerdir [6,8]. Bu çalışmada takviye fazının enjeksiyonu, uygun olarak dizayn edilmiş akışkan yatak kullanarak inert gaz buharında ince SiC partiküllerini taşıyarak başarılmıştır [6,8].



Şekil 3.30. (a) Kararsız biriktirme tekniği ve (b) kararsız biriktirme tekniğinde kullanılan akışkan yatağın şematik görünümü [6,8].

4. METAL MATRİS KOMPOZİT MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

4.1.Giriş

Partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler, monolitik alaşımlarla ulaşılamayan, fiziksel ve mekanik özelliklerin kombinasyonuna sahip olup, ileri teknolojik gelişimi için fırsat sunmaktadır. Geniş yelpazede, uygun matris ve takviye malzemesinin seçimi ile yoğunluğu ve termal genleşme katsayısı düşük kompozitlerin geliştirilmesine izin verilmektedir. Partikül takviyeli kompozitler, yüksek çekme mukavemeti, elastisite modulu, aşınma ve yorulma direnci gibi mekanik özellikler sergilerken süneklik ve tokluğun düşük olması bu malzemelerin kullanımını sınırlamaktadır [7]. Tablo 4.1-Tablo 4.4, farklı üretim yöntemi ile (veya üreticiden) elde edilmiş kompozitlerin mekanik özelliklerini vermektedir.

Takviye elemanının ilavesi ile önemli oranda artan ve özellikle mühendislik parçaların dizaynında önemli olan mekanik özelliklerden biri elastisite modülüdür [2,7,5]. Elastisite modulu artarsa, genellikle kalınlığı azaltmak ve dolayısıyla ağırlıktan kazanmak mümkündür. Al matrisli kompozitlerin yoğunluğu düşük ve elastisite modulu yüksektir [2,5]. Kompozit malzemelerin özelliklerini tahmin etmek için kullanılan karışımlar kuralı ifadesi [7,19];

$$E_c = V_p \cdot E_p + V_m \cdot E_m \quad (4.1)$$

şeklindedir. Burada E_c , E_m ve E_p sırasıyla kompozit, matris ve partikülün elastisite modulu, ve V_m ve V_p matris ve partikül hacim oranlarıdır. Karışımlar kuralı, partikül takviyeli kompozitin elastisite modülünü belirlemek için değil sürekli fiber takviyeler için oldukça uygundur. Halpin-Tsai denkleminde karışımlar kuralı süresiz takviyeli kompozitler için modifiye edilmiştir [7];

$$E_c = \frac{E_m(1 + 2sqV_p)}{1 - qV_p} \quad (4.2)$$

$$q = \frac{\left(\frac{E_p}{E_m} - 1\right)}{\left(\frac{E_p}{E}\right) + 2s} \quad (4.3)$$

Burada s partikülün maksimum/minimum çapının oranıdır. Haphin-Tsai denklemi doğruluğu yüksek sonuç verdiği rapor edilmiştir [7].

Tablo 4.1. Süreksiz takviyeli kompozit malzemelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma.

Malzeme	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	% Kopma Uzama	Elastisite modülü (GPa)	Üretim Yöntemi veya Üretici Firma	REF
%10 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	296	338	7.5	81	Duralcan, Alcan	7,8
%15 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	317	359	5.4-6	87-89	Duralcan, Alcan	5,7,8
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	359	379	2.1	999	Duralcan, Alcan	7,8
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	305	330	3.4	85	Comral 85, Comalco)	5,7,8
%15 SiC/6061 Al-T6	342	364	3.2	91	Cospray, Alcan	7,8
% 15 SiC/6061 Al-T4	405	460	7.0	98	DWA	7
% 20 SiC/6061 Al-T4	420	500	5.0	105	DWA	7
% 25 SiC/6061 Al-T4	430	515	4.0	115	DWA	7
% 25 SiC/6061 Al-T6	434	498	3.91	122.7	TM +Ekstrüzyon	1,5
% 20 SiC/6061 Al-T6	415	498	6	97	TM +Ekstrüzyon	8
% 10 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	483	517	3.3	84	Duralcan, Alcan	7,8
%15 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	476	503	2-2.3	92-94	Duralcan, Alcan	5,7,8
%20 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	483	503	1.0	101	Duralcan, Alcan	7,8
%15 SiC/2014 Al-T6	466	493	2.0	100	Cospray, Alcan	7
%20 SiC/2014 Al-T6	479	497	2.5	107.8	Döküm +Ekstrüzyon	1,5
%17 SiC/2124 Al-T4	400	610	5-7	100	Bp	7
% 25 SiC/2124 Al-T6	420	574	5.4	115.5	TM +Ekstrüzyon	1,5
% 25 SiC/2124 Al-T4	490	630	2-4	116	BP	7
% 20 SiC/2124 Al-T4	405	560	7.0	105	DWA	7
% 15 SiC/7075 Al-T6	556	601	2.5	95	Cospray, Alcan	7
% 15 SiC/7075 Al-T6	581	610	3.0	99.4	Döküm +Ekstrüzyon	5
% 15 SiC/7049 Al-T6	598	643	2.0	90	Cospray, Alcan	7
% 25 SiC/7090 Al-T6	686	805	2.0	117	Toz Met +Ekstrüzyon	5
% 13 SiC/8090 Al-T4	455	520	4.0	101	Cospray, Alcan	7
% 13 SiC/8090 Al-T6	499	547	3.0	101	Cospray, Alcan	7
% 17 SiC/8090 Al-T4	310	460	4-7	103	Toz Met. +Ekstrüzyon	7
% 13 SiC/8090 Al-T6	450	540	3-4	103	Toz Met. +Ekstrüzyon	7
% 10 SiC/A356-T61	283-287	303-308	0.6	82	Duralcan, Alcan	7,8
% 15 SiC/A356-T61	324-329	331-336	0.3	91	Duralcan, Alcan	7,8
% 20 SiC/A356-T61	331-336	352-357	0.4	98	Duralcan, Alcan	7,8
% 10 SiC/A380-F	245	332	0.7-1.0	88-95	Duralcan, Alcan	5,7
% 10 SiC/A380-F	308	356	0.54	101-114	Duralcan, Alcan	5,7
% 9.4 SiC/AZ91	191	236	2.0	47.5	Dow	7
% 15.1 SiC/AZ91	208	236	1.0	54	Dow	7
% 20 SiC/AZ91	260	328	2.5	80	Dow	7

Tablo 4.1. (Devam)

Al ₂ O ₃ (250 µm)/Al- %10 Mg		242	0.169	180	Döküm	37
Al ₂ O ₃ (149 µm)/Al- %10 Mg		285	0.201	180		37
Al ₂ O ₃ (44 µm)/Al- %10 Mg		457	0.476	165		37
Al ₂ O ₃ (250 µm)/Al- %10 Mg-T4		286	0.185	-		37
Al ₂ O ₃ (149 µm)/Al- %10 Mg-T4		318	0.236	-		37
Al ₂ O ₃ (44 µm)/Al- %10 Mg-T4		506	0.563	-		37
% 10 SiC (7µm)/Al	84	141.2	17.0	-	Toz metalurjisi	94
% 10 SiC (3.5 µm)/Al	80.2	165.1	16.8	-	Toz metalurjisi	94
% 20 SiC (9 µm)/Al	122.8	211.7	11.4	-	Toz metalurjisi	94
% 20 B ₄ C (2.52 µm)/Al	129	214.7	9.0	-	Toz metalurjisi	94
% 20 TiC (1.86 µm)/Al	152.5	261.2	15.6	-	Toz metalurjisi	94
%20 TiB ₂ (3.72µm)/Al	121.2	190.6	14.8	-	Toz metalurjisi	94
% 10 SiC/Al	79	-	0.2	-	Toz metalurjisi	95
% 20 SiC/Al	105	-	0.156	-	Toz metalurjisi	95
% 30 SiC/Al	128	-	0.094	-	Toz metalurjisi	95
% 40 SiC/Al	148	-	0.046	-	Toz metalurjisi	95

Tablo 4.2. Fiber takviyeli bazı kompozit malzemelerin akma mukavemeti, maksimum mukavemet, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma.

Malzeme	Akma Muk. (MPa)	Maksimum Muk. (MPa)	% Uza ma	Elastisite modülü (GPa)	Üretim Yöntemi (veya Üretici Firma)	REF
% 16 SiC _(kılcal kristal) /2124 Al-T6	440	704	3.0	112	Toz Metalurjisi	96
% 15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T6	355	634	3.9	110	Toz Metalurjisi.	96
% 15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T4	348	610	4.8	109	Toz Metalurjisi	96
% 12 SiC _(kılcal kristal) /A332	197 (250 °C), 153 (300 °C), 94 (350 °C)	226 (250 °C), 180 (300 °C), 124 (350 °C)	-	-	Sıkıştırma döküm	5
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	440	585	4	120	Toz Metalurjisi + Ekstrüzyon	8
% 30 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	570	795	2	140	Toz Metalurjisi + Ekstrüzyon	8
% 20 SiC _(kılcal kristal) /2124 Al-T6	497	856	2.4	127	-	7

Kompozit malzemenin üretimi sırasında, alaşıma gaz giderme işleminin uygulanması veya prosesin azot atmosferi ile korunması mekanik özelliklerde iyileşme sağlamaktadır [27]. Kompozitlerin mukavemetinde etkin bir artış partikül takviyesinden daha çok fiber takviyesi ile gözlenmektedir. Bununla birlikte fiber takviyeli kompozitte süneklik düşüktür ve takviyenin yönlenmesine şiddetle bağlıdır. Partikül takviyeli kompozitler ise yapısal uygulamalar için beklenen özellikleri veren izotropik malzemelerdir. Süreksiz takviyeli Al alaşımlarının mukavemeti üzerine ilk ciddi çalışmayı yapan McDanel, alaşım tipine, matris alaşımının temper koşuluna,

partikül hacim oranına bağlı olarak akma ve çekme mukavemetinde % 60'a kadar artış belirlemiştir [5].

Tablo 4.3. Bazı kompozit malzemelerin sertlik değerleri.

Malzeme	Sertlik	Üretim yöntemi ve/veya üretici Firma	REF
% 10 SiC/6061 Al	59HV	Toz Metetalurjisi	1
% 23 SiC/6061 Al	158 HV	Toz Metetalurjisi	1
% 25 SiC/6061 Al-T6	80 RB	Soğuk kompakt +sıcak pres.	1
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	84 RB	Soğuk kompakt +sıcak pres.	1
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al	56.7 RB	Soğuk kompakt +sıcak press +gaz giderme	1
% 20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	88.6 RB	Soğuk kompakt +sıcak press +gaz giderme	1
% 20 SiC/2124 Al	130 HV	Soğuk izostatik pres. +vakumda sıcak presleme	97
% 20 SiC/2124 Al	210 HV	Soğuk izostatik pres. +vakumda sıcak presleme +homojenleştirme ısı işlemi	97
%10 SiC (1.8 µm)/6061 Al-T6	130HV5N	Duralcan	98
%20 SiC (1.8 µm)/6061 Al-T6	155HV5N	Duralcan	98
%20 Al ₂ O ₃ (8.8 µm)/6061 Al-T6	145HV5N	Duralcan	98
%20 Al ₂ O ₃ (18.7 µm)/ 6061 Al-T6	136HV5N	Duralcan	98
1100 Al	29.6 HV10	Toz metalurjisi	99
% 5 SiC (10 µm)/1100 Al	36.2 HV10	Toz metalurjisi	99
% 5 SiC (27 µm)/1100 Al	33,3 HV10	Toz metalurjisi	99
% 5 SiC (43 µm)/1100 Al	34,0 HV10	Toz metalurjisi	99
% 10 SiC (10 µm)/1100 Al	39,4 HV10	Toz metalurjisi	99
% 10 SiC (27 µm)/1100 Al	36,8 HV10	Toz metalurjisi	99
% 10 SiC (43 µm)/1100 Al	37,2 HV10	Toz metalurjisi	99
% 20 SiC (10 µm)/1100 Al	43.5 HV10	Toz metalurjisi	99
% 20 SiC (27 µm)/1100 Al	45.0 HV10	Toz metalurjisi	99
% 20 SiC (43 µm)/1100 Al	44.8 HV10	Toz metalurjisi	99

Metal matris kompozit malzemelerde mukavemet artışı, bileşenlerin farklı termal büzülme davranışına sahip olması, geometrik zorlanma ve üretim sırasında plastik deformasyon etkisiyle matristeki dislokasyon yoğunluğundaki değişim ile ilişkilidir [6,100]. Takviye (örneğin SiC) ile matris (Al) arasındaki termal genleşme katsayısındaki farktan dolayı soğuma sırasında matris ve takviye malzemesi arasında termal büzülmeden kaynaklanan deformasyon, dislokasyon üreterek mukavemet artışı sağlamaktadır [5,6,10,41,101-107]. Al'un termal genleşme katsayısı SiC'ün termal genleşme katsayısından 5 ile 10 kat daha büyüktür. 1 µm boyutunda SiC takviyeli Al matrisli kompozitte, $\epsilon = \rho Lb$ (burada L partiküller arası boşluk ve b Al'nin Burgers faktörü) bağıntısı kullanılarak hesaplanan dislokasyon yoğunluğundaki artış $\rho = 1.8 \cdot 10^{13} \text{ m}^{-2}$ olarak bulunmuştur [6,101].

Tablo 4.4. Bazı kompozit malzemelerin kırılma tokluğu değerleri.

Malzeme	Kırılma Tokluğu, K _{IC} (Mpa m ^{-1/2})	Üretim yöntemi (veya üretici firma)	REF
Al 6061-T6	36.8	-	1
%15 SiC/2024 Al	13.5-15.5	Sıcak preleme +ekstrüzyon	1
%15 SiC/5456 Al	16.0-18.0	Sıcak preleme +ekstrüzyon	1
%15 SiC/6061 Al	25.9-37.5	Sıcak preleme +ekstrüzyon	1
%25 SiC/6061 Al	11.1-11.5	Sıcak preleme +ekstrüzyon	1
%10 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	24.1	Duralcan-Alcan	7
%15 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	22	Duralcan-Alcan	7
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	21.5	Duralcan-Alcan	7
%10 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	18.8	Duralcan-Alcan	7
%15 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	18.0	Duralcan-Alcan	7
%20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al	19.5	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon	1
%20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	23.4	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon	1
%20 SiC _(kılcal kristal) /6061 Al	18.9	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon + gaz giderme	1
%20SiC _(kılcal kristal) /6061 Al-T6	22.4	Soğuk kompakt +sıcak pres. +ekstrüzyon +gaz giderme	1
%17 Al ₂ O ₃ /Al-Li	24.85	İnfiltrasyon	1
%15 SiC _(kılcal kristal) /2124 Al-T6	22.2	Toz Metalurjisi	96
%15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T6	28.9	Toz Mettallurjisi	96
%15 SiC _(kılcal kristal) /2009 Al-T6	27.1	Toz Meetalurjisi	96

Üretim sırasında meydana gelen plastik deformasyon, dislokasyon yoğunluğunu artırırken dislokasyon hareketine sebep olan plastik deformasyon, dislokasyon kilitlenmesi ile mukavemet artışına sebep olmaktadır [6].

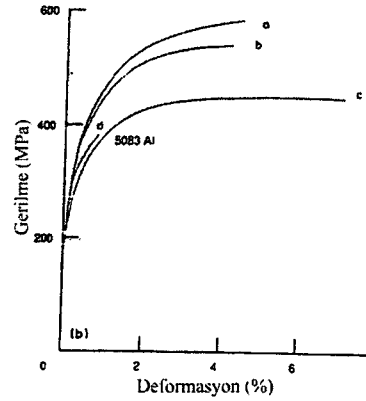
Partikül takviyeli kompozitlerin mikrosertlik ölçümü, uygulanan yükün büyüklüğüne, matris sertliğine, ısıl işlem koşuluna, partikül sertliğine, partikül boyutu ve hacim oranına bağlı olarak ve ayrıca batıcı ucun matris bölgesine veya partikülce topaklanmış bölgeye isabet etmesinden dolayı geniş aralıkta değişebilir.

Çekme deneyi ile elde edilen % kopma uzaması değeri takviye malzemesi ilavesi ile hızlı olarak azalmaktadır [7]. Bu, özellikle düzensiz şekilli takviye fazının, bölgesel gerilme yoğunlaşmasından dolayı çatlak başlangıcı ve yayılmasının meydana geldiği bir bölge gibi davranmasından kaynaklanmaktadır [27]. Kompozitlerin mekanik test sonrası hasarı, partikül kırılması ve matriste boşluk oluşumu görünümündedir.

4.2. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Matris Malzemesinin Etkisi

Partikül takviyeli kompozitlerde çekme ve akma mukavemetini etkileyen birçok faktör vardır. Metal matrisli kompozitlerin mekanik davranışlarını etkileyen faktörlerden ilki matris (Şekil 4.1) alaşımıdır [6,96]. Şekil 4.1 ve Tablo 4.1-Tablo

4.3'den görüldüğü gibi, takviye boyutu ve takviye hacim oranı sabit tutulduğunda en yüksek mekanik özellik 7xxx Al serisi alaşım (7075 Al) matrisli kompozitlerde sergilenirken onu 2xxx Al serisi (2124 Al) ve 6xxx Al serisi alaşım (6061 Al) matrisli kompozitler takip etmektedir. En düşük mekanik özellik, 5xxx Al serisi (5083 Al) ve A300 serisi (A356) alaşım matrisli kompozitler göstermektedir [108].



Şekil 4.1. Kompozit malzemelerin mekanik özelliğine matris alaşımının etkisi. % 20 SiC kılcal kristal takviyeli (a) 7075 Al (b) 2124 Al (c) 6061 Al ve (d) 5083 Al matrisli kompozitlerin gerilme deformasyon eğrisi [6].

Lee ve arkadaşları [96], toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş %15 SiC (kılcal kristal) takviyeli 2124 Al (3.4 Cu, 1.9 Mg, 0.24 Mn) ve 2009 Al (3.5 Cu, 1.2 Mg, 0.01 Mn) matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerine matris alaşımının etkisini incelemişler ve çekme testleri sonucunda 2009 Al-T6 kompozitin çekme mukavemeti, 2124 Al-T6 kompozitin çekme mukavemetinden daha düşük çıkmıştır. Bu, 2124 Al'de daha fazla bulunan Cu ve Mg'nin oluşturduğu Al_2MgCu ince çökeltisine ve ayrıca Mn ve Fe gibi alaşım elementlerin tane büyümesini ve yeniden kristalleşmeyi sınırlayarak sertlik üzerindeki etkisine dayandırılmıştır.

SiC/Al kompozitlerde, matris mukavemetinin artması ile kompozitin mukavemeti, ıslatılabilirlik derecesinin artması ile de arayüzey bağ mukavemeti artmaktadır [37]. Liu ve Chao [39], basınçlı infiltrasyonla üretilmiş, 3 μm boyutunda % 12 hacim oranında Al_2O_3 fiber takviyeli Al alaşımı matrisli kompozite Mg ilavesinin mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Mg ilavesinin artması ile kompozitin akma ve çekme mukavemeti artmış ve porozite azalmıştır. Bu durum, Mg ilavesi ile matris ve fiber arayüzey bağ mukavemetinin güçlenmesine ve infiltrasyonun kolaylaşmasına dayandırılmıştır. Bununla birlikte, Liu ve Chao [39], kompozitte Mg ilavesinin

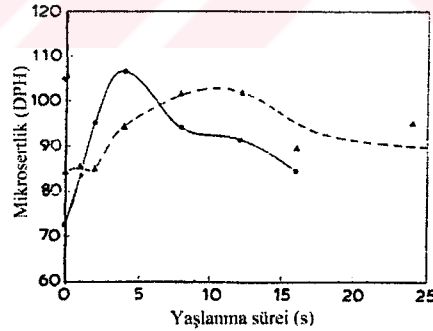
artması ile çekme hasarında fiber kırılmasından boşluk oluşumuna doğru bir geçiş gözlemişlerdir. Karıştırmalı dökümle % 10 SiC (34 μ m)/ A356 partikül takviyeli kompozite ilave Mg'nin mekanik özelliklere etkisini inceleyen Sukumaran ve arkadaşları [52], Liu ve Chao [39]'nın aksine % 0.4-1 Mg'nin üzerinde ekstra Mg ilavesinin (% 3.0-3.2) mekanik özelliklerde azalmaya yol açtığını rapor etmişlerdir. Sukumaran ve arkadaşları [52], % 10 SiC/A 356 kompozite % 3-3.2 arasında Mg ilavesi ile çekme mukavemeti değerinin düşmesini, düşük ergime sıcaklığına sahip Mg_5Al_8 kaba çökeltisinin oluşumuna dayandırmışlardır. İlave olarak, bu çalışmada, daha yüksek Mg içeriği ile porozite miktarında artış gözlenmesinin, sıvı metal içinde hidrojen çözünürlüğündeki artışa ve aynı zamanda sıvının akıcılığının azalmasına bağlı olduğu rapor belirtilmiştir [52].

Al matrisli kompozitlerde sık kullanılan diğer alaşım elementi Si'dur. Al alaşımlarına Si ilavesi alaşımın akıcılığını olumlu yönde etkilemekte ve sıvı sıcaklığını düşürmektedir. Yalnız Si miktarında daha fazla (ötektik üstü bileşim- % 12.6 Si) artış birincil Si aşırı çökeltilerini oluşturabilir. Si partikülleri göreceli olarak gevrek oldukları için SiC/Al kompozitlerin bazı mekanik özelliklerinin bozulmasına sebep olmaktadır [31]. Basıncsız infiltrasyonu kolaylaştırmasından, kılcal kanalların daha kolay doldurulmasından ve böylece kompozitte porozite miktarının azalmasından dolayı takviye elemanının Si ile kaplanması, yapıda poroz ve gevrek Si partiküllerinin oluşmasına, böylece elastisite modulu ve kırılma tokluğunun düşmesine sebep olmuştur [31].

Kompozitin mukavemetindeki artış, matrisin takviye elemanına yükü iletme kabiliyetine ve arayüzey bağ mukavemetine bağlıdır. Arayüzey bağ mukavemeti zayıfsa, partiküle gerilmenin transferinin meydana gelmesinden önce arayüzey hasara uğrayacak ve mukavemet artışı belirlenemeyecektir. Arayüzeyin yanında, termal iç gerilmelerin bulunması ve takviye partikül dağılımının homojensizliği, çok düşük deformasyon oranlarında plastisitenin başlamasına ve deformasyona karşı direnç gösterilmemesine sebep olacaktır [7]. Partikül takviyeli kompozitler gözönüne alındığında matris mikro yapısı önemli rol oynamaktadır; ilk önemli bulgu olarak matris tane boyutu takviye elemanının ilavesi ile küçülür. Bilindiği gibi, takviye

malzemesi ve matris arasında ki termal genleşme katsayısındaki farklılık dislokasyon yoğunluğunda bir artışa sebep olmaktadır [5].

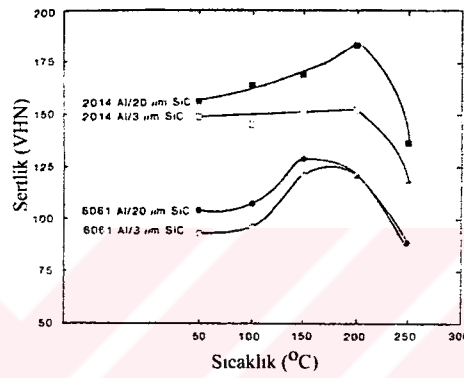
Takviyesiz malzemelerle karşılaştırıldığında seramik takviye partikülünün bulunması metal matris kompozitlerin yaşlanma davranışını etkilemektedir; takviye içeren alaşımlarda çökelti oluşum kinetiği hızlanmakta yani maksimum sertlik koşuluna daha kısa sürede ulaşılmaktadır [6,42,64,98,109,110,146]. Bu davranış, matris ve takviye arasındaki (sahip oldukları farklı termal büzülme katsayılarından dolayı) uyumsuzluğun teşvik ettiği yüksek dislokasyon yoğunluğundan dolayı artan çekirdeklenme ve büyüme kinetiği ile açıklanmıştır [6,42,98,109,110]. İlave olarak partikül hacim oranı, partikül şekli, tipi ve boyutundaki değişim, maksimum sertliğe ulaşmada farklı süreler gerektirmektedir [98]. Şekil 4.2’de SiC kılcal kristal takviyeli ve takviyesiz kompozitte 2124 Al alaşımlarının yaşlanma grafiği verilmektedir. Takviye içeren 2124 Al alaşımı 3 saatte maksimum sertliğe sahip olurken takviyesiz 2124 Al alaşımı 10 saatte maksimum sertliğe ulaşmıştır. Kompozit malzemelerde yaşlanma kinetiğinin yüksek olması matris ve takviye malzemesi arasındaki termal genleşme farklılığından kaynaklanan yüksek dislokasyon yoğunluklarının bulunmasına bağlıdır [6,5,111].



Şekil 4.2. Takviyesiz (▲) ve SiC kılcal kristal takviyeli (●) 2124 Al alaşımının havada yaşlanma davranışı [6].

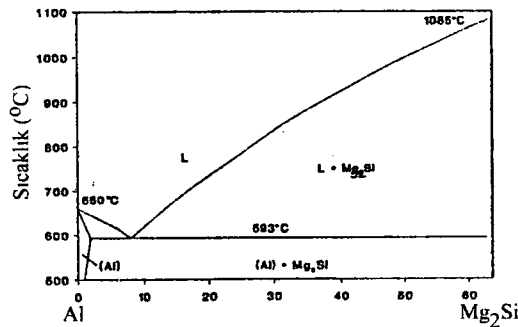
Song ve arkadaşları [112], % 20 hacim oranında 3 ve 20 μm SiC takviyeli 2014 Al ve 6061 Al matrisli kompozitlerin mekanik özelliğine yaşlandırma işleminin etkisini incelemişler ve 1 saat için 530 °C’de su verilmiş kompozit numuneleri 50-200 °C arasında yaşlandırma işlemine tabi tutmuşlardır. Şekil 4.3, yaşlandırılmış kompozitlerin kütleli sertlik ölçümlerini vermektedir. Bu ölçümler, 2014 Al matrisli kompozitin sertliğinin 6061 Al matrisli kompozitin sertliğinden daha yüksek

olduğunu ve 150-200 °C’de maksimum sertliğin elde edildiğini göstermektedir. Bununla birlikte, kaba SiC partikül takviyeli kompozit, ince partikül takviyeli kompozitten daha yüksek sertliğe sahiptir. Song ve arkadaşları [112], TEM (taramalı elektron mikroskobu) kullanarak inceledikleri yaşlandırılmış kompozit malzemede düşük sıcaklıklarda (50-100 °C) θ' (CuAl_2) ve θ'' çökeltilerinin dislokasyon çizgi ve halkalarında oluştuğunu, 200 °C’de θ'' çökeltilerinin iğnesel θ' çökeltilerine dönüştüğünü gözlemişlerdir. Ayrıca dislokasyon yoğunluğunun, SiC takviyesinin kenarında daha fazla, matris içinde daha az olduğu bulunmuştur [112].



Şekil 4.3. Kompozit malzemenin yaşlanma davranışına matris tipinin ve takviye boyutunun etkisi [112].

Takviyesiz ve SiC takviyeli Al-Mg-Si (6061 Al) veya Al-Si (A356) alaşım matrisli kompozitlerde çökelti fazı oluşturan bileşik Mg_2Si intermetalikdir [12,38,44,45,113-116]. Mg_2Si ’in ergime sıcaklığı (Şekil 4.4), sertliği yüksek ve yoğunluğu düşük olmasından dolayı oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık mukavemetini artırıcı olarak bu intermetalik kullanılmaktadır [117-119].



Şekil 4.4. Al-Mg₂Si faz diyagramı [118].

SiC takviyeli Al matrisli kompozitte, matris ile takviye arasındaki reaksiyonla MgAl_2O_4 oluşumu sonucu matriste Mg’nin harcanması kompozitin yaşlanabilirlik

kabiliyetini azaltmaktadır. Salvo ve arkadaşları [44,113], oksidasyon işlemi ile yüzeyinde SiO_2 oluşmuş SiC partikülü ile takviye edilmiş A356 alaşımında MgAl_2O_4 oluşumundan dolayı matristeki Mg içeriğinin azalmasının kompozitin yaşlanma sertleşmesi özelliğini bastırdığını ve bununla birlikte Al-Mg ikili alaşımlarında (veya 6061 Al'de) yüzeyinde SiO_2 bulunan SiC takviyesinin ilavesi ile spinell oluşum reaksiyonu sonucu Si'un açığa çıkması yaşlanabilirlik karakteristiğini iyileştirdiğini bulmuşlardır. Ribes ve arkadaşları [45], Salvo ve arkadaşlarının [44] bulgularına uyumlu olarak, oksidasyon işlemine uğramış % 10 SiC ile takviye edilmiş A356 alaşım kompozitte yaşlanma sertleşmesi kabiliyetinin ve çekme mukavemetinin düştüğünü gözlemişlerdir. Ribes ve arkadaşları [45] oksidasyon işlemine tabi tutulmuş SiC ile takviye edilmiş A 356 kompozitlerde arayüzeyde oluşan spinel/matris ayrılması ile çekme hasarının gerçekleştiğini, bununla birlikte orijinal SiC ile takviye edilmiş kompozitte Si kırılmasının meydana geldiğini yayınlamışlardır.

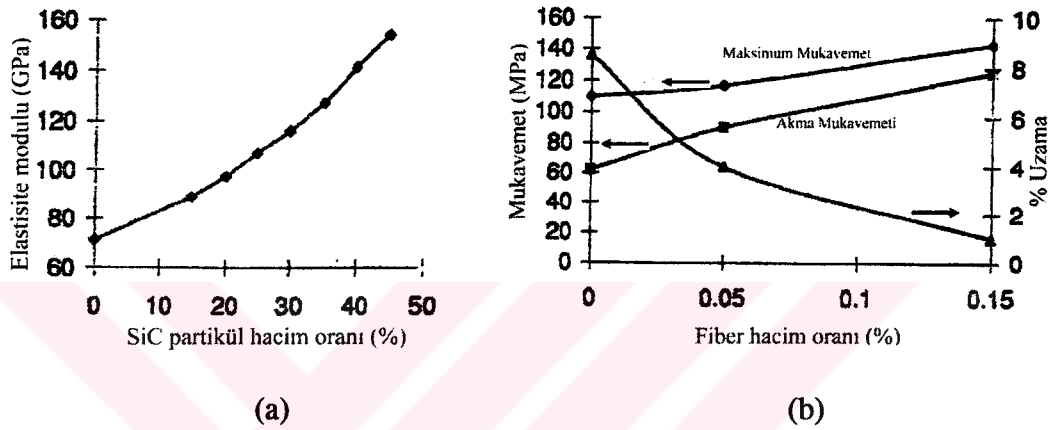
Tablo 4.1'de bazı kompozitlerin % uzama değerleri verilmiştir. Tablo 4.1'den görüldüğü gibi, dövme ürünleri dökme ürünlerden daha yüksek sünekliğe sahiptir.

4.3. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Hacim Oranının Etkisi

SiC/Al kompozit malzemelerde takviye elemanının hacim oranının artması ile akma mukavemeti, maksimum mukavemet (basmada ve çekmede), elastisite modulu artmakta ve süneklik düşmektedir [5,108,110,111,120]. Şekil 4.5, T6 ısıtma işlemine tabi tutulmuş 2124 Al (Al-Cu) alaşımının elastisite modülüne SiC partikül hacim oranının etkisini göstermektedir [5]. Takviye hacim oranının artması ile mukavemetin artması, SiC takviye miktarının artması ile dislokasyon yoğunluğundaki artıştan kaynaklanmıştır [122].

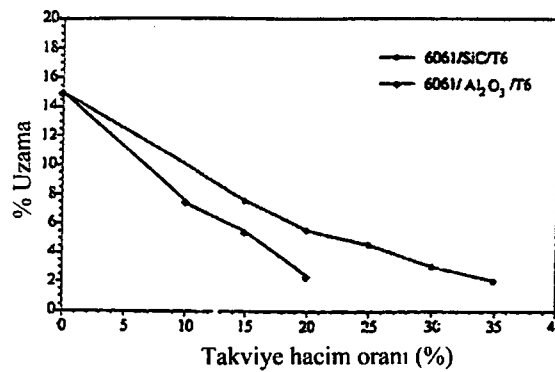
Şekil 4.5b'de T5 koşulunda ısıtma işlemi görmüş Al_2O_3 fiber takviyeli A 332 (Al 9.5 Si 3 Cu) alaşım matrisli kompozitin 250 °C'deki çekme özellikleri verilmektedir [5]. Seramik takviye partikül ve/veya fiber hacim oranının artması ile mukavemet artmıştır [6,5,111]. Bununla birlikte, Lloyd [7], mukavemetteki artışın, oldukça yüksek partikül hacim oranlarında azaldığını gözlemiştir. Bunun sebebi, yüksek

hacim oranlarında uniform partikül dağılımının kolay olmamasıdır [7]. Birçok çalışma, kompozitin sertliğinin [98,123,124,125] ve çekme özelliklerinin [95], artan partikül hacim oranı ile arttığını, fakat artan partikül boyutu [98,123] ile azaldığını bulmuştur. Al-Rubaie ve arkadaşları [99], diğer çalışmalarla uyumlu olarak [98,123-125] takviye hacim oranının artması ile kompozit sertliğinin arttığını, fakat Zhang ve arkadaşları [98] ile Ma ve arkadaşlarının [123] aksine takviye boyutunun azalması ile sertliğin değişmediğini (Tablo 4.1) belirlemişlerdir.



Şekil 4.5. Takviye hacim oranı ile (a) SiCp/2124 Al-T6 kompozitin elastisite modülünün ve (b) $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{A332}$ ($\text{Al}_{9.5}\text{Si}_3\text{CuMgZn}$)-T5 kompozitin 250 °C'deki çekme özelliklerinin değişimi [5].

Takviye hacim oranı (Şekil 4.6) arttıkça süneklik azalmaktadır [27]. Süneklik, mühendislik dizaynlarda sık sık göz önünde bulundurulanan parametrelerden biridir; özellikle süneklik düşükse, düşük deformasyonlarda çatlak ortaya çıkabilir [5].



Şekil 4.6. Partikül hacim oranı ile 6061 Al alaşımının çekme uzamasının değişimi [7].

Kompozitlere uygulanan ısıtılma işlemle kırılma tokluğu artarken [126], toz metalurjisi kompozitlere gaz giderme amacıyla uygulanan sinterleme ısıtılma işlemi ile kırılma tokluğu azalmıştır [1]. Matris sistemleri arasında 6061 Al en yüksek kırılma tokluğu

değerine sahiptir [1]. Lee ve arkadaşları [96], Mn içeren 2124 Al alaşım matrisli kompozitin (Tablo 4.4) kırılma tokluğunun, 2009 Al alaşım matrisli kompozite kıyasla daha düşük çıkmasını kaba manganez partiküllerinin oluşumuna dayandırmışlardır. Kompozitlerin kırılma tokluğu, takviye boyutunun artması ile azalmaktadır [7,126]. Hahn ve Rosenfield, Denklem 4.4 yardımıyla kırılma için kritik gerilme şiddet faktörünü takviye partikül hacim oranı ile ilişkilendirmişlerdir [7];

$$K_{ic} = [2\sigma_a E(\pi/6)^{1/3} d]^{1/2} V_f^{-1/6} \quad (4.4)$$

Burada K_{ic} kritik gerilme şiddet faktörü (kırılma tokluğu), σ_a akma mukavemeti, E elastisite modulu, d partikül çapı ve V_p partikül hacim oranıdır. Bu modelin sakıncası, mukavemet ve partikül boyutu ile tokluk arasında doğrusal ilişkinin verilmesidir. [7]. Klimowic ve Vecchio, Al_2O_3 ile takviye edilmiş 6061 Al ve 2014 Al alaşımlarında, yaşlanma süresi ve dolaylı olarak artan mukavemet ile kırılma tokluğunda azalmayı ve ayrıca aşırı yaşlanma koşulunda (yani mukavemetteki azalma ile) dahi kırılma tokluğunda azalmanın devam ettiğini belirlemişlerdir [7].

Thomassen, çatlak ucunda gerilme dağılımını gösteren model geliştirmiştir. Çekirdeklenme kontrollü bu modelde kırılma tokluğu [7];

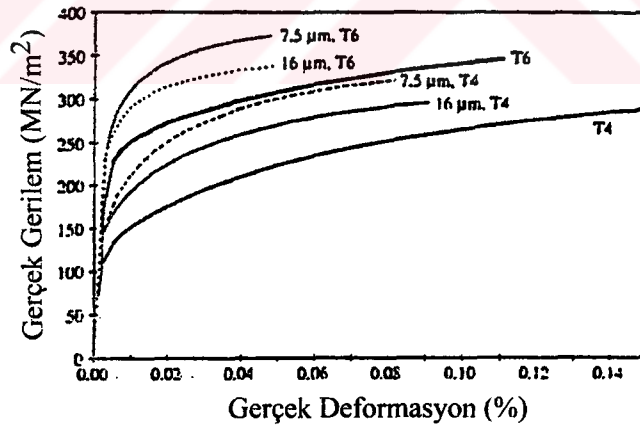
$$K_{ic} = 2.58[\delta 2\sigma_y E \epsilon_c]^{1/2} \quad (4.5)$$

bağıntısıyla verilmiştir. Burada çatlak ucu yarı çapı (tipik olarak 50 μm), σ_y akma gerilmesi, E elastisite modulu ve ϵ_c ise partikül matris arayüzey mukavemetine, boşluk hacim oranına ve ortalama gerilmeye bağlı olarak boşluk oluşumu için gerekli deformasyon miktarıdır.

4.4. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Boyutunun Etkisi

Aghajanian ve arkadaşları [37], basınçsız infiltrasyonla üretilmiş Al_2O_3 takviyeli Al-%10 Mg matrisli kompozitlerin mekanik özelliğine takviye boyutunun etkisini (Tablo 4.1) incelemişlerdir. Burada, takviye boyutunun incilmesi ile maksimum çekme mukavemeti ve % uzama miktarı artmıştır. Şekil 4.7, ekstrüze edilmiş iki

farklı partikül boyutu ve ısıtma işlem koşulu için SiC takviyeli (% 15 SiCp/A356) ve takviyesiz A 356 malzemelerin gerilme-deformasyon eğrilerini vermektedir [7]. Düşük deformasyonlarda soğuk işlem sertleşmesi azalan SiC partikül boyutu ile artmıştır. Bu durum, termal genişleme katsayısındaki farklılıktan kaynaklanmıştır [7]. Aghajanian ve arkadaşlarının [37] çalışmasına uyumlu olarak birçok araştırmacı [49,127-130,141-144] takviye boyutunun artması ile takviye kırılmasının gözlenmesinden dolayı mukavemetin ve sünekliğin düştüğünü belirlemişlerdir. Takviye boyutunun azalması ile mukavemetteki artış, bileşenler arasındaki termal genişleme katsayılarındaki farklılıktan dolayı soğuma sırasında dislokasyon yoğunluğundaki artıştan kaynaklanmıştır [122,131,132]. Muemmary ve Derby [132], partikül boyutu ile mukavemet değişimi arayüzey bağ mukavemetinden bağımsız olduğunu ileri sürmüşlerdir. Ayrıca Muemmary ve Derby [132], düşük hacim oranlarında 3 ve 30 μm boyutlarında SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin çekme deneyi sırasında kırılana kadarki deformasyon miktarının takviye partikül boyutunun artması ile arttığını bulmuşlardır. Bu durumu, sünek kırılma mekanizması olan boşluk çekirdeklenmesi, boşluk büyümesi ve boşlukların birleşmesi mekanizmalarından boşluk büyüme miktarındaki artışa dayandırmışlardır.



Şekil 4.7. Ekstrüze edilmiş farklı partikül boyutuna ve temper koşuluna sahip takviyesiz A 356 ve % 15 SiC takviyeli A 356 alaşımının gerilme-deformasyon eğrileri [7].

Partikül kırılması, genellikle büyük partiküllerde gözlenmektedir [133-138]. Büyük seramik partiküllerin, hasarı başlatan çatlakları içermeye ihtimali yüksektir. Takviye partikülleri arasındaki matris, akma mukavemetinin çok üstünde bölgesel gerilmeye yol açacak şekilde zorla deformasyona uğratıldığında boşluk şeklinde hasar oluşumu meydana gelir [7]. Mekanik deneylerde, hasarın arayüzey yerine takviye çevresindeki

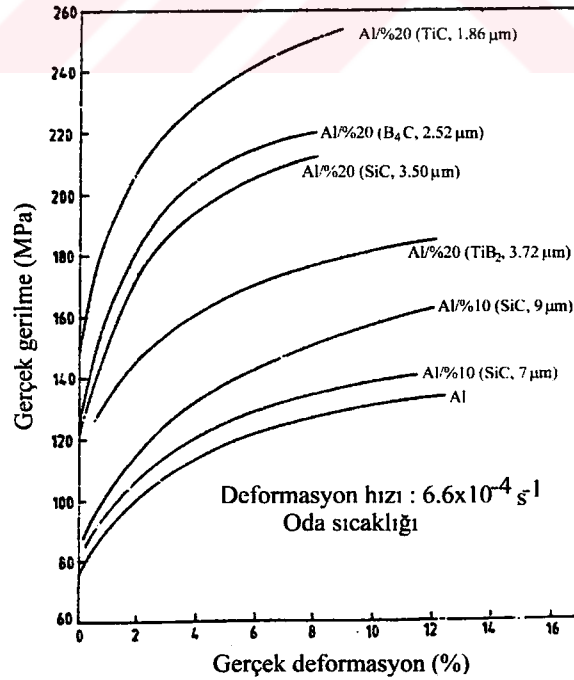
matrisin plastik akışı ile meydana gelmesi, takviye ile matris arasında bağ oluşumunun güçlü olduğunu ortaya koymaktadır [27,136].

Arayüzey boyunca kırılmayı minimuma indirmek için yüksek arayüzey mukavemetine gereksinim duyulmaktadır. Bununla birlikte, matrisin mikroyapısı da önemlidir; çünkü bölgesel matris hasarının kırılmayı kontrol ettiği açıktır. Ayrıca partikül dağılımı kompozit sünekliğini etkiler. Belirli hacim oranı için kompozitin sünekliğini etkileyen faktörler şunlardır [7];

- i. Uniform partikül dağılımı
- ii. Yüksek arayüzey mukavemeti
- iii. Partikül şekli
- iv. Sünek matris

4.5. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Takviye Tipinin Etkisi

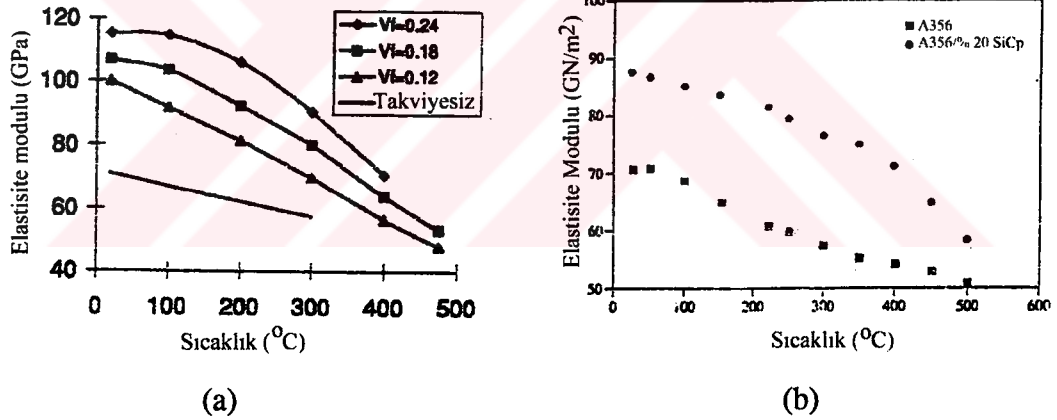
Roy ve arkadaşları [94], SiC, TiC, B₄C ve TiB₂ partikülleri ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerine takviye tipinin etkisini Şekil 4.8’da vermişlerdir. Şekil 4.8 ve Tablo 4.1’den görüldüğü gibi % 20 TiC ile takviye edilmiş kompozit en iyi çekme ve süneklik kombinasyonları sergilemiştir.



Şekil 4.8. Takviyesiz ve farklı tipte patikül ile takviye edilmiş Al matrisli kompozit için oda sıcaklığı gerilme-gerçek deformasyon eğrileri [94].

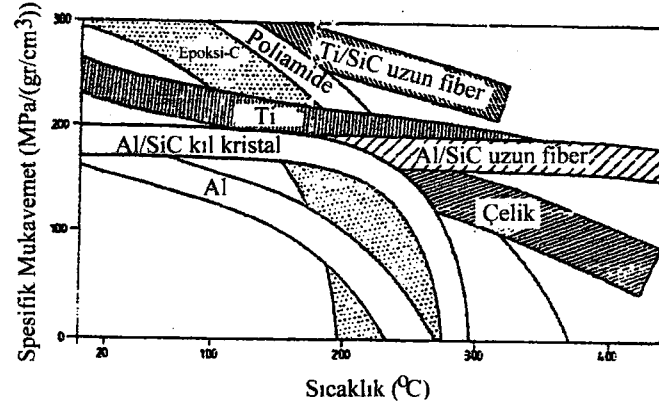
4.6. Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Sıcaklığın Etkisi

Seramik takviyeli kompozitlerin en büyük özelliği yüksek sıcaklık mukavemetleridir. Kompozit malzemeler, belirli sıcaklığa (≈ 200 °C) kadar kullanılabilir mukavemet değerlerine sahiptirler [4,5,7,108,139,140]. Şekil 4.9, takviyesiz ve % 12-24 hacim oranında Al_2O_3 fiber takviyeli $Al9Si3Cu$ alaşım matrisli [5] ve %20 SiC partikül takviyeli A 356 matrisli [7] kompozitlerin elastisite modulüne sıcaklığın etkisini göstermektedir. Kompozit malzemeler, takviyesiz malzemelerle karşılaştırıldığında her bir sıcaklıkta yüksek elastisite modulüne sahip [5,7] olmalarının yanında yüksek fiber hacim oranına sahip kompozit daha geniş sıcaklık aralığında elastisite modulu değerini koruyabilmektedir [5]. Hadianfard ve arkadaşları [140], 25-180 °C deney sıcaklığı aralığında, % 20 Al_2O_3 partikül takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozit malzemelerin çekme mukavemeti ve elastisite modulunun sırasıyla yalnızca % 18 ve % 12 azaldığını bulmuşlardır.



Şekil 4.9. (a) % 12-24 Al_2O_3 fiber/ $Al9Si3Cu$ [5] ve (b) %20 SiCp/A 356 [7] kompozit malzemelerin elastisite modulüne sıcaklığın etkisi.

Şekil 4.10'da sıcaklığın fonksiyonu olarak spesifik mukavemet değerleri gösterilmektedir. Sürekli fiber takviyeli kompozitler 250 °C'ye kadar mukavemetlerini koruyabilirken, süreksiz partikül takviyeli kompozitler 20-150 °C arasına kadar mukavemetlerini korumaktadırlar.



Şekil 4.10. Sıcaklığın fonksiyonu olarak spesifik mukavemetin (çekme mukavemeti/yoğunluk) değişimi [5]

Zhao ve arkadaşları [139], takviyesiz ve % 10-25 hacim oranında Al_2O_3 takviyeli 2014 Al alaşımının mukavemetine sıcaklığın ve takviye hacim oranının etkisini incelemişlerdir. Düşük sıcaklıklarda takviye hacim oranına bağlı olarak partikül takviyeli kompozit, takviyesiz alaşımdan daha yüksek mukavemet değerleri sergilerken yüksek sıcaklıklarda bu fark azalmıştır [4,139]. Partikül takviyeli kompozitlerin düşük sıcaklıklarda ve düşük deformasyon oranlarında takviyesiz matristen daha yüksek mukavemet göstermesi deformasyon sertleşmesi hızının bir sonucudur. Ayrıca Zhao ve arkadaşları [139], düşük sıcaklıklarda baskın olan partikül kırılması şeklinde hasar mekanizmasından yüksek sıcaklıklarda partiküller arası boşluk oluşumu şeklinde bir hasar mekanizmasına geçişin olduğunu gözlemişlerdir.

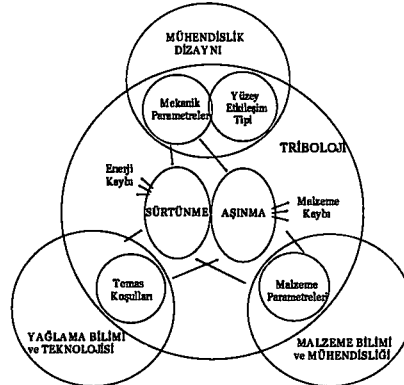
5. METAL MATRİKSİLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN AŞINMA DAVRANIŞLARI

5.1. Giriş

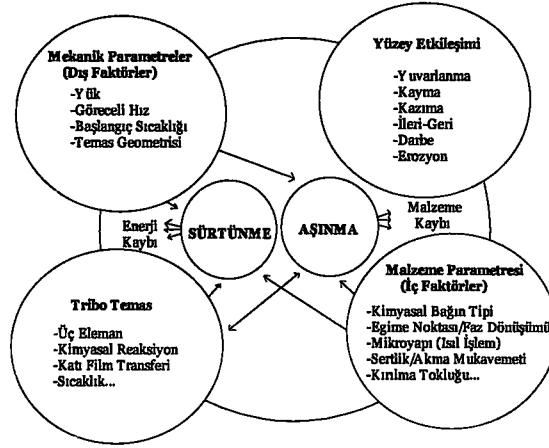
Triboloji, henüz tartışılmakta ve gelişmekte olan yeni bir disiplindir. Aşınma ile ilgili terminoloji, ASTM 640'da yer almıştır. Aşınma ve tribolojinin şematik tanımı, sınıflandırması ve etkileyen faktörler Şekil 5.1-Şekil 5.3'de gösterilmektedir.

Mekanik (dış parametre), malzeme (iç parametre) ve temas koşulları ile ilişkili olarak, aşınma ve sürtünme prosesi ile karşılıklı yüzey etkileşimleri, malzeme ve enerji kaybına yol açmaktadır. Aşınma genel olarak göreceli hareket halinde olan yüzeylerden kimyasal veya mekaniksel proseslerle istenmeyen malzeme kaybı (adhesif) veya kuvvet uygulayarak katı yüzey üzerinde hareket eden sert bir cisim tarafından malzemenin yer değiştirmesi (abrasif) olarak tanımlanmaktadır. Malzemelerin tribolojik performanslarını karşılaştırmak için enerji ve malzeme kaybını değerlendirerek;

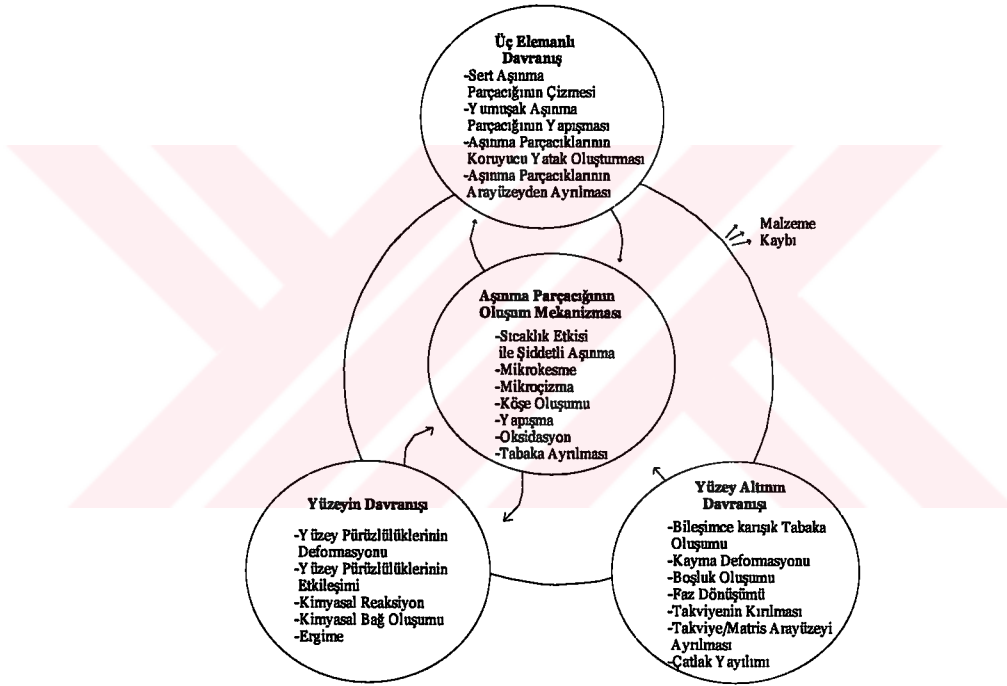
- Yüzeyin, yüzey altının ve üçüncü elemanın davranışının analizini yapmak, sürtünme ve aşınma mekanizmasını sınıflandırmak.
- Mekanik, malzeme parametreleri ve temas koşulları ile sürtünme/aşınma mekanizması arasında ilişki kurmak,
- Mühendislik tasarım bilimine, yağlama bilimi ve teknolojisine veya malzeme bilimine (Şekil 5.1), malzeme ve enerji kaybını en iyi şekilde kontrol etmek için bilgi sağlamak.



Şekil 5.1. Triboloji ve ilişkili disiplinler.



Şekil 5.2. Sürtünme ve aşınmayı etkileyen temel faktörler.



Şekil 5.3. Aşınma mekanizmasını belirleyen bileşenler.

Sert Si partikülü içeren Al-Si alaşımları veya seramik takviye içeren Al esaslı kompozit malzemeler, işletme koşullarında aşınmaya karşı yüksek direnç ve üstün performans göstermektedirler. Örneğin, pervanelerin dönmesi ile abrasif parçacıkların taşındığı endüstriyel proseslerde, metal matrisli kompozit parçalar, daha yüksek abrasif aşınma direnci ve demir veya nikel esaslı alaşımlardan üretilen parçalara nazaran daha uzun servis ömrü göstermişlerdir.

Bu bölümde seramik takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma ve sürtünme performansını (Tablo A.1 ve Tablo A.2) kontrol eden temel tribolojik parametreler iki kategoride sınıflandırılmıştır;

Malzeme ile ilgili faktörler (iç faktörler):

- I. takviye tipi,
- II. takviye şekli,
- III. takviye boyutu,
- IV. takviyenin yönlenmesi,
- V. takviye hacim oranı,
- VI. matris malzemesi,

Mekanik ve fiziksel faktörler (Dış faktörler):

- I. normal yük,
- II. kayma mesafesi,
- III. kayma hızı,
- IV. sıcaklık,
- V. karşı malzeme

Al matrisli kompozitler, genellikle, takviyesiz Al alaşımlarla karşılaştırıldığında aşınma performansında iyileşme sergilerken, bazı araştırmacılar, özellikle aşınma mekanizmasının plastik deformasyonla takviyenin kırılması ve ufalanması şeklinde olduğu durumlarda [147], belirli aralıkta uygulanan yük [148-151] veya kayma hızında [152,153], kompozitlerin takviyesiz alaşımlara yakın ve/veya daha düşük aşınma direnci gösterdiklerini bulmuşlardır. Sonuç olarak, tribolojik parametrelerin anlaşılması ve analizi ile bu koşulların özenle tanımlanması, malzeme seçimi ve gelişimi için temeldir.

5.2. Adhesiv Aşınma

5.2.1. İç Parametreler

5.2.1.1 Takviye Tipi

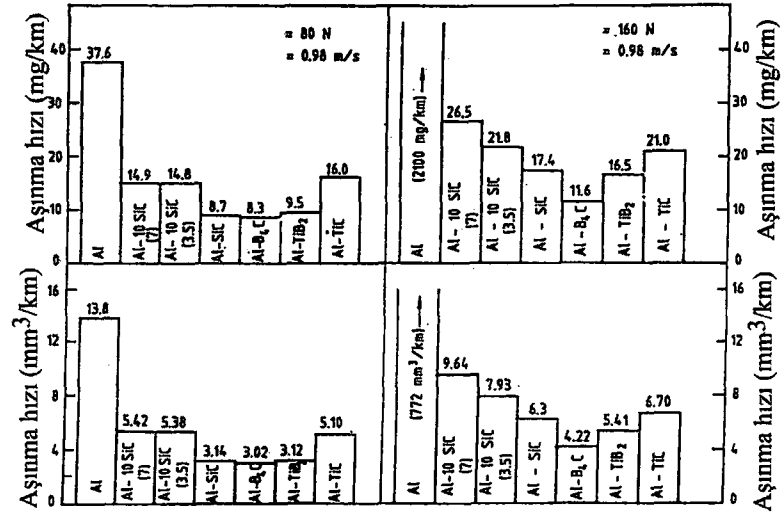
Sert SiC, TiC, Si₃N₄, Al₂O₃ ve grafit takviye partiküllerini içeren kompozit malzemeler, takviye tipi kombinasyonuna ve aşınma koşullarına (uygulanan yük, kayma hızı v.b.) bağlı olarak, aşınma yüzeyinde takviyenin malzeme akışını engellemesinden ve kompozit malzeme yüzeyinde demirce zengin tabakanın

oluşumunu güçlendirmesinden dolayı takviyesiz matris alaşımından 4 ile 10 kat arasında daha düşük aşınma hızı sergilemişlerdir [154,155].

Hosking ve arkadaşları [27], düşük yüklerde (0.5N), aşınmaya karşı dirençte, SiC partikülün, Al_2O_3 partikülünden daha verimli olduğunu ve bunun takviye malzemelerin sertliklerinin (Al_2O_3 ve SiC sırasıyla 1800 ve 2600 VHN) farklılığından kaynaklandığını ileri sürmüşlerdir. Hosking ve arkadaşlarının [27] çalışmasına uyumlu olarak Lee ve arkadaşları [153]'da SiC kılcal kristallerin, aşınma direncini iyileştirmede Al_2O_3 fiberlerden daha yararlı olduğunu bulmuşlardır.

Gurcan ve Baker [156], SiCp içeren 6061 Al kompozitin aşınma direncinin % 20 Al_2O_{3f} takviyeli kompozitten yüksek olduğunu ve aşınma yüzeyine paralel yönelmiş fiber takviyenin yiv oluşum mekanizması ile uzaklaşmasının aşınma hızını artırdığını belirlemişlerdir. Gurcan ve Baker [156], % 20 SiC/6061 Al kompozite % 11 Al_2O_{3f} takviyesinin eklenmesi, yalnız olarak SiCp veya Al_2O_{3f} ilavesi ile karşılaştırıldığında aşınma direncinde dikkate değer bir iyileşme sağladığını göstermişlerdir.

Roy ve arkadaşları [94], % 10 ve 20 hacim oranında ve 1.86-7.04 μm boyutlarında SiC, TiB_2 , B_4C ve TiC partikülleri ile takviye edilmiş 6061 Al matrisli kompozitlerin aşınma ve sürtünme davranışını karakterize etmişlerdir. İki yük altında (80 ve 160 N), kuru kayma aşınması, disk üzeri pin aşınma deney düzeneği kullanılarak yapılmıştır. Sonuçlar, kompozitlerin sürtünme katsayısının ve aşınma hızının matris alaşımından daha düşük olduğunu (Şekil 5.4) ve daha yüksek aşınma hızına sahip TiC hariç, takviyenin tipi ve boyutunun aşınma hızı ve sürtünme katsayısı üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığını, yani benzer aşınma hızı ve sürtünme katsayısı sergilediklerini göstermiştir. Kompozitler için, yüzey altı çatlak oluşumu ve tabakalı ayrılma baskın aşınma mekanizması olarak gözlenen bu çalışmada, TiC/Al kompozitte daha geniş ve derin çatlak bölgesinin varlığı, incelenen diğer kompozitlere kıyasla daha yüksek aşınma hızına sebep olmuştur [94]. Roy ve arkadaşlarının [94] aksine Shipway ve arkadaşları [157], % 10 TiC takviyesinin, yüksek sertlikten dolayı, % 15 SiC takviyesinden daha düşük aşınma hızı gösterdiğini yayınlamıştır.



Şekil 5.4. 0.98 m/s kayma hızında (a) 80 N ve (b) 160 N yük altında düşük alaşımlı çeliğe (450 HV) karşı kayan Al matrisli kompozit malzemenin kararlı durum aşınma hızına çeşitli partikül takviye tiplerinin etkisi [94].

Chen ve Alpas [158], aşınma mekanizmasının abrazyon ve yüzeyden tabaka ayrılması olduğu hafif aşınma koşullarında, % 4 hacim oranında Ni kaplı C_f ile takviye edilmiş A 356 kompozitin aşınma hızının, SiCp takviyeli kompozitten daha düşük olduğunu bulmuşlar ve bunu karbon fiber takviyesinin yüzeyden tabaka ayrılmasına karşı daha yüksek dirence sahip olmasına ve C_f/A 356 kompozit yüzeyinde yağlayıcı karaktere sahip oksit tabakasının bulunmasına bağlamışlardır.

Ames ve Alpas [159], hem % 3 ve % 10 hacim oranında grafit hem de % 20 hacim oranında SiC ile takviye edilmiş A356 alaşım matrisli hybrid kompozitin aşınma davranışına takviye tipi ve uygulanan yükün etkisini incelemişlerdir. Aşınma deneyleri, 1 ile 441 N yük aralığı için kuru kayma koşulları altında ring üzeri blok aşınma düzeneği kullanılarak yapılmıştır. Düşük ve orta yüklerde, % 3 grafit+% 20 SiC/A356 hybrid kompozitin aşınma direnci, grafit içermeyen % 20 SiC/A356 kompozite benzerdir. Düşük yüklerde, SiC partikülün yük taşıma etkisinden dolayı % 5 ve % 10 grafit takviyeli hybrid kompozit ve % 20 SiC/A356 kompozit, takviyesiz A356 alaşımından 10 kat daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. SiC'ün kırıldığı yük aralığında takviyesiz A356 alaşım, % 20 SiC/A356 kompozit ve % 3grafit+% 20 SiC/A 356 hybrid kompozit, birbirine yakın hızlarda aşınmışlardır. Yüksek yüklerde, % 3grafit+% 20 SiC/A 356 hybrid kompozitin aşınma direnci, % 10 grafit içeren hybrid kompozitten 1 ile 2 kat daha yüksek bulunmuştur. Bu durum, grafit içeriğinin artması ile karşı çelik malzemesinin aşınmasının azalmasına ve dolayısıyla hybrid kompozit yüzeyinde oluşan demir ve oksit tabakasının

incelmesine bağlanmıştır. Takviyesiz A356 alaşım ve % 20 SiC/A356 kompozitte sırasıyla 95 N ve 225 N yüklerde hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş gözlenirken hybrid kompozitlerde artan yükte aşınma hızında geçiş meydana gelmemiştir. Bu, hybrid kompozitte karbon, demir oksit, Al ve diğer matris malzemelerinden oluşan transfer tabakasından dolayı sürtünmeden kaynaklanan yüzey ısısının azalmasına dayandırılmıştır. Ames ve Alpas [159], kompozitlerin yüzeyinde oluşan kırmızı kahve rengine demir-oksit tabakasının Fe_3O_4 ve Fe_2O_3 bileşiminde olduğunu belirlemişlerdir.

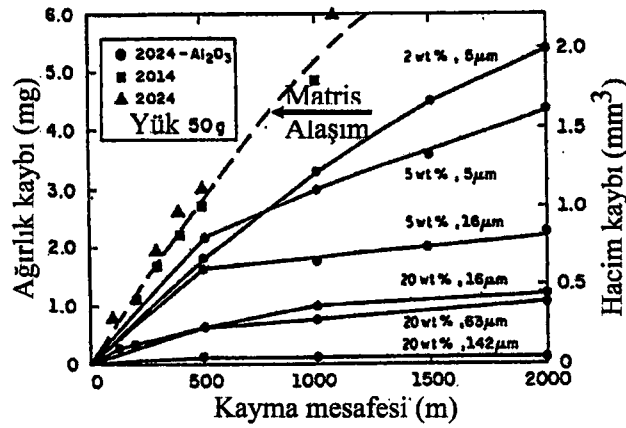
Park [160], 6061 Al alaşımına seramik takviye (SiC kılcal kristal ve Al_2O_3 fiber) ilavesi ile aşınma direncinde iyileşme gözlerken hybrid kompozit üretilmesi (SiC kılcal kristal+ Al_2O_3 fiber) ile aşınma direncinde daha fazla iyileşme gözlemişlerdir.

Caracostas ve arkadaşları [161], SiC ile karşılaştırıldığında, TiB_2 takviyeli kompozitin daha üstün aşınma direnci sergilediğini rapor etmişler ve bu artışı, Al- TiB_2 kompozitte partikül/matris arasında gevrek karakterli olmayan arayüzey bağ oluşumuna ve böylece aşınma mekanizmasının partikül çıkması şeklinde olmamasına dayandırmışlardır.

Bu gözlemlerden [27,94,124,152,161,162], SiC, TiB_2 ve B_4C takviyeleri, Al matrisin aşınma performansını iyileştirmek için en iyi aday olarak görülmektedir. Bununla birlikte, bunlar arasından bir seçim, takviye şekline, boyutuna ve aşınma mekanizmasına bağlı olmaktadır.

5.2.1.2 Takviye Boyutu

Hosking ve arkadaşları [27], Al_2O_3 takviyeli 2014 Al alaşım matrisli kompozitlerin adhesif aşınma davranışına takviye boyutunun etkisini incelemişlerdir. Şekil 5.5, takviyesiz 2014 ve 2024 Al ile Al_2O_3 takviyeli 2024 Al alaşım matrisli kompozitlerin aşınma davranışını karşılaştırmaktadır. Belirli kayma mesafesinde, Al_2O_3 partikül boyutunun artması ile ağırlık kaybı azalmıştır [27,163].



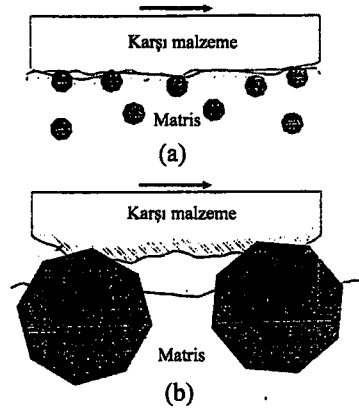
Şekil 5.5. Takviye boyutuna ve hacim oranına bağlı olarak kayma mesafesine karşılık ağırlık kaybı grafiği [27].

Ma ve arkadaşları [123] ve Liang ve arkadaşları [164], % 15 hacim oranında 3.5 µm ile 20 µm aralığında SiCp boyutunun artması ile kompozitin aşınma direncinin önemli oranda iyileştiğini gözlemişlerdir. Bu, Si₃N₄'ün batma, kesme ve öğütme etkisine SiC takviyesinin yüksek sertliğinden ve büyük boyutundan dolayı etkin direnç göstermesine ve küçük partiküllerin aşınma ürünü (debris) ile kolaylıkla uzaklaşmasına dayandırılmıştır.

Kuru kayma aşınma direncine, takviye partikül boyutu ve hacim oranının etkisi, Chung ve Hwang [165] tarafından incelenmiştir. Bu incelemede, matris ticari saf Al ve takviye fazı 2-5, 15-25 ve 70-85 µm boyutunda SiC'dür. Takviye hacim oranı, % 30'a kadar değiştirilmiştir. Sabit SiCp hacim oranı için kaba partikül içeren metal matris kompozitler daha yüksek aşınma direnci sergilemişlerdir. Tabakalı ayrılma aşınmasının baskın aşınma mekanizması olduğu düşünülen bu çalışmada, daha ince SiCp ile karşılaştırıldığında, daha kaba SiCp'ün yüzey altı çatlakların yayılmasına karşı daha fazla direnç sağladığı rapor edilmiştir.

Alpas ve Zhang [124], düşük yüklerde, % 20 hacim oranında 2.4 ve 15.8 µm SiC ile takviye edilmiş 2014 Al kompozitin AISI 52100 çeliğine karşı aşınma davranışında kompozitin aşınma direncinin takviye partikül boyutuna duyarlı olduğunu bulmuştur. Yüksek yüklerde ise takviye partikül boyutunun kompozitin aşınma direnci üzerinde önemli etkisinin olmadığı gözlenmiştir. Şekil 5.6'da partikül boyutu ile aşınma hasarı arasındaki ilişki şematik olarak gösterilmektedir. İnce partikül takviyesi matrise sınırlı koruma sağlarken kaba partikül, uygulanan yükü taşımakta ve etkin olarak Al matrisi korumaktadır. Çeliğe karşı aşınmada, 15.8 µm SiC ile takviye edilmiş

kompozitin yüzeyini kaplayan transfer tabakasının daha kalın olduğu gözlenmiştir [142]. Bu, büyük takviye boyutlu kompozitin karşı çelik malzemeden talaş şeklinde daha fazla malzeme kaybına sebep olmasından kaynaklanmaktadır [124,166,167].



Şekil 5.6. (a) ince ve (b) kaba takviye partikülün kompozit malzemenin aşınmasına etkisinin şematik gösterimi [124].

Jokinen ve Anderson, 0.1 ve 0.2 m/s kayma hızında 39.2 N yükte toz metalurjisi % 20 SiCp takviyeli 6061 Al kompozitin aşınma davranışını incelemişler ve SiC boyutunun 5’den 29 μm ’e artmasının kompozitin aşınma hızını düşürdüğünü bulmuşlardır. Ayrıca düşük yüklerde (10 N) takviye boyutu ile kompozitin aşınma hızının farklılık gösterdiğini gözlemişlerdir. Aşınma hızı 5’den 13 μm ’e azalmış ve 13’den 29 μm ’e bir miktar artmıştır [94,123,168,169].

Aksine, Sato ve Mehrabian [170], kayma hızına bağlı olarak kompleks sonuç rapor etmişlerdir. 0.3 m/s’den düşük hızlarda, büyük boyutlu takviye içeren kompozitler, düşük boyutlulara kıyasla daha fazla aşınmakta iken zıt sonuç 0.3 m/s kayma hızının üzerinde elde edilmiştir.

Sanino ve Rack [167,246], takviye boyutu artarken aşınma hızının arttığını gözlemişlerdir. Sanino ve Rack [167,246]’ın gözlediği bu artış, baskın aşınma mekanizmasının yiv oluşumu (abrazyon), mikrokese ve köşe oluşumundan tabakalı ayrılmaya sebep olan partikül kırılmasına geçişe bağlamışlardır. Roy ve arkadaşları [94], toz metalurjisi ile üretilmiş SiC, TiC, TiB₂ ve B₄C ile takviye edilmiş saf Al’nin aşınma direncine 3.5 ve 7 μm aralığında takviye boyutunun aşınma hızı üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığını ileri sürmüşlerdir.

Bu sonuçlardan partikül boyutunun etkisi, uygulanan normal yük ve kayma hızı ile ilişkili olmaktadır. Gerçekte, kayma hızı ve uygulanan yük aşınma mekanizmasının

değişimine katkıda bulunmaktadır. Aşınma mekanizmasına göre partikül boyutunun artması olumlu veya olumsuz etki gösterebilir.

5.2.1.3. Takviye Şekli

Yüksek miktarda deformasyona maruz kalan Al matrisli kompozitler için, boşluk veya çatlak çekirdeklenmesi, ya homojen olmayan plastik deformasyondan dolayı matris takviye arayüzeyinde ya da küresel veya plaka şekilli partiküllerin kırılması ile meydana gelmektedir [168].

Wang ve Rack [152], kompozitin aşınma hızına takviye şeklinin etkisinin kayma hızına bağlı olarak değiştiğini belirlemişlerdir. SiC partikül takviyeli kompozitin başlangıç aşınma hızının, düşük kayma hızlarında dikey ve paralel yönlenmiş kıl kristal SiC takviyeli kompoziten daha düşük, yüksek kayma hızlarında dikey yönlenmiş SiC kıl kristal takviyeli kompozitten düşük, ancak paralel yönlenmiş SiC kıl kristal takviyeli kompozitten yüksek olduğu bulunmuştur. SiC partikül takviyeli kompozitin kararlı durum aşınma hızı, 1.2 m/s kayma hızının altında düşük ve 1.2 m/s kayma hızının üzerinde yüksektir.

Modi ve arkadaşları [171], takviye/matris arayüzey mukavemetinin ve takviye şeklinin, kompozitin aşınma hızını etkilediğini göstermişlerdir. SiC partikül ile takviyeli kompozitler, SiC fiber içeren kompozitlerden daha düşük aşınma hızı sunmuşlardır. SiC fiberlerin daha yüksek aşınma hızı göstermeleri, takviye/matris arayüzey bağ mukavemetinin zayıf olmasından kaynaklanmıştır. SiC fiberlerin zayıf arayüzey bağ mukavemetleri ile ilişkili olarak, fiberlerin yerinden çıkması, boşluk oluşumu, bu boşluklarda çatlakların çekirdeklenme olasılığının yüksek olması, daha yüksek aşınma hızına sebep olmuştur.

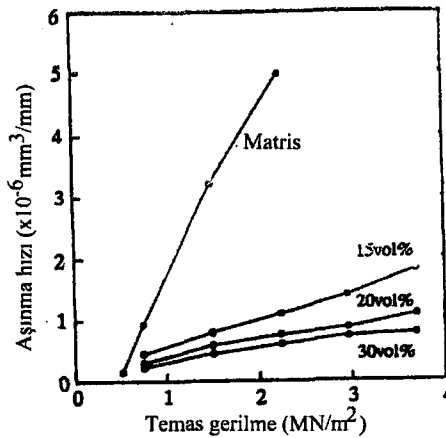
Sonuç olarak, takviye şeklinin aşınma hızına etkisinin incelenmesinde takviye/matris arayüzey bağ mukavemetine, kayma hızına ve takviye yönlenmesine dikkat edilmelidir. Düşük kayma hızlarında partiküllerin çok faydalı olmasına rağmen yüksek hızlarda zıt sonuçlar elde edilmiştir. Yüksek hızlarda, paralel yönlenmiş kıl kristal şekilli takviyeler, partiküllerden daha faydalı bulunmuştur. Arayüzey bağ mukavemeti zayıf olmasından dolayı partikül takviyeli kompozitler, fiber takviyeli kompozitlerden daha iyi aşınma direnci sergilemişlerdir.

5.2.1.4. Takviyenin Yönlendirilmesi

Wang ve Rack [152] ve Pan ve arkadaşların [172]'a göre SiC kılcal kristal takviyeli kompozitin aşınma hızı, takviye yönlendirilmesine bağlı olduğunu ve sertliği yüksek olmasına rağmen dikey yönlendirilmiş SiC kılcal kristal takviyeli kompozitlerin aşınma hızının paralel yönlendirilmiş SiC kılcal kristal takviyeli kompozitin aşınma hızından daha yüksek olduğunu bulmuşlardır. Aşınma direncinin yüksek bulunması, paralel yönlendirilmiş kılcal kristallerin daha geniş alan kapladığına dayandırılmıştır. Zıt olarak, bazı araştırmacılar [153,173-175], aşınma yüzeyine dik yönlendirilmiş takviyenin aşınma yüzeyine paralel veya rasgele yönlendirilmiş takviyeden daha iyi aşınma direnci gözlemişlerdir. Sahin [175], aşınma yüzeyine dikey yönlendirilmiş kompozitlerin aşınma mekanizmasının yüzeyde oksit tabakası oluşumuna, paralel yönlendirilmiş kompozitlerin ise fiber kırılması ile tabakalı ayrılma hasarına sebep olduğunu gözlemişlerdir.

5.2.1.5. Takviye Hacim Oranı

Sert seramik takviye hacim oranının artması Al matrisli kompozitlerin adhesif aşınma performansını iyileştirmektedir [27,94,95,123,125,150,153,154,156,157,175-183,185]. Takviye hacim oranının artması ile aşınma direncinin artması, mekanik özelliklerinin, özellikle matris sertliğinin iyileşmesine [123,180,184] ve aşınan yüzeyde oluşan mekanik olarak karışmış tabakanın demir içeriğinin artmasına [95,154,181] dayandırılmıştır.



Şekil 5.7. Farklı hacim oranlarında 3.5 µm boyutunda SiC içeren kompozit malzemenin aşınma hızının uygulanan gerilme ile değişimi [123].

Ma ve arkadaşları [123] ve Venkataraman ve Sandararajan [95,185], sırasıyla % 30 veya % 40'a kadar SiCp takviye hacim oranının artması ile aşınma direncinin arttığını (Şekil 5.7) yayınlamışlardır. Gurcan ve Baker [156], % 60 SiC takviye ilavesinin aşınma hızını azalttığını bulmuşlardır.

How ve Baker [186], aşınma direncine takviye hacim oranının etkisinin yüke bağlı olarak değiştiğini bulmuşlardır. Aşınma mekanizmasının oksit oluşumundan takviye fiber kırılması ile başlayan tabakalı ayrılma aşınmasına dönüşmesinden dolayı düşük yüklerde hacim oranının artması ile aşınma direnci artarken yüksek yüklerde aşınma direnci düşmüştür.

Anand ve Kishore [176], Al-% 10 Zn alaşımına % 30 hacim oranına kadar Al_2O_3 ilavesinin aşınma performansını iyileştirirken, % 35'in üzerinde takviye ilavesinin aşınma hızını artırdığını rapor etmişlerdir. % 35 hacim oranının üzerinde takviye ilavesi ile aşınma direncinin düşmesinin, takviye/matris arayüzey bağının zayıflamasına bağlamışlardır.

Alahelisten ve arkadaşları [187], karbon çeliklerine karşı % 0-30 δAl_2O_3 takviyeli Al, Mg ve Mg9Al1Zn alaşımının kuru kayma aşınmasında, % 10 fiber hacim oranında minimum aşınma hızı elde etmişler ve daha fazla fiber içeriğinde aşınma hızı artmıştır. Fiber hacim oranının artması ile aşınma direncinin düşmesinin sebebini, aşınma mekanizmasının yüzey altı çatlak oluşumundan dolayı adhesif aşınmadan yüzeyden tabaka ayrılması şeklinde açıklamışlardır. [187].

Zamzam [177], % 5-40 hacim oranında SiC içeren Al kompozitlerin metal-metal aşınmasına takviye hacim oranının etkisini incelemiştir. Matris sertliğine ve uygulanan yüke bağlı olarak % 20-30 SiC hacim oranından sonra aşınma direncinin azaldığı bulunmuştur. Düşük yüklerde, takviye hacim oranının artması ile aşınma mekanizması abrasiften oksidatif/adhesif aşınma mekanizmasına değişmiş ve aşınma direnci artmıştır. Yüksek yüklerde ise takviye hacim oranının artması ile sert matrisli kompozitte % 30, yumuşak matrisli kompozitte % 20 SiC hacim oranından sonra aşınma hızı, yüzey altı plastik deformasyon, çatlak çekirdeklenmesi ve çatlak yayılması prosesleri ile aktif hale gelen tabakalı ayrılma mekanizması sonucu artış göstermiştir.

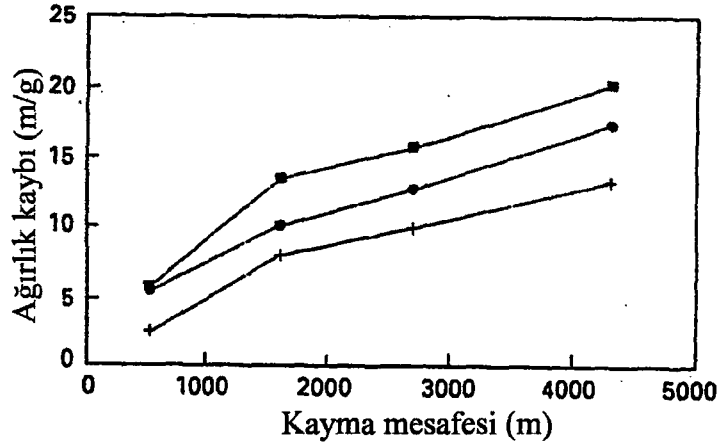
5.2.1.6. Matris Malzemesi

Thakur ve Dhindaw [244], % 50 SiCp ile takviye edilmiş Al ve Mg matrisli kompozitlerin aşınma hızına üretim parametrelerin (preformu ön ısıtma, sıvı sıcaklığı ve takviyeyi oksitlendirme işlemi veya Ni ve Cu ile kaplama gibi) ve matrisin etkisini incelemişlerdir. Preformu ön ısıtma ve sıvı sıcaklığındaki artış, arayüzey mukavemetini iyileştirmekte, matrisle partikülün ıslatılabilirliğini artırarak daha iyi partikül dağılımına ve kompozit malzemenin aşınma hızında azalmaya sebep olmuştur. Mg esaslı kompozit, Al esaslı kompozit ile karşılaştırıldığında daha iyi ıslatılabilirlik göstermiştir.

Shipway ve arkadaşları [157], yüksek sertliğinden dolayı Al-4Cu matrisli kompozitin A 356 ve saf Al matrisli kompozitten daha yüksek aşınma direnci gösterdiğini bulmuşlardır.

Pan ve arkadaşları [188,189], % 20 hacim oranında SiCp takviyeli 2124 Al matrisli kompozitin kararlı durum aşınma hızına ısıtma işlemin etkisini incelemişler ve aşırı yaşlandırılmış kompozitin, maksimum sertlik ve yetersiz yaşlandırma koşulunda yaşlandırılmış kompozitten daha yüksek aşınma direncine sahip olduğunu rapor etmişlerdir. Aşırı yaşlandırılmış kompozitin aşınma hızındaki azalma yani aşırı yaşlandırılmış % 20 SiCp/2124 Al kompozitin aşınmaya karşı daha fazla direnç göstermesini, SiC/matris arayüzeyi ile karşılaştırıldığında incoherent (uyumsuz) çökelti/matris arayüzeyinin çatlak yayılımına yardımcı olmasına, çatlak yayılım yolunun maksimum sertlik koşulundaki matris/SiC arayüzeyi yerine aşırı yaşlandırılmış koşulda alaşım sınırlara doğru değişmesinden dolayı SiC partikülün matristen çıkmasının daha az olmasına dayandırılmıştır. Pan ve arkadaşlarının [188,189] çalışmasına uyumlu olarak, Lin ve arkadaşları [190], % 15 Al₂O_{3p}/6061 Al kompozitin kuru kayma aşınma direncinin aşırı yaşlandırma koşullarında daha yüksek olduğunu (Şekil 5.8) bulmuşlardır.

Pan ve arkadaşlarının [189] aksine, metal matrisli kompozitlerin aşınma davranışına yaşlanma işleminin etkisini inceleyen diğer çalışmalar [173,186,191], maksimum sertlik artışı koşullarında yaşlandırmanın, yetersiz veya aşırı yaşlandırılmış numunelere kıyasla aşınma direncini artırdığını bulmuşlardır.



Şekil 5.8. Kuru kayma aşınma koşulları altında, 160 °C’de yaşılandırılmış kompozitlerin ağırlık kaybı değimi; (■) yetersiz yaşılandırılmış, (●) maksimum sertlik koşulunda yaşılandırılmış ve (+) aşırı yaşılandırılmış [171].

Al-Si alaşımları, matris malzemesi olarak kullanılan en yaygın malzeme grubundan biridir. Bir çok araştırmacı takviyesiz ve seramik partikül takviyeli Al-Si alaşımların metal-metal aşınma davranışını incelemiştir.

Pramila Bai ve arkadaşları [192], sertleştirilmiş çeliğe karşı (57 HRC) % 3.91-%20.88 aralığında Si bulunduran Al-Si alaşımlarının ağırlık kaybının % 17 Si içeriğine kadar değişmediğini ve aşınmada önemli bir direncin % 17 Si içeren Al-Si alaşımında elde edildiğini belirlemişlerdir. “Aşınma-% Si içeriği” grafiğinin geniş saçılma sahip olduğu gözlenmiştir. Antoniou ve Borland [193], 0.5-10 kgf aralığında yük altında oksidatif aşınma koşullarında Al-Si alaşımının aşınma hızının matrisin Si içeriğinin 8.6’dan 14.2’ye artmasıyla arttığını bulmuşlardır. Sarkar [194], ötektik üstü alaşımın (LM 29, % 22.1 Si) ötektik altı alaşımdan (LM 13, % 10.9 Si) daha fazla aşındığını bulmuştur. Takviyesiz Al-Si alaşımlarının aşınma davranışı üzerine, Sarkar’ın [194] çalışmasına benzer sonuçlar Pramila ve arkadaşları [195] tarafından gözlenmiştir. Pramila ve arkadaşları [195], düşük kayma hızlarında yapılan aşınma deneyleri sonrasında döküm yoluyla üretilen LM13 (% 11.7Si) alaşımın ağırlık kaybının, LM 29 (% 14.5Si) alaşımın ağırlık kaybından düşük olduğunu gözlemişler ve bunu birincil Si partiküllerinin kırılma eğiliminin yüksek olmasına dayandırmışlardır. Yüksek kayma hızlarında ise ters sonucun elde edilmesini, sürtünmeden kaynaklanan ısı artışından dolayı birincil Si partiküllerinin daha iyi termal kararlılık ve koruma sağlamasına bağlamışlardır. Al-Si alaşımlarında, basınçlı döküm ve/veya modifiye

edici elementlerin üretim sırasında kullanılması aşınma davranışı üzerinde olumlu etkiye sahiptir [195,196].

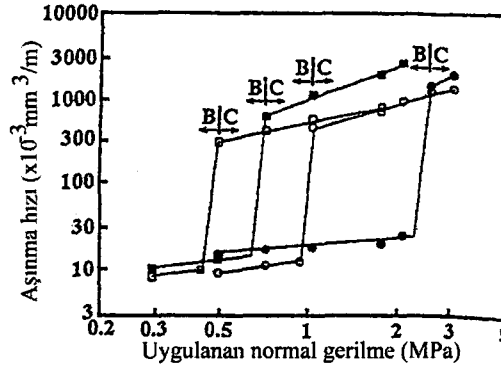
5.2.2. Dış Parametreler

5.2.2.1. Normal yük

Birçok çalışmada uygulanan normal yüklerle birlikte kayma aşınma hızının doğrusal olarak arttığı gözlenilmiştir [27,123,129,154,173,182,184,197,198]. Ancak bazı araştırmacılar [95,148,158], kompozit malzemelerin aşınma hızı üzerinde yükün etkisini 2 bölgeye ayırmışlardır. Aşınma hızının şiddetli olarak arttığı, aşınma mekanizmasının abrasif-oksidasyondan adhesif-tabakalı ayrılmaya değiştiği kritik bir geçiş yükü gözlenilmiştir. Cao ve arkadaşları [148], kritik yükün üstünde SiC ilavesi ile aşınma direncinin önemli oranda iyileştiğini, kritik yükün altında ise takviyesiz alaşım ve kompozit malzemenin hemen hemen aynı aşınma hızları sergilediklerini belirlemişlerdir. Kritik yük, matrise takviye ilavesi ile artmıştır; % 20 hacim oranında SiC_{kılcal kristal} ilavesi, kritik yükü % 60'dan daha fazla artırmıştır [148]. Venkataraman ve Sandararajan [95], Al'a düşük miktarda % 10 SiCp'ün ilavesinin, kuru kayma sırasında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişi önlediğini rapor etmişlerdir. Chen ve arkadaşları [158], hafif aşınma bölgesinde % 4 hacim oranında Ni kaplı C_f takviyeli A 356 kompozitin aşınma direncinin, takviyesiz alaşımdan daha yüksek olduğunu ve C_f ilavesinin hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş yükünü artırdığını ileri sürmüşlerdir. Cao ve arkadaşları [148], Kritik yükün kayma hızından etkilendiğini ortaya koymuşlar ve takviyesiz Al alaşımı için 1, 1.5 ve 2 m/s kayma hızlarında sırasıyla 110, 80 ve 50N yüklerde ve % 20 SiC_{kılcal kristal}/Al kompozit için 1.5 ve 2 m/s kayma hızlarında sırasıyla 110 ve 80 N yüklerde geçiş gözlemişlerdir. Görüldüğü gibi kayma hızının artması ile aşınma hızı düşmüştür.

Zhang ve arkadaşları [199,200], 15-150 N yük aralığında 0.98 m/s kayma hızında, orta karbonlu çeliğe karşı % 10 ve % 20 SiCp veya Al₂O_{3p} takviyeli 6061 Al matrisli kompozitin kuru kayma aşınmasını incelemişler ve uygulanan yüke ve kayma mesafesine bağlı olarak 2 farklı bölge ve 3 farklı aşınma mekanizması gözlemişlerdir. Düşük yüklerde, kayma mesafesinin artması ile sırasıyla abrasif ve oksidatif aşınma mekanizmasına sahip ve eğimleri birbirinden farklı başlangıç

aşınma periyodu ve kararlı durum aşınma periyodu gözlenmiştir. Uygulanan yüke bağlı olarak belirli kritik yükün üzerinde oksidatif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş gözlenmiştir (Şekil 5.9). Şiddetli aşınma bölgesinde, adhesif ile tabakalı aşınma mekanizması baskındır; kompozit yüzeyi beyaz, parlak ve düz iken karşı malzeme yüzeyinde yapışmış Al parçaları yer almıştır.

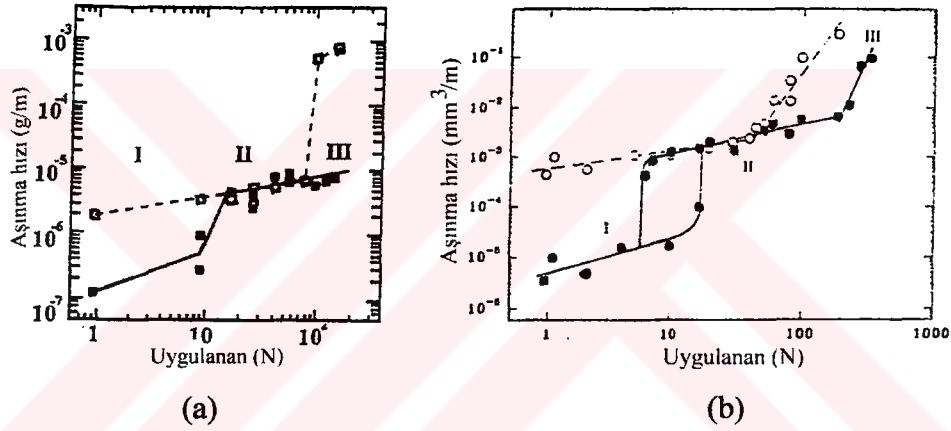


Şekil 5.9. SiC ve Al₂O₃ takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler için uygulanan yükün fonksiyonu olarak aşınma hızının değişimi. (□) % 10 (1.8 µm) SiC, (■) % 20 (1.8 µm) SiC, (○) % 10 (4.5 µm) Al₂O₃ ve (●) % 20 (8.8 µm) Al₂O₃. B ve C sembolleri sırasıyla oksitli aşınma ve şiddetli (adhesif) aşınma bölgelerini göstermektedir [199,200].

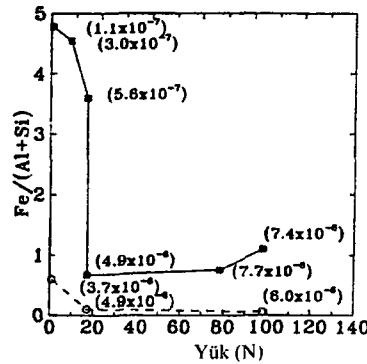
Zhang ve arkadaşları [199,200], partikül boyutu, hacim oranı ve partikül tipi gibi malzeme parametrelerinin kritik yükün üzerindeki etkisini araştırmışlar ve hacim oranı ve takviye boyutunun artması ile geçiş yükünün arttığını bulmuşlardır.

Takviyesiz, % 20 SiCp (9 ve 18 µm) ve % 20 Al₂O₃p (15 µm) takviyeli sırasıyla A 356 ve 6061 Al matrisli kompozitlerin aşınma hızına yükün (1-350N) etkisini inceleyen Alpas ve Zhang [124,149-151], daha önceki çalışmaların aksine [148,200], 3 bölgenin (Şekil 5.10) varlığını not etmişlerdir. Birinci yük aralığında (SiCp için 0.9-10N ve Al₂O₃p için 1-10 N) takviyesiz malzemeye kıyasla kompozitin aşınma direncinde 10 kat artış gözlenmiş ve bu durumu, SiC ve/veya Al₂O₃ takviyenin yük taşıma kapasitesinin sonucu olarak açıklamışlardır. Düşük aşınma hızı bölgesinde (1. Bölge), takviyesiz ve seramik partikül takviyeli alaşımın yüzeyinde Al ve Si gibi matris metalinden, Fe ve demir-oksit gibi karşı malzemedan açığa çıkan aşınma parçacıklarının karışımından oluşan transfer tabakası gözlenmiştir [124,149-152,201]. Şekil 5.11, aşınma yüzeyi üzerinde Fe içeriğinin (Fe'nin Al'ye ve Si'ye oranı şeklinde) değişimini göstermektedir. Kompozit yüzeyinde daha fazla demir oksit içeriğinin bulunması, yağlayıcı olarak davranmasından dolayı [124,186,202-204], aşınma hızının daha fazla düşmesine sebep olmuştur. SiC partikülleri karşı

malzemenin (AISI 52100 çeliği) yüzeyini işleyerek demirin açığa çıkmasını sağlamışlar ve son olarak serbest kalan demir parçacıkları arayüzeyde oksitlenerek kompozit yüzeyine taşınmıştır (Şekil 5.12). Alpas ve Zhang [150], kırmızı kahve rengine olan transfer tabakasının X ışınları analizi ile α Fe_2O_3 olduğunu belirlemişlerdir. Kuru kayma aşınmasında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişin engellenmesi veya daha yüksek yüklere taşınması, kararlı ve kompakt oksit tabakasının oluşumuna dayandırılmıştır [149-151,205]. Bai ve arkadaşlarına [205] göre bu tabaka FeO ve Fe_2O_3 bileşiği halindedir. Zamzam [177] ise kırmızı renkli oksit tabakasını α Fe_2O_3 ve siyah renkli olanı ise Fe_3O_4 olarak tanımlamışlardır. Plastik olarak deforme olmuş ve oksitlenmiş parçalar, sert ve koruyucu tabaka oluşumuna yol açarak aşınma hızını azaltmışlardır.

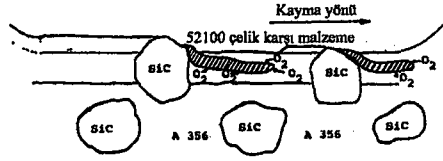


Şekil 5.10. (■) % 20 SiC/A 356 matrisli kompozit malzeme, (□) A 356 alaşım, (●) % 20 Al_2O_3 /6061 Al kompozit malzeme ve (○) 6061 Al alaşım için uygulanan yüke karşılık aşınma hızı [149-151].

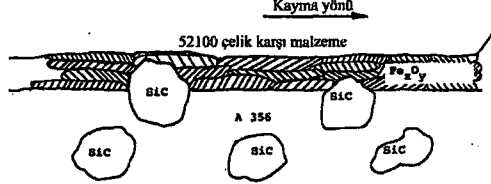


Şekil 5.11. Uygulanan yükün fonksiyonu olarak demir içeriğinin değişimi; (■) kompozit ve (□) takviyesiz matris malzemesi [150].

ADIM 1: KARŞI MALZEMEYİ SiC PARTİKÜLLERİNİN ÇİZMESİ



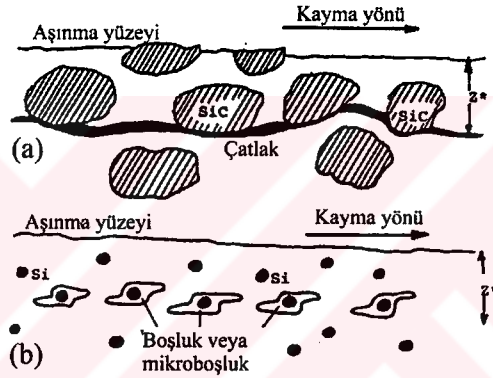
ADIM 2: DEMİR OKSİT TABAKASININ OLUŞUMU



Şekil 5.12. Düşük yüklerde partikül kompozitlerde aşınma mekanizmasının şematik tanımı [150].

Takviye partikülün kırılma mukavemetinden daha büyük yüklerde (SiC için 10-95N ve Al_2O_3 için 10-230 N), takviye partikülleri kırıldığı ve yük taşıma kapasitesini kaybettiği için kompozit, takviyesiz malzeme ile benzer aşınma hızları sergilemişlerdir. Bu bölgede (2. Bölge), aşınma parçacığının oluşum prosesi, kararlı çatlak büyümesi ve matrisin tabaka halinde ayrılması şeklinde olmakta ve kompozitin sertliğinden daha çok kırılma tokluğu aşınma hızını kontrol etmektedir. Aşınma yüzey altında, deforme olmuş bölgede oluşan aşırı plastik deformasyon, boşluk çekirdeklenmesi ve yüzey altı çatlak yayılımını güçlendirmiştir. Bu proseslerde Si ve SiC önemli rol oynamaktadır. (Şekil 5.13). Kompozitte ve takviyesiz A 356 alaşımında, yüzey altı çatlakları, sırasıyla SiC/matris arayüzeyindeki ayrılma ve Si partiküllerinin kırılması ile meydana geldiği tahmin edilmiştir [150]. Yüksek yüklerde hasar, mikroyapıda bulunan boşlukların yayılması ile gerçekleşmektedir [204]. 2. Bölgede, aşınma hızının takviye partiküllerin hacim oranı ve boyutundan bağımsız olduğu bulunmuştur [150]. Son olarak SiC için 98 N'un ve Al_2O_3 için 230 N'un üzerinde (3. Bölge) takviyesiz Al alaşımının aşınma hızı, kompozitin aşınma hızına kıyasla 2 kat büyüklüğünde artmıştır. Bu yük aralığında, kompozit için baskın aşınma mekanizması yüzey altı çatlamanın devam etmesi şeklinde iken takviyesiz malzeme için şiddetli aşınma, çeliğe Al yapışması ve kalın düzensiz plaka benzeri aşınma parçacıklarının oluşumu ile ilişkilidir. Sonuç olarak, yüksek yüklerde, seramik partikül takviyeli Al alaşım matrisli kompozit, yüksek termal kararlılığı ve yüksek sıcaklık mukavemetinden dolayı, aşınmaya karşı direnç sağladığı ileri sürülmüştür. Al matrise seramik partikül ilavesi şiddetli aşınmaya geçiş yükünü daha yüksek seviyelere artırmıştır [124,149-151,206].

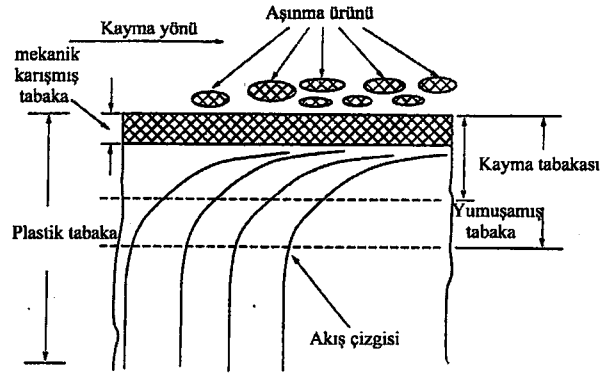
Alpas ve Zhang [124], takviye tipinin, boyutunun, takviye hacim oranının ve karşı malzeme cinsinin geçiş yükünü etkilediğini rapor etmişler. Düşük yüklerde kaba partiküllü kompozit, ince partiküllerle takviye edilmiş kompozitten daha iyi aşınma direncine sahip iken yüksek yüklerde takviye partikül boyutunun göze çarpan bir etkisi olmamıştır [124]. Artan takviye hacim oranı geçiş yükünü daha yüksek seviyelere taşımıştır [124,207]. AISI 52100 çeliğinden daha sert mullite ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) karşı aşınmada, 2. Bölge aralığı daralmış ve şiddetli aşınma bölgesine geçiş kolaylaşmıştır. Ayrıca, SiC takviyesine kıyasla Al_2O_3 partikül içeren kompozit malzemelerin 1. bölgeden 2. bölgeye geçiş yükünün daha yüksek olması, daha yüksek kırılma tokluğuna [208] ve takviye/matris arayüzey bağ mukavemetine dayandırılmıştır [150,124,200,206]



Şekil 5.13. (a) küresel Si ve (b) SiC partikülleri içeren mikro yapı için yüzey altı çatlak başlangıcı ve büyümesi mekanizmasının şematik gösterimi [150].

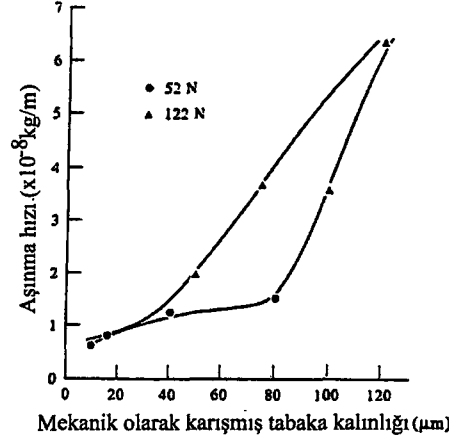
Birçok araştırmacı [204,206], Alpas ve Zhang [149-151]'in çalışmalarına yakın olarak, uygulanan yükün fonksiyonu olarak üç farklı bölge bulmuşlardır.

Venkataraman ve Sandararajan [185,207], uygulanan yüke bağlı olarak aşındırılmış Al matrisli kompozitlerin yüzey altını karakteriz etmişler ve (i) mekanik olarak karışmış tabaka, (ii) kayma bölgesi ve (iii) kütle deformasyon bölgesi olmak üzere 3 farklı bölgeden oluştuğunu belirlemişlerdir (Şekil 5.14).



Şekil 5.14. Aşınma yüzeyi altında çeşitli deformasyon bölgelerini gösteren şematik diyagram [185].

Mekanik olarak karışmış tabaka en üst tabakadır ve Al matrisli kompozitlerde karşı çelikten Fe, Fe-O, matris alaşımının (Al, Si v.b.) ve ufalanmış SiC ve/veya Al_2O_3 karışımından oluştuğu için bu adı almıştır [158,171,181,185,197,207,209-212]. Mekanik olarak karışmış tabakanın kalınlığı uygulanan yüke, kayma mesafesine ve takviye hacim oranına bağlı olmaktadır [181,185,207]. Yükün azalması ve takviye hacim oranının artması ile mekanik olarak karışmış tabakanın kalınlığı incelmıştır [185,207,2124]. Takviyesiz ve seramik partikül takviyeli Al alaşımlarında mekanik olarak karışmış tabakanın, yalnızca hafif aşınmanın meydana geldiği yük aralığında gözlemlendiği belirtilmiştir. Mekanik olarak karışmış tabakanın oluşum ve uzaklaşma hızı, Al matrisli kompozitlerin aşınma hızını kontrol etmektedir. Mekanik olarak karışmış tabakanın uzaklaşma hızı dolayısıyla kompozitin aşınma hızı, tabakanın kalınlığının artması ile artmıştır [181,185,207]. Tjong ve arkadaşları [181], takviyesiz Al-%12 Si alaşımında, % 2-6 hacim oranında SiC içeren kompozite kıyasla daha kalın mekanik olarak karışmış tabakanın oluştuğunu ve bu tabakanın ayrılması ile aşınmanın arttığını ileri sürmüşlerdir. Mekanik olarak karışmış tabakanın kalınlığı ve aşınma hızı arasındaki ilişki Şekil 5.15’de verilmiştir. Aşınma direnci mekanik olarak karışmış tabakanın ince ve kararlı olması ile ilişkilidir. Mekanik olarak karışmış tabakanın sertliği, kompozitin kütleli sertliğinden yüksek ve karşı çeliğin sertliğinden düşük iken takviye hacim oranının artması ile çeliğin sertliğine ulaştığı gözlemlenmiştir. Venkataraman ve Sandararajan [207], mekanik olarak karışmış tabakanın sertliğinin artması ve kalınlığının azalması ile hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş yükünün arttığını rapor etmişlerdir.



Şekil 5.15. Mekanik olarak karışmış tabaka kalınlığı ile aşınma hızı arasındaki ilişki [185].

Mekanik olarak karışmış tabakanın hemen altı, kayma bölgesidir ve kavisli akış çizgileri ile gösterilmiştir (Şekil 5.14). Kayma bölgesi, yumuşamış ve sertleşmiş tabaka olmak üzere iki alt tabakadan oluşmaktadır. Yumuşamış tabaka, mekanik olarak karışmış tabakanın hemen altında iken sertleşmiş tabaka da yumuşamış tabakanın altındadır. Birçok araştırmacıya [185,207,209] göre, yumuşamış tabakanın oluşum sebebi, kritik değerin üzerinde plastik deformasyonun meydana gelmesi ile partikül/matris arayüzeyinde boşlukların oluşumudur.

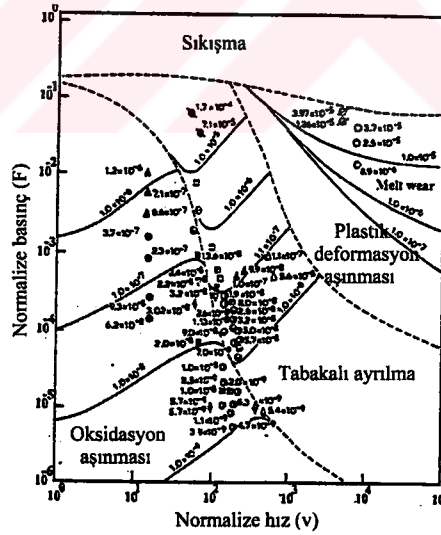
Straffelini ve arkadaşları [209], % 20 Al₂O₃ takviyeli 6061 Al matrisli kompozitlerin, ring üzeri blok tipi aşınma deney düzeneğinde 50-400N yük aralığında aşınma davranışına yükün ve matris sertliğinin etkisini incelemişlerdir. Alpas ve Zahang'ın [124,149-151] sınıflandırmasına paralel olarak, 50-200 N yük aralığında 2. Bölge ve 200 N'un üzerinde şiddetli aşınma bölgesi gözlemişlerdir. Aşınma için klasik Archard denkleminin aksine, aşınma direnci, malzemelerin sertliği artarken azalmıştır. Düşük sertlikli malzeme, demir oksit içeren yüzey altı transfer tabakasını bulundurmasından kaynaklanan yüzey altı sertleşme gösterirken, diğer malzemeler mekanik olarak karışmış tabakanın ayrılmasına sebep olan tabakalı ayrılma aşınmasına maruz kalmışlardır. Benzer sonuçlar, % 30-65 SiC ve Al₂O₃ takviyeli Al, Al-%20Si-%5Mg ve Al-%10 Mg alaşım matrisli kompozitlerin aşınmasında Straffelini [213] tarafından rapor edilmiştir. % 65 SiC/Al-%20 Si-%5 Mg kompozitin aşınma yüzeyinde oluşan mekanik olarak karışmış tabakanın plastik deformasyonla kırılması, kütleli sertliğin yüksek olmasına rağmen aşınma hızının artmasına sebep olmuştur.

Krishn Kanth ve arkadaşları [214] Al-%17Si alaşımını farklı yüklerde (1-30 MPa) ring üzeri blok tipi (blok malzemesi EN 24 çeliği) aşınma deneyinde incelemişler ve düşük yüklerde numune yüzeyinde demir-oksit bakımından zengin tabaka gözlenirken yüksek yüklerde Si kırılmasından dolayı aşınma hızında artış belirlemişlerdir. Sarkar [194] çeliğe karşı seramik partikül takviyesiz Al-Si alaşımlarının (% 10.9 ve % 22.1 Si) kuru kayma aşınmasında, uygulanan yükün fonksiyonu olarak, iki aşınma bölgesi gözlemiştir; birinci bölgede aşınma yükle orantılı olarak değişirken ikinci bölgede aşınma hızının yükle orantılı olmadığı plastik deformasyon bölgesi mevcuttur.

Torobian ve arkadaşları [215], Al-(%2-20) Si alaşımının disk üzeri pin aşınma konfigürasyonunda farklı yük ve kayma hızlarında karbon-krom çeliği (61-64 HRC) üzerinde aşınma davranışına uygulanan yükün ve kayma hızının etkisini incelemişlerdir. Belirli yükte, Al-Si alaşımın Si içeriğinin artması ile aşınma direncinin, kritik yük ve kritik kayma hızının arttığını bulmuşlardır. Uygulanan yüke bağlı olarak üç farklı aşınma mekanizması belirlemişlerdir; düşük yüklerde oksidatif aşınma, orta yüklerde hem oksidatif hem de metalik aşınma ve yüksek yüklerde metalik aşınma [215,216]. Muhammed Jasim ve Dwarakadasa [217], Al-(%0-22) Si alaşımının metal-metal aşınma davranışına yükün etkisini incelemişler ve kritik bir Si içeriği belirlemişlerdir. Düşük yüklerde(<63 kPa) alaşımın Si içeriğinin artması ile aşınma hızı yaklaşık sabit kalırken, yüksek yüklerde ve % 13'den fazla Si bulunduran alaşımlarda aşınma hızı Si içeriği ile artmıştır. Aşınmış yüzey incelemesi yüzeyde kırıkların ve ayrıkların olduğunu, aşınma yüzey altı incelesi ise Si partikül kırılmasının bulunduğunu ortaya çıkarmıştır. Muhammed Jasim ve Dwarakadasa [217]'nin çalışmasına benzer olarak, Clarke ve Sarkar [245] da yüke bağlı olarak kritik % 11 Si içeriği belirlemişlerdir. Semi Reddy ve arkadaşları [218], yükün fonksiyonu olarak % 7-23 aralığında Si içeren Al alaşımlarının adhesif aşınma davranışını üç bölgeye ayırmışlardır. Düşük yüklerde Fe bakımından zengin demir oksit tabakasının oluşumu ile karakterize edilen hafif aşınma bölgesi yer almaktadır. Yüksek yüklerde bu koruyucu tabakanın kalktığı şiddetli aşınma bölgesi bulunmakta ve daha yüksek yüklerde sıkışma aşınması (seizure) gerçekleşmektedir. Al matrisine % 17 Si ilavesi ile koruyucu oksit tabakasının oluşumundan dolayı aşınma hızı azalmış olup daha fazla Si ilavesi durumunda aşınma hızı artmıştır.

Aşınma haritalarının gelişimi, farklı yüklerde ve kayma hızında aşınma davranışını belirlemek ve incelemek için kullanışlıdır. Çeşitli çelikler için Lim ve Ashby [203] tarafından geliştirilen aşınma mekanizması haritaları, aşınma bilgilerini sınıflandırmada ve kuru kayma koşullarında farklı aşınma prosesleri arasındaki ilişkiyi göstermede yardım etmiştir. Lim ve Ashby'in [203] çalışmasının arkasından, Antoniou ve Subramanian [219], hem çelik karşı malzemenin hem de Al'un aşınma yüzey gözlemlerine dayanarak Al alaşımları için aşınma mekanizması haritasını geliştirmiştir. Burada aşınma deneyleri, disk üzeri pin aşınma deney düzeneği kullanılarak yapılmıştır. Al alaşımları için bir başka aşınma mekanizması haritası, Liu ve arkadaşları tarafından [220] önerilmiştir. Burada, baskın aşınma bölgeleri, Lim ve Ashby [203] tarafında çıkartılan aşınma mekanizması modelleri referans alınarak oluşturulmuştur. Dört baskın aşınma mekanizması rapor edilmiş ve Şekil 5.16'de gösterilmiştir.

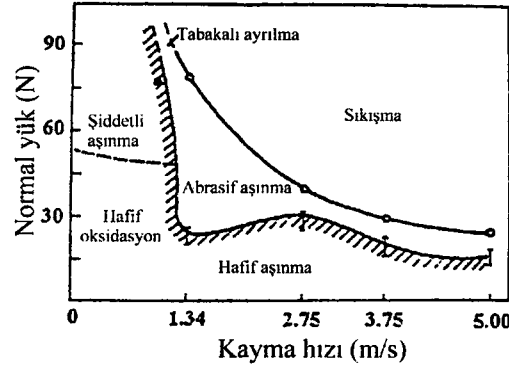
- Oksidasyon esaslı aşınma: Bu aşınma mekanizması, göreceli olarak düşük kayma hızlarında ve yüklerde rapor edilmiştir.
- Tabakalı ayrılma ve şiddetli plastik deformasyon aşınması.
- Ergiyik aşınma. Bu aşınma bölgesinin, yüksek yüklerde ve kayma hızlarında baskın olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.16. Al alaşımları için aşınma mekanizması haritaları [220].

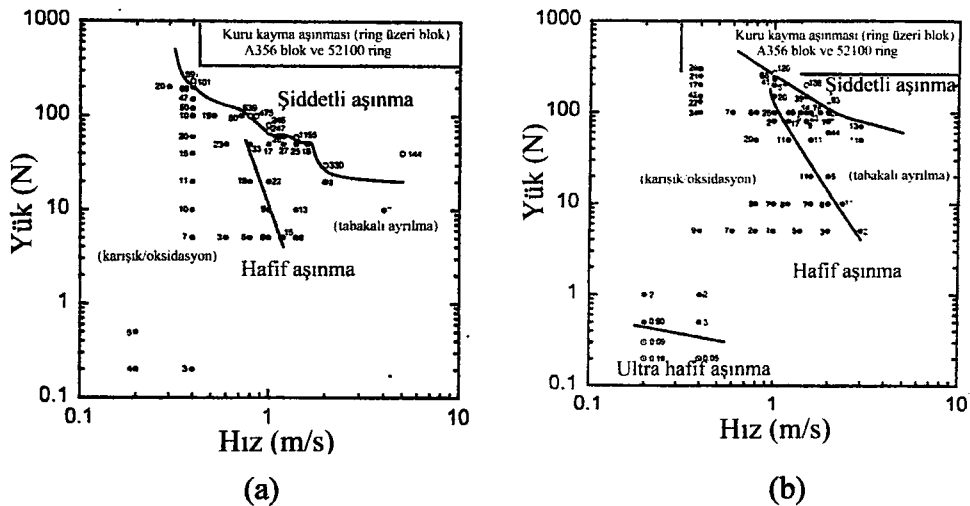
Kompozit malzemeler için aşınma mekanizması haritası, Wang ve arkadaşları [221] tarafından geliştirilmiştir. Bölgeler, normal yükün ve kayma hızının fonksiyonu olarak SiC kılcal kristal (%20 hacim oranında) ile takviye edilmiş 6061 Al alaşımının kuru kayma aşınması ile ilişkili dataları kullanarak belirlenmiştir (Şekil 5.17). Bu haritadan, kayma hızı ve/veya normal yükteki artmanın, aşınma davranışında hafif

aşınmadan şiddetli aşınmaya ve sonuç olarak sıkışma (seizure) aşınmasına bir geçişe sebep olduğu gözlenmektedir. Hafif aşınmada adhezyon yardımı ile oksitlenme baskın iken, şiddetli aşınmada abrazyon veya adhezyon sonucu tabakalı ayrılma mekanizması baskın hale geçmektedir.



Şekil 5.17. SiC_{kılcal} kristal ile takviye edilmiş Al 6061 alaşımı için kuru kayma aşınma mekanizması haritası [221].

Wilson ve Alpas [222], 0-40 N yük ve 0.2-5.0 m/s kayma hızı aralığında, AISI 52100 çeliğine karşı % 20 SiC takviyeli ve takviyesiz A356 alaşımının aşınma mekanizması haritasını oluşturmuşlardır (Şekil 5.18). Harita üzerinde, mekanik olarak karışmış tabaka/oksidasyon oluşum mekanizmasını gösteren hafif aşınma ve tabakalı ayrılma aşınma mekanizmasını içeren şiddetli aşınma bölgesi yer almaktadır. A356 alaşımına SiC takviyesinin ilavesi, hafif aşınma bölgesini daha yüksek yüklere ve kayma hızlarına taşımıştır.



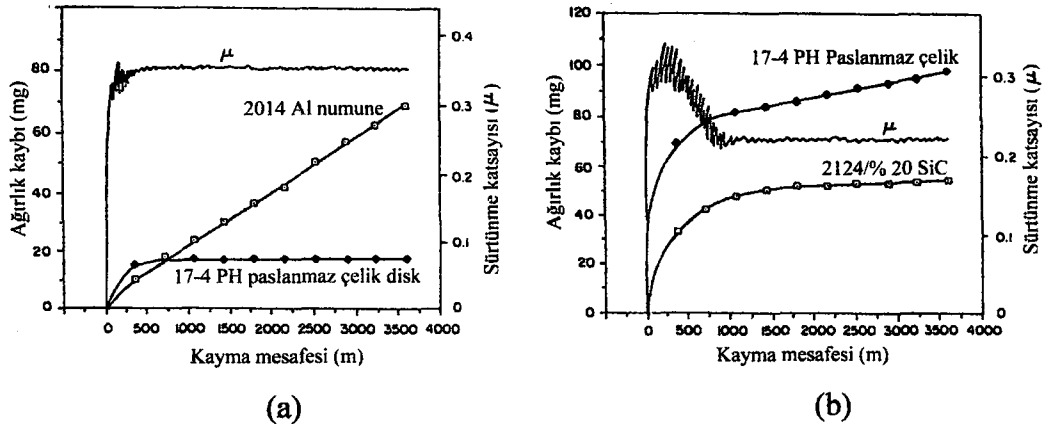
Şekil 5.18. AISI 52100 çeliğine karşı aşındırılan (a) takviyesiz (b) %20 SiC takviyeli A356 alaşımı için aşınma hızı haritası. Diyagram üzerinde gösterilen aşınma hızları, $10^4 \text{ mm}^3/\text{m}$ ile çarpılmıştır [222].

Sonuç olarak kompozit malzemeler, takviyesiz alaşımlardan daha yüksek yüklere dayanmaktadırlar.

5.2.2.2. Kayma Mesafesi

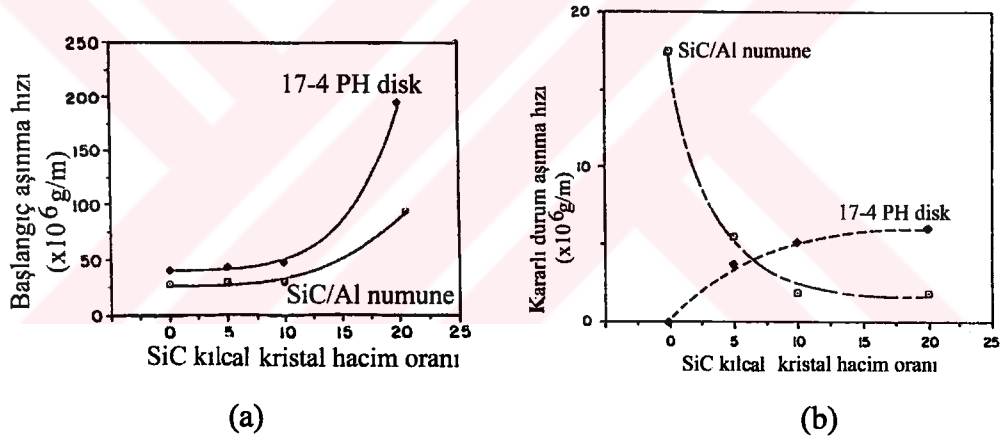
Takviyesiz ve seramik partikül takviyeli Al alaşımları için kayma mesafesinin fonksiyonu olarak ağırlık kaybı grafiği eğimleri farklı iki bölgeden oluşmakta olup şiddetli aşınmadan hafif aşınmaya geçiş gözlenmiştir. Bu bölgeler doğrusal olmayan başlangıç periyodu ve doğrusal kararlı durum aşınma periyodu olarak adlandırılmıştır [125,152,155,169,180,183,187,199,200,213,223].

Wang ve Rack [125], 17-4 PH paslanmaz çelik diske karşı, % 0-20 hacim oranında SiC_{kılcal} kristal takviyeli 2124 Al kompozitin aşınma hızına ve sürtünme katsayısına kayma mesafesinin ve takviye hacim oranının etkisini incelemişler ve Al matris içinde SiC kılcal kristal takviyesinin bulunması şiddetli aşınmadan (başlangıç aşınma periyodu) hafif aşınmaya (kararlı durum aşınma periyodu) geçişe (Şekil 5.19) sebep olduğunu bulmuşlardır. Başlangıç aşınma periyodunda 17-4 PH paslanmaz çelik diskin aşınma hızı, SiC takviyeli kompozitin aşınma hızından daha yüksektir (Şekil 5.20 a) ve SiC içeriğinin artması ile hem kompozit hem de çelik diskin başlangıç aşınma hızı artmıştır. Buna zıt olarak, Al₂O_{3f} takviyeli Al matris kompozitlerin metal-metal aşınmasını inceleyen Akbulut ve arkadaşları [223] ile Iwai ve arkadaşları [183] takviye hacim oranının artması ile başlangıç aşınma hızının düştüğünü rapor etmişlerdir.

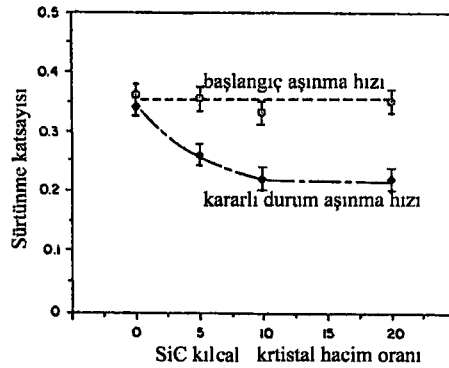


Şekil 5.19. Kayma mesafesinin fonksiyonu olarak 17-4PH paslanmaz çelik diske karşı (a) takviyesiz 2124 Al ve (b) % 20 SiC kılcal kristal takviyeli 2124 Al'nin kayma sürtünme katsayısı ve ağırlık kaybı değişimi [125].

Kararlı durum aşınma periyodunda ise SiC kıl kristal içeriğinin artması kompozitin aşınma hızını azaltırken (Şekil 5.20 b) 17-4PH paslanmaz çeliğin aşınma hızını artırmayı sürdürmüştür. Başlangıç aşınma periyodu süresince, sürtünme katsayısı değerinin maksimum ve SiC kılcal kristal takviye içeriğinden bağımsız olduğu gözlenirken kararlı durum sürtünme katsayısı değeri % 10 hacim oranına kadar azalmış ve sabit kalmıştır (Şekil 5.21). Wang ve Rack [125], SiC_{kılcal kristal} takviyeye bağlı olarak kayma mesafesi artarken aşınma mekanizmasının abrazyondan adhezyona geçtiğini ve başlangıç aşınma periyodu süresince hem kompozit hem de karşı malzeme için abrazyonun, kararlı durum aşınma periyodunda ise karşı malzeme ve kompozit için sırasıyla abrazyon ve adhezyonun baskın aşınma mekanizması olduğunu gözlemişlerdir. Wang ve Rack [151], farklı koşullar altında takviyesiz Al alaşımın (2124 Al veya 7091 Al) metal-metal aşınması için ağırlık kaybı ve kayma mesafesi arasında doğrusal ilişki gözlenmiştir.

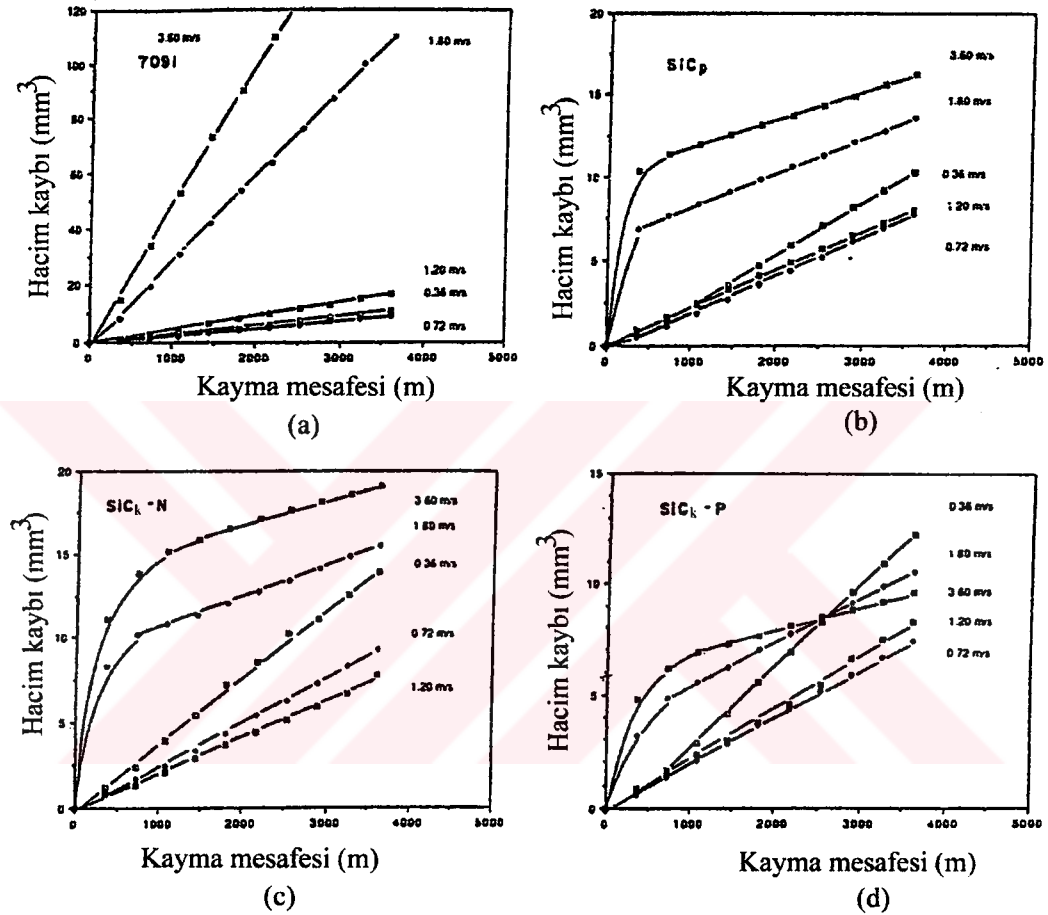


Şekil 5.20. SiC kılcal kristal hacim oranının fonksiyonu olarak (a) başlangıç ve (b) kararlı durum aşınma hızı [125].



Şekil 5.21. SiC_{kılcal kristal} takviye hacim oranına karşılık sürtünme katsayısı [125].

Wang ve Rack [152], takviyesiz ve % 20 SiC_p veya SiC_{kılcal} kristal (kayma yönüne dik, N, ve kayma yönüne paralel, P, yönlendirilmiş) takviyeli 7091 Al matrisli kompozitin aşınma hızına kayma mesafesi ve kayma hızının etkisini incelemişler ve artan kayma mesafesi ile başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı periyodunun 1.2 m/s kayma hızının üzerinde gözlemlendiğini (Şekil 5.22) belirlemişlerdir.



Şekil 5.22. Farklı kayma hızlarının kayma mesafesinin fonksiyonu olarak (a) takviyesiz 7091 Al alaşımının, (b) SiC patikül, (c) kayma yönüne dikey yönlendirilmiş SiC_{kılcal} kristal-N ve (d) kayma yönüne paralel yönlendirilmiş SiC_{kılcal} kristal-P takviyeli kompozit malzemenin hacim kaybı [152].

Zhang ve arkadaşları [200], düşük yüklerde kayma mesafesinin artması ile abrasif aşınmanın etkin olduğu başlangıç aşınma periyodundan oksidatif aşınma mekanizmasının baskın olduğu lineer kararlı durum aşınma mekanizmasına geçiş gözlemişlerdir. Başlangıç periyodu süresince, parlatılmış kompozit yüzeyinden çıkıntı yapan takviye partikülleri, sürekli talaş şeklinde çelik yüzeyinden malzeme uzaklaşmasına sebep olmuştur [166,200]. Sürtünen yüzeyler arasında oksitlenen demir ve Al parçacıklarının kompozit yüzeyine yapışması ile aşınma hızı azalmış ve kararlı durum aşınma bölgesine geçilmiştir. Sürtünme katsayısı, başlangıç periyodu

süresince yüksek iken kararlı durum aşınma periyodu süresince azalmış ve kararlı hal almıştır [125,200]. Zhang ve arkadaşları [200], yüksek yüklerde kayma mesafesine bağlı olarak aşınma mekanizmasının değişmediğini yayınlamışlardır.

Alpas ve Embury [224], kararlı durum için sürtünme katsayısının, başlangıç periyodu sürtünme katsayısından daha yüksek olduğunu ileri sürmüşler ve bunu, aşınmayı üç elemanlı aşınmaya dönüştüren serbest aşınma parçacıklarının oluşumuna dayandırmışlardır. Alpas ve Embury [224], SiC partikül ve Al matris arayüzeyinde yüzey altı çatlakların çekirdeklediği ve aşınma parçacığının boyutunun takviye SiC partikül boyutuna bağlı olarak değiştiği sonucuna varmışlardır.

Rohatgi ve arkadaşları [155], basınçlı infiltrasyonla üretilmiş % 50 pul şekilli grafit takviyeli ve takviyesiz 2014 Al alaşımın aşınma davranışına kayma mesafesinin etkisini incelemişler ve başlangıç aşınma periyodundan kararlı durum aşınma periyoduna geçişte, şimdiye kadar yayınlanmış çalışmaların aksine kompozit yüzeyinde oluşan demirce zengin oksit tabakası yerine karbon, karbon-oksit ve çok ince Al içeren yağlayıcı filminin sorumlu olduğunu ortaya koymuşlardır.

Önceki gözlemlere [152,169,200,224] zıt olarak, Pan ve arkadaşları [172], yalnız yüksek yükler için başlangıç periyodunun varlığını teşhis etmişlerdir. Pan ve arkadaşları [172] 52 N yük kullanırken, diğer çalışmalarda 14.2 N [125,152,169] ve 9.35 N [224] yük uygulanmıştır.

5.2.2.3. Kayma Hızı

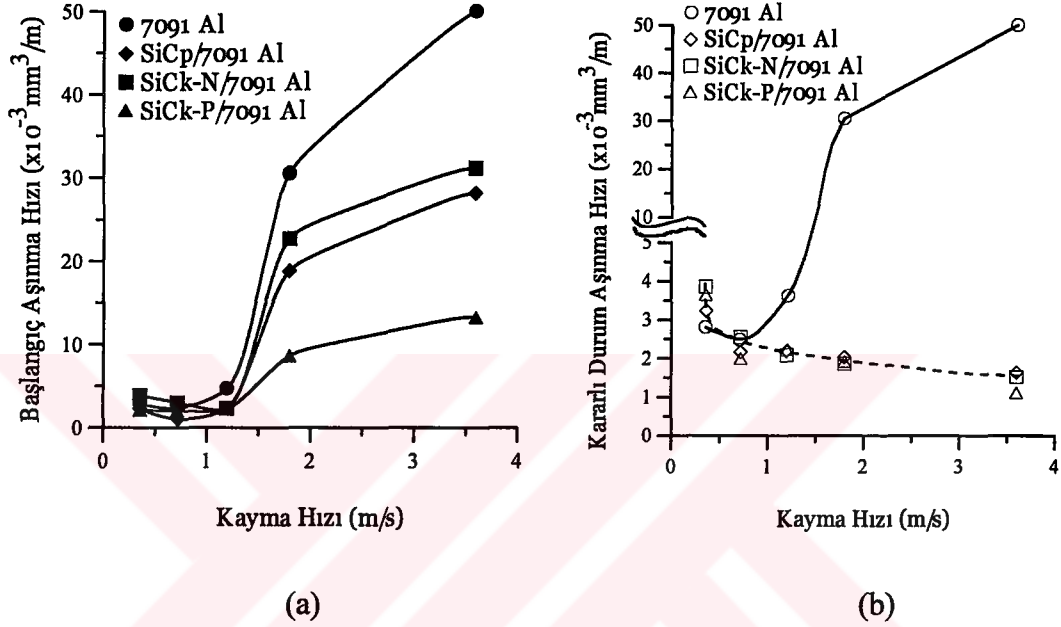
Sato ve Mehrabian [170], takviyesiz ve % 10 SiC kılcal kristal, % 15 SiCp, % 30 SiO₂ cam ve % 20 SiO₂ ile takviye edilmiş Al alaşımın aşınma hızının kayma hızı ile arttığını ve % 15 Al₂O₃, % 15 TiC ve % 10 Si₃N₄ takviyeli kompozitler için aşınma hızının kayma hızı ile değişmediğini gözlemişlerdir.

Cao ve arkadaşları [148] uygulanan sabit yük altında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişin meydana geldiği kritik kayma hızının varlığını gözlemişlerdir. Kritik hızın üzerinde seramik takviye ilaveli matris, takviyesiz alaşımdan daha yüksek aşınma direnci sergilerken kritik hızın altında takviyesiz ve takviyeli matris benzer aşınma hızları göstermişlerdir. Belirli yük altında SiC kılcal kristal takviyesinin ilavesi ile matris alaşımı daha yüksek kayma hızlarına dayanabilmiştir.

Wang ve Rack [152], belirli bir geçiş hızında aşınma mekanizmasının değiştiiğini gözlemişlerdir. Şekil 5.23’de SiC partikül veya kılcal kristal takviyeli kompozitin başlangıç ve kararlı durum aşınma hızının kayma hızı ile değişimi verilmiştir. Şekil 5.23’den görüldüğü gibi, takviyesiz alaşım için başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı periyodunda SiC takviyeli kompozit için başlangıç aşınma periyodunda 1.2 m/s kayma hızında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş gözlenmiştir. Wang ve Rack [152], temel aşınma mekanizmasının yüzey yorulması ile ilişkili yüzey kırılmasının olduğu 0.6-1.2 m/s kayma hızı arasında, SiC ilavesinin kompozitin başlangıç aşınma direncini iyileştirmediiğini ve 1.2-3.6 m/s kayma hızları arasında aşınma mekanizmasının adhezyon ve abrazyon olduğunu ve bu hız aralığında SiC takviyesi ile, takviyesiz alaşıma kıyasla aşınma direncinde iyileşmenin önemli bir şekilde yüksek olduğunu rapor etmişlerdir. Bununla birlikte SiC takviyeli kompozit için artan kayma hızı, kararlı durum aşınma hızının azalmasına yol açmıştır. Wang ve Rack’ın [152] sonucuna uyumlu olarak, Sharma ve arkadaşları [184], 29.4 N yükte 1.25-1.87 m/s kayma hızı aralığında, % 0-5 hacim oranında SiCp takviye edilmiş ZA-27 kompozitlerin aşınma hızının, kayma hızının artması ile azaldığını bulmuşlardır. Ravikiran ve Surappa [225]’da kayma hızının artması ile kararlı durum aşınma hızının azaldığını belirlemişlerdir. Yüksek kayma hızlarında, kompozitin yüzeyi demir oksit transfer tabakası ile kaplanmış ve bu tabaka tarafından aşınmaya karşı koruma sağlanmışır. Ravikiran ve Surappa [225], X-ışını diffraksiyon analizi ile demir oksidin, Fe₂O₃ (düşük sıcaklık oksidi) ve Fe₃O₄ (yüksek sıcaklık oksidi) formunda olduğunu belirlemişlerdir. Düşük kayma hızlarında (0.5 m/s) kompozit yüzeyi, SiC partikülün kırılması ve çıkmasından dolayı şiddetli hasara uğramış ve yüksek aşınma hızı sergilemiştir. Wang ve Rack [152], düşük kayma hızlarında kararlı durum aşınma hızının yüksek olmasını, yüksek sürtünme katsayısına ve üç elemanlı abrasif aşınmanın meydana gelmesine bağlamışlardır.

Wang ve Rack [152] ile uyumlu olarak, Lee ve arkadaşları [153] ve Lim ve arkadaşları [226], Park [160] kritik geçiş hızı gözlemişlerdir. Lee ve arkadaşları [153], 0.37 m/s kayma hızında şiddetli aşınmadan hafif aşınmaya ve 1.98 m/s kayma hızının üzerinde ise bölgesel ergimelerden dolayı şiddetli aşınmaya geçiş gözlemişlerdir. Kayma hızının 0.08-1.98 m/s aralığında değişimi ile aşınmada geçişin gözlemlendiğine bir başka delil Park [160] tarafından sunulmuştur. Bu çalışma, SiC_{kılcal kristal} ve SiCf ile takviye edilmiş 6061 Al alaşımın kayma aşınmasını

kapsamaktadır. Düşük kayma hızlarında (0.008 m/s), yüksek sürtünme kuvvetlerinden dolayı matris ve takviyenin kırılması sonucu malzemenin uzaklaşması ile aşınma prosesi gelişmiştir. Ara kayma hızında (0.94m/s), aşınma hızı azalmıştır. Baskın aşınma prosesi, mikro yiv oluşumudur. Yüksek kayma hızında (1.98m/s), Park [160], aşınma hızının arttığını ve eriğik aşınma mekanizmasının baskın olduğunu belirtmiştir.



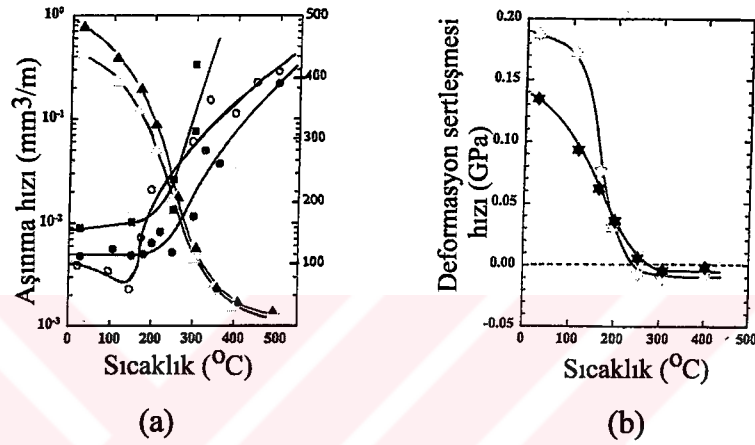
Şekil 5.23. (●,○) takviyesiz 7091 alaşımı ve (◆,◇) SiCp, (■,□) kayma yönüne dikey (N) yönlendirilmiş SiC_{kılcal} kristal, (▲,△) kayma yönüne paralel (P) yönlendirilmiş SiC_{kılcal} kristal takviyeli 7091 Al kompozit için kayma hızına karşılık (a) başlangıç ve (b) kararlı durum aşınma hızı [152].

Önceki çalışmaların aksine, Kwok ve Lim [227,228] kayma hızının değişimi ile 3 bölge gözlemişlerdir. Bölge 1’de düşük aşınma hızları gözlenirken Bölge 2’de belirli kritik aşınma hızı aşıldığı zaman şiddetli aşınma meydana gelmiştir. Bölge 3’de kompozitin aşırı ergidiği görülmüştür. Kayma hızının artması ile aşınma mekanizması abrazyondan adhezyona ve ergimeye dönüşmüştür.

5.2.2.4. Sıcaklık

Metal matris kompozitlerin mekanik ve fiziksel özelliklerinin iyi anlaşılması, özel termomekanik performans gerektiren uygulamalar için bu malzemelerin dizayn parametrelerinin oluşturulmasını mümkün kılar [2]. Bilindiği gibi bu uygulamalar, yüksek spesifik mukavemet ve modülün önemli olduğu otomotiv motor blokları, piston, silindir, şaft ve fren diski gibi yüksek hızla dönen ve ileri-geri sürtünen

parçaları içermektedir. Çalışma anında bu parçalar, sık sık matris ergime sıcaklığının 0.4 ile 0.8'i arasında bir sıcaklığa (≈ 200 °C) maruz kalmaktadırlar. Bu, göz önüne alındığında, metal matrisli kompozit malzemelerin yüksek sıcaklık sürtünme ve aşınma davranışı önem kazanmaktadır [229-235]. Metal matris kompozitlerin yüksek sıcaklık kayma aşınma davranışını inceleyen çalışmalar, sabit yük altında belirli kritik sıcaklık [229-235] veya sabit sıcaklıkta belirli kritik yükte [229,232,233] hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş rapor etmişlerdir.



Şekil 5.24. (a) Sıcaklık ile 6061 Al (Δ) ve 6061 Al-% 20 Al_2O_3 ($\blacktriangle$) kompozitin akma mukavemetinin ($\epsilon=0.2$), ve 10 N yük altında aşındırılan 6061 Al-% 20 Al_2O_3 ($\bullet$) ve 6061 Al ($\circ$) ile 50 N yük altında aşındırılan 6061 Al-% 20 Al_2O_3 kompozitin ($\blacksquare$) aşınma hızlarının değişimi. (b) 6061 Al-%20 Al_2O_3 ($\star$) ve 6061 Al ($\star$) alaşımın sıcaklığa karşı deformasyon sertleşmesi hızı [229,232].

Sing ve Alpas [229,232], farklı sıcaklıklarda (25-500 °C) 10 N ve 50 N yük altında aşındırılan takviyesiz ve % 20 Al_2O_3 takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozitin aşınma hızı ve basma akma mukavemetlerinin sıcaklıkla değişimini Şekil 5.24'de çizmişlerdir. Singh ve Alpas [229,232], % 20 Al_2O_3 takviyeli 6061 Al matrisli kompozitin aşınma hızının 230 °C'ye kadar sabit kaldığını bu sıcaklığın üzerinde aniden artarak hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişin meydana geldiğini not etmişlerdir (Şekil 5.24). Bu davranış, kritik sıcaklığa kadar metal matrisli kompozitlerin mukavemetlerini koruyabilmelerine ve bu sıcaklığın üzerinde akma mukavemetlerinin hızlıca düşmesine dayandırılmıştır [229,230,232,234]. Singh ve Alpas [229,232], düşük sıcaklıklarda kompozitin mukavemeti ve deformasyon sertleşmesi deformasyon sertleşmesi hızının takviyesiz malzemeden yüksek olduğunu ve artan sıcaklıkla bu farkın azaldığını bulmuşlardır [139]. Martin ve arkadaşları [234], kompozitlerin spesifik aşınma hızı (hacim kaybının normal yük ve

kayma mesafesine oranı) ile akma mukavemeti arasında, Singh ve Alpas [229,232]'ın çalışması ile uyumlu olarak doğrusal ilişki kurmuşlardır.

Martinez ve arkadaşları [230], %12-20 Si içeren takviyesiz Al alaşımı ile ve % 20 SiC takviyeli Al-%7 Si kompozitin yüksek sıcaklık aşınma davranışına Si içeriğinin ve Si partikül boyutunun etkisini incelemiştir. Oda sıcaklığında, büyük partikül içeren % 20 SiC/Al-%7Si kompozit ile Al-%20 Si alaşımın aşınma direnci Al-%12 Si alaşımından daha yüksek olduğu ve kompozitin oda sıcaklığı özelliklerinin hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişin gözlemlendiği kritik sıcaklığa kadar korunduğu ve bu sıcaklığın üzerinde hem sürtünme katsayısının hem de aşınma direncinin hızlıca düştüğü gözlenmiştir [230]. Büyük partikül içeren Al-%20 Si alaşımı ile Al-7Si/SiC kompozit kendi aralarında karşılaştırıldığında Al-%20Si numunesinde Si kırılmasının meydana gelmesi aşınma direncini ve geçiş sıcaklığını 150 °C'den 110 °C'ye düşürmüştür [230]. Si partiküllerin düşük kırılma gerilmesi, yük taşıyan bileşen olarak Si partiküllerinin verimliliğinin kaybına ve Al matrisin aşırı aşınmasına yol açmaktadır.

Rodriguez ve arkadaşları [236], 20-200 °C aralığında 25 N yük altında 0.1 m/s kayma hızında DIN 5401 çeliğine karşı ileri-geri aşınma test düzeneğinde % 15 Al₂O₃ ile takviye edilmiş 2014 Al kompozitlerin yüksek sıcaklık aşınma davranışını incelemişler ve 170 °C'nin üzerinde hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş gözlemişlerdir.

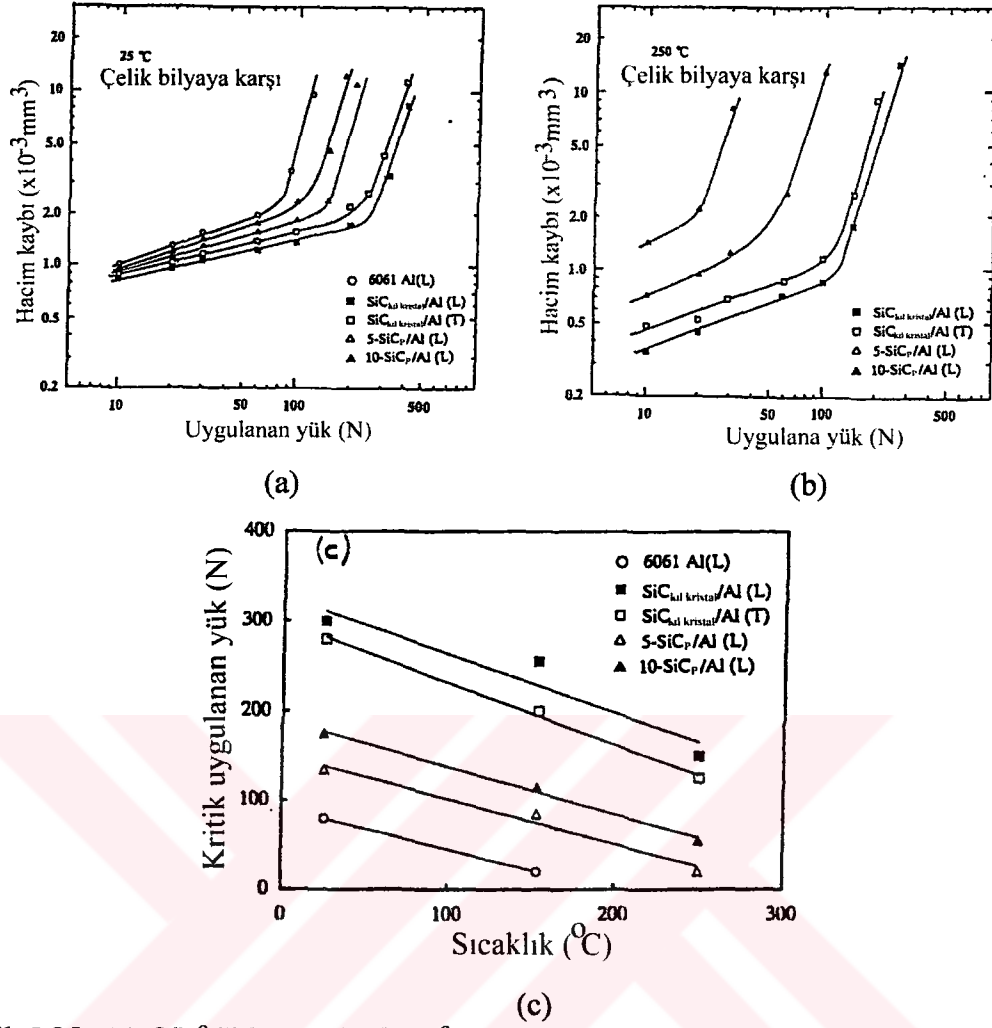
Wilson ve Alpas [231], kompozit numunelerin kütsel oda sıcaklığı mukavemetlerinin aksine sert partikül içeren kompozitin daha yüksek geçiş sıcaklığı gösterdiğini ileri sürmüşlerdir. SiC'ün, Al₂O₃'ten daha yüksek sertliğe ve küçük partikül boyutundan dolayı kırılmaya karşı direncinin yüksek olması SiC ile takviye edilmiş A 356 alaşımın yüksek sıcaklık aşınma direncini artırmıştır. Aşınma sırasında plastik deformasyon sonucu yüzeyde ufalanmış SiC partikül tabakasının Al₂O₃ tabakasından daha fazla yüzey altı sertliğini artırması ve SiC takviye edilmiş kompozitin yüzeyine çelik transferinin olması geçiş sıcaklığını artıran etkenler olmuştur [231].

Muratoğlu ve Aksoy [235], % 25 hacim oranında SiC partikül takviyeli ve takviyesiz 2124 Al alaşımının yaşlandırılmış ve yaşlandırılmamış koşullarda yüksek sıcaklık

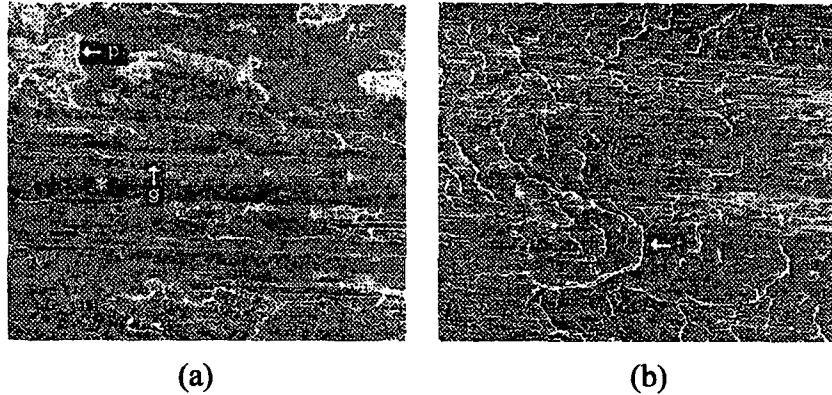
aşınma davranışını incelemişlerdir. 100 °C'den düşük sıcak aşınma deneylerinde yaşlandırılmamış numuneler, yaşlandırılmış numunelerden daha düşük ağırlık kayıpları sergilediği ve 150 °C'nin üzerinde zıt davranış bulunmuştur. 100 °C'nin altında yaşlandırılmış numunelerin aşınma direncinin düşük olması, matris sertliğinin artması ile tokluktaki düşüşe dayandırılmıştır [235]. Matris sünek ise çatlak yayılımı engellenecek [237], matris gevrek ise çatlak ucunda gerilme yoğunlaşmasından dolayı çatlak yayılımı daha hızlı olacaktır. Ayrıca kırılmış partiküllerin yük taşımadaki katkısı ve partikül/matris arayüzey bağ mukavemeti azalmasının sonucu olarak kompozit malzemenin aşınma davranışı etkilenecektir [238]. Muratoğlu ve Aksoy [235], 150 °C'nin üzerinde yapılan aşınma deneylerinde yaşlandırılmış numunelerin, yaşlandırılmamış numunelerden daha yüksek aşınma drenci göstermesini, 150 °C'deki sıcaklığının etkisi ile yaşlandırılmış numunelerin aşırı yaşlanması sonucu tokluğun artmasına dayandırılmıştır. Martinez ve arkadaşları [230], oda sıcaklığı sertliğine kıyasla yüksek sıcaklık süresince kompozit matrisin aşırı yaşlanmasından dolayı 200 °C'de aşındırma sonrası sertliğin düştüğünü rapor etmişlerdir. SiC'ün varlığı yaşlanma knetiğini hızlandırmıştır [109].

Yu ve arkadaşlarını [233], farklı yüklerde gerçekleştirdikleri yüksek sıcaklık aşınma deneylerinde belirli kritik yükün üzerinde aşınmanın hızlı olarak arttığını (Şekil 5.25) bulmuşlardır [229,232].

Yüksek sıcaklıklarda gözlenen aşınma mekanizmaları geçiş sıcaklığının altında ve üstünde farklılık göstermiştir. Çoğu araştırmacı [229,231,232,235], oda sıcaklığında kompozit malzemelerin yüzeyinde Al ve Fe karışımından oluşan bir transfer tabakası bulmuşlardır. Aşınma sonucu oluşan transfer tabakası, numune ve karşı malzemeden ayrılmış mikron altı partiküllerin mekanik karışımıdır. Düşük sıcaklıklarda karşı malzemeden transfer eden demir oksit tabakasının yağlayıcı olarak davranmasından dolayı kompozitlerin aşınma hızında düşüş sağlanmıştır [,229,231,232,235,239]. Martinez ve arkadaşları [230] ile uyumlu olarak Muratoğlu ve Aksoy [235], derin yiv oluşumu şeklinde abrasif aşınma mekanizmasına ilave olarak yüzeye batmış kırıkların olduğunu gözlemişlerdir (Şekil 5.26).



Şekil 5.25. (a) 25 °C’de ve (b) 250 °C’de uygulanan yüke karşı aşınma hacminin değişimi ve (c) Sıcaklık ile kritik uygulanan yük arasındaki ilişki [233].

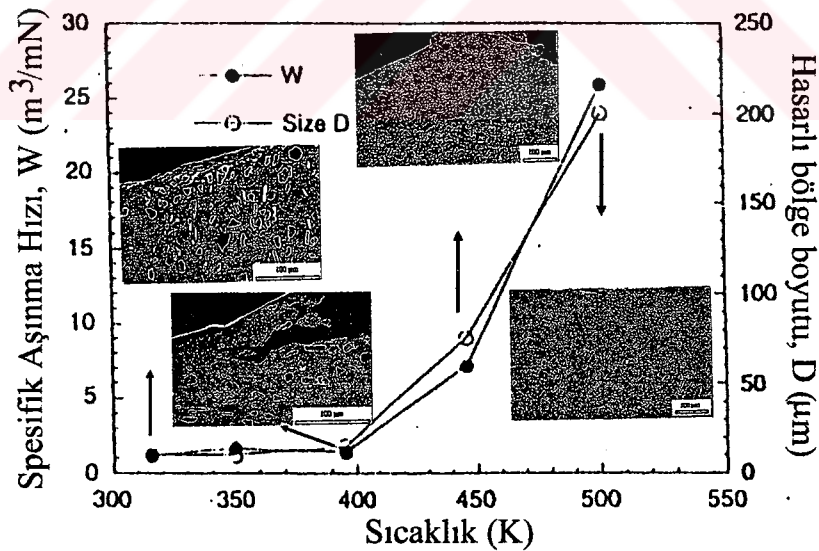


Şekil 5.26. (a) 50 °C ve (b) 200 °C için kayma aşınması altında kompozitlerin aşınma yüzeylerinin SEM mikroyapıları. Fotoğraf üzerindeki işaretlemler; g yiv, p yüzeye batmış kırıklar, * EDS analizi sonucu belirlenen Fe, O, Cu, Al ve Si elementlerinin bulunduğu bölge ve t yırtılmadır [235].

Geçiş sıcaklığının üstünde, takviyesiz Al alaşımının aşınma yüzey görünümü, pürüzlü ve şiddetli plastik deformasyon izleri ile birlikte aşınma yüzeyinde demir transfer tabakası oluşmazken karşı malzemeye Al transferi meydana gelmiştir

[229,230,232]. Muratoğlu ve Aksoy [235], geçiş sıcaklığının üstünde (200 °C) aşındırılmış numunede yivlerin genişliğinin ve derinliğinin arttığını ve geniş dalgayla benzer yırtılmanın ilerlediğini gözlemişlerdir (Şekil 5.26).

Singh ve Alpas [229,232], takviyesiz 6061 Al alaşımının yüksek sıcaklıklardaki aşınma yüzey altı görünümünün, yeniden kristalleşmiş ve aşırı plastik deformasyona uğramış bölgenin birlikte oluştuğunu ortaya koymuşlardır. Yüksek sıcaklıklardaki şiddetli aşınma dinamik yeniden kristalleşmenin beraberinde meydana gelmektedir. Ayrıca % 20 Al₂O₃ takviyeli kompozitin aşınma yüzey altı incelemesinde, demir içermeyen ufalanmış Al₂O₃ partikülü bulunan bir tabaka gözlemişlerdir. Sing ve Alpas'ın [229,232] aşınma yüzey altı bulgularına uyumlu olarak Martin ve arkadaşları [234] ve Muratoğlu ve Aksoy [235] da aşınma yüzey altında aşırı plastik deformasyonla hasara uğramış tabaka kalınlığının sıcaklıkla arttığını, ufalanmış partikül yığını, mikro kırık ve boşlukların bulunduğunu gözlemlemişlerdir (Şekil 5.27). Martinez ve arkadaşları [230], aşındırılan numunede aşırı plastik deformasyon sonucu kırık partikül yığını tabakasının oluşumuna ilave olarak temas yüzeyi altında oluşan deformasyon farklılıkları yüzey altı çatlak ilerlemesi ve tabaka ayrılmasını kolaylaştırması ile aşınmanın arttığını belirtmişlerdir.



Şekil 5.27. Yüksek sıcaklık aşınması sırasında hasara uğramış zonun boyutu ve spesifik aşınma hızının değişimi [234].

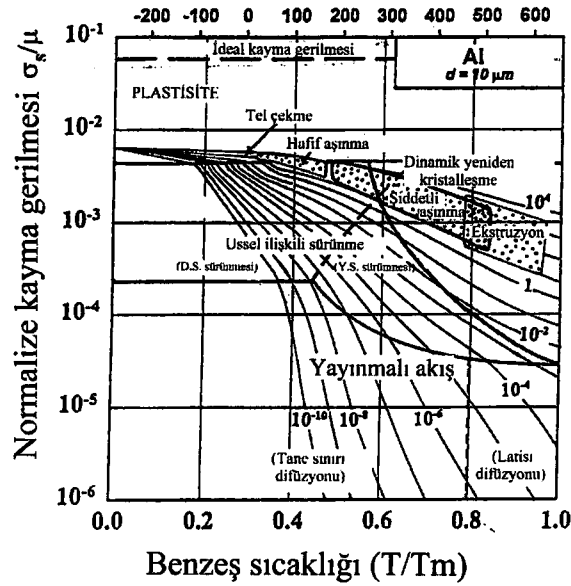
Muratoğlu ve Aksoy [235], aşınma sonucu yüzey altında oluşan plastik deformasyon bölgesinin derinliğini, akış çizgilerinden yararlanarak hesaplamışlar ve derinlik ne kadar yüksekse aşınmaya karşı direncin o kadar yüksek olduğunu bulmuşlardır.

Aşınma sırasında sürtünme ile meydana gelen enerjinin çoğu plastik deformasyon için kullanılmış ve böylece aşınma için kullanılan enerji azalmıştır. Yüksek sıcaklıklarda büyük plastik deformasyon, yüzey altında çatlak oluşturmuş ve aşınma dencini düşürmüştür.

Aşınan yüzeyin altından yapılan sertlik ölçümleri, kompozit malzemelerde plastik deformasyon sonucu oluşan ufalanmış partikül yığını tabakasının yüzeye yakın matris sertliğini malzemenin iç kısımlarına kıyasla daha da artırdığını ortaya çıkarmıştır [229,230,232]. Kompozit malzemelerin kütsel malzemelere kıyasla daha yüksek yüzey altı sertliğine sahip olması yüksek sıcaklık aşınma davranışını iyileştirmiştir.

Singh ve Alpas [229,232], aşınma, sıcaklık, deformasyon hızı ve gerilme arasındaki ilişkiyi deformasyon mekanizması haritaları üzerinde tanımlamışlardır (Şekil 5.28). Haritada gerilme, deformasyon, deformasyon hızı ve sıcaklık verileri kullanılarak şiddetli ve hafif aşınma bölgelerini gösteren noktalı bölge çizilmiştir.

Şekil 5.28, şiddetli aşınma ile hafif aşınmanın meydana geldiği bölge aralığının yüksek sıcaklıklardaki ekstrüzyon ile şekillendirilme ile sınırlandırılmış bölgeden düşük sıcaklıklardaki tel çekme ile sınırlandırılmış bölgeye doğru uzadığını göstermektedir. Deformasyon haritasına göre, hafif aşınma, dislokasyon kayması ile plastik deformasyon mekanizmasını içermektedir. Bu tip aşınmada, ikinci faz partikülleri çevresinde boşluk çekirdeklenmesi ve yüzey altı çatlak büyümesi, ayrılma ile malzeme kaybına sebep olmaktadır [218,240]. Şekil 5.28, $0.50T_m < T \leq 0.65T_m$ aralığında dislokasyon tırmanması ve kayması ile $0.60T_m < T \leq 0.85T_m$ aralığında dinamik yeniden kristalleşme şeklinde malzemenin sürtünme hasarının birlikte gelişimi ile şiddetli aşınmanın meydana geldiğini göstermektedir.

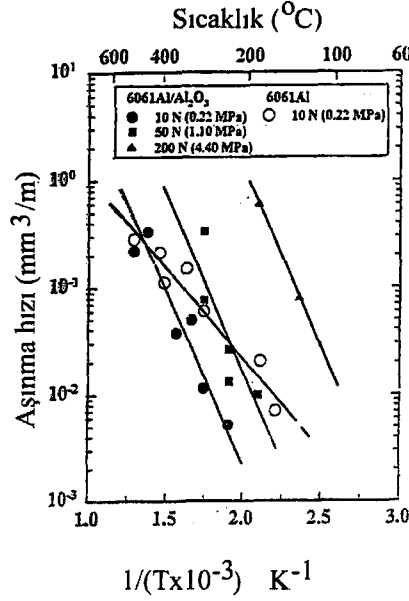


Şekil 5.28. Alüminyum için deformasyon mekanizması haritası [229,232]. Hafif ve şiddetli aşınma bölgesi, metal şekillendirme prosesleri (tel çekme ve ekstrüzyon) ile karşılaştırılmış ve noktalı bölge ile gösterilmiştir.

Deformasyon mekanizması haritası yaklaşımı, şiddetli ve hafif aşınmanın meydana geldiği koşullar altında gerilme, sıcaklık, deformasyon ve deformasyon hızı parametrelerini gösterdiği için kullanışlı iken bu parametrelerin aşınma hızını nasıl etkilediğini belirleyememektedir. Bu amaçla Singh ve Alpas [232], şiddetli aşınma bölgesinde, sabit deney yükünde sıcaklıkla exponansiyel olarak artan aşınma hızını Arrhenius tipi kanuna uydurarak $1/T$ ile $\ln W^0$ (aşınma hızı) değişimini çizmişlerdir (Şekil 5.29).

$$W^0 = A \cdot \exp\left(-\frac{Q_w}{R \cdot T}\right) \quad (5.1)$$

Denklem 5.1'de $1/T$ 'ye karşılık $\ln$ eğrisinin eğimi ile ilişkili olan Q_w aşınma için aktivasyon enerjisidir. Bu çalışmada kompozit için 87 kJ/mol, takviyesiz 6061 Al alaşımı için 33 kJ/mol olarak aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır [232]. Kompozitler için hesaplanan daha yüksek aktivasyon enerjisi kompozitin aşınma hızının sıcaklığa bağımlılığının daha yüksek olduğunu beyan ederken Şekil 5.29 farklı yüklerde aşındırılan % 20 $Al_2O_3/6061$ Al kompozitlerin aktivasyon enerjisinin yükten bağımsız olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.29. Farklı yüklerde $1/T(x10^{-3})$ 'e karşılık aşınma hızı grafiği [232].

Sing and Alpas [232], takviyesiz ve % 20 Al_2O_3 takviyeli 6061 Al alaşım matrisli kompozitlerin yüksek sıcaklık basma mukavemetlerinin birbirine yakın olmasından ötürü kompozitlerin yüksek sıcaklık aşınma dirençlerini mekanik özelliklerdeki değişimle açıklanamayacağını belirlemişlerdir. Şiddetli aşınma bölgesinde % 20 Al_2O_3 takviyeli 6061 kompozitlerin yüksek aşınma drenci, kompozitin temas eden yüzeyindeki ufalanmış Al_2O_3 partikülleri içeren tribolojik tabakanın oluşumuna dayandırılmaktadır [232]. Kayma aşınması süresince, mikronaltı boyutunda kırılmış takviye partikülleri, mukavemet artırıcı unsur ve temas yüzeyinde dislokasyon kaymasını engelleyici olarak davranmaktadır.

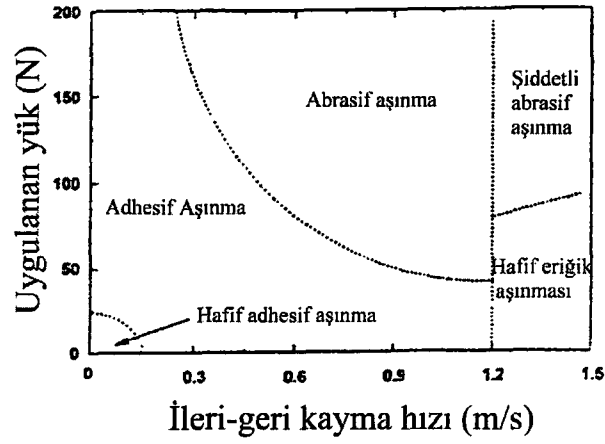
5.2.2.5. Karşı Malzeme

Al-Si alaşımlarının ve Al esaslı kompozitlerin kayma aşınması sırasında, karşı malzemenin aşınması aşıkardır. Birçok araştırmacı [181,193,241], hafif aşınma koşulları altında, Al-Si alaşımlarının yüzeyinde aşınma tabakasının oluştuğunu gözlemişlerdir. Bu tabaka, Al, Si ve α -demir karışımından ibarettir. Sahramanian [242], düşük kayma hızında (0.1 m/s) ve yüksek yüklerde (>1 MPa) bakır'a karşı Al-%12.3 Si alaşımının kuru kaymasında aşınma tabakasının oluşumu rapor etmiştir. Bu tabaka, Al alaşımı ve bakırın mekanik karışımından oluşmuştur.

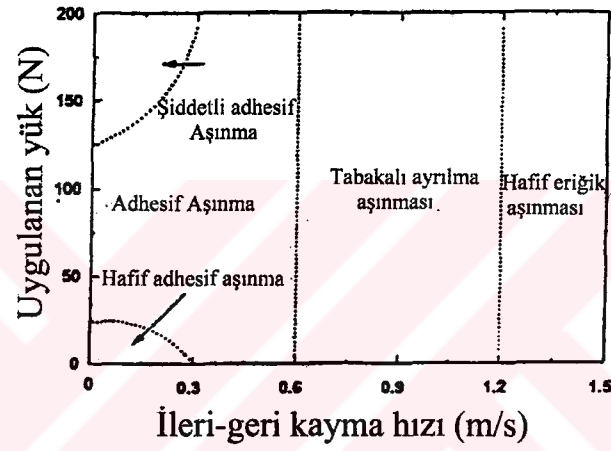
Metal matris kompozitlerde bu tabaka, matris alaşımından Al veya Si, SiC ve karşı malzemeden Fe transferi ile oluşmaktadır [150,181]. SiC partiküllerinin abrasif tesirinden dolayı çelik malzemesinden ayrılan Fe, kompozit yüzeyine transferi süresince oksitlendiğine inanılmıştır. Kayma yüzeyleri üzerinde Fe-O fazının oluşumundan dolayı aşınma hızındaki bu azalma, demir oksidin katı yağlayıcı gibi davranmasına dayandırılmıştır [124,186,202-204]. Bu tabakanın oluşum şiddetinin, SiC partiküllerinin çelik üzerindeki mikro talaşlı üretim etkisinden dolayı, Al alaşım/çelik çiftinden daha çok metal matris kompozit/çelik çifti için daha büyük olduğu bulunmuştur [125,200]. Zhang ve arkadaşları [200], partikül boyutu ve takviye hacim oranının artması ile karşı malzeme aşınma hızının arttığını rapor etmişlerdir. Ayrıca mekanik olarak karışmış tabakanın oluşumu, uygulanan yük ve kayma hızı gibi aşınma parametrelerine bağlıdır.

Iwai ve arkadaşları [180], 40 N yük ve 0.1 m/s kayma hızında 50 m kayma mesafesinden sonra SiC_{kıl kristal} ile takviye edilmiş Al 2024 kompozit yüzeyinde aşınma tabakasının (tribolayer) oluştuğunu rapor etmişlerdir.

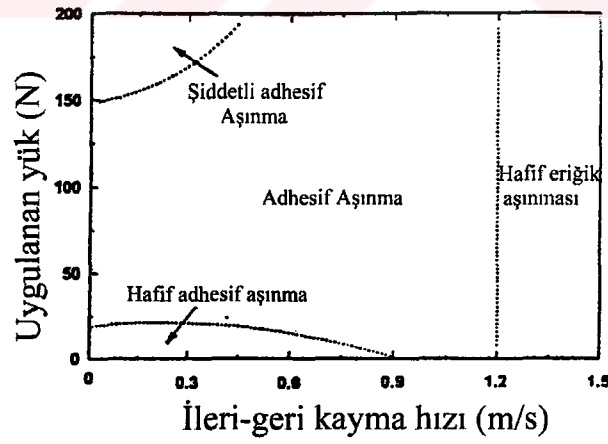
Bai ve arkadaşları [243], yalnız kayma hızı ve uygulanan yüke değil karşı malzemeye bağlı olan aşınma mekanizması haritaları oluşturmuşlardır. Burada Al-Cu-SiC kompozit malzemesi 4Cr13, W₁₈Cr₄V(T1) ve S₃N₄(SN) karşı malzemesinde ileri-geri aşınma deney düzeneği kullanılarak geniş aralıkta uygulanan yük ve kayma hızı koşullarında denenmiştir. Al-Cu-SiC/4Cr13 aşınma çifti için adhesif aşınma (hafif ve ara), abrasif aşınma, ergiyik aşınma ve şiddetli abrasif aşınma, Al-Cu-SiC/T1 çifti için adhesif aşınma (hafif, ara ve şiddetli), tabakalı ayrılma ve ergiyik aşınma ve Al-Cu-SiC /SN çifti için ise adhesif aşınma ve ergiyik aşınma mekanizması tanımlanmıştır (Şekil 5.30).



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.30. (a) Al-Cu-SiC/4Cr13, (b) Al-Cu-SiC/T1 ve (c) Al-Cu-SiC/SN için aşınma mekanizması haritaları [243].

5.3. Abrasif Aşınma

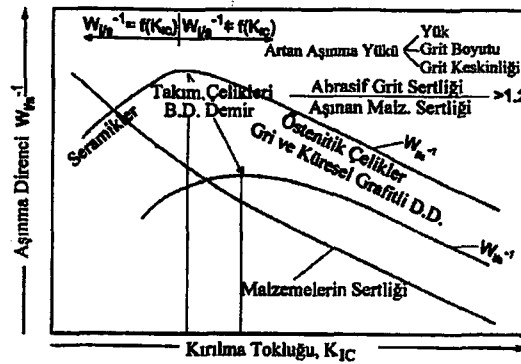
Endüstride aşınma problemlerinin % 50'den fazlasından sorumlu olan abrasif aşınma, şiddetli olarak gelişen bir aşınma türüdür [247].

Malzemelerin abrasif aşınma davranışı düşük ve yüksek gerilmeli abrazyon deneyleri ile sırasıyla, belirli batma derinliğinde plastik tekerlek üzerinde (Rubber Wheel Abrasion Test, RWAT) üç elemanlı veya belirli yük altında abrasif kağıt üzerinde iki elemanlı sürtünme deneyleri ile belirlenir [248-251]. Uygulanan yük altında abrasif gritin veya takviye partikülün kırılma şiddeti, düşük gerilmeli ve/veya yüksek gerilmeli abrasif aşınmadan hangisinin etkin olup olmadığını belirlemektedir [163,252].

5.3.1. İç Parametreler

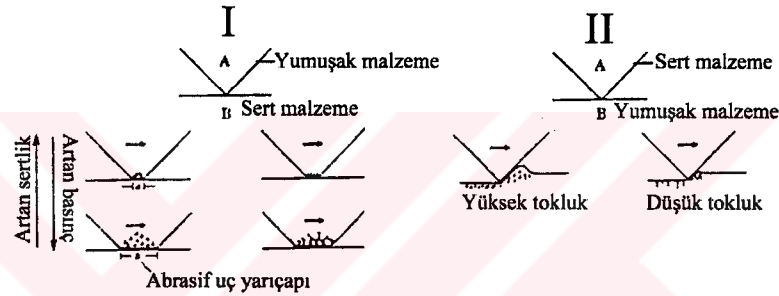
5.3.1.1. Kırılma Tokluğu

Aşınma hızını ve aşınma mekanizmasını belirleyen faktörlerden biri takviye veya kompozitin kırılma tokluğudur [252-254]. Gevrek kırılma önlenirse kompozit malzeme düşük aşınma hızı sergiler. Lee ve arkadaşları [255], takviye/matris arayüzey bağ mukavemetinin arayüzey kırılma tokluğunu ve dolayısıyla aşınma hızını etkilediğini belirlemişlerdir. Şekil 5.31, abrasif aşınma koşullarında malzemenin kırılma tokluğu ve aşınma direnci arasındaki ilişkinin önemini göstermektedir [252,253,256].



Şekil 5.31. Farklı malzemeler için kırılma tokluğu ve abrasif aşınma direnci (disk üzeri pin, 0.71 Mpa uygulanan yük, 70 µm Al₂O₃ abrasif grit) arasındaki ilişkinin şematik çizimi [256].

Hornbogen, malzemenin azalan kırılma tokluğu ile aratan aşınma hızı arasında ilişki kuran bir model (Şekil 5.32) ortaya koymuştur [252,258]. Bu model, keskin bir ucun, kompozit malzeme ile etkileşimi sırasında plastik deformasyonun meydana gelmesi görüşüne dayandırılmıştır. Meydana gelen plastik deformasyon, malzemenin kritik deformasyon değerinden küçükse, aşınma hızı kırılma tokluğundan bağımsızdır. Archard kanununa uygun olarak sertlikle orantılı olarak aşınma direncinin arttığı gözlenmiştir. Uygulanan deformasyonun malzemenin kritik deformasyonundan büyük olduğunda, çatlak büyüme ihtimalinin güçlendiği, aşınma hızının sertlikten bağımsız, malzemenin kırılma tokluğuna bağımlı hale geldiği ve aşınma hızının arttığı gözlenmiştir.



Şekil 5.32. Farklı tokluğa sahip malzemelerin abrasif uca uygulanan basınç yardımıyla deformasyonu [252,258].

Alpas ve Embury [224] tarafından, 240 mesh abrasif band üzerinde 9.35 N yük altında, 0.16 m/s kayma hızında ring üzeri blok düzeneğinde yapılan abrasif aşınma deneyi sonucunda, kompozitin yüzeyini çizerken abrasif gritin kırıldığı rapor edilmiştir.

5.3.1.2. Takviye Tipi

SiC ve Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilmiş 2024 Al ve 2014 Al alaşımlarının plastik tekerlek üzeri abrasif aşınma davranışını inceleyen Bhansali ve Mehrabian [208], SiC takviyesine kıyasla Al_2O_3 partikül takviyesinin, matrise daha güçlü bağlanmasından dolayı Al_2O_3 ile takviye edilmiş kompozitlerin daha yüksek aşınma direnci gösterdiklerini ve 2024 Al-% 20 SiCp kompozitlerin arayüzeyinde gevrek Al_4C_3 intermetalik bulunmasından kaynaklanan matris ile SiCp arasındaki zayıf bağın abrazyon direncinde önemli bir iyileşme sağlamadığını belirlemişlerdir. Ayrıca daha iri alumina partikülleri daha ince olanlardan daha yüksek aşınma direncine ve artan hacim oranı da abrasif aşınma direncinde iyileşmeye sebep olmuştur.

Axen ve Jacobson [259], SiC ve flint abrasife karşı matris sertlikleri aynı olan SiC partikül takviyeli kompozitin aşınma direncinde iyileşme, Al₂O₃ fiber takviyeli kompozitin aşınma direncindeki iyileşmeden daha fazla olduğunu bulmuşlardır. Küçük çaplarından dolayı (20 µm olan partikülün çapına karşılık fiberler 3-5 µm çapa sahiptirler) fiberlerin, aşınma sırasında daha kolay kırıldığı gözlenmiştir.

Gurcan ve Baker [156], SiC P400 grite karşı % 20 Al₂O₃f içeren 6061 Al kompozitin aşınma direncinin, aynı hacim oranında SiCp içeren 6061 Al kompozitten daha düşük olduğunu bulmuşlardır. Al₂O₃ fiber takviyeli kompozitin aşınma hızının yüksek olması, aşınma hasarının aşırı plastik deformasyonla fiber kırılmasından dolayıdır.

5.3.1.3. Takviye Şekli

Wang ve Rack [260], disk üzeri pin aşınma aparatında SiC abrasif grite karşı aşınmada 7091 Al alaşım matrisli ve kılcal kristal şeklinde SiC takviyeli kompozitin partikül şeklindeki takviyeliden daha yararlı olduğunu belirlemişlerdir. Zongyi ve arkadaşları [261], 20-28 µm ve 14-20 µm boyutunda abrasif band üzerinde, kılcal kristal (0.5 µm çap, 3 µm uzunluk), partikül (3.5 µm boyut) ve fiber (100 µm çap ve 2 mm uzunluk) şeklinde SiC ile takviye edilmiş 6061 Al alaşımın aşınma davranışını incelemişler ve kompozitin aşınma direncinin, içerdiği takviye fazının şekline bağlı olduğunu gözlemişlerdir. SiC_f + SiC_p/6061 Al kompozitin aşınma direnci, SiC_p/6061 Al, SiC_{kılcal kristal}/6061 Al ve SiC_{kılcal kristal}+SiC_p/6061 Al kompozitlerden daha iyi olduğu rapor edilmiştir. SiC kılcal kristal takviye içeren kompozitin aşınma direnci, SiC takviyenin topaklanma eğiliminden dolayı, SiCp içeren kompozitle karşılaştırıldığında düşük bulunmuştur.

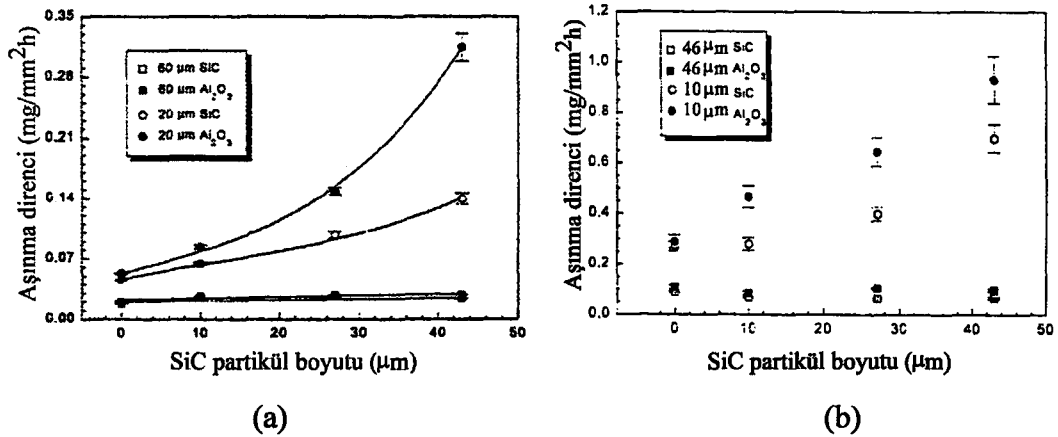
Bu sonuçlara zıt olarak, Prasad ve arkadaşları [262], % 10 SiC partikül takviyeli (15-30 µm) veya SiC fiber (10-15 µm çap, 3 mm uzunluk) takviyeli LM 11 (Al-4.5 Cu, 0.12 Fe) alaşımının plastik tekerlek üzeri abrasif aşınma davranışını incelemişler ve SiC fiber takviyeli kompozitte fiberlerin keskin uca sahip olmalarından ve zayıf fiber/matris arayüzey bağ mukavemetinden dolayı takviye uçlarında çatlak çekirdeklenmesinin ve yayılmasının güçlendiğini ve böylece yüksek abrasif aşınma hızına sebep olduğunu ortaya çıkarmışlardır. Bununla birlikte, partikül formundaki

SiC takviyesinin sergilediği iyi arayüzey bağ mukavemeti, daha düşük aşınma hızına yol açmıştır.

5.3.1.4. Takviye Boyutu

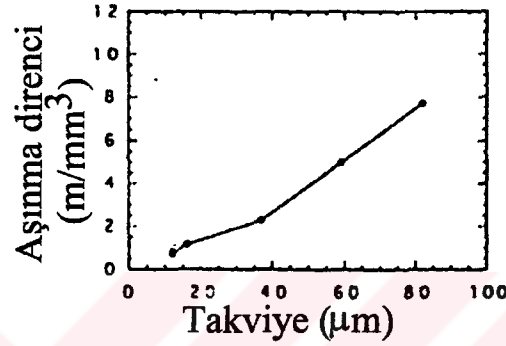
Bir çok araştırma, uygulanan yüke ve aşındırıcı grit boyutuna bağlı olarak takviye boyutunun [99,112,129,208,253,260,264-268] artması ile Al_2O_3 veya SiC ile takviye edilmiş Al alaşımların abrasif ağırlık kaybının azaldığını göstermiştir.

Lee ve arkadaşları [267], aynı hacim oranında SiCp takviye içeren kompozit malzeme için abrazyon direncinin partikül boyutu artarken arttığını yayınlamışlardır. Lee ve arkadaşlarının [267] sonuçlarına uygun olarak Al-Rubaie ve arkadaşları [99,268], kaba abrasif grite karşı aşınma direncinin değişmediğini ve ince abrasif grit üzerinde takviye SiCp boyutunun ve hacim oranının artması ile aşınma direncinin arttığını bulmuşlardır (Şekil 5.33). Aşınma direncinde bu artış, aşındırıcı grite karşı iri takviye partikülünün ve/veya yüksek takviye hacim oranının matrisi daha iyi korumasına dayandırılmıştır [99,129,268]. Lee ve arkadaşları [267], kompozitin ince boyutlu partiküllerle takviye edilmesi durumunda partikül/matris arayüzey alanının daha geniş olacağı için ince SiC partikülün matristen çıkma ihtimali artacağını ileri sürmüşlerdir. Ayrıca iri SiC partiküllerinin, matris onları daha fazla taşımayacak duruma gelinceye veya partiküller çok küçük parçalara kırılıncaya kadar matris içinde gömülü kalmaya devam ederek aşınma direncinin iri takviye boyutu ile artacağını ileri sürmüşlerdir.



Şekil 5.33. SiCp takviyeli kompozit malzemenin (a) iki ve (b) üç elemanlı abrasif aşınma davranışına takviye boyutunun (takviye hacim oranı % 20) etkisi [99,268].

Shue ve Lin [264], 19.8 N yük altında ve 37 μm abrasif grit üzerinde aşındırılan % 20 SiCp/7075 Al kompozitlerin aşınma direncine takviye boyutunun etkisini incelemişler ve takviye boyutunun artması ile aşınma direncinin arttığını ve ayrıca kritik geçiş takviye boyutunun varlığını gözlemişlerdir (Şekil 5.34). Kullanılan abrasif grit boyutundan (37 μm) daha ince takviye boyutları için takviye boyutuna bağlı olarak aşınma direncinin değişimi az iken 37 μm 'den daha kaba takviye içeren kompozit malzemenin aşınma direnci, takviye boyutu artarken, daha hızlı artmıştır.



Şekil 5.34. 19.8 N yük altında ve 37 μm boyutunda abrasif grit ile aşındırılmış % 20 SiC/7075 Al kompozit malzemelerin aşınma direncinin takviye boyutu ile değişimi [264].

Skolianos ve Kattamis [269], 600 ve 400 grade grit (sırasıyla 12.4 μm ve 37.8 μm) üzerinde takviye boyutu artarken aşınma hızının arttığını gözlemişlerdir. Liang ve arkadaşları [164], kum püskürtme erozyon deney düzeneğinde, SiC takviyeli 2024 Al kompozitlerin aşınma davranışına partikül boyutunun etkisini incelemişlerdir. Erozyon deneğinde, çarpma açısı 90°'dir. Aşınma davranışı, malzemelerin sertliğinden daha çok tokluğuna bağlıdır. SiC partikülleri sert ve gevrek, ve yüksek hızlı çarpma altında büyük olasılıkla kırılarak uzaklaşmıştır. Takviye partikül ne kadar büyükse kırılması veya uzaklaşması o kadar kolaydır. Özet olarak, küçük partikülleri içeren kompozitin erozyon direnci, büyük partikülleri içeren kompozitin erozyon direncinden daha yüksektir [164]. İri partikül takviyeli kompozitler için partikül kırılması, aşınma hızını belirlemede önemli rol oynamaktadır [98,164].

5.3.1.5. Takviye Hacim Oranı

Birçok inceleme [98,99,129,208,253,254,260,265-273,291], takviye hacim oranının artması ile Al_2O_3 ve SiC ile takviye edilmiş Al kompozitlerin aşınma direncinin iyileştiğini göstermiştir. Bu çalışmalara zıt olarak, şiddetli koşullar altında takviyenin

mikrokırılması ve parçalanmasından dolayı, hacim oranının artması ile ağırlık kaybının arttığı bulunmuştur [99,253,268,270].

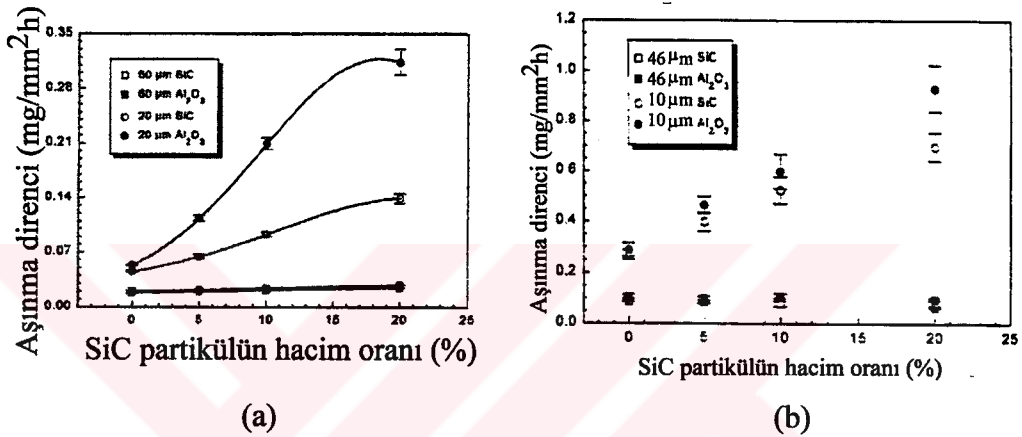
Alahelisten ve arkadaşları [187], 15 ve 125 μm boyutunda SiC abrasif üzerinde Al, Mg ve $\text{Mg}_9\text{Al}_{11}\text{Zn}$ alaşımına % 0-30 $\delta\text{Al}_2\text{O}_3$ kısa fiber ilavesinin etkisini incelemişler ve Mg alaşımının takviye içeriğinin artması ile aşınma direnci artarken Al'nin abrazyon direnci fiber içeriği ile önemli bir şekilde etkilenmemiştir. Aşınma yüzeyinin taramalı elektron mikroskobu incelemesi, fiber içeriği artarken yivlerin derinliğinin azaldığını göstermiştir. Alahelisten ve arkadaşları [187], inceledikleri kompozitlerin iki elemanlı abrasif aşınması davranışına zıt olarak, erozif aşınma dirençlerinin fiber içeriğinin artması ile azaldığını gözlemişler ve bunu, mikrokesme aşınma mekanizması ile takviye partiküllerin kırılması ve ufalanmasına bağlamışlardır.

Lee ve arkadaşları [267], toz metalurjisi ile üretilmiş 6061 Al alaşım matrisli kompozitlerin iki elemanlı abrazyon direncine SiC partikül takviye boyutunun, hacim oranının ve porozite miktarının etkisini incelemişler ve SiC hacim oranı artarken kompozitin abrazyon direncinin arttığını gözlemişlerdir. Artan porozite miktarı ile alaşımın sertliğinin ve abrazyon direncinin şiddetli bir şekilde düştüğünü ve bununla birlikte, kompozit malzemelerde porozitenin etkisinin daha az olduğunu saptamışlardır.

Axen ve arkadaşları [270], % 0- 30 hacim oranında Al_2O_3 fiber ile takviye edilmiş Al kompozitin, 75 μm boyutunda SiC, Al_2O_3 , ve flint abrasif grit üzerinde 2.6 ile 4.6 N yüklerdeki aşınma davranışına takviye hacim oranının etkisini incelemişlerdir. Takviye boyutunun etkisi, uygulanan yüke; matris sertliğine ve abrasif grit sertliğine bağlı olarak değişmiştir. Takviye hacim oranı artarken, düşük yüklerde (2.6 N) flint abrasife karşı, 400 °C'de 1 saat tavlama ısı işlemi uygulanmış kompozit malzemenin aşınma direncindeki iyileşme daha az iken, SiC abrasif üzerinde ve 4.6 N'da takviyesiz alaşımdan daha düşük aşınma direnci göstermiştir. Bununla birlikte, 540 °C'de 20 dk su verme ardından 175 °C'de 1 saat yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış kompozit, yumuşak (flint) abrasif grite karşı ve düşük yüklerde (2.6 N), aşınma direncinde önemli bir iyileşme sağlarken, yüksek yüklerde (4.6 N) ve SiC abrasife karşı takviyesiz malzemeye yakın aşınma direncine sahip olmuştur. Sonuç olarak

takviye fiber içeriğinin yararlı etkisi, matris sertliğinin artması, abrasif sertliği ve uygulanan yükün azalması ile elde edilmiştir.

Al-Bubaie ve arkadaşları [99,268], abrasif ve erosif aşınma davranışına takviye SiC partikül hacim oranının etkisini abrasif grit boyutuna bağlı olarak incelemiştir. Kaba abrasif gritler üzerinde takviye hacim oranının artması ile aşınma direnci değişmezken ince abrasif gritler üzerinde aşınma direnci belirgin bir şekilde artmıştır (Şekil 5.35).



Şekil 5.35. 43 μm boyutunda SiC takviye hacim oranının fonksiyonu olarak aşınma direnci (a) abrasif ve (b) erosif aşınma deneyi [99,268].

Yoğunluğu düşük ve aşınmaya karşı dirençli olmaları ile bilinen Al-Si alaşımlarının abrazyon direnci, silisyum partiküllerinin boyutu, morfolojisi ve aynı zamanda abrasif gritin boyutuna bağlı olarak değişmektedir [274]. Prasad ve arkadaşları [274], üç farklı abrasif grit üzerinde aşındırılan, primer α ve ince ötektik silisyum partikülleri içeren LM 13 (Al-% 11.7 Si) ve primer α ve iri ötektik silisyum partikülleri içeren LM 29 (Al-% 23.25 Si) alaşımlarının aşınma davranışına abrasif grit boyutunun, mikroyapıdaki silisyum morfolojisinin etkisini incelemiştir. İnce abrasif gritlerin kullanılması durumunda, Si miktarının artması (LM 29) ile ağırlık kaybı artmıştır. Zıt sonuç olarak, kaba abrasiflere karşı (60 μm) Si içeriği yüksek olan LM 29 malzemesi minimum aşınma hızı sergilemiştir. Burada, gevrek kırılma etkisi ve mikrokırılma eğiliminin baskın olduğu ince abrasif grit üzerinde LM 29 ile karşılaştırıldığında ince silisyum partiküllerinden dolayı LM 13 (HV 105, max çekme mukavemeti 153 MPa ve % uzama 1.5) alaşımının daha iyi aşınma özellikleri gösterdiği ve ayrıca yüksek sürtünmesel ısıların olduğu kaba abrasif grit üzerinde

iri primer silisyum partiküllü LM 29 (HV 124, max çekme mukavemeti 122 MPa ve % uzama 1.0) alaşımlarının aşınma direncini iyileştirdiği rapor edilmiştir.

Liou ve arkadaşları [275], % 23-%29.1 Si içeren Al-Si alaşımlarının 1.96-10.8 N aralığında yük altında 1000-150 mesh SiC abrasif üzerinde aşınma davranışını incelemişler ve Si partiküllerinin gevrek kırılmasına yol açan aşınma koşullarında (150 mesh SiC ve 5.88 N) Si içeriğinin artması ile aşınma direncinin düştüğünü gözlemişlerdir.

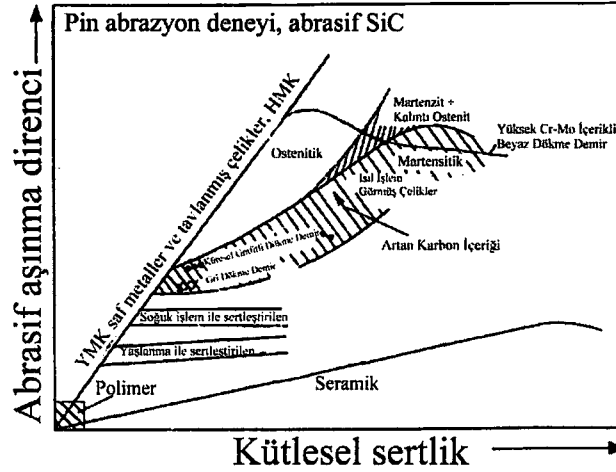
5.3.1.6. Takviye Yönlenmesi

Fiber takviyeli kompozitlerde fiberlerin (ve/veya kılcal kristallerin) yönlenmesi aşınma davranışını etkilemektedir. Fiberler aşınma yüzeyine dik olarak yönlendiğinde daha düşük, yüzeye paralel yönlendiklerinde abrasif etki sonucu daha kolay çıkarak daha yüksek aşınma sergilemişlerdir [253,260].

5.3.1.7. Matris Malzemesi

Sert seramik takviyesi ile metal ve alaşımların mekanik özelliklerinin ve aşınma direncinin, takviyesiz duruma kıyasla iyileştiği belirlenmiştir [99,224,261,262,268,271,290].

Abrasif gritin ve takviye fazının sertliğinin yanında matris sertliği de abrasif aşınma direncini etkilemektedir [259,261,270,277]. Kompozit malzemelerin aşınma direncine takviye partikülün etkisi, matris sertliği ile göreceli olarak takviyenin sertliğine bağlı olmaktadır. Malzemenin sertliği, sert bir ucun batmasına karşı gösterilen direnç olarak tanımlanabilir. Bu nedenle bazı malzemelerin abrasif aşınma direncinin tahmininde başarısızda olsa (Şekil 5.36), aşındırılan malzemenin sertliği, abrasif gritin batma derinliğini etkilemektedir [247,253].



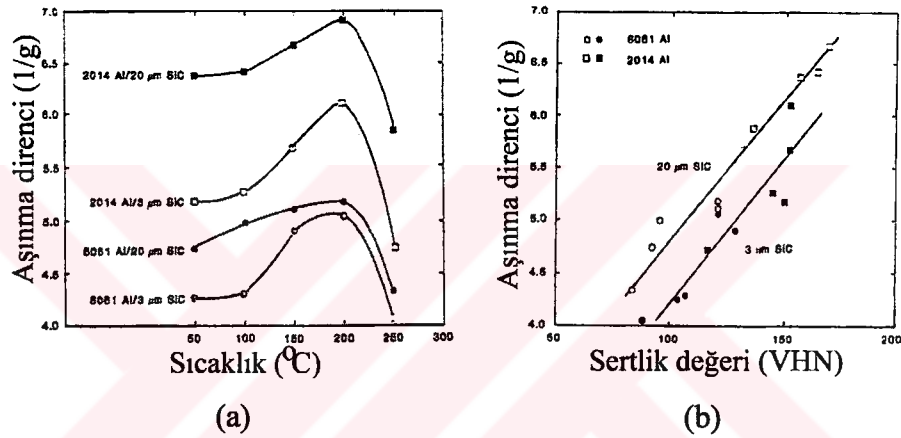
Şekil 5.36. Kütlesel sertliklerinin fonksiyonu olarak farklı malzemelerin iki elemanlı abrasif aşınma direncinin şematik grafiği [253].

Matris sertliği, yalnızca abrasiflerin batma derinliğini azalttığı için değil, uygulanan yüke karşı daha iyi destek sunacağı için de önemli olmaktadır [247]. Takviyenin yük taşıma kapasitesi, çok yumuşak matristen veya çok gevrek takviye fazından dolayı (kırıldığı için) azalmaktadır [259]. Daha sert matris, partiküle uygulanan yükün büyük bir oranını taşıma kabiliyeti sunmakta ve böylece kompoziti korumaktadır. Imbeni ve arkadaşları [278], % 20 Al_2O_3 takviyeli ve daha sert 2014 Al matrisli kompozitin, % 17 Al_2O_3 takviyeli 6061 Al matrisli kompozitten daha düşük aşınma hızı sergilediklerini bulmuşlardır.

Zhang ve arkadaşları [98,254], matris sertliğinin ve partikül hacim oranının artması, ve partikül boyutunun azalması ile aşınma hızının azaldığını bulmuşlardır. Partikül hacim oranının artması, daha yüksek sertliğe ve böylece daha düşük aşınma hızına sebep olmaktadır. Alpas ve Embury [224], takviyesiz 1100 Al (45 VHN) ile 2024 Al (70 VHN)'ye kıyasla % 20 SiCp takviyeli 2014 Al alaşım matrisli kompozitin (137 VHN), 60 μm boyutunda abrasif grit üzerinde 9.35 N yük altında 0.16 m/s kayma hızında ring üzeri blok düzeneğinde abrasif aşınma direncini incelemişlerdir. Takviyesiz malzemede şiddetli mikro çizik ve plastik deformasyon gözlenirken SiCp takviyeli Al alaşım matrisli kompozitte mikro çizik ve deformasyon miktarı daha az olduğu ve abrasif gritin kompozitin yüzeyini çizerken kırıldığı gözlenmiştir. İri partikül takviyeli kompozitler için partikül kırılması, aşınma hızını belirlemede önemli rol oynamaktadır [98].

Kompozitlere uygulanan yaşlandırma ısıl işlemi, matris sertliği ile matris mikroyapısını ve bununla birlikte abrasif aşınma direncini etkilemektedir [112,276].

Song ve arkadaşları [112], SiC takviyeli Al alaşım matrisli kompozitlerin abrasif aşınma direncine yaşlandırma sıcaklığının etkisini incelemişlerdir (Şekil 5.37). Abrasif aşınma direnci, sertlik artışı ile orantılı olarak maksimum sertlik artışının gözlemlendiği yaşlanma koşullarında yüksek ve aşırı yaşlanma koşullarında düşük bulunmuştur [112,261,267]. Ayrıca Şekil 5.37’de gösterildiği gibi, Song ve arkadaşları [112], 2014 Al alaşım matrisi içeren kompozitin aşınma direnci, 6061 Al matrisliden daha yüksek, 20 μm SiC partikül ile takviye edilmiş kompozit, 3 μm SiC takviyeliden daha fazla aşınmaya dirençli olduğunu gözlemlemişlerdir. Bu sonuçlar, sertlik değerleri ile uyumludur.



Şekil 5.37. Kompozit malzemenin aşınma direncine (a) yaşlandırma sıcaklığı (530 C’de 1 saat için çözeltiye alma) ve (b) kütleli sertliğin (HV10) etkisi. O, ● 6061 Al matrisli ve □, ■ 2014 Al matrisli ve sırasıyla 3 μm ve 20 μm boyutunda SiC takviyeli kompozit malzemeler [112].

Bununla birlikte, yayınlanmış bazı araştırma, Al alaşımların aşırı yaşlanmasının, sertliği düşürmesine rağmen, kırılma tokluğunu yükselttiğinden dolayı optimum abrasif aşınma direncinin elde edildiğini belirlemişlerdir [279]. Matris malzemesinin sünekliğinin az olması çatlak çekirdeklenmesini ve yayılmasını kolaylaştırmaktadır. Bu nedenle, takviye partikülleri, yüzeyden çıkmakta ve aşınma direncini düşürmektedir. Diğer yandan, yüksek süneklikli aşırı yaşlandırılmış numune, maksimum sertlik koşulunda yaşlandırılmış numunelerden daha iyi aşınma direnci göstermiştir [279].

Genel olarak kırılma tokluğunu önemli derecede düşürmeyecek kadar yüksek matris sertliği, yüzeyin içine sert tanenin batmasını önleyerek abrasif aşınma direncini yüksek tuttuğundan istenmektedir [270,277]. Sonuç olarak, takviyenin kırılması ve

çıkması, sert matris içinde daha da zorlaşmakta ve takviyesinin etkisi daha büyük olmaktadır.

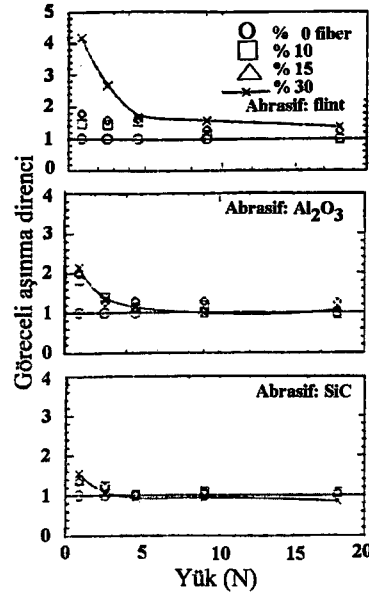
5.3.2. Dış Parametreler

5.3.2.1. Normal Yük

Abrasif aşınmanın matematiksel olarak ilk ifadesi Archard denklemidir. Bu denklem, uygulanan yük ile doğru ve aşındırılan malzemenin sertliği ile ters orantılı olarak hacim kaybının değiştiğini ifade etmektedir. Abrasif aşınma için uygulanan yük ile aşınma hızı ve/veya sürtünme katsayısı arasındaki oransal ilişki, aşınma mekanizması yük ile şiddetli olarak değişmediği sürece deneysel sonuçlarla uyumlu olduğu bulunmuştur [264,280]. Kompozit malzemenin aşınma direnci ve sürtünme katsayısı, yükün her bir takviye üzerine nasıl dağıldığına bağlı olmaktadır [247,257,259,281-283,287].

Sheu ve Lin [264], % 20 (82 μm SiCp)/7075 Al kompozitlerin uygulanan yükün (9.8-49 N aralığında) fonksiyonu olarak 82 μm boyutlu SiC abrasif grite karşı aşınma hızının doğrusal olarak değiştiğini ve aşınma mekanizmasında şiddetli bir değişimin olmadığını bulmuşlardır. Bir çok araştırma sonuçları [129,261,262,274], Shue ve Lin'nin [264] bulguları ile uyumludur.

Axen ve arkadaşları [270], % 0-30 Al_2O_3 fiber takviyeli Al-Si1MgMn alaşım matrisli kompozitlerin 75 μm boyutunda SiC (2600 HV), Al_2O_3 (1700 HV) ve flint (900 HV) abrasif grit üzerinde aşınma direncine 0.9-18.1 N aralığında uygulanan yükün etkisini incelemişler ve yüksek yüklerde abrasif aşınma direncinin takviye fiber hacim oranından ve abrasif grit sertliğinden bağımsız olduğunu yani takviye hacim oranının artması ile aşınma direncinin değişmediğini bulmuşlardır. Düşük yüklerde aşınma direnci fiber içeriğinin artması ile belirgin bir şekilde iyileşmiş ve yumuşak abrasif grite karşı, sert abrasif gritten daha fazla aşınma direnci elde edilmiştir (Şekil 5.38).



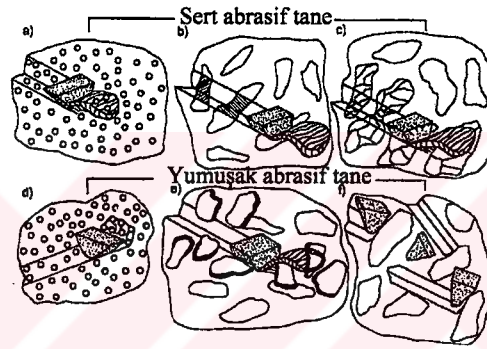
Şekil 5.38. 75 μm boyutunda sırasıyla flint Al_2O_3 ve SiC abrasif grite karşı 450 $^{\circ}\text{C}$ 'de 1 saat suya verme ısıl işlemi uygulanmış kompozit malzemelerin uygulanan yükle abrasif aşınma dirençlerinin değişimi [270].

Axen ve Jacobson [259], 75 μm SiC veya Flint abrasife karşı partikül veya fiber takviyesinin etkisinin yüke bağlı olduğunu ve artan yükle, kademeli olarak azaldığını rapor etmişlerdir. Ayrıca, abrasif grit tipine, kompozit sertliğine, takviye tipine bağlı olarak aşınma direncine ve aşınma mekanizmasına takviyenin etkisinin kritik yükün altında ve üstünde değiştiğini gözlemişlerdir. SiC abrasif grite karşı, Al_2O_3 fiber takviyeli Al-Si1MgMn alaşım kompozitte (76 HV20) ve SiC partikül takviyeli Al-Si7Mg (38-71HV20) alaşım kompozitte sırasıyla 5N ve 10N'da geçiş meydana gelmiştir. Kritik yükün altında ve üstünde partikül takviyesi, fiber takviyesinden daha faydalı olmuştur. Kritik yükün üzerinde, partikülden daha büyük yiv oluşumu ve fiber kırılma meydana gelmiştir. Kritik yükün üzerinde, % 30 hacim oranında Al_2O_3 fiber takviyeli kompozitin aşınma direnci, takviyesiz alaşımdan düşük bulunmuştur. % 15 SiC partikül takviyeli Al-Si7Mg alaşım matrisli kompozitin aşınma davranışındaki iyileşme SiC abrasif üzerinde flint abrasife kıyasla daha az ve kompozit malzemenin yüke bağımlılığı flint abrasif üzerinde SiC abrasife kıyasla daha düşük olduğu bulunmuştur.

5.3.2.2. Abrasif Grit Tipi

Takviye partikülüne göre abrasif gritin sertliği, batma derinliğini etkilemekte ve takviye partiküllerin abrasif gritin çizmesine karşı bir engel olarak mı davranacağını

veya kırılarak mı uzaklaşacağını belirlemeye yardım etmektedir [252]. Şekil 5.39, abrasif grit ve takviye partikül arasındaki farklı etkileşimleri göstermektedir [253]. Sert abrasif gritleri, küçük takviye partiküllerini çıkarırken iri takviye partiküllerini de kırmaktadır. Yumuşak abrasif gritleri ise ince takviye partiküllerini yerinden çıkarırken iri takviye partikülleri üzerindeki etkisi de takviye partikülün matrisle oluşturduğu bağ mukavemetine bağlı olmaktadır. Büyük takviye partikül, matrisle güçlü arayüzey bağ mukavemetine sahipse yumuşak abrasif grit körleşirken, zayıf bağ mukavemetinin bulunması durumunda ise yumuşak abrasif grit büyük takviye partiküllerini de yerinden çıkarmaktadır. Ayrıca partiküllerin şekli, aşınma hızını etkilemektedir; örneğin köşeli partiküller aşınma hızını artırmaktadır [252].



Şekil 5.39. Takviye partikül ile sert veya yumuşak abrasif grit arasındaki etkileşim [253].

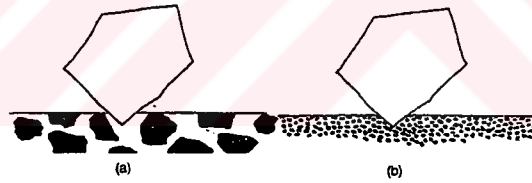
Axen ve arkadaşları [270], su verilmiş % 0-30 Al_2O_3 fiber takviyeli Al-Si1MgMn alaşım matrisli kompozitlerin 75 μm SiC, Al_2O_3 ve flint abrasif taneleri üzerinde aşınma davranışına abrasifin sertliğinin etkisini incelemiştir. Al_2O_3 fiber takviyesinden daha sert olan SiC abrasif grit, takviyeyi daha kolay kırarken daha yumuşak olan flint, Al_2O_3 fiber takviyesi tarafından körleştirilmiştir. Axen ve arkadaşlarının [270] sonucuna uygun olarak Al-Rubaie ve arkadaşları [99], SiC abrasif grite kıyasla Al_2O_3 abrasif grit üzerinde aşındırılan SiC ilave edilmiş kompozitlerde daha fazla aşınma direnci bulmuşlardır.

Hutchings, abrasif gritin sertliği aşınan malzeme sertliğinin 1.2 katı olduğunda abrasif ortamın malzeme yüzeyini çizdiğini ileri sürmüştür. Malzemenin sertliği, abrasif gritin batma derinliğini tayin etmektedir [260]. Ayrıca batma derinliği kritik batma derinliğinden büyük olduğu yerde aşınma hızı yüksektir [252].

5.3.2.3. Abrasif Aşındırıcı Boyutu

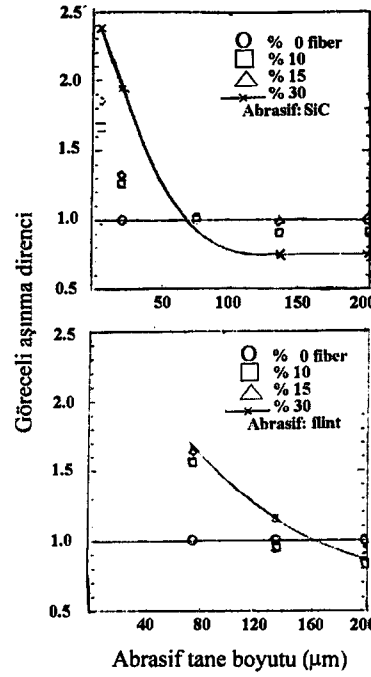
Aşınma hızına abrasif grit boyunun etkisinin belirlenmesi için bir çok açıklama önerilmiştir. Larsen-Basse [284], malzeme kaybının etkinliğinin abrasif grit boyutu ile değişen elastik temas yüküne bağlı olduğunu öne sürmüştür. Uygulanan sabit yük için, abrasif grit boyutu artarken her bir abrasif tanesine düşen gerilmenin artması daha fazla malzeme kaybını açıklamaktadır. İnce abrasif gritler, birim alan başına daha fazla temas noktalarına sahip iken kaba gritler ise daha az temas noktalarına ve bu yüzden her bir temas noktasında daha yüksek basınca sebep olmaktadır [285]. Mulhearn ve Samuels, ince abrasif grit boyutundaki tanelerin bir çok çatlak içerdiğini ve bu yüzden malzemeyi uzaklaştırma yeteneğinin azaldığını belirlemişlerdir [252].

Hutchings [163], takviyenin aşınma direnci üzerindeki olumlu etkisinin, ince abrasif gritlere karşı iri abrasif gritlerde olduğundan daha büyük ve Şekil 5.40'de gösterildiği gibi, iri abrasif gritlere karşı kompozitin deformasyona karşı tepkisinin daha homojen olduğunu yayınlamışlardır.



Şekil 5.40. Metal matrisli kompozit malzemenin deformasyonuna abrasif grit boyutunun etkisini gösteren diyagram. (a) Deformasyon şiddetli, takviye boyutuna yakın ve heterojendir ve (b) deformasyon şiddeti, takviye boyutundan daha büyük ve homojendir [163,252,267].

Metal matrisli kompozitlerin abrasif aşınma davranışında abrasif grit boyutu artarken ağırlık kaybının arttığı ve ayrıca abrasif aşınmanın her iki tipi (iki elemanlı veya üç elemanlı) için kritik abrasif grit boyutunun varlığı gözlenmiştir [261,270,285,286,288]. Bu kritik değerin üzerinde, aşınma hızı, abrasif grit boyutundan bağımsız olmaktadır. Abrasif grit ile aşınan malzeme arasındaki sertlik farkı, bu kritik boyutu etkilemektedir [270].



Şekil 5.41. Sırasıyla SiC ve flint abrasif grite karşı farklı hacim oranında Al_2O_3 fiber takviyeli kompozit malzemelerin relatif aşınma direnci [270].

Axen ve arkadaşları [270], 4.6 N yük altında, farklı boyutlarda SiC (5-200 μm) ve flint (75-200 μm) abrasif grit üzerinde % 0-30 hacim oranlarında Al_2O_3 fiber takviyeli Al-Si1MgMn kompozitlerin relatif aşınma direncine abrasif grit boyutunun ve takviye ile abrasif grit arasındaki sertlik farkının etkisini Şekil 5.41’de göstermişlerdir. Takviye ile arasında sertlik farkının yüksek olduğu SiC abrasif gritlerine karşı yaklaşık 75 μm grit boyutunda geçiş gözlenirken sertlik farkının düşük olduğu flint üzerinde yaklaşık 150 μm grit boyutunda geçiş meydana gelmiştir (Şekil 5.41). 75 μm ’den daha kaba SiC abrasif grite karşı, takviye hacim oranının artması ile takviye fiber kırılması ve çıkmasından dolayı incelenen kompozitlerin aşınma direnci takviyesiz alaşımdan daha düşük bulunmuştur. Bununla birlikte, 75 μm ’den daha ince abrasif grite karşı, fiber içeriği ile aşınma direncinde önemli bir iyileşme sağlanmıştır.

Wang ve Hutchings [285,286], fiber şeklinde Al_2O_3 ile takviye edilmiş 6061 Al alaışımın iki elemanlı abrasif aşınma davranışını incelemişlerdir. Abrasif ortam, 20-60 μm aralığında boyuta sahip SiC gritidir. Küçük abrasif grit boyutlarında artan fiber hacim oranı ile kompozitin aşınma direncinin arttığı bulunmuştur. Bununla birlikte, abrasif grit boyutu artarken aşınma davranışında bir geçiş gözlenmiştir. Büyük abrasif gritleri üzerinde fiber kırılması ve çıkmasından dolayı takviye hacim

oranının daha fazla artması ($\geq\% 20$) aşınma direncini düşürmüştür. Bu nedenle kompozitin aşınma davranışını belirlemede takviye fazının kırılma ölçüsü önemli rol oynamaktadır.

Wang ve Hutchings [285,286] ve Axen ve arkadaşları [270], iki elemanlı abrasif aşınmada Al_2O_3 fiber ile takviye edilmiş Al kompozitin aşınma davranışında geçişi belirlemede, abrasif grit boyutunun önemli rol oynadığı sonucunu çıkarmışlar, kritik abrasif grit çapı görüşünü ortaya koymuşlar ve iki elemanlı abrasif aşınma süresince birim alan başına temas noktalarının sayısını, n_u , (Denklemler 5.2), fiber kırılması için gerekli kritik yükü, P_c , (Denklemler 5.3) ve kritik abrasif grit boyutunu, D_c ; (Denklemler 5.4) hesaplamak için denlem oluşturmuşlardır;

$$n_u = k' D^{-2} \left(\frac{P}{H_s} \right)^{1/2} A_v^{1/2} \text{ ve } n_u = k' \left(\frac{\sigma}{H_s} \right)^{1/2} D^{-2} \quad (5.2)$$

$$P_c = \frac{1}{2} d^2 (3\pi \sigma_f H_m)^{1/2} \quad (5.3)$$

$$D_c = \left(\frac{3\pi}{4} \right)^{1/4} (k')^{1/2} \left(\frac{\sigma_f}{\sigma} \right)^{1/4} \left(\frac{H_m}{H_s} \right)^{1/4} d \quad (5.4)$$

k' , SiC zımparaya karşı aşınma için geometrik faktör (≈ 0.62), σ_f kırılma gerilmesi (Al_2O_3 fiberler için 2000 Mpa alınmış), σ uygulanan gerilme, H_m matris sertliği ve H_s numune sertliğidir. Kaba abrasifler, daha az temas noktalarına ve böylece her bir noktada daha yüksek basınçlara sebep olmaktadır.

Wilson ve Ball, abrasif grit boyutu azalırken, SiC ile takviye (% 20 hacim oranında, 20 μm) edilmiş 6061 Al alaşımının abrasif aşınma davranışında bir geçişin meydana geldiğini rapor etmişlerdir [252].

Sin ve arkadaşları [289], abrasif grit boyutunun, aşınma mekanizması üzerinde doğrudan etkiye sahip olduğunu ileri sürmüşlerdir. Sin ve arkadaşları [289], herhangi bir sabit yükte abrasif grit boyutunun artması ile aşınma hızının şiddetli bir artış gösterdiğini ve bu artışın kritik bir abrasif grit boyutuna kadar kadar devam ettiğini ve bu değerden daha büyük abrasif gritlerde aşınma hızının abrasif gritten bağımsız

olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca grit boyutunun etkisini yiv genişliğinin grit çapına oranı ile karakterize etmişlerdir. Bu orana bağlı olarak, abrasif grit ya plastik olarak yüzeyi deforme edebilir ya da kesebilir. Abrasif grit boyutu azalırken aşınma mekanizması kesmeden tabaka şeklinde yüzey ayrılmasına doğru bir geçiş göstermektedir. Bu, mikroyiv oluşumu şeklinde aşınma davranışı gösteren küçük abrasif gritin etkisini açıklamaktadır [289].

Kompozitlerin aşınma direnci, abrasif gritin batmasına karşı takviyenin karşı koyma kabiliyetine bağlıdır. Bu nedenle, takviyenin boyutu ile göreceli olarak oluşan yivin boyutu önemlidir [270]. Hafif yiv oluşumu, takviyenin kırılmamasına ve/veya çıkmamasına yol açmaktadır. Takviye boyutundan daha büyük yivler için, kompozit malzeme büyük abrasif grit tarafından homojen olarak çizildiği anlamına gelmekte ve bu durumda fiberler çatlak oluşumu için çekirdekleşme bölgeleri olacağı ve sünekliği düşüreceği için aşınma direnci üzerinde negatif etkiye sahiptir. Yiv boyutunu dolayısıyla aşınma direncini kontrol eden parametreler, grit boyutu, grit sertliği ve uygulanan yük gibi mekanik (dış) ve aynı zamanda takviyenin sertliği, takviyenin boyutu, takviyenin hacim oranı ve matrisin sertliği gibi malzeme (iç) parametrelerdir [270,277].

Moore ve Douthwaite, abrasif aşınma süresince, sürtünen yüzeyin altında plastik olarak deforme olan bölgenin genişliği ve derinliğinin uygulanan yüke ve abrasif boyutuna bağlı olduğunu ortaya koymuşlardır [252]. Prasad ve arkadaşları [262], abrasif SiO_2 gritin batmasının fonksiyonu olarak plastik tekerlek abrazyon aşınmasına tabi tutulan SiC takviyeli LM 11 kompozitlerin yüzeyine yakın deformasyon sertleşmesinin meydana geldiğini sertlik ölçümü ile belirlemişler.

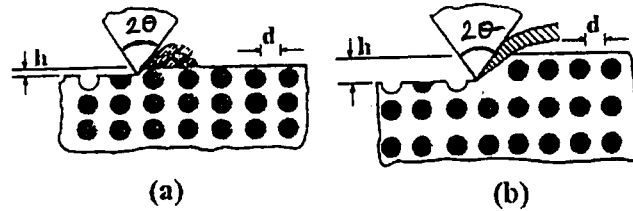
Axen ve Zum Gahr [277], yaptıkları çalışmada, abrasif aşınma direncini takviye partikül boyutu, matris sertliği ve abrasif grit boyutunun etkilediğini saptamışlardır. Abrasif aşınma izlerinin genişliğinin partiküller arası mesafeye oranı, aşınma davranışını belirleyen bir faktör olduğu düşünülmüştür [277].

Abrasif aşınmada yüzey altı deformasyon derinliği abrasif gritlerinin batma derinliğine bağlıdır. Wang ve Rack [260], metal matris kompozitlerin abrasif aşınmasına abrasif grit boyutunun etkisini tartışmak için relatif batma derinliği terimini (h_r) önermişlerdir. Bu terim, abrasif gritin batma derinliğinin (h), takviye

partiküller arasındaki mesafeye (d) oranı olarak tanımlanmıştır (Şekil 5.42). Abrasif gritin batma derinliği Denklem 5.5 ile belirlenmektedir [285,286];

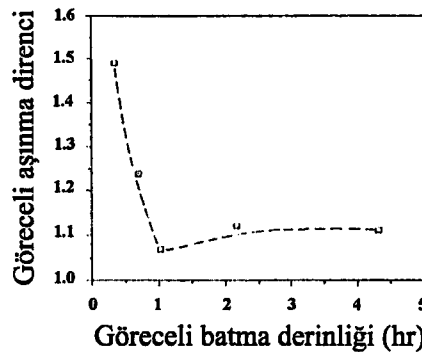
$$h_r = \frac{h}{d} = \left(\frac{2}{\pi K'} \right)^{1/2} \left(\frac{\sigma}{H} \right)^{1/2} \frac{D}{d} \quad (5.5)$$

Burada $\sigma = P/A_p$, uygulanan gerilme, H aşındırılan yüzeyin kütleli sertliği ve D abrasif gritin ortalama çapıdır. K' , SiC abrasif band geometrisi için 0.62 alınmıştır;



Şekil 5.42. Batma derinliğinin (a) $h < d$ ve (b) $h > d$ olması durumunda abrasif grit ile SiC takviyeli kompozit malzeme arasındaki etkileşimi gösteren şematik diyagram [260].

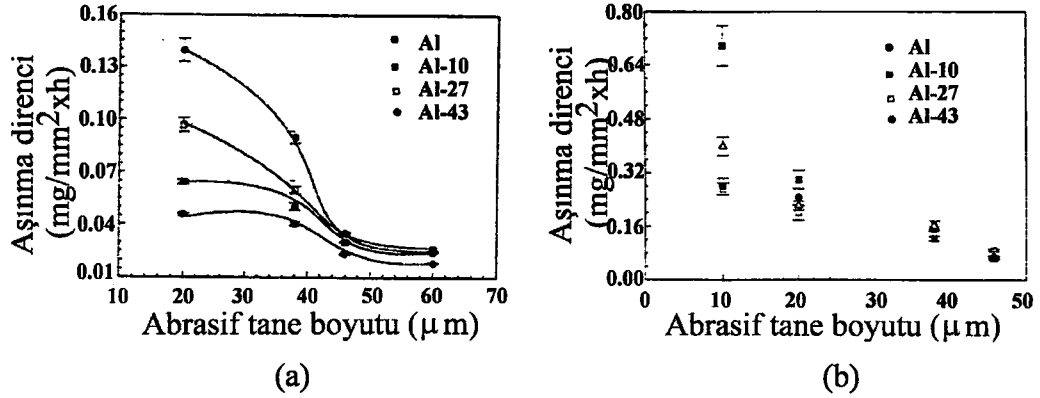
Belirli bir takviye hacim oranında, h/d oranı, SiC ile takviye edilmiş kompozitin abrasif aşınma direncini kontrol eden kritik bir değerdir. Wang ve Rack [260], belirli takviye hacim oranı ve takviye boyutu için, Denklem 5.5 yardımıyla abrasif grit boyutunun değişimi ile h_r 'nin değişimini hesaplamışlardır (Şekil 5.43). 1'den daha düşük relatif batma derinliği için, aşınma direncinin, relatif batma derinliğinin azalması ile şiddetli olarak arttığı bulunmuştur. 1'in üzerinde ise aşınma direnci genellikle batma derinliğinden bağımsızdır.



Şekil 5.43. Relatif abrasif batma derinliğine karşı relatif aşınma direnci [260].

Fiber takviyeli kompozitlerde de, takviye fiber fazının boyutu (fiber çapı ve uzunluğu) ve tek bir abrasif tanesinin temas alanı arasındaki ilişki önemli faktördür. Bu boyutlar eş ise, tek bir fiber, abrasif taneyle etkileşime girecektir. Bununla birlikte

abrasif tanelerin boyutu, fiberden çok büyük ise kompozit homojen malzeme gibi davranacak ve fiber takviyenin etkisi azalacaktır [277].



Şekil 5.44. Abrasif grit boyutunun fonksiyonu olarak % 20 hacim oranında SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin, SiC abrasif için (a) iki elemanlı, (b) üç elemanlı abrasif aşınma direnci [99,268].

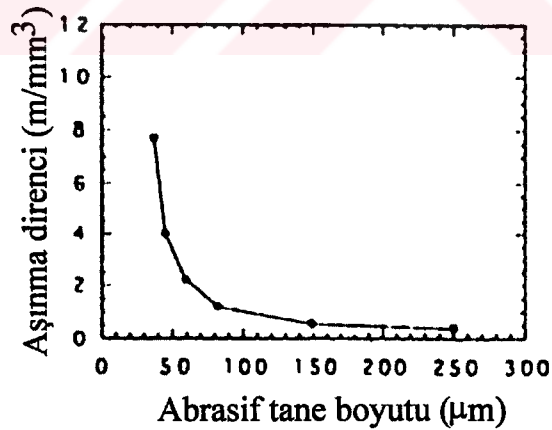
Al-Rubaie ve arkadaşları [99,268], SiC partikül ile takviye edilmiş 1100 Al alaşım matrisli kompozitin iki ve üç elemanlı abrasif aşınma davranışına abrasif grit boyutu, abrasif tipi, takviye partikül boyutu ve hacim oranının etkisini incelemişler ve abrasif grit boyunun artması ile aşınma direncinin düştüğünü (Şekil 5.44) gözlemişlerdir. Al-Rubaie ve arkadaşları [99,268], abrasif grit boyutu ile ilişkili olarak aşınma sonuçlarını irdelemek için, Wang ve Rack 'ın [260] önerdiği “rolatif batma derinliği” ve Hutchings’in [163] önerdiği “temas alanı boyutu” görüşünü kullanmışlardır. Belirli takviye boyutunda ve sabit SiC partikül hacim oranında, temas alanı ve rolatif batma derinliğinin artmasından dolayı abrasif grit boyutunun artması ile kompozitin aşınma direnci (Şekil 5.44) düşmüştür.

Hutchings [263], abrasif grit boyutu azalırken mikro yapısında sert ikinci faz bulunduran malzemede abrasif aşınma tipinden plastik deformasyonla aşınma tipine bir geçişin meydana geldiğini gözlemiştir. Temel kırılma tipinin hertzian ve yanal kırılma olduğu düşünülmektedir. Üzerinde plastik deformasyondan daha çok hertzian kırılmanın meydana geldiği kritik abrasif grit boyutu d_{OH} , Denklem 5.6 ile verilmektedir [252]:

$$d_{OH} \propto \left(\frac{Kc}{H} \right)^2 \frac{E}{H} \quad (5.6)$$

Kc, H ve E sırasıyla aşındırılan malzemenin kırılma tokluğu, sertliği ve Elastisite modülüdür. Hutchings [263], mikroyapısında sert ikinci faz içeren malzemeler için uygulanan yük ve abrasif grit boyutunun fonksiyonu olarak abrasif aşınma mekanizması haritasını geliştirmiştir.

Sheu ve Lin [264], 82 μm ve % 20 SiCp takviyeli ve takviyesiz 7075 Al alaşımın 19.8 N yük altında abrasif aşınma davranışına abrasif grit boyutunun etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada takviyesiz numuneden daha çok, SiC partikül takviyeli kompozit, abrasif grit boyutuna duyarlı olduğu bulunurken, 250 μm abrasif grit boyutunda takviyeli ve takviyesiz numunelerin aşınma dirençleri bir birine yakın ve 37 μm abrasif grit üzerinde bu farkın daha büyük olduğu gözlenmiştir. Şekil 5.45, farklı abrasif gritlerle aşındırılmış 82 μm SiC takviyeli kompozitin aşınma direnci eğilimini göstermektedir. Abrasif grit boyutu takviye partikül boyutundan daha küçük iken kompozitin aşınma direnci hızlıca artmıştır. İnce 37 μm abrasif grit üzerinde takviye partikül abrasifin çizme etkisinden matrisi etkin bir şekilde korumaktadır. Bununla birlikte abrasif grit boyutu 37 μm 'den 250 μm 'ye değişirken 82 μm SiC partikül takviyesinin, 250 μm kaba abrasif gritin çarpmasından dolayı kırıldığı gözlenmiştir.



Şekil 5.45. 19.8 N yük altında ve farklı abrasif grit boyutlarında aşındırılmış % 20 (82 μm SiC)/7075 Al kompozitlerin normalize edilmiş aşınma direnci [264].

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Deneyisel Malzemeler

Bu çalışmada, basınçlı infiltrasyon tekniği ile 7 mm çapındaki silika kuartz tüp içerisinde bulunan SiC preformunun boşluklarına ticari saf Al ve farklı miktarlarda Mg ve Si içeren Al alaşımları infiltre edilmiştir. Ağırlıkça % 1-8 oranlarında Mg ve Si içeren alaşımlar, sırasıyla saf Mg veya Al-% 16 Si master alaşımı seyrelterek üretilmiştir. Tablo 6.1’de kullanılan matris malzemesinin kimyasal bileşimleri verilmiştir. Takviye elemanı olarak üç farklı boyutta köşeli ve yeşil renkli SiC partikülleri kullanılmıştır. Bu partiküllerin boyutları ve boyut dağılım aralıkları Tablo 6.2’de gösterilmektedir.

Tablo 6.1. Martis malzemesi olarak kullanılan Al alaşımlarının kimyasal bileşimleri.

Alaşım Tipi	Element, % ağırlıkça		
	Al	Mg	Si
Saf Al			
Al	99.78	-	0.092
Al-Mg Alaşımı			
Al-% 1 Mg	98.69	1.078	0.060
Al-% 2 Mg	97.66	2.104	0.070
Al-% 4 Mg	95.67	4.048	0.070
Al-% 8 Mg	91.69	7.962	0.074
Al-Si Alaşımı			
Al-% 1 Si	98.45	0.0065	1.54
Al-% 2 Si	98.01	0.011	1.97
Al-% 4 Si	96.07	0.011	3.91
Al-% 8 Si	92.38	0.0125	7.60

Tablo 6.2. Takviye malzemesi olarak kullanılan SiC partikül boyutu ve dağılım aralığı.

SiC Partikül Boyutu (µm)	Boyut Dağılım Aralığı (µm)*
13	5-25
23	12-40
37	22-59

*Üretici firma tarafından verilen bilgi.

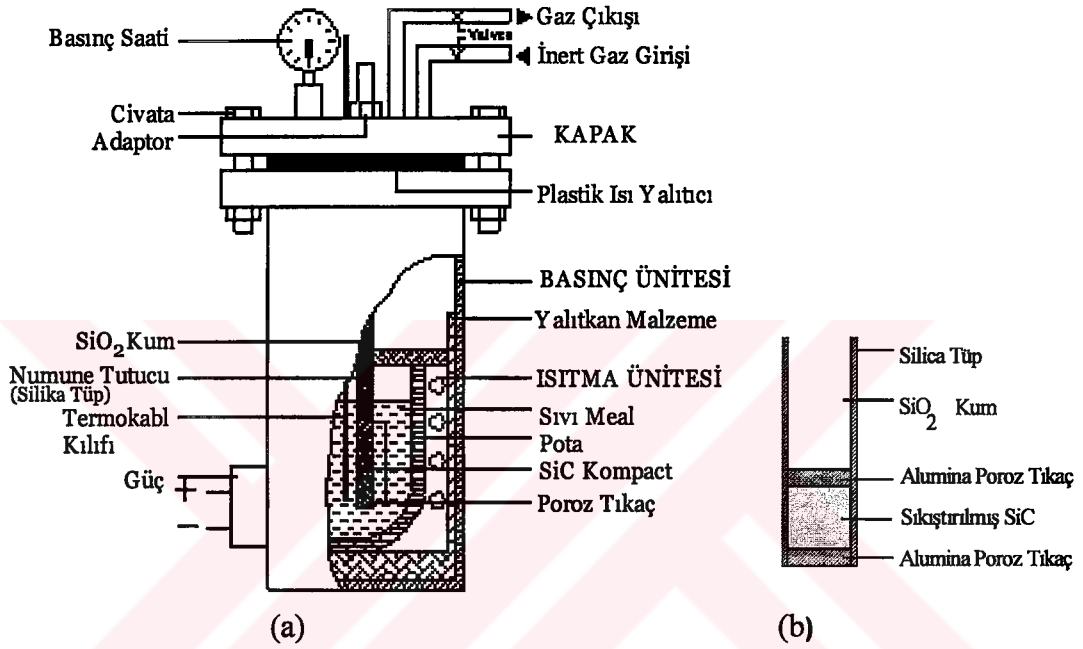
Bu çalışmada partikül boyutunun etkisinin incelenmesi için 13 μm , 23 μm ve 37 μm boyutunda SiC partiküllerinden oluşan preformlar, saf alüminyumla infiltre edilirken, alaşım elementinin etkisinin araştırılması için yalnızca 23 μm boyutlu SiC partiküllerinden oluşan preformlar tüm matris alaşımları ile infiltre edilmiştir. Üretilen kompozit malzemeler, mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyonu deneylerinden sonra aşınma deneylerine tabi tutulmuşlardır.

6.2. Deneysel Malzemelerin Üretim Yöntemi

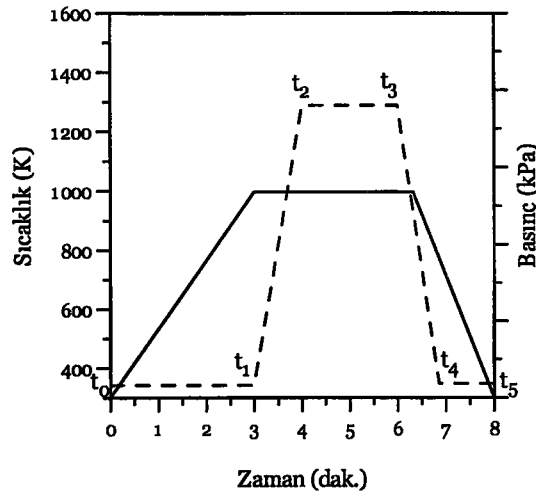
Bu çalışmada incelenen kompozit malzemeler, Şekil 6.1'de şematik olarak görülen basınçlı infiltrasyon ünitesinde üretilmiştir. İnfiltrasyon ünitesinin uzunluğu ve çapı sırasıyla 320 mm ve 225 mm'dir (Şekil 6.1a). 7 mm iç çapında ve 250 mm uzunluğunda silika kuartz tüpler, preform tutucu olarak kullanılmıştır (Şekil 6.1b). Silika tüpün bir ucu % 85 poroziteye sahip alumina kılcal kristal filtre ile tıkanmıştır. 8 mm çapında ve 5 mm yüksekliğinde filtre görevini gören poroz alumina, SiC preformları içine sıvı Al'nin infiltre edilmesine hiç bir direnç göstermemektedir. Preformun hazırlanışı sırasında silika tüp içerisine yerleştirilen SiC partikül tozunun % 50'si hava olacak şekilde belirli bir süre elle vibrasyona tabi tutulmuştur. İnfiltrasyon sırasında sıvının aşırı akışını ve preformda partikül dağılımının bozulmasını önlemek için preformun üst tarafı yaklaşık 500 μm çapında kuru silika kum ile doldurulmuştur.

Preforma infiltre edilen saf Al veya Al alaşımları elektrik rezistanslı fırın yardımıyla 400 g kapasiteli bir pota içinde ergitilmiştir. Ergitme işleminden sonra plastik yalıtıcı conta, ünitenin kapağı ile ünite arasına yerleştirilmiş ve sekiz adet civata ile kapak üniteye monte edilmiştir. İnfiltrasyon sıcaklığı 750 °C'dir ve bu sıcaklıkta sıvı içine daldırılan kuartz tüp, sıvı metal ile preform arasında uniform sıcaklığa ulaşılması için 3 dakika tutulmuştur. Önceden belirlenmiş basınç değerine kadar 170 kPa/s hızında basınç infiltrasyon ünitesine uygulanmıştır. Preformların infiltrasyonu için uygulanan basınç, preformları saf Al ile infiltre etmek için gerekli minimum eşik basıncının 200 kPa üzerindedir; 13 μm SiC preform için 1050 kPa, 23 μm SiC preform için 850 kPa ve 37 μm SiC preform için 550 kPa. 13 μm SiC preform, 23 μm SiC preform ve 37 μm SiC preformların infiltre edilmesi için gerekli minimum eşik basıncı değerleri

sırasıyla 850 kPa, 650 kPa ve 350 kPa olarak Candan [82] tarafından belirlenmiştir. Basınç uygulandıktan 2 dakika sonra yaklaşık 210 kPa/s hızda infiltrasyon ünitesinden basınç serbest bırakılmıştır. Son olarak, infiltre olan numuneler soğuması için üniteden çıkartılmıştır. Basıncılı infiltrasyon yöntemi ile kompozit malzeme üretimine ait yukarıda açıklanan tüm proses adımları “zaman-sıcaklık-basınç” grafiği olarak Şekil 6.2’de görülmektedir.



Şekil 6.1. Bu çalışmada kullanılan (a) infiltrasyon ünitesi ve (b) numune tutucu kuartz cam borunun şematik görünüşleri.



Şekil 6.2. Basıncılı infiltrasyon prosesi süresince, zamanla preform sıcaklığının (—) ve uygulanan basınç değişiminin (---) şematik diyagramı. t_0 - t_1 preformun ön ısıtılması; t_1 - t_2 basınç uygulama; t_2 - t_3 basıncı sabit tutma; t_3 - t_4 basıncı serbest bırakma; t_4 - t_5 numuneyi çıkarma.

6.3. Mikroyapı Karakterizasyonu

Farklı takviye boyutlarında ve matris bileşimlerinde üretilen kompozit malzemelerin mikroyapı karakterizasyonu aşağıda açıklandığı gibi metalografik inceleme, x-ışınları difraksiyonu (XRD) ve sertlik (ultramikro ve makro sertlik) ölçümleriyle yapılmıştır.

6.3.1. Metalografik İncelemeler

Kompozit malzemelerin uzunlamasına kesitinden reçineye alınan numuneler sırasıyla 240, 400, 600, 800 ve 1200 mesh SiC zımparada nazik olarak zımparalamadan sonra parlatma çuhası üzerinde sırası ile Al_2O_3 solusyonu ve 0.25 μm elmas ile parlatılmıştır. Mikroyapısal incelemeler, bilgisayar donanımına bağlantılı Nikon Epiphot 200 tipi optik ışık mikroskobu ve EDS donanımlı Jeol JSM 840 tipi Taramalı Elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır.

Mikroyapıda bulunan SiC takviye partiküllerinin ve porozitenin hacim oranları, KS 400 image analiz software programına sahip bir bilgisayarla bağlantılı Zeiss Apiotech Vanio optik mikroskop ve 5.45 versiyon standart software donanımlı MOP videoplan Kontron görüntü analiz cihazı ile belirlenmiştir. Bileşenlerin hacim oranları her bir kompozitin en az beş farklı bölgesinden saptanmıştır.

6.3.2. XRD İncelemeleri

Saf Al, Al-% 8 Mg ve Al-% 8 Si alaşım matrisli kompozit tozlarının XRD difraksiyon paternleri, PC-APD, PC-identify yazılımlı ve ICDD veri tabanlı Philips PW 3710 model XRD cihazını kullanarak, 50 kv jeneratör gerilimi, 20 mA akımda 20° - 150° açı aralığında ve 0.070° adım tarama boyutlu 1 derece/dk. hızda elde edilmiştir. Radyasyon oluşturmak için Cu- $K\alpha$ ışını kullanılmıştır.

6.3.3. Sertlik Ölçümü

Metalografik numuneler üzerinde, Vickers batıcı ucu ile ultramikrosertlik ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Ultramikrosertlik ölçümü, FISCHERSCOPE HP 100 XYPROG dinamik ultramikrosertlik cihazı ile gerçekleştirilmiştir.

Ultramikrosertlik ölçümünde 50 mN yük, 0.1 sn arayla 60 kademede kompozit malzemelerin matrisine uygulanmıştır. Mikrosertlik ölçümü ise, Tucan Model LL Vickers mikrosertlik cihazında 500 gr (~5 N) yük altında yapılmıştır. Sertlik izi, matrisi ve takviye elemanlarını kapsadığından elde edilen mikrosertlik değeri, kompozitin kütleli sertliğini karakterize etmektedir. Sertlik değerleri, en az 5 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmiştir.

6.4. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu

İncelenen kompozit malzemelerin oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla, basma, eğme ve darbe deneyleri yapılmıştır. Deneylerden sonra kırılma yüzeyleri Jeol JSM T330 ve Jeol JSM 840 tipi SEM’de incelenmiştir.

6.4.1. Basma Deneyi

Kompozit malzemelerin basma deneyi, Instron 1185 universal test cihazı ile yapılmıştır. Deneylerde, deney cihazının çene hızı 0.5 mm/dk olarak seçilmiştir. Basma deneyi için 7 mm çapında ve 14 mm yüksekliğinde numuneler kullanılmıştır. Basma deneyleri, her bir grup için en az 5 adet numune ile gerçekleştirilmiştir.

6.4.2. Eğme Deneyi

Kompozit malzemelerin eğme deneyi üç noktalı eğme deneyi konfigürasyonunda Instron 1185 universal test cihazı ile 0.5 mm/dk çene hızında gerçekleştirilmiştir. Eğme deneyleri sırasında mesnetler arası açıklık 30 mm olarak tutulmuştur. Eğme deneyi numunelerinin uzunluğu çapı 7 mm ve 40 mm olarak belirlenmiştir. Her bir grup için en az beş adet numune kullanılmıştır.

6.4.3. Darbe Deneyi

Darbe deneyleri, 50 Joule’lük çekiç ve kırılma enerjisini 0.2 J hassasiyetle tespit eden charpy tipi Zwick marka darbe deney cihazı ile yapılmıştır. Darbe deneyi için 7 mm çapında ve 40 mm uzunluğunda numuneler kullanılmış ve mesnetler arası mesafe 25

mm olarak seçilmiştir. Kompozit malzemelerin kırılması için gerekli enerji, Joule cinsinden en az beş numuneden alınan verilerin ortalaması ile belirlenmiştir.

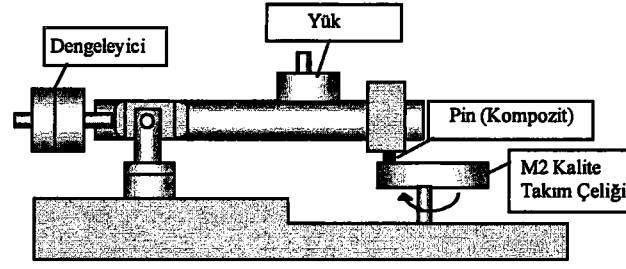
6.5. Aşınma Deneyleri

Kompozit malzemelerin aşınma davranışları metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneyleri ile incelenmiştir. Deneyler sırasında 30 mm yüksekliğinde ve 7 mm çapındaki aşınma deney numunelerine 0.73 MPa temas basıncına karşılık gelen 28 N yük uygulanmıştır. Deney sonuçları, numunelerin deney öncesi ve deney sonrasında 0.1 mg hassasiyete sahip elektronik terazi ile ağırlık kayıpları ölçülerek belirlenmiştir. Belirli kayma mesafesi aralıklarla numuneler aşınma deney cihazından çıkartılarak tartılmış ve tekrar aynı pozisyonda aşınma cihazına takılarak deneye devam edilmiştir. Böylece kayma mesafesine bağlı olarak numunelerin ağırlık kayıplarının değişimi belirlenmiştir.

Aşınma deneyleri sonrasında aşınan yüzeyler, Jeol JSM T330, Jeol JSM 840 ve Jeol JSM 5600 tipi SEM'leriyle incelenmiştir. Ayrıca aşınma yüzeylerinin pürüzlülüğü, PERTHOMETER S8P tipi mekanik yüzey profilometre cihazı ile ölçülmüştür. Yüzey pürüzlülüklerinin ölçümü FACODYN T9 model optik uçla, 1.750 mm uzunluğunda, 250 µm yüksekliğinde ve 1 mm genişliğinde bir alandan 32 adet tarama ile gerçekleştirilmiştir.

6.5.1. Metal-Metal Aşınma Deneyi

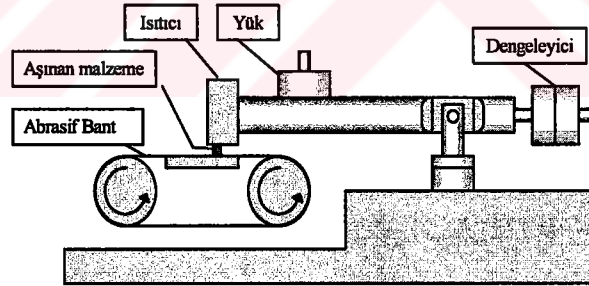
Metal-metal aşınma deneyleri, Şekil 6.3'de şematik olarak gösterilen disk üzeri pin (pin on disk) tipi aşınma cihazında sabit hızda dönen 65 HRC sertliğinde AISI M2 kalite yüksek hız takım çeliği üzerinde yapılmıştır. Deneyler, oda sıcaklığında, 0.45 m/s sabit kayma hızında ve toplam 12000 m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Numunelerin ağırlık kayıpları 2000 m aralıklarla ölçülmüştür. Metal-metal aşınma deneyleri, ortalama % 40-50 bağıl nem aralığında yapılmıştır.



Şekil 6.3. Metal-metal aşınma deney cihazının şematik gösterimi.

6.5.2. Metal-Abrasif Aşınma Deneyi

Metal-abrasif aşınma deneyleri, Şekil 6.4’de şematik olarak gösterilen metal-abrasif aşınma deney cihazını kullanarak, SIA marka Al_2O_3 zımpara bantları üzerinde yapılmıştır. Bu çalışmada kullanılan aşındırıcı bandın mesh numarası ve buna karşı gelen Al_2O_3 boyutu Tablo 6.3’de verilmiştir. Abrasif bandın kayma hızı 0.18 m/s ve toplam kayma mesafesi 33 m’dir. Numunelerin ağırlık kayıpları, 5.5 m aralıklarla ölçülmüştür. Abrasif aşınma deneyi süresince, aşındırıcı bandın üzerinde sürtünen numunelerin, her zaman yeni aşındırıcı taneler üzerinden geçmesi için numuneyi tutan kol, aşındırıcı bandın hareket yönüne dik olarak hareket etmektedir.



Şekil 6.4. Metal-abrasif aşınma deney cihazının şematik gösterimi.

Tablo 6.3. Kullanılan Al_2O_3 aşındırıcı gritinin mesh numarası ve boyutu [292].

Mesh Numarası	Al_2O_3 Boyutu (μm)
180	85
150	105
120	125
80	180
60	250

Abrasif aşınma deneyleri oda sıcaklığı ile 500 °C’ye kadar ki farklı sıcaklıklarda yapılmıştır. Oda sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda deney yapmak amacıyla aşınma deney düzeneğinde mevcut ısıtıcı ünitesine numuneler takılarak ısıtılmış ve

numunenin zımparaya temas eden yüzeyinin sıcaklığı deney sıcaklığına ulaştığı anda aşınma deneyine başlanılmıştır. Yüksek sıcaklık abrasif aşınma deneyleri, toplam 22 m kayma mesafesinde ve sadece 125 μm Al_2O_3 zımpara band üzerinde gerçekleştirilmiştir.



7. DENEYSEL SONUÇLAR

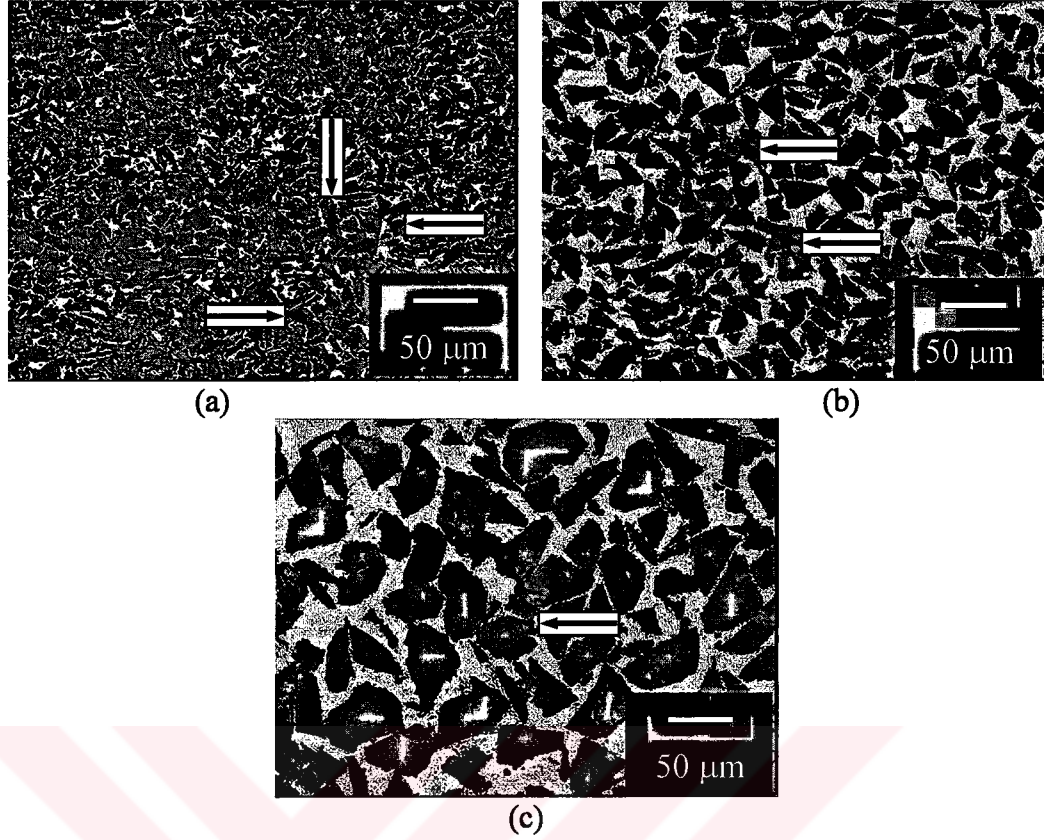
7.1. Metalografik İnceleme Sonuçları

Basınçlı infiltrasyon tekniği ile üretilen 13 μm , 23 μm ve 37 μm boyutlarında SiC partikül takviyeli saf Al, Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin optik ışık mikroskop ve SEM inceleme sonuçları aşağıda verilmiştir.

7.1.1. Saf Al Matrisli Kompozit Malzemeler

Şekil 7.1 ve Şekil 7.2, 13 μm , 23 μm ve 37 μm boyutlarında SiC partikülleri ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin optik ışık mikroskopunda sırasıyla düşük ve yüksek büyütmedeki mikroyapılarını göstermektedir. Mikroyapısal incelemeler, genel olarak matris içerisinde partikül dağılımının uniform olduğunu, mikroyapıda herhangi bir bölgede partiküllerin segregasyonu olmadığını ortaya çıkarmıştır. Ancak SiC partiküllerinin uçlarına yakın bölgelerde porozitelerin mevcut olduğu gözlenmiştir. Mikroyapıda bulunan bu poroziteler Şekil 7.1'de oklarla gösterilmektedir. İncelenen saf Al matrisli 13 μm , 23 μm ve 37 μm SiC takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları Tablo 7.1'de verilmiştir. SiC partikül hacim oranı yaklaşık % 60 olup partikül boyutunun 13 μm 'den 37 μm 'a artması ile porozite miktarı % 6.2'den % 3.1'e % 50 düzeyinde azalmıştır.

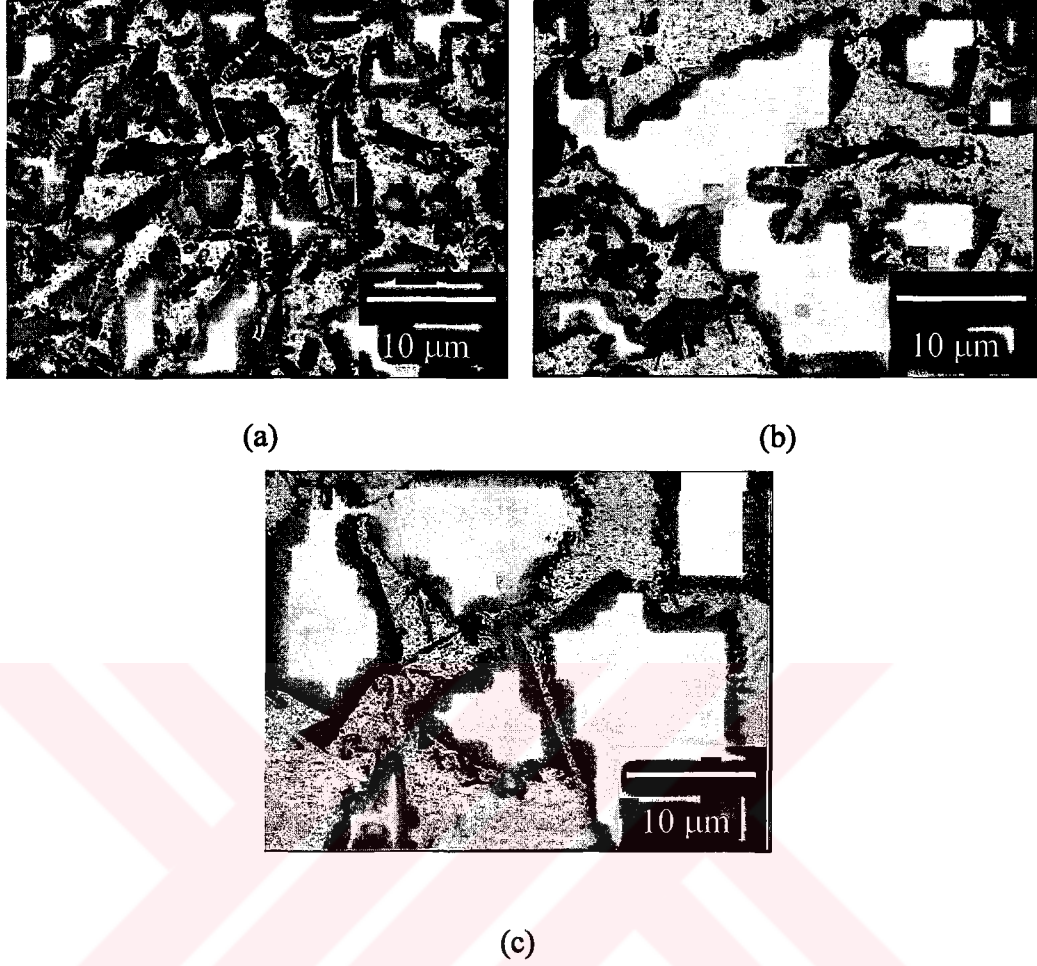
Şekil 7.2'de verilen saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmedeki mikrograflarından, takviye/matris arayüzeyinde siyah renkli-dikdörtgen ve açık gri renkli-iğnesel şekilli intermetaliklerin olduğu gözlenmiştir. Candan [82], bu intermetaliklerin sırasıyla Al_4C_3 ve ötektik Si olduğunu belirlemiştir.



Şekil 7.1. (a) 13 μm , (b) 23 μm ve (c) 37 μm SiC partikül takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık mikroyapıları. Oklar, kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunan bazı poroziteleri göstermektedir.

Tablo 7.1. Saf Al matrisle infiltre edilmiş 13 μm , 23 μm ve 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.

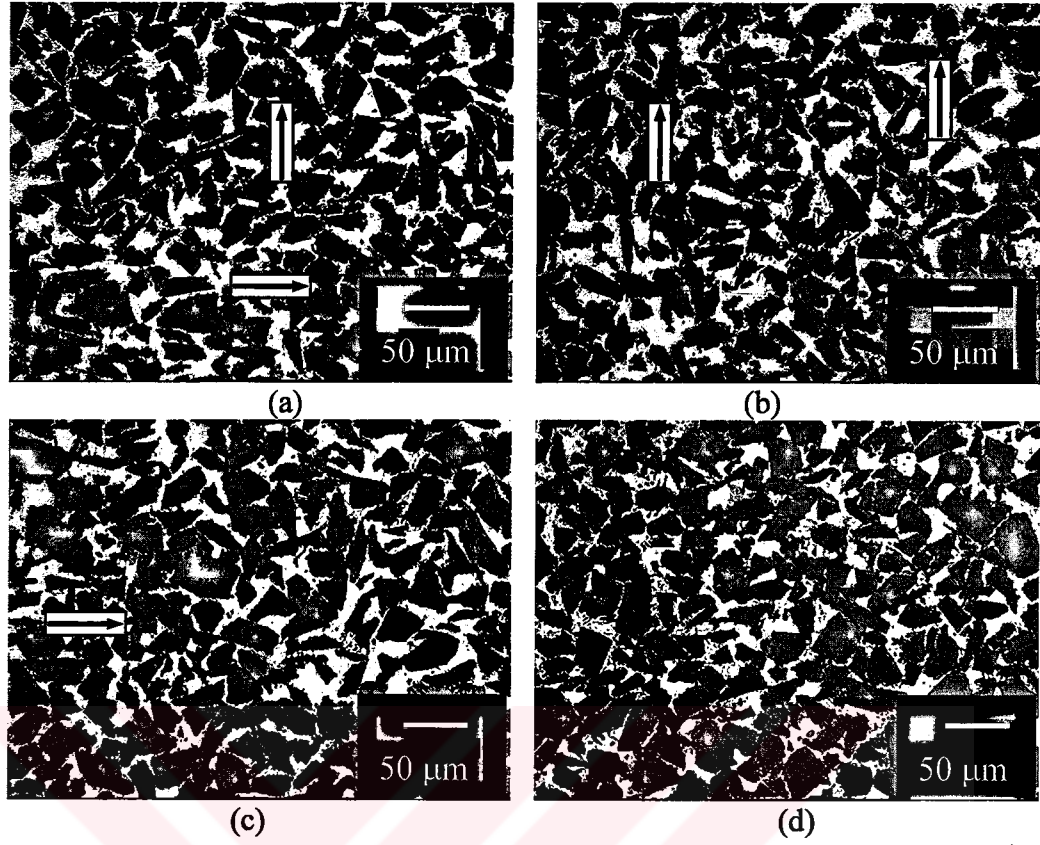
Matris	SiC Takviye boyutu (μm)	Hacim Oranı (%)		
		SiC	Porozite	Matris
Saf Al	13	61.0 $\pm$ 3.0	6.2 $\pm$ 0.6	32.9 $\pm$ 2.5
	23	60.2 $\pm$ 0.7	6.1 $\pm$ 2.7	33.7 $\pm$ 2.06
	37	60.0 $\pm$ 1.0	3.1 $\pm$ 0.9	36.6 $\pm$ 0.5



Şekil 7.2. (a) 13 μm , (b) 23 μm ve (c) 37 μm SiC partikül takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık mikroyrafları.

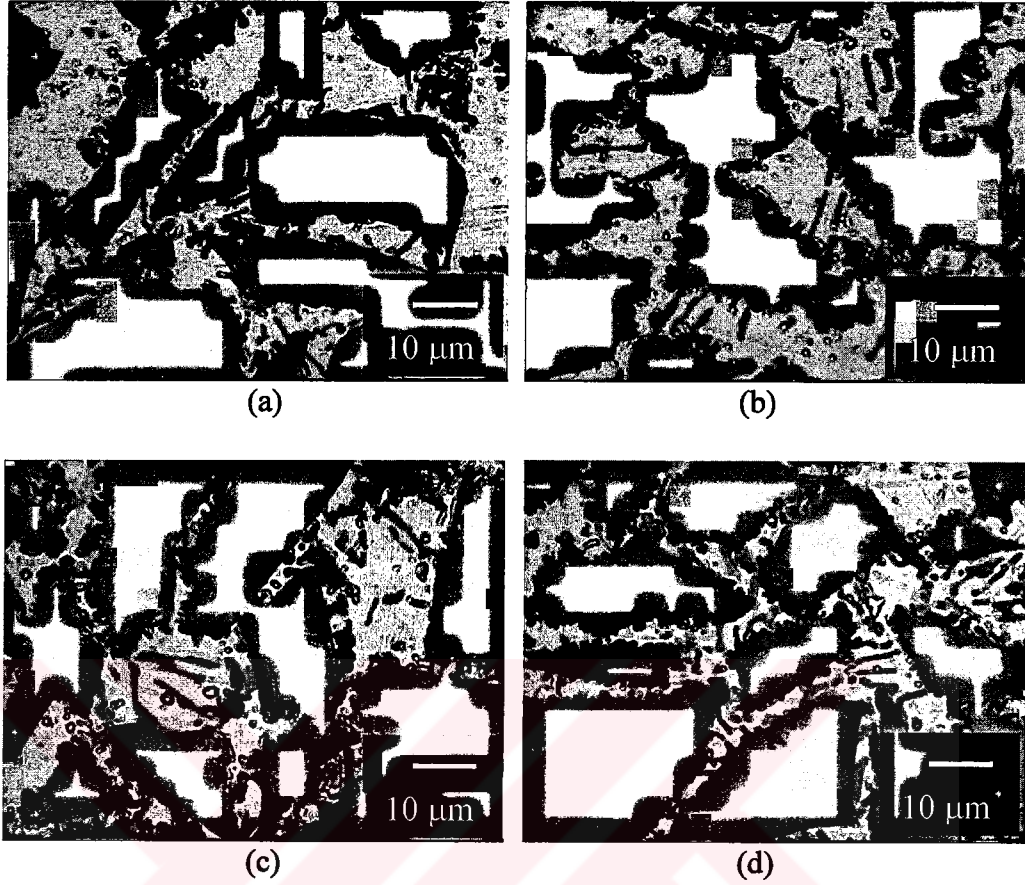
7.1.2. Al-Mg Alaşım Matrisli Kompozit Malzemeler

Ağırlıkça %1-8 Mg içeren Al alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin, düşük ve yüksek büyütmedeki, optik ışık mikrofotografları sırasıyla Şekil 7.3 ve Şekil 7.4’de verilmiştir. Şekil 7.3’den görüldüğü gibi, matris içerisinde partikül dağılımı homojendir. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde, saf Al matrisli kompozit malzemelerden çok daha az porozite mevcuttur. Tablo 7.2, Al-Mg alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranlarını göstermektedir. Matriste % 1 Mg bulunması, saf Al matrisli kompozit malzemeye (Şekil 7.1 ve Tablo 7.1) nazaran porozite miktarını % 6’dan % 0.2’ye % 96 düzeyinde düşürmüştür.



Şekil 7.3. (a) Al-% 1 Mg, (b) Al-%2 Mg, (c) Al-%4 Mg ve (d) Al-%8 Mg alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık mikrografları. Oklar, kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunan bazı poroziteleri göstermektedir.

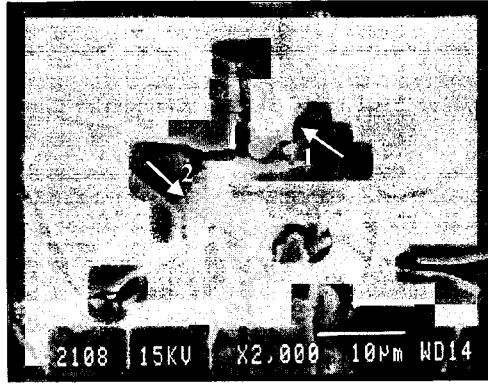
Şekil 7.4'den görüldüğü gibi, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde, saf Al matrisli kompozit malzemelerde gözlenen (Şekil 7.2) siyah renkli-dikdörtgen şekilli ve açık gri renkli-iğnesel şekilli arayüzey intermetaliklere ilave olarak koyu gri renkli-yuvarlak hatlı intermetalik mevcuttur. Şekil 7.5'de görüldüğü gibi, Al-% 8Mg alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin parlatılmış mikroyapısı üzerinden SEM'de yapılan EDS analizi, koyu gri renkli partiküllerde Mg ve Si, açık gri renkli partiküllerde sadece Si elementlerinin bulunduğunu ortaya çıkarmıştır. Literatürde [82,130] koyu gri renkli partiküller Mg_2Si ve açık gri renkli partiküller ise ötektik Si olarak belirtilmiştir.



Şekil 7.4. (a) Al-% 1 Mg, (b) Al-%2 Mg, (c) Al-%4 Mg ve (d) Al-%8 Mg alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık mikroyrafları.

Tablo 7.2. Al-Mg alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.

Matris	SiC Takviye boyutu (μm)	Hacim Oranı (%)		
		SiC	Porozite	Matriks
Al-% 1 Mg	23	58.2 $\pm$ 2.6	0.17 $\pm$ 0.01	41.6 $\pm$ 2.7
Al-% 2 Mg		58.3 $\pm$ 2.7	0.041 $\pm$ 0.01	41.6 $\pm$ 2.7
Al % 4 Mg		60.0 $\pm$ 1.3	0.04 $\pm$ 0.01	40.0 $\pm$ 1.3
Al-% 8 Mg		59.0 $\pm$ 4.1	0.01 $\pm$ 0.006	41.0 $\pm$ 4.1



(a)

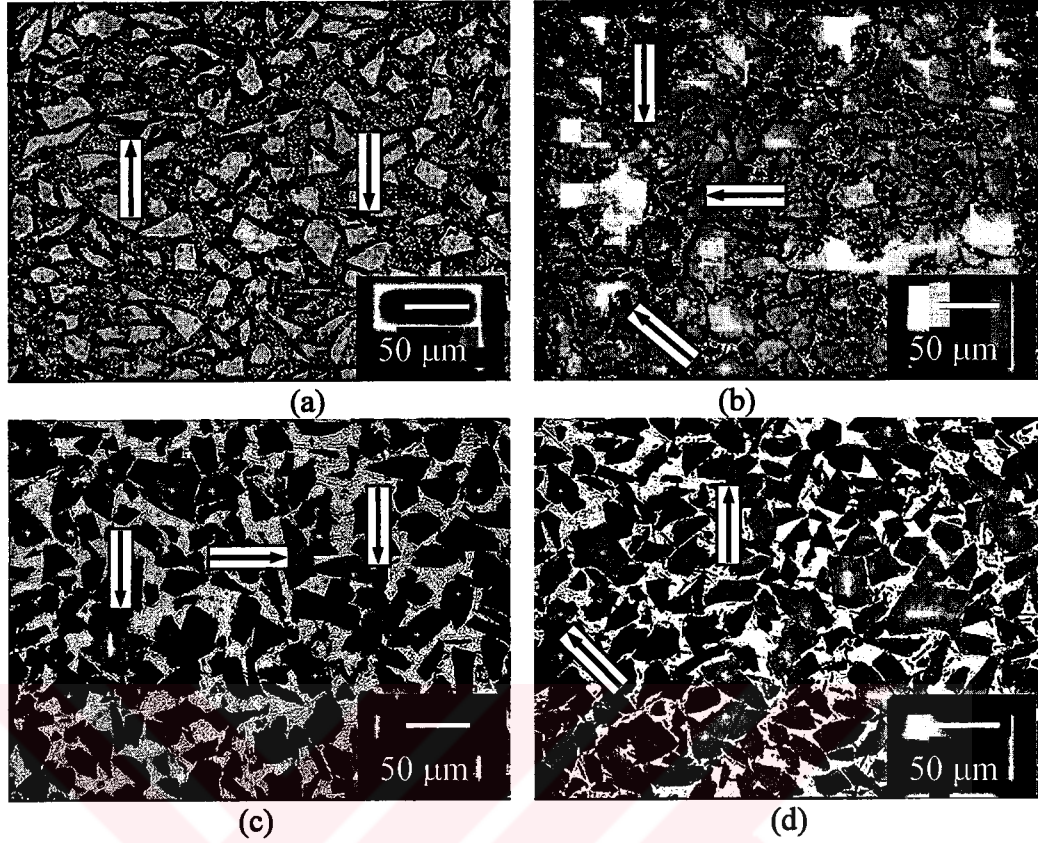
Element (wt. %)	Arayüzey Reaksiyonu	
	1	2
Mg	17.09	-
Si	22.42	92.89
Al	60.49	7.11

(b)

Şekil 7.5. (a) Al-% 8Mg alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin SEM mikrografi ve (b) Matriste bulunan koyu gri ve açık gri renkli renkli arayüzey reaksiyonlarını gösteren sırasıyla 1 ve 2 olarak işaretlenen fazların EDS analiz sonuçları.

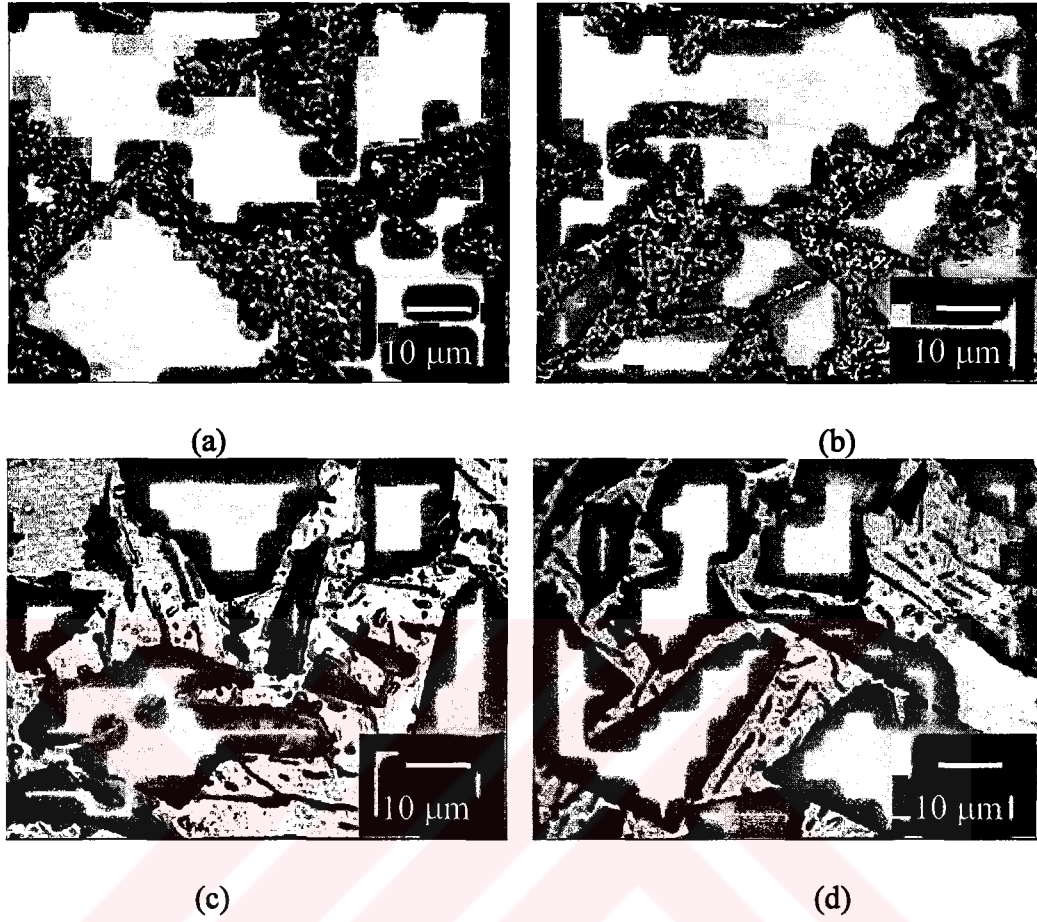
7.1.3. Al-Si Alaşım Matrisli Kompozit Malzemeler

Şekil 7.6 ve Şekil 7.7’de % 1-8 oranlarında Si ilave edilmiş Al alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük ve yüksek büyütmedeki optik ışık mikroskobu görüntüleri sunulmuştur. Mikroyapısal incelemeler, kompozit malzemelerde partikül dağılımının uniform olduğunu ve takviye partikül uçlarına yakın bir miktar porozitenin bulunduğunu göstermiştir. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin, takviye, matris ve porozite hacim oranlarının Si alaşım elementi içeriğine bağlı olarak değişimi Tablo 7.3’de verilmiştir. Matrise % 1 Si ilavesi, saf Al matrisli kompozite nazaran (Şekil 7.1 ve Tablo 7.1) porozite miktarını % 6’dan % 1.5’a % 75 düzeyinde düşürmüştür. Ancak Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerle karşılaştırıldığında (Tablo 7.2 ve Şekil 7.3) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde daha yüksek oranda porozite mevcuttur.



Şekil 7.6. (a) Al-% 1 Si, (b) Al-%2 Si, (c) Al-%4 Si ve (d) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmedeki optik ışık mikrolarları. Oklar, mikroyapıda bulunan bazı poroziteleri göstermektedir.

Matriste bulunan Si miktarının artması, Şekil 7.7’de görüldüğü gibi gri renkli iğnesel partiküllerin çökmesine neden olmaktadır. Bu partikül, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde görülen iğnesel partikül ile aynı morfolojide olup, SEM de yapılan EDS çalışmalarına (Şekil 7.5) göre Si olduğu belirlenmiştir. Saf Al matrisli ve Al-Mg matrisli kompozit malzemelerden farklı olarak Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin mikroyapısında siyah renkli-dikdörtgen şekilli Al_4C_3 (Şekil 7.2 ve Şekil 7.4) ve koyu gri renkli Mg_2Si (Şekil 7.4 ve Şekil 7.5) intermetalikleri görülmüştür. Literatürde [7,12,20,31,38,43] termodinamik olarak belirli oranda Si içeren Al alaşımlarında Al_4C_3 oluşumunun engellendiği belirtilmiştir. Bu, Al alaşımına ilave edilen Si’un, alaşımın solidus sıcaklığını düşürmesinden kaynaklanmaktadır.



Şekil 7.7. (a) Al-% 1 Si, (b) Al-%2 Si, (c) Al-%4 Si ve (d) Al-%8 Si alaşımlı matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin optik ışık mikroyrafları.

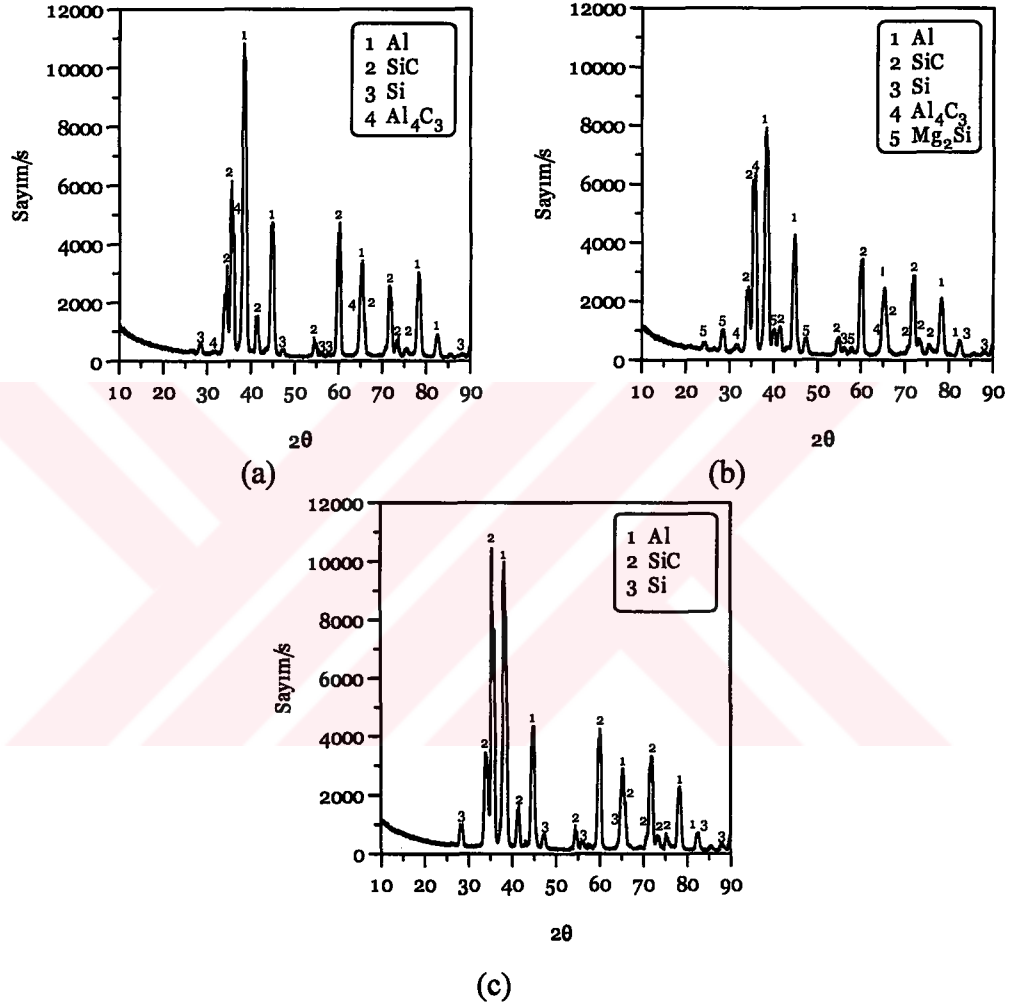
Tablo 7.3. Al-(%1-8) Si alaşımlı matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.

Matris	SiC Takviye boyutu (µm)	Hacim Oranı (%)		
		SiC	Porozite	Matris
Al-% 1 Si	23	55.4±3.1	1.47±0.3	43.1±2.9
Al-% 2 Si		56.4±1.6	0.86±0.3	42.7±1.4
Al % 4 Si		57.3±1.9	0.59±0.1	42.1±1.6
Al-% 8 Si		57.9±1.1	0.52±0.1	41.6±1.3

7.2. XRD Sonuçları

Saf Al, Al-%8 Mg ve Al-%8 Si alaşımlı matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin XRD patternleri Şekil 7.8’de verilmiştir. Her üç XRD patterninde Al, Si ve SiC pikleri mevcuttur. Saf Al ve Al-% 8Mg alaşımlı matrisli

kompozitte bu piklere ilave olarak Al_4C_3 piki de bulunmaktadır. Diğer iki XRD patterninde (Şekil 7.8a ve Şekil 7.8c) gözlenmeyen ve yalnız Al-% 8 Mg alaşım matrisli kompozitte ortaya çıkan Mg_2Si piki bulunmuştur. Bu bulgular Bölüm 7.1’de açıklanan metalografik inceleme sonuçları ile uyumludur. Ancak SEM’de yapılan EDS analizlerinde saf Al ve Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde bulunan Al_4C_3 fazı ayırt edilememiştir.



Şekil 7.8. (a) saf Al, (b) Al-%8Mg ve (c) Al-% 8Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin XRD patternleri.

7.3. Sertlik Ölçüm Sonuçları

İncelenen kompozit malzemelerin, matris ve kütleli sertlikleri Tablo 7.4’de verilmiştir. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde, SiC partikül boyutunun değişimi, gerek matris ve gerekse kütleli sertliği değiştirmemiştir. Saf Al’ye Mg ve Si ilave edilmesi, matris ve kompozit sertliğini artırmıştır. Al-Mg alaşım matrisli

kompozit malzemelerde Al-Si alaşım matrisli komopozit malzemelere nazaran daha yüksek sertlik değeri elde edilmiştir.

Tablo 7.4. Test edilen kompozit malzemelerin sertlik değerleri.

Matris	SiC Takviye boyutu (μm)	Matris Sertliği (HV)	Kütlesel Sertlik (HV)
Saf Al	13	56.9 $\pm$ 1.1	182.9 $\pm$ 19.1
	23	56.9 $\pm$ 1.1	182.9 $\pm$ 19.1
	37	56.9 $\pm$ 1.1	182.9 $\pm$ 19.1
Al-% 1 Mg	23	88.9 $\pm$ 3.0	285.5 $\pm$ 6.7
Al-% 2 Mg		115.2 $\pm$ 4.5	346.5 $\pm$ 13.4
Al % 4 Mg		122.6 $\pm$ 2.2	359.0 $\pm$ 11.0
Al-% 8 Mg		150.8 $\pm$ 6.8	390.2 $\pm$ 5.6
Al-% 1 Si	23	63.0 $\pm$ 3.6	282.9 $\pm$ 3.5
Al-% 2 Si		69.3 $\pm$ 1.7	282.3 $\pm$ 11.6
Al % 4 Si		86.1 $\pm$ 2.9	253.5 $\pm$ 11.9
Al-% 8 Si		94.3 $\pm$ 4.6	289.8 $\pm$ 10.2

7.4. Mekanik Deney Sonuçları

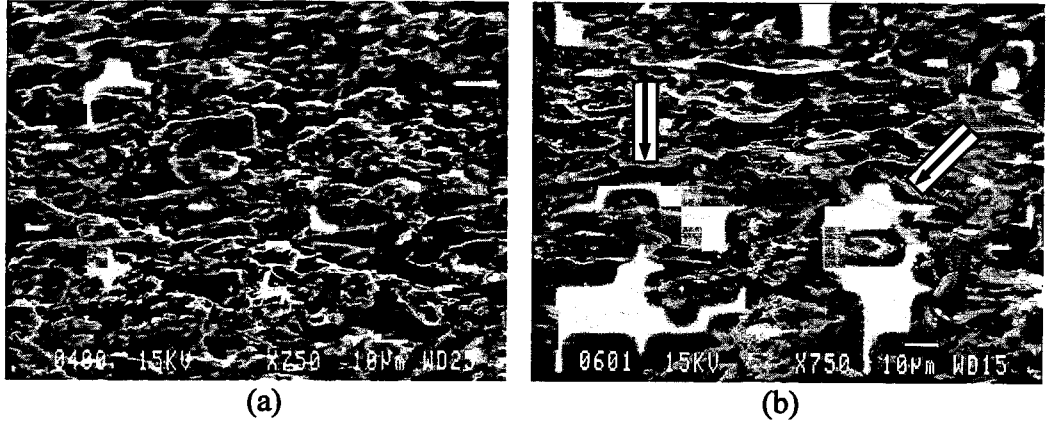
Kompozit numunelerin, oda sıcaklığında yapılan basma, eğme ve darbe deneylerinden elde edilen sonuçları toplu olarak Tablo 7.5’de verilmiştir.

Tablo 7.5. İncelenen kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.

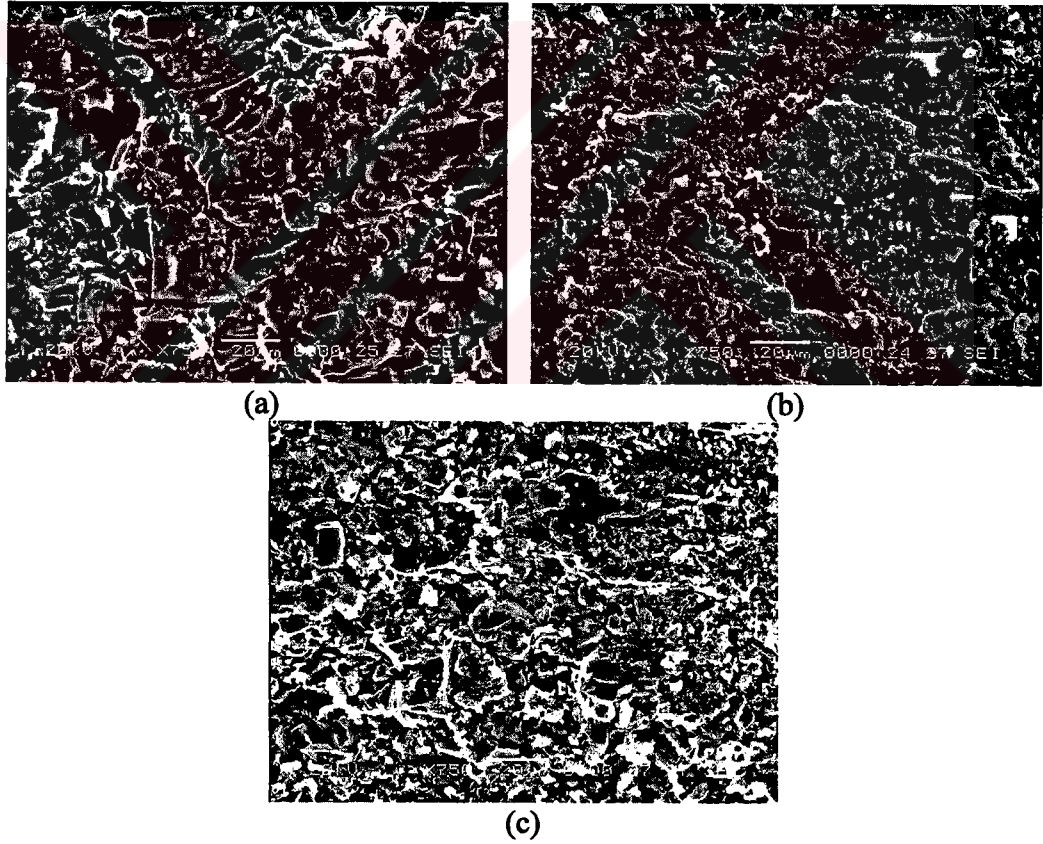
Malzeme	SiC Takviye boyutu (µm)	Basma Deneği			Eğme Deneyi	Darbe Deneği
		Basmada Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Maksimum Basma Mukavemeti (N/mm ²)	Basmada % Kısılma Oranı	Eğme Mukavemeti (N/mm ²)	Spesifik Darbe enerjisi x 10 ⁻³ (J/mm ²)
Saf Al	13	267.1±22,2	381.4±40,2	5.6±1.5	311.4±27.6	28.9±3.5
	23	184.2±23,0	340.3±27,1	6.9±2.1	233.4±11.2	23.1±3.8
	37	112.1±21,7	296.0±22,5	13.1±3.0	183.3±6.0	8.8±0.8
Al-%1 Mg	23	285.4±7.7	471.1±10.2	5.8±1.7	256.8±11.6	16.1±2.9
Al-%2 Mg		393.9±11.6	520.7±31.9	4.9±1.6	306.2±2.2	12.0±0.3
Al-%4 Mg		427.2±10.6	537.8±11.7	3.4±0.8	386.8±14.4	9.3±1.9
Al-%8 Mg		459.9±10.2	563.6±12.9	2.4±0.4	449.3±31.8	5.9±1.0
Al-%1 Si	23	219.8±13.5	384.1±24.7	12.5±2.2	275.7±6.5	21.7±2.9
Al-%2 Si		203.9±14.6	378.1±33.3	10.3±1.9	262.6±8.9	15.9±0.8
Al-%4 Si		159.4±14.9	359.4±6.0	8.5±1.1	263.2±15.7	14.04±0.2
Al-%8 Si		150.7±13.8	289.7±22.5	8.4±2.7	278.9±41.2	9.2±0.9

Basma deneyi sırasında elde edilen “gerilme-birim şekil değiştirme” eğrisinde doğrusallığın bozulduğu nokta ve kırılma anı ile ilişkili olan gerilmeler sırasıyla, basmada akma mukavemeti ve maksimum basma mukavemeti olarak Tablo 7.5’de verilmiştir. Bu değerlere ilave olarak, numunelerin kırılana kadar ki % kısılma oranı ölçülmüştür.

Kompozit malzemelerin basma deneyi sonrası kırık yüzeylerinin SEM mikrografları Şekil 7.9 ve Şekil 7.10’da verilmiştir. Kırık yüzey karakteristiği, matriste gerçekleşen kayma tipi plastik deformasyondur. Takviye boyutunun artması ile bazı partiküllerde kırılma görülmekte olup kırılmış partiküller Şekil 7.9’da gösterilmektedir. Saf Al matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin kırılma yüzeyinde (Şekil 7.10a) takviye/matris arayüzey ayrılması gözlenmiştir. Şekil 7.10’dan görüldüğü gibi, Al matrisin gerek Mg ve gerekse Si ile alaşımlandırılması, basma deneyi sırasında matristeki plastik deformasyonu engellemiştir.



Şekil 7.9. (a) 13 ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin basma deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri. Oklar, kompozit malzemelerin mikroyapısında bulunan bazı partikül kırılmalarını göstermektedir.

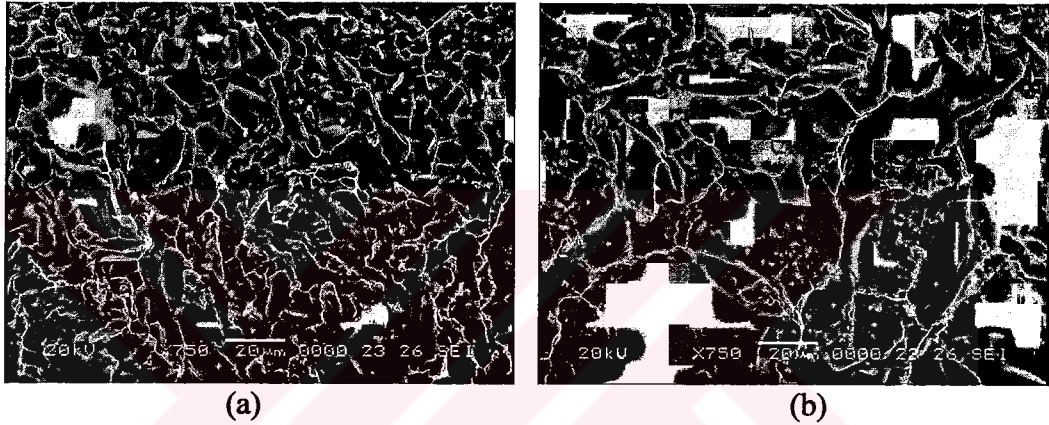


Şekil 7.10. (a) Saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin basma deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntümleri.

Üç noktalı eğme deneyi sırasında, numunelerin kırılmasına neden olan maksimum yük (P_{max}) kullanılarak;

$$\sigma_{max} = \frac{8 \cdot P_{max} \cdot L}{\pi \cdot D_N^3}$$

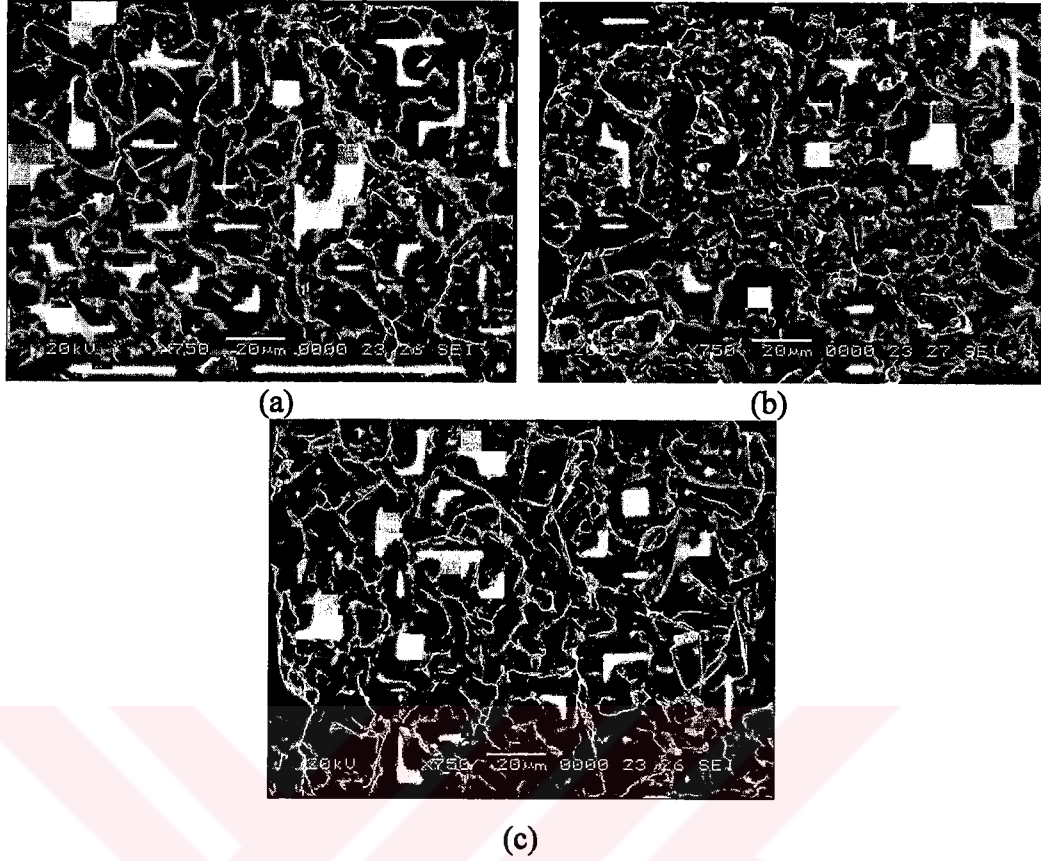
bağıntısına göre incelenen kompozit malzemelerin eğme mukavemeti (σ_{max}) hesaplanmıştır. Burada L mesnetler arası mesafe (30 mm) ve D_N numune çapıdır (7 mm). Kompozit malzemelerin eğme deneyi sonrasındaki kırılma yüzeyinin SEM görüntüleri Şekil 7.11 ve Şekil 7.12’de verilmiştir.



Şekil 7.11. (a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin eğme deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri.

Eğme deneyi sonrasında SiC partikülleri klivaj tipi düz yüzeyli kırılmaya maruz kalmıştır. SiC partikül boyutunun artması ile partikül kırılması daha da belirginleşmiştir (Şekil 7.11). Ancak matrisin Mg ve Si ile alaşımlandırılması, SiC partikül kırılma riskini azaltmıştır (Şekil 7.12).

Çentiksiz yuvarlak numunelerle oda sıcaklığında yapılan darbe deneylerinden elde edilen kırılma enerjisi değerleri, numunelerin kesit alanına bölünerek kırılma için birim kesit alanı başına harcanan enerji cinsinden hesaplanmış ve bu değer Tablo 7.5’de “spesifik darbe enerjisi” olarak verilmiştir. Darbe deney numunelerinin kırık yüzey SEM görüntüleri Şekil 7.13 ve Şekil 7.14’de gösterilmektedir.

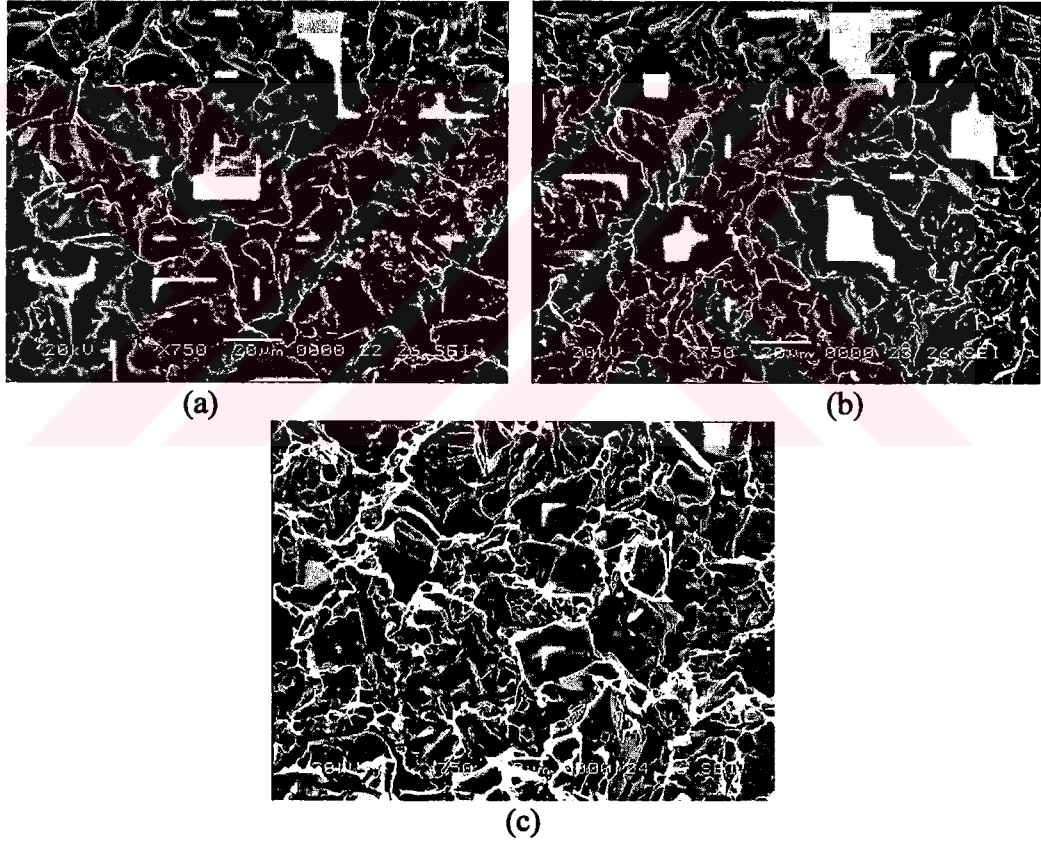


Şekil 7.12. (a) Saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin eğme deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri.

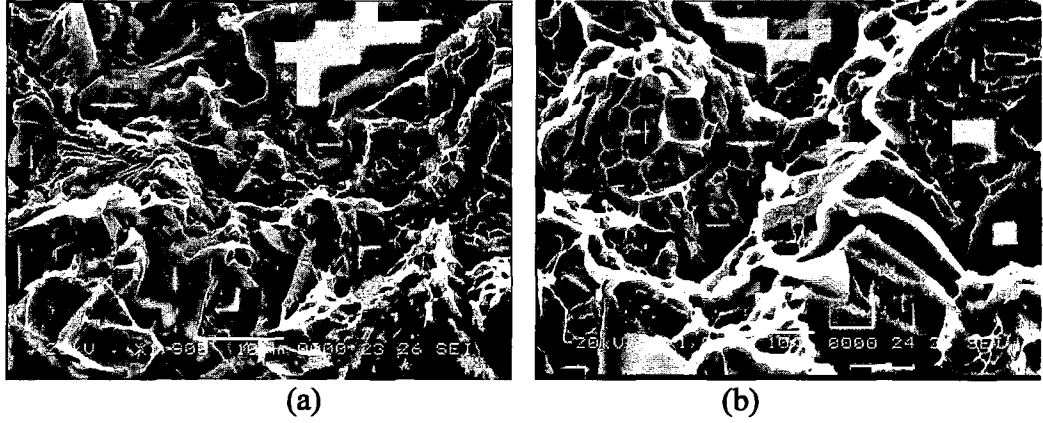
Saf Al matrisli 13 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzeme sünek karakterli gamze tipi (dimple) kırılma sergilerken, 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemede takviye partikül kırılması meydana gelmiştir (Şekil 7.13). 23 μm SiC partikül takviyeli gerek Al-Mg ve gerekse Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde, saf Al matrisli 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere (Şekil 7.13) kıyasla daha az oranda SiC partikül kırılması (Şekil 7.14) gözlenmiştir. Yüksek büyütmelerde yapılan SEM incelemelerinde (Şekil 7.15) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde mikro boyutta gamzelerin mevcut olduğu görülmüştür.



Şekil 7.13. (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin darbe deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri.



Şekil 7.14. (a) Saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere ait darbe deneyi sonrası kırık yüzey SEM görüntüleri.



Şekil 7.15. (a) Al-%8 Mg ve (b) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μ m SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere ait darbe deneyi sonrası yüksek büyütmede kırık yüzey SEM görüntüleri.

Tablo 7.5’de verilen mekanik deney sonuçlarına göre saf Al matrisli kompozit malzemelerde SiC partikül boyutunun artmasına bağlı olarak basma ve eğme mukavemeti ile darbe direnci azalmış ve süneklik artmıştır. İncelenen kompozit malzemeler içerisinde en yüksek mukavemet değerleri Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde elde edilmiştir. Matriste bulunan Mg miktarının artması ile basma ve eğme mukavemeti artarken kompozitin sünekliği ve darbe direnci azalmıştır. Matrise %1 Si ilavesi mukavemeti ve darbe direncini çok belirgin olarak değiştirmemesine rağmen mukavemet ve süneklikte artış sağlamıştır. Ancak Si miktarının daha fazla artırılması ile mukavemet, süneklik ve darbe direnci azalmıştır. % 8 Si içeren kompozit malzeme, saf Al matrisli kompozit malzemedan daha düşük mukavemete, sünekliğe ve darbe direncine sahiptir.

7.5. Aşınma Deney Sonuçları

İncelenen kompozit malzemelerin metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

7.5.1. Metal-Metal Aşınma Deney Sonuçları

Farklı takviye boyutlarına sahip saf Al ve ağırlıkça % 1-8 Mg ve % 1-8 Si ilave edilmiş Al alaşım matrisli kompozit malzemelere kuru ortam koşullarında gerçekleştirilen metal-metal aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar ağırlık kaybı cinsinden Tablo 7.6’da verilmiştir.

Tablo 7.6. Kayma mesafesi, takviye boyutu ve matris bileşimine bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma deney sonuçları.

Matris	SiC Takviye Boyutu (µm)	Ağırlık Kaybı (gr)					
		2000 m	4000 m	6000 m	8000 m	10000 m	12000 m
Saf Al	13	0.0211	0.0358	0.0489	0.0615	0.0661	0.0774
	23	0.0128	0.0213	0.0262	0.0325	0.0362	0.0408
	37	0.0040	0.0086	0.0099	0.0119	0.0133	0.0142
Al-%1 Mg	23	0.0062	0.0124	0.0177	0.0225	0.0272	0.0317
Al-%2 Mg		0.0041	0.0085	0.0137	0.0181	0.0224	0.0260
Al-%4 Mg		0.0026	0.0057	0.0094	0.0127	0.0166	0.0192
Al-%8 Mg		0.0003	0.0011	0.0022	0.0033	0.0039	0.0049
Al-%1 Si	23	0.0101	0.0173	0.0262	0.0336	0.0409	0.0473
Al-%2 Si		0.0109	0.0184	0.0274	0.0345	0.0454	0.0553
Al-%4 Si		0.0072	0.0135	0.0220	0.0280	0.0346	0.0413
Al-%8 Si		0.0120	0.0193	0.0236	0.0270	0.0307	0.0353

İncelenen kompozit malzemelerin ağırlık kayıpları, kayma mesafesinin artması ile artmıştır. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye boyutunun artması ile aşınma miktarı azalmıştır. 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin matrisine ilave edilen Mg ve Si alaşım miktarının artmasıyla ağırlık kaybı daha da azalmıştır. En düşük ağırlık kaybı Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde gözlenmiştir. Metal-metal aşınma deneyi sonrasında kompozit malzemelerin aşınmış yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil B.1 ve Şekil B.2’de, aşınma yüzeylerinden alınan genel EDS analizi sonuçları Şekil B.3 ve Şekil B.4’de ve 3 boyutlu yüzey pürüzlülük profilleri Şekil B.5 ve Şekil B.6’da verilmiştir. Tablo 7.7’de metal-metal

aşınma deneyine maruz kalmış numunelerin aşınma yüzey pürüzlülük ölçüm sonuçları gösterilmektedir.

Tablo 7.7. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılmış SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüzey pürüzlülük değerleri.

Matris	SiC Takviye Boyutu (μm)	Pürüzlülük Değerleri			
		Ra ¹	Rz ²	Rp ³	Rt ⁴
Saf Al	13	2.63	17.52	8.06	22.47
	23	1.85	12.98	6.13	16.35
	37	1.70	12.02	5.36	14.71
Al-%8 Mg	23	1.60	11.40	5.13	13.35
Al-%8 Si	23	1.81	13.06	5.95	15.37

¹Ra, tüm pürüzlülük ölçüm profil alanlarının aritmetik ortalaması

²Rz, en derin pürüzlülük profil noktasına uzaklıkta dikey profil mesafelerinin ortalaması

³Rp, referans çizgi (pürüzlülük profilinin ortasından geçen çizgi) ile en yüksek profil piki arasındaki mesafe

⁴Rt, en yüksek pürüzlülük profil piki ile en derin çukur arasındaki dikey mesafe. DIN normunda Ry'ye karşılık gelmektedir

İncelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma yüzeyleri (Şekil B.1 ve Şekil B.2) hafif aşınma karakteristik görünümüne sahip ve kırmızı kahve renginde oksit tabakası ile kaplıdır. EDS analizleri (Şekil B.3 ve Şekil B.4) aşınma yüzeylerinde Fe, Mo, Cr ve oksijenin bulunduğunu göstermektedir. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye boyutunun, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde Mg içeriğinin ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde Si içeriğinin artması ile Fe pikinin şiddeti artmıştır. En yüksek Fe pik şiddeti, 13 μm SiC takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemeye kıyasla (Şekil B.3) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemede ve 23 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemeye kıyasla (Şekil B.4) Al-%8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemede gözlenmiştir. Fe, Mo, ve Cr, aşınma yüzeylerine, karşı malzeme olan M2 kalite takım çeliğinden malzeme transferi ile geçmektedir. Yüzey pürüzlülüğü ölçümleri, saf Al matrisli kompozit malzemede SiC partikül boyutunun artmasıyla ve Al matrisin Mg ve Si ile alaşımlandırılmasıyla metal-metal aşınma yüzey pürüzlülüklerinin azaldığını ortaya çıkarmıştır.

7.5.2. Metal-Abrasif Aşınma Deney Sonuçları

İncelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma deneyi sonuçları toplu olarak Tablo 7.8’de verilmiştir. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde, takviye boyutunun artması ince abrasif taneler üzerinde (85-125 μm) ağırlık kaybının azalmasına, kaba abrasif taneler üzerinde (180-250 μm) ise ağırlık kaybının artmasına sebep olmuştur. Matrisin Mg ile alaşımlandırılması ağırlık kaybının azalmasına, Si ile alaşımlandırılması ağırlık kaybının artışına yol açmıştır. İncelenen kompozit malzemelerde abrasif aşınma deneylerinin yapıldığı özellikle 200 °C’nin üzerindeki sıcaklıklarda ağırlık kaybı şiddetli olarak artmıştır.

Abrasif aşınma deneylerinin yapıldığı sıcaklıklardaki mikroyapıları belirlemek amacıyla, incelenen kompozit malzemelerden çıkartılan numuneler bir elektrik fırınında 2 saat tutulduktan sonra hızlıca suda soğutulup reçineye alınmış ve standart metalografik yöntemlerle zımparalanıp parlatılmıştır. Tablo B.1, incelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma deneyinin yapıldığı sıcaklıklardaki mikroyapılarını göstermektedir. Sıcaklığın artması ile matriste bulunan intermetalikler yuvarlaklaşmakta ve kabalaşmaktadır. Bu durum, 200 °C’nin üzerindeki sıcaklıklarda belirgindir.

İncelenen kompozit malzemelerin, metal-abrasif aşınma deneyi sonrasında aşınmış yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil B.7-B.18, 3 boyutlu yüzey pürüzlülük profilleri Şekil B.19-Şekil B.24’de gösterilmiştir. Tablo 7.9’da aşınmış yüzey pürüzlülük ölçüm sonuçları verilmiştir.

Tablo 7.8. Kayma mesafesi, takviye boyutu, matris bileşimi, abrasif boyutu ve ortam sıcaklığına bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma deney sonuçları.

Matris	SiC Takviye Boyutu (μm)	Deney Sıcaklığı (°C)	Al ₂ O ₃ Abrasif Boyutu (μm)	Ağırlık Kaybı (gr)					
				5.5 m	11 m	16.5 m	22 m	27.5 m	33 m
Saf Al	13	Oda	85	0.0619	0.1199	0.1899	0.2605	0.3305	0.3838
			105	0.0726	0.1355	0.1994	0.2673	0.3316	0.3933
			125	0.0871	0.1688	0.253	0.3394	0.4204	0.5031
			180	0.0919	0.1855	0.2823	0.382	0.4845	0.5912
			250	0.1005	0.2056	0.3053	0.4179	0.518	0.6329
	23	Oda	85	0.0533	0.0997	0.1513	0.1983	0.2542	0.3073
			105	0.0637	0.1182	0.1797	0.2386	0.2951	0.3468
			125	0.0648	0.1352	0.2157	0.2946	0.3646	0.4332
			180	0.1174	0.2375	0.3561	0.4741	0.5913	0.7104
			250	0.1229	0.2571	0.3758	0.497	0.6525	0.7583
	37	Oda	85	0.04115	0.0821	0.124	0.1636	0.20675	0.2499
			105	0.0451	0.0924	0.137	0.1791	0.2253	0.2718
			125	0.0644	0.1324	0.191	0.2511	0.3221	0.3908
			180	0.153	0.2887	0.445	0.5924	0.7438	0.889
			250	0.1175	0.2541	0.4046	0.5463	0.7017	0.8496
Al-%1 Mg	23	Oda	85	0.0337	0.0648	0.0955	0.1234	0.1528	0.1817
			105	0.0353	0.0681	0.1013	0.131	0.1671	0.2021
			125	0.0512	0.1015	0.1543	0.207	0.2738	0.3292
			180	0.0794	0.1604	0.2456	0.3312	0.41929	0.50639
			250	0.0888	0.1747	0.2666	0.3577	0.4528	0.549
Al-%2 Mg	23	Oda	85	0.0266	0.0525	0.0826	0.11	0.1387	0.1673
			105	0.0321	0.0631	0.0965	0.1301	0.1625	0.1938
			125	0.0423	0.0852	0.1295	0.1742	0.22	0.2646
			180	0.0754	0.1503	0.227	0.3044	0.3847	0.4651
			250	0.0826	0.1809	0.2666	0.3531	0.4441	0.5352
Al-%4 Mg	23	Oda	85	0.025	0.0483	0.0718	0.098	0.1189	0.1419
			105	0.0294	0.0582	0.085	0.1118	0.1405	0.1693
			125	0.0397	0.0776	0.1176	0.1584	0.1993	0.2396
			180	0.072	0.1507	0.2179	0.2969	0.379	0.45
			250	0.0785	0.16	0.2469	0.3332	0.4244	0.5143
Al-%8 Mg	23	Oda	85	0.0237	0.046	0.0697	0.0931	0.1156	0.1376
			105	0.0238	0.0454	0.0716	0.0975	0.1221	0.1457
			125	0.0336	0.0675	0.1071	0.1436	0.1921	0.2301
			180	0.07	0.1343	0.2163	0.2877	0.3621	0.4358
			250	0.077	0.159	0.2417	0.3232	0.4059	0.4921

Tablo 7.8. (Devam)

Al-%1 Si	23	Oda	85	0.0421	0.0801	0.121	0.169	0.21	0.255
			105	0.0421	0.084	0.131	0.175	0.22	0.259
			125	0.0596	0.116	0.175	0.231	0.293	0.352
			180	0.1067	0.204	0.312	0.427	0.535	0.654
			250	0.108	0.226	0.342	0.465	0.591	0.716
Al-%2 Si	23	Oda	85	0.049	0.095	0.1366	0.183	0.226	0.273
			105	0.0583	0.108	0.155	0.205	0.257	0.308
			125	0.073	0.135	0.198	0.256	0.323	0.379
			180	0.1111	0.2272	0.3389	0.4531	0.5631	0.6787
			250	0.118	0.2415	0.362	0.485	0.6175	0.7387
Al-%4 Si	23	Oda	85	0.0613	0.1106	0.1701	0.2193	0.2661	0.3133
			105	0.062	0.1176	0.1754	0.2344	0.2948	0.3553
			125	0.0853	0.168	0.2509	0.3325	0.4208	0.504
			180	0.1244	0.2575	0.3875	0.519	0.655	0.798
			250	0.1512	0.2935	0.4343	0.5714	0.7094	0.846
Al-%8 Si	23	Oda	85	0.0522	0.1025	0.1521	0.2024	0.2515	0.3015
			105	0.0585	0.1135	0.1695	0.2228	0.283	0.3424
			125	0.1056	0.194	0.283	0.371	0.463	0.554
			180	0.1399	0.278	0.403	0.537	0.68	0.8284
			250	0.166	0.314	0.46	0.604	0.76	0.9178
Saf Al	23		100	0.0611	0.1279	0.2039	0.2771	-	-
			200	0.0763	0.152	0.2292	0.31	-	-
		125	300	0.0940	0.198	0.296	0.387	-	-
			400	0.124	0.237	0.351	0.454	-	-
			500	0.1286	0.262	0.4086	0.5456	-	-
Al-%1 Mg	23		100	0.0457	0.0957	0.1471	0.1971	-	-
			200	0.0615	0.1159	0.1663	0.2245	-	-
		125	300	0.0999	0.2002	0.3024	0.4023	-	-
			400	0.1224	0.2476	0.3653	0.4793	-	-
			500	0.141	0.273	0.403	0.529	-	-
Al-%2 Mg	23		100	0.0459	0.0907	0.1407	0.1874	-	-
			200	0.0521	0.0998	0.1545	0.2053	-	-
		125	300	0.0968	0.1944	0.2967	0.3947	-	-
			400	0.1218	0.2413	0.3614	0.4822	-	-
			500	0.1373	0.2686	0.3946	0.5182	-	-
Al-%4 Mg	23		100	0.0427	0.0831	0.1234	0.1636	-	-
			200	0.0469	0.0923	0.1392	0.1863	-	-
		125	300	0.0841	0.1557	0.2427	0.3286	-	-
			400	0.967	0.1922	0.2909	0.4087	-	-
			500	0.1035	0.2052	0.3107	0.4335	-	-
Al-%8 Mg	23		100	0.037	0.0725	0.112	0.149	-	-
			200	0.0443	0.0834	0.1297	0.1718	-	-
		125	300	0.0691	0.1445	0.2228	0.3026	-	-
			400	0.0882	0.169	0.2567	0.3411	-	-
			500	0.0937	0.1924	0.2912	0.4036	-	-

Tablo 7.8. (Devam)

Al-%1 Si	23	125	100	0.075	0.1461	0.2106	0.275	-	-
			200	0.0781	0.1584	0.2427	0.3285	-	-
			300	0.1245	0.2426	0.3647	0.4653	-	-
			400	0.149	0.3024	0.439	0.5973	-	-
			500	0.156	0.321	0.472	0.625	-	-
Al-%2 Si	23	125	100	0.0817	0.15	0.2279	0.2912	-	-
			200	0.0934	0.1628	0.2434	0.3305	-	-
			300	0.1263	0.2435	0.366	0.4733	-	-
			400	0.155	0.311	0.4476	0.607	-	-
			500	0.16	0.33	0.485	0.635	-	-
Al-%4 Si	23	125	100	0.092	0.1707	0.2394	0.3091	-	-
			200	0.1054	0.1956	0.2798	0.3661	-	-
			300	0.1339	0.2476	0.3663	0.4677	-	-
			400	0.1491	0.3238	0.4781	0.6395	-	-
			500	0.1871	0.353	0.515	0.67	-	-
Al-%8 Si	23	125	100	0.093	0.18	0.26	0.346	-	-
			200	0.1077	0.2071	0.2998	0.3934	-	-
			300	0.1305	0.2507	0.3799	0.4899	-	-
			400	0.2163	0.403	0.581	0.7387	-	-
			500	0.2364	0.4309	0.5837	0.762	-	-

Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda abrasif aşınma, genel olarak oyuklanma ve yiv oluşumu (ploughing) ile gerçekleşmiş olup, bu durum düşük büyütmede SEM fotoğraflarında (Şekil B.7, Şekil B.9, Şekil B.11, Şekil B.13, Şekil B.15 ve Şekil B.17) açıkça görülmektedir. Saf Al matrisli 37 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemeler, kaba aşındırıcı taneler (250 µm) üzerinde partikül kırılması (Şekil B.8), ince aşındırıcı taneler (85 µm) üzerinde partiküllerin matristen ayrılması (Şekil B.10) ile aşınmaya maruz kalmıştır. 13 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemeler ise gerek kaba gerekse ince aşındırıcı taneler üzerinde matristen SiC partikülün ayrılması (Şekil B.8 ve Şekil B.10) ile aşınmıştır.

Matrisin Mg ile alaşımlandırılması, aşınma yüzeyinde oluşmuş olan yiv boyutlarını (uzunluk ve genişlik) belirgin olarak azaltmıştır. Ancak benzer etki Si ile alaşımlandırma durumunda görülmemektedir (Şekil B.11 ve Şekil B.13). Yüksek büyütmelerdeki SEM çalışmaları, 23 µm SiC partikül ile takviye edilen Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma yüzeyinde SiC kırılmasının gözlenmediğini ortaya koymuştur (Şekil B.12 ve Şekil B.14). Abrasif aşınma deneylerinin yapıldığı ortam sıcaklığının artması ile oyuk ve yiv genişliğinde belirgin artış olmuş (Şekil B.15-Şekil B.18) ve matrise abrasif aşındırıcı taneler batmıştır (Şekil B.18).

Tablo 7.9. Metal-barasif aşınma deney sonrası kompozit malzemelerin aşınmış yüzey pürüzlülük değerleri.

Matris	SiC Takviye Boyutu (μm)	Deney Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	Al ₂ O ₃ Abrasif Boyutu (μm)	Pürüzlülük Değerleri			
				Ra	Rz	Rp	Rt
Saf Al	13	Oda	85	3.68	23.89	10.70	30.44
			250	4.72	28.76	14.07	38.40
	23	Oda	85	3.27	22.17	10.24	28.07
			125	3.32	23.06	10.83	29.07
			250	4.87	29.04	14.07	39.49
	37	Oda	85	3.05	21.14	8.90	25.07
			250	5.68	33.95	15.23	49.97
	23	Oda	85	2.26	16.42	7.38	23.50
Al-%8 Mg			125	2.92	21.02	10.1	27.21
			250	4.70	27.50	13.13	37.07
Al-%8 Si	23	Oda	85	2.84	21.9	10.24	30.03
			125	4.00	26.57	13.15	34.31
			250	5.17	31.18	16.43	43.74
Saf Al	23	500	125	4.06	25.66	14.7	36.2
Al-%8 Mg	23	500	125	3.45	22.1	10.4	30.0
Al-%8 Si	23	500	125	4.63	28.01	13.97	35.27

Saf Al matrisli kompozit malzemelerin içerdiği takviye boyutunun artması ile aşınmış yüzey pürüzlülük değerleri, abrasif Al₂O₃ tane boyutuna bağlı olarak farklılık göstermiştir. İnce Al₂O₃ (85 μm) tane üzerinde pürüzlülük değerleri artan SiC boyutu ile azalırken, kaba Al₂O₃ (250 μm) tane üzerinde pürüzlülük değerleri artmıştır (Şekil B.19 ve Şekil B.20). Matrisin Mg ile alaşımlandırılması pürüzlülük değerlerini düşürürken Si ile alaşımlandırılması pürüzlülük değerlerinin yükseltmiştir (Şekil B.21 ve Şekil B.22). Ayrıca deney sıcaklığı arttıkça incelenen kompozit malzemelerin pürüzlülük değerleri artmıştır (Şekil B.23 ve Şekil B.24).

8. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ

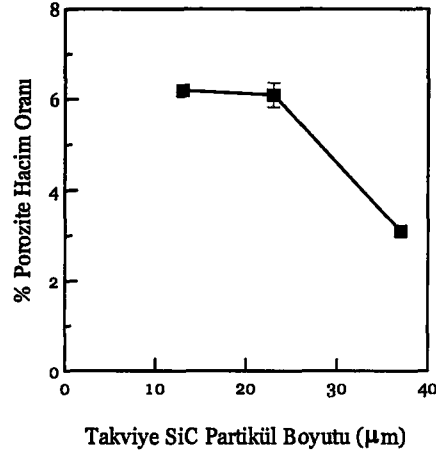
8.1. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Mikroyapıya Etkisi

Bu çalışma kapsamında basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş olan SiC partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin mikroyapısında Şekil 7.1-Şekil 7.7’de görüldüğü gibi SiC partikülleri uniform dağılmıştır. SiC partiküllerinin uçlarına yakın konumda bir miktar porozitenin mevcut olduğu görülmüştür.

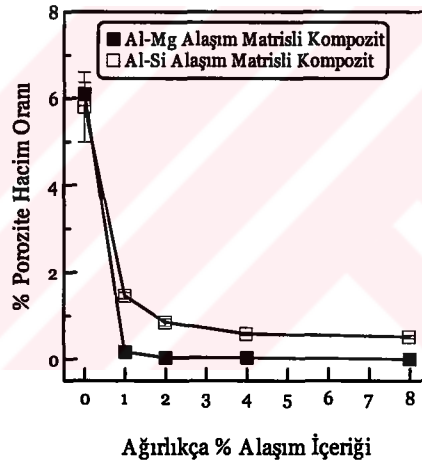
Tablo 7.1’deki verilerden yararlanarak takviye boyutunun mikroyapıda bulunan porozite miktarına etkisi Şekil 8.1’de çizilmiştir. Şekil 8.1’den görüldüğü gibi SiC partikül boyutunun artması ile saf Al matrisli kompozit malzemelerin porozite miktarı azalmıştır. SiC partikül boyutunun azalması ile porozitenin artışı, infiltrasyon prosesi süresince sıvı Al ile doldurulan kapiler kanal boyutundaki (partiküller arası boşluk) azalmaya dayandırılmaktadır [56,73,82]. SiC partiküllerinden oluşan preforma sıvı Al’u infiltrate etmek için kritik minimum basıncın aşılması gerekmektedir. Bu basınç değerine, eşik basıncı denilmektedir. Artan partikül boyutu, sabit hacim oranında, preformdaki kapiler kanal boşluğunu artırdığı için sıvı Al’un infiltrasyonunu kolaylaştırmakta ve dolayısıyla eşik basıncını düşürmektedir. İnce SiC partiküllerinden oluşan preformun kapiler kanal boyutu az olduğu için, sıvı Al’nin infiltrasyonunu zorlaştırmakta ve sonuçta porozite miktarı yüksek olmaktadır.

Mikroyapıda bulunan porozite miktarına matris bileşiminin etkisi Tablo 7.2 ve Tablo 7.3’deki verilerden yararlanarak Mg ve Si alaşım elementleri için Şekil 8.2’de çizilmiştir. Al’a Mg ve Si elementinin ilavesi ile porozite şiddetli olarak azalmaktadır. Mg’un porozite üzerindeki etkisi Si elementinin etkisinden daha belirgindir. Al’a Mg ilavesi ile sıvı metalin seramik partikülü ıslatma temas açısı ve dolayısıyla infiltrasyon eşik basıncı düşmekte [34,39,50,78-80] ve buna bağlı olarak mikroyapıdaki porozite hacim oranı azalmaktadır. Ayrıca artan Mg ilavesi ile yapıda

oluşan Mg_2Si intermetaliklerinin, ıslatma özelliklerini geliştirdiği ve böylece mikroyapıdaki porozite miktarını azalttığı ileri sürülmüştür [79,80].



Şekil 8.1. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin matrisindeki porozite miktarının SiC takviye boyutu ile değişimi.



Şekil 8.2. Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin matrisindeki porozite miktarının % alaşım içeriği ile değişimi.

Si elementinin Mg elementine nazaran sıvı Al alaşımının ıslatma özelliklerini daha az iyileştirmesi ve matris/SiC arayüzeyinde ıslatmayı geliştirecek intermetaliklerin oluşmaması (Şekil 7.7) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerden daha yüksek miktarda porozite bulunmasına sebep olmaktadır [79,80].

Bu çalışmada, farklı boyutlarda SiC partikülleri ile takviye edilen ve farklı oranlarda Mg ve Si ile alaşımlandırılan kompozit malzemelerin mikroyapısında Al_4C_3 , Mg_2Si ve ötektik Si'nin bulunduğu gözlenmiştir (Şekil 7.4, Şekil 7.5, Şekil 7.7 ve Şekil

7.8). Kompozit malzeme üretimi sırasında bu fazların oluşumu Bölüm 2’de detaylı olarak açıklanmıştır.

Al_4C_3 intermetalığı saf Al matrisli ve Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde matris/SiC arayüzeyinde, SiC’ün çözülmesi ile açığa çıkan C ve Al arasındaki reaksiyon sonucu oluşmaktadır [6,7,31,38,40,41].



Al_4C_3 intermetalığının oluşumu, yüksek Si içeren Al alaşımlarının matris alaşımı olarak kullanılmasıyla engellenmektedir [7,12,20,31,40].

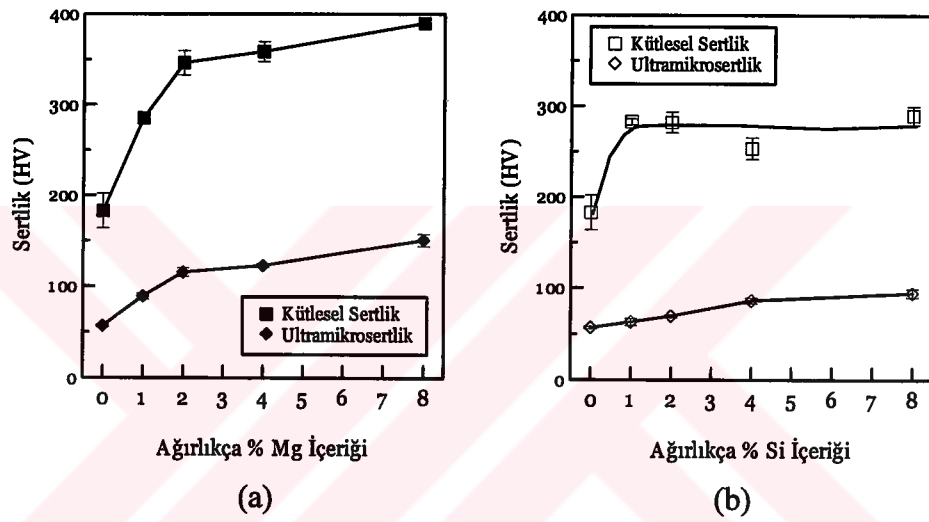
Ötektik Si, saf Al, Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin matrisinde görülmektedir. Saf Al ve Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde Al_4C_3 oluşum reaksiyonu sonucu açığa çıkan Si, ötektik Si’nin çökmesine neden olmaktadır. Al-Si alaşımlarında ise matrise ilave edilen Si, ötektik Si’yi oluşturmaktadır.

Mg_2Si intermetalığı matrisinde yeterli miktarda Mg bulunduran ($\approx 1\%$ Mg) Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde SiC’ün çözülmesi sonucu açığa çıkan Si ve Mg arasındaki reaksiyonla meydana gelmektedir [12,38,40].

8.2. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Sertliğe Etkisi

13 μm , 23 μm ve 37 μm boyutlarında SiC partikülleri ile takviye edilen saf Al matrisli kompozit malzemelerin matris ve kütleli sertlik ölçüm sonuçları (Tablo 7.4), SiC partikül boyutunun sertlik üzerinde belirgin bir etkisinin bulunmadığını ortaya çıkarmıştır. Al-Rubaie ve arkadaşları [99], saf Al matrisli SiC takviyeli kompozit malzemelerde matris sertliği üzerinde SiC boyutunun etkili olmadığını belirtmişlerdir. Benzer sonuç Shen ve arkadaşları [141,142] tarafından da elde edilmiştir. Ancak 6061 Al alaşım matrisli SiC takviyeli kompozit malzemelerini inceleyen Zhang ve arkadaşlarına [98] göre SiC partikül boyutunun artması ile sertlik azalmaktadır.

Tablo 7.4'deki verilerden yararlanarak, Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin matris ve kütlesel sertliklerinin matris bileşimine göre değişimi şekil 8.3'de gösterilmektedir. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde % 1 ve % 2 gibi düşük oranlarda Mg ilavesi ile, saf Al'nin sertliğine kıyasla, gerek kütlesel gerekse matris sertliği hızlı bir artış göstermiştir. %4 ve % 8 Mg içeren Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise sertlikteki artış yavaşlamıştır. Saf Al matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere kıyasla, Al matrise %8 Mg ilavesi ile matris sertliği 57HV'den 151 HV'ye % 165 oranında artarken, kütlesel sertlik 183 HV'den 390 HV'ye % 113 oranında yükselmiştir.



şekil 8.3. İncelenen kompozit malzemelerin matris ve kütlesel sertliklerinin (a) Mg ve (b) Si içeriği ile değişimi.

Al matrise Mg ilavesi ile matris sertliğindeki artış, matrisin katı eriyik sertleşmesinden ve ikinci faz çökelmesinden (Al_4C_3 , Mg_2Si ve ötektik Si) kaynaklanmaktadır. Literatürde [12,38,45,292-296], Al/SiC kompozit sisteminde takviye partikül yüzeyinde oluşan Mg_2Si intermetalliğin kompozit malzemenin matris sertliği üzerinde olumlu yönde etkisinin bulunduğu belirtilmiştir. Söz konusu ikinci faz partikülleri şekil 7.4, şekil 7.5 ve şekil 7.7'de görülmekte olup, bu fazların oluşumu Bölüm 8.1'de açıklanmıştır.

Al matrise Si elementinin ilavesi ile gerek matris sertliği gerekse kütlesel sertlik, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelere nazaran daha az oranda artmıştır. Saf Al matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelere kıyasla, Al matrise % 8 Si ilavesi ile matris sertliği 57 HV'den 94 HV'ye % 59 oranında, kütlesel sertlik 183

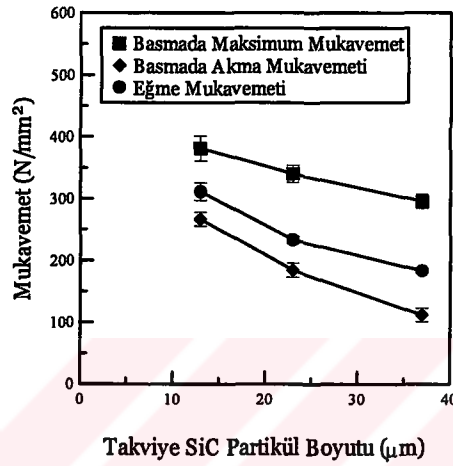
HV'den 290 HV'ye % 58 oranında artmıştır. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde Si elementi ile sertlik artışı, matrisin katı eriyik sertleşmesinden kaynaklanmıştır. Bu kompozit malzemelerin matrisinde Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde görülen Al_4C_3 ve Mg_2Si tipi intermetaliklerin (Şekil 7.4, Şekil 7.5 ve Şekil 7.7) bulunmaması ve çökelen ötektik Si'nin gevrek karakterli [31] olması sertlik artışının sınırlı olmasına sebep olmaktadır.

8.3. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Mukavemete Etkisi

Tablo 7.5'deki deney sonuçlarına göre Al matrisli kompozit malzemelerin basma deneylerinden elde edilen akma mukavemetine, maksimum mukavemete ve eğme deneylerinden elde edilen eğme mukavemetine SiC partikül boyutunun etkisi Şekil 8.4'de verilmiştir. Şekil 8.4'den görüldüğü gibi, SiC takviye boyunun 13 μm 'den 37 μm 'ye artması ile basma ve eğme deneylerinden elde edilen mukavemet değerleri azalmıştır. Daha önceki araştırmalar [37,40,127,128,131-133,135,135,297], kompozit malzemelerin mukavemetinin takviye partikül boyutundan önemli bir oranda etkilendiğini göstermiştir. Deformasyon sırasında ince partiküllere kıyasla çatlağı başlatacak bir hasara önceden sahip olan iri partiküllerin kırılması mukavemetin düşmesine neden olmaktadır [37,40,49,127,128,135,136,141,142]. İncelenen kompozit malzemelerde, takviye partikül kırılmasına 37 μm SiC ile takviye edilen kompozit malzemelerde rastlanılmıştır (Şekil 7.9 ve Şekil 7.11).

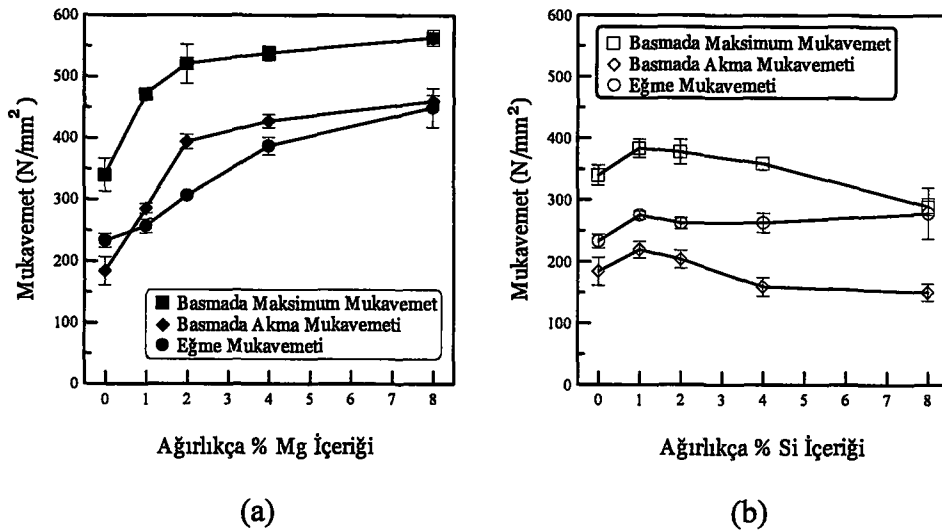
İnce (13 μm) SiC partikül takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerdeki yüksek mukavemetin, partikül kırılma riskinin az olmasının yanı sıra özellikle SiC partikülleri etrafında matrisin dislokasyon yoğunluğundaki artıştan [49,122,131,132] kaynaklandığı düşünülmektedir. Mummery ve Derby [132], arayüzey bağ mukavemetinden bağımsız olarak düşük hacim oranlarında 3 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemeye kıyasla 30 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin mukavemetinin (partikül kırılmasından dolayı) daha düşük olduğunu bulmuşlardır. Bu çalışmada incelenen kompozitler içinde, 13 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemeye nazaran 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerde sıvı Al tarafından ıslatılabilirliğin iyi, porozitenin düşük ve dolayısıyla bağ mukavemeti yüksek olmasına rağmen en düşük mukavemet değeri elde

edilmiştir. 13 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin mukavemeti, poroziteden bağımsız olarak matristeki dislokasyon yoğunluğundaki artıştan etkilenmiştir. Partikül boyutları ne kadar ince ise partiküller arası mesafe o kadar dar ve soğuma sırasında termal genleşme katsayısındaki farklılıktan dolayı matriste oluşan deformasyon gradyanı o kadar büyük olur. Kompozit matrisinde oluşan bu deformasyon gradyanı, daha fazla dislokasyon yoğunluğuna sebep olmaktadır.



Şekil 8.4. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin mukavemetinin SiC takviye boyutu ile değişimi.

Tablo 7.5'deki verilere göre Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin basma ve eğme deneylerinden elde edilen mukavemet değerlerine matris bileşiminin etkisi Şekil 8.5'de çizilmiştir.



Şekil 8.5. İncelenen kompozit malzemelerin mukavemetlerinin (a) Mg ve (b) Si içeriği ile değişimi.

Şekil 8.5a'dan görüldüğü gibi, Al matrisine % 1-8 Mg ilavesi ile kompozit malzemenin mukavemeti artmıştır. % 8 Mg ilavesi ile maksimum basma ve eğme mukavemeti, saf Al matrisli kompozit malzeme ile karşılaştırıldığında sırasıyla % 66 ve % 93 oranında artmıştır. Bu durum, Şekil 8.3'deki sertlik ölçüm sonuçlarıyla da uyumludur. Al matrisine Mg ilavesi, katı eriyik sertleşmesinin yanısıra matriste ikinci faz çökmesi de (Al_4C_3 , Mg_2Si ve ötektik Si) mukavemet artışına katkı sağlamıştır. Bu konuda yapılan araştırmalar, Mg_2Si intermetalik mukavemet artışı sağlamada önemli rol oynadığını ortaya çıkarmıştır [12,38,40,45,293-295]. Ayrıca Mg ilavesi ile ıslatılabilirliğin iyileşmesinin sonucu matris/SiC arayüzey bağ mukavemetinin artması [37,39] da Mg ilavesinden kaynaklanan mukavemet artışına sebep olan diğer bir faktördür.

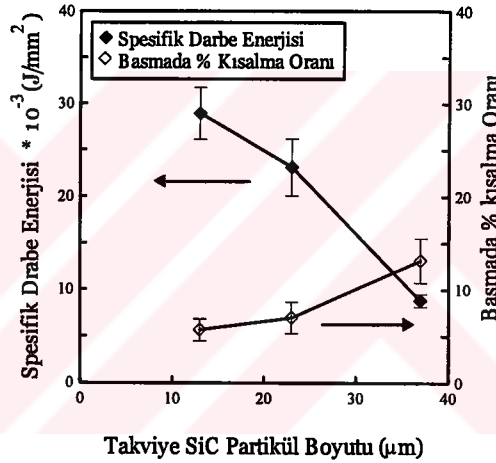
Şekil 8.5b'de görüldüğü gibi, Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde en yüksek mukavemet değeri, % 1 Si içeren kompozit malzemede elde edilmiştir. % 1 Si içeren Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemesinin maksimum basma ve eğme mukavemeti, saf Al matrisli 23 μm SiC takviyeli kompozit malzemeye kıyasla, sırasıyla % 13 ve % 18 oranında artmıştır. Daha yüksek Si ilavesi, mukavemet değerlerini değiştirmemiş ve hatta bir miktar azalmaya sebep olmuştur. Bu durum, Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde matriste çökelen gevrek iğnesel morfolojideki ötektik Si'den kaynaklanmaktadır [31,215]. Sonuç olarak Al matrisine ilave edilen Si elementine kıyasla Mg ilavesinin mukavemet artışı üzerinde daha olumlu ve belirgin katkı sağladığını söylemek mümkündür.

Şekil 7.10 ve Şekil 7.12'den görüldüğü gibi 23 μm SiC takviyeli saf Al ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerle karşılaştırıldığında Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde basma deneyi sonrasında kırılma yüzeyinde daha az kayma tipi plastik deformasyonun olmasının yanı sıra eğme deneyi sonrasında da kırılma yüzeyinde daha az oranda düz yüzeyli SiC kırılması gözlenmiştir. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde gerek basma ve gerekse eğme deneyleri sırasında, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelere nazaran daha yüksek oranda SiC kırılmasının ve matris deformasyonunun meydana gelmesi, bu kompozit malzemelerin daha düşük mukavemete sahip olması ile ilişkilidir. Pramila ve arkadaşları [215], Al-%14.5Si alaşımın, Al-%11.7 Si alaşımdan daha düşük çekme

özellikleri sergilemesini Si kırılmasına dayandırmışlardır. Ayrıca Han ve arkadaşları [298], % 15 SiC takviyeli Al-Si (A356) alaşım matrisli kompozit malzemelerin dört noktalı eğme deneyi altında SiC kırılmasına ilave olarak ötektik Si/SiC arayüzeyinde kırılma gözlemişlerdir.

8.4. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Süneklik ve Tokluğa Etkisi

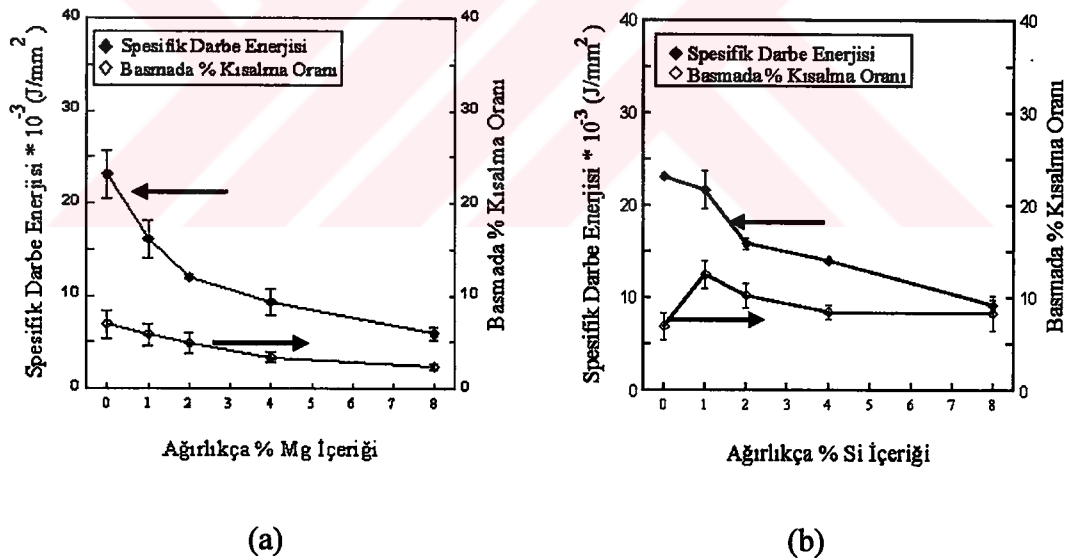
Tablo 7.5'deki deney sonuçlarından yararlanarak SiC partikül boyutunun ve matris bileşiminin, incelenen kompozit malzemelerin basma deneyinden elde edilen % kısalma oranına ve darbe deneylerinden elde edilen spesifik darbe enerjisine etkisi sırasıyla Şekil 8.6 ve Şekil 8.7'de çizilmiştir.



Şekil 8.6. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye boyutu ile basmada % kısalma oranı ve spesifik darbe enerjisinin değişimi.

Saf Al matrisli kompozit malzemelerde artan SiC boyutu ile süneklik artmış ve tokluk azalmıştır. Bu çalışma ile uyumlu olarak Brechet ve arkadaşları [297] ile Mummery ve Derby [132], takviye boyutunun artması ile sünekliğin arttığını belirlemişlerdir. Brechet ve arkadaşlarına [297] göre basma deneyi sırasında süneklikteki artış SiC takviyenin kırılarak ufalanmasından kaynaklanmıştır. İncelenen kompozit malzemelerde basma deneyi sonrasında saf Al matrisli 37 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin kırılma yüzeyinde SiC partikül kırılması görülmüştür (Şekil 7.9). Ancak Aghajanian ve arkadaşları [37] ise 44 µm ve 250 µm takviye boyut aralığında, takviye boyutunun artmasının sünekliği olumsuz etkilediğini ileri sürmüşlerdir.

Bu çalışmada, saf Al matrisli 13-37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerde partikül boyutunun darbe direnci üzerindeki etkisi, matriste bulunan porozite hacim oranından bağımsız olduğu görülmüştür. Porozite hacim oranı düşük olan 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerde 13 ve 23 μm SiC ile takviye edilen kompozit malzemelerden daha düşük darbe enerjisi elde edilmiştir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemede partikül kırılması görülmüştür (Şekil 7.13). Literatürde [134,299] takviye partikülün kırılmasının kompozit malzemede daha düşük darbe enerjisine sebep olduğu belirtilmektedir. 13 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemede ise, porozite hacim oranı yüksek olup kırılma yüzeyinde sünek kırılma karakteristiğindeki gamze (dimple) tipi kırılma gözlenmiş ve daha yüksek darbe direnci elde edilmiştir. Bu çalışma ile uyumlu olarak, Flom ve Arsenault [136], takviye boyutunun azalması ile klivaj tipi düz yüzeyli kırılmadan gamze tipi kırılmaya doğru geçişin olduğunu gözlemişlerdir.



Şekil 8.7. (a) Mg ve (b) Si içeriği ile basmada süneklik ve spesifik darbe enerjisinin değişimi.

Al-Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde gerek süneklik gerekse darbe enerjisi, artan Mg içeriği ile azalmıştır. Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde ise Al-Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemelere nazaran bir miktar daha yüksek süneklik ve darbe direnci elde edilmiştir. Şekil 7.10'dan görüldüğü gibi, basma deneyi sonrası 23 μm SiC partikül takviyeli saf Al, Al-% 8 Mg ve Al-% 8 Si alaşımlı matrisli kompozit malzemede daha az kayma tipi plastik deformasyon mevcuttur. Darbe

deneyi sonrası incelenen kompozit malzemelerin kırık yüzey SEM görüntüleri (Şekil 7.14) düz yüzeyli partikül kırılmasının meydana geldiğini ortaya koymuştur. Şekil 7.15’de gösterilen Al-%8 Mg ve Al-%8 Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin darbe deneyi sonrası yüksek büyütmedeki kırık yüzey SEM mikrografları, Al-% 8 Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin kırık yüzeyinde mikrogamze (mikrodimple) tipi kırılmaların olduğunu göstermiş ve kırılma mekanizmasındaki bu farklılık, Al-%8 Si alaşım matrisli kompozit malzemelere daha yüksek süneklik ve darbe enerjisi değerleri sağlamıştır.

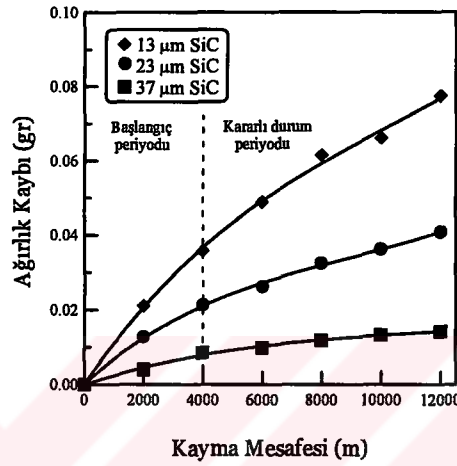
8.5. SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Metal-Metal Aşınma Davranışına Etkisi

İncelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma davranışına SiC takviye boyutunun ve matris bileşiminin etkisi, Tablo 7.6’daki verilerden yararlanarak Şekil 8.8 ve Şekil 8.9’da kayma mesafesine göre ağırlık kaybının değişimi olarak çizilmiştir.

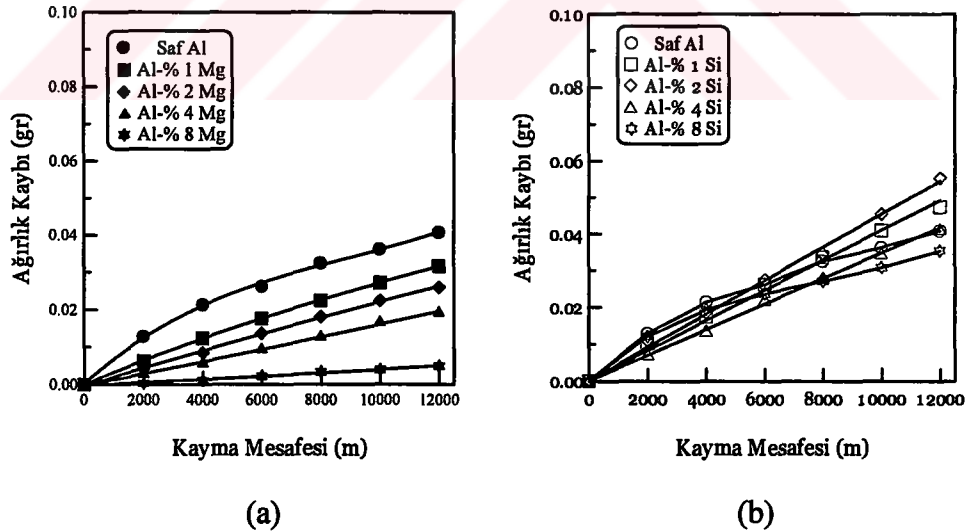
Şekil 8.8 ve Şekil 8.9’dan görüldüğü gibi, “ağırlık kaybı-kayma mesafesi” grafiği, eğimleri farklı 2 bölgeden oluşmaktadır. 4000 m’ye kadar ağırlık kaybı kayma mesafesi ile hızlı bir şekilde artarken, 4000-12000 m kayma mesafesi arasında ağırlık kaybının değişimi azalmış ve grafik kararlı bir duruma geçmiştir. Aşınmanın hızlı olduğu bölge “başlangıç aşınma periyodu”, aşınmanın kararlı bir hal aldığı bölge ise “kararlı durum aşınma periyodu” olarak adlandırılmıştır. Başlangıç ve kararlı durum aşınma periyodu eğrisinin eğimi (Şekil 8 ve Şekil 9), gr/m cinsinden, kompozit malzemenin o bölgedeki aşınma hızını (Tablo C.1) belirtmektedir.

Birçok araştırmacı [125,152,155,169,183,187,200,213,223], Al matrisli kompozit malzemelerin metal-metal aşınma deneylerinde, bu çalışmada olduğu gibi, başlangıç ve kararlı durum aşınma periyodunu gözlemişlerdir. Zhang ve arkadaşları [200], başlangıç aşınma periyodu sırasında parlatılmış kompozit malzeme yüzeyinden çıkıntı yapan seramik takviyelerin karşı malzemeden talaş şeklinde kopardığı Fe ile kompozit yüzeyinden kopan Al’nin sürtünen yüzeyler arasında oksitlenerek kompozit yüzeyine yapışması ile aşınma hızının azaldığını ve kararlı durum aşınma hızı

bölgesine geçildiğini belirlemişlerdir. Rohatgi ve arkadaşları ise [155], pul şekilli % 50 hacim oranında grafit takviyeli 2014 Al alaşım matrisli kompozit malzemede başlangıç aşınma periyodundan kararlı durum aşınma periyoduna geçişten kompozit yüzeyinde oluşan demirce zengin oksit tabakası yerine karbon, karbon-oksit, ve çok ince Al içeren yağlayıcı filmin sorumlu olduğunu ortaya çıkarmışlardır. Başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı periyodunu, uygulanan yük [200], takviye hacim oranı [125,183,223] ve kayma hızı [152]'nin etkilediği bulunmuştur.



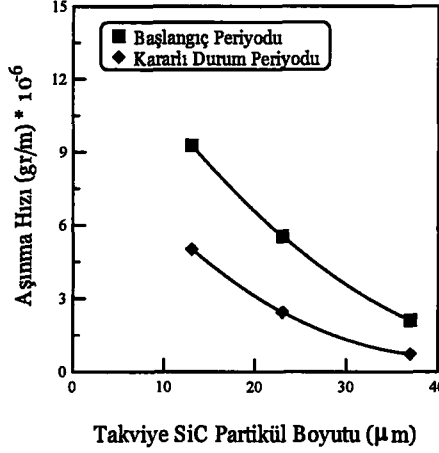
Şekil 8.8. Saf Al matrisli 13 µm, 23 µm ve 37 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin metal-metal aşınma sonuçları.



Şekil 8.9. (a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin metal-metal aşınma sonuçları.

Saf Al matrisli kompozit malzemelere ait Şekil 8.8'deki grafiğin başlangıç ve kararlı durum aşınma periyodları için elde edilen aşınma hızı değerlerinin (Tablo C.1) SiC partikül boyutuna göre değişimi Şekil 8.10'da çizilmiştir. Takviye boyunun 13

μm 'den $37 \mu\text{m}$ 'ye artması ile gerek başlangıç aşınma hızı ve gerekse kararlı durum aşınma hızı sırasıyla % 77 ve % 85 düzeyinde azalmıştır.



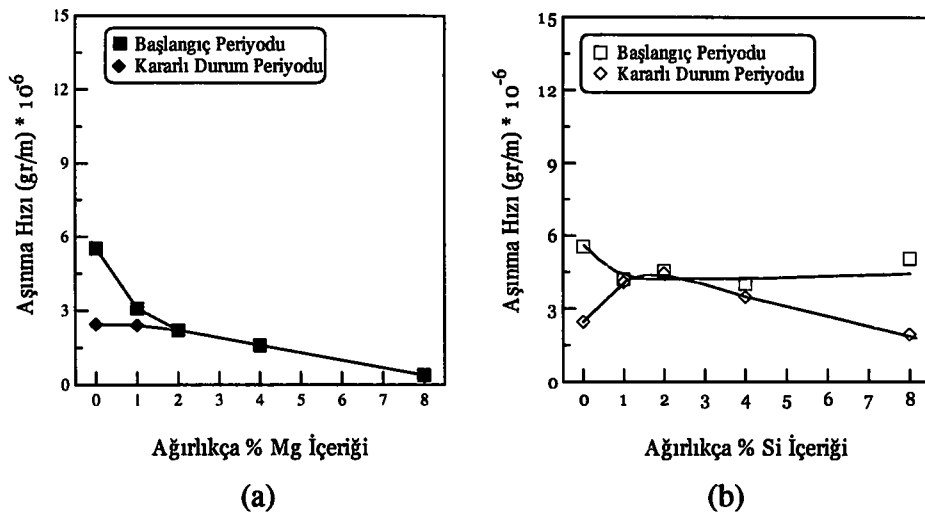
Şekil 8.10. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızının takviye boyutu ile değişimi.

Bu çalışma ile uyumlu sonuçlar, Hosking ve arkadaşları [27], Alpas ve Zhang [124], Chung ve Hwang [165] ve Ma ve arkadaşları [123] tarafından bulunmuştur. Takviye boyutunun artması ile aşınma direncinin artması, iri takviye partikülün AISI M2 kalite takım çeliğine karşı aşınmada daha fazla koruma sağlamasına dayandırılabilir. Bu koruma, gerek aşınma sırasında uygulanan yükü taşıma ve gerekse aşınma mekanizmasının yüzey altı çatlak ilerlemesi olduğu durumda çatlak ilerlemesini engellemesi şeklinde olmaktadır. Saf Al matrisli $13 \mu\text{m}$ SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin $37 \mu\text{m}$ SiC partikül takviyeli kompozit malzemedan daha yüksek porozite içermesi aşınma hızının daha yüksek olmasına yol açmıştır. Bindumadhavan ve arkadaşları [300], aşınma sırasında porozite çevresinde bulunan partiküllerin çıkması ile aşınmanın üç elemanlı aşınmaya dönüşmesi neticesinde aşınma hızının arttığını ileri sürmüşlerdir. Bununla birlikte, Sannino ve Rack [167,169] aşınmanın takviyenin kırılması ile gerçekleştiği durumlarda takviye boyutu artarken aşınma hızının da arttığını gözlemişlerdir.

Aşınma deneyi sonrasında aşınma yüzeylerinde yapılan SEM ve EDS analizleri temas yüzeylerin Al ve Si haricinde Mo, Cr, Fe ve O içerdiğini ve Fe bakımından zengin transfer tabakası kalınlığının takviye boyutunun artması ile arttığını ortaya çıkarmıştır. Alpas ve Zhang [124], iri takviye partikülün, karşı malzemedan talaş şeklinde aşınma parçacığını daha kolay kopardığını ve bu nedenle iri partikül

takviyeli kompozit malzemenin aşınma yüzeyinde oluşan transfer tabakasının daha kalın olduğunu gözlemişlerdir. Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma yüzeylerinde yüksek miktarda Fe ve O içeren tabakanın oluşumu, bu tabakanın yağlayıcı olarak davranmasından dolayı, metal-metal aşınma direncini iyileştirmektedir [124,149,150,154,210,243]. Takviye boyutu artarken, kompozit malzeme mukavemetinin düşmesine rağmen yüzeyde oluşan demirce zengin oksit tabakası aşınma direncinin artmasına katkıda bulunmaktadır. Şekil B.1, saf Al matrisli 13 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin, 37 μm SiC partikül takviyeli kompozitten daha pürüzlü ve daha şiddetli plastik deformasyon izlerine sahip olduğunu göstermiştir. Ayrıca takviye boyutu artarken aşınma yüzey pürüzlülüğünün azalması (Şekil B.5 ve Tablo 7.7), aşınma hızının azaldığı anlamına gelmektedir [152,171,189,190].

Mg ve Si ile alaşımlandırılmış Al matrisli kompozit malzemelere ait Şekil 8.9'daki "ağırlık kaybı-kayma mesafesi" grafiğinin g/m cinsinden eğimi (Tablo C.1) Şekil 8.11'de çizilmiştir. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı matrisin Mg içeriğinin artması ile azalmıştır. Başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı periyodu, % 2 Mg içeriğine kadar ayırık iken % 2'den daha fazla Mg içeriğinde başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı eşitlenmiştir. Her iki aşınma periyodunda aşınma hızı Mg miktarının artması ile sırasıyla % 93 ve % 85 oranında azalmıştır.



Şekil 8.11. (a)Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin başlangıç ve kararlı durum aşınma hızı.

Bu çalışmanın sonuçları, daha önce yapılan bazı incelemelerle [293-295] uyumludur. Bu incelemeler [293-295] alaşımın Mg içeriğinin artması ile aşınma direncinin artmasını, matris sertliğindeki iyileşmeye ve aşınma yüzeyinde Fe bakımından zengin tabakanın oluşumuna bağlamışlardır. Thakur ve Dhindaw [244], % 50 SiCp takviye edilmiş Al matrisli kompozit malzemelerle karşılaştırıldığında Mg matrisli kompozit malzemelerin daha yüksek aşınma direnci sergilemesini, Mg ile SiC partikülün daha iyi ıslatılabilirliğine dayandırmışlardır. Bu çalışmada da Al matrisin Mg ile alaşımlandırılması sonucu SiC partikülün ıslatması artmış, dolayısıyla porozite miktarı azalmış ve aşınma direnci artmıştır.

Aşınma deneyi sonrasında yapılan SEM ve EDS analizleri, Al-%8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemenin aşınma yüzeyinde, saf Al matrisli kompozit malzemenin aşınma yüzeyinden daha yüksek miktarda Fe, Cr ve Mo içeren transfer tabakasının mevcut olduğunu göstermiştir (Şekil B.2 ve Şekil B.4). Bu bulgu, literatürde [293-295] Al matrisin Mg içeriğinin artması ile demirce zengin tabaka kalınlığının arttığını bulan çalışmalarla uyumludur. Fe bakımından zengin transfer tabakasının yağlayıcı olarak davranmasından dolayı, metal-metal aşınma direnci iyileşmiştir [124,149,150,154,213,243]. Alaşımın Mg içeriğinin artması ile, aşınma yüzey pürüzlülüğünün azalması (Şekil B.2, Şekil B.6 ve Tablo 7.7), aşınma hızının azaldığı anlamına gelmektedir [152,171,189,190].

Al matrise % 1-8 Si ilavesi ile başlangıç aşınma hızı (Şekil 8.11) önce azalmış ve ardından sabit kalmıştır. Kararlı durum aşınma hızı %1 ve %2 Si ilavesi durumunda bir miktar artmış olup % 8 Si ilavesi ile saf Al matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemeye kıyasla % 20 düzeyinde azalmıştır. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelere nazaran Al-Si alaşım matrisli kompozitlerin daha yüksek aşınma hızı sergilemeleri, Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin mekanik özelliklerindeki iyileşmenin daha az olmasından, porozite içeriğinin daha yüksek olmasından [408] ve gevrek Si partiküllerinin kırılma olasılığının yüksek olmasından [161,162,163,307,312,308,309] kaynaklanmaktadır. Pramila Bai ve arkadaşları [308], % 3.91-20.88 aralığında Al-Si alaşımının Si içeriğinin değişiminin aşınma davranışı üzerinde geniş bir saçılma sebep olduğunu ve % 17 Si içeriğine kadar

aşınma sabit iken % 17 Si'de bir minimum ağırlık kaybı, % 20.88 Si'de tekrar en yüksek ağırlık kaybı elde edildiğini bulmuşlardır.

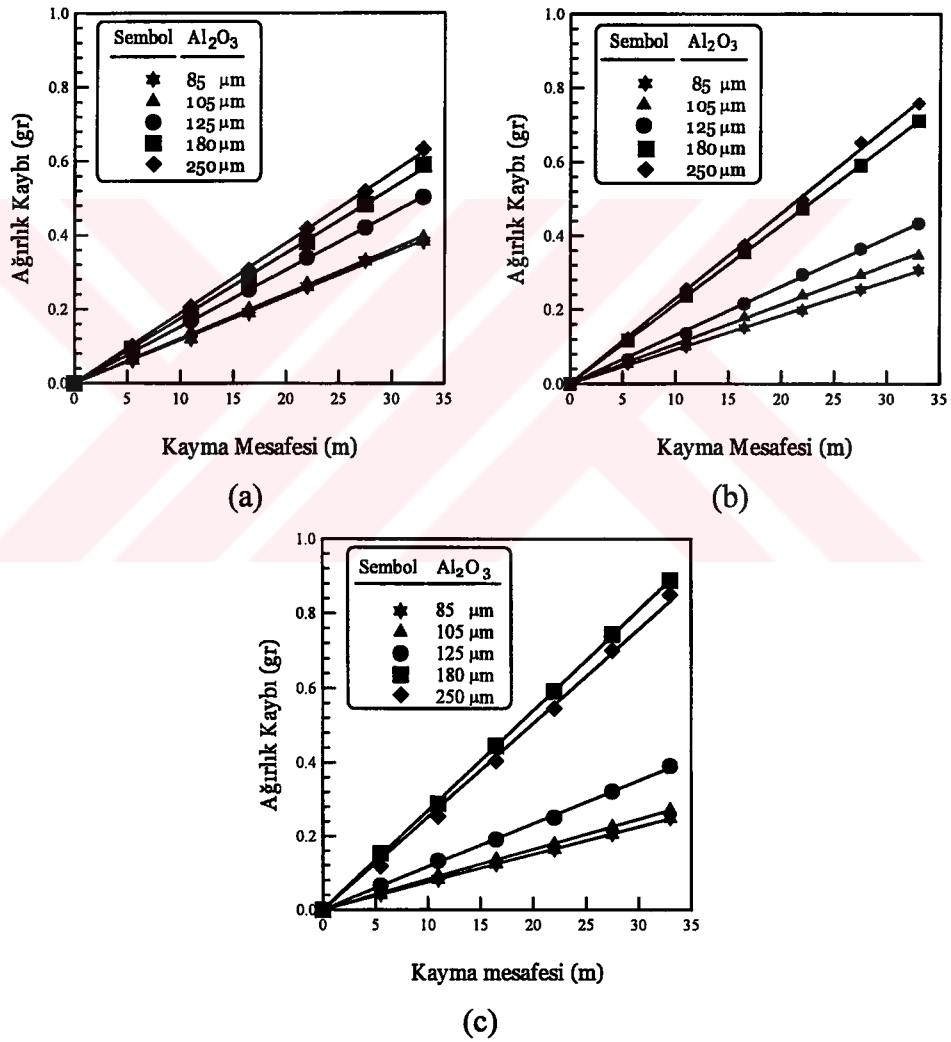
Al-%8 Si alaşım matrisli kompozit malzemenin metal-metal aşınma deneyi sonrasında aşınmış yüzeyinin SEM ve EDS analizi (Şekil B.2 ve Şekil B.4), Al-%8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemeden daha fazla plastik deformasyonun olduğunu ve temas yüzeyinin daha az kalınlıkta Fe bakımından zengin transfer tabakasını içerdiğini ortaya koymuştur. 3 boyutlu aşınmış yüzey profilometresi, Al-%8Si alaşım matrisli kompozit malzemenin yüzey pürüzlülüğünün Al-%8Mg alaşım matrisli kompozit malzemeden daha fazla, saf Al matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzeme ile benzer olduğunu göstermiştir.

8.6. Aşındırıcı Abrasif Tane Boyutunun, SiC Partikül Boyutunun ve Matris Bileşiminin Metal-Abrasif Aşınma Davranışına Etkisi

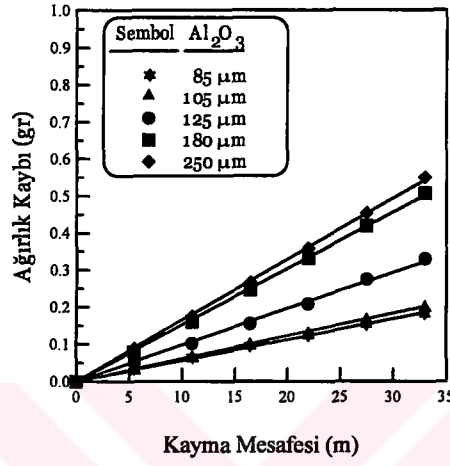
İncelenen kompozit malzemelerin, abrasif aşınma deneylerinden (Tablo 7.8) elde edilen ağırlık kayıpları Şekil 8.12-Şekil 8.14'de kayma mesafesinin fonksiyonu olarak çizilmiştir. Kompozit malzemelerin ağırlık kayıpları kayma mesafesinin artması ile doğrusal olarak artmıştır. Şekil 8.12-Şekil 8.14'deki grafiklerin eğimi, g/m biriminde incelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma hızını (Tablo C.2) vermektedir.

Farklı takviye boyutlarına sahip saf Al matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızına (Tablo C.2) abrasif Al₂O₃ tane boyutunun etkisi Şekil 8.15'de çizilmiştir. İncelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma deneyinin önemli sonucu, aşınma hızı üzerinde abrasif Al₂O₃ tane boyutu ve SiC partikül boyutunun etkisinin olmasıdır. Şekil 8.15, açık olarak şunu göstermiştir; kompozit malzemelerin abrasif aşınma hızı, birçok çalışma ile [99,163,260,264,268,270] uygun olarak, artan abrasif tane boyutu ile artmıştır. Abrasif aşınma deneyi sırasında numuneye uygulanan sabit yük için aşındırıcı tane boyutunun artışı, deney yükünün daha az taneler tarafından taşınmasına sebep olmakta [162], öyle ki bu herbir aşındırıcı tanenin ucunda daha yüksek temas basıncına yol açmaktadır. Böylece abrasif Al₂O₃ tanelerinin artan boyutu ile aşınma hızının artışı, aşınma sırasında kompozit numunelere yüksek temas basıncının etkimesinden dolayıdır. Wang ve Rack [260], abrasif tane boyutunun

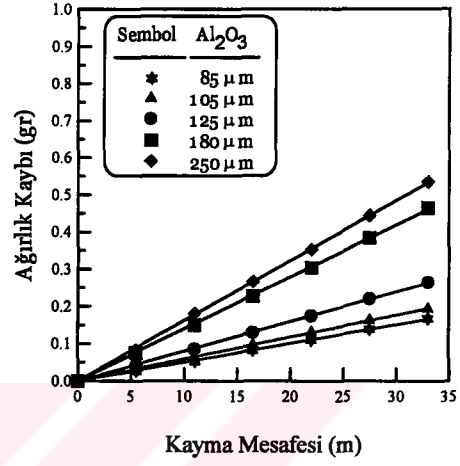
etkisini incelemek için göreceli batma derinliği terimi önermişlerdir. Göreceli batma derinliği, abrasif tanenin batma derinliğinin takviye boyutları arasındaki mesafeye oranıdır. Göreceli batma derinliğinin artması ile aşınma hızı artmıştır. Ayrıca metal matrisli kompozit malzemelerin abrasif aşınma davranışında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçildiği kritik abrasif tane boyutu belirlenmiştir [99,264,268,270]. Şekil 8.15’de görüldüğü gibi, bu çalışmada, 125-175 μm aralığında hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş gözlenmiştir.



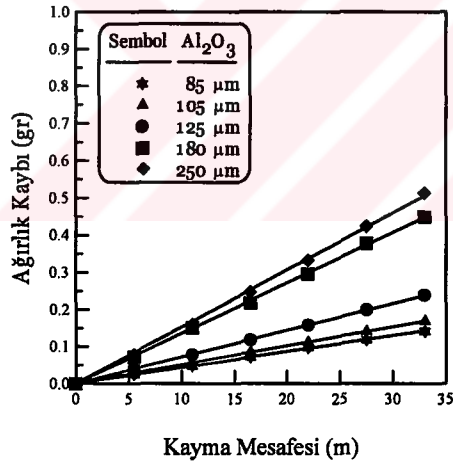
Şekil 8.12.Oda sıcaklığında saf Al matrisli (a) 13 μm (b) 23 μm ve (c) 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına abrasif Al_2O_3 tane boyutu ve kayma mesafesinin etkisi.



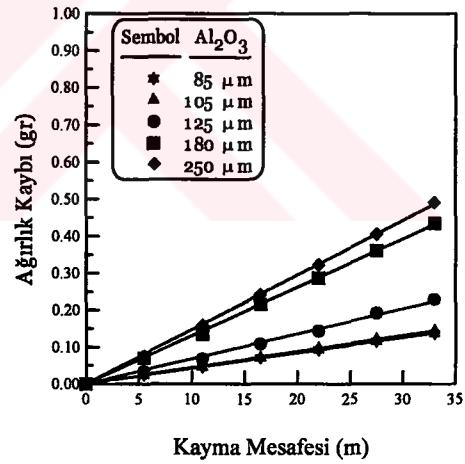
(a)



(b)

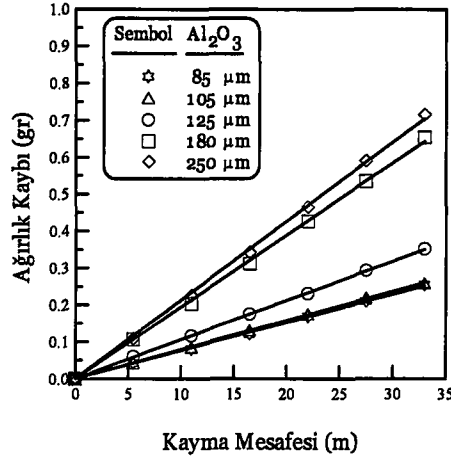


(c)

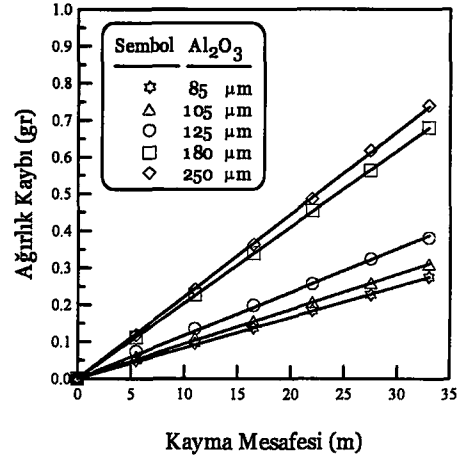


(d)

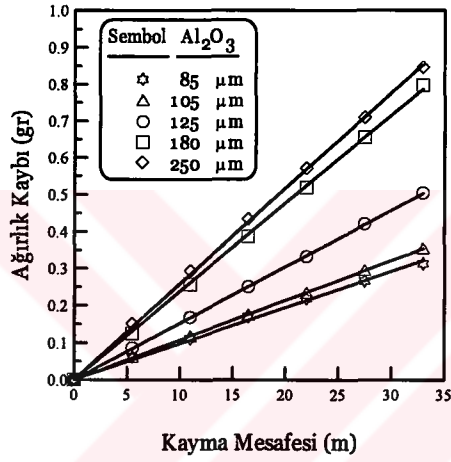
Şekil 8.13. Oda sıcaklığında (a) Al-1% Mg, (b) Al-2% Mg, (c) Al-4% Mg ve (d) Al-8% Mg alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına abrasif Al₂O₃ tane boyutu ve kayma mesafesinin etkisi.



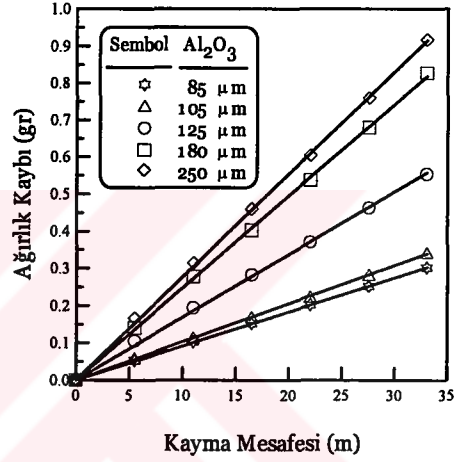
(a)



(b)



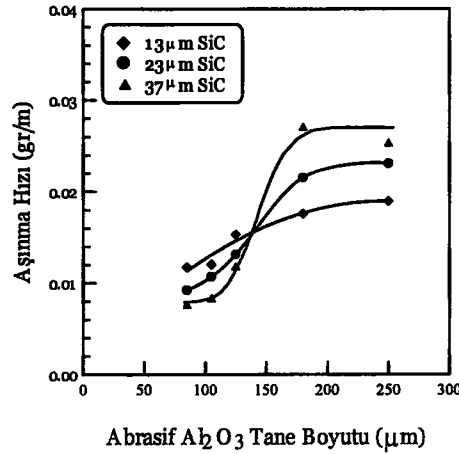
(c)



(d)

Şekil 8.14. Oda sıcaklığında (a) Al-%1 Si, (b) Al-%2 Si, (c) Al-%4 Si ve (d) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına abrasif Al₂O₃ tane boyutu ve kayma mesafesinin etkisi.

Diğer yandan incelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma davranışı mikroyapıda bulunan SiC partiküllerinin boyutu ile değişmiştir. Kompozit malzemelerin aşınma hızı sırası, 150 μm abrasif tane boyutuna karşılık gelen geçiş noktasının üstünde ve altında farklılık göstermiştir. Göreceli olarak ince abrasif Al₂O₃ taneleri üzerinde (<150 μm) saf Al matrisli kompozit malzemenin aşınma hızı, SiC partikül boyutunun artması ile azalmıştır. Bu davranış, takviye boyutunun 13 μm'den 37 μm'ye artması sonucu sıvı Al tarafından SiC preformun ıslatılabilirliğin artması ve dolayısıyla porozite miktarının % 6.2'den % 3.1'e düşmesi ve bağ mukavemetinin iyileşmesi ile ilişkilidir. Kaba abrasif Al₂O₃ taneleri (>150 μm) üzerinde ise saf Al matrisli kompozit malzemenin aşınma hızı SiC partikül boyutunun azalması ile azalmıştır.



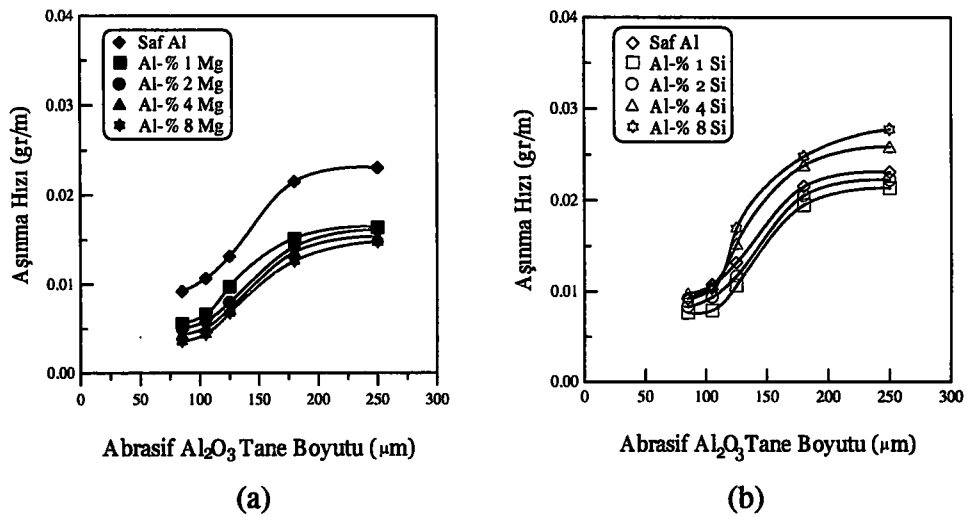
Şekil 8.15. Farklı takviye boyutlarında kompozit malzemelerin metal-abrasif aşınma hızına abrasif Al_2O_3 tane boyutunun etkisi.

Birçok araştırmacı [99,112,129,208,253,260,264-268], takviye partikül boyutuna bağlı olarak kaba abrasif taneler üzerinde abrasif aşınma drecinin değişmediğini ince abrasif taneler üzerinde ise takviye SiC ve/veya Al_2O_3 partikül boyutunun artması ile aşınma drecinin arttığını bulmuşlardır. Bu çalışmalar, iri takviye partikülün kompozit malzeme matrisini daha iyi koruma sağlayacağını ve ince partiküllerle takviye edilmiş kompozit malzemelerde SiC partikülün matristen çıkma ihtimalinin artacağını ileri sürmüşlerdir. Liang ve arkadaşları [164] ve Skolianos ve Kattamis [269], SiC partikül kırılması gözlemlendiği abrasif aşınma koşullarında SiC partikül boyutunun artmasıyla aşınma hızının arttığını bulmuşlardır. Gurcan ve Baker [156], Wilson ve Alpas [222], Sheu ve Lin [264] ve Axen ve arkadaşları [270], iri takviye partikülleri ile güçlendirilmiş alüminyum alaşım matrisli kompozit malzemenin aşınması sırasında SiC ve Al_2O_3 partiküllerinin kırılmasının şiddetli olduğunu rapor etmişlerdir.

İncelenen kompozit malzemelerin aşınmış yüzey topografisi, yiv karakteristiğine sahip olup etkin aşınma mekanizması çizilme şeklindedir (Şekil B.7 ve Şekil B.9). 250 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde sürtünme deneyi, 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerindeki sürtünmeden daha derin ve geniş oyuklara sebep olmuştur. Şekil B.8 ve B.10'da verilen yüksek büyütme SEM görüntüleri, gerek ince (85 μm) gerekse kaba (250 μm) abrasif Al_2O_3 taneler üzerinde ince SiC (13 μm) partiküllerin aşınan yüzeyden çıktığını iri SiC (37 μm) partiküllerinin ise ince abrasif Al_2O_3 tanelerin etkisi ile aşınan yüzeyden çıkarken iri abrasif Al_2O_3 taneler etkisi ile

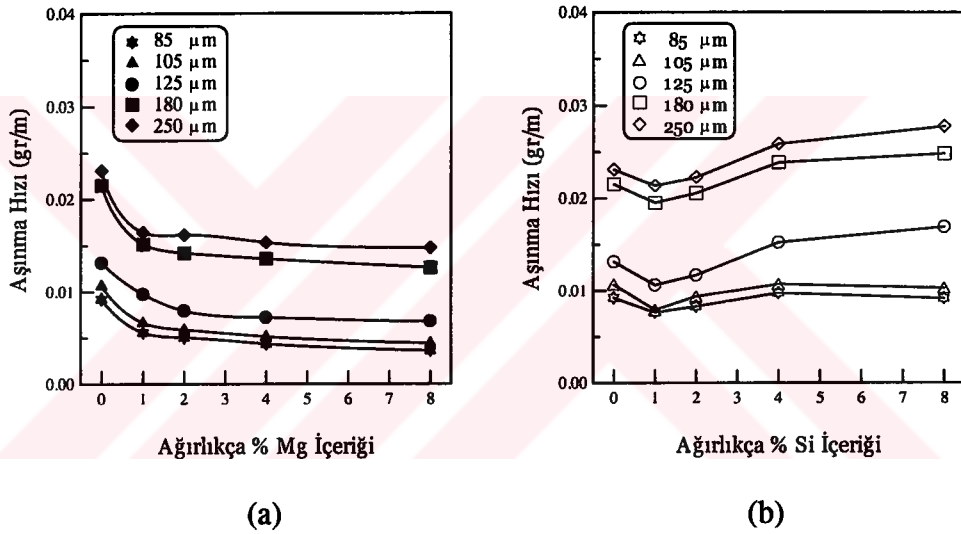
kırıldığını ortaya koymuştur (Şekil B.10.b). İri SiC (37 μm) partiküllerinin kırılması, kaba abrasif Al_2O_3 (>150 μm) tanelerinin üzerinde daha yüksek temas basıncının varlığı ile ilişkilidir. Kırılmış SiC partikülleri, abrasif aşınma deneyi sırasında uygulanan yüke dayanmak için yeteneğini kaybeder ve kompozit malzemenin daha yüksek aşınma hızı sergilenmesine sebep olur. Sonuçta, göreceli olarak büyük aşındırıcı taneleri üzerinde büyük takviye elementlerinin kırılması, kırılmamış ince takviye elementlerinin yüzeyden çıkması ile karşılaştırıldığında kompozitin abrasif aşınma direncini azaltır. İncelenen kompozit malzemelerin yüzey pürüzlülük ölçümleri (Şekil B.19 ve Şekil B.20) SEM incelemesiyle paralel çıkmıştır.

% 1-8 oranında Mg ve Si ile alaşımlandırılmış kompozit malzemelerin “ağırlık kaybı-kayma mesafesi” grafiğinden (Şekil 8.13 ve Şekil 8.14) belirlenen aşınma hızı (Tablo C.2) değerleri Şekil 8.16’da verilmiştir. Şekil 8.16’dan görüldüğü gibi, incelenen kompozit malzemelerin aşınma hızı, matris bileşimine ve abrasif Al_2O_3 tane boyutuna bağlı olarak değişmektedir. Abrasif Al_2O_3 tane boyutunun artması ile aşınma hızı artmıştır [99,163,260,264,268,270]. Özellikle 125-175 μm abrasif Al_2O_3 tane boyutu aralığında aşınma hızında önemli bir artış olmuştur. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemeler, abrasif Al_2O_3 tane boyutuna Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerden daha duyarlıdır. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelere nazaran, artan abrasif tane boyutu ile aşınma daha şiddetli olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 8.16. (a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızına abrasif Al_2O_3 tane boyutunun etkisi.

Matris bileşiminin incelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma davranışı üzerindeki etkisi Şekil 8.17’de daha açık olarak görülmektedir. Belirli abrasif tane boyutunda gerçekleştirilen abrasif aşınma deneyinde matristeki Mg miktarının artması ile aşınma hızı azalmış ve % 2 Mg içeriğinden sonra aşınma hızındaki azalma yavaşlamıştır (Şekil 8.17a). Saf Al matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemeye kıyasla Al matrise %8 Mg ilavesi ile abrasif aşınma hızı ince abrasif taneler üzerinde % 54 ve kaba abrasif taneler üzerinde % 36 oranında azalmıştır. Al matrise %1 ve %2 Si ilavesi durumunda aşınma hızı bir miktar azalmış ve daha fazla Si ilavesi aşınma hızını artırmıştır (Şekil 8.17b). İnce ve kaba abrasif taneler üzerinde Al-%1 Si alaşım matrisli kompozit malzemenin abrasif aşınma hızı sırasıyla % 17 ve % 7 oranında azalmıştır.



Şekil 8.17. (a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin abrasif aşınma davranışına matris bileşiminin etkisi.

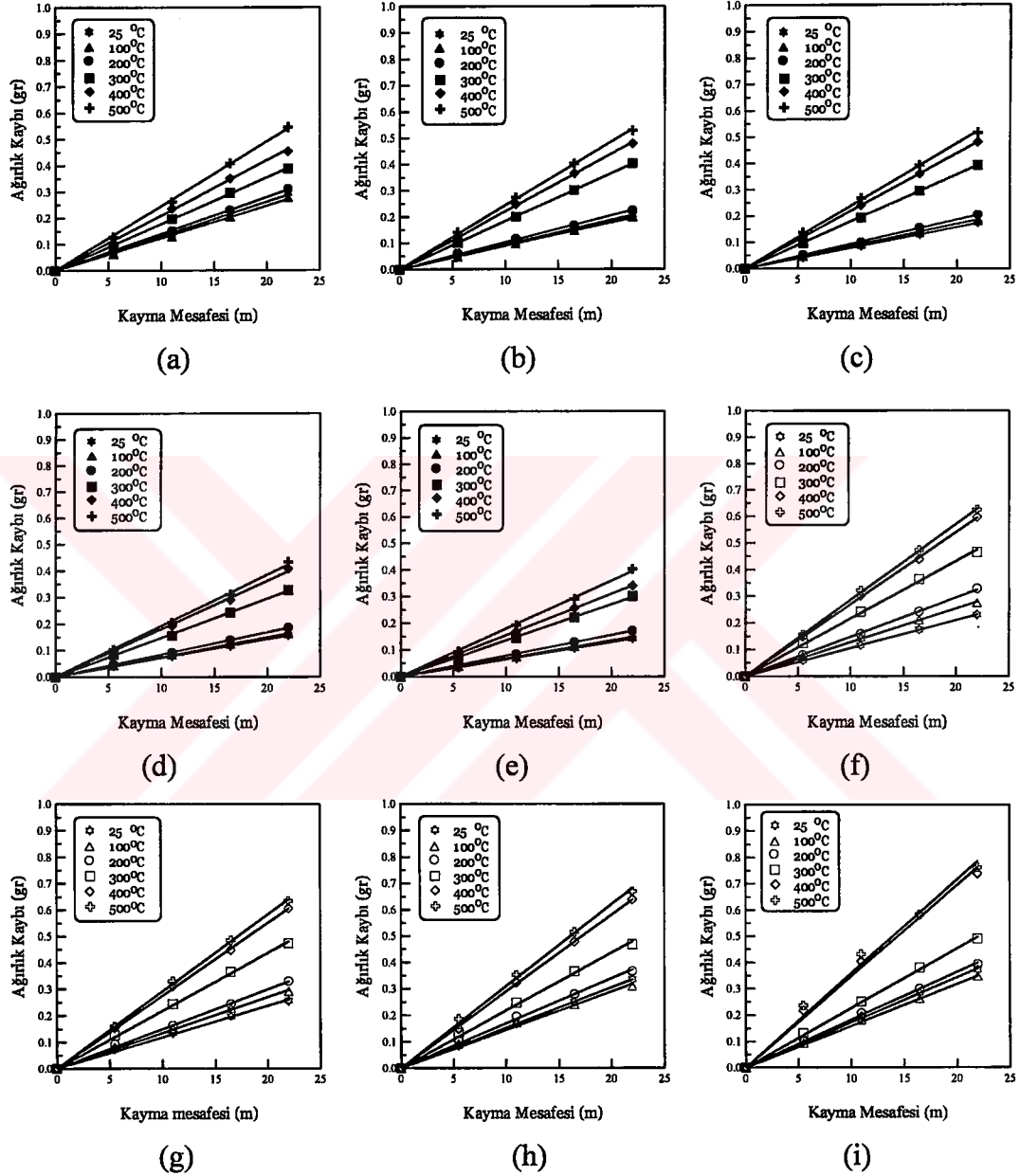
Al matrise ilave edilen Mg alaşım elementine kıyasla Si alaşım elementinin aşınma hızında daha fazla artış, kompozit malzemenin matris sertliğinde ve mukavemetinde daha az iyileşme sağlaması, matristeki porozite oranının daha yüksek olması ve mikroyapıda gevrek ötektik Si çökeltilerinin bulunmasından kaynaklanmıştır. Liou ve arkadaşları [231], % 2.3- % 21.9 Si içeren Al-Si alaşımların 1.98-10.8 N aralığında yük altında 150-1000 mesh SiC abrasif tane üzerinde abrasif aşınma davranışını incelemişler ve Si partiküllerinin gevrek kırılmasına yol açan aşınma koşullarında (150 mesh SiC ve 5.88 N) Si içeriğinin artması ile aşınma direncinin düştüğünü bulmuşlardır.

Al-%8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemenin aşınma yüzeyi, gerek saf Al matrisli ve gerekse Al-%8 Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma yüzeyine kıyasla daha az pürüzlü olup, bu durum daha az oranda aşınmaya maruz kaldığını göstermektedir (Şekil B.21 ve Şekil B.22). SEM çalışmaları sonucunda da aşınma yüzey hasarının (yiv derinliğı ve genişliğı olarak) Al-%8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemedede daha az olduğı belirlenmiştir (Şekil B.11-Şekil B.14).

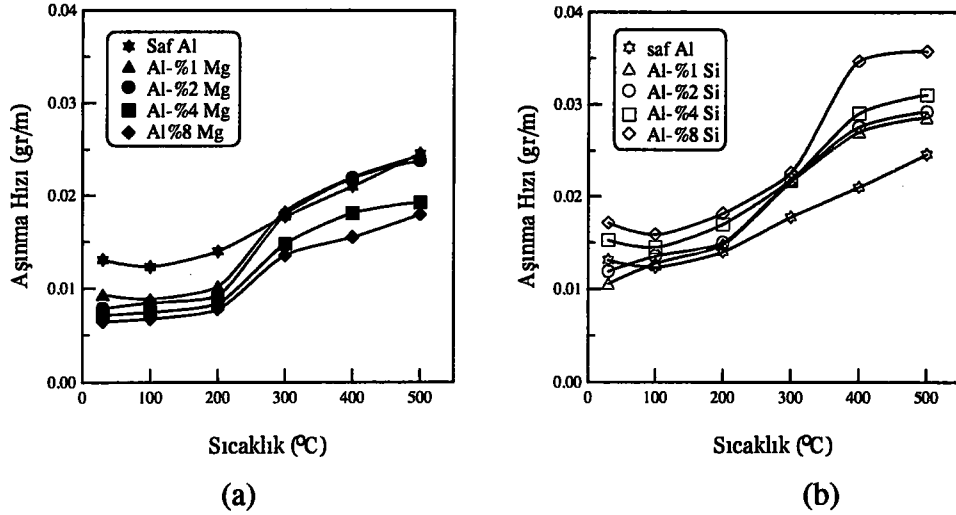
8.7. Matris Bileşiminin ve Sıcaklığın Metal-Abrasif Aşınma Davranışına Etkisi

İncelenen kompozit malzemelerin ağırlık kayıplarının kayma mesafesi ve sıcaklığın fonksiyonu olarak değışimi, Tablo 7.8'deki verilerden yararlanarak Şekil 8.18'de çizilmiştir. Kayma mesafesinin artması ile ağırlık kaybı doğrusal olarak artmıştır. Şekil 8.18'deki grafiğın eğiminden gr/m biriminde hesaplanan aşınma hızındaki değışim deney sıcaklığı ve matris bileşiminin fonksiyonu olarak sırasıyla Şekil 8.19 ve Şekil 8.20'de verilmiştir.

Gerek Al-Mg gerekse Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızının sıcaklıkla değışiminin incelemesi (Şekil 8.19), kritik bir sıcaklığa kadar aşınma hızının hemen hemen sabit olduğunu ve bu sıcaklığın üzerinde aşınma hızının artış gösterdiğini ortaya çıkarmıştır. Hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geğışin gözlendiğı bu kritik sıcaklık, yaklaşık 200 °C olarak bulunmuştur. Seramik partikül takviyeli kompozit malzemelerin en büyük özelliğı, yüksek sıcaklık mukavemetlerini belirli sıcaklığa kadar (≈ 200 °C) koruyabilmesi ve bu sıcaklığa kadar elastisite modulu ve maksimum mukavemette çok az oranda düşüş sergilemesidir [4,5,108,140]. Bu çalışma ile uyumlu olarak % 20 Al₂O₃ partikül takviyeli 6061 Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek sıcaklık metal-metal tipi kuru kayma aşınmasını inceleyen Singh ve Alpas [229,232], 200 °C 'nin üzerinde hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geğışin meydana gelmesini, kompozit malzemenin yüksek sıcaklık mukavemetinin aşırı düşmesine dayandırmışlardır.



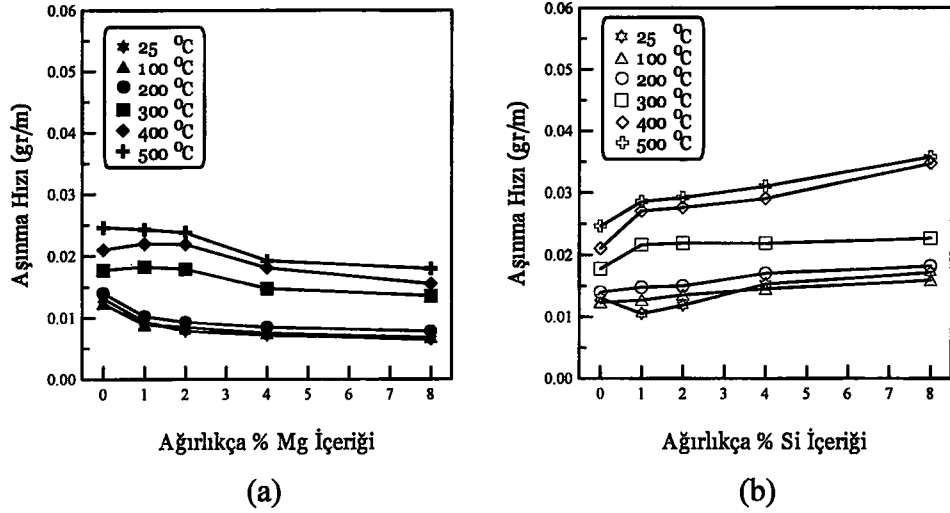
Şekil 8.18. 125 μm abrasif Al_2O_3 tane boyutu üzerinde (a) saf Al, (b) Al-%1 Mg, (c) Al-%2 Mg, (d) Al-%4 Mg, (e) Al-%8 Mg, (f) Al-%1 Si, (g) Al-%2 Si, (h) Al-%4 Si ve (i) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin ağırlık kaybına kayma mesafesi ve sıcaklığın etkisi.



Şekil 8.19. (a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin sıcaklıkla abrasif aşınma hızının değişimi.

Şekil 8.20’de matris bileşiminin Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızı üzerinde etkisi görülmektedir. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin abrasif aşınma hızı, 200 °C’ye kadar ki sıcaklıklarda matriste bulunan Mg miktarının artması ile azalmıştır (Şekil 8.20a). 300 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda ise % 2 Mg içeriğine kadar aşınma hızı sabit iken daha fazla Mg içeriği ile aşınma hızı tekrar azalmaktadır. SiC takviyeli 6061 Al (Al-Mg-Si) ve A356 (Al-Si-Mg) alaşım matrisli kompozit malzemelerle yapılan mekanik testler, matriste bulunan Mg_2Si intermetalikinin gerek oda sıcaklığı gerekse yüksek sıcaklık mukavemetini artırıcı yönde rol oynadığını ortaya çıkarmıştır [117-119]. Dolayısıyla matriste bulunan Mg miktarındaki artışa bağlı olarak çökelen Mg_2Si intermetalikindeki artış incelenen kompozit malzemenin aşınma direncini artırmaktadır. 300-500 °C sıcaklıklarda yapılan aşınma deney sonuçlarına göre, matriste % 2’ye kadar Mg bulunması malzemenin aşınma direnci üzerinde belirgin etki yapmamaktadır.

Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin yüksek sıcaklık aşınma hızı, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızından daha yüksektir. Şekil 8.20b’den görüldüğü gibi, 300 °C’den düşük sıcaklıklarda matrisin Si içeriğinin artması ile aşınma hızı hemen hemen değişmezken 300 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda ise matrisin Si içeriğinin artması ile abrasif aşınma hızı artmıştır.



Şekil 8.20. (a) Al-Mg ve (b) Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin bileşim içeriği ile abrasif aşınma hızının değişimi.

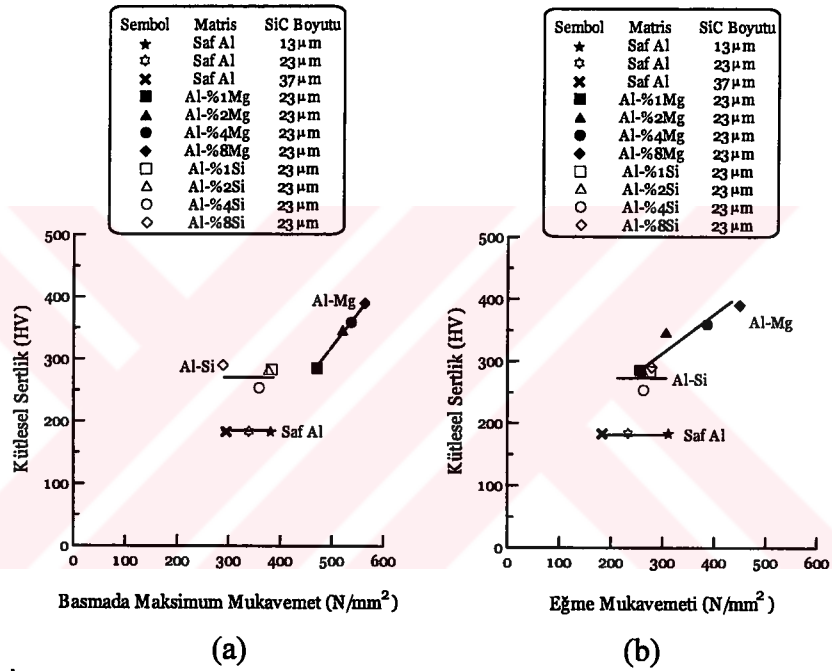
İncelenen kompozit malzemelerin yüksek sıcaklık aşınma deneyinin yapıldığı sıcaklıklardaki mikroyapısal incelemeler, özellikle 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde Mg_2Si intermetaliklerin küreselleştiğini ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise ötektik Si'nin kabalaştığını ortaya çıkarmıştır (Tablo B.1). Bu gözlem 200 °C'nin üzerinde aşınmada şiddetli artışın meydana gelmesini açıklayabilir. Mg_2Si intermetaliklerinin yüksek sıcaklıklarda küreselleşmesi Lü ve arkadaşları [115] tarafından gözlemlenmiştir.

Oda ve yüksek sıcaklıkta aşındırılan kompozit malzemelerin aşınmış yüzey görünümleri, aşınma mekanizmasının yiv oluşumu olduğunu ortaya çıkarmıştır. Yivlerin genişliği ve derinliği, Al-%8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin diğer kompozit malzemelerle kıyaslandığında daha mukavemetli olmalarından dolayı dardır. Yüksek sıcaklıkta matrisin yumuşamasından dolayı yivlerin genişliği ve 3 boyutlu yüzey pürüzlülüğü deney sıcaklığının artması ile artmıştır (Şekil B.15-Şekil B.24). Hatta Şekil B.18a'da görüldüğü gibi yumuşak matrise aşındırıcı Al_2O_3 partikülleri batmıştır. Al-Si matrisli kompozit malzeme ise gerek oda sıcaklığı gerekse yüksek sıcaklık aşınma yüzeylerinde daha geniş yivlere sahiptir.

8.8. Mekanik Özellikler Arasındaki İlişki

Bu bölümde incelenen kompozit malzemelerin mukavemet değerleri ile sertlik, basmada % kısalma ve darbe enerjisinin değişimi karşılaştırılmıştır.

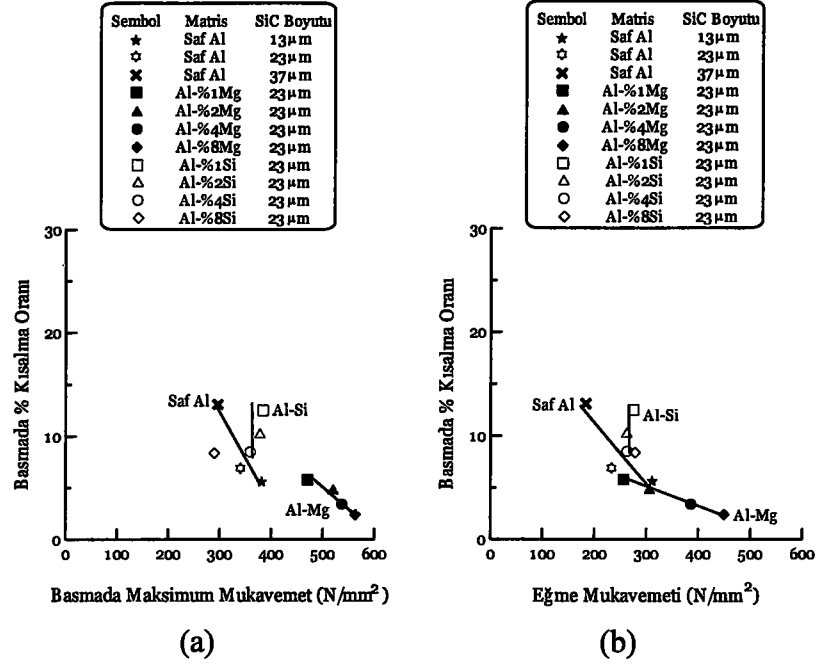
İncelenen kompozit malzemelerin mukavemet değerlerine karşılık kütleli sertliklerinin değişimi Şekil 8.21'de verilmiştir. Şekil 8.21'den görüldüğü gibi, kompozit malzemenin maksimum basma mukavemeti ve eğme mukavemeti saf Al matrisli ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde sertlikten bağımsızdır.



Şekil 8.21. İncelenen kompozit malzemelerin (a) basmada maksimum mukavemet ve (b) eğme mukavemeti ile kütleli sertliklerinin değişimi.

Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin kütleli sertliklerinin artması ile basmada maksimum mukavemet ve eğme mukavemeti artmaktadır (Şekil 8.21).

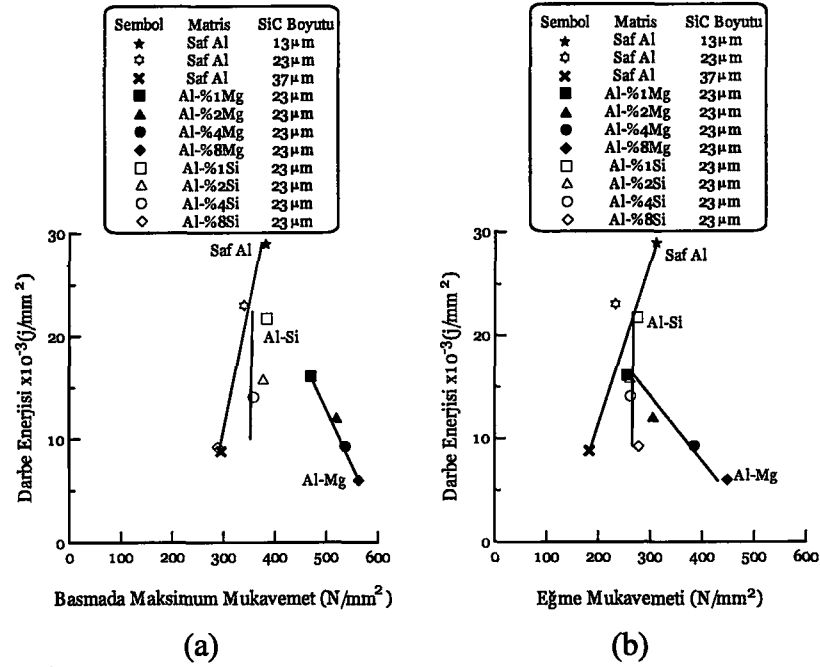
İncelenen kompozit malzemelerin mukavemet değerlerine karşılık basmada % kısalma oranının değişimi Şekil 8.22'de verilmiştir. Artan mukavemet ile saf Al ve Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde basmada % kısalma oranı azalırken Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise basmada % kısalma oranının değişimi mukavemetten bağımsızdır.



Şekil 8.22. İncelenen kompozit malzemelerde (a) basmada maksimum mukavemet ve (b) eğme mukavemeti ile basmada % kısalma oranının değişimi.

Saf Al matrisli kompozit malzemelerde en düşük mukavemete sahip olan 37 μ m SiC partikül takviyeli kompozit malzeme partikül kırık yığılmasından dolayı daha yüksek sünekliğe sahiptir. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise en yüksek mukavemete sahip olan Al-% 8 Mg alaşım matrisli kompozit malzeme, beklendiği gibi en düşük süneklik sergilemiştir.

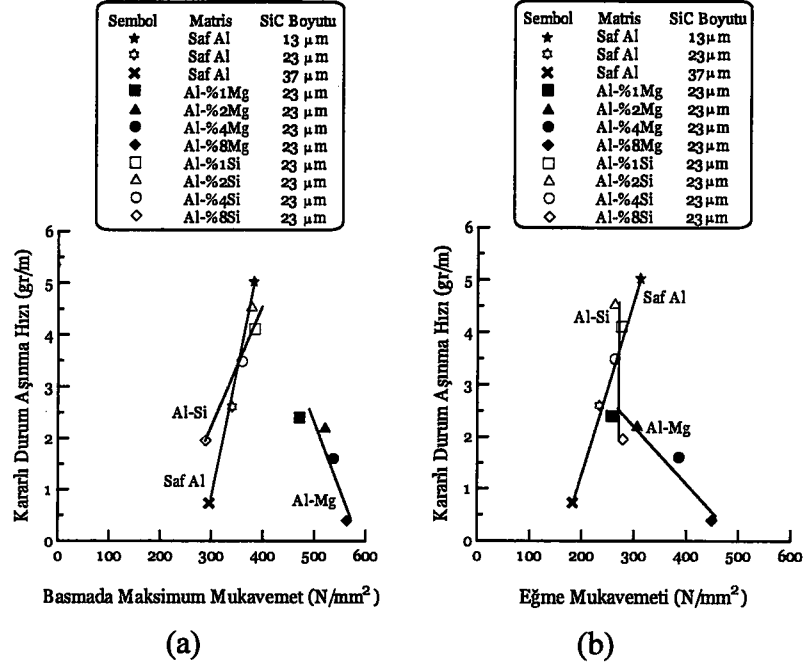
İncelenen kompozit malzemelerin mukavemetinin darbe enerjisi ile değişimi Şekil 8.23’de çizilmiştir. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin mukavemetinin artması ile darbe enerjisi artmıştır. Yüksek darbe direncine sahip kompozit malzemede gamze tipi kırılma, düşük darbe direncine sahip kompozit malzemede ise partikül kırılması meydana gelmiştir. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin mukavemetinin artması ile darbe direnci düşerken Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin darbe direncinin değişimi mukavemetten bağımsızdır. Mukavemeti en yüksek olan Al-% 8 Mg alaşım matrisli kompozit malzemenin darbe enerjisinin düşük olması beklenen bir sonuçtur.



Şekil 8.23. İncelenen kompozit malzemelerde (a) basmada maksimum mukavemet ve (b) eğme mukavemeti ile darbe enerjisinin değişimi.

8.9. Mekanik Deney Sonuçları ile Metal-Metal Aşınma Deney Sonuçlarının İlişkilendirilmesi

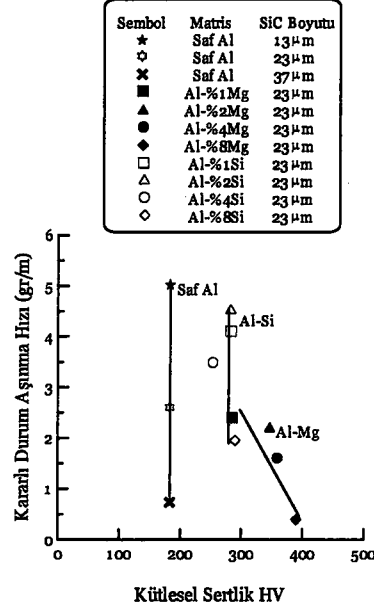
Metal-metal aşınma deneylerinde incelenen kompozit malzemelerin mukavemet değerleri ile kararlı durum aşınma hızlarının değişimi Şekil 8.24’de verilmiştir. Saf Al matrisli 13-37 µm aralığında boyutlara sahip SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerde mukavemetin artması ile aşınma hızı artmıştır. Benzer eğilim Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde de gözlenmiştir. Bu davranış, aşınma sırasında yüzeyde oksit oluşumu ile ilişkilendirilebilir. Saf Al matrisli kompozit malzemeler içerisinde en düşük mukavemete sahip olan 37 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzeme ile Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemeler içerisinde en düşük mukavemete sahip olan Al-%8Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemenin yüzeyinde adhesif aşınma deneyi sırasında oksit tabakasının oluşması aşınma hızını düşürmüştür. Dolayısıyla mukavemet arttıkça aşınma hızının artması aşınma yüzeyinde oksit oluşmamasına veya nispeten daha az oksit oluşumuna bağlıdır.



Şekil 8.24. İncelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada maksimum mukavemet ve (b) Eğme mukavemeti ile metal-metal aşınma hızı arasındaki ilişki.

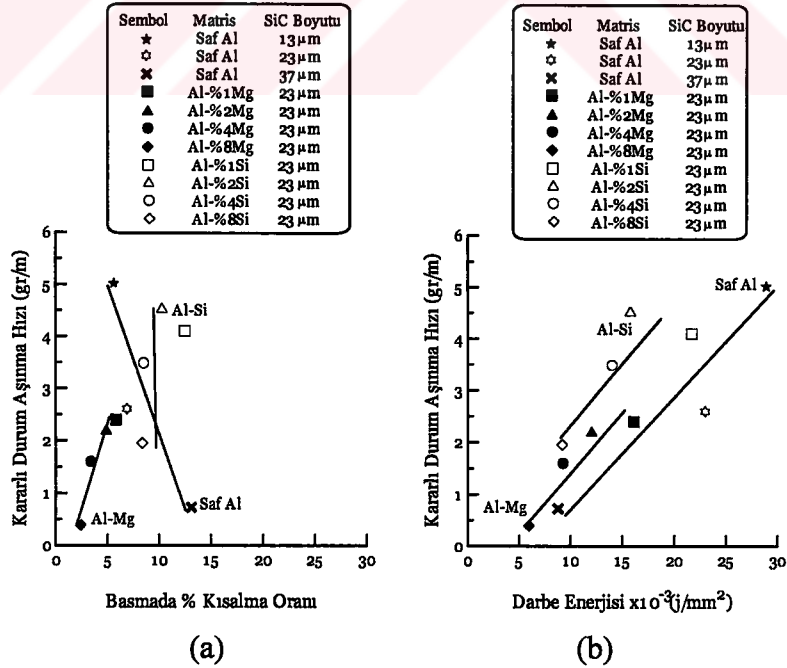
Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise mukavemetinin artması ile aşınma hızı düşmüştür. Yüksek Mg içeren kompozit malzemenin aşınma yüzeyinde oksit tabakası da oluşmuştur. Diğer kompozit malzemelere nazaran Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin oldukça yüksek mukavemete sahip olmasının yanında aşınma yüzeyinde oksit tabakasının oluşması aşınma hızının düşmesinde katkıda bulunmuştur.

İncelenen kompozit malzemelerin kütesel sertlikleri ile adhesif aşınma hızı arasındaki ilişki Şekil 8.25’de verilmiştir. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin sertlikleri takviye boyutu ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemeleri ise matrisin Si içeriği ile değişmediğinden, bu kompozit malzemelerin aşınma hızları sertlikten bağımsızdır.



Şekil 8.25. İncelenen kompozit malzemelerin kütlesel sertlikleri ile metal-metal aşınma hızı arasındaki ilişki.

Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise kütlesel sertliğinin artması ile metal-metal aşınma hızı azalmıştır. Bu durum, mukavemetin aşınma üzerindeki (Şekil 8.24) etkisi ile uyumlu olup, sertlik artışına bağlı olarak aşınma yüzeyinde oksit tabakası oluşumu ile de ilişkilendirilebilir.



Şekil 8.26. İncelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada % kısılma oranı ve (b) Darbe enerjisi ile metal-metal aşınma hızı arasındaki ilişki.

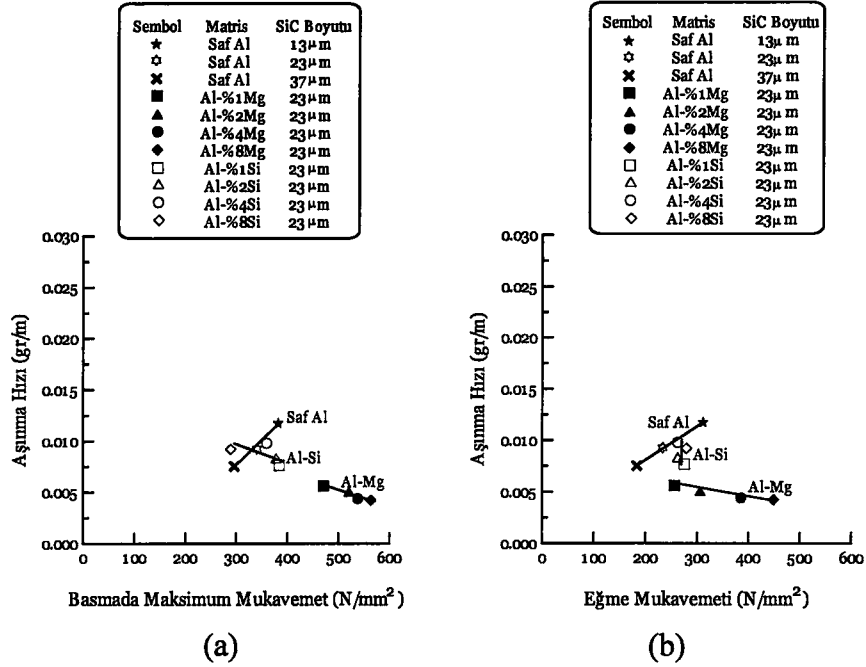
İncelenen kompozit malzemelerin basmada % kısalma oranı ve darbe enerjisi ile metal-metal aşınma hızının değişimi Şekil 8.26'de çizilmiştir. Şekil 8.26'dan görüldüğü gibi, saf Al matrisli kompozit malzemelerde artan takviye boyutu ile basmada % kısalma oranı artarken darbe enerjisi ve aşınma hızı azalmaktadır. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde kararlı durum aşınma hızı basmada % kısalma oranından bağımsız olarak gelişirken darbe enerjisinin artması ile aşınma hızı artmıştır. Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise basmada % kısalma oranı ve darbe enerjisinin artması ile aşınma hızı artmaktadır.

Darbe enerjisi düşük olan Al-% 8 Mg ve Al-%8 Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde aşınma deneyleri sırasında aşınma yüzeyinde daha kalın oksit tabakasının oluşması aşınma hızını düşürmüştür. Ancak saf Al matrisli kompozit malzemelerde en düşük süneklik ve en yüksek darbe enerjisi 13 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemede görülmüştür. Bu kompozit malzemenin yüzeyinde aşınma sırasında nisbeten daha ince oksit tabakası oluşmuştur. SiC boyutu artınca saf Al matrisli kompozit malzemelerin sünekliği artmış ve darbe direnci düşmüştür. Bu malzemelerde aşınma sırasında daha kalın oksit tabakasının oluşumu aşınma direncinin artmasına sebep olmuştur.

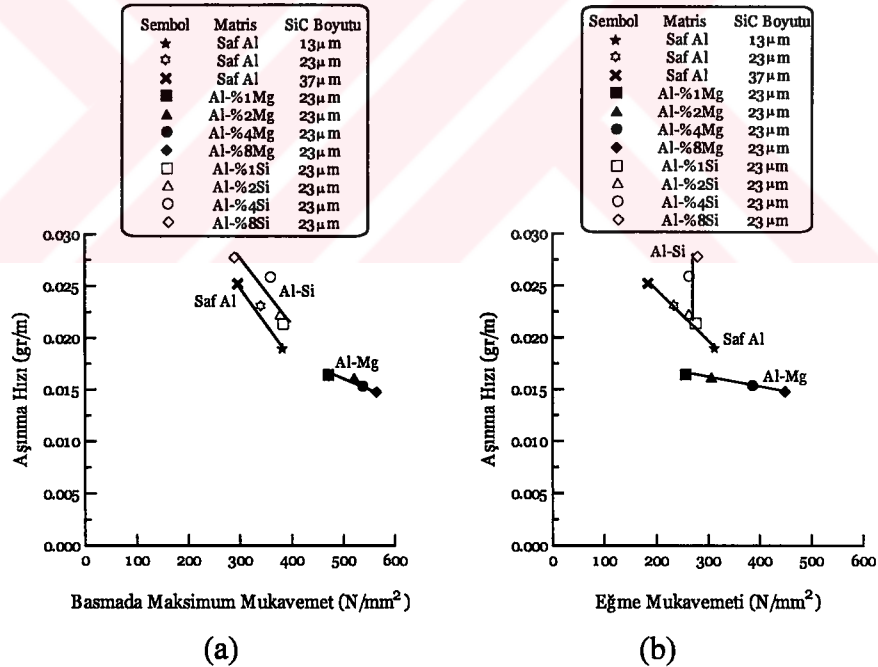
8.10. Mekanik Deney Sonuçları ile Metal-Abrasif Aşınma Deney Sonuçlarının İlişkilendirilmesi

Bu bölümde, kompozit malzemelerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri ile aşınma hızı arasında ilişki kurulmuştur. Bu çalışmada kullanılan en ince (85 μm) ve en kaba (250 μm) abrasif Al_2O_3 tane üzerinde yapılan aşınma hızı değerleri dikkate alınmıştır.

Oda sıcaklığında metal-abrasif aşınma deneylerinde incelenen kompozit malzemelerin mukavemet değerleri ile aşınma hızının değişimi Şekil 8.27 ve Şekil 8.28'de çizilmiştir.



Şekil 8.27. Abrasif 85 μm Al_2O_3 tane üzerinde incelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada maksimum mukavemet ve (b) Eğme mukavemeti ile aşınma hızı arasındaki ilişki.



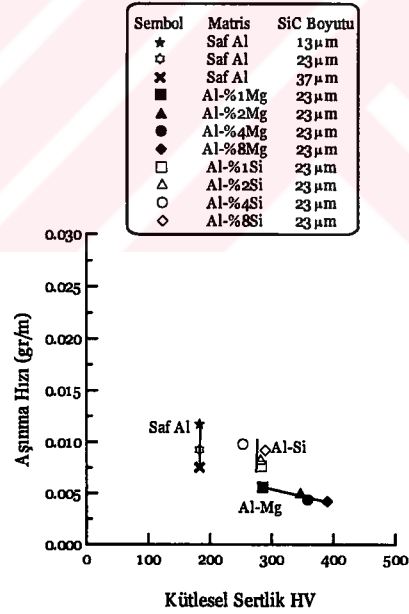
Şekil 8.28. Abrasif 250 μm Al_2O_3 tane üzerinde incelenen kompozit malzemelerin (a) Basmada maksimum mukavemet ve (b) Eğme mukavemeti ile aşınma hızı arasındaki ilişki.

İnce (85 μm) abrasif üzerinde saf Al matrisli kompozit malzemelerde artan mukavemet ile aşınma hızı artarken (Şekil 8.27) kaba (250 μm) abrasif Al_2O_3 tane üzerinde aşınma hızı artan mukavemetle azalmaktadır (Şekil 8.28). Bunun sebebi

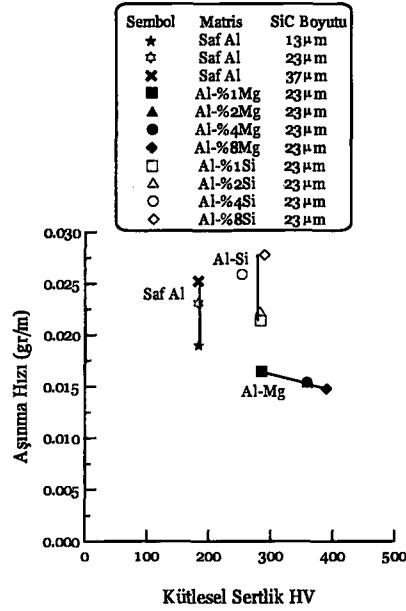
olarak ince abrasif taneler üzerinde matrise çok iyi koruma sağlayan 37 μm SiC partiküllerin kaba abrasif taneler üzerinde kırılması (Şekil B.10) gösterilebilir.

Gerek Al-Mg ve gerekse Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin mukavemetinin artması ile hem 85 μm hem de 250 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşınma hızı azalmıştır (Şekil 8.27 ve Şekil 8.28). bu beklenen bir durum olup, eğme mukavemetinde çok fazla değişme olamayan Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemeler için genellenemez.

İncelenen kompozit malzemelerin sertlik değeri ile abrasif aşınma hızının değişimi Şekil 8.29 ve Şekil 8.30’da çizilmiştir. Saf Al matrisli 13-37 μm SiC partikül takviyeli ve Al-Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin kütleli sertlikleri, sırasıyla partikül boyutunun veya alaşımın Si içeriğinin değişimi ile sabit kalması nedeniyle aşınma hızı üzerinde belirgin etkide bulunmamıştır.



Şekil 8.29. Abrasif 85 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin kütleli sertliği ile aşınma hızı arasındaki ilişki.

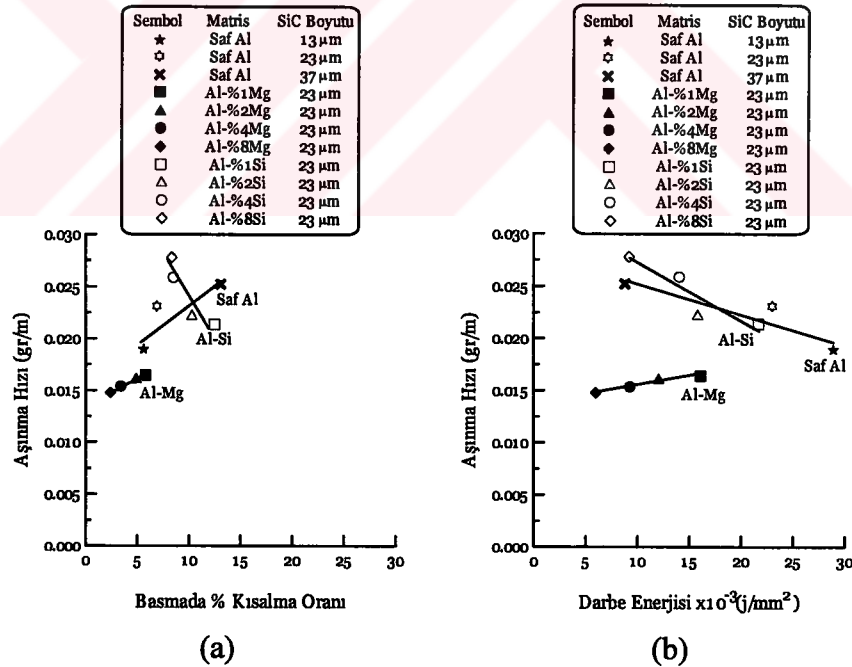
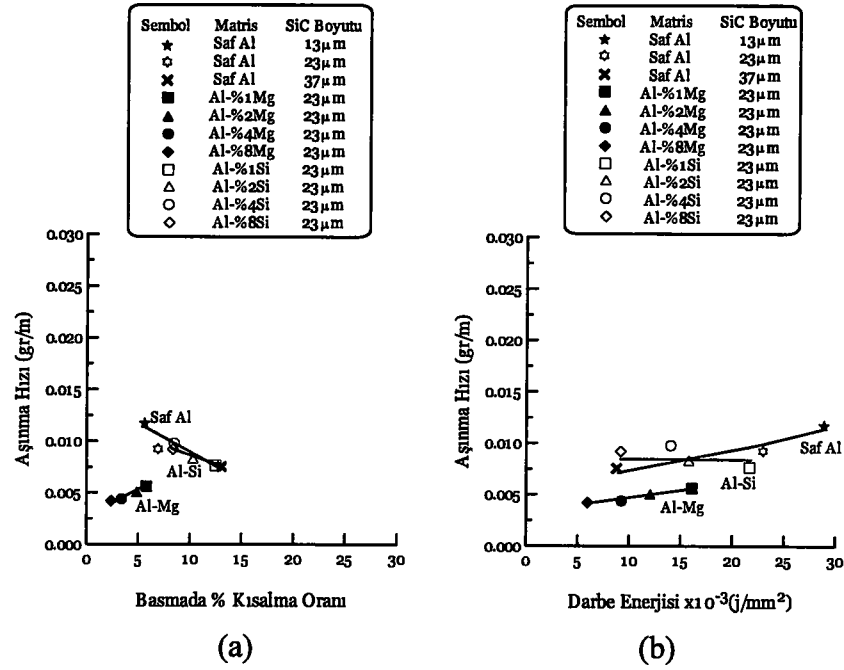


Şekil 8.30. Abrasif 250 μ m Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin kütlesel sertliği ile aşınma hızı arasındaki ilişki.

Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise kütlesel sertliğin artması ile hem 85 μ m hem de 250 μ m Al_2O_3 tane üzerinde aşınma hızı azalmıştır (Şekil 8.29 ve Şekil 8.30). Bu durum, mukavemetin aşınma hızı üzerindeki etkisi ile uyumludur (Şekil 8.27 ve Şekil 8.28).

Metal-abrasif aşınma deneylerinde incelenen kompozit malzemelerin basmada % kısalma oranı ve darbe enerjisi ile aşınma hızının değişimi Şekil 8.31 ve Şekil 8.32'de verilmiştir. İnce abrasif Al_2O_3 tane üzerinde saf Al matrisli kompozit malzemede 13 μ m SiC takviye ile en düşük basmada % kısalma oranı ve en yüksek darbe enerjisi elde edilmiştir. Bu durumda ince SiC partikülleri matrisi abrasif tanelerden yeteri kadar koruyamamıştır. SiC boyutu arttıkça kompozit malzemenin basmada % kısalma oranı artarken darbe enerjisi azalmış ve kompozit malzemeyi abrasif aşındırıcıya karşı daha etkin korumuştur.

İnce abrasif Al_2O_3 tane üzerinde yapılan deneylerde Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde artan basmada % kısalma oranı ve darbe enerjisi ile aşınma hızı artmıştır. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise aşınma hızı bu iki parametreden belirgin olarak etkilenmemiştir.



Şekil 8.32. Abrasif 250 μm Al_2O_3 tane üzerinde aşındırılmış kompozit malzemelerin (a) Basmada % kısalma oranı ve (b) Darbe enerjisi ile aşınma hızı arasındaki ilişki.

Kaba abrasif taneler üzerinde gerek saf Al ve gerekse Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerde artan basmada % kısalma oranı ile aşınma hızı artmıştır. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise basmada % kısalma oranının artması aşınma hızını düşürmektedir. Darbe enerjisi açısından ise artan darbe enerjisi ile Al-

Mg kompozit malzemelerin aşınma hızı artarken saf Al ve Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerin aşınma hızı azalmıştır. En düşük darbe enerjisine ve en yüksek basmada % kısalma oranına sahip olan malzemenin kaba abrasif taneleri üzerinde yapılan aşınma deneyleri sırasında kırılması aşınma hızını düşürmüştür.

Mukavemet ve sertliği en düşük olan Al-% 1 Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemenin aşınma hızı artan basmada % kısalma oranı ve darbe enerjisi ile artmıştır (Şekil 8.32). Dolayısıyla bu kompozit malzemelerde sertlik ve mukavemet aşınma hızını belirleyen daha önemli parametredir. Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde ise en yüksek basmada % kısalma oranına ve darbe enerjisine sahip olan Al-% 1 Si alaşımlı matrisli kompozit malzeme en yüksek mukavemete sahip olduğundan daha az aşınmıştır.



9. GENEL SONUÇLAR

% 60 hacim oranında 13 μm , 23 μm ve 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli ve 23 μm SiC partikül takviyeli % 1-8 oranında Mg ve Si içeren Al-Mg ve Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerin mikroyapı incelemeleri, mekanik deneyleri, metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneylerinden aşağıdaki genel sonuçlar elde edilmiştir.

1. İncelenen kompozit malzemelerde SiC takviye partiküllerinin uçlarına yakın konumlarda porozite mevcuttur. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye SiC partikül boyutunun 13 μm 'den 37 μm 'ye artırılması ile porozite hacim oranı % 6'dan % 3'e % 50 düzeyinde azalmaktadır. Al matrisin Mg ve Si ile alaşımlandırılması porozite oranını hızla azaltmaktadır. Matrisin % 8 Mg veya Si ile alaşımlandırılması porozite miktarını sırasıyla % 0.01'e % 96 ve % 0.52'ye % 75 düzeyinde düşürmüştür.
2. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin matrisinde ötektik Si ve Al_4C_3 intermetalikleri bulunurken Al-Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemenin matrisinde bunlara ilave olarak Mg_2Si intermetalığı de yer almaktadır. Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerin matrisinde ise sadece ötektik Si mevcuttur.
3. Saf Al matrisli 13 μm , 23 μm ve 37 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin matris ve kütleli sertlikleri, takviye partikül boyutundan etkilenmemiştir. 23 μm SiC ile takviye edilmiş kompozit malzemelerin matris ve kütleli sertlikleri Mg ve Si ilavesi ile artmaktadır. Ancak Mg ilavesi, Si ilavesine nazaran kompozit malzemelerin sertliği üzerinde daha belirgin etkiye sahiptir.
4. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin mukavemeti (basmada akma mukavemeti, basmada maksimum mukavemet ve eğme mukavemeti) takviye partikül

boyutunun artması ile azalmaktadır. Al matrisine Mg ilavesi durumunda mukavemet artmaktadır. % 8 Mg ilavesi ile basmada maksimum ve eğme mukavemeti sırasıyla % 149 ve % 92 düzeyinde artmıştır. Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerin matrisine % 1 Si ilavesi ile en yüksek mukavemet değeri elde edilmektedir. % 8 Si'ye kadar artan Si içeriği ile mukavemette belirgin bir değişim gözlenmemektedir. Al-% 1 Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerin basmada maksimum mukavemeti ve eğme mukavemeti sırasıyla % 13 ve % 18 düzeyinde artmıştır.

5. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde takviye SiC partikül boyutunun, Al-Mg ve Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde ise Mg ve Si içeriğinin artması ile darbe enerjisi azalmaktadır. Saf Al matrisli kompozit malzemelerin basmada % kısalma oranı takviye SiC partikül boyutunun artması ile artarken Al-Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemelerin basmada % kısalma oranı Mg içeriği ile azalmaktadır. Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde en yüksek basmada % kısalma oranı % 1 Si içeriğinde elde edilmiştir. Daha fazla Si içeriğinin artması ile basmada % kısalma oranı azalmaktadır.
6. Metal-metal aşınma deneylerinde, saf Al matrisli kompozit malzemelerde SiC partikül boyutunun artması ile Al-Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde ise matrisin Mg içeriğinin artması ile aşınma hızı azalmaktadır. Al-Si alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde % 1 Si içeriğinde aşınma hızı artmakta olup, daha fazla Si ilavesi aşınma hızını azaltmaktadır. Aşınma sırasında kompozit malzeme yüzeyinde demirce zengin oksit tabakasının oluşumu aşınma hızını düşürmektedir.
7. İncelenen kompozit malzemelerin abrasif aşınma hızları abrasif Al_2O_3 tane boyutunun artması ile artmaktadır. Saf Al matrisli 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş kompozit malzeme göreceli olarak ince abrasif Al_2O_3 tane ($<150\mu m$) üzerinde 13 μm SiC partikül ile takviye edilmiş kompozitten daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. Göreceli olarak kaba abrasif Al_2O_3 tane ($>150\mu m$) üzerinde 13 μm SiC partikül ile takviye edilmiş kompozit daha iyi aşınma direnci göstermiştir. Kaba abrasif tanelerin çizmesi sırasında kaba SiC partiküllerinin kırılması, ince SiC partikül takviyeli kompozite nazaran kompozit malzemenin aşınma direncini düşürmüştür. Al-Mg alaşımlı matrisli kompozit malzemelerde

gerek ince ve gerekse kaba abrasif Al_2O_3 tane üzerinde alaşımın Mg içeriğinin artması ile aşınma hızı azalmıştır. Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde ise Si içeriğinin artması ile aşınma hızı artmıştır.

8. Oda sıcaklığı ile 500 °C arasında 125 µm abrasif Al_2O_3 tane üzerinde gerçekleştirilen abrasif aşınma deneylerinde kompozit malzemelerin aşınma hızı artan Mg içeriği ile azalmakta ve artan Si içeriği ile artmaktadır. İncelenen kompozit malzemelerin aşınma hızı 200 °C'ye kadar sıcaklık artışından etkilenmemiştir. 200 °C'nin üzerinde artan sıcaklıkla aşınma hızı artmaktadır.
9. Metal-metal aşınma deneylerinde artan mukavemet ile saf Al matrisli ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma direnci azalırken, Al-Mg alaşım matrisli kompozit malzemelerin aşınma direnci artmıştır. Abrasif aşınmada artan mukavemet ile Al-Mg ve Al-Si alaşım matrisli kompozit malzemelerde aşınma direnci artmaktadır. Ancak saf Al matrisli kompozit malzemelerde, mukavemetin aşınma hızı üzerindeki etkisi abrasif Al_2O_3 tane boyutuna bağlı olarak değişim göstermektedir. İnce abrasif Al_2O_3 (<150 µm) tane üzerinde artan mukavemet ile aşınma direnci düşerken, kaba abrasif Al_2O_3 (>150 µm) tane üzerinde ise artan mukavemet ile aşınma direnci artmaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] **Huda, M.D. and Hashmi, M.S.**, 1995. MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, pp 37-64, The Printer Ltd., U.K.
- [2] **Ashby, M.F.**, 1993. Criteria for selecting the components of composites, *Acta Metall. Mater.*, **41**, 1313-1335.
- [3] **Schwartz, M.M.**, 1984. Composites materials Handbook Mc Graw Hill Book Company, Newyork.
- [4] **Nair, S.V., Tien, J.K. and Bates, R.C.**, 1985. SiC-Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites, *International Metal Reviews*, **30**, 275-288.
- [5] **Eliasson, J. and Sandstrom, R.**, 1995. Applications of Aluminium Matrix Composites; *Key Engineering Materials*, **104-107**, 3-36.
- [6] **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.
- [7] **Lloyd, D.J.**, 1994. Particle Reinforced Aluminium And Magnesium Matrix Composites; *International materials Review*, **39**, 1-23
- [8] **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.
- [9] **Ögel, B.**, Kompozit malzemelerde Son Gelişmeler Ve İleriye Dönük Beklentiler, *9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, **1**, 639-644.
- [10] **Lilholt, H.**, 1991. Aspect of Deformation Metal Matrix Composites; *Materials Science and Engineering A*, **135**, 161-171.

- [11] **Nourbakhsh, S., Sahin, O., Rhee, H.W. and Margolin, H., 1992.**
Microstructural Characterization of a Zirconia-Toughened Alumina
Fiber Reinforced Niobium Aluminide Composite; *Acta Metall.*
Mater., **40**, 285-284.
- [12] **Ribes, H; Suery, M.; Lesperance, G. and Legoux, J.G., 1990.** Microscopic
Examination of the Interface Region in 6061-Al/SiC Composites
Reinforced with As-Received and Oxidized SiC Particles,
Metallurgical and Materials Transactions A, **21**, 2489-2496.
- [13] **Maruyama, B. and Hunt Jr., W.H., 1999.** Discontinuously Reinforced
Aluminum: Current Status and Future Direction, *JOM*, November, **51**,
59-61.
- [14] **Allison, J.E. and Cole, G.S., 1993.** Metal Matrix Composites in the
Automotive Industry: Opportunities and Challenges; *JOM*, **45**, 19-24.
- [15] **Rohatgi, P., 1991.** Cast Aluminium-Matrix Composites for Automotive
Applications; *JOM*, 11-15.
- [16] **Rohatgi, P.K., Asthana, R. and Das, S., 1986.** Solidification, Structures and
Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites, *International*
Metals Reviews, **31**, 115-135.
- [17] **Koya, E., Hagiwara, Y., Miura, S., Hayashi, T., Fujiwara, T. and Onoda, M., 1994.** Development of Aluminum Powder Metallurgy
Composites for Cylinder Liners, *Metal Matrix Composites*, Society of
Automotive Engineers, Inc., USA.
- [18] **Kevorkian, V.M., 1999.** Aluminum Composites for Automotive
Applications: A Global Perspective, *JOM*, November, **51**, 54-58.
- [19] **Rohatgi Pradeep, Cast Metal Matrix Composites, ASM Handbook, 15, , p**
840-854, USA, ISBN, 0-87170-0077.
- [20] **Ray, S., 1993.** Synthesis of Cast Metal Matrix Particulate Composites,
Journal of Materials Science, **28**, 5397-5413.
- [21] **Zhang S., Long S. and Flower H.M., Light Metal Alloy Composite**
Production By Liquid Metal Infiltration, *Composites*, **25**, 380-392.

- [22] **Aghajanian, M.K., Ahland, G.C., Antolin, P.B., and Nagelberg, A.S., 1994.** Fabrication of Properties of Metal Matrix Composites for Automotive Brake Caliper Applications, *Metal Matrix Composites*, Society of Automotive Engineers, Inc., USA.
- [23] **Howell G.J. and Ball A., 1995.** Dry Sliding Wear of Particulate Reinforced Aluminium Alloys Against Automotive Friction Materials, *Wear*, **181-183**, 379-390.
- [24] **Mortensen, Andreas and Koczak, Micheal J., 1993.** The Status of Metal Matrix Composites Research and Development in Japan, *JOM*, **45**, 10-18.
- [25] **Zweben, C., 1992.** Metal Matrix Composites for Electronic Packing, *JOM*, July, 15-23.
- [26] **Premkumar, M.K., Hunt, Jr. W.H. and Sawtell, R.R., 1992.** Aluminum Composite Materials for Multichip Modulus, *JOM*, July, 24-28.
- [27] **Hosking, F.M., Folgar Portillo, F., Wunderlin, R. and Mehrabian, R., 1982.** Composites of Aluminum Alloys: Fabrication and Wear Behaviour, *Journal of Materials Science*, **17**, 477-498.
- [28] **Oh, S.Y.; Cornie, J.A. and Russell, K.C., 1989.** Wettability of Ceramic Particulates with Liquid Aluminium Alloys: Part I. Experimental Techniques; *Metallurgical and Materials Transactions A*, **20**, 527-532.
- [29] **Mortensen, A., 1991.** Interfacial Phenomena in the Solidification Processing of Metal Matrix Composites, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 1-11.
- [30] **Delennay, F., Froyen, L. and Deruyttere, A., 1987.** The Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal matrix Composites, *Journal of Materials Science*, **22**, 1-16.
- [31] **Pech-Canul, M.I., Katz, R.N., Makhlof, M.M. and Pickard, S., 2000.** The Role of Silicon in Wetting and Pressureless Infiltration of SiCp Preforms by Aluminium Alloys, *Journal of Materials Science*, **35**, 2167-2173.

- [32] **Garcia-Ccordovilla, C., Louis, E. and Narciso, J.,** 1999. Pressure Infiltration of Packed Ceramic Particulates By Liquid Metals; *Acta Mater.*, v 476, (1999) 4467-4479.
- [33] **Maxwell,P.B., Martins,G.P., Olson,D.L. and Edwards,G.R.,** 1990. The Infiltration of Aluminium into Silicon Carbide Compacts; *Metallurgical and Materials Transactions .B*, **21**, 475-485
- [34] **Candan E., Atkinson H.V. and Jones, H.,** 1997. Effect of Magnesium Alloying Additions on Infiltration Treshold Pressure and Structure of siC Powder Comopacts Infiltrated by Aluminium-Based Melts; *Journal of Materials Science*, **32**, 289-294.
- [35] **Alonso,A., Narciso, J., Pamies, A., Garcia-Cordovilla,C; and Louis,E.,** 1993. Effect of K2ZrF6 Coatings on Pressure Infiltration of Packed SiC Particulates by Liquid Aluminum, *Scripta Metallurgica et Materialia.*, **29**, 1559-1564.
- [36] **Narciso, J., Garcia-Cordovilla, C., and Louis, E.,** 1995. Effect of Temperature on Pressure Infiltration of packed SiC Particulates by Liquid Aluminium, *Journal of Material Science Letters*, **14**, 1144-1146
- [37] **Aghanajan, M.K., Rocazella,M.A., Burke, J.T., and Keck S.D.,** 1991. The Fabrication of Metal Matrix Composites by Pressureless Infiltration Technique, *Journal of Materials Science*, **26**, 447-454.
- [38] **Pai, B.C, Ramani,G., Pillai, R.M. and Satyanarayana,K.G.,** 1995. Role of Magnesium in Cast Aluminium Alloy Matrix Composites, *Journal of Materials Science*, **30**, 1903-1911.
- [39] **Liu, T.M. and Chao, C.G.,** 1993. Effect of Magnesium on Mechanical Properties of Alumina-fiber Reinforced Asluminum Matrix Composites Formed By Pressure Infiltration Casting, *Materials Science and Engineering A*, **169**, 79-84.
- [40] **Suery M. and Lesperance G.,** 1993. Interfacial Reactions and Mechanical Behaviour of Aluminium Matrix Composites Reinforced With Ceramic Paricles, *Key Engineering Materials*, **79-80**, 33-46.

- [41] **Midling O.T. and Grong Q.**, 1995. Processing and Properties of Particulate Reinforced Al-SiC MMCs, *Key Engineering Materials*, **104-107**, 329-354.
- [42] **Cöcen,Ü., Önel,K. and Özdemir,İ**, 1997. Microstructures and Age Hardenability of Al-5 %Si-0.2%Mg Based Composites Reinforced with Particulate SiC, *Composites Science and Technology*, **57**, 801-808.
- [43] **Lee,J.C., Park, S.B., Seok, H.K., Oh, C.S. and Lee, H.I.**; 1988. Prediction of Si Contents to Suppress Ebe Interfacial Reaction In The SiCp/2014Al Composite, *Acta Mater.*, **46**, 2635-2643.
- [44] **Salvo L., Esperance G.L., Suey M. and Legoux J.G.**, 1994. Interfacial Reactions and Age Hardening in Al-Mg-Si Metal Matrix Composites Reinforced with SiC Particles, *Materials Science and Engineering A*, **177**, 173-183.
- [45] **Ribes H., Da Silva, Suery M. and Bretheau T.**, 1990. Effect of Interfecial Oxide Layer In Al-SiC Particle Composites on Bond Strength and Mechanical Behaviour , *Materials Science and Technology*, **6**, 621-628.
- [46] **Lloyd, D.J., Jin, I. and Weatherly, G.C.**, 1994. Controlling The Interface Reaction in Alumina Reinforced Aluminium Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **31**, 393-396.
- [47] **Lee J.C., Subramanian K.N. and Kim Y.**, 1990. The Interface In Al₂O₃ Particulate-Reinforced Aluminium Alloy Composite And Its Role on The Tensile Properties, *Journal of Materials Science*, **29**, 1983-1990.
- [48] **Liu, Y.B., Lim,S.C., Lu, L., Lai, M.O.**, 1994. Recent Development in The Fabrication of Metal Matrix-Particulate Composites Using Powder Metallurgy Techniques, *Journal of Materials Science*, **8**, 1999-2006.
- [49] **Kouzei M., Marchi C.S. And Mortensen A.**, 2002. Effect o,f Reaction on Tensile Behavior of Infiltrated Boron Carbide Aluminium Composites, *Materials Science and Engineering A*, yayına kabul edilmiş.

- [50] **Oh, S.Y., Cornie, J.A. and Russell, K.C.,** 1989. Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminium Alloys: Part II. Study of Wettability; *Metallurgical and Materials Transactions A*, **20**, 533-541.
- [51] **Pai, B.C, Pillai, R.M. and Satyanarayana, K.G.,** 1993. Stir Cast Aluminium Alloy Matrix Composites, *Key Engineering Materials*, **79-80**, 117-128.
- [52] **Sukumaran, K., Pillai, S.G.K., Pillai R.M., Kelukutty, V.S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. and Ravikumar, K.K.,** 1995. The Effect of Magnesium Additions on the Structure and Properties of Al-7Si-10SiCp Composites, *Journal of Materials Science*, **30**, 1469-1472.
- [53] **Long S., Zhang Z. and Flower H.M.,** 1995. Characterization of Liquid Metal Infiltration of A Chopped Fibre Preform Aided By External Pressure I. Visualization of The Flow Behaviour of Aluminium Melt In A Fibre Preform, *Acta Metall. Mater.*, **43**, 3489-3498.
- [54] **Long S., Zhang Z. and Flower H.M.,** 1995. Characterization of Liquid Metal Infiltration of A Chopped Fibre Preform Aided By External Pressure II. Modelling of Liquid Metal Infiltration Process, *Acta Metall. Mater.*, **43**, 3499-3509.
- [55] **Long S., Zhang Z. and Flower H.M.,** 1996. Characterization of Liquid Metal Infiltration of A Chopped Fibre Preform Aided By External Pressure III. Model Validation and Quantification, *Acta Metall. Mater.*, **43**, 4233-4240.
- [56] **Chong, S.Y.; Atkinson, H.V. and Jones, H.,** 1993. Effect of Ceramic Particle Size, Melt Superheat, Impurities and Alloy Conditions on Threshold Pressure For Infiltration Of SiC Powder Compacts by Aluminium-Based Melts; *Materials Science and Engineering A*, **173**, 233-237.
- [57] **Lai, Shy-Wen and Chung, D.D.L,** 1994. Fabrication of Particulate Aluminum Matrix Composites by Liquid Metal Infiltration, *Journal of Materials Science*, **29**, 3128-3150.

- [58] **Asthana,R. and Rohatgi,P.K.**, 1991. Synthesis of SiC Platelet Reinforced 2024 Al Alloys by a Pressure Infiltration Technique, *Journal of Materials Science Letters*, **10**, 230-234.
- [59] **Mortensen A. and Michaud V.**, 1990. Infiltration of Fiber Preforms by a Binary Alloy: Part I. Theory, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **21**, 2059-2072.
- [60] **Michaud V.J. and Mortensen A.**, 1992. Infiltration of Fiber Preforms by a Binary Alloy: Part II. Further Theory nad Experiments, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **23**, 2281-2289.
- [61] **Jarry P., Michaud V.J., Mortensen A., Dubus A. and Thrard-Collet R.**, 1992. Infiltration of Fiber Preforms by an Alloy:Part III. Die Casting Experiments, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **23**, 2281-2289.
- [62] **Mortensen A., Masur L.J., Cornie J.A. and Flemings M.C.**, 1989. Infiltration of Fibrous Preforms by a Pure Metal: Part I. Theory, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **20**, 2535-2547.
- [63] **Masur L.J., Mortensen A., Cornie J.A. and Flemings M.C.**, 1989. Infiltration of Fibrous Preforms by a Pure Metal: Part II. Experiment, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **20**, 2549-2557.
- [64] **Cook A.J. and Werner P.S.**, Pressure Infiltration Castion of Metal matrix Composites, *Materials Science and Engineering A*, **144**, 189-206.
- [65] **Asthana,R. and Rohatgi,P.K.**, 1992. Observations on Infiltration of Silicon Carbide Compacts with an Aluminium Alloy, *Journal of Materials Science Letters*, **11**, 1278-1281.
- [66] **Asthana,R. and Rohatgi,P.K.**, 1993. On the Melt Infiltration of Plain and Nickel-Coated Reinforcements with Aluminium Alloys, *Journal of Materials*, **11**, 442-445.
- [67] **Mortensen A. and Cornie J.A.**, 1987. On the Infiltration of Metal Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **18**, 1160-1163.

- [68] **Jarfors A.E.W., Swedsen L., Wallinder M. and Fredriksson H., 1993.**
Reactions During Infiltration of Graphite Fibers by Molten Al-Ti Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **24**, 2577-2583.
- [69] **Jonas, Tamala R.; Cornie, James A. and Russell, Kenneth C., 1995.**
Infiltration and wetting of Alumina Particulate Preforms by Aluminium-Magnesium Alloys; *Metallurgical and Materials Transactions A*, **26**, 1491-1497.
- [70] **Martins G.P., Olson D.L. and Edwards G.R., 1988.** Modelling of Infiltration Kinetics For Liquid Metal Processing of Composites, *Metallurgical and Materials Transactions B*, **19**, 95-101.
- [71] **Fletcher T.R., Cornie J.A. and Russell K.C., 1991.** A Capacitance Technique For Studying Pressure Infiltration, *Materials Science and Engineering A*, **144**, 159-163.
- [72] **Alonso, A., Pamies, A., Narciso, J., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E., 1993.** Evaluation of the Wettability of Liquid Aluminium with Ceramic Particulates (SiC, TiC, Al₂O₃) by Means of Pressure Infiltration; *Metallurgical and Materials Transactions A*, **24**, 1423-1432.
- [73] **Narciso, J., Alonso, A., Pamies, A., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E., 1995.** Factors Affecting Pressure Infiltration of Packed SiC Particulates by Liquid Aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **26**, 983-990.
- [74] **Mortensen, A., Michaud, V.J. and Flemings, M.C., 1993.** Pressure-Infiltration Processing of Reinforced Aluminium; *JOM*, **45**, 36-43.
- [75] **Narciso, J., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E., 1997.** Pressure Infiltration in a Reactive System: Packed SiC Particulates Infiltrated By Pure Silver With Dissolved Oxygen, *Acta Mater.*, **45**, 5111-5118
- [76] **Narciso, J., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E., 1997.** Pressure Infiltration of Packed Al₂O₃ Particulates By Pure Silver, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **36**, 363-368.

- [77] **Alonso, A., Garcia-Cordovilla, C., Louis, E., Narciso, J. and Pamies, A.,** 1994. Evaluation of Wettability of Al-Pb and Al-Sn Alloys with SiC and Al₂O₃ Particulates by Means of Pressure Infiltration; *Journal of Materials Science*, **29**, 4729-4735.
- [78] **Candan, E., Atkinson, H.V. and Jones, H.,** 1998. Role of Surface Tension in Relation to Contact Angle in Determining Threshold Pressure For Melt Infiltration of Ceramic Powder Compacts; *Scripta Metallurgica et Materialia*, **38**, 999-1002
- [79] **Narciso, J., Alonso, A., Pamies, A., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E.,** 1994. Wettability of Binary and ternary Alloys of the System Al-Si-Mg with SiC Particulates, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **31**, 1495-1500
- [80] **Candan, E., Atkinson, H.V. and Jones, H.,** 1997. Effect of Alloying Additions on Threshold Pressure for Infiltration and porosity of Aluminum-Based Melt Infiltrated Silicon Carbide Powder Compacts; *Key Engineering Materials*, **127**, 463-470.
- [81] **Molins, R., Bratout, J.D. and Bienrenu, Y.,** 1991. Microstructural and Analytical Characterization of Al₂O₃-(Al-Mg) Composite Interface, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 111-117.
- [82] **Candan, E.,** 1999. Factors Affecting Threshold Pressure for Infiltration of SiC Powder preforms by Aluminium and Its Alloys, *2. International Advanced Technologies Symposium*, March 8-10, Istanbul.
- [83] **Candan, E.,** 1998. Wettability and Pressurized Infiltration of Ceramic Powder Compacts by Metallic Melts, *PhD Thesis*, University of Sheffield, July.
- [84] **Kobashi M. and Choh T.,** 1997. Synthesis of Boride and Nitride Ceramics In Molten Aluminium By Reactive Infiltration, *Journal of Materials Science*, **32**, 6283-6289.
- [85] **Aghajanian M.K., Macmillan N.K., Kennedy C.R., Luszcz S.J. and Roy R.,** 1989. Properties and Microstructures Lanthan Oxide-Al Ceramic Composite Materials, *Journal of Materials Science*, **24**, 658-670.

- [86] **Lee K.B. and Kwon H.**, 1999. Fabrication and Characteristics of AA 6061/Si₃N₄ Composite By The Pressureless Infiltration Technique, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30**, 2999-3007.
- [87] **Kajikawa, Y., Nukami, T. and Flemings, M.C.**, 1995. Pressureless Infiltration of Aluminium Metal-Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **26**, 2155-2159.
- [88] **Chen, Y. and Chung, D.D.L.**, 1996. Aluminium-Matrix Silicon Carbide Whisker Composites Fabricated by pressureless Infiltration, *Journal of Materials Science*, **31**, 407-412.
- [89] **Koczak, M.J. and Premkumar, M.K.**, 1993. Emerging Technologies For The In-Situ Production of MMCs, *JOM*, January, 44-48.
- [90] **Srivatsan, T.S. and Lavernia, E.J.**, 1992. Review: Use of Spray Techniques to Synthesize Particulate-Reinforced Metal Matrix Composites, *Journal of Materials Science*, **27**, 5965-5981.
- [90] **Estrada, J.L. and Duszczek, J.**, 1990. Characteristics of Rapidly Solidified Al-Si-X Preforms Produced By The Osprey Process, *Journal of Materials Science*, **25**, 1381-1391.
- [92] **Singer, A.R.E.**, 1991. Metal Matrix Composites Made By Spray Forming, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 13-17.
- [93] **Wu, Y. and Lavernia, E.J.**, Spray Atomized and Code Posited 6061 Al/SiC Composites, *JOM*, August, 16-23.
- [94] **Roy, M., Venkataraman, B., Bhunuprasad, V.V., Mahajan, Y.R. and Sudararajan, G.**, 1992. The Effect of Particulate Reinforcement on The Sliding Wear Behavior of Aluminum Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **23**, 2833-2847.
- [95] **Venkataraman, B. and Sundararajan, G.**, 1996. The Sliding Wear Behavior Al-SiC Particulate Composites-I. Macrobehaviour, *Acta Metall.*, **44**, 451-460.

- [96] **Lee,S.;Kim, T.H. and Kwon, D.,** 1994. Microstructural Analaysis of Fracture Toughness Variation in 2xxx-Series Aluminium Alloy Composites Reinforced with SiC Whiskers; *Metallurgical and Materials Transactions A*, **25**, 2213-2223.
- [97] **Varma,V.K., Kamat, S.V., Jain, M.K., Prasad, V.V.B. and Mahajan,Y.R,** 1993. Effect of Homogenization treatmint on fatigue behaviour of 2124 Al/20 vol % SiC composite, *Journal of Materials Science*, **28**, 477-481.
- [98] **Zhang, Z.F., Zhang,L.C. and Mai,Y.W.,** 1995. Particle Effect on Friction and Wear of Aluminum Matrix composites, *Journal of Materials Science*, **30**, 5999-6004.
- [99] **Al-Rubaie,K.S., Goldenstein,H. and Biasoli Mello,J.D.,** 1999. Three Body Abrasion of Al-SiC Composites, *Wear*, **225-229**, 163-173.
- [100] **Wu, Y. and Lavernia, E.J.,** 1992. Strengthening Behaviour of Particulate Reinforced MMCs, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **27**, 173-178.
- [101] **Vogelsang M., Arsenault, R.J. and Fisher, R.M.,** 1985.An In-Situ HVEM Study of Dislocation at Al/SiC Interfaces In Metal Mtarix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **17**, 379-389.
- [102] **Srivatsan, T.S.,** 1996. Microstrucrue, Tensile Properties and Fracture Behaviour of Al₂O₃ Particulate-Reinforced Aluminium Alloy Metal Matrix Composites, *Journal of Materials Science*, **31**, 1375-1388.
- [103] **Elomari, S., Skibo, M.D., Sundarrajan, A. and Richards, F.,** 1998. Thermal Expansion Behaviour of Patrticulate Metal Mtarix Composites, *Composites Science and Technology*, **58**, 369-376.
- [104] **Yang, M. and Scott, V.D.,** 1991. Microstructural Studies of Aluminium Silicon Alloy Reinferced With Alumina Fibres, *Journal of Materials Science*, **26**, 2245-2254.
- [105] **Aogagi, N. and Kojma, Y.,** 1994. Dislocation Generation of Three Random SiC Whisker-Reinforced Aluminium Alloy Composites, *Journal of Materials Science and Letters*, **13**, 901-904.

- [106] **Nardone, V.C. and Prew, K.**, 1986. On the Strength of Discontinuous Silicon Carbide Reinforced Aluminium Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **20**, 43-48.
- [107] **Arsenault, R.J. and Fisher, P.M.**, 1983. Microstructure of Fiber and Particulate SiC in 6061 Al Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **17**, 67-71.
- [108] **Macdanel, L.**, 1985. Analysis of Stress-Strain, Fracture and Ductility Behaviour of Aluminium Matrix Composites Containing Discontinuous Silicon Carbide Reinforcement, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **16**, 1105-1115.
- [109] **Suresh, S., Christman, T. and Sugimura, Y.**, 1989. Accelerated Aging in Cast Al Alloy-SiC Particulate Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **23**, 1599-1602.
- [110] **Gupta, M. and Surappa, M.K.**, 1995. Processing-Microstructure-Mechanical Properties of Al-Based Metal Matrix Composites Synthesized Using Casting Route, *Key Engineering Materials*, **104-107**, 259-274.
- [111] **Levy, A. and Papazian, J.M.**, 1990. Tensile Properties of Short Fiber Reinforced SiC/Al Composites; Part II. Finite Element Analysis, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **21**, 411-420.
- [112] **Song, W.Q., Krauklis, P., Mourits, A.P. and Bandyopadhyay, S.**, 1995. The Effect of thermal Aging on The Abrasive Wear Behaviour of Age-Hardening 2014Al-SiC and 6061Al-SiC composites, *Wear*, **185**, 125-130.
- [113] **Salvo, L., Suery, M., Legoux, L.G. and Esperance, G.**, 1991. Influence of Particle Oxidation on Age-Hardening Behaviour of As Fabricated and Remelted SiC Reinforced Al-1%Mg Alloys, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 129-133.
- [114] **Bronfin, B., Katsir, M. and Aghion, E.**, 2001. Preparation and Solidification Features of AZ21 Magnesium Alloy, *Materials Science and Engineering A*, **302**, 46-50.

- [115] Lü, Y.Z, Wang, Q.D., Zeng, X.Q., Zhu, Y.P. and Ding, W.J.; 2001. Behavior of Mg-6Al-Xsi Alloy During Solution Heat Treatment at 420 °C, *Materials Science and Engineering A*, **301**, 255-258.
- [116] Liu, Y.M., Kang, S.B. and Kim, H.W.; 1999. The Complex Microstructures In An As-Cast Al-Mg-Si Alloy, *Materials Letters*, **41**, 267-272.
- [117] Ludecke, D, 1985. Phase Diagram and Thermochemistry of Al-Mg-Si System, *Z.Metalkunde*, **77**, 278-283.
- [118] Schmid, E.E., Oldenburg, K.V. and Frommeyer, G., 1990. Microstructure and Peoperties of As-Cast Intermetalics Mg₂Si-Al Alloys, *Z.Metalkunde*, **81**, 809-815.
- [119] Frommeyer, G., Beer, S. and Oldenburg, K.V., 1994. Microstructure and Mechanical Properties of Mechanically Alloyed Intermetallic Mg₂Si-Al Alloys, *Z.Metallkunde*, **85**, 372-376.
- [120] Aghajanian,M.K., Langensiepen, R.A. and Rocazella, M.A., 1993. The Effect of Particulate Loading on The Mechanical Behaviour of Al₂O₃/Al Metal Matrix Composites, *Journal of Materials Science*, **28**, 6683-6690.
- [121] Ferhat, G., 1999. Döküm Yoluyla Aluminium Temelli Parçacık Takviyeli Kompozit Geliştirme, *Doktora Tezi*, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [122] Arsena, R.J., 1993. Strengthening and Deformation Mechanisms of Discontinuous Metal-Matrix Composites, *Key Engineering Materials*, **79-80**, 265-278.
- [123] Ma, Z.Y., Liang, Y.N., Zhang, Y.Z., Lu, Y.X. and Bi, J., 1996. Sliding Wear Behaviour of SiC Particle Reinforced 2024 Aluminium Alloy Composites, *Materials Science and Technology*, **12**, 751-756.
- [124] Alpas, A.T. and Zhang, J., 1994. Effect of Micrustructure (Particulate Size and Volume Fraction) and Counterface Material on The Sliding Wear Resistance of Particulate Reinforced Aluminum Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **25**, 969-983.

- [125] **Wang, A. and Rack, H.J.**, 1991. Dry Sliding Wear in 2124 Al-SiCw/17-4PH Stainless Steel Systems, *Wear*, **147**, 355-374.
- [126] **Manoharan, M. and Lewandowski, J.J.**, 1990. Crack Initiation and Growth Toughness of an Aluminyn Netal Matrix Composite, *Acta Metall Materialia*, **38**, 489-496.
- [127] **Yang, Y., Cady, C., Hu, M.S., Zok, F., Mehrabian, R. and Evan A.G.**, 1990. Effect of Damage on the Flow Strength and Ductility of A Ductile Al Alloy Reinforced With SiC Particulates, *Acta Metall. Mater.*, **38**, 2613-2619.
- [128] **Hu, M.S.**, Some Effect of Particle Size on The Flow Behaviour of Al-SiCp Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **25**, 695-700.
- [129] **Tjong, S.C. and Lau, K.C.**, 2000. Tribological Behaviour of SiC Particle-Reinforced Copper Matrix Composites, *Materials Letters*, **43**, 274-280.
- [130] **Weng, B.J., Chang, S.T. and Shiau, T.**; 1992. Microfracture Mechanisms of SiC 6061 Aluminium Composites After Hipping, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **27**, 1127-1132.
- [131] **Arsenault, R.J., Wang, L. and Feng, C.R.**, 1991. Strengthening of Composites Due to Microstructural Changes in The Matrix, *Acta Metall. Mater.*, **39**, 47-57.
- [132] **Muemmery, P. and Derby, B.**, 1991. The Influence of Microstructure on The Fracture Behaviour of Particulate Metal Mtarix Composites, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 221-224.
- [133] **Jiang, J. and Dodd, B.**, 1995. Workability of Aluminium Based Metal Matrix Composites in Compression, *Composites*, **26**, 62-66.
- [134] **Hunt, Jr. W.H., Osman, T.M. and Lewondowski, J.J.**; 1993. Micro and Macrostructural Factors in DRA Fracture Resistance, *JOM*, **45**, 30-35.
- [135] **Brechet, Y., Enbury, J.D., Tao, S. and Luo, L.**; 1991. Damage Initiation in Metal Matrix Composites, *Acta Metall. Mater.*, **39**, 1781-1786.

- [136] **Flom, Y. and Arsenault, R.J.**; 1989. Effect of Particle Size on Fracture Toughness of SiC/Al Composite Material, *Acta Metall.Mater.*, **37**, 2413-2423.
- [137] **Lloyd, D.J.**, 1991. Aspects of Fracture In Particulate Reinforced Metal Matrix Composites, *Acta Metall.Mater.*, **39**, 59-71.
- [138] **Hunt, Jr W.H., Brockenbrough. and Magnusen, P.E.**, 1991. An Al-Si-Mg Composite Model System: Microstructural Effects on Deformaton and Damage Evoluaton, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **25**, 15-20.
- [139] **Zhao, D., Tuler, F.R. and Lloyd, D.J.**, 1994. Fracture et Elevated Temperatures in Particle Reinforced Composite, *Acta Metall. Mater.*, **42**, 2525-2533.
- [140] **Hadianfard, M.J, Healy, J. and Mai, Y-W**, 1994. The Influence of Temperature on The Mechanical and Fracture Properties of 20 vol % Ceramic Particulate Reinforced Aluminium Matrix Composite, *Journal of Materials Science*, **29**, 3906-3912.
- [141] **Shen, Y.L., Fishencord E. and Chawla, N.**, 2000. Correlating Macrohardness and Tensile Behavior In Discomntinously Reinforced Metal Mtarix Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **42**, 427-432.
- [142] **Shen, Y.L., Williams, J.J., Piotrowski, G., Chawla, N. and Guo, Y.L.**, 2001. Particle Reinforced Metal Matrix Composites: An Experimental and Numerical Study, *Acta Mater.*, **49**, 3219-3229.
- [143] **Kauzeli, M. and Mortensen, A.**, 2002. Size Dependent Strengthening in Particle Reinforced Aluminium, *Acta Materialia*, **50**, 39-51.
- [144] **Pandey, A.B. and Chaurla, N.**; The Fracture Toughness and Fatigue Behaviour of DRA., *JOM*, Nowember, 69-72.
- [145] **Narciso-Romero, F.J., Rodriguez-Rinso, F., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E.**; 1998. Fabrication of Ceramic /Ceramic Composites From Aluminium/Ceramic Composites Produced By Pressure Infiltration, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **38**, 623-629.

- [146] **Corbin, S.F. and Wilkinson, D.S.**, 1994. Influence of Matrix Strength and Damage Accumulation on the Mechanical Response of a Particulate Metal Matrix Composite, *Acta Metall. Mater.*, **42**, 1329-1335.
- [147] **Narayan, M., Surappa, M.K. and Pramila Bai, B.N.**, 1995. Dry Sliding Wear of Al Alloy 2024-Al₂O₃ Particle Matrix Composites, *Wear*, **181-183**, 563-570.
- [148] **Cao, L., Wang, Y. and Yao, C.K.**, 1990. The Wear Properties of an SiC-Whisker Reinforced Aluminum Composite, *Wear*, **140**, 273-277.
- [149] **Alpas, A.T. and Zhang, J.**, 1992. Wear Rate Transition in Cast Aluminum Silicon Alloys Reinforced With SiC Particles, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **26**, 505-509.
- [150] **Alpas, A.T. and Zhang, J.**, 1992. Effect of SiC Particle Reinforcement on the Dry Sliding Wear of Aluminum-Silicon Alloys (A356), *Wear*, **155**, 83-104.
- [151] **Alpas, A.T. and Zhang, J.**, 1993. Wear Regimes and Transitions in Al₂O₃ Particulate Reinforced Aluminum Alloys, *Materials Science and Engineering A*, **161**, 273-284.
- [152] **Wang, H.J. and Rack, H.J.**, 1991. Transition Wear Behavior of SiC Particulate and SiC Whisker Reinforced 7091 Al Metal Matrix Composites, *Materials Science and Engineering A*, **147**, 211-224.
- [153] **Lee, C.S., Kim, Y.H., Han, K.S. and Lim, T.**, 1992. Wear Behaviour of Aluminum Matrix Composite Materials, *Journal of Materials Science*, **27**, 793-800.
- [154] **Pramila Bai, P.N., Ramasesh, B.S. and Surappa, M.K.**, 1992. Dry Sliding Wear of A 356-Al-SiCp Composites, *Wear*, **157**, 295-304.
- [155] **Rohatgi, P.K., Liu Y. and Barr, T.L.**, 1991. Tribological Behavior and Surface Analysis of Tribodeformed Al Alloy-50Pct Graphite Particle Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **22**, 1435-1441.
- [156] **Gurcan, A.B. and Baker, T.N.**, 1995. Wear Behaviour of AA 6061 Aluminum Alloy and Its Composites, *Wear*, **188**, 185-191.

- [157] **Shipway, P.H., Kennedy, A.R. and Wikes, A.J.;** 1998. Sliding Wear Behaviour of Aluminium-Based Metal Matrix Composites Produced By A Novel Liquid Route, *Wear*, **216**, 160-171.
- [158] **Chen, H. and Alpas, A.T.,** 1996. Wear of Aluminium Matrix Composites Reinforced With Nickel-Coated Carbon Fibres, *Wear*, **192**, 186-198.
- [159] **Ames, W. and Alpas, A.T.,** 1995. Wear Mechanisms In Hybrid Composites of Graphite-20Pct SiC In A356 Aluminum Alloy(Al-7Pct Si-0.3Pct Mg), *Metallurgical and Materials Transactions A*, **26**, 85-98.
- [160] **Park, H.C.,** 1992. Wear Behavior of Hybrid Metal Matrix Composite Materials, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **27**, 465-470.
- [161] **Caracostas, C.A., Chiou, W.A., Fine, M.E. and Gheng, H.S.,** 1992. Wear Mecahnisms During Lubricated Sliding of XDTM 2024 Al/TiB2 metal matrix Composites Against Steel, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **27**, 167-172.
- [162] **Xiandog, S., Chengping, L., Zhaaoxuan, L. and Liuzhang, Ouyang,** 1997. The Fabrication and Properties of Particle Reinforced Cast Metal matrix Composites, *Journal of Materials Processing Technology*, **63**, 426-431.
- [163] **Hutchings, I.M.,** 1994. Tribological Properties of Metal matrix Composites, *Materials Science and Technology*, **10**, 513-517.
- [164] **Liang, Y.N., Ma, Y.Z., Li, S.Z., Li, S. and Bi, J.;** 1995. Effect of Particle Size on Wear Behaviour of SiC Particulate-Reinforced Aluminum Alloy Composites, *Journal of Materials Science Letters*, **14**, 114-116.
- [165] **Chung, S. and Hwang, B.H.,** 1994. A Microstructural Study of The Wear Behaviour of SiCp/Al Composites, *Tribology International*, **27**, 307-314.
- [166] **Zhang, Z., Zhang, L. and Mai, Y-W;** 1996. The Running-in Wear of a Steel/SiCp-Al Composite System, *Wear*, **194**, 38-43.
- [167] **Sannino, A.P. and Rack, H.J.,** 1995. Surface Topography Evolution During Sliding Wear of 2009 Al-SiCp/17-4PH, *Wear*, **181-183**, 202-211.

- [168] **Sannino, A.P. and Rack, H.J.**, 1995. Dry Sliding Wear of Discontinuously Reinforced Aluminum Composites: Review and Discussion, *Wear*, **189**, 1-19.
- [169] **Sannino, A.P. and Rack, H.J.**, 1996. Tribological Investigation of 2009 Al-20 vol. % SiCp/17-4 PH-Part I: Composite Performance, *Wear*, **197**, 151-159
- [170] **Sato, A. and Mehrabian, R.**, 1976. Aluminum Matrix Composites: Fabrication and Properties, *Metallurgical and Materials Transactions B*, **7**, 443-450.
- [171] **Modi, O.P., Prasad, B.K., Yegneswarar, A.H. and Vaidya, M.L.**, 1992. Dry Sliding Wear Behaviour of Squeeze Cast Aluminium Alloy-Silicon Carbide Composites, *Materials Science and Engineering A*, **151**, 235-245.
- [172] **Pan, Y.M., Fine, M.E. and Gheng, H.S.**, 1992. Sliding Wear of an Alloy SiC Whisker Composite, *Tribology Transaction*, **35**, 482-490.
- [173] **Hong, S.I. and Seo, Y.S.**, 1999. Effect of Microstructure on Wear Behavior of Al-Mg-Si Alloy Matrix-10 vol % Al₂O₃ Composite, *Materials Science and Engineering A*, **265**, 29-41.
- [174] **Sahin, Y.**, 1999. Tribological Behavior and Wear Surface Analysis of Metal matrix Composites, *Journal of Materials science*, **34**, 875-880.
- [175] **Sahin, Y.**, 1998. Wear Behaviour of Planar-Random Fibre Reinforced Metal matrix Composites, *Wear*, **223**, 173-183.
- [176] **Anand, K. and Kishore**, 1983. On The Wear of Aluminu-Corundum Composites, *Wear*, **85** , 163-169.
- [177] **Zamzam, M.A.**, 1989. Adhesive Wear of Hard Particles-Reinforced Metal Matrix Powder Composites, *Metall*, **43**, 1158-1161.
- [178] **Wang, A. and Rack, H.J.**, 1992. A Statistical Model for Sliding Wear of Metals in Metal/Composite Systems, *Acta Metallurgica*, **40**, 2301-2305.

- [179] **Rana, F. and Stefanescu, D.M.**, Friction Properties of Al-1.5 pct. Mg/SiC Particulate Metal Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **20**, 1564-1566.
- [180] **Iwai, Y., Yoneda, H. and Honda, T.**, 1995. Sliding Wear Behaviour of SiC Whisker Reinforced Aluminum Composite, *Wear*, **181-183**, 594-602.
- [181] **Tjong, S.C., Wu, S.Q. and Liao, H.C.**; 1997. Wear Behaviour of An Al-12%Si Alloy Reinforced SiC Particles, *Composites Science and Technology*, **57**, 1551-1558.
- [182] **Gürler, R.**, 1999, Sliding Wear Behavior of A Silicon Carbide Particle-Reinforced Aluminium-Magnesium Alloy, *Journal of Materials Science Letters*, **181**, 553-554.
- [183] **Iwai, Y., Honda, T., Miyajima, T., Iwasaki, Y. and Surappa, M.K.**, 2000. Dry Sliding Wear Behavior of Al₂O₃ Fiber Reinforced Aluminium Composites, *Composites Science and Technology*, **60**, 1781-1789.
- [184] **Sharma, S.C., Girish, B.M., Kamath, R. and Satish, B.M.**, 1997. Effect of SiC Particle Reinforced On The Unlubricated Sliding Wear Behaviour of ZA-27 Alloy Composites, *Wear*, **213**, 33-40.
- [185] **Venkataraman, B. and Sundrarajan, G.**, 1996. The Sliding Wear Behavior Al-SiC Particulate Composites-II. The Characterization of Subsurface Deformation And Correlation With Wear Behaviour, *Acta Metall.*, **44**, 461-473.
- [186] **How, H.C. and Baker, T.N.**, 1997. Dry Sliding Wear Behaviour of Saffil-Reinforced AA 6061 Composites, *Wear*, **210**, 263-272.
- [187] **Alahelisten, A., Bergman, F., Olsson, M. and Hogmark, S.**, 1993. On the Wear of Aluminum and Magnesium Metal Matrix Composites, *Wear*, **165**, 221-226.
- [188] **Pan, Y.M., Fine, M.E. and Gheng, H.S.**, 1990. Wear Mechanisms of Aluminum Base Metal Particle Composites Under Rolling Wear, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 1341-1345.

- [189] **Pan, Y.M., Fine, M.E. and Gheng, H.S.**, 1990. Aging Effect on The Wear Behavior of P/M Aluminum Alloy SiC Particle Composite, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 1341-1345.
- [190] **Lim, S.J., Lin, C.A., Wu, G.A. and Horng J.L.**;1996. Sliding Wear of Al₂O₃p/6061 Al Composite, *Journal of Materials Science*, **31**, 3481-3486.
- [191] **Li, X.Y. and Tandom, K.N.**, 1997. Subsurface Microstructures Generated By Heat Treated Al-Metal Matrix Composites, *Wear*, **203-204**, 703-708.
- [192] **Pramila Bai, B.N., Biswas, S.K. and Kumtekar, N.N.**, 1983. Scanning Electron Microscopy Study of Worn Al-Si Alloy Surfaces, *Wear*, **87**, 237-249.
- [193] **Antoniou, R. and Nborland, D.W.**, 1987. Mild Wear of Al-Si binary Alloys During Unlubricated Sliding, *Materials Science and Engineering A*, **93**, 57-72.
- [194] **Sarkar, A.D.**, 1975. Wear of Aluminium-Silicon Alloys, *Wear*, **31**, 331-343.
- [195] **Pramila, B.K., Venkateswarlu, K., Modi, O.P. Jha, A.K. Das S., Dasgupta R. and Yegnesaran A.H.**;1998. Sliding Wear of Behavior of Some Al-Si Alloys: Role of Shape and Size of Si Particles and Test Conditions, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **29**, 2747-2752.
- [196] **Harun, M., Talib, I.A. and Daud, A.R.**, 1996. Effect of Element Additions on Wear Property of Eutectic Aluminium-Silicon Alloys, *Wear*, **194**, 54-59.
- [197] **Saravanan, R.A., Lee, J-M and Kang, S-B.**, 1999. Dry Sliding Wear Behavior of A 356-15Pct SiCp Composites Under Controlled Atmospheric Conditions, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30**, 2523-2538.
- [198] **Lim, S.C., Gupta, M., Ren, L. and Kwok, J.K.M.**, 1999. The Tribological Properties of Al-Cu/SiCp Metal Matrix Composites Fabricated Using The Rheocasting Technique, *Journal of Materials Processing Technology*, **89-90**, 591-596.

- [199] **Zhang, Z.F., Zhang, L.C. and Mai, Y-W.**, 1995. Wear Of Ceramic Particle-Reinforced Metal Matrix Composites: II A Model of Adhesive Wear, *Journal of Material Science*, **30**, 1967-1971.
- [230] **Zhang, Z.F., Zhang, L.C. and Mai, Y-W.**, 1995. Wear Of Ceramic Particle-Reinforced Metal Matrix Composites: Part I. Wear Mechanisms, *Journal of Material Science*, **30**, 1961-1966.
- [201] **Rigney, D.A.**, 2000. Transfer Mixing and Associated Chemical and Mechanical Processing During The Sliding of Ductile Materials, *Wear*, **245**, 1-9.
- [202] **Ludema, K.C.**, 1984. A Review of Scuffing and Running In of Lubricated Surfaces With Adsorpties and Oxides In Perspective, *Wear*, **100**, 315-331.
- [203] **Lim, S.C. and Ashby, M.F.**, 1987. Wear Mechanism Maps, *Acta Metall.*, **35**, 1-24.
- [204] **Gui, M., Kang, S.B. and Lee, J.M.**, 2000. Influence of Porosity on Dry Sliding Wear Behavior In Spray Deposited Al-6Cu-Mn/SiCp Composite, *Materials Science and Engineering A*, **293**, 146-156.
- [205] **Bai, M., Xue, Q., Wang, X., Wang, Y. and Liu, W.**, 1995. Wear Mechanism of SiC Whisker-Reinforced 2024 Aluminum Alloy Matrix Composites In Oscilating Sliding Wear Tests, *Wear*, **185**, 197-202.
- [206] **Moustafa, S.F.**, 1995. Wear and Wear Mechanisms of Al-22 % Si/Al₂O₃f Composite, *Wear*, **185**, 189-195.
- [207] **Venkataraman, B. and Sundrarajan, G.**, 2000. Correlation Between The Characteristics of The Mechanically Mixed Layer and Wear Behaviour of Aluminium, Al-7075 Alloy and Al-MMCs, *Wear*, **245**, 22-38.
- [208] **Bhansali, K.J. and Mehrabian, R.**, 1982. Abrasive Wear of Aluminum Matrix Composites, *JOM*, September, **32**, 30-34.

- [209] **Straffelini, G., Bonollo, F., Molinari, A., Tiziani A.**; 1997. Influence of Matrix Hardness on The Dry Sliding Behaviour of 20 vol % Al_2O_3 -Particulate-Reinforced 6061 Al Metal matrix Composites, *Wear*, **211**, 192-197.
- [210] **Li, X.Y. and Tandom, K.N.**, 2000. Microstructural Characterization of Mechanically Mixed Layer and Wear Debris In Sliding Wear of An Al Alloy and An Al-Based Composites, *Wear*, **245**, 148-161.
- [211] **Feng, Z.C. and Tandom, K.N.**, 1995. Behavior of Surface Layers During The Reciprocating Wear of SiC/Al-Si Metal Matrix Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **32**, 523-528.
- [212] **How, H.C. and Baker. T.N.**; 1999. Characterization of Sliding Friction Induced Subsurface Deformation of Saffil-Reinforced AA 6061 Composites, *Wear*, **232**, 106-115.
- [213] **Straffelini, G.**, 2000. Experimental Observation of Subsurface Damage and Oxidative Wear In Al Based Metal Matrix Composites, *Wear*, **245**, 216-222.
- [214] **Krishna Kanth, V., Pramila Bai, B.N. and Biswas, S.K.**, 1990. Wear Mechanisms In A Hypereutectic Aluminum Silicon Alloy Sliding Against Steel, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 267-272.
- [215] **Torabian, H., Pathak, J.P. and Tiwari, S.N.**, 1994. Wear Characteristics of Al-Si Alloys, *Wear*, **172**, 49-58.
- [216] **Yaseen, R.S. and Dwaekadasa, E.S.**, 1983. Wear of Aluminum Under Dry Sliding Conditions, *Wear*, **84**, 375-379.
- [217] **Muhammaed Jasim, K. and Dwarakadasa, E.S.**, 1987. Wear In Al-Si Alloys Under Dry Sliding Conditions, *Wear*, **119**, 119-130.
- [218] **Somi Reddy, A., Pramila Bai, B.N, Murthy, K.S.S. and Biswas, S.K.**, 1994. Wear and Seizure of Binary Al-Si Alloy, *Wear*, **171**, 115-127.
- [219] **Antoniou, R. and Subramanian, C.**, 1988. Wear Mechanism Map For Aluminum Alloys, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **22**, 809-814.

- [220] **Liu, Y., Asthana, R. and Rohatgi, P.**, 1991. A Map For Wear Mechanisms In Aluminium Alloys, *Journal of Materials Science*, **26**, 99-102.
- [221] **Wang, D.Z., Peng, H.X., Liu, J. and Yao, C.K.**, 1995. Wear Behaviour and Microstructural Changes of SiCw-Al Composite Under Unlubricated Sliding Friction, *Wear*, **184**, 187-192.
- [222] **Wilson, S. and Alpas, A.T.**, 1997. Wear Mechanism Maps For Metal Matrix Composites, *Wear*, **212**, 41-49.
- [223] **Akbulut, H., Durman, M. and Yilmaz, F.**; 1998. Dry Weare and Friction Properties of delta-Al₂O₃ Short Fiber Reinforced Al-Si (LM 13) Alloy Metal Matrix Composites, *Wear*, **215**, 170-179.
- [224] **Alpas, A.T. and Embury, T.D.**, 1990. Sliding and Abrasive Wear Behaviour of an aluminum (2014)-SiC Particulate Reinforced Composite, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 931-935.
- [225] **Ravikiran, A. and Surappa, M.K.**, 1997. Effect of Sliding Speed on Wear Behaviour of A 356 Al-wt % SiCp MMC, *Wear*, **206**, 33-38.
- [226] **Deuis, R.L., Subramanian, C. and Yellup, J.M.**, 1997. Dry Sliding Wear of Aluminum Composites-A Review, *Composites Science and Technology*, **57**, 415-435.
- [227] **Kwok, J.K.M. and Lim, S.C.**, 1999. High Speed Tribological Properties of Some Al/SiCp Composites:I.Frictional and Wear-Rate Characteristics; *Composites Science and Technology*, **59**, 55-63.
- [228] **Kwok, J.K.M. and Lim, S.C.**, 1999. High Speed Tribological Properties of Some Al/SiCp Composites:II.Mechanisms; *Composites Science and Technology*, **59**, 65-75.
- [229] **Sing, J. and Alpas, A.T.**, 1993. Elevated Temperature Wear of Al 6061 and Al 6061-20 % Al₂O₃, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **32**, 1099-1110.
- [230] **Martinez, M.A., Matrin, A. and Llorca, J.**, 1993. Wear of Al-Si Alloy and Al-Si/SiC Composites at Ambient and Elevated Temperature, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **28**, 207-212.

- [231] **Wilson, S. and Alpas, A.T.**, 1996. Effect of Temperature on The Sliding Wear Performance of Al Alloys and Al Matrix Composites, *Wear*, **196**, 270-278.
- [232] **Sing, J. and Alpas, A.T.**, 1996. High Temperature Wear and Deformation Processes in Metal Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **27**, 3135-3148.
- [233] **Yu, S.Y., Ishii, H., Tohgo, K., Cho, Y.T. and Diao D.**, 1997. Temperature Dependence of Sliding Wear Behaviour in SiC whisker or SiC Particulate Reinforced 6061 Aluminum Alloy Composite, *Wear*, **213**, 21-28.
- [234] **Matrin, A., Rodriguez, J. and Llorca, J.**, 1996. Temperature Effects on The Wear Behavior of Particulate Reinforced Al-Based Composites, *Wear*, **225-229**, 615-620.
- [235] **Muratoğlu, M. and Aksoy, M.**, 2000. The Effect of Temperature on Wear Behaviours of Al-Cu Alloy and Al-Cu/SiC Composite, *Materials Science and Engineering A*, **282**, 91-99.
- [236] **Rodriguez, J., Martin, A. and Llorca, J.**, 2000. Modelling The Effect of Temperature on The Wear Resistance of Metals Reinforced With Ceramic Particles; *Acta Mater.*, **48**, 993-1003.
- [237] **Aksoy, M., Karamiş, M.B. and Evin, E.**, 1996. An Evaluation of The Wear Behaviour of A Dual-Phase Low Carbon Steel, *Wear*, **193**, 248-252.
- [238] **Povirk, G.L., Needleman, A. and Mutt, S.R.**, 1991. An Analysis of The Effect of Residual Stresses on Deformation and Damage Mechanisms In Al-SiC Composites, *Materials Science and Engineering A*, **132**, 31-38.
- [239] **Jiang, J., Scott, F.H. and Stack, M.M.**, 1995. Mathematical Model For Sliding Wear of Metals of Elevated Temperatures, *Wear*, **181-183**, 20-31.
- [240] **Zhang, J. and Alpas, A.T.**, 1993. Delamination Wear In Ductile Materials Containing Second Phase Particles, *Materials Science and Engineering A*, **160**, 25-35.

- [241] **Li, X.Y. and Tandom, K.N.**, 1999. Mechanical Mixing Induced by Sliding Wear of An Al-Si Alloy Against M2 Steel, *Wear*, **225-229**, 640-648.
- [242] **Subramanian, C.**, 1993. On Mechanical Mixing During Dry Sliding of Aluminium-12.3%Silicon Alloy Against Copper, *Wear*, **161**, 53-60.
- [243] **Bai, M., Xue, Q. and Guo, H.**, 1996. Reciprocal Sliding of SiC Particle-Reinforced Al-Cu Aluminium Matrix Composites Against Stainless Steel, High Speed Tool Steel and Ceramics II Wear Mechanisms, *Wear*, **194**, 126-136.
- [244] **Thakur, S.K. and Dhindaw, B.K.**, 2001. The Influence of Interfacial Matrix on Wear, Coefficient of Friction and Microhardness, *Wear*, **247**, 191-201.
- [245] **Clarke, J. and Sarkar, A.D.**, 1979. Wear Characteristics of As-Cast Binary Aluminum Silicon Alloys, *Wear*, **54**, 7-16.
- [246] **Sannino A.P. and Rack, H.J.**, Tribological Inverstigation of 2009 Al-20 vol. % SiCp/17-4 PH-Part II: Counterpart Performance, *Wear* **196** (1996) 202-206.
- [247] **Al-Rubaie, K.S.**, 2000. Equalent Hardnes Concepts and Two Body Abrasion of Iron-Based Alloys, *Wear*, **243**, 92-100.
- [248] Standart Test Method for Measuring Abrasion Using The Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, ASTM E65-91.
- [249] **Prasad, S.V. and Kosel, T.H.**, 1984. The Design and Some Applications of An Institute SEM ScratchTester, *Journal of Materials Science letters*, **3**, 133-136.
- [250] **Prasad, S.V., Rohatgi, P.K. and Kosel, T.H.**, 1989. Mechanisms of Material Removal During Low Stress and High Stress Abrasion of Aluminum, *Materials Science and Engineering A*, **80**, 213-220
- [251] **Prasad, S.V. and Kosel, T.H.**, 1984. A Study of Carbide Removal Mechanisms During Quartz Abrasion II: Effect of Abrasive Particle Shape, *Wear*, **95**, 87-102.

- [252] **Deuis, R.L., Submaranian, C. and Yellup, J.M.;** 1996. Abrasive Wear of Aluminum Composites: A Review, *Wear*, **201**, 132-144.
- [253] **Zum Gahr, K.H.,** 1998. Wear by Hard Particles, *Tribology International*, **31**, 587-596.
- [254] **Zhang, Z.F., Zhang, L.C. and Mai, Y-W.;** 1994. Modelling Friction and Wear of Scratching Ceramic Particle Reinforced Composites, *Wear*, **176**, 231-237.
- [255] **Lee G.Y., Dharan C.K.H. And Ritchie R.O.;** A Physically-Based Abrasive Wear Model For Composite Materials, *Wear* 252(2002)322-331.
- [256] **Zum Gahr, K.H.,** 1988. Modelling of Two body Abrasive Wear, *Wear*, **124**, 87-103.
- [257] **Axen, N. and Lundberg, B.,** 1995. Abrasive Wear in Intermediate Mode of Multiphase Materials, *Tribology International*, **28**, 523-529.
- [258] **Hornbogen, E.,** 1975. The role of Fracture Toughness In The Wear of Metals, *Wear*, **33**, 251-259
- [259] **Axen, N. and Jacobson, S.,** 1994. Transitions in The Abrasive Wear Resistance of Fibre- and Particulate-Reinforced Aluminum, *Wear*, **178**, 1-7.
- [260] **Wang, A. and Rack, H.J.,** 1991. Abrasive wear of Silicon Carbide Particulate and whisker reinforced 7091 Aluminum Matrix Composites, *Wear*, **146**, 337-348.
- [261] **Zongyi, M., Jiang, B., Yuxiong, L., Hongwei, S. and Yinxuan, G.;** 1991. Abrasive Wear of Discontinuous SiC Reinforced Aluminum Alloy Composites, *Wear*, **148**, 287-293.
- [262] **Prasad, B.K., Prasad, S.V. and Das, A.A.,** 1992. Abrasion Induced Microstructural Changes and Material Removal Mechanisms in Squeeze-Cast Aluminum Alloy-Silicon Carbide Composites, *Journal of Materials Science*, **27**, 4489-4494.

- [263] **Hutchings, I.M.**, 1992. Ductile-Brittle Transition and Wear Maps For The Erosion and Abrasion of The Materials, *Journal of Phys. D*, **25**, 212-221
- [264] **Sheu, C.Y. and Lin, S.C.**, 1996. Particle Size Effect on The Abrasive Wear of 20 vol.% SiCp/7075 Al Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **35**, 1271-1276.
- [265] **Zamzam, W.A.**, 1991. Abrasive Wear of Aluminum Matrix Composite, *Metall*, **45**, 250-254.
- [266] **Garcia-Cordovilla, G., Narciso, J. and Louis, E.**, 1996. Abrasive Wear Resistance of Aluminum Alloy/Ceramic Particulate Composites, *Wear*, **192**, 170-177.
- [267] **Lee, H.L., Lu, W.H. and Chan, S.**, 1992. Abrasive Wear of Powder Metallurgy Al Alloy 6061-SiC Particle Composites, *Wear*, **159**, 223-231.
- [268] **Al-Rubaie, K.S., Goldenstein, H. and Biasoli Mello, J.D.**, 1999. Two Body Abrasion of Al-SiC Composites, *Wear*, **233-235**, 444-454
- [269] **Skolianos, S. and Kattamis, T.Z.**, 1993. Tribological Properties of SiCp Reinforced Al-4.5 5 Mg Alloy Composites, *Materials science and Engineering A*, **163**, 107-113.
- [270] **Axen, N., Alahelisten, A. and Jacobson, S.**, 1994. Abrasive Wear of Alumina Fibre-Reinforced Aluminum, *Wear*, **173**, 95-104.
- [271] **Long, S., Beffort, O., Cayron, C. and Bonjour, C.**, 1999. Microstructure and Mechanical Properties of A High Volume Fraction SiC Particle Reinforced AlCu4MgAg Sequeeze Casting, *Materials Science and Engineering A*, **269**, 175-185.
- [272] **Banerji, A., Prasad, S., Surappa, M.K. and Rohatgi, P.K.**, 1982. Abrasive wear of Cast Al-alloy Zircon Particle Composites, *Wear*, **141**, 141-151.

- [273] **Iwai, Y., Honda, T., Miyajima, T., Iwasaki, Y., Surappa, M.K. and Xu, J.F.;** 2000. Dry Sliding Wear Behaviour of Al₂O₃ Fibre Reinforced Aluminum Composites, *Composites Science and Technology*, **60**, 1781-1789.
- [274] **Prasad, B.K., Venkateswarle, K., Modi, O.P. and Yegneswaran, A.H.,** 1996. Influence of The Size and Morphology of Silicon Alloys, *Journal of Materials Science Letters*, **15**, 1773-1776.
- [275] **Liou, J.W., Chen, L.H. and Lui, T.S.,** 1995. The Concept of Effective Hardness In The Abrasion of Coarse Two-Phase Materials With Hard Second -Phase Particles, *Journal of Materials Science*, **30**, 258-262.
- [276] **Modi, O.P.,** 2001. Two Body Abrasion of A Cast Al-Cu (2014 Al) Alloy-Al₂O₃ Particle Composite: Influence of Heat Treatment and Abrasion Tests Parameters, *Wear*, **248**, 100-111.
- [277] **Axen, N. and Zum-Gahr, K.H.,** 1992. Abrasive wear of TiC-Steel Composite Clad Layers on Tool Steel, *Wear*, **157**, 189-201.
- [278] **Imbeni, V., Hutchings, I.M. and Breslin, M.C.,** 1999. Abrasive Wear Behaviour of an Al₂O₃-Al Co-continuous Composite, *Wear*, **233-235**, 462-467.
- [279] **Zhang, J.S., Liu, X.J., Cui, H., Duan, X.J., Sun, Z.Q. and Chen G.L.,** 1997. Microstructure And Properties of Spray Deposited 2014+15Vol.Pct SiC Particulate-Reinforced Metal Matrix Composite, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **28**, 1261-1269.
- [280] **Axen, N. and Hutchings, I.M.,** 1996. Analysis of Abrasive Wear and Friction Behaviour of Composites, *Materials Science and Technology*, **12**, 757-765.
- [281] **Axen, N.,** 1993. Abrasive Wear of Metal Matrix Composites, PhD Thesis, Uppsala University, Sweden.
- [282] **Axen, N. and Jacobson, S.,** 1994. A model for the Abrasive Wear resistance of Multiphase Materials, *Wear*, **174**, 187-199.

- [283] **Axen, N., Hutchings, I.M. and Jacobson, S., 1996.** A Model for Friction of Multiphase Materials in Abrasion, *Tribology International*, **29**, 467-575.
- [284] **Larsen Badse, J., 1972.** Some Effect of Specimen Size on Abrasive Wear, *Wear* **19**, 27-35.
- 285] **Wang, A. and Hutchings, I.M., 1989.** Wear of Alumina-Fibre-Aluminum Metal Matrix Composites by Two-Body Abrasion, *Material Science and Technology*, **5** January, 71-76.
- [286] **Wang, A.G. and Hutchings, I.M., 1989.** The Number of Particle Contacts In Two Body Abrasive Wear of Metals by Coated Abrasive Papers, *Wear*, **129**, 23-35.
- [287] **Simm, W. and Freti, S., 1989.** Abrasive Wear of Multiphase Materials, *Wear*, **129**, 105-121.
- [288] **Monda, D.P., Das, S., Jha, A.K. and Yegneswaran, A.H., 1998.** Abrasive Wear of Alloy-Al₂O₃ Particle Composite: A Study on The Combined Effect of Load And Size of Abrasive, *Wear*, **223**, 131-138.
- [289] **Sin, H. Saka, N. and Suh, N.P, 1979.** Abrasive Wear Mechanisms and The Grit Size Effect, *Wear*, **55**, 163-190.
- [290] **Prasad, B.K., Prasad, S.V. and Das, A.A., 1992.** Mechanisms of Materials Removal and Subsurface Work Hardening During Low Stress Abrasion of Squeeze-Cast Aluminium Alloy-Al₂O₃ Fibre Composite, *Materials Science Engineering A*, **156**, 205-209.
- [291] **Zhang, Z.F., Zhang, L.C. and Mai, Y.W., 1995.** Wear of Ceramic Particle Reinforced Metal matrix Composites, I Wear Mechanisms, *Journal of Materials Science*, **30**, 1961-1966.
- [292] **Bor, F.Y., 1997.** Ekstraktif Metallurji Prensipleri, Kısım I, Istanbul Teknik Üniversitesi, Istanbul.
- [293] **Karakaş, M.S., 2001.** Effect of Magnesium Addition on Wear Behaviour of High Volume Fraction Alumina Particle Reinforced Aluminum Matrix Composites, M.Sc. Thesis, Istanbul Technical University, Istanbul.

- [294] **Ahlatci, H., Karakaş, M.S., Candan, E. and Cimenoglu, H.,** 2003. Effect of Magnesium Addition on Wear Behaviour of Al-70 vol. % Al₂O_{3p} Composite, *Materials Science and Technology*, yayına kabul edildi.
- [295] **Kocer, T.,** 2002. Basıncılı Infiltrasyon Yöntemiyle üretilen Al₂O₃ ve SiC Partikül Takviyeli Kompozitlerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- [296] **Yang, J., Pickard, S.M., Cady, C., Evans, A.G. and Mehrabian ,** 1991. The Stress/Strain Behaviour of Aluminium Matrix Composites With Discontinuous Reinforcements, *Acta Metall Mater.*, **39**, 1863-1869.
- [297] **Brechet, Y., Newell, J., Tao, S. and Embury, J.D.,** 1993. A Note on Particle Commibution At Large Plastic Strains In Al-SiC Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **28**, 47-51.
- [298] **Han, N, Pollard, G. and Stevens, R.,** 1992. Interfacial Structure and Fracture of Aluminum Alloy A356-SiC Patrticle Metal Matrix Composite, *Materials Science and Technology*, **8**, 184-187.
- [299] **Pillai, U.T.S., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. and Damadaran, A.D.,** 1995. Fracture Behaviour of Pressure Die Cast Aluminum-Graphite Composites, *Journal of Materials Science*, **30**, 1455-1461.
- [300] **Bindumadhavan, P.N., Chia, T.K., Chandrasekaran, M., Wah, H.K., Lam, L.N. and Prabhakar, O.,** 2001. Effect of Particle Porosity Clusters on Tribological Behavior of Cast Aluminum Alloy A356-SiCp Metal Matrix Composites, *Materials Science and Engineering A*, **315**, 217-226

EK A: Aşınma ile ilgili literatürün özeti.

Tablo A.1. Literatürde yayınlanmış metal-metal aşınma deney prosedürleri.

Matris	Takviye		Deney Düzenegi	Karşı Malzeme		Uygulanan Yük (N)	Kayma Hızı (m/s)	REF
	Tipi	Boyutu (µm)	Hacim oranı (%)	Malzeme	Sertliği (HRC)			
7091 Toz metalurjisi, 475 C'de 2 saat çözeltiye alınmış, 25 C'de 6 gün ve/veya 125 C'de 24 saat	SiC _p , SiC _w (dikey ve/veya paralel yönelmiş)	Partikül 5 µm, whisker 0.5 µm çap.3 µm boy	0-20	17-4PH çeliği	345 HV	0.43 Mpa (6.25mm pin çapı)	0.36-3.6	152
2014,2024,201, Yarı katı karıştırma	SiC _p , Al ₂ O _{3p}	1-142 (Al ₂ O _{3p}), 16 (SiC)	0-30	AISI E 52100	63 RC	0.5-10	10 cm/sn	27
Al, Toz metalurjisi	SiC _p , TiB _{2p} , B ₄ C _p	50	10-20	Düşük alaşımlı çelik	45RC	80,160	1	94
Al, Toz Met.	SiC _p	-	0-40	Düşük alaşımlı orta karbonlu çelik	532 HV	52 ve 122 (pin çapı 6 mm)	1	95,185
Al, Toz Met., Ekstruze edilmiş ve T6 ısı işlemleri uygulanmış,	SiC _p	3-20	0-30	Si3N4	-	-	-	123
2124, 2014, 6061, Duralcan, 505-530 C'de 1 saat çözeltiye alma, 175 C'de 10-16 saat yaşlandırma (T6)	SiC _p , Al ₂ O _{3p}	2.4-19.1	0-20	SAE 52100 çeliği ve Mullite (3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂)	950 VHN ve 1700 VHN	0.9-350	0.2	124
2124, Toz metalurjisi, 495 C'de 1 saat çözeltiye alma ve 175 C'de 24 saat yaşlandırma	SiC _{kafal} kristal	0.5 çap (boy çap oranı 1 ile 20 arasında değişiyor)	0-20	17-4PH paslanmaz çeliği	35 RC	14.2	3.6	125,187
Cu, Toz Met.	SiC	75	0-20	Sertleştirilmiş çelik	60	15-55	1	129
2024 Al, Sıvı/seramik karıştırma, 490C'de 28 saat çözeltiye alma, 175 C'de 4 saat yaşlandırma,	Al ₂ O ₃	18	15	BS970535A99	62	28-30 (pin çapı 8 mm)	1.5	147
6061, Sıkıştırılmış Döküm,	SiC _{kafal} kristal	0.1-1 çap. 30-100 boy	20	WC-% 8 Co	-	20,50,80, 110	1,15,2	148

Tablo A.1. (Devam)

A356, Duralcan, 540C'de 4 saat çözeltiyi alma, T6 koşullarında (155 C'de, 9 saat) yaşlandırma,	SiC _p	9,18	0-20	Ring üzeri blok	AISI 52100 çeliği	63 RC	0.9-150	0.16-0.8	149,150
6061, Duralcan, 530 C'de 1 saat çözeltiyi alma, 25 C'de 2 gün, 175 C'de 16 saat yaşlandırma (T6)	Al ₂ O _{3p}	15	20	Ring üzeri blok	AISI 52100 çeliği	63 RC	1-350	0.2	151
6061, İnfiltrasyon Yön.	SiC _{kılcal} (Dikey rasgele yön.), Al ₂ O _{3f}	-	0-20	Spindle Type	AISI 4140 paslanmaz çeliği	550HV, 160 HV	32 kg	0.06-1.98	153
A 356, Döküm, 723 K'de 3 saat homojenizasyon, ekstrüzyonla şekillendirme	SiC _p	43	0-25	Disk üzeri pin	EN 24	50	6-75 (pin çapı 2 mm)	0.5	154
2014 Al basınçlı infiltrasyon	Pul tipi grafit	180-850	0 ve 50	Ring üzeri blok	Takım çeliği	60	10	0.1-1	155
6061 Al, Toz met./Basınçlı infiltrasyon, 520 C'de 2 saat çözeltiyi alma, 160 C'de 18 saat yaşlandırma (T6)	SiC _p , Al ₂ O _{3f}	7, 3x150	0-60	Disk üzeri pin	EN 24	60 HV	9.8 (pin çapı 5 mm)	0.14	156
Al, Al-4Cu ve A 356,	TiC, SiC	10,13	0-20	Disk üzeri pin	Karbon-Mn çeliği	159HV	31-94	1	157
A 356, Basınçlı infiltrasyon,	C ₆₀ SiC _f	4 ve 20	-	Ring üzeri blok	SAE 52100	-	5-300	0.5	158
A 356, Alcan	SiC, grafit+SiC	11.5-72	0-20	Ring üzeri blok	Sae 52100	950 HV	1-441	0.5	159
6061 Al	SiC _{kılcal} Al ₂ O _{3f}	0.45-3.5	12-20	Ring üzeri blok	AISI 304 paslanmaz çeliği	82 HRB	31	0.08-1.98	160
2024, XD™ Prosesi, 493 C'de 1 saat çözeltiyi alma, T4 koşulunda ısıtıl işlem,	TiB _{2p}	1.3	15	Ring üzeri blok	AISI 52100 çeliği	62 RC	336	2	161
Al-1% 13 Si, ve ZA-27 (Zn-% 25 -28Al)	SiC _p , B ₄ Cp, Al ₂ O ₃ ve grafit pulu	20-40	10-30	Ring üzeri blok	Sertleştirilmiş yatak çeliği	60 RC	147	400 rpm	162

Tablo A.1. (Devam)

2024 Al, Toz met.	SiC _p	3-20	15	İleri-geri aşınma	Si3N4	-	2.2 MPa	0.01	164
209 , Toz metalurjisi	SiC _p	4.10.13.29	20	Pin on disk	17-4PH 40	45 RC	14.2	0.36	169
Al-Cu-0.75 Mg, Döküm	Al ₂ O _{3p} , MgO _p , Si ₃ N _{4p} , BN _p , SiO ₂ cam	0.06-840	0-30	Disk üzeri pin	52100 çeliği	63 RC	3	0.05-0.46	170
LM 11 (Al-4.5 Cu-0.12 Fe), Sıkıştırılmalı Döküm	SiC _p , SiC _f	15-30, 15x3000,	10- 0.10	Disk üzeri pin	EN 25	32	1-3 MPa (pin çapı 8mm)	2.68	171
2024, Toz Metalurjisi, 530 C'de 1 saat çözeltiye alma, 25 C'de 6 gün, 175 C'de 6 saat,	SiC _{kristal} (uzunlamasına, yatay ve dikey)	-	20	Ring üzeri blok	52100 çeliği	63 RC	52	1	172
Al-Mg-Si, Toz Metalurjisi	Al ₂ O _{3p}	13	0.10	Ohgoshi tipi aşınma cihazı	Yüksek karbon ve kromlu çelik	43	21-123	0.51-3.62	173
Al, Sıvı infiltrasyon	B	140	0-32	Disk üzeri pin	EN 31		42	0.6 ve 1.6	174
Zn-Al	Al ₂ O _{3f}	3x500	0-26	Disk üzeri pin	BS 970534A99	59-63	12-32	-	175
Al, Toz metalurjisi	Corundum (Al ₂ O ₃)	200 mesh	5-40	Pin on disk	Sertleştirilmiş çelik	63 RC	40	5	176
Al, Al2C, Toz Met.	SiC _p	50	5-40	Disk üzeri pin	1000CrC sertleştirilmiş ve temperlenmiş çelik	64	0.1-1.2 MPa (pin çapı 8 mm)	1.5	177
Al-% 1.5 Mg, Toz Met.,	SiC _p	50-100	0-15	Pin on disk	Takım çeliği	-	0.35 kg	0.11 ve 0.21	179
Al-% 12 Si, Yarı katı karıştırmalı döküm, 500C'de 5 saat çözeltiye alma, 185 C'de 12 saat yaşlandırma,	SiC	10	0-8	Ring üzeri blok	6Cr15 çeliği	60	200 ve 400N	0.52	181
Al-Mg alaşımı	SiC _p	23	0-15	Disk üzeri pin	Düşük çelik	30RC	47.5-101.5N	2.4	182
Al-2.5Cu-10.8Si	Al ₂ O _{3f}	4x200-400	0-26	Disk üzeri pin	Nitrlennmiş çelik	12000HV	10	0.1	183

Tablo A.1. (Devam)

ZA-27(Zn-Al), Karıştırılmalı döküm,	SiC _p	25	0-5	Disk üzeri pin	EN 24	57	29.4-58.9	1.25-1.87	184
6061 Al, Toz Metalurjisi, 530 C'de 2 saat çözeltiyeye alma, 160 C'de 10 saat (maksimum sertlik koşulu) ve 260C'de 24 saat (aşırı yaşlandırma koşulunda) yaşlandırma,	δ-Al ₂ O _{3r}	-	0-20	Disk üzeri pin	EN 24	506HV	1.1-48.3 çapı 6mm	0.19	186
Al, Mg ve Mg9Al11Zn Sıkıştırılmalı döküm	δ Al ₂ O ₃	3x 500 boy	0-30	Block on ring	Karbon çeliği	-	0.32 MPa	1	187
Al, Toz metalurjisi,	Al ₂ O _{3p} , SiC _p	5-10	15	Block on ring	52100 çeliği	63 RC	168	2	188
2124, Toz metalurjisi, 490 C'de 30 dak. Çözeltiyeye alma, 191 C'de 6 saat- maksimum sertlik koşulu, 204 C'de 12 saat-aşırı yaşlanma koşulu ve yetersiz yaşlandırma	SiC _p	17	20	Ring üzeri blok	52100 çeliği	63 RC	168	2	189
6061 Al, Alcan, 530 C'de 2 saat çözeltiyeye alma, 160 veya 175 C'de yaşlandırma,	Al ₂ O _{3p}	-	0,15	İleri-geri aşınma	52100 çeliği	60	12-100	0.15	190
A 356, Duralcan, 540 C'de 8 saat çözeltiyeye alma, 150C'de 4 saat yaşlandırma	SiC _p	10	20	Ring üzeri blok	M2	60-64	1-70	0.2	191
6061, Toz metalurjisi	SiC _p	5,13,29	10-20	Disk üzeri pin	AISI 52100	65 RC	10,39.2	0.1,0.2	193
1050 Al, Yarı katı karıştırılmalı döküm,	SiC	23.5	18	Disk üzeri pin	Sertleştirilmiş takım çeliği	58	30-70	1	198
6061 Al, Ekstrüze edilmiş, 530C'de 15 saat çözeltiyeye alma, 170 C'de 8 saat yaşlandırma	SiC _p , Al ₂ O _{3p}	1.8, 4.5 ve 8.8	10 ve 20	Plint Disk üzeri pin	Orta karbonlu çelik	190 HV	0.3-3 MPa (pin çapı 8 mm)	0.98	199,200
Al-6Cu-Mn, Spray biriktirme,	SiC _p	12	0,13	Disk üzeri	AISI D2 takım çeliği	730 HV	5-400 (Pin çapı 8mm)	0.8	204

Tablo A.1. (Devam)

Al-% 22 Si, Sıkıştırılmalı döküm,	Al ₂ O _{3f}	-	0 ve 26	Ring üzeri pin	SAE 1045	62	40-350 (pin çapı 8 mm)	1	206
Al, Toz Met.	SiCp	-	0-40	Disk üzeri pin	Düşük alaşımlı orta karbonlu çelik	532 HV	30-250	1	207
6061 Al, Duralcan	Al ₂ O _{3p}	10-40	20	Ring üzeri blok	M2 takım çeliği	65	50-400	0.63	209
A 356	SiCp	10	0 ve 20	Ring üzeri blok	M2	-	5-147	0.2	210
A 356, Duralcan	SiCp	10	20	Blok üzeri bilya ileri-geri aşınma cihazı	52100	60RC	1-4kg	0.05	211
Al, Al-% 20 Si-% 15 Mg, Al-% 10Mg, Basınçlı infiltrasyon	SiCp, Al ₂ O ₃	-	30-65	Ring üzeri blok	M2 takım çeliği	65	50 ve 200	0.63	213
A 356, Duralcan	SiCp	13.9	20	Ring üzeri blok	AISI 52100	950	0.2-400	0.2-50	222
LM 13	8-Al ₂ O _{3f}	-	0-30	Disk üzeri pin	EN 31	62	5-60	1	223
A 356 Sıvı/seramik Karıştırma yön.	SiC	40	30	Disk üzeri pin	En 32	60	2 MPa (pin çapı 12 mm)	0.5-10	225
A 356	SiCp	-	10-20	Disk üzeri pin	AISI 01 çeliği	63	15-50	0.5-2.5	226
Al-% 4.5 Cu, Toz Met.	SiCp	50	13	Disk üzeri pin	AISI 01 Takım çeliği	63	10-100	1-29	227,228
6061 Al, 6061 Al, ekstruzyon edilmiş+T6, Duralcan	Al ₂ O ₃	15	% 20	Disk üzeri ring,	Küreselleştirme ısıt işleme görmüş SAE 52100 çelik	290 HV	5-450	0.2	229,232
Al-% 12 Si, Al-% 20 Si, Al-% 7 Si	SiC	16	20	Titreşimli sürtünme cihazı (Cameron Plint 77)	Temperlenmiş DIN 5401 çelik Bilya (6 mm)	797 HV	25	3	230
A 356 , 6061, Duralcan ve karıştırılmalı döküm,	SiCp, Grafit, Al ₂ O _{3p}	9.6, 15	20, 10	Disk üzeri ring	SAE 52100 kalite çelik	-	11.55 N,	0.1	231
6061 Al, 6061 Al- % 25 SiCw, 6061 Al- % 5 SiCp (60-30 mikm), 6061 Al- % 10 SiCp (60-30 mikm), Ekstrüzyon+T6				Blok üzeri bilya (titreşimli sürtünme)	AISI 52100 çelik bilya		10-400 N, 25-250 C		233

Tablo A.1. (Devam)

2014 Al, (775 C-2h- çözeltiye alma ve 433 C-16h- yaşlandırma), 6061 Al, (833 C-2H- çözeltiye alma, 433 C-16h- yaşlandırma, Duralcan,	Al ₂ O _{3p}	-	14.4,14.9	Titreşimli blok üzeri bilya sürtünme konfigürasyonu (Cameron Plint 77),	Temperlenmiş DIN 5401 kalite çelik bilya	797 HV	25 N, .	0.1	234
2124 Al, 2124 Al, yaşlandırılmamış ve T6 işlemi uygulanmış halde	SiC	3	25	Ring üzeri blok,	AISI 1050 çelik	55 RC	52 N,	2	235
2014 Al, 502 C'de 2 saat su verilmiş ve 160 C'de 16 saat maksimum sertlik koşullarında yaşlan., Al ve/veya Mg, Basınçlı infiltrasyon	Al ₂ O ₃	20.8	15	İleri-Geri (Cameron Plint 77)	DIN 5401	797 HV	25 N	0.1	236
	SiC _p	100	50	Disk üzeri pin	EN 24	57	19.2 (pin çapı 15 mm)	0.2	244

Tablo A.2. Literatürde yayınlanmış metal-abrasif aşınma deney prosedürleri.

Matris	Tipi	Takviye		Deney Düzenneği	Karşı Malzeme		Uygulanan Yük	Kayma Hızı	REF
		Boyutu (µm)	Hacim oranı (%)		Abrasif	Boyutu			
2024Al, 560C'de 1 saat çözeltiye alınmış,	SiC _p	14	20	SiC	60	Ring üzeri pin	9.35	-	224
6061 Al 530 C'de 1 saat çözeltiye alma, uygun yaşlandırma (175 C'de 6 saat) aşırı yaşlandırma (175 C'de 20 saat) ve yetersiz yaşlandırma (175 C'de 2 saa)	SiC Al ₂ O ₃	1.8-18.7	0-20	136° uç açılı elmas ve çelik (HV450) batıcı uç	-	Çizik deneyi	10	6	98

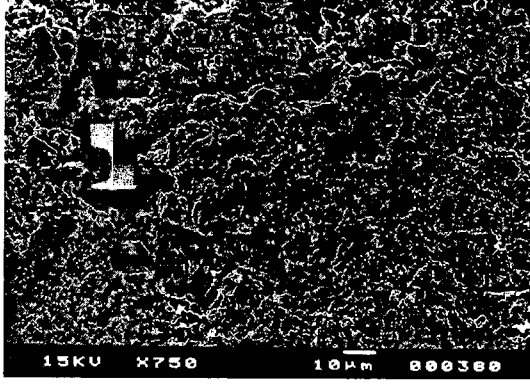
Tablo A.2. (Devam)

1100Al	SiC _p	10-43	0-20	SiC ve Al ₂ O ₃	10-46	Erosif	5.5 N	24 devir/dk	99
2014 Al, 6061 Al, 530 C'de 1 saat çözeltiye alma, 50-250 C aralığında yaşlandırma	SiC	3.20	20	Al ₂ O ₃	80	Ring üzeri pin	6.8Kg	0.0423	112
Cu	SiC _p	75	0-20	SiC	240 grit (60 µm)	Disk üzeri pin	15-55 (pin çapı 5 mm)	1	129
AlSi7Mg, AlSi2MgMn, 400 C'de 1 saat tavlannmış (A), ve %6+0 C'de 1 saat tavlannmış ve 540 C'de (Al-Si1MgMn) veta 520 C'de (AlSi7Mg 20 dk su verme)	SiC _p , Al ₂ O _{3f}	20. 3-5x500	0-30	SiC, Flint	75	Davul üzeri pin	0.9-39	0.008	259
7091 Al, SiC _p , SiC _{kılcal} kristal	SiC _p , SiC _{kılcal} kristal	5-20 0.5 çap	20	SiC	10-250	Disk üzeri pin	14.2	0.001	260
7091 Al Toz metalurjisi+Vakum sıcak presleme	SiC _p SiC _{kılcal} kristal	5 0.5x3	0-20	SiC	20-250	Disk üzeri pin	14.2	0.01	260
6061 Al, Toz Met., Sıcak Estruzyon 520 C'de 1 saat çözeltiye alma, farklı süreler için 150 C'de yaşlandırma,	Partikül fiber ve kılcal kristal formunda SiC	(3.5 0.5µm) x (30µm), (100µm)x(2 mm)	0-% 20 SiC _p % 20 SiC _{kılcal} kristal %7 SiC _{kılcal} kristal + % 18 SiC _p & 4.5 SiC _{kılcal} kristal + 15.5 SiC _p	Al ₂ O ₃	20-28, 14-20	Disk Üzeri pin	9.8-19.8N	60dev/d.	261
LM 11, Sıkıştırılmalı döküm,	SiC _p , SiC _f	23	0-10	SiO ₂	212-300	Plastik tekerlek üzeri	22.49	223 devir/d	262

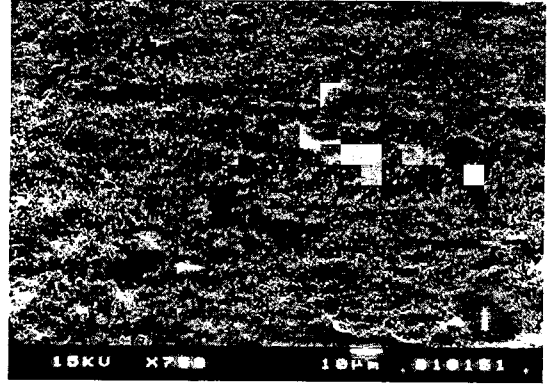
Tablo A.2. (Devam)

7075 Al	SiC	12-82	0-20	SiC	37-250	Disk üzeri pin	9.8-49	0.5	264
Toz metalurjisi+sıcak presleme									
6061 Al,	SiC	19-61	10,20	-	80 grade	Disk üzeri pin	10	320 dev/dk	267
Toz metalurjisi+sıcak ekstrüzyon									
1100Al	SiCp	10-43	0-20	SiC Al ₂ O ₃	20-60	Disk üzeri pin	5.5N	24 devir/dk	268
AlSi1MgMn,	Al ₂ O _{3f}	3-5x500	0-30	SiC, Al ₂ O ₃ ve Flint	5-200	Davul üzeri pin	0.9-18.1	0.08	270
540 C'de su verme, 175 C'de 1 saat yaşlandırma									
AlCu4MgAg,	SiC	12	0,60	Al ₂ O ₃	45-125	Erosif (sulu)	22	2880 dev/saat	271
Sıkıştırma Infiltrasyon, T6									
Al-Si alaşımı	Al ₂ O _{3f}	4	10-30	SiC, Al ₂ O ₃ , Flint	5-200	Disk üzeri pin	0.9-18.1	0.008	277
2014,	SiCp	10	0, 10	SiC	600 grit	-	4 Kg	-	279
Spray biriktirme									
AlSi7Mg,	SiCp	20	30	SiC, Flint	20,75,200	Davul üzeri pin (pin 200mm)	0.9-39N	0.08	280
Tavlannış, 500 C'de 1 saat su verilmiş, 520 C'de 20 dk ve 160 C2de 2 saat yaşlandırma, saat									

EK B: Aşınmış yüzey SEM ve 3 boyutlu pürüzlülük profil görüntüleri

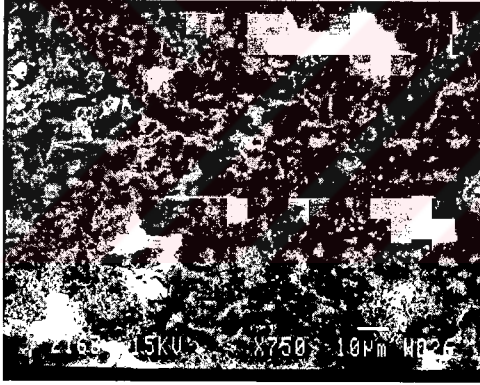


(a)

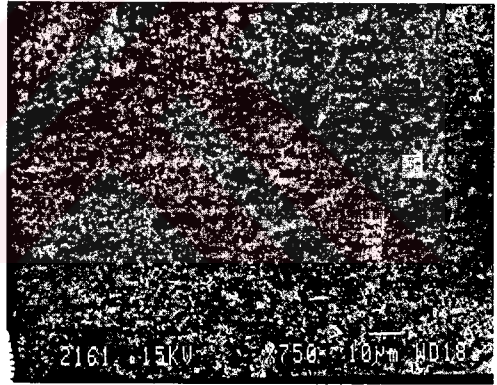


(b)

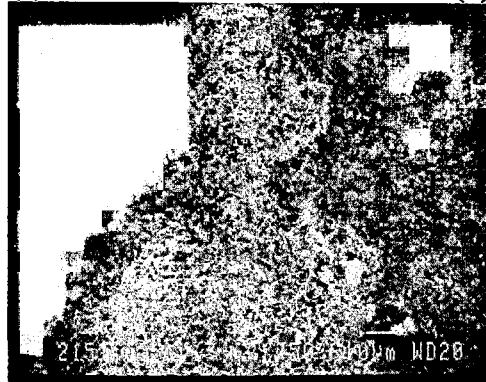
Şekil B.1. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri.



(a)

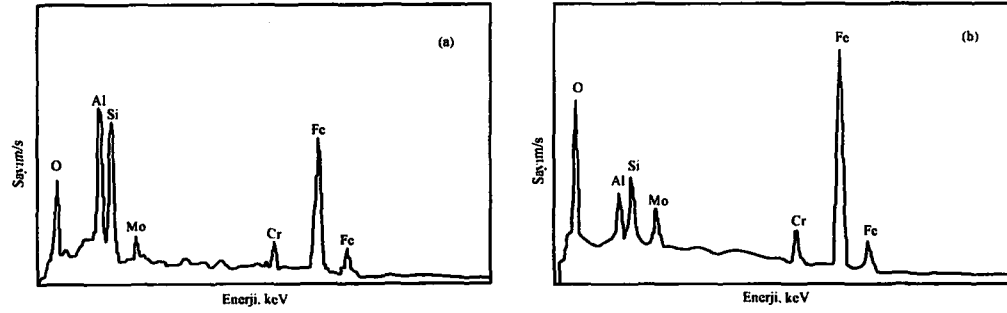


(b)

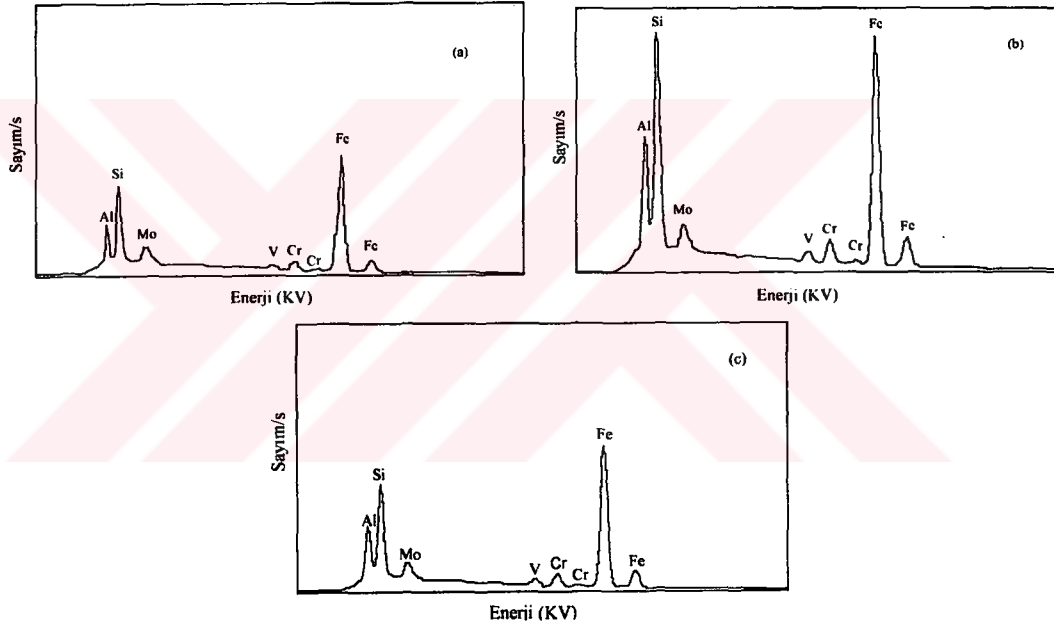


(c)

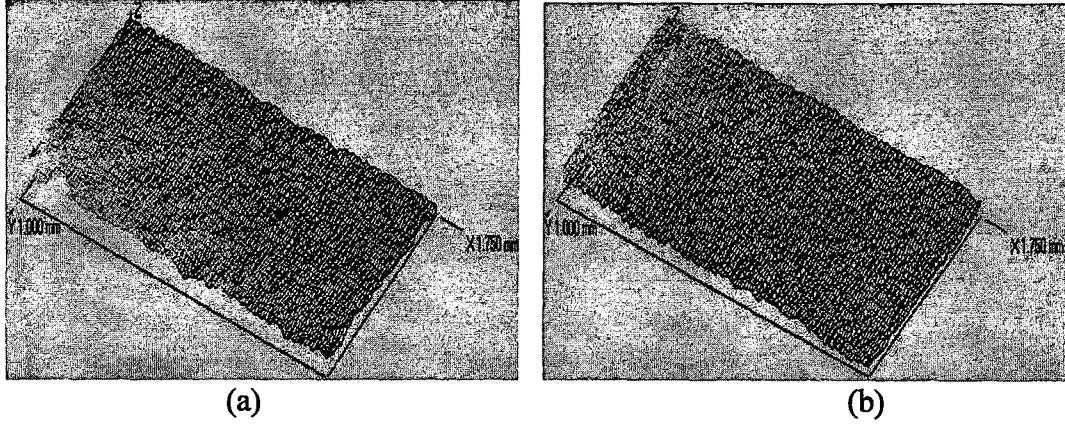
Şekil B.2. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri.



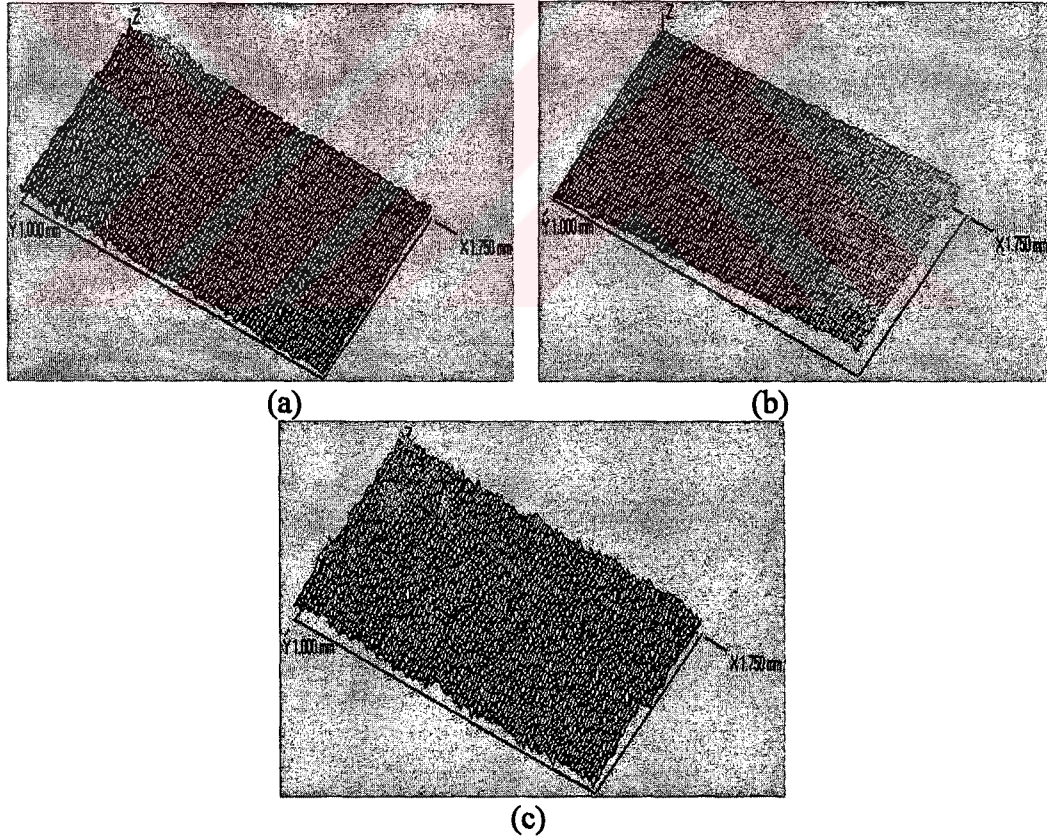
Şekil B.3. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin EDS analiz sonuçları.



Şekil B.4. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin EDS analiz sonuçları.



Şekil B.5. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.



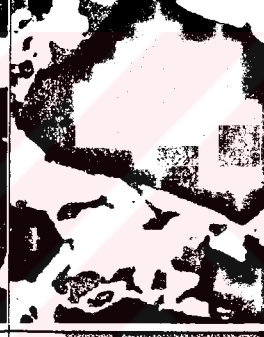
Şekil B.6. AISI M2 kalite takım çeliği üzerinde aşındırılan (a) saf Al, (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.

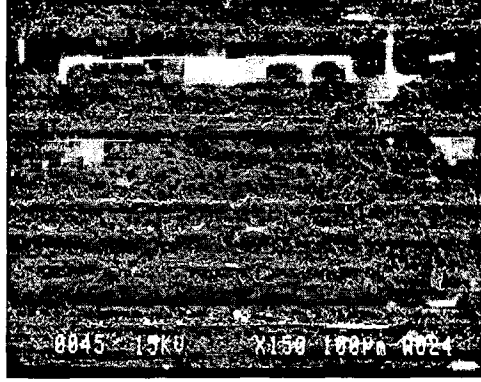
Tablo B.1. İncelenen kompozit malzemelerin yüksek sıcaklık mikroyapıları



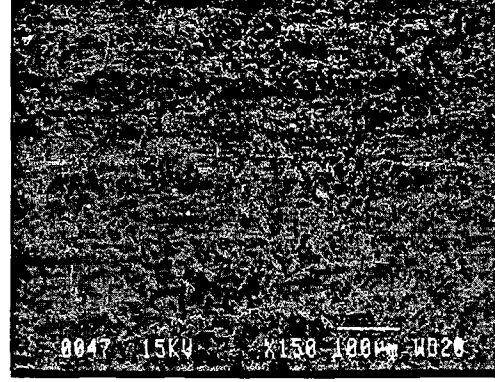
	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C
Saf					
Al- %1 Mg					
Al- %8 Mg					

Tablo B1. (Devam)

Al- %1 Si					
Al- %8 Si					

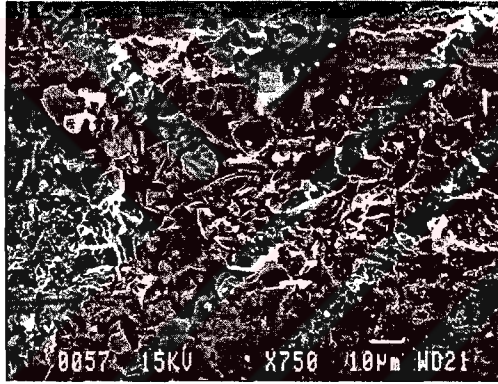


(a)

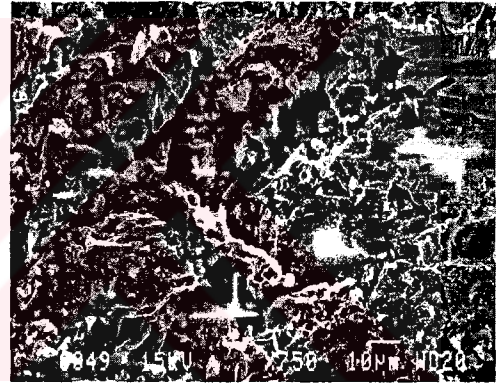


(b)

Şekil B.7. Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.

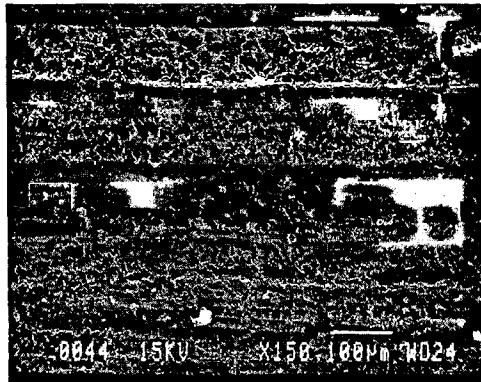


(a)

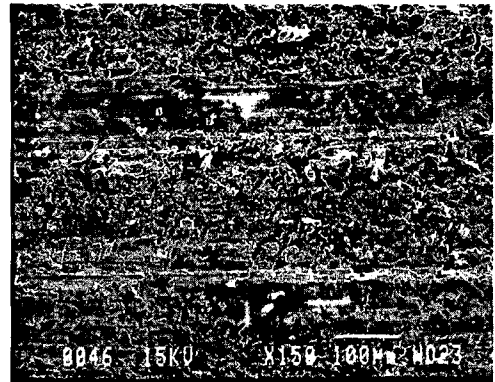


(b)

Şekil B.8. Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.

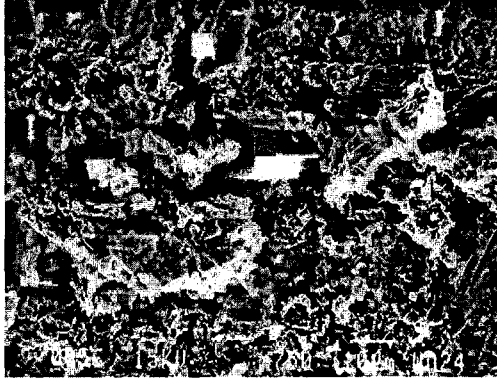


(a)



(b)

Şekil B.9. Oda sıcaklığında 250 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a)13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.

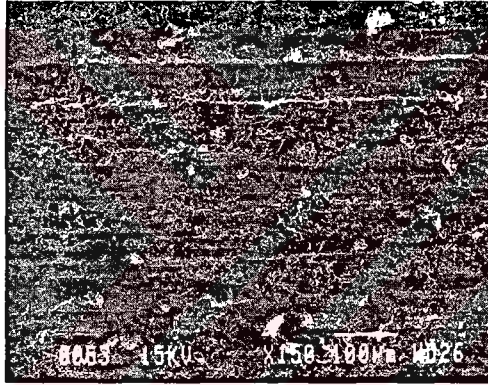


(a)

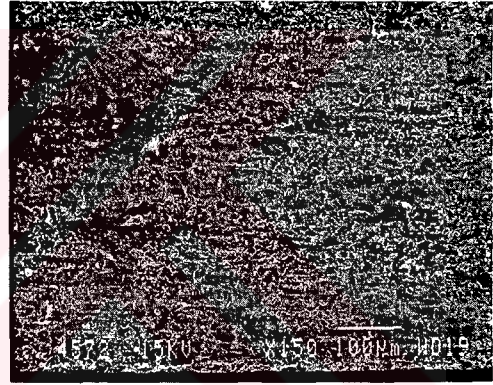


(b)

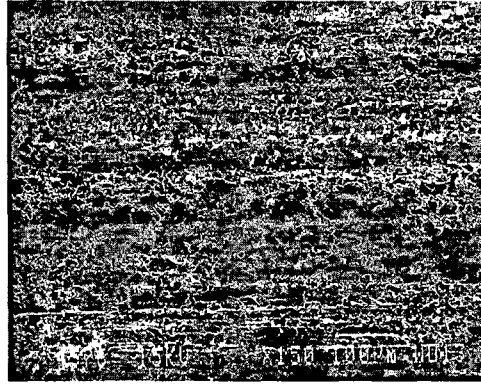
Şekil B.10. Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) 13 µm ve (b) 37 µm SiC partikül ile takviye edilmiş saf Al matrisli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.



(a)

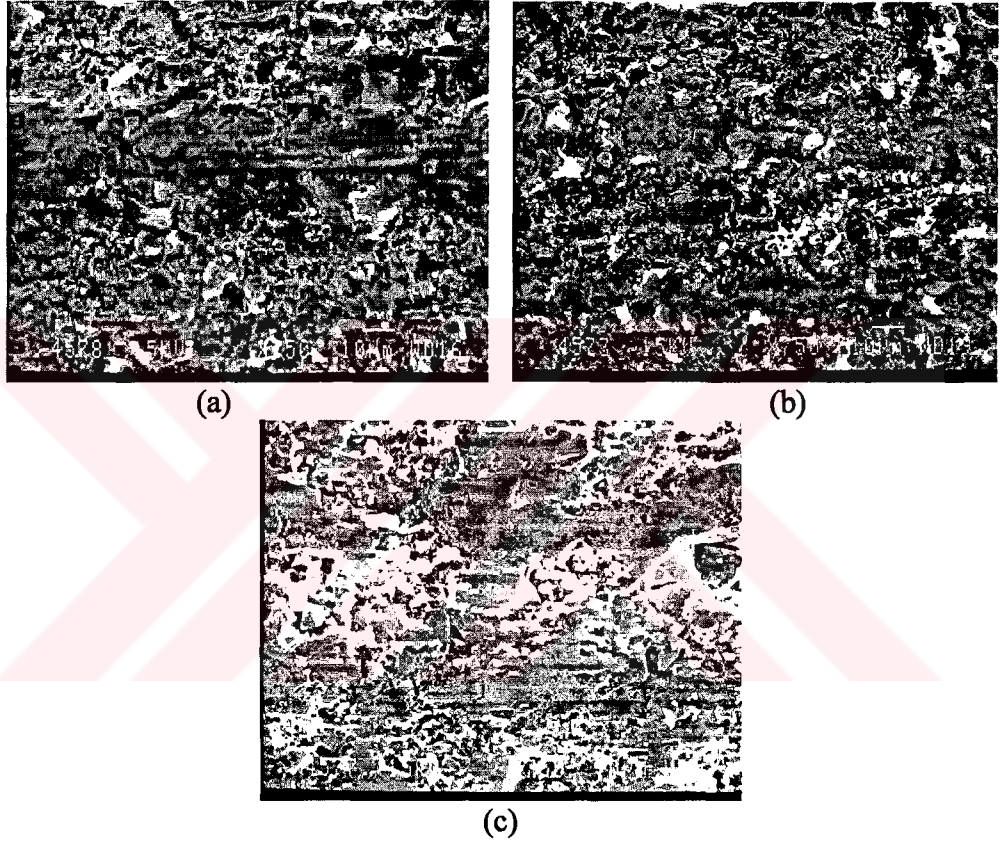


(b)

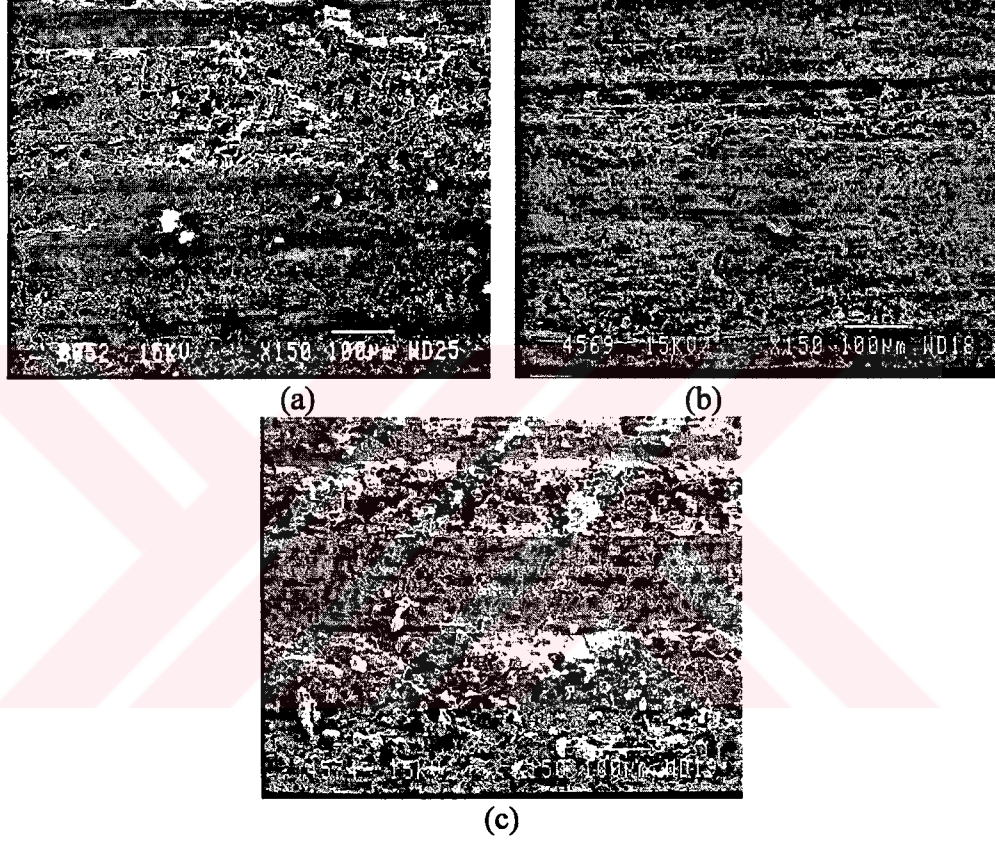


(c)

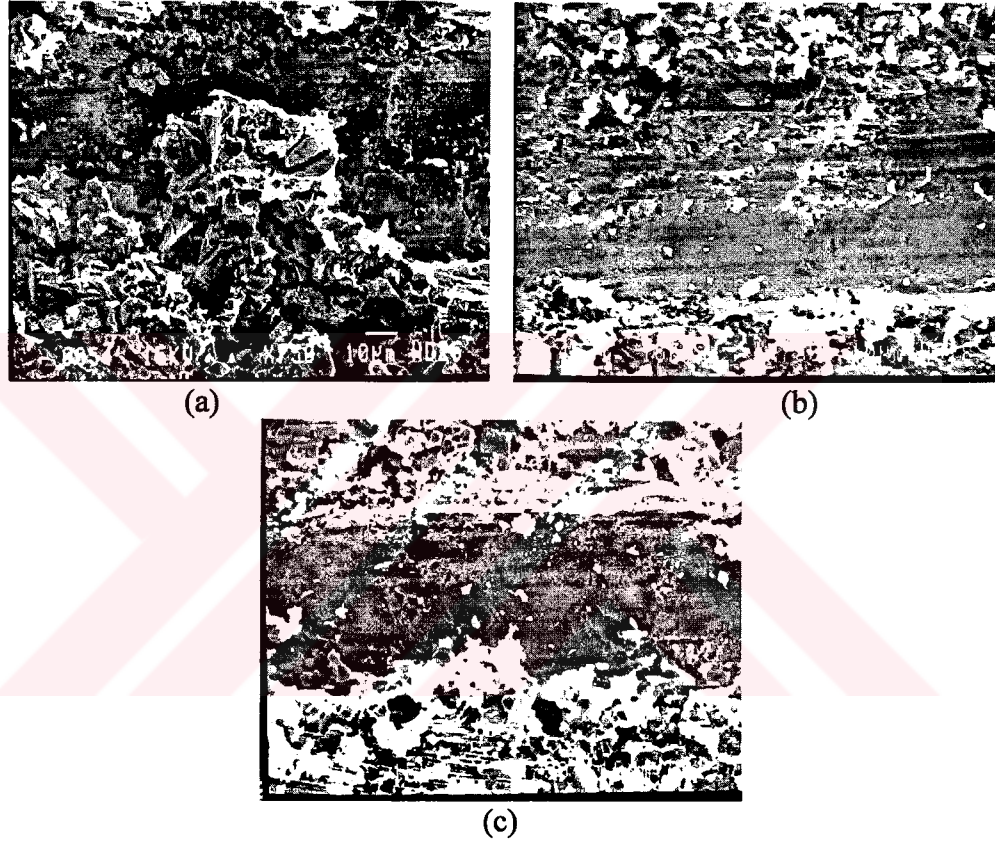
Şekil B.11. Oda sıcaklığında 85 µm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.



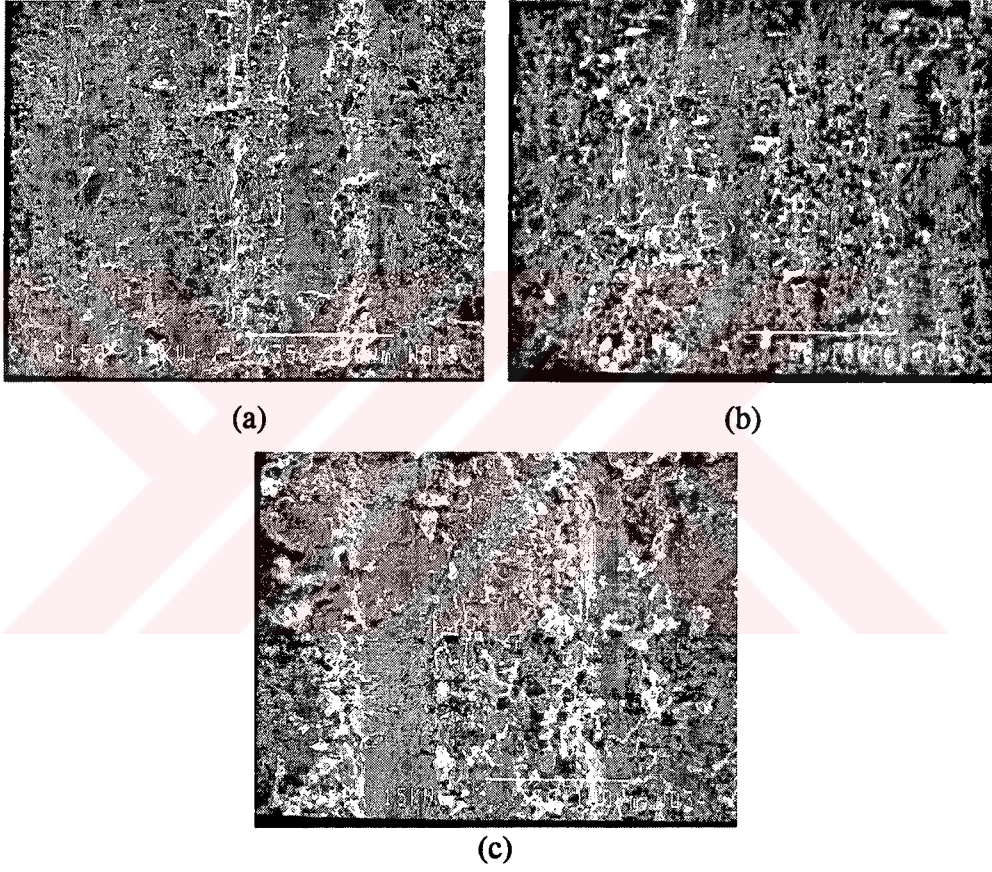
Şekil B.12. Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikroagrafları.



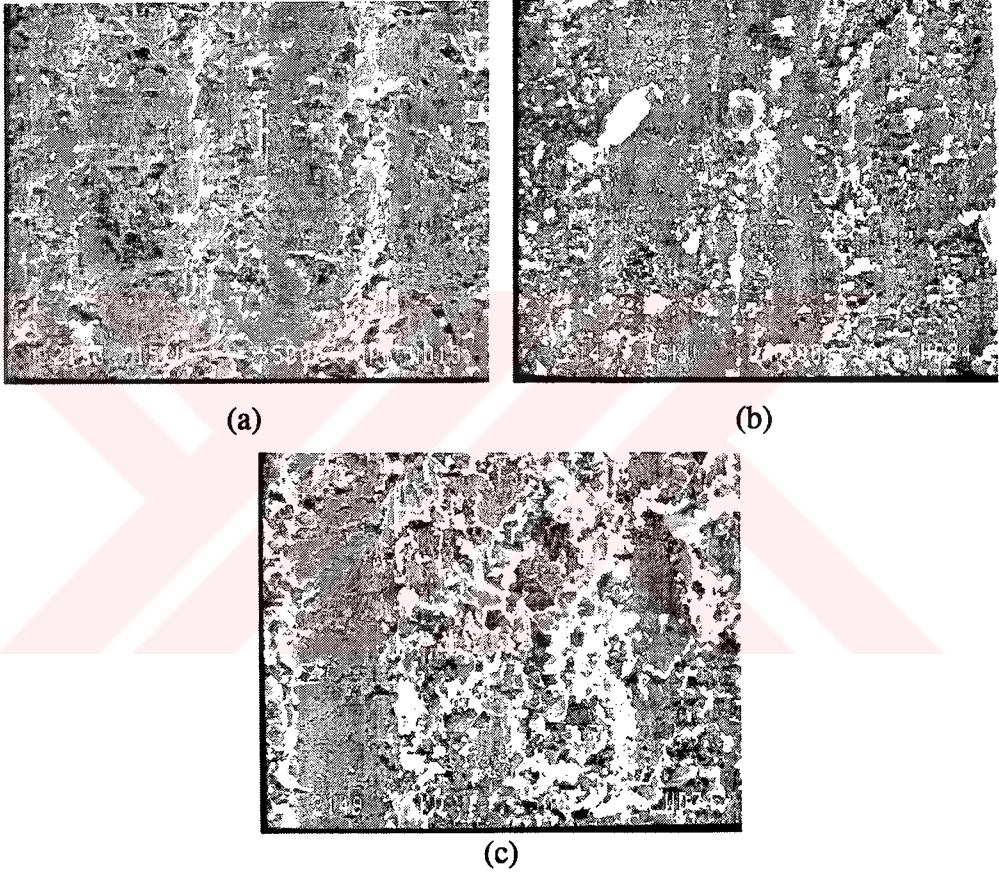
Şekil B.13. Oda sıcaklığında 250 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikroagrafları.



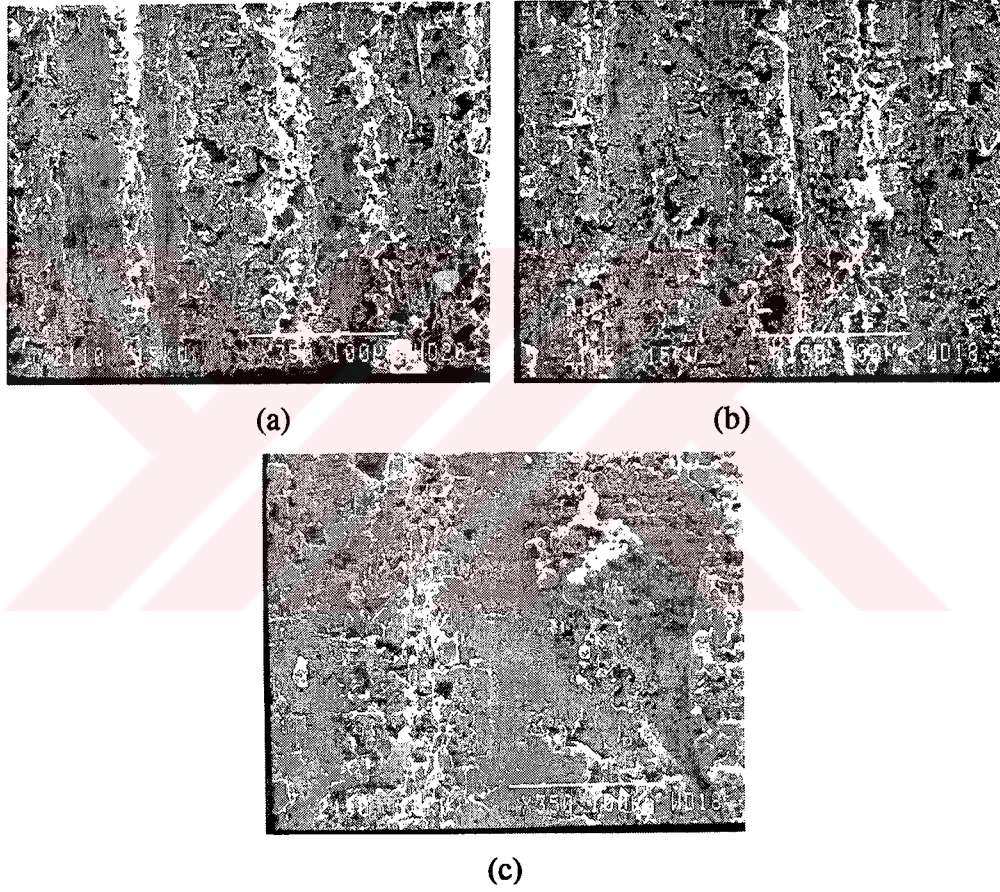
Şekil B.14. Oda sıcaklığında 250 µm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.



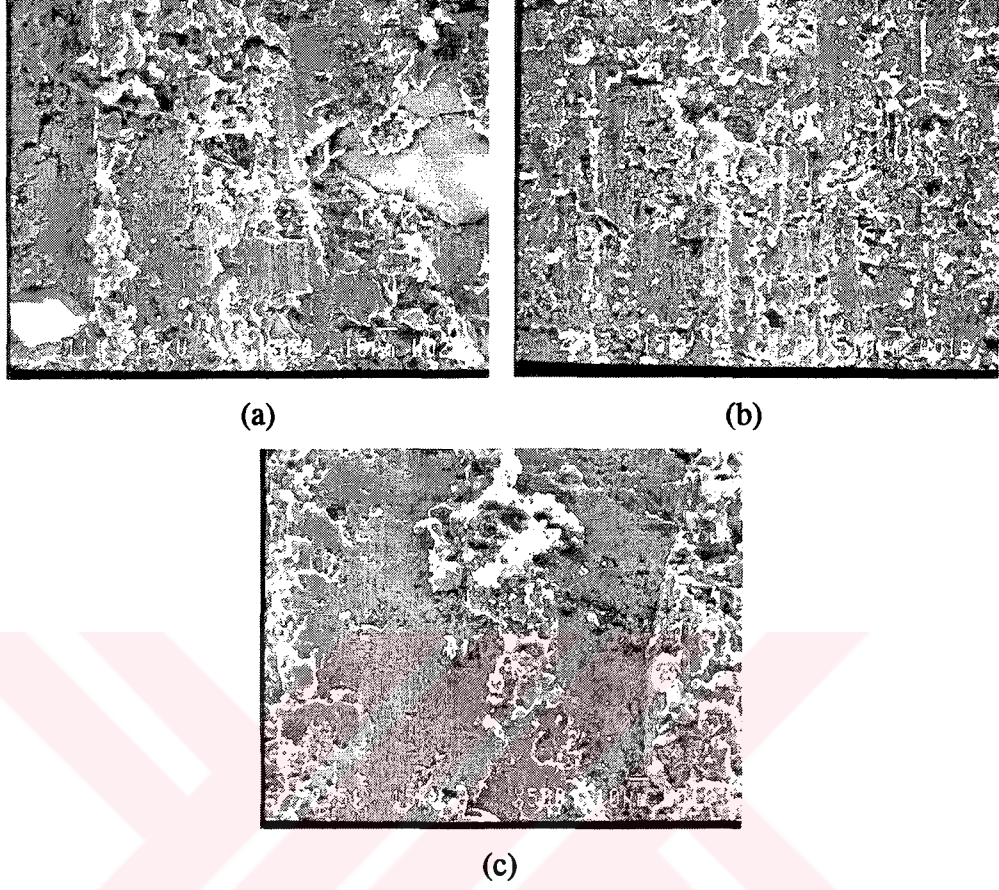
Şekil B.15. Oda sıcaklığında 125 µm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.



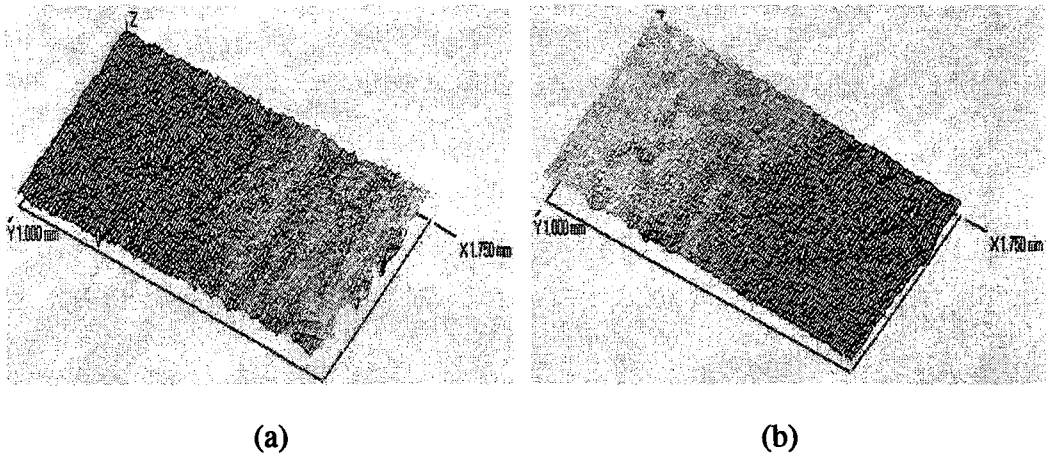
Şekil B.16. Oda sıcaklığında 125 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikroagrafları.



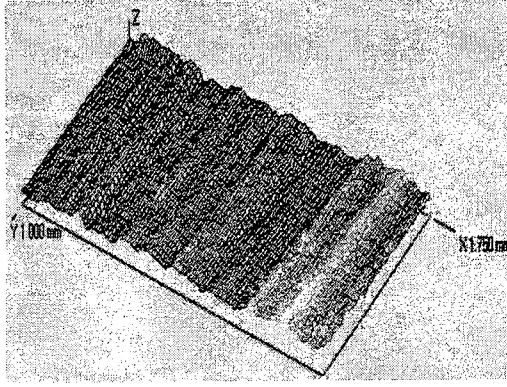
Şekil B.17. 500 °C’de 125 µm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin düşük büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.



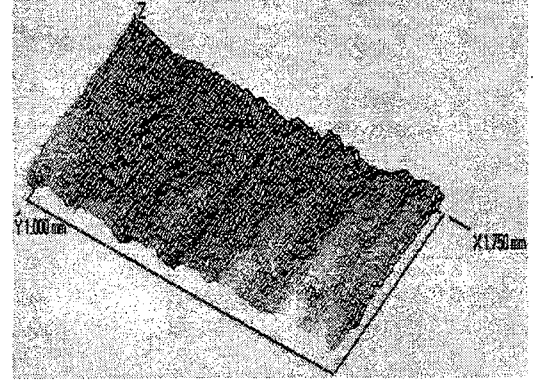
Şekil B.18. 500 °C’de 125 μm abrasif Al₂O₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin yüksek büyütmede aşınmış yüzey SEM mikrografları.



Şekil B.19. Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al₂O₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.

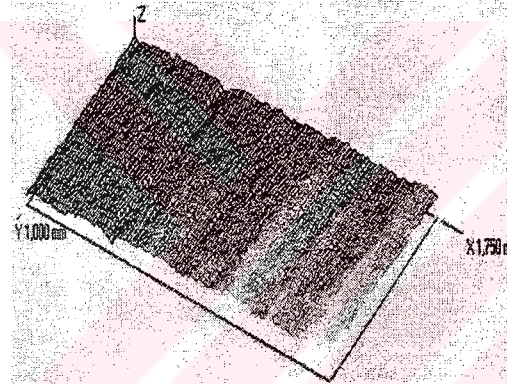


(a)

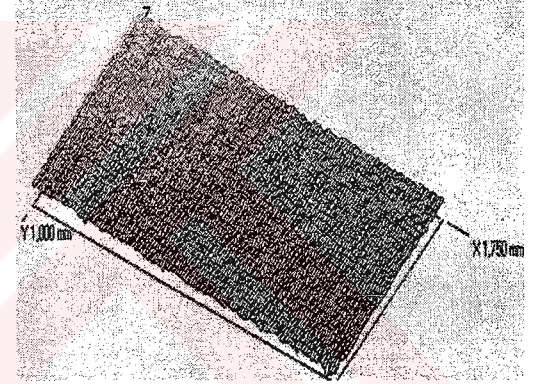


(b)

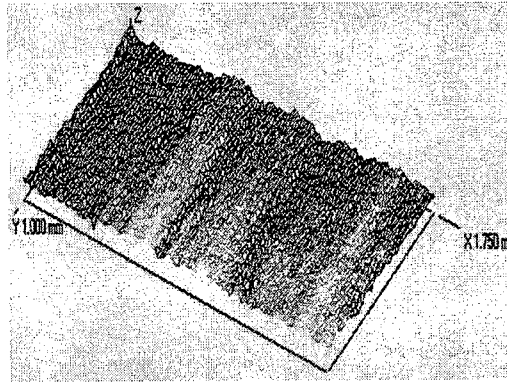
Şekil B.20. Oda sıcaklığında 250 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) 13 μm ve (b) 37 μm SiC partikül takviyeli saf Al matrisli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.



(a)

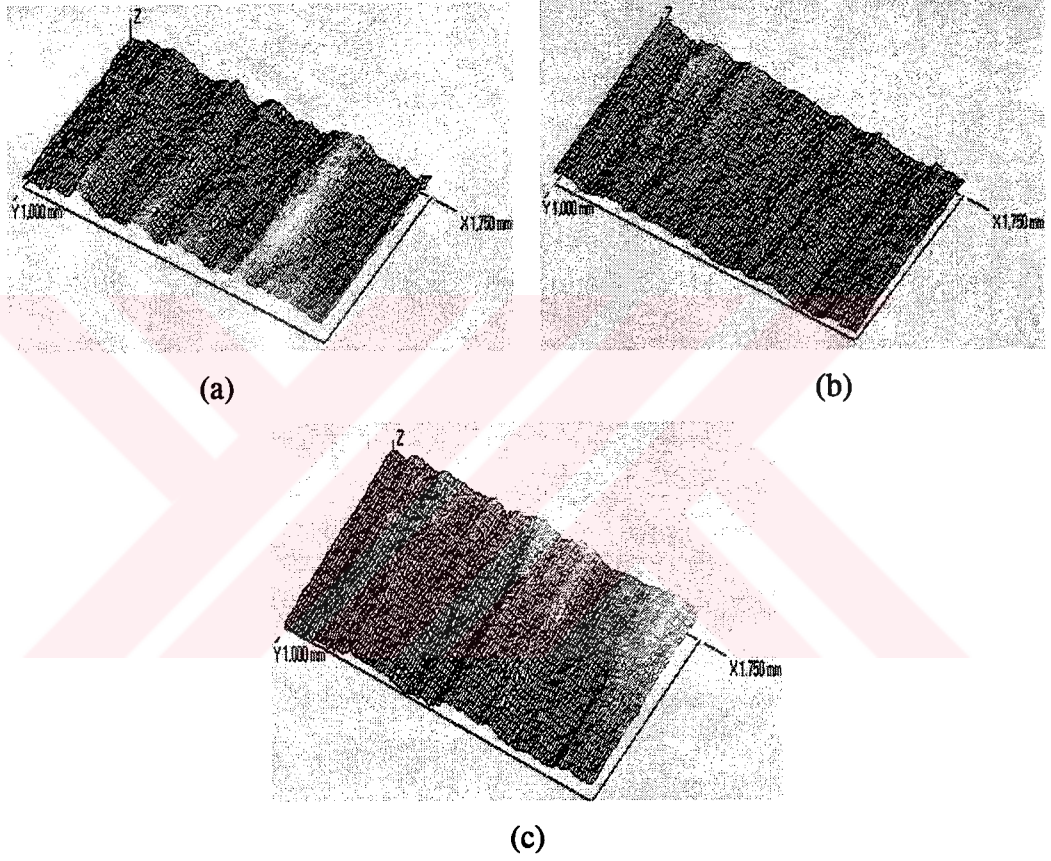


(b)

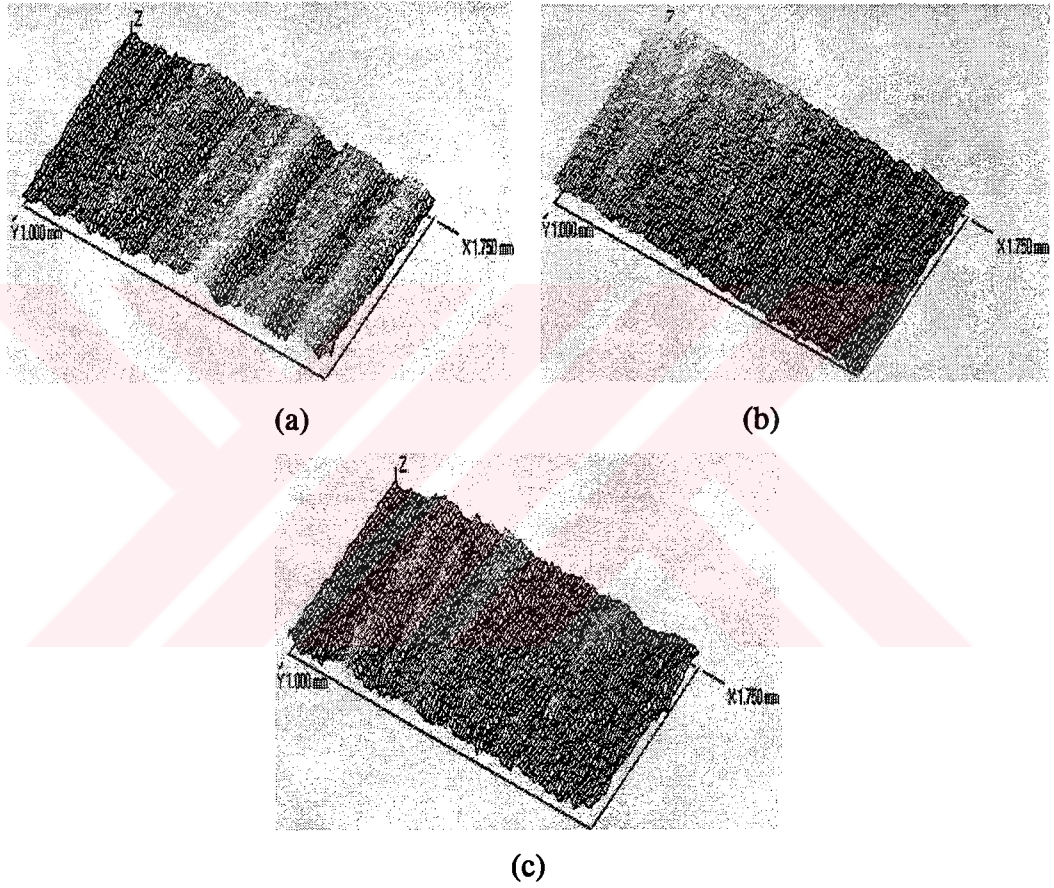


(c)

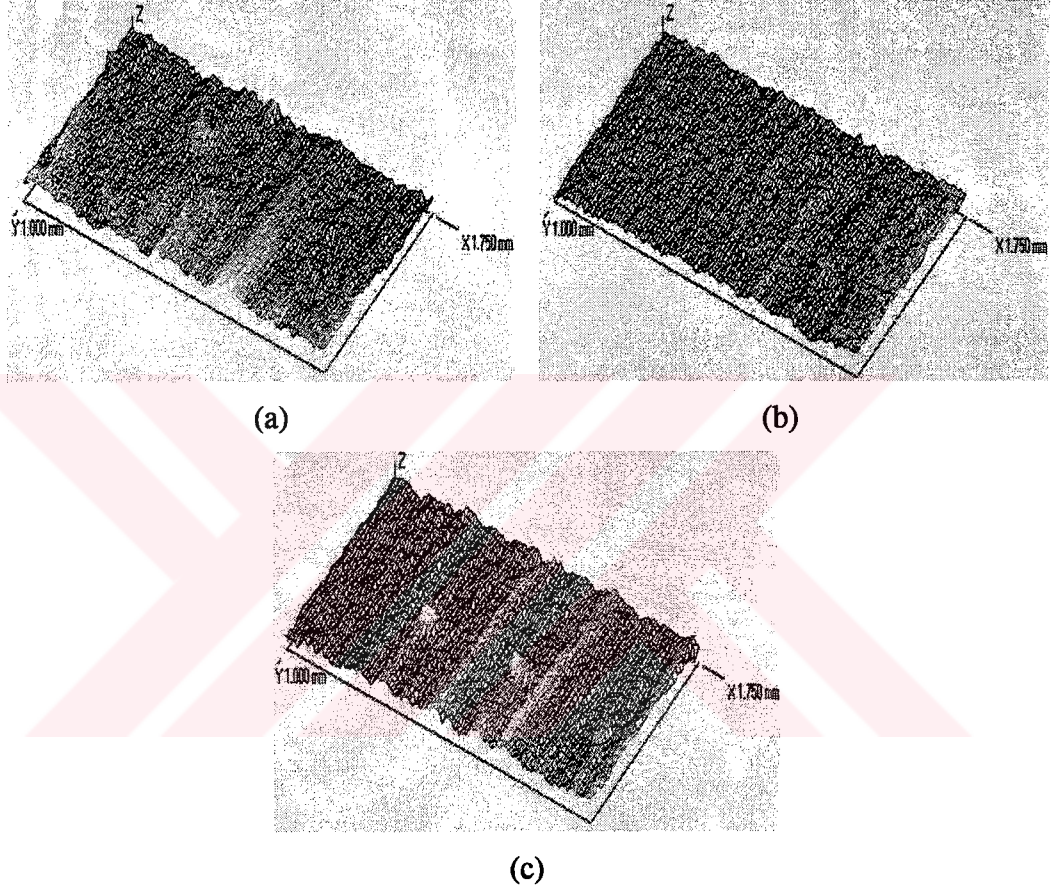
Şekil B.21. Oda sıcaklığında 85 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.



Şekil B.22. Oda sıcaklığında 250 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.



Şekil B.23. Oda sıcaklığında 125 μm abrasif Al_2O_3 taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 μm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.



Şekil B.24. 500 °C’de 125 µm abrasif Al₂O₃ taneleri üzerinde aşındırılmış (a) saf Al (b) Al-%8 Mg ve (c) Al-%8 Si alaşım matrisli 23 µm SiC partikül takviyeli kompozit malzemelerin 3 boyutlu aşınma yüzey pürüzlülük profili.

EK C: İncelenen kompozit malzemelerin aşınma hızları.

Tablo C.1. Takviye boyutu ve matris bileşimine bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-metal aşınma hızı değerleri.

Matris	SiC Takviye Boyutu (μm)	Aşınma Hızı, $\text{gr/m (10}^{-6}\text{)}$	
		Başlangıç aşınma periyodu	Kararlı durum aşınma periyodu
Saf Al	13	9.27	5.02
	23	5.54	2.45
	37	2.12	0.73
Al- %1 Mg	23	3.1	2.40
Al- %2 Mg		2.21	2.21
Al- %4 Mg		1.60	1.60
Al- %8 Mg		0.39	0.39
Al- %1 Si	23	4.10	4.10
Al- %2 Si		4.54	4.54
Al- %4 Si		3.48	3.48
Al- %8 Si		5.06	1.95

Tablo C.2. Takviye boyutu, matris bileşimi, abrasif tane boyutu ve ortam sıcaklığına bağlı olarak incelenen kompozit malzemelerin metal-abrasif aşınma hızı değerleri.

Matris	SiC Takviye Boyutu (μm)	Deney Sıcaklığı (°C)	Al ₂ O ₃ Abrasif Boyutu (μm)	Aşınma Hızı
Saf Al	13	Oda	85	0.0117250
			105	0.01204560
			125	0.01530850
			180	0.01759740
			250	0.01895420
	23	Oda	85	0.00921998
			105	0.01068910
			125	0.01315260
			180	0.02153050
			250	0.02310650
Al- %1 Mg	37	Oda	85	0.00752228
			105	0.00822098
			125	0.01171210
			180	0.02694910
			250	0.02523640
	23	Oda	85	0.00558961
			105	0.00608891
			125	0.00976883
			180	0.01517800
			250	0.01643720
Al- %2 Mg	23	Oda	85	0.00502837
			105	0.00588112
			125	0.00796324
			180	0.01396340
			250	0.01616040
Al- %4 Mg	23	Oda	85	0.00434545
			105	0.00512747
			125	0.00722358
			180	0.01360580
			250	0.01534430
Al- %8 Mg	23	Oda	85	0.00419740
			105	0.00440380
			125	0.00680400
			180	0.01311410
			250	0.01477520

Tablo C.2. (Devam)

Al-%1 Si	23	Oda	85	0.00763496
			105	0.00790629
			125	0.01062460
			180	0.01949590
			250	0.02137260
Al-%2 Si	23	Oda	85	0.00828931
			105	0.00937522
			125	0.01168830
			180	0.02054410
			250	0.02227110
Al-%4 Si	23	Oda	85	0.00975085
			105	0.01072290
			125	0.01524880
			180	0.02385790
			250	0.02587350
Al-%8 Si	23	Oda	85	0.00917003
			105	0.01029890
			125	0.01691430
			180	0.02482180
			250	0.02776580
Saf Al	23	100		0.01234550
		200		0.01399927
		300	125	0.01773330
		400		0.02101210
		500		0.02461090
Al-%1 Mg	23	100		0.00888970
		200		0.01024360
		300	125	0.01828300
		400		0.02200420
		500		0.02431320
Al-%2 Mg	23	100		0.00847879
		200		0.00931152
		300	125	0.01790610
		400		0.21923600
		500		0.02382480
Al-%4 Mg	23	100		0.00747576
		200		0.00845030
		300	125	0.01477580
		400		0.01811270
		500		0.01927270
Al-%8 Mg	23	100		0.00675152
		200		0.00780242
		300	125	0.01355700
		400		0.01551940
		500		0.01797880

Tablo C.2. (Devam)

Al-%1 Si	23	100	125	0.0127212
		200		0.0147697
		300		0.0216061
		400		0.0270303
		500		0.0285697
Al-%2 Si	23	100	125	0.0135164
		200		0.0149770
		300		0.0218455
		400		0.0275624
		500		0.0291818
Al-%4 Si	23	100	125	0.0144721
		200		0.0169721
		300		0.0218109
		400		0.0290242
		500		0.0310188
Al-%8 Si	23	100	125	0.0158606
		200		0.0181509
		300		0.0226133
		400		0.0346673
		500		0.0357412

ÖZGEÇMİŞ

Hayrettin AHLATCI 1969 yılında Karabükte doğmuştur. İlk, orta ve lise eğitimini 1990 yılında Karabükte tamamladıktan sonra aynı yıl içerisinde İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünü kazanmış olup 1994 yılında iyi derece ile mezun olmuştur. 1994-1995 eğitim-öğretim yılında İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Programında başladığı yüksek lisans eğitimini tamamlayarak 1997 yılında aynı programda doktora eğitimine girmiştir. 1994 1999 yılları arasında Z.K.Ü. Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesinde araştırma görevlisi olarak çalışmaya başlamıştır. 1999 yılından günümüze kadar YÖK'ün 35. Maddesi gereği İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsünde araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır. Hayrettin AHLATCI evli ve bir çocuk babasıdır.

