

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Al/AIB₂ KOMPOZİT MALZEMELERİN SÜRTÜNME VE
AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Ferit FIÇICI

Enstitü Anabilim Dalı : MAKİNE EĞİTİMİ
Tez Danışmanı : Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL

Haziran 2012

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ


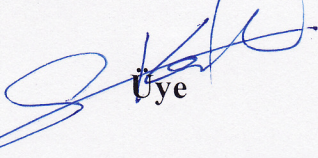
Al/AIB₂ KOMPOZİT MALZEMELERİN SÜRTÜNME VE
AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ


DOKTORA TEZİ

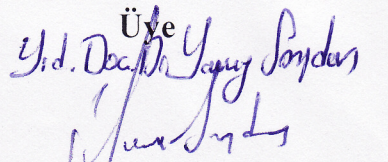
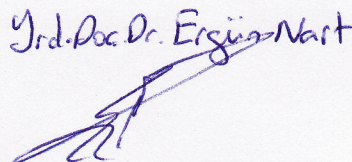
Ferit FIÇICI

Enstitü Anabilim Dalı : MAKİNE EĞİTİMİ

Bu tez 26/06/2012 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği/Oy çokluğu ile kabul edilmiştir.


Jüri Başkanı
Prof. Dr. İbrahim ÇİFTÇİ

Üye
Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL


Üye
Doç. Dr. İsmail ÖZDEMİR


Üye
Yrd. Doç. Dr. Yavuz SOYDAN

Üye
Yrd. Doç. Dr. Ergün NART

ÖNSÖZ

Tez çalışmam süresince çalışmalarımı teşvik eden, her türlü yardımlarını esirgemeyen danışmanım Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL'a minnet borçluyum. Tez izleme jürimde bulunan değerli katkıları ile çalışmalarına yön veren Yrd.Doç.Dr. Ergün NART ve Yrd.Doç.Dr. Yavuz SOYDAN'a teşekkür ederim. Ayrıca tez çalışmamda maddi ve manevi desteklerinden dolayı Doç.Dr. Ramazan KAYIKÇI ve Yrd.Doç.Dr. Ömer SAVAŞ hocalarıma teşekkürü borç bilirim. Tez çalışmam, 107M023 nolu TÜBİTAK ve 2009-50-02-014 nolu BAPK projelerinin mali katkıları ile gerçekleştirilmiştir. Maddi katkılarından dolayı TÜBİTAK ve Sakarya Üniversitesi Rektörlüğüne teşekkür ederim. Tez çalışmamın her aşamasında desteklerini esirgemeyen Yrd.Doç.Dr. Mesut DURAT, Yrd.Doç.Dr. Murat KAPSIZ, Yrd.Doç.Dr. Gökhan ERGEN, Teknisyen Hasan Gürel ve biricik eşim Ecz. Gülşen FİÇICI'ya ve aileme teşekkürlerimi sunarım.

Ferit FİÇICI

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	ix
TABLolar LİSTESİ.....	xvi
ÖZET.....	xviii
SUMMARY.....	xix
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLER (MMK).....	6
2.1. Sürekli Fiber Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler.....	8
2.2. Kısa Fiber Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler.....	10
2.3. Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler.....	10
2.4. MMK'lerin Üretim Yöntemleri.....	11
2.4.1. Dışarıdan takviyeli üretim yöntemleri.....	12
2.4.1.1. Karıştırmalı döküm yöntemi.....	12
2.4.1.2. Toz metalurjisi yöntemi.....	14
2.4.1.3. Sıvı metal infiltrasyon yöntemi.....	15
2.4.2. Yerinde reaksiyon üretim yöntemleri.....	16
2.4.2.1. Katı sıvı reaksiyon prosesi.....	17
2.4.2.2. Buhar sıvı katı reaksiyon prosesi.....	18
2.4.2.3. Katı katı reaksiyon prosesi.....	19
2.4.2.4. Sıvı sıvı reaksiyon prosesi.....	20

2.5. Yerinde Reaksiyonla Üretilen AlB ₂ Takviyeli Kompozit Malzemeler.....	20
---	----

BÖLÜM 3.

MMK'LERDE SÜRTÜNME VE AŞINMA.....	24
3.1. Sürtünme.....	24
3.1.1. Sürtünme mekanizmaları.....	26
3.1.2. Kuru sürtünme.....	27
3.2. Aşınma	30
3.2.1. Aşınma mekanizmaları.....	31
3.2.1.1. Adhesif aşınma	34
3.2.1.2. Abrasif aşınma	36
3.3. MMK'lerin Aşınma ve Sürtünme Davranışları.....	40
3.3.1. Dış Faktörler.....	41
3.3.1.1. Kayma mesafesi.....	41
3.3.1.2. Yük	43
3.3.1.3. Kayma hızı	48
3.3.1.4. Sıcaklık ve ortam	52
3.3.1.5. Yüzey pürüzlülüğü	58
3.3.2. İç Faktörler.....	60
3.3.2.1. Takviye fazının tipi.....	60
3.3.2.2. Takviye fazının boyutu.....	61
3.3.2.3. Takviye fazının şekli.....	63
3.3.2.4. Takviye fazının hacimsel oranı.....	65
3.3.2.5. Takviye fazının oryantasyonu.....	66
3.3.2.6. Porozite.....	70
3.3.2.7. Kırılma tokluğu.....	72
3.3.2.8. Sertlik.....	73
3.4. Yüzey Altı Deformasyonları	75

BÖLÜM 4.

SONLU ELEMENLAR METODU.....	77
4.1. Giriş.....	77

4.2. Sonlu Elemanlarla Modelleme.....	79
4.2.1. Eleman seçimi.....	80
4.2.2. Yükler.....	80
4.2.3. Sınır koşulları.....	81
4.3. Sonlu Elemanlar Metoduyla Aşınmanın Modellenmesi.....	82
4.3.1. Mekanistik aşınma modeli.....	83
4.3.2. Özgün (Fenomen) aşınma modeli.....	85
4.4. Modellemede Kullanılan Mühendislik Yazılımı.....	90
BÖLÜM 5.	
MATERYAL VE METOD.....	93
5.1. AlB ₂ Takviye Fazının Oluşturulması.....	93
5.2. AlB ₂ Takviye Fazı Oranının Artırılması.....	95
5.3. Al/AlB ₂ Kompozit Malzemelerin Karakterizasyon Yöntemi.....	97
5.3.1. Optik Mikroskop.....	97
5.3.2. Porozite	97
5.3.3. X-Işınları difraksiyon analizi.....	97
5.3.4. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizleri.....	98
5.3.5. Sertlik ölçümleri.....	98
5.3.6. Yoğunluk.....	98
5.4. Aşınma Deneyleri.....	99
5.5. Aşınmanın Sonlu Elemanlar Metoduyla Modellenmesi.....	101
5.5.1. Pim-disk aşınma simülasyonu.....	101
5.5.2. Uyarlamalı ağ örgüsü.....	102
5.5.2.1. Ağ süpürme işlemi.....	103
5.5.2.2. Adveksiyon.....	103
5.5.3. Aşınma simülatörü.....	104
BÖLÜM 6.	
DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME.....	108
6.1. Kompozit Malzeme Üretimi.....	108
6.1.1. Mikro yapıda porozite.....	109
6.1.2. Kompozit malzemelerin yoğunluğu.....	110

6.1.3. Kompozit malzemelerin sertliği.....	111
6.2. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	111
6.2.1. Kayma mesafesi ve uygulama yükünün özgül aşınma oranına etkisi.....	113
6.2.2. Kayma hızının özgül aşınma oranına etkisi.....	117
6.2.3. Takviye fazı oranı ve sertliğin özgül aşınma oranına olan etkisi.....	121
6.2.4. Sürtünme davranışlarının karşılaştırılması.....	122
6.2.4.1. Kayma hızının sürtünme katsayısına etkisi.....	123
6.2.4.2. Yükün sürtünme katsayısına etkisi.....	127
6.3. Aşınma Mekanizmaları.....	131
6.3.1. Abrasif aşınma mekanizması.....	132
6.3.2. Çatlak oluşumu.....	135
6.3.3. Delaminasyon aşınma mekanizması.....	137
6.3.4. Oksidatif aşınma mekanizması.....	138
6.3.5. Adhesif aşınma mekanizması.....	144
6.4. Yüzey Altı Deformasyonları.....	149
6.5. Sonlu Elemanlar Metodu Sonuçları	154
6.5.1. Sonlu elemanlar metodunun doğrulanması.....	163
BÖLÜM 7.	
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	165
KAYNAKLAR.....	168
ÖZGEÇMİŞ.....	192

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

MMK	: Metal Matriksli Kompozit
AMK	: Alüminyum Matriksli Kompozit
WC	: Tungsten Karbür
Co	: Kobalt
SiC _p	: Partikül Silisyum Karbür
Al	: Alüminyum
Al ₂ O ₃	: Alümina
SiC _f	: Fiber Silisyum Karbür
B ₄ C	: Bor Karbür
TiB ₂	: Titanyum Borür
TiC	: Titanyum Karbür
Nb-Ti	: Niobyüm Titanyum
SFTMMK	: Sürekli Fiber Takviyeli Metal Matriksli Kompozit
B	: Bor
Si ₃ Ni ₄	: Silisyum Nitrür
B ₄ N	: Bor Nitrür
MgO	: Magnezyum Oksit
PTMMK	: Partikül Takviyeli Metal Matriksli Kompozit
Ni	: Nikel
Mg	: Magnezyum
Cu	: Bakır
ZrSiO ₄	: Zirkonyum Silisyum Oksit
TM	: Toz Metalurjisi
AlB ₂	: Alüminyum Borür
SiC _w	: İğnecik Şekilli Silisyum Karbür
CH ₄	: Metan
Hd	: Disk Sertlik Değeri

H_p	:	Pim Sertlik Değeri
TiO_2	:	Titanyum Oksit
Zn	:	Çinko
Ti	:	Titanyum
Al-Li	:	Alüminyum Lityum
V_f	:	Takviye fazının hacimsel oranı
H_v	:	Vicker Cinsinden Sertlik Değeri
BN	:	Bor Nitrür
SiO_2	:	Silisyum Oksit
Sn	:	Kalay
Bi	:	Bizmut
h.s.p.	:	Hekzagonal Sıkı Paket
k.s.p.	:	Kübik Sıkı Paket
h.m.k.	:	Hacim Merkezli Kübik
Mg_2Si	:	Magnzeyum Silis
% wt.	:	Ağırlıkça Yüzde Oran
E	:	Young Modülü
Hs	:	Yüzey Sertliği
K	:	Aşınma Katsayısı
L	:	Kayma mesafesi
F_N	:	Uygulama Yüğü
Ha	:	Abrasif Partikül Sertliği
Z	:	Yüzeyden Ayrılan Atom Sayısı
μ	:	Sürtünme Katsayısı
τ	:	Kaynak Noktalarındaki Kayma Mukavemeti
A	:	Kaynak ve Deformasyon Noktaları Alanı
Pa	:	Plastik Akma Basıncı
F_{adh}	:	Kaynağı Ayırmak İçin Gerekli Kuvvet
F_{def}	:	Asperitilerin Kesilmesi İçin Gerekli Kuvvet
A_R	:	Gerçek Temas Alanı
F_S	:	Sürtünme Kuvveti

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1.	Kompozit malzemeyi oluşturan bileşenler.....	2
Şekil 2.1.	a)Sürekli fiber, b)Rastgele yönlendirilmiş kısa fiber ve c)Partikül takviyeli kompozit.....	8
Şekil 2.2.	Fiberlerin matris içerisindeki pozisyonları a)Tek yönlü, b)Dokuma, c) Örmeye.....	9
Şekil 2.3.	Karıştırmalı döküm yöntemi temel prensipleri.....	13
Şekil 2.4.	Toz metalurjisi yönteminin temel aşamaları.....	15
Şekil 2.5.	Sıvı metal infiltrasyon tekniğinin akış şeması.....	16
Şekil 2.6.	Ekzotermik dispersiyon üretim tekniği.....	18
Şekil 2.7.	Al-B faz diyagramı.....	22
Şekil 3.1.	Sürtünme katsayısının ifade edilmesi.....	25
Şekil 3.2.	Sürtünme mekanizmaları.....	26
Şekil 3.3.	Temas halindeki iki yüzeyin gerçek temas alanının şematik olarak gösterilmesi.....	28
Şekil 3.4.	Yüzeylerin mekanik ve moleküler etkileşimi.....	32
Şekil 3.5.	Adhezyon sonucu meydana gelen malzeme transferi	35
Şekil 3.6.	Adhezyondan dolayı malzeme transferi.....	35
Şekil 3.7.	İki ve üç elemanlı abrasiyon mekanizması.....	37
Şekil 3.8.	Katı bir yüzey ile konik abrasif partikülün teması.....	38
Şekil 3.9.	İki farklı abrasif aşınma modu, a) ploughing modu b)kesme modu.....	39
Şekil 3.10.	Kayma mesafesine göre sürtünme katsayısı değişimi.....	41
Şekil 3.11.	Hafif yükler altındaki asperiti etkileşimi	44
Şekil 3.12.	Yüksek yük altındaki asperiti etkileşimi	44
Şekil 3.13.	Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi	45
Şekil 3.14.	Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi	46

Şekil 3.15.	Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi	46
Şekil 3.16.	Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi.....	47
Şekil 3.17.	Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi.....	48
Şekil 3.18.	Kayma hızı değişimine göre anlık sıcaklık değişimi.....	49
Şekil 3.19.	Kayma hızının sürtünme katsayısına etkisi.....	50
Şekil 3.20.	Arayüzey sıcaklığı artışına göre aşınma oranı değişimi.....	53
Şekil 3.21.	Değişik kristal kafes yapılı malzemelerin sıcaklık artışına göre sürtünme katsayısı değişimi a)k.s.p yapılı, b) h.m.k yapılı, c) h.s.p yapılı malzeme.....	55
Şekil 3.22.	Sıcaklığa bağlı sürtünme katsayısı değişimi.....	56
Şekil 3.23.	Vakum altındaki kobaltın sıcaklığa göre sürtünme katsayısının değişimi.....	57
Şekil 3.24.	Kalay, kalay-bizmut alaşımının sıcaklığa göre sürtünme katsayısı değişimi.....	58
Şekil 3.25.	Kayma mesafesine göre yüzey pürüzlülüğü değişimi.....	58
Şekil 3.26.	Metal matriksli kompozitlerde kullanılan takviye fazı şekilleri	63
Şekil 3.27.	Silis partiküllerinin SEM görüntüleri: a)Yuvarlatılmış b) Köşeli.....	64
Şekil 3.28.	Hacimsel takviye fazı artışının abrasif aşınma oranına etkisi ...	65
Şekil 3.29.	a)Uzunlamasına b) enine ve c) dik konumlu fiber oryantasyonu.....	67
Şekil 3.30.	Fiber oryantasyonuna göre aşınma hacmi değişimi	68
Şekil 3.31.	Hibrit oranına göre sürtünme katsayısı değişimi	69
Şekil 3.32.	% 6 takviye fazlı in-situ Al(Ti)-Al ₂ O ₃ (TiO ₂) kompozit malzemede porozite ve aşınma oranı ilişkisi.....	71
Şekil 3.33.	Kırılma tokluğu ile abrasif aşınma direnci arasındaki ilişki.....	73
Şekil 4.1.	Bir sonlu eleman modelinde düğüm noktaları ve elemanlar ...	78
Şekil 4.2.	İki ucu basit mesnetli kiriş.....	81
Şekil 4.3.	Abaqus programına ait arayüzey.....	92
Şekil 5.1.	1400 °C'de eğimli soğutma plakası üzerinden geçirilerek üretilen %3 AlB ₂ takviye fazı oranına sahip kompozite ait a) optik mikroskop b) TEM görüntüsü.....	94
Şekil 5.2.	Kompozit malzemeye ait XRD analizi sonucu.....	94

Şekil 5.3.	Sıkıştırılmalı döküm sistemi şematik görüntüsü.....	95
Şekil 5.4.	Sıkıştırılmalı döküm yöntemiyle üretilmiş a) kompozit malzeme b) çekme ve aşınma test numunesi.....	95
Şekil 5.5.	Pim-disk aşınma tertibatının şematik gösterimi.....	99
Şekil 5.6.	ABAQUS ve alt programı arasındaki ilişki.....	102
Şekil 5.7.	Pim-disk aşınma çifti ve sonlu elemanlar modeli.....	104
Şekil 5.8.	Modelin çözüm ağının oluşturulmuş hali.....	105
Şekil 5.9.	Hareket sınırlandırma(displacement) işleminin gösterilmesi....	106
Şekil 5.10.	Pim-disk aşınma simülasyonu için akış şeması.....	107
Şekil 6.1.	Sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilen a) % 5, b) % 10, c) %20, d) % 30 AlB ₂ takviye fazı oranına sahip kompozit malzemelerin optik mikroskop görüntüleri.....	108
Şekil 6.2.	Al/AlB ₂ kompozit malzemelerin porozite değerleri.....	110
Şekil 6.3.	Matriks alaşım ve Al/AlB ₂ kompozit malzemelerin deneysel yoğunluk değerleri.....	110
Şekil 6.4.	Matriks alaşım ve Al/AlB ₂ kompozit malzemelerin sertlik değerleri.....	111
Şekil 6.5.	Ön testler sonucunda elde edilen özgül aşınma oranları sonucu	112
Şekil 6.6.	%30 Al/AlB ₂ kompozit malzemede 40 N yük ve 4.71 m/s kayma hızında plastik deformasyon ve kırılmaların meydana gelmesi.....	112
Şekil 6.7.	Matriks alaşımın kayma mesafesi ve uygulama yüküne göre özgül aşınma oranı değişimi	113
Şekil 6.8.	%30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin kayma mesafesi ve uygulama yüküne göre özgül aşınma oranı değişimi	114
Şekil 6.9.	1.83 m/s kayma hızında aşınma numunelerinin karşılaştırılması	114
Şekil 6.10.	3.40 m/s kayma hızında aşınma numunelerinin karşılaştırılması	115
Şekil 6.11.	4.71 m/s kayma hızında aşınma numunelerinin karşılaştırılması	116
Şekil 6.12.	Matriks alaşımın kayma mesafesi ve kayma hızına göre özgül aşınma oranı değişimi.....	117

Şekil 6.13.	%30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin kayma mesafesi ve kayma hızına göre özgül aşınma oranı değişimi.....	118
Şekil 6.14.	10 N yük altında kayma hızına göre özgül aşınma oranlarının değişimi.....	118
Şekil 6.15.	20 N yük altında kayma hızına göre özgül aşınma oranlarının değişimi.....	119
Şekil 6.16.	40 N yük altında kayma hızına göre özgül aşınma oranlarının değişimi.....	120
Şekil 6.17.	AlB ₂ Takviye fazı oranı artışına göre aşınma oranı değişimi ...	121
Şekil 6.18.	Sertlik değişimine göre özgül aşınma oranı değişimi.....	122
Şekil 6.19.	Kayma mesafesi ile sürtünme katsayısının değişimi.....	122
Şekil 6.20.	Kayma hızının sürtünme katsayısına etkisi; a) matriks alaşım, b) %30 Al/AlB ₂ kompozit malzeme.....	123
Şekil 6.21.	10 N yük altında kayma hızına göre sürtünme katsayısı değişimi.....	125
Şekil 6.22.	20 N yük altında kayma hızına göre sürtünme katsayısı değişimi.....	125
Şekil 6.23.	40 N yük altında kayma hızına göre sürtünme katsayısı değişimi.....	126
Şekil 6.24.	Yükün sürtünme katsayısına etkisi; a) matriks alaşım, b) %30 Al/AlB ₂ kompozit malzeme.....	128
Şekil 6.25.	2000 m kayma mesafesi ve 1.83 m/s kayma hızında sürtünme katsayılarının karşılaştırılması.....	129
Şekil 6.26.	2000 m kayma mesafesi ve 3.40 m/s kayma hızında sürtünme katsayılarının karşılaştırılması.....	130
Şekil 6.27.	2000 m kayma mesafesi ve 4.71 m/s kayma hızında sürtünme katsayılarının karşılaştırılması.....	131
Şekil 6.28.	40N yük ve 3.40 m/s kayma hızlarında a) matriks alaşım, b) %5, c) %10, d) %20 ve e) %30 Al/AlB ₂ kompozit malzemelere aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (100 X).....	132
Şekil 6.29.	%10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (1000 X)..	133

Şekil 6.30.	Temiz çelik disk yüzeyi (a) ile aşınmış yüzeye (b) ait optik mikroskop görüntüleri (100 X).....	134
Şekil 6.31.	% 5 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40N yük altında 3.40 m/s kayma hızındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (500 X).	134
Şekil 6.32.	% 20 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (500 X)...	135
Şekil 6.33.	% 20 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (500 X)....	135
Şekil 6.34.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (500 X)...	136
Şekil 6.35.	% 5 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (800 X)...	137
Şekil 6.36.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (1000 X)..	137
Şekil 6.37.	% 5 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 4.71 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait SEM görüntüsü (500 X)...	138
Şekil 6.38.	Matriks alaşımının 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızındaki EDX sonuçları.....	139
Şekil 6.39.	% 20 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 4.71 m/s kayma hızındaki EDX sonuçları.....	140
Şekil 6.40.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızındaki EDX sonuçları.....	140
Şekil 6.41.	Matriks alaşımının 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları.....	142
Şekil 6.42.	% 5 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları.....	142
Şekil 6.43.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları.....	143
Şekil 6.44.	% 20 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40N yük ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları.....	143
Şekil 6.45.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları.....	144
Şekil 6.46.	Çelik disk yüzeyine transfer olan malzeme (50 X).....	146

Şekil 6.47.	% 5 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s hız şartlarındaki optik mikroskop görüntüsü (100 X).....	146
Şekil 6.48.	Çelik disk yüzeyinin aşınma izi üzerinde 3 farklı noktadaki EDX analizi ve TEM görüntüsü (100 X).....	146
Şekil 6.49.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük 3.40 m/s kayma hızına ait EDX analizi (1000 X).....	147
Şekil 6.50.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (350 X).....	148
Şekil 6.51.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızındaki TEM görüntüsü (800 X).....	149
Şekil 6.52.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki yüzey altı bölgesi (100X).....	150
Şekil 6.53.	Matriks malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyon bölgesi (100X).....	151
Şekil 6.54.	% 5 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyon bölgesi (100X).....	152
Şekil 6.55.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyonu (100X).....	152
Şekil 6.56.	% 20 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait alt yüzey deformasyonu...	153
Şekil 6.57.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait alt yüzey deformasyonu...	154
Şekil 6.58.	Pim numunelerde aşınma sonrası meydana gelen Von Mises gerilmelerinin gösterilmesi.....	155
Şekil 6.59.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları.....	156

Şekil 6.60.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları.....	157
Şekil 6.61.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları.....	157
Şekil 6.62.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları.....	158
Şekil 6.63.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları.....	158
Şekil 6.64.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları.....	159
Şekil 6.65.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları.....	160
Şekil 6.66.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları.....	160
Şekil 6.67.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları.....	161
Şekil 6.68.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları.....	161
Şekil 6.69.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları.....	162
Şekil 6.70.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları.....	162

Şekil 6.71.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin ara deneysel çalışma şartlarındaki doğrulama test sonuçları.....	163
Şekil 6.72.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemenin ara deneysel çalışma şartlarındaki doğrulama test sonuçları.....	164

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1.	MMK'lerin uygulama alanları.....	7
Tablo 2.2.	MMK'lerde kullanılan takviye fazı türleri ve çeşitleri	9
Tablo 2.3.	Süresiz fiber takviyeli MMK üretimi kullanılan farklı üretim tekniklerinin kıyaslanması	13
Tablo 5.1.	Etial 8 alüminyum matriksin kimyasal bileşimi.....	93
Tablo 5.2.	AlB ₂ borür yapılarının sentezlenmesinde kullanılan bor minerali ve % B oranı	93
Tablo 5.3.	Üretilen kompozit ve matriks alaşımın çekme özelliğine ait UTS, akma ve % uzama değerleri.....	96
Tablo 5.4.	Üretilen kompozit ve matriks alaşıma ait basma gerilmesi ve akma gerilmesi değerleri.....	96
Tablo 5.5.	Aşınma deneyi için proses parametreleri	100
Tablo 6.1.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-1'e göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması.....	155
Tablo 6.2.	% 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-2'ye göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması.....	156
Tablo 6.3.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-1'e göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması.....	159
Tablo 6.4.	% 30 Al/AlB ₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-2'ye göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması.....	159
Tablo 6.5.	% 30 ve % 10 Al/AlB ₂ kompozit malzemelerde sonlu elemanlar aşınma model-1'e göre tahmin edilen verilerin ve doğrulama deney verilerinin karşılaştırılması.....	163

ÖZET

Anahtar kelimeler: Yerinde reaksiyonla üretilen Al/AlB₂ kompozitler, aşınma davranışı, sıkıştırırmalı döküm yöntemi, sonlu elemanlar metodu, modelleme.

Bu çalışmada, yerinde reaksiyonla üretilen Al/AlB₂ kompozit malzeme, ikincil olarak sıkıştırma döküm işlemine tabi tutularak % 5, 10, 20 ve 30 takviye fazı oranlarında kompozit numuneler üretilmiştir. Matriks malzeme olarak ETİAL 8 alüminyum kullanılmıştır. Taramalı Elektron Mikroskobu (TEM) ile yapılan mikro yapı incelemesinde, AlB₂ takviye fazının alüminyum matriks içerisinde homojen bir dağılım sergilediği tespit edilmiştir. Üretilen kompozit malzemelere sertlik ve yoğunluk testlerinin yanı sıra aşınma testleri uygulanmıştır.

Aşınma testleri pim-disk aşınma cihazında ASTM G99-95 standardına göre kuru kaymalı şartlarda gerçekleştirilmiştir. Deneyler esnasında sıcaklık ve nem miktarı sürekli olarak kontrol edilmiştir. Matriks malzeme ve kompozit malzemelerin aşınma davranışı 1.83, 3.40, 4.71 m/s kayma hızlarında, 10, 20, 40 N yükleri altında ve 500, 1000, 2000 m kayma mesafesi şartlarında incelenmiştir. Deneylerde kayma mesafesi ve yükün artışıyla birlikte tüm numunelerin aşınma oranlarında artış meydana geldiği kaydedilmiştir. Kayma hızının artışıyla, aşınma yüzeylerinde farklı oksit tabakalarının oluştuğu ve buna bağlı olarak sürtünme katsayısı ve aşınma oranında azalma olduğu gözlenmiştir. AlB₂ takviye fazı oranındaki artışın, numunelerin aşınma direncini önemli oranda artırdığı tespit edilmiştir. Numuneler üzerindeki aşınma mekanizmalarının ve yüzey altı bölgede meydana gelen deformasyonların belirlenmesi amacıyla TEM, optik mikroskop ve XRD analizleri yapılmıştır. Analizler sonucunda aşınmış yüzeylerde abrasif, adhesif, delaminasyon ve oksidatif aşınma mekanizmalarının etkin olduğu gözlenmiştir. Düşük kayma hızı ve yük şartlarında daha çok abrasif aşınmanın baskın olduğu, yüksek kayma hızı ve yük şartlarında ise adhesif ve oksidatif aşınmanın etkin olduğu gözlenmiştir. Ayrıca yüksek uygulama yüklerinde aşınma yüzeyinde bir mekanik karışım katmanının oluştuğu gözlenmiştir. Aşınmış yüzeyin alt bölgesinde yük ve hızdaki artışa paralel olarak plastik deformasyon ve çatlak oluşumu tespit edilmiştir.

Son olarak in-situ Al/AlB₂ kompozit malzemelerin aşınma miktarı sonlu elemanlar metoduna dayalı ABAQUS paket programı kullanılarak modellenmiştir. Modelde Archard ve Sarkar'ın lineer aşınma denklemleri kullanılmıştır. Aşınma modeli, FORTRAN programlama dili kullanılarak tanımlanmıştır. Bu model bir alt program (subroutine) formatında ABAQUS altındaki UMESHMOTION modülünde çalıştırılarak çözümlenmiştir. Sonlu elemanlar modeli ile elde edilen sonuçların deneysel sonuçlara göre % 70 ile % 97 arasında değişen doğruluk oranlarına sahip olduğu belirlenmiştir.

INVESTIGATION OF FRICTION AND WEAR BEHAVIORS OF Al/AlB₂ COMPOSITES MATERIALS

SUMMARY

Key Words: In-situ Al/AlB₂ Composites, Wear Behavior, Squeeze Casting Method, Finite Element Method, Modeling

In this study, in-situ AlB₂/Al bulk composite material was subjected to squeeze casting process, as a secondary operation, to produce composite samples with 5, 10, 20 and 30 % reinforcement ratios. ETIAL8 aluminium was used as the matrix. Scanning electron microscopy analysis showed that the AlB₂ reinforcement phase was uniformly distributed within the matrix of the composites. Having performed hardness and density measurements, the samples were subjected to wear tests.

Dry sliding wear tests were performed on a pin-on-disk rig in accordance with ASTM G99-95 standard. The amount of humidity and temperature were controlled during the tests. Sliding speeds of 1.83, 3.40, 4.71 m/s, normal loads of 10, 20, 40 N and sliding distance of 500, 1000, 2000 m were the test parameters. It has been observed that the wear rates of the samples were increasing with sliding distance and load. With increasing sliding speed, oxidation took place on the worn surfaces of the samples which resulted in a reduction in the amount of wear rate and coefficient of friction. It has been observed that the increase in the amount of the AlB₂ reinforcement phase increased the wear resistance of composite samples. In order to identify the wear mechanisms of the worn surfaces and subsurface deformation, scanning electron microscopy (SEM), optical microscopy and x-ray diffraction (XRD) analysis were carried out. The analysis show that abrasion, adhesion, oxidation, delamination mechanisms were operating on the worn surfaces. At lower sliding speeds and loads, abrasion mechanism was dominant whereas at higher sliding speeds and loads, adhesion and oxidation mechanisms. In addition, at higher loads a mechanically mixed layer was formed on the worn surfaces. Subsurface plastic deformation and cracks were found on the samples tested at high speeds and loads.

Finally the wear rate was predicted by using a commercial computer programme, ABAQUS operating based on finite element method. In the computer model, Archard's and Sarkar's linear wear equations were adopted. A computer programme was prepared in FORTRAN that was uploaded as a subroutine into the UMESMOTION module of the ABAQUS package. It has been determined that the computer model predicted the wear rate within 70 to 97 % accuracy when compared to the experimental results.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

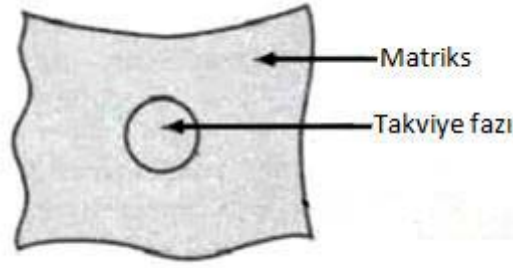
Kompozit malzemeler; aynı veya farklı guruptaki iki ya da daha fazla malzemenin en iyi özelliklerini, yeni ve tek bir malzemede toplamak amacıyla, makro düzeyde birleştirilmesiyle oluşturulan malzemelerdir. Makro düzeyde birleştirilen kompozit malzemeler daha homojen bir mikro yapıya sahip alaşımlardan ayrılır (Şahin, 2006).

Kompozit malzemeler üretilirken genel olarak mekanik ve fiziksel özelliklerin iyileştirilmesi hedeflenir. Fakat bu iyileştirmeyi birçok mekanik ve fiziksel özellikten ancak birkaçı üzerinde gerçekleştirmek mümkündür. Pek çok mekanik ve fiziksel özelliğin beraberce iyileştirilebildiği bir kompozit malzemeyi üretmek uygulanabilirlik ve maliyet açısından çok zordur.

Bazı mekanik ve fiziksel özellikleri iyileştirilmiş bir kompozit malzemenin üretilebilmesi için uygun matriks, takviye fazı ve imalat tekniğinin biraraya getirilmesi gerekir.

Ayrıca kompozit malzemelerde en önemli şartlardan birisi kompoziti meydana getiren malzeme bileşenlerin ıslanabilirlik ve/veya ıslatabilirlik durumudur. Bileşenler arasında ara yüzey bağının kuvvetli olması için birbirine uygun matriks ve takviye malzemesinin seçilmesi gereklidir (Şahin, 2006). Bu amaçla saf metal veya alaşımlar matriks malzemesi olarak kullanılmaktadır.

Şekil 1.1 kompozit malzemeyi oluşturan matriks ve takviye fazını şematik olarak göstermektedir (Groover, 2007).



Şekil 1.1. Kompozit malzemeyi oluşturan bileşenler

Kompozit malzemelerde matriksin görevi; kompoziti bir arada tutmak, kompozite gelen yükü takviye fazına eşit bir şekilde dağıtmak, takviye fazının en önemli görevi ise yükü taşımaktır. Kompozit malzemeler genel olarak ana yapının fiziksel ve kimyasal özelliklerine göre metal, seramik ve polimer matriksli kompozitler şeklinde sınıflandırılmaktadır (Bedir, 2006).

Metal matriks kompozitlerde (MMK) matriks malzemesi olarak metal veya metal alaşım, takviye fazı malzemesi olarak ise seramik malzemeler kullanılır. Matriks malzemesi korozyon ve oksidasyon direnci yüksek olan metallerden seçilir (Taya, 1989). MMK'lerde en sık kullanılan matriks malzemeleri alüminyum, magnezyum ve titanyumdur. En sık kullanılan takviye fazı malzemelerine ise Al_2O_3 , SiC_p veya SiC_f , B_4C , TiB_2 , TiC , $Nb-Ti$ örnek olarak gösterilebilir (Zhu, 2010).

MMK'ler havacılık, uzay, savunma sanayii, ve otomotiv gibi birçok endüstriyel alanda kullanılmaktadır. Otomobillerde piston, biyel kolları, silindir gömleği, sekman, fren diskleri, fren kaliperleri en yaygın kullanım alanlarından bazılarıdır (Natarajan, 2009; Sannino, 1995).

Alüminyum, MMK'lerde yaygın olarak kullanılan matriks malzemelerinden biridir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının, yoğunluğunun düşük olması, ısı ile sertleşebilme yeteneğine sahip olması, korozyon direncinin yüksek olması, ısı ve elektriği iletme kabiliyetinin yüksek olması, kolay işlenebilmesi ve kolay temin edilebilmesi, onların diğer malzeme türlerine göre daha çok tercih edilmesini sağlayarak geniş bir kullanım alanı bulmasını sağlamıştır (Bauri, 2008; Uyyuru, 2007; Deuis, 1996; Sannino, 1995). Ancak Alüminyum ve alaşımlarının aşınma

dirençlerinin düşük olması, endüstrideki uygulama alanlarını sınırlamaktadır. Alüminyum ve alaşımlarının bu özelliklerini iyileştirebilmek için iğnecik (whisker) , fiber veya parçacık şekilli sert takviye fazları kullanılarak alüminyum matriksli kompozit malzemeler üretilmektedir (Arıkan, 1997; Buytoz, 2007; Bedir, 2004).

Alüminyum matriksli kompozitler (AMK), takviye fazının şekline göre 3 şekilde sınıflandırılmaktadır (Rohatgi, 2001; Huda, 1995). Bunlar;

- a) Partikül takviye fazlı AMK,
- b) Sürekli fiber veya pulcuk (fleyk) takviye fazlı AMK,
- c) Kısa fiber veya iğnecik takviye fazlı AMK.

MMK'lerin üretilebilmesi için birçok yöntem geliştirilmiştir. Takviye fazının matriks malzeme içerisine ilave edilmesi iki şekilde gerçekleştirilmektedir (Tjong, 2000):

- 1) Dışarıdan takviyeli (Ex-situ) üretim yöntemleri,
- 2) Yerinde reaksiyonla (İn-situ) üretim yöntemleri.

Dışarıdan takviyeli üretim yönteminde, takviye fazı matriks içerisine dışarıdan ilave edilerek kompozit üretimi gerçekleştirilir. Bu yöntemde kullanılan başlıca teknikler karıştırmalı döküm tekniği, toz metalürjisi tekniği ve sıvı metal infiltrasyon tekniğidir. Bu teknikler, çok yaygın olarak bilinmesine rağmen takviye fazı ile matriks alaşım arasında meydana gelen ıslanabilirlik probleminden dolayı çok tercih edilmemektedir. Matriks alaşım ile takviye fazı arasında meydana gelen zayıf arayüzey bağı kompozit malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir (Bedir, 2006; Hashim, 1999).

Bu üretim yönteminin bahsedilen dezavantajları yeni üretim yöntem ve tekniklerinin araştırılmasını zorunlu hale getirmiştir. Dışarıdan takviyeli üretim yönteminin aksine matriks malzeme içerisinde takviye fazının kendiliğinden oluşturulmasını sağlayan yerinde reaksiyonla üretim yöntemleri geliştirilmiştir. Yerinde reaksiyonla üretim yöntemine göre üretilen kompozit malzemelerin matriks ile takviye fazı arasında mükemmel arayüzey bağı oluşturması, takviye fazının matriks alaşım içerisinde

homojen bir dağılım göstermesi ve termodinamik olarak kararlılık göstermesi dışarıdan takviye yöntemiyle üretilen kompozit malzemelere göre üstünlük sağlamaktadır. Yerinde reaksiyonla üretilen AlB_2 takviye fazının oda sıcaklığında kararlı olması, sert ve aşınmaya dayanıklı olması Al/AlB_2 tipi kompozitlerin yeni bir metal matriks kompozit malzeme olarak kullanılabilmelerine yönelik ümit vaat etmektedir (Savaş, 2010).

Aşınma birbirleriyle temas halinde olan iki cismin bağıl hareketi sonucu cisimlerin yüzeylerinde meydana gelen malzeme kaybıdır. Bundan dolayı cisimler ilk şekilleri ve boyutlarını kaybedip beklenen fonksiyonları yerine getiremezler. Aşınma, sadece bir malzeme özelliği değil, aynı zamanda aşınan yüzeyleri meydana getiren sistemin vermiş olduğu cevaptır (Bhushan, 2007). Aşınma endüstride korozyon ve yorulmanın haricinde en çok şikâyet edilen konuların başında gelmektedir. Bu yüzden endüstrideki çalışmalar sürtünme ve aşınmayı azaltma veya kontrol altında tutmaya yönelik olarak gerçekleştirilmektedir.

Bu çalışmada doğrudan döküm yöntemiyle üretilmiş başlangıç kompozit malzemesi sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile filtreleme yapılarak % 5, % 10, % 20 ve % 30 AlB_2 takviye fazı oranına sahip kompozit malzemeler üretilmiştir. Kompozit malzemeler ve matriks malzemenin aşınma davranışı parametrik olarak ve mikro yapısal değişim bakımından incelenmiştir. Sürtünme ve aşınma testleri, kuru kayma halinde ve ASTM-G99 standardına göre pim-disk cihazında gerçekleştirilmiştir. Karşılık diski, ısıtılmış AISI 4140 çeliğinden üretilmiştir. Aşınma testleri sonucu pim numunelerde meydana gelen aşınma türleri ve mekanizmaları belirlenmiştir.

Al/AlB_2 kompozit ve matriks malzemelerde meydana gelen aşınma oranları, sonlu elemanlar metoduyla modellenmiştir. Sonlu elemanlar yöntemi ile aşınmanın analiz edilebilmesi için aşınma sonuçları lineer aşınmaya çevrilmiştir. Literatürde en yaygın olarak bilinen iki adet lineer aşınma modeli mevcuttur. Bunlar Archard ve Sarkar Lineer aşınma modelleridir. Bu iki aşınma modeli ayrı ayrı kullanılarak deneysel sonuçlarla kıyaslanmıştır. Lineer aşınma modelleri, ticari Abaqus 6.9.1 paket programında gerçekleştirilmiştir. Paket programda mevcut modüllerin spesifik analiz problemlerinde yetersizliğinden dolayı alt program (subroutine) yazılması

gerekmektedir. Bu çalışmada FORTRAN programlama dili kullanılarak 'Umeshmotion' isimli bir alt programı yazılmıştır. Sonuçların daha doğru bir şekilde elde edilebilmesi için adaptif ağ (Adaptive mesh) algoritması kullanılmıştır.

BÖLÜM 2. METAL MATRİKSİLİ KOMPOZİTLER (MMK)

Metal matriksli kompozit (MMK)'ler diğer kompozitlerde olduğu gibi fiziksel ve kimyasal olarak birbirinden farklı, ayrıca tek başlarına sağlayamayacakları özellikleri sağlayan iki fazdan oluşur. Genellikle bir metalik matriks içinde dağılmış fiber veya partikül faz bulunur (Groover, 2007).

Örneğin sürekli Al_2O_3 fiber takviyeli alüminyum matriks kompozitler güç iletim hatlarında; tungsten karbür (WC)/ kobalt(Co) partikül kompozitler kesici takım olarak veya petrol sondaj matkaplarında ve SiC partikül takviyeli alüminyum matriks kompozitler ise uzay, otomotiv ve termal uygulamalarda kullanılmaktadır (Callister, 2007).

MMK'lerin metal alaşımlara göre önemli avantajları şunlardır.

- Yüksek aşınma direnci,
- Yüksek elastik modül,
- Yüksek mukavemet,
- Düşük özgül ağırlık,
- Mükemmel boyutsal kararlılık (örneğin; SiC_p/Al Al'e kıyasla),
- Yüksek ısı kararlılık,
- Düşük ısı genleşme,
- Yüksek yorulma dayanımı,
- Yüksek korozyon direnci,
- Estetik özellikler (Groover, 2007; Callister, 2007).

MMK'lerin bu avantajlarının yanı sıra bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Bunlardan bazıları şunlardır (Şahin, 2006):

- Bazı MMK'lerin üretim maliyetinin yüksek olması,
- Üretim yöntemlerinin özellikle fiber takviyeli kompozitlerin daha karmaşık ve pahalı olması.
- Geri dönüşüm, onarım ve bakım hizmetlerinin metal alaşımlara göre sınırlı olması (Şahin, 2006).

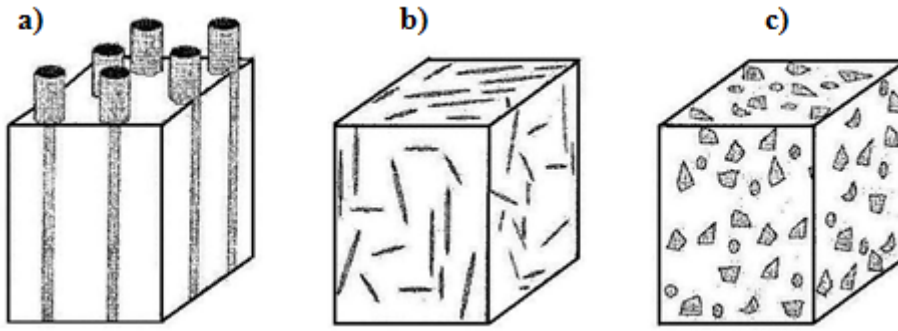
Metal matriks kompozit malzemelerde matriks malzemesi metal veya metalik alaşımdan, takviye fazı ise metal veya seramik malzemeden olabilmektedir. Matriks malzemesi genellikle korozyon ve oksidasyon direnci yüksek veya diğer özellikleri iyi olan metallere seçilmektedir (Taya, 1989). MMK'lerde en yaygın olarak kullanılan matriks malzemeleri alüminyum, titanyum ve magnezyumdur. En sık kullanılan takviye fazı malzemelerini Al_2O_3 , SiC_p veya SiC_f , B_4C , TiB_2 , TiC , $Nb-Ti$, WC teşkil etmektedir (Huda, 1995). Tablo 2.1 metal matriksli kompozit malzemelerin endüstriyel kullanım alanlarını göstermektedir.

Tablo 2.1. MMK'lerin uygulama alanları (Rohatgi, 1993)

Kompozit	Uygulama yeri	Özellikleri
Alüminyum/grafit	Yataklama	Ucuzluk, hafiflik ve kendi kendine yağlamanın istendiği durumlar
Alüminyum/grafit, Alüminyum/ Al_2O_3 , Alüminyum/ SiC - Al_2O_3	Otomobil pistonları, silindir gömleği, sekman, biyel kolları	Aşınma ve kilitlemenin azaltılması, hafiflik, yakıt tüketiminin azaltılıp, verimliliğin artırılmak ve tribolojik uygulama alanlarında
Bakır/grafit	Kaymalı elektrik kontaklarında	Mükemmel iletkenlik ve anti-kilitlenme özellikleri, yüksek işlenebilirlik, tribolojik uygulamalarda
Alüminyum/ SiC	Turboşarj çarkı (pervanesi)	Yüksek sıcaklık ortamında, tribolojik uygulamalarda
Alüminyum cam veya Karbon mikro balon		Hafif malzeme, titreşim önleyici malzeme
Magnezyum / karbon fiber	Uzay araçları için boru şekilli kompozitler	Sıfır ısıl genleşme, yüksek sıcaklık mukavemeti, yüksek özgül mukavemet ve rijitlik
Alüminyum/zirkon, Alüminyum/ SiC , Alüminyum/silika	Kesici takımlar	Sert, abrasif, tribolojik uygulamalar
Alüminyum/kömür, Alüminyum/kil	Düşük maliyet, düşük enerji malzemeleri	Daha ucuz ve hafif yapısal malzeme

Genel olarak MMK'lerin üç çeşidi bulunmaktadır. Şekil 2.1'de bu çeşitler gösterilmiştir (Rohatgi, 2001):

- a) Sürekli fiber veya pulcuk (fleyk) takviyeli MMK,
- b) Kısa fiber veya iğnecik (whisker) takviyeli MMK,
- c) Partikül takviyeli MMK.



Şekil 2.1. a) Sürekli fiber, b) Rastgele yönlendirilmiş kısa fiber ve c) Partikül takviyeli kompozit (Rohatgi,2001).

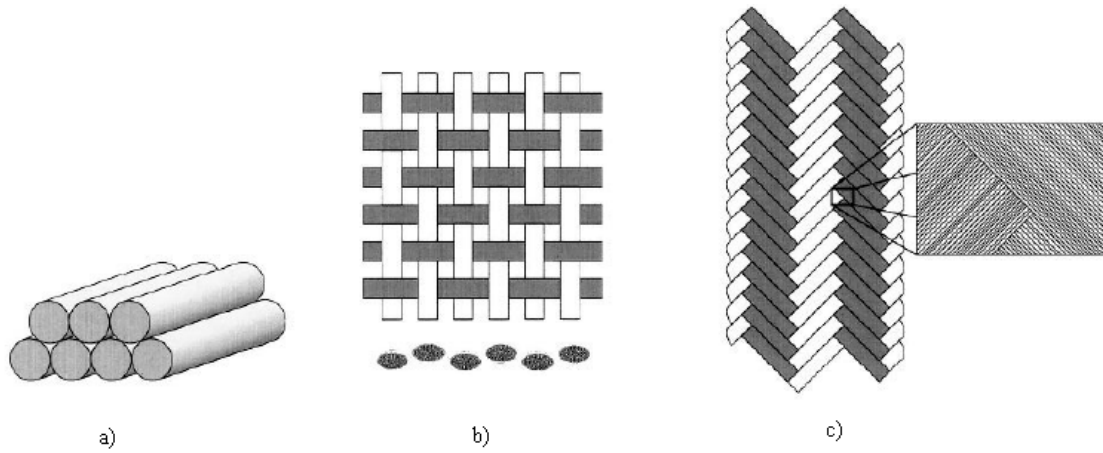
2.1. Sürekli Fiber Takviyeli Metal Matriksli Kompozitler

Esnediği zaman çap değişimi çok az, kalınlığı 250 μm 'den daha küçük ve boy /çap (aspekt) oranı 100'den daha büyük olan malzemeler fiber olarak tanımlanır. Fiberler sürekli ve süreksiz şekilde üretilirler (Chawla, 2006).

Sürekli fiber takviye fazları yumuşak ve sünek matriks malzemesi içerisine Şekil 2.2'de görüldüğü gibi tek yönlü, dokuma veya örme şeklinde yerleştirilerek kompozit malzemenin basma, çekme, yorulma dayanımları artırılmaktadır. Sürekli fiber takviyeli metal matriks kompozitlerde (SFTMMK) matriks üzerine gelen kuvveti fiberlere iletirken, fiberlerde yükün çoğunu taşırlar. SFTMMK'ler parçacık ve süreksiz fiber takviyeli MMK'lere göre hem oda sıcaklığı hem de yüksek sıcaklıklar da daha yüksek dayanıma sahiptir. Bu kompozitler anizotropik

özelliğindedir. SFTMMK'ler fiber doğrultusunda çekme yüküne maruz kaldıklarında maksimum performans gösterirler. Ancak fiber doğrultusuna dik yönde bir kuvvete maruz kaldıklarında ise dayanım özellikleri düşmektedir.

SFTMMK'lerin farklı doğrultulardaki mekanik özelliklerini iyileştirmek için fiberler değişik açılarda yerleştirilmektedir (Şekil 2.2). SFTMMK'lerin diğer takviye fazlarına göre üretimleri daha pahalıdır. SFTMMK'lerde kullanılan matriks malzemesi genellikle alüminyum, titanyum ve magnezyumdur. Sürekli fiber takviye fazları Tablo 2.2'de gösterilmiştir (Chawla, 2006).



Şekil 2.2. Fiberlerin matriks içerisindeki pozisyonları a) Tek yönlü, b) Dokuma, c) Örme (Chawla, 2006)

Sürekli takviye fazı kırılğan olan STFMMK'ler haddeleme, dövme ve ekstrüzyon gibi ikincil şekil verme yöntemlerine uygun değildir.

Tablo 2.2. MMK'lerde kullanılan takviye fazı türleri ve çeşitleri

Takviye fazı türü	İsimleri
Sürekli Fiberler	Al_2O_3 , SiC, Grafit, Paslanmaz çelik (Saka, 1992)
Süreksiz fiberler	
İğnecikler	SiC, TiB_2 , Al_2O_3 (Mandal, 2007)
Kısa fiberler	Al_2O_3 , SiC, karbon fiber, çelik fiber (Jun, 2004; Mandal, 2007; Lei, 2009)
Partiküller	SiC, B, TiC, Si_3Ni_4 , Silis kumu, MgO, mika, B_4N , B_4C , Al_2O_3 (Das, 2007)

2.2.Kısa Fiber Takviyeli Metal Matriksli Kompozitler

Aşırı mekanik ve termal yüklere maruz kalınan piston, silindir gömleği v.b. otomotiv parçaları için monolitik malzemelerle elde edilemeyen yüksek mukavemet, rijitlik gibi izotropik mekanik özelliklerin istendiği uygulama alanlarında süreksiz takviye fazlı MMK'ler önerilmektedir. Bu kompozit grubu içerisinde kısa fiber veya iğnecik takviye fazları girmektedir.

Kısa fiberler, ısı yalıtımı amacıyla kullanılmaktadır. Son zamanlarda karbon fiberler metal matriksli kompozitlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Yüksek spesifik mukavemet, elastik modülü, ısıl ve elektrik iletkenliğinin dışında, karbon fiberler iyi yağlayıcılık özelliğinden dolayı düşük sürtünme ve aşınma istenen yerlerde sıklıkla kullanılmaya başlanmıştır (Lei, 2009; Jun, 2004). Diğer takviye fazlarıyla karşılaştırıldığında düşük mukavemete sahiptirler. Ancak bu fiberler sürekli fiber ve iğnecikden daha ucuz elde edilir.

İğnecikler tek kristalli yapıya sahiptir. Metal, oksit, karbür gibi birçok malzeme iğnecik formunda elde edilebilir. Genellikle bir iğnecik, merkez eksen boyunca hareket edebilen bir tek dislokasyona sahiptir. Silisyum karbür, silisyum nitrür, karbür ve potasyum titanat iğnecikler çok rahat bir şekilde üretilmektedir. İğneciğin fiziksel özelliklerinin matriks alaşımıyla kimyasal reaksiyondan dolayı farklılıklar göstermesi ayrıca sağlık açısından da zararlı olması iğnecik takviyeli MMK'lere olan ilgiyi azaltmıştır.

2.3. Partikül Takviyeli Metal Matriksli Kompozitler

Bu tip kompozitler; tek veya iki boyutlu makroskobik partiküllerin veya sıfır boyutlu olarak kabul edilen mikroskobik partiküllerin matriks ile oluşturdukları malzemeler olup ortalama partikül boyutu 1 µm'den büyük ve partikül hacim oranı % 25'ten fazla kullanılmamaktadır. Genellikle metal matriks içerisinde sert ve rijit seramik

partikül takviye fazları kullanılmaktadır. En çok kullanılan partiküller ise Tablo 2.2'de gösterilmiştir. Bu partiküllerin aspekt oranı 1'e yakındır ve elde edilen kompozit malzeme izotropik özellik gösterir. Partikül takviyeli metal matriks kompozitlerin (PTMMK) mekanik ve tribolojik özellikleri, partikül boyutu, partiküller arası mesafe, partikülün cinsi, hacim oranı, partiküllerin matriks içerisindeki dağılımı, çözünürlük ve ısı kararlılık gibi faktörlere bağlıdır. Bunların yanında değiştirilebilir mikro yapı, üstün mekanik özellikler ve düşük yoğunluk değerleri PTMMK'lerin önemini artırmıştır. Bu tip kompozitlerde takviye fazının matriks malzeme içerisindeki oranı arttıkça kompozit malzemenin porozite oranı da artış göstermektedir. PTMMK'ler SFTMMK'lere göre ikincil işlemler için daha uygundur (Chawla, 2006). Ayrıca pahalı olmayan, ergiyik metal yöntemi gibi esnek üretim prosesleriyle üretilen PTMMK'ler düşük maliyetli olmalarından dolayı otomotiv endüstrisi için en ilgi çekici kompozit türleridir. Son yıllarda sert SiC_p partiküllü alüminyum matriksli kompozitlerin mükemmel aşınma direnci, termal kararlılık, mukavemet ve rijitliklerinden dolayı otomobillerin fren diski, kaliper, biyel kolu, silindir gömleği, piston gibi elemanlarında sıklıkla kullanılmaktadır (Kevorkian, 1999). PTMMK'ler toz metalurjisi yöntemiyle de başarılı bir şekilde üretilmektedir.

PTMMK'lerde de en sık kullanılan matriks malzemeleri alüminyum, titanyum, bakır veya magnezyum ile bu malzemelerin alaşımlarıdır. Hem PTMMK'lerin de hem de süreksiz kısa fiberlerin üretimleri ve süreç kurma maliyetleri daha düşüktür.

2.4. MMK'lerin Üretim Yöntemleri

Metal matriks kompozit üretimi birçok parametreye bağlıdır. Kompozit üretiminde sertliğin korunumu ve geliştirilmesi, takviyenin oluşturacağı hasarların en aza indirilmesi, matriks malzemesi ve takviye fazı arasında yeterli ıslatmanın temin edilmesi önemli parametrelerden bazılarıdır. Kompozit üretiminde takviye elemanı ve matriks seçiminin yanında üretim tekniği de oldukça önemlidir. Metal matriks kompozitlerde kullanılan takviye elemanının tipi üretim yönteminin belirlenmesinde önemli rol oynamaktadır. Üretim yöntemi parçanın mekanik özellikleri ve maliyetini önemli derecede etkilemektedir.

Metal matriksli kompozitlerin üretilmesinde çok sayıda üretim yöntemi geliştirilmiştir. Bunlar takviye elemanlarının ilave ediliş şekline göre iki gruba ayrılmaktadır:

- 1) Dışarıdan takviyeli üretim yöntemleri
- 2) Yerinde reaksiyonla üretim yöntemleri

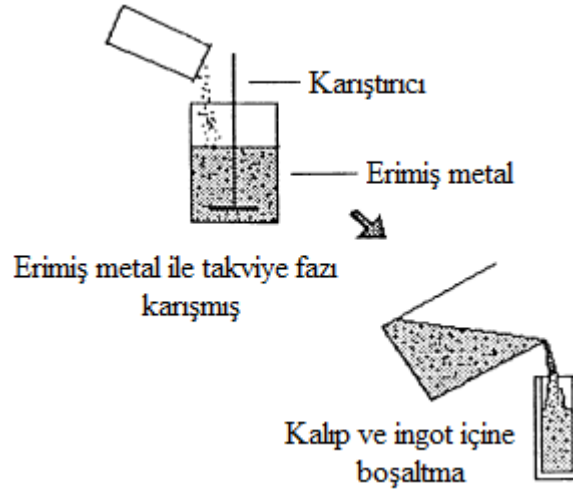
2.4.1. Dışarıdan takviyeli üretim yöntemleri

Dışarıdan takviyeli üretim yönteminde takviye fazı kompozit üretilmeden önce ayrı olarak hazırlanır. Dışarıdan ilave edilen üretim yönteminde matriks ve takviye fazının uygun seçilmesi çok önemlidir. İyi bir seçim yapılmadığı takdirde, sıvı metal ile takviye fazı arasındaki zayıf ıslatılabilirlik ve metal matriks ile takviye fazı arasında istenilmeyen ara yüzey reaksiyonları oluşmaktadır (Fan, 2003). Bu tür kompozitlerin üretiminde kullanılan başlıca teknikler karıştırmalı döküm tekniği, toz metalurjisi tekniği ve sıvı metal infiltrasyon tekniğidir.

2.4.1.1. Karıştırmalı döküm yöntemi

Bu metotta, matriks malzeme ergitildikten sonra ergiyik içerisinde kuvvetli bir hareketle girdap (vortex) oluşturulur ve takviye malzemesi girdabın içerisine ilave edilir. Sıvı metal çamurumsu bir hale dönüşmeden önce karıştırma işlemi birkaç dakika daha devam ettirilir. Yarı katı haldeki ergiyik kalıp içerisine dökülür ve kompozitin katılaşması beklenir (Hashim, 1999). Karıştırmalı döküm metodunda, karıştırma işlemi bir mekanik karıştırıcı veya yüksek yoğunluklu elektro manyetik hareketle yapılır. Şekil 2.3 karıştırmalı döküm metodunun temel prensibini göstermektedir. Karıştırmalı döküm yönteminde Al, Mg, Ni, ve Cu matriks malzemesi olarak kullanılırken SiC, grafit, SiO₂, Al₂O₃, Si₃N₄, ve ZrSiO₄ gibi çok geniş aralıktaki takviye fazları kullanılmaktadır (Kök, 2005; Şahin, 2003). Bu metotla, klasik döküm yöntemlerine göre daha düşük sıcaklıklarda üretim yapılır. Ayrıca ıslanamayan partikül veya süreksiz fiber takviye fazlarının karıştırma işlemiyle ıslanabilirlik verimliliği artırılır. Karıştırmalı döküm yöntemiyle büyük boyutlu çubuklar üretilmektedir (Rohatgi, 2001). Hashim (2002) ve

arkadaşlarının yaptıkları bir çalışmada karıştırmalı döküm yöntemiyle % 30 takviye fazı hacim oranına kadar üretim yapılabileceği rapor edilmiştir. Tablo 2.3’de süreksiz fiber takviyeli MMK’lerin üretiminde kullanılan farklı yöntemlerin kıyaslanmasını göstermektedir.



Şekil 2.3. Karıştırmalı döküm yöntemi temel prensipleri (Hashim, 2003)

Table 2.3. Süreksiz fiber takviyeli MMK üretimi kullanılan farklı üretim tekniklerinin kıyaslanması (Huda,1995)

Metot	(Takviye fazı)Çap ve boyut değişimi	Metal akışı	Hacimsel oran aralığı (%)	(Takviye fazı) Zarar durumu	Maliyet
Karıştırmalı döküm	Geniş şekil aralığı; büyük boyut;500 kg'a kadar	Çok yüksek, >%90	30'a kadar	Zarar yok	En ucuz
Sıkıştırılmalı döküm	Preform şekliyle sınırlı; 2 cm yüksekliğe kadar	Düşük	45'e kadar	Bazı durumlarda zarar görebilir	Orta
Toz metalurjisi	Geniş aralık; sınırlı boyut	Yüksek		Kırılma	Pahalı
Sprey döküm	Sınırlı şekil; büyük boyut	Orta	30-70	-	Pahalı
Lanxide tekniği	Preform şekliyle sınırlı; sınırlı boyut	-	-	-	Pahalı

Üretim prosedüründe porozite, partikül kümeleşmesi, oksit inklüzyonları, arayüzey reaksiyonları ve seramik partiküllerin karıştırma esnasında kırılması gibi bazı yapısal kusurların oluşması bu metodun dezavantajlarıdır (Zhou, 1997).

2.4.1.2. Toz metalürjisi yöntemi

Toz metalürjisi yönteminde (TM) ilk olarak matriks alaşımı tozu ile takviye fazı tozu karıştırılarak üretilmek istenen parça kalıbı içerisine yerleştirilir. Daha sonra kalıp içerisindeki karışım sıcak veya soğuk olarak sıkıştırılır. Sıkıştırılma işleminden sonra karışım ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta sinterleme işlemi yapılır. Üretilen parçanın daha yoğun olması istenirse direkt sıcak presleme yapılabilir. Toz metalürjisi yöntemine ait işlem basamakları Şekil 2.4'te gösterilmiştir.

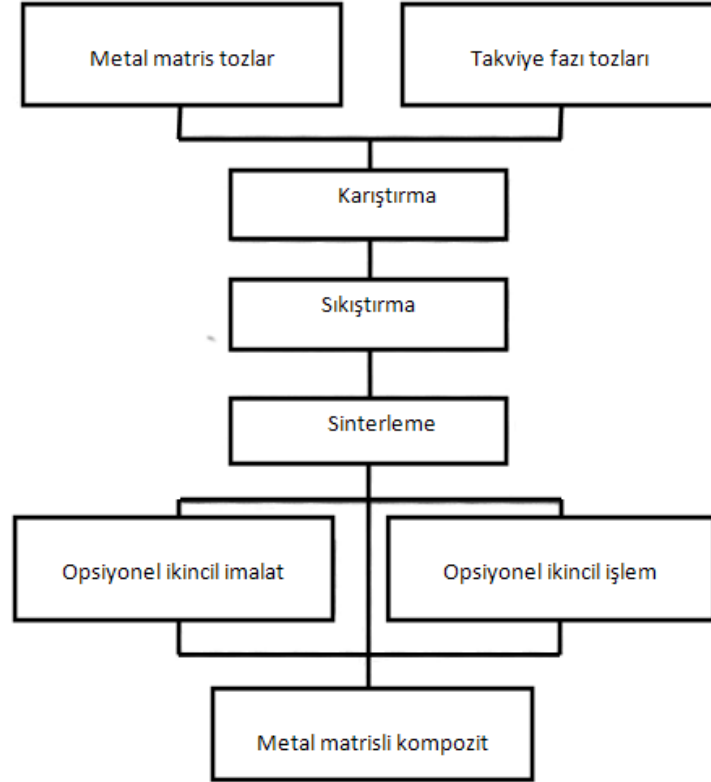
TM tekniği, süreksiz fiber takviyeli MMK'lerin üretiminde en yaygın kullanılan bir metottur. Bu teknik ile kısa fiberlerin haricinde partikül ve iğnecik takviyeli MMK'lerde üretilmektedir. Bu yöntemde matriks malzemesi olarak bakır, alüminyum, nikel, kobalt, titanyum kullanılmaktadır. Takviye fazı olarak SiC, grafit, Ni, Ti ve Mo kullanılmaktadır (Huda, 1995).

TM, döküm yöntemiyle üretilmeyen kompozitlerin hazırlanmasına imkân sağlar. Örneğin, SiC iğnecikler titanyum matriks içinde çözülemezken bu yöntemle çok rahat bir şekilde üretilmektedir. Bu yöntemle daha yüksek takviye fazı oranında kompozitler elde edilebilir. Karıştırmalı döküm veya püskürtme döküm metotlarıyla hacimsel % 15-20 seramik takviye fazlı kompozitler elde edilirken TM ile % 55'e kadar çıkılabilmektedir (Scudino, 2009).

TM ile diğer yöntemlerden daha düşük sıcaklıklarda üretim yapılır. Matriks malzeme ile takviye fazı arasında meydana gelen istenilmeyen etkileşimler çok azdır. Bu prosesle iyi bir mikro yapı elde etmek için bütün partiküller, homojen bir şekilde dağılır (Scudino, 2009).

Bu yöntemin diğer üretim metotlarına göre bazı dezavantajları da bulunmaktadır. Karıştırma aşamasının fazla zaman alması, pahalı ve tehlikeli bir adımdır. Ayrıca tozların kullanılmadan önce yüksek seviyede temizlenmiş olması gerekir. Üretilen ürünün içerisinde inklüzyonların oluşması veya bulunması, ürünün kırılma tokluğu ve yorulmasında olumsuz bir etkiye sahiptir. Çok karmaşık şekilli parçaların

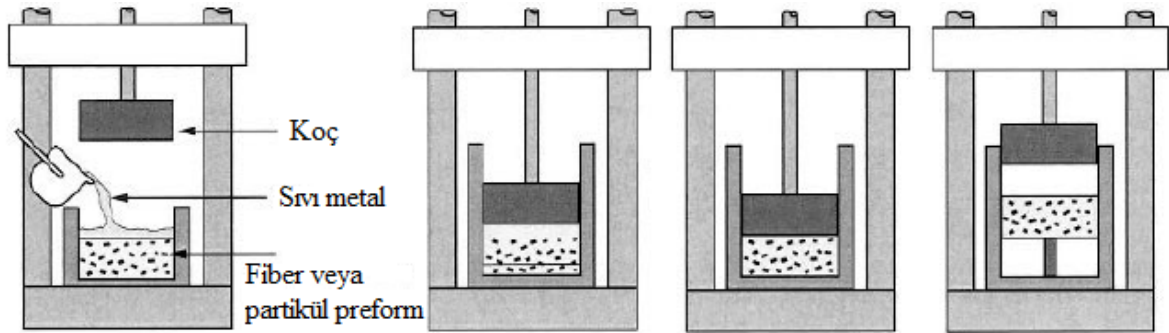
üretiminde de bir takım sınırlar bulunmaktadır. Proses sonunda ürün yoğunluğunda değişimler gözlenmiştir (Torralba, 2003).



Şekil 2.4. Toz metalurjisi yönteminin temel aşamaları (Black, 2008)

2.4.1.3. Sıvı metal infiltrasyon yöntemi

Sıvı metal infiltrasyon tekniği, hem kısa fiber hem de sürekli fiber ve partikül takviyeli metal matriksli kompozitlerin üretilmesinde yaygın olarak kullanılan bir metottur. Bu metotta prensip; önce istenilen şekilde uygun bağlayıcı kullanılarak preform hazırlanır. Kompozitte tasarlanan fiber hacim içeriği ve doğrultuları bu aşamada yapılır. Hazırlanan bu model (preform) kalıp içerisine yerleştirilir ve ergimiş metal enjekte edilerek bu preforma emdirilir. Bu sırada organik preformda bulunan organik bağlayıcılar yanar ve katılaşmaya bırakılır (Şahin, 2006). Metal infiltrasyon işlemi, basınçlı bir şekilde de yapılabilir. Ancak preformun basınca karşı dayanıklı olması gerekmektedir (Ralph, 1997). Basınçlı sıvı metal infiltrasyon yöntemine ait proses aşamaları Şekil 2.5’de gösterilmiştir. Bu yöntem ile % 45 takviye fazı hacimsel oranında MMK’ler üretilebilmektedir.



Şekil 2.5. Sıvı metal infiltrasyon tekniğinin akış şeması (Chawla, 2006)

Bu metodun geleneksel döküm metoduna göre başlıca avantajları; daha kısa proses süresi, nispeten karmaşık şekilli parçaların üretimi, minimum kalıcı porozite ve matriks ile takviye fazı arasındaki ara yüzey reaksiyon ürünlerinin minimize edilmesi bunlardan bazılarıdır. Geleneksel döküm yöntemiyle, yüksek hacim takviye fazı oranlı kompozit üretiminde homojen mikro yapı elde edilmesi zordur. Al_2O_3/Al , C/Mg , SiC_w/Al , Si_3Ni_{4w}/Al kompozitler bu metotla kolay bir şekilde üretilirler (Huda, 1995).

İnfiltrasyon yönteminde meydana gelen en önemli problemlerden birisi ıslanabilirliktir. Son zamanlarda bu problemi yok etmek amacıyla fiber veya partiküllerin başka bir malzeme ile kaplanmaktadır. Takım maliyeti yüksektir. Önceden hazırlanan preformun mekanik olarak kendisini taşıyabilmesi gerekmektedir. Ayrıca büyük parçaların üretiminde ihtiyaç duyulan yüksek basınç gereksinimi bu metodu sınırlandırmaktadır.

2.4.2. Yerde reaksiyonla üretim yöntemleri

MMK'lerin özellikleri matriks ile takviye fazı arasında meydana gelen arayüzeyin doğası kadar takviye fazının boyutu ve hacimsel oranıyla da kontrol edilebilir. İnce ve termodinamik olarak kararlı seramik takviye fazları matriks içerisine düzgün bir şekilde dağılması sağlandığı zaman kompozitlerin mekanik özellikleri iyileştirilebilir (Savaş, 2010).

Yerinde reaksiyon üretim yöntemine göre takviye fazı, kompozit üretimi esnasında elementler veya element bileşik arasında oluşan ekzotermik reaksiyonlar sonucunda kendiliğinden oluşmaktadır (Roy, 2007). Dışarıdan takviyeli üretim yöntemine kıyasla, yerinde reaksiyonla üretim yönteminin bazı avantajları bulunmaktadır (Feng, 1999; Shyu, 2006; Tjong, 2008):

- a) Üretilen takviye fazları matriks içinde termodinamik olarak kararlıdır,
- b) Takviye fazı ile matriks arasında temiz ara yüzey oluşur,
- c) Yerinde reaksiyon yöntemiyle üretilen partiküllü takviye fazının küçük boyutlu olması ve matriks malzeme içerisinde daha düzgün dağılması,
- d) Düşük üretim maliyeti.

Son on yılda yerinde reaksiyonla üretim yöntemlerinin geliştirilmesi için yoğun çaba sarf edilmektedir. Bu tekniklerde matriks malzemesi olarak alüminyum, titanyum, bakır, nikel ve demir, takviye fazı malzemesi olarak ta borürler, karbürler, nitrürler ve oksitler üretilmektedir. Bu yöntemle üretilen takviye fazlarına örnek olarak SiC, TiB₂, B₄C, Al₂O₃ ve TiC gibi seramik partiküller verilebilir (Sheibani, 2007). Yerinde reaksiyonla üretilen sürekli fiber, iğnecik, partikül ve kısa fiberli metal matriksli kompozitlerin yerinde reaksiyonla üretilmesini sağlayan bu yöntem dört kategoride sınıflandırılabilir (Tjong, 2000; Daniel, 1997) :

- a) Katı-sıvı reaksiyon prosesi,
- b) Buhar-sıvı-katı reaksiyon prosesi,
- c) Katı-katı reaksiyon prosesi,
- d) Sıvı-sıvı reaksiyon prosesi.

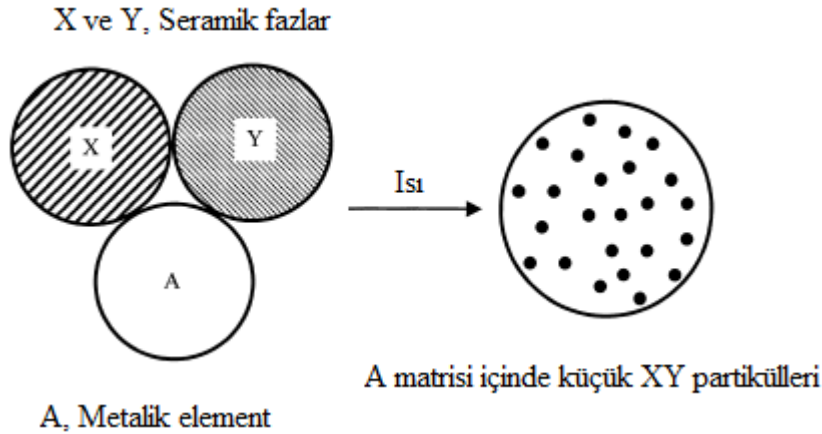
2.4.2.1. Katı sıvı reaksiyon prosesi

Bu proseste, sıvı matriks içerisine gerekli bileşenlerin katılmasıyla meydana gelen kimyasal reaksiyon sonucu takviye fazı üretilir. Bu proses ile MMK'ler kolay bir şekilde üretilebilir. Bu prosese göre birçok şekilde MMK üretilebilir. Bunlar;

- a) Kendiliğinden ateşlemeli yüksek sıcaklık sentezi üretim tekniği,
- b) Ekzotermik dispersiyon,

- c) Reaktif sıcak presleme,
- d) Direkt reaksiyon sentezleme tekniği,
- e) Yanma yardımı ile döküm,
- f) Yönlendirilmiş ergime/metal oksidasyon,
- g) Hızlı katılaştırma,
- h) Reaktif sıkıştırırmalı döküm.

Kısaca bu yöntemlerden ekzotermik dispersiyon yöntemine ait basit anlatım Şekil 2.6'da yer almaktadır. Bu yöntemde göre sıvı haldeki A matriksi içine katı haldeki seramik X ve Y güçlendiriciler ilave edilmektedir. Daha sonra meydana gelen ekzotermik reaksiyon sonucu MMK oluşturulmaktadır.



Şekil 2.6. Ekzotermik dispersiyon üretim tekniği (Tjong, 2000)

2.4.2.2. Buhar sıvı katı reaksiyon prosesi

Bu proseste metal alaşım vakum altında ergitilir ve ergiyikle argon ve CH_4 gaz karışımı gaz difüzyon sistemiyle reaksiyona girerek yerinde reaksiyonla kompozit üretilir. Örneğın TiC/Al kompozitinde karbon, ergimiş Al-Ti alaşımındaki Ti ile enjekte edilen gaz (CH_4 +argon) ile reaksiyonu sonucu oluştuğu varsayılmaktadır. TiC reaksiyon dönüşümü tamamen sağlandıktan sonra metal ergiyik katılaşmaya bırakılır.

Bu yöntemle daha çok TiC/Al kompozitler üzerine çalışmalar yapılmasına rağmen, HfC/Al , TaC/Al , NbC/Al ve AlN/Al , TiN/Al , $SiC/Al-Si$, TiC/Cu , TiC/Ni kompozitleri de başarılı bir şekilde üretilmektedir (Tjong, 2000).

2.4.2.3. Katı katı reaksiyon prosesi

Katı-katı reaksiyon prosesinde üç farklı metot kullanılmaktadır. Bunlar mekanik alaşımlama, reaktif sıcak presleme ve izotermal ısı davranışı.

-Mekanik alaşımla (MA)

Bu metot metal-metal ve metal-seramik sistemlerinde ince partikülleri üretmek için kullanılır. Katı hal toz prosesleme metodu olan MA'da kullanılan yüksek enerjili topların çarpışması sonucunda sürekli soğuk çekme (cold drawing) ve partikül kırılmasını içerir. Son yıllarda yoğun bir şekilde yerinde reaksiyonla üretilen seramik partiküllü MMK, MA yöntemiyle üretilmektedir. Al_4C_3, TiB_2, Al_3Ti v.b. takviye fazları bu yöntem ile üretilmiştir.

- Reaktif sıcak presleme (RSP)

Reaktif sıcak presleme prosesi, toz karışımının sıcak preslenmesi esnasında elementler veya element ile bileşik arasındaki kimyasal reaksiyonlar sonucunda yerinde reaksiyonla üretilen takviye fazlı MMK'lerin üretilmesini sağlar.

Roy ve ark (2007), Nano boyutlu TiO_2 tozları ile alüminyum tozlarından oluşan karışımı reaktif sıcak presleme yöntemi kullanarak yerinde reaksiyonla Ti-Al ve Al_2O_3 partiküllerini üretmişlerdir. Takviye fazları nano kristal TiO_2 tozu ve alüminyum tozu arasında meydana gelen ekzotermik reaksiyon sonucu elde edilmiştir. Takviye fazları $1\mu m$ 'den daha küçük boyutta ve matriks içerisinde homojen bir şekilde dağılmıştır. Roy ve ark (2006) yapmış oldukları diğer bir çalışmada da RSP yöntemini kullanarak nano boyutlu Fe_2O_3 ile alüminyum karışımından $1\mu m$ 'den daha küçük boyutta yerinde reaksiyonla Fe- Al_2O_3 üretimini başarılı bir şekilde gerçekleştirmişlerdir.

- İzotermal ısı davranışı (İİD)

Bu metot ile takviye fazı ve matriks arasında meydana gelen reaksiyonun belirli bir sıcaklıktaki izotermal ısı davranışı sonucunda yerinde reaksiyonla kompozit üretilir. Örneğin; TiC ve alüminyum arasında meydana gelen reaksiyonun 873 K sıcaklıktaki izotermal ısı davranışı sonucu Al_3Ti ile Al_4C_3 Denklem 2.1'deki gibi üretilmiştir.



Oluşan bu yerinde reaksiyon ürünleri kompozitlerin elastik modülü ile mukavemetini artırmıştır (Tjong, 2000).

2.4.2.4. Sıvı sıvı reaksiyon prosesi

Bu metot, refrakter partiküllerin üretimi için sıvı haldeki iki metal arasında meydana gelen reaksiyon içerir. İki farklı metal eriyikten oluşan karışım içinde türbülansla oluşturulan reaksiyon sonucu takviye fazı elde edilir. Ayrıca bu türbülans vasıtasıyla oluşan takviye fazının homojen dağılımı sağlanır.

Elektrik uygulamalarında kullanılan nano boyutlu TiB_2 takviye fazlı bakır esaslı kompozitlerin üretimi için bu metot etkilidir.

2.5. Yerinde Reaksiyonla Üretilen AlB_2 Takviyeli Kompozit Malzemeler

Alüminyum-Bor (Al-B) alaşımları ile üretilen ve AlB_2 fazının takviye olarak kullanılmasına yönelik bazı çalışmalar yapılmıştır (Ficici, 2011; Koksal, 2012; Savas, 2012). Ancak yapılan bu çalışmalar tatmin edecek seviye değildir. Basit döküm yöntemleriyle kolay ve diğer üretim yöntemlerine nazaran büyük kütleli olarak üretilebilen AlB_2 takviyeli kompozitler avantajlı hale getirmektedir. Bu kompozit türlerinde, takviye fazı AlB_2 yapısı kendiliğinden oluşmaktadır. AlB_2 takviye fazı alüminyum matriks içerisinde yüksek aspekt oranlı (boy/genişlik) ve altıgen pulcuklar şeklinde yer almaktadır. Yerinde reaksiyonla üretim tekniği ile üretildiği için AlB_2 yapıların önemli avantajları vardır. Bunlar; oda sıcaklığında

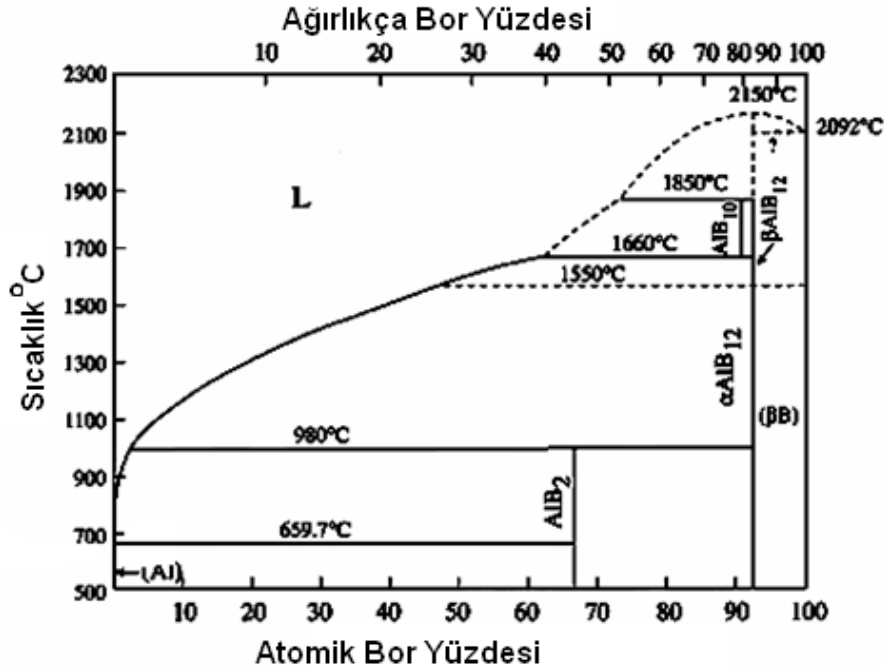
termodinamik olarak kararlı olması, matriks alaşım içerisinde homojen bir dağılım göstermesi ve mükemmel bir ara yüzey bağına sahip olması gibi üstün özellikler göstermektedir (Hall, 1995). Bu özellikler Al/AlB₂ tipi kompozitlerin yeni bir metal matriks kompozit malzeme olarak kullanılabilmelerine yönelik ümit vaat etmektedir.

Al/AlB₂ tipi kompozitlerin döküm yöntemi ile üretilmesinde iki önemli husus vardır. Bu hususlar ilk olarak yerinde reaksiyon döküm yöntemi ile yüksek aspekt oranlı AlB₂ borür yapılarının oluşturulması, ikinci olarak ta oluşturulan bu takviye fazlarının matriks malzeme içerisindeki oranının artırılmasıdır (>% 10) (Savaş, 2010).

AlB₂ borür yapıları iki aşamalı olarak üretilir. Birinci aşamada Al-B çözeltisi hazırlanır ve soğuma hızı kontrol edilerek istenmeyen AlB₁₂ yapılarını içermeyen yüksek aspekt oranlı AlB₂ yapıları oluşturulur. Al-B çözeltisinin hazırlanmasında çeşitli oranlarda bor içeriğine sahip ticari Al-B alaşımları kullanılmaktadır. Tane inceltici eleman olarak alüminyum ve alaşımlarının dökümünde de kullanılan ticari Al-B alaşımları, pahalı KBF₄ tuzları yaklaşık olarak 700 °C'de sıvı alüminyuma ilave edilerek üretilir. Bu pahalı tuzların kullanılmasından dolayı üretim maliyeti yükselir (Wang, 2005; El-Mahallawy, 1999).

Yüksek aspekt oranlı AlB₂ borür yapılarının oluşturulmasında Al-B sisteminin iyi anlaşılması ve üretiminde Al-B faz diyagramına göre hareket edilmesi gerekmektedir (Şekil 2.7). Al-B ikili sisteminde alüminyumca zengin bölgeye bakıldığında, sıvı Al-B çözeltisi içerisinde yer alan borun katılaşma sırasında ilk önce AlB₁₂ borür yapıları oluştuğu, yaklaşık 1000 °C'de peritektik dönüşüme uğrayarak AlB₂ borür yapısına dönüştüğü görülmektedir (Hall, 2000-a; Fjellstedt, 2001; Mirkovic, 2004). Ancak katılaşma esnasında AlB₁₂ borür yapılarının tamamı istenilen AlB₂ borür yapılarına dönüşmemektedir. AlB₁₂'den AlB₂'e dönüşenler ise düşük aspekt oranlı (<10 µm) olarak dönüşmektedir. Yüksek aspekt oranlı ve içerisinde AlB₁₂ yapılarını içermeyen AlB₂ borür yapılarının elde edilmesi için yüksek sıcaklığa çıkmış sıvı Al-B alaşımının, peritektik sıcaklığın altına AlB₁₂ borür yapılarının çekirdeklenmesine izin vermeyecek bir hızla inilmesi sağlanarak AlB₂ borür yapıları oluşturulmalıdır. Deppisch ve arkadaşları (Deppisch, 1997-1998) yaptıkları çalışmada çeşitli soğuma oranlarında katılaştırdıkları Al-B çözeltilerinde, AlB₁₂ borür yapılarını içermeyen

yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarını oluşturduklarını rapor etmişlerdir. Ayrıca yaptıkları çalışmada AlB_2 borür yapılarının boy/çap oranının, soğuma hızının artmasına ve ayrıca " $Al_{(sivi)}+AlB_{2(katı)}$ " bölgede bekleme zamanının artmasına bağlı olarak arttığını rapor etmişlerdir.



Şekil 2.7. Al-B faz diyagramı (Carlson, 1990)

Yerinde reaksiyonla üretilen AlB_2 takviye fazlı kompozit malzemelerin üretilmesinde dikkat edilmesi gereken bir diğer husus ise takviye oranının yükseltilmesidir. Yüksek takviye fazı oranına sahip Al/ AlB_2 kompozitin üretilebilmesi için yüksek bor içeriğine sahip Al-B çözeltilisine ihtiyaç vardır (Hall, 2000-b; Deppisch, 1997). Yaklaşık olarak % 10 AlB_2 takviye fazı oranının elde edilebilmesi için % 5 bor oranına sahip Al-B çözeltilisinin hazırlanması gerekir. Şekil 2.8'de görülen Al-B ikili sistemi incelendiğinde alüminyum içerisinde bor çözünürlüğünün oldukça az olduğu ve 1300 °C sıcaklıkta çözünen bor miktarının % 2 civarında olduğu görülmektedir. Bu da kompozit malzeme içerisindeki yaklaşık % 4'lük takviye fazı oranına tekabül etmekte ve bu oran kompozitler için oldukça düşüktür. Daha yüksek bor oranının eldesi için sıcaklığın 1700 °C gibi yüksek seviyelere çıkarılmasına ihtiyaç duyulmaktadır. Ancak bu sıcaklık değeri alüminyumun buharlaşma sıcaklığına yakın olduğundan dolayı kayıplara neden

olmaktadır. Bu kayıpların önüne geçebilmek için sıkıştırılmalı döküm yöntemlerine başvurulmuştur.

Deppisch ve arkadaşları (Deppisch, 1997) % 1.8 bor içeriğine sahip Al-B alaşımını 1300 °C'de çözeltiyeye aldıktan sonra uygun bir soğuma hızı sağlayarak % 4 oranında yüksek aspekt oranlı AlB_2 borür takviyeli kompozit üretmişlerdir. Bu kompozitleri filtrelemek sureti ile % 10 ve % 20 AlB_2 takviye oranına sahip kompozitler ürettiklerini rapor etmişlerdir. Melgarejo ve ark ise düşük aspekt oranlı AlB_2 borür yapılarına sahip kompozit malzemelerin takviye oranını artırmak amacıyla savurma döküm yöntemine başvurmuşlardır. Yapılan çalışmada yaklaşık olarak 700 °C sıcaklığındaki kompozit malzemeler 400 dev/dk'da savurma işlemine tabi tutulmuştur. Alüminyuma kıyasla daha yüksek yoğunluğa sahip AlB_2 borür yapıları savurma kuvvetinin etkisiyle kalıbın dış bölgelerine savrulmuş ve bu bölgelerde AlB_2 takviye fazı oranının % 30'un üzerine çıktığı rapor edilmiştir (Melgarejo, 2008; Pinto, 2006; Duque, 2005; Melgarejo, 2006).

BÖLÜM 3. MMK'LERDE SÜRTÜNME VE AŞINMA

3.1. Sürtünme

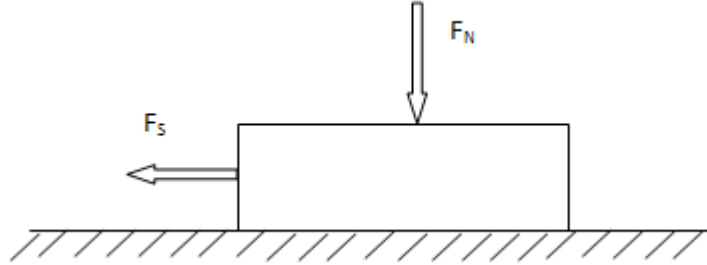
Sürtünme, temas halinde olan iki cismin birbiri üzerinde kaymaları halinde meydana gelen dirence denir. Sürtünme cisimlerin fiziksel durumlarına göre bir gaz ve bir katıdan meydana geliyor ise aerodinamik sürtünme, bir sıvı ve bir katıdan meydana geliyor ise sıvı sürtünme ve bir kütle içinde iç enerji dağılımından dolayı meydana geliyor ise buna iç sürtünme denir (Larsen, 1992).

Hareketli mekanizmalarda önemli oranda enerji kaybının sorumlusu sürtünmedir. Örneğin; Amerika'da tüketilen yağın yaklaşık %10'u sürtünme için kullanılmaktadır. Kaymalı hareketin devam ettirilebilmesi için sürtünmeden dolayı meydana gelen enerji kaybı kadar bir enerjinin sisteme girmesi gerekir. Sistemde, sürtünmeden dolayı meydana gelen enerji kaybı ısıya dönüşmektedir. Bu durum mekanizmanın çalışmasını sınırlayabilir ve bir soğutma sistemine gerek duyulabilir. Enerjinin bir kısmı da değişik deformasyon proseslerinde kaybolur. Örneğin kaymalı yüzeylerin aşınması buna örnek olarak verilebilir. Kaymalı yüzeylerde aşınmaya sebep olan sürtünmenin ekonomik açıdan önemi açıkça görülmektedir (Stachowiak, 1993).

Katı cisimlerin sürtünmesiyle ilgili 1699 yılında Amonton ve daha önceki yıllarda da Leonardo da Vinci tarafından yapılmış deneysel çalışmalarla sürtünme kanunları ortaya çıkarılmıştır. 1875 yılında ise Coulomb tarafından kendi ismiyle formüle edilmiştir (Hutchings, 1992). Bu kanunlar;

- Sürtünme kayma hızından bağımsızdır,
- Sürtünme kuvveti normal kuvvetle orantılıdır,
- Sürtünme kuvveti temas alanından bağımsızdır,
- Statik sürtünme katsayısı, kinetik sürtünme katsayısından daha büyüktür,

Yani bir cismi harekete geçirmek için gerekli olan kuvvet, hareketi devam ettirmek için gerekli olan kuvvetten daha büyüktür. Bu değerlendirmeler sonucunda sürtünme katsayısı ile ilgili aşağıdaki ifade yazılmıştır (Şekil 3.1):



Şekil 3.1. Sürtünme katsayısının ifade edilmesi (Larsen, 1992)

$$\mu = \frac{F_S}{F_N} \quad (3.1)$$

μ = Sürtünme katsayısı

F_S = Sürtünme kuvveti

F_N = Normal kuvvet

Sürtünme katsayısı çok iyi yağlanmış yataklar için 0.03, kuru kayma için 0.5 ila 0.7 arası ve vakumlu çalışma ortamında temiz metal yüzeyleri için ≥ 5 'e kadar değer almaktadır.

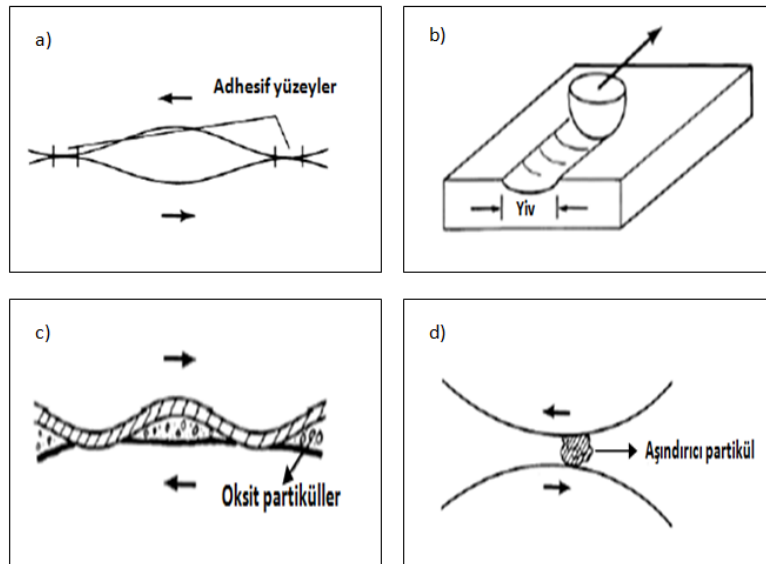
Yüzeyler mikroskobik seviyede incelendiği zaman tamamen düz olmadığı görülmektedir. Hatta çok iyi bir şekilde parlatılmış yüzeyler de bile girinti ve çıkıntılar bulunmaktadır. İki yüzey birbirine bastırıldığı zaman, yüzeylerin tamamı birbiriyle temas etmemektedir. Sadece birkaç asperitin ucu dokunmaktadır. Bu noktalardaki temas basıncı yumuşak malzemenin basma mukavemetine yakın bir değer aldığı zaman bu noktalarda çok küçük ölçekte plastik deformasyonlar meydana gelir ve iki cisim arasında çok güçlü bağlarla meydana gelen soğuk kaynamalar oluşur. Temas halindeki cisimler arasında kayma başladığı zaman bu kaynamalar sürtünme kuvvetiyle kırılır ve bu durum adhesif aşınmaya sebep olur. Bazı asperitler karşı malzemenin yüzeyini de çizer. Bunun sonucunda sürtünme kuvvetine katkısı bulunan plastik deformasyon oluşur.

3.1.1. Sürtünme mekanizmaları

Malzemelerin sürtünme davranışını etkileyen birçok faktör bulunabilir. Bu faktörler malzemenin fiziksel, kimyasal özellikleri ve/veya çalışma ve çevre şartlarıyla ilişkili olup farklı sürtünme mekanizmalarını teşvik ederler. Temas halinde bulunan iki yüzeyin doğal yapısı, yüzey pürüzlülüğü, oksit veya absorbe filmlerin oluşması, sıcaklık, nem, kayma hızı, kirlilik, yağlama ve malzemenin bileşenleri gibi karakteristikler sürtünmeyi etkileyen önemli faktörlerdendir. Genel olarak sürtünme neticesinde oluşabilen mikro mekanizmalar şunlardır:

- 1) Yapışma (Adhezyon)
- 2) Asperitilerin bir yüzeyden talaş kaldırması (Abrasyon)
- 3) Yüzey tabakalarının (oksit tabaka) deformasyonu ve/veya kırılması
- 4) Üçüncül cisimlerin araya girmesi
- 5) Lokal plastik deformasyon

Aşağıda yer alan Şekil 3.2 sürtünmeyi oluşturan mikro mekanizmaları göstermektedir.



Şekil 3.2. Sürtünme mekanizmaları a) Adhezyon, b) Yiv, c) Oksitlerin deformasyonu ve kırılması, d) Yakalanmış aşındırıcı partikül (Larsen, 1992)

Bağlı hareket yapan yüzeyler arasında bir yağlayıcı madde konulup konulmamasına göre sürtünme kuru, sınır ve sıvı olmak üzere üçe ayrılır. Birbirlerine göre bağlı

harekette olan yüzeyler doğrudan doğruya temasta iseler kuru, yüzeyler bir yağlayıcı tarafından ayrılıyorsa sıvı, yağlayıcı yüzeyleri birbirinden tam olarak ayırmıyorsa sınır sürtünme meydana gelir (Larsen, 1992).

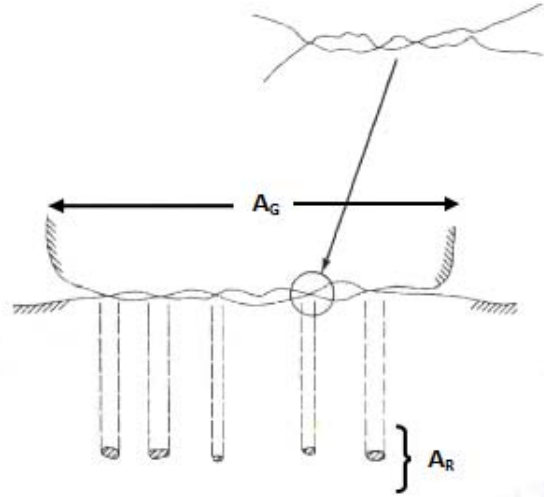
3.1.2. Kuru sürtünme

Gerçek manada kuru sürtünme sadece vakum ortamında meydana gelir. Sürtünmenin meydana geldiği çevre ve ortamı oluşturan elementler sürtünmeyi etkiler. Genellikle atmosferik ortamda çalışan sürtünme yüzeyleri çok temiz olsalar dahi mikron seviyesinde oksit tabakası tarafından kaplanmaktadır. Oluşan bu oksit tabaka sürtünme yüzeylerinin tribolojik davranışlarını önemli ölçüde etkilemektedir. Bundan dolayı sürtünme yüzeyleri yabancı maddelerden tam olarak arındırılmış atmosferik şartlar altında meydana gelen sürtünme haline pratik olarak ‘ideal kuru sürtünme’ olarak kabul edilmektedir (Soydan, 1996).

Günümüze kadar kuru sürtünme ile ilgili birçok teori ileri sürülmüştür. Bunların içinde en çok kabul gören teori Bowden ve Tabor tarafından 1940 yılında ileri sürülmüştür. Bu teoriye göre sürtünme kuvveti, temas halinde olan iki cismin sürtünme yüzeylerinde meydana gelen soğuk kaynamayı kesmek için gerekli olan kuvvet olarak açıklanmaktadır. Buna göre sürtünmenin oluşabilmesindeki en önemli etkenin, sürtünme yüzeylerinin birbiriyle temas eden asperitlerin uç noktalarında meydana gelen adhesif ve kohesif bağlardır (Soydan, 1996).

Bu bağların yanı sıra, asperitelerde meydana gelen deformasyonun da direnç artırıcı etkisi bulunmaktadır. Temas halinde bulunan sürtünme yüzeylerinde meydana gelen adhesif ve kohesif bağlar, yüzeylerin tribolojik yapısı ve temas geometrisiyle ilişkilidir. Çok iyi işlenmiş yüzeylerde bile gerçek temas alanı görünen temas alanından küçüktür. Şekil 3.3 temas halinde bulunan iki yüzeyin gerçek ve görünen temas alanını şematik olarak göstermektedir (Bhushan, 2002).

Birbirine temas eden iki cisim ilk olarak üç noktadan değer. Bu temas noktalarının elastik ve plastik olarak deforme olması sonucu temas alanı artar ve diğer asperiti uç noktalarını da kapsamaya başlar.



Şekil 3.3. Temas halindeki iki yüzeyin gerçek temas alanının şematik olarak gösterilmesi (Bhushan, 2002)

Bu genişleme, uygulama yükünün büyüklüğüne bağlı olup, denge oluşuncaya kadar devam eder. Eğer temas eden asperitlerin geometrisi yarım küre şeklinde kabul edilip, elastik bir deformasyon varsayılırsa bu deformasyon alanı aşağıdaki bağıntı ile hesaplanır.

$$A_R \cong W^{2/3} \quad (3.3)$$

Yüzey iyi bir şekilde işlenmiş ise bu bağıntı aşağıdaki hali alır.

$$A_R \cong W \quad (3.4)$$

Burada;

A_R : Gerçek temas alanı (mm^2)

W : Uygulama yükü (N)

Bowden ve Tabor'un ileri sürdükleri teoriye göre sürtünme esnasında meydana gelen kuvvet, sürtünme yüzeylerindeki asperitlerin gerçek temas alanında oluşan adhezyon kuvveti ve temas halindeki iki yüzeyden daha sert olanın diğeri üzerinde oluşturduğu deformasyon kuvvetinin toplamına eşittir. Bu durum aşağıdaki şekilde formüle edilmiştir.

$$F = F_{adh} + F_{def} \quad (3.5)$$

Burada;

F: Sürtünme kuvveti,

F_{adh} : İki yüzey arasında meydana gelen kaynağı ayırmak için gerekli kuvvet,

F_{def} : Birbirine yandan dayanan asperitlerin kesilmesi için gerekli kuvvet.

Denklemler 3.5'teki sürtünme kuvvetini oluşturan bu iki kuvvet uygulama yüküne bölünerek, sürtünme katsayısını oluşturan bileşenler de bulunur.

$$\mu = \mu_{adh} + \mu_{def} \quad (3.6)$$

$\mu_{adh} > \mu_{def}$ 'dan çok daha büyük olduğundan, μ_{def} ihmal edilebilecek seviyededir.

Basıncın artması durumunda deformasyonun olduğu yerde meydana gelen adhezyon kuvveti, malzemenin kohesif kuvvetinden daha büyük olduğunda ayrılmalar ve kopmalar meydana gelir. Arayüzeyde adhezyon oluşumunu engelleyen nedenlerden biri, sürtünme yüzeylerinde absorbe olan oksit veya diğer film tabakaları ile asperiti çevresinde meydana gelen elastik deformasyonlardır (Hutchings, 1992).

$$\mu = \frac{F}{W} = \frac{F_{adh}}{W} \cong \frac{\tau \cdot A}{H \cdot A} \cong \frac{\tau \cdot A}{P_a \cdot A} \cong \frac{\tau}{P_a} \cong 0.2 \quad (3.7)$$

Burada,

τ : Kaynak noktalarındaki kayma mukavemeti,

A: Kaynak ve deformasyon noktaları alanı,

P_a : Malzemenin plastik akma basıncı,

H: Malzemenin Brinell (HB) sertliği.

Denklemler 3.7'deki ifade, Coulomb kanununda bahsedilen sürtünme katsayısının uygulama yükü, alan ve kayma hızından bağımsız olduğu teorisini ispatlamaktadır. Ayrıca sürtünme çiftinden daha düşük kayma mukavemetine sahip olan oksit veya diğer tabaka ve filmler sürtünme katsayısını düşürücü etkiye sahiptir. Yukarıdaki ifadede geçen bir diğer husus ise, kayma mukavemeti ve akma basıncı malzeme cinsine göre değişen fakat aynı malzeme için mekanik özellikleri hemen hemen sabit olan mekanik özelliklerdir. Metalik malzemelerde plastik akma basıncı kayma

gerilmesinin yaklaşık 5 katı olduğundan sürtünme katsayısı değeri yaklaşık olarak $\mu=0.2$ 'ye eşit olması gerekir. Fakat gerçek deney sonuçlarına göre bu değer daha fazla elde edilmektedir. Arada oluşan bu fark, sürtünme esnasında meydana gelen temas alanının büyümesi ve deformasyon sertleşmesinden kaynaklanmaktadır (Hutchings, 1992).

Temas alanının büyümesi, asperiti uçlarında durağan halde oluşan mikro deformasyon alanlarının kayma hareketine bağlı olarak kayma gerilmesinin etkisiyle büyümesi olarak açıklanabilir (Soydan, 1996).

Metalik malzemelerin sürtünme katsayısını etkileyen bir diğer husus ise deformasyon sertleşmesidir. Asperitlerin elasto-plastik deforme olması durumunda pek çok metalik malzemede plastik akmaya bağlı olarak bir sertleşme (pekleşme) meydana geldiği gözlenmiştir. Birbiriyle temas halinde olan ve kayma meydana gelen sürtünme arayüzeyinde akmaya bağlı olarak sertleşme oluşması durumunda, kesilme yüzeyin bir miktar altında daha yumuşak olan bölgede meydana gelir. Ancak deformasyon sertleşmesinin sürtünme katsayısına olan etkisi, temas alanı büyümesinden ötürü oluşan etkiden çok daha azdır (Soydan, 1996).

3.2. Aşınma

Aşınma, birbirine temas eden hareketli makine elemanlarının ara yüzeyinde değişik tribolojik etkiler sonucunda meydana gelen yüzey hasarı veya malzeme kaybı olarak tanımlanabilir (Soydan, 1996). Ayrıca ASTM G40-93 standartına göre aşınma; temas halinde bulunan iki veya daha fazla katı cismin yüzeylerinin birbirlerine göre nispi hareketi sonucu temas yüzeylerinde malzeme kaybını içeren yüzey hasarı olarak tanımlanmaktadır (Blau, 1999).

Bir çok durumda aşınma asperitlerdeki yüzey etkileşimi sonucu oluşur. Ancak bu durum erosif aşınma durumu için geçerli değildir.

Temas halinde bulunan iki katı cismin birbirine göre bağıl hareketi esnasında temas eden malzeme yer değiştirebilir. Ama bu yer değiştirme sonucunda katı cismin özelliği çok az veya hiç değişmez. Sonradan temas çiftinin bir yüzeyinden diğerine

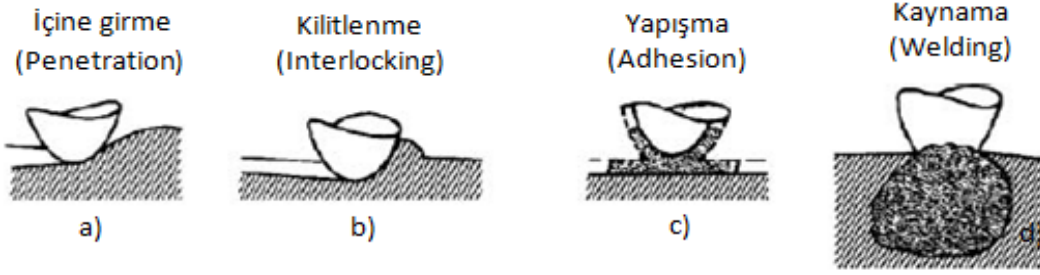
malzeme transferi olabilir veya aşınma artığı meydana gelebilir. Bir yüzeyden diğer yüzeye malzeme transferi olması durumunda, arayüzeydeki net hacimsel veya kütle kaybı yüzeylerden biri aşınmasına rağmen sıfırdır. Aşınmanın belirlenmesi genellikle malzeme kaybına bağlıdır ama malzeme yer değişiminden dolayı hasar oluşumunda hacimsel veya kütle net değişimlerin olmadığı vurgulanabilir.

Aşınma, yaygın fiziksel ve endüstriyel bir problemdir. Aşınma, bir malzeme özelliği değil tribolojik sisteme karşı verilen bir cevaptır (Bhushan, 2002). Genelde hatalı bir kanı vardır. Bazen yüksek sürtünmeli arayüzeyde yüksek aşınma oranının oluşacağı varsayılmaktadır. Halbuki bu geçerli bir kural değildir. Örneğin, katı yağlayıcıların olduğu arayüzeyler ve polimerler, nispeten düşük sürtünmenin olması durumunda nispeten yüksek aşınma davranışı sergilerken aksine seramikler orta sürtünme davranışı göstermelerine rağmen aşırı derecede düşük aşınma davranışı göstermektedirler.

Aşınma bazen iyi bazen de kötü bir durum olabilir. Örneğin bir kalemle yazı yazarken, imalat işleminde veya parlatma işleminde aşınmanın olması istenir. Ama yataklama, sızdırmazlık elemanı, dişliler ve eksantirik mili gibi makine uygulamalarında ise arzu edilmeyen bir durumdur. Montaj halindeki parçalar aşınmadan dolayı fonksiyonel hatalara veya yetersizliklere yol açabilir. Ancak aşınmanın hiç olmadığı bir sistem yoktur. Çok iyi tasarlanmış tribolojik sistemlerde malzeme kaybı çok az olmasına rağmen aşınma çok kararlı ve sürekli dir.

3.2.1. Aşınma mekanizmaları

Aşınma üç aşama olarak formüle edilebilir: yüzeylerin etkileşimi, yüzey tabakasındaki değişimler ve yüzeylerin zarar görmesi. Bütün aşamalar temas noktalarında oluşur ve birbirleriyle ilişkilidir. Yüzeyler hem mekanik hem de moleküler yollarla etkileşir (Şekil 3.4.). Mekanik etkileşim asperitlerin birbirlerine girmesini ve kilitlemesini içerir (Braunovic, 2006).



Şekil 3.4. Yüzeylerin mekanik ve moleküler etkileşimi (Braunovic, 2006)

Temas halindeki yüzeylerin nispi hareketinin başlangıcından sonra, içeri giren asperitler malzemeye elastik ve plastik baskılar uygular (Şekil 3.4a). asperitlerin deformasyonundan dolayı kilitlenme olur ve yumuşak malzemenin asperitleri kesilene kadar devam eder (Şekil 3.4b). Moleküler etkileşim temas yüzeylerin üzerinde filmlerin yapışması olarak belirtilir (Şekil 3.4c). Adhezyonun çok güçlü olduğu durumlarda ana malzemeden parçaların ayrılmasıyla aşınma oluşabilir (Şekil 3.4d) (Braunovic, 2006).

Yüzey tabakasındaki değişimler mekanik gerilmeler, sıcaklık ve kimyasal reaksiyonlardan kaynaklanmaktadır. Plastik olarak deforme olmuş asperitlerin üzerindeki gerilimi yumuşak cismin çentik sertliğine yakın olacaktır. Ancak, yüzeyler çok pürüzsüz olur ve hafif bir şekilde yüklenirse, temaslarda elastik deformasyon olabilir. Bu yüzden, uygulama yükü asperiti temasındaki plastik akışın uzantısını kontrol etmek için uygulanır. Eğer yük yeterince düşük veya yüzeyler uyumlu ise aşınma elastik deformasyonun bir sonucu olarak çok yavaş bir şekilde seyrederek (Braunovic, 2006).

Maksimum kayma gerilmesinin pozisyonu ve şiddeti sürtünme katsayısına bağlıdır. $\mu < \sim 0.3$ olması durumunda, maksimum kayma gerilmesi ve plastik akış yüzey altına uzanır ve plastik gerinim her bir kayma geçişiyle sürekli olarak artar. Bu şart tipik yağlanmış bir sistem için veya koruyucu tabakayla kaplı sistemler için geçerlidir. Ancak $\mu > \sim 0.3$ olması durumunda, maksimum kayma gerilmesi yüzeye uzanır ve büyük kayma gerinimi toplayabilir. Birçok aşınma mekanizması, belirli miktardaki plastik akış tarafından kontrol edilir. Bu olay asperiti yapışmasını ve kesmesini, altyüzey çatlağının oluşumunu ve büyümesini ve ayrıca yorulma çatlağının

yayılmamasını içerir. Nispeten düşük kayma hızı ve yüksek yüklerde bu plastisite kontrol altındaki aşınma mekanizmasına üstün gelir ve şiddetli aşınmaya neden olur. Belirli şartlar altında, kötü malzeme yapısından dolayı tekrarlı elastik deformasyon yuvarlanan yüzeylerin pulcuk şeklinde kopmasına neden olabilir. Plastik deformasyon yüzey tabakasının yapısını değiştirir. Bir metal içinde artan altyüzey konsantrasyonu ve yakın yüzey dislokasyonları yüzey tabakasının sertleşmesine neden olur. Bu proses yeniden kristalleşme sıcaklığına ulaşana kadar sürer ve dislokasyon konsantrasyonu keskin bir şekilde düşer. Bu durum yüzey tabakasının tavlama işlemine neden olur. Gerinim-sertleşme-tavlama döngüsü çoğu zaman tekrarlanır. Ayrıca, yüksek sıcaklık ve plastik deformasyon aşınan yüzeyde difüzyon oranını hızlandırır ve yüzeyin çözünmesini teşvik eder (Braunovic, 2006).

Ara yüzeydeki lokal anlık sıcaklık (flash spot) esasen parçaların yüzey altı matriks sıcaklığından ortam sıcaklığından daha yüksek olabilir ve bu durum geçici asperiti temaslarını artabilir. Sıcaklık 1000 Kelvin'e kadar artabilir. Çoğu yüksek sıcaklık geçişleri lokal faz dönüşümlerine neden olabilir. Bu sıcaklıklar yüzey ile ortam arasında özellikle hızlı yüzey oksidasyonu ile beraber ve diğer farklı reaksiyonların oluşumuna yol açabilir (Braunovic, 2006).

Hemen hemen bütün metaller için, hava ortamında oluşan oksit filmler kaynaklamaya karşı yüzeyleri korurlar. Yağ içindeki aktif maddelerle etkileşen metalik yüzeylerde oluşan filmler oksit filmlere benzer bir rol oynar (Braunovic, 2006).

Yukarıda bahsedilen mekanizmalar aşınma prosesinin temelidir. Ancak, mekanizmalarının çok büyük farklılıkları bulunmakla beraber birbirleriyle olan ilişkilerinin de bilinmesi gerekir. Genel olarak aşınmayı meydana getiren tribolojik mekanizmalar aşağıdaki şekilde sınıflandırılabilir ;

- Adhesif aşınma,
- Abrasif aşınma,
- Erosif aşınma,
- Yenme (Fretting) aşınma,
- Korosif aşınma,
- Yorulma aşınması

- Difüzyon.

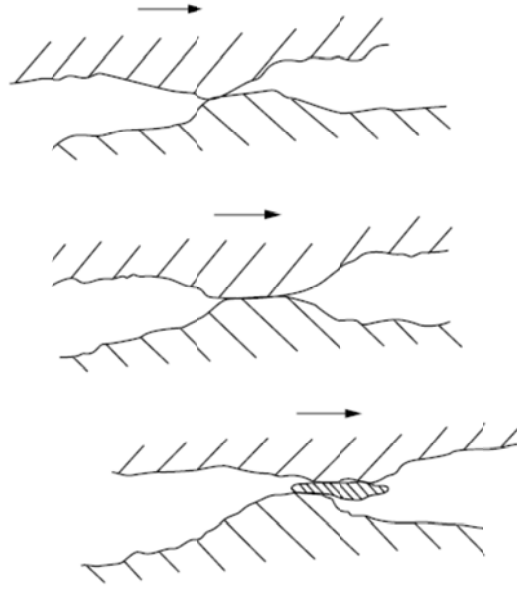
Aşınma genellikle kompleks bir durumdur. Bir sistemde baskın tek bir aşınma mekanizması olabileceği gibi birden fazla mekanizma da etkin olabilir.

Yüzeyler arasındaki sürtünme direnciyle aşınma dayanımı arasında tüm aşınma mekanizmaları için geçerli olabilecek doğrudan bağlantı bulunmamaktadır. Sürtünme katsayıları aynı olan tribolojik çiftlerin, aşınma oranları arasında çok önemli farklılıklar bulunabilir. Yine aynı şekilde, sertlikle aşınma dayanımı arasında da doğrudan bir ilişki yoktur. Abrasif aşınma için sertlik önemli bir etken iken adhesif aşınma için ise etkili olmamaktadır. Kimyasal ilginin (afinite) önemli olduğu adhesif aşınma mekanizmasında sert malzemelerde aşınma miktarı daha fazla olabilmektedir.

3.2.1.1. Adhesif aşınma

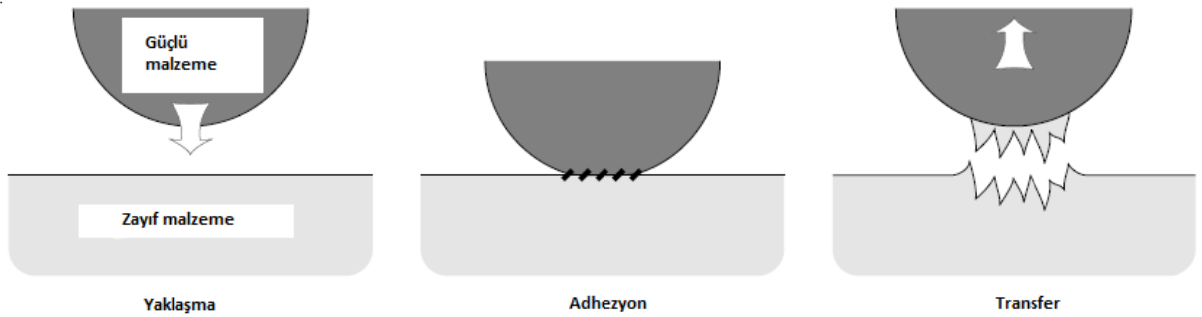
Adhesif aşınma yağlı veya pratik manada kuru şartlarda, sürtünme esnasında oluşan birleşmiş bölge veya asperitlerin kesilmesi sonucu meydana gelen bir aşınma türüdür (Kajdas, 1990). Bu aşınmanın temel mekanizması adhezyondur ve sürtünme bileşeni oldukça önemlidir. Bu aşınma prosesi adhezyon sürtünmesindeki gibi tamamen aynı davranışı sergiler. Bunlar oluşma, büyüme ve adhezyon noktalarının (kavramalarının) kırılmasını içerir. Bu aşınma türünün en belirgin özelliği bir yüzeyden diğer bir yüzeye malzeme transferi meydana gelmesidir. Transfer prosesi temas halindeki katı yüzeyler arasında oluşan lokal bağlanmalardan kaynaklanmaktadır (Takadom, 2007). Asperiti temasları kayma yoluyla kesilir ve küçük parçalar halinde her iki yüzeye veya bir yüzeye yapışır. Kayma işlemi devam ettiği için yeni asperitler kesilerek yüzeye yapışmaya devam eder. Bu transfer olan element tekrarlı bir şekilde bir yüzeyden diğer yüzeye geçer ve hızlı bir şekilde büyür. Bu transfer ürünü her iki yüzeyin malzemesini içerebilir. Ayrıca partiküle benzer flake şeklinde oluşabilir. Bu transfer partikülünün hızlı bir şekilde büyümesinin sonucunda aşınma partikülü meydana gelir (Bhushan, 2004).

Adhesif aşınma türü nadiren sürtünme (galling), sürüme (scuffing), çentik (scoring), veya kirletici (smearing) olarak adlandırılan biçimlerde oluşur (Bhushan, 2004). Scoring, malzeme transferi ve yüksek sürtünme kuvvetini de içine alan lokal katı faz kaynaktan dolayı meydana gelmektedir (Bhushan, 2004).



Şekil 3.5. Adhezyon sonucu meydana gelen malzeme transferi (Bhushan, 2004)

Statik temas durumundaki iki katı cismin arayüzeyinde bile adhezyon meydana gelebildiğini deneyler göstermiştir. Cisimler birbirinden uzaklaştığı zaman zayıf malzemedan diğerine doğru yapışkan şekilde malzeme transferi olabilir. Bir katı cisim diğerinin yüzeyinde nispi olarak hareket ettirilirse daha güçlü malzemenin yüzeyinde transfer film oluşur (Stachowiak, 1993). Şekil 3.6 adhezyondan dolayı meydana gelen malzeme transferini şematik olarak göstermektedir.



Şekil 3.6. Adhezyondan dolayı malzeme transferi (Stachowiak, 1993)

Transfer filminin miktarı adhezyon bağının mukavemetine bağlı olarak değişir. Ayrıca kristal yapısı ve oryantasyonu ile birlikte temas çiftinin kimyasal yapısı ve metalürjik uyumluluğu da transfer malzemenin miktarında etkilidir (Czichos, 1978).

Bir yüzeyden diğer bir yüzeye mikron seviyesinde partiküller transfer olursa aşınma oranındaki değişim belirsizdir (Kwok, 1999-a).

Deneysel sonuçlar ışığında birçok bilim adamı adhesif aşınma kanunu ile ilgili olarak denklemler türetmişlerdir. Hacimsel aşınma miktarı, kaymanın başlaması ile temas noktalarına yakın kristal atomlarının karşılıklı etkileşimleri sonucu, belirli bir L kayma mesafesinde orantılı olarak meydana gelmesi Holm tarafından 1946 yılında teorik olarak ifade edilmiştir.

$$A = \frac{F_N}{P_a}; v = Z.A.L = \frac{Z.F_N.L}{P_a} \quad (3.8)$$

Burada Z, her bir etkileşimde yüzeyden ayrılan atom sayısını belirtmektedir.

Adhesif aşınmadan korunmak için aşağıdaki önlemler alınabilir.

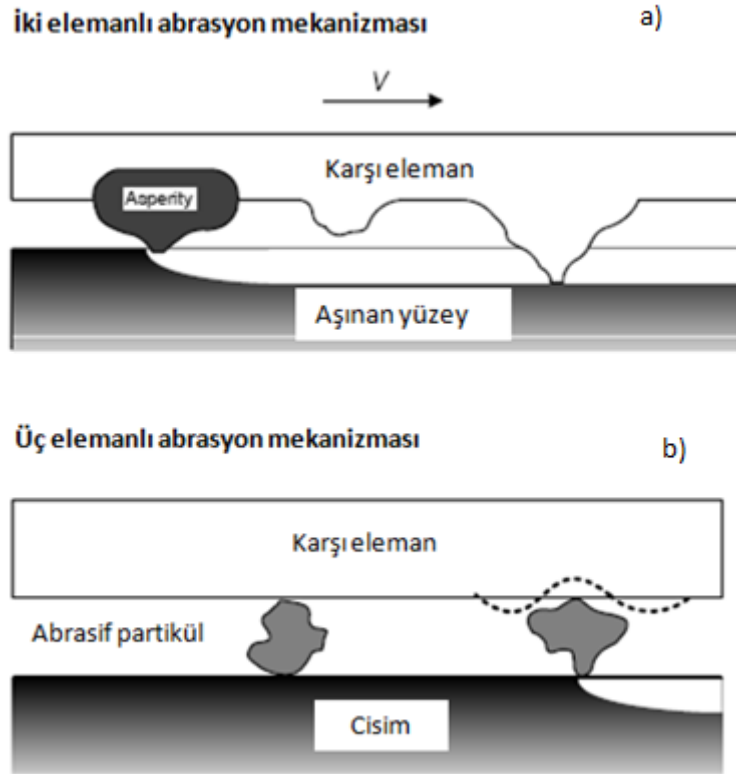
- Benzer malzeme çiftlerinden mümkün mertebe kaçınmak,
- Yüksek temas basıncından dolayı yorulma probleminin olmadığı yerlerde yüksek sertliğin tercih edilmesi,
- Gerekli görüldüğü takdirde yağlayıcı kullanmak,
- Yüzey temizliğinin kontrol edilmesi,
- İstenilen yüzey pürüzlülük değerinin elde edilmesi (Ludema, 1992).

3.2.1.2. Abrasif aşınma

Abrasif aşınma ASTM G 40-83 standardında “sert partikül veya sert çıkıntıların katı bir yüzeye bastırılıp, katı yüzey boyunca hareket ettirilmesiyle meydana gelen aşınma “olarak ifade edilmektedir. Abrasif aşınma en yaygın görülen aşınma mekanizmalarından biridir. Talaşlı imalat, tarım ve maden endüstrisinde kullanılan makina ve takımların aşınmasının başlıca sebeplerinden biridir.

Abrasif aşınmanın başlıca etkisi, sert partiküller veya asperitiler tarafından yüzeyin kesilmesi veya yarılmasıdır. Bu kesme noktaları ya karşı yüzeyin içinde gömülü ya

da temas bölgesi içindeki boşluklarda olabilir. Yaygın olarak abrazyon iki elemanlı veya üç elemanlı abrazyon olarak isimlendirilir (Şekil 3.7).



Şekil 3.7. İki ve üç elemanlı abrazyon mekanizması (Braunovic, 2006)

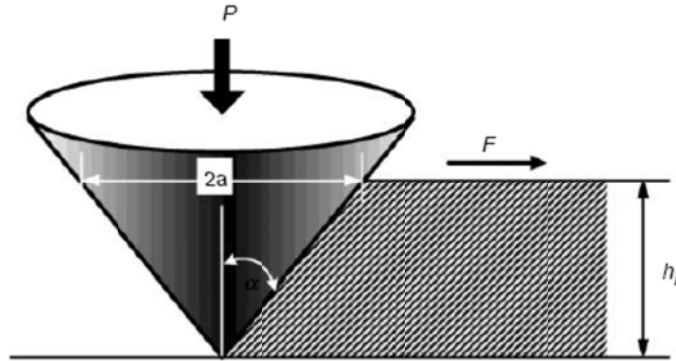
Bazen abrazyon, aşınan malzeme üzerine etki eden kuvvet açısından sınıflandırılabilir. Eğer kuvvet çok büyük ise abrasif partiküller parçalanır. Karşı yüzeyi keser, deforme eder ve yüksek gerilimli abrazyon meydana gelir. Bu abrazyon tipine örnek olarak yüksek yük taşımaları yataklarda, eşleşen yüzeyler arasındaki sert partiküllerin neden olduğu abrazyon gösterilebilir. Yüksek gerilimli abrazyonun özel bir durumu oymalı (gouging) abrazyondur (Braunovic, 2006).

Abrasif partikül veya asperitleri kırmayacak şekilde nispeten düşük basınç uygulandığı zaman, abrazyon düşük gerilim abrazyonu olarak adlandırılır.

Abrasif aşınma mekanizmasında etkili olan temel faktörler; sertlik, aşındırıcı partikül veya asperitin boyut ve şekli, batma açısı, uygulama yükü, kayma hızı ve malzemenin kırılma tokluğu şeklinde sıralanabilir.

H_a ve H_s abrasif partikül ve yüzey sertliğini ifade etmektedir. Abrasif partikül ve aşınma yüzeyinin birbirleriyle olan teması sonucu oluşan plastik deformasyonun analizi bu iki sertlik değeri arasında belirli bir oran olduğunu göstermektedir. Bu oran $H_a/H_s \ll 1.2$ olursa yumuşak abrasyon, tam tersi $H_a/H_s \gg 1.2$ olduğu zaman ise sert abrasyon olarak meydana gelmektedir. Yumuşak abrasyon sert abrasyondan daha düşük aşınma oranı göstermekte ama H_a/H_s oranına hassasiyeti daha büyüktür. Sert abrasyonda ise net abrasif sertlik değeri çok az etkiye sahiptir (Braunovic, 2006).

Abrasif aşınmanın temel mekanizmaları doğrudan plastik deformasyon ve gevrek kırılma ile ilgilidir (Hutching, 1992). Sert abrasif partiküller tarafından iş parçası plastik deformasyona uğratılarak yivler şeklinde malzeme kaybına uğratılır. Piramit veya koni şeklindeki abrasif partikülleri yüzeye h_i derinliğinde batırarak modellenirse (Şekil 3.8); sürtünme yolu oldukça büyük olduğu zaman, aşınan malzemenin hacmi aşağıdaki denklemdeki gibi hesaplanır (Braunovic, 2006).



Şekil 3.8. Katı bir yüzey ile konik abrasif partikülün teması (Braunovic, 2006)

$$Q = K \cdot \frac{P}{H} \quad (3.9)$$

$$P = F_N \cdot L \quad (3.10)$$

olduğundan denklem 3.9 ile 3.11 tekrar düzenlenirse en son denklem 3.10 halini alır.

$$Q = K \cdot \frac{F_N \cdot L}{H} \quad (3.11)$$

Burada,

K: boyutsuz abrasif aşınma katsayısını,

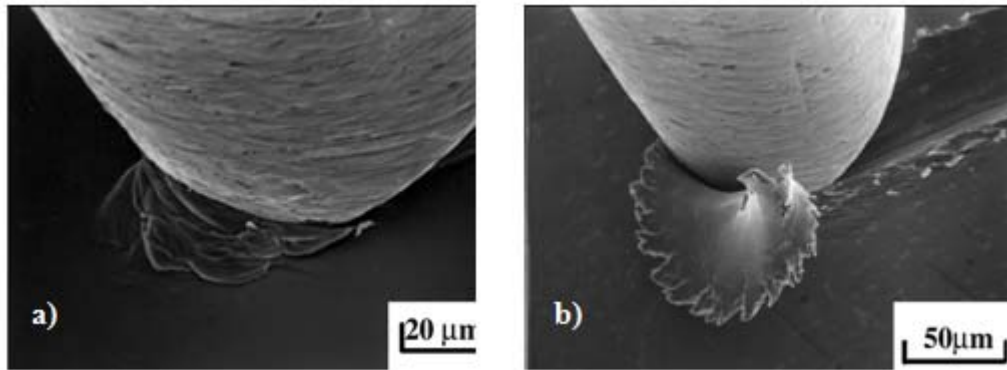
F_N : toplam uygulama yükü,

L: kayma mesafesi,

H: sertlik

Boyutsuz abrasif aşınma katsayısı, malzeme kaybı ve abrasif partikül geometrisine bağlıdır. Aşınma katsayısı (K) aşınmanın şiddetini belirler. Bu katsayı metaller için iki elemanlı abrasyonda 5×10^{-3} ile 50×10^{-3} , üç elemanlı abrasyonda ise 0.5×10^{-3} ile 5×10^{-3} arasında bir değer alır (Braunovic, 2006).

Plastik akış yoluyla abrasyon meydana geldiğinde yiv oluşumu da eşlik eder. Şekil değiştirme özelliğine sahip bir malzemeyi abrasif partiküller aşındırırsa iki farklı modda deformasyon görünür. Birinci modda plastik yiv vardır ve genellikle ezme (ploughing) olarak adlandırılır. Yüzeyde malzeme kaybı yoktur. İkinci modda ise kesme işlemi gerçekleşir. Çünkü mikro işlemeye benzerdir ve parça yüzeyinden partikül tarafından talaş şeklinde malzeme kaldırılır (Şekil 3.9) (Hokkirigawa, 1988).



Şekil 3.9. İki farklı abrasif aşınma modu, a) ezme (ploughing) modu b)kesme modu (Hokkirigawa, 1988).

İki elemanlı abrasyonda, bazı asperitiler ezme işlemi üretirken geri kalanı ise kesme davranışı gösterir. Bu olay iki kontrol faktörüyle belirlenir; partikülün batma açısı ve ara yüzey kayma mukavemeti. Ezme (ploughing) ile kesmeye kadar geçişin olduğu yerde kritik bir batma açısı vardır. Kritik batma açısının değeri, malzemenin arayüzey kayma mukavemetine bağlıdır. Gerçek bir malzeme için batma açısı, deformasyon sertleşmesi oranı, Young modülü (E) ve yüzey sertliği (H) gibi

özelliklere bağlıdır. E/H oranının yüksek olması daha büyük kritik atak açısı anlamına gelir. Çoğu metal için bu açı 30° ile 90° arasında değişmektedir (Braunovic, 2006).

Gevrek malzemelerin abrasif aşınması, örneğin seramiklerde, mikro çatlaklarla sonuçlanır ve plastik akış ihmal edilecek seviyededir. Bu malzemeler için abrasif ezme (ploughing) plastik bölgeden yanal çıkışa doğru çatlağın yayılmasına neden olur. Yanal çatlaklar, birbirleriyle kesişerek veya yüzeye doğru yayılarak malzeme kaybına neden olurlar (Braunovic, 2006).

3.3. MMK'lerin Aşınma ve Sürtünme Davranışları

Monolitik malzemelerde olduğu gibi metal matrisli kompozit malzemelerde de aşınma ve sürtünme performansını etkileyen faktörler iki sınıfa ayrılabilir. Bunlar dış faktörler ve iç faktörlerdir.

Dış faktörler;

- Kayma mesafesi
- Uygulama yükü,
- Kayma hızı
- Ortam ve sıcaklık
- Yüzey pürüzlülüğü

İç faktörler;

- Takviye fazının tipi
- Takviye fazının boyutu
- Takviye fazının şekli
- Takviye fazının hacimsel oranı
- Takviye fazının oryantasyonu
- Porozite
- Kırılma tokluğu
- Sertlik

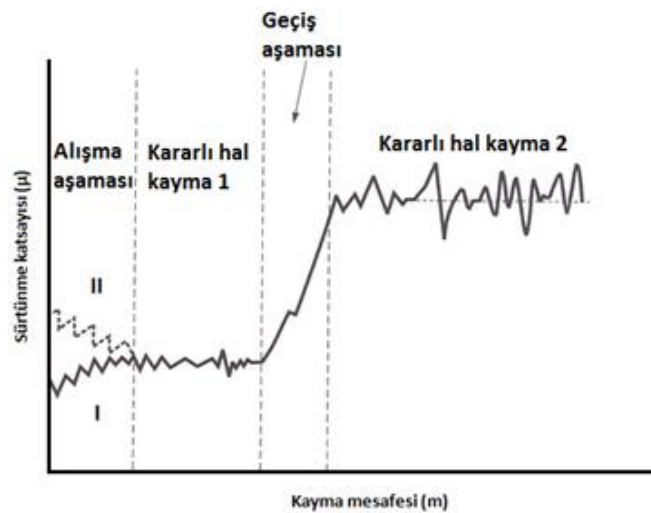
İç faktörler kompozit malzeme üretim prosesleriyle düzenlenip kontrol edilebilir. Kompozitlerin aşınma direnci iç faktörler yoluyla optimize edilebilir.

3.3.1. Dış faktörler

Aşınma testlerinde takviye fazlı kompozit malzemeler ile takviyesiz matriks alaşımları incelendiğinde genellikle kompozit malzemeler daha iyi performans göstermişlerdir. Ancak bazı durumlarda takviyesiz malzemelerde kompozit malzemelere kıyasla daha iyi aşınma performansı elde edilmiştir.

3.3.1.1. Kayma mesafesi

Kayma esnasında temas çiftinin yüzeylerindeki değişiklikler sürtünme ve aşınma özelliklerini etkiler. Genel olarak kayma mesafesi değişimine göre sürtünme katsayısında bazı aşamalar mevcuttur. Bu aşamalar alışma aşaması, geçiş aşaması ve kararlı hal aşaması olarak adlandırılır. Şekil 3.10 kayma mesafesi değişimine göre sürtünme katsayısında meydana gelen değişimleri göstermektedir (Bhushan, 2002).



Şekil 3.10. Kayma mesafesine göre sürtünme katsayısı değişimi (Bhushan, 2002)

Alışma aşamasından sonra sürtünme kuvveti genellikle sabit olur ve bu aşamaya kararlı hal aşaması denir. Tipik olarak bu aşamadan sonra sürtünme tekrardan belirli bir mesafeye kadar artar ve bu aşamaya ise geçiş aşaması denir. Bu geçiş aşaması

kompozit malzeme üretim yöntemi, takviye fazının cinsi, şekli vb. şartlara göre değişiklik gösterir. Geçiş aşaması temas halindeki asperiti sayısı belirli bir seviyeye ulaşıncaya kadar devam eder. Arayüzey belirli bir mesafeden sonra bozulmaya başlar ve sürtünme daha yüksek bir değere ulaşır. Örneğin alıştırma aşaması boyunca yüksek asperitler kesilebilir, yüzeylerde daha iyi temas olabilir, başlangıç yüzey filmleri aşınabilir, yeni kararlı filmler oluşabilir veya yapısal değişimler meydana gelebilir. Bu değişimlerin sonucunda sürtünme başlangıç değerine göre ya yükselir ya da düşer. Alıştırma aşaması uzun arayüzey ömrü için kritik bir aşamadır. Hatalı alıştırma aşaması sonucunda ciddi zarar ve erken bozulmalar meydana gelir. Birinci kararlı hal aşamasından sonra arayüzeyde daha fazla değişim gerçekleşebilir. Örneğin artan yüzey pürüzlülüğü ve yakalanan partiküller bir sonraki kararlı hale kadar sürtünmeyi artırabilir.

Alpas ve Embury, hacimce % 20 SiCp takviye fazlı alüminyum matriks kompozitin aşınma testlerini block-on-ring cihazında gerçekleştirmiştir. Araştırmacılar aşınma çiftine ait sürtünme katsayısının çok kısa bir kayma mesafesinden sonra kararlı hal aşamasına geçtiğini kaydetmişlerdir. Alıştırma aşaması 10 m'lik kayma mesafesi içerisinde gerçekleşmiştir. Sürtünme katsayısı 0.35'ten 0.6'ya 10m'lik kayma mesafesinden sonra artış göstermiştir (Alpas, 1990).

Tang ve ark, B₄C partikül takviyeli Al-5083 matriks kompozitin kuru kayma şartlarındaki aşınma sürtünme davranışlarını pin-on-disk cihazında incelemişlerdir. Çalışmada kayma mesafesine göre sürtünme katsayısındaki değişim her defasında farklı bir şekilde elde edilmiştir. Hatta deneyler aynı kompozit malzeme ile tekrar edilmesine rağmen sürtünme katsayısında yine de farklı bir değişim elde edilmiştir. Araştırmacılar bu durumu deneysel belirsizlik olarak kaydetmişlerdir (Tang, 2008) . Bu duruma benzer sonuçlar Zhang ve Alpas tarafından da elde edilmiş ve onlar da aynı şekilde deneysel belirsizlik olarak ifade etmişlerdir (Zhang, 1993). Genel olarak sürtünme katsayısına ait deney sonuçları iki aşamada değerlendirilmiştir. Birinci aşamada sert B₄C partikül ile çelik disk arasında sürtünme meydana gelmiş ve 0.29 olarak bulunmuştur. İkinci aşamada ise matrikste bulunan yorulma çatlaklarından dolayı sert B₄C partikül takviye fazı yerinden ayrılmış ve sürtünme matriks alaşım ve çelik disk arasında gerçekleşmiştir. Bu aşamada sürtünme katsayısı 0.38 olarak kaydedilmiştir (Tang, 2008).

Kayma mesafesi, sürtünme katsayısında olduğu gibi aşınma kaybını da etkileyen çalışma şartlarından biridir. Kayma mesafesindeki artış temas halinde bulunan asperitlerin sayısında artışa neden olur.

Miyajima ve Iwai yapmış oldukları çalışmada aşınma testinin başlangıç aşamasında düşük bir aşınma oranı, belirli bir kayma mesafesinden sonra kararlı hal aşamasında ise aşınma oranında kayma mesafesinin artışıyla lineer bir artış gözlemlenmiştir. Bu artışın, başlangıç aşınmasından kararlı hal aşamasına kadar olan geçiş sürecinde sürtünme kuvvetindeki ani düşüş ile kompozit pim numunesinin aşınma miktarındaki değişiminden kaynaklandığı tespit edilmiştir (Miyajima, 2003).

Wang ve Rack, SiC_p ve SiC_w takviye fazlı 7091 Al matriksli kompozitlerin aşınma davranışlarını kuru kaymalı şartları altında incelemiştir. Test sonuçlarına göre, başlangıç kayma periyodu boyunca hem matriks alaşımında hem de iki kompozit malzemenin aşınma oranlarında yükselme gözlenmiştir. Kararlı hal aşamasında ise takviyesiz alaşımın aşınma oranında artış, diğer iki kompozit malzemenin aşınma oranında ise azalma elde edilmiştir. Kompozitlerin başlangıç aşınma miktarının, büyük oranda takviye fazının oryantasyonuna bağlı olduğu bulunmuştur. SiC_w takviye fazının sürtünme yüzeyine dik olarak imal edildiği kompozit malzemenin aşınma oranının diğer malzemelere kıyasla en yüksek olduğu gözlenmiştir. Ancak kompozitlerin kararlı hal aşınma oranları, takviye fazının geometrisinden (partikül, whisker) bağımsız olduğu bulunmuş ve SiC_w paralel oryantasyonlu kompozit malzemenin aşınma direncinin en iyi olduğu belirlenmiştir (Wang, 1994).

Bu sonuçlar kayma mesafesinin metal matriks kompozit malzemelerin aşınma ve sürtünme davranışlarında faktörlerden biri olduğunu göstermektedir.

3.3.1.2. Yük

Uygulama yükü aşınma çiftlerinin temas alanını etkileyen önemli bir faktördür. Temas alanının artması yük miktarına bağlı olduğu gibi malzemelerin özelliği ve geometrilerine de bağlıdır. Etki eden kuvvetin büyüklüğü, türü (statik, dinamik,

darbeli veya titreşimli olup olmadığı) doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemenin tesirini belirleyen etmenleri oluşturur (Demirel, 2007).

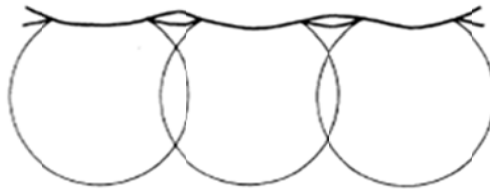
Uygulama yükündeki artış sürtünme kuvvetinin artışına neden olur. Bu yüzden arayüzey sıcaklığı artar. Yükün artması hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişe neden olabilir (Teer, 1989).

Hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş, temas halindeki asperitilerin altındaki plastik bölgelerinin etkileşimiyle açıklanabilir. Hafif aşınma olması durumunda, plastik bölgeler arasında hiçbir etkileşim yoktur. Bu durum Şekil 3.11’de gösterilmiştir (Teer, 1989).



Şekil 3.11. Hafif yükler altındaki asperiti etkileşimi (Teer, 1989)

Yük artırıldığı zaman plastik bölgeler Şekil 3.12 ‘deki gibi etkileşime girer ve yüzey altı bölgelerde uygun plastik deformasyon veya akış meydana gelir. Bu durumda Amonton’un sürtünme katsayısı bağıntısı kanunu geçerli olmaz ve Amonton’a göre şiddetli aşınmayı ifade eden II. veya III. derece kapsamında değerlendirilmelidir. (Teer, 1989).



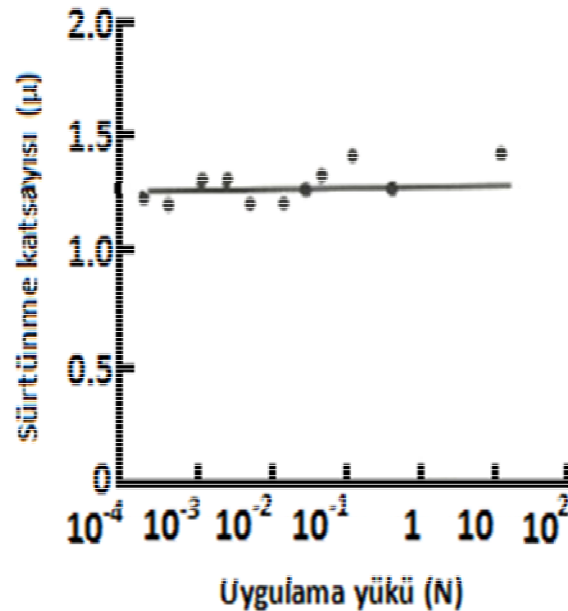
Şekil 3.12. Yüksek yük altındaki asperiti etkileşimi (Teer, 1989)

Farklı takviye fazı oranı ve türlerine sahip metal matriks kompozitlerde de bu durum gözlenmiştir. Kritik bir uygulama yükü değerinden sonra takviye fazları yük taşıma özelliklerini kaybetmişlerdir. Bu kritik yük değeri takviye fazı cinsi, takviye fazının üretim yöntemi, uygulama yükünün türüne göre değişiklik göstermiştir (Kwok, 1999b; Zhang, 1993). Ayrıca artan uygulama yükü, yüksek temas basıncı ve kayma gerilimi üretmiştir. Bu durum daha fazla plastik deformasyon ve daha fazla mekanik

bozulmaya neden olarak şiddetli aşınmaya geçişe neden olmuştur (Zhang, 1997; Wilson, 1997; Zhang, 2008).

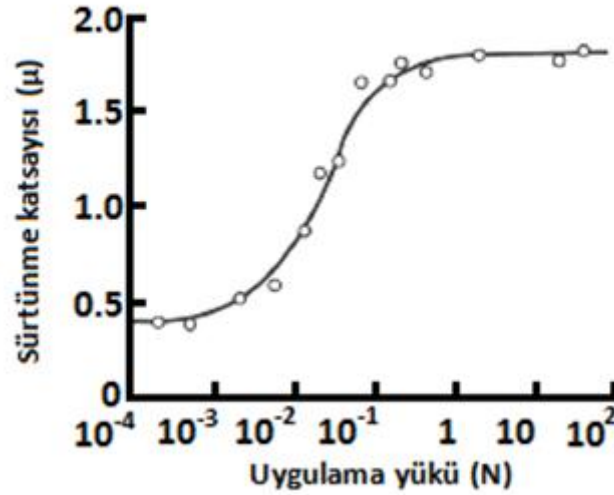
Uygulama yükü ile sürtünme katsayısı arasında direkt bir ilişki yoktur. Artan uygulama yüküne göre bazı malzemelerde sürtünme katsayısı artış gösterirken, bazılarında ise azalma davranışı sergilemiştir. Bazı malzeme türlerinde ise neredeyse değişim göstermemiştir (Bhushan, 2002).

Kuru kaymalı çalışma şartında alüminyum üzerinde kaydırılan çeliğe ait uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi Şekil 3.13 'de gösterilmiştir.



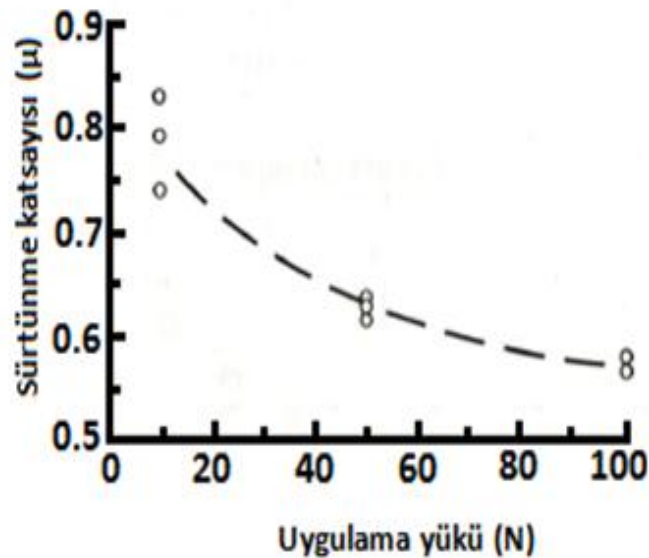
Şekil 3.13. Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi (Bhushan, 2002)

Yük belirli bir değere kadar değiştirilmesine rağmen sürtünme katsayısı temel olarak aynı kalmıştır. Ancak kayma esnasında yüzey filmi oluşan malzemelerde (havayla reaksiyon sonucu), sürtünme katsayısı yüke bağlı olarak değişim gösterebilir. Örneğin; atmosfer ortamında bakır-bakır ikilisinin sürtünme katsayısı düşük yük uygulandığında düşük bir değere sahipken kademeli bir geçişle yükseldiği belirlenmiştir (Bhushan, 2002). Şekil 3.14'de bu durum görülmektedir.



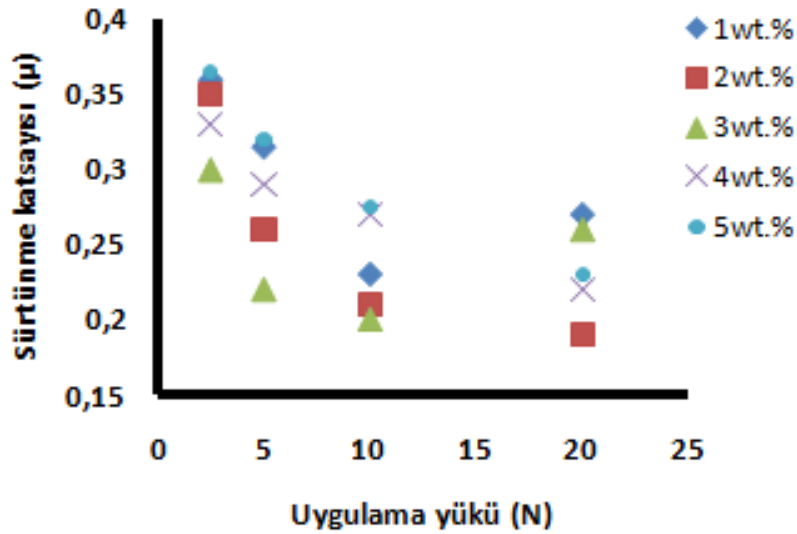
Şekil 3.14. Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi (Bhushan, 2002)

Şekil 3.14 incelendiğinde, 2 belirgin durum göze çarpmaktadır. 1. Durumda düşük sürtünme mevcuttur. Bakır mevcut hava ile oksidasyona uğrar. Bu oksit film veya tabaka düşük yükte iki metal yüzeyi etkili bir şekilde ayırır ve metal-metal temasına büyük ölçüde engel olur. Oksit film düşük bir kayma (kesme) mukavemetine sahiptir. 2. Durumda, yüksek yük artışına bağlı olarak oksit film kırılır ve bunun sonucu olarak metalik temas başlar. Metalik temasın başlamasıyla yüzey bozunumu artar yüksek sürtünme meydana gelir. Bu geçiş davranışı diğer metaller için de yaygındır (Rabinowicz, 1995).



Şekil 3.15. Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi (Bhushan, 2002)

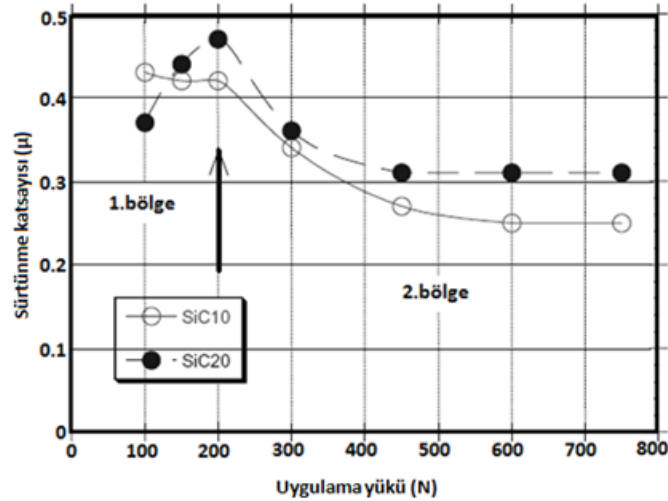
Metal matriks kompozitlerin sürtünme davranışları, aşınma davranışlarında bahsedildiği gibi takviye fazının cinsi, üretim yöntemi veya matriks ile yaptığı arayüzey özelliğine bağlı olarak değişiklik gösterebilir. Gultekin ve ark, bakır esaslı ağırlıkça %1-5'e kadar grafit katkılı balatalarda uygulama yükünün sürtünme katsayısına etkisini incelemiştir (Gultekin, 2010). Şekil 3.16 uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimini göstermektedir.



Şekil 3.16. Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi (Gultekin, 2010)

Şekil 3.16'daki bulgular genel olarak değerlendirildiğinde, uygulama yükü artışıyla sürtünme katsayısı değerleri azalma eğilimi göstermiştir. Uygulama yükü metal yüzeylerde oksidasyon artışına neden olduğu için metal-metal kaymalı temas için bu davranış beklenen bir durumdur. % 1 ve % 3 grafit katkılı kompozit malzemeler için uygulama yükü 10N'ü geçtiğinde sürtünme katsayısı artış göstermiştir. %1 grafit katkılı kompozit malzeme 20N'un üstünde grafitin yağlayıcılık etkisi yetersiz olduğu için sürtünme katsayısı artış yapmıştır. Ancak,% 3 grafit katkılı kompozitteki bu artışın nedeni araştırmacılar tarafından deneysel bir hatadan dolayı olabileceği şeklinde açıklanmıştır (Gultekin, 2010).

Straffelini ve ark, alüminyum esaslı kompozit malzemelerde uygulama yükünün sürtünme katsayısına etkisini incelemiştir (Straffelini, 2004). Elde etmiş oldukları sonuçlardan yükün etkisi iki belirgin bölge şeklinde ortaya çıkmıştır (Şekil 3.17).



Şekil 3.17. Uygulama yüküne göre sürtünme katsayısı değişimi (Straffelini, 2004)

Birinci bölgede, 200N'un altındaki yükler için oldukça yüksek sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Bu bölgede iki malzeme birbirleriyle kıyaslandığında SiC10 takviyeli kompozit malzemenin sürtünme katsayısı sabit iken, SiC20 takviye fazlı kompozit malzemenin sürtünme katsayısının değeri yük artışıyla yükselmiştir.

200 N'dan daha yüksek uygulama yükünün bulunduğu ikinci bölgede, sürtünme katsayısı her iki malzeme için yaklaşık olarak 500N'a kadar düşüş göstermekte ve bu değerden sonra sabit kalmaktadır. Bu bölgede, SiC20 kompozit malzemenin sürtünme katsayısı SiC10 kompozit malzemeye kıyasla daha yüksektir (Straffelini, 2004).

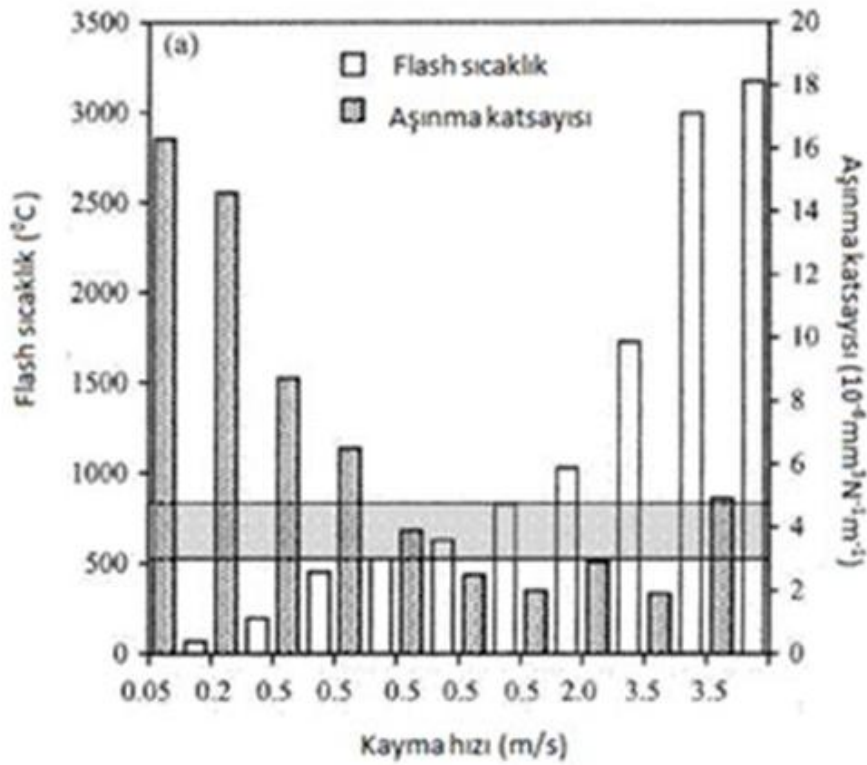
Sürtünmedeki bu trend literatürdeki diğer çalışmalarla paralellik göstermektedir. Bu durum artan uygulama yükü sonucu aşınma yüzeyinde meydana gelen oksit tabakanın sürtünme katsayısını etkilemesi şeklinde açıklanabilir.

3.3.1.3. Kayma hızı

Aşınma üzerinde kayma hızının ne derece etkili olduğu, araştırmacılar tarafından yeterince anlaşılmış değildir (Rao, 2011). Kayma hızının, kayan malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde etkisi bulunmaktadır. Birbiri üzerinde kayan cisimlerde meydana gelen ısının miktarı ve temas yüzeyi sıcaklığına etki eden faktörlerden birisi de kayma hızıdır. Kolaylıkla anlaşılacağı gibi birbiriyle temas halinde olan ve aralarında sürtünme meydana gelen cisimlerin yüzey tabakalarının ısınması sonucu

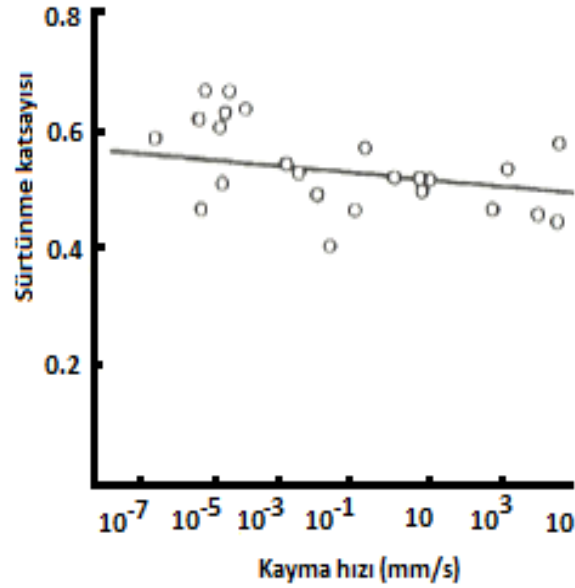
mekanik ve sürtünme özelliklerinin yanı sıra bu cisimlerin kimyasal yapılarında da değişiklikler meydana gelmektedir (Şahin, 1998).

Kayma hızının artmasından dolayı ısı artışı oluşur. Bu ısı artışı kayan cisimlerin lokal arayüzey sıcaklığını artırır. Bu artış temas halindeki yüzeylerin ergime sıcaklığının üzerindeki bir değere çıkarsa yüzeylerde ergimeler meydana gelir. Kayma davranışı ergimiş tabaka içindeki viskoz kuvvetler tarafından belirlenir. Ayrıca bu durum yüzeylerin elastik modülü, sürtünme katsayısı ve mukavemeti gibi değerlerinin belirgin bir şekilde değişmesine neden olur (Gomes, 2001). Şekil 3.18 kayma hızı artışına göre anlık (flash) sıcaklıkta meydana gelen değişimi göstermektedir.



Şekil 3.18. Kayma hızı değişimine göre anlık (flash) sıcaklık değişimi (Gomes, 2001)

Amonton'un üçüncü kanuna göre sürtünme katsayısı kayma hızından bağımsızdır. Ancak bu kural her zaman geçerli değildir. Şekil 3.19'da kinetik sürtünme katsayısı artan kayma hızı sonucu genellikle negatif bir değer almaktadır (Bhushan, 2002).



Şekil 3.19. Kayma hızının sürtünme katsayısına etkisi (Bhushan, 2002)

Ancak sürtünme katsayısı kayma hızının artışına göre her zaman düşme eğilimi göstermeyebilir.

Qin ve ark, pim-disk cihazında Mg₂Si/Al kompozitleri otomobil fren balatalarına karşı kaydırılması sonucu meydana gelen aşınma davranışlarını incelemiştir. Yapılan testlerin sonucuna göre artan kayma hızıyla aşınma oranında artış meydana gelmiştir. Artan kayma hızıyla kompozit malzemelerin yüzey sıcaklığı artmış ve bu durum yüzey ve yüzey altı plastik akışa neden olduğu için aşınma oranını artırmıştır (Quin, 2008).

Ramesh ve ark, Ni-P ile kaplı Si₃N₄ takviye fazlı Al6061 matriksli kompozit malzemelerinin sürtünme ve aşınma davranışlarını incelemiştir. Yapılan çalışmanın sonucuna göre, kayma hızında belirli bir değere kadar olan artış sürtünme katsayısını da artırmış ve en yüksek bir değere ulaştırmıştır. Kayma hızının daha fazla artırılması, sürtünme katsayısında önemli bir değişime yol açmamıştır. Düşük kayma hızında düşük sürtünme katsayısı değeri elde edilmiş. Bu durum araştırmacılar tarafından arayüzeyde oluşan ince oksit filmin etkisinden dolayı meydana gelebileceği şeklinde açıklanmıştır. Ancak kayma hızı artırıldığı zaman bu katı oksit film tabakası kırılmış ve bunun sonucunda daha yüksek sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Ayrıca artan kayma hızından dolayı arayüzeyde meydana gelen

termal yumuşama sürtünme katsayısını artırmıştır. Bunların yanı sıra, yüksek kayma hızı sonucu oluşan arayüzey sıcaklığı temas yüzeylerinin aşırı plastik deformasyona uğramasına neden olduğu belirtilmiştir. Buna bağlı olarak daha fazla asperiti kavraması ve dolayısıyla sürtünme katsayısında artış gözlenmiştir (Ramesh, 2010). Benzer sonuçlar Sharma tarafından da elde edilmiştir (Sharma, 2001).

Zhang ve ark, yüksek hacimli SiC_p/Cu matriksli kompozit malzemelerin kuru kaymalı aşınma davranışlarını incelemiştir. Basınçsız infiltrasyon yöntemiyle üretilen bütün kompozit malzemelerin sürtünme katsayısı değerleri başlangıç alıştırma aşamasında maksimum bir değere kadar artış göstermiş ve ilk 200 m'den sonra kararlı hal aşamasına gelmiştir. Alıştırma aşamasında sürtünme katsayısının yüksek bir değere ulaşmasını, sert takviye fazının aşınma yüzeyinden dışarı çıkmasından kaynaklandığını kaydetmişlerdir (Zhang, 2008).

Uyyuru ve ark, bir malzemenin aşınmasına neden olan uygulama yükü ve kayma hızı arasında güçlü bir etkileşim olduğunu ifade etmişlerdir. Sürtünme katsayısı artan kayma hızıyla orantılı bir şekilde değişim göstermiştir (Uyyuru, 2007).

Rao ve Das, alüminyum metal matriks kompozitlerin aşınma davranışlarına SiC ve kayma hızının etkisini pim-disk aşınma testiyle incelemiştir. Farklı SiC takviye fazı oranına sahip bütün numunelerde kayma hızı artışıyla Sürtünme katsayısı düşüş göstermiştir. En düşük sürtünme katsayısı %10 SiC takviye fazlı kompozitle en yüksek kayma hızı sonucunda elde edilmiştir. En yüksek sürtünme katsayısı ise %25 SiC takviye fazlı kompozitle en düşük kayma hızında gözlenmiştir. Artan takviye fazı sonucunda karşı diske nüfuz eden SiC partiküllerinden dolayı daha fazla sürtünme meydana geldiği ileri sürülmüştür (Rao, 2011).

Gomez-del Rio ve ark, Al-Li/SiC kompozitlerin kuru kaymalı aşınma davranışlarındaki sıcaklık ve kayma hızı geçişlerini incelemiştir. Kompozit malzemelerin aşınma oranları belirli bir kayma hızına kadar düşüş göstermiş bu kayma hızından sonra artış göstermiştir. Bu kritik kayma hızından sonra hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş meydana gelmiştir. Bu kayma hızı değerinin gerçek temas sıcaklığına bağlı olduğu belirtilmiştir (Gomez-del Rio, 2010).

Kayma hızı kritik bir değeri aşarsa takviye fazları kırılıp, parçalanır ve yük taşıma kabiliyetlerini kaybederler. Bu durumun kompozitlerin aşınma oranlarında artışa neden olacağı ifade edilmiştir (Zhang, 1997).

Wilson ve Alpas, % 20 SiC takviye fazlı alüminyum metal matriks kompozitleri için aşınma haritaları oluştururken de bu kritik kayma hızı geçişlerinden bahsetmişlerdir (Wilson, 1997).

3.3.1.4. Sıcaklık ve ortam

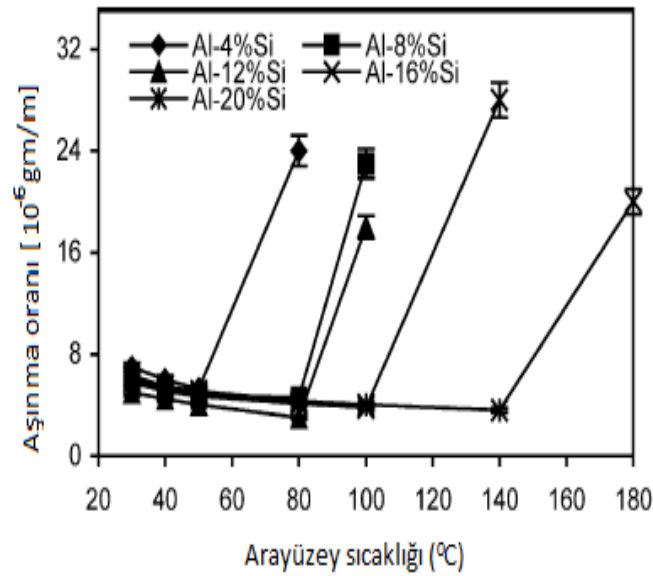
Birbiriyle temas halinde olan iki yüzey arasındaki nispi hareket sonucu sürtünme ısı oluşur. Sürtünmeye karşılık işin büyük bir kısmı ısıya dönüşür. Oluşan bu sürtünme ısı arayüzey sıcaklığının artmasına neden olur (Teer, 1989). Ara yüzeydeki bu sıcaklık artışı kayan iki yüzeyi birçok şekilde etkiler:

- 1) Malzeme yüzeyinde oksidasyon oluşumunu teşvik eder,
- 2) Oksidasyondan dolayı kayan yüzeylerde oksit filmi oluşabilir,
- 3) Kayan yüzeylerin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkiler,
- 4) Malzeme yüzeyinde faz dönüşümleri meydana gelebilir.

Kayma yüzeyinde sürtünmeden dolayı meydana gelen yüksek ara yüzey sıcaklığı kimyasal reaksiyonları teşvik eder. Bu duruma örnek olarak hava ortamındaki metal yüzeylerin oksidasyonu veya yağlayıcı filmlerin bozunumları verilebilir. Ayrıca bu yüksek sıcaklıklar asperitlerin temas bölgesinin ergimesine neden olur ve malzemenin aşınmaya karşı direncini düşürür.

Yapılan araştırmalar ara yüzey sıcaklık artışının aşınmayı belirli bir değere kadar etkilemediği, bu kritik değerden sonra ani bir değişikliğe yol açtığını ortaya koymuşlardır. Yani kritik sıcaklık değerinden sonra hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya bir geçiş gözlenmiştir. Aşınma çiftleri arasında ergime sıcaklığı yüksek olan malzemelerin aşınma direncinin diğerlerine göre daha iyi olduğu tespit edilmiştir (Berns, 1999).

Dwivedi yapmış olduğu çalışmada, değişik Si oranlarına sahip döküm Al-Si-Mg alaşımlarının aşınma oranlarına arayüzey sıcaklığının etkisini incelemiştir. Araştırmacı yapmış olduğu çalışma sonucunda arayüzey sıcaklığına bağlı olarak hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişi gözlemlemiştir. Ancak bu kritik sıcaklık değeri Si oranına bağlı olarak değişiklik göstermiştir. Bu durum Şekil 3.2'de gösterilmiştir (Dwivedi, 2004). Şekil 3.20'ye göre Si alaşımı kritik arayüzey sıcaklık değerini geciktirici bir rol oynamıştır. % 4 Si içeriğine sahip alaşımda bu değer 50 °C gösterirken, % 20 Si oranına sahip alaşımda ise bu değer 140 °C olarak gözlenmiştir.



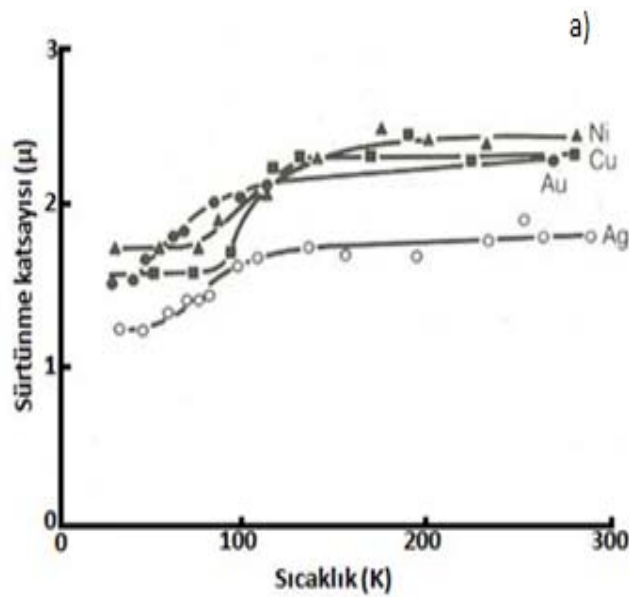
Şekil 3.20. Arayüzey sıcaklığı artışına göre aşınma oranı değişimi (Dwivedi, 2004)

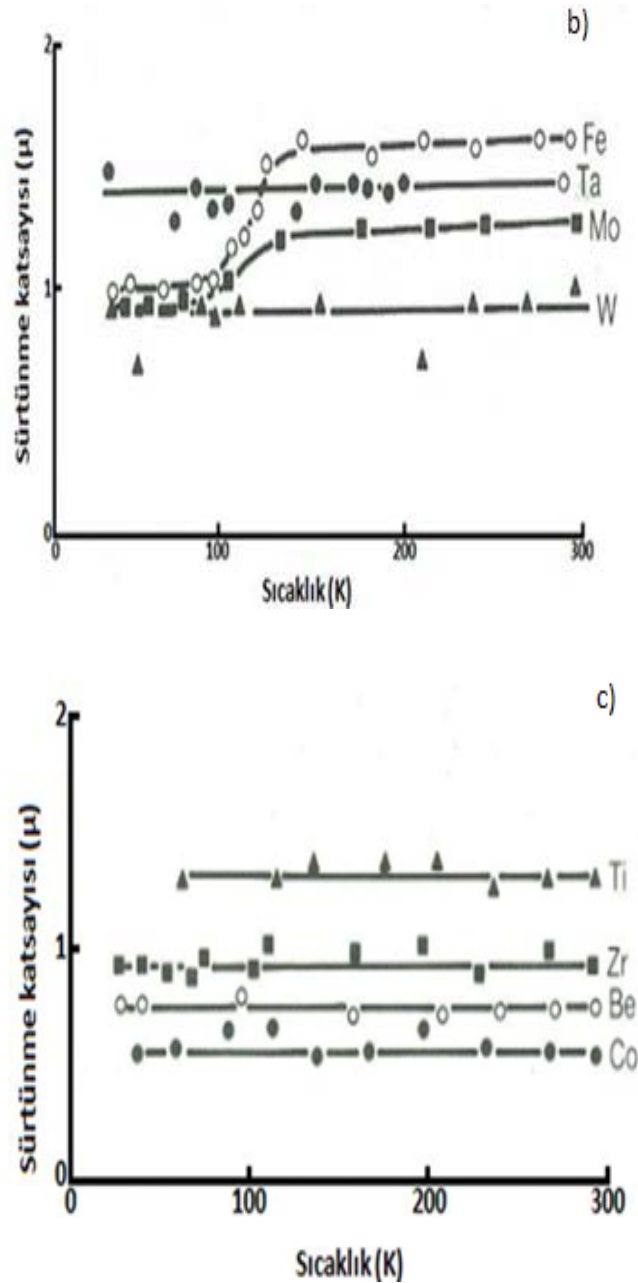
Arayüzey sıcaklık artışının bir diğer etkisi ise yüzeylerde oksit oluşumunu teşvik etmesidir. İki yüzey arasında oksit tabakanın oluşması metal-metal kontağı azaltır. Oksit film tabakası malzemelerin sürtünme ve aşınma davranışlarını etkiler (Stott, 1998). Oluşan oksit filmi katı yağlayıcı gibi davranarak metal-metal temasını engeller ve sürtünme katsayısıyla birlikte aşınma oranının düşmesine neden olur (Stott, 1998).

Arayüzey sıcaklığının yanı sıra ortam sıcaklığının da sürtünme ve aşınma davranışları üzerine etkisi bulunmaktadır. Sıcaklık artışıyla metal matriks kompozitlerde hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişler meydana gelmektedir (Gomez-del Rio, 2010; Kumar, 2009; Wilson, 1996; Krakhmalev, 2006; El-Kady, 2003; Martin, 1996; Singh, 1996).

Martin ve ark (Martin, 1996) SiC takviye fazlı alüminyum esaslı kompozit malzemelerin aşınma direncine ortam sıcaklığının etkisini incelemiştir. Ortam sıcaklığı 20 °C'den 200 °C'ye kadar artırılmıştır. Numunelere ayrıca ısıl işlem (T4) uygulanmıştır. Sıcaklık artışıyla hem takviyesiz alaşımda hem de kompozit malzeme de hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçişler meydana gelmiştir. Aşınma oranları cinsinden incelendiğinde her iki malzeme arasında iki katı kadar farklılık oluşmuştur. Takviyesiz alaşım için geçiş sıcaklığı 100 ile 150 °C arasında iken, kompozit malzeme için 150 ile 200 °C arasında olduğu gözlenmiştir.

Ortam sıcaklığının sürtünme katsayısına etkisi, malzemelerin kristal yapılarına göre farklılık göstermektedir. Şekil 3.21 çok yüksek vakum ortamında üç yaygın kristal yapıya sahip metalin yine kendilerine karşı kaymaları sonucu meydana gelen sürtünme katsayısı değişimlerini göstermektedir. Bu malzeme türleri, kübik sıkı paket (k.s.p.), hacim merkezli kübik (h.m.k.) ve hekzagonal sıkı paket (h.s.p.) kristal yapıya sahip metallerdir. Hem k.s.p. hem de h.m.k. yapıya sahip metaller için sürtünmede geçişler meydana gelmiştir. Bu durum, k.s.p. yapıya sahip metallerde (Nikel, bakır, altın, gümüş v.b) düşük sıcaklıkta çok yüksek oranda meydana gelen deformasyon sertleşmesinden kaynaklanmaktadır. H.m.k. yapıya sahip metallerde (Demir, tantanyum, molibden, wolfram v.b) ise bu geçiş süneklilik-kırılma geçişi çakışmasından kaynaklanmaktadır (Şekil 3.21 a,b).



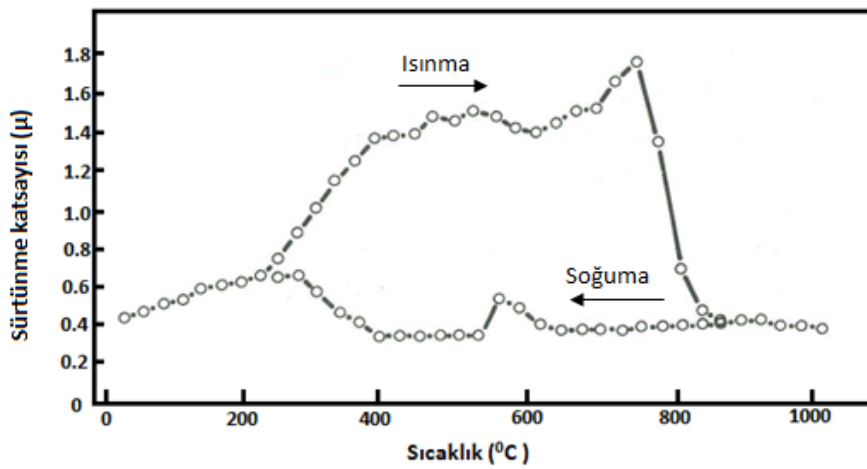


Şekil 3.21. Değişik kristal kafes yapıları malzemelerin sıcaklık artışına göre sürtünme katsayısı değişimi a)k.s.p yapıları, b) h.m.k yapıları, c) h.s.p yapıları malzeme (Buckley, 1981)

Hekzagonal sıkı paket (h.s.p.) metallerde (Titanyum, zirkonyum, berilyum, kobalt vb.) sıcaklık artışıyla herhangi bir değişim gözlenmemiştir. Ama her bir metalin süneklik davranışı ve sürtünme katsayısı arasında belirli bir ilişki vardır. Oldukça sünek olan titanyum ve zirkonyumun sürtünme davranışları k.s.p. yapıları metallere benzemektedir. Düşük sıcaklıkta sınırlı uzamaya sahip berilyum ve kobalt ise aksine düşük sürtünme katsayısı değeri sergilemiştir (Şekil 3.21c).

Ara yüzey sıcaklık artışında meydana geldiği gibi, ortam havasının ısıtılmasıyla da metal matris kompozit malzemelerin oksidasyon oranı artar ve bundan dolayı oksit filmlerinin kalınlık ve yapıları değişir. Bu durum sıcaklıkla değişen sürtünmede ikinci bir mekanizma sağlar (Ghosh, 2011; Mousavi Abarghouie, 2010; Muratoğlu, 2000; Gomes, 2001; Şahin, 1998; Ravikiran, 1997).

Oluşan oksit tabakası katı yağlayıcı görevi üstlenir. Şekil 3.22, östenit paslanmaz çeliğin artan sıcaklığa bağlı olarak sürtünme katsayısında meydana gelen değişimini göstermektedir.



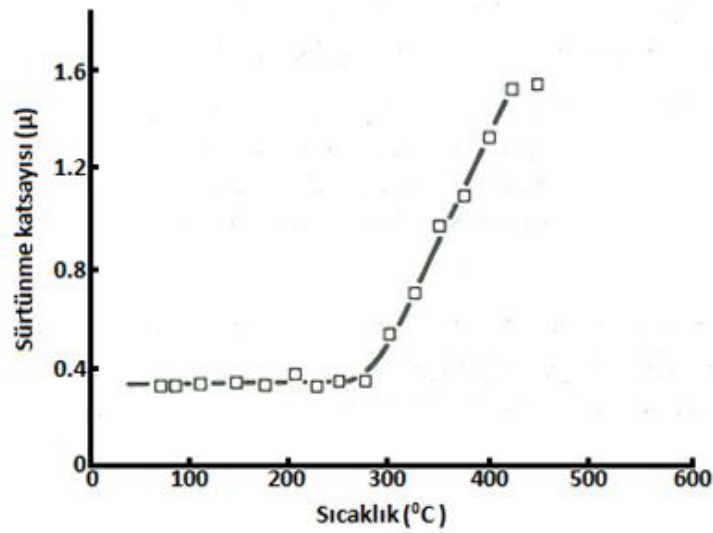
Şekil 3.22. Sıcaklığa bağlı sürtünme katsayısı değişimi (Buckley, 1981)

Şekil 3.22'deki grafikte görülen metaller sıcaklık artışına bağlı süneklik artışı sonucu μ değeri 750 °C'ye kadar kararlı bir şekilde artış göstermiş, bu sıcaklık değerinden sonra nikel üzerinde kalın nikel oksit filmi oluşmuş ve sürtünme katsayısı aniden düşüş göstermiştir. Soğuma esnasında, asperitlerin ayrışması için oksit tabakası varlığını sürdürür ve çok daha düşük sıcaklığa kadar düşük sürtünme korunur. Benzer davranış yaygın olarak çeliklerde gözlemlenir. Fe_3O_4 yüzey tabakası Fe_2O_3 'ten daha düşük sürtünme katsayısı sağlar (Roy, 2006; Posmyk, 2003; Da Costa, 1999; Fındık, 2008)

Malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde etkili olan faz dönüşümleri sürtünmeyi büyük oranda değiştirebilir. En güçlü etki ergimeden dolayı meydana gelmektedir. Bir metalin erime sıcaklığı aşıldığı zaman mukavemeti hızlı bir şekilde düşer. Bundan dolayı adhezyon artar ve temas noktalarının yumuşamasından dolayı sürtünmeyi arttırdığı belirtilmektedir. Ancak, kayan yüzeylerden biri gerçekten

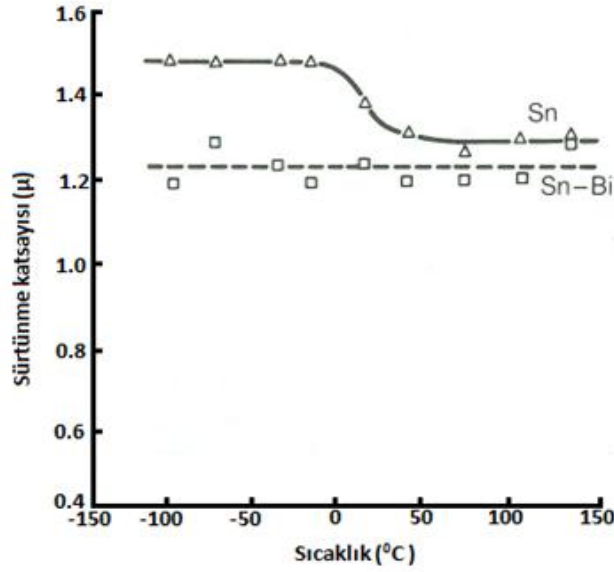
eridiği zaman kayma (kesme) mukavemeti düşer. Bundan dolayı sürtünme kuvveti düşük bir değer alır. Bu değerın miktarı sıvı tabaka altındaki viskoz kuvvetleri tarafından belirlenir. Bu olay çok yüksek hızlarda ($>100 \text{ ms}^{-1}$) metallerin kayması durumunda meydana gelir. Bu olaya örnek; buz veya kar üzerinde yapılan kayak verilebilir (Hutching, 1992).

Düşük kayma hızlarında veya yeterince düşük ortam sıcaklığında ergimiş bir film oluşmaz ve sürtünme katı yüzeylerin etkileşimiyle kontrol edilir. Ayrıca, katı-hal faz dönüşümleri de sürtünmeyi etkiler (Buckley, 1981). Şekil 3.23 kobaltın sürtünme katsayısının sıcaklıkla değişimini göstermektedir.



Şekil 3.23. Vakum altındaki kobaltın sıcaklığa göre sürtünme katsayısının değişimi (Buckley, 1981)

Kobaltın sürtünme katsayısı 417 °C sıcaklıkta dönüşüm sergiler. K.s.p. yapı malzemenin sürtünme katsayısı yüksek, aksine h.s.p. malzemenin ise düşüktür. İlk önce sürtünme davranışındaki değişim dönüşüm için denge sıcaklığının altındaki ortam sıcaklığında gözlenir. Çünkü sürtünme ısısı ara yüzey sıcaklığını artırır. Polimorfik dönüşüm sergileyen diğer bir metal olan kalay (Sn)'ın sıcaklık artışıyla sürtünme katsayısında meydana gelen değişim Şekil 3.24'de gösterilmiştir (Buckley, 1981).

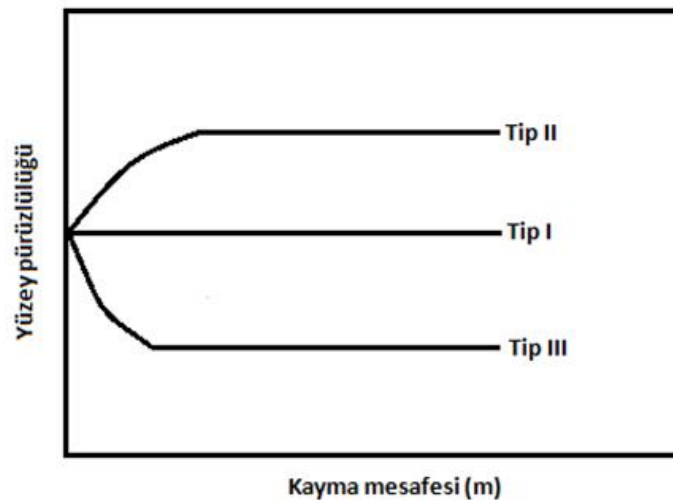


Şekil 3.24. Kalay, kalay-bismut alaşımının sıcaklığa göre sürtünme katsayısı değişimi (Buckley, 1981)

13⁰C dönüşüm sıcaklığının altında kalayın sürtünme katsayısı sabit, üstündeki sıcaklıkta ise beyaz kalayın sürtünme katsayısı sabittir. Kalayın içine bir miktar bismut katılması kalay-bismut alaşımının sürtünme katsayısının sıcaklıkla değişmesini önlemiştir (Buckley, 1981).

3.3.1.5. Yüzey pürüzlülüğü

Başlangıç şartlarında yüzey pürüzlülüğünün kontrolü kolaydır. Fakat çalışma sırasında aşınma mekanizmasına göre değişen yüzey profilinin kontrolü imkânsızdır (Solmaz, 2002).



Şekil 3.25. Kayma mesafesine göre yüzey pürüzlülüğü değişimi (Kato, 2001)

Kayma mesafesine bağılı olarak aşınma yüzeyleri üzerinde üç değişik pürüzlülük tipi görülmektedir (Şekil 3.25).

Tip 1, kararlı aşınma durumunda yüzey pürüzlülüğü değerinde herhangi bir sapmanın olmadığını göstermektedir. Tip II'de, yüzey pürüzlülüğü alışma evresinde belirli bir değere kadar artış gösterdikten sonra sabit kalmaktadır. Tip III yüzey pürüzlülüğü, alışma aşamasında hızlı bir şekilde düşmekte ve kararlı aşınma bölgesinde sabit bir değerde kalmaktadır (Kato, 2001).

Yüzey pürüzlülüğünün hem aşınmaya hem de sürtünme kuvvetine etkisi büyüktür. Yüzey pürüzlerinin büyüklüğü veya küçüklüğü yani yüzeyin pürüzlülük derecesi, temas davranışını etkileyeceğinden aşınma ve sürtünme olayını etkileyen en önemli faktörlerden biridir (Kato, 2001).

Sürtünen iki cismin gerçek temas alanı, görünen temas alanından küçüktür. Gerçek temas alanı temasta olan pürüzlerin toplam alanıdır. Yüklemenin şekli ve miktarı temas alanının büyüklüğünü etkiler. Yük arttıkça ilk temas eden pürüzler şekil değişimine uğrar, yani deforme olur ve bunun sonucu kısa boyutlu yeni pürüzler birbiri ile temas ederler. Yüklemenin devam etmesi halinde pürüz sayısı azalır ve gerçek temas alanı görünen temas alanına yaklaşır (Bhushan, 2002; Vardavoulis, 1993; Köksal, 2004; Demirci, 1982). Yüzey pürüzlülüğünün artışı ile aşınma direnci azalır (Sari, 2007; Demirel, 2007; Selçuk, 1994).

Sürtünme esnasında yüzeyden kopan küçük partiküllerin, büyük bir kısmını yüzeyde bulunan pürüzler meydana getirir. Sürtünme durumunda yüzey pürüzlerine gelen teğetsel gerilmenin, akma sınırını aşması durumunda plastik deformasyon sonucu yüzey pürüzleri tepelerinden koparak aşınmayı hızlandırır. Sert yüzeyin pürüzlülüğü ile aşınmasının doğru orantılı olduğu ve aşınma hızının sert yüzey üzerindeki pürüzlerin şeklinden az etkilendiği tespit edilmiştir. Genelde yüzey pürüzlülüğü arttıkça temas noktaları (yükü taşıyacak olan gerçek alan) azaldığı için aşınma miktarı artacaktır. Bunun aksine, pürüzsüz sayılabilecek yüzeyde aşınma artıklarının kalabilmesi ve sürtünen iki yüzeyin arasındaki çekim kuvvetinin fazla olması da adhezyon ve abrasyon aşınmalarını arttıracaktır. Eğer hareketin yönü pürüzlülüğün yönüne dik ise aşınma miktarı azalmaktadır (Hiçyılmaz, 1999). Yüzey pürüzlülüğü,

sürtünme esnasında meydana gelen sürtünme kuvveti üzerinde etkili olan önemli parametrelerden birisidir (Bhushan, 2002).

Pürüzsüz yüzey hidrodinamik ve karışık yağlama için arzu edilen bir durumdur. Ancak, metallerde kuru sürtünme durumunda çok pürüzsüz yüzeyler kaba yüzeylerle kıyaslandığında temas alanı adhezyona yol açabilir. Ultra pürüzsüz yüzey durumunda ise yüzeyler birbirine yapışmakta ve bunun sonucunda çok yüksek sürtünme katsayısı meydana gelmektedir. Ra 0.2 - 0.5 μm aralığında ise sürtünme katsayısı yüzey pürüzlülüğünün artmasıyla azalır. Yüzey pürüzlülüğü çok daha yüksek ise yaklaşık 0.5-10 μm arasında bir değer ise sürtünme katsayısı hemen hemen sabittir. Yüzey pürüzlülüğü 10 μm 'den daha yüksek ise sürtünme katsayısı artar. Çünkü yüzey asperitleri arasında artan bir etkileşim vardır (Bucley, 1981)

3.3.2. İç faktörler

İç faktörler kompozit malzeme üretim prosesleriyle düzenlenip kontrol edilebilir. Kompozitlerin aşınma direnci iç faktörlerde yapılacak değişikliklerle optimize edilebilir.

3.3.2.1. Takviye fazının tipi

Kompozit malzemelerin mekanik özellikleri takviye fazı şekline göre de değişiklik göstermektedir. Kompozit malzemelerde dört farklı takviye fazı tipi bulunmaktadır. Bunlar:

- Partikül şekilli
- Fiber şekilli
- İğnecik veya kısa fiber şekilli
- Pulcuk (Fleyk)

SiC, TiC, Si₃N₄, Al₂O₃ ve SiO₂ gibi sert takviye fazı içeren kompozit malzemeler takviye fazı türüne bağlı olarak matriks alaşıma göre daha düşük aşınma oranına sahip olmuştur. Aksine MgO ve BN gibi yumuşak partiküllü takviye fazı içeren kompozit malzemeler takviyesiz matriks alaşıma kıyasla 4-5 kat daha yüksek aşınma oranına sahip olmuştur. Ancak, Hosking ve ark., 0.5 N'luk hafif yükteki aşınma testi sonucunda SiC partikül takviye fazlı kompozit malzemenin Al₂O₃ partikül takviye fazlı kompozite göre aşınmaya karşı daha dirençli davranış sergilediğini rapor

etmişlerdir. Onlar bu sonucu partiküllerin sertlik değerlerindeki (Al_2O_3 :1800 Hv, SiC: 2600 Hv) farka atfetmişlerdir (Hosking, 1982).

Roy ve ark, 6061 alüminyum alaşımın aşınma performansının SiC, TiB_2 , B_4C ve TiC takviye fazlarının ilave edilmesiyle önemli derecede iyileştiğini bulmuşlardır. Yüzey altı çatlak ve delaminasyon mekanizmaları kompozitlerde yaygın olarak görülmüştür. Ancak Al-TiC kompozit için çatlak bölgesi diğer kompozit türleriyle kıyaslandığında daha derine yayılmıştır (160 μm). Ayrıca, TiC takviyeli kompozitin aşınma direnci SiC, TiB_2 ve B_4C takviye fazlı kompozitlerden daha düşük elde edilmiştir. TiC 6061 alüminyum esaslı kompozitin daha düşük aşınma direncine sahip olmasında bu iki faktör etkili olmuştur (Roy, 1992).

Caracostas ve ark, TiB_2 takviye fazlı alüminyum esaslı kompozit malzemeyi SiC_p takviye fazlı kompozit malzemeyle kıyasladıkları zaman daha üstün aşınma direncini sergilediğini rapor etmişlerdir. Araştırmacılar bunu, TiB_2 takviye fazı ile alüminyum matriks arasındaki ara yüzey bağının diğer kompozite göre daha iyi olmasına dayandırmışlardır. Delaminasyon aşınma mekanizmasında hayati bir rol oynayan partikül-matriks ara yüzeyinde eş eksenli partiküller önemlidir (Caracostas, 1992).

Eş eksenli olmayan partiküllerin oryantasyonu ve kırılma tokluğu önemli iki faktör olup abrasyon ve adhezyon aşınma mekanizmalarına dayalı aşınma davranışı üzerinde etkili olabilir.

Long ve ark, 6061 matriksli Al_2O_3 fiber ve SiC iğnecik takviye fazlarına sahip hibrit kompozit malzemenin mekanik ve aşınma direncini incelemişlerdir. Hibrit kompozit malzemenin aşınma direncine en iyi katkıyı SiC iğnecik takviye fazı yaparken en az verimi ise Al_2O_3 fiber sağlamıştır. Bu durum matriksin akması esnasında Al_2O_3 fiberin kaymasına karşılık SiC iğneciğın bariyer etkisinden kaynaklanmaktadır (Long, 1988).

3.3.2.2. Takviye fazının boyutu

Sudarshan ve Surappa uçucu kül (fly ash) partikül takviye fazlı A356 alüminyum matriksli kompozitlerin kuru kaymalı aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Uçucu kül takviye fazlı kompozitlerin aşınma direnci SiC ve Al_2O_3 takviye fazlı kompozitlerin aşınma direncine yakın bir davranış sergilemiştir. Uçucu kül partikül

boyutu ve hacimsel oranı kompozitlerin aşınma ve sürtünme özelliklerine belirgin bir şekilde etkilemiştir (Sudarshan, 2008).

Kök, Al₂O₃ partikül takviye fazlı 2024 alüminyum matriksli kompozit malzemenin abrasif aşınma davranışına partikül boyutunun etkisini incelemiştir. Çalışmada iki farklı boyutta Al₂O₃ partikül kullanılmıştır. Yapılan aşınma testi sonucuna göre kompozit malzemelerin aşınma direnci artan takviye fazı boyutuyla önemli oranda artış göstermiştir (Kök, 2006).

Skolianos ve Kattamis, karıştırmalı döküm yöntemiyle ürettikleri SiC partikül takviye fazlı Al-4.5Cu-1.5Mg matriks alaşımlı kompozit malzemelerin spesifik aşınma oranlarına partikül boyutunun etkisini incelemiştir. Deneylerde SiC partikül boyutu 10.7'den 29 µm'a kadar artırılmış ve artan partikül boyutuyla aşınma oranı artış göstermiştir. Ayrıca kompozit malzemelerin sertlik değerleri de azalmıştır (Skolianos, 1993).

0.5 N'luk hafif yükte Al₂O₃ takviye fazlı kompozit malzemelerin aşınma oranında artan tane boyutuyla azalma olduğu Hosking ve ark, tarafından rapor edilmiştir.

Jokinen ve Anderson toz metalürjisi yöntemiyle ürettikleri alüminyum matriksli kompozitlerin tribolojik özelliklerini incelemiştir. SiC takviye fazlarına sahip kompozitlerin ağır yüklerdeki (39.2 N) aşınma oranı partikül tane boyutu artışıyla artış göstermiş, hafif yükte ise kompozitlerin aşınma oranı partikül boyutu 5 'den 13 µm'e kadar artırıldığı zaman aniden azalmış ve tane boyutu 13'den 29 µm'e kadar artırıldığında ise aşınma oranının hafif bir şekilde arttığını kaydetmişlerdir (Jokinen, 1990). Alpas ve Zhang düşük yükte aynı şekilde sonuç elde etmişlerdir (Alpas, 1994).

Lee ve ark, SiC_p takviye fazlı 6061 alüminyum matriks kompozitlerin abrasif aşınma direncine porozite, hacimsel takviye fazı oranı ve partikül boyutunun etkisini incelemiştir. Kompozitler toz metalürjisi yöntemiyle üretilmiştir. Deney sonuçlarına göre aynı takviye fazı oranına sahip kompozitlerin aşınma oranları artan SiC_p boyutuyla azalmıştır. Büyük boyutlu SiC_p takviye fazına sahip kompozit malzemeler küçük boyutlu SiC_p kompozitlere göre abrasif aşınmaya karşı daha etkili olmuşlardır (Lee, 1992). Aynı şekilde Al-Rubaie ve ark, ile Kumar ve

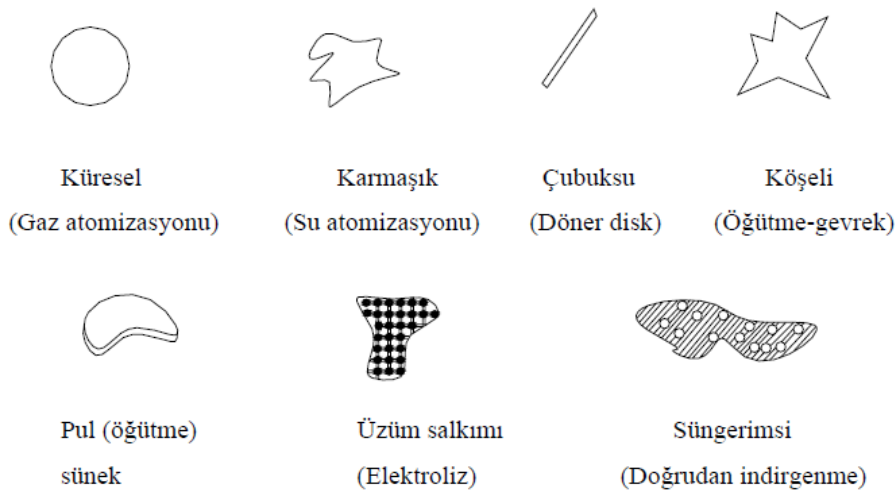
Balasubramanian' da artan SiC takviye fazı boyutuyla abrasif aşınma direncinin artış gösterdiğini rapor etmişlerdir (Kumar, 2010; Al Rubaie, 1999).

Song ve ark, 3 µm boyutlu SiC takviye fazlı kompozit malzemelerin aşınma direncinin 20µm boyutlu SiC partikül takviye fazlı kompozitlerin aşınma direncinden oldukça düşük olduğunu rapor etmişlerdir. Bunun sebebini, küçük partiküllerin mekanik etkiyle kompozitten daha kolay bir şekilde çıkarılması olduğunu ileri sürmüşlerdir (Song, 1995).

Bu sonuçlara göre, partikül boyutunun etkisi hem uygulama yükü hem de kayma hızıyla ilişkilidir. Kayma hızından dolayı artan sıcaklık ve uygulama yükü aşınma mekanizmalarının değişmesine katkıda bulunur. Partiküller abrasyon, adhezyon, delaminasyon gibi farklı mekanizmalarda belirgin bir rol oynar. Artan partikül boyutu etkin olan aşınma mekanizmalarına göre yararlı veya zararlı olabilir. Bu nedenle metal matriks kompozit malzemelerin aşınma performansına takviye fazı boyutunun etkisiyle ilgili olarak genel bir kuraldan bahsedilemez.

3.3.2.3. Takviye fazının şekli

Takviye fazının şekli kompozit malzemelerin aşınma ve sürtünme davranışlarında önemli bir rol oynar. Kompozit malzemelerde kullanılan takviye fazı şekilleri ve üretim yöntemleri Şekil 3.26'da gösterilmiştir.



Şekil 3.26. Metal matriksli kompozitlerde kullanılan takviye fazı şekilleri (Köksal, 2004).

Kompozit malzemelerin aşınma oranı, önemli derecede partikül şekline bağlıdır. Köşeli partiküller yuvarlak partiküllere nazaran daha büyük aşınmalara neden olurlar (Hutchings, 1992). Şekil 3.27’de yuvarlatılmış ve köşeli silis partikülüne ait TEM görüntüsü bulunmaktadır.



Şekil 3.27. Silis partiküllerinin TEM görüntüleri: a) Yuvarlatılmış b) Köşeli (Hutchings, 1992)

Fiber takviye fazlı alüminyum matriksli kompozit malzemelerde genellikle yüksek gerinim deformasyonu, boşluk ve çatlak çekirdeklenmesi meydana gelmiştir. Bunlar ya heterojen plastik deformasyondan dolayı takviye fazı matriks ara yüzeyinde ya da silindirik veya plaka tipi partiküllerin kırılmasından dolayı oluştuğu rapor edilmiştir (Hu, 1991).

Partikül şekli, fiber takviyeli alüminyum esaslı kompozitlerin aşınma performansını kontrol edebilir. Bu durum üç şekilde olabilir.

- a) Partikül ya dönmeye maruz kalır ya da uygulama yükünü taşır (Alpas, 1992),
- b) Kompozitin plastik deformasyon direncini ve ısıl kararlılığını yükseltir (Wang, 1991-b),
- c) Gerilim konsantrasyonu ve yüzey altı delaminasyonu için gerekli alt yapıyı sağlar (Hunt, 1991).

SiC partikül veya iğnecik takviye fazlı kompozitin kararlı hal aşınma oranının takviye fazı geometrisi ve mukavemeti ile kayma hızına bağlı olduğu Wang ve Rack

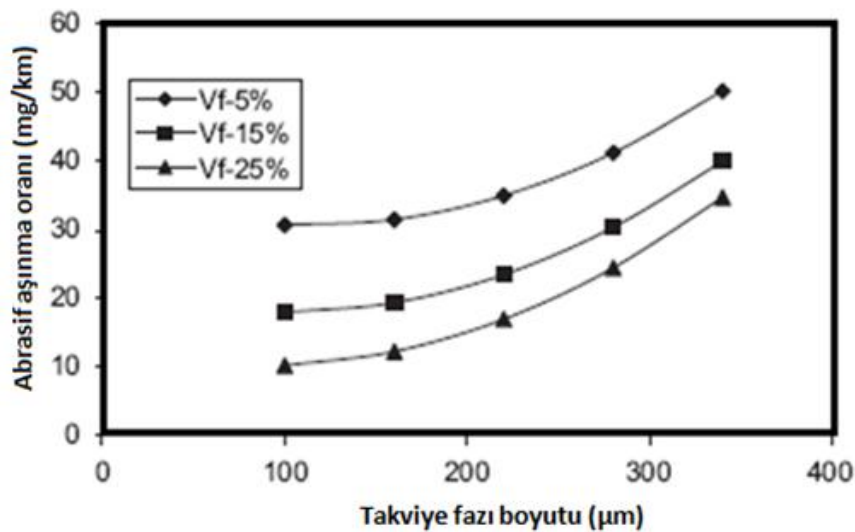
tarafından kaydedilmiştir (Wang, 1991). Yüksek hızda artan aşınma oranının aksine düşük hızda partiküllerin daha iyi bir performans sergilediğini rapor etmişlerdir. Başlangıçtaki alışma aşınması periyodunda, paralel oryantasyonlu kompozitlerin aşınma direncinin partikül takviyeli kompozitlere göre özellikle yüksek hızlarda daha üstün olduğu belirlenmiştir.

Yukarıdaki sonuçlardan takviye fazı şeklinin aşınma oranına olan etkisinin kayma hızına göre değişiklik gösterdiği anlaşılmaktadır. Aşınma oranları kayma hızının yanı sıra uygulama yükü, takviye fazı boyutu gibi parametrelerden de etkilenmektedir. Dolayısıyla metal matriks kompozitlerin aşınma performansına takviye fazının etkisi diğer faktörlere de bağlı olduğundan bununla ilgili basit bir kuraldan bahsedilememektedir.

3.3.2.4. Takviye fazının hacimsel oranı

Metal matriks kompozit malzemelerin aşınma direncinde en güçlü etkiye sahip olan malzeme faktörü takviye fazının hacimsel oranıdır. Bundan dolayı çoğu araştırmacı tarafından incelenen konulardan birisidir.

Kumar ve Balasubramanian $\text{SiC}_p/\text{A7075Al}$ kompozit malzemenin abrasif aşınma direncine takviye fazı boyutu ve takviye fazı hacimsel oranının etkisini incelemişlerdir (Kumar, 2010).



Şekil 3.28. Hacimsel takviye fazı artışının abrasif aşınma oranına etkisi (Kumar, 2010)

Şekil 3.28'de yapılan çalışma sonucu elde edilen hacimsel takviye fazı artışının abrasif aşınma oranına etkisi gösterilmiştir. SiC_p'nin hacimsel artışının kompozit malzemenin aşınma direncini artırdığı Şekil 3.38'den anlaşılmaktadır. Kompozit malzemelerin yüksek aşınma direnci SiC_p'lerinin yük taşıma vazifesini yerine getirmesinden kaynaklanmaktadır (Kumar, 2010).

Wang ve Hutchings abrasif partikül boyutuna bağlı olarak aşınma davranışında geçişler bulmuşlardır. Kaba abrasif partiküller için abrasyon direncini artıran optimum takviye fazı oranını belirlemişlerdir. Ayrıca yüksek takviye fazı oranının abrasif aşınma direncinin düşmesine neden olduğunu kaydetmişlerdir. Araştırmacılar bunun sebebi olarak artan parçalanmalar ve takviye fazının artışıyla matriksteki yerinden çıkmaların artmasını göstermişlerdir (Wang, 1989).

Lee ve ark, toz metalurjisi yöntemiyle ürettikleri SiC_p/Al matriks kompozit malzemenin abrasif aşınma direncine tane boyutu, hacimsel oran ve porozitenin etkisini incelemişlerdir. Büyük tane boyutu ve yüksek hacimsel oranın kompozitin aşınma direncini artıran bir etkiye sahip olduğunu bulmuşlardır (Lee, 1992).

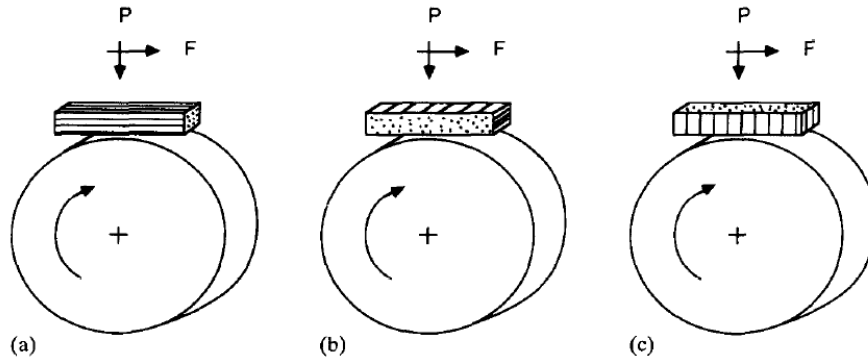
Miyajima ve Iwai SiC iğnecik ve kısa fiberli takviye fazlarının aşınma oranına, başlangıç ve kararlı hal aşınma rejimlerindeki etkisini incelemişlerdir. Yapılan çalışmada çoğunlukla, takviye fazının hacimsel oranı (V_f) artışının MMK'lerin aşınma direncini iyileştirdiği göstermiştir. Ancak, MMK'lerin aşınma oranlarında takviye fazı tipine göre değişiklik göstermiştir. Ayrıca V_f oranının etkisi, kayma şartları kadar takviye fazı ve matriks alaşımının tipine bağlı olarak değişiklik gösterir. Bu yüzden optimum aşınma özelliklerini veren takviye fazı tipini ve hacimsel oranını seçmek zordur (Iwai, 1995; Iwai, 2000).

3.3.2.5. Takviye fazının oryantasyonu

Fiber takviyeli kompozit malzemelerde takviye fazının oryantasyonu sürtünme ve aşınma davranışını etkilemektedir. Fiberlerin yük taşıma kabiliyeti, yükün fiber üzerindeki konumuna göre değişiklik gösterir. Fiber takviyeli kompozit malzemeler genellikle anizotropik özelliğe sahiptir (Saka, 1992).

Aşınma testleri değişik cihazlarda yapılmasına rağmen, kompozitler genellikle üç farklı fiber oryantasyonuna göre incelenmektedir; a) uzunlamasına (longitudinal) b) enine (transverse) ve c) dik (normal) konumlar. Bu durum Şekil 3.29'da gösterilmiştir.

Fiber takviyeli kompozit malzemelerin aşınma testlerinde özellikle fiberin yerinden çıkıp çıkmadığı tespit etmek oldukça önemlidir. Çünkü aşınma testleri esnasında fiber takviye fazı yerinden aniden çıkmakla kalmaz ayrıca kırılarak üç elemanlı abrasif etkinin oluşmasını sağlar. Üç farklı durumda meydana gelen aşınma mekanizmaları genel olarak aşağıdaki gibi ifade edilebilir.



Şekil 3.29. a) Uzunlamasına b) enine ve c) dik konumlu fiber oryantasyonu (Saka, 1992)

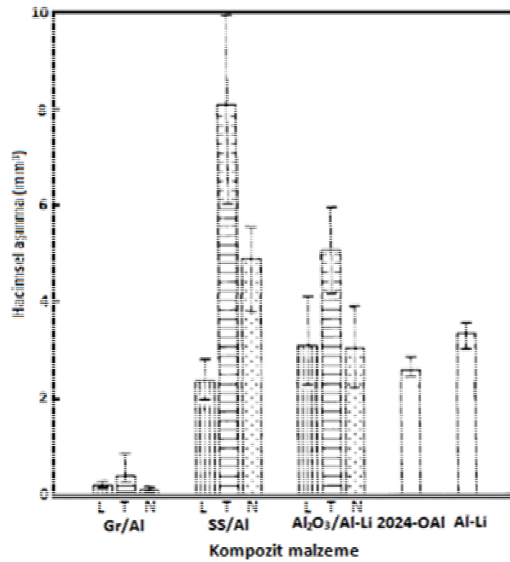
Uzunlamasına kayma durumunda, çatlaklar fiber-matriks arayüzeyi boyunca ilerler. Ayrılan alanın kısa mesafesinden dolayı veya arayüzey bölgesinin çoğu henüz bozulmadığı için fiberin yerinden oynaması zordur. Fiberin kırılması; fiberlerin yapısına bağlıdır. Örneğin; grafit ve alümina gibi fiberler, kolay bir şekilde kırılırken, paslanmaz çelik gibi fiberler sadece plastik olarak deforme olurlar (Saka, 1992).

Enine kayma durumunda fiberler matristen kırılarak ayrılırlar. Bütün kompozitlerin enine bir şekilde kayması sonucu fiberlerin daha kolay bir şekilde yerinden çıkması beklenen bir durumdur. Bundan dolayı, aşınma oranları diğer fiber modlarına göre daha büyüktür (Saka, 1992).

Fiberlerin dik konumda kayması durumunda, çatlaklar fiber-matriks ara yüzeyinden belirli derinliğe kadar yayılabilir. Fakat tekrarlanmış kayma yoluyla çatlaklar anlamsız bir şekilde yayılmaz. Sonuç olarak fiberlerin yerinden çıkması zor

olacaktır. Ancak, fiberler adhezyon ve delaminasyon gibi mekanizmalar vasıtasıyla yüksek aşınma gösterirlerse matriksten dışarı çıkabilirler. Asperitiler genel olarak fiberlerin üzerinde kayarsa, fiberler kırılabilir (Saka,1992).

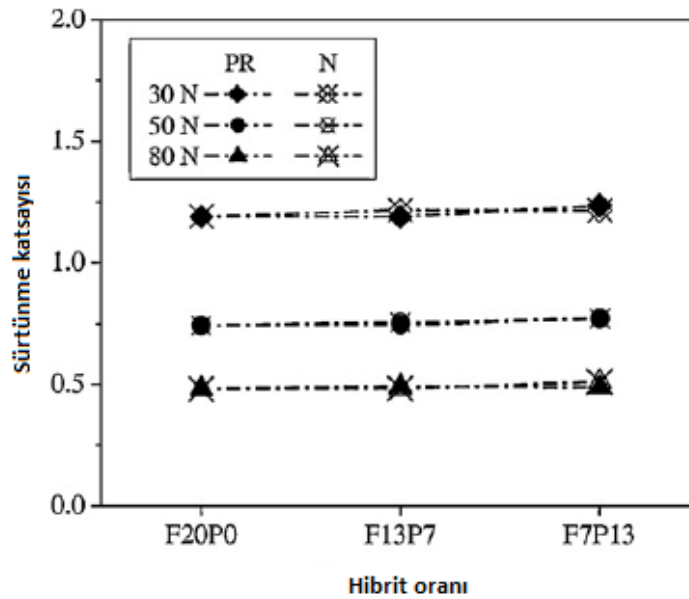
Fiber oryantasyonunun kompozitlerin tribolojik özellikleri üzerine olan etkisiyle ilgili çalışma sayısı oldukça azdır. Saka ve ark., grafit, paslanmaz çelik ve Al_2O_3 sürekli fiber takviyeli metal matriks kompozitlerin aşınma davranışlarına fiber oryantasyonunun etkisini blok-ring cihazında ASTM G77 standardına göre incelemiştir. Bütün kompozit türleri için enine fiber konumlu numunelerde en fazla aşınma kaybı meydana gelmiştir. Paslanmaz çelik / Al kompozit ve alümina/Al-Li kompozitler için en az aşınma kaybı dik konumda elde edilirken. Grafit/Al kompozitte ise uzunlamasına fiber konumlu numune de en düşük aşınma gözlenmiştir (Şekil 3.30).



Şekil 3.30. Fiber oryantasyonuna göre aşınma hacmi değişimi (Saka, 1992)

Wang ve ark, $Al_2O_3/SiC_p/Al$ hibrit metal matriks kompozitin kuru ve yağlı ortamdaki aşınma özelliklerini fiberlerin rastgele ve dik konumlu durumlarına göre incelemiştir (Wang, 2010). Yapılan çalışmada rastgele ve dik konumlu kompozit malzemelerin sürtünme katsayılarında lineer bir davranış gözlenmiştir. Şekil 3.31'deki grafik sonuçlarına göre artan uygulama yüküyle sürtünme katsayısında azalma kaydedilmiştir. Aynı yük değerinde, fiber oryantasyonunun sürtünme katsayısı üzerinde çok az bir etkiye sahip olduğu bulunmuştur. Ayrıca rastgele

dağılmış fiber takviyeli hibrit kompozit malzemelerin aşınma direnci dik konumlu fibere sahip kompozit malzemelere göre daha yüksek çıkmıştır (Wang, 2010).



Şekil 3.31. Hibrit oranına göre sürtünme katsayısı değişimi (Wang, 2010)

Şahin ve Murphy, sürekli bor fiber takviyeli alüminyum esaslı kompozitlerin kuru kaymalı aşınma davranışına fiber oryantasyonunun etkisini incelemiştir. MMK numuneler dik (N), paralel (P) ve anti-paralel (AP) oryantasyonlarda farklı yükler altında ve 1.0 m/s hızda sabit çelik diske karşı kaydırılmıştır. Yapılan aşınma testi sonuçlarına göre numunelerin aşınma oranları artan uygulama yüküyle artış göstermiştir. Fiber oryantasyonunun aşınma oranı üzerinde çok az bir etkiye sahip olduğu gözlenmiştir. Fiber oryantasyonlarına göre kompozitler birbirleriyle kıyaslandığında en iyi aşınma direnci dik konumlu kompozitte elde edilmiştir (Şahin, 1996).

Lee ve ark, dik ve iki boyutlu rastgele oryantasyonlu $Al_2O_{3f}/6061Al$ ve $SiC_w/6061Al$ kompozitlerin aşınma davranışlarına takviye fazı oryantasyonunun etkisini incelemiştir. Yapılan çalışmanın sonucunda dik konumlu kompozitler rastgele oryantasyonlu kompozitlere göre daha iyi aşınma davranışı sergilemişlerdir (Lee, 1992). Arıkan ve Murphy (Arıkan, 1992) Al_2O_{3f}/Zn alaşımli kompozitlerle yapılan deneyde benzer sonuçlar elde etmişlerdir.

Chen ve ark (Chen, 1997) ile Alahelisten ve ark (Alahelisten, 1993) Al_2O_{3f}/Al alaşımli kompozitlerin aşınma davranışlarında fiber oryantasyonunun önemli bir etkisinin olmadığını bulmuşlardır. Ancak Saka ve ark (Saka, 1992) yukarıda da belirtildiği gibi uzunlamasına fiber takviyeli kompozit malzemelerin aşınma oranını dik konumlu kompozit malzemelere göre daha düşük bulmuşlardır. Pan ve ark (Pan, 1992) ise, SiC_w takviyeli kompozitlerin aşınma oranında oryantasyona bağlı olarak iki kat fark olduğunu ortaya koymuşlardır. Dik konumlu SiC_w kompozit malzemede daha yüksek aşınma oranı elde edilirken, en aşınma ise paralel oryantasyonlu kompozitlerde gözlenmiştir. Fiber oryantasyonunun etkisiyle ilgili olarak, Wang ve Back (Wang, 1991-a; Wang, 1991-b) 'e göre bağlı alıştırma aşınması periyodunda en yüksek aşınma oranı dik konumlu SiC_w esaslı kompozitte elde etmişlerdir. Ancak, kararlı hal aşınmasındaki aşınma oranının genellikle iğnecik oryantasyonundan bağımsız olduğu ifade edilmiştir.

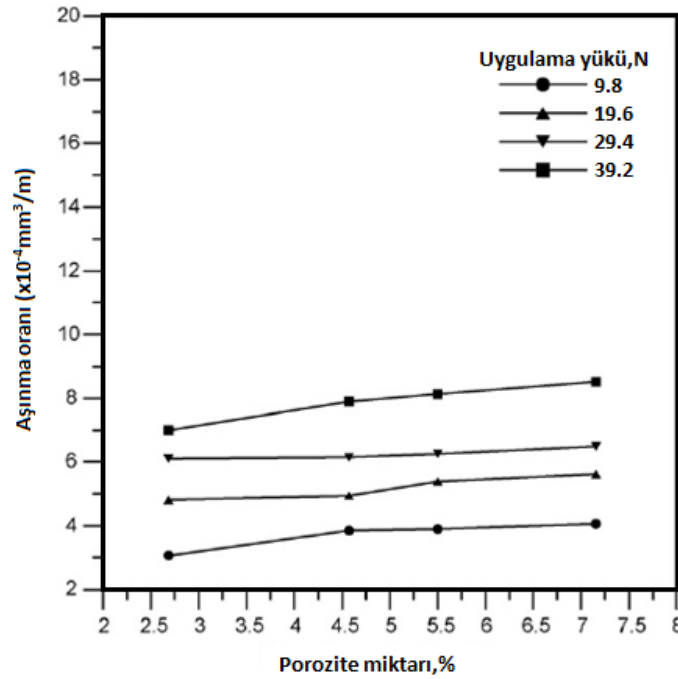
Yukarıda çalışmalara göre sürekli fiber takviyeli kompozit malzemelerde fiber oryantasyonunun aşınma ve sürtünme özelliklerine etkisi hakkında farklılık veya belirsizlikler mevcuttur. Bu belirsizliklerin nedeni olarak farklı kompozit sistemleri, üretim yöntemleri, metal matriks kompozitlerin yapıları, arayüzey özellikleri, aşınma şartları vb. sayılabilir.

3.3.2.6. Porozite

Porozite nedeniyle oluşan gözenekli içyapı, kompozit malzemelerin özelliklerini ve uygulamalarını önemli derecede etkiler. Gözenekler kompozit malzemenin mukavemet, süneklik vb. mekanik özelliklerini düşürür (Bocchini, 1986). Bu özelliklerin bozulmasında gözenekğin kompozit malzeme içindeki toplam hacmi, gözenek boyutu, şekli ve gözeneklerin birbirleriyle olan ilişkisi önemli bir rol oynar (Danninger, 1993; Gerard, 1990).

Periyodik (cyclic) yük altında çatlak başlangıcı ve yayılımına gözeneklerin etkisi incelenmiştir (Gerard, 1990). Kompozit malzemelerin aşınma davranışına porozitenin etkisi aşınma şartlarına bağlıdır. Yağlı aşınma şartlarında gözenekler bir yağ deposu olarak davranır. Bu durum aşınmaya karşı önemli ölçüde avantaj sağlar (Hoffman, 1999). Aksine, kuru kaymalı şartlarda hem gerçek temas alanına hem de

yüzey altı kırılmasına porozitenin yaptığı birleşik etkiden dolayı aşınma oranı giderek artar. Abdulhaqq A. Hamid ve ark, yerinde reaksiyonla üretilen Al(Ti)-Al₂O₃(TiO₂) kompozitin kaymalı aşınma davranışına porozite ve takviye fazı miktarının etkisini incelemişlerdir. % 6 takviye fazlı kompozit malzemenin aşınma oranı porozite miktarının artışıyla artış göstermiştir. Çünkü porozitenin artması hem gerçek temas alanını küçültmüş hem de yüzey altı çatlak oluşumunu teşvik etmiştir (Hamid Abdulhaqq, 2006). Şekil 3.32 porozite miktarının aşınma oranına etkisini göstermektedir.



Şekil 3.32. % 6 takviye fazlı in-situ Al(Ti)-Al₂O₃(TiO₂) kompozit malzemede porozite ve aşınma oranı ilişkisi (Hamid Abdulhaqq, 2006)

Porozitenin artışıyla enine kesit yük taşıma kabiliyeti azalır ve sürtünme çifti arasındaki temas basıncı artar. Bu yüzden, aşınma oranı artış gösterir. Ayrıca, gözeneklerin etrafında gerilim konsantrasyonunun oluşması aşınmanın hızlanmasına neden olur. Gözeneklerin boyutu, şekli ve oryantasyonu aşınma oranını etkiler (Aminul Islam, 2011; Veil,1967). Belirli şartlar altında, porozite aşınma artıklarını yakalayıcı bir çukur gibi (tuzak) davranabilir. Yüzeyde bulunan gözeneklerin aşınma artıklarını tutması/yakalaması aşınma oranını azaltabilir (Chen, 2009).

Vardavoulias ve ark, metal matris kompozitlerin aşınma ve sürtünme davranışına porozitenin etkisini incelemişlerdir. Gözenekler, malzemelerin yüzey pürüzlülüğünü

artırmış, kayan iki yüzey arasındaki gerçek temas alanı azalmıştır. Bunun sonucunda kayma esnasında temas basıncı artmış ve takviye fazının yerinden ayrılması kolaylaşmıştır (Vardavoulias, 1993).

Kompozit malzemede porozite miktarının artması bir çatlak diğer çatlaklarla olan bağlantı mesafesini azaltarak delaminasyonu teşvik etmiştir. Bu yüzden porozite kompozitin sürtünme katsayısını artırır ve aşınma direncini azaltır (Suh, 1977).

3.3.2.7. Kırılma tokluğu

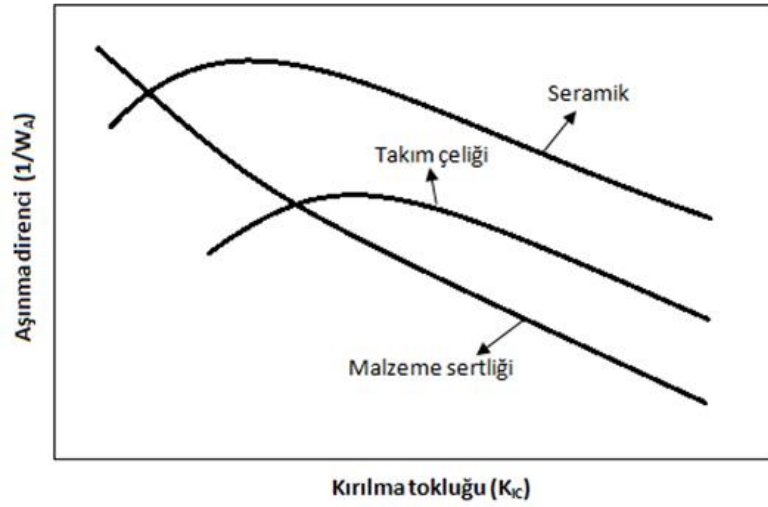
Metal matriks kompozitlerde katılma veya şekil verme sırasında mikro çatlaklar meydana gelebilir. Diğer tarafından, başlangıçta hatasız olan malzemelerde bile şekil değişimi sırasında atomsal boyutta çatlaklar oluşabilir. Malzeme içerisinde, bir engelde toplanan veya biriken dislokasyonlar bir mikro çatlak oluşturabildiği, üç adet birim dislokasyonun tek bir dislokasyon içerisinde birleşmesi sonucunda çatlak oluşabilir. Dislokasyonların hareketini kolaylaştıran herhangi bir yöntem gevrek kırılma olasılığını azaltır (Sevim, 2006).

Aşınma prosesinin çatlak oluşumu, çatlak yayılımı veya her ikisiyle mi belirlendiği önemli bir sorudur. Bu sorunun cevabı çalışma şartlarına ve malzeme özelliklerine bağlıdır. Kaymalı temas esnasında çatlak kompozit malzemelerde genellikle sert ve kırılğan özelliğe sahip takviye fazları civarında oluşmaktadır. Bu yüzden aşınma çatlak büyümesi tarafından kontrol edilebilmektedir.

Partikül takviye fazlı kompozit malzemelerde kırılma tokluğu, takviye fazının artışıyla artış göstermektedir. Bu pozitif etki yük transfer teorisi açısından olağan dışıdır. Ancak bu durum çatlak ucu boyunca geçersizdir (Aran, 1981; Zum Gahr, 1995; Hemanth, 2002).

Abrasif aşınmada uygulama yükü, sertlik ve tokluk aşınma miktarını belirleyen etken faktörlerdir. Hutchings'in (Hutching, 1991), yaptığı çalışmalara göre, alüminyum esaslı kompozit malzemeler matriks alaşımlarla kıyaslanmış ve belli aşınma şartlarında daha iyi sonuç vermiştir. Aşınma testlerinde, aşınma direncinde etkili olan kritik faktör, takviye fazının kırılma derecesi olarak belirlenmiştir (Hutching,

1991). Araştırmacı, sertlikten kaynaklanan kırılma engellenirse daha düşük aşınma oranı elde edileceği sonucuna varmıştır. Abrasif aşınma durumunda malzemenin kırılma tokluğu ile aşınma direnci arasındaki ilişki Şekil 3.33’de gösterilmiştir.



Şekil 3.33. Kırılma tokluğu ile abrasif aşınma direnci arasındaki ilişki (Zum Gahr, 1998)

Atkins, abrasif aşınma ile kırılma tokluğu arasındaki ilişkiyi incelemiştir. Atkins’e göre abrasif partiküller yüzeylerden mikro parçacıklar kesmiştir. Isıl işlem görmüş çeliklerde, aşınma kesme ve kırılma yoluyla oluşurken, ısıl işlem görmemiş çeliklerde mikro parçacıklar kesme yoluyla üretilmiştir. (Atkins, 1979).

3.3.2.8. Sertlik

Sertlik bir malzeme özelliğidir ve aşınma ve sürtünme ile ilişkilidir. Aşınma testlerinde üç çeşit sertlikten bahsedilebilir. Bunlar;

- Malzeme sertliği (Kaçar, 2003; Gavgali, 2003; Lin, 1988)
- Takviye fazı sertliği (Berns, 1999; Al-Rubaie, 1999; Murthy, 1998)
- Çalışma sertleşmesi (Yan, 2007; Perrin, 1997; Prasad, 1992; Naim, 1984)

Triboloji alanında en sık tercih edilen sertlik ölçüm yöntemi Vickers (mikro sertlik)’dir. Malzemenin mikro sertliği sürtünme ve aşınmada yüzey temas ve yüzey altı deformasyon analizinde gerekli bir parametredir. Mikro sertlik kayma geriliminden dolayı meydana gelen çoğu aşınma hasarı ile abrasif ve adhesif aşınma

mekanizmalarında özellikle önem arz etmektedir. Mikro sertlik değeri yaygın olarak kullanılan gövde sertliğinden çok daha fazla ortaya çıkabilir. Sertleşmiş tabakanın derinliği, mikro sertlik ölçümüyle bulunabilir. Triboloji bilimi genellikle üst yüzey tabakalarıyla sınırlı olduğu için mikro sertlik numunenin matriks sertliğinden daha çok tribolojik davranışı hakkında bilgi verebilir (Stachowiak, 2004).

Abrasif ve erosif aşınma direncinin artırılmasında sertlik artışının etkili bir parametre olduğu kabul edilir. Sertlik artışı aşınma direncini artırır. Ancak belirli bir sertlik değerinden sonra aşınmaya karşı direnci artırmaz. Ayrıca sertlik temas halinde bulunan malzemelerin asperitileri arasındaki gerçek temas alanını belirler (Hutching, 1992). Hokkirigawa ve Kato ile Chiou ve Kato (Hokkirigawa, 1988; Chiou, 1988) kaymalı aşınmadaki sertlik oranı ($H_{\text{disk}}/H_{\text{pim}}$), batma açısı, abrazyondaki ara yüzeyin kayma mukavemeti ve batıcının (indenter) dalma derecesi arasındaki ilişkiyi incelemişlerdir.

Her bir yüzey üzerindeki mikro sertlik değerinde çalışma sertleşmesi, transfer, deformasyon miktarındaki lokal farklardan dolayı birçok değişim beklenebilir. Lokal sertlikler içindeki değişimler analiz edildiğinde H_d/H_p ile aşınma arasında iyi bir ilişki bulunmuştur. H_d/H_p sertlik oranı 1'in altına indiğinde şiddetli aşınma meydana gelmiştir. Tam tersi olarak H_d/H_p oranı 1'in üzerinde bir değer olduğu zaman hafif aşınma meydana gelmiştir. Başlangıç sertlik oranı uygun olmadığı zaman testin başlangıcından hemen sonra şiddetli aşınma görülmüştür. Bu durumun aksine başlangıç sertlik oranı uygun bir değer olduğunda kritik bir kayma mesafesinden sonra şiddetli aşınmaya geçiş meydana gelmiştir (Akagak, 1991). Bu yüzden, pim ve disk malzemelerinin test esnasındaki konumları değiştirildiği zaman (A üzeri B; B üzeri A) sürtünme ve aşınma davranışlarında değişim meydana geldiği gözlenmiştir (Rice, 1983).

Alaşım elementleri genellikle metal matriks kompozit içerisine sertlik ve mukavemet artırıcı özelliklerinden dolayı katılır veya hazır alaşımlı matriks malzemeler kompozit üretiminde kullanılır. Örneğin bakır ve çinko elementleri matriks içerisine katılarak aşınma direnci artırılırken yine aynı şekilde bakır veya çinko alaşımına sahip matriks malzemeler kullanılır (Nemati, 2011; Rao, 2010; Kumar, 2009; Tjong, 1999; Lim, 1999).

Isıl işlem ile malzemelerin yüzey sertliği veya malzemenin tamamının sertlik değeri ve aşınma direnci artırılabilir (Jun, 2007; Kim, 2003; Chen, 2000). Yapılan çalışmalarda ısıtıl işlem görmüş metal matriks kompozit malzemelerin sertlik değerinde artış görülmüştür. Sertlik değerindeki bu artış malzemelerin aşınmaya karşı direncini artırmıştır. Ayrıca kompozit malzemelerdeki bu sertlik artışı hafif aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş geciktirmiştir (Sawla, 2004; Chen, 2000; Axe'n, 1994).

3.4. Yüzey Altı Deformasyonları

Aşınmaya maruz kalan malzemenin hem aşınma yüzeyi hem de yüzey altı mikro yapısının değişmesinden dolayı, yüzey altı deformasyonlarının incelenmesi oldukça önemlidir. Aşınma, yüzey altı yapısının değişmesine neden olabilir. Yüzey altının yapısı ana yapıdan oldukça farklılaşabilir. Bu değişimler malzemenin yorulma ve sürünme direncinin düşmesine neden olabilir (Basavarajappa, 2007). Yüzey altı bölgelerinin morfolojik karakteristikleri, malzeme cinsi, çevre ve kontak şartı, temas gerilim seviyesi ile bağlı kayma hızına bağlı olarak değişir (Rice, 1982).

Literatürde yüzey altı deformasyonu ile ilgili birçok çalışma mevcuttur. Zou ve ark, farklı SiC takviye fazı boyutlarına sahip Al-Si-Cu matriksli kompozit malzemelerin aşınma davranışlarını incelemiştir. Yapılan incelemede kompozit malzemelerde aşınma testleri sonucu meydana gelen yüzey altı deformasyon derinliğinin, artan takviye fazı oranı ve SiC_p takviye fazı boyutuna göre azaldığını tespit etmişlerdir (Zou, 2003).

Jasim aşınma yüzeyinin yüzey altı hasarının artan yük ile artış gösterdiğini ve artan kayma hızıyla yüzey altı hasarının azaldığını ifade etmiştir (Jasim, 1984).

Rosenfield, kayma geriliminin akış direncini aştığı yüzey altı bölgesinin derinliğine sürtünme kuvvetinin etkisini analiz etmiş ve sürtünme katsayısı arttıkça yüzey altında değişime uğrayan bölgenin derinliğinde azalma olduğunu göstermiştir (Rosenfield, 1937). Rigney ve ark, aşınmış malzemelerin yüzey altı bölgesini incelemiş ve yüzeyden ayrılan aşınma debrisi için uygun yol içeren hücrel

mikroyapı veya dislokasyon düğümlerini gözlemlemiştir (Rigney, 1978; Rigney, 1983). Heilmann ve ark, bir dislokasyon yapısını içeren yüzeylerin altındaki mikro yapıyı göstermişler ve yüzey altı çatlaklarının, büyük plastik gerinimlerinde gelişen hücre sınırlarına paralel olabileceğini iddia etmişlerdir (Heilmann, 1984).

BÖLÜM 4. SONLU ELEMANLAR METODU

4.1. Giriş

Tabiatta karşılaşılan her hadise fizik kanunları yardımıyla ve matematik diliyle anlaşılmaya çalışılır. Bu olayların biyolojik, jeolojik veya mekanik olması durumu değiştirmez. Her olay kendine ait büyüklükler yardımıyla cebirsel, diferansiyel veya integral denklemler yardımıyla büyük oranda ifade edilebilir (Topçu, 1998).

Pratikte karşılaşılan problemler ne kadar karmaşık olursa olsun tarihin her devrinde o devrin ihtiyaçlarına cevap verecek derecede modellenmeye çalışılmış ve her devirde alınan örnekler yardımıyla insanın kullanımına arz edilmiştir. Günümüzde karmaşık problem denince gen yapısı anlaşılmaktadır. Halbuki mekanik, termal ve/veya aerodinamik yüklere maruz, değişik şekilli delikler bulunan bir kanaldaki basınç dağılımını belirlemek, deniz suyundaki kirlilik oranını belirlemek veya atmosferdeki çeşitli hareketleri, bir hortum veya kasırganın oluşum mekanizmasını anlamak ve önceden belirlemek üzere havanın modelini oluşturmak gibi daha bir çok karmaşık problem bulunmaktadır. Problemin en azından bir kısmının anlaşılması bile pratik bir çok yararlar sağlamaktadır (Topçu, 1998).

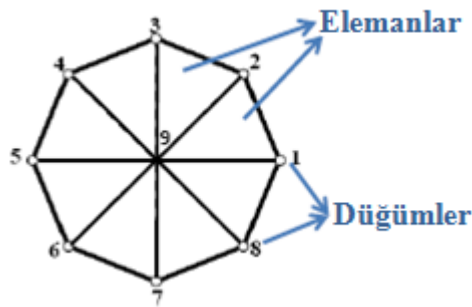
İnsanlar çevresinde meydana gelen olayları ya da karşılaştıkları problemleri çoğu zaman kolayca kavrayıp doğrudan çözemezler. Bu yüzden karmaşık bir problem, bilinen veya kavranması daha kolay alt problemlere ayrılarak daha anlaşılır bir hale getirilir. Oluşturulan alt problemler çözülüp birleştirilerek esas problemin çözümü yapılabilir. Örneğin; gerilme analizi üzerinde çalışan mühendisler, gerilme problemini basit kiriş, silindir, küre gibi geometrisi bilinen şekillerle sınırlarlar. Bu elde edilen sonuçlar çoğu kez problemin yaklaşık çözümüdür ve bazen doğrudan bazen de bir katsayı ile düzeltilerek kullanılır. Mühendislik uygulamalarında

problemlerin karmaşıklığı sebebiyle genellikle problemlerin tam çözümü yerine, kabul edilebilir seviyede bir yaklaşık çözüm tercih edilir (Topçu, 1998).

Sonlu elemanlar metodu (SEM), karmaşık olan problemlerin daha basit alt problemlere ayrılarak her birinin kendi içinde çözülmesiyle bulunan bir yaklaşımdır. Bir başka deyişle bilgisayar ile çözüm yapılabilmesi için bilgisayar diline dönüştürülmüş ve matris formunda ifade edilmiş denklemlerin kullanıldığı bir tekniktir (Nath, 1993).

Bu metotta problem üç aşamada çözülür. Birinci aşamada geometrik olarak karmaşık olan çözüm bölgesi sonlu elemanlar olarak adlandırılan basit geometrik birçok elemana ayrılır. Elemanlar “nod veya düğüm” adı verilen noktalarda tekrar birleştirilirler (Şekil 4.1). İkinci aşamada, her elemandaki sürekli fonksiyonların, cebirsel polinomların lineer kombinasyonu olarak tanımlanabileceği kabul edilir. Son aşamada ise, aranan değerlerin her eleman içinde sürekli olan tanım denklemlerinin belirli noktadaki (düğüm noktaları) değerleri elde edilir.

İncelenen probleme bağlı olarak bu şekilde yüzlerce hatta binlerce denklem elde edilir. Bu denklem takımının çözümü ise bilgisayar kullanımını zorunlu kılmaktadır (Ergin, 2000).



Şekil 4.1. Bir sonlu eleman modelinde düğüm noktaları ve elemanlar (Nath, 1993)

SEM’da bir eleman içerisinde hesaplanması istenen büyüklüğün (örneğin yer değiştirme) değeri o elemanın düğümlerindeki değerler kullanılarak interpolasyon ile bulunur. Bu nedenle sonlu elemanlar metodunda bilinmeyen ve hesaplanması istenen değerler düğümlerdeki değerlerdir. Bir değişim prensibi (örneğin; enerjinin minimum

olması prensibi) kullanılarak büyüklük alanının düğümlerdeki değerleri için bir denklem takımı elde edilir. Bu denklem takımının matris formundaki gösterimi

$$[K] \cdot \{D\} = \{R\} \quad (4.1)$$

şeklindedir. Burada $\{D\}$ büyüklük alanının düğümlerdeki bilinmeyen değerlerini temsil eden vektör, $\{R\}$ bilinen yük vektörü ve $[K]$ ise bilinen sabitler matrisidir. Gerilme analizinde $[K]$ direngenlik (rijitlik) matrisi olarak bilinmektedir (Nath, 1993; Ergin, 2000; Durat, 2005).

Sonlu elemanlar metodunu diğer nümerik metotlardan üstün kılan başlıca unsurlar şöyle sıralanabilir (Topçu, 1998; Nath, 1993):

- 1) Kullanılan sonlu elemanların boyutlarının ve şekillerinin değişkenliği nedeniyle ele alınan bir cismin geometrisi tam olarak temsil edilebilir, hatta karmaşık şekilli bir cisimde daha güvenilir olabilir.
- 2) Çok bağlantılı bölgeleri veya köşeleri olan cisimler zorlanılmadan incelenebilir.
- 3) Değişik malzeme ve geometrik özellikleri bulunan cisimler incelenebilir.
- 4) Sebep sonuç ilişkisine ait problemler, genel direngenlik matrisi ile birbirine bağlanan genelleştirilmiş kuvvetler ve yer değiştirmeler cinsinden formüle edilebilir. Sonlu elemanlar metodunun bu özelliği problemlerin anlaşılmasını ve çözülmesini hem mümkün kılar hem de basitleştirir.
- 5) Sınır şartları kolayca uygulanır.

4.2. Sonlu Elemanlarla Modelleme

Modelleme bir fiziksel yapı veya sürecin analitik veya sayısal olarak yeniden inşa edilmesidir. Sonlu elemanlar metodunda modelleme basitçe düğümlerdeki ve elemanlardan oluşan bir ağ yapısı hazırlamak değildir. Problemi gerekli şekilde modelleyebilmek için gerekli sayı ve tipteki elemana karar vermek ancak problemin fiziğinin iyi bir şekilde anlaşılmasıyla mümkündür. Kötü şekil verilmiş elemanlar ile hesaplanması istenilen büyüklüğün hesaplama alanı içindeki değişimini yansıtamayacak kadar büyük boyutlu elemanlar modellemede istenmez. Diğer

yandan zaman ve bilgisayar olanaklarını boş yere harcamamıza neden olacaktır. Çok sayıda gereksiz elemanlardan oluşan bir modelleme de istenmemektedir. Hesaplanması istenilen büyüklüğü ve hesaplama alanı içindeki değişimini yeterli doğrulukta verecek kadar sıklıkta bir eleman dağılımına ihtiyaç vardır. Hesaplanan değerlerin kabul edilebilir olup olmadıklarının kontrol edilmesi ayrı bir öneme sahiptir. Dikkat edilmesi gereken hususlar aşağıda kısaca belirtilecektir (Ergin, 2000).

4.2.1. Eleman seçimi

Sonlu elemanlar ile modelleme aşamasında, "eleman tipi (çubuk, kabuk. v.s) eleman şekli (dörtgen, üçgen) ve eleman sayısı ne olmalı?", "ara düğümlü elemanlara ihtiyaç var mı?" gibi bir takım soruların cevaplanması gerekmektedir. Bu soruların cevabı ancak analiz edilen yapının ve seçilen eleman tiplerinin davranışı hakkında bilgi sahibi olunduktan sonra cevaplanabilir. Örneğin, gerilme analizinde yapının bir bölgesindeki gerilme durumunu en iyi yansıtan eleman tipi seçilmelidir (Ergin, 2000).

4.2.2. Yükler

Tekil yükler mutlaka düğüm noktalarına uygulanmalıdır. Bu nedenle ağ yapısı tekil yüklerin düğümsel noktalara uygulanmasını sağlayacak şekilde yapılandırılmalıdır. Klasik lineer teoriye göre bir noktaya tekil yük uygulandığı zaman, o noktada;

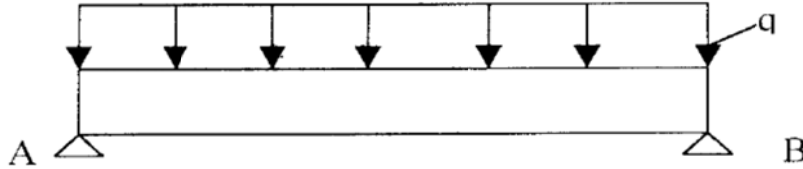
- levha için sonlu deplasman, sonsuz gerilme değeri oluşur,
- iki veya üç boyutlu geometrik cisim için ise sonsuz deplasman ve gerilme değeri oluşur.

Diğer yandan bir tekil yük malzemede o bölgede akmaya neden olacaktır. Lineer teori ise akmayı modellemez. Sonuç olarak tekil yükler küçük alanlar üzerine dağıtılmış yüksek yoğunluklu yayıl yükler olarak modellenebilir. Eğer tekil yük bir düğüm noktasına uygulanırsa sonsuz deplasman ve gerilme değerleri hesaplanmaz. Bir tekil moment sadece öteleme serbestlik derecesine sahip bir düğüme

uygulanamaz. Bu durumda tekil momentler eşlenik kuvvetler olarak temsil edilirler. Diğer yandan yayılı yükler düğüm noktalarına tekil yükler olarak uygulanırlar (Ergin, 2000).

4.2.3. Sınır koşulları

Sınır koşulları yapıların mekaniğinde mesnet şartları olarak da isimlendirilmektedir. Sonlu eleman modellemelerinde sınır koşulları (mesnet şartları) sık sık yanlış veya eksik olarak tanımlanmaktadır. Modellemede sınır koşullarına gerekli özen daima gösterilmelidir. Her ne kadar yapılan hata küçük gibi görülsede, sonuçlar üzerindeki etkisi oldukça büyük olacaktır. Örneğin Şekil 4.2’de görülen ve iki ucu basit mesnetlenmiş kirişin sonlu elemanlar modelinde, elemanlar tarafsız eksenden geçen çizgi üzerinde yer alırlar. Kiriş parçasının uçlarının yatay doğrultudaki hareketi sınırlandırıldığı için, kiriş bu doğrultuda zorlanmaya maruz kalacaktır. Bu nedenle kirişin sonlu eleman modelinin uçları düşey bağlantılarla A ve B noktalarına bağlanır.



Şekil 4.2. İki ucu basit mesnetli kiriş (Nath, 1993)

Sonlu elemanlar modelinde aktif olmayan serbestlik dereceleri çözüm işleminden önce sınırlandırılmalıdır. Sınırlaması gereken serbestlik derecesi modelin sınırında veya başka bir bölgesinde olabilir. Örneğin düzlem elemanlar düğümlerde düzlem içinde iki doğrultudaki öteleme karşı direnç gösterirler. Fakat genel amaçlı bir sonlu elemanlar programı her bir düğüme üçü öteleme ve diğer üçü de dönme olmak üzere altı serbestlik atayacaktır. Rijitlik matrisinde tekillikleri önlemek amacıyla düzlem elemanlar için her düğümdeki üç dönme serbestliği ve eleman düzlemine dik doğrultudaki öteleme serbestliği kısıtlanmalıdır. Çünkü seçilen eleman tipi bu serbestlik dereceleri için direnç göstermeyeceğinden, rijitlik matrisinde tekillikler oluşacak, bu da denklemlerin çözümünü zorlaştıracak veya imkânsız hale getirecektir. Doğru bir modelleme için düzlem elemanların her bir düğüm için üç

serbestlik derecesi atanır. Sınır koşulları için ise yine sınırdaki yer alan düğümler için bu serbestlik derecelerinde bazılarının kısıtlanması gerekebilir.

Bazı durumlarda gerçek problem için sınır koşulları net olarak anlaşılır olmayabilir. Böyle durumlar için çözümün üst ve alt sınırlarını iki ayrı analizle saptamak fiziksel olarak daha anlamlı olabilir. Örneğin iki ucundan mesnetlenmiş düzgün yüklü bir kirişin uçları bir çözüm için basit mesnetli olarak kabul edilirken, diğer bir analiz için tamamıyla tespit edilmiş olduğu kabul edilerek problem çözülür. İki analizden elde edilen değerler aslında gerçek problem için alt ve üst sınırları göstermektedir (Ergin, 2000).

4.3. Sonlu Elemanlar Metoduyla Aşınmanın Modellenmesi

Aşınma yaygın bir fiziksel olgu ve evrensel endüstriyel bir problemdir. Mekanik parçaların iki yüzeyi birbiriyle temas ettiği zaman, yüzey yapısında meydana gelen değişim veya malzeme kaybı aşınma olarak ifade edilir. Aşınmanın çok farklı çeşidi vardır ve çalışma şartlarına göre değişim göstermektedir. Malzemelerin aşınma testleri geleneksel olarak laboratuvar şartlarında gerçekleştirilmektedir. Ayrıca bu testler hem pahalı bir şekilde yapılmakta hem de fazla zaman alan etkili bir yöntemdir. Aşınma, çok karmaşık bir problemdir ve aşınmanın karmaşıklığından dolayı evrensel aşınma kanunları veya teorileri ortaya çıkamamaktadır (Bahadır, 1991). Literatürde triboloji alanında 300'ün üzerinde denklem mevcut olup, yaklaşık olarak 6000'in üzerinde makale çalışması yapılmıştır. Bu çalışmaların içinde ise birçok aşınma tipi için 182 adet aşınma denklemi bulunmaktadır. Birçok denklem katı mekaniği metodundan türetilmiştir. Bu denklemler malzeme özellikleri, termodinamik özellikler veya diğer mühendislik değişkenlerini içermektedir (Meng, 1995).

Aşınmanın miktarı doğru olarak tahmin edilememektedir. Aşınmanın önceden tahmin edilebilmesi için literatürde birçok yöntem kullanılmıştır. Bunlar arasında sonlu elemanlar yöntemi, sınır eleman metodu, aşınma haritaları, yapay sinir ağları, deneysel denklemler ve istatistikî metotlar kullanılmaktadır (Mukras, 2009; Hegadekatte, 2005; Podra, 1999; Rhee, 1970; Podra, 1997; Dmitriev, 2008; Müller, 2007; Hohmann, 1999; Bajer, 2004; AbuBakar, 2005; Benabdallah, 2006; Lim, 1987;

Sfantos, 2006; Aleksendric, 2010). Son yıllarda bilgisayar teknolojisinin gelişmesiyle aşınmanın tahmin edilmesi için bilgisayar simülasyon teknikleri kullanılmaktadır. Bu konuyla ilgili literatürde birçok çalışma bulunmaktadır.

Aşınmanın modellenmesi literatürde başlıca iki ana başlıkta sınıflandırılmıştır. Bunlar: 1) Mekanistik aşınma modelleri 2) Özgün (Fenomen) aşınma modelleri (Meng, 1994; Meng, 1995; Hsu, 1997; Blau, 1997).

4.3.1. Mekanistik aşınma modeli

Peigney (Peigney, 2004) kararlı hal yenme (fretting) aşınma prosesinde, minimum enerji kaybıyla tahmin eden mekanistik bir model oluşturmuştur. Ancak bu metot temel olarak bir yaklaşımdır ve aşınma, etkileşen yüzeylerin sadece biri kullanılarak hesaplanmaktadır. Ana malzeme tarafından oluşturulan aşınma partikülleri etkileşen yüzeyde birikir. Bu aşınma partikülleri yüzeyde faz dönüşümüne uğrar. Bu metot aşınmayı, meydana gelen faz dönüşümleriyle yorumlamaktadır. Williams (Williams, 2004), tekrarlı yükleme hali için iki önemli aşınma modeli çalışmıştır.

- a) Belirli yükleme şartları altında, tekrarlı temasın ilk aşamalarında plastik deformasyon oluşur ve sonra yük tamamen elastik olarak desteklenir. Bu model alıştırma (Shakedown) olarak adlandırılmıştır (Johnson, 1992; Kapoor, 1994-a).
- b) Aşırı yükleme şartları altında, her bir ardışık yükleme çevriminden dolayı plastik deformasyon oluşumu artar ve birikmiş gerininin bir kritik değeri aşması halinde aşınma oluşur. Buna yorulma (Ratchetting) modeli denilmiştir (Kapoor, 1994b; Franklin, 2001).

Franklin (Franklin, 2001) yumuşak anizotropik malzemelerin aşınması için yorulma teorisini aşınma simülasyon şemasında uygulamıştır. Burada 2 boyutlu tabaka modeli ve 2 boyutlu tuğla (brick) modeli kullanılmıştır. Tabaka modeli, malzeme özelliğinin normal değişiminde kullanılmıştır. Bu modeldeki kabule göre, alt yüzey tabaka hatası, yüzey tabakaları ortadan kaldırılana kadar bekletilir. Tuğla model, malzeme özelliğinin yanal değişimine izin vererek tabaka modelinde mevcut olan eksikliği gidermiştir. Burada, zayıf tuğlaların oluşabileceği göz önüne alınmıştır. Ayrıca bu zayıf bölgeler çatlak başlangıcı için potansiyel yerler olarak görülebilir.

Ancak bu durumda aşınmış yüzeyin yapay bir pürüzlülüğü oluşur. Stalin-Muller ve Dang (Stalin-Muller, 1997) mekanistik aşınma modeline dayalı yorulma teorisini pim-disk cihazında test edilen malzemelerin aşınmasını simüle etmek için kullanmışlardır. Bu çalışmada, aşınma prosesindeki temas parametrelerine yaklaşım için Hertz çözümü yeniden düzenlenmiştir. Böylece simülasyon şeması küresel uçlu pim-blok durumu için özel bir hale getirilmiştir.

Christofides (Christofides, 2002) pim-disk cihazında kaplanmış numunelerin aşınmasının niteliksel bir tahminini yorulma aşınma modelini uygulayarak yapmıştır. Buradaki yorulma aşınma modeli 2 boyutlu sonlu eleman modeli içermektedir.

Yan ve ark (Yan, 2002) bir pim-disk cihazında, kaplamada meydana gelen aşınmaları simüle eden bir yöntem önermiştir. Önerilen bu yöntem deneysel sonuçlarla iyi bir uyum göstermiştir. Bu yaklaşımda yorulma temelli hata kriteri, diskin 2 boyutlu periyodik birim hücre modelindeki aşınmayı tahmin etmek için kullanılmıştır. Bu modelde uygulanan dik çekmeler ve birim hücre için ölçek parametreleri 3 boyutlu kaymanın olmadığı, deforme edilebilir rijit sonlu eleman temas analizinden çıkarılmıştır. Başlangıç temas dağılımları aşınma simülasyonu boyunca kullanılmıştır. Bu olay, temas geometrisinin aşınmaya bağlı olarak değişmediği anlamına gelmektedir. Bunun için model de geometrinin değişmediği şeklinde bir kabul yapılabilir. Bu amaçla aşınma miktarının küçük olduğu kaplanmış disklerde aşınma tahmin edilerek geometride kayda değer bir değişim olmamıştır. Ayrıca sadece disk yüzeyindeki aşınma hesaplanmıştır. Temas eden yüzeyler arasındaki sürtünmeden kaynaklanan asimetrik etkiler 3 boyutlu sonlu eleman temas analizinde hesaba katılmamıştır. Ancak 2 boyutlu periyodik hücre modelinde bu etkiler hesaba katılmıştır (Yan, 2002).

Yorulma temelli model şu gerçeğe dayanır: Bir parçanın yüzeyindeki aşınma, meydana gelen temasın yüzey altı plastik bölgelerin gelişimine ve varlığına dayanır. Ancak Rigney (Rigney, 1997) yüzey altı kırıklarının oluşturduğu aşınma artıklarının kaynağını oluşturan bir delil ortaya atmıştır. Bunlara ek olarak mühendislik yüzeylerinin karmaşık yapısı yüzeydeki tribokimyasal reaksiyonlar (Krause, 1971), kirleticilerin varlığı ve aşınma artığına bağlı olarak aşınma esnasında metalik

yüzeylerin üzerindeki nanokristal katmanlarının oluşumu (Shakhvorostov, 2005) yukarıdaki beklentiyi gerçek dışı bir hale koymuştur.

4.3.2. Özgün (Fenomen) Aşınma Modeli

Özgün aşınma modelleri mekanistik modellerin eksikliklerini gidermek için önerilmiştir. Archard (Archard, 1953) kaymalı fenomen bir model önermiştir. Archard'ın aşınma modelinde, temas şartları (temas basıncı, kayma mesafesi) ve temas halindeki malzemelerin aşınma katsayısı gibi tribolojik bilgilere de sahip olunması gerekir. Önceki aşınma tahminlerinde Archard'ın aşınma modeli, başlangıç temas şartlarına bağlı olarak aşınmış geometriyi tahmin etmekte kullanılmıştır. Bu proses geometriyi tahmin etmiş ve temas basıncı değerlendirilmemiştir. Lineer ekstrapolasyon, geometrinin son halini belirlemek için uygulanmıştır. Bu prosedür hatalı sonuçlar üretmiştir (Sawyer, 2001; Blanchet, 1997).

Sonraki prosedürler, aşınma tahmininde temas şartlarını da içermektedir. Prosedür, temas geometrisinin kademeli olarak değişmesine izin vermekte ve her bir iterasyon sonunda temas basıncı ve kayma mesafesini hesaplayarak sonuca ilave etmektedir. Ayrıca, geometri her bir iterasyonda yenilenerek aşınmayı yansıtır. Bu aşınma modelinin klasik formu:

$$\begin{aligned} \frac{V}{L} &= k \cdot \frac{F_N}{H_B} \\ &= k_D \cdot F_N \end{aligned} \quad (4.2)$$

Burada;

V : Aşınan malzeme hacmi

L : Kayma mesafesi

F_N : Uygulama yükü

H_B : Brinell Sertlik

k : Boyutsuz aşınma katsayısı ve

k_D : Boyutsal aşınma katsayısı

Denklemdaki sertlik değeri yumuşak malzemeye aittir. Hacim $V=A.h$ olduğundan

$$\frac{v}{s} = k_D \cdot F_N \Rightarrow \quad (4.3)$$

denkleminde V görülen yere $A \cdot h$ konulursa

$$\frac{A \cdot h}{L} = k_D \cdot F_N \quad (4.4)$$

denklemin elde edilir. Denklemin sağ ve sol tarafı A ile bölünürse denklemin son hali aşağıdaki gibi elde edilir.

$$\frac{h}{L} = k_D \cdot P \quad (4.5)$$

Bu denkleme Archard'ın lineer aşınma denklemi denir. Bu denkleminde

h : Lineer aşınmayı ifade eder.

Bu denkleminde aşınma miktarı, aşınma hacmine kıyasla çok daha kolay bir şekilde ölçülür. Ayrıca, aşınma izlerinin sınırları dahili bir şekilde oluştuğu için aşınma hacminin düzgün bir şekilde ölçülmesi oldukça zordur (Kalin, 2000). Aşınma katsayısı,

- 1) Aşınma partikülü ile asperiti kontağı oluşumu olarak,
- 2) Asperitlerin hacmi aşınma partiküllerini üretmesi olarak,
- 3) Aşınmış hacmin deforme olmuş hacme oranı olarak,
- 4) Üretilen aşınma partiküllerini içeren değişik süreçler ile ilgili verimsizlikleri yansıtan bir faktör olarak ifade edilebilir (Rigney, 1994).

Sertlik modelde kesin olarak kullanılan malzeme özelliğidir ve malzemenin bütün diğer etkileri ve tribolojik özelliklerinin aşınma katsayısının içinde yer aldığı varsayılır. Aşınma modeli adhesif aşınma için tasarlanmasına rağmen geniş aşınma şartları için uygulanabilir. Örneğin;

- a) Kapoor ve Franklin (Kapoor, 2000) ile Suh (Suh, 1973; Suh, 1977) tarafından önerilmiş delaminasyon aşınması simülasyonu için yorulma hata esaslı yaklaşımı

uygulamışlardır. Burada Archard'ın boyutsuz aşınma katsayısı, aşınma oranına dayalı olarak belirlenmiştir.

b) Quinn (Quinn, 1971) hafif oksidasyon aşınması için bir aşınma denklemi türetmek için Archard'ın aşınma modelini kullanmıştır. Yukarıdaki iki değişik örnek aşınmanın modellenmesinde Archard'ın modelinin önemini ve tercih edilebilirliğini göstermiştir.

Yukarıdaki tartışmalarda, sürtünme katsayısı ve aşınma oranı arasındaki korelasyon karmaşıktır. Ancak, Sarkar (Sarkar, 1980) sürtünme katsayısı ve aşınma oranıyla ilişkili bir aşınma modeli vermiştir. Bu model Archard'ın aşınma modelinin genişletilmiş halidir ve aşağıdaki gibi ifade edilmiştir.

$$\frac{V}{L} = k \cdot \frac{F_N}{H} \sqrt{1 + 3\mu^2} \quad (4.6)$$

Bu denklemde μ sürtünme katsayısını ifade eder ve diğer semboller yukarıdaki denklemde bahsedilmiştir. Burada μ ve V hariç bütün değişkenleri sabit varsayarsak, sürtünme olmasa bile her zaman çok az aşınma vardır. Sıfır sürtünme, fiziksel temasın olmadığı anlamına geldiği için bu çelişkidir ve bu yüzden aşınma olmayabilir. Ancak, modern yüksek performanslı bilgisayarların gelişimiyle, Archard'ın aşınma modelini kullanan aşınma simülasyonuna karşı kayda değer bir performans sergilemiştir. Strömberg (Strömberg, 1999), Signorini temas ve Archard'ın aşınma modeline dayalı termoelastik aşınma için bir sonlu eleman formülasyonu sunmuştur. Saracibar (Saracibar, 1999), tamamen doğrusal olmayan (Nonlinear), kinematik ortam içinde sürtünmeli aşınma davranışını simüle etmek için nümerik bir model sunmuştur.

Doğrusal olmayan kinematik ortam büyük kayma ve sonlu deformasyonu içermektedir. Bu model, Archard'ın aşınma modelini kullanarak aşınmayı hesaplayan bir sonlu eleman programını yürütmüştür. Molinari (Molinari, 2001) yumuşak malzemenin sertlik değerinin sıcaklıkla değişmesine dayalı Archard'ın aşınma modelini modifiye etmiştir. Aşınmadan dolayı yüzey değişimi gibi diğer özellikler; örneğin sonlu deformasyon termo-plastisite ve sürtünmeli temas ayrıca bu

modelde geçmektedir. Hesaplama maliyetinden dolayı, bir diskin üzerinde kayan/salınım yapan bir bloğun basit bir temas problemi simüle edilmiştir.

Daha hızlı ve verimli yaklaşım olarak, sonlu eleman kontaklarının çözüm sonrası sonuçlarıyla uyumlu bir aşınma modelinin kabul edilebilirliğini artırmak için çalışmalara başlanılmıştır. Podra (Podra, 1997), Podra ve Andersson (Podra, 1999), Öquist (Öquist, 2001), Ko ve ark (Ko, 2002), McColl ve ark (McColl, 2004), Ding ve ark (Ding, 2004), Gonzalez ve ark (Gonzalez, 2005) Kónya ve ark (Kónya, 2005) tarafından Archard'ın aşınma modeline dayalı aşınma simülasyonları oluşturulmuştur. Yukarıdaki çalışmaların varsayımları (i) 2 boyutla basitleştirilmesi, (ii) yüzey elemanı yüksekliği ile maksimum aşınmanın sınırlandırıldığı uygulanabilir bir remeshing tekniğinin eksikliği ve (iii) elde edilen aşınma sonuçları etkileşen yüzeylerden sadece biriyle belirlenmekte veya bütün etkileşen yüzeylerden sonuçların elde edilmesi için (simetrik temas) temas çiftlerinin yer değiştirmesini kullanan metodunun kullanılması gerekmektedir.

Sui ve ark (Sui, 1999) ile Hoffmann ve ark (Hoffmann, 2005) yeniden ağ örgüleme (remeshing) kuralını geometriyi yeniden düzenleyerek uygulamışlardır. Kim ve ark (Kim, 2005) rotating-on-ring cihazında meydana gelen aşınmayı, 3 boyutlu sonlu eleman modeliyle yeniden ağ örgüleme kuralını kullanarak elde etmiş oldukları simülasyon sonuçlarıyla kıyaslamışlardır. Elde edilen sonlu elemanlar sonuçlarını deneysel sonuçlarla uyumlu bulmuşlardır.

Çoğu sonlu eleman esaslı yaklaşımlarda, hesaplamanın yoğunluğu başlıca doğrusal olmayan sınır değer probleminin çözümünü gerektiren temas gerilimi hesaplamalarına ayrılmaktadır. Bu yüzden hesaplama gayretini azaltmak için Podra ve Andersson (Podra, 1997), Jiang ve Arnell (Jiang, 1998), Dickrell ve Sawyer (Dickrell, 2004), ve Sawyer (Sawyer, 2004) temas basıncını hesaplamada Archard aşınma modeli temelli elastik kurulum metodunu kullanmışlardır. Elastik kurulum metodu, temas basıncını hesaplarken temas esnasında meydana gelen kayma deformasyonunun etkisini hesaba katmamaktadır. Ancak uyumlu malzemeler ve sürtünme katsayısının yüksek olduğu değerler için kayma deformasyonunu da değerlendirmektedir. Bu yüzden, temas problemini çözmek elastik kurulum metodu

gibi değişik bir metot kullanılabilir. Bu metot aşınmış yüzeyin değişimini göz önünde bulundurmak zorundadır. Liu ve ark (Liu, 1999) temas enerjisini minimize etmek için varyasyonel yaklaşım temelli bir nümerik teknik geliştirmiştir. Geliştirilen bu tekniğin amacı, 3 boyutlu temas modellerinde temas gerilim dağılımını hesaplayarak, temas alanını belirlemede kullanılan ilave iterasyonu elimine etmektir. Liu ve ark aynı çalışmasında aşınma prosesinde sürtünmenin rolü ve gerilim dağılımını incelemiştirlerdir.

Aşınma haritaları, modelleme çabasını azaltmak maksadıyla teorik altyapı ve kılavuz sağlamak için geliştirilmiştir. Bu amaçla özel malzemelere ait aşınma haritaları araştırmacılar tarafından oluşturulmuştur. Wilson ve Alpas (Wilson, 1997) metal matrisli kompozitler, Lim ve Ashby (Lim, 1987) çelikler, Hsu ve Shen (Hsu, 1996) seramikler, Chen ve Alpas (Chen, 2000) tarafından magnezyum alaşımlara ait özel çalışma koşullarındaki aşınma mekanizmaları başarılı bir şekilde oluşturulmuştur. Seramik aşınma haritaları hakkında önceden yaptığı çalışmaya dayanan Hsu ve Shen (Hsu, 2004) tarafından malzeme özelliği ve çalışma parametrelerini kullanan bir dizi büyüklük içinde seramiklerin aşınmasını tahmin etme yeteneğine sahip fenomen aşınma modeli geliştirilmiştir. Cantizano ve ark (Cantizano, 2002) kullanıcı tarafından belirlenen temas ve sonlu elemanlara dayalı bir model geliştirerek uygulamışlardır. Bu sonlu elemanlara dayalı model kayma hızı ve uygulama yüküne bağlı çelik/çelik aşınma haritalarından uygun ve daha baskın aşınma mekanizmalarını aktive etmişlerdir.

Fiziksel arka plana sahip fenomen aşınma modellerinin yanı sıra literatürde deneysel aşınma modeli olarak isimlendirilen bir sınıf aşınma modeli daha bulunmaktadır. Deneysel modellerde mekanik bileşenlerinin aşınma direnci, deneysel denklemler yoluyla hesaplanabilen bir özellik olarak görülmektedir. Bu denklemler, güç kanunu formüllerini kullanarak deneysel verinin uydurulmasıyla oluşturulur (Kumar, 2002). Bu yüzden bu denklemler genellikle deneysel dizi (sıralama) içinde geçerlidir.

Barwell (1958), aşınma oranını aşağıdaki gibi ifade etmiştir.

$$V = \frac{\beta}{\alpha} \{1 - \exp(-\alpha t)\} \quad (4.7)$$

$$V = \alpha t \quad (4.8)$$

$$V = \beta \exp(\alpha t) \quad (4.9)$$

Burada,

V : Hacimsel malzeme kaybı,

A : Sabit,

t : Zaman.

β parametresi ise başlangıç yüzey karakteristiği olarak ifade edilir ve muhtemelen önceden etkisi bilinmiyor. Bu denklemler hacimsel aşınma kaybının (V) zaman (t) ile veya hacimsel aşınma kaybının (V) β parametresi ile yaptığı eğrinin denklemlerinden üretilmiştir.

Rhee (1970), bir sürtünme malzemesinin toplam aşınmasını yük, hız ve zamanın bir fonksiyonu olarak aşağıdaki gibi bulmuştur.

$$\Delta W = KF^a V^b t^c \quad (4.10)$$

Bu denklemde,

ΔW : Sürtünme malzemesinin ağırlık kaybı,

K, a, b ve c : Deneysel sabitler.

Ampirik denklemler sadece bu test grupları içinde geçerlidir ve teorik denklemlerden çok daha yakın elde edilmektedir. Deneysel modeller tribolojik testlerdeki aşınma hacmini elde etmek için en kolay, en hızlı ve en ucuz modellerdir.

4.4. Modellemede Kullanılan Mühendislik Yazılımı

Abaqus/Standard, kapalı (implicit) çözüm yöntemini kullanan genel amaçlı bir sonlu elemanlar (SE) yazılımıdır. Doğrusal ve doğrusal olmayan statik, dinamik, ısı

transferi, akustik ve bağlaşımli (çift etkili: ısı-yapı, akustik-yapı gibi) mühendislik problemlerinin hızlı, kararlı ve güvenilir şekilde çözümlenmesinde kullanılır. Benzersiz çözümlene yeteneklerine, yüksek başarıma (performans) ve ayrıntılı kullanıcı kitaplarına sahiptir. Abaqus/Standard, birçok mühendislik çözümleneleri için en güçlü ve en güvenilir bir SEM (Sonlu Eleman Metodu) yazılımıdır. Abaqus/Standard'ın tüm ön ve son işlem gereksinimleri Abaqus/CAE ile gerçekleştirilmektedir.

Birçok fiziksel problemin benzetiminde, yapısına ve değişen çalışma şartlarına göre farklı çözüm yöntemlerinin birlikte kullanılması gerekmektedir. Bu türden problemlerin çözümü, tek başına ne kapalı (implicit) ne de açık (explicit) SE yöntemi ile elde edilebilmektedir. İki farklı çözüm yaklaşımının birlikte kullanılması gerekmektedir. Abaqus, her iki yaklaşımı da aynı kullanıcı ara yüzü altında, aynı eleman ve malzeme modelleri ile birlikte kullanabilen bir SE yazılımıdır.

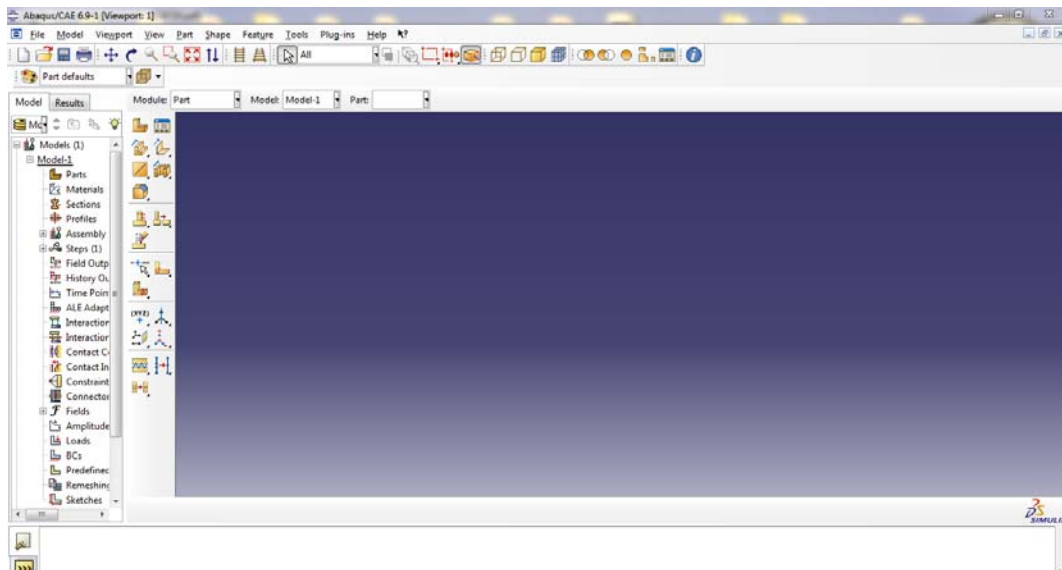
Abaqus'ta SEM çözümleneleri yaparken çözüme, Abaqus/Standard ile kapalı (implicit) olarak başlanabilir, çözümün herhangi bir aşamasında Abaqus/Explicit ile açık (explicit) çözüme geçilerek devam ettirilebilir ve sonrasında tekrar Abaqus/Standard' a dönülerek kapalı olarak bitirilebilir. Benzer şekilde, Abaqus/Explicit ile başlayan bir çözüm, Abaqus/Standard ile devam ettirilebilir. Bu birliktelik kullanıcıya, kapalı (implicit) ve açık (explicit) sonlu elemanlar çözümlene yaklaşımının kendine has üstünlüklerini aynı problem üzerinde kullanabilme olanağı vererek gerçekçi SE modelleri kurma ve doğru sonuç elde etme olanağı sağlar. Bu nedenle, farklı kapalı (implicit) ve açık (explicit) yazılımlar kullanıldığında her zaman karşılaşılan sonuç aktarım ve birliktelik problemleriyle karşılaşmaz.

Ayrıca, ileri seviye malzeme modelleri ve eleman kütüphanesi bulunmaktadır. Beton, toprak, kil, kaya, sünger, lastik, köpük, dökme demir, kompozit malzeme modelleri mevcuttur. Beton, lastik teker ve kompozit gibi yapıların içindeki kuvvetlendiriciler, gömme elemanlar ile kolay ve doğru bir şekilde modellenmektedir. Güçlü, kararlı, tam ve yarı otomatik temas (contact) modelleme yeteneğine sahiptir. Geniş bir bağlantı (civata, perçin, punta yapıştırma gibi) modelleme kütüphanesi mevcuttur.

Punta kaynağı ve perçin bağlantıları çözüm açısından bağımsız olarak tanımlanabildiğinden kolay, hızlı ve gerçekçi bir sonlu elemanlar modeli oluşturulabilmektedir. Ayrıca mekanizmaları esnek ve katı olarak tanımlamak mümkündür.

Tek bir SE yazılımı içerisinde, aynı elemanları ve malzeme modellerini kullanarak kapalı (implicit) ve açık (explicit) yöntemle çözümü yapmak mümkün olduğundan;

- Doğrusal ve doğrusal olmayan (non-linear) mukavemet çözümleri
- Doğrusal ve doğrusal olmayan (non-linear) dinamik çözümler
- Doğal frekans çözümleri
- Doğrusal ve doğrusal olmayan burkulma çözümleri
- İleri seviye dinamik cevap çözümleri
- Geostatik çözümler
- Isı transferi çözümleri
- Elektro ve Isıl Mekanik
- Mekanizmaların benzetimleri ve uzuvlardaki gerilme değişimlerinin hesabı
- Derin çekme ve geri yaylanma çözümleri
- Ürün şekillendirme ve haddeleme çözümleri
- Araç çarpışma ve devrilme benzetimleri vb. çözümler Abaqus ile yapılabilmektedir. (<http://www.a-ztech.com.tr/abaqusstandart.html>. 13.06.2011)



Şekil 4.3. Abaqus programına ait arayüz

BÖLÜM 5. MATERYAL VE METOD

5.1. AlB₂ Takviye Fazının Oluşturulması

Bu çalışmada sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile üretilen farklı AlB₂ takviye fazı oranlarına sahip Al/AlB₂ kompozit malzemeler kullanılmıştır. Başlangıç malzemesi olarak kullanılan Al/AlB₂ kompozit malzeme yerinde reaksiyon (in-situ) yöntemiyle TÜBİTAK (107M023 nolu proje) destekli bir başka çalışma kapsamında (Savaş, 2010) üretilmiş olup bununla ilgili önemli detaylar ileriki bölümlerde verilmektedir.

Tablo 5.1. Etial 8 alüminyum matriksin kimyasal bileşimi

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	B	Al
%	0.13	0.29	0.00	0.00	0.00	0.002	0.00	99.60

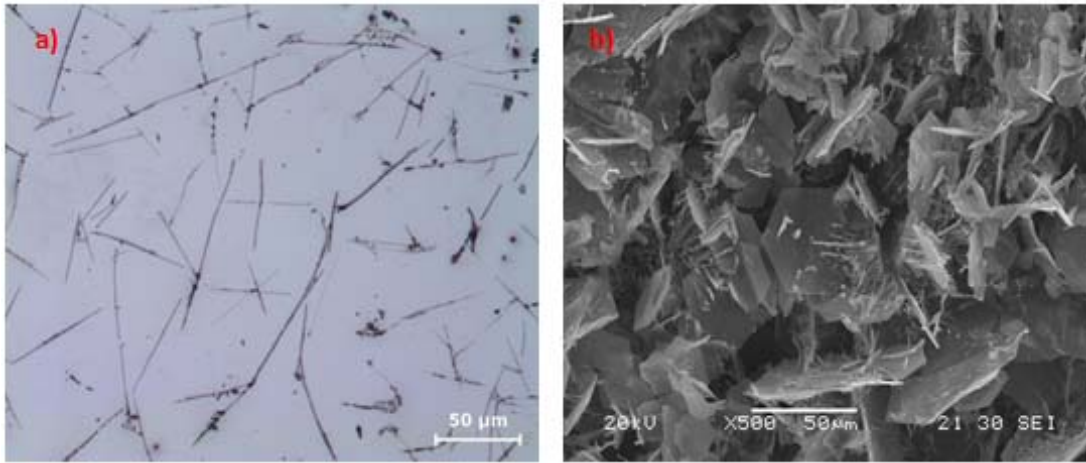
Matriks alaşımı olarak %99,98 ticari saflıktaki ETİAL 8 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Tablo 5.1’de ETİAL 8 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi verilmiştir. Bor verici olarak kullanılan bor oksit mineralinin özellikleri Tablo 5.2’de görülmektedir.

Tablo 5.2. AlB₂ borür yapılarının sentezlenmesinde kullanılan bor minerali ve % B oranı

Mineral	Formül	% B oranı
Bor oksit	B ₂ O ₃	31.05

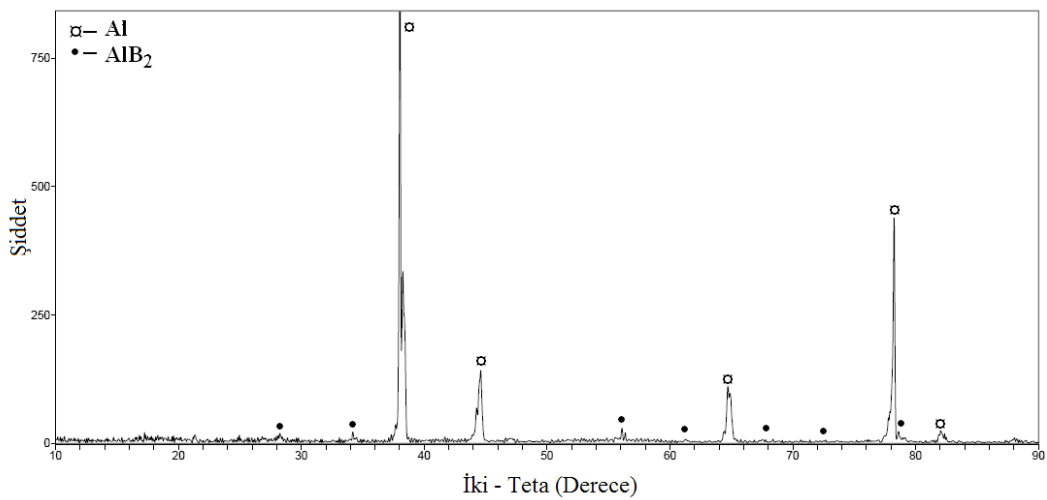
AlB₂ borür yapılarının sentezlenmesinde doğrudan döküm yöntemi kullanılmıştır. Yaklaşık 1400 °C’de sıvı alüminyuma % 5 bor içerecek şekilde bor oksit ilave edilmiştir. Ergiyik, yüksek aspekt oranlı AlB₂ borür yapılarının elde edilmesi ve kırılğan AlB₁₂ yapılarının oluşumunun engellenmesi için hızlı soğutma uygulanarak grafit potaya dökülmüştür (Savaş, 2010).

Başlangıç malzemesi olarak kullanılan Al/AlB₂ kompozit malzemeye ait optik mikroskop ve TEM görüntüleri Şekil 5.1’de yer almaktadır. Bu görüntülerde alüminyum matriks içerisinde oluşan AlB₂ takviye fazının ince altıgen pulcuklar şeklinde ve homojen bir dağılım sergilediği ve yaklaşık %3 civarında olduğu tespit edilmiştir (Savaş, 2010).



Şekil 5.1. 1400 °C’de eğimli soğutma plakası üzerinden geçirilerek üretilen %3 AlB₂ takviye fazı oranına sahip kompozite ait a) optik mikroskop b) TEM görüntüsü (Savaş, 2010)

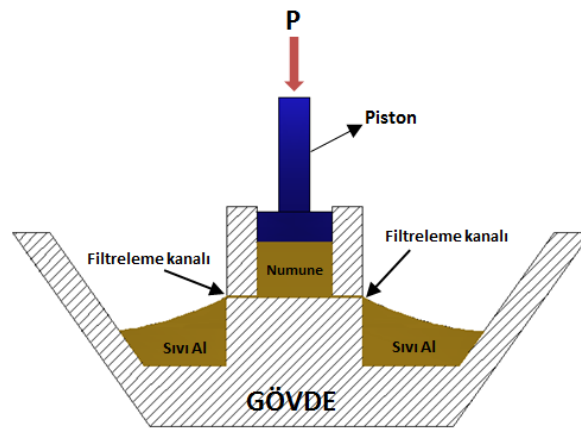
Şekil 5.2. üretilen kompozit malzemeye ait XRD analizinde yalnız alüminyum ve AlB₂ piklerinin yer aldığı görülmektedir.



Şekil 5. 2. Kompozit malzemeye ait XRD analizi sonucu (Savaş, 2010)

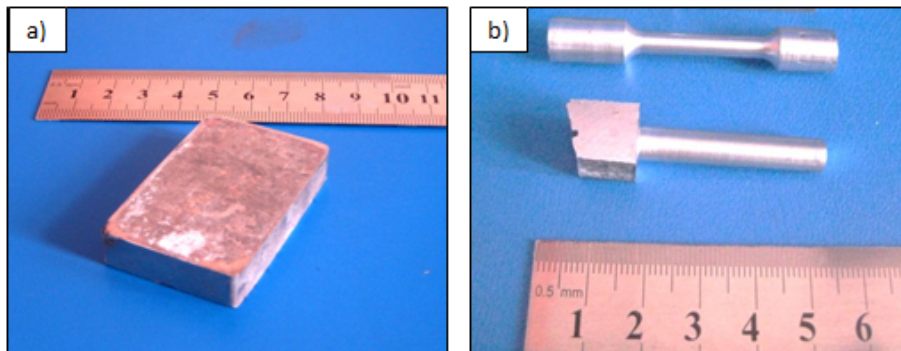
5.2. AlB₂ Takviye Fazı Oranının Artırılması

% 5, % 10, % 20 ve % 30 AlB₂ takviye fazı oranlarına sahip kompozitlerin üretimi için % 3 AlB₂ takviye fazı oranına sahip başlangıç malzemesi kullanılmıştır. Farklı takviye fazı oranlarına sahip kompozit malzemelerin ve matrisin alaşımının üretilmesinde sıkıştırılmalı döküm yöntemi kullanılmıştır. Şekil 5.3'te sıkıştırılmalı döküm sistemi şematik görünümü verilmiştir.



Şekil 5.3. Sıkıştırılmalı döküm sistemi şematik görüntüsü

Bu yöntemde başlangıç malzemesi 800 °C'ye kadar ısıtılıp ergiyik halde döküm haznesine doldurulur. Daha sonra piston yardımıyla takviye fazı oranına göre 20 - 60 bar arasında değişen farklı basınçlar uygulamak suretiyle belirli miktarda sıvı matrisin filtreleme kanallarından tahliye edilir. Böylece Şekil 5.4a'da gösterilen Al/AlB₂ kompozit külçeler üretilmiştir. Bu külçelerden Şekil 5.4b'de gösterilen numuneler hazırlanmış olup karakterizasyon ve aşınma deneylerinde kullanılmıştır.



Şekil 5.4. Sıkıştırılmalı döküm yöntemiyle üretilmiş a) kompozit malzeme b) çekme ve aşınma test numunesi

Farklı takviye fazı oranlarına sahip kompozit malzemelerin bazı önemli mekanik özellikleri Tablo 5.3, 5.4’de verilmektedir. Tablo 5.3’e göre %30 AlB₂ takviye fazı ilavesi ile kompozitin akma ve çekme dayanımı artırırken % uzama oranını düşürdüğü rapor edilmiştir (Savaş,2010).

Tablo 5.3. Üretilen kompozit ve matris alaşımın çekme özelliğine ait UTS, akma ve % uzama değerleri (Savaş,2010)

Kompozit Türü	Takviye fazı oranı (% ağırlıkça)	UTS (MPa)	Akma (MPa)	Uzama (%)
Al	0	105	60	24,00
Al/AlB ₂	30	177	137	2,90

Tablo 5.4 Al/AlB₂ kompozit malzemeye ve matris alaşıma ait basma ve akma gerilmesi değerlerini göstermektedir. Takviye fazı artışıyla malzemelerin basma ve akma gerilmesi değerlerinde artış gözlenmiştir.

Tablo 5.4. Üretilen kompozit ve matris alaşıma ait basma gerilmesi ve akma gerilmesi değerleri (Savaş,2010)

Kompozit Türü	Takviye fazı oranı (% ağırlıkça)	Basma gerilmesi (MPa)	Basma Akması (MPa)
Al	0	121	68
Al/AlB ₂	10	241	123
Al/AlB ₂	30	354	287

Üretilen kompozit malzemede AlB₂ takviye fazının % iyoniklik karakteristiği aşağıdaki denklem ile hesaplanmıştır (Callister,2007):

$$\% \text{ iyonik karakter} = \{ 1 - \exp[-(0.25)(X_A - X_B)^2] \} \times 100$$

$$\% \text{ iyonik karakter} = 46.48$$

Yukarıdaki sonuca göre AlB_2 bileşiğinin % 46 iyonik bağlı, geri kalan % 54'lük kısmın ise kovalent bağlı olmak üzere karışık bağ yapısına sahip olduğu anlaşılmaktadır.

5.3. Al/ AlB_2 Kompozit Malzemelerin Karakterizasyon Yöntemi

Al/ AlB_2 kompozit malzemelerin karakterizasyonu için optik mikroskop, x-ışını (XRD), TEM analizleri, yoğunluk ve sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

5.3.1. Optik mikroskop

Deneysel çalışmalarda AlB_2 borür yapılarının genişlik, kalınlık ve aspekt oranları, porozite ve tane boyutu ölçümleri optik analiz yöntemlerinden faydalanılarak yapılmıştır. Bu amaçla üretilen kompozit ve matris alaşımlar üzerinden alınan yaklaşık 1cm^3 'lük numuneler sırası ile 220, 600, 1200 ve 2400 gritlik zımpara ile zımparalanmış ve sonra otomatik parlatma cihazında $0,02\mu$ 'luk elmas süspansiyonu ile 15 dk. parlatılmıştır. Hazırlanan numunelerin optik görüntüleri Nikon Eclipse L150 marka mikroskop yardımı ile alınmıştır.

5.3.2. Porozite

Üretilen kompozit ve matris alaşımların % porozite ölçümleri Clemex Vision Lite marka görüntü analiz programıyla yapılmıştır. Kompozit numunelerin mikroyapı fotoğrafları 50x büyütmede alınmış ve her numune için 5'er adet % porozite ölçümü yapılarak ortalaması alınmıştır.

5.3.3. X-Işınlari difraksiyon analizi

AlB_2 takviye fazlı kompozit malzemelerde meydana gelen fazların tespit edilebilmesi için XRD analizlerinden faydalanılmıştır. Bu amaçla Rigaku marka D/MAX/2200/PC tip cihaz kullanılmıştır. XRD taramaları, $10^\circ < 2\theta < 90^\circ$ tarama aralığında, 40 kV–30 mA ve Cu/K- α ışınımı kullanılarak, $0,02^\circ \text{min}^{-1}$ tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

5.3.4. Taramalı elektron mikroskobu (TEM) analizleri

Çalışmada JEOL JSM-5600 marka taramalı elektron mikroskobundan (TEM) faydalanılmıştır. Yaklaşık olarak 1 cm³ boyutuna sahip numuneler TEM ve EDX analizlerinden önce %37 HCl çözeltisi ile 5 dk. derin dağlama işlemine alınmıştır. Dağlama işleminden sonra numunelerin yüzeylerindeki asit kalıntıları saf su ve alkol ile uzaklaştırılmıştır.

5.3.5. Sertlik Ölçümleri

Üretilen malzemelerin sertlik değerleri Brinell (HB) cinsinden ölçülmüştür. Sertlik ölçümleri fenollik bakalite alınan 1 cm³'lük parçalar üzerinde gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümü yapılacak yüzeyler sırası ile 60, 120, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 gritlik zımpara ile zımparalanmış ve 1 µm'luk alümina süspansiyonu ile 15 dk. parlatılmıştır.

Struers Buramin-500 EMCO marka sertlik ölçüm cihazı kullanılarak numunelerin yüzeylerinden 3'er adet Brinell sertlik (HB) değeri elde edilmiştir. Sertlik ölçümlerinde, bilye çapı 2.5 mm, yük 31,25 Kgf, yükün uygulanma süresi 15s olarak seçilmiştir.

5.3.6. Yoğunluk

Kompozitlerin ve matriks alaşımın yoğunlukları Arşimed prensibine göre ölçülmüştür. Yoğunlukları ölçülecek numuneler kesme diski ile 1 cm³'lük miktarlarda alınmış ve sırayla 80, 150, 400, 600, 1000 ve 1200 gritlik zımparalarla her tarafi zımparalanmıştır. Numunelerin ağırlıkları hem suda hem de havada ölçülmüş ve Denklem 5.3 yardımıyla gerçek yoğunluk değeri hesaplanmıştır. Arşimet düzeneğinde saf su kullanılmış ve her numune en az üçer defa ölçülerek ortalaması alınmıştır.

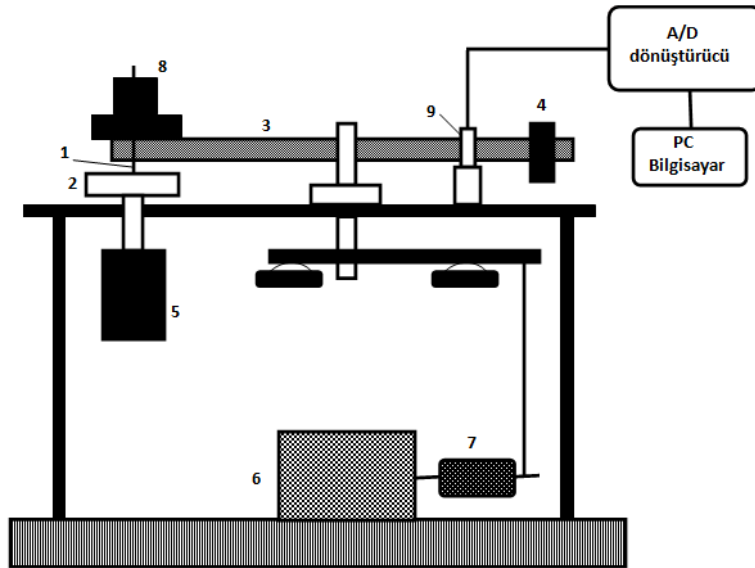
$$\rho = m_{Kuru} / (m_{Kuru} - m_{Yaş}) \quad (5.3)$$

Burada ρ ; yoğunluk, g/cm^3 , m_{Kuru} ; kuru ağırlık, $m_{\text{Yaş}}$; yaş ağırlık

5.4. Aşınma Deneyleri

Yerinde reaksiyon yöntemiyle üretilen Al/AlB₂ kompozit malzemelerin aşınma deneyleri ASTM G99 standardına uygun olarak kuru kaymalı deney şartlarında pim-disk cihazında yapılmıştır. Deneyler esnasında ortam sıcaklığı ve nem miktarı sürekli olarak kontrol edilmiştir. Pim numuneler 6 mm çapında ve 10 mm yüksekliğinde üretilmiştir. Numunelerin temas yüzeyleri sırasıyla 600, 800 ve 1200 grid numaralı aşındırıcılarla zımparalandıktan sonra mikro keçe üzerinde, 3 μm 'luk alümina aşındırıcı toz kullanılarak parlatılmıştır. Her deneyden önce disk ve pimler alkolle iyice temizlenmiş, kurutulmuş ve temas yüzeylerine el değmeden ve temas yüzeyleri paralel olacak şekilde sisteme bağlanmıştır.

Aşınma deneylerinde aşındırıcı disk malzemesi olarak AISI 1040 çelik kullanılmıştır. Aşındırıcı disk 175 mm çap, 20 mm kalınlık ve 56 HRc sertliğe sahiptir.



Şekil 5.5 Pim-disk aşınma tertibatının şematik gösterimi, 1.Pim numune, 2.Aşındırıcı disk,3.Pim kolu, 4.Dengeleme ağırlığı,5.DC motor,6.AC motor,7.Redüktör,8.Uygulama yükü,9.Yük hücresi (Soydan, 1996)

Diskin hareketi, 1.5 kW gücünde, dikey olarak yerleştirilen bir doğru akım motoru ile sağlanmıştır. Motora bağlanan kontrol ünitesi ile devir sayısı, 0-1500 dev/dk arasında

ayarlanabilmektedir. Disk tutucu doğrudan motor miline bağlanmıştır. Yüklemeler pim üzerinden ve mekanik olarak yapılmaktadır. Pimin bağlandığı ve yüklemenin yapıldığı kol, ağırlıkları dengelemek için ortadan hareketli olarak yataklanmıştır. Sürtünmeleri azaltmak ve boşluğu minimuma indirmek için, iğnesel rulmanlar kullanılmıştır. Pim ile disk yüzeyinin paralel olmasını sağlayabilmek için, pim koluna küçük bir su terazisi yerleştirilmiştir.

Testlerde 10, 20 ve 40N'luk üç farklı yük ve 500, 1000, 1500 ve 2000 m'lik dört farklı kayma mesafesi seçilmiştir. Aşınma deneyleri 1.83, 3.40 ve 4.71 ms⁻¹ olmak üzere üç farklı kayma hızında yapılmıştır. Deney parametreleri Tablo 5.5'de verilmektedir.

Aşınma miktarı, hem ağırlık kaybı hem de boy kısılması esaslarına göre tespit edilmiştir. Aşınma deneyleri sonucunda oluşan ağırlık kayıpları 0.0001 g hassasiyetindeki dijital terazi ile ölçülmüştür. Aşınma testlerinin başlangıcında ve sonunda pim numunelerinin ağırlık ölçümleri yapılarak meydana gelen aşınma kayıpları belirlenmiştir.

Tablo 5.5. Aşınma deneyi için proses parametreleri

Parametreler	DeneySEL şartlar
Uygulanan yük (N)	10, 20, 40
Hız (m/s)	1.83, 3.40, 4.71
Sıcaklık (°C)	23±2
Nem (%)	65±1
Kayma mesafesi (m)	500, 1000, 1500, 2000
Disk yüzey pürüzlülüğü, Ra (µm)	0,328

Ölçülen aşınma kayıpları aşağıdaki denklem yardımıyla özgül aşınma oranına çevrilmiştir.

$$\text{Özgül Aşınma oranı} : \frac{\Delta m}{N.L.\rho} \quad (5.5)$$

Burada,

Δm : Ağırlık kaybı (g)

N : Yük (N)

L : Kayma mesafesi (m)

ρ : Yoğunluk (g/cm^3)

Pim boyunda meydana gelen kısılma ağırlık kaybı ölçümündeki gibi hem test öncesinde hem sonrasında 0.001 mm hassasiyetli dijital kumpas ile ölçülmüştür.

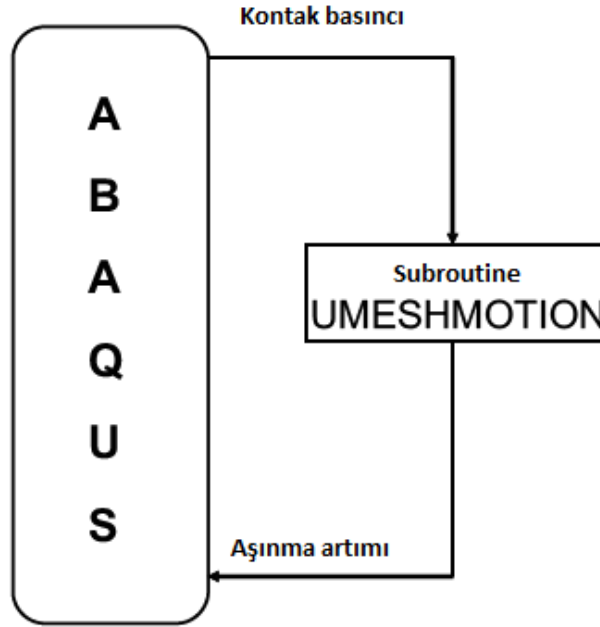
Aşınma sırasında meydana gelen sürtünme katsayısını belirlemek amacıyla pim kolu önüne Şekil 5.5’de görüldüğü gibi yük hücresi monte edilmiştir. Pim ve disk arasında meydana gelen sürtünme kuvveti verileri bilgisayara otomatik olarak yüklenmiştir. Sürtünme kuvveti değerleri uygulama yüküne bölünerek sürtünme katsayısı hesaplanmıştır.

5.5. Aşınmanın Sonlu Elemanlar Metoduyla Modellenmesi

5.5.1. Pim-disk aşınma simülasyonu

Pim-disk aşınma cihazındaki kuru kaymalı aşınma simülasyonu için bir temas aşınma stratejisi geliştirilmiştir. Aşınma simülasyon modelini oluşturmak için ABAQUS sonlu elemanlar paket programı kullanılmıştır. Yüzey düğümlerindeki temas basınçları gerilim tensörleri ve yüzey normalleri kullanılarak hesaplanmış ve hem Archard’ın hem de Sarkar’ın lineer aşınma denklemleri (Denklem 4.4 ve 4.5) kullanılarak aşınma tahmin edilmiştir. Aşınma simülasyonu kullanıcı tarafından FORTRAN programlama dili ile oluşturulan UMESHMOTION isimli bir alt program (subroutine) ile bağlantılı olarak çalıştırılmıştır. Şekil 5.6 Abaqus ile UMESHMOTION alt programı arasındaki ilişkiyi göstermektedir.

Sonlu elemanlar yöntemiyle aşınmanın modellenmesinde sabit ağ örgüsünün (ağ) hata oranını artırma ihtimaline engel olmak için kendisini yenileyebilme özelliğine sahip uyarlamalı ağ örgüsü (adaptive meshing) algoritması kullanılmıştır.



Şekil 5.6. ABAQUS ve alt program arasındaki ilişki

5.5.2. Uyarlamalı Ağ Örgüsü

Bazı yapısal analizlerde, deformasyon meydana geldiği için elemanların bazıları aşırı derecede bozulur ve güzel sonuçlar elde edilmez. Bu yüzden bozulmanın meydana geldiği bu bölgelerin aynı eleman tipleriyle tekrar örgülenmesi tavsiye edilir. Bu durum uyarlamalı ağ örgüsü kullanılarak düzeltilebilir. Uyarlamalı ağ örgüsünde yeni eleman tipleri kullanılmadan ağ örgüsü yapılır. Uyarlamalı ağ örgüsü algoritmasının bu özelliği, hesaplanmış aşınma derinliğine (Δh) eşit bir miktarda yeniden ağ örgülenmesi yapılan aşınma simülasyonu için kullanılır. Uyarlamalı ağ örgülenmesi özelliği Abaqus 6.9.1’de bulunmaktadır.

Abaqus 6.9.1 bulunan uyarlamalı ağ algoritması Lagrangian ve Euler analizlerinin özelliklerinin birleşimidir. Yani, yapısal analizler Lagrangian yaklaşımını kullanarak gerçekleştirilir ve bozulmuş elemanların yeniden yerleştirilmesi (düzeltilmiş ağ) Euler yaklaşımıyla gerçekleştirilir. Bu yüzden, uyarlamalı ağ kullanımı analizler süresince daha gerçekçi bir ağ örgüsü sağlar. Yüksek miktarda deformasyon ve malzeme kaybının olduğu anlarda bile uygun ağ kalitesi elde edilir. Uyarlamalı ağ iki temel yöntemle meydana gelir.

- 1) Süpürme (sweeping) olarak adlandırılan bir proses yoluyla yeni ağ üretimi
- 2) Adveksiyon (advection) olarak adlandırılan bir proses vasıtasıyla eski ağdan yeni ağa kadar çözüm değişkenlerinin yeniden haritalandırılması.

5.5.2.1. Ağ Süpürme İşlemi

Uyarlamalı ağ yapısal denge denklemlerini yakınsadıktan sonra düzeltmeyi gerçekleştirir. Ağ düzeltme denklemleri, aşırı uyarlamalı ağ bölgesini iteratif bir şekilde süpürerek açık olarak çözer. Her bir ağ süpürme işleminde bölge içindeki düğümler tekrar yerleştirilir. Eleman bozukluğunu azaltmak için önceki ağ süpürme işlemi esnasındaki komşu düğümlerin pozisyonu dikkate alınır. Bir düğümün x_{j+1} 'nci pozisyonu aşağıdaki gibi elde edilir.

$$x_{j+1} = X + u_{j+1} = N^N x_j^N \quad (5.6)$$

bu denklemde X düğümün orijinal pozisyonu, u_{j+1} yer değiştirme, x_j^N önceki ağ süpürme işlemi boyunca elde edilmiş komşu düğüm pozisyonu ve N^N en küçük kareler azaltma yönteminden elde edilen ağırlık fonksiyonudur (ABAQUS,2009).

5.5.2.2. Adveksiyon

Adveksiyon boyunca çözüm değişkenleri, Lax-Wendroff metodunu kullanan adveksiyon denklemlerini bütünleştirerek eski ağdan yeni ağa kadar tekrar haritalandırma yapar (Leveque, 2002).

Lineer Adveksiyon denklemi için Lax-Wendroff seması aşağıda ifade edilmektedir.

$$q_j^{n+1} = q_j^n - \frac{a\Delta t}{2\Delta x} \left(\frac{q_{j+1}^n}{q_{j-1}^n} \right) + \frac{(a\Delta t)^2}{2\Delta x^2} (q_{j+1}^n - 2q_j^n + q_{j-1}^n) \quad (5.7)$$

Burada n zaman artımı indeksi, j adaptive ağ bölgesindeki düğüm sayısı, q temas basıncı, yer değiştirme vb. gibi advekte olan çözüm değişkeni, a Adveksiyon hızı, Δt ve Δx zaman ve boşluktaki artırımlardır. Malzeme niceliklerinin adveksiyonu

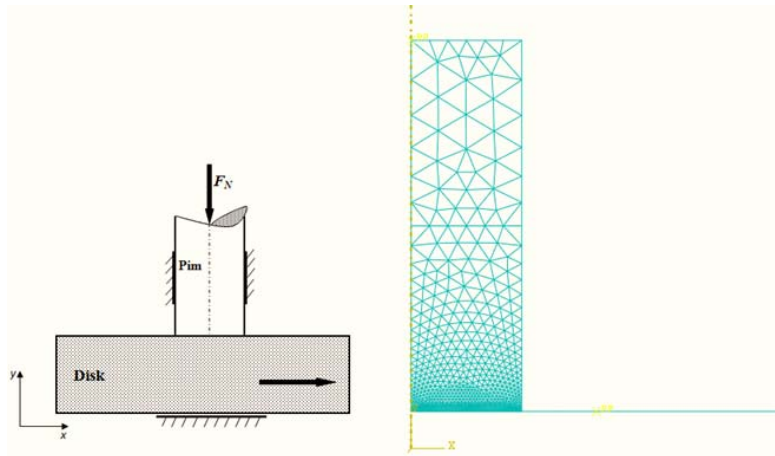
kararsızlığa sürüklenebilir. Bunun için iki neden vardır. Birinci neden, Adveksiyon prosesindeki hatadır. Adveksiyondaki hataları minimize etmek için ABAQUS, Adveksiyon hızının değerini Courant sayısını 1'den daha az alarak sınırlar. Denge kaybı için ikinci neden, değişmiş ağ yoluyla temel malzeme niceliklerindeki değişim olarak gösterilir. Bu etki aşınma simülasyonu olması durumunda daha şiddetlidir. Çünkü aşınmadan dolayı temas alanı artar ve bu yüzden daha fazla eleman temas haline gelir. Bu durum iç kuvvetler hesaplanırken integrasyon hacminin hafif bir şekilde farklı olmasına neden olacaktır. Bundan dolayı, ABAQUS dengeyi düzeltmek için en son zaman artımını çözer.

5.5.3. Aşınma simülasyonu

ABAQUS programında analiz yapabilmek için öncelikle analizini yapılacak iş modelinin oluşturulması gerekmektedir. Bu çalışmada iki boyutlu aksenal simetrik model oluşturulmuştur. Aksenal simetrik modelin üç boyutlu modele kıyasla tercih edilme nedenleri;

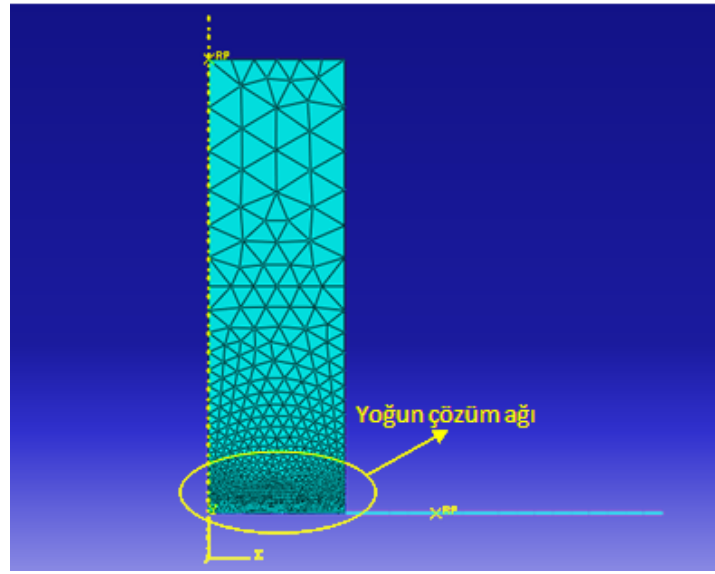
- Üç boyutlu modelde kullanılan düğüm ve eleman sayısının çok fazla olması,
- Büyük model boyutlarından dolayı fazla çözüm zamanı,
- Temasin ayarlanması ve hegzahedral ağ örgüsünden dolayı fazla adaptasyon (preprocessing) zamanı

Şekil 5.7 pim-disk çifti ve sonlu elemanlar ile oluşturulan aksenal simetrik modeli göstermektedir.



Şekil 5.7. Pim-disk aşınma çifti ve sonlu elemanlar modeli

Pim-disk aşınma simülasyonunda pim numune deforme edilebilir bir cisim olarak aşındırıcı disk rijit olarak tanımlanmıştır. Pim numunede kullanılmak üzere 3 düğümlü lineer aksenal simetrik üçgen CAX3H eleman tipi 1346 adet ve rijit diskte ise 25 adet; 2 düğümlü aksenal rijit bağlantı özelliklerine sahip RAX2 eleman tipi kullanılmıştır. Modelde toplam 763 adet düğüm ve 1371 adet eleman kullanılmıştır. Pimin disk ile temas noktasında daha yoğun ağ örgüsü kullanılmıştır. Böylece daha hassas değerler elde edilmesi hedeflenmiştir. Bu durum Şekil 5.8’de gösterilmiştir.



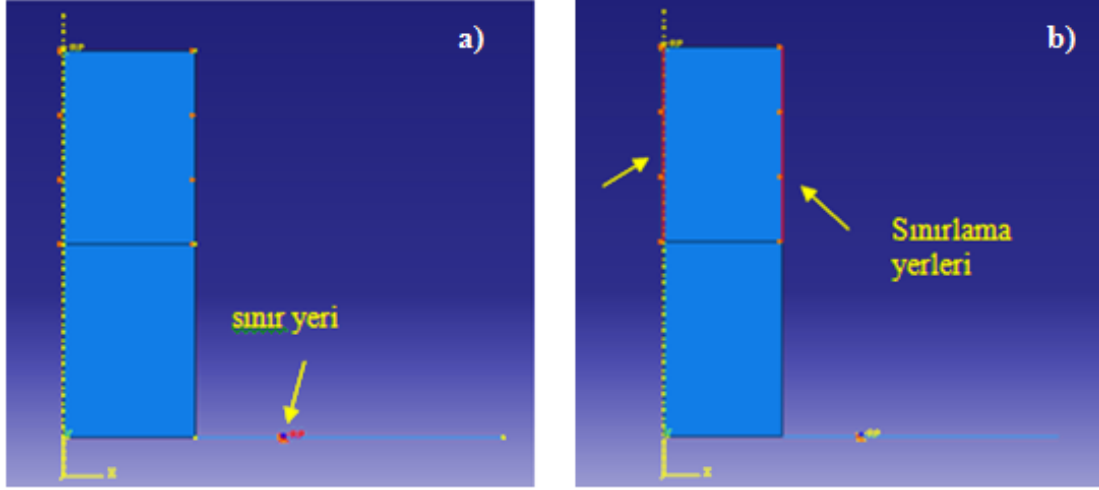
Şekil 5.8. Modelin çözüm ağının oluşturulmuş hali

Disk için bütün doğrultularda hareketleri sınırlama getirilmiş (Şekil 5.9a), pim numunede ise sadece x doğrultusundaki hareketi sınırlandırılmıştır (Şekil 5.9b). Böylece pimin lineer “ h ” aşınması sağlanmıştır.

İlk olarak, iki boyutlu deforme edilebilir rijit temas problem ABAQUS’ta çözülür. Denge denklemleri birleştirildikten sonra, ABAQUS, UMESHMOTION alt programından adaptif ağ algoritmasını çağırır. Aşınma simülasyonunun çalışması Şekil 5.10’da bulunan akış şemasında gösterilmiştir.

Aşınma simülatörü, düğümlere teker teker erişir ve pim numunenin alt yüzeyinde görünüş sırasına göre bir global matriks içinde toplar. Sonra, düğümsel koordinatlar ve ilgili temas basınçlarını elde eder. Temas ara yüzeyi boyunca düğümsel hareket

ettiği için basınç düğüm değişimleri yoluyla elde edilir. Bundan dolayı, basınç her bir akış çizgisi için kayma mesafesinin üzerinde bütünleştirilir.



Şekil 5.9. Hareket sınırlandırma(displacement) işleminin gösterilmesi

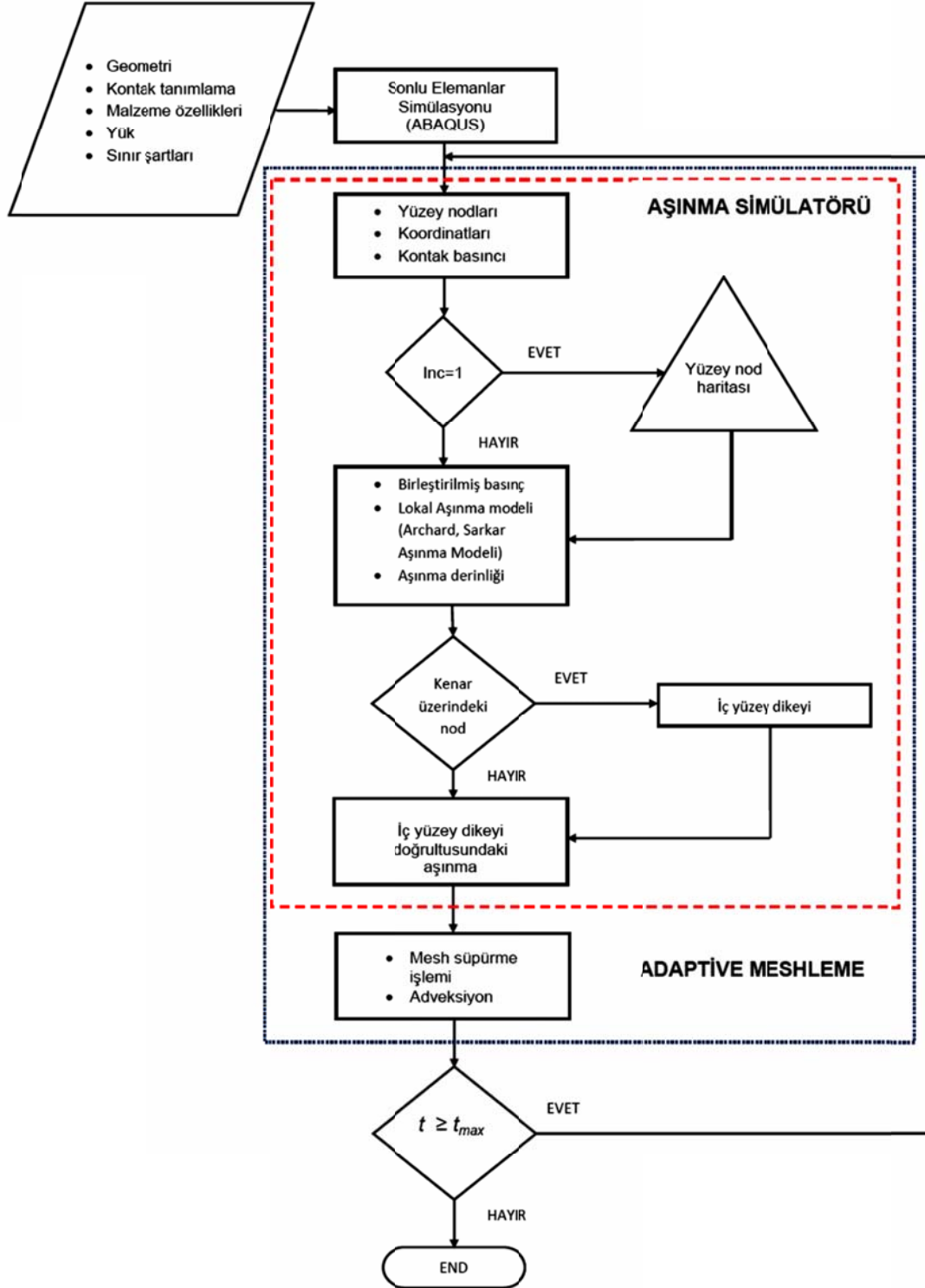
Aşınma derinliği, yüzey düğümleri için Denklem 4.4 ve 4.5 kullanılarak belirli zaman artışıyla hesaplanır. Bütün yüzey düğümleri için iç yüzey normalleri ABAQUS tarafından sağlanır. Aksine köşe ve kenarların üzerine gelen düğümler içinde iç yüzey normalleri hesaplanmak zorundadır.

Tüm yüzey düğümleri için aşınma derinliği uyarlamalı ağ algoritmasına geri gönderilir. Aşınma derinliği, uyarlamalı ağ algoritması tarafından bütün yüzey düğümleri için iki adım uygulanarak elde edilir.

Birinci adımda, yüzey düğümleri iç normal doğrultusunda süpürülür. Düğümlerin süpürülmesi işlemi Euler analizleri ile sağlanır. Bu şekilde geometri yeniden düzenlenir.

İkinci adımda, malzeme nicelikleri yeni pozisyonuna tekrar haritalandırılır. Bu durum ikinci dereceden Lax-Wendroff nümerik metot kullanılarak eski konumundan yeni konumuna kadar adveksiyon denklemleri ile gerçekleştirilir. Malzeme niceliklerinin adveksiyonu denge kayıplarına neden olabilir. Denge kayıpları en son zaman artımının çözülmesiyle düzeltilir. En son zaman artımına göre denge kaybının

düzeltilmesi Hegadekatte ve ark tarafından başarıyla geliştirilmiştir (Hegadekatte, 2005).

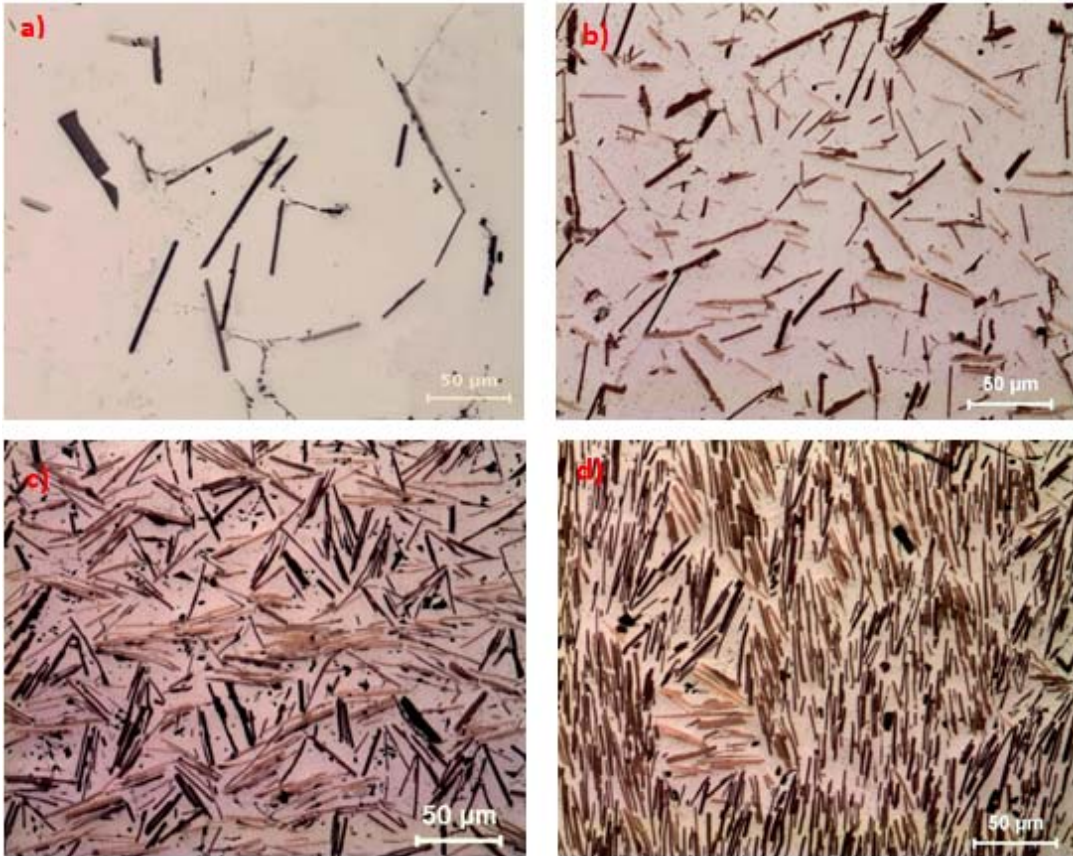


Şekil 5.10. Pim-disk aşınma simülasyonu için akış şeması

BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

6.1. Kompozit Malzeme Üretimi

AlB₂ takviye fazının artırılması için 800 °C’de yarı katı haldeki, düşük AlB₂ takviye fazı içeriğine sahip Al/AlB₂ kompozit malzeme 20 ila 60 bar basınç altında sıkıştırırmalı döküm yöntemi ile filtreleme yapılarak üretilmiştir. Üretilen % 5, % 10, % 20 ve % 30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelere ait mikro yapı resimleri Şekil 6.1’de verilmektedir.



Şekil 6.1. Sıkıştırırmalı döküm yöntemi ile üretilen a) % 5, b) % 10, c) %20, d) % 30 AlB₂ takviye fazı oranına sahip kompozit malzemelerin optik mikroskop görüntüleri

Şekil 6.1'de üretilen kompozit malzemelerin hepsinde AlB_2 borür yapılarının homojen dağılım gösterdiği ve porozite oranının çok düşük seviyelerde olduğu görülmektedir.

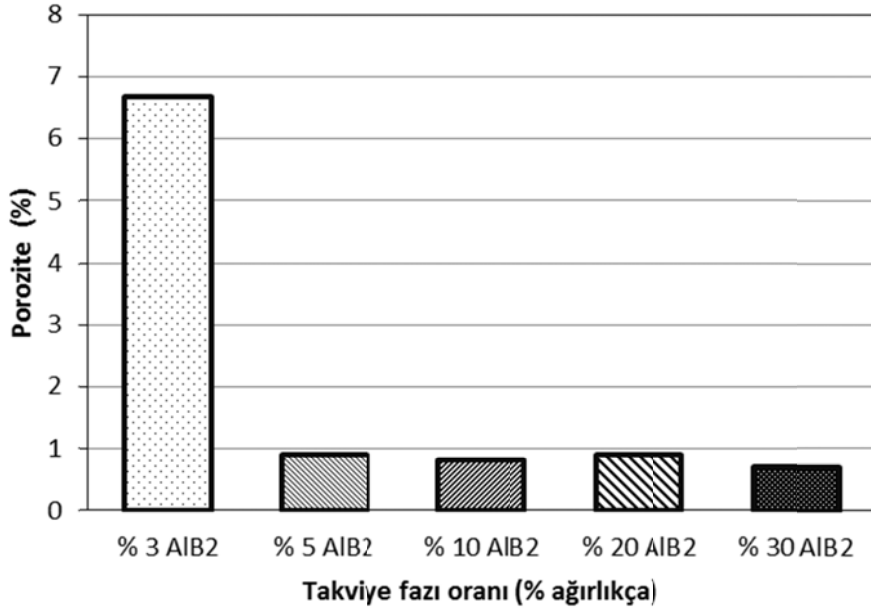
Şekil 6.1a ve Şekil 6.1b'de % 5 ve % 10 AlB_2 takviye fazı oranına sahip kompozit malzemelerde AlB_2 borür fazlarının homojen dağılım sergilediği anlaşılmaktadır. Şekil 6.1c'de % 20 takviye fazı oranına sahip kompozit malzeme içerisindeki AlB_2 borür yapılarının kısmen basma yönüne dik olarak yönlenmiş olduğu görülmektedir. Şekil 6.1d'de % 30 takviye fazı oranına sahip kompozit malzemede AlB_2 borür yapılarının büyük çoğunluğu uygulanan basınç yönüyle ilişkili olarak belli doğrultuda yönlendiği belirlenmiştir.

6.1.1. Mikro yapıda porozite

Başlangıç malzemesi olarak kullanılan ve doğrudan döküm yöntemiyle üretilen kompozit malzemedeki porozite oranının yüksek sıcaklık ve hızlı soğutma işlemlerinden ötürü yaklaşık % 7 olduğu belirtilmiştir (Savaş, 2010). Fakat bu çalışmada uygulanan sıkıştırırmalı döküm yöntemi neticesinde üretilen kompozit malzemelerdeki porozite oranları önemli miktarda düşürülmüştür.

Şekil 6.2 Al/AlB_2 kompozit malzemelere ait porozite değerlerini göstermektedir. Başlangıç kompozit malzemesindeki porozite oranının % 6,67 olmasına rağmen sıkıştırırmalı döküm yöntemi ile tüm kompozit malzemelerde bu oranın % 1'in altına inmiş olduğu görülmektedir. Bazı çalışmalarda, kompozit malzemelerde artan takviye fazı oranı ile porozite miktarında artış meydana geldiği rapor edilmiştir (Hamid Abdulhaqq, 2008; Hamid Abdulhaqq, 2006; Melgarejo, 2006).

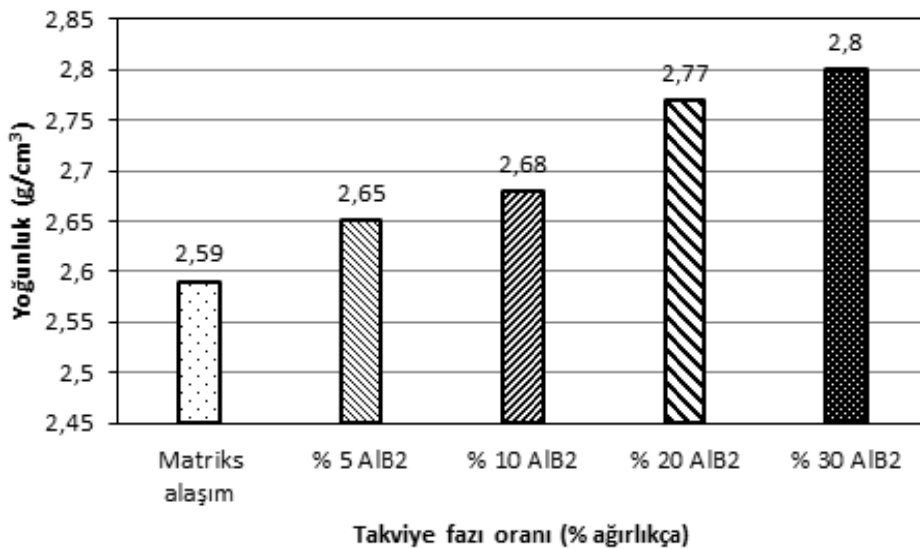
Bu çalışmada artan takviye fazı oranına rağmen porozitenin düşük seviyelerde kalması uygulanan sıkıştırırmalı döküm yönteminin bu olumsuz etkiyi önlediğini ortaya koymaktadır.



Şekil 6.2. Al/AIB₂ kompozit malzemelerin porozite değerleri

6.1.2. Kompozit malzemelerin yoğunluğu

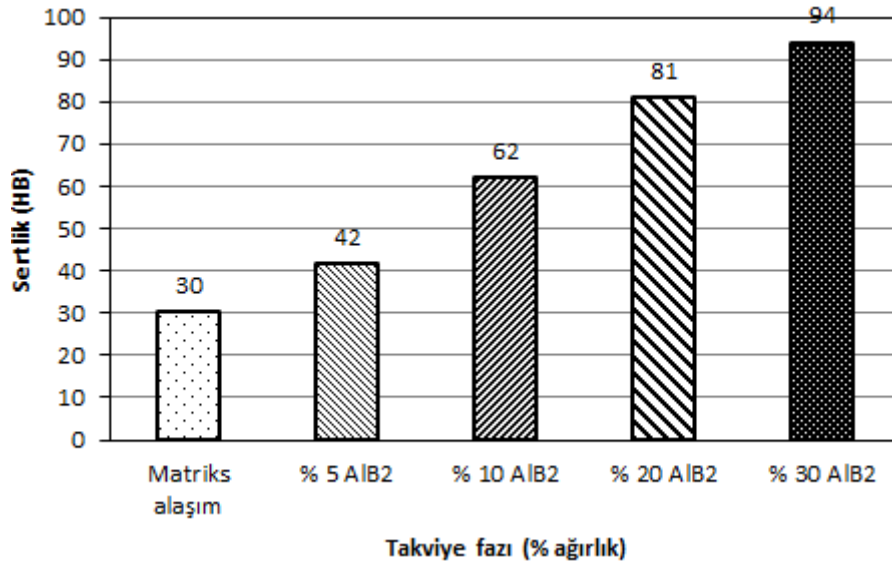
Şekil 6.3 incelendiğinde kompozitlerde AIB₂ takviye fazı oranı arttıkça yoğunluk değerlerinde artış olduğu anlaşılmaktadır. Takviye fazı oranının artışıyla yoğunluğun artış sebebi, takviye fazı yoğunluğunun matriks alaşımın yoğunluğundan daha fazla olmasından kaynaklanmaktadır. Bu durum Savaş'ın yapmış olduğu deneysel sonuçlar ile benzerlik göstermektedir (Savaş,2010). AIB₂ bileşiğinin yoğunluğu literatürde 3.19 g/cm³ olarak ifade edilmektedir (Burkhardt,2004).



Şekil 6.3. Matriks alaşım ve Al/AIB₂ kompozit malzemelerin deneysel yoğunluk değerleri

6.1.3. Kompozit malzemelerin sertliği

Şekil 6.4'te üretilen Al/AlB₂ kompozit malzemelere ve matriks alaşıma ait Brinell (HB) sertlik değeri görülmektedir. Şekil 6.4 incelendiğinde artan AlB₂ takviye fazı oranıyla birlikte sertlik değeri paralel bir artış meydana gelmiştir. Matriks alaşımın sertlik değeri 30 HB olarak ölçülmüştür. % 5, % 10, % 20 ve % 30 AlB₂ takviye fazı içeren kompozit malzemelere ait sertlik değeri sırasıyla 42, 62, 81 ve 94 HB olduğu belirlenmiştir. Artan takviye fazı oranına bağlı olarak kompozit malzemelerin sertliğinin arttığı daha önce yapılan çalışmalarda da belirtilmiştir (Sun,2010 -Mandal,2009 -Thakur,2001).



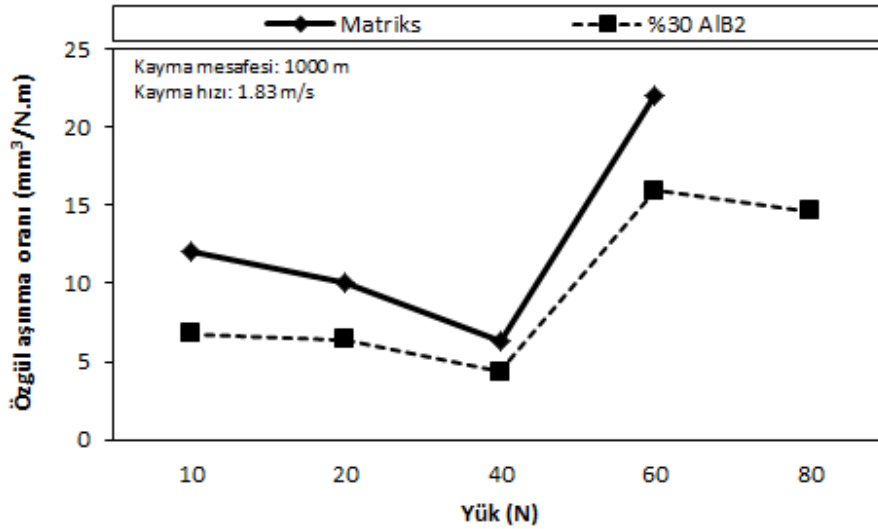
Şekil 6.4. Matriks alaşım ve Al/AlB₂ kompozit malzemelerin sertlik değeri

6.2. Aşınma Deneyi Sonuçları

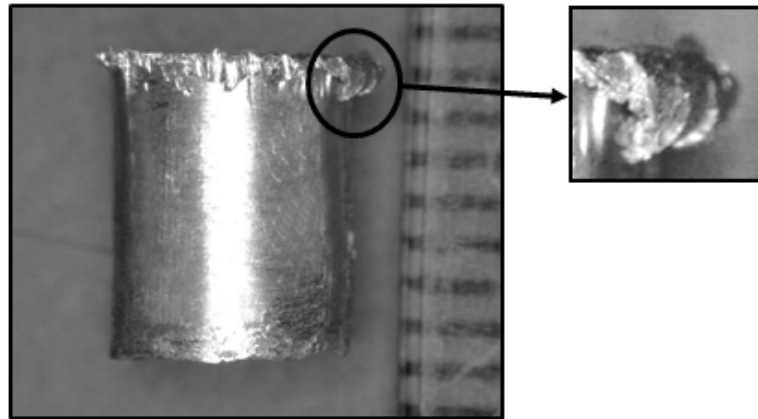
Aşınma davranışlarının incelenmesi için, % 5, % 10, % 20 ve % 30 AlB₂ takviyeli kompozit malzemeler ile matriks alaşımdan yapılan numuneler 1.83, 3.40 ve 4.71 m/s kayma hızlarında, 500, 1000, 1500 ve 2000 m kayma mesafelerinde 10 N, 20 N ve 40N'luk yükler uygulanarak ASTM G99 standardına uygun olarak pim disk cihazında aşınma deneylerine tabi tutulmuştur.

Yapılan ön testler sonucunda yük artışının özgül aşınma oranına olan etkisi belirlenmiş ve Şekil 6.5'de gösterilmiştir. Her iki malzeme türü için de yük 40 N'dan

60N'a çıkarıldığında özgül aşınma oranında aşırı bir artış meydana gelmiştir. Kompozit malzemeye kıyasla matriks alaşım 60 N yükte daha fazla aşınma göstermiştir. %30 Al/AlB₂ kompozit malzeme 20 - 40 N arasında iyi bir aşınma direnci sergilemiştir. 40 N'dan sonra matrikste meydana gelen aşırı plastik deformasyondan ötürü malzemenin aşınma direnci zayıflamıştır. Bu yüzden matriks malzemeye daha fazla uygulanması uygun görülmemiştir. %30 Al/AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemeye 80 N uygulandığında da 60 N'a kıyasla özgül aşınma oranında önemli bir değişiklik olmamıştır. 40 N sonrası karşılaşılan özgül aşınma oranındaki bu ani artış malzeme içerisinde meydana geldiği düşünülen kütleli plastik deformasyonla açıklanabilir. Bu sonuçlar göz önünde tutularak, deneylerde maksimum yük sınırı 40 N olarak belirlenmiştir.



Şekil 6.5. Ön testler sonucunda elde edilen özgül aşınma oranları sonucu

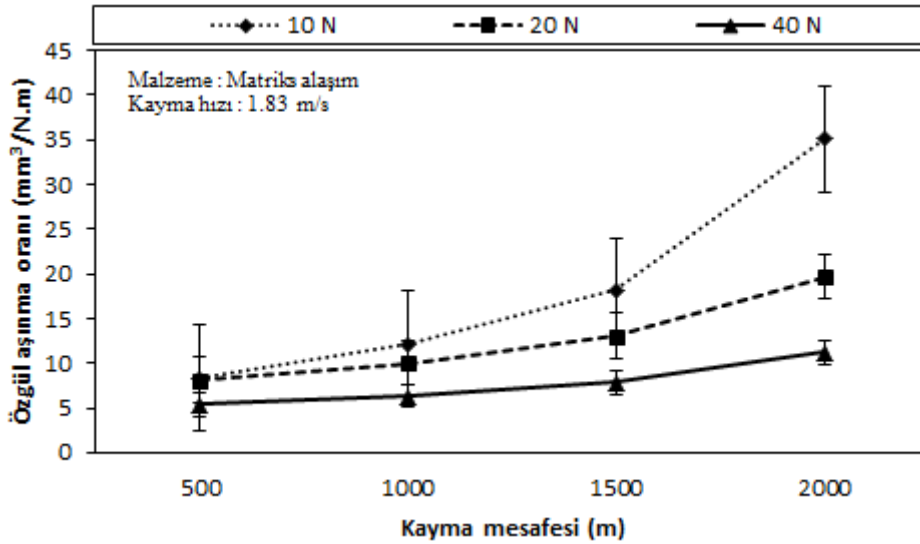


Şekil 6.6. %30 Al/AlB₂ kompozit malzemede 40 N yük ve 4.71 m/s kayma hızında plastik deformasyon ve kırılmaların meydana gelmesi

Şekil 6.6'da ön testler sonucunda %30 Al/AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemede meydana gelen aşırı plastik deformasyon görülmektedir.

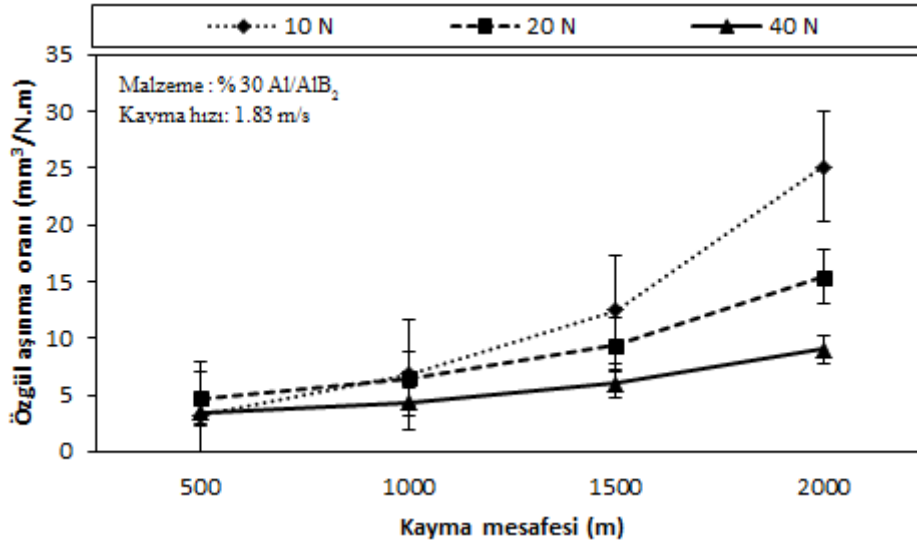
6.2.1. Kayma mesafesi ve uygulama yükünün özgül aşınma oranına etkisi

Şekil 6.7 ve 6.8 incelendiğinde hem matriks alaşım hem de %30 takviye fazlı kompozit malzeme genel olarak kayma mesafesi ve yüke karşı benzer davranış sergilemiştir. Artan uygulama yükü ile birlikte aşınma numunelerinin özgül aşınma oranlarında artış olduğu gözlenmiştir. Bu durum literatürdeki diğer çalışmalarla benzerlik göstermektedir (Rosenberger,2009 - Hassan, 2009 - Tang, 2008 - Soydan,2008 - Lim,2003 - Tjong,1999).

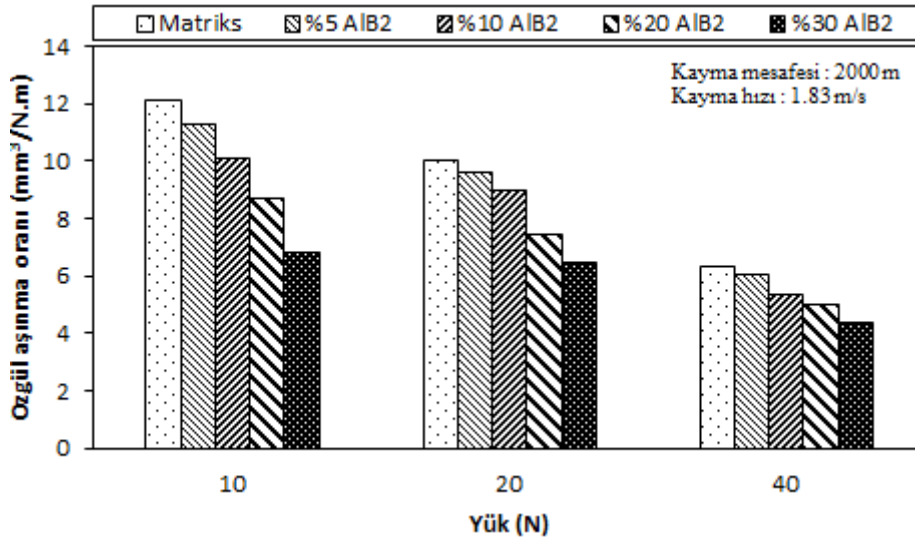


Şekil 6.7. Matriks alaşımın kayma mesafesi ve uygulama yüküne göre özgül aşınma oranı değişimi

Aynı şekilde kayma mesafesindeki artışa bağlı olarak her iki malzemenin özgül aşınma oranı artış göstermiştir. Bu durum literatürle paralellik arz etmektedir (Bauri,2008 - Mindivan,2008 - Shipway,1998). 10 N yük altında her iki malzeme de 1500 m'den sonra özgül aşınma oranında aşırı bir yükselme sergilemiştir. Bu durum uzun kayma mesafesi sonucunda meydana gelen oksit tabakasının kırılarak ara yüzeyden uzaklaşması neticesinde metal-metal temasının teşvik edilmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. 20 ve 40 N yükler altında oksit tabaka oluşumunun nispeten daha kolay meydana gelebileceğinden aşınma oranları daha düşük seviyelerde kalmıştır.



Şekil 6.8. %30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin kayma mesafesi ve uygulama yüküne göre özgül aşınma oranı değişimi

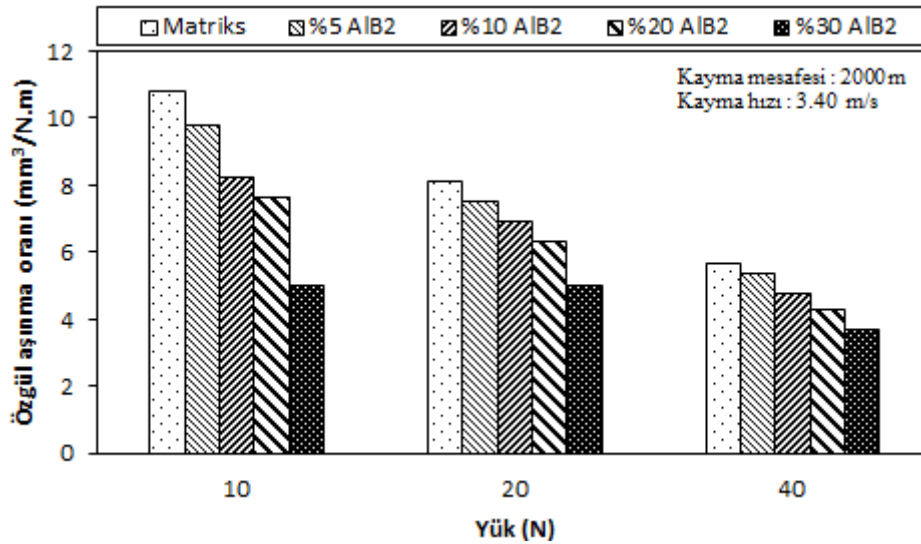


Şekil 6.9. 1.83 m/s kayma hızındaki yük artışına göre özgül aşınma oranı değişimi

Şekil 6.9'da 2000 m kayma mesafesi ve 1.83 m/s kayma hızında matriks alaşım ve %5, %10, %20, %30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin farklı yüklerdeki özgül aşınma oranları verilmiştir. 10N yük şartlarında matriks alaşımın özgül aşınma değeri 35.11 iken %5 takviye fazında %15.60 azalma ile 30.37, %10 takviye fazında %20.40 azalma ile 29.16, %20 takviye fazında %29.75 azalma ile 27.06 ve %30 takviye fazında %39.82 azalarak 25.11 değerini almıştır.

20N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 19.64 iken %5 takviye fazında %13.79 azalma ile 17.26, %10 takviye fazında %14.25 azalma ile 17.19, %20 takviye fazında %19.25 azalma ile 16.47 ve %30 takviye fazında %27.70 azalarak 15.38 değerini almıştır.

40N yük şartlarında matriks fazın aşınma değeri 11.18 iken %5 takviye fazında %3.81 azalma ile 10.77, %10 takviye fazında %10.80 azalma ile 10.09, %20 takviye fazında %16.70 azalma ile 9.58 ve %30 takviye fazında %24.36 azalarak 8.99 değerini almıştır.



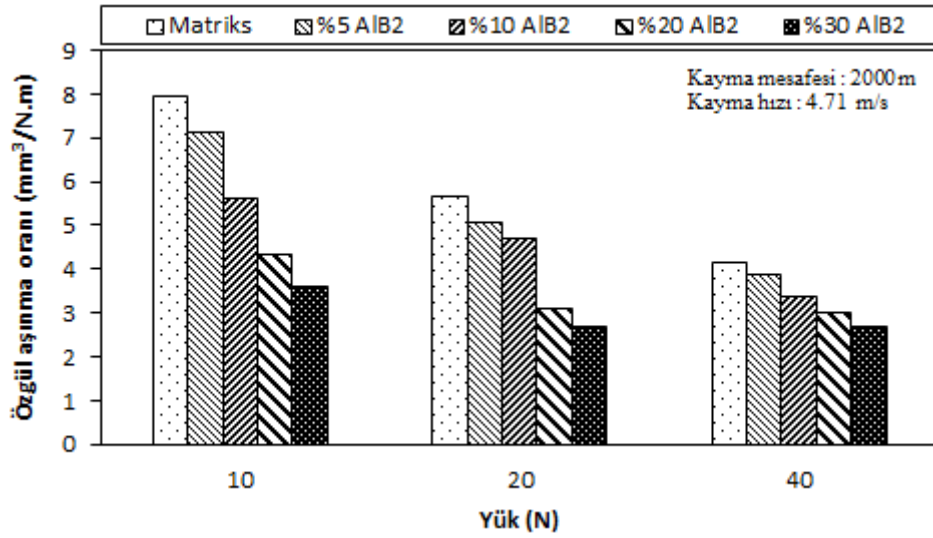
Şekil 6.10. 3.40 m/s kayma hızındaki yük artışına göre özgül aşınma oranı değişimi

Şekil 6.10'da 2000 m kayma mesafesi ve 3.40 m/s kayma hızında matriks alaşım ve %5, %10, %20, %30 AIB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin farklı yüklerdeki aşınma oranları verilmiştir. 10N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 30.04 iken %5 takviye fazında %3.91 azalma ile 28.91, %10 takviye fazında %11.67 azalma ile 26.90, %20 takviye fazında %20.40 azalma ile 24.95 ve %30 takviye fazında %28.98 azalarak 23.29 değerini almıştır.

20N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 17.71 iken %5 takviye fazında %3.81 azalma ile 17.06, %10 takviye fazında %7.59 azalma ile 16.46, %20 takviye

fazında %13.82 azalma ile 15.56 ve %30 takviye fazında %27.14 azalarak 13.93 değerini almıştır.

40N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 10.50 iken %5 takviye fazında %5.74 azalma ile 9.93, %10 takviye fazında %10.29 azalma ile 9.52, %20 takviye fazında %20 azalma ile 8.75 ve %30 takviye fazında %27.74 azalarak 8.22 değerini almıştır.



Şekil 6.11. 4.71 m/s kayma hızındaki yük artışına göre özgül aşınma oranı değişimi

Şekil 6.11’de 2000 m kayma mesafesi ve 4.71 m/s kayma hızında matriks alaşım ve %5, %10, %20, %30 AIB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin farklı yüklerdeki aşınma oranları verilmiştir.

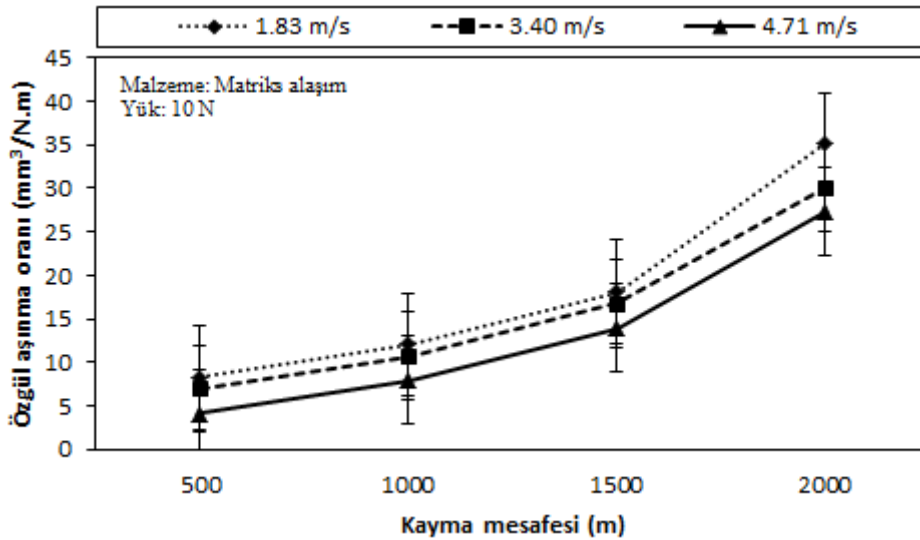
10N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 27.25 iken %5 takviye fazında %3.81 azalma ile 26.25, %10 takviye fazında %10.23 azalma ile 24.72, %20 takviye fazında %23.64 azalma ile 22.04 ve %30 takviye fazında %27.04 azalarak 21.45 değerini almıştır.

20N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 15.26 iken %5 takviye fazında %8.38 azalma ile 14.08, %10 takviye fazında %10.98 azalma ile 13.75, %20 takviye fazında %26.12 azalma ile 12.10 ve %30 takviye fazında %38.48 azalarak 11.02 değerini almıştır.

40N yük şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 10.00 iken %5 takviye fazında %11.61 azalma ile 8.96, %10 takviye fazında %17.65 azalma ile 8.50, %20 takviye fazında %28.37 azalma ile 7.79 ve %30 takviye fazında %37.36 azalarak 7.28 değerini almıştır.

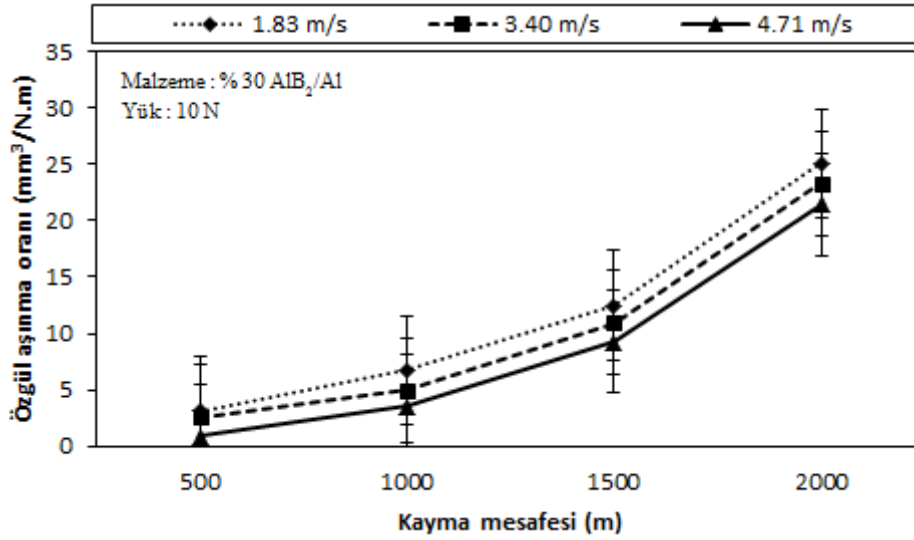
6.2.2. Kayma hızının özgül aşınma oranına etkisi

Şekil 6.12 ve 6.13 incelendiğinde matriks alaşım ve %30 Al/AlB₂ kompozit malzeme genel olarak benzer davranış sergilemiştir. Artan kayma hızı ile birlikte tüm numunelerin aşınma oranlarında azalma olduğu gözlenmiştir. Bu durum literatürdeki diğer çalışmalarla benzerlik göstermektedir (Basavarajappa,2007-Kwok,1999a-Kwok,1999b-Şahin,1998).



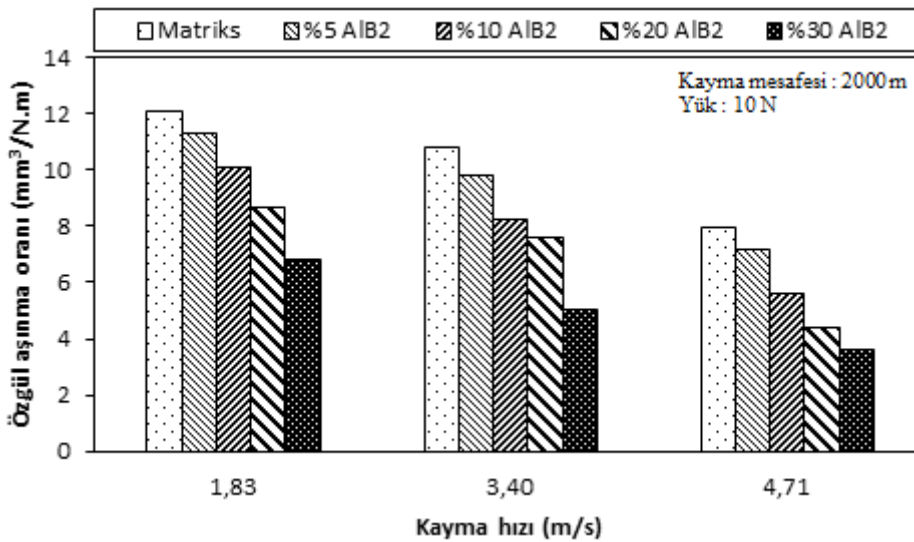
Şekil 6.12. Matriks alaşımın kayma mesafesi ve kayma hızına göre aşınma oranı değişimi

Şekil 6.12’de matriks alaşımın, 10N yük altında, farklı kayma mesafeleri ve kayma hızlarına göre aşınma oranları verilmiştir. Matriks malzemenin aşınma oranı, kayma hızının artışı ile azalmaktadır. Kayma hızının, matriks alaşımın aşınma oranı üzerindeki etkisinde 3.40 m/s’nin kritik bir değer olduğu söylenebilir. Bu kritik kayma hızı aşıldığında, matriks malzemenin aşınma oranında daha belirgin bir azalma gözlemlenmiştir. Benzer sonuçlar Gomez ve Zhang tarafından yapılan çalışmalarda da elde edilmiştir (Gomez-del Rio,2010-Gomes,2001-Zhang,1997-Zhang,1993).



Şekil 6.13. %30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin kayma mesafesi ve kayma hızına göre özgül aşınma oranı değişimi

Şekil 6.13'de %30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemenin, 10N yük altında, farklı kayma mesafeleri ve kayma hızlarına göre aşınma oranları verilmiştir. %30 takviye fazlı kompozit malzemenin aşınma oranı, kayma hızındaki artışa bağlı olarak ile azalma göstermiştir.



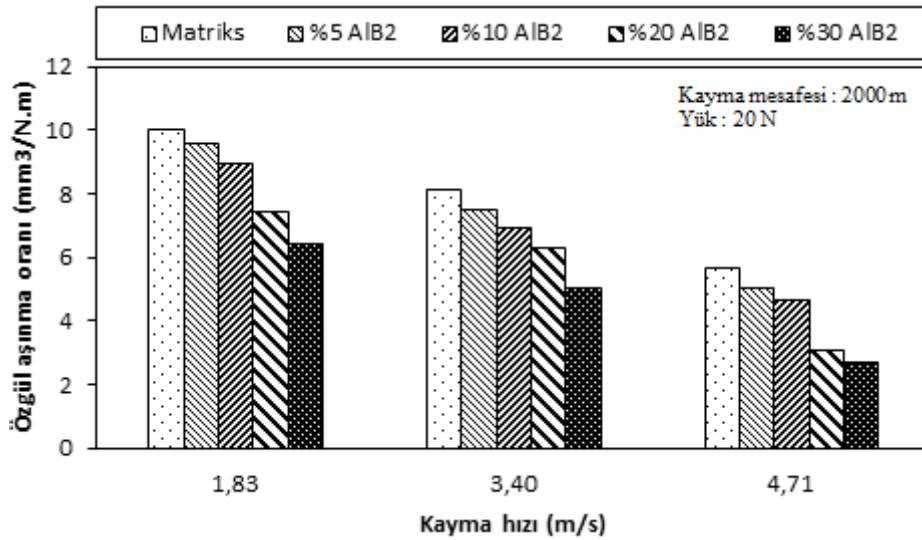
Şekil 6.14. 10 N yük altında kayma hızına göre özgül aşınma oranlarının değişimi

Şekil 6.14'de 2000 m kayma mesafesi ve 10N yük de matriks alaşım ve % 5, % 10, % 20, % 30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin farklı kayma hızlarındaki özgül aşınma oranları verilmiştir. 1.83 m/s kayma hızı şartlarında matriks alaşımın

aşınma değeri 35.11 iken % 5 takviye fazında % 15.61 azalma ile 30.37, % 10 takviye fazında % 20.40 azalma ile 29.16, % 20 takviye fazında % 29.75 azalma ile 27.06 ve % 30 takviye fazında % 25.11 azalarak 25.11 değerini almıştır.

3.40 m/s kayma hızı şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 30.04 iken % 5 takviye fazında % 3.91 azalma ile 28.91, % 10 takviye fazında % 11.67 azalma ile 26.90, % 20 takviye fazında % 20.40 azalma ile 24.95 ve % 30 takviye fazında % 28.98 azalarak 23.29 değerini almıştır.

4.71 m/s kayma hızı şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 27.27 iken % 5 takviye fazında % 3.89 azalma ile 26.25, % 10 takviye fazında % 10.32 azalma ile 24.72, % 20 takviye fazında % 23.73 azalma ile 22.04 ve % 30 takviye fazında % 27.13 azalarak 21.45 değerini almıştır.

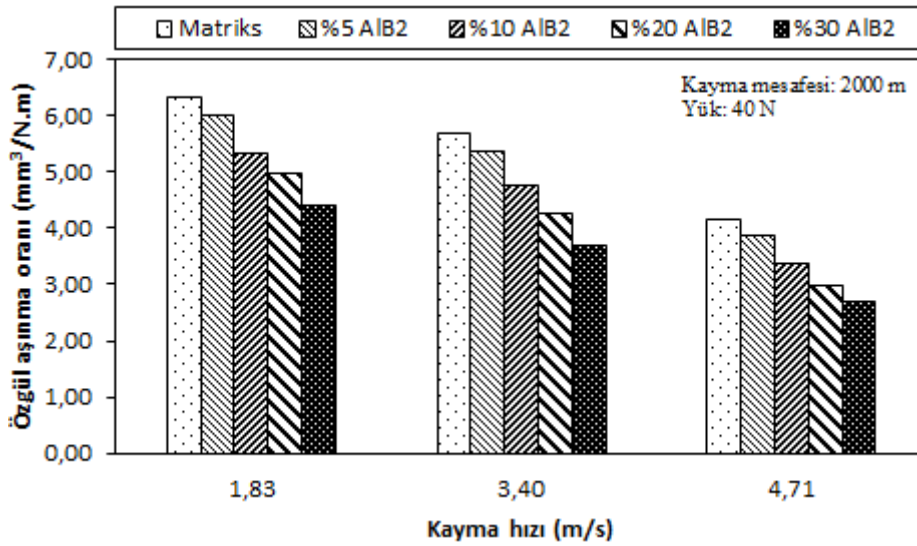


Şekil 6.15. 20 N yük altında kayma hızına göre özgül aşınma oranlarının değişimi

Şekil 6.15’de 2000 m kayma mesafesi ve 20N yükte matriks alaşım ve % 5, % 10, % 20, % 30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin farklı kayma hızlarındaki aşınma oranları verilmiştir. 1.83 m/s kayma hızı şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 19.64 iken % 5 takviye fazında % 13.79 azalma ile 17.26, % 10 takviye fazında % 14.25 azalma ile 17.19, % 20 takviye fazında % 19.24 azalma ile 16.47 ve % 30 takviye fazında % 27.70 azalarak 15.38 değerini almıştır.

3.40 m/s kayma hızı şartlarında matriks fazın aşınma değeri 17.71 iken % 5 takviye fazında % 3.81 azalma ile 17.06, % 10 takviye fazında % 7.59 azalma ile 16.46, % 20 takviye fazında % 13.82 azalma ile 15.56 ve % 30 takviye fazında % 27.14 azalarak 13.93 değerini almıştır.

4.71 m/s kayma hızı şartlarında matriks fazın aşınma değeri 15.26 iken % 5 takviye fazında % 8.38 azalma ile 14.08, % 10 takviye fazında % 10.98 azalma ile 13.75, % 20 takviye fazında % 26.12 azalma ile 12.10 ve % 30 takviye fazında % 38.48 azalarak 11.02 değerini almıştır.



Şekil 6.16. 40 N yük altında kayma hızına göre özgül aşınma oranlarının değişimi

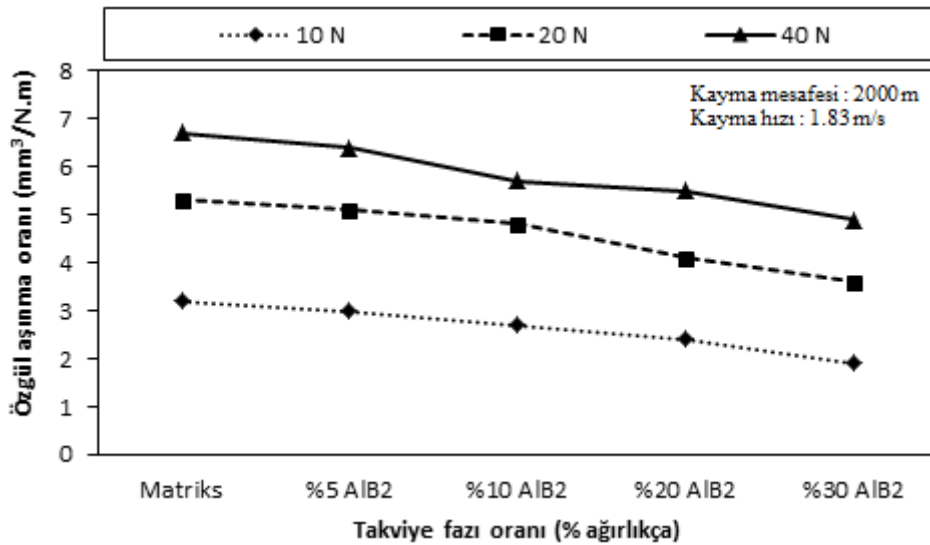
Şekil 6.16'de 2000 m kayma mesafesi ve 40N yükte matriks aşınım ve % 5, % 10, % 20, % 30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin farklı kayma hızlarındaki aşınma oranları verilmiştir. 1.83 m/s kayma hızı şartlarında matriks aşınımın aşınma değeri 11.18 iken % 5 takviye fazında % 3.81 azalma ile 10.77, % 10 takviye fazında % 10.80 azalma ile 10.09, % 20 takviye fazında % 16.70 azalma ile 9.58 ve % 30 takviye fazında % 24.36 azalarak 8.99 değerini almıştır.

3.40 m/s kayma hızı şartlarında matriks aşınımın aşınma değeri 10.50 iken % 5 takviye fazında % 5.74 azalma ile 9.93, % 10 takviye fazında % 10.29 azalma ile 9.52, % 20 takviye fazında % 20 azalma ile 8.75 ve % 30 takviye fazında % 27.74 azalarak 8.22 değerini almıştır.

4.71 m/s kayma hızı şartlarında matriks alaşımın aşınma değeri 10.00 iken % 5 takviye fazında % 11.61 azalma ile 8.96, % 10 takviye fazında % 17.65 azalma ile 8.50, % 20 takviye fazında % 28.37 azalma ile 7.29 ve % 30 takviye fazında % 37.36 azalarak 6.38 değerini almıştır.

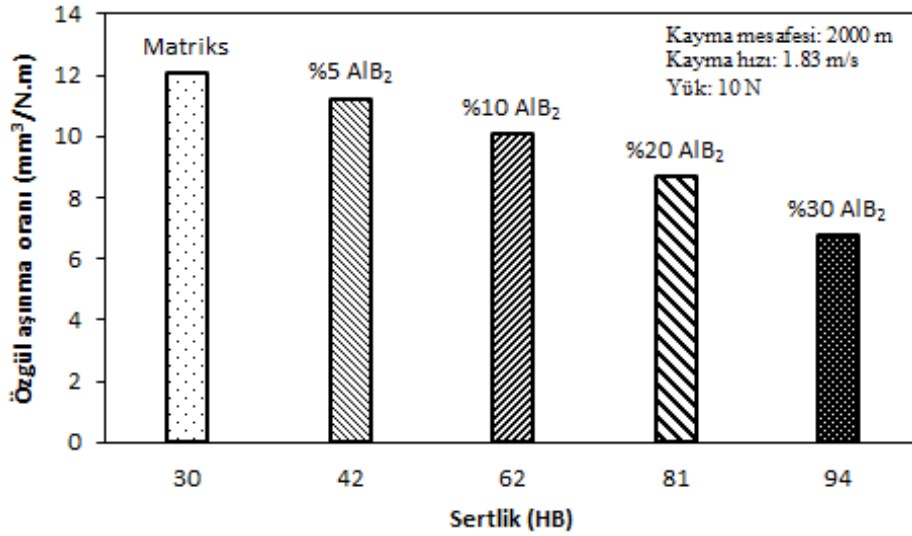
6.2.3. Takviye fazı oranı ve sertliğin özgül aşınma oranına etkisi

Şekil 6.17'e göre, matriks alaşım içerisinde bulunan takviye fazının aşınma direncini artırıcı bir rol oynadığı görülmüştür. En iyi aşınma direnci, içerisinde %30 AlB₂ takviye fazı bulunan kompozit malzemede gözlenirken en düşük aşınma direnci ise matriks alaşımda elde edilmiştir. Bu durum AlB₂ takviye fazının kompozit malzeme üzerine gelen yükü taşıyabilme ve aynı zamanda aşınma direncinin yüksek olmasından kaynaklanmaktadır (Sun,2010 - Zhang,2008 - Wang,2003 - Miyajima,2003 - Bram,1999).



Şekil 6.17. AlB₂ takviye fazı oranı artışına göre özgül aşınma oranı değişimi

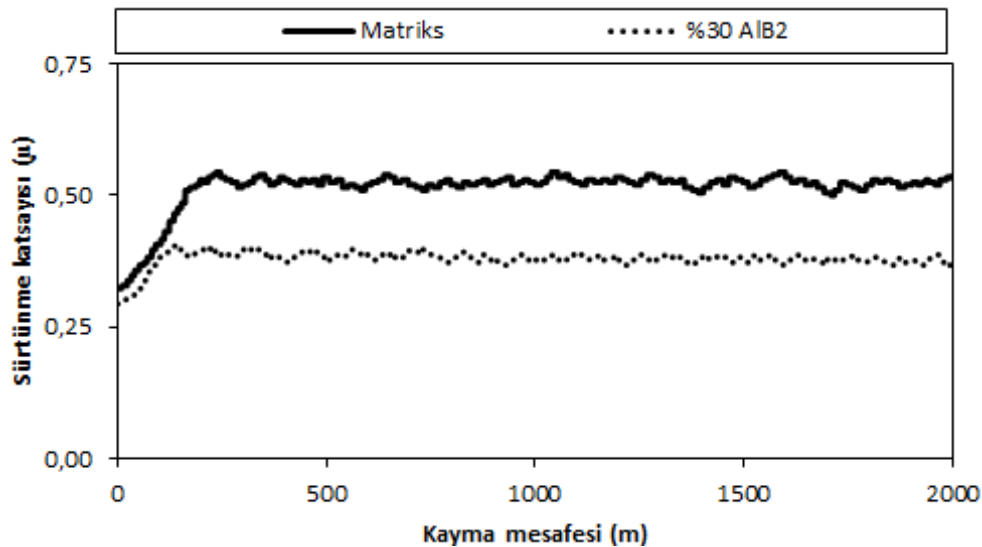
Şekil 6.18'e göre en yüksek aşınma oranı en düşük sertlik değerine sahip matriks alaşım da elde edilirken, en düşük aşınma oranı ise en yüksek sertlik değerine sahip %30 AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemede elde edilmiştir. Matriks malzemenin içerisine ilave edilen takviye fazının artması ile aşınma direnci de artmaktadır (Rao,2011- Berns,2009-Kok,2007- Chen,1997).



Şekil 6.18. Sertliğe göre özgül aşınma oranı değişimi

6.2.4. Sürtünme davranışlarının karşılaştırılması

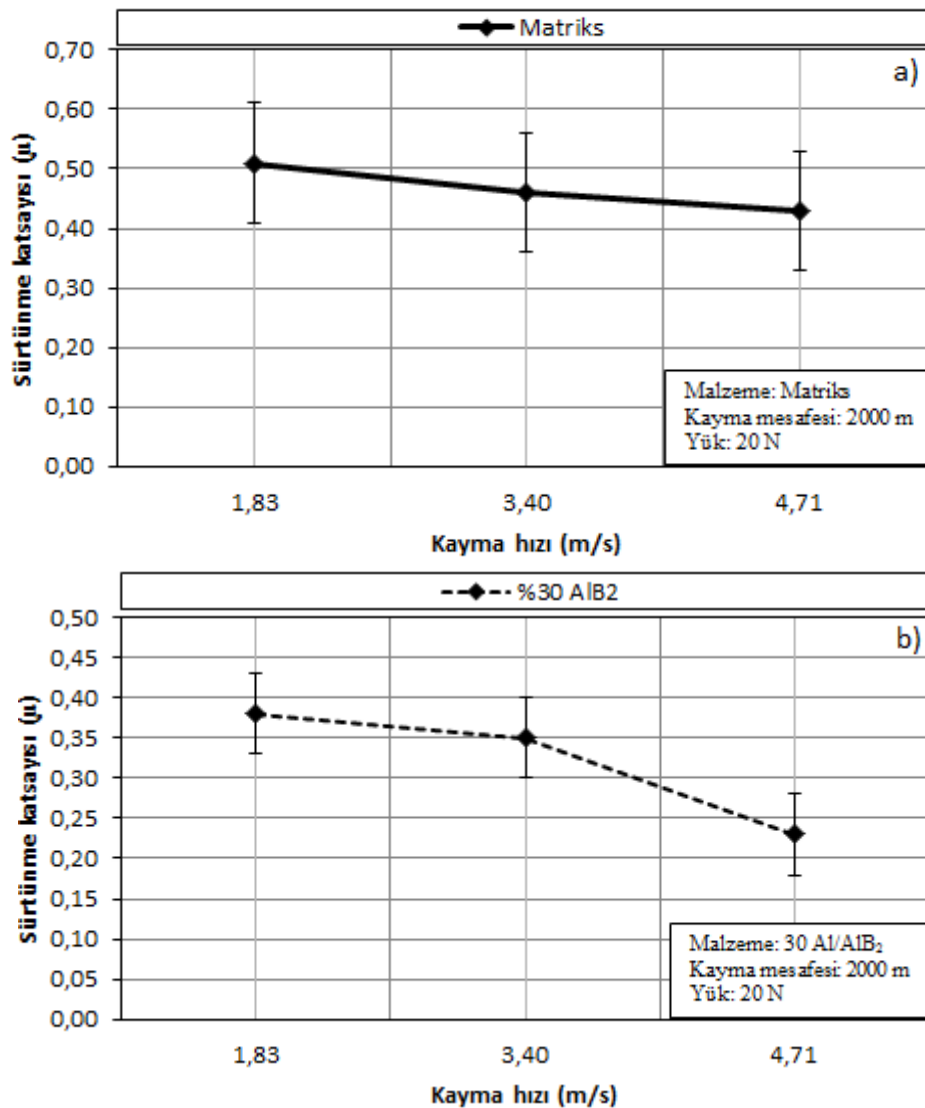
Farklı takviye fazı oranlarına sahip Al/AlB₂ kompozit malzemelerin kuru kayma halindeki sürtünme davranışlarını incelemek için 2000 m kayma mesafesinde üç farklı kayma hızında ve üç farklı yük uygulanarak sürtünme katsayısı ölçümleri yapılmıştır. Şekil 6.19'da matriks alaşım ile %30 Al/AlB₂ kompozit malzemede sürtünme katsayısının kayma mesafesine bağlı değişimi görülmektedir. Şekil 6.19 incelendiğinde her iki malzeme türü için sürtünme katsayısı belirli bir kayma mesafesine kadar artış göstermiş ve sonrasında kararlı bir halde devam ettiği belirlenmiştir.



Şekil 6.19. Kayma mesafesine göre sürtünme katsayısı değişimi

6.2.4.1. Kayma hızının sürtünme katsayısına etkisi

Şekil 6.20, matriks alaşım ve % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 2000 m kayma mesafesi ve 20 N yük şartlarında kayma hızının sürtünme katsayısına olan etkisi görülmektedir. Şekil 6.20 incelendiğinde her iki numunede de kayma hızının artışıyla sürtünme katsayılarında düşüş meydana gelmiştir. Bu durumun, artan kayma hızına bağlı olarak meydana gelen yüksek arayüzey sıcaklığı sonucu oluşan oksit tabakadan kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 6.20. Kayma hızının sürtünme katsayısına etkisi; a) matriks alaşım, b) % 30 Al/AlB₂ kompozit malzeme

Aşınma yüzeylerinde meydana gelen oksit tabakasının katı yağlayıcı gibi davranarak sürtünme katsayısını düşmesine neden olduğu daha önce yapılan çalışmalarda rapor edilmiştir (Stott, 1998; Rao, 2011). Şekil 6.45, % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD analizini göstermektedir. XRD analizinde oluşan oksit tabakaları tespit edilmiştir. Ayrıca pim numunenin aşınma yüzeyinde yapılan EDX analizi Fe ve O₂'nin mevcudiyetini göstermesi oksit oluşumunu desteklemektedir.

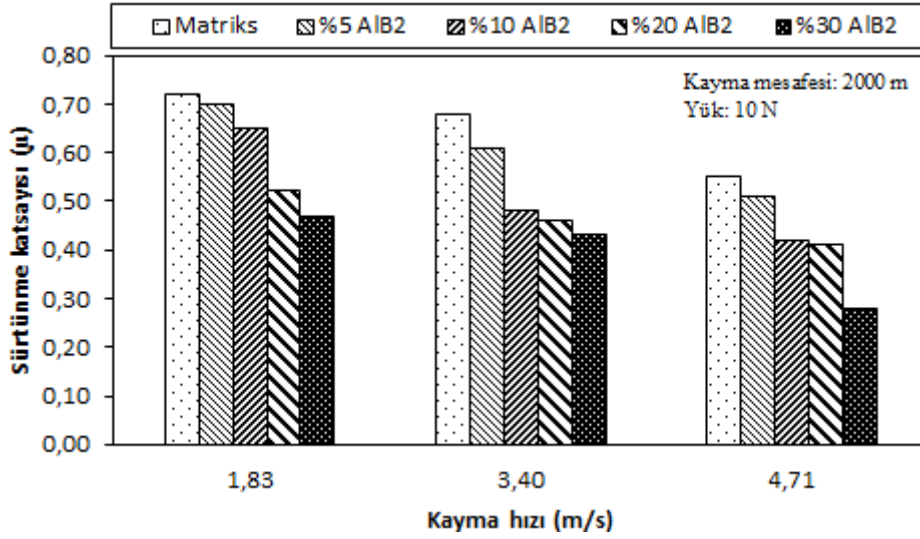
Kumar ve ark, in-situ TiB₂ takviye fazlı Al-4 Cu matriksli kompozit malzemenin sürtünme katsayısını incelemişlerdir. Bu çalışmada da artan kayma hızı ile birlikte sürtünme katsayısında düşüş gözlenmiştir. Aşınma yüzeyinden yapılan EDX sonucuna göre Fe ve O₂ bileşenlerine rastlanmıştır. Bu çalışmada ayrıca TiB₂ fazlı kompozit malzemenin sürtünme katsayısının matriks alaşıma göre daha düşük olduğunu rapor etmişlerdir (Kumar, 2010).

Şekil 6.21, 22 ve 23'de aşınma numunelerinin üç farklı yük ve kayma hızı şartlarında meydana gelen sürtünme katsayıları kıyaslanmıştır. Şekil 6.21'de 2000 m kayma mesafesi, 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında matriks alaşım ve AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin sürtünme katsayılarının değişimi verilmiştir. Matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.72 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte sürtünme katsayısı % 2.78 azalarak 0.70, % 10 takviye fazlı kompozitte % 9.72 azalarak 0.65, % 20 takviye fazlı kompozitte % 27.78 azalarak 0.52 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 34.72 azalarak 0.47 değerini almıştır.

Kayma hızı 3.40 m/s'ye çıkarıldığında, matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.68 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 10.29 azalarak 0.61, % 10 takviye fazlı kompozitte % 29.41 azalarak 0.48, %20 takviye fazlı kompozitte % 32.35 azalarak 0.46 ve %30 takviye fazlı kompozitte % 36.76 azalarak 0.43 değerini almıştır.

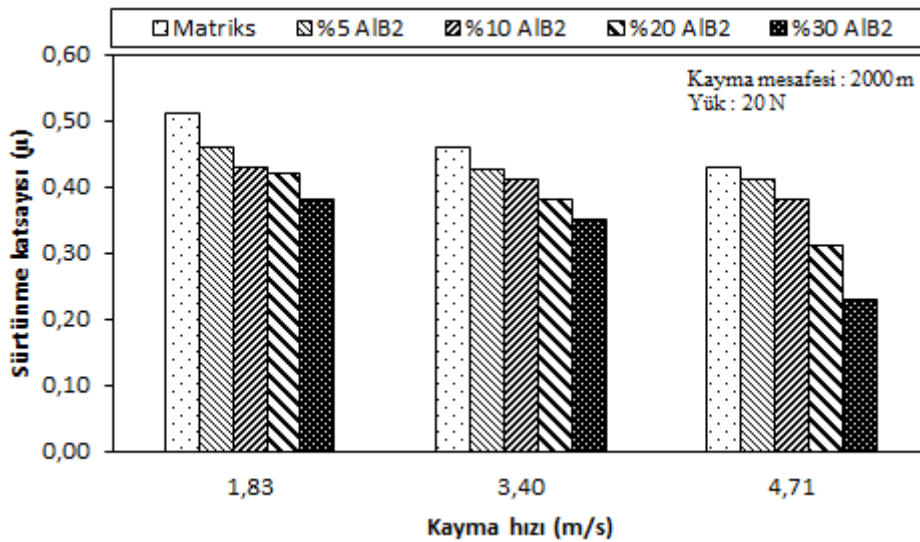
4.71 m/s kayma hızında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.55 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 7.27 azalarak 0.51, % 10 takviye fazlı kompozitte %

23.63 azalarak 0.42, % 20 takviye fazlı kompozitte % 25.45 azalarak 0.41 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 49.09 azalarak 0.28 değerini almıştır.



Şekil 6.21. 10 N yük altında kayma hızına göre sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 6.22’de 2000 m kayma mesafesi, 20N yük ve üç farklı kayma hızında matriks alaşım ve AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin sürtünme katsayılarındaki değişim verilmiştir.



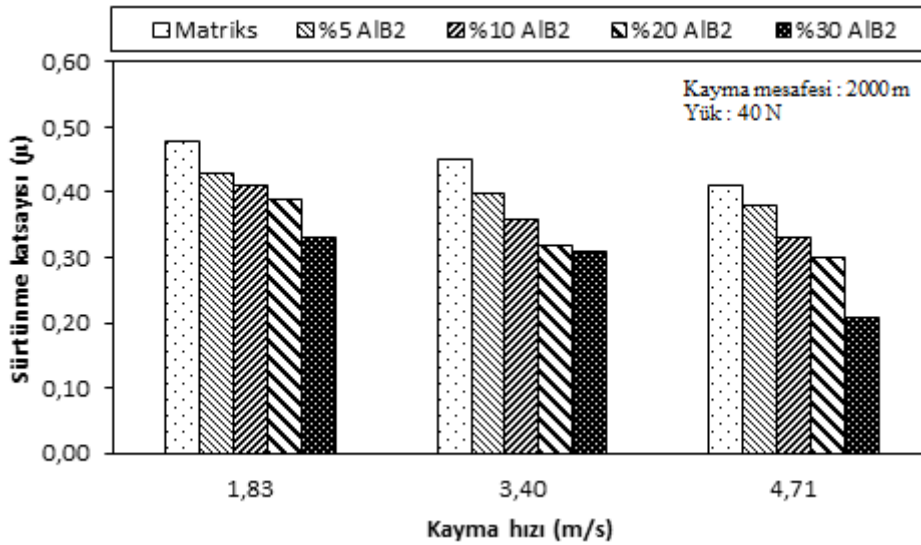
Şekil 6.22. 20 N yük altında kayma hızına göre sürtünme katsayısı değişimi

1.83 m/s kayma hızında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.51 olarak tespit edilmiştir. Matriks malzemeye kıyasla, sürtünme katsayısı % 5 takviye fazlı

kompozitte % 9.80 azalarak 0.46, % 10 takviye fazlı kompozitte % 15.69 azalarak 0.43, % 20 takviye fazlı kompozitte % 17.65 azalarak 0.42, % 30 takviye fazlı kompozitte ise % 25.49 azalarak 0.38 değerini almıştır.

Kayma hızı 3.40 m/s'ye çıkarıldığında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.46 olarak belirlenmiştir. Buna kıyasla sürtünme katsayısı % 5 takviye fazlı kompozitte % 6.52 azalarak 0.43, % 10 takviye fazlı kompozitte % 10.87 azalarak 0.41, % 20 takviye fazlı kompozitte % 17.39 azalarak 0.38, %30 takviye fazlı kompozitte ise % 23.91 azalarak 0.35 değerini almıştır.

4.71 m/s kayma hızında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.43 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 4.65 azalarak 0.41, % 10 takviye fazlı kompozitte % 11.63 azalarak 0.38, % 20 takviye fazlı kompozitte % 27.90 azalarak 0.31, % 30 takviye fazlı kompozitte ise % 46.51 azalarak 0.23 değerini almıştır.



Şekil 6.23. 40 N yük altında kayma hızına göre sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 6.23'de 2000 m kayma mesafesi, 40N yük ve üç farklı kayma hızında matriks alaşım ve AIB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerin sürtünme katsayılarındaki değişim verilmiştir. 1.83 m/s kayma hızında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.48 olarak tespit edilmiştir. Matriks malzemeye kıyasla, sürtünme katsayısı % 5 takviye fazlı kompozitte % 10.41 azalarak 0.43, % 10 takviye fazlı kompozitte % 14.58

azalarak 0.41, % 20 takviye fazlı kompozitte % 18.75 azalarak 0.39, % 30 takviye fazlı kompozitte ise % 31.25 azalarak 0.33 değerini almıştır.

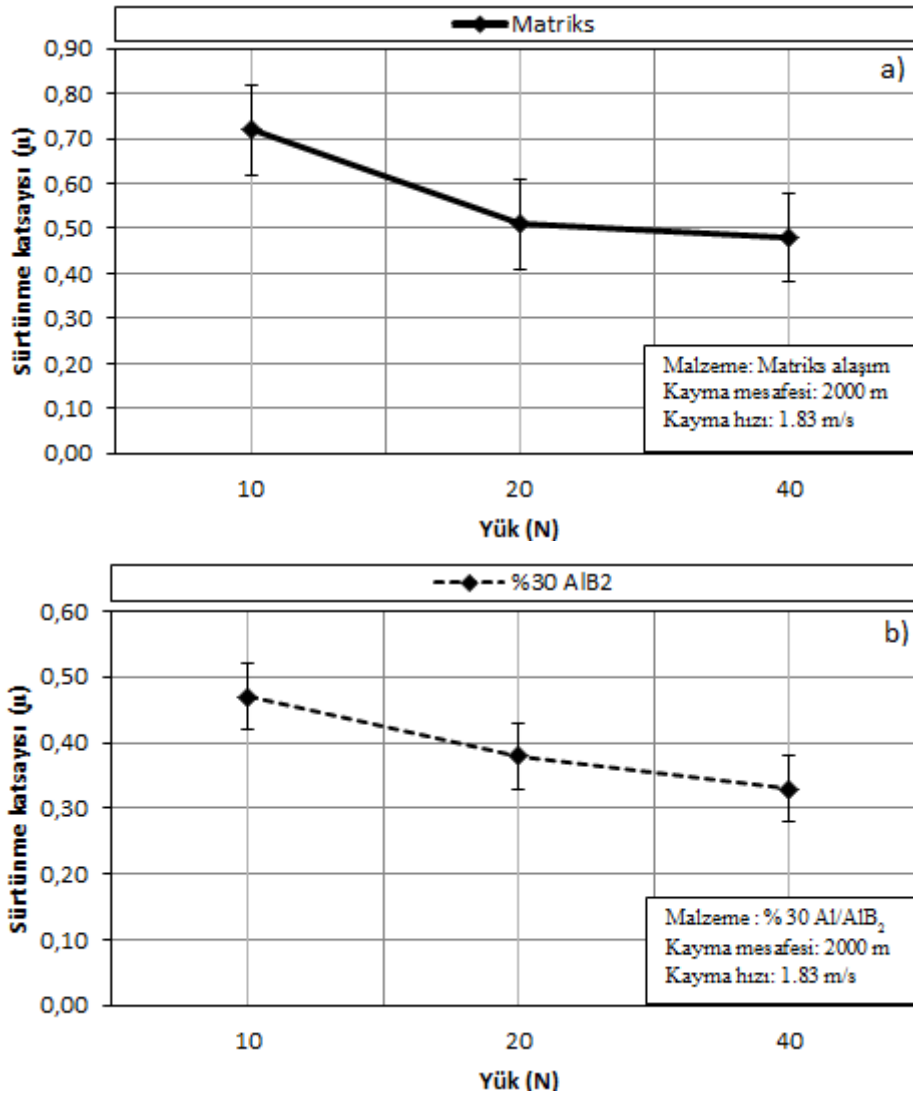
Kayma hızı 3.40 m/s'ye çıkarıldığında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.45 olarak belirlenmiştir. Buna kıyasla sürtünme katsayısı % 5 takviye fazlı kompozitte % 11.11 azalarak 0.40, % 10 takviye fazlı kompozitte % 20 azalarak 0.36, % 20 takviye fazlı kompozitte % 28.89 azalarak 0.32, % 30 takviye fazlı kompozitte ise sürtünme katsayısı % 31.11 azalarak 0.31 değerini almıştır.

4.71 m/s kayma hızında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.41 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 7.32 azalarak 0.38, % 10 takviye fazlı kompozitte % 19.51 azalarak 0.33, % 20 takviye fazlı kompozitte % 26.83 azalarak 0.30, % 30 takviye fazlı kompozitte ise % 48.78 azalarak 0.21 değerini almıştır.

6.2.4.2. Yükün sürtünme katsayısına etkisi

Şekil 6.24 matriks alaşım ve % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 2000 m kayma mesafesi ve 1.83 m/s kayma hızı şartlarındaki sürtünme katsayısına uygulama yükünün etkisini göstermektedir. Şekil 6.24 incelendiğinde her iki numunede de uygulama yükü artışıyla sürtünme katsayılarında düşüş meydana gelmiştir. Genel olarak yük artışıyla aşınma yüzeylerinde sıcaklık artışı meydana gelmektedir. Bu durum aşınma yüzeyinde lokal oksit tabakasının oluşumunu teşvik etmektedir. Oluşan oksit tabakası, aşınma yüzeylerindeki temas alanını azaltarak sürtünme katsayısının azalmasına neden olmaktadır.

Bu çalışmada aşınma yüzeyinde meydana gelen oksit tabaka XRD analizi ile belirlenmiştir (Şekil 6.48-52). Ayrıca oksit tabaka bileşenleri EDX analizi ile tespit edilmiştir (Şekil 6.45-47). Benzer bulgular, Akbulut ve ark (Akbulut,1998) tarafından δ -Al₂O₃ kısa fiber takviyeli Al-Si matriksli kompozit malzemelerle, Bonollo ve ark (Bonollo,1989) tarafından SiC ve Al₂O₃ partikül takviyeli alüminyum matriksli kompozit malzemelerle, Hong ve Winer (Hong,1989) tarafından Al₂O₃ takviyeli Ti-Al matriksli kompozit malzemelerle yapılan çalışmalarda da elde edilmiştir.



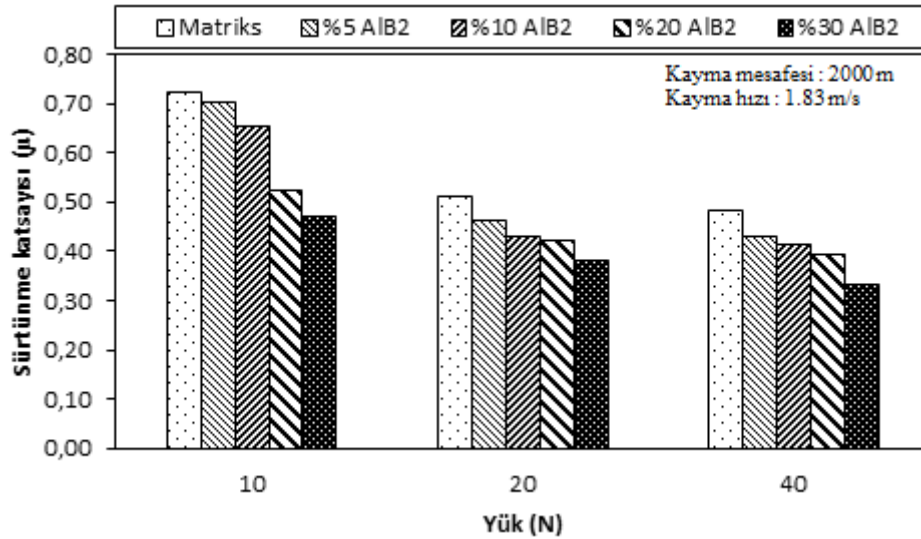
Şekil 6.24. Yükün sürtünme katsayısına etkisi; a) matriks alaşım, b) % 30 Al/AlB₂ kompozit malzeme

Yapılan deney sonuçlarına göre yükün sürtünme katsayısına olan etkisi üç farklı kayma hızına göre Şekil 6.25,26 ve 27’de gösterilmiştir.

Şekil 6.25’e göre 2000 m kayma mesafesinde, yükteki artış tüm numunelerde sürtünme katsayısını düşmesine neden olmuştur. 10N’luk yükte matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.72 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 2.78 azalarak 0.70, % 10 takviye fazlı kompozitte % 9.72 azalarak 0.65, % 20 takviye fazlı kompozitte % 27.78 azalarak 0.52 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 34.72 azalarak 0.47 değerini almıştır.

Uygulama yükü 20 N'a çıkarıldığında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.51 olarak belirlenmiştir. Buna kıyasla sürtünme katsayısı % 5 takviye fazlı kompozitte % 9.80 azalarak 0.46, % 10 takviye fazlı kompozitte % 15.69 azalarak 0.43, % 20 takviye fazlı kompozitte % 17.65 azalarak 0.42 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 25.49 azalarak 0.38 değerini almıştır.

40 N'luk yükte matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.48 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 10.42 azalarak 0.43, % 10 takviye fazlı kompozitte % 14.58 azalarak 0.41, % 20 takviye fazlı kompozitte % 18.75 azalarak 0.39 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 31.25 azalarak 0.33 değerini almıştır.



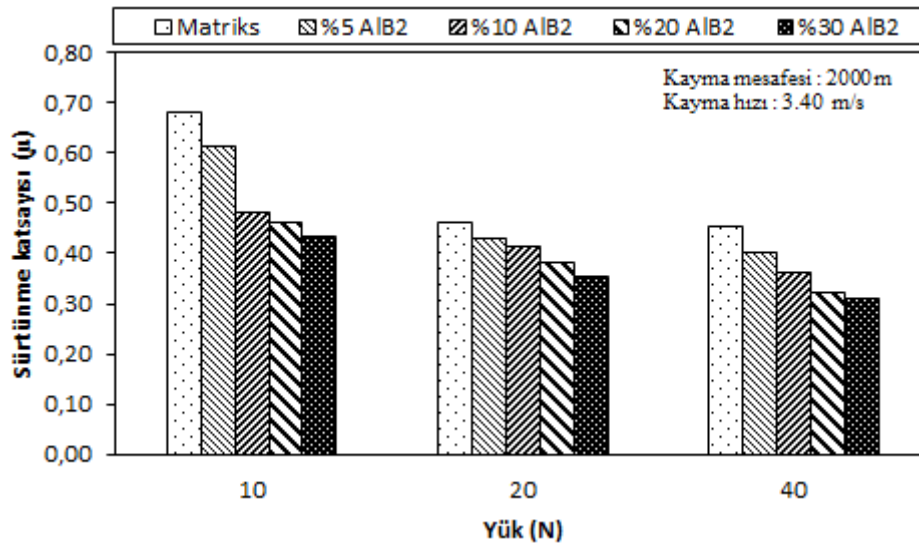
Şekil 6.25. 2000 m kayma mesafesi ve 1.83 m/s kayma hızında sürtünme katsayılarının karşılaştırılması

Şekil 6.26'a göre 2000 m kayma mesafesinde, yükteki artış tüm numunelerde sürtünme katsayısını düşmesine neden olmuştur. 10N'luk yükte matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.68 olup buna kıyasla % 5 takviye fazlı kompozitte % 10.29 azalarak 0.61, % 10 takviye fazlı kompozitte % 29.41 azalarak 0.48, % 20 takviye fazlı kompozitte % 32.35 azalarak 0.46 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 36.76 azalarak 0.43 değerini almıştır.

Uygulama yükü 20 N'a çıkarıldığında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.46 olarak belirlenmiştir. Buna kıyasla sürtünme katsayısı %5 takviye fazlı kompozitte

% 6.52 azalarak 0.43, % 10 takviye fazlı kompozitte % 10.87 azalarak 0.41, % 20 takviye fazlı kompozitte % 17.39 azalarak 0.38 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 23.91 azalarak 0.35 değerini almıştır.

40 N'luk yükte matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.45 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 11.11 azalarak 0.40, % 10 5 takviye fazlı kompozitte % 20 azalarak 0.36, % 20 5 takviye fazlı kompozitte % 28.89 azalarak 0.32 ve % 30 5 takviye fazlı kompozitte % 31.11 azalarak 0.31 değerini almıştır.



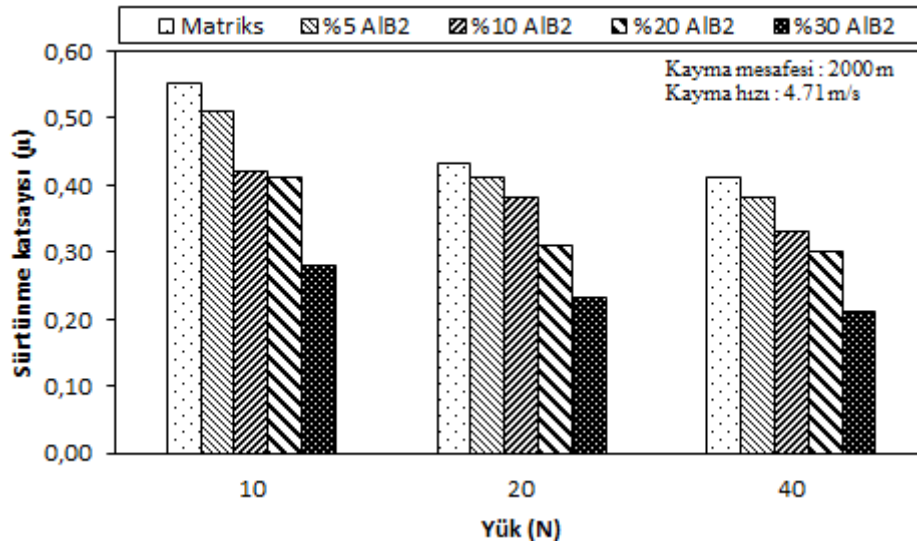
Şekil 6.26. 2000 m kayma mesafesi ve 3.40 m/s kayma hızında sürtünme katsayılarının karşılaştırılması

Şekil 6.27'e göre 2000 m kayma mesafesinde, yükteki artış tüm numunelerde sürtünme katsayısını düşmesine neden olmuştur. 10N'luk yükte matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.55 olup buna kıyasla % 5 takviye fazlı kompozitte % 7.27 azalarak 0.51, % 10 takviye fazlı kompozitte % 23.64 azalarak 0.42, % 20 takviye fazlı kompozitte % 25.45 azalarak 0.41 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 49.09 azalarak 0.28 değerini almıştır.

Uygulama yükü 20 N'a çıkarıldığında matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.43 olarak belirlenmiştir. Buna kıyasla sürtünme katsayısı % 5 takviye fazlı kompozitte % 4.65 azalarak 0.41, % 10 takviye fazlı kompozitte % 11.63 azalarak 0.38, % 20

takviye fazlı kompozitte % 27.91 azalarak 0.31 ve % 30 takviye fazlı kompozitte % 46.51 azalarak 0.23 değerini almıştır.

40 N'luk yükte matriks alaşımın sürtünme katsayısı 0.41 olup buna kıyasla, % 5 takviye fazlı kompozitte % 7.32 azalarak 0.38, % 10 takviye fazlı kompozitte % 19.51 azalarak 0.33, % 20 takviye fazlı kompozitte % 26.83 azalarak 0.30, % 30 takviye fazlı kompozitte ise % 48.78 azalarak 0.21 değerini almıştır.



Şekil 6.27. 2000 m kayma mesafesi ve 4.71 m/s kayma hızında sürtünme katsayılarının karşılaştırılması

6.3. Aşınma Mekanizmaları

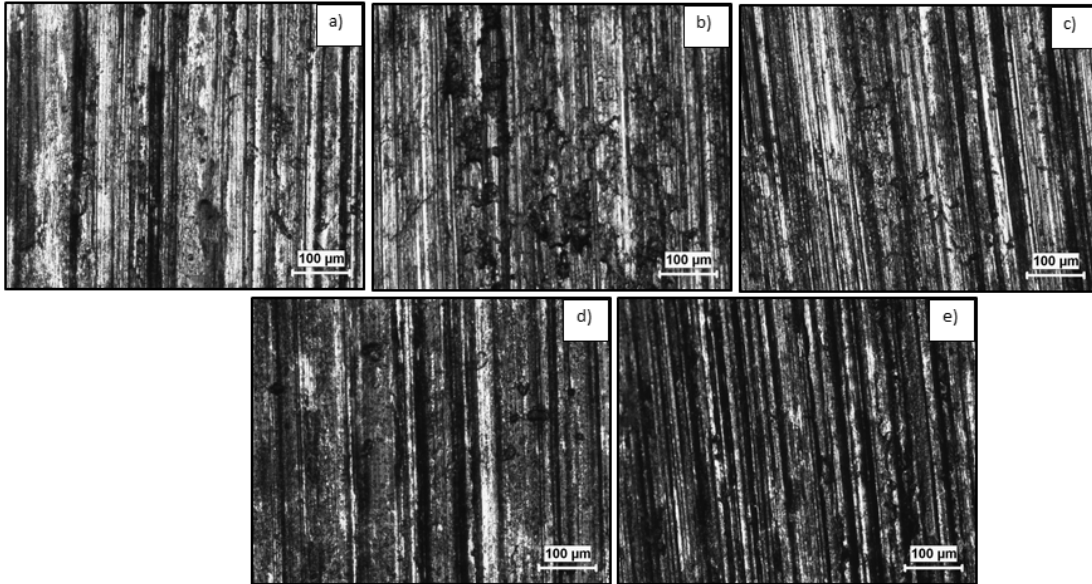
Numunelerin aşınma yüzeylerinde oluşan aşınma mekanizmalarını belirlemek için TEM incelemeleri yapılmıştır. Aşınmış pim yüzeylerinin TEM incelemeleri sonucunda deney şartlarına bağlı olarak belirli aşınma mekanizmalarının baskın olduğu tespit edilmiştir.

Düşük kayma hızı ve yük şartlarında daha çok abrasif aşınma mekanizmasının baskın olduğu gözlenmiştir. Yüksek kayma hızı ve yük şartlarında ise oksidatif, abrasif ve adhesif aşınma mekanizmalarının birlikte etkin olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca yüksek yük şartlarında aşınma yüzeyinin plastik deformasyona maruz kaldığı belirlenmiştir.

6.3.1. Abrasif aşınma mekanizması

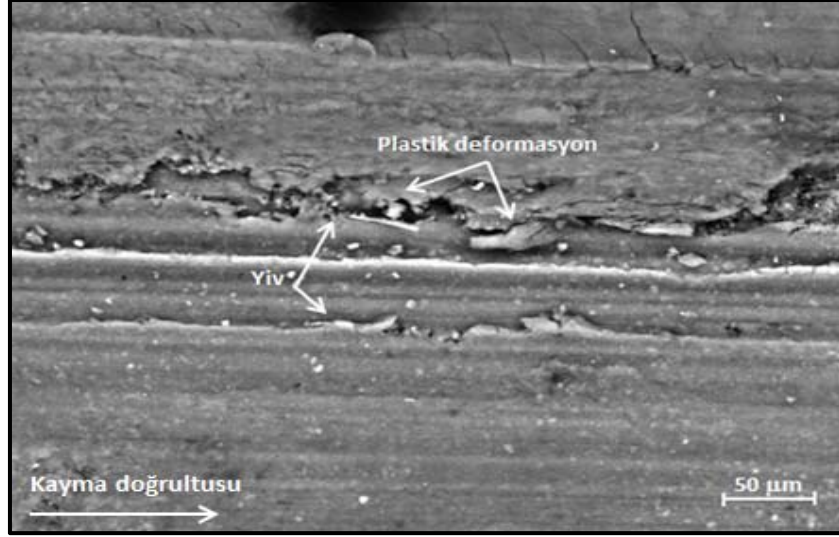
Şekil 6.28’de sırasıyla matriks alaşım,% 5, % 10, % 20 ve % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemelerden üretilen pim numunelerin aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri verilmektedir. Bütün aşınma yüzeylerinde genellikle kayma yönüne paralel ve düz birçok yiv ve tepeler oluştuğu görülmüştür. Bu tip bir aşınma yüzeyi morfolojisi abrasif aşınma mekanizmasının etkin olduğunu göstermektedir. Abrasif etki sonucu, birbiriyle temas eden aşınma çiftinden sert asperitlere sahip olanın diğerinin yüzeyine kesme veya dalma şeklinde nüfuz etmesi bu yiv ve kanalları meydana getirmektedir. Şekil 6.28’de meydana gelen yivlerin, abrasif pulluklama mekanizması ile meydana geldiği anlaşılmaktadır.

Matriks içerisinde tutunan sert AlB₂ takviye parçacıklarıyla birlikte matriksten ayrılıp pim-disk ara yüzeyinde serbest kalan parçacıkların bu abrasif etkiyi meydana getirdikleri düşünülmektedir. Ara yüzeydeki serbest kalan AlB₂ parçacıkların meydana getirdiği abrasyon “üç elemanlı” abrasif aşınma mekanizması olarak bilinmektedir (Braunovic,2006).



Şekil 6.28. 40N yük ve 3.40 m/s kayma hızlarında a) matriks alaşım, b) % 5, c) % 10, d) % 20, e) % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemelere aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri (100 X)

Şekil 6.29'da abrasif aşınma birlikte plastik deformasyonun etkin olduğu % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin TEM görüntüsü sunulmaktadır. Şekilde de görüldüğü yiv doğrultusu kayma düzlemine paralel olup yiv derinliğinin yüksek olduğu tahmin edilmektedir.

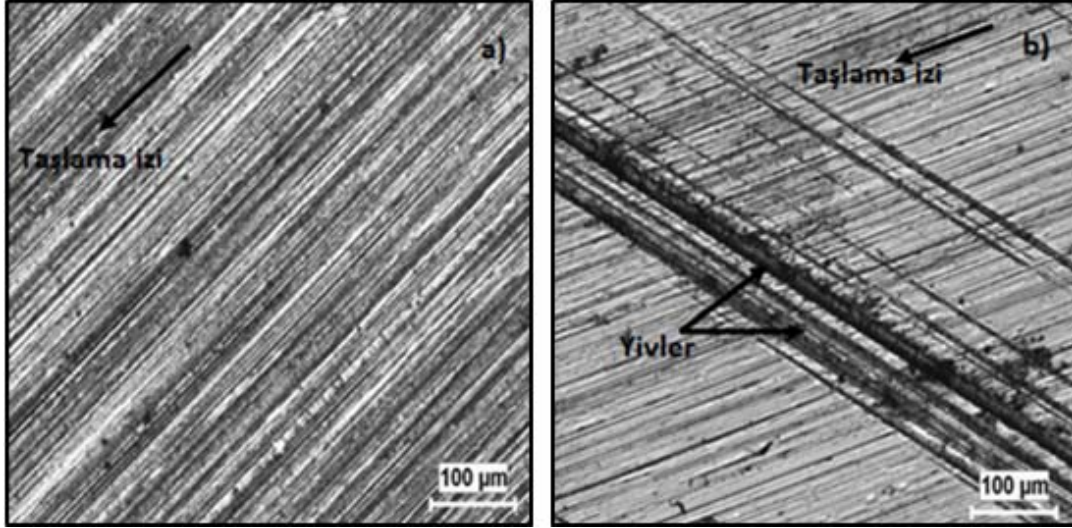


Şekil 6.29. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (1000 X)

Aşınma deneylerinde kullanılan çelik diskte meydana gelen baskın aşınma mekanizmasının da abrasyon olduğu gözlenmiştir. Kompozit malzemedeki sert AlB₂ takviye fazları yerinden çıkarak çelik disk yüzeyinde abrasif etkiye neden olmuştur. Sert takviye fazının abrasif etkisi çelik diskin aşınma yüzeyinde kayma doğrultusuna paralel yivlerin oluşmasına neden olmuştur (Şekil 6.30-b). Aşınmamış çelik disk yüzeyi ile aşınmış disk yüzeyi birbiri ile kıyaslandığında abrasif etki sonucu meydana gelen yivler bariz bir şekilde görülmektedir.

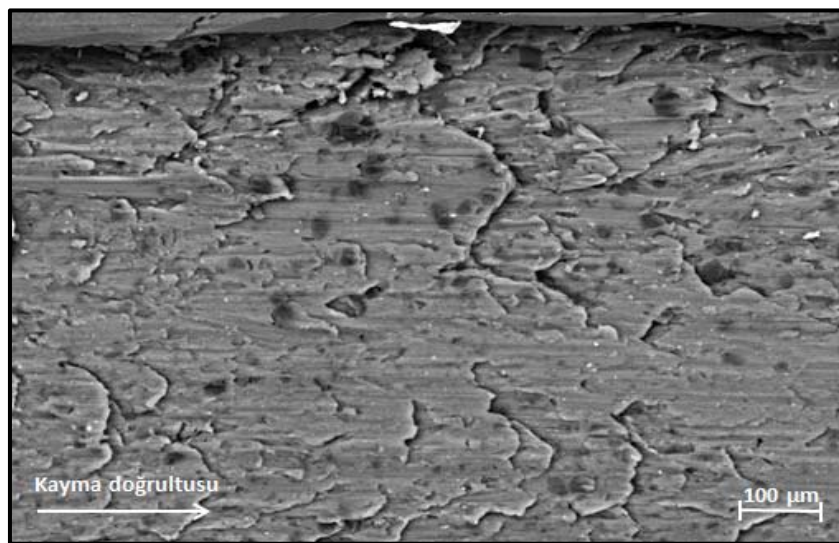
Pim aşınma yüzeylerinde yapılan EDX analizlerine göre, değişik oranlarda demir elementi tespit edilmiştir. Şekil 6.40'da % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin EDX analizi sonuçlarını göstermektedir. Şekil 6.40 incelendiğinde 1 nolu noktada % 60.1 değerinde oldukça yüksek oranda demir elementi tespit edilmiştir. Tespit edilen demirin disk yüzeyinden abrasif etkiyle ortaya çıkan küçük demir parçacıklarının pim yüzeyine transferi ve yüksek sıcaklıkta meydana gelebilen elementel difüzyondan kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu sonuç literatürdeki birçok çalışma

ile benzerlik göstermektedir (Alpas, 1992a; Alpas, 1992b; Modi, 1992; Pramila, 1992; Ranganath, 2001).



Şekil 6.30. (a) Çelik disk yüzeyi (b) aşınmış çelik disk yüzeyine ait optik mikroskop görüntüleri (100 X)

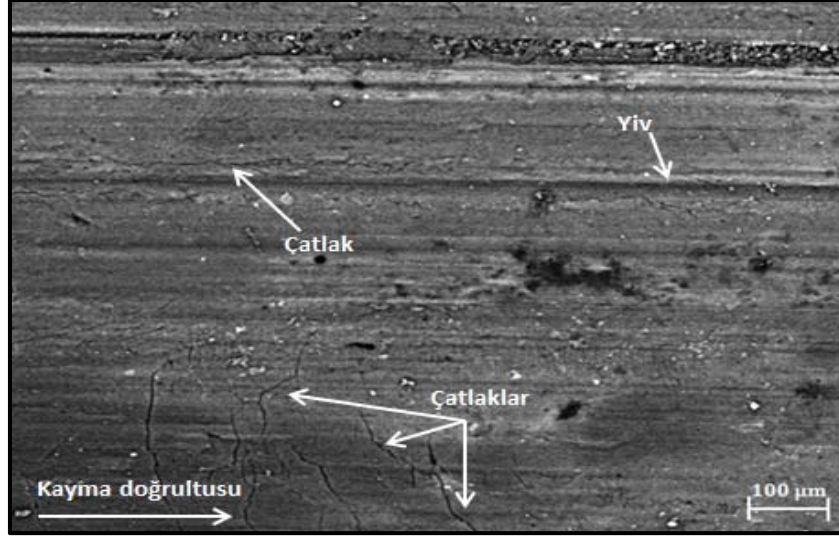
Şekil 6.31’de verilen TEM görüntüsü aşınma yüzeyi boyunca malzemelerin plastik deformasyona uğradığını göstermektedir. Malzeme yüzeyinde birbirine üzerine binmiş tabakaların bulunması yoğun plastik deformasyon ve malzeme kaybının meydana geldiğini gösterir.



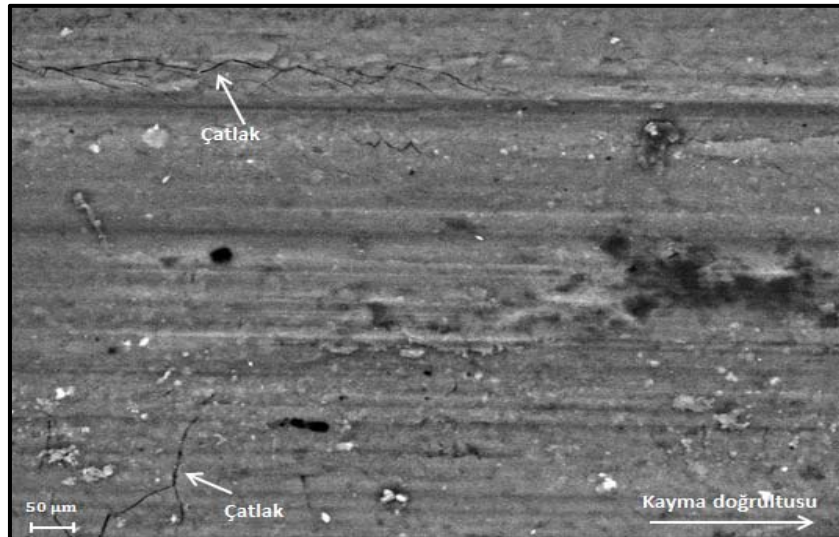
Şekil 6.31. % 5 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40N yük altında 3.40 m/s kayma hızındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (500 X)

6.3.2.Çatlak oluşumu

Şekil 6.32 ve 6.33 aşınma yüzeylerinde çatlakların meydana geldiğini göstermektedir. Bu çatlakların kayma doğrultusuna hem paralel hem de dik yönde oluştuğu gözlenmiştir.



Şekil 6.32. % 20 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (500 X)

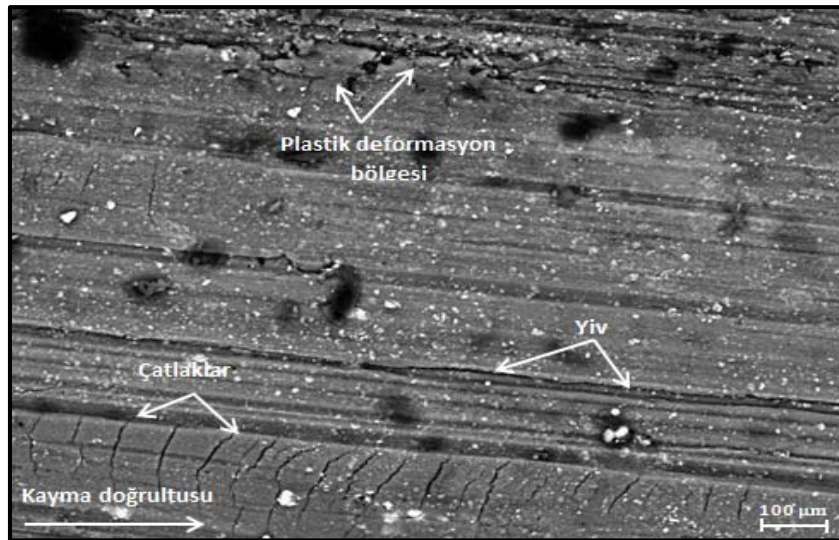


Şekil 6.33. % 20 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (500 X)

Bu çatlaklar özellikle yüksek yük şartlarında meydana gelmiştir. Yüksek yük altında aşınma yüzeyinde meydana gelen plastik deformasyonun bu çatlakları oluşturan etkenlerden biri olduğu düşünülmektedir (Şekil 6.34). Kompozit malzeme üzerine

etkiyen yük sert takviye fazının etrafında gerilim konsantrasyonuna neden olur. Gerilim konsantrasyonunun çatlak oluşumunu teşvik eden önemli bir faktör olduğu daha önceki yapılan çalışmalarda belirtilmiştir (Muratoğlu, 2000; Levy, 1990). Sünek karakterli matriks malzemelerde çatlak ilerlemesinin daha yavaş, gevrek yapıya sahip malzemelerde ise gerilim konsantrasyonundan dolayı çatlak ilerlemesi çok daha kolay ve hızlı olabilmektedir (Levy, 1990). Bu yüzden çatlak oluşumunda, sert takviye fazlarının etrafındaki malzeme hataları etkili olur (Allen, 1992). Bu etki ayrıca malzeme mukavemetinin düşmesine ve kolay deforme edilmesine neden olabilir.

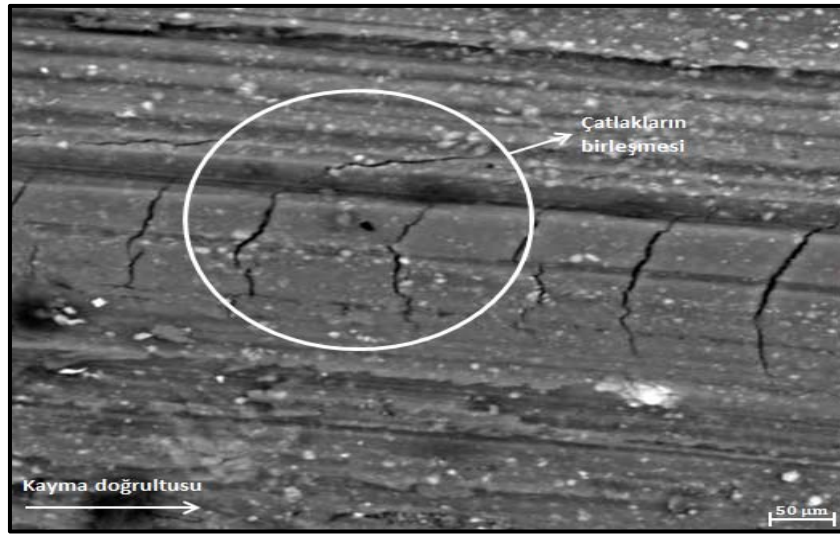
Çatlak oluşumunu teşvik eden bir diğer faktör de takviye fazı ile matriks malzemenin termal genişleme katsayıları arasında büyük bir farkın bulunmasıdır. Bu çalışmada kullanılan AlB_2 bileşiğinin termal genişleme katsayısı $4 \times 10^{-5} K^{-1}$ (Zhou, 2006) iken alüminyum matriks malzemenin termal genişleme katsayısı $28 \times 10^{-5} K^{-1}$ (Chen, 2007) bilinmektedir. Bu sonuçlara göre termal genişleme katsayısı bakımından AlB_2 ile Al arasında 7 kat bir fark bulunmaktadır. Bu fark, aşınma esnasında meydana gelen yüksek sıcaklıkta takviye fazı ve matriks arasında önemli bir gerilimin oluşmasına neden olacaktır. Bu gerilim takviye fazı matriks ara yüzeyinde çatlak oluşumunu teşvik eden unsurlardan biridir.



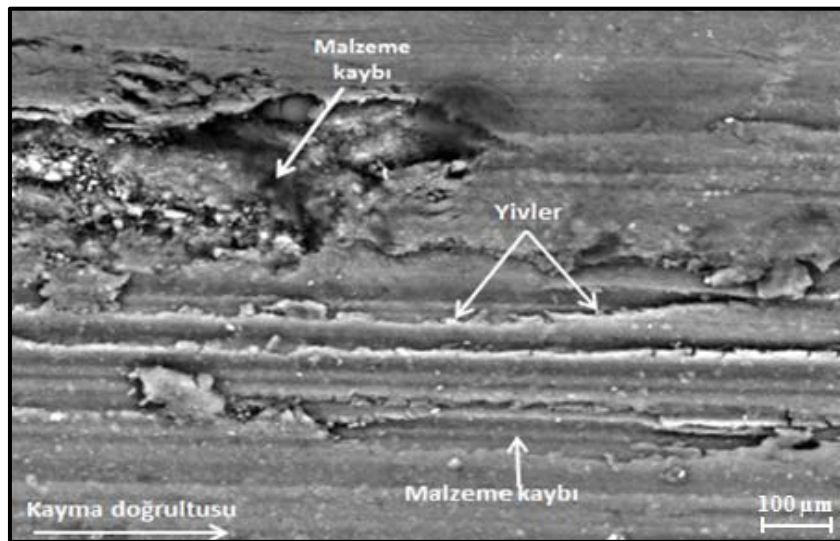
Şekil 6.34. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (500 X)

6.3.3. Delaminasyon aşınma mekanizması

Şekil 6.35’de kayma yönüne dik ve paralel çatlakların birleşerek büyümesini göstermektedir. Çatlakların bu şekilde birleşmesi delaminasyon aşınmasını sebep olabilir. Delaminasyon aşınması, çatlak oluşumu, çatlakların ilerleyerek diğer çatlaklar ile birleşmesi ve sonuçta malzeme kaybının yaşandığı aşamalardan meydana gelir (Das, 1998; Suh, 1973). Bu tür bir mekanizmanın delaminasyon aşınmasına sebep olduğu daha önceki çalışmada da rapor edilmiştir (Suh, 1977).

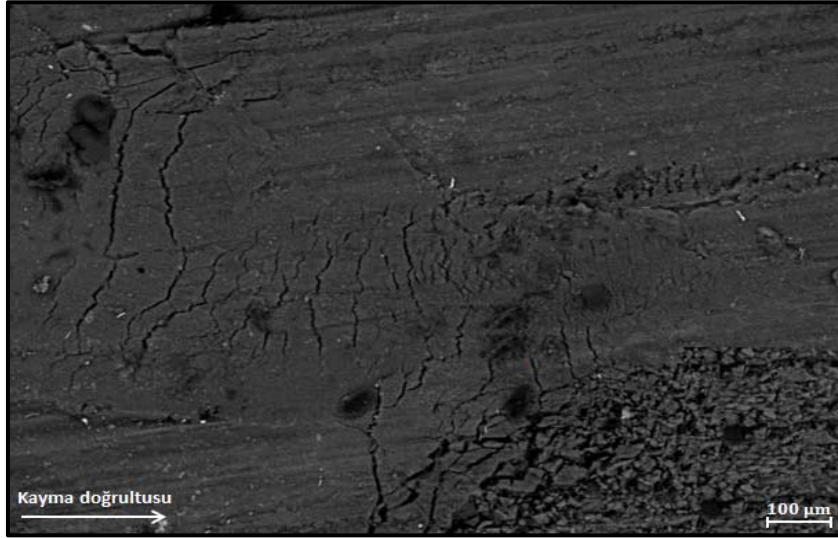


Şekil 6.35. % 5 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (800 X)



Şekil 6.36. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (1000 X)

Şekil 6.36 ve 6.37 delaminasyon aşınması sonucu meydana gelen malzeme kaybını göstermektedir. Şekil incelendiğinde delaminasyon aşınmasının yanı sıra abrasif aşınma izlerine de rastlanmaktadır. AlB_2 seramik esaslı ve gevrek yapılı bir faz olduğu için sürtünme durumunda abrasif etkiyle birlikte yukarıda açıklandığı şekliyle delaminasyona da sebep olmaktadır.



Şekil 6.37. % 5 Al/ AlB_2 kompozit malzemenin 40 N yük ve 4.71 m/s koşullarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (500 X)

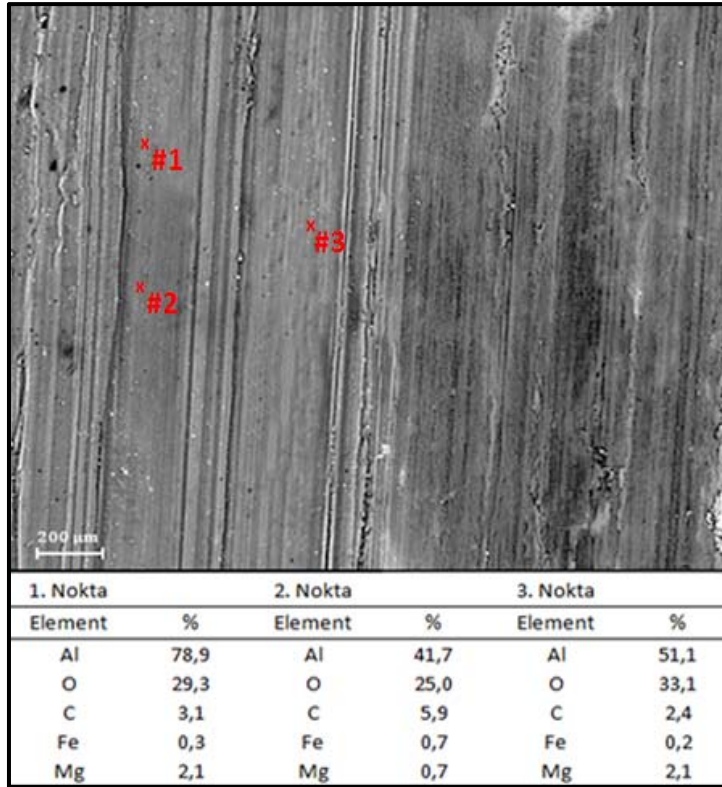
6.3.4. Oksidatif aşınma mekanizması

Kayma esnasında oluşan sıcaklık aşınma yüzeylerinde oksidasyona neden olur. Temas bölgesine oksijen nüfuzu farklı oksit tabakalarının (demir oksit, alüminyum oksit gibi) oluşumunu teşvik etmektedir. Bu nedenle meydana gelen oksit tabaka metal-metal teması önleyerek hem aşınma oranının hem de sürtünme katsayısının düşmesine neden olmaktadır (Ventkataraman, 2000; Straffelini, 1997).

Şekil 6.20 ve Şekil 6.24 incelendiğinde hem matris malzemenin hem de % 30 Al/ AlB_2 kompozit malzemenin sürtünme katsayısı kayma hızı ve yük artışıyla düşüş göstermiştir. Bu durum aşınma yüzeylerinde meydana gelen oksidasyonla açıklanabilir.

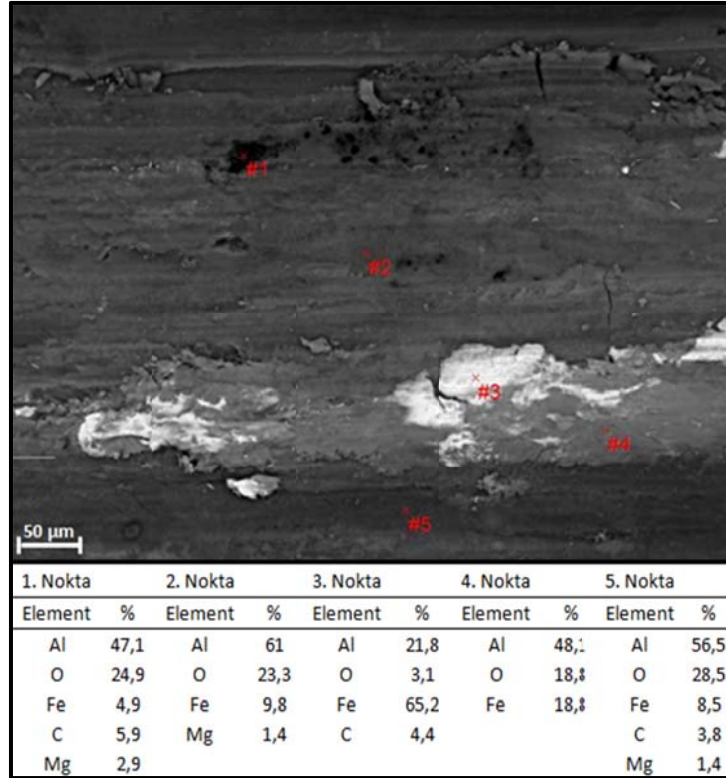
Yapılan analizlerde Şekil 6.41 ve Şekil 6.45’de görüldüğü gibi matriks ve % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemede meydana gelen oksit tabakalar XRD analizi ile tespit edilmiştir. Muratoğlu ve Aksoy yapmış oldukları çalışmada, aşınma yüzeylerinde FeO ve Fe₂O₃ oksitlerini gözlemlemişler ve bu oksitlerin bir katı yağlayıcı özelliği göstererek sürtünme katsayısını düşürdüğü ifade edilmiştir (Muratoglu, 2000).

Aşınma yüzeylerinde yapılan EDX incelemelerinde hem demir elementi hem de oksijen elementi tespit edilmiştir. Şekil 6.38 - 40’da matriks alaşım, % 20 ve % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemelere ait EDX sonuçları görülmektedir.

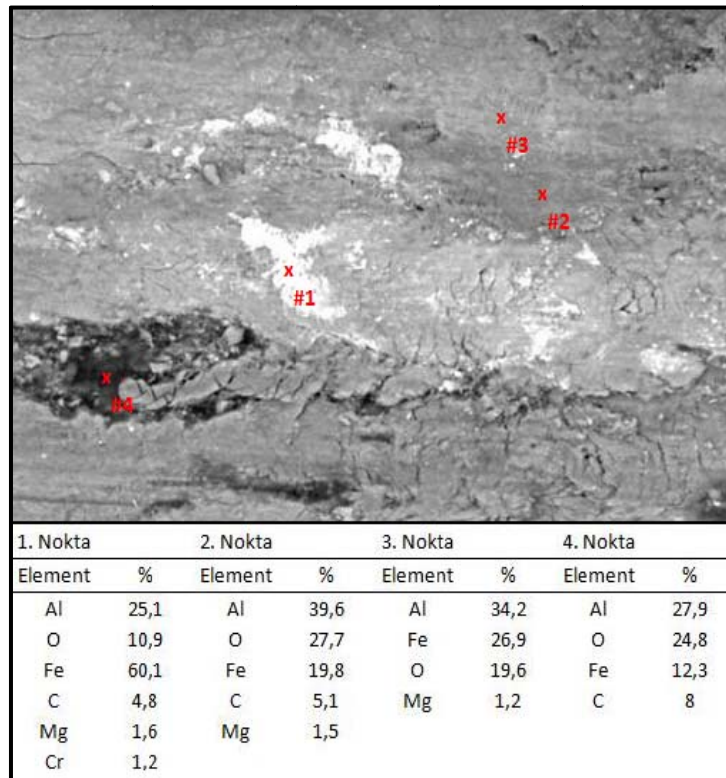


Şekil 6.38. Matriks alaşımın 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki EDX sonuçları

Aşınma yüzeylerinde tespit edilen yüksek oranlardaki (% 28.5 - % 33.1 oksijen, % 12.3 - 65.2 demir) oksijen ve demir miktarları oksidasyonun varlığını göstermektedir. AlB₂ takviye fazlı kompozit malzemelerde bulunan demir elementi matriks alaşımında bulunan demir elementine göre daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Bu durumun alüminyum matrikse göre daha sert olan AlB₂ takviye fazlarının çelik disk yüzeyinde yaptığı abrasyon etkisinden kaynaklandığı varsayılmaktadır.



Şekil 6.39. % 20 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarındaki EDX sonuçları



Şekil 6.40. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki EDX sonuçları

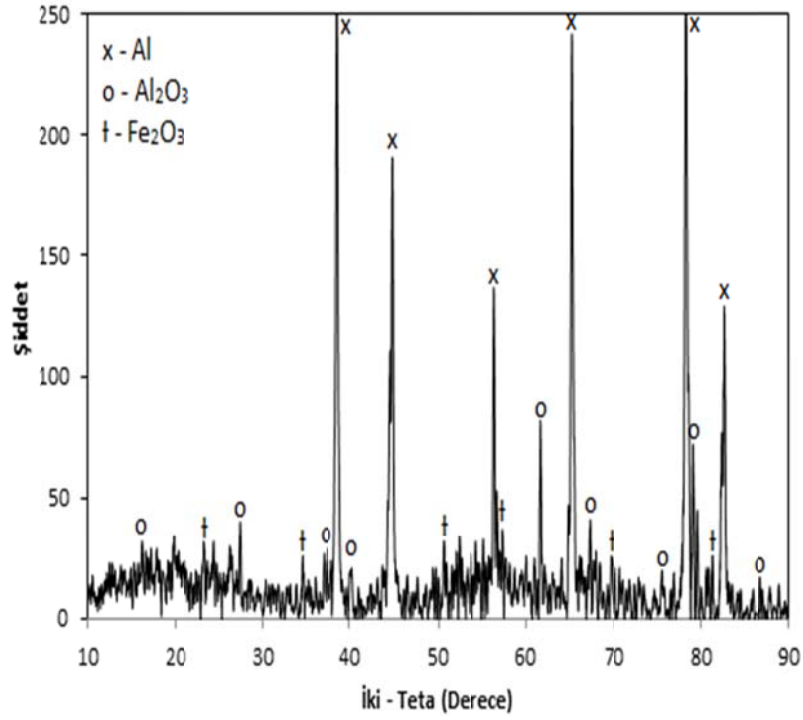
Pramila Bai ve ark (1992), ağırlıkça % 15 ve % 25 SiC_p takviye fazlı A356 alüminyum matrisli kompozit malzemenin kuru kayma şartları altındaki aşınma davranışlarını incelemiştir.

Araştırmacılar kompozit malzemelerin aşınma yüzeylerinde yapmış oldukları EDS analizi sonucunda, her iki kompozit malzemenin aşınma yüzeyindeki demir elementinin matris alaşımdan üretilen numunenin aşınma yüzeyinde bulunan demir elementinden daha fazla olduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca iki kompozit malzemeyi birbirleriyle kıyasladıklarında % 25 SiC_p takviye fazlı malzemede daha fazla demir elementinin bulunduğunu gözlemlemişlerdir. Araştırmacılar çalışmanın sonucunda artan SiC_p takviye fazı ile aşınma yüzeylerinde bulunan demir elementinin arttığı kanaatine varmışlardır.

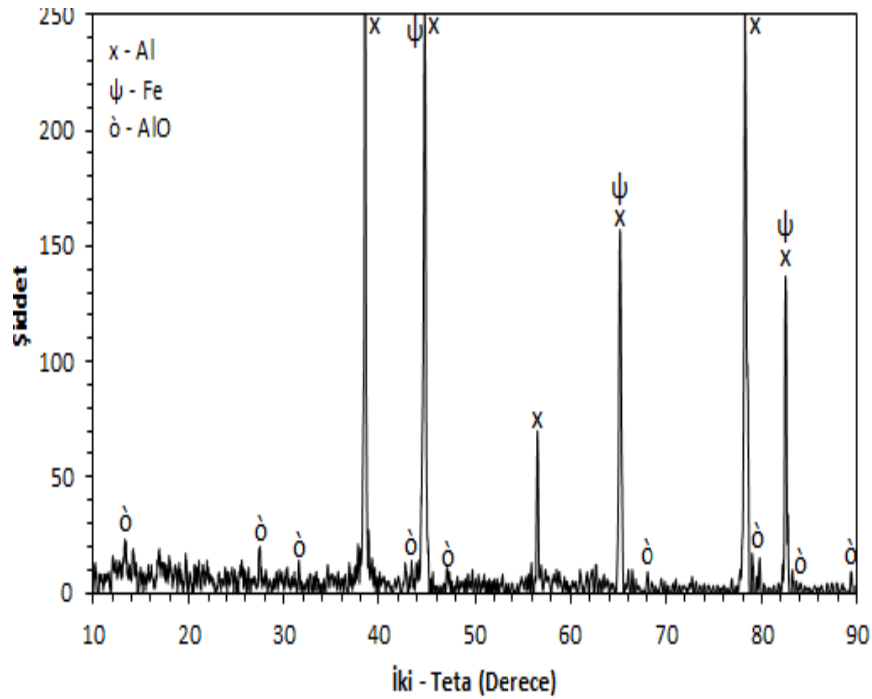
Mandal ve ark (2009) % 10 TiB₂ takviye fazlı A356 alüminyum matrisli kompozit malzemenin aşınma davranışını incelerken artan TiB₂ takviye fazıyla demir bileşenin de arttığını rapor etmişlerdir. Straffelini ve ark (2004), Bai ve Xue (1997)'nin yapmış oldukları çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edilmiştir.

Şekil 6.38 - 40'da bulunan EDX analizlerinde ayrıca karbon (C) elementi tespit edilmiştir. Karbon elementinin çelik diskten gelebileceği tahmin edilmektedir. Özer (2006)'in yapmış olduğu çalışmada da benzer bulgulara rastlanılmıştır.

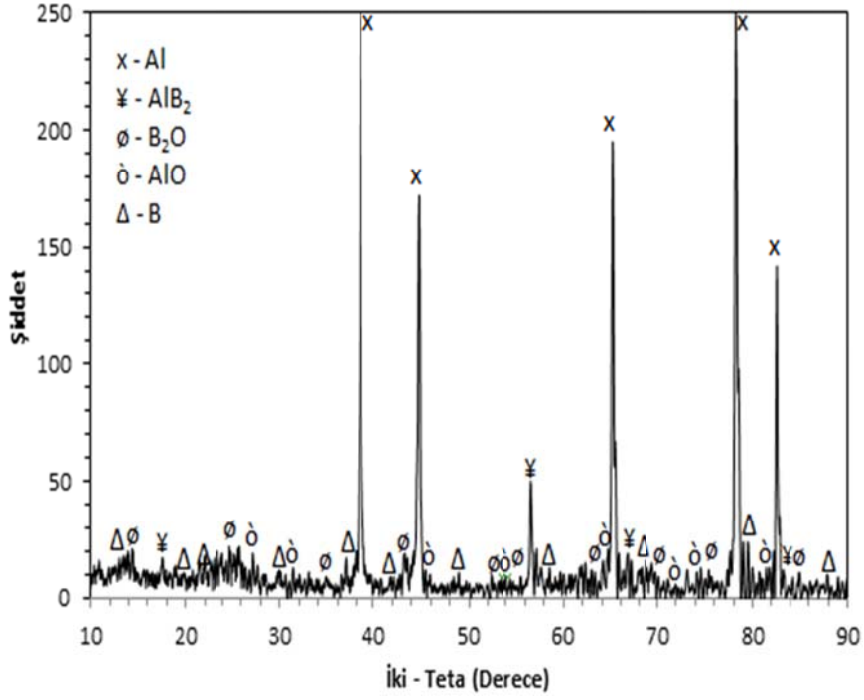
EDX analizine göre aşınma yüzeylerinde oksijen elementinin elde edilmesi buralarda oksit film tabakalarının meydana geldiğini göstermektedir. Bunu tespit etmek amacıyla yapılan XRD analizleri sonucunda, hem matris alaşımında hem de kompozit malzemelerde oksit tabakaların mevcut olduğu tespit edilmiştir.



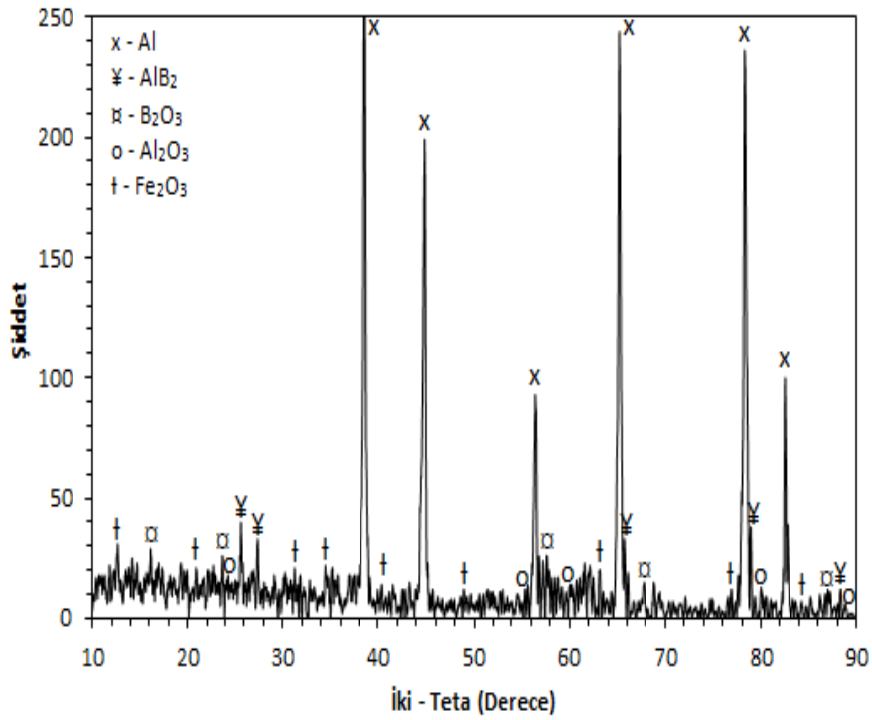
Şekil 6.41. Matris alaşımın 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları



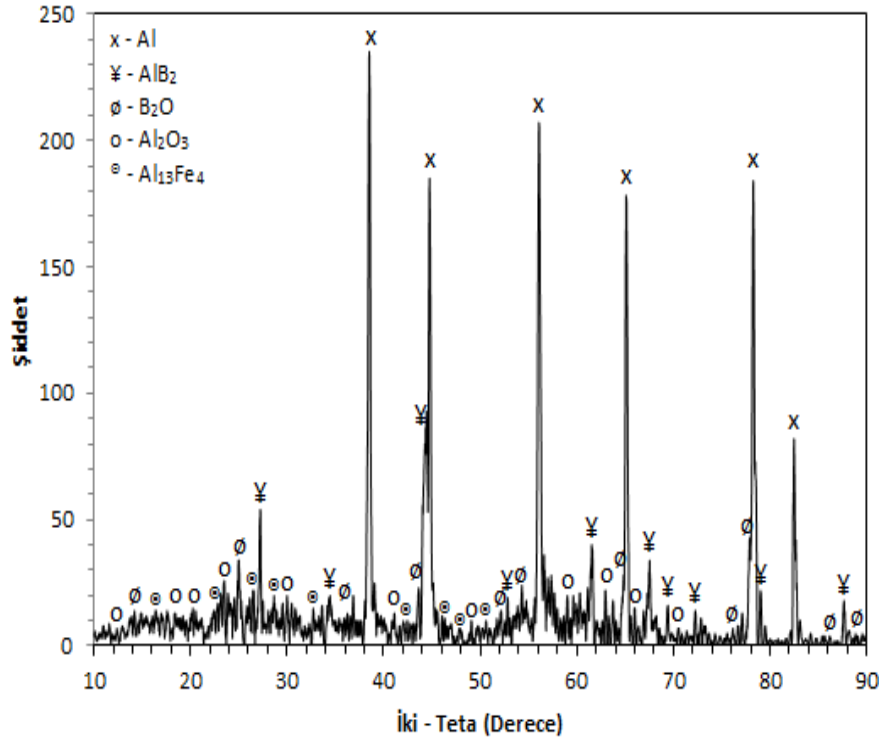
Şekil 6.42. % 5 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları



Şekil 6.43. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları



Şekil 6.44. % 20 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40N yük ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları



Şekil 6.45. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki XRD sonuçları

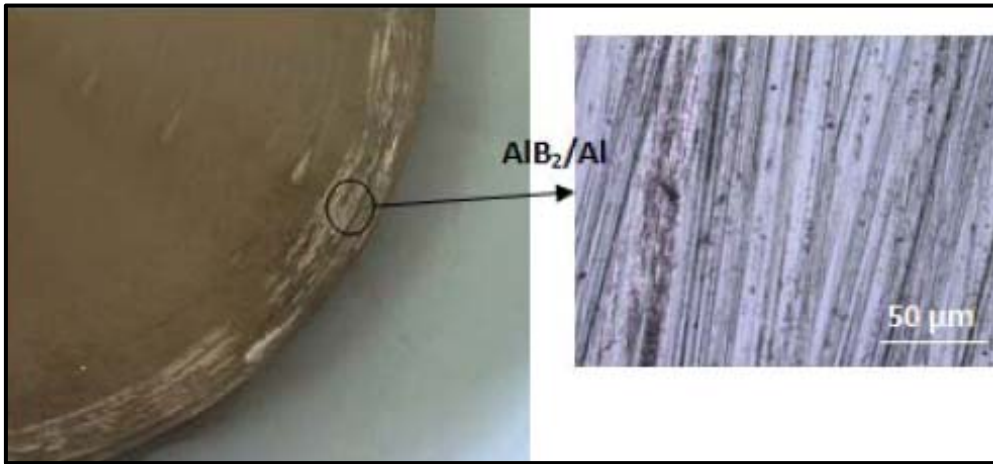
Şekil 6.41 - 45'deki XRD sonuçlarına göre matriks alaşım ve Al/AlB₂ kompozit malzemelerin aşınma yüzeylerinde AlO, Al₂O₃ ve Fe₂O₃ türü oksit tabakalarının yanı sıra B₂O ve B₂O₃ gibi oksit tabakalarının da oluştuğu gözlenmiştir. Ayrıca Al/AlB₂ kompozit malzemelerde oluşan oksit tabaka kalınlığının matriks alaşım üzerindeki oksit tabakası kalınlığına yakın bir değer de olduğu gözlenmiştir. Takviye fazı kırıntıları, çelik diskten gelen Fe bileşeni ve oksit tabakası birbiriyle karışabilir ve mekanik olarak karışmış bir tabaka meydana gelebilir. Bu çalışmada aşınma yüzeyi üzerinde yapılan XRD analizi ve EDX analizi sonuçlarına göre AlO, Al₂O₃, B₂O ve Fe₂O₃ oksit tabakaları ve Fe₃O₄ bileşenleri tespit edilmiştir (Şekil 6.40,6.45). Aşınma yüzeyi üzerinde oluşan oksit tabakalar kompozit malzemelerin tribolojik davranışlarını iyileştirmiştir. Şekil 6.25 - 27'de oksit tabakanın, aşınma numunelerinin sürtünme katsayısını düşürme etkisi açıkça görülmektedir.

6.3.5. Adhesif aşınma mekanizması

Artan kayma hızı sonucu temas eden iki aşınma yüzeyi arasında meydana gelen sürtünme ısısı artış gösterir. Artan sürtünme ısısına bağlı yükselen sıcaklık sonucu

ergimenin meydana gelmesi muhtemeldir. Kwok ve ark (1999), yapmış olduğu çalışmada meydana gelen asperiti sıcaklığının yaklaşık olarak 600 °C olarak meydana geldiği ve bu sıcaklık değerinin saf alüminyum alaşımın ergime sıcaklığına çok yakın bir değer olduğunu ifade etmişlerdir.

Araştırmacılar ayrıca küçük miktarda ergiyen matris alaşımın çelik diskin yüzeyine yapışarak adhezyona neden olduğunu da kaydetmişlerdir. Bu çalışmada da benzer durum söz konusudur. Ayrıca uygulama yükünün artması sonucu meydana gelen yüksek gerilmeden dolayı pim yüzeyinden parça kopabilir ve çelik disk yüzeyine yapışmasına neden olabilir. Şekil 6.46 pim yüzeyinden çelik disk yüzeyin adhesif etkiyle meydana gelen malzeme transferini göstermektedir.

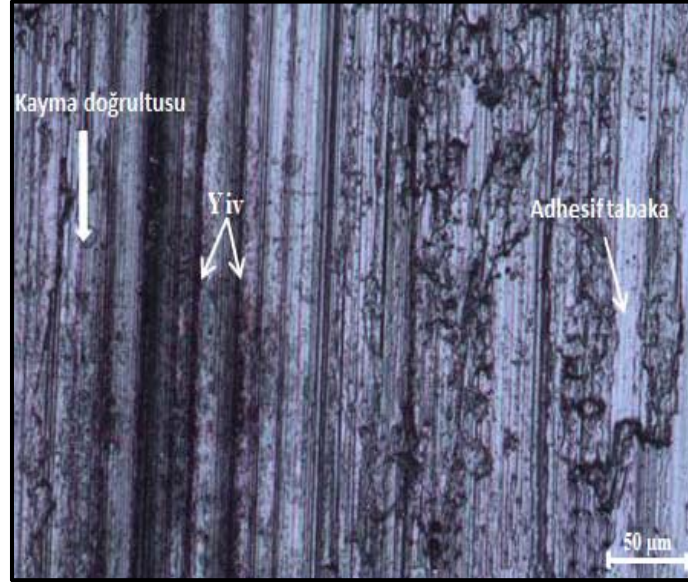


Şekil 6.46. Çelik disk yüzeyine transfer olan malzeme (50 X)

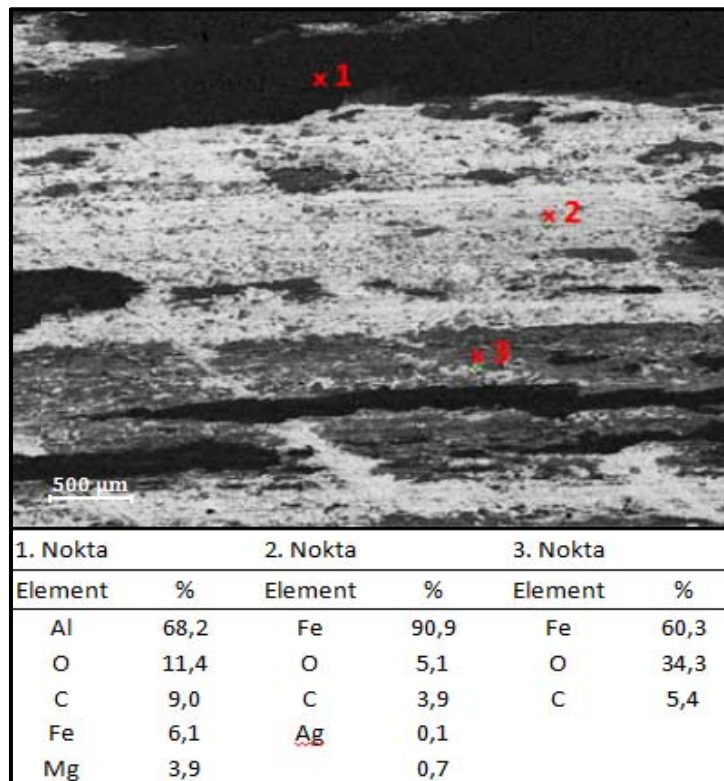
Şekil 6.47 adhezyonla pimden ayrılan veya mekanik olarak karışmış katmanın tekrar pim yüzeyine yapışması sonucu oluşabilen aşınma yüzeyini göstermektedir. Pim aşınma yüzeyinde malzeme transferi belirgin olduğu ve ayrıca plastik deformasyon meydana geldiği görülmektedir. 40N yük altında transfer olunan malzemenin çelik disk yüzeyi üzerini de kapladığı görülebilir (Şekil 6.46). Bu malzemenin, aşınma yüzeyine adhesif aşınma etkisiyle transfer olduğu düşünülmektedir.

Adhezyonun kompozit malzemelerde matris alaşımdan çok daha az olduğu gözlenmiştir. Bu durum, aşınma oranının malzemenin sertliği ile ters orantılı

olduğunu ifade eden Archard'ın teorisi ile açıklanabilir (Archard,1953). Aşınma deneyi sonuçlarında da bu durum gözlenmiştir.



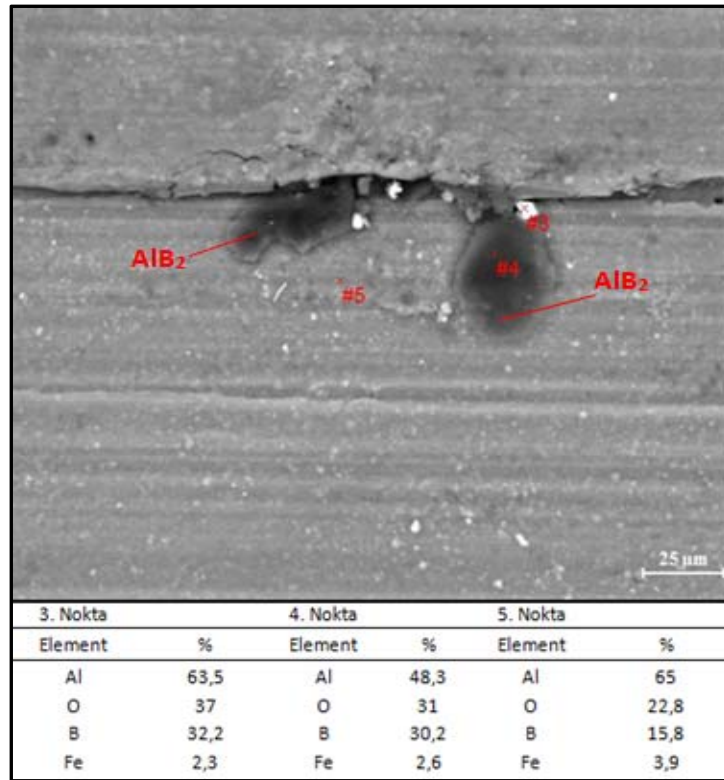
Şekil 6.47 % 5 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s hız şartlarındaki optik mikroskop görüntüsü (100 X)



Şekil 6.48. Çelik disk yüzeyinin aşınma izi üzerinde 3 farklı noktadaki EDX analizi ve TEM görüntüsü (100 X)

Çelik disk yüzeyine transfer olan elementleri tespit etmek amacıyla EDX analizi gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.48’de çelik disk yüzeyinden alınan 3 farklı noktaya ait EDX analizi sonuçları verilmektedir. EDX analizine göre 1 nolu noktada % 68.2 oranında oldukça yüksek miktarda alüminyum (Al) elementi tespit edilmiştir. Ayrıca oksijen elementine her üç noktada da rastlanılmıştır. Bu durum bu kısımlarda Fe_2O_3 , Fe_3O_4 ve Al_2O_3 gibi oksit film tabakalarının oluşabileceğini gösterir.

% 10 Al/ AlB_2 kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki aşınma yüzeyine ait EDX analizi sonucu Şekil 6.49’da gösterilmiştir. Aşınma yüzeyinde AlB_2 takviye fazının kırıldığı şekilden anlaşılmaktadır. Aşınma yüzeyinin üç noktasından elementel analiz yapılmıştır. Şekil 6.49 incelendiğinde her üç noktada da Bor (B) ve Oksijen (O) elementine rastlanılmıştır. En yüksek B oranı üç nolu noktada en az B oranı ise beş nolu noktada olduğu tespit edilmiştir.

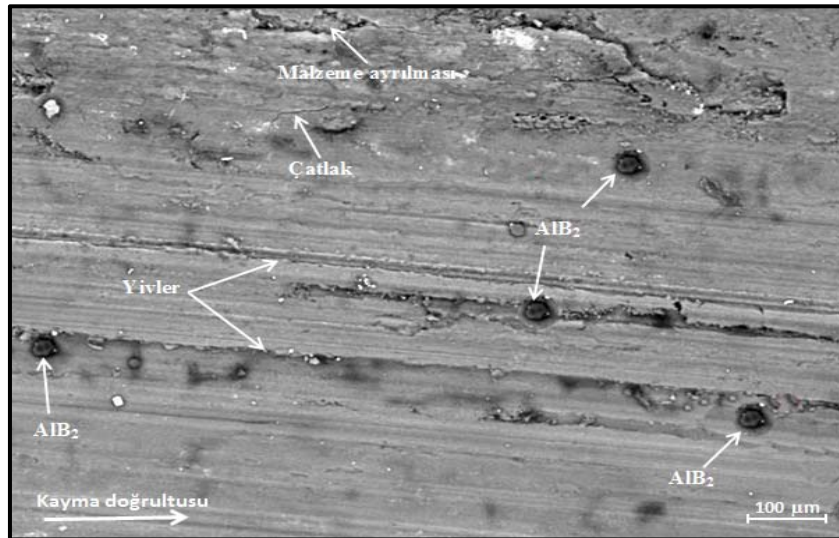


Şekil 6.49. % 10 Al/ AlB_2 kompozit malzemenin 40 N yük 3.40 m/s kayma hızına ait EDX analizi (1000 X)

Ayrıca EDX analizi yapılan aşınma numunesine XRD analizi yapılarak bileşiklerin tespit edilmesi sağlanmıştır. Şekil 6.43 % 10 Al/ AlB_2 kompozit malzemenin 40 N

yük 3.40 m/s kayma hızına ait XRD analizi sonuçları görülmektedir. XRD analiz sonucuna göre aşınma yüzeyinde AlB_2 takviye fazı, AlO , B_2O oksitlerinin yanı sıra Al ve B elementlerinin varlığı tespit edilmiştir.

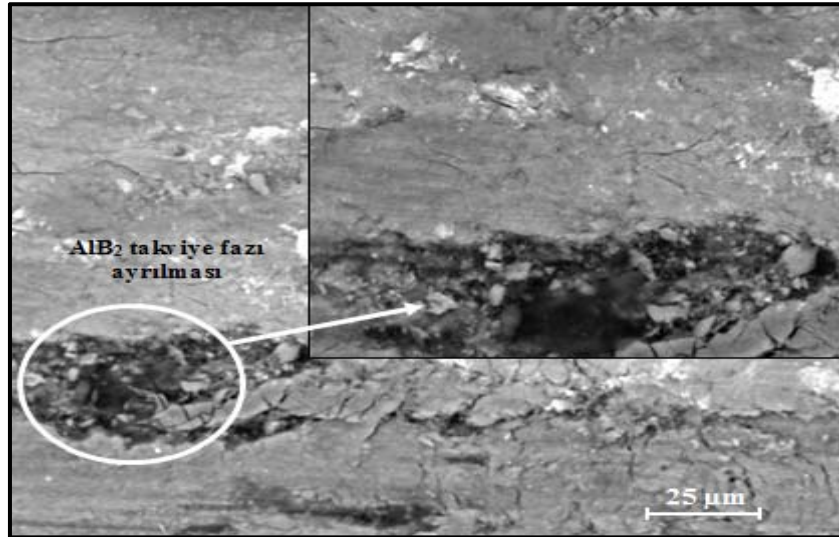
Şekil 6.50 % 30 Al/AlB_2 kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki aşınma yüzeyine ait TEM fotoğrafını göstermektedir. Şekil 6.50'de bulunan % 30 Al/AlB_2 kompozit malzemenin aşınma yüzeyi incelendiğinde yüzey üzerinde AlB_2 takviye fazının % 10 AlB_2 takviye fazlı kompozit malzemeye kıyasla daha fazla mevcut olduğu gözlenmiştir.



Şekil 6.50. % 30 Al/AlB_2 kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki aşınma yüzeyine ait TEM görüntüsü (350 X)

Aşınma yüzeyinde kayma doğrultusuna paralel yivler oluşmuştur. Ayrıca aşınma yüzeyinde malzemedan ayrılmalar meydana geldiği tespit edilmiştir. Bunların yanı sıra aşınma yüzeyinde mikro çatlak oluşumu da gözlenmiştir. Bu yüzeye ait XRD analizinde AlB_2 takviye fazı tespit edilmiştir (Şekil 6.45). Xu ve Liu (2006) in-situ TiB_2 takviye fazlı alüminyum matriksli kompozit malzemenin aşınma karakteristiğini incelerken benzer bulgulara rastlamıştır. Çalışmada in-situ TiB_2 takviye fazı 35.6 N yük altında yerinden ayrılarak serbest abrasif kütle gibi davranıp aşınmaya neden olduğu rapor edilmiştir.

Sivaprasad ve ark. TiB_2/Al 6063 matrisli kompozit malzemenin abrasif ve erosif aşınma davranışlarını incelemişlerdir. 40 N'luk yük durumunda, aşınma yüzeylerinde pulluklama, mikro çatlak ve TiB_2 ayrılmaları gözlenmiştir. Kompozit malzemelere kıyasla matris alaşımının yüzeyinde daha derin abrasyon kaynaklı yivler gözlemlenmiştir.

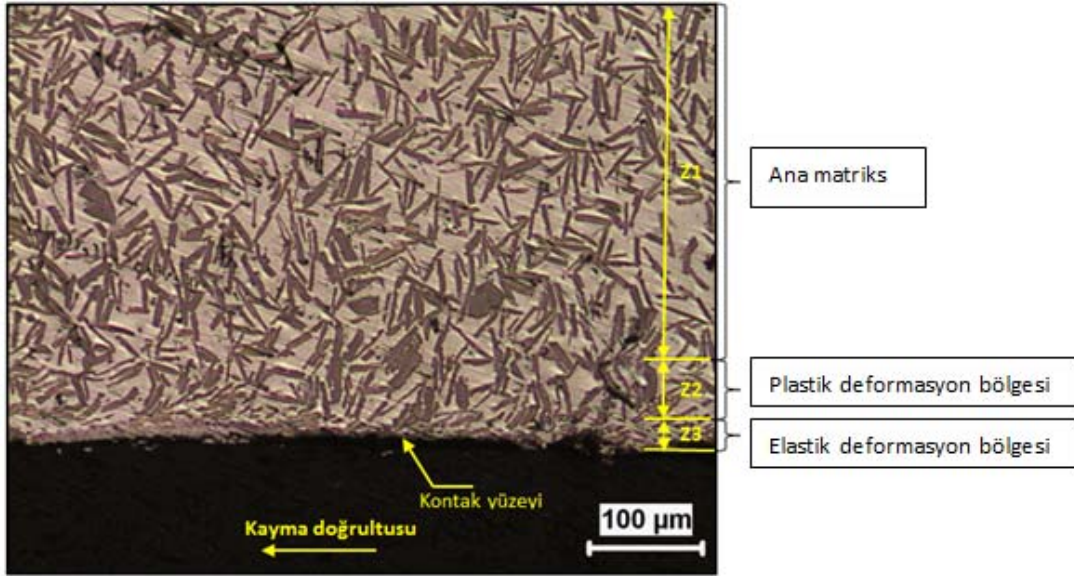


Şekil 6.51. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızındaki TEM görüntüsü (800 X)

Yapılan bu çalışma da aşınma yüzeyinde meydana gelen kütleli ayrılmalar Şekil 6.51'de gösterilmektedir. Bu tür aşınmada hacimce büyük kütlelerin yüzeyden ayrılması plastik deformasyon ve/veya çatlak nedeniyle oluşan delaminasyon veya adhezyona bağlı malzeme kaybıyla ilişkilendirilebilir.

6.4. Yüzey Altı Deformasyonları

Bu çalışmada yüzey altı deformasyonlarını incelemek için pim aşınma numunesinin üzerinde oluşan kayma izlerine paralel olacak bir şekilde kesiti alınmış ve parlatılmıştır. Analizlerde optik mikroskop ve TEM cihazları kullanılmıştır. Aşınma testi sonucunda kesiti alınmış numunede oluşan başlıca yüzey altı bölgesi Şekil 6.52'deki optik mikroskopla alınan fotoğrafta gösterilmiştir.



Şekil 6.52. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 3.40 m/s kayma hızı şartlarındaki yüzey altı bölgesi (100X)

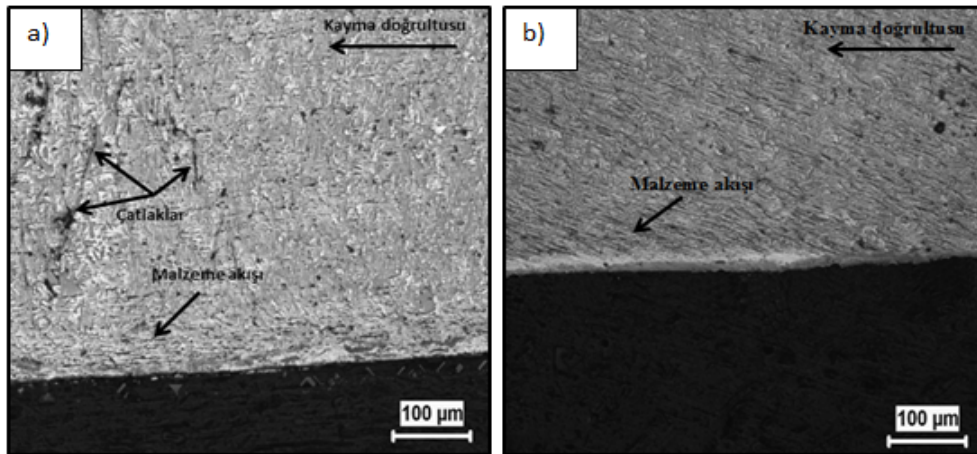
Şekil 6.52'ye göre yüzey altında üç belirgin bölgenin oluştuğu gözlenmiştir. Bu bölgeler; herhangi bir değişime uğramayan ana matriks bölgesi (Z_1), plastik deformasyon bölgesi (Z_2) ve mekanik olarak karışmış bölge (Z_3) olarak isimlendirilmiştir.

Birinci bölge (Z_1) herhangi bir bozulmanın meydana gelmediği orjinal matriks yapısını göstermektedir. Bu bölge tribo-kontakt esnasında elastik deformasyona ve önemsiz termal etkiye maruz kaldığından orijinal mikro yapı herhangi bir kalıcı değişiklik meydana gelmez.

İkinci bölgede (Z_2) sürekli tribo-kontakt dolaylı meydana gelen ısı ve buna bağlı yüksek sıcaklık ve yük etkisi altında sünek yapılarda önemli bir plastik deformasyon oluşur. Bu bölgede plastik deformasyon etkisiyle pekleşme/sertleşme olabileceği gibi yüksek sıcaklık nedeniyle matrikste yumuşama da meydana gelebilir. Yine bu bölge içerisinde plastik deformasyona bağlı çatlaklar ve boşluklar gelişebilir (Rice,1989). Çoğu zaman bu ikinci bölgede takviye fazına tanecikler parçalanır ve kayma doğrultusuna göre yeniden yönlendirilerek matrikse göre farklı bir oryantasyona sahip olur. Bu bölgedeki plastik deformasyon yoğunluğu birinci ve ikinci bölge (Z_1 - Z_2) sınırında en az, ikinci ve üçüncü bölge (Z_2 - Z_3) sınırında ise en fazladır (Rice,1989).

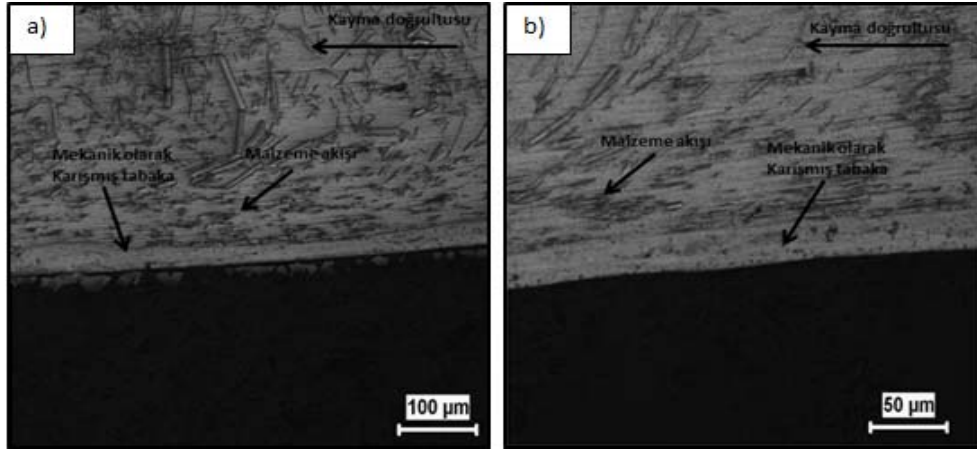
Üçüncü bölgede (Z_3) genellikle mekanik olarak karışmış bir katman meydana gelir. Bu yapıda matriks malzeme, takviye fazı, çelik disk (karşılık malzemesi) bileşenleri ve farklı oksit bileşikleri birbiriyle karışmış ince bir yapı şeklinde yer alır. Şekil 6.59 incelendiğinde üçüncü bölgenin yukarıdaki tanıma uygun yapıda olduğu görülmektedir. Bu bölgenin morfolojisi mekanik olarak karışmış yapıyı temsil ettiği düşünülmektedir. Daha önceki bölümlerde gösterilen ve yüzeyden alınan XRD, EDX analizleri ve TEM fotoğrafları mekanik olarak karışmış bu bölgenin varlığını ispat etmektedir (Şekil 6.39, 6.43, 6.45).

Şekil 6.53 a,b matriks malzemenin 40 N yük, 3.40 ve 4.71 m/s kayma hızlarındaki yüzey altı mikro yapısını göstermektedir. Şekil 6.53 incelendiğinde her iki kayma hızında da kayma doğrultusuna paralel ve kayma yüzeyine yakın bir bölgede plastik deformasyona işaret eden malzeme akışı belirgin bir şekilde görülmektedir.



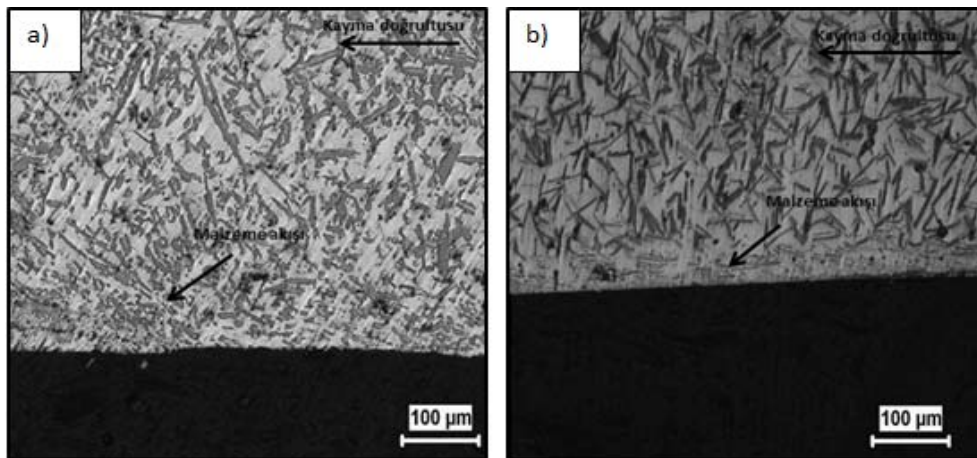
Şekil 6.53. Matriks malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyon bölgesi (100X)

Ayrıca yüzey altı bölgede ve kayma yüzeyine dik doğrultuda çatlakların meydana geldiği görülmektedir. 40 N'luk yüksek yük etkisiyle içyapıda meydana gelen gerilim çatlak oluşumunu ve yayılımını teşvik ettiği düşünülmektedir. Benzer bulgular Martin tarafından rapor edilmiştir (Martin,1996).



Şekil 6.54. % 5 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyon bölgesi (100X)

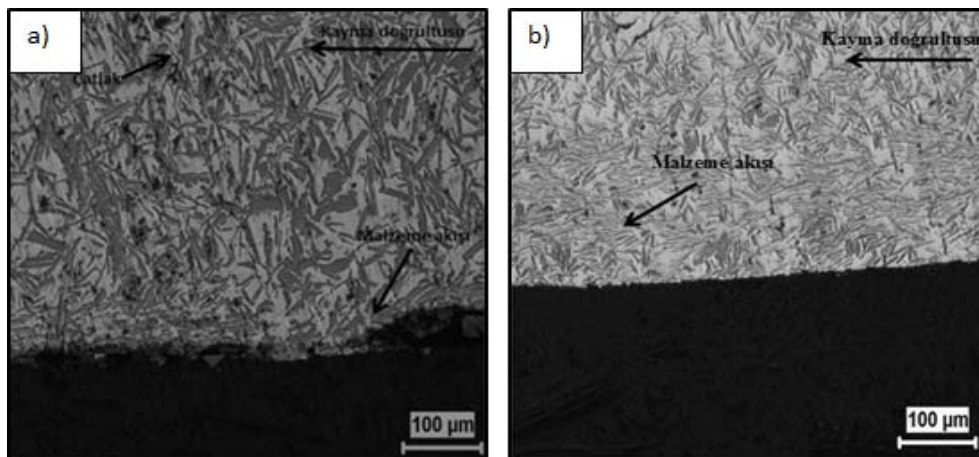
Şekil 6.54 a,b'de % 5 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarında elde edilen yüzey altı deformasyon bölgesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmektedir. Şekilde plastik deformasyonu işaret eden kayma doğrultusuna paralel malzeme akışının meydana geldiği görülmektedir. Bu bölgede AlB₂ takviye fazlarının kayma doğrultusu boyunca yönlendiği açık bir şekilde görülmektedir. Bu durum bölgede matriks malzemenin şiddetli plastik deformasyona maruz kaldığını ispatlamaktadır. Şiddetli plastik deformasyon nedeniyle akış bölgesindeki sert AlB₂ takviye fazına ait taneciklerin küçük parçalar halinde kırılarak yönlendiği görülmektedir. Buna ilaveten, yüzeye en yakın bölgede çok farklı bir morfolojinin varlığı gözlenmektedir. Bu morfoloji yukarıda açıklanan mekanik olarak karışmış katmanı meydana geldiğini ispat etmektedir.



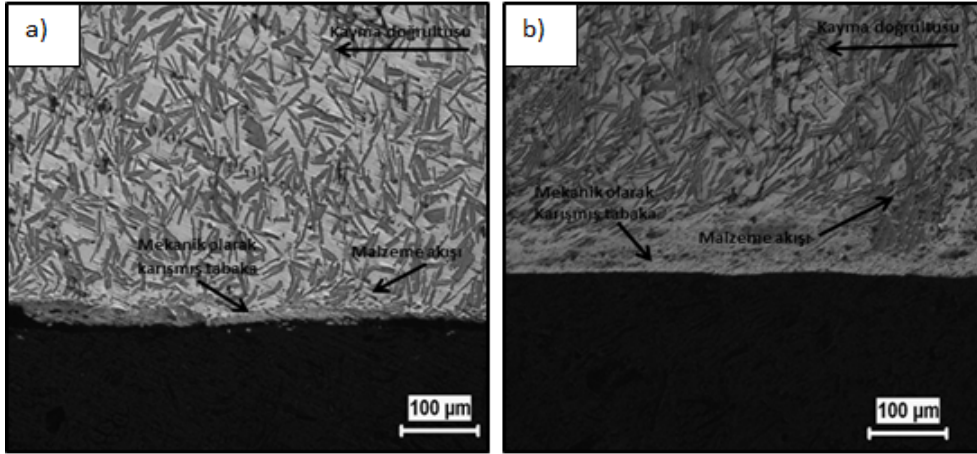
Şekil 6.55. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyonu (100X)

Şekil 6.55 a,b'de % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarında elde edilen yüzey altı deformasyon bölgesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmektedir. Şekil 6.62 a,b incelendiğinde yukarıda açıklanan üç farklı bölgenin (Z₁,Z₂, Z₃) meydana geldiği görülmektedir. Fakat bir önceki % 5 takviye fazlı malzemeye kıyasla bölgelerin daha az bir derinliğe sahip olduğu şekilden anlaşılmaktadır. Bunun sebebi olarak artan takviye faz oranının malzeme dayanımını iyileştirmesi gösterilebilir.

Şekil 6.56 a,b'de % 20 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarında elde edilen yüzey altı deformasyon bölgesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmektedir. % 5, % 10 takviye fazlı numunelerde, yüzey altı mikro yapıda üç farklı şekilde meydana gelen değişim 100 ila 250 µm derinliği kapsarken, % 20 takviyeli bu numunede mikro yapıdaki değişiklik yaklaşık 50 µm derinliğe yayılmıştır. Ayrıca önceki numunelerde şiddetli plastik deformasyonu gösteren ikinci bölge (Z₂) yüzeye çok yakın dar bir bant içerisinde meydana gelmiştir. Bu numunede takviye fazının yüzey bölgesinde yüksek gerilme nedeniyle kırılarak küçük parçalara ayrılması daha çok göze çarpmaktadır. Yüzey altı bölgede ayrıca azda olsa mikro çatlakların meydana geldiği belirlenmiştir. Mekanik olarak karışmış katmanın bu numune yüzeyinde bölgesel olarak meydana geldiği düşünülmektedir.



Şekil 6.56. % 20 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyonu



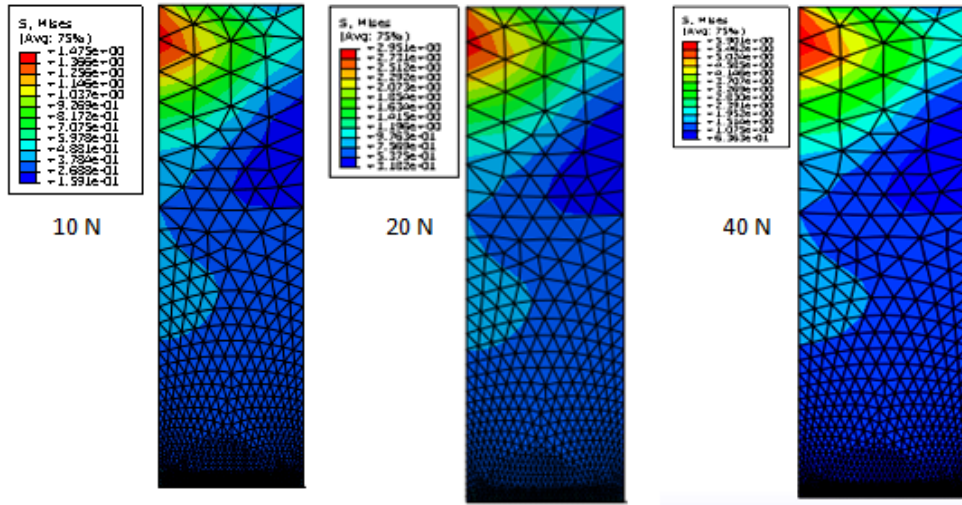
Şekil 6.57. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 m/s (a) ve 4.71 m/s (b) kayma hızlarına ait yüzey altı deformasyonu

Şekil 6.57 a,b'de % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük, 3.40 ve 4.71 m/s kayma hızı şartlarında elde edilen yüzey altı deformasyon bölgesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmektedir. Şekilde mikro yapıdaki değişimin yaklaşık 50 µm'luk bir derinlikte meydana geldiği görülmektedir. Numune daha az plastik deformasyona maruz kalmıştır. Bunda artan takviye fazının kazandırdığı yüksek dayanım etkili olduğu düşünülmektedir. Yüzey üzerinde yaklaşık 10 µm'luk mekanik olarak karışmış bir katmanın varlığı tespit edilmiştir.

6.5. Sonlu Elemanlar Metodu Sonuçları

Bu bölümde, pim-disk aşınma problemi için sonlu elemanlar metoduyla geliştirilmiş aşınma modellerinin sonuçları gösterilmiştir. Bu çalışmada, Archard ve Sarkar tarafından geliştirilmiş iki farklı lineer aşınma modeli (aşınma modeli-1, aşınma modeli-2) sonlu elemanlar metoduna adapte edilmiştir. Bu amaç için, Fortran programlama dili kodlarıyla 'Umesmotion' isimli bir alt program oluşturulmuştur.

Şekil 6.58. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzeme üzerinde, üç farklı yük altında 2000 m kayma mesafesinde meydana gelen Von Mises gerilmelerini göstermektedir.



Şekil 6.58. Pim numunelerde aşınma sonrası meydana gelen Von Mises gerilmelerinin gösterilmesi

Şekil 6.58 incelendiğinde pim numuneler üzerinde maksimum gerilme 40N'luk yük altında meydana gelmiştir. Aşınma modeli-1 Archard'ın lineer aşınma denklemine göre, aşınma modeli-2 ise Sarkar'ın lineer aşınma denklemine göre oluşturulmuş sonlu elemanlar metodu sonuçlarını göstermektedir. Tablo 6.1 ve 6.2 her iki modelin lineer aşınma sonuçları ile gerçek aşınma deneyleri sonucu meydana gelen lineer aşınma miktarı (h) sonuçlarını göstermektedir. Tablolardaki sonuçlar dört farklı kayma mesafesi ve üç farklı yüke göre elde edilmiştir.

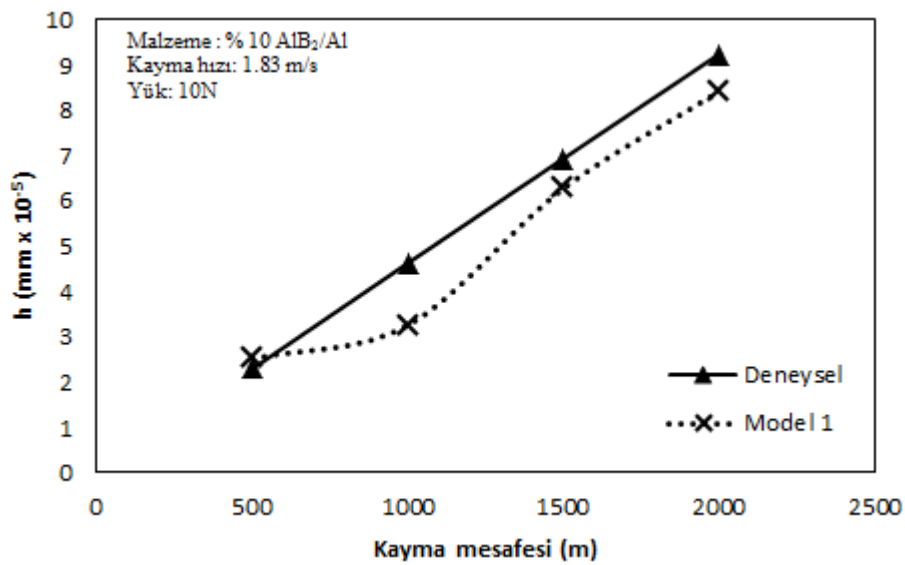
Tablo 6.1. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-1'e göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması

Mesafe (m)	Yük (N)	h_{SEM}		Yük (N)	$h_{deneysel}$		Yük (N)	$h_{deneysel}$	
		(mmx10 ⁻⁵)			(mmx10 ⁻⁵)			(mmx10 ⁻⁵)	
500	10	2.52272	2.29911	20	1.6701	1.10802	40	4.28490	4.27816
1000	10	3.26222	4.63173	20	1.68044	1.47900	40	8.00870	8.59168
1500	10	6.27818	6.93837	20	4.00512	3.67339	40	13.07740	12.8855
2000	10	8.41139	9.23700	20	6.48733	7.38955	40	13.09450	17.1635

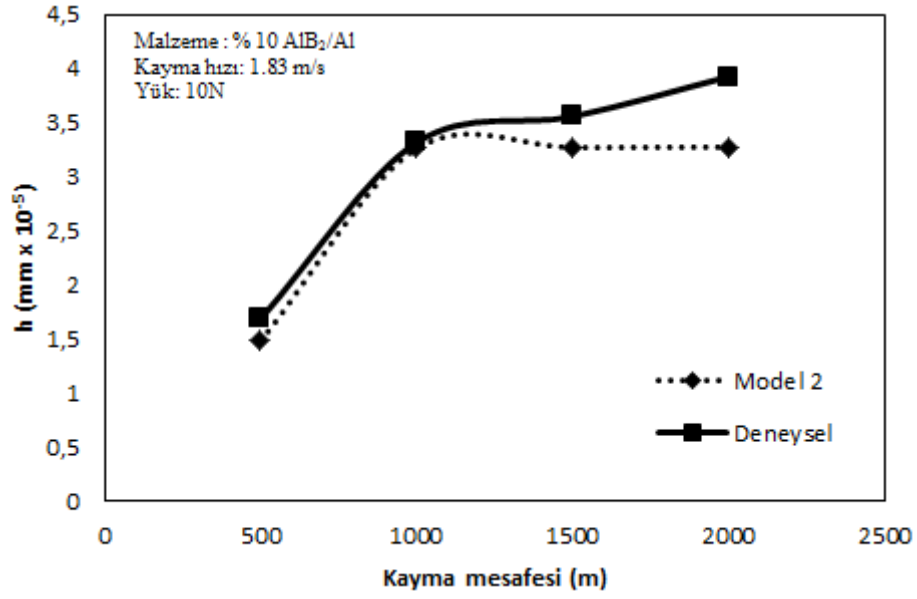
Tablo 6.2. % 10 Al/AIB₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-2'ye göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması

Mesafe (m)	Yük (N)	h_{SEM} ($mm \times 10^{-5}$)	$h_{deneysel}$ ($mm \times 10^{-5}$)	Yük (N)	h_{SEM} ($mm \times 10^{-5}$)	$h_{deneysel}$ ($mm \times 10^{-5}$)	Yük (N)	h_{SEM} ($mm \times 10^{-5}$)	$h_{deneysel}$ ($mm \times 10^{-5}$)
500	10	1.48275	1.68890	20	1.67482	1.07926	40	3.27386	3.16660
1000	10	3.26156	3.31665	20	2.14243	2.06330	40	5.97608	6.54890
1500	10	3.27023	3.55690	20	5.88594	5.58597	40	8.08473	9.53770
2000	10	3.27477	3.92550	20	6.53954	8.08400	40	11.81760	12.59530

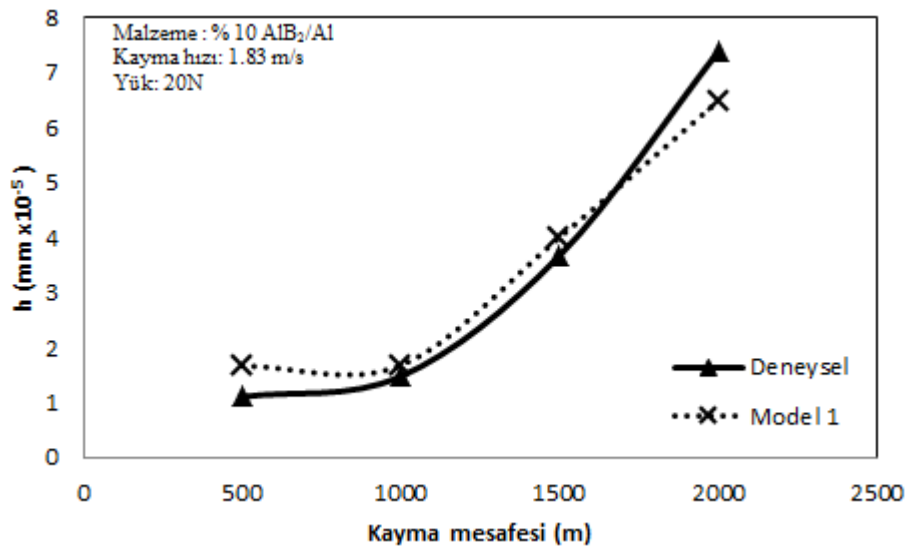
10, 20 ve 40 N'luk üç farklı yük ve 500, 1000, 1500 ve 2000 m'lik dört farklı kayma mesafesinde hem deneysel hem de sonlu eleman metoduna göre elde edilen lineer aşınma grafikleri Şekil 6.59-6.64'de gösterilmiştir. Şekiller incelendiğinde kayma mesafesi ve yük artışıyla lineer aşınmada meydana gelen artış durumu her iki sonlu elemanlar modeline elde edilmiştir. Ayrıca, deneysel sonuçlar ile sonlu elemanlar modeli değerlerinin birbirlerine çok yakın olduğu gözlenmiştir. İki model birbirleriyle kıyaslandığında Model-2'ye göre elde edilen lineer aşınma değerlerinde, 2000 m kayma mesafesinde, 10 N ve 20 N yüklerde çok az bir sapma meydana geldiği Şekil 6.23 ve Şekil 6.25'ten anlaşılmaktadır. Bu durum, literatürde Podra ve Andersson (Podra,1999), Hegadekatte ve ark (Hegadekatte,2005), Mukras ve ark (Mukras,2009) tarafından önceden yapılan çalışmalarla benzerlik göstermiştir.



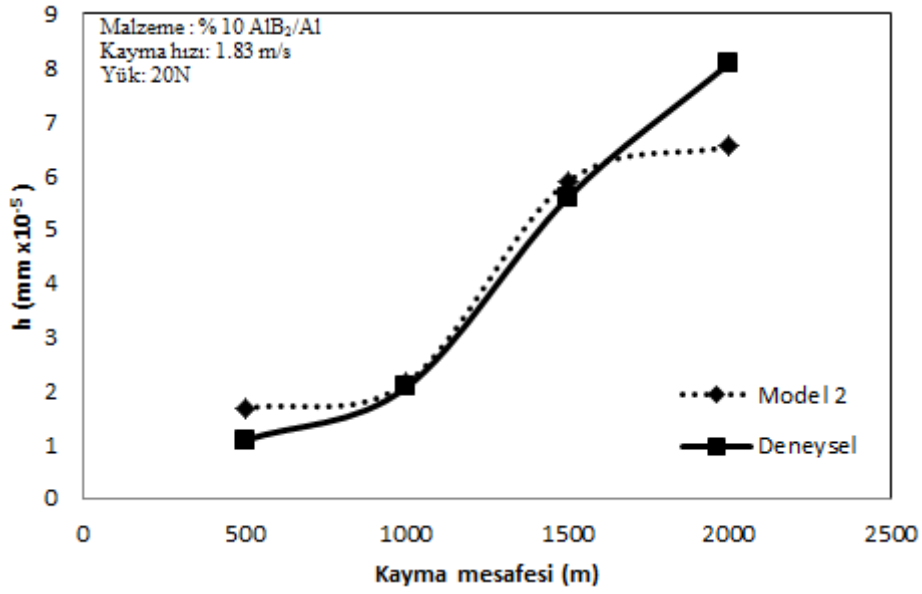
Şekil 6.59. % 10 Al/AIB₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları



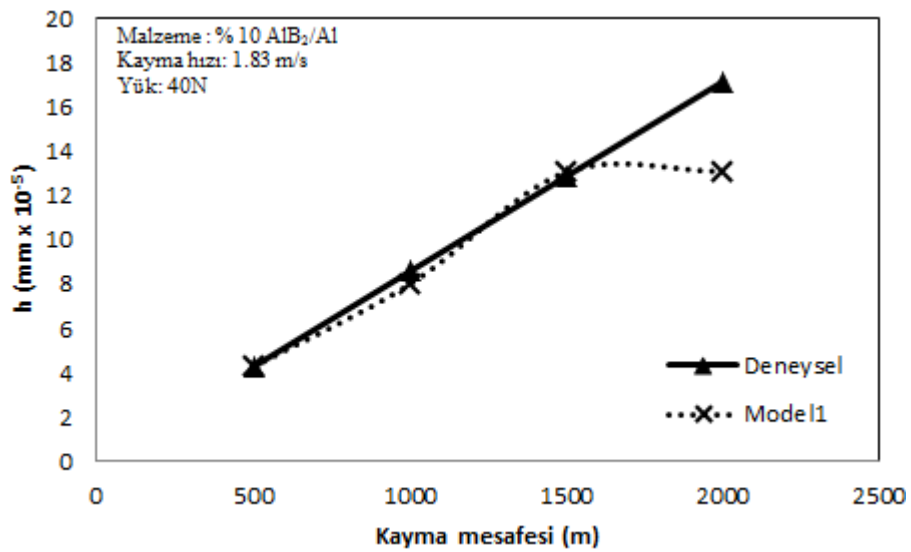
Şekil 6.60. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları



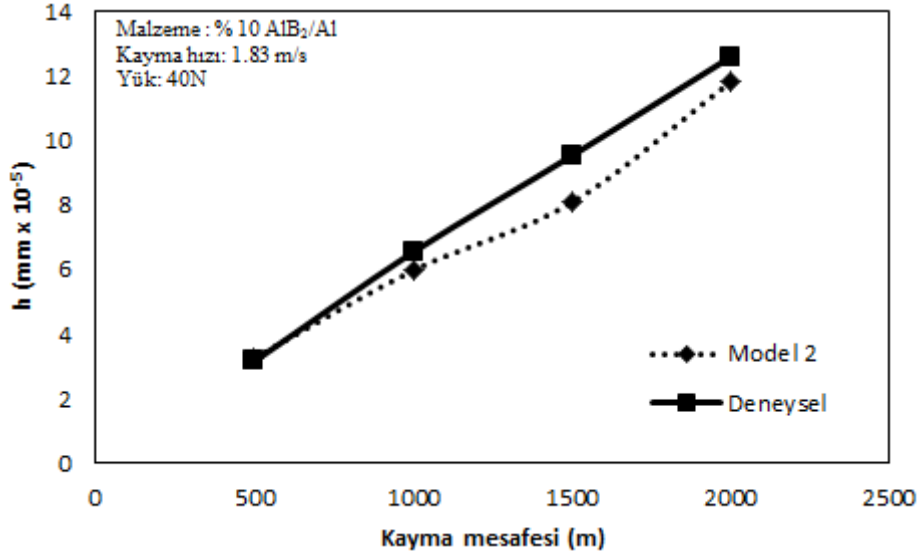
Şekil 6.61. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları



Şekil 6.62. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları



Şekil 6.63. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları



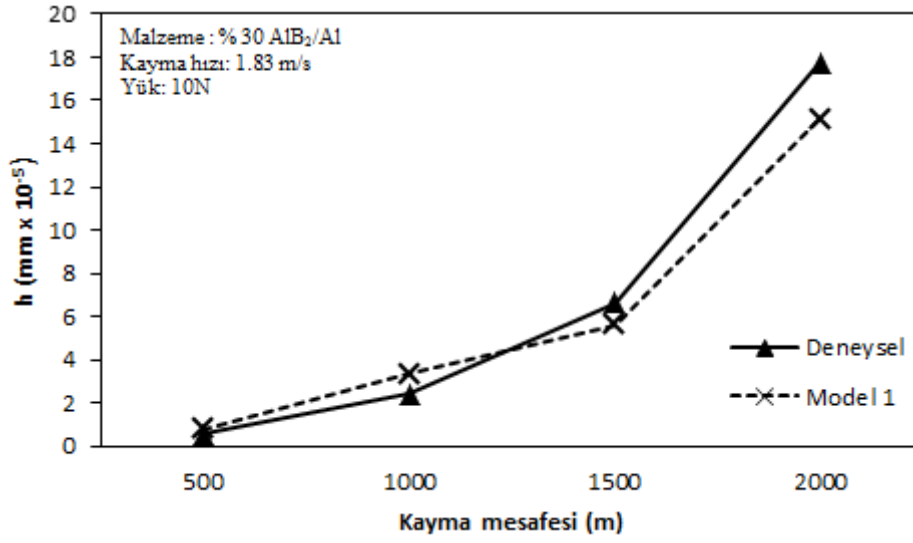
Şekil 6.64. % 10 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları

Tablo 6.3. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-1'e göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması

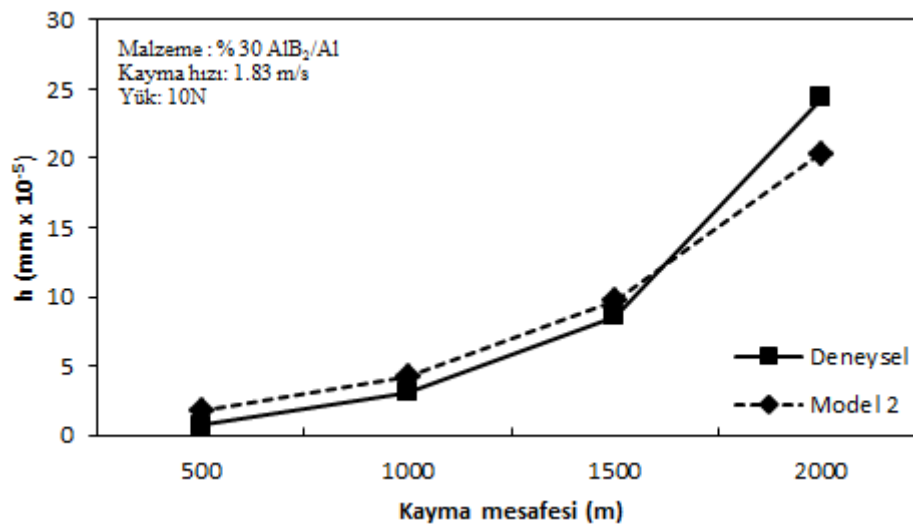
Mesafe (m)	Yük (N)	h_{SEM} (mmx10 ⁻⁵)	$h_{deneysel}$ (mmx10 ⁻⁵)	Yük (N)	h_{SEM} (mmx10 ⁻⁵)	$h_{deneysel}$ (mmx10 ⁻⁵)	Yük (N)	h_{SEM} (mmx10 ⁻⁵)	$h_{deneysel}$ (mmx10 ⁻⁵)
500	10	0.81830	0.56480	20	1.63690	1.66100	40	3.27300	2.43200
1000	10	2.36770	2.40040	20	4.63800	4.56020	40	6.56900	6.16800
1500	10	5.62000	6.63640	20	10.09150	10.00400	40	9.88530	9.97570
2000	10	15.11400	17.72060	20	21.48000	21.74000	40	26.01400	25.34480

Tablo 6.4. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemede sonlu elemanlar aşınma modeli-2'ye göre tahmin edilen verilerin ve deneysel verilerin karşılaştırılması

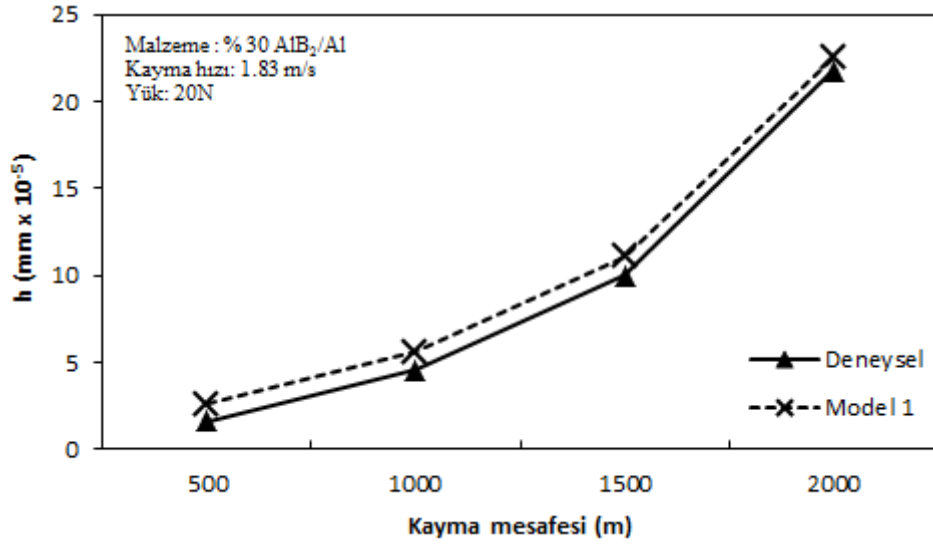
Mesafe (m)	Yük (N)	h_{SEM} (mmx10 ⁻⁵)	$h_{deneysel}$ (mmx10 ⁻⁵)	Yük (N)	h_{SEM} (mmx10 ⁻⁵)	$h_{deneysel}$ (mmx10 ⁻⁵)	Yük (N)	h_{SEM} (mmx10 ⁻⁵)	$h_{deneysel}$ (mmx10 ⁻⁵)
500	10	0.81840	0.72800	20	2.14200	1.98800	40	3.27300	2.80100
1000	10	3.26100	3.14800	20	5.88500	5.50300	40	6.91500	7.21200
1500	10	8.77600	8.63000	20	10.74000	11.88000	40	11.63000	11.57000
2000	10	20.41000	24.40000	20	24.40000	26.43000	40	28.74000	29.63000



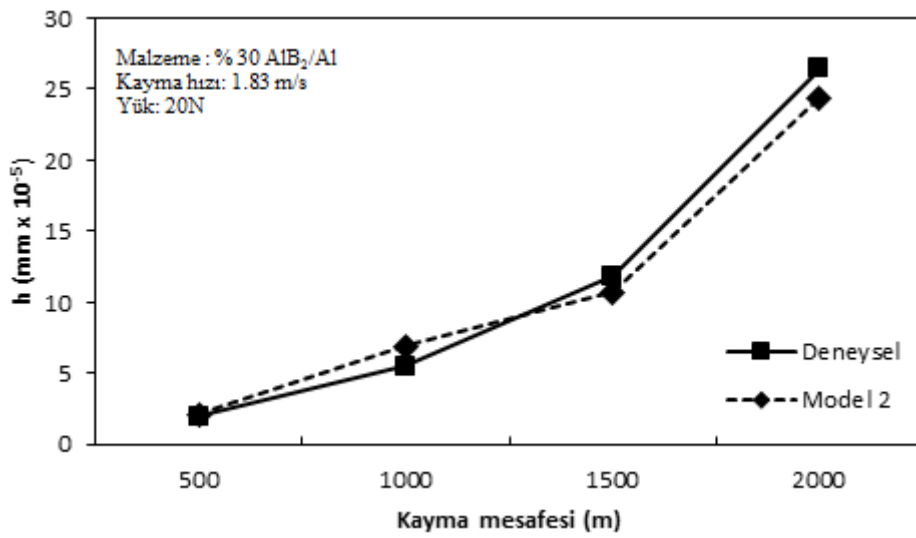
Şekil 6.65. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları



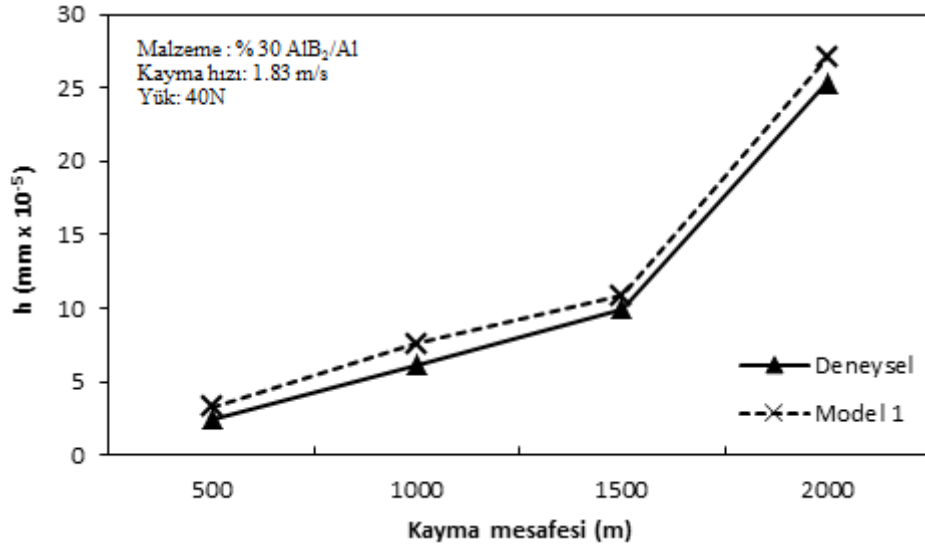
Şekil 6.66. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 10 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları



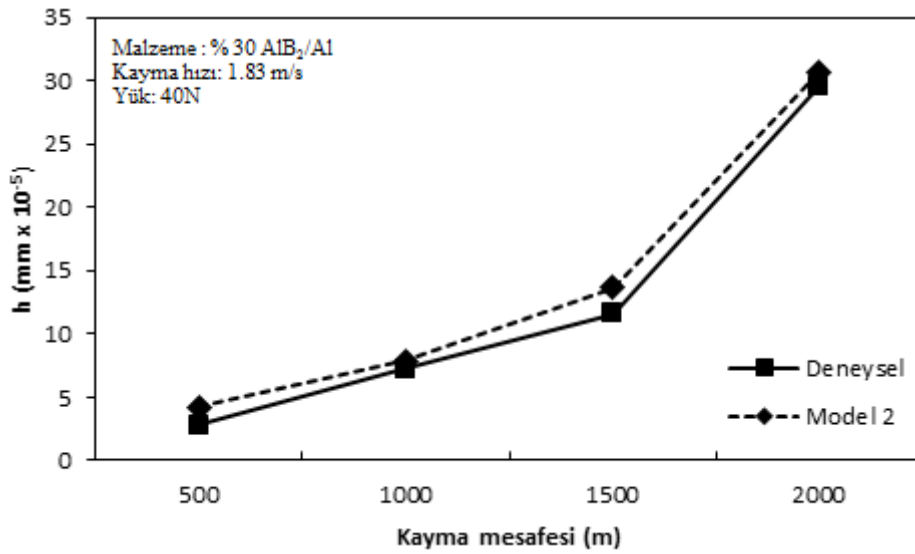
Şekil 6.67. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları



Şekil 6.68. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 20 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları



Şekil 6.69. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-1'e göre elde edilen aşınma sonuçları



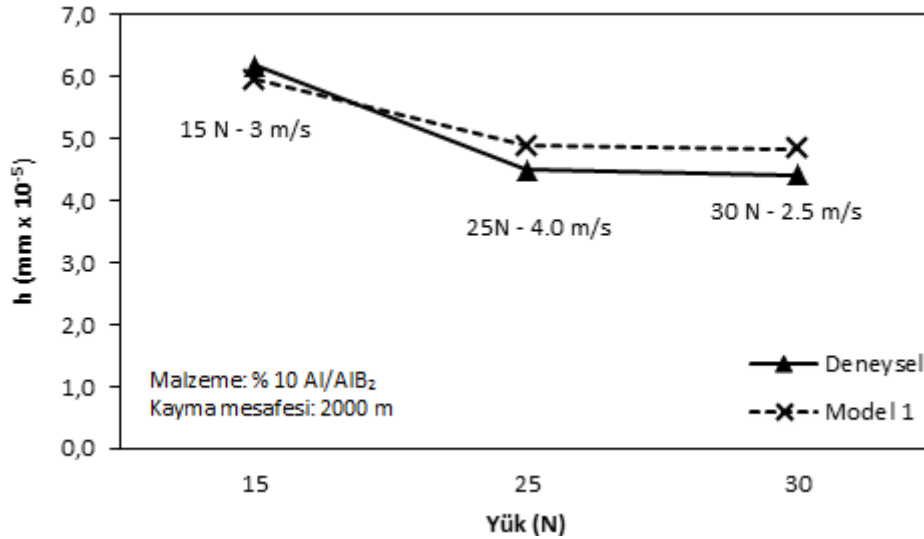
Şekil 6.70. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin 40 N yük ve 1.83 m/s kayma hızında hem deneysel hem de Model-2'ye göre elde edilen aşınma sonuçları

6.5.1. Sonlu elemanlar metodunun doğrulanması

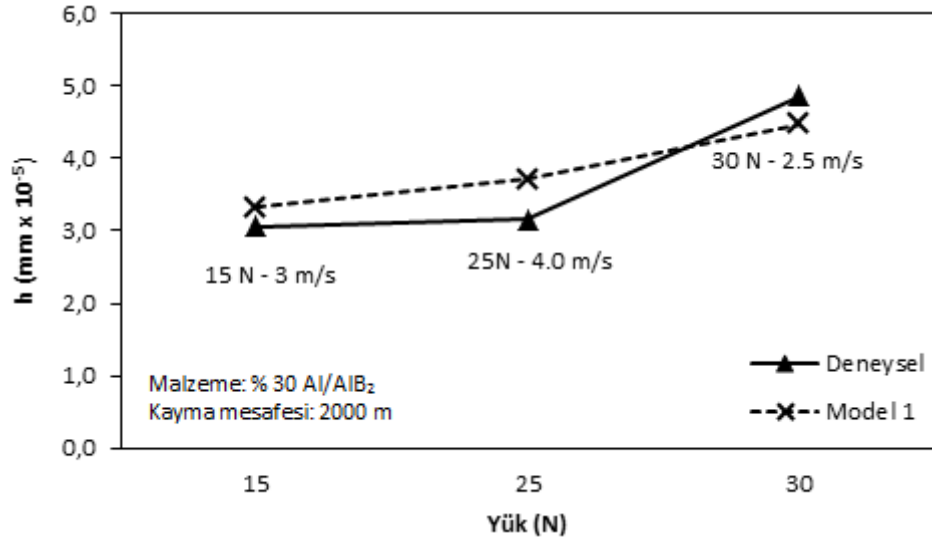
Sonlu elemanlar metoduyla oluşturulan modellerin doğruluğunu test etmek için daha önce kullanılmayan ara şartlar için deneyler gerçekleştirilmiştir. Bu deney şartları 15 N yük ve 3 m/s kayma hızı, 25 N yük ve 4 m/s kayma hızı ve son olarak 30 N yük ve 2,5 m/s kayma hızı olarak tespit edilmiştir. Yapılan deney sonuçları ve sonlu elemanlar modeliyle elde edilen sonuçlar Tablo 6,5 ve Şekil 6.71' de sunulmuştur.

Tablo 6.5. % 30 ve % 10 Al/AIB₂ kompozit malzemelerde sonlu elemanlar aşınma model-1'e göre tahmin edilen verilerin ve doğrulama deney verilerinin karşılaştırılması

Malzeme türü	h_{deneysel} ($\text{mm} \times 10^{-5}$)	h_{SEM} ($\text{mm} \times 10^{-5}$)	Yük (N)	Kayma hızı (m/s)	Malzeme türü	h_{deneysel} ($\text{mm} \times 10^{-5}$)	h_{SEM} ($\text{mm} \times 10^{-5}$)
% 30 Al/AIB ₂	3.0634	4.1284	15	3	% 10 Al/AIB ₂	6.167	5.937
	3.1540	3.7034	25	4		4.490	4.879
	4.8620	4.4663	30	2.5		4.416	4.823



Şekil 6.71. % 10 Al/AIB₂ kompozit malzemenin ara deneysel çalışma şartlarındaki doğrulama testi sonuçları



Şekil 6.72. % 30 Al/AlB₂ kompozit malzemenin ara deneysel çalışma şartlarındaki doğrulama testi sonuçları

BÖLÜM 7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada deneysel ve sonlu elemanlar yöntemiyle elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmektedir.

1. Kompozit malzemelerin sertliği artan takviye fazı ile birlikte artış göstermiştir. Matriks malzemeye kıyasla % 30 Al/AlB₂ takviye oranına sahip kompozit malzemenin sertliği % 300 oranında artış göstermiştir.
2. Kompozit malzemelerin yoğunluğu artan takviye fazı ile birlikte artış göstermiştir. Matriks malzemeye kıyasla % 30 Al/AlB₂ takviye oranına sahip kompozit malzemenin % 7.69 oranında artış göstermiştir.
3. Yerinde reaksiyonla (in-situ) ve doğrudan döküm yöntemiyle üretilen başlangıç kompozit malzemedeki porozite oranı % 6.85 iken sıkıştırılmalı döküm yöntemiyle üretilen farklı takviye oranlarına sahip kompozit malzemelerin porozite oranı % 1'in altına düşmüştür.
4. Artan takviye fazı oranına bağlı olarak kompozit malzemelerinin aşınma dirençleri artmıştır. Buna göre en yüksek aşınma direnci % 30'luk takviye fazına sahip kompozit malzemede elde edilmiştir. En düşük aşınma direnci ise matriks malzemede tespit edilmiştir.
5. Tüm numunelerin aşınma oranları artan kayma mesafesiyle artış göstermiştir. Aşınma mesafesindeki artışa karşı en iyi direnci % 30 takviye fazı oranına sahip Al/AlB₂ kompozit malzeme gösterirken, en az direnç ise alüminyum matriks malzemede meydana gelmiştir.
6. Farklı yükler altında yapılan aşınma deneylerinde, matriks malzeme kompozit malzemelere kıyasla daha fazla aşındığı tespit edilmiştir. Özgül aşınma oranınının 20 N yükün üzerine çıkıldığında daha fazla bir artış sergilediği gözlenmiştir. Yük artışına karşı en yüksek direnci % 30 AlB₂ takviye fazı oranına sahip kompozit malzemede göstermiştir.

7. Artan kayma hızı ile birlikte tüm numunelerin özgül aşınma oranlarında azalma olduğu gözlenmiştir.
8. Tüm numunelerde kayma hızının artışıyla sürtünme katsayılarında düşüş meydana geldiği tespit edilmiştir.
9. Sürtünme katsayısı AlB_2 takviye fazı oranı artışa bağlı olarak düşüş göstermiştir.
10. Tüm numunelerde uygulama yükündeki artış sürtünme katsayısının düşmesine neden olmuştur. Yük ve dolayısıyla sıcaklık artışına bağlı oluşan oksit tabakasının sürtünme katsayısının düşmesinde etkin rol oynadığı belirlenmiştir.
11. Düşük kayma hızı ve yük şartlarında daha çok abrasif aşınma mekanizmasının, yüksek kayma hızı ve yük şartlarında ise oksidatif, abrasif ve adhesif aşınma mekanizmalarının birlikte etkin olduğu tespit edilmiştir.
12. Çelik diskten pim aşınma yüzeyine belirli oranda demir elementinin transfer olduğu tespit edilmiştir. Bu transfer sonucu ara yüzey demir esaslı oksit tabakasının oluştuğu belirlenmiştir.
13. Yük artışına bağlı olarak malzeme içerisinde takviye fazı-matriks ara yüzeyinde meydana gelen gerilim konsantrasyonuna ve aşırı yüklerdeki plastik deformasyona bağlı olarak pim numunelerde çatlak oluşumu gözlenmiştir. Çatlak oluşumuna ayrıca AlB_2 takviye fazı ile alüminyum matriks malzemenin termal genişleme katsayıları arasındaki büyük farkın (7 kat) katkıda bulunduğu da düşünülmektedir.
14. Aşınma yüzeylerinde yük ve hız artışı sonucu oksit tabakaların oluştuğu ve bu tabakaların katı yağlayıcı gibi davranarak sürtünme katsayısının düşmesine neden olduğu belirlenmiştir.
15. Aşınma numunelerinin yüzey altı mikro yapısı analiz edilmiştir. Düşük takviye oranlı kompozit malzemelerde üç belirgin bölgenin varlığı tespit edilmiştir. Bunlar matriks bölgesi, yoğun plastik deformasyon bölgesi ve mekanik olarak karışmış katman olarak belirlenmiştir. Yüksek takviye oranlı kompozit malzemelerde ise plastik deformasyon bölgesinin çok az bir derinliğe sahip olduğu ve daha çok mekanik olarak karışmış katmanın belirgin olduğu gözlenmiştir.
16. Archard ve Sarkar'a ait iki farklı lineer aşınma denklemi esas alınarak kullanılmıştır sonlu elemanlar modeli oluşturulmuştur. Bu maksatla Abaqus sonlu

elemanlar programı ile birlikte kullanılmak üzere FORTRAN koduyla bir alt program yazılmıştır.

17. Sonlu elemanlar modeli ile elde edilen tahmini sonuçların deneysel sonuçlara göre % 70 ile % 97 arasında değişen doğruluk oranlarına sahip olduğu belirlenmiştir.

Öneriler

- 1) İstatistiksel yöntemlerden faydalanılarak en yüksek aşınma veren optimum deney ve malzeme şartları belirlenebilir.
- 2) Aşınma miktarına ilaveten sürtünme katsayısı ve ara yüzey sıcaklığı da sonlu elemanlar yöntemiyle modellenebilir.
- 3) Aşınma deneyleri yağlamalı şartlar altında ve/veya farklı aşındırma yöntemleri (abrasif aşınma, bilya-disk, disk-disk vb.) uygulanarak genişletilebilir.

KAYNAKLAR

ABAQUS/Standard 6.9 Example Problems Manual, (Hibbit, Karlsson, Sorensen, Inc., USA, 2011)3.1.8.

ABU BAKAR, A.R., OUYANG, H., JAMES, S., LI, L., Finite element analysis of Wear and its effect on squeal generation, Proc. IMechE Part D: J. Automobile Engineering 222, 1153-1165, (2008).

AKAGAK, T., RIGNEY, D.A., Sliding Friction and Wear of Metals in Vacuum, Wear 149,353-374, (1991).

AKBULUT,H., DURMAN, M., YILMAZ, F., Dry wear and friction properties of δ -Al₂O₃ short fiber reinforced AlSi(LM13) alloy metal matrix composites Wear 215:1-2,170-179,(1998).

ALAHelisten, A., BERGMAN, F.M.O., On the wear of aluminium and magnesium metal matrix composites, Wear 165, 221– 226, (1993).

ALEKSENDRIC, D., Neural network prediction of brake friction materials wear, Wear 268,117-125, (2010).

ALLEN, A.J., BOURKE, M.A.M., DAWES, S., HUTCHINGS, M.T., WITHERS, P.J., The analysis of internal strains measured by neutron diffraction in Al/SiC metal matrix composites. Acta Metallurgica Et Materialia 40(9),(1992):2361-2373.

ALPAS, A.T., EMBURY, J.D., Sliding and Abrasive Wear Behaviour of an Aluminium (2014) SiC Particle Reinforced Composite, Scripta Metallurgica 24, 931-935, (1990).

ALPAS, A.T., ZHANG, J., Effect of SiC particle reinforcement on the dry sliding wear of aluminum-silicon alloys (A356), *Wear* 155, 83-104, (1992-a).

ALPAS, A.T., ZHANG, J., Wear rate transitions in cast aluminum silicon alloys reinforced with SiC particles. *Scripta Metallurgica et Materialia* 26, 505-509, (1992-b).

ALPAS, A.T., ZHANG, J., Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate-reinforced aluminium matrix composites, *Metallurgy Transaction* 25A, 969-983, (1994).

AL-RUBAIE, K.S., YOSHIMURA, H.N., MELLO, J.D.B., Two-body abrasive wear of Al-SiC composites, *Wear* 233-235, 444 - 454, (1999).

AMINUL ISLAM, MD., FARHAT, Z.N., Effect of porosity on dry sliding wear of Al-Si alloys, *Tribology International* 44, 498-504, (2011).

ARAN, A., Kırılma mekaniğine giriş,seminer notları,Tübitak Marmara Araştırma Merkezi, (1981), <http://www2.isikun.edu.tr/personel/ahmet.aran/km.pdf>

ARCHARD, J. F., Contact and rubbing of flat surfaces, *Journal of Applied Physics* 24, 981-988, (1953).

ARIKAN, R., Saffil (Δ -Al₂O₃) Fiber Takviyeli ZA-12 Alaşımın Sürtünme Aşınma Davranışları, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der Cilt* 22, No:3, 359-368, (2007).

ARIKAN, R., MURPHY, S., Anisotropic Wear of Planar-Random Metal Matrix Composites with Zinc Alloy Matrix, *Journal of Wear* 143, 149-157, (1992).

ATKINS, A.G., Fourth Tewsbury symposium of fracture, Melbourne University, 17-21, 1979.

AXE'N N., JACOBSON S., Transitions in the abrasive wear resistance of fibre- and particle-reinforced aluminium, *Wear* 178,1-7, (1994).

BAI, M., XUE, Q., Investigation of Wear mechanism of SiC particulate-reinforced Al-20Si-3Cu-1Mg aluminium matrix composites under dry sliding and water lubrication, *Tribology International* 30:4,261-269, (1997).

BAJER, A., BELSKY, V., AND KUNG, S. W., The influence of friction-induced damping and nonlinear effects on brake squeal analysis, SAE technical paper 2004- 01-2794, (2004).

BARWELL, F.T., Wear of metals, *Wear* 1, 317-332, (1958).

BASAVARAJAPPA, S., CHANDRAMOHAN, G., MAHADEVAN, A., THANGAVELU, M., SUBRAMANIAN, R., GOPALAKRISHNAN, P., Influence of sliding speed on the dry sliding wear behavior and the subsurface deformation on hybrid metal matrix composite, *Wear* 262, 1007–1012,(2007).

BAURI R., SURAPPA M.K., Sliding wear behavior of Al–Li–SiC_p composites, *Wear* 265, 1756–1766, (2008).

BEDİR, F., Alüminyum kompozitlerin üretimi, karakteristik özellikleri ve endüstriyel uygulamaları, *Mühendis ve Makina Cilt : 47 Sayı: 554*, (2006).

BEDİR, F., ÖGEL, B., SiC_p Katkılı Al Kompozitlerin Sertlik, Mikroyapı Özellileri ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, 11.Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi 13, (2004).

BENABDALLAH, H., OLENDER, D., Finite element simulation of the Wear of polyoxymethylene in pin-on-disc configuration, *Wear* 261, 1213-1224, (2006).

BERNS, H., KOCH, S., Influence of abrasive particles on wear mechanism and wear resistance in sliding abrasion tests at elevated temperatures, *Wear* 233–235, 424–430, (1999).

BERNS, H., SALTYKOVA, A., Wear resistance of in situ MMC produced by supersolidus liquid phase sintering (SLPS), *Wear* 267, 1791–1797,(2009).

BHUSHAN B., Tribology: Friction, Wear, and Lubrication, *The Engineering Handbook*, CRC Press, ISBN: 978-1-4200-3987-0, (2004).

BHUSHAN, B., *Introduction to Tribology*, John Wiley, New York, ISBN:0-471-15893-3, (2002).

BLACK, J.T., KOHSER, R.A., *Materials-Processes in Manufacturing Handbook*, John Wiley, 461, ISBN: 13-978-0470-05512-0, (2008).

BLANCHET, T.A., The Interaction of Wear and Dynamics of a Simple Mechanism, *Journal of Tribology* 119, 597-599, (1997).

BLAU, P. J., Fifty years of research on the wear of metals, *Tribology International* 30, 321-331, (1997).

BLAU, P.J., BUDINSKI, K.G., Development and use of ASTM standards for wear testing, *Wear* 225-229, 1159-1170, (1999).

BOCCHINI, G.F., The influence of porosity on the characteristics of sintered materials, *International Journal of Powder Metallurgy* 22(3), 185–202, (1986).

BONOLLO, F., GESCHINI, I., GARAGNANI, G.L., PALOMBARINI, G., ZAMBON A., Discontinuously reinforced aluminum composites sliding against steel: study on wear behavior, *Material Science Technology* 10,481-486, (1994).

BRAM, M., AUBERTIN, F., VENSKUTONIS, A., BREME, J., Kinetics of the phase transformation and wear resistance of in-situ processed titanium matrix composites based on Ti-Fe-B, *Materials Science and Engineering A* 264,74-80,(1999).

BRAUNOVIC, M., MYSHKIN, N.K, KONCHITS, V.V., *Electrical Contacts: Fundamentals, Applications and Technology*, CRC Press, (2006).

BUCKLEY, D.H., *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrication, Handbook*. Elsevier, (1981).

BURKHARDT, U., GURIN, V., HAARMANN, F., BORRMANN, H., SCHNELLE, W., YARESKO, A., GRIN, Y., On the electronic and structural properties of aluminum diboride $Al_{0.9}B_2$, *Journal of Solid State Chemistry* 177:389-394, (2004).

BUYTOZ, S., EREN, H., Al Metal Matris Kompozitlerin Abrasif Aşınma Performansına Takviye Elemanlarının Etkisi, *Fırat Üniv. Fen Müh. Bil. Dergisi* 19 (2), 209-216, (2007).

CALLISTER, W.D., *Materials Science and Engineering An Introduction*, John Wiley Press, ISBN-13:978-0-471-73696-7, (2007).

CANTIZANO, A., CARNICERO, A., ZAVARISE, G., Numerical simulation of wear-mechanism maps, *Computational Mathematics Science* 25, 54-60, (2002).

CARACOSTAS, C.A., CHIOU, W.A., FINE, M.E., GHENG, H.S., Wear mechanisms during lubricated sliding of XDTM 2024-Al/TiB₂, metal matrix composites against steel, *Ceramic Metallurgy* 27, 167-172, (1992).

CARLSON, O. N., *Bull, Alloy Phase Diagrams*, 11(6), 560-566, (1990).

CHAWLA, N., CHAWLA, K.K., *Metal Matrix Composite*, Springer Science-Business Media, Inc., 1-2, e-ISBN: 10 0-387-28567-9, (2006).

CHEN, H., ALPAS, A. T., Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9Al-0.9 Zn (az91). *Wear* 246, 106-116, (2000).

CHEN, N., HONGXIANG, Z., GUOHONG, M., MINGYUAN, G, The effect of internal stress on the thermal expansion coefficient of Al/SiCp composite. *J Compos Mater* (2007); 41:2691-2699.

CHEN, J., SHEN, B.L., XIAO J.M., *Acta Mater. Comp. Sinica (Chin.)* 14, 75-80, (1997).

CHEN, Q., LIDY B.C., Is porosity always detrimental to the wear resistance of materials? A computational study on the effect of porosity on erosive wear of TiC/Cu composites, *Wear* 267, 1153-1159, (2009).

CHEN, R., LWABUCHI, A., SHIMIZU, T., SHIN, H.S., MIFUNE, H., The sliding wear resistance behavior of NiAl and SiC particles reinforced aluminum alloy matrix composites, *Wear* 213, 175-184,(1997).

CHEN, R., IWABUCHI, A., SHIMIZU, T., The effect of a T6 heat treatment on the fretting wear of a SiC particle-reinforced A356 aluminum alloy matrix composite, *Wear* 238, 110-119, (2000).

CHIOU, Y.C., KATO, K., Wear mode of micro cutting in dry sliding friction between steel pairs (part 1): Effect of attack angle of specimen, *Journal of JSLE International Edition* 9,11-16, (1988).

CHRISTOFIDES, C., MCHUGH, P. E., FORN, A., PICAS, J. A., Wear of a thin surface coating: Modeling and experimental investigations, *Computational Mathematical of Science* 25, 61-72, (2002).

CZICHOS H., Tribology a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear, Tribology Series1Handbook, Elsevier Scientific Publishing Company, ISBN: 0-444-41676, (1978).

DA COSTA, C.E., ZAPATA, W.C., VELASCO, F., RUIZ-PRIETO, J.M., TORRALBA, J.M., Wear behaviour of aluminum reinforced with nickel aluminides MMCs, Journal of Materials Processing Technology 92-93, 66-70, (1999).

DANIEL, B.S.S., MURTHY, V.S.R., MURTY, G.S., Metal-ceramic composites via in-situ methods, Journal of Materials Processing Technology 68, 132-155, (1997).

DANNINGER, H., JANGG, G., WEISS, B., STICKLER, R., Microstructure and mechanical properties of sintered iron, part I: basic considerations and review of literature, Powder Metallurgy International 25(3), 111-117, (1993).

DAS, S., PRASAD, S.V., RAMACHANDRAN, T.R., Microstructure and Wear of (Al-Si alloy) graphite composites, Wear 133, 187-194, (1998).

DAS, S., DAS, S., DAS, K., Abrasive wear of zircon sand and alumina reinforced Al-4.5 wt.% Cu alloy matrix composites - A comparative study, Composites Science and Technology 67 , 746-751, (2007).

DEMİRCİ, A.H., Ötektoidaltı Çeliklerin Yeni İmal Edilen Bir Sürtünme-Aşınma Deney Standında Isıl İşlemlere Bağlı Olarak Aşınma Davranışlarının İncelenmesi ve Optimizasyonu, Doçentlik Tezi, Ege Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, 8-44, (1982).

DEMİREL, M., Toz Metalürjisi Yöntemiyle Üretilen Metal Matrisli Kompozitlerde Ni₃Al Metallerarası Bileşik Takviyesinin Aşınma Davranışına Etkilerinin Araştırılması, Y.Lisans Tezi,Fırat Üniversitesi, (2007).

DEPPISCH, C., LIU, G., SHANG, J.K., ECONOMY, J., Processing and mechanical properties of AlB_2 flake reinforced Al-alloy composites, *Materials Science and Engineering*, A225, 153-161, (1997).

DEPPISCH, C., LIU, G., HALL, A., XU, Y., ZANGVIL, A., SHANG, J.K., ECONOMY, J., The crystallization and growth of AlB_2 single crystal flakes in aluminum, *Journal of Materials Research* 13-12, 3485-3497, (1998).

DEUIS, R.L., SUBRAMANIAN, C., YELLUP, J.M., Abrasive wear of aluminium composites-a review, *Wear* 201,132-144,(1996).

DICKRELL, D. J. SAWYER, W. G., Evolution of wear in a two-dimensional bushing, *Tribology Transaction* 47, 257-262 (2004).

DING, J., LEEN, S. B., MCCOLL, I., The effect of slip regime on fretting wear-induced stress evolution, *International Journal of Fatigue* 26, 521-531, (2004).

DMITRIEV, A.I., ÖSTERLE, W., AND KLOB, H., Numerical simulation of typical contact situations of brake friction materials, *Tribology International*, 41(1), 1-8, (2008).

DWIVEDI, D.K., Sliding temperature and wear behaviour of cast Al-Si-Mg alloys, *Materials Science and Engineering A* 382, 328-334, (2004).

DUQUE, N. B., MELGAREJO, Z. H., SUAREZ, O. M., Functionally graded aluminum matrix composites produced by centrifugal casting, *Materials Characterization* 55, 167–171, (2005).

DURAT, M., Metal döküm kalıplarının CAD/CAE teknikleri ile yorulma ömrünün hesaplanması, Sakarya Üniversitesi,Doktora Tezi, (2005).

EL-KADY, E. Y., MAHMOUD, F., NASSEF, G., Wear behavior of squeeze cast Al-SiC_p composites at room and elevated temperature, Alexandria Engineering Journal 42(4), 357-369, (2003).

EL-MAHALLAWY, N., TAHA, M. A., JARFORS, A. E. W., FREDRIKSSON, H., On the reaction between aluminium, K₂TiF₄ and KBF₄, Journal of Alloys and Compounds 292, 221-229, (1999).

ERGİN, A., Bayraktarkatal, E., Ünsan, Y., Sonlu Elemanlar Metodu ve Gemi İnşaatı Sektöründeki Uygulamaları, Seminer Kitabı, (2000).

FAN, T., ZHANG, D., YANG, G., SHIBAYANAGI, T., NAKA, M., Fabrication of in situ Al₂O₃/Al composite via remelting, Journal of Materials Processing Technology 142, 556-561, (2003).

FENG, C. F., FROYEN, L., In-Situ P/M Al/ (ZrB₂+Al₂O₃) MMCs: Processing, Microstructure and Mechanical Characterization, Acta material, 47 (18), 4571–4583, (1999).

FINDIK, F., Malzeme seçimi ve uygulamaları, Handbook, Sakarya Yayıncılık, Sakarya, (2008).

FICICI, F., KOKSAL, S., KAYIKCI, R., SAVAS, O., Investigation of Unlubricated Sliding Wear Behaviours of In-Situ AlB₂/Al Metal Matrix Composite, Advanced Composites Letters 20, 109-116, (2011).

FJELLSTEDT, J., JARFORS, A. E. W., EL-BENAWY, T., Experimental investigation and thermodynamic assessment of the Al-rich side of the Al-B system, Materials and Design 22, 443- 449, (2001).

FRANKLIN, F. J., WIDIYARTA, I., KAPOOR, A., Computer simulation of wear and rolling contact fatigue, Wear 251, 949-955, (2001).

GAVGALI, M., TOTIK, Y., SADELER, R., The effects of artificial aging on wear properties of AA 6063 alloy, *Materials Letters* 57, 3713-3721, (2003).

GERARD, D.A., KOSS, D.A., Low cycle fatigue crack initiation: modeling the effect of porosity, *International Journal Powder Metallurgy* 26(4), 337-343, (1990).

GHOSH, S.K., SAHA, P., Crack and wear behavior of SiC particulate reinforced aluminium based metal matrix composite fabricated by direct metal laser sintering process, *Materials and Design* 32,139-145, (2011).

GONZALEZ, C., MARTIN, A., GARRIDO, M. A., GOMEZ, M. T., RICO, A., RODRIGUEZ, J., Numerical analysis of pin on disc tests on Al-Li/SiC composites, *Wear* 259, 609-612, (2005).

GOMES, J.R., MIRANDA, A.S., VIEIRA, J.M., SILVA, R.F., Sliding speed-temperature wear transition maps for Si₃N₄/iron alloy couples, *Wear* 250, 293–298, (2001).

GOMEZ-DEL RIO, T., RICO, A., GARRIDO, M.A., POZA, P., RODRIGUEZ, J., Temperature and velocity transitions in dry sliding wear of Al-Li/SiC composites, *Wear* 268, 700-707, (2010).

GROOVER, M. P., *Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems*, Upper Saddle River, NJ: Prentice-Hall.3rd Ed., ISBN: 978-0-471-74485-6, (2007).

GULTEKİN, D., UYSAL, M., ASLAN, S., ALAF, M., GULER, M.O., AKBULUT, H., The effects of applied load on the coefficient of friction in Cu-MMC brake pad/Al-SiC_p MMC brake disc system, *Wear* 270, 73-82, (2010).

HALL, A. C., ECONOMY, J., The Al_L+AlB₁₂→AlB₂ peritectic transformation and its role in the formation of high aspect ratio AlB₂ flakes, *Journal of Phase Equilibria* 21, 63-69, (2000-a).

HALL, A. C., ECONOMY, J., A new discontinuously reinforced aluminum metal matrix composite (MMC): Al + AlB₂ flakes, State of the Art in Cast Metal Matrix Composites in the Next Millenium, Proceedings of a Symposium at the 2000 TMS Fall Meeting, St. Louis, MO, United States, Oct. 8-12, 273-281, (2000-b).

HAMID ABDULHAQQ, A., GHOSH, P.K., JAIN, S.C., RAY, S., Influence of particle content and porosity on the wear behaviour of cast in situ Al(Mn)-Al₂O₃(MnO₂) composite, *Wear* 260, 368-378, (2006).

HAMID ABDULHAQQ, A., GHOSH, P.K., JAIN, S.C., RAY, S., The influence of porosity and particles content on dry sliding wear of cast in situ Al(Ti)-Al₂O₃(TiO₂) composite, *Wear* 265, 14-26, (2008).

HASHIM, J., LOONEY, L., HASHMI, M.S.J., Metal matrix composites: production by the stir casting Method, *Journal of Materials Processing Technology* 92-93, 1-7, (1999).

HASHIM, J., LOONEY, L., HASHMI, M.S.J., Particle distribution in cast metal matrix composites-Part I, *Journal of Materials Processing Technology* 123, 251-257, (2002).

HASSAN A. M., ALRASHDAN A., HAYAJNEH M.T., MAYYAS A.T., Wear behavior of Al-Mg-Cu-based composites containing SiC particles, *Tribology International* 42, 1230-1238, (2009).

HEGADEKATTE, V., HUBER, N., KRAFT, O., Finite element based simulation of dry sliding wear, *Modelling Simulation in materials science and engineering* 13, 57-75, (2005).

HEILMANN, P., CLARK, W.A.T., RIGNEY, D.A., Orientation determination of subsurface cells generated by sliding, *Acta Metallurgy* 31:8, 1293-1305, (1983).

HEMANTH, J., Fracture toughness and wear resistance of aluminum-boron particulate composites cast using metallic and non-metallic chills, *Materials and Design* 23, 41-50, (2002).

HİÇYILMAZ, N., Toz Metalurjisi Yöntemi İle Elde Edilen Seramik Tanecik Destekleyicili Al Esaslı Kompozit Malzemelerin Aşınma Özellikleri, Gazi Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, (1999).

HOFFMAN, G., LIPP, K., MICHAELIS, K., SONSINO, C.M., RICE, J.A., Testing P/M materials for high loading gear applications, International Journal Powder Metallurgy 35, 35-44, (1999).

HOFFMANN, H., HWANG, C., ERSOY, K., Advanced wear simulation in sheet metal forming, Annals of the CIRP 54, 217-220, (2005).

HOHMANN, C., SCHIFFNER, K., BRECHT, J., Pad wear simulation model, SAE technical paper 1999-01-3392, (1999).

HOKKIRIGAWA, K. AND KATO, K., An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear, Tribology International 21(1), 51-57, (1988).

HONG, H., WINER, W.O., A fundamental tribological study of Ti/Al₂O₃ contact in sliding wear, Transaction ASME 111, 504-509, (1989).

HOSKING, F.M., FOLGAR PORTILLO, F., WUNDERLIN, R., MERHABIAN, R., Composites of aluminium alloys: Fabrication and wear behaviour, Journal of Material Science 17, 477-498, (1982).

HSU, S. M., SHEN, M. C., Ceramic wear maps, Wear 200, 154-17, (1996).

HSU, S. M., SHEN, M. C., RUFF, A. W., Wear prediction for metals, Tribology International 30, 377-383, (1997).

HSU, S. M., SHEN, M. C., Wear prediction of ceramics, Wear 256, 867-878, (2004).

HU, M. S., Some Effect of Particle Size on the Flow Behaviour of Al-SiC_p Composites, *Scripta Metallurgica et Materialia* 25, 695-700, (1991).

HUDA, M.D., HASHMI, M.S.J., EL-BARADIE, M.A., MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, *Key Engineering Materials* 104-107, 37-64, Trans Tech Publication, Switzerland, ISBN: 0-87849-699-8, (1995).

HUNT, W.H., BROCKENBROUGH, J.R., MAGNUSEN, P.E., An Al-SiC-Mg composite model system: Microstructural effects on deformation and damage evolution, *Scripta Metallurgica et Materialia* 25, 15-20, (1991).

HUTCHINGS, I.M., *Advanced Materials and Processes, Proceeding Conference, University of Cambridge*, 22-24, 56, (1991).

HUTCHINGS, I.M., *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*, Butterworth Heinemann, Oxford, UK, ISBN: 0-340-56184-x, (1992).

IWAI, Y., YONEDA, H., HONDA, T., Sliding wear behavior of SiC whisker-reinforced aluminum composite, *Wear* 181-183, 594-602, (1995).

IWAI, Y., HONDA, T., MIYAJIMA, T., IWASAKI, Y., SURAPPA, M.K., XU, J.F., Dry sliding wear behavior of Al₂O₃ fiber reinforced aluminum composites, *Composite Science Technology* 60, 1781-1789, (2000).

JASIM, K.M., Nature of subsurface damage in Al-22 wt. %Si alloys sliding dry on steel discs at high sliding speeds, *Wear* 98, 183-197, (1984).

JIANG, J., ARNELL, R. D., On the running-in behaviour of diamond-like carbon coatings under the ball-on-disk contact geometry, *Wear* 217, 190-199, (1998).

JOHNSON, K. L., The application of shakedown principles in rolling and sliding contact, *European Journal of Mechanical A. Solids* 11, 375-394, (1992).

JOKINEN, A., ANDERSON, P., Tribological properties of PM aluminum alloy matrix composites, *Annu. Powder Metallurgy Con& Proc.*, Metal Powder Industries Federation, American Powder Metallurgy Institute, Princeton, NJ, 517-530, (1990).

JUN,D., YAO-HUI, L., SI-RONG, Y., WEN-FANG, L., Dry sliding friction and wear properties of Al₂O₃ and carbon short fibres reinforced Al-12Si alloy hybrid composites, *Wear* 257, 930-940, (2004).

JUN, D., YAOHUI, L., SIRONG, Y., WENFANG, L., Effect of heat-treatment on friction and wear properties of Al₂O₃ and carbon short fibres reinforced AlSi12CuMgNi hybrid composites, *Wear* 262,1289-1295, (2007).

KACAR, H., ATIK, E., MERIC, C., The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy, *Journal of Materials Processing Technology* 142, 762-766, (2003).

KAJDAS C., HARVEY S.S.K., WILUSZ E., *Encyclopedia of Tribology*, Elsevier Science Publishers B.V., ISBN: 0-444-88401-7, (1990).

KALIN, M., VIZINTIN, J., Use of equations for wear volume determination in fretting experiments, *Wear* 237, 39-48, (2000).

KAPOOR, A., WILLIAMS, J. A., JOHNSON, K. L., The steady state sliding of rough surfaces, *Wear* 175, 81-92, (1994-a).

KAPOOR, A., JOHNSON, K. L., Plastic ratcheting as a mechanism of metallic wear, *Proceeding Royal Social London A* 445, 367-381, (1994-b).

KAPOOR, A., Wear by plastic ratcheting, *Wear* 212, 119-130, (1997).

KAPOOR, A., FRANKLIN, F. J., Tribological layers and the wear of ductile materials, *Wear* 245, 204-215, (2000).

KATO, K., ADACHI, K., Wear Mechanism, Modern Tribology Handbook, CRC Press, (2001).

KEVORKIJAN, V.M., Aluminum Composites for Automotive Applications: A Global Perspective, JOM 54-58, (1999).

KIM, S.W., LEE, U.J., HAN, S.W., KIM, D.K., OGI, K., Heat treatment and wear characteristics of Al/SiC_p composites fabricated by duplex process, Composites: Part B 34, 737-745, (2003).

KIM, N. H., WON, D., BURRIS, D., HOLTKAMP, B., GESSEL, G., SWANSON, P., SAWYER, W. G., Finite element analysis and experiments of metal/metal wear in oscillatory contacts, Wear 258, 1787-1793, (2005).

KO, D. C., KIM, D. H., KIM, B. M., Finite element analysis for the wear of Ti-N coated punch in the piercing process, Wear 252, 859-869, (2002).

KOK, M., Production and mechanical properties of Al₂O₃ particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites, Journal of Materials Processing Technology 161, 381-387, (2005).

KOK, M., Abrasive wear of Al₂O₃ particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method, Composites: Part A 37, 457- 464, (2006).

KÓNYA, L., VÁRADI, K., FRIEDRICH, K., Finite element modeling of wear process of a peek-steel sliding pair at elevated temperature, Periodica Polytechnica, Mechanical Engineering 49, 25-38, (2005).

KOK, M., OZDIN, K., Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al₂O₃ particles, Journal of Materials Processing Technology 183, 301-309, (2007).

KOKSAL, S., FICICI, F., KAYIKCI, R., SAVAS, O., Experimental Optimization of Dry Sliding Wear Behavior of In-Situ AlB₂/Al Composite Based on Taguchi's Method, *Materials and Design* 42,124-130, (2012).

KÖKSAL,F., Al-Cu-SiC ve Al-Cu-B₄C Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemi İle Üretimi Ve Aşınma Özelliklerinin Araştırılması, Süleyman Demirel Üniversitesi,Yüksek Lisans Tezi, (2004).

KRAKHMALOV, P.V., BERGSTROM, J., Tribological behavior and wear mechanisms of MoSi₂-base composites sliding against AA6063 alloy at elevated temperature, *Wear* 260, 450-457, (2006).

KRAUSE, H., Tribochemical reactions in the friction and wearing process of iron, *Wear* 18, 403-412, (1971).

KUMAR, R., PRAKASH, B., SETHURAMIAH, A., A systematic methodology to characterize the running-in and steady state wear processes, *Wear* 252, 445, (2002).

KUMAR, S., SUBRAMANYA S.V., MURTY, B.S., The influence of room temperature and cryogenic temperature rolling on the aging and wear behaviour of Al-4Cu-5TiB₂ in situ composites, *Journal of Alloys and Compounds* 479, 268-273, (2009).

KUMAR, S., BALASUBRAMANIAN, V., Effect of reinforcement size and volume fraction on the abrasive wear behaviour of AA7075Al/SiC_p P/M composites - A statistical analysis, *Tribology International* 43, 414 - 422, (2010).

KWOK, J.K.M., LIM, S.C., High-speed tribological properties of some Al/SiC_p composites: II. Wear mechanisms, *Composites Science and Technology* 59, 65-75, (1999-a).

KWOK, J.K.M., LIM, S.C., High-speed tribological properties of some Al/SiC_p composites: I. Frictional and wear-rate characteristics, *Composites Science and Technology* 59, 55-63, (1999-b).

LARSEN-BASSE, J., Introduction to friction, *ASM Metals Handbook*, Vol:18,USA, ISBN: 0-87170-380-7, (1992).

LEE, C.S., KIM, Y.H., HAN, K.S., Wear Behaviour of Aluminium Matrix Composite Materials, *Journal of Material Science* 27, 793–800, (1992).

LEE, H.L., LU, W.H., CHAN, S.L., Abrasive wear of powder metallurgy Al alloy 6061–SiC particle composites, *Wear* 159, 223-231, (1992).

LEI, L., WEIWEI, L., YIPING, T., BIN, S., WENBIN, H., Friction and wear properties of short carbon fiber reinforced aluminum matrix composites, *Wear* 266, 733-738, (2009).

LEVEQUE, R., *Finite Volume Methods for Hyperbolic Problems*, Handbook, Cambridge University Press, (2002).

LEVY, A., PAPAŽIAN, J.M., Tensile properties of short fiber-reinforced SiC/Al composites. Part II. Finite-element analysis. *Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science* 21 A (2): 411-420, (1990).

LIM, C.Y.H., LIM, S.C., GUPTA, M., Wear behaviour of SiC_p-reinforced magnesium matrix composites, *Wear* 255, 629-637, (2003).

LIM, S. C., ASHBY, M. F., Wear-mechanism maps, *Acta Metallurgy* 35, 1-24, (1987).

LIM, S.C., GUPTA, M., REN, L., KWOK, J.K.M., The tribological properties of Al-Cu/SiC_p metal-matrix composites fabricated using the rheocasting technique, *Journal of Materials Processing Technology* 89-90, 591-596, (1999).

LIN, S.J., LIU, K.S., Effect of Aging on Abrasion Rate in an Al-Zn-Mg-SiC Composite, *Wear* 121(1), 1-14, (1988).

LIU, Z., HUA, M., REUBEN, R. L., Three-dimensional contact model for numerically analyzing pressure distribution in wear, *Tribology Letters* 4, 183-197, (1999).

LONG, T. T., NISHIMURA, T., AISAKA, T., MORITA, M., Mechanical properties and wear resistance of 6061 alloy reinforced with a hybrid of Al₂O₃ fibers and SiC whiskers, *Transactions of the Japan Institute of Methods* 29-11, 920-927, (1988).

LUDEMA K.C., Introduction to wear, *ASTM Handbook* 18, ASM International, ISBN: 0-87170-380-7, (1992).

MANDAL, A., MURTY, B.S., CHAKRABORTY, M., Sliding wear behaviour of T6 treated A356-TiB₂ in-situ composites, *Wear* 266, 865-872, (2009).

MANDAL, D., DUTTA, B.K., PANIGRAHI, S.C., Dry sliding wear behavior of stir cast aluminium base short steel fiber reinforced composites, *Journal Material Science* 42, 2417-2425, (2007).

MARTIN, A., MARTINEZ, M.A., LLORCA, J., Wear of SiC-reinforced Al-matrix composites in the temperature ranges 20-200°C, *Wear* 193, 169-179, (1996).

MCCOLL, I. R., DING, J., LEEN, S., Finite element simulation and experimental validation of fretting wear, *Wear* 256, 1114-1127, (2004).

MELGAREJO, Z. H., SUAREZ, O. M., SRIDHARAN, K., Wear resistance of a functionally-graded aluminum matrix composite, *Scripta Materialia* 55, 95-98, (2006).

MELGAREJO, Z. H., SUÁREZ, O. M., SRIDHARAN, K., Microstructure and properties of functionally graded Al-Mg-B composites fabricated by centrifugal casting, *Composites: Part A* 39, 1150-1158, (2008).

MENG, H. C., Wear modeling: evaluation and categorization of wear models, PhD thesis, University of Michigan, USA, (1994).

MENG, H. C., LUDEMA, K. C., Wear models and predictive equations: their form and content, *Wear* 181-183, 443-457, (1995).

MINDIVAN, H., KAYALI, E.S., CIMENOGLU, H., Tribological behavior of squeeze cast aluminum matrix composites, *Wear* 265, 645-654, (2008).

MIRKOVIC, D., GROBNER, J., SCHMID-FETZER, R., Fabrichnaya, O., LUKAS, H. L., Experimental study and thermodynamic re-assessment of the Al-B system, *Journal of Alloys Compounds* 384, 168-174, (2004).

MIYAJIMA, T., YWAI, I., Effects of reinforcements on sliding wear behavior of aluminum matrix composites, *Wear* 255, 606-616, (2003).

MODI, O.P., PRASAD, B.K., YEGNESWARAN, A.H., VAIDYA, M.L., Dry sliding wear behaviour of squeeze cast aluminium alloy-silicon carbide composites. *Material Science Engineering A*151, 235-245, (1992).

MOLINARI, J. F., ORTIZ, M., RADOVITZKY, R., REPETTO, E. A., Finite element modeling of dry sliding wear in metals, *Engineering Computation* 18, 592-609, (2001).

MOUSAVI ABARGHOUIE, S.M.R., SEYED REIHANI, S.M., Investigation of friction and wear behaviors of 2024 Al and 2024 Al/SiC_p composite at elevated temperatures, *Journal of Alloys and Compounds* 501, 326-332,(2010).

MUKRASA, S., KIM, N.H., SAWYER, W. G., JACKSON, D.B., BERGQUIST, L.W., Numerical integration schemes and parallel computation for wear prediction using finite element method, *Wear* 266, 822-831, (2009).

MURATOGLU, M., AKSOY, M., The effects of temperature on wear behaviours of Al-Cu alloy and Al-Cu/SiC composite, *Materials Science and Engineering A282*, 91-99, (2000).

MURTHY, V.S.R., SRIKANTH, K., RAJU, C.B., Abrasive wear behaviour of SiC whisker-reinforced silicate matrix composites, *Wear*, 223(1-2), 79-92, (1998).

MÜLLER, M. AND OSTERMEYER, G. P., A cellular automaton model to describe the three-dimensional friction and wear mechanism of brake systems. *Wear* 263, (7-12), 1175-1188, (2007).

NAIM, M., BAHADUR, S., Work hardening in erosion due to single-particle impacts, *Wear* 98, 15-26, (1984).

NATARAJAN,S., NARAYANASAMY, R., BABU, S.P.K., DINESH,G., KUMAR, B.A., SIVAPRASAD, K., Sliding wear behaviour of Al 6063/TiB₂ in situ composites at elevated temperatures, *Materials and Design* 30, 2521-2531, (2009).

NATH, B., Mühendisler için sonlu elemanlar metodunun temelleri, İngilizceden çeviren Durmuş Günay ,Sakarya Üniversitesi Yayınları, Sayı:003, (1993).

NEMATI, N. , KHOSROSHAHI, R., EMAMY, M., ZOLRIASATEIN, A., Investigation of microstructure, hardness and wear properties of Al-4.5 wt.% Cu-TiC nanocomposites produced by mechanical milling, *Materials and Design* 32, 3718-3729, (2011).

ÖZER,A., ZA8 alaşımına element ilavesinin aşınma özelliklerine etkisi, Sakarya Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, (2006).

ÖZKAN, S., Alüminyum matrisli SiC parçacık takviyeli kompozitlerin mekanik alaşımlama yöntemiyle üretimi ve kuru aşınma davranışlarının incelenmesi, Gazi Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, (2007).

PAN, Y.M., FINE, M.E., CHENG, H.S., Sliding wear of an Al alloy SiC whisker composite, *Tribology Transaction* 35, 482-490, (1992).

PEIGNEY, M., Simulating wear under cyclic loading by a minimization approach, *International Journal of Solids and Structures* 41, 6783-6799, (2004).

PERRIN, C.I, RAINFORTH, W.M., Work hardening behaviour at the worn surface of Al-Cu and Al-Si alloys, *Wear* 203-204, 171-179, (1997).

PINTO, Z. H. M., Fabrication and characterization of functionally graded Al/AlB₂ matrix composites for high wear aerospace applications using centrifugal casting, Master of Science, Mechanical Engineering University Of Puerto Rico Mayagüez Campus, (2006).

PODRA, P., FE Wear Simulation of Sliding Contacts, PhD thesis, Royal Institute of Technology (KTH), Stockholm, Sweden, (1997).

PODRA, P., ANDERSSON, S., Wear simulation with the winkler surface model, *Wear* 207, 79-85, (1997).

PODRA, P., ANDERSSON, S. Simulating sliding wear with finite element method, *Tribology International* 32, 71-81, (1999).

POSMYK, A., Influence of material properties on the wear of composite coatings, *Wear* 254, 399-407, (2003).

PRAMILA BAI, B.N., RAMASESH, B.S., SURAPPA, M.K., Dry sliding wear of A356 - Al-SiCp composites, *Wear* 157, 295-304, (1992).

PRASAD, B.K., PRASAD, S.V., DAS, A.A., Mechanisms of material removal and subsurface work hardening during low-stress abrasion of a squeeze-cast aluminium alloy-Al₂O₃ fibre composite, *Materials Science and Engineering: A* 156 (2), 205-209, (1992).

RIGNEY, D.A., CHEN, L.H., NAYLOR, M.G.S., ROSENFELD, A.R., Wear processes in sliding systems, *Wear* 100:1-3, 195-219, (1984).

RIGNEY, D.A., GLAESER, W.A., The significance of near surface microstructure in the wear process, *Wear* 46:1, 241-250, (1978).

ROSENFELD, A., A shear instability model of sliding wear, *Wear* 116:3, 319-328, (1937).

QIN, Q.D., ZHAO, Y.G., ZHOU, W., Dry sliding wear behavior of Mg₂Si/Al composites against automobile friction material, *Wear* 264, 654-661, (2008).

QUINN, T. F. J., Oxidational wear, *Wear* 18, 413-419, (1971).

OQUIST, M., Numerical simulations of mild wear using updated geometry with different step size approaches, *Wear* 249, 6-11, (2001).

RABINOWICZ, E., *Friction and Wear of Materials*, John Wiley, New York, ISBN: 0-471-83084-4, (1995).

RALPH, B., YUEN, H.C., LEE, W.B., The processing of metal matrix composites - an overview, *Journal of Materials Processing Technology* 63, 339-353, (1997).

RAMESH, C.S., KESHAVAMURTHY, R., CHANNABASAPPA, B.H., PRAMOD, S., Friction and wear behavior of Ni-P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites, *Tribology International* 43, 623-634, (2010).

RANGANATH, G., SHARMA, S.C., KRISHNA, M., dry sliding wear of garnet reinforced zinc/aluminium metal matrix composites, *Wear* 251, 1408-1413, (2001).

RAO, R.N., DAS, S., Effect of SiC content and sliding speed on the wear behaviour of aluminium matrix composites, *Materials and Design* 32, 1066-1071, (2011).

RAO, R.N., DAS, S., MONDAL, D.P., DIXIT, G., Effect of heat treatment on the sliding wear behaviour of aluminium alloy (Al-Zn-Mg)hard particle composite, Tribology International 43, 330-339, (2010).

RAVIKIRAN, A., JAYARAM, V., BISWAS, K.S., Sliding Wear of Al₂O₃-SiC-(AlSi) Composites against a Steel Counterface, Journal of the American Chemical Society 80(1), 219-224, (1997).

RICE,S.L., NOWOTNY,H., WAYNE,S.F., A survey of the development of subsurface zones in the wear of materials, Key Engineering Materials 33, 77-100,(1989).

RICE, S.L., WAYNE, S.F., Specimen Material Reversal in Pin-On-Disc Tribotesting, Wear 88 (1), 85-92, (1983).

RICE, S.L., NOWOTNY, H., WAYNE, S.F., Characteristics of metallic subsurface zones in sliding and impact wear, Wear 74:1,131-142, (1982).

RIGNEY, D. A., The role of hardness in the sliding behavior of materials, Wear 175, 63-69, (1994).

RIGNEY, D.A., Comments on the sliding wear of metals, Tribology International 30, 361-367, (1997).

RHEE, S. K., Wear equation for polymers sliding against metal surfaces, Wear 16, 431-445, (1970).

ROHATGI, P.K., Defence Science Journal, 43(4), 323-349, (1993).

ROHATGI, P.K., Cast Metal Matrix Composites: Past, Present and Future, American Foundry Society, Silver Anniversary Paper, Div. 2. AFS Transactions 01-133, 1-25, (2001).

ROSENBERGER, M.R., FORLERER, E., SCHVEZOV, C.E., Wear behavior of AA1060 reinforced with alumina under different loads, *Wear* 266 , 356-359, (2009).

ROY, D., BASU, B., MALLICK, A. B., KUMAR, B.V.M., GHOSH, S., Understanding the unlubricated friction and wear behavior of Fe-aluminides reinforced Al-based in-situ metal-matrix composite, *Composites: Part A* 37, 1464-1472, (2006).

ROY, D., GHOSH, D., BASUMALLICK, A., BASU, B., Preparation of Fe-aluminides reinforced in situ metal matrix composites by reactive hot pressing, *Materials Science and Engineering A* 415, 202-206, (2006).

ROY, D., GHOSH, S., BASUMALLICK, A., BASU, B., Preparation of Ti-aluminides reinforced in situ aluminium matrix composites by reactive hot pressing, *Journal of Alloys and Compounds* 436, 107-111, (2007).

ROY, M., VENKATARAMAN, B., BHANUPRASAD, V.V., MAHAJAN, Y.R., SUDARARAJAN, G., The effect of particulate reinforcement on the sliding wear behaviour of aluminium matrix composites, *Metallurgy Transaction* 23A , 2833-2847, (1992).

SAHIN, Y., Wear behaviour of planar-random fibre-reinforced metal matrix composites, *Wear* 223, 173-183, (1998).

SAHIN, Y., Preparation and some properties of SiC particle reinforced aluminium alloy composites, *Materials and Design* 24, 671-679, (2003).

SAHIN, Y., MURPHY, S., The effect of fibre orientation on the dry sliding wear of Borsic-reinforced 2014 aluminium alloy, *Journal of Material Science* 31, 5399-5407,(1996).

SAHIN, Y., MURPHY, S., The effects of sliding speed and microstructure on the dry wear properties of metal-matrix composites, *Wear* 214 98-106, (1998).

SAKA, N., SZETO, N. K., ERTURK, E., Friction and wear of fiber-reinforced metal-matrix composites, *Wear* 157, 339-357, (1992).

SANNINO, A.P., RACK, H.J., Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: review and discussion, *Wear* 189,1-19,(1995).

SARACIBAR, C.A., CHIUMENTI, M., On the numerical modeling of frictional wear phenomena, *Computational Methods of Applied Mechanical Engineering* 177, 401-426 (1999).

SARI, N., SINMAZÇELIK, T., Erosive wear behaviour of carbon fibre / polyetherimide composites under low particle speed, *Material and Design*, 28 (1), 351-355, (2007).

SARKAR, A. D., Friction and wear, Academic Press, London, (1980).

SAVAS, O., KAYIKCI, R., KOKSAL, S., Application of Taguchi Method To Investigate The Effect of Some Factors on In-Situ Formed Flake Structures Of Al/AlB₂ Composite, *Advanced Composites Letters* 21(2), 44-50, (2012).

SAVAŞ,Ö., Alüminyum Esaslı İn-Situ Borür Takviyeli Kompozitlerin Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi, Sakarya Üniversitesi, Doktora Tezi, (2010).

SAWLA S., DAS S., Combined effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of aluminum alloy and aluminum particle composites, *Wear* 257, 555-561, (2004).

SAWYER, W. G., Surface shape and contact pressure evolution in two component surfaces: Application to copper chemical mechanical polishing, *Tribology Letters* 17, 139-145, (2004).

SAWYER, W.G., Wear Predictions for a Simple-Cam Including the Coupled Evolution of Wear and Load, *Lubrication Engineering*, 31-36, (2001).

SCUDINO, S., LIU, G., SAKALIYSKA, M., SURREDDI, K.B., ECKERT, J., Powder metallurgy of Al-based metal matrix composites reinforced with β -Al₃Mg₂ intermetallic particles: Analysis and modeling of mechanical properties, *Acta Materialia* 57, 4529-4538, (2009).

SELÇUK, B., Borlanmış AISI 1020 ve 5115 Çeliklerinin Sürtünme ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Erciyes Üniversitesi, Doktora Tezi, (1994).

SEVİM, I., ERYUREK, I., Effect of fracture toughness on abrasive wear resistance of steels, *Materials and Design* 27, 911-919, (2006).

SFANTOS, G.K., ALIABADI, M.H., Wear simulation using an incremental sliding boundary element method, *Wear* 260, 1119-1128, (2006).

SHARMA, S.C., ANAND, B., KRISHNA, M., Evaluation of sliding wear behaviour of feldspar particle-reinforced magnesium alloy composites, *Wear* 241, 33-40, (2000).

SHARMA, S.C., The sliding wear behavior of Al6061–garnet particulate composites, *Wear* 249, 1036-1045, (2001).

SHAKHVOROSTOV, D., POHLMANN, K., SCHERGE, M., Structure and mechanical properties of tribologically induced nanolayers, *Wear* 260, 433-437, (2006).

SHEIBANI, S., NAJAFABADI, M.F., In situ fabrication of Al–TiC Metal Matrix Composites by reactive slag process, *Materials and Design* 28, 2373-2378, (2007).

SHIPWAY, P.H., KENNEDY, A.R., WILKES, A.J., Sliding wear behaviour of aluminium-based metal matrix composites produced by a novel liquid route, *Wear* 216, 166-171, (1998).

SHYU, R.F., HO, C.T., In situ reacted titanium carbide-reinforced aluminum alloys composite, *Journal of Materials Processing Technology* 171, 411-416, (2006).

SINGH, J., ALPAS, A. T., High-Temperature Wear and Deformation Process in Metal Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A* 27A, 3135-3148, (1996).

SIVAPRASAD, K., KUMARESH BABU, S. P., NATARAJAN, S., NARAYANASAMY, R., ANIL KUMAR, B., DINESH G., Study on abrasive and erosive wear behaviour of Al 6063/TiB₂ in situ composites, *Materials Science and Engineering A* 498,495-500, (2008).

SKOLIANOS, S., KATTAMIS, T.Z., Tribological properties of SiC_p-reinforced Al-4.51Cu-1.51Mg alloy composites, *Material Science Engineering A* 163, 107-112, (1993).

SOLMAZ, M.Y., Ni₃Al+B Metaller arası bileşiminin değişken sıcaklık şartlarında aşınma davranışlarının incelenmesi, Fırat Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, (2002).

SONG, W.O., KRAUKLIS, P., MOURITZ, A.P., BANDYOPADHYAY, S., The effect of thermal ageing on the abrasive wear behaviour of age hardening 204 Al/SiC and 6061 Al/SiC composites, *Wear* 185, 125 - 130, (1995).

SOYDAN Y., Katı ortamda bor yayınımları ile sertleştirilen çelik yüzeylerinin kuru kayma halinde sürtünme ve aşınma davranışları, Doktora tezi, İTÜ, (1996).

SOYDAN, Y., KOKSAL, S., DEMIRER, A., CELIK, C., Sliding Friction and Wear Behavior of Pack-Boronized AISI 1050, 4140, and 8620 Steels, *Tribology Transactions* 51, 74-81, (2008).

STACHOWIAK G.W., BATCHELOR A.W., Engineering Tribology, Tribology series 24, Handbook, Elsevier Science Publishers B.V., Amsterdam, London, New York, Tokyo, ISBN: 0-444-89235-4, (1993).

STACHOWIAK, G.W., BATCHELOR, A.W., STACHOWIAK, G., Experimental Methods in Tribology, Elsevier, Tribology Series 44, ISSN: 0-444-51589-5, (2004).

STOTT, F. H., The role of oxidation in the wear of alloys, Tribology International 31(1-3), 61-71, (1998).

STRAFFELINI, G., BONOLLO, F., MOLINARI, A., TIZIANI, A., Influence of matrix hardness on the dry sliding behaviour of 20 vol. % Al_2O_3 -particulate-reinforced 6061 Al metal matrix composite, Wear 211, 192-7, (1997).

STRAFFELINI, G., PELLIZZARI, M., MOLINARI, A., Influence of load and temperature on the dry sliding behaviour of Al-based metal-matrix-composites against friction material, Wear 256, 754-763, (2004).

SUDARSHAN, X., SURAPPA, MK., Dry sliding wear of fly ash particle reinforced A356 Al composites, Wear 265, 349-360, (2008).

STALIN-MULLER, N., DANG, K.V., Numerical simulation of the sliding wear test in relation to material properties, Wear 203-204, 180-186, (1997).

STROMBERG, N., Finite element treatment of two-dimensional thermoelastic wear problems, Computational Methods of Applied Mechanical Engineering 177, 441-455, (1999).

SUH, N. P., The delamination theory of wear, Wear 25, 111-124, (1973).

SUH, N. P., An overview of the delamination theory of wear, Wear 44, 1-16, (1977).

SUI, H., POHL, H., SCHOMBURG, U., UPPER, G., HEINE, S., Wear and friction of PTFE seals, *Wear* 224, 175-182 (1999).

SUN, T., WANG, Q., SUN, D.L., WU, G.H., NA, Y., Study on dry sliding friction and wear properties of Ti₂AlN/TiAl composite, *Wear* 268, 693-699, (2010).

SUN, G.J., WU, S.J., SU, G.C., Research on impact wear resistance of in situ reaction TiC_p/Fe composite, *Wear* 269, 285-290, (2010).

ŞAHİN, Y., Kompozit Malzemelere Giriş, 2'ci Baskı, Seçkin Yayıncılık, 29–31, ISBN: 975 02 03283, (2006).

TAKADOUM J., Materials and Surface Engineering in Tribology, Handbook, John Wiley & Sons, Inc., ISBN: 978-1-84821-067-7, (2007).

TAYA, M., ARSENAULT, R.J., Metal Matrix Composites Termomechanical Behavior, Pergamon Press, (1989).

TANG, F., WU, X., GE, S., YE, J., ZHU, H., HAGIWARA, M., SCHOENUNG, J.M., Dry sliding friction and wear properties of B₄C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites, *Wear* 264, 555-561, (2008).

TEER, D.G., ARNELL, R.D., Principles of Tribology, Handbook, Macmillan Education Ltd, (1989).

THAKUR, S.K., DHINDAW, B.K., The influence of interfacial characteristics between SiC_p and Mg/Al metal matrix on wear, coefficient of friction and microhardness, *Wear* 247, 191-201, (2001).

TJONG, S.C., MAI, Z.Y., Microstructural and mechanical characteristics of in-situ metal matrix composites, *Materials Science And Engineering* 29, 49-113, (2000).

TJONG, S.C., MAI, Y.W., Processing-structure-property aspects of particulate - and whisker-reinforced titanium matrix composites, *Composites Science and Technology* 68, 583-601, (2008).

TJONG, S.C., WU, S.Q., ZHU, H.G., Wear behavior of in situ $TiB_2.Al_2O_3/Al$ and $TiB_2.Al_2O_3/Al-Cu$ Composites, *Composites Science and Technology* 59, 1341-1347,(1999).

TOPÇU, M. VE TAŞGETİREN, S., Mühendisler için Sonlu Elemanlar Metodu, Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Ders Kitapları Yayın No: 007, Mühendislik Fakültesi Matbaası, Denizli (1998).

TORRALBA, J.M., DA COSTA, C.E., VELASCO, F., P/M aluminum matrix composites: an overview, *Journal of Materials Processing Technology* 133, 203-206, (2003).

UYYURU, R.K., SURAPPA, M.K., BRUSETHAUG, S., Tribological behavior of Al-Si- SiC_p composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions, *Tribology International* 40, 365-373, (2007).

VARDAVOULIAS, M., TRESY, C.J. VE JEANDIN, M., Sliding-Wear Behaviour of Ceramic Particle-Reinforced High-Speed Steel Obtained by Powder Metallurgy, *Wear* 165,141-149, (1993).

VARDAVOULIAS, M., JOUANNT-TRESY, C., JEANDIN, M., *Wear* 165, 141-149, (1993).

VEIL, N., Effect of variable parameters on mechanical properties of ceramic materials, High temperature research, Moscow: Nauka, 212-258, (1967).

VENKATARAMAN, B., SUNDARARAJAN, G., Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminum, Al-7075 alloy and Al-MMCs, *Wear* 245,22-38, (2000).

WANG, A., RACK, H.J., Transition wear behavior of SiC-particulate and SiC-whisker-reinforced 7091 Al metal matrix composites, *Material Science Engineering A147*, 211-224, (1991-a).

WANG, A., RACK, H.J., Abrasive wear of silicon carbide particulate and whisker-reinforced 7091 aluminum matrix composites, *Wear* 146, 337-348, (1991-b).

WANG, A.G., RACK, H.J., *Wear* 146, 337-348, (1991).

WANG, A.G., RACK, H.J., *Material Science Engineering A147*, 211-224, (1991).

WANG, A.G., HUTCHINGS, I.M., Wear of alumina fiber aluminium metal matrix composites by two-body abrasion, *Materials Science Technology* 5, 71-76, (1989).

WANG, Y.Q., AFSAR, A.M., JANG, J.H., HAN, K.S., SONG, J.I., Room temperature dry and lubricant wear behaviors of $Al_2O_3_f/SiC_p/Al$ hybrid metal matrix composites, *Wear* 268, 863-870, (2010).

WILSON, S., ALPAS, A. T., Effect of Temperature on the Sliding Wear Performance of Al Alloys and Al Matrix Composites, *Wear* 196, 270-278, (1996).

WILSON, S., ALPAS, A.T., Wear mechanism maps for metal matrix composites, *Wear* 212, 41-49, (1997).

WILLIAMS, J. A., The behaviour of sliding contacts between non-conformal rough surfaces protected by 'smart' films, *Tribology Letters* 17, 765-778, (2004).

WILSON, S., ALPAS, A.T., Wear mechanism maps for metal matrix composites, *Wear* 212, 41-49, (1997).

WANG, H.M., LUAN, D.Y., ZHANG, L.Y., Microstructure and wear resistance of laser melted W/W₂Ni₃Si metal silicides matrix in situ composites, *Scripta Materialia* 48, 1179-1184, (2003).

WANG, X., The formation of AlB₂ in an Al-B master alloy, *Journal of Alloys and Compounds* 403, 283-287, (2005).

XU, J., LIU, W., Wear characteristic of in situ synthetic TiB₂ particulate-reinforced Al matrix composite formed by laser cladding, *Wear* 260, 486-492, (2006).

YAN, W., O'DOWD, N. P., BUSSO, E. P., Numerical study of sliding wear caused by a loaded pin on a rotating disc, *Journal of Mechanical Physical Solids* 50, 449-470, (2002).

ZHANG J., ALPAS.T., Wear regimes and transitions in Al₂O₃ particulate reinforced aluminum alloys, *Material Science Engineering A* 161, 273-284 (1993).

ZHANG, J., ALPAS, A. T., Transition Between Mild and Severe Wear in Aluminium Alloys, *Acta material* 45(2), 513-528, (1997).

ZHANG, L., HE, X.B., QU, X.H., DUAN, B.H., LU, X., QIN, M.L., Dry sliding wear properties of high volume fraction SiC_p/Cu composites produced by pressureless infiltration, *Wear* 265, 1848-1856, (2008).

ZOU, X.G., MIYAHARA, H., YAMAMOTO, K., OGI, K., Sliding wear behaviour of Al-Si-Cu composites reinforced with SiC particles, *Material Science Technology* 19, 1519-1526, (2003).

ZHOU, W., XU, Z.M., Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites, *Journal of Materials Processing Technology* 63, 358-363, (1997).

ZHOU, XL., LIUKE, CHEN, XR., ZHU, J., Structural and thermodynamic properties of AlB₂ compound. *Chin Phys* (2006); 15: 3014-3018.

ZHU, H.G., AI Y.L., MIN J., WU Q., WANG H.Z., Dry sliding wear behavior of Al-based composites fabricated by exothermic dispersion reaction in an Al-ZrO₂-C system, *Wear* 268,1465-1471,(2010).

ZUM GAHR, K.H., Wear by hard particles, *Tribology International* 31(10), 587-596, (1998).

YAN, W., FANG, L., SUN, K., XU, Y., Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel, *Materials Science and Engineering A* 460-461, 542-549, (2007).

<http://www.a-ztech.com.tr/abaqusstandart.html>. 13.06.2011

ÖZGEÇMİŞ

Ferit FIÇICI, 12.07.1978'de Eskişehir'de doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini Eskişehir'de tamamladı. 1995 yılında Eskişehir Atatürk Teknik Lisesi, Makina Bölümünden mezun oldu. 2000 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Makine Eğitimi Bölümünde başladığı lisans eğitimini 2004 yılında bitirdi. Yüksek Lisans eğitimini Sakarya Üniversitesinde Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Ana Bilim Dalı'nda 2006 yılında tamamladı. 2005 yılında Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü'nde Uzman olarak 3 yıl görev yaptı. 2008 yılında Sakarya Üniversitesi Makine Eğitimi Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı ve halen bu görevine devam etmektedir.