

**SİLİSYUM KARBÜR TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİS
KOMPOZİTLERİN TRİBOLOJİK DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

**DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Harun MİNDİVAN
(506012046)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 19 Ekim 2006
Tezin Savunulduğu Tarih : 12 Ocak 2007**

Tez Danışmanı : Prof.Dr. E.Sabri KAYALI
Diğer Jüri Üyeleri Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU (İTÜ)
Prof.Dr. Arif Nihat GÜLLÜOĞLU (MÜ)
Prof.Dr. Lütfi ÖVEÇOĞLU (İTÜ)
Prof.Dr. Ahmet TOPUZ (YTÜ)

OCAK 2007

ÖNSÖZ

Akademik yaşamımın önemli bir aşaması olan doktora çalışmamı yorucu, uzun ama etkin bir çalışma süreci sonunda tamamlamış durumdayım. Bu dönem boyunca karşılaştığım bilimsel güçlükleri ve hayata ilişkin sorunları aşmamda bilgi, emek ve yardımlarını esirgemeyen, her zaman çok iyi bir yol gösterici olan çok kıymetli hocam Prof. Dr. E. Sabri KAYALI' ya; bir o kadar özveriyle çalışmamın ortaya çıkmasını sağlayan, güçlü bilimsel destek ve katkılarına her zaman tanık olduğum çok kıymetli hocam Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU' na en içten teşekkürlerimi sunarım.

Bilimsel ve etik değerleri yüksek ve bu değerleri cömertçe paylaşma adına her zaman desteğini gördüğüm Yard.Doç.Dr. Murat BAYDOĞAN'a, İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ailesinin diğer üyeleri ve Mekanik Metalürji Laboratuvarlarında çalışan araştırma görevlisi arkadaşlarıma en içten teşekkür ve sevgilerimi sunarım. Tez çalışmam boyunca her yönden bana destek olan değerli ağabeyim Mustafa BÜYÜKDEDE'ye teşekkürü borç bilirim.

Bu çalışma finansal olarak Prof.Dr.E.Sabri KAYALI yürütücülüğündeki “Çeşitli Maddelerden İleri Malzemelerin Üretim Tekniklerinin Geliştirilmesi” isimli DPT projesinden (Proje No: 90158) desteklenmiştir.

Sevgi, ümit ve öğretileriyle “var olma” mı sağlayan, başarımdaki en büyük katkı sahibi, herşeyimi borçlu olduğum ve her biri benim için bir onur kaynağı olan sevgili AİLEM'e özel ve sonsuz teşekkür ederim.

Ekim 2006

Met. Yük. Müh. Harun MİNDİVAN

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	v
TABLO LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
SEMBOL LİSTESİ	xvi
ÖZET	xvii
SUMMARY	xix

1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER.....	3
2.1. Giriş.....	3
2.2. Metal Matris Kompozitlerin Uygulama Alanları.....	6
2.2.1. Havacılık Uygulamaları.....	6
2.2.2. Otomotiv Uygulamaları.....	7
2.2.3. Diğer Mühendislik Uygulamaları.....	9
2.3. Metal Matris Kompozit Üretim Yöntemleri.....	9
2.3.1. Sıkıştırma (Sequeeze) Döküm Yöntemi.....	11
2.3.2. Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi.....	12
2.3.3. Basıncsız İnfiltrasyon Yöntemi.....	12
2.3.4. Toz Metalurji Yöntemi.....	13
2.3.5. Difüzyon Bağlanma Yöntemi.....	14
3. ALÜMİNYUM MATRİS KOMPOZİTLER.....	16
3.1. Giriş.....	16
3.2. Alüminyum Matris Kompozitlerin Yapısal Özellikleri.....	16
3.2.1. Takviye Elemanı.....	17
3.2.2. Matris.....	18
3.2.3. Ara yüzey.....	23
3.3. Alüminyum Matris Kompozitlerin Mekanik Özellikleri.....	26
3.3.1. Direngenlik.....	27
3.3.2. Süneklik.....	28
3.3.3. Mukavemet.....	30
3.3.4. Aşınma.....	32
3.3.5. Üretim Yöntemlerinin Etkisi.....	37
3.4. Alüminyum Matris Kompozitlerin Korozyon Davranışları.....	39

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	43
4.1. Deneysel Malzemeler.....	43
4.2. Mikroyapı Karakterizasyon Çalışmaları.....	44
4.3. Mekanik Özellik Karakterizasyon Çalışmaları.....	45
4.4. Korozyon Deneyleri.....	46
4.5. Aşınma Deneyleri.....	47
5. DENEYSEL SONUÇLAR.....	49
5.1. Karakterizasyon Çalışmaları.....	49
5.1.1. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	49
5.1.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu.....	52
5.2. Korozyon Özellikleri.....	53
5.3. Kuru Ortam Aşınma Deney Sonuçları.....	58
5.4. Korozyonlu Aşınma Deney Sonuçları.....	64
5.5. Saf Su Aşınma Deney Sonuçları.....	67
5.6. Yağlı Aşınma Deney Sonuçları.....	71
6. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ	74
6.1. Matris Bileşiminin Mikroyapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisi.....	74
6.2. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozyon Özelliklerine Etkisi	81
6.3. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Kuru Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi.....	83
6.4. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Sıvı Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi.....	92
6.4.1. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozif Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi.....	92
6.4.2. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Saf Su Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi.....	97
6.4.3. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Yağlı Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi.....	102
7. GENEL SONUÇLAR.....	107
KAYNAKLAR.....	111
EKLER.....	135
ÖZGEÇMİŞ.....	224

KISALTMALAR

MMK	:Metal Matris Kompozit
AMK	:Alüminyum Matris Kompozit
RAH_K	:Kuru ortam relatif aşınma hızı
RAH_S	:Sıvı ortam relatif aşınma hızı
XRD	:X-ışınları Difraksiyon Paterni
IACS	:International Annealed Copper Standard (Uluslararası tavlanmış bakır standadı)

TABLO LİSTESİ

	Sayfa No
Tablo 2.1. Havacılık uygulamaları için metal matris uygulamaları.....	7
Tablo 2.2. Seramik takviyeli metal matris kompozitlerin muhtemel otomotiv uygulamaları.....	8
Tablo 2.3. Alüminyum matris kompozitleri üreten otomotiv parça üreticileri.....	8
Tablo 2.4. Elektronik paketleme için metal matris kompozit malzemelerin örnek uygulamaları.....	9
Tablo 3.1. Matris malzemesi olarak seçilen metallerin yoğunluk ve fiziksel özellikleri.....	16
Tablo 3.2. Alüminyum matris kompozitlerde kullanılma potansiyeline sahip takviye elemanlarının özellikleri.....	17
Tablo 3.3. Takviyesiz alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	27
Tablo 3.4. Ticari olarak kullanılan AMK'in akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma.....	28
Tablo 4.1. Bu çalışmada matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri.....	43
Tablo 4.2. İncelenen kompozitlere uygulanan ısıtım şartları.....	44
Tablo 5.1. İncelenen kompozit malzemelerin elektrik iletkenliği değerleri..	50
Tablo 5.2. İncelenen kompozit malzemelerin mikroyapı bileşenlerine ait EDS analiz sonuçları.....	52
Tablo 5.3. İncelenen kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.....	53
Tablo 5.4. İncelenen kompozitlerin "30g/l NaCl + 10 ml/l HCl" çözeltisi içerisinde çözünen alaşım elementleri miktarları.....	56
Tablo 5.5. Döküm ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyon deneyleri sonrası oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği.....	56
Tablo 5.6. Kuru ortam aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin test yüküne bağlı olarak farklı karakteristik aşınma görünümlerine göre Tip I ve Tip II aşınma bölgeleri.....	59
Tablo 5.7. Döküm hali kompozitlerin 6.0 N ve 24 N test yükü altında korozyonlu aşınma deneyi sonucu "30g/l NaCl + 10 ml/l HCl" çözeltisi içerisinde çözünen alaşım elementleri miktarları.....	65

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 2.1.	Metal matris kompozit üretim yöntemlerinin şematik planı..... 10
Şekil 3.1.	Farklı yaşlandırma şartlarında Al-Zn-Mg-Cu alaşımı için çökelme mekanizmalarının şematik gösterimi. O: Orijinal yapı; T6: Çözeltiye alındıktan sonra yapay yaşlandırılmış yapı; T7: Çözeltiye alındıktan sonra aşırı yaşlandırılmış yapı..... 20
Şekil 3.2.	Sıcaklığa bağlı olarak SiC ve Al ₄ C ₃ fazlarının standart serbest enerji değişimi..... 24
Şekil 3.3.	SiC'ün kararlı ve kararsız olduğu bölgeleri gösteren alüminyum alaşımındaki Si içeriği ve sıcaklık değişimi..... 25
Şekil 3.4.	Farklı kayma hızlarının kayma mesafesinin fonksiyonu olarak (a) takviyesiz 7091 Al alaşımın, (b) SiC partikül, (c) kayma yönüne dikey yönelmiş SiC _{kılcal} kristal ve (d) kayma yönüne paralel yönelmiş SiC _{kılcal} kristal takviyeli kompozit malzemenin hacim kaybı..... 35
Şekil 3.5.	a) ○: Takviyesiz 2014 Al alaşım, ▲: %20 SiC/2014 Al kompozit (Takviye Boyutu: 2,4 µm), □: %20 SiC/2014 Al kompozit (Takviye Boyutu: 15,8 µm) b) ○: Takviyesiz 6061 Al alaşım, △: %10 Al ₂ O ₃ /6061 Al kompozit, ■: %20 Al ₂ O ₃ /6061 Al kompozit için uygulanan yüke karşılık aşınma hızı..... 35
Şekil 3.6.	Aşınma hızına partikül boyutunun etkisi. I. Bölgede sabit yükte kaba partikül boyutu daha düşük aşınma hızını, geçiş I/II gerilme aralığında partikül kırılmasını göstermektedir..... 36
Şekil 3.7.	Aşınma yüzey altında deformasyon bölgelerine SiC takviye hacim oranının etkisi. 1) Yüzeyde mekanik olarak karışmış tabaka, 2) yüzey altında yumuşak kayma tabakası, 3) deformasyonla sertleşmiş kütle deformasyon bölge olmak üzere 3 farklı tabakadan oluşmaktadır..... 36
Şekil 4.1.	İleri-geri aşınma deney cihazının şematik görünümü..... 48
Şekil 5.1.	Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen SiC partikül takviyeli 2618 alüminyum matris kompozitin döküm halindeki a) genel ve b) optik mikroskop görüntüleri..... 50
Şekil 5.2.	SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerin taramalı elektron mikroskop mikrografları..... 51
Şekil 5.3.	Döküm ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyon deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kaybı değişimi..... 55
Şekil 5.4.	İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası kesitlerinin optik mikroskop görüntüsü..... 57

Şekil 5.5.	Yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris SiC takviyeli kompozitlerin 3 boyutlu aşınma iz görüntüleri a) Test yükü: 3.0 N, kayma hızı:0.02 m/s ve b) Test yükü: 6.0 N, kayma hızı: 0.09 m/s.....	58
Şekil 5.6.	İncelenen kompozitlerin döküm hali ve yaşlandırılmış durumda test yüküne bağlı olarak iki farklı kayma hızındaki aşınma hacimlerinin değişimi. ◆ ve ■ sembolleri sırasıyla 0.02 m/s ve 0.09 m/s kayma hızlarını temsil etmektedir.....	60
Şekil 5.7.	Döküm hali 2618 alüminyum matris SiC partikül takviye edilmiş kompozitlerin a) Tip I ve b) Tip II aşınma yüzeylerine ait karakteristik optik mikroskop görüntüleri. 0.02 m/s kayma hızında sırasıyla 3.0 ve 6.0 N yük altında karakteristik Tip I ve Tip II aşınmayı temsil eden aşınma yüzeyleri.....	61
Şekil 5.8.	İncelenen kompozitlerin döküm hali ve yaşlandırılmış durumda test yüküne bağlı olarak iki farklı kayma hızında Al ₂ O ₃ bilye üzerinde iz alanının değişimi. ◆ ve ■ sembolleri sırasıyla 0.02 m/s ve 0.09 m/s kayma hızlarını temsil etmektedir.....	62
Şekil 5.9.	Yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin 0.02 m/s kayma hızında karakteristik Tip I ve Tip II aşınma sürtünme eğrileri. Tip I ve Tip II sürtünme eğrileri sırayla 1.5 N ve 6.0 N yük altında gerçekleşmiştir.....	63
Şekil 5.10.	İncelenen kompozitlerin iki farklı kayma hızında sürtünme katsayısı değerlerine test yükünün etkisi (a) 0.02 m/s ve (b)0.09 m/s.....	63
Şekil 5.11.	2618 alüminyum matris SiC takviyeli kompozitlerin a) döküm hali ve b) yaşlandırılmış durumdaki 3 boyutlu aşınma iz görüntüleri. Test yükü: 24N ve kayma hızı:0.02 m/s.....	64
Şekil 5.12.	Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyonlu aşınma deneyi sonucu, deney yükü ile aşınma kaybı değişimi...	66
Şekil 5.13.	a) Düşük yük (12 N) ve b) yüksek yük (24 N) altında yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviye edilmiş kompozitlerin aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	67
Şekil 5.14.	0.02 m/s kayma hızında incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısı değerlerine test yükünün etkisi.....	67
Şekil 5.15.	Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin saf su ortamında aşınma kaybının değişimi.....	69
Şekil 5.16.	Saf su ortamında yapılan aşınma deneyi sonrasında döküm halindeki 6082 Al matris kompozitin aşınma yüzeyinin taramalı elektron mikroskobu görüntüsü ve okla işaretli partikülün EDS analizi	70
Şekil 5.17.	Yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin sulu aşınma koşullarında karakteristik sürtünme eğrileri.....	70
Şekil 5.18.	7075 alüminyum matris kompozitin yüzeyinde Al(OH) ₃ (250, 306, 324, 394 ve 548 cm ⁻¹) ve SiO ₂ (263 cm ⁻¹) ait raman spektrumları.....	70
Şekil 5.19.	Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin yağ ortamında aşınma kaybının değişimi.....	72

Şekil 5.20.	Yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin yağlı aşınma koşullarında karakteristik sürtünme eğrileri	73
Şekil 6.1.	Mg içeriğinin (a) elektrik iletkenliğine ve (b) matris sertliğine etkisi	77
Şekil 6.2.	İncelenen kompozitlerin döküm halinde ve yaşlandırılmış durumlarında matris sertliğinin elektrik iletkenliğine bağlı olarak değişimi	78
Şekil 6.3.	İncelenen kompozitlerin matris sertliğine bağlı olarak (a) kütleli sertlik ve (b) spesifik darbe enerjisi değişimi	79
Şekil 6.4.	İncelenen kompozitlerde kütleli sertlik-spesifik darbe enerjisi ilişkisi	80
Şekil 6.5.	İncelenen kompozitlerin döküm halinde ve yaşlandırılmış durumlarında korozyon kaybına bağlı olarak (a) oyuk konsantrasyonu ve (b) oyuk derinliğinin değişimi.....	81
Şekil 6.6.	(a) Elektrik iletkenliğine ve (b) matris sertliğine bağlı olarak korozyon kaybının değişimi.....	83
Şekil 6.7.	İncelenen kompozitlerin Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı –Matris Sertliği” haritaları. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.....	85
Şekil 6.8.	a) 0.02 m/s ve b) 0.09 m/s kayma hızlarında incelenen kompozitlerin aşınma hızına kütleli sertliğin etkisi. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir	87
Şekil 6.9.	a) 0.02 m/s ve b) 0.09 m/s kayma hızlarında incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısına kütleli sertliğin etkisi. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir	88
Şekil 6.10.	Tip II aşınma koşullarında a) 0.02 m/s ve b) 0.09 m/s kayma hızlarında incelenen kompozitlerin aşınma hızına matris sertliğinin etkisi	90
Şekil 6.11.	(a) 0.02 m/s ve (b) 0.09 m/s kayma hızlarında yaklaşık 265 HV ₂ ve 285 HV ₂ sertliğe sahip kompozitlerin aşınma hızına temas basıncının etkisi. Tip I ve Tip II aşınma bölgeleri Şekil 6.7’den belirlenmiştir	91
Şekil 6.12.	İncelenen kompozitlerin Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı –Matris Sertliği” haritaları. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.....	93
Şekil 6.13.	İncelenilen kompozitlerin korozi ortam aşınma hızına kütleli sertliğin etkisi.....	94
Şekil 6.14.	İncelenilen kompozitlerin kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerine kütleli sertliğin etkisi	94
Şekil 6.15.	İncelenilen kompozitlerin aşınma hızına korozyon kaybının etkisi	96

Şekil 6.16.	İncelenen kompozitlerin Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı –Matris Sertliği” haritaları. • ve o sembolleri sırasıyla Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.....	100
Şekil 6.17.	a) Al ₂ O ₃ , b) Si ₃ N ₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin kütleli sertliğine bağlı olarak aşınma hızının değişimi	102
Şekil 6.18.	a) Al ₂ O ₃ , b) Si ₃ N ₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin kütleli sertliğine bağlı olarak sürtünme katsayısının değişimi..	102
Şekil 6.19.	İncelenen kompozitlerin Tip I aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı – Matris Sertliği” haritaları. • sembolü Tip I aşınma bölgesini temsil etmektedir	104
Şekil 6.20.	a) Al ₂ O ₃ , b) Si ₃ N ₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile 24 N yük altında yağlı ortamda yapılan aşınma deneylerinde aşınma hızının incelenen kompozitlerin kütleli sertliğine bağlı olarak değişimi	105
Şekil 6.21.	a) Al ₂ O ₃ , b) Si ₃ N ₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile 24 N yük altında yağlı ortamda yapılan aşınma deneylerinde sürtünme katsayısının incelenen kompozitlerin kütleli sertliğine bağlı olarak değişimi.....	106
Şekil A.1.	İncelenen kompozitlerin mikroyapıları.....	137
Şekil A.2.	İncelenen kompozitlerin XRD paternleri (1: Al, 2:SiC, 3:Ötektik Silisyum).....	138
Şekil B.1.	İncelenen kompozitlerin darbe deneyi sonrası kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	140
Şekil B.2.	İncelenen kompozitlerin darbe deneyi sonrası yüksek büyütmede kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	141
Şekil C.1.	İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” korozyon çözeltisi içindeki pH değerlerinin deney süresi ile değişimi.....	143
Şekil C.2.	İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” korozyon çözeltisi içindeki çözelti iletkenliği değerlerinin deney süresi ile değişimi.....	144
Şekil C.3.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.....	145
Şekil C.4.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.....	146
Şekil C.5.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.....	147

Şekil C.6.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.....	148
Şekil C.7.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.....	149
Şekil D.1.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm..	151
Şekil D.2.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm..	152
Şekil D.3.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm..	153
Şekil D.4.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm..	154
Şekil D.5.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm..	155
Şekil D.6.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	156
Şekil D.7.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	157
Şekil D.8.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	158
Şekil D.9.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	159
Şekil D.10.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	160
Şekil D.11.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	161
Şekil D.12.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	162
Şekil D.13.	Kuru ortam koşullarında 0.02 m/s kayma hızında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 ve 6082 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	163

Şekil D.14.	Kuru ortam koşullarında 0.02 m/s kayma hızında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	164
Şekil D.15.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.....	165
Şekil D.16.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.....	166
Şekil D.17.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.....	167
Şekil D.18.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.....	168
Şekil D.19.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.....	169
Şekil D.20.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	170
Şekil D.21.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	171
Şekil D.22.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	172
Şekil D.23.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	173
Şekil D.24.	Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	174
Şekil E.1.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	176
Şekil E.2.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	177
Şekil E.3.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	178

Şekil E.4.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	179
Şekil E.5.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	180
Şekil E.6.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	181
Şekil E.7.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	182
Şekil E.8.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	183
Şekil E.9.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	184
Şekil E.10.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	185
Şekil E.11.	Korozyonlu aşınma koşullarında yüksek test yükünde (24 N) kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskop görüntümleri.....	186
Şekil E.12.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma koşullarında 24 N yük altında Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntümleri.....	187
Şekil E.13.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	188
Şekil E.14.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	189
Şekil E.15.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	190
Şekil E.16.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	191
Şekil E.17.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	192
Şekil F.1.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri....	194
Şekil F.2.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri....	195
Şekil F.3.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri....	196
Şekil F.4.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri....	197

Şekil F.5.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri....	198
Şekil F.6.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	199
Şekil F.7.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	200
Şekil F.8.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	201
Şekil F.9.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	202
Şekil F.10.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	203
Şekil F.11.	Sulu aşınma koşullarında yüksek test yükünde (24 N) 6082, 7012 ve 7075 alüminyum matris yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntümleri.....	204
Şekil F.12.	Sulu ortam koşullarında incelenen kompozitlerin aşınma sırasında karşı malzeme olarak kullanılan Al_2O_3 Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyeler üzerinde oluşan iz alanının değişimi.....	205
Şekil F.13.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 18 N yük altında karşı malzeme olarak kullanılan bilyelerde oluşan izin optik mikroskop görüntümleri.....	206
Şekil F.14.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 18 N yük altında karşı malzeme olarak kullanılan bilyelerde oluşan izin optik mikroskop görüntümleri.....	207
Şekil F.15.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	208
Şekil F.16.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	209
Şekil F.17.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	210
Şekil F.18.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	211
Şekil F.19.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	212
Şekil G.1.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	214

Şekil G.2.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.....	215
Şekil G.3.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri..	216
Şekil G.4.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	217
Şekil G.5.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	218
Şekil G.6.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	219
Şekil G.7.	Yaşlandırılmış 6082 Al ve döküm hali 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası taramalı elektron mikroskop görüntümleri.....	220
Şekil G.8.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	221
Şekil G.9.	Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	222
Şekil G.10.	Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	223

SEMBOL LİSTESİ

W_i	:İncelenen yüzey üzerindeki oyukların genişliği
W_T	:İncelenen yüzeyin toplam genişliği
E_k	:Kompozitin elastisite modulu
E_m	:Matrisin elastisite modulu
E_p	:Partikülün elastisite modulu
V_p	:Partikül hacim oranı
s	:Partikülün maksimum/minimum çap oranı
α_{SSS}	:Yarı kararlı aşırı doymuş katı çözelti

SİLİSYUM KARBÜR TAKVİYELİ ALÜMİNYUM MATRİS KOMPOZİTLERİN TRİBOLOJİK DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

ÖZET

Bu çalışmada, sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen % 50 SiC partikül takviyeli 2618, 6082, 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozitlerin mekanik ve korozyon özellikleri ile aşınma direncine matrisin ve ısıtılma işlemi (yaşlandırma ısıtıl işlemi) etkisi incelenmiştir. Islatmayı iyileştirmek için ticari kalitede temin edilen alüminyum matris malzemelerin bileşimindeki Mg içeriğine ilave olarak ağırlıkça %1 oranında Mg eklenmiştir. Bu çalışma kapsamında, söz konusu kompozitlerin mikroyapısal karakterizasyonu, mekanik deneyleri, korozyon deneyleri, kuru ortam ve sıvı ortam aşınma deneyleri yapılmıştır.

İncelenen kompozit malzemeler, ön ısıtılmış 30 µm boyutunda, takviye elemanı olarak kullanılan köşeli ve yeşil renkli SiC partiküllerinin paketlenmesinden meydana gelen toz karışımı silindirik bir metal kalıp içine yerleştirilip; kalıp içine doldurulan sıvı alüminyum alaşımının hidrolik bir presin uyguladığı yüksek basınç (600 MPa) yardımıyla (sıkıştırma döküm yöntemi) SiC toz karışımına infiltre edilerek üretilmiştir.

Mikroyapısal karakterizasyon optik ışık ve taramalı elektron mikroskobu ve X-ışını difraksiyonu analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özellikler, sertlik ölçümü ve oda sıcaklığında darbe deneyleri ile belirlenmiştir. Korozyon deneyleri için ISO 11846 standardına uygun olarak bir cam beher içerisinde “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” bileşiminde bir çözelti hazırlanmış ve yüzeyi temizlenmiş numuneler bu çözelti içerisinde oda sıcaklığında 24 saat tutularak yapılmış ve sonuçlar kompozit numunelerin ağırlık kayıpları ölçülerek değerlendirilmiştir.

Aşınma deneyleri, ASTM G 133 standardına göre dizayn edilmiş ileri-geri aşınma test cihazı ile kuru ortam koşullarında ve çeşitli sıvılar (korozyon deneyinin yapıldığı çözelti, saf su ve yağ) içinde yapılmıştır. Kuru ortam aşınma deneyleri, 10 mm çapında Al₂O₃ bilye ile numuneler üzerine 1.5 N ile 6.0 N arasında değişen 4 farklı yük uygulanarak 2 farklı kayma hızında (0.02 m/s ve 0.09 m/s) oda sıcaklığı ve % 40-50 nem aralığında gerçekleştirilmiştir. Korozif aşınma deneyleri, korozyon deneylerinin yapıldığı (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl) çözelti içinde 6.0 ile 24 N arasında değişen 4 farklı yük altında 0.02 m/s kayma hızında Al₂O₃ bilyenin sürtünmesi ile gerçekleştirilmiştir. Saf su ve yağ ortamında aşınma deneyleri ise 0,02 m/s kayma hızında 18 ve 24 N yük altında Al₂O₃, Si₃N₄ ve 52100 kalite çelik bilyeler ile yapılmıştır. Deney sonrasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izleri profilometre cihazında belirlenmiş ve aşınma miktarı mm³ cinsinden aşınma kaybı (hacimsel aşınma miktarı) olarak değerlendirilmiştir.

İncelenen kompozit malzemelerin mikroyapısal incelemeleri, SiC partiküllerinin dağılımının üretilen diskin kalınlığı boyunca uniform olduğunu, mikroyapının herhangi bir bölgesinde porozite ve matris/partikül ayrılmasının olmadığını ortaya çıkarmıştır. Mikroskobik incelemeler sırasında döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki 2618, 6082, 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitlerin XRD paternlerinde sadece Al ve SiC pikleri mevcut olup, bunun dışında herhangi bir mikroyapı bileşenine ait pik tespit edilmemiştir. Ötektik Si fazı sadece döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki % 8 oranında Si içeren A380 alüminyum matris kompozitin mikroyapısında bulunmuştur.

Matris ve uygulanan yaşlandırma ısı işlemine bağlı olarak incelenen kompozitlerin sertlikleri 166 HV₂ ve 340 HV₂ arasında değişmektedir. Gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda incelenen kompozitlerde sertlik artışı Mg ve Zn içeriği en yüksek olan 7XXX serisi alüminyum matris kompozitler de elde edilmiştir. Yaşlandırma ısı işlemi sertliği olumlu yönde etkilemiştir. En yüksek tokluk, Mg ve Zn içeriği düşük olan 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitler de elde edilmiştir. İncelenen kompozitlerin tokluğu yaşlandırma ısı işlemi ile azalmıştır.

İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneylerinde kompozitlerde ağırlık kaybının (korozyon kaybı) artması ile yüzeydeki oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği artmaktadır. Genel olarak artan elektrik iletkenliği ve azalan matris sertliği ile korozyon kaybı azalmaktadır.

Normal atmosferik koşullarda, yaşlandırma ısı işlemi ile sertliği %20 oranında artan 7XXX serisi alüminyum matris kompozitlerin aşınma direnci döküm haline göre önemli miktarda artarken, düşük oranda Mg içeriğine sahip olan 2618, 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlere uygulanan yaşlandırma işlemi aşınma direncini özellikle yüksek kayma hızında (0.09 m/s) değiştirmemiştir.

Döküm halinde ve yaşlandırılmış durumdaki kompozitlerin korozyon deneylerinin yapıldığı (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl) çözelti içinde gerçekleştirilen korozif ortam aşınma deneylerinde kuru ortamda yapılan aşınma deneylerine nazaran (1.5-6.0N) daha yüksek yük (6.0-24 N) kullanılmasına rağmen daha düşük aşınma hızı ve sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Düşük yüklerde (6.0 ve 12 N) incelenen kompozitlerin aşınma direnci sertlikten bağımsız iken, yüksek yüklerde (18 N ve 24 N) sertliğin artması ile aşınma hızı azalmıştır ve korozyon deneyleri sırasında birim alan başına yüksek ağırlık kaybına maruz kalan 7XXX serili alüminyum matris kompozitler yüksek korozif aşınma direnci göstermiştir.

Saf su içinde Al₂O₃ bilyeler ile gerçekleştirilen aşınma deneylerinde sertliğin artması ile aşınma hızı azalmıştır. İncelenen kompozitler, Si₃N₄ ve çelik bilyelerin kullanıldığı aşınma deneylerinde Al₂O₃ bilyeye göre daha az aşınmaktadır ve sertlik artışı aşınma direncini değiştirmemiştir.

Korozif ortam ve saf su içerisinde yapılan deneylere nazaran yağlı aşınma koşullarında yapılan deneylerde incelenen kompozitler daha düşük aşınma hızı ve sürtünme katsayısı göstermektedir. Al₂O₃, Si₃N₄ ve 52100 kalite çelik bilyelerle gerçekleştirilen yağlı aşınma deneyleri esnasında ölçülen aşınma hızı ve kararlı durum sürtünme katsayısı sertlikten bağımsızdır.

INVESTIGATION OF TRIBOLOGICAL BEHAVIOUR OF SILICON CARBIDE REINFORCED ALUMINUM MATRIX COMPOSITES

SUMMARY

In this thesis, the effect of matrix and heat treatment (aging) on the mechanical and corrosion properties and wear resistance of 50 vol. % SiC particle reinforced 2618, 6082, 7012, 7075 and A380 aluminum matrix composites manufactured by squeeze casting technique were investigated. 1 wt % Mg to enhance interfacial bonding between Al and SiC was added to commercially available Al alloys utilized as the matrix alloy. As-cast and aged composites were then subjected to microstructural characterization tests, mechanical tests, corrosion tests and wear tests.

Investigated composites were fabricated by squeeze casting technique. Abrasive grade green SiC_p's having the mean size of 30 μm were used as the reinforcement. During squeeze casting, the molten Al was poured into the pre-heated mold immediately after transferring the pre-heated SiC_p's. Subsequently, a high pressure of 600 MPa was applied on the mixture by a hydraulic press.

Microstructural characterizations of the composites were made by microscopic examinations and x-ray diffraction analysis. Room temperature mechanical properties of the composites were determined by hardness measurements and charpy impact tests. Corrosion tests were performed by suspending the samples into a solution of "30g/l NaCl + 10 ml/l HCl" according to the ISO 11846 standard. The results of the corrosion tests were evaluated according to weight loss method.

Reciprocating wear tests were conducted on a wear tester designed according to ASTM G 133 standard. Tests were made in normal atmospheric conditions and in various solutions (solution used in corrosion test, water and lubricant). Dry sliding wear tests were carried out by rubbing a 10mm diameter Al₂O₃ ball against the unlubricated surfaces at normal atmospheric conditions (room temperature and 50 % humidity) and at two different sliding velocities (0.02 m/s ve 0.09 m/s) under test loads ranging from 1.5 to 6.0 N. Corrosion wear behaviour of composites were determined by rubbing Al₂O₃ ball in a solution (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl) used in corrosion test under test loads ranging from 6.0 to 24 N at a sliding velocity of 0.02 m/s. Wear tests in water and lubricant were carried out by rubbing Al₂O₃, Si₃N₄ ve 52100 balls under test loads of 18 N and 24 N at a sliding velocity of 0.02 m/s. After the wear tests, wear tracks developed on the surfaces of the samples were examined by a profilometer and the results of the tests were quantified in units of mm³ according to volumetric wear loss.

Microstructural examination revealed presence of dense and pore free microstructure with a homogeneous distribution of SiC particles surrounded by matrix alloy. During microscopic examinations, Al and SiC peaks were evident on the XRD patterns

obtained from 2618, 6082, 7012, 7075 and A380 aluminum matrix composites in the as cast and aged states. Additionally, eutectic Si was present only in the A380 aluminum matrix composite containing 8 % Si in the as cast and aged states.

In the present study, the hardnesses of the examined composites were varied in between 166 HV₂ and 340 HV₂, depending on the type and the state of the Al matrix. Among the examined composites, 7XXX series aluminum matrix composites exhibited superior hardness both in as-cast and aged states due to their high Mg and Zn contents. Aging improved the hardness of all studied composites. Maximum impact resistance (toughness) was obtained from the 2618 and 6082 aluminum matrix composites having the lowest Mg and Zn content. Impact resistance (toughness) of the investigated composites decreased after aging.

During corrosion tests of the examined composites in a “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” solution, pit concentration and maximum pit depth increases with increasing weight loss (corrosion loss). The corrosion loss is generally decreased with increasing electrical conductivity and decreasing matrix hardness.

Aging caused remarkable hardening (about 20 %) along with reduction in wear loss in 7XXX series Al alloy matrix composites, when compared to as-cast states in the normal atmospheric conditions. However, in contrast to the 7XXX series aluminum matrix composites, the applied aging treatment detrimentally affected or did not considerably alter the wear behaviours of low Mg containing Al alloy (2618, 6082 and A380) matrix composites, especially at sliding velocity of 0.09 m/s.

Although corrosion wear tests were conducted in a “30 g/l NaCl+10 ml/l HCl” solution at higher loads (6.0-24 N), the composites exhibited considerably low friction coefficient and wear rate than dry sliding wear conditions. The wear resistance did not alter with increasing hardness upon aging in low test loads (6,0 ve 12 N). However, at high testing loads (18 N ve 24 N) the wear rate decreased with increasing hardness of the composites upon aging. 7XXX series aluminum matrix composites having low corrosion resistance exhibited higher corrosion wear resistance than the others.

The results of wear tests conducted by Al₂O₃ ball in water showed that the wear rate of the composites decreased with increasing hardness. In the case of using Si₃N₄ and steel balls, wear volumes of the examined composites decreased significantly and hardness did not change wear resistance.

In lubricant the composites exhibited lower friction coefficient and wear rate than wear conditions performed in water and corrosion solution used in corrosion test. Wear tests carried out by Al₂O₃, Si₃N₄ and steel balls in lubricant revealed that the effect of hardness on wear rate and friction coefficient was negligible for the composites.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Metal matris kompozitler (MMK), tek bileşenli malzemelerle başıaramayan gerekli ve istenen özellikleri sağlamak üzere en az biri metal (genelde metal alaşımı) diğeri takviye elemanı (sürekli fiber, kılcal kristal ve partikül şeklinde genel olarak metaller arası bileşik, oksit, karbür veya nitrür bileşikleri gibi) olan iki veya daha fazla farklı sistemin birleşimi ile elde edilen malzeme grubudur. Matris ve takviye elemanı seçimi, kompozitten beklenen yoğunluk, mukavemet, direngenlik, aşınma direnci, korozyon direnci, yorulma direnci, yüksek sıcaklık direnci, termal kararlılık, boyutsal kararlılık, termal iletkenlik, elektrik iletkenliği, akustik izolasyon, kırılma tokluğu, süneklik gibi özellikler dikkate alınarak yapılır. Bu özellikler birlikte elde edilemez ve bir kısmı kötüleşirken diğeri iyileşebilir. Çeşitli hacimsel oranlarda matris malzemesi ve takviye elemanı kullanarak yukarıda bahsedilen özelliklere sahip kompozitler elde edilebilir. Günümüzde metal matris kompozit malzeme üretiminde genellikle sıvı yöntemler tercih edilmektedir. Özellikle yüksek hacim oranlı (>%50) metal matris kompozit üretiminde sıkıştırma döküm, kompozit üretiminde kullanılan önemli sıvı yöntemlerinden biridir.

Bu çalışmada, sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen yüksek SiC takviye hacim oranına sahip % 1 Mg ile alaşımlandırılmış 2618, 6082, 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozit malzemelerin mikroyapısal karakterizasyonu yapıldıktan sonra mekanik, korozyon, aşınma davranışlarının incelenmesi ve optimum özellikleri sağlayan matris bileşiminin belirlenmesi amaçlanmıştır. Mekanik özellikler sertlik ölçümü ve darbe deneyleri ile belirlenmiştir. Korozyon deneyleri ise “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” bileşiminde çözelti içerisinde numunelerin 24 saat süreyle tutulmasıyla gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri ileri-geri aşınma test cihazı ile kuru ortam koşullarında ve çeşitli sıvılar (koroziv çözeltiler, su ve yağ) içinde yapılmıştır. Kuru ortam aşınma deneyleri, numune yüzeyine Al₂O₃ bilyenin sürtünmesi ile yapılmış olup, oda sıcaklığı ve % 40-50 nem aralığında gerçekleştirilmiştir. Koroziv aşınma deneyleri, korozyon deneylerinin yapıldığı (30g/l

NaCl + 10 ml/l HCl) çözelti içinde karşı malzeme olarak Al₂O₃ bilye kullanarak oda sıcaklığında yapılmıştır. Saf su ve yağ içinde aşınma deneyleri ise karşı malzeme olarak Al₂O₃, Si₃N₄ ve 52100 kalite çelik bilyeler kullanarak gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda “Korozyon Direnci – Mikroyapı - Mekanik Özellik” ilişkileri kurulmuştur.

2. METAL MATRİS KOMPOZİTLER

2.1. Giriş

Kompozitler tek bileşenli metaller, seramikler ve polimerler gibi malzemelerde ikinci bir fazın veya fazların suni bir şekilde eklenmesiyle elde edilir. Bu tanıma göre kompozit malzemeler insan yapımı olmalı ve en az iki fazdan oluşmalıdır. Metale seramik takviye malzemelerin eklenmesiyle elde edilen seramik takviyeli metal matris kompozitler, yüksek mukavemet, yüksek direngenlik, yüksek tokluk ve darbe özellikleri, yüksek yüzey dayanıklılık ve yüzey kusurlarına karşı düşük duyarlılık, yorulma ve aşınma direnci ile birlikte istenilen termal özellikler (düşük termal genişleme katsayısı ve iletkenlik) gösterirler (Dieter, 1986; Nardone ve Prewo, 1986; Papazian, 1988; Harris ve diğ., 1993; Clyne ve Withers, 1993; Lloyd, 1994; Maruyama, 1999; Miracle, 2005; Benal ve Shivanand, 2006). Polimer matris kompozitlerle karşılaştırıldığında, metal matris kompozitler daha yüksek mekanik özelliklere sahiptirler ve yüksek sıcaklıklarda kullanılabilirler. Seramik matris kompozitlerle karşılaştırıldığında, daha üstün kırılma tokluğuna ve daha kolay üretilirliğe sahiptirler.

Seramik takviyeli metal matris kompozitler sürekli ve süreksiz takviyeli olmak üzere iki ana grupta toplanmaktadır (Dieter, 1986). Fiber takviyeli kompozitlerde, fiber yönlenmesine bağlı olarak kompozit mukavemeti artmaktadır. Takviye olarak sürekli fiber yük transferini sağladığından kompozitte fiber mukavemeti önemlidir. Sürekli fiber takviyeli metal matris kompozitlerde, takviye faz yük taşıma görevine sahipken, metalik matris takviye faza bağlanma, yük transferi ve dağılımını sağlamaktadır. Ancak birçok muhtemel sürekli fiber takviyeli metal matris kompozit uygulamalarında özelliklerin iyileştirilmesi maliyeti artırmaktadır (Maruyama, 1999). Sürekli takviyeli metal matris kompozitlerde matris olarak daha düşük mukavemet, daha sünek ve daha tok matris alaşımlar tercih edilmektedir.

Süreksiz takviyeli metal matris kompozitler ise izotropik özellik göstermektedir (Nardone ve Prewo, 1986). Metal matris kompozitlerde süreksiz takviye fazın şeklide önemlidir. Partikül ve kılcal kristal takviyeli metal matris kompozitlerde, matris yük taşıma özeliğine sahiptir (Clyne ve Withers, 1993). Takviye faz, matrisi deformasyona uğratarak metal matrisin mukavemetini ve direngenliğini artırmaktadır (Clyne ve Withers, 1993; Mondal ve diğ., 2006). Deformasyon, partiküller arası mesafe ve partikül çapı ile kontrol edilir (Lloyd, 1994; Mondal ve diğ., 2006). Süreksiz takviyeli metal matris kompozitlerde kompozit mukavemeti önemli olduğu için matris olarak yüksek mukavemetli matris alaşımlar kullanılmaktadır. Ayrıca yoğunluk, mukavemet, direngenlik, aşınma direnci, korozyon direnci, yorulma direnci, yüksek sıcaklık direnci, termal kararlılık, boyutsal kararlılık, termal iletkenlik, elektrik iletkenliği, akustik izolasyon, kırılma tokluğu, süneklik gibi özellikler dikkate alınarak matris seçimi yapılmaktadır. Bu özellikler birlikte elde edilemeyebilir ve özelliklerin bir kısmı kötüleşirken diğerleri iyileşebilir.

Metal matris kompozitlerde takviye elemanı seçimi yapılırken tokluk, yorulma direnci, aşınma direnci, direngenlik ve mukavemet gibi özellikler dikkate alınmaktadır (Nardone ve Prewo, 1986; Clyne ve Withers, 1993; Lloyd, 1994). Genellikle metal matris kompozitlerde takviye elemanı olarak oda ve yüksek sıcaklık mukavemet ve direngenliği yüksek olan seramikler (oksit, karbür ve nitrür) kullanılmaktadır. Takviye malzemesi olarak SiC, Al₂O₃, TiB₂, B₄C ve grafit örnek verilebilir. Al₂O₃, SiC'e göre daha az reaktif olduğu için alüminyum alaşımlarında tercih edilmektedir (Christman ve Suresh, 1988; Dutta ve Bourell, 1989; Lloyd, 1994; Harrigan, 1998; Maruyama, 1999). Matris malzemeler ise dış etkilere karşı takviye fazı mekanik hasardan ve bulunduğu ortam veya takviye-takviye temasla oluşan erozyon ve korozyona karşı korumaktadır. Al, Li, Mg, Si, Ti, Cu, Ni, Zn, Fe ve Pb gibi metal alaşımları ve bütün yapısal alaşımların hepsi metal matris kompozitler için matris malzeme olarak düşünülebilir. Metal matris seçiminde ise aşağıdaki şartlar kompozit performansını zayıflatabilir (Zhang ve Gu, 2006):

- a) Üretim veya servis sırasında oluşan takviye/matris reaksiyonları,
- b) Takviye ve matris arasındaki termal genleşme farklılığı nedeniyle oluşan termal gerilmeler,
- c) Kompozite uygulanan çevrimsel yüklemenin matris yorulma davranışına etkisi.

Metal – seramik kompozitleri oluşturabilmek için sıvı metal seramiği ıslatmalıdır. Metal matris kompozit üretimi sırasında sıvı matris ile takviye elemanı arasında temas alanının artması, kompozit ara yüzeyinde ıslatma derecesini göstermektedir. İnfiltrasyon yöntemleriyle, sıvı matris ve metal veya alaşım katılaşarak takviye elemanı (fiber veya partikül) ile temas sağlanabilmektedir. Takviye elemanına sıvı metalin infiltrasyonu, sıvı metalin takviye elemanının katı yüzeyini ıslatabilme yeteneğine bağlıdır. Bu ıslatabilirlik, genellikle temas açısı ile ifade edilmektedir. Islatabilirlik takviye-matris uyumluluğuna bağlı olup, ara yüzey olaylarının daha iyi anlaşılabilmesi ile metal matris kompozit üretim yöntemlerinin gelişmesine katkı sağlamaktadır.

Metal matris kompozitlerin mukavemeti, matris-takviye elemanı arasındaki yük transferi ile sağlandığı için metal matris kompozitlerde ara yüzeyin doğası önemlidir. Sünek matris kompozitlerde, matris ve takviye arasındaki bağın çok kuvvetli olması ve bu özelliğin uzun bir süre korunması istenir. Yük transferinin etkinliği ara yüzey bağ mukavemetine bağlıdır ve optimum bağlanma mukavemeti ara yüzeyde yeterli reaksiyon tabakasıyla mümkün olmaktadır. Ara yüzey reaksiyonu ara yüzey fazların oluşumuyla seramik/metal sistemin ıslatabilirliğini iyileştirebilir. Ancak reaksiyonun büyüklüğüne bağlı olarak oluşan gevrek metaller arası bileşik, ara yüzeyde zayıf yapışmaya sebep olabilir. Bu nedenle ara yüzey reaksiyonu ile ya süneklik ve kırılma tokluğu artarak faydalı sonuçlar elde edilebilir ya da çatlağın başlamasına sebebiyet verdiği için mekanik özellikleri zayıflayabilir. Metal matris kompozit üretiminde örneğin sıkıştırma dökümde takviye elemanında yeterli ıslatmayı sağlamak amacıyla ergimiş metale yüksek basınç uygulanmaktadır. Çevrimsel yükleme şartları altında ve yüksek sıcaklıklarda kullanılacak metal matris kompozitlerde matris ve takviye faz arasındaki ergime sıcaklık farklılığı metal matris kompozitlerin davranışı için önemlidir (Harris ve diğ., 1993). Matris bileşimi, takviye elemanı tipi, üretim yöntemi ve uygulanan ısıl işlemle ara yüzey reaksiyonu kontrol edilebilir (Iseki ve diğ., 1984; Chernyshova ve Rebrov, 1986; Lloyd ve diğ., 1989; Ribes ve diğ., 1990; Lucas ve diğ., 1991; Molins ve diğ., 1991; Thanh ve Suery, 1991; Suresh ve diğ., 1993; Gonzalez ve diğ., 1995; Lin ve diğ., 1995).

2.2. Metal Matris Kompozitlerin Uygulama Alanları

2.2.1. Havacılık Uygulamaları

1999’larda dünya genelinde miktar ve ticari değer bakımından metal matris kompozit üretiminin sırasıyla % 5 ve % 14’ü havacılık endüstrisini oluşturmaktadır. İlk metal matris kompozitin gelişimi, havacılık endüstrisinin yüksek performans ihtiyaçlarını karşılamak için teşvik edilmiştir. Tablo 2.1 havacılık endüstrisinde kullanılan metal matris kompozit malzemeleri ve muhtemel uygulama alanlarını göstermektedir (Miracle, 2005). Titanyum esaslı kompozitler, alüminyum matrislere göre daha yüksek çalışma sıcaklığı, daha yüksek mukavemet ve direngenlik, karbon fiberlere karşı daha iyi uyumluluk ve yüksek sıcaklıklarda yüksek korozyon direnci özelliklerinden dolayı havacılık endüstrisinde tercih edilmektedir (Nelson, 1991; Boyer, 1992).

Havacılık uygulamalarında termal genleşme ve iletkenlik, yüksek direngenlik ve mukavemet gibi özellikler ile birlikte düşük yoğunluk dikkate alınması gereken faktörlerdir. Maliyetten çok performans önemlidir yani verilen bir parçanın fonksiyon maliyeti göz önüne alınmalıdır. Bazı durumlarda seramik takviyeli metal matris kompozitler diğer malzemelere nazaran uzay gibi çevre şartlarına dayanıklı olmalıdır. Örneğin füze yapımında zehirli berilyum yerine hafif SiC partikül takviyeli Al matris kompozitler kullanılmaktadır. Füze kanatları olarak yoğunluğu yüksek geleneksel titanyum malzemelerin yerine SiC takviyeli Al matris kompozitin kullanımı uçan cihazın ağırlığını azaltmaktadır. Sesten hızlı uçuşlarda termal ısınmaya karşı bu kompozitler yüksek sıcaklık mukavemeti gösterirler. Uçak gövdesinin kargo katında panel olarak kullanılan kompozitler uçağın ağırlığını % 35 kadar azaltmaktadır (Cook ve Mohn, 1987). Uçağın elektronik raflarında, SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitler karbon/epoksinin yerini almıştır.

Tablo 2.1: Havacılık uygulamaları için metal matris uygulamaları (Miracle, 2005).

Matris	Takviye	Muhtemel Uygulamalar
Alüminyum Magnezyum Kurşun Bakır	Grafit	Uydu, roket ve helikopter parçaları Uzay ve uydu parçaları Akümülatör klışeleri Elektrik kontaktı ve bağlantıları
Alüminyum Magnezyum Titanyum	Bor	Kompresör bıçakları ve yapı desteği Anten yapıları Jet motoru fan bıçakları
Alüminyum Titanyum	Bor	Jet motoru fan bıçakları Yüksek sıcaklık yapıları ve fan bıçakları
Alüminyum Kurşun Magnezyum	Alümina	Füzyon güç reaktörlerinde süper iletken sınırlayıcısı Akümülatör klışeleri Helikopter iletim yapıları
Alüminyum Titanyum Co esaslı süper alaşım	Silisyum karbür	Yüksek sıcaklık yapıları Yüksek sıcaklık yapıları Yüksek sıcaklık motor parçaları
Süper alaşım	Molibden	Yüksek sıcaklık motor parçaları
Süper alaşım	Tungsten	Yüksek sıcaklık motor parçaları

2.2.2. Otomotiv Uygulamaları

Önemli bir ticari veya havacılık uygulaması olmamasına rağmen sürekli fiber takviyeli metal matris kompozitlerin yirmi yıl kadar gelişimden sonra 80’li yıllarda, daha ucuza ancak daha güçlü kompozit sistemlere doğru bir yöneliş başlamıştır. Tablo 2.2 seramik takviyeli metal matris kompozitlerin muhtemel otomotiv uygulamalarını ve gerekçelerini göstermektedir. Söz konusu gerekçelerden dolayı partikül, kısa fiber veya kılcal kristal gibi süreksiz takviye içeren metal matris kompozitler üzerine çalışmalar yapılmıştır (Chou ve diğ., 1985; McDanels, 1985; Rohatgi ve diğ., 1986; Girot ve diğ., 1987; Chavla, 1987; Mortensen ve diğ., 1989; McKimpson ve Scott, 1989; Ibrahim ve diğ., 1991; Taha, 2001; Prasad ve Asthana, 2004; Miracle, 2005). Süreksiz takviyenin en önemli avantajı toz metalurjisi, haddeleme, tel çekme, ekstrüzyon, dövme ve döküm gibi geleneksel metalurji teknolojilerini kullanarak süreksiz takviyenin metal matrisle kolay birleşmesi olduğundan bu kompozitlerin üretimi için çok geniş teknikler geliştirilmiştir. İlk başarılı ticari uygulama, dizel motorlarında süreksiz seramik (alumina silikat) fiber takviyeli alüminyum pistonlar için 1980’lerde Toyota tarafından gerçekleştirilmiştir. Tablo 2.3 çeşitli üreticiler tarafından seramik takviyeli alüminyum matris kompozitlerden üretilen otomotiv parçalarını göstermektedir. Kullanılan takviyeler partikül veya kılcal kristal formda silisyum karbür ve alümina fiberlerdir. Bu kompozitler yüksek mukavemet, elastisite modülü ve aşınma direncine sahiptir. Takviye hacim oranının artmasıyla sünekliğin azalmasından dolayı havacılık ve otomotiv paçalarında kullanılan metal matris kompozitlerde süreksiz takviyenin hacimsel oranı % 30’u geçmemelidir.

Tablo 2.2: Seramik takviyeli metal matris kompozitlerin muhtemel otomotiv uygulamaları (Rohatgi, 1991).

Sistem	Parça	Gereçesi
Motor	Piston dişi	Yüksek sıcaklık, yorulma, sürtünme, aşınma
	Piston ring kanalı	Aşınma direnci, ağırlık azalması
	Kavrama kolu	Ağır, direngenlik, aşınma
	Valf	Yüksek sıcaklık, yorulma, sürtünme, aşınma
	Kol pini	Özel direngenlik, aşınma, sürtünme
	Silindir bloğu	Aşınma direnci, düşük sürtünme, ağırlık
	Biyel	Özel direngenlik, ağırlık
	Yatak	Ağırlık, azalan sürtünme
Süspansiyon	Destek	Sönümleme, direngenlik
Enerji nakli	Çatal değiştirme	Aşınma, ağırlık
	Kardan mili	Özel direngenlik, yorulma
	Vites	Aşınma, ağırlık
	Tekerlek	Ağırlık
Gövde	Vites kutusu yatağı	Aşınma, ağırlık
	Diferansiyel yatağı	Aşınma, ağırlık
	Pompa	Aşınma, ağırlık
Fren	Disk rotoru	Aşınma, ağırlık
	Kumpas	Ağırlık

Tablo 2.3: Alüminyum matris kompozitleri üreten otomotiv parça üreticileri (Rohatgi, 1991; Prasad ve Asthana, 2004; Miracle, 2005).

Takviye	Parça	Özellik	Avantajları	Üretici
SiC(p)	Piston	Aşınma direnci, yüksek mukavemet	Ağırlık azalması	Dural, Martin Marietta, Lanxide
Al ₂ O ₃ (f)	Piston ring kanalı	Aşınma direnci	Daha yüksek çalışma sıcaklığı	Toyota
Al ₂ O ₃ (f)	Piston dişi	Yorulma direnci, sürtünme	Al kullanma fırsatı	T&N, JPL, Mahle ve diğerleri
SiC(p)	Fren çarkı, kumpas, silindir gömleği	Aşınma direnci	Ağırlık azalması	Dural, Lanxide
SiC(p)	Kardan mili	Özel direngenlik	Ağırlık azalması	GKN, Dural
SiC(w)	Biyel	Özel direngenlik ve mukavemet, termal genleşme	Ağırlık azalması	Nissan
Al ₂ O ₃ (f)	Biyel	Özel direngenlik ve mukavemet, termal genleşme	Ağırlık azalması	DuPont, Chrysler
Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -C	Silindir gömleği	Aşınma direnci, genleşme	Artan ömür, azalan boyut	Honda
TiC(p)	Piston, biyel	Aşınma, yorulma	Azalan ağırlık ve aşınma	Martin Marietta
Al ₂ O ₃	Valf yayı, kam	Aşınma, mukavemet	Azalan ağırlık, artan ömür	Lanxide

Otomotiv parçaları gibi şiddetli yük ve yüksek termal değişimlere maruz kalan uygulamalarda tek bileşenli malzemelere nazaran süreksiz takviyeli metal matris kompozitler yüksek mukavemet ve direngenlik gibi özelliklerle birlikte izotropik özellikler göstermektedir (Rohatgi, 1988; Schwartz, 1997). Otomobil endüstrisinde, örneğin dizel piston başı olarak geleneksel nikel ile alaşımlandırılmış dökme demir yerine alümina fiber takviyeli alüminyum matris kompozitler tercih edilmektedir. Piston başı olarak seramik takviyeli metal matris kompozitlerin kullanılması pistonun çalışma ömrünü 150 saatten 1000 saate artırmıştır (Toaz, 1987). Bisiklet iskeleti ve içten yanmalı motorların silindir bloklarında Al₂O₃ takviyeli Al matris kompozitler ticari olarak kullanılmaktadır. Fren disklerinde kompozit kullanılması ağırlık tasarrufu sağlamaktadır. Fren rotor disk üretiminde Ford ve Toyota, Duralcan döküm SiC partikül takviyeli Al-Si kompozit kullanmaktadır. Seramik takviyeli alüminyum matris kompozitin termal genleşmesi çeliğe yakın olduğu için alüminyum

alaşımalarında karşılaşılan biyel başı krank mili açıklık problemleri azalmaktadır (Harrigan, 1987; Toaz, 1987; Miracle, 2005).

2.2.3. Diğer Mühendislik Uygulamaları

Elektronikte kullanılan malzemeler için paketleme malzemeleri düşük ve uygun termal genleşme katsayısına, yüksek termal iletkenliği, düşük maliyet ve düşük yoğunluğa sahip olmalıdır. Ancak geleneksel paketleme malzemeleri bütün bu nitelikleri karşılamamakta olup, bu amaçla seramik takviyeli metal matris kompozitler geliştirilmiştir (Wu ve diğ., 2003). Tablo 2.4 elektronik paketlemenin her bir seviyesinde paketleme malzemelerinin kullanılma gerekçeleri ve seramik takviyeli metal matris kompozit kullanımı için uygun olan ana paketleme parçalarını göstermektedir. Seviye I-III için malzemeden istenen özellik, metal matrisin yüksek iletkenliğinden dolayı metal matris kompozitlerin bir avantajı olan yüksek termal iletkenliktir. Elektronik parçalarda termal gerilmeleri minimum yapan düşük termal genleşmeyi ($<10 \times 10^{-6} \text{ C}^{-1}$) sağlamak için seramik takviyeli metal matris kompozitlerde takviye hacim oranının % 55 ile % 75 arasında olması istenir.

Tablo 2.4: Elektronik paketleme için metal matris kompozit malzemelerin örnek uygulamaları (Zweben, 1981).

Paketleme Seviyesi	Paketleme Parçası	İstenen Özellikler
Seviye I	Taşıyıcı Elektronik paket Mikrodalga paket Foton paket (Işıklama) Lazer diyot paket	Isı dağıtımı (yüksek termal iletkenlik) Düşük termal gerilme Sızdırmazlık Elektromanyetik kalkan
Seviye II	Basılı devre kartı Basılı devre kart ısı alıcısı Paket montaj plakaları	Isı dağıtımı Düşük termal gerilme Tireşim (yüksek dirençlilik, sönümleme) Düşük ağırlık
Seviye III	Elektronik ilaveler (iskelet, kara kutu) Kapak	Isı dağıtımı Tireşim ve şok direnci (yüksek dirençlilik, mukavemet) Elektromanyetik kalkan Düşük ağırlık
Seviye IV	Destek yapıları	Tireşim ve şok direnci Düşük ağırlık

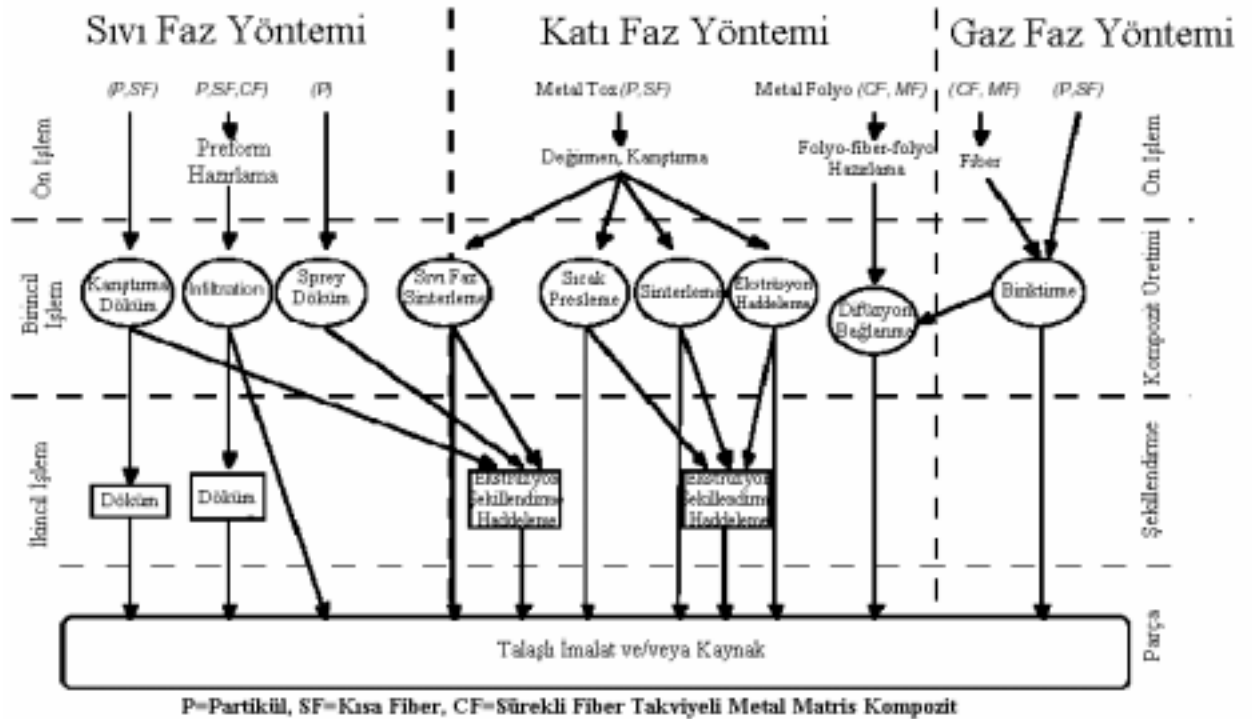
2.3. Metal Matris Kompozit Üretim Yöntemleri

Endüstriyel üretim yöntemleri Şekil 2.1’de görüldüğü gibi sıvı faz, katı faz ve gaz fazı olmak üzere sınıflandırılabilir. Özellikle üretim yöntemlerinden bir kısmı diğerlerine göre daha pahalıdır. En ucuz yöntemlerden biri olan sıvı faz, iyi ara yüzey ve güçlü bağlanmaya sahiptir ancak gevrek ara yüzey tabakası oluşmaktadır. Katı faz üretim yöntemleri ise birleştirme, difüzyon bağlanma ve buhar biriktirme gibi toz

karışım yöntemlerinden oluşmaktadır. Sıvı faz üretim yöntemleri sıkıştırma döküm ve infiltrasyon, spreyci biriktirme, sıvı metal/seramik karıştırma ve reaktif üretim yöntemlerini kapsamaktadır. Her bir kompozit üretim yöntemi aşağıda özetlenmiştir.

Şimdiye kadar üretilen alüminyum matris kompozit malzemelerde takviye hacim oranı % 20-30 düzeyinde kalmıştır. Literatürde sıkıştırma döküm yöntemi ile yüksek takviye hacim oranına sahip (> % 50) Al matris kompozit malzemelerle ilgili sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır (Wu ve diğ., 2003; Beffort ve diğ., 2007).

Yüksek hacim oranlı seramik takviyeli metal matris kompozitler genellikle sıkıştırma döküm, basınçlı infiltrasyon ve vakum ile üretilmektedir. Sıkıştırma döküm yönteminden farklı olarak vakum ve basınçlı infiltrasyon yönteminde kapalı bir kalıp içindeki preforma sıvı metali itelemek için erkek kalıp (piston) yerine asal gaz kullanılmaktadır. Yüksek hacim oranlı seramik takviyeli metal matris kompozit üretimi için kullanılan takviye elemanın rijitliği, mukavemeti ve infiltrasyon sırasında erkek kalıbın hızı önemlidir. Sıkıştırma döküm yöntemine göre vakum ve basınçlı infiltrasyon düşük infiltrasyon hızına sahiptir.



Şekil 2.1: Metal matris kompozit üretim yöntemlerinin şematik planı (Clyne ve Withers, 1993).

2.3.1. Sıkıştırma (squeeze) Döküm Yöntemi

Sıkıştırma döküm, döküm kalitesini iyileştirmek için basınç kullanılmasına izin veren kompozit üretim yöntemlerinden biridir (Long ve diğ., 1999; Vijayaram ve diğ., 2006). Temel prensip kapalı bir kalıpta sıvı metali yüksek basınçlar altında (50 – 200 MPa) hızlı bir şekilde katılaştırmaktır. Hızlı katılaştırmaya ek olarak yüksek hidrostatik basınç etkisi altında gaz ve porozitenin azalmasıyla döküm kalitesi iyileşmektedir. Metal matris kompozit üretiminde sıkıştırma döküm; bir bağlayıcı ile kısa fiber ve kılcal kristallerin bir arada tutulmasını sağlayan önceden şekil verilmiş poroz preforma sıvı metalin enjeksiyonu ve hızlı katılaştırmasını içermektedir. Önceden şekil verilmiş preform bir kalıba yerleştirilir ve sıvı metal kalıba dökülmeden önce kalıpla birlikte ısıtılır ve basınç uygulanır. Sıvı alaşımın katılaşmasını geciktirmek amacıyla kalıp, preform ve kalıp, matris alaşımının ergime sıcaklığını aşmayacak (yaklaşık matris ergime sıcaklığının 100-200 °C altındaki) bir sıcaklığa kadar ön ısıtmaya tabi tutulmaktadır. Sıkıştırma dökümle üretilen kompozitlerin kalitesini etkileyen önemli üretim yöntemi değişkenleri kalıp ön ısıtma sıcaklığı, takviye fazının sıcaklığı, sıvı sıcaklığı ve uygulanan basınçtır (Rohatgi, 1988; Wu ve diğ., 2003; Vijayaram ve diğ., 2006). Bu üretim yöntemlerinin avantajları basitlik, operasyon hızı ve daha iyi döküm kalitesidir.

Bu yöntemin en büyük dezavantajı üretilen parça boyutudur. Preformun ıslatabilirliği zayıf olduğu zaman artan preform boyutuyla gerekli basınç (100 – 200 MPa) artar. Uygulanan yüksek basınç, sıvı metalin takviye elemanını (fiber, kılcal kristal veya partikül) ıslatmasını sağlar ve preformun içine akması ve tam olarak doldurması için sıvı metale kuvvet uygulamaktadır. Fiber takviyeli metal matris kompozitlerin üretimi sırasında kullanılan mekanik işlem, seramik fiberlerin verimsiz kullanımına ve aşırı fiber kırılmasına sebep olduğundan sıkıştırmalı döküm yöntemi, son ürün şeklinde kompozit malzemenin üretimine imkan verdiği için ilgiyi üzerinde toplamıştır (Eliasson ve Sandstrom, 1995). Metal matris kompozitlerde takviye hacim oranı malzemenin uygulama alanına bağlı olarak %10 ila %70 arasında değişmektedir.

2.3.2. Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi

Basınçlı infiltrasyon döküm, takviye içeren poroz preforma sıvı metalin nüfuz etmesi için sıvı metale mekanik basınç (sıkıştırma döküm) yerine inert gaz basıncı uygulayan bir sıvı infiltrasyon şeklidir. İnfiltrasyon metotları basınçsız veya basınç destekli, vakumlu veya vakumsuz olabilir. Tüm operasyon, basınçlı bir kanalın kontrollü atmosferinde gerçekleştiği için basınçlı infiltrasyon metodu diğer üretim yöntemlerinden farklıdır. Hem basınç hem de sıcaklık kontrol edilebilir. Toz metalurjisi ve sıkıştırma dökümle karşılaştırıldığı zaman alet ve takım masrafı düşüktür ve istenen ürün şekli elde etmek mümkündür. Kullanılan kompozit üretim teknolojileri arasından toz metalurjisi yönteminde karıştırma, sinterleme ve ikincil metal işleme yöntemlerinin yorucu ve masraflı olması, sıkıştırma döküm yönteminde ise kullanılan yüksek basınçtan dolayı alet ve takım masrafıyla karşılaşıldığından istenen son ürün şeklini elde etmek zordur.

Matris ve takviyeyi birleştirmek için gerekli olan basınç seramik preformu dolduran sıvı matrisin viskozitesinin bir fonksiyonudur. Sıvı alaşım tarafından seramik preformun ıslatılması alaşım kompozisyonuna, seramik preform malzemeye, seramik yüzey işlemlerine, yüzey geometrisine, ara yüzey reaksiyonlarına, atmosfer, basınç ve süreye bağlıdır (Clyne ve diğ., 1985; Clyne ve Mason, 1987; Cornie ve diğ., 1987).

Basınçlı infiltrasyonun önemli bir dezavantajı uzun üretim süresinden dolayı reaktif takviye-matris çiftlerinde takviye ve matris arasındaki ara yüzey reaksiyonun oluşmasıdır. Başka bir dezavantaj ise büyük tane boyutlarıyla sonuçlanan düşük soğutma hızıdır.

Basınçlı infiltrasyon yöntemi özellikle yüksek hacimli takviye içeren MMK üretimi için uygundur. Takviye boyutu, şekline ve boyut dağılımına bağlı olarak takviye hacimsel oranı fiber preformlar için düşük yüzdelerde, partikül preformlar için %75'e kadar değişmektedir.

2.3.3. Basınçsız İnfiltrasyon Yöntemi

Yüksek hacimli partikül takviyeli MMK üretmek için patentli metot Lanxide şirketi tarafından geliştirilmiştir (Aghajanian ve diğ., 1989; Aghajanian ve diğ., 1991).

Üretim şartlarının tam olarak kontrolü, basınç ve vakum yardımı olmaksızın meydana gelen infiltrasyondan dolayı Lanxide üretim yöntemi olarak adlandırılan bu yöntem eşsizdir. Kendiliğinden infiltrasyon için yeterli olmayan ancak gerekli olan iki şart (i) Mg içerikli alüminyum alaşımı ve (ii) azot içerikli atmosfer olmasıdır. Basıncsız infiltrasyon üretim yöntemi Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 , TiB_2 , AlN gibi geniş dolgu malzemelere uygulanmaktadır (Rao ve Jayaram, 2001).

Basıncsız infiltrasyon üretim yönteminin önemli bir dezavantajı uzun üretim süresi ve reaktif takviye-matris çiflerinde takviye ve matris arasındaki ara yüzey reaksiyonun oluşmasıdır. Başka bir dezavantaj ise matris olarak Mg içerikli alüminyumun kullanılmasıdır (Rao ve Jayaram, 2001).

2.3.4. Toz Metalurjisi Yöntemi

Toz metalurjisi, metal alaşım tozu ile takviye elemanın (partikül, kısa fiber veya kılcal kristal) homojen olarak karıştırılması, bir kalıp ile bu karışıma yük uygulanması, gaz giderme ve istenen son ürünü oluşturmak için vakum altında sinterleme üretim yöntemlerinden meydana gelir. Bu üretim adımları homojen ve yüksek performanslı kompozit ürün elde etmek için önemlidir. Yüksek mukavemetli kompozit üretiminde takviye (çoğunlukla seramik partikül) boyutunun 5 μm çapında, diğer yandan matris alaşımının (alüminyum, magnezyum) toz boyutları 20 ila 40 μm çapında olması istenir. Partikül boyutundaki bu fark daha büyük matris tanelerinin çevresinde küçük seramik partiküllerinin sürekli bir ağ oluşmasını sağlar ve böylece mikroyapısal inhomojenlik ortaya çıkmaktadır. Bu ağ yapısındaki porozite, ikincil bir ısıtım işlem sırasında ergimiş matris alaşım ile infiltre olmalıdır. Ayrıca başlangıç matris alaşım tozları önemli ölçüde oksitlenmişse çok ince mikron çapında oksit partiküller tane sınırlarında yığılır. Hem porozite hem de mikron çapında oksit partiküller kompozitin kırılma tokluğunu önemli miktarda azaltabilir.

İkincil proseste kütük, ekstrüzyon, tel çekme ve haddeleme gibi geleneksel metal şekillendirme yöntemleri kullanarak ürün formuna dönüştürülebilir. Bu yöntemlerin hepsi kütleli ürün elde etmek için uygundur. Ancak mekanik karıştırma, uygulanan basınç ve ara yüzey reaksiyonu nedeniyle takviye elemanı ve kompozit özelliklerinin bozulmasını önlemek için karıştırma, birincil sinterleme ve ikincil üretim şartları tam olarak kontrol edilmelidir (Rack ve diğ., 1982; Wu ve Sherby, 1984; Nieh ve

Chellman, 1984; McDanel, 1985; Hasson ve diğ., 1985; Crowe ve diğ., 1985). Uzun üretim süresi ve yüksek basınç toz metalurjisi maliyetini artırmaktadır.

Toz metalurjisi ile üretilen metal matris kompozitte takviye hacim oranı maksimum %55'dir. Kütükteki partikül miktarı arttıkça, kütüğün daha az deformasyonu ve üretim cihazının kapasite sınırı nedeniyle toz metalurjisi (özellikle ikincil yöntemler) için üretilebilirlik zorlaşmaktadır.

2.3.5. Difüzyon Bağlanma Yöntemi

Metal matris kompozit malzemeler uzun bir süredir gelişme sürecindedir. Ancak askeri ve havacılık endüstrisindeki teşvikten dolayı en çok çalışılan konular, takviye elemanı olarak sürekli bor (Hu ve diğ., 2006; Abenojar ve diğ., 2006), SiC (Zhu ve diğ., 1999; Ravi Kumar ve Dwarakadasa; 2000), Al₂O₃ (Tjong ve Ma, 2000) ve W (Clausen ve diğ., 2006) takviyeli titanyum ve alüminyum matris kompozitlerdir. Sürekli fiber takviyeli metal matris kompozitlerin gelişimi difüzyon bağlanma yönteminin kullanılmasıyla sağlanmaktadır.

Difüzyon bağlanma üretim yöntemi, fiber yüzey işlemi, fiber ve metal folyo montajı, elde edilen preformun kesilmesi, difüzyon bağlanma ve ikinci bir talaşlı işlemde oluşmaktadır. Takviye fiber ile matris alaşımını bir arada tutmanın yolları fiber tipine bağlıdır. Cu gibi iyi termal iletkenliğe sahip bir metal makara üzerine sarılan B, C, SiC, W ve Al₂O₃ gibi tekli filamanlar veya fiber yığınları ince folyo formunda preform malzemeler plazma püskürtme, kimyasal kaplama, elektro kaplama, kimyasal buhar biriktirme (CVD kaplama) ve fiziksel buhar biriktirme (PVD kaplama) gibi kaplama metotları ile matris malzeme üzerine uygulanabilir. Preform levhalar makasla kesilir ve istenilen fiber hacim oranı ve kalınlığı sağlamak için önceden belirlenmiş yönlere dizilebilir. Difüzyon bağlanmanın en büyük avantajı vakum veya inert gaz atmosferinde ısı ve basınç uygulanmasıyla fiber ve matrisin bağlanabilmesi için yönlü veya izostatik pres ile şekillendirilebilmesidir (Moore ve diğ., 1981; Chawla, 1987). Çeşitli difüzyon bağlanma yöntemlerinden biri olan karbon fiberlerin ve metal folyoların değişen tabakalarının bir yığını katı fazda bağlanabilmesi sıcak presle sağlanmaktadır. Ayrıca karbon fiberler, kompozit oluşturmak için sıvı alüminyum banyodan geçirerek bir metalle kaplanabilir (Katzman, 1987).

Süperalaşım matris kompozitlerin üretilmesinde difüzyon bağlanma, üretim sırasında kullanılan düşük sıcaklıklar ve bu düşük sıcaklıklarda fiber çatlaması olmaksızın plastik olarak deforme edilebilme özelliğinden dolayı en etkili metotlardan biridir (Ahmad ve Barranco, 1980; Rozner ve Wiley, 1980; Signorelli, 1982). Ancak sınırlı folyo alaşım sayısı, özel fiber hacimsel oranda istenilen kalınlıkta folyo üretmek için gerekli özel üretim şartları, düz veya düşük eğri şekillerle sınırlı olan üretim geometrisi ve büyük ürünler için gerekli yüksek basınç (20 MPa) gibi faktörler difüzyon bağlanma yöntemini sınırlamaktadır (Mortensen ve diğ., 1989).

3. ALUMİNYUM MATRİS KOMPOZİTLER

3.1. Giriş

Düşük üretim sıcaklığı, düşük yoğunluk, düşük elektrik direnci, yüksek termal iletkenlik, düşük maliyet, yüksek mukavemet/ağırlık oranı ve iyi işlenebilirlik özellikleri istenen otomotiv ve elektronik paket uygulamalarında matris malzeme olarak alüminyum tercih edilmektedir (Taha, 2001; Surappa, 2003; Miracle, 2005). Tablo 3.1’de alüminyum ile diğer metallerin karşılaştırmalı olarak yoğunluk ve fiziksel özellikleri verilmiştir. Magnezyum ve Berilyum hariç diğer metallere göre daha hafif olan alüminyum sünek ve yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir. Benzer yoğunluk, ergime sıcaklığı ve üretim yöntemlerine sahip olan magnezyum ve alaşımları düşük korozyon direncinden dolayı daha az kullanılmaktadır (Wilks, 1992). Alüminyum üzerinde oluşan koruyucu oksit tabakası alüminyumun atmosferik korozyona karşı direncini yükseltmektedir. Ayrıca alüminyum manyetik ve zehirleyici değildir. Elektrik iletkenliği saf bakırın yaklaşık %60’ı kadar olan alüminyum yüksek termal iletkenlik göstermektedir. Bakıra nazaran yoğunluğu düşük olan Alüminyum daha yüksek özel iletkenliğe sahiptir.

Tablo 3.1: Matris malzemesi olarak seçilen metallerin yoğunluk ve fiziksel özellikleri (Metals Handbook, 1978; Chou ve diğ., 1985).

Metal	Yoğunluk (g/cm ³)	Ergime Sıcaklığı (°C)	Elastisite Modülü (GPa)	Mukavemet (MPa)	Termal İletkenlik (W/m°C)	Termal Genleşme Katsayısı (x10 ⁻⁶ /°C)
Alüminyum	2,7	660	68,9	290	221	23,6
Magnezyum	1,74	649	44,0		100	26,1
Ti-6Al-4V	4,51	1660		985	16	9,5
Berilyum	1,85	1350	310	1100		11,6
Bakır	8,90	1083	124	413	391	16,5
Tungsten	19,3	3410	345	2890	178	4,6
Paslanmaz Çelik	7,9	1539	200	2390		8,5
Molibden	10,2	2625	331	2200	146	5,1

3.2. Alüminyum Matris Kompozitlerin Yapısal Özellikleri

Bu bölümde, alüminyum matris kompozitlerin mikroyapı bileşenlerini oluşturan takviye elemanı ve matris tanıtılacaktır. Ayrıca üretim sırasında takviye elemanı ile matris ara yüzeyinde gerçekleşen reaksiyonlar açıklanmıştır.

3.2.1. Takviye Elemanı

Düşük termal genleşme katsayısına sahip alüminyum matris kompozitler üretmek için takviye elemanı düşük termal genleşme katsayısı, yüksek elastisite modülü ve iyi bir matris-takviye bağlanma özelliklerine sahip olmalıdır (Miracle, 2005). Elektronik paket uygulamalarında, yüksek termal iletkenlik ve yüksek elastisite modülü ile birlikte düşük yoğunluk ve düşük termal genleşme katsayısına sahip birbirine uyumlu alüminyum/matris bileşenleri üzerine çalışmalar devam etmektedir. Takviye elemanı ve matris arasındaki birleşmeyi sağlayan sınırlı reaksiyona rağmen takviye elemanı seçimi matris ve takviye arasında gerçekleşen reaksiyona göre belirlenmektedir. Üretim sıcaklığı arttığında bu reaksiyon daha fazla olmaktadır. Bu nedenle kompozitin yüksek sıcaklık direnci açısından takviye elemanı ve alüminyum matris arasında reaksiyonun gerçekleşmesi istenilmez. Tablo 3.2’de alüminyum matris kompozitlerde kullanılan takviye elemanlarının özellikleri verilmektedir. Düşük termal genleşme katsayılı kompozitler üretmek için en iyi takviye elemanları SiC, AlN ve Si partikülleridir (Taha, 2001; Miracle, 2005; Zhang ve Gu, 2006). Si partikülleri nispeten düşük elastisite modülüne sahip olduğundan (Tablo 3.2) alüminyum matris kompozit üretiminde genellikle takviye elemanı olarak Si partikülleri yerine SiC partikülleri kullanılmıştır.

Tablo 3.2: Alüminyum matris kompozitlerde kullanılma potansiyeline sahip takviye elemanlarının özellikleri (Taha, 2001; Miracle, 2005).

Malzeme	Yoğunluk (g/cm ³)	Elastisite Modülü (GPa)	Poisson Oranı	Mukavemet (MPa)	Termal İletkenlik (W/m°C)	Termal Genleşme Katsayısı (x10 ⁻⁶ /°C)
Karbür						
SiC _w	3,21	400	0,20	20685	32	3,4
SiC _p	3,21	400	0,20	2068	120	3,4
B ₄ C	2,52	448	0,21	2275	39	3,5
Nitrürler						
AlN	3,26	345	0,25	2137	150	3,3
Si ₃ N ₄	3,18	207	0,27		28	1,5
BN	2,25			1379	39	3,5
Oksitler						
Al ₂ O ₃	3,98	379	0,25	2068	30	7,0
SiO ₂	2,66	73,1	0,17	5860	1,4	<1
LiO ₂ .Al ₂ O ₃ .4SiO ₂	2,38	67,6	0,19		1,3	<1
LiO ₂ .Al ₂ O ₃ .8SiO ₂	2,39	69,0	0,18		1,3	<1
Al ₂ TiO ₃	3,68	30,3	0,20		2,0	1,0
Diğerleri						
Si	2,33	112	0,42		100	3,0
C fiber	2,18	690			400	-1,5

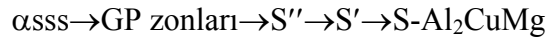
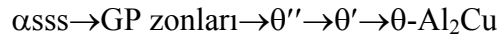
Kompozit üretiminde genellikle karbür, nitrür, oksit ve borür gibi refrakter bileşiklerden oluşan endüstriyel tozlar kullanılmaktadır. Ancak daha çok tercih edilen süreksiz takviye elemanları partikül ve kılcal kristal formda SiC ve Al₂O₃'dır. Al₂O₃'a göre daha yüksek sertlik ve kırılmaya karşı direnci daha yüksek olduğu için genellikle SiC, takviye elemanı olarak kullanılmaktadır (Shipway ve diğ., 1998; Ahlatci ve diğ., 2006). Kompozitlerin mukavemetinde etkin bir artış partikül takviyesinden daha çok fiber takviyesi ile mümkündür. Bununla birlikte fiber takviyeli kompozitlerin mekanik özellikleri takviyenin yönlenmesine bağlıdır. Partikül takviyeli kompozitler ise yapısal uygulamalar için beklenen özellikleri veren izotropik malzemelerdir. Takviye seçimi partikül şekli, kompozit üretim yöntemi, maliyet ve kompozitin uygulama alanı dikkate alınarak yapılmaktadır. SiC yüksek sertlik, elastisite modülü ve düşük termal genleşme katsayısına sahip kovalent bağlı bir bileşiktir. Silisyum karbür partikül ve kılcal kristal formda diğer seramiklere göre ergimiş alüminyum tarafından iyi bir ıslatabilirlik özelliği ve düşük maliyetinden dolayı alüminyum matris kompozitlerde tercih edilmektedir. α ve β olmak üzere iki tip SiC kristal faz vardır. α SiC ya rombohedral ya da hegzagonal latis yapıya sahip olup altı farklı formda oluşmaktadır (Kingery ve diğ., 1976). α SiC hegzagonal sıkı paket atom pozisyonunda anyon ve tetragonal bölgelerin bir kısmında katyonlardan oluşan Wurtzite yapı olarak tarif edilmektedir. β SiC ise yüzey merkezli kübik atom pozisyonunda anyon ve tetragonal bölgelerin bir kısmında katyonlardan oluşan karışımdır. Genellikle β SiC polimer esaslı malzemelerden üretilirken, α SiC ise yüksek sıcaklıkta silikanın karbotermik redüksiyonu sonucu oluşmaktadır (Srinivasan, 1989). β SiC 2000°C'ye ısıtıldığı zaman α formuna dönüştüğü için α SiC yüksek sıcaklıkta daha karardır.

3.2.2. Matris

Çoğu alüminyum alaşımlarının yoğunluğu saf alüminyuma yakındır. Diğer aday matris metallerle karşılaştırdığımız zaman saf alüminyum 660 °C'de ergimekte olup ve bu da toz metalurjisi gibi katı faz yöntemiyle (Harrigan, 1998) veya geleneksel döküm yöntemleriyle (Clyne ve Withers, 1993) alüminyum matris kompozitlerin üretimine imkân vermektedir.

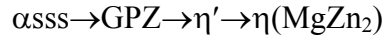
Alüminyum matris kompozitler için çeşitli ısıt işlemleri yapılabilir çok çeşitli alüminyum alaşımları matris malzemesi olarak seçilebilir. Dövme alaşımlarından 2XXX, 6XXX ve 7XXX serisi gibi ısıt işlemleri ile sertleştirilebilir alüminyum alaşımları matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. Al matris seçimi, yaşlandırma ile elde edilen mukavemet, alaşım elementlerinin eklenmesiyle tokluk ve korozyon direncine bağlı olarak değişmektedir. Bu alaşımlara uygulanan sertleştirme amaçlı ısıt işlemleri yöntemi: çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işleminden oluşmaktadır. Yaşlanma, çözeltiye alma ve su verme ile elde edilen yarı kararlı aşırı doymuş katı çözeltinin (α_{ss}) ayrışmasıyla metaller arası bileşiklerin çökmesini sağlamaktadır (Kiourtsidis ve diğ., 2004). Yarı kararlı aşırı doymuş katı çözelti (α_{ss}) ürünleri ve dislokasyonlar arasındaki etkileşimler mukavemeti artırmakta ve birbirine uyumlu çökelti fazlarının miktarını artıran yaşlandırma koşulu kompozitlerin aşınma direncini de yükseltmektedir (Benal ve Shivanand, 2006).

Al-Cu-Mg esaslı alaşımlarda yaşlandırma sürecinde meydana gelen çökelti fazlarının oluşum sırası genel olarak (Mondolfo, 1976),

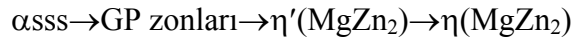


sırasıyla belirtilmektedir. Burada, GP zonları (Cu) Guinier-Preston bölgeleri, θ'' ve θ' yarı kararlı Al_2Cu fazları ve θ ise denge durumundaki Al_2Cu fazı olarak adlandırılmaktadır (Harris ve diğ., 1993). GP zonları (Cu/Mg) Guinier-Preston-Bagariastkij bölgeleri, S'' ve S' yarı kararlı Al_2CuMg fazları ve S ise denge durumundaki Al_2CuMg fazını içermektedir (Harris ve diğ., 1993; Kiourtsidis ve diğ., 2004). Takviyesiz kompozitlerde Al_2CuMg fazı oluşurken, SiC takviyeli Al-Cu-Mg-Mn ve Al-Cu-Mg-Si matris kompozitlerde ise Al_2Cu , Mg_2Si fazları oluşmaktadır (Kiourtsidis ve diğ., 2004). Ancak SiC takviyeli alüminyum matris kompozitlerin ısıtma özelliklerini iyileştirmek için kullanılan Mg, mikroyapı bileşenlerinden Cu'nın tümü ile reaksiyona girerek Al_2Cu yerine Al_2CuMg fazı oluşmaktadır (Saraswathi ve diğ., 2006).

Al-Zn-Mg-Cu alaşımda ise oluşan yaşlanma (Şekil 3.1),



şeklinde olup, burada α_{ss} aşırı doymuş katı çözelti, GP bölgesi uyumlu küresel Guinier-Preston bölgeleri, η' yarı kararlı geçiş fazı ve η ise denge durumunda bulunan uyumsuz $\eta(MgZn_2)$ fazıdır (Baydoğan, 2003).



Şekil 3.1: Farklı yaşlandırma şartlarında Al-Zn-Mg-Cu alaşımı için çökelme mekanizmalarının şematik gösterimi. O: Orijinal yapı; T6: Çözeltiye alındıktan sonra yapay yaşlandırılmış yapı; T7: Çözeltiye alındıktan sonra aşırı yaşlandırılmış yapı (Baydoğan, 2003).

Isıl işlem görmüş matris ve elde edilen özelliklere, takviye partikülleri ve kılcal kristallerin etkisi olabileceğinden dolayı, takviyeli metal matrislerde matris alaşımı takviyesiz alaşıma uygulanan ısıtılma benzer bir davranış göstermeyebilir (Christman ve Suresh, 1988; Kiourtsidis ve diğ., 2004). Ayrıca bu konuda yapılan çalışmalarda takviye elemanın yaşlanma kinetiği, çökelme davranışı ve çözülme kinetiğine önemli bir etkisi olabileceği belirtilmiştir (McDanel, 1985; Friend ve diğ., 1988; Towle ve Friend, 1992; Harris ve diğ., 1993; Kiourtsidis ve diğ., 2004). Takviyeli alaşıma uygulanan ısıtılmanın oluşturduğu etki, takviyesiz alaşıma göre önemli bir şekilde farklı olduğu görülmüştür (Kiourtsidis ve diğ., 2004; Seyed Reihani, 2006). Ancak Harris ve arkadaşları (1993) takviyesiz alaşıma göre SiC takviyeli alüminyum matris kompozitlerin oda sıcaklığında yaşlandırma davranışına SiC takviyenin etkisi olmadığını ileri sürmüştür. McDanel (1985) seramik takviyenin düşük mukavemetli matris alaşımlara nazaran yüksek mukavemetli matris alaşımlara eklenmesiyle oransal etkisinin az olduğunu belirtmiştir. Takviyesiz

alaşım ile karşılaştırıldığı zaman metal matris kompozitlerin farklı yaşlandırma kinetiği göstermesinin nedeni yüksek dislokasyon yoğunluğu içermeleridir. Yüksek dislokasyon yoğunluğu, ya matris içinde elementlerin difüzyon hızını artırarak ya da çökeltilerin çekirdeklenmesi için tercihli bölgeleri oluşturarak yaşlanma kinetiğini pozitif olarak değiştirmektedir (Towle ve Friend, 1992). Ancak bazı durumlarda yüksek dislokasyon yoğunluğu, su vermeyle ortaya çıkan Guinier-Preston (GP) bölge oluşumunun başlangıç evresinde önemli olan boşlukları yok ederek kompozitin yaşlanabilir hızını azaltmaktadır (Friend ve diğ., 1988).

Yaşlanabilir Al alaşımı matrise sahip kompozitlerin yaşlanması sırasında sertleşme kinetiği ve büyüklüğündeki farklılık çeşitli faktörlere bağlıdır. Rack (1988) magnezyum içeriğinin 1,63'den 1,34'e azalmasıyla metal matris kompozitlerde sertliğin azaldığını rapor etmiştir. Benzer bir etkide, bakır içeriğinin 4,6'dan (2124 alüminyum alaşımı) 3,7'e (2048 alüminyum alaşımı) azaldığında görülmüştür.

SiC partikül boyutunun azalmasıyla en yüksek sertliğe varmak için gerekli olan süre azalmaktadır. Bunun nedeni de, azalan partikül boyutuyla birlikte partiküller arası mesafe azaldığından dislokasyon yoğunluğu artarak (Yan ve diğ., 2006) matris içinde daha hızlı çözünenlerin difüzyonundan kaynaklanmaktadır. Sannino ve Rack (1995 a) SiC partikül takviyeli 2XXX matris kompozitlerde takviye boyutunun yaşlanma davranışına ve yaşlanma kinetiğine etkisini incelemiştir. Partikül boyutunun azalmasıyla en yüksek sertliğin elde edildiği yaşlanmanın gerçekleşmediği bölgede sertleşme hızı azalmıştır. Ancak en yüksek sertliğin elde edildiği yaşlanma ve aşırı yaşlanma şartlarında sertleşme hızı etkilenmemiştir. 2009 matris kompozitin yaşlanması SiC partikül takviyenin boyutuna bağlı olarak iki veya üç safhada gerçekleşmektedir. 2009/SiC kompozitin yaşlanma davranışının ilk evresi, aşırı doymuş Al-Cu-Mg katı çözeltisinden GP 1 zonu oluşmaktadır. Bu safha sırasında partikül boyutunun azalmasıyla sertlik artmaktadır. Takviye partikül boyutunun azalmasıyla aşırı doymuş katı çözeltiden GP I dönüşümü azalmaktadır (Sannino ve Rack, 1995 a). Daha küçük partikül takviyeli (4 µm) metal matris kompozitin yaşlanması sırasında GP 1 zonun oluşumunda azalma, %20 SiC partikül takviyeli su verilmiş 2009 Al matris kompozitte boşluk konsantrasyonunu etkilemektedir (Sannino ve Rack, 1995 a). SiC partikül boyutunun azalmasıyla birlikte partikül metal matris ara yüzey alanının artmasından dolayı boşluk

konsantrasyonu azalmaktadır (Sannino ve Rack, 1995 a). Bu ara yüzey, su verme sırasında boşluk havuzu oluşturmaktadır. Daha büyük takviye içeren metal matrislerde devam eden yaşlandırma GP 1 bölgesinden GP 2 dislokasyon karışıklığına geçişi sağlamaktadır. Daha küçük partikül takviyeli kompozitte yaşlanmanın başlangıç evresi oluşmazken doğrudan GP 2 dislokasyon karışıklığı meydana gelmektedir. 2009/SiC metal matris kompozitlerin bütün partikül boyutlularında yaşlanmanın üçüncü evresi olan S'/S heterojen çekirdeklenmesi ve GP 2→ S'/S dönüşümü olmaktadır (Sannino ve Rack, 1995 a).

Metal matris kompozitlerde deformasyon sertleşmesinin, partikül hacim oranı (V_p) ve matris kayma modülü ile ilişkisi olduğu görülmüştür (Miller ve Humphreys, 1991; Kiourtsidis ve diğ., 2004). 5 μ m boyutlu ve dört farklı hacim oranında (10, 15, 20, 25) SiC partikül takviyeli alüminyum matris (8.99 Zn, 2.77Mg, 1.47Cu, 0.1Zr ve her birinde ağırlıkça 0,1 Fe, Ni ve Si ve kalan Al) kompozitte, yüksek hacimli kompozitin yaşlanma kinetiğinin takviyesiz ve hacimce % 10 SiC takviyeli alüminyum kompozitin yaşlanma kinetiğinden farklı olduğu ileri sürülmüştür (Davies, 1996; Kiourtsidis ve diğ., 2004). Hacimce %20 SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitte çökeltme, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve düşük boşluk konsantrasyonu nedeniyle dislokasyonlar üzerinde oluşmaktadır (Davies ve diğ., 1992; Gnjjidic ve diğ., 2001). Oluşan çökelti, kompozitin mukavemeti üzerine çok az bir etkiye sahiptir.

Kompozit üretim yönteminin mikroyapı üzerine önemli bir etkisi vardır. Döküm yöntemi ile üretilen kompozitin yaşlanma kinetiğinin, toz metalürjisi ile üretilen kompozite nazaran daha düşük olduğu belirlenmiştir (Dutta ve diğ., 1989). Weiland ve arkadaşları (1998) SiC partikül takviyeli 2014 alüminyum matris kompozitin çökeltme kinetiğinin aynı bileşime sahip referans tozdan önemli bir şekilde farklı olduğunu göstermişlerdir. Bu farkın, tozda olmayan takviyenin metal matris kompozitlerde oluşturduğu termal uyumsuzluktan kaynaklandığı ileri sürülmüştür. Jae-chul ve arkadaşları (1997) püskürtme, toz metalürjisi ve döküm yöntemlerini kullanarak SiC partikül takviyeli 2024 Al matris kompozitlerde püskürtme tekniğinde uygulanan üretim sıcaklığının kompozit için belirlenen dönüşüm sıcaklığından daha düşük olduğunu ortaya çıkarmıştır.

3.2.3. Ara yüzey

Metal matris kompozitlerde üstün mekanik özellikler elde etmek için üretim sırasında takviye elemanının özelliğini bozmadan ancak hem korozi ortamlarda hem de yüksek sıcaklıklarda yapısal kararlılığını koruyabilen uygun ara yüzeyler oluşturmak gereklidir (Nieh ve Karlak, 1984). Matris/takviye ara yüzeyleri elde edilen kompozit özelliklerini belirlemede önemli bir rol oynamaktadır.

Silisyum karbür (SiC), bor karbür (B₄C) veya titanyum karbür (TiC) ile takviyeli alüminyum matris kompozitlerin üretiminde karşılaşılan problem alüminyum metal matris ile takviye karbür arasındaki ara yüzey reaksiyonlarının sonucu olarak karbür/ara yüzeyinde Al₄C₃ oluşmaktadır (Iseki ve diğ., 1984; Chernyshova ve Rebrov, 1986; Lloyd ve diğ., 1989; Ribes ve diğ., 1990; Gonzalez ve diğ., 1995; Zhou ve Xu, 1997; Fan ve diğ., 2005). Aşağıda SiC/alüminyum ara yüzeyinde tipik bir reaksiyon örneği görülmektedir:



Al₄C₃ çok gevrek ve kararsız olup kompozitlerin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkiler. Ayrıca Al₄C₃'ün hidrofil doğasından dolayı Al₄C₃ içeren kompozitler korozi ortamlara duyarlıdır (Lloyd ve diğ., 1989; Gonzalez ve diğ., 1995; Fan ve diğ., 2005). SiC ve sıvı alüminyum arasındaki uzun süre temasdan dolayı Al₄C₃ oluşmaktadır (Iseki ve diğ., 1984; Chernyshova ve Rebrov, 1986; Ribes ve diğ., 1990; Saha ve diğ., 2002). Bu nedenle kompozit üretimi sırasında Al₄C₃ oluşumu ya engellenmeli ya da minimum seviyeye indirilmelidir. Al₄C₃ oluşumunu önlemek veya SiC/Al kompozitlerde istenilen ara yüzeyleri elde etmek için kullanılan metotlar şunlardır;

- (a) Matrise silisyum eklemek (Iseki ve diğ., 1984; Pech-Canul ve Makhlouf, 2000),
- (b) SiC'ü SiO₂ ve TiO₂ gibi bazı oksit tabakalarla veya nikel ve bakırla kaplamak (Thanh ve Suery, 1991; Davidson ve Regener, 2000; Hashim ve diğ., 2001; Moustafa ve diğ., 2002)
- (c) SiC partikülleri ve sıvı alüminyum arasındaki uzun süreli teması engelleyecek uygun üretim yöntemleri kullanmak (Lloyd ve diğ., 1989; Ribes ve diğ., 1990).

Al/SiC kompozitlerin üretiminde yüksek sıcaklık ve/veya uzun üretim süreçleri istenilmeyen ara yüzey reaksiyonlarının gelişmesine sebep olmaktadır. Alüminyumun ergime noktasının üzerindeki sıcaklıklar ve atmosferik basınç altında SiC termodinamik olarak kararsız olur ve Al-Si-C sisteminde $923\pm 3^\circ\text{K}$ 'de denklem 3.1'deki reaksiyon sonucu Al_4C_3 (Iseki ve diğ., 1984; Viala ve diğ., 1990; Viala ve diğ., 1993) oluşmaktadır.

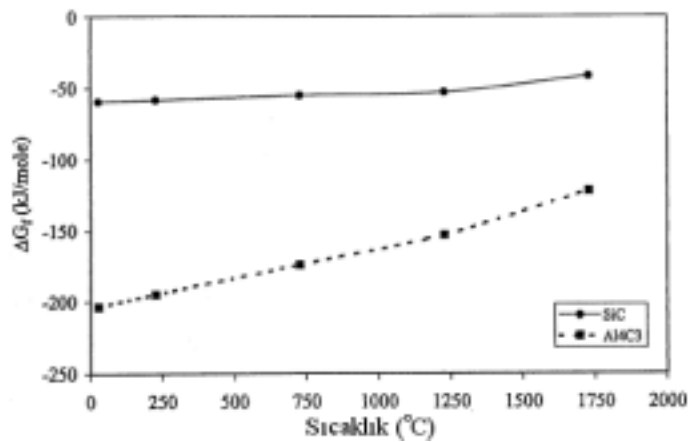
Sıvı hal üretim yöntemlerinde kullanılan tüm sıcaklık aralığında Al_4C_3 'ün SiC'den daha kararlı olduğu Şekil 3.2'de görülmektedir (Brandes ve Brook, 1992). Denklem 3.1'de görülen reaksiyon Al/SiC kompozitlerin üretilmesi sırasında oluşan istenmeyen reaksiyonlardan birisidir. Bu reaksiyon hem SiC takviye partiküllerini çözer hem de kompozit özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilir. Ayrıca bu reaksiyon sonucu oluşan Al_4C_3 kararsızdır ve atmosferik nemle reaksiyona girerek alüminyum hidroksit oluşmaktadır (Iseki ve diğ., 1984).



SiC/Al sisteminde bir başka muhtemel reaksiyon ürünü ise üçlü Al_4SiC_4 'dür (Viala ve diğ., 1990; Pech-Canul ve Makhoul, 2000; Shorowordi ve diğ., 2003).

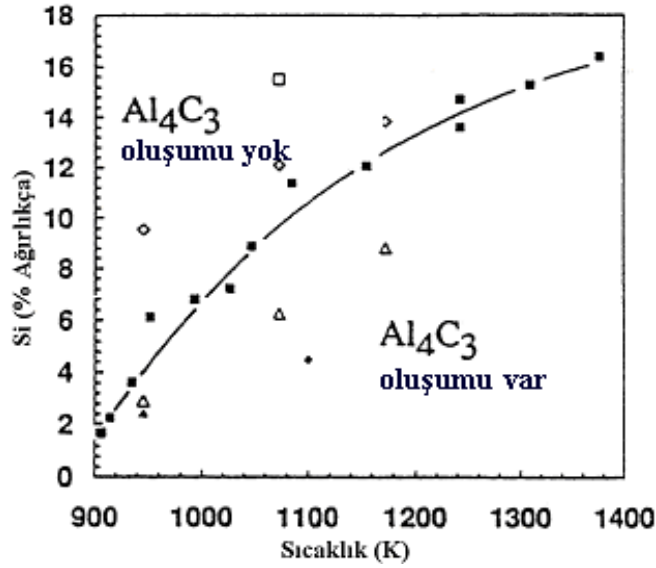


Sıvı alüminyum ve SiC arasındaki temas süresi, alaşım ilavesi, atmosfer gibi üretim parametrelerinin kontrolü ile uygun Al/SiC ara yüzeyi elde edilebilir. Örneğin üretim sırasında sıcaklık artırılarak ara yüzeyde ıslatabilirlik iyileşebilir.



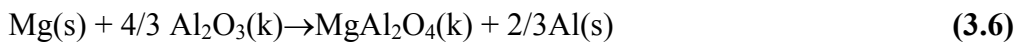
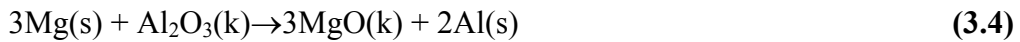
Şekil 3.2: Sıcaklığa bağlı olarak SiC ve Al_4C_3 fazlarının standart serbest enerji değişimi (Brandes ve Brook, 1992).

Al/SiC ara yüzeyine yakın alanlarda alaşımın Si içeriğinin artmasıyla Al_4C_3 ve Al_4SiC_4 oluşumu engellenebilir (Iseki ve diğ., 1984; Laurent ve diğ., 1987; Viala ve diğ., 1990; Viala ve diğ., 1993; Salvo ve diğ., 1994; Pech-Canul ve diğ., 2000). Şekil 3.3’de görüldüğü gibi gerekli Si içeriği sıcaklık ile artmaktadır ve bu grafik iki farklı bölgeden oluşup birinci bölge SiC’ün kimyasal olarak kararlı olduğu şartları, diğer ikinci bölge ise Al_4C_3 oluşumun gerçekleştiği şartları temsil etmektedir (Salvo ve diğ., 1994).



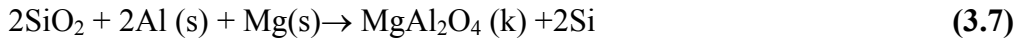
Şekil 3.3: SiC’ün kararlı ve kararsız olduğu bölgeleri gösteren alüminyum alaşımındaki Si içeriği ve sıcaklık değişimi (Salvo ve diğ., 1994).

Güçlü yüzey aktif element olan Mg, Al/SiC kompozitte sıvı alüminyum ve SiC takviye üzerindeki SiO_2 tabakasını örten alümina filmdeki oksijeni süpürmektedir (McLeod ve Gabryel, 1992; Pai ve diğ., 1995; Hashim ve diğ., 2001). Sıvı alüminyum ile temas halinde bulunan alümina termodinamik olarak karardır (Mehan ve McKee, 1976). Alüminyum alaşımındaki Mg aşağıda takip eden reaksiyonlar sonucu yapıda Al_2O_3 içeriğini azaltmaktadır (McLeod ve Gabryel, 1992; Pai ve diğ., 1995).



Bu reaksiyonların bir sonucu olarak oksit tabakasının kalınlığı azalır ve böylece ıslatma iyileşebilir. Bu sonuç ıslatabilirlik için itici bir kuvvet olup (Pech-Canul ve

diğ., 2000; Hashim ve diğ., 2001; Onat ve diğ., 2006) alüminyumun yüzey gerilimi ve viskozitesinin düşmesine sebep olmaktadır. Örneğin karıştırma tekniği ile üretilen Al metal matris kompozitlerde, sıvı metal ile karıştırılan SiC hacimsel oranı alüminyuma Mg ilavesi ile artmaktadır (Masounave ve Hamel, 1990). Basınçlı infiltrasyon kullanarak Al-Si-Mg alaşımlarının ıslatılabilirlik incelemelerinde, Mg₂Si oluşumu ile temas açısı azalmaktadır (Narciso ve diğ., 1994). Al-5Mg matris SiC takviyeli kompozitlerde matristeki Mg ile SiC'ün üzerindeki doğal SiO₂'in reaksiyonu sonucu Al₄C₃ azalarak MgAl₂O₄ (Pai ve diğ., 1995) oluşmaktadır.



Sistemdeki magnezyumun en önemli faydalı etkilerinden biri atmosferdeki azot gazı etkileşimi ile sonuçlanmaktadır (Aghajanian ve diğ., 1991; Lee ve diğ., 1998; Pech-Canul ve diğ., 2000; Rao ve Jayaram, 2001).

3.3. Alüminyum Matris Kompozitlerin Mekanik Özellikleri

Metal matris kompozitlerin davranışı, ara yüzey kalitesiyle doğrudan ilişkili olup, uygulanan gerilmeye bağlı olarak yük transferi, matrisin sertleşmesi ile kontrol edilmektedir. Ayrıca dislokasyon yoğunluğu ve çökelme durumu gibi mikroyapısal parametreler de önemlidir. Takviye elemanı, matrisin özelliklerini etkileyerek MMK'in mekanik özelliklerini değiştirmektedir. Matriste takviye elemanının üniform dağılımı ile takviyesiz malzemeye göre metal matris kompozitler %60 kadar yüksek akma ve çekme mukavemeti sergilemektedir. Takviye elemanın ilavesi ile süneklik ve tokluk azalarak MMK'in kullanımını sınırlamaktadır (Llorca ve diğ., 1992).

Metal matris kompozitlerin elastisite modülü, mukavemet, aşınma ve sürünme direnci gibi mekanik özelliklerinin yüksek, yoğunluk ve termal genleşme katsayısı gibi fiziksel özelliklerinin ise düşük olması istenmektedir. Servis sırasında aşırı elastik deformasyonu önlemek çok önemli olduğu için birçok mühendislik parçalarında direngenlik kritik dizayn parametresidir. Türbin motor parçası gibi ağır parçaların yerine sürünme direnci iyileştirilmiş kompozitler kullanılarak yüksek sıcaklıkta kullanıma uygun parçalar geliştirilebilir. Seramik partiküllerin alüminyum

alaşımlara ilavesi ile partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerin (AMK) bazı mühendislik özellikleri ve üretim yöntemlerinin etkisi aşağıda verilmiştir.

3.3.1. Direngenlik

Bir metalik alaşıma seramik partiküllerin ilavesi ile kompozitin elastisite modülü önemli miktarda artmaktadır (Legzdins ve diğ., 1997). Takviye elemanının ilavesi ile direngenlik özelliği artan kompozitin yüksek sıcaklıkta da bu özelliği sürdürmesi beklenmektedir. Kardan mili, elektronik alet rafları, bisiklet iskeleti ve güdümlü mermilerin kılavuz küreleri gibi mühendislik parçalarında direngenlik yüksek olmalıdır. Tablo 3.3 ve Tablo 3.4’da sırasıyla ticari takviyesiz alaşımların ve partikül takviyeli AMK’in özellikleri verilmiştir. Takviye hacim oranının artmasıyla kompozitin elastisite modülünün artması Tablo 3.4’den görülebilir ve karışımlar kuralına göre matematiksel olarak hesaplanabilir. Karışımlar kuralı sürekli takviyeli kompozitin elastisite modülünü belirlemede uygun iken, süreksiz takviyeli kompozitin elastisite modülünü gerçek değerinden daha yüksek çıkarmaktadır (Mondal ve diğ., 2006). Bu nedenle süreksiz takviyeli kompozitler için karışımlar kuralı modifiye edilerek Halpin-Tsai denklemi kullanılmaktadır (Lloyd, 1994).

$$E_k = \frac{E_m(1 + 2sqV_p)}{1 - qV_p} \quad q = \frac{(E_p / E_m - 1)}{(E_p / E_m + 2s)} \quad (3.8)$$

Burada E_k , E_m ve E_p sırasıyla kompozit, matris ve partikülün elastisite modülünü, s partikülün maksimum/minimum çapı oranı, ve V_p partikül hacim oranıdır.

Tablo 3.3: Takviyesiz alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri (Lloyd, 1994).

Alaşım	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% Kopma Uzama	Elastisite Modülü (GPa)
6061 (T6)	275	310	20	69
2014(T6)	476	524	13	73
2124(T6)	325	470	12	72
2618(T6)	370	470	9	74
7075(T6)	505	570	10	72
8090(T6)	415	485	7	80
A356 (T6)	205	280	6	76
A380(F)	160	320	3,5	72
AZ91	168	311	21	49
AZ61	157	198	3,0	38

Tablo 3.4: Ticari olarak kullanılan AMK’in akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % kopma uzaması, elastisite modülü ve üretim yöntemi veya üretici firma (Lloyd, 1994; Taha, 2001).

Malzeme	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	% Kopma Uzama	Elastisite modülü (GPa)	Üretim Yöntemi veya Üretici Firma
Dövme					
%10 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	296	338	7.5	81	Duralcan, Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	317	359	5.4	87	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	359	379	2.1	98	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	305	330	3.4	85	Comral 85, Comalco)
%15 SiC/6061 Al-T6	342	364	3.2	91	Cospray, Alcan
% 15 SiC/6061 Al-T4	405	460	7.0	98	DWA
% 20 SiC/6061 Al-T4	420	500	5.0	105	DWA
% 25 SiC/6061 Al-T4	430	515	4.0	115	DWA
% 10 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	483	517	3.3	84	Duralcan, Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	476	503	2.3	92	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /2014 Al-T6	483	503	1.0	101	Duralcan, Alcan
%15 SiC/2014 Al-T6	466	493	2.0	100	Cospray, Alcan
%17.8 SiC/2124 Al-T4	400	610	5-7	100	BP
%10 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	296	338	7.5	81	Duralcan, Alcan
%15 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	317	359	5.4	87	Duralcan, Alcan
%20 Al ₂ O ₃ /6061 Al-T6	359	379	2.1	98	Duralcan, Alcan
%17 SiC/2124 Al-T4	400	610	5-7	100	BP
% 20 SiC/2124 Al-T4	405	560	7.0	105	DWA
% 25 SiC/2124 Al-T4	490	630	2-4	116	BP
% 12 SiC/2168 Al-T6	460	532	3.0	98	Cospray, Alcan
% 15 SiC/7075 Al-T6	556	601	3.0	95	Cospray, Alcan
% 13 SiC/8090 Al-T4	455	520	4.0	101	Cospray, Alcan
% 13 SiC/8090 Al-T6	499	547	3.0	101	Cospray, Alcan
Döküm					
% 10 SiC/A356-T61	287	308	0.6	82	Duralcan, Alcan
% 15 SiC/A356-T61	329	336	0.3	91	Duralcan, Alcan
% 9.4 SiC/AZ91	191	236	2.0	47.5	Dow
% 15.1 SiC/AZ91	208	236	1.0	54	Dow
% 10 SiC/A380-F	245	332	1.0	95	Duralcan, Alcan
% 10 SiC/A380-F	308	356	0.4	114	Duralcan, Alcan

3.3.2. Süneklik

Tablo 3.3 ve Tablo 3.4 karşılaştırıldığında partikül takviyeli AMK’in mühendislik özelliklerinden biri olan süneklik düşmektedir. Çekme deneyi ile elde edilen % kopma uzaması değeri partikül içeriğinin artmasıyla hızlı olarak azalmaktadır (Legzdins ve diğ., 1997). Benzer olarak sertleştirme amaçlı ısıtma işlem uygulanabilir alaşımlarda yaşlanma süresinin artmasıyla % kopma uzaması azalmaktadır. Partikül içeriğinin artmasıyla direngenlik ve süneklikteki zıt değişimler AMK içinde partikül ve matris arasındaki etkileşimlerden kaynaklanmaktadır (Rees, 1998).

Kompozit hasarı, gerilme durumuna bağlı olarak partikül kırılması, matris/partikül ara yüzeyi ve partiküllerin topaklandığı bölgede matriste boşluk oluşumu ile gerçekleşmektedir (Lloyd, 1991; Lloyd, 1994; Prater, 2006; Ceschini ve diğ., 2006; Zhang ve Gu, 2006; Ozden ve diğ., 2007; Bonfoh ve Lipinski, 2007). Kaba partiküllü kompozit, ince partiküllü kompozitten daha yüksek çatlak başlama olasılığına sahip

olduğu için partikül kırılması kaba partikül takviyeli kompozitte daha yaygın olarak görülmüştür (Lloyd, 1994; Yan ve diğ., 2006; Prater, 2006; Ceschini ve diğ., 2006). Partikül topaklanması ile ilişkilendirilen hasar bölgesel gerilme yoğunlaşmasından dolayı oluşmaktadır. Ayrıca partikül boyutu ne kadar büyük olursa, partiküller daha fazla yük taşıyacaktır. Partikül boyutu 20 μm 'dan büyük olan SiC partikül (SiC_p) takviyeli Al matris kompozitlerde partikül kırılması önemli bir hasar mekanizmasıdır (Lloyd, 1991; Prater, 2006).

AMK'lerde takviye elemanın geometrisi matrisin deformasyon davranışını önemli bir şekilde etkiler (Padkin ve diğ., 1987; Lloyd, 1991; Brockenbrough ve diğ., 1991; Miracle, 2005; Mondal ve diğ., 2006; Prater, 2006; Bonfoh ve Lipinski, 2007). Bu durum genellikle takviye faz geometrisinin değişmesiyle dış yük etkisiyle matriste oluşan gerilme ve deformasyon alanları ile ilgili olup (Christman ve diğ., 1989 a; Tvergaard, 1990; Brockenbrough ve diğ., 1991; Mondal ve diğ., 2006; Bonfoh ve Lipinski, 2007), özellikle matris/takviye ara yüzeye yakın kırılma davranışını etkilemektedir. Song ve arkadaşlarına göre (1996) çekme kuvveti etkisi ile küresel partikül takviyeli kompozitte, takviye matris ara yüzeye yakın matriste boşluk oluşumu ile hasar başlarken, iğnesel partikül takviyeli kompozit ise takviye kırılmasıyla hasara uğramaktadır. Ancak basma kuvvetine maruz kalan iğnesel SiC partikül takviyeli kompozitte ise matris/SiC ara yüzeyinde bağ mukavemetinin yüksek olduğu rapor edilmiştir (Mondal ve diğ., 2006).

Literatürdeki deneysel sonuçlar, matriste boşluğun genellikle takviyenin keskin köşelerinde çekirdeklediğini göstermektedir (Nutt ve Needleman, 1987; Christman ve diğ., 1989 b; Dragone ve Nix, 1990). Bu nedenle kompozitin sünekliğini iyileştirmek için gerilme konsantrasyonunu azaltan küresel takviye elemanı kullanılmalıdır.

Plastik deformasyon etkisiyle matriste sert partiküller içinde veya çevresinde oluşan gerilme dağılımları iki faz arasında elastik uyumsuzluğa sebep olmaktadır (Watt ve diğ., 1996; Xu ve Watt, 1996; Tohgo ve Itoh, 2005; Mondal ve diğ., 2006). Takviye elemanının keskin köşelerinin etrafında gerilme yoğunluğu yüksek olmaktadır (Christman ve diğ., 1989 b; Dragone ve Nix, 1990). Gerilme alanlarının etkileşmesi yüzünden plastik deformasyon sırasında matriste dislokasyon tırmanması, boşluk çekirdeklenmesi ve büyümesi genellikle takviyesiz alaşımlardan farklıdır (Shi ve

Arsenault, 1994). Partiküller matrsten daha yüksek gerilmeler taşıma kabiliyetine sahiptir. Partiküller arasındaki gerilim transferi ve buna bağlı olarak partikül etrafındaki düzensizlikler AMK'de gözlenen hasar şeklini, direngenliği ve mukavemeti etkilemektedir.

3.3.3. Mukavemet

Tablo 3.3 ve Tablo 3.4 karşılaştırıldığında seramik partiküllerin eklenmesiyle %0,2 akma mukavemetinde artış dikkat çekmektedir. SiC kılcal kristal ve partikül takviyeli Al alaşımlarının mukavemeti üzerine ilk ciddi çalışma yapan McDanel (1985) akma ve çekme mukavemetinde %60'a kadar artış belirlemiştir. Mukavemet takviye elemanı hacim oranı, alaşım tipi ve uygulanan temper koşuluna, kompozit üretim yöntemine bağlıdır. Bu konuda çalışan bir çok araştırmacı bu sonuçları doğrulamasına rağmen, rapor edilen deneysel veriler malzeme kalitesi, üretim yöntemi ve test parametrelerindeki farklılıklar yüzünden değişmektedir. Yüksek mukavemetli alaşım matris olarak kullanıldığı zaman partikül takviyeli kompozitte mukavemetteki artış daha az olmasına rağmen seçilen matris alaşımı ne kadar mukavemetli olursa kompozitin mukavemeti de o kadar yüksek olmaktadır. Düşük mukavemetli alaşım matris olarak tercih edildiği zaman partikül takviyeli kompozitin mukavemetindeki artış daha belirgin olmaktadır (Dasgupta ve Meenai, 2005).

SiC partikül takviyeli alüminyum alaşımının mukavemet özelliklerine yaşlandırma işleminin ve partikül boyutunun etkisi incelenmiştir (Singh ve Lewandowski, 1993; Davis ve diğ., 1998; Yan ve diğ., 2006). Maksimum sertliğin elde edilmediği kompozitte, partikül kırılması ile partikül/matris ara yüzeyinde hasar gerçekleşirken, maksimum sertliğe sahip kompozitte ise hasar matriste oluşmaktadır. Kaba SiC partikül takviyeli Al matris kompozitte partikül kırılmasıyla mukavemet düşmektedir. Vedani ve Gariboldi (1996) SiC takviyeli 2014 Al matris kompozitin çekme deneyi sırasında deformasyonun tüm ölçü uzunluğu boyunca gerçekleştiğini ve kırılmadan önce boyun verdiğini belirlemişlerdir. Maksimum sertliğin elde edilmediği kompozitte deformasyon üniform iken, maksimum sertliği veren kompozitte ise bölgesel deformasyon oluşmaktadır. T6 temper durumunda, kırılma genellikle SiC partiküllerinin yoğun olduğu bölgede oluşmaktadır.

Metal matris kompozit malzemelerde muhtemel mukavemet artırma mekanizmaları; (i) matris ile takviye partiküller arasındaki termal genleşme katsayısındaki farktan dolayı soğuma sırasında matris ve takviye elemanı arasında termal büzülmeden kaynaklanan deformasyon dislokasyon üreterek mukavemet artışı, (ii) dislokasyonların kesişmesiyle yakın mesafedeki sert partiküllerin göstermiş olduğu direnç ile dispersiyon sertleşmesi, (iii) tane boyutu küçülmesiyle mukavemet artışı, (iv) takviye partiküller ve matris arasındaki deformasyon uyumsuzluğu yüzünden gerçekleşen deformasyon sertleşmesinden oluşmaktadır (Arsenault ve diğ., 1991; Clyne ve Whithers, 1993; Taha, 2001; Mondal ve diğ., 2006). Farklı mekanizmaların oluşması mikroyapı ve kompozit üretim yöntemine bağlıdır.

Takviye olarak kullanılan SiC takviye boyutunun kompozitin çekme davranışına etkisi yoktur. Zhang ve arkadaşları (2001) takviye boyutunun incilmesiyle akma mukavemetinin arttığını bulmuşlardır. Ayrıca daha büyük partikül boyutlu kompozit daha düşük deformasyonlarda düşük kırılma mukavemetinde hasara uğramıştır. Bunun nedeni kritik bir boyutta hataların oluşmasından kaynaklanmaktadır (Ashby ve Jones, 1986). Uygulanan gerilme matris malzemenin akma mukavemetine ulaştığı zaman takviye elemanlarının çoğu sağlam kalmaktadır. Daha küçük takviye elemanı kullanılması durumunda termal genleşme katsayısındaki farklılıktan dolayı termal iç gerilmeler daha büyük olmakta, artan dislokasyon yoğunluğu ve azalan tane boyutu ile mukavemet artmaktadır (Papazian, 1988; Mondal ve diğ., 2006). Bu nedenle matris üzerinde gerçek gerilme, akma mukavemetinden daha düşüktür ve matris daha büyük gerilme uygulanıncaya kadar akma göstermez ve iç hasar büyüklüğü artmaktadır. Böylece kompozit malzemelerin akma ve çekme mukavemeti artmaktadır.

Takviye partikül hacim oranının artmasıyla akma ve çekme mukavemeti artarken, tokluk ve süneklik düşmektedir (McDanel, 1985). Ancak SiC partikül takviyeli metal matris kompozitlerin mekanik özellikleri hem üretim yöntemine hem de sonradan uygulanacak termomekanik işlemlere bağlıdır (Ravi Kumar ve Dwarakadasa, 2000; Taha, 2001). Maksimum sertlik koşulunu veren ısıtma işlem şartlarında yüksek hacim oranlı kompozitin akma mukavemeti düşüktür ancak çözeltiye alma durumunda artış meydana gelmektedir (Ravi Kumar ve Dwarakadasa, 2000).

AMK'ler özellikle oda sıcaklığında yüksek mukavemetin istenildiği uygulama alanlarına sahiptir. Seramik partiküller yüksek sıcaklık uygulamalarında kompozitin elastisite modülünü iyileştirirken yüksek sıcaklık mukavemeti pek fazla değişmemektedir. AMK'in düşük sıcaklıklarda mukavemet artırma mekanizmalarının yüksek sıcaklıklarda etkin olmamasından dolayı tek bileşenli alaşımlara göre mukavemetteki küçük bir iyileşme yüksek sıcaklıklarda görülmemektedir. Böylece kompozit mukavemeti matrisin yüksek sıcaklık mukavemetiyle kontrol edilmektedir.

3.3.4. Aşınma

Aşınma incelemelerinin çoğunluğu SiC, Al₂O₃, B₄C ve TiB₂ gibi farklı partiküllerle takviyelendirilmiş Al alaşımlarının (2014, A356, 6061, 7091) aşınma performansı üzerine gerçekleştirilmiştir. Partikül takviyeli Al matris kompozitlerin aşınma direnci aşağıdaki nedenlerden dolayı takviyesiz Al alaşımdan daha yüksektir.

1. Takviye elemanının yüksek termal kararlılığı sayesinde partikül karışımı/oksidasyon bölgesinden kütsel tabaka ayrılma bölgesine geçiş daha yüksek sıcaklıklarda oluşmaktadır. (Modi ve diğ., 1992; Martinez ve diğ., 1993; Wilson ve Alpas, 1997; Nakanishi ve diğ., 2002).
2. Aşınma yüzeyinde sert partiküller yük taşıma etkisinden dolayı matrisi koruyabilir (Chung ve Hwang, 1994; Ravikiran ve Surappa, 1997; Straffelini, 2000). Yüzey ayrılmasını sağlayan seramik partiküller direkt teması önlemektedir (Alpas ve Zhang, 1994). Partiküllerin dağılımı, tabaka ayrılmasını azaltmakta (Zhang ve Alpas, 1993; Howell ve Ball, 1995) ve plastik deformasyon ve aşınma yüzeyinde matris akışını engellemektedir (Pramila ve diğ., 1992; Reddy ve diğ., 1994; Chung ve Hwang, 1994; Li ve Tandon, 2000).
3. Aşındırıcı metal, matris alaşımı ve ufalanmış SiC partikül karışımından oluşan mekanik olarak karışmış tabaka aşınmayı azaltabilir (Hosking ve diğ., 1982; Chung ve Hwang, 1994; Howell ve Ball, 1995; Basavarajappa ve diğ., 2006).

SiC takviyeli kompozitlerin, Al₂O₃ takviyeli kompozitlerden daha verimli olduğu ve bunun takviye elemanlarının kırılma ve ayrılma özelliklerinden kaynaklandığı ileri sürülmüştür (Alpas ve Zhang, 1994; Narayan ve diğ., 1995; Straffelini, 2000). Abrasiv ve yağlı kayma şartlarında Al matris kompozitler takviyesiz Al alaşımdan daha yüksek aşınma direncine sahiptir (Sannino ve Rack, 1995 b; Al-Rubaie ve diğ., 1999; Walker ve diğ., 2005). Ancak bazı kuru kayma ve erozif aşınma test sonuçları

bu eğilimi vermemiştir. Wilson ve Ball (1990), SiC takviyeli 6061 Al matris kompozitin erozif direncinin takviyesiz 6061 Al alaşımına benzer olduğunu belirtmiştir. Kompozitlerin sertliğinden daha çok kırılma tokluğu aşınma hızını kontrol ettiği için SiC ve Al_2O_3 takviyelendirilmiş 2014 Al matris kompozitin erozif aşınma direnci 2014 Al alaşımından düşük olduğu görülmüştür (Wu ve diğ., 1992). Yağlamalı şartlar altında aşırı yaşlandırılmış %20 SiC takviyeli 2124 Al matris kompozitlerin yüksek kırılma tokluğundan dolayı partikül ayrılması önlenerek aşınma direnci döküm haline göre daha yüksek olmaktadır (Pan ve diğ., 1990). %20 SiC takviyeli A356 kompozite uygulanan yaşlandırma işleminin aşınma direncini etkilemediği belirtilmiştir (Li ve Tandon, 1997). Sürtünme ısısının düşük olduğu ve çökeltilerin büyümesine önemli bir etkisi olmadığı düşünülerek plastik deformasyon nedeniyle kayma sırasında Mg_2Si çökeltileri büyümektedir. Maksimum sertliği veren yaşlandırma şartında plastik deformasyonla yüzey altı yumuşaması (Straffelini ve diğ., 1997) ve ayrılan partikül sayısının artmasıyla (Pan ve diğ., 1992) aşınma direnci azalmaktadır. Yaşlanma ile sertliğin artması, aşınma direncini önemli miktarda artırmadığı görülmüştür. SiC partikül-matris arasındaki zayıf bağlanma veya partikül kırılmasının artmasıyla aşınma direncini olumsuz yönde etkiler (Straffelini, 2000; Shorowordi ve diğ., 2006).

Aşındırıcı olarak çeliğe (AISI 52100 çeliği) karşı SiC partikül takviyeli Al matris kompozitlerin yüzeylerinde oluşan demir parçacıkları ara yüzeyde oksitlenerek yağlayıcı olarak davranmasından dolayı aşınma direncinin artmasına sebep olmuştur (Hosking ve diğ., 1982; Alpas ve Zhang, 1992 a; Pramila ve diğ., 1992; Gui ve diğ., 2000). 52100 kalite çeliğe karşı SiC partikül takviyeli Al matris kompozitin yüksek yük (39,2 N) altında, SiC partikül boyutunun artmasıyla aşınma hızı küçük oranda azalırken, 10 N gibi düşük yüklerde ise kompozitin aşınma hızı düşmektedir (Jokinen ve Anderson, 1990). SiC partikülün kırılma mukavemetinden (10-95 N) daha büyük yüklerde takviye partikülleri kırıldığı ve yük taşıma kapasitesini kaybettiği için aşınma yüzeyinde kararlı çatlak büyümesi ve matrisin tabaka halinde ayrılarak aşınma direncinin SiC takviye elemanından bağımsız olduğu bulunmuştur (Alpas ve Embury, 1991). Wang ve Rack (1991), SiC partikül ve kılcal kristal takviyeli 7091 Al matris kompozitin kuru kayma aşınma davranışını incelemiştir. Şekil 3.4'de takviyesiz 7091 Al alaşımı, SiC partikül ve SiC kılcal kristal takviyeli 7091 Al matris kompozitlerin farklı kayma hızlarında kayma mesafesine bağlı olarak aşınma

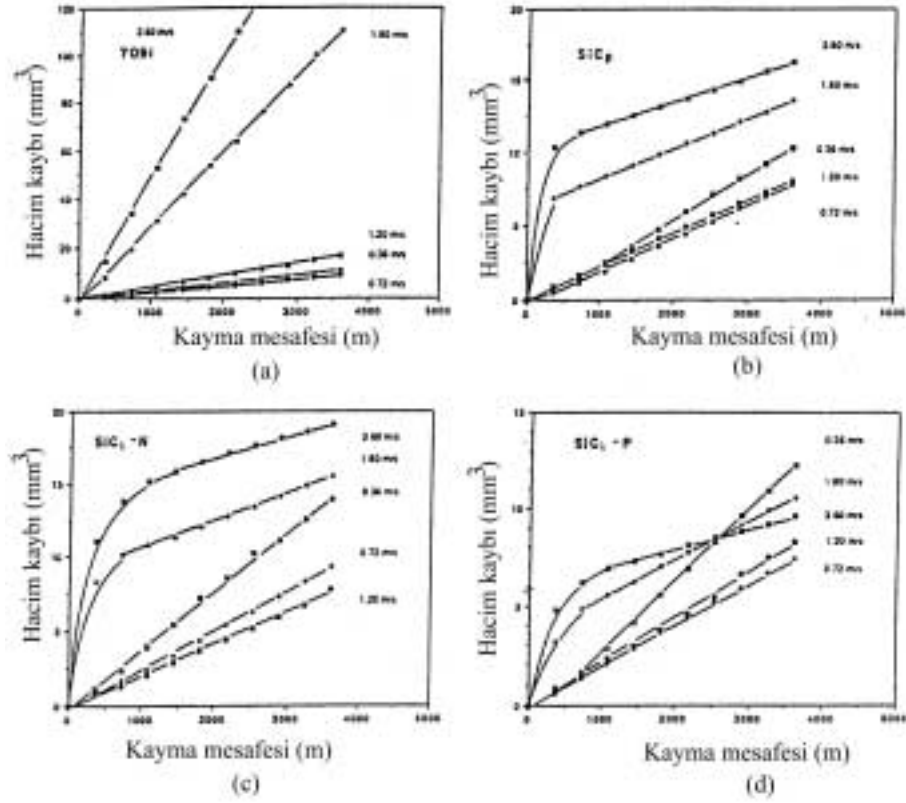
kayıpları verilmektedir. Bu üç malzemenin aşınma davranışlarında farklı aşınma şartlarında mikroyapısal gözlemler dikkate alınarak aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. 1,2 m/s'den düşük kayma hızlarında takviyesiz ve takviyeli kompozitlerin aşınma hızlarının büyüklüğü sırasıyla aynıdır. SiC takviye elemanı düşük kayma hızlarında aşınma direncini etkilememektedir.
2. 1,2 m/s'den yüksek kayma hızlarında takviyeli malzemelerin aşınma hızı takviyesiz matristen daha düşüktür. Kararlı kayma sırasında takviyesiz alaşımında aşınma hızı yükselirken, takviyeli kompozitlerde ise azalan aşınma hızı görülmüştür.

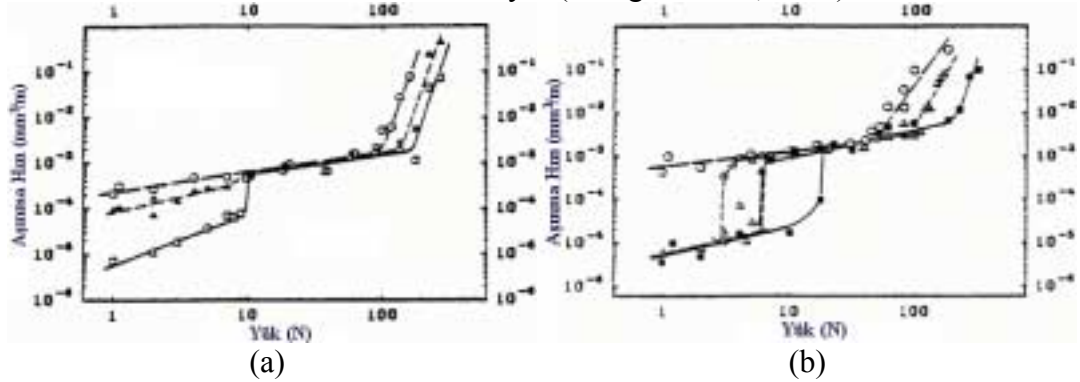
Alpas ve Zhang (1994) Al matris kompozitlerin aşınma davranışlarını, takviye boyutu ve takviye hacim oranına bağlı olarak düşük yük bölgesi, yüksek yük bölgesi ve düşük-yüksek yük bölgeleri arasındaki geçiş bölgesi olarak isimlendirerek aşınma mekanizmalarını (Şekil 3.5) sınıflandırmıştır. Düşük yükte iri partiküllü kompozit, ince partikül takviyeli kompozitten daha düşük aşınma hızına sahip iken, yüksek yükte takviye partikül boyutunun etkisi olmamıştır (Şekil 3.5a). Artan takviye hacim oranı ile herbir partikül uygulanan yükün büyük bir kısmını taşıyarak aşınma bölgeleri arasındaki geçiş yükü daha yüksek seviyelerde gerçekleşmektedir (Şekil 3.5b). Partikül takviye hacim oranının artmasıyla şiddetli aşınma bölgesine geçiş azalarak Al matris kompozitlerin aşınma direnci pozitif yönde değişmektedir (Wang ve Rack, 1991; Zhang ve diğ., 1995; Straffelini ve diğ., 1997; Benal ve Shivanand, 2006).

Takviye partiküllerinin abrasif etkisinden dolayı karşı malzemeden ayrılan metal, kompozit yüzeyine transferi sırasında oluşan metal-oksit tabaka hafif aşınma bölgesini temsil etmektedir (Şekil 3.6). İri partiküllü kompozit, maksimum uygulanan basınç altında daha düşük aşınma hızı sergilemiştir ve ince partikül takviyeli kompozite göre daha büyük normal temas gerilmesinde I/II geçiş bölgesinden şiddetli aşınmaya karşı dirençli davranmıştır (Alpas ve Zhang, 1994; Zhang ve Wang, 2007). % 15 SiC partikül (20 μm ve 46 μm) takviyeli 2XXX Al matris kompozit I. Bölgede, partikül boyutunun artmasıyla daha yüksek aşınma hızı göstermiştir (Sato ve Mehrabian, 1976). 15-20 μm partikül boyutunun üzerinde partikül çatlaması nispeten gecikmektedir (Hu, 1991). Sannino ve Rack (1995 b) partikül boyutunun 13 μm 'dan 29 μm 'a artmasıyla 0,4 m/s'den daha düşük kayma

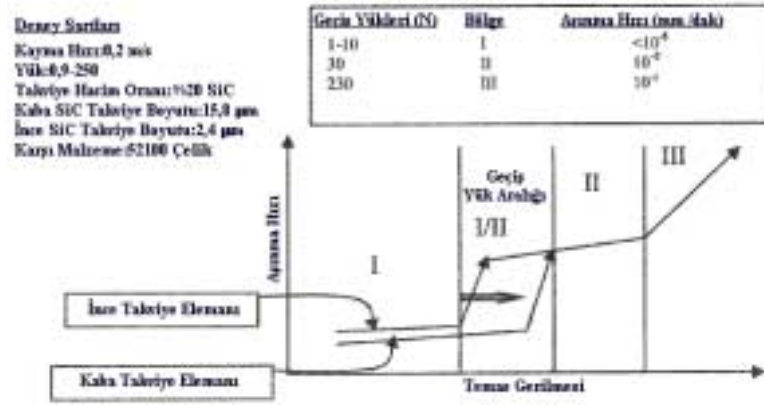
hızları ve II. Bölgedeki (>1 MPa) yükler için aşınma hızı artmaktadır (Jokinen ve Anderson, 1990; Sannino ve Rack, 1995 b; Sannino ve Rack, 1996).



Şekil 3.4: Farklı kayma hızlarının kayma mesafesinin fonksiyonu olarak (a) takviyesiz 7091 Al alaşımının, (b) SiC partikül, (c) kayma yönüne dikey yönelmiş SiC_{kılcal} kristal ve (d) kayma yönüne paralel yönelmiş SiC_{kılcal} kristal takviyeli kompozit malzemenin hacim kaybı (Wang ve Rack, 1991).

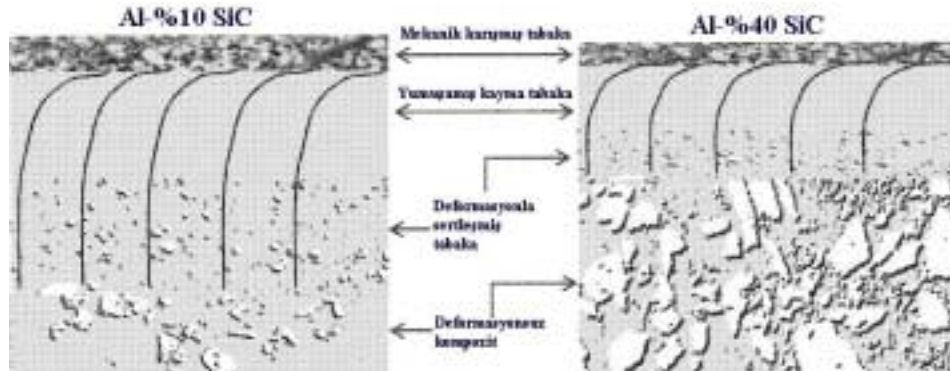


Şekil 3.5: a) ○: Takviyesiz 2014 Al alaşım, ▲: %20 SiC/2014 Al kompozit (Takviye Boyutu: 2,4 µm), □: %20 SiC/2014 Al kompozit (Takviye Boyutu: 15,8 µm) b) ○: Takviyesiz 6061 Al alaşım, Δ: %10 Al₂O₃/6061 Al kompozit, ■: %20 Al₂O₃/6061 Al kompozit için uygulanan yüke karşılık aşınma hızı (Alpas ve Zhang, 1994).



Şekil 3.6: Aşınma hızına partikül boyutunun etkisi. I.Bölgede sabit yükte kaba partikül boyutu daha düşük aşınma hızını, geçiş I/II gerilme aralığında partikül kırılmasını göstermektedir (Alpas ve Zhang, 1994).

Şekil 3.7’de uygulanan yüke bağlı olarak aşınan Al matris kompozitlerin yüzey altı (i) mekanik olarak karışmış tabaka, (ii) kayma bölgesi ve (iii) kütleli deformasyon bölgesi olmak üzere 3 farklı bölgeye sahiptir (Venkataraman ve Sundararajan, 1996; Basavarajappa ve diğ., 2006). SiC takviye hacim oranı % 10 ve % 40 olan kompozitlerin aynı yük altında aşınması sırasında SiC takviye hacim oranı yüksek olan kompozitin yüzey altında beyaz kırık bölgelerin daha fazla olduğu görülmüştür (Pramila Bai ve diğ., 1992; Venkataraman ve Sundararajan, 1996). Straffelini (2000) takviye hacim oranı % 65 olan SiC ve Al_2O_3 partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerin aşınma davranışını karşılaştırdı. Bu çalışmada, düşük yükte SiC partikül takviyeli kompozitin aşınma direnci Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitten yüksektir. Ancak yüksek yüklerde Al_2O_3 partikül takviyeli kompozitte oluşan yüzey altı plastik deformasyon aşınma direncini artırırken, SiC partikül takviyeli kompozitte ise yüzey altı plastik deformasyon SiC takviye elemanın alüminyum matristen kolay ayrılmasını sağlayarak aşınma direncini olumsuz yönde etkilemektedir.



Şekil 3.7: Aşınma yüzey altı deformasyon bölgelerine SiC takviye hacim oranının etkisi. 1) Yüzeyde mekanik olarak karışmış tabaka, 2) yüzey altında yumuşak kayma tabakası, 3) deformasyonla sertleşmiş kütleli deformasyon bölgesi olmak üzere 3 farklı tabakadan oluşmaktadır (Venkataraman ve Sundararajan, 2000).

Yüksek miktarda deformasyona maruz kalan Al matris kompozitler, üretim sırasında termal genleşme katsayısındaki farktan dolayı matris alaşımı içinde homojen olmayan partiküller plastik deformasyon sonucu matris takviye ara yüzeyinin zayıf bağlanmasıyla partiküller kolaylıkla ayrılmaktadır (Straffelini, 2000; Bindumadhavan ve diğ., 2001; Tohgo ve Itoh; 2005).

Birbirine sürtünen yüzeylerde, takviye elemanı elastik deformasyonun bir kısmını üzerine alarak ya matris takviye ara yüzeyinde boşluk veya çatlak çekirdeklenmesi ya da partikül kırılması mukavemeti azalmaktadır (Brechet ve diğ., 1991). Partikül kırılması sonucu azalan plastik deformasyon direnci matris üzerindeki gerilmeyi azaltmaktadır.

Daha geniş alan kaplayan aşınma yüzeyine paralel yönlenmiş SiC kılcal kristal takviyeli kompozit, dikey yönlenmiş SiC kılcal kristal takviyeli kompozitten daha düşük aşınma hızı sergilemiştir (Wang ve diğ., 1995). Benzer olarak, aşınma yüzeyine paralel alumina fiber takviyeli kompozitler düşük aşınma hızı göstermiştir (Goto ve Omori, 2000).

3.3.5. Üretim Yöntemlerinin Etkisi

Süreksiz fiber, kılcal kristal ve partikül SiC takviyeli metal matris kompozitler havacılık, otomotiv ve diğer endüstriyel alanlarda kullanılmaktadır. Bu kompozitler yüksek direnç, üstün oda ve yüksek sıcaklık mukavemeti, iyileştirilmiş aşınma direnci ve düşük termal genleşme katsayısına sahiptir (Chou ve Oki, 1987; Miracle, 2005). SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerin ikincil bir şekillenebilirlik ve izotropik özelliklerinden başka tek bileşenli malzemelerle karşılaştırıldığında mukavemet ve direnç özellikleri yüksektir (Styles ve diğ., 1998; Zhang ve Gu, 2006). İyileştirilmiş mekanik özellikleri ile üretim maliyeti düşük kısa fiber, kılcal kristal ve partikül takviyeli alaşımlar üzerine incelemeler yapılmıştır (Divecha ve diğ., 1981; Martineau ve diğ., 1984; Millier ve Surey, 1988; Miracle, 2005).

Divecha ve arkadaşları (1981) partikül ve kılcal kristal takviyeli alüminyum matris kompozitlerin üretim yöntemlerini incelemişlerdir. Yarı katı döküm, sıvı basınçlı şekillendirme, spray ve sıkıştırma döküm gibi yöntemler ile Al-SiC_p, Al-SiC_w ve Al-

SiC_f kompozitler üretilebilir (Surappa ve Rohatgi, 1981). Buhrmaster ve arkadaşları (1988) tarafından SiC-inert gaz karışımı ve sıvı alüminyumdan oluşan gaz metal ark kaynak torku (GMA) kullanarak son ürün şeklini almış alüminyum ve/veya Al-SiC_p, Al-SiC_w kompozit parçalar üretilmiştir. Bu yöntem ile elde edilen takviyesiz malzemenin mekanik özellikleri, geleneksel yöntemlerle üretilen ile aynı özelliklere sahiptir.

Sıvı metal/SiC partikül karıştırma yöntemi ile üretilmiş kompozit, toz metalurjisi yöntemiyle aynı bileşime sahip kompozitten daha yüksek aşınma direncine sahiptir (Lim ve diğ., 1999). Vasudevan ve Surappa (1991), pervane yardımı ile SiC partikül takviyeli Al matris kompozit malzemelerin üretiminde yarı katı karıştırma yöntemini kullanmışlardır. Bu çalışmada, SiC takviye elemanının kompozitin sertlik, elastisite modülü, çekme ve basma mukavemetini iyileştirdiğini, süneklik ve kırılma tokluğu ise takviyesiz alaşıma göre azalmıştır.

Hot izostatik pres (HIP) yöntemiyle üretilen Al-SiC kompozit, ekstrüze edilmiş parçadan %2,5 daha yüksek yoğunlaşma derecesine sahiptir (Bronsveld ve diğ., 1991). Geçirimli elektron mikroskop (TEM) kullanarak incelenilen HIP numunelerinde SiC partiküllerinin çevre partiküllerle şiddetli deformasyona uğrayarak % 2,8 ve % 0,7 oranlarında deformasyonda azalma olduğu görülmüştür.

Vakum hot pres yöntemi kullanarak SiC takviyeli 2014 alüminyum matris kompozit Tweed (1991) tarafından başarıyla üretilmiştir ve SiC takviye hacim oranı %20 kadar artmakta ve toplam yoğunluk ise %85-90 aralığında yaklaşık iki kat kadar azalmıştır.

Takviye elemanlarından dolayı dislokasyon yoğunluğu artan kompozitin, takviyesiz alaşımdan daha yüksek sıcak mukavemete sahip olduğu belirtilmiştir (Xia ve diğ., 1994). SiC partikül takviyeli 2024 alüminyum matris kompozitlerin sıcak deformasyon davranışına takviye boyutunun etkisi Ko ve arkadaşları (1998) tarafından incelenmiş ve 8 µm SiC partikül takviyeli kompozit 320°C'de en yüksek akma mukavemeti (256 MPa) ve 480°C'de 1,0 s⁻¹ deformasyon hızında en yüksek hasar deformasyonu oluşurken, 1 µm SiC partikül takviyeli kompozit ise 480°C'de en yüksek deformasyon hızı duyarlılığı göstermiştir.

Millier ve Surey (1988), yarı katı ve sıkıştırma döküm yöntemi ile % 15 SiC fiber takviyeli Al-Si matris kompoziti üretmeyi başarmışlar ve SiC fiberlerin matrisin sertliğini, aşınma direncini ve basma mukavemetini 300 °C'ye kadar artırdığını belirlemişlerdir.

Yüksek maliyet ve düşük tokluk nedeni ile geleneksel kompozit üretimine alternatif olarak son yıllarda selektif kompozit oluşturma (selective reinforcing) gündeme gelmiştir. Seçilen yüzey alanlarında aşınma direnci yüksek yüzeyi kompozit olan diğer kısımlarında takviye elemanı bulunmayan tok malzeme üretimine yönelik çalışmalar yapılmaktadır (Ocelik ve diğ., 2005; Majumdar ve diğ., 2006; Vijayaram ve diğ., 2006).

3.4. Alüminyum Matris Kompozitlerin Korozyon Davranışları

Üretim sırasında matriste oluşan hatalar, kompozitin mekanik özellikleri kadar korozyon davranışlarını da etkilemektedir. Bu nedenle metal matris kompozitlerin korozyon davranışlarına takviye partikülleri ve üretim yönteminin etkisi önem taşımaktadır (Bertolini ve diğ., 1999).

Bor, grafit, alüminyum oksit ve silisyum karbür takviyeli alüminyum matris kompozitler farklı korozyon davranışı sergilemektedir (Garrard, 1994). Bor takviyeli Al matris kompozitlerde aralık ve galvanik korozyon sonucu matris-matris tanesinirinde korozyon ilerlerken, alüminyum-grafit kompozitlerde ise grafit ve Al matris arasındaki yüksek potansiyel fark sonucu şiddetli galvanik korozyon görülmüştür. Ayrıca alüminyum oksit fiber takviyeli alüminyum matris kompozitlerde fiberlere yakın bölgelerde magnezyumun segragasyonu ile korozyon ara yüzeyde oluşurken (Winkler ve Flower, 2004), silisyum karbür takviyeli kompozitlerde (Hihara ve Latinision, 1994; Rohatgi, 2000) ise oyuklanma en çok görülen korozyon morfolojisidir.

SiC takviyeli kompozitler ve takviyesiz alaşımlar benzer oyuk morfolojileri sergilemektedir. Ancak SiC takviye elemanı, kompozitlerin oyuk konsantrasyonunu etkilemektedir. Kompozitlerde metaller arası bileşikler takviyesiz alaşımlara göre daha fazla olduğu için oyuk konsantrasyonu artmakta, derinliği ve genişliği daha dar olan sığ oyuklar oluşmaktadır (Trzaskoma ve diğ., 1983). Kompozit yüzeyinde

oluşan oyukların boyutu ne kadar küçük olursa SiC takviye elemanı matrisin çözülme hızını azaltmaktadır.

Trowsdale ve arkadaşları (1996), 1050 alüminyum matris kompozitin oyuk davranışına SiC partikül takviye elemanının etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada, SiC takviye elemanı oyuk oluşum ihtimalini artırmakta ve etkisinin az olduğu belirlenmiştir. Oyuk morfolojisi takviye/matris ve takviye/metaller arası bileşik ara yüzeyinde ilerleyen bir mekanizmaya sahiptir (Saxena ve diğ., 1993; Hihara ve Latinision, 1994; Feng ve diğ., 1998; Modi ve diğ., 1999; Hu ve Fei, 2004; Pardo ve diğ., 2005; Pardo ve diğ., 2006 a). Alüminyum ve silisyum karbür arasında oluşan Al_3C_4 , Si ve Mg_2Si gibi reaksiyon ürünleri (Hihara ve Latinision, 1992; Feng ve diğ., 1998; Escalera-Lozano ve diğ., 2006) ve Al-Cu metaller arası bileşikler (Pardo ve diğ., 2006 a, Pardo ve diğ., 2006 b) oyuk oluşumunu kolaylaştırmaktadır. Ancak, Candan ve Bilgic (2004) ve Candan (2004) Mg_2Si oluşumunun matris kanallarında sürekliliği engellediği için yüksek Mg (ağırlıkça %4) içeren alüminyum matris kompozitlerin yüksek korozyon direncine sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Yapısal eleman olarak uçak endüstrisinde yaygın kullanılan 2024 T351 alüminyum alaşımının klorlu çözeltide korozyon davranışı, tanelerarası korozyon ve oyuk şeklinde olmak üzere iki farklı morfolojide ortaya çıkmaktadır (Guillaumin ve Mankowski, 1999). Matris ve tanelerarası çökelti partiküllerine göre anodik davranan tane sınırları çözünmeye karşı daha duyarlıdır. 2024 Al matris kompozitlerin oyuklanma davranışına SiC takviye elemanı ve SiC takviye hacim oranının etkisinin olmadığı ve pasif filmin kırılması takviye matris ara yüzeyinde oluşmadığı ileri sürülmüştür (Kiourtsidis ve arkadaşları, 1999). Korozyona karşı direnci yüksek olan oksit filminin parçalanması anodik davranan bakırca fakirleşen bölgelerde oluşmaktadır.

Ahmad Zaki ve Aleem (2002), silisyum karbür takviyeli alüminyum matris kompozitin deniz suyundaki korozyon davranışının uygulanan ısıtma işlemiyle elde edilen mikroyapıya bağlı olduğunu vurgulamışlardır. Bu çalışmada, çökelti partiküllerinin daha ince ve homojen olduğu ısıtma işlem koşulunun (T4) en iyi korozyon direnci sağladığı belirtilmiştir. Artan tavlama sıcaklığı ile kompozit üretimi sırasında oluşan kalıntı gerilme azalarak SiC kılcal kristal takviyeli alüminyum matris kompozitlerin korozyon direnci iyileşmektedir (Hu ve diğ., 2001).

Pardo ve arkadaşları (2006 a) sodyum klorür (NaCl) çözeltisinde zamana bağlı olarak SiC partikül takviyeli A3xx.x alüminyum matris kompozitin yüzeyinde oluşan poroz $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$ tabakasının korozyonu hızlandığını belirtmişlerdir. Ayrıca klor içeren ortamda SiC/6013 Al ara yüzeyinde $\alpha-AlOOH$ ve $\alpha-Al(OH)_3$ koruyucu filmin kırılması ve partikül-matris ara yüzeyinde dislokasyonların yoğunlaşması nedeniyle yüzey aktifliği artmaktadır (Ahmad Zaki ve Aleem, 1998; Ahmad Zaki ve Aleem, 2002). Benzer şekilde, SiC partikül takviyeli 6092 Al matris kompozitin üretimi sırasında oluşan ara yüzeylerin en düşük korozyon direnci gösterdiği ileri sürülmüştür (Chen ve Mansfeld, 1997).

Modi ve arkadaşları (1998) alüminyum matris kompozitlerin korozyon davranışına matrisin etkisini incelemişlerdir ve bu çalışmada kompozitlerin korozyon kaybının takviyesiz matristen daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Grafitli alüminyum alaşımı SiC takviyeli kompozite göre korozyona karşı daha dirençlidir.

Trzaskoma ve arkadaşları (1983) SiC kılcal kristal takviyeli 6061, 5456 ve 2024 Al matris üç farklı kompozitin 0,1 M sodyum klorür (NaCl) çözeltisinde korozyon davranışına silisyum karbürün (kılcal kristal) etkisini karşılaştırmışlar ve SiC_w -6061 Al ile SiC_w -5456 Al kompozitlerde benzer oyuk oluşum duyarlılığı gözlemişlerdir. Ancak SiC_w -2024 Al kompozit, diğer Al alaşımlarından (6061 ve 5456) daha büyük oyuk oluşum eğilimi göstermiştir.

Trzaskoma'nın (1990) başka bir çalışmasında SiC_w takviyeli 5456 Al matris kompozitte metaller arası bileşikler gibi ikincil fazlarda oyukların oluştuğu rapor edilmiştir. Kılcal kristal takviye elemanının metaller arası bileşikleri artırmasıyla, oyuk oluşumunu artırabileceği ileri sürülmüştür. Trzaskoma, takviye-matris ara yüzeyinin oyuklanmaya karşı duyarlılığının olmadığını vurgulamasına rağmen Aylor ve Moran (1985) matris-takviye ara yüzeyinin oyuklanma için tercih edilen bölgeler olduğunu bildirmiştir.

Sun ve arkadaşlarına (1991) göre, korozyona tabi tutulmuş farklı takviye hacim oranlı SiC partikül takviyeli 6061 Al kompozitte artan takviye hacim oranı ile oyuk genişliği artmakta ve oyuk miktarı metaller arası bileşiklerin hacim oranıyla değişmemektedir. Ayrıca bu çalışmada, süreksiz takviyeli metal matris kompozitlerde oluşan ikincil fazların korozyon duyarlılığını artıran tek etken

olmadığı belirlenmiştir. SiC takviye hacim oranının artmasıyla korozyon direncinin olumsuz yönde etkilendiği Candan (2004) ve Pardo ve arkadaşları (2005) tarafından da rapor edilmiştir.

Buarzaiga ve Thorpe (1994) takviyesiz ve SiC partikül takviyeli Al matris kompozitlerin korozyon davranışını karşılaştırmışlardır. Takviyesiz Al alaşımında oyuklanma bölgesel galvanik hücre ile $\text{Al-FeMg}_2\text{Si}_6\text{Al}_8$ ara yüzeyinde gerçekleşirken, SiC partikül takviyeli Al matris kompozitte ise oyuklanma SiC-Si, SiC-Al ve Al-FeSiAl_5 ara yüzeylerinde oluşmaktadır. Alüminyum matrise SiC partikül takviye ilavesi Al_2O_3 koruyucu filmin sürekliliğini engelleyerek kompozitlerin korozyon direnci azalmaktadır (Pardo ve diğ., 2005; Pardo ve diğ., 2006 b)

Griffiths ve Turnbull (1994) tarafından 6061 Al matris kompozitlerin elektrokimyasal polarizasyon davranışına SiC takviye elemanının etkisinin olmadığı bildirilmiştir. Bu çalışmada SiC-Al alaşımı arasında galvanik etkileşim görülmemiştir. Çevre koşulları ve üretime bağlı olarak takviye elemanın etkisi görülmüştür.

%3,5 NaCl çözeltisinde takviyesiz 6061 Al alaşımı, SiC fiber takviyeli 6061 Al matris kompozitten korozyona karşı daha dirençli olup 6061 Al alaşımında oyuklanma gerçekleşirken, kompozitte ise korozyonun fiber boyunca tercihli aralık ve oyuklanma morfolojisinde ilerlediği belirtilmiştir (Garrard, 1994).

Aylor ve Moran (1985) takviyesiz 6061 Al alaşımı ile SiC takviyeli 6061 Al matris kompozitin korozyon davranışını karşılaştırmışlardır. Bu çalışmada (i) üretim yönteminin ve uygulanan ısıl işlemin kompozit ve takviyesiz alaşımının polarizasyon davranışını etkilemediği, (ii) takviye elemanının kompozitin oyuk duyarlılığını artırmadığı ve (iii) kompozit ve matris arasındaki oyuk morfolojisinin farklı olduğu bildirilmiştir. Üretim sırasında oluşan alüminyum karbürün galvanik çiftten ziyade kompozitin korozyon duyarlılığını artırmıştır.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Deneyisel Malzemeler

Bu çalışmada, sıkıştırma döküm yöntemi ile ön ısıtılmış 30 µm boyutunda, takviye elemanı olarak kullanılan köşeli ve yeşil renkli abrasif SiC partiküllerinin paketlenmesinden meydana gelen toz karışımı metal kalıp içine yerleştirilip; kalıp içine doldurulan sıvı alüminyum alaşımı hidrolik bir presin uyguladığı yüksek basınç (600 MPa) yardımıyla SiC toz karışımına infiltre edilerek basınç altında kompozit katılaştırılmıştır. Sıvı alüminyum alaşımın katılaşmasını geciktirmek amacıyla kalıp ve zımba 350 °C'ye kadar ön ısıtmaya tabi tutulmuştur. Tablo 4.1'de kullanılan matris malzemelerinin kimyasal bileşimleri verilmiştir. Sıvı alüminyum ile SiC partikülleri arasında ıslatmayı iyileştirmek için (Ahlatci; 2003; Saraswathi ve diğ., 2006; Beffort ve diğ., 2007) ticari kalitede temin edilen alüminyum matris alaşımlarına %1 oranında Mg eklenmiştir.

Tablo 4.1: Bu çalışmada matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri.

Alaşım Tipi	Element, % ağırlıkça								
	Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Ni
2618	93.28	0.04	1.91	2.34	0.44	0.94	-	-	1.05
6082	96.27	0.10	1.70	0.02	1.11	0.34	0.45	0.01	-
7012	90.63	5.40	2.33	0.99	0.33	0.21	0.10	0.01	-
7075	89.96	4.88	2.84	1.54	0.37	0.30	0.04	0.17	-
A380	86.35	0.89	1.07	2.44	8.20	0.87	0.12	-	-

Bu tez kapsamında, sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmiş olan kompozitler döküm ve yaşlandırılma ısıtma işlemi uygulandıktan sonra incelenmiştir. Alüminyum matris alaşımlarına yaşlandırma ısıtma işlemi için literatürde önerilen koşullarda (ASM Handbook, 1990) kompozitlere yaşlandırma işlemi uygulanmıştır.

Uygulanan ısıtma işlem çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma kademelerinden oluşmaktadır. Çözeltiye alma işlemi, Nabertherm L3/C6 model sıcaklık kontrollü elektrikli direnç fırınında 480-540°C sıcaklık aralığında 2 saat süreyle yapılmıştır.

Çözeltiye alma işlemi sonunda fırından çıkarılan numuneler hızlı bir şekilde buzlu suda soğutulmuştur. 2XXX ve 7XXX alüminyum serisi alaşım (2618, 7012, 7075) matris kompozitler çözeltiye alma işleminden sonra 48 saat oda sıcaklığında doğal yaşlandırmaya tabi tutulmuştur. Suni yaşlandırma ısıl işlemi 125-175°C aralığında 3 farklı sıcaklıkta ve 12-13 saat aralığında bütün kompozitlere uygulanmıştır. Yaşlandırma ısıl işlemleri Binder model sıcaklık kontrollü elektrikli direnç fırınında gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırma ısıl işlemi sonunda numuneler havada soğutulmuştur. İncelenen kompozitlere uygulanan ısıl işlem şartları Tablo 4.2’de verilmiştir.

Tablo 4.2: İncelenen kompozitlere uygulanan ısıl işlem şartları.

Matris	Yaşlandırma İşlemi
2618	530°C’ de 2 h çözeltiye alma +su verme +48 h oda sıcaklığında doğal yaşlandırma +175°C’de 13 h suni yaşlandırma
6082	540°C’ de 2 h çözeltiye alma +su verme +170°C’de 12 h suni yaşlandırma
7012	480°C’ de 2 h çözeltiye alma +su verme +48 h oda sıcaklığında doğal yaşlandırma +125°C’de 12 h suni yaşlandırma
7075	480°C’ de 2 h çözeltiye alma +su verme +48 h oda sıcaklığında doğal yaşlandırma +125°C’de 12 h suni yaşlandırma
A380	540°C’ de 2 h çözeltiye alma +su verme +170°C’de 12 h suni yaşlandırma

Kompozitler döküm halinde ve yaşlandırılmış olarak mikroyapı, korozyon ve mekanik özellik karakterizasyon deneylerine tabi tutulmuştur. İncelenen kompozitlerin aşınma davranışları ileri-geri aşınma deneyleriyle normal atmosferik koşullarda, yağ, saf su ve korozyon deneylerinin gerçekleştirildiği çözelti içerisinde incelenmiştir.

4.2. Mikroyapı Karakterizasyon Çalışmaları

Mikroyapı karakterizasyonu, makro ve mikroyapı incelemeler ve X-ışınları difraksiyon (XRD) çalışmaları ile gerçekleştirilmiştir. Kompozit malzemelerden reçineye alınan numuneler sırasıyla 60, 120, 240, 400, 600, 800 ve 1200 mesh SiC zımparada zımparalamadan sonra parlatma çuhası üzerinde Al₂O₃ solüsyonu ile

parlatılmıştır. Mikroyapısal incelemeler, Leica optik ışık mikroskobu ve EDS donanımlı Jeol JSM 840 tipi Taramalı Elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır.

Elektrik iletkenliği ölçümleri, Girdap akımları prensibiyle çalışan Sigmatest D 2.091 model bir ölçüm cihazıyla 60 Hz frekansta ve 12 mm'lik prob kullanılarak her bir numunede üç ölçüm yapılarak mS/m (mega Siemens/metre) birimiyle belirlenen elektrik iletkenliği değerleri % IACS birimine çevrilmiştir.

Alüminyum matris kompozitlerin XRD difraksiyon paternleri, PC-APD, PC-yazılımlı ve ICDD veri tabanlı Philips PW 3710 model XRD cihazını kullanarak, 50 kV jeneratör gerilimi, 20 mA akımda 10°-90° açı aralığında ve 0.070° adım tarama boyutlu 1 derece/dk. hızda elde edilmiştir. Radyasyon oluşturmak için Cu-K α ışını kullanılmıştır.

4.3. Mekanik Özellik Karakterizasyon Çalışmaları

Mekanik özellik karakterizasyonu sertlik, elastisite modülü ve darbe deneyleriyle yapılmıştır. Sertlik ölçümleri metalografik numuneler üzerinde, Vickers batıcı ucu ile ultramikrosertlik ve mikrosertlik cihazları ile yapılmıştır. Ultramikrosertlik ölçümü, CSM dinamik nanomikrosertlik cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Ultramikrosertlik ölçümünde 25 mN yük, 0.1 sn arayla 60 kademede kompozit malzemelerin matrisine uygulanmıştır. Mikrosertlik ölçümü ise Schimatzu Model mikrosertlik cihazında 2000 gr (~20 N) yük altında Vickers sertlik değeri (HV) cinsinden gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri, en az 10 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmiştir. Sertlik izi, matrisi ve takviye elemanlarını kapsadığından elde edilen mikrosertlik değeri, kompozitin kütsel sertliğini karakterize etmektedir. Elastisite modülü ölçümleri GrindoSonic MK5 marka cihaz ile 5 cm çapındaki numuneler üzerinde yapılmıştır.

Darbe deneyleri, 15 Joule'lük çekiç ve kırılma enerjisini 0.2 J hassasiyetle tespit eden Charpy tipi Zwick marka darbe deney cihazı ile oda sıcaklığında yapılmıştır. Darbe deneyi için 5x5x40 mm boyutlarında hazırlanan numuneler kullanılmış ve mesnetler arası mesafe 25 mm olarak seçilmiştir. Kompozit malzemelerin kırılması için gerekli enerji, Joule cinsinden en az üç numuneden alınan verilerin ortalaması ile

belirlenmiştir. Darbe deneylerinden elde edilen darbe enerjisi değerleri numunelerin kesit alanına bölünerek kırılma için birim kesit alanı başına harcanan enerji cinsinden spesifik darbe enerjisi (kJ/m^2) olarak hesaplanmıştır. Darbe deneyleri sonrasında kırık yüzeyler, Jeol JSM 840 tipi SEM ile incelenmiştir.

4.4. Korozyon Deneyleri

Korozyon deneyleri ISO 11846 standardına (ISO 11846, 1995) uygun olarak bir cam beher içerisinde bulunan “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” bileşiminde çözelti içinde yüzeyi temizlenmiş numunelerin 24 saat süreyle tutulmasıyla yapılmıştır. Numunelerin yüzey alanına bağlı olarak çözelti miktarı, 0.3 ml/mm^2 olacak şekilde ayarlanmıştır. Korozyon deneyleri sırasında belirli zaman aralıklarında çözüldürülen numuneler, sırasıyla damıtılmış su ve alkol içinde ultrasonik olarak temizlendikten sonra 0.1 mg hassasiyete sahip elektronik terazide tartılmıştır. Deney sonuçları, numunelerin birim yüzey alanı başına düşen ağırlık kaybına göre gr/cm^2 biriminde değerlendirilmiştir. Kalınlık boyunca korozyon miktarının belirlenmesi amacıyla, numuneler kesit yönünde reçine ile kalıplanmış ve metalografik olarak hazırlandıktan sonra optik mikroskopta incelenmiştir. Bu incelemeler sırasında oluşan korozyon morfolojisi belirlenirken korozyon nüfuziyet derinliği ve genişliği de ölçülmüş ve Eşitlik (4.1) ile oyuk konsantrasyonu hesaplanmıştır. Ayrıca korozyon numunelerinin yüzeyleri optik mikroskop ile de incelenmiştir.

$$\% \text{ Oyuk konsantrasyonu} = (\sum W_i / W_T) \times 100 \quad (4.1)$$

Burada,

W_i : İncelenen yüzey üzerindeki oyukların genişliği

W_T : İncelenen yüzeyin toplam genişliği olarak tanımlanmıştır.

Korozyon deneyleri sırasında belirli zaman aralıklarında korozyon çözeltisinin pH değeri WTW pH/Cond 340i pHmeter ile, çözelti iletkenliği ise TetraCon 325 probu kullanarak ölçülmüştür. Korozyon deneyleri sonucu korozyon çözeltisi içerisinde çözünen alaşım miktarları (mg/l) Perkinelmer-1100 Atomik Absorbsiyon cihazıyla belirlenmiştir.

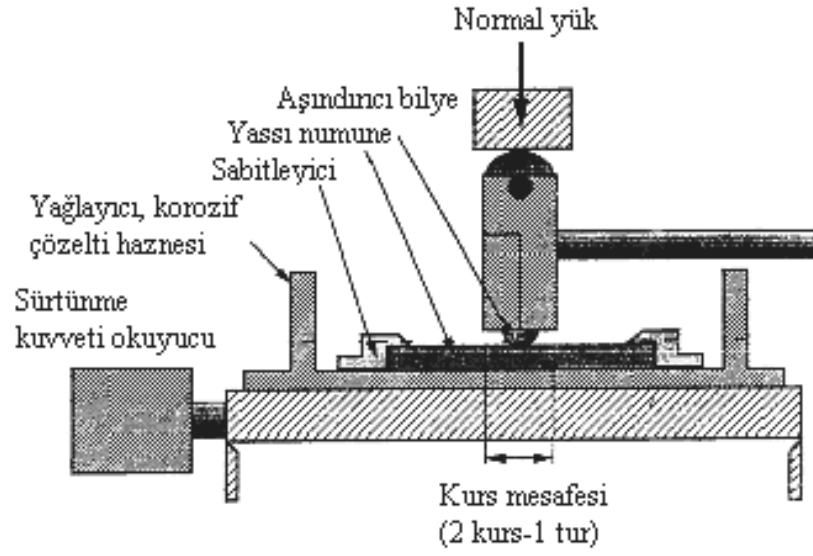
4.5. Aşınma Deneyleri

İncelenen kompozitlerin döküm ve yaşlandırılmış durumdaki aşınma davranışları ileri-geri aşınma deney cihazında incelenmiştir. İleri-geri aşınma deneyi, levha üzerinde bilye temas geometrisine sahip, ASTM G133 standardında (ASTM G133-05, 2005) tanımlanan ileri-geri aşınma deney cihazında (Şekil 4.1) gerçekleştirilmiştir. İleri-geri aşınma deneyleri, numune yüzeyine 10 mm çapında Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyelerin sürtünmesi ile yapılmış olup, hareket uzunluğu ve toplam kayma mesafesi sırasıyla 12 mm ve 120 m'dir. İleri-geri aşınma deneyleri sırasında sürtünme kuvveti bir bilgisayar yardımı ile sürekli kaydedilmiştir. Aşınma deneyi sonrasında numune yüzeyleri üzerinde gelişen aşınma izleri yüzey profilometresi (Perthometer S8P ve Veeco) ile analiz edilmiştir. Yüzey izlerinin ölçümü Facodyn T9 model optik uçla, 1.750 mm uzunluğunda, 250 μm yüksekliğinde ve 1 mm genişliğinde bir alandan 4 adet tarama ile gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri sonrası bilyelerde meydana gelen aşınma optik mikroskopta incelenmiştir.

Aşınma deneyleri kuru ortam (normal atmosferik koşullarda) ve sıvı ortamda (koroziyon çözelti, saf su ve yarı sentetik yağ içinde) gerçekleştirilmiştir. Koroziyon ortam olarak korozyon deneylerinin de yapıldığı (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl) çözelti kullanılmıştır. Kuru ortam aşınma deneyleri 1.5, 3.0, 4.5 ve 6.0 N yük altında, 0.02 m/s ve 0.09 m/s olmak üzere iki farklı kayma hızında Al_2O_3 bilyenin sürtünmesi ile yapılmıştır. Yağ (Mobil SAE 10W-40) ve saf su ortamında aşınma deneyleri 0,02 m/s kayma hızında 18 ve 24 N yük altında Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyeler ile gerçekleştirilmiştir. Korozyonlu aşınma deneyleri ise 0,02 m/s kayma hızında 6.0, 12, 18 ve 24 N yük altında Al_2O_3 bilyenin sürtünmesi ile gerçekleştirilmiştir.

Sıvı ortamda yapılan aşınma deney sonuçlarını değerlendirmek ve muhtemel tribokimyasal reaksiyonları belirlemek amacıyla 7075 Al matris kompozitin raman analizi Horiba Jobin Yvon HR 800 mikro-raman cihazı kullanılarak XY-konumunda, 100-1500 cm^{-1} dalga sayısı aralığında, 5x100 saniye süreyle yapılmıştır. Cihazda HeNe (632.8 nm) lazeri kullanılmaktadır. Lazerin çıkış gücü 17 mW' tır. Lazer gücü, numune yüzeyinde ~10mW olarak ölçülmüştür. Raman analizleri, standart 100x mikroskop objektifi ile numune üzerinde spot çapı 0,86 μm olan bir

bölgeden alınmıştır. Tarama açıklığı (grating) 1800, confocal hole ise 100 μm olarak seçilmiştir.



Şekil 4.1: İleri-geri aşınma deney cihazının şematik görünümü (ASTM G133-05, 2005).

5. DENEYSEL SONUÇLAR

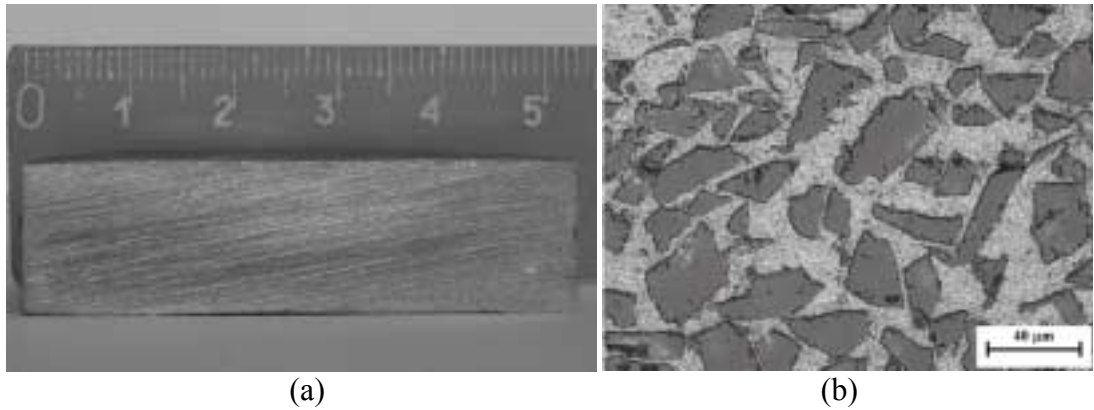
5.1. Karakterizasyon Çalışmaları

5.1.1. Mikroyapı Karakterizasyonu

Alüminyum matris kompozit malzemelerin döküm hali ve yaşlandırılmış (T6 temper) optik mikroskopta görüntülenen mikroyapıları Şekil A.1’de verilmiştir. Makroskobik ve mikroskobik incelemeler, yaklaşık 30 µm boyutundaki SiC partiküllerinin dağılımının üretilen diskin kalınlığı boyunca uniform olduğunu, mikroyapının herhangi bir bölgesinde porozite ve matris/partikül ayrılmasının olmadığını ortaya çıkarmıştır. SiC partiküllerinin üniform dağılımı, örnek olarak 2618 alüminyum matris kompozitin döküm haline ait genel (Şekil 5.1 a) ve optik mikroyapı (Şekil 5.1 b) görüntülerinden anlaşılmaktadır. İncelenen 2618, 6082, 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozit malzemelerin takviye hacim oranı lineer kesişme yöntemiyle yaklaşık % 50±3 olarak belirlenmiştir. Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarında elektrik iletkenliği ölçümleri, yaşlandırma sırasındaki mikroyapı bileşenlerinin matris içerisinde çözünmesi ve matrisin safiyeti gibi mikroyapı gelişimi hakkında önemli bilgiler sağlamaktadır (Kamp ve diğ., 2002). Döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki kompozitlerin elektrik iletkenliği değerleri Tablo 5.1’de verilmiştir. Yaşlandırma sonucunda incelenen kompozitlerin elektrik iletkenliği düşmektedir.

Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen 30 µm boyutunda SiC partikül takviyeli 2618, 6082, 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozit malzemelerin taramalı elektron mikroskop görüntüleri (Şekil 5.2) takviye/matris ara yüzeyinde açık renkli düzensiz bölgelerin oluştuğunu ortaya çıkarmıştır. Tablo 5.2’de açık renkli düzensiz bölgelerin EDS analiz sonuçları verilmiştir. Genelde açık renkli düzensiz bölgeler matris bileşimine bağlı olarak Mg, Cu, Zn Fe, Ni, Mn ve Si gibi alaşım elementlerinden oluşmaktadır.

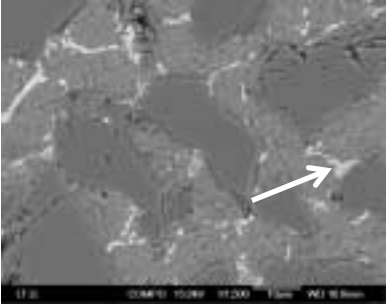
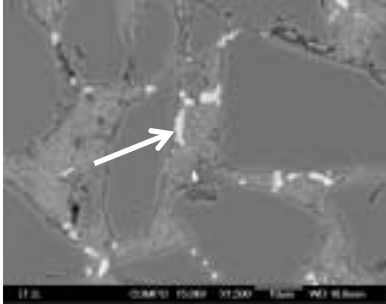
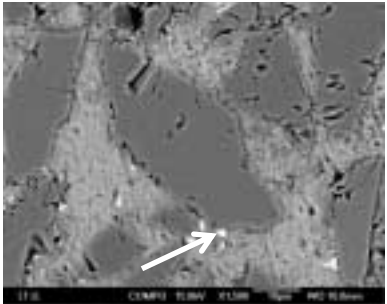
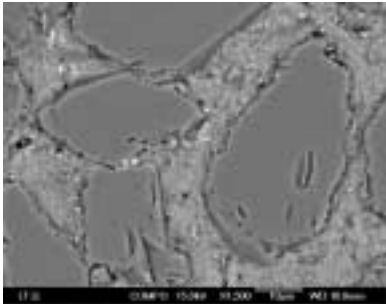
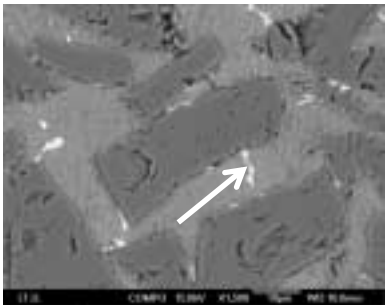
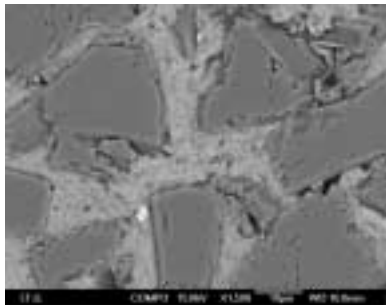
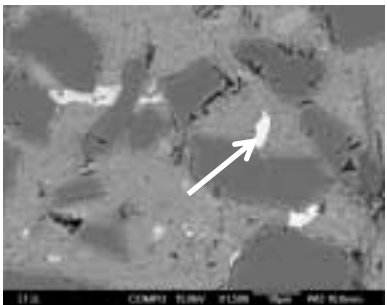
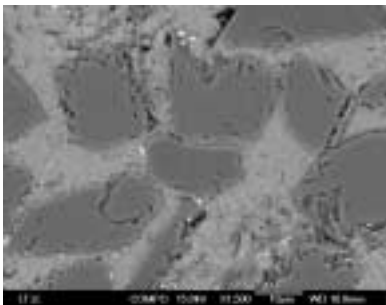
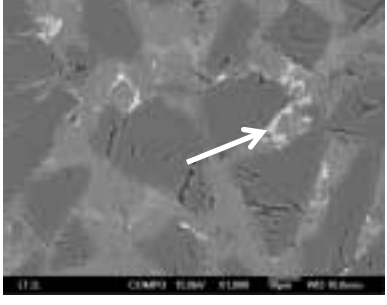
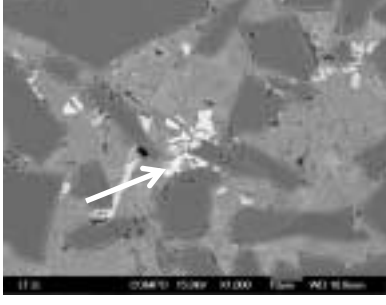
Döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki 2618, 6082, 7012 ve 7075 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitlerin XRD paternlerinde (Şekil A.2) sadece Al ve SiC pikleri mevcut olup, bunun dışında herhangi bir mikroyapı bileşenine ait pik tespit edilmemiştir. Bunun nedeni, bu mikroyapı bileşenlerinin (açık renkli düzensiz bölgeler ya da dispersoid) yapı içerisindeki hacim oranının düşük olması olabilir. Yapıdaki oranı % 5'in altında olan bileşenlerin XRD analiziyle belirlenemediği bilinmektedir (Nakazato ve diğ. 2001). Döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki 2618, 6082, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozit malzemelerden farklı olarak % 8 oranında Si içeren A380 alüminyum matris kompozitin döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki XRD paterninde Al, SiC ve ötektik Si piki bulunmuştur. Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilen SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerde, mekanik özellikleri zayıflatan sert ve gevrek Al_4C_3 fazı oluşumu gözlenirken (Ahlatci, 2003), sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitlerde yüksek basınç ve Al matris/SiC takviye elemanı arasında reaksiyon süresi kısa olduğu için Al_4C_3 fazı oluşumunun gerçekleşmediği literatürde (Hwu ve diğ., 1996; Seyed Reihani, 2006) bildirilmiştir. Bu çalışmada da, sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitlerin XRD analizinde Al_4C_3 fazı oluşumu görülmemiştir.



Şekil 5.1: Sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilen SiC partikül takviyeli 2618 alüminyum matris kompozitin döküm halindeki a) genel ve b) optik mikroskop görüntüleri.

Tablo 5.1: İncelenen kompozit malzemelerin elektrik iletkenliği değerleri.

Matris	Elektrik İletkenliği, % IACS	
	Döküm	Yaşlandırılmış
2618	10.4±0.10	7.6±0.74
6082	11.5±0.60	10.4±0.40
7012	8.4±0.13	5.6±0.50
7075	8.6±0.90	7.5±0.90
A380	7.1±0.39	5.5±0.67

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

Şekil 5.2: SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerin taramalı elektron mikroskop mikrografları.

Tablo 5.2: İncelenen kompozit malzemelerin mikroyapı bileşenlerine ait EDS analiz sonuçları.

Matris	Element (% Ağ)	Açık Renkli Düzensiz Bölgeler	
		Döküm	Yaşlandırılmış
2618	Si	-	-
	Mg	4	-
	Cu	16	-
	Zn	-	-
	Fe	5	10
	Ni	6	17
	Mn	-	-
	Al	69	73
6082	Si	20	-
	Mg	-	-
	Cu	-	-
	Zn	-	-
	Fe	16	-
	Ni	-	-
	Mn	8	-
	Al	56	-
7012	Si	1	-
	Mg	13	-
	Cu	10	-
	Zn	25	-
	Fe	-	-
	Ni	-	-
	Mn	-	-
	Al	51	-
7075	Si	2	-
	Mg	13	-
	Cu	16	-
	Zn	23	-
	Fe	-	-
	Ni	-	-
	Mn	-	-
	Al	46	-
A380	Si	11	21
	Mg	-	-
	Cu	6	21
	Zn	-	-
	Fe	23	10
	Ni	-	-
	Mn	3	2
	Al	57	46

5.1.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu

Kimyasal bileşimleri Tablo 4.1’de görülen alüminyum alaşımları ve SiC partikül takviyesi ile üretilen kompozitlerin döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki elastisite modülü, matris ve kütleli sertlik değerleri ile spesifik darbe enerjisi sonuçları Tablo 5.3’de verilmiştir. Yüksek Mg ve Zn içeriğine sahip 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin sertlikleri diğer kompozitlerin sertliklerinden genelde daha yüksektir.

Ayrıca kompozitlerin matris ve kütleli sertliği yaşlandırma ısı işlemi ile artmıştır. Yaşlandırma işlemi, özellikle Mg ve Zn içeriğince zengin olan 7XXX serisi alüminyum matris kompozit malzemelerin sertliklerini önemli miktarda (~%20) artırmıştır. Diğer taraftan yaşlandırma işlemi, Mg ve Zn içeriği bakımından düşük olan 2618 ve A380 alüminyum matris kompozitlerin sertliklerini sırasıyla % 4 ve % 7 oranında artırmıştır. Yaşlandırma işlemi ile sertliği yaklaşık %15 oranında artan 6082 alüminyum matris kompozit, incelenen kompozit malzemeler arasında hem döküm hem de yaşlandırma işlemi sonunda en düşük sertlik değeri sergilemiştir.

Tablo 5.3’den görüldüğü gibi en yüksek spesifik darbe enerjisi 6082 alüminyum matris kompozitte, en düşük spesifik darbe enerjisi ise % 8 oranında Si içeren A380 alüminyum matris kompozit hariç tutulacak olursa yüksek Mg ve Zn içeriğine sahip 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitte elde edilmiştir. Kompozitlere uygulanan yaşlandırma ısı işlemi, spesifik darbe enerjisini düşürmüştür. Ancak spesifik darbe enerjisindeki düşüş, düşük Mg ve Zn içeriğine sahip 6082 alüminyum matris kompozitte daha belirgindir.

Darbe numunelerinin kırık yüzey taramalı elektron mikroskop görüntüleri Şekil B.1 ve Şekil B.2’de verilmiştir. En az alaşım elementi içeren 6082 alüminyum matris kompozit sünek karakterli mikro boşluk (dimple) kırılma sergilerken, yüksek Mg ve Zn içeriğine sahip 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitte gevrek karakterli takviye partikül kırılması ve SiC partikülleri üzerinde ikincil çatlaklar meydana gelmiştir (Şekil B.1 ve Şekil B.2).

Tablo 5.3: İncelenen kompozit malzemelerin mekanik özellikleri.

Matris	Elastisite Modülü (GPa)		Matris Sertlik (HV _{0.0025})		Kütleli Sertlik (HV ₂)		Spesifik Darbe Enerjisi (kJ/m ²)	
	Döküm	Yaşlandırılmış	Döküm	Yaşlandırılmış	Döküm	Yaşlandırılmış	Döküm	Yaşlandırılmış
2618	160±3	172±5	150±12	180±10	254±15	265±20	17.4±2	14.9±2
6082	163±4	162±5	116±5	124±5	166±3	190±15	21.5±5	12.2±2
7012	172±5	168±4	235±15	245±55	264±20	324±25	15.2±2	11.0±3
7075	176±4	181±5	250±27	281±55	285±10	340±15	12.5±2	10.4±1.2
A380	164±4	168±1	182±50	190±6	264±15	282±25	8.0±2	7.5±2

5.2. Korozyon Özellikleri

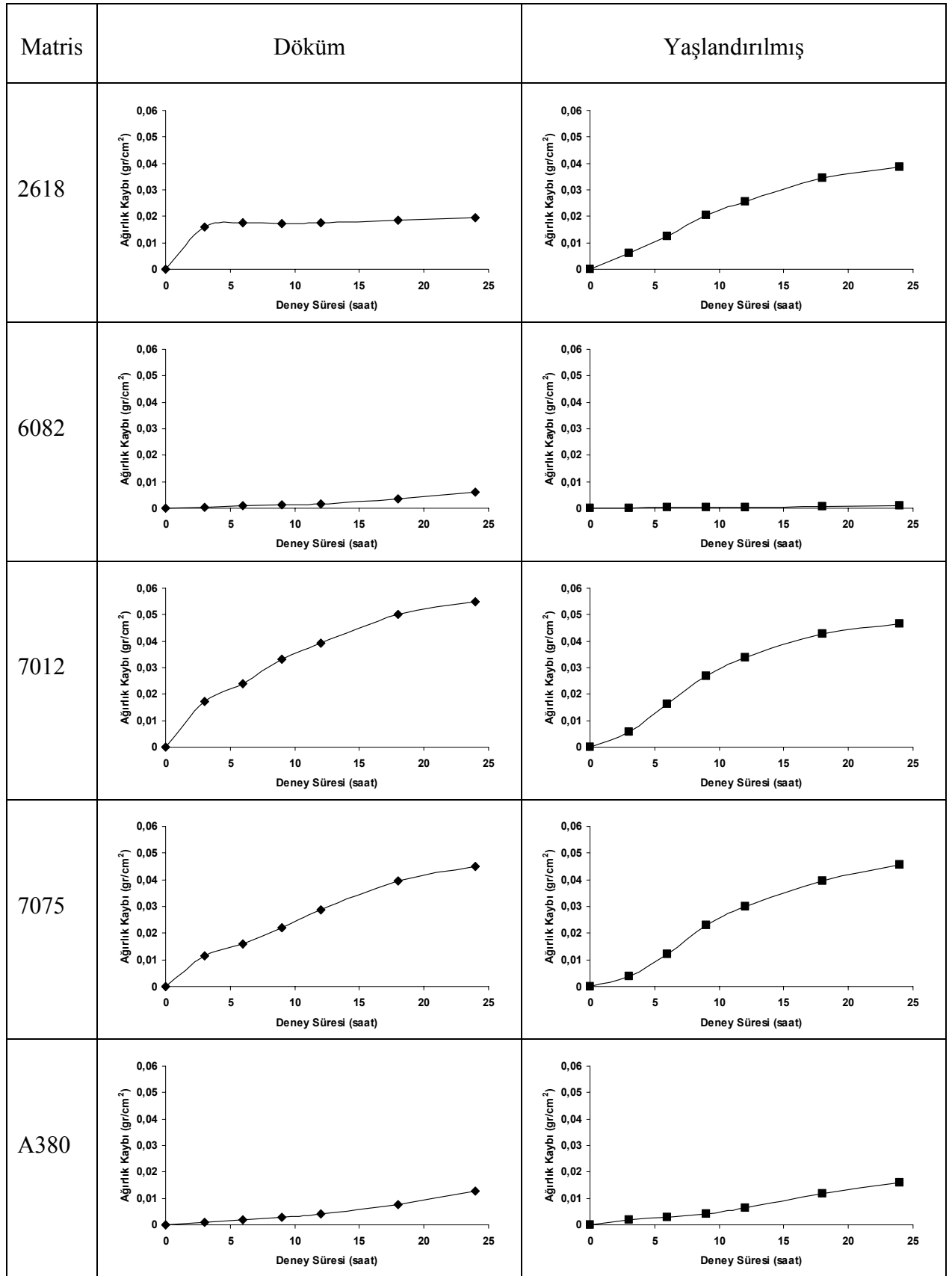
İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içerisinde 24 saat süresince ağırlık kaybının belirlenmesine dayanan korozyon deney sonuçları Şekil 5.3’de verilmiştir. 6082 ve A380 alüminyum matris SiC partikül takviyeli

kompozitlerin hem döküm hali ve hem de yaşlandırılmış durumda korozyon deneyleri sırasında birim alan başına ağırlık kaybı değerleri 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerden daha düşüktür. 6082 alüminyum matris kompozitin 24 saatlik deney süresi sonunda döküm halindeki ağırlık kaybı 0.59×10^{-2} gr/cm², yaşlandırılmış durumdaki ağırlık kaybı ise 0.08×10^{-2} gr/cm² olarak ölçülmüştür. Yaşlandırılan 6082 alüminyum matris kompozit, incelenen kompozitler arasında en yüksek korozyon direncine sahiptir. 2618 ve A380 alüminyum matris kompozitlerin döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki ağırlık kaybı değerleri karşılaştırıldığında, yaşlandırma ısı işlemi ile ağırlık kaybı artmıştır.

Şekil C.1 ve Şekil C.2’de deney süresine bağlı olarak, korozyon çözeltisi içindeki pH ve çözelti iletkenliğinin değişimi görülmektedir. Döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlere ait çözelti pH değerleri deney süresince artarken, çözelti iletkenliği azalma eğiliminde olup, 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlerde bu değişim diğerlerine göre çok belirgin değildir.

Korozyon deneyleri sonucu korozyon çözeltisi içerisinde çözünen alaşım miktarları kantitatif olarak (mg/lt) Tablo 5.4’de verilmiştir. Döküm hali ve yaşlandırılmış durumda en yüksek çözünen alaşım (Al, Zn, Mg, Cu) miktarları 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerde elde edilmiştir. Korozyon deneylerinde en iyi performans gösteren 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitler en düşük çözünen alaşım miktarlarına sahiptir.

İncelenen kompozitlerin korozyon deneyleri sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil C.3-C.7’de, kesit görüntüleri ise Şekil 5.4’de görülmektedir. Korozyon deneyleri sırasında yüzeyde ve yüzey altında oyuklar meydana gelmiştir. Hem döküm hali hem de yaşlandırılmış durumda özellikle en çok korozyona uğrayan 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerde oyuk miktarı oldukça fazla olup, yüzey altı oyukları mevcuttur. Korozyon deneyleri sonrası 6082 alüminyum matris kompozitin yüzeyi daha az pürüzlü yani daha düz iken, en fazla korozyona uğrayan 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yüzeyinde oyuklar oldukça derindir ve pürüzlü bir yüzey görünümü hakimdir.



Şekil 5.3: Döküm ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyon deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kaybı değişimi.

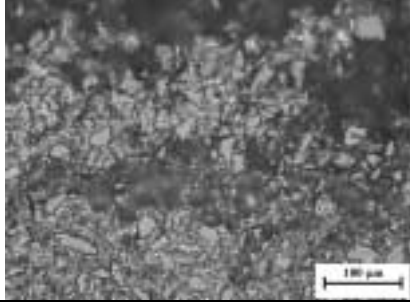
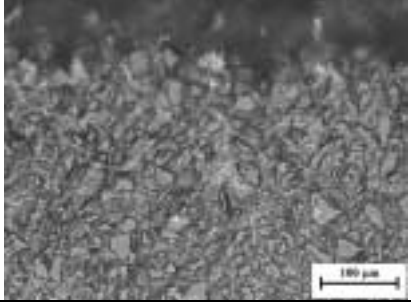
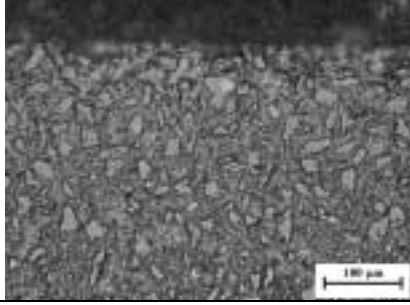
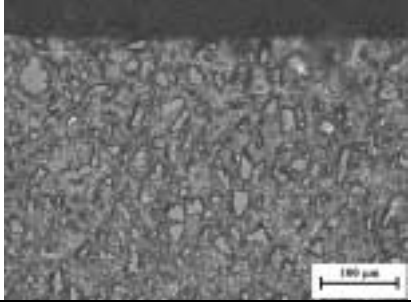
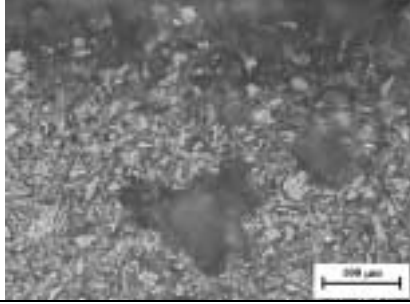
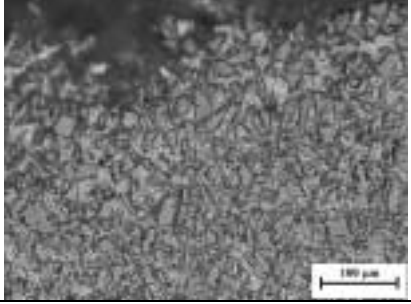
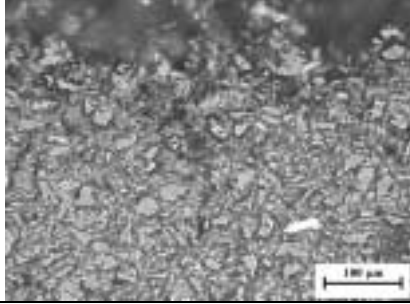
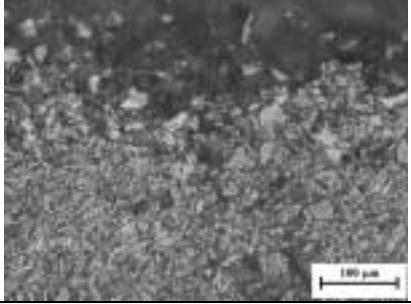
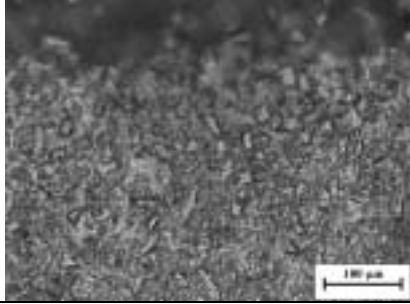
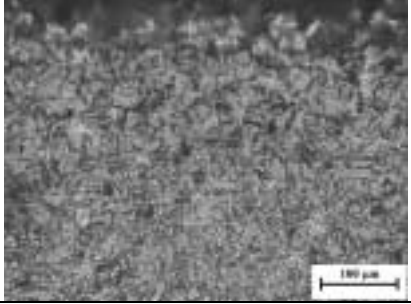
Tablo 5.4: İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içerisinde çözünen alaşım elementleri miktarları.

Isıl İşlem Durumu	Matris	Çözünen Alaşım Element Miktarları (mg/l)					
		Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe
Döküm	2618	1650	0.70	38.75	3.43	13.25	6.10
	6082	650	1.88	15.63	0.35	10.5	4.33
	7012	2750	117.50	52.50	8.60	22.75	3.90
	7075	2975	111.25	65.00	15.75	10.00	7.13
	A380	868	10.50	12.5	1.53	21.75	13.85
Yaşlandırılmış	2618	2150	1.00	38.75	20.75	18.50	16.63
	6082	78	0.30	3.13	0.25	7.50	1.40
	7012	2625	126.25	52.50	8.50	13.25	4.80
	7075	2375	88.75	52.50	16.00	1.75	6.88
	A380	1518	13.13	18.75	5.65	20.50	24.38

İncelenen kompozitlerin korozyon deneyleri sonunda yüzeylerinde oluşan oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği Tablo 5.5’de verilmiştir. Korozyon hasar boyutu olarak oyuk konsantrasyonu ve oyuk derinliği dikkate alındığında, gerek döküm halinde gerekse yaşlandırılmış durumda 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlerin oyuk konsantrasyonu ve derinliği 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerden daha düşüktür.

Tablo 5.5: Döküm ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyon deneyleri sonrası oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği.

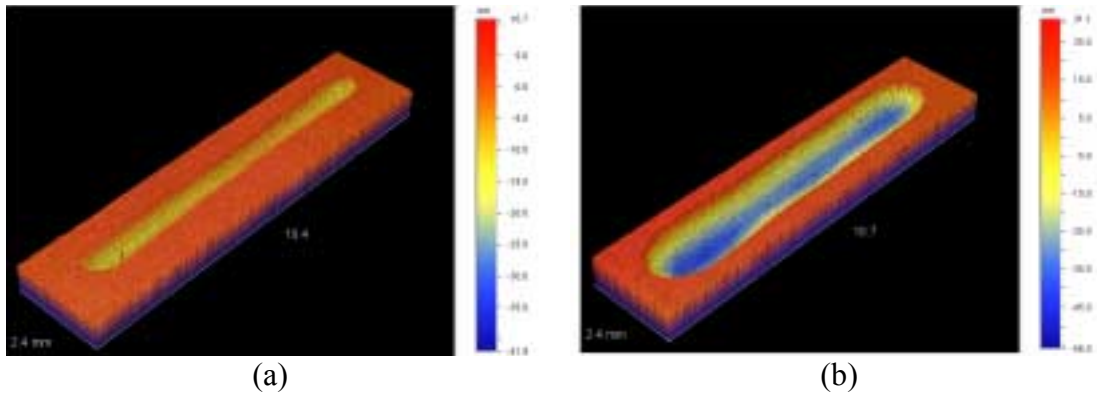
Matris	Oyuk Konsantrasyonu (%)		Oyuk Derinliği (µm)	
	Döküm	Yaşlandırılmış	Döküm	Yaşlandırılmış
2618	57	68	160	105
6082	35	15	50	30
7012	68	62	120	65
7075	59	58	90	110
A380	40	50	60	60

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

Şekil 5.4: İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası kesitlerinin optik mikroskop görüntüsü.

5.3. Kuru Ortam Aşınma Deney Sonuçları

İncelenen kompozitlerin kuru ortam aşınma deneyi sırasında numunelerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerine örnek olarak yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin 3 boyutlu aşınma iz görüntüleri Şekil 5.5’de görülmektedir. İncelenen kompozitlerin 3 boyutlu profilometrik görüntüleri en düşük ve en yüksek kayma hızları için Şekil D.1-D.5’de verilmiştir. Numune yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin hacmi, 2 boyutlu profilometrik görüntülerden hesaplanmış olan aşınma iz alanı ile iz uzunluğu çarpılarak elde edilmiştir ve iki farklı kayma hızında yüke bağlı olarak kompozitlerin aşınma kayıplarının (hacimsel aşınma miktarı) değişimi Şekil 5.6’da verilmiştir. Uygulanan yük aralığında incelenen kompozitlerin tümünde aşınma kayıpları, test yükünün artması ile doğrusal olarak artmayıp iki farklı bölgeden oluşmaktadır. Düşük yüklerde aşınma kaybı test yükünün artması ile düşük oranda, yüksek yüklerde ise önemli miktarda artmıştır.



Şekil 5.5: Yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris SiC takviyeli kompozitlerin 3 boyutlu aşınma iz görüntüleri a) Test yükü: 3.0 N, kayma hızı:0.02 m/s ve b) Test yükü: 6.0 N, kayma hızı: 0.09 m/s.

Kuru ortam aşınma deneyleri sonrası incelenen kompozitlerin aşınma yüzeylerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil D.6-D.10’da verilmiştir. Aşınma izlerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri ise Şekil D.11-D.14’de yer almaktadır. Genelde döküm halindeki kompozitlerin aşınma izlerinde SiC partikülleri ayrılarak aşınma yüzeyleri daha pürüzlü iken, yaşlandırılmış kompozitlerde elde edilen aşınma izleri daha düz bir yüzeye sahiptir.

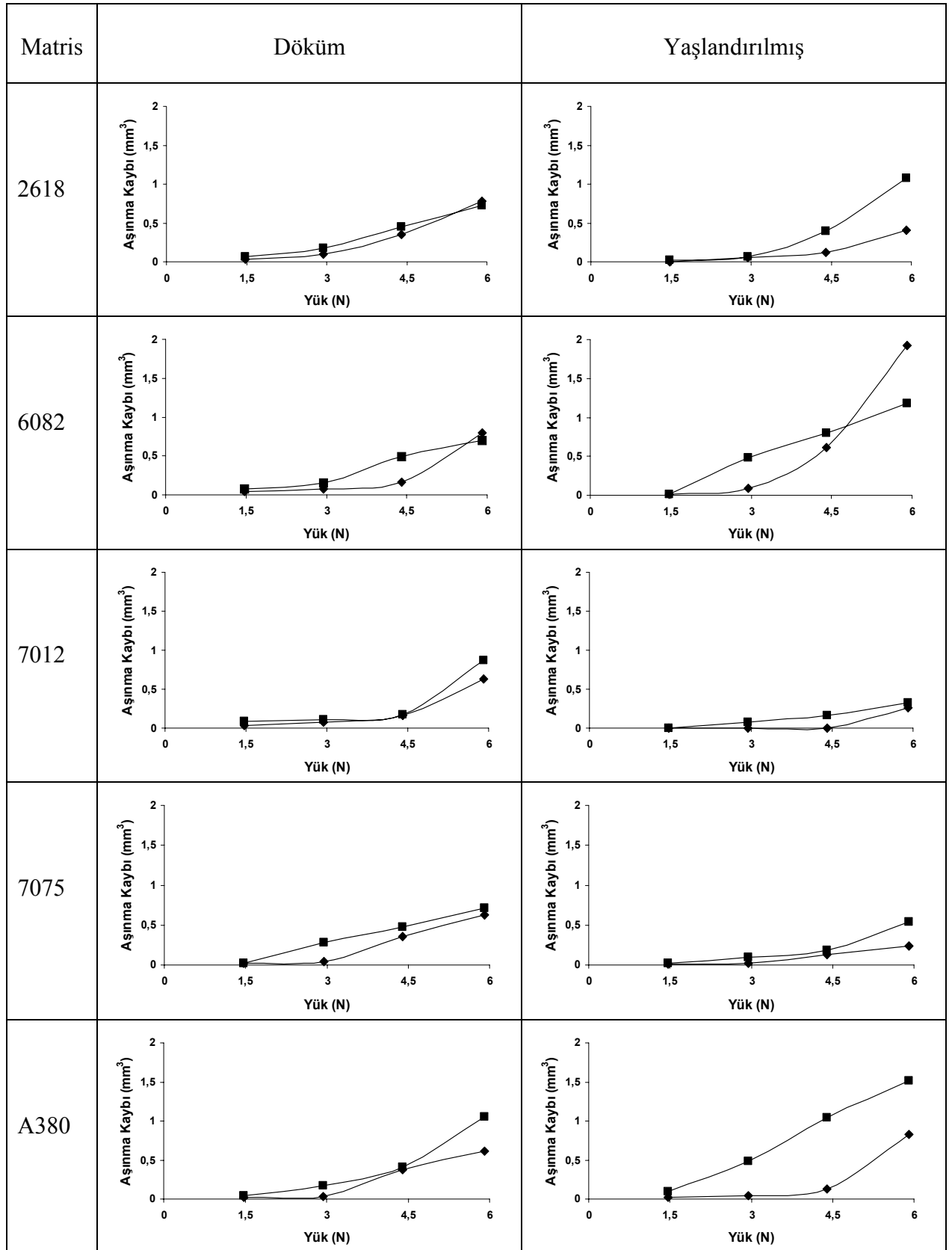
Şekil 5.6’da verilen “Aşınma Kaybı-Test Yüğü” grafiklerine göre Tip I ve Tip II aşınma olarak sınıflandırılan aşınma yüzeylerine örnek olarak Şekil 5.7’de döküm halindeki 2618 alüminyum matris kompozitin aşınma yüzeyi optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Tip I aşınma bölgesinde, Al_2O_3 bilyenin hareket yönünde

aşınma yüzeyini parlattığı, aşınma ürünlerinin aşınan yüzeye sınırlı yapışması sonucunda aşınma izi daha düz bir yüzeye sahiptir, ayrıca aşınma izinde SiC partikülleri kopmadan yerlerinde kalmıştır. Tip II aşınma bölgesinde ise alüminyum matris kompozitlerin aşınma izinde SiC partiküllerinin matristen kopup ayrılması sonucu aşınma yüzeyi daha pürüzlüdür. Tip II aşınma bölgesinde Al_2O_3 bilyenin yüksek malzeme transferiyle aşınma izinde çok az SiC partikülleri kalmıştır. İç (matris tipi ve ısıtma işlemi) ve dış (test yükü ve kayma hızı) faktörlere bağlı olarak hakim olan aşınma bölgeleri Tablo 5.6’da verilmiştir.

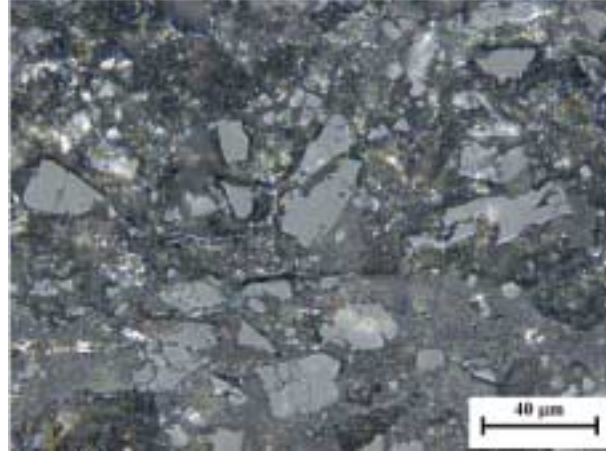
Al_2O_3 bilye yüzeyinde meydana gelen aşınma Şekil D.15-D.19’da görülmektedir. Al_2O_3 bilye üzerinde oluşan aşınma alanı, beklendiği gibi test yüküne ve kayma hızına bağlı olarak artmaktadır. Al_2O_3 bilye üzerindeki aşınma alanının yüke bağlı olarak değişimi iki farklı kayma hızı için Şekil 5.8’de verilmiştir. En yüksek aşınma iz alanı 0.02 m/s kayma hızında 6.0 N yük altında yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin kuru aşınma deneyinde elde edilmiştir.

Tablo 5.6: Kuru ortam aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin test yüküne bağlı olarak farklı karakteristik aşınma görünümüne göre Tip I ve Tip II aşınma bölgeleri.

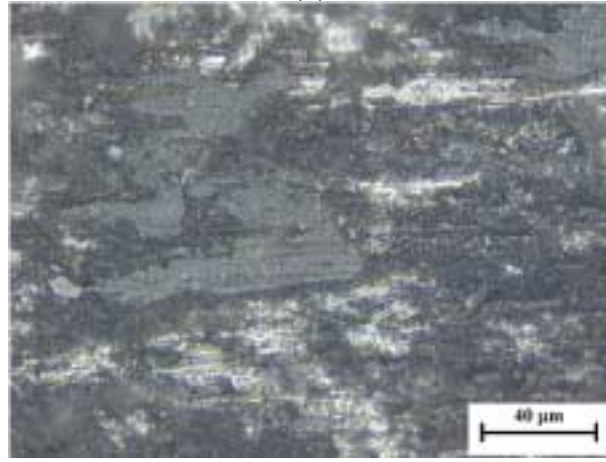
Matris	Test Yükü (N)	Döküm				Yaşlandırılmış			
		0.02 m/s		0.09 m/s		0.02 m/s		0.09 m/s	
		Tip I	Tip II	Tip I	Tip II	Tip I	Tip II	Tip I	Tip II
2618	1.5	√		√		√		√	
	3.0	√			√	√		√	
	4.5		√		√		√		√
	6.0		√		√		√		√
6082	1.5	√		√		√		√	
	3.0	√			√	√			√
	4.5		√		√		√		√
	6.0		√		√		√		√
7012	1.5	√		√		√		√	
	3.0	√		√		√		√	
	4.5		√		√	√		√	
	6.0		√		√		√		√
7075	1.5	√		√		√		√	
	3.0	√		√		√		√	
	4.5		√		√	√		√	
	6.0		√		√		√		√
A380	1.5	√		√		√		√	
	3.0	√			√	√			√
	4.5		√		√	√			√
	6.0		√		√		√		√



Şekil 5.6: İncelenen kompozitlerin döküm hali ve yaşlandırılmış durumda test yüküne bağlı olarak iki farklı kayma hızındaki aşınma hacimlerinin değişimi. ◆ ve ■ sembolleri sırasıyla 0.02 m/s ve 0.09 m/s kayma hızlarını temsil etmektedir.



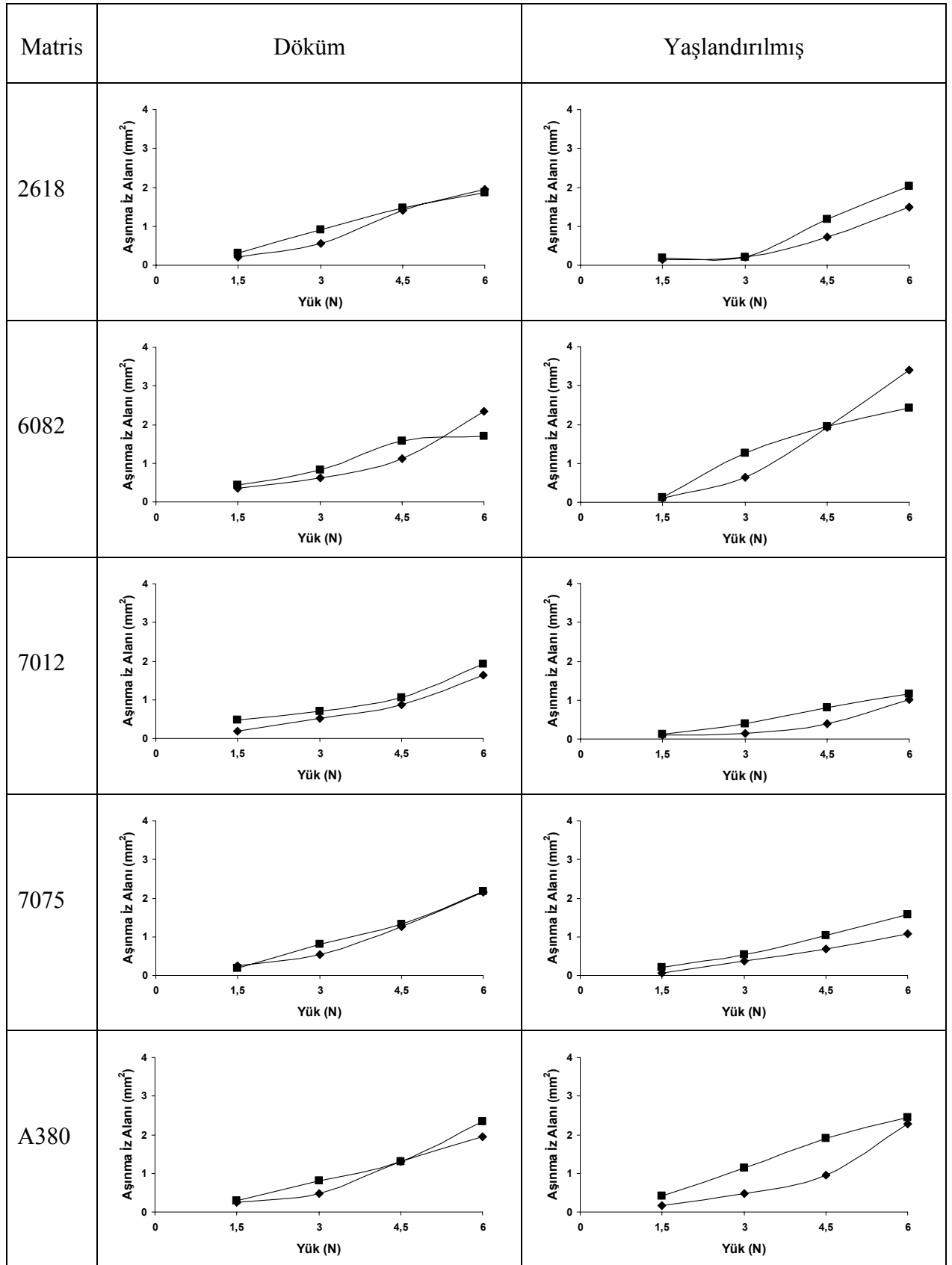
(a)



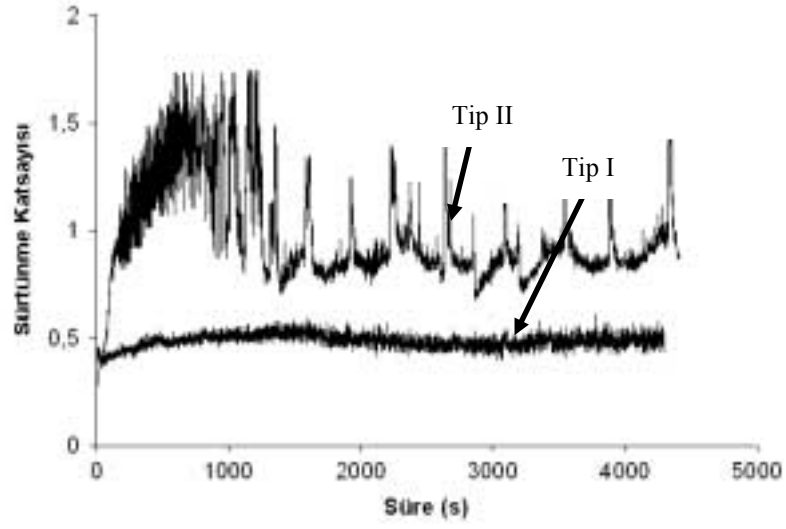
(b)

Şekil 5.7: Döküm hali 2618 alüminyum matris SiC partikül takviye edilmiş kompozitlerin a) Tip I ve b) Tip II aşınma yüzeylerine ait karakteristik optik mikroskop görüntüleri. 0.02 m/s kayma hızında sırasıyla 3.0 ve 6.0 N yük altında karakteristik Tip I ve Tip II aşınmayı temsil eden aşınma yüzeyleri.

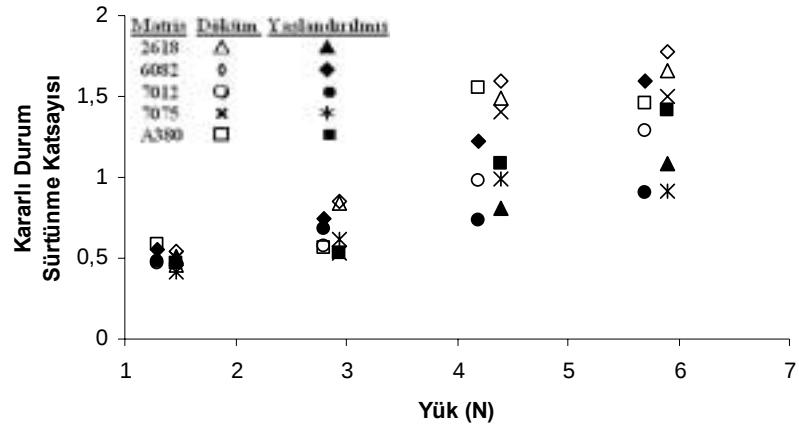
İncelenen kompozitlerin kuru ortam aşınma deneyleri süresince sürtünme katsayılarında meydana gelen değişim Şekil D.20-D.24’de verilmiştir. Tip I ve Tip II aşınma için incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısı değişimine bir örnek Şekil 5.9’da yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozit için verilmiştir. Tip I aşınma durumunda sürtünme katsayısı çok kısa sürede kararlı hali almaktadır. Diğer taraftan Tip II aşınma durumunda ise başlangıçta sürtünme katsayıları 1.0 ile 1.5 arasında değişirken artan aşınma süresine bağlı olarak sürtünme katsayısı artmış ve belli bir süre sonunda sürtünme katsayısı kararlı hale gelerek sabitlenmiştir. Bu grafiklerden belirlenen kararlı hal sürtünme katsayısı değerlerinin yüke bağlı olarak değişimi Şekil 5.10’da verilmiştir. Genellikle 0.4 ile 1.8 arasında değişen sürtünme katsayısı değerleri test yükünün artmasıyla artmaktadır.



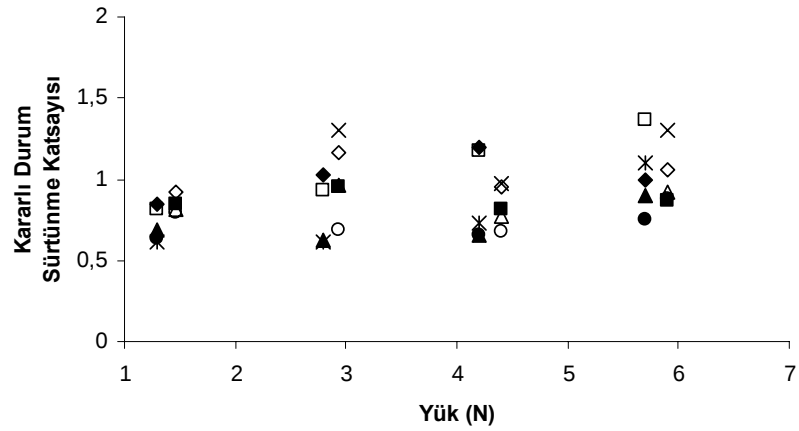
Şekil 5.8: İncelenen kompozitlerin döküm hali ve yaşlandırılmış durumda test yüküne bağlı olarak iki farklı kayma hızında Al_2O_3 bilye üzerinde iz alanının değişimi. ◆ ve ■ sembolleri sırasıyla 0.02 m/s ve 0.09 m/s kayma hızlarını temsil etmektedir.



Şekil 5.9: Yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin 0.02 m/s kayma hızında karakteristik Tip I ve Tip II aşınma sürtünme eğrileri. Tip I ve Tip II sürtünme eğrileri sırayla 1.5 N ve 6.0 N yük altında gerçekleşmiştir.



(a)

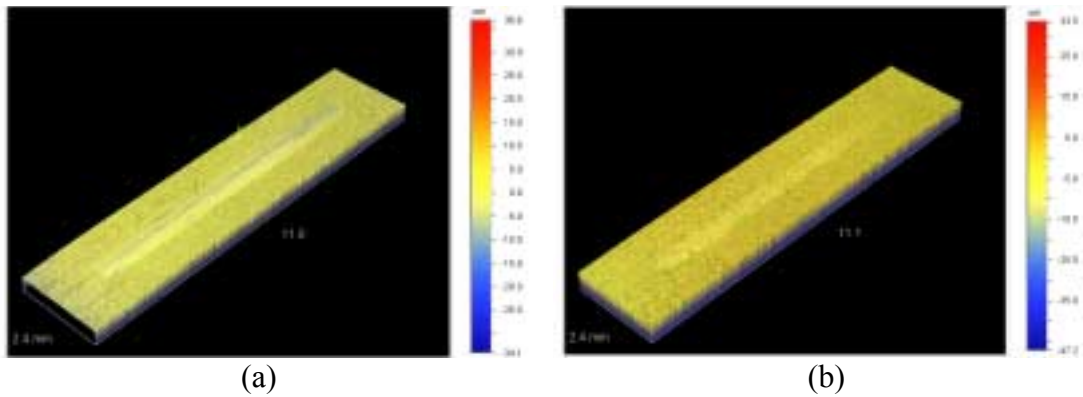


(b)

Şekil 5.10: İncelenen kompozitlerin iki farklı kayma hızında sürtünme katsayısı değerlerine test yükünün etkisi (a) 0.02 m/s ve (b) 0.09 m/s.

5.4. Korozyonlu Aşınma Deney Sonuçları

İncelenen kompozitlerin 0.02 m/s kayma hızında 6.0, 12, 18 ve 24 N yük altında Al_2O_3 bilye ile korozyonlu aşınma deneylerinde aşınma iz hacminin hesaplanmasında kullanılan 2 boyutlu iz profilleri Şekil E.1-E.5’de verilmiştir. Örnek olarak döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin 3 boyutlu aşınma iz görüntüleri Şekil 5.11’de gösterilmektedir. Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyonlu aşınma deneyleri sonundaki iz hacminin yüke bağlı olarak değişimi Şekil 5.12’de görülmektedir. Şekil 5.12’den görüldüğü gibi döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin aşınma kayıpları yüke bağlı olarak genellikle parabolik bir şekilde artmaktadır. Döküm halindeki kompozitler ile yaşlandırılmış kompozitlerin aşınma kayıpları karşılaştırıldıklarında yaşlandırma ile artan sertlikle uyumlu olarak aşınma kaybında bir azalma gözlenmektedir.



Şekil 5.11: 2618 alüminyum matris SiC takviyeli kompozitlerin a) döküm hali ve b) yaşlandırılmış durumdaki 3 boyutlu aşınma iz görüntüleri.
Test yükü: 24N ve kayma hızı:0.02 m/s.

Döküm hali kompozitlerin 6.0 N ve 24 N test yükü altında korozyonlu aşınma deneyleri sonucu korozyon çözeltisi içerisinde çözünen alaşım miktarları kantitatif olarak (mg/lit) Tablo 5.7’de verilmiştir. Her iki yükte de en yüksek çözünen alaşım miktarları 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitler de elde edilmiştir. Korozyonlu aşınma deneylerinde en iyi performans gösteren 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitler korozyon çözeltisi içerisinde çözünen en yüksek alaşım miktarlarına sahiptir.

Tablo 5.7: Döküm hali kompozitlerin 6.0 N ve 24 N test yükü altında korozyonlu aşınma deneyi sonucu “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içerisinde çözünen alaşım elementleri miktarları.

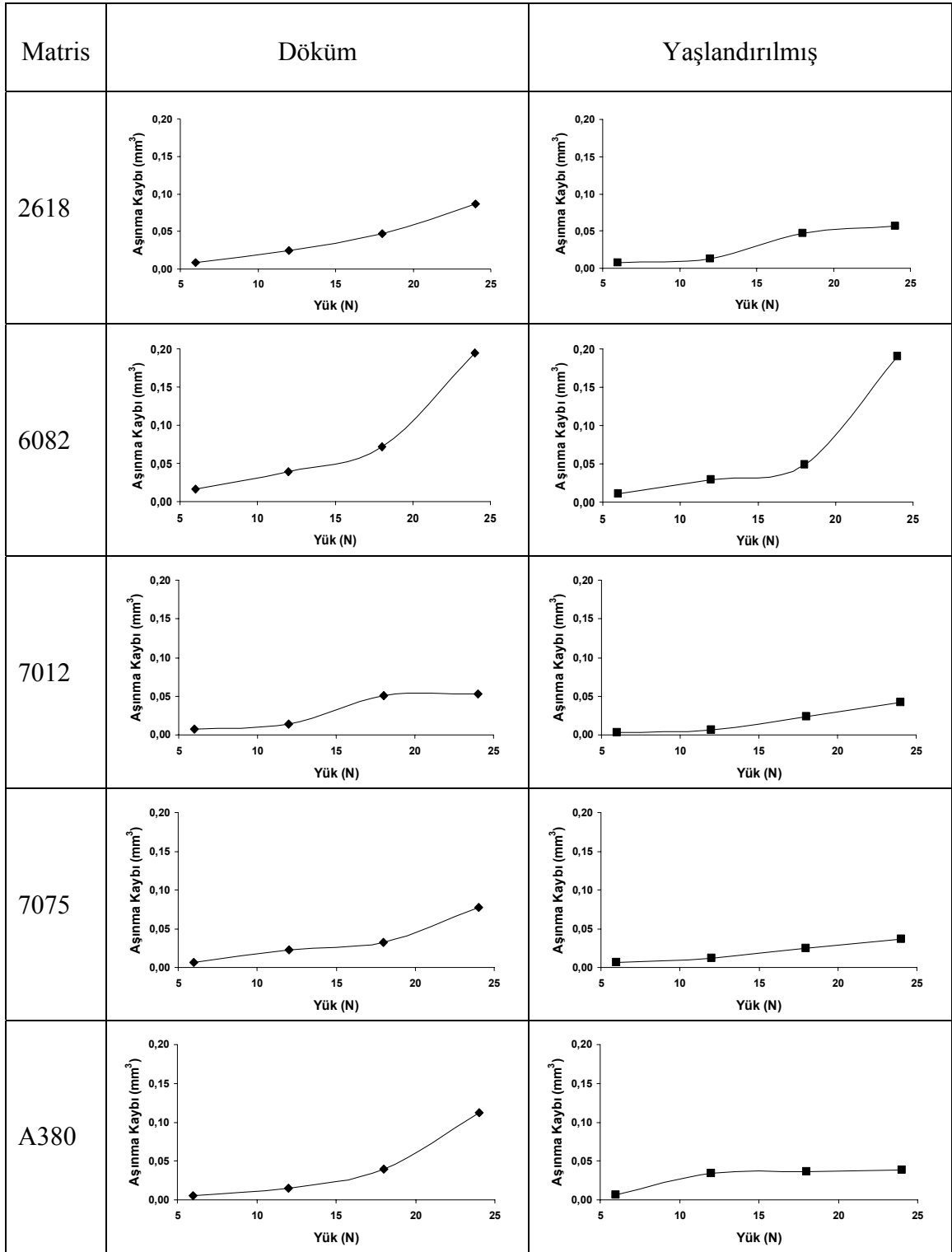
Test Yüğü (N)	Matris	Çözünen Alaşım Element Miktarları (mg/l)					
		Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe
6.0	2618	503.13	0.53	6.25	1.35	6.50	1.70
	6082	488.75	1.48	13.75	0.85	0.00	3.70
	7012	591.25	14.50	11.25	1.03	1.00	3.33
	7075	684.38	12.50	13.13	1.68	4.75	2.93
	A380	470.63	1.20	7.50	1.80	0.75	3.43
24	2618	481.88	0.60	6.88	1.30	8.00	3.35
	6082	647.50	0.73	8.13	1.83	2.50	4.23
	7012	520.00	11.00	9.38	0.95	6.25	1.30
	7075	794.38	8.50	11.25	0.88	8.50	2.00
	A380	521.88	1.70	13.75	1.35	5.50	5.80

Korozyon çözeltisi içinde yapılan aşınma deneyleri sonrası incelenen kompozitlerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil E.6-E.10 ve Şekil E.11’de yer almaktadır. Döküm halindeki kompozitlerin aşınma yüzeyleri yaşlandırılmış kompozitlerle karşılaştırıldığında test yükünün artması ile aşınma izinde tribo tabaka oluşumu, aşınma yüzeyine sıvanma ve SiC partiküllerinin yüzeyden kopup ayrılması veya aşınma bölgesinde kırılması daha şiddetli olup, aşınma yüzeyi daha derin ve geniş oyuklara sahiptir (kısmen Tip II). SiC partiküllerinin kırılmış olması, aşınma deneyi sırasında yük taşıma kapasitesini düşürerek kompozit malzemenin daha yüksek aşınma kaybı sergilemesine sebep olmuştur.

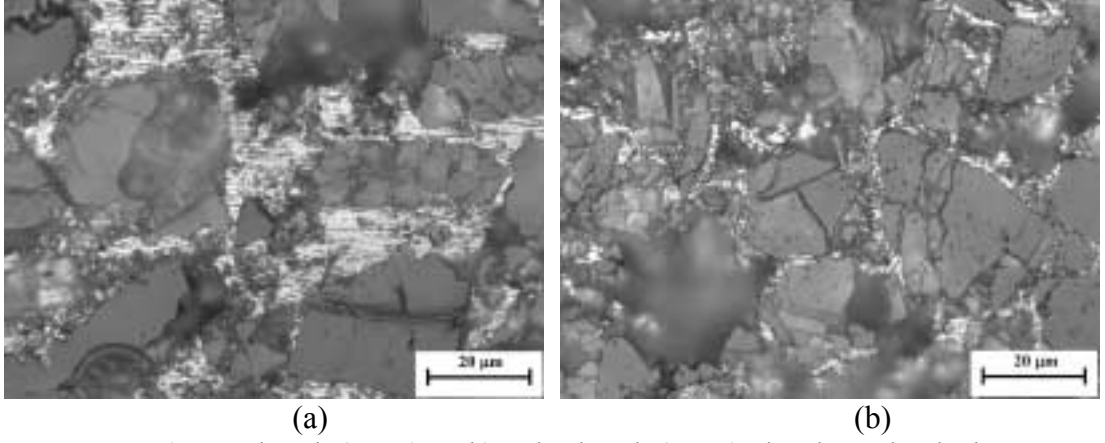
Düşük (12 N) ve yüksek test yüklerinde (24 N) korozyonlu aşınma deneyi sonunda yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin aşınma yüzeylerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.13’de verilmiştir. Gerek düşük yük, gerekse yüksek yük durumunda kompozitlerin aşınma yüzeyleri korozyonlu aşınma ürünleri (tribo tabaka oluşumu) içermektedir. Düşük yüklerde, Al₂O₃ bilye etkisi ile çok az sayıda SiC partikülleri ayrılarak aşınma izinde daha az pürüzlülük (oyuk derinliği ve genişliği) oluşmaktadır. Yüksek yüklerde ise tribo tabakanın ayrılmasıyla SiC partikülleri kırılıp aşınan yüzeyden uzaklaşırken, daha derin ve geniş oyuklar şeklinde daha yüksek pürüzlülüğe sahip aşınma izi oluşmuştur.

Korozif ortam aşınma deneyleri sırasında 6.0 N ve 12 N yük altında Al₂O₃ bilye üzerinde belirgin iz oluşmazken, daha yüksek yüklerde Al₂O₃ bilyede oluşan izler belirginleşmektedir. Al₂O₃ bilyede oluşan aşınma izlerine örnek olarak 18 N ve 24 N

yük altında döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma koşullarında Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri Şekil E.12’de verilmiştir.



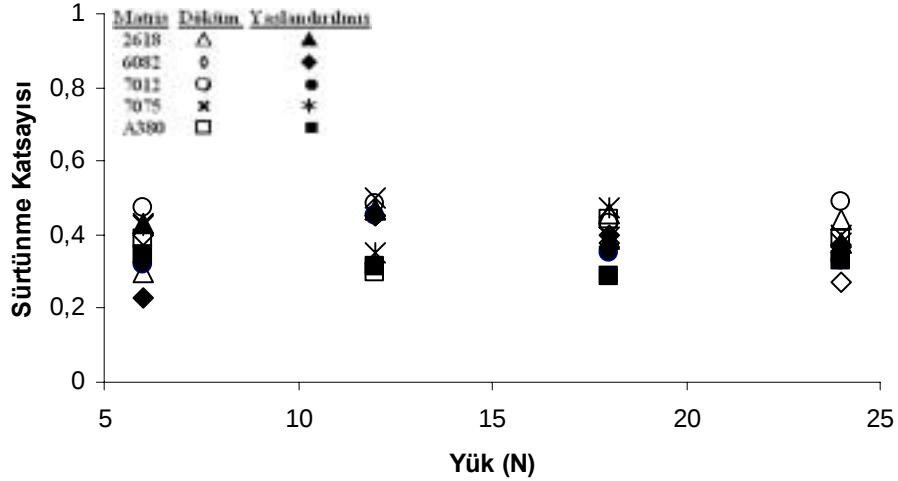
Şekil 5.12: Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin korozyonlu aşınma deneyi sonucu, deney yükü ile aşınma kaybı değişimi.



Şekil 5.13: a) Düşük yük (12 N) ve b) yüksek yük (24 N) altında yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviye edilmiş kompozitlerin aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Korozif ortam aşınma deneyleri süresince elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri Şekil E.13-E.17’de verilmiş olup, kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin yüke bağlı olarak değişimi Şekil 5.14’de verilmiştir. Genel olarak test yükünün artmasıyla sürtünme katsayısında belirgin bir değişim olmamıştır.

Şekil 5.6 ve Şekil 5.12’den görüldüğü gibi kuru ortam aşınma deneylerindeki aşınma kayıpları, korozyonlu aşınma deneylerine göre daha yüksektir.



Şekil 5.14: 0.02 m/s kayma hızında incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısı değerlerine test yükünün etkisi.

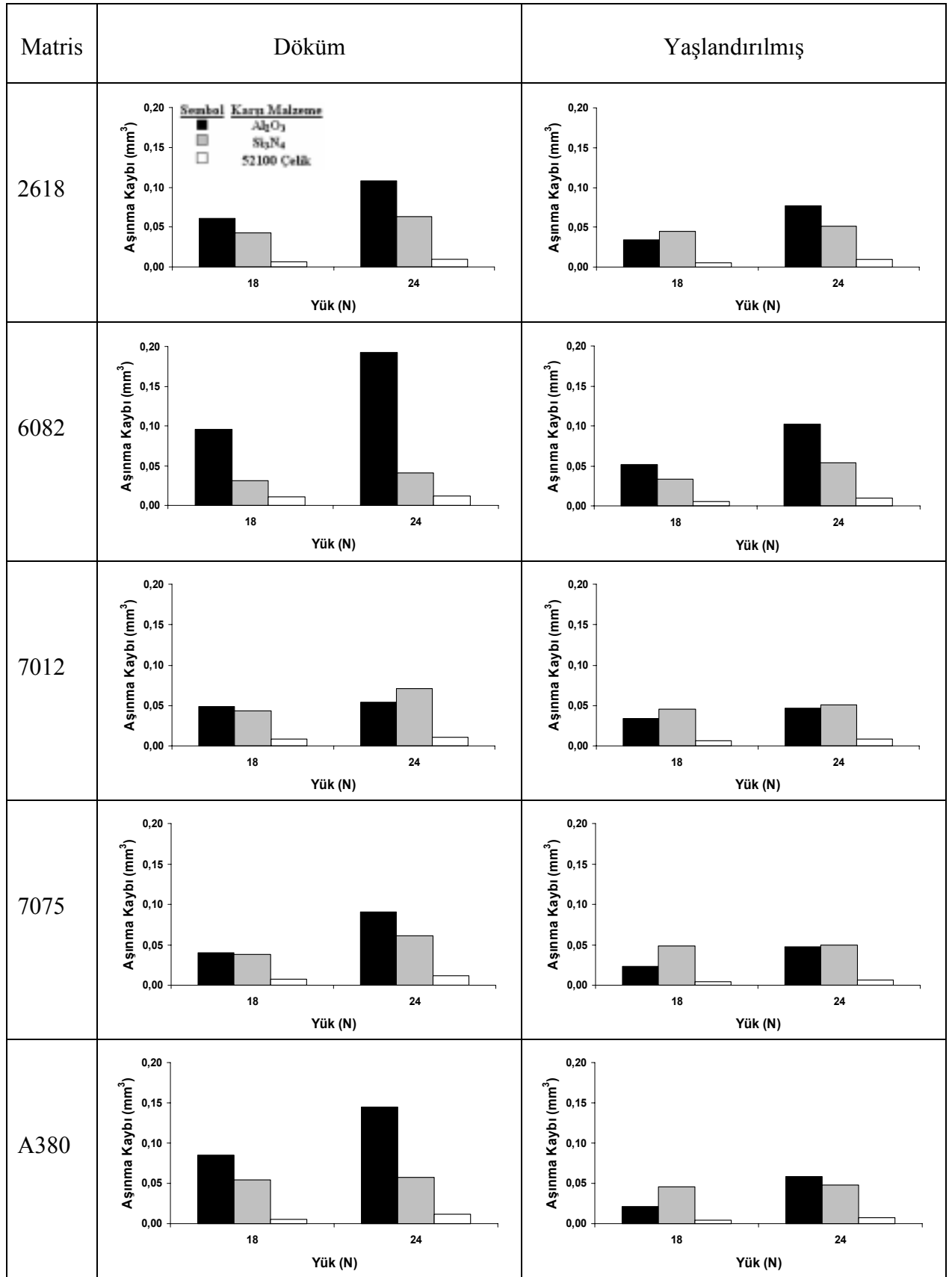
5.5. Saf Su Aşınma Deney Sonuçları

İncelenen kompozitlerin 0.02 m/s kayma hızında 18 N ve 24 N yük altında Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyeler ile saf su aşınma deneylerinde aşınma iz hacminin hesaplanmasında kullanılan 2 boyutlu iz profilleri Şekil F.1-F.5’de verilmiştir. Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin saf su aşınma deneyleri

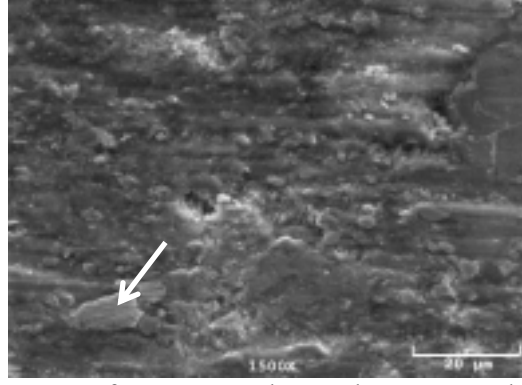
sonundaki iz hacminin karşı malzeme ve yüke bağlı olarak değişimi Şekil 5.15’de görülmektedir. Karşı malzemeye bağlı olarak incelenen kompozitler de en fazla aşınma kaybı genelde Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile elde edilmiştir. En düşük aşınma kaybı yaşlandırılmış kompozitler de gözlenmiştir.

Saf su içinde Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile yapılan aşınma deneyleri sırasında kompozitlerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin optik ve taramalı elektron mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil F.6-F.10 ve Şekil F.11’de yer almaktadır. 52100 kalite çelik bilye ile yapılan aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin aşınma yüzeyleri hafif aşınma karakteristik görünümüne sahip olup, aynı zamanda bir oksit tabakası ile kaplıdır. Şekil 5.16’de görülen ve siyah adacıklar şeklinde oluşan yapılarda gerçekleştirilen EDS analizleri sonucunda bu adacıkların Fe, Mo ve O içeriğince zengin (örnek olarak demir oksit verilebilir) oldukları belirlenmiştir. Taramalı elektron mikroskobu incelemelerinden de anlaşılabileceği üzere çelik bilyelerle gerçekleştirilen sulu aşınma deneylerinde adhesif ve oksidatif bir aşınma meydana gelmektedir. Al_2O_3 ve Si_3N_4 bilye ile yapılan aşınma deneylerinde ise kompozitler SiC partikülün matristen ayrılması ile aşınmıştır. Saf su ortam aşınma deneyleri sırasında karşı malzeme olarak Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyeler üzerinde meydana gelen aşınmalar Şekil F.12’de görülmektedir. Karşı malzemelerde meydana gelen aşınmaların optik mikroskop görüntüleri Şekil F.13-F.14’de verilmiştir. Saf su ortam aşınma deneyleri süresince elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri Şekil F.15-F.19’da verilmiştir.

Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 çelik bilyelere karşı incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısı değişimine bir örnek Şekil 5.17’de yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozit için verilmiştir. İncelenen kompozitlerin Al_2O_3 ve 52100 çelik bilyelere karşı sürtünme eğrileri benzer karakterde olup, sürtünme katsayısı önemli bir saçılma göstermeksizin çok kısa sürede 1.0 değerinden 0.5’e düşmektedir. Kompozit/ Si_3N_4 aşınma çiflerinde ise aşınma süresine bağlı olarak sürtünme katsayısı sabit (~ 0.8) kalmıştır. Raman spektroskopisi ile (Şekil 5.18) saf su içinde 3 ay tutulan 7075 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin yüzeyi incelendiğinde $Al(OH)_3$ (250, 306, 324, 394 ve 548 cm^{-1}) ve SiO_2 (263 cm^{-1}) ait raman pikleri tespit edilmiştir. Magnezyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin Raman spektrumunu inceleyen Kumar ve arkadaşları (2005) SiO_2 ’ın; 263 cm^{-1} dalgasında belirlediğini göstermiştir.

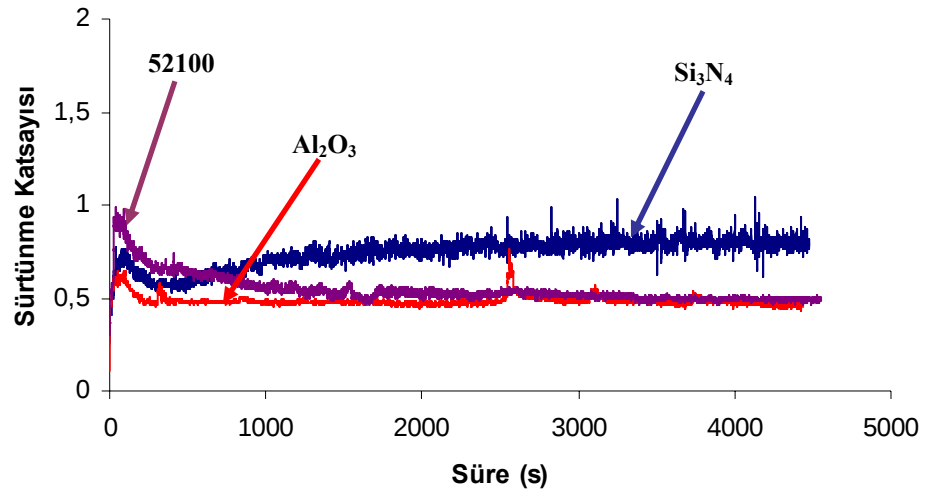


Şekil 5.15: Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin saf su ortamında aşınma kaybının değişimi.

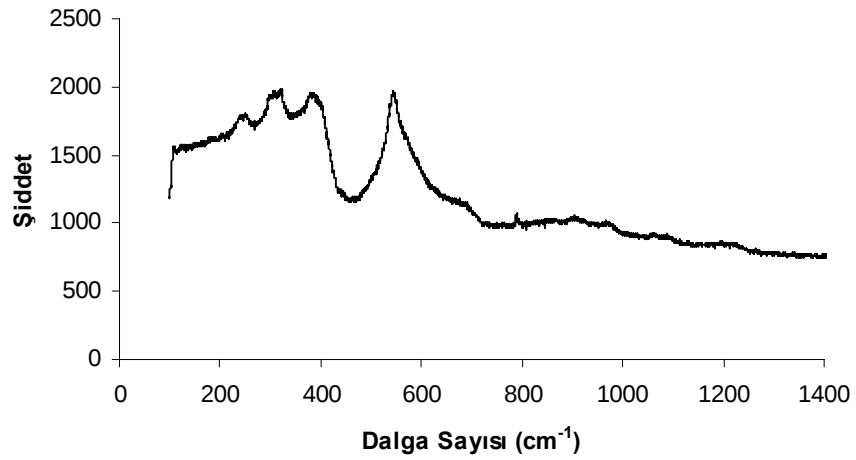


Element (% Ağırlık)	
O	31.48
Si	30.30
C	12.37
Fe	22.45
Al	2.86
Mo	0.58

Şekil 5.16: Saf su ortamında yapılan aşınma deneyi sonrasında döküm halindeki 6082 Al matris kompozitin aşınma yüzeyinin taramalı elektron mikroskobu görüntüsü ve okla işaretli partikülün EDS analizi.



Şekil 5.17: Yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin sulu aşınma koşullarında karakteristik sürtünme eğrileri.



Şekil 5.18: 7075 alüminyum matris kompozitin yüzeyinde $\text{Al}(\text{OH})_3$ (250, 306, 324, 394 ve 548 cm^{-1}) ve SiO_2 (263 cm^{-1}) ait raman spektrumları.

5.6. Yağlı Aşınma Deney Sonuçları

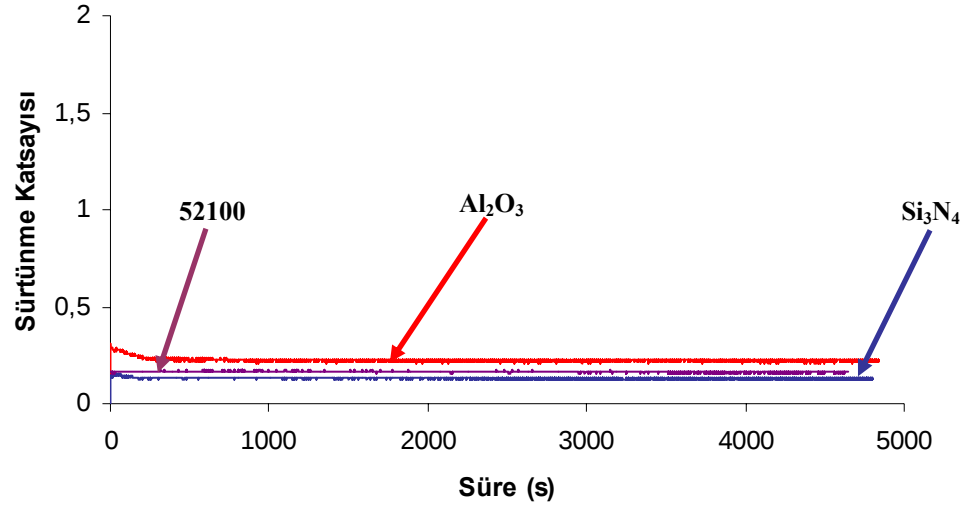
İncelenen kompozitlerin 0.02 m/s kayma hızında 24 N yük altında Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile yağlı aşınma deneylerinde aşınma iz hacminin hesaplanmasında kullanılan 2 boyutlu iz profilleri Şekil G.1-G.3'de verilmiştir. Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin yağlı ortamda gerçekleştirilen aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar aşınma kaybı olarak Şekil 5.19'da görülmektedir. İncelenen kompozitlerde karşı malzemeye bağlı olarak en fazla aşınma kaybı genelde Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile elde edilmiştir. Karşı malzeme olarak Al_2O_3 bilye kullanılması durumunda, en yüksek aşınma kaybı döküm hali 6082 Al matris kompozitte elde edilirken, diğer kompozitler benzer aşınma direnci göstermiştir.

İncelenen kompozitlerin, yağ içinde Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile yapılan aşınma deneyleri sonrasında aşınma izlerinin optik ve taramalı elektron mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil G.4-G.6 ve Şekil G.7'de verilmiştir. Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile yapılan aşınma deneylerinde yüksek büyütmelerdeki taramalı elektron mikroskop çalışmaları, kompozitlerin aşınma yüzeylerinde SiC partikülün kırılmasının gözlenmediğini ortaya koymuştur (Şekil G.7). Yağlı aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyelerde ölçülebilir bir iz oluşmamıştır. Yağlı aşınma deneyleri süresince elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri Şekil G.8-G.10'da verilmiştir.

Yağlı ortam aşınma koşullarında Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 çelik bilyelere karşı incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısı değişimine bir örnek Şekil 5.20'de yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozit için verilmiştir. İncelenen kompozitlerin Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 çelik bilyelere karşı sürtünme eğrileri benzer karakterde olup, sürtünme katsayısı önemli bir saçılma göstermeksizin çok kısa sürede 0.2 değerine düşmektedir.

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış																
2618	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,015</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,015	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,015</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,015	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,015																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,015																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
6082	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,065</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,065	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,015</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,015	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,065																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,015																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
7012	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,005</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,005	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,010</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,010	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,005																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,010																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
7075	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,005</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,005	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,005</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,005	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,005																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,005																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
A380	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,015</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,015	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001	Aşınma Kaybı (mm^3) <table><tr><th>Materyal</th><th>Aşınma Kaybı (mm^3)</th></tr><tr><td>Al₂O₃</td><td>0,015</td></tr><tr><td>Si₃N₄</td><td>0,002</td></tr><tr><td>Celik</td><td>0,001</td></tr></table>	Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)	Al ₂ O ₃	0,015	Si ₃ N ₄	0,002	Celik	0,001
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,015																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	
Materyal	Aşınma Kaybı (mm^3)																	
Al ₂ O ₃	0,015																	
Si ₃ N ₄	0,002																	
Celik	0,001																	

Şekil 5.19: Döküm hali ve yaşlandırılmış kompozitlerin yağ ortamında aşınma kaybının değişimi.



Şekil 5.20: Yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitin yağlı aşınma koşullarında karakteristik sürtünme eğrileri.

6. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ

6.1. Matris Bileşiminin Mikroyapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisi

Bu çalışma kapsamında matris malzemesi olarak kullanılan alaşımlardan (Tablo 4.1) en az alaşım elementi içereni 6082 Al alaşımıdır. Ana alaşım elementi olarak %1.7 Mg'in yanı sıra, bir miktar Si (% 1.11) ve bir miktar Mn (% 0.45) içeren bu alaşımla üretilen SiC partikül takviyeli kompozitin döküm yapısında çok küçük boyutta ve ihmal edilebilir miktarda açık renkli düzensiz bölgeler oluşmuştur (Şekil 5.2). Tablo 5.2'deki EDS analizi söz konusu açık renkli düzensiz bölgenin Si, Fe ve Mn'ce zengin olduğunu ortaya çıkarmıştır. Literatürde Si, Fe ve Mn içeren yapının AlFeSiMn (Escalera-Lozano ve diğ., 2006) olabileceği belirtilmekte ise de XRD çalışmalarında (Şekil A.2) bu bölgelere ait pik tesbit edilememiştir. Uygulanan yaşlandırma işlemi sonucu miktar ve boyutça az olan açık renkli düzensiz bölgeler tamamen kaybolmuştur (Şekil 5.2). Elektrik iletkenliği ölçümleri yaşlandırma sonrasında kompozitin elektrik iletkenliğinde % 10 düzeyinde bir azalma olduğunu ortaya çıkarmıştır (Tablo 5.1). Bu durum yaşlandırma işlemi sonucunda döküm yapısında bulunan açık renkli düzensiz bölgelerin çözünmesi neticesinde matriste alaşım elementi miktarının arttığını göstermektedir. Bunun sonucunda matris sertliği bir miktar ($116 \text{ HV}_{0.0025}$ 'den $124 \text{ HV}_{0.0025}$ 'e) artmıştır (Tablo 5.3).

2618 Al bileşiminde alaşım element olarak %2.34 Cu, % 1.91 Mg, %1.0 Ni ve %0.94 oranında Fe bulunmaktadır. Döküm yapısında oluşan ve Şekil 5.2'de okla gösterilen açık renkli düzensiz bölgenin Cu, Fe, Ni ve Mg içeriğince zengin olduğu görülmüştür (Tablo 5.2). Alüminyum matris SiC takviyeli kompozitlerde, Cu ve Mg elementlerinin yarı kararlı $\text{Al}_2\text{Cu}(\text{Mg})$ faz oluşumunu teşvik ettiği Saraswathi ve arkadaşları (2006) tarafından rapor edilmiştir. İncelenen kompozitin matrisinde yaşlandırma sonrasında, sadece Fe ve Ni'ce zengin açık renkli düzensiz bölge bulunmaktadır. Oguocha (1999) benzer bileşimdeki açık renkli düzensiz bölgenin matriste çözünmeyen Fe-Ni bileşiği olduğunu ileri sürmüştür. XRD analizlerinde

(Şekil A.2) gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda bu fazların mevcudiyeti tesbit edilememiştir. Döküm halindeki ve yaşlandırılmış durumdaki kompozitlerin mikroyapısında bulunan açık renkli düzensiz bölgeler aynı morfolojide olmalarına karşın, aralarındaki en önemli fark döküm yapısında bulunan metaller arası bileşiğin Cu'ca zengin olmasıdır. Dolayısı ile yaşlandırma ile açık renkli düzensiz bölgede bulunan Cu'nun matriste çözünmesi ile kompozitin elektrik iletkenliği % 30 düzeyinde azalmıştır (Tablo 5.1). Bunun sonucunda döküm halindeki kompozitin matris sertliği 150 HV_{0.0025}, yaşlandırılmış kompozitin matris sertliği 180 HV_{0.0025} olarak ölçülmüştür (Tablo 5.3).

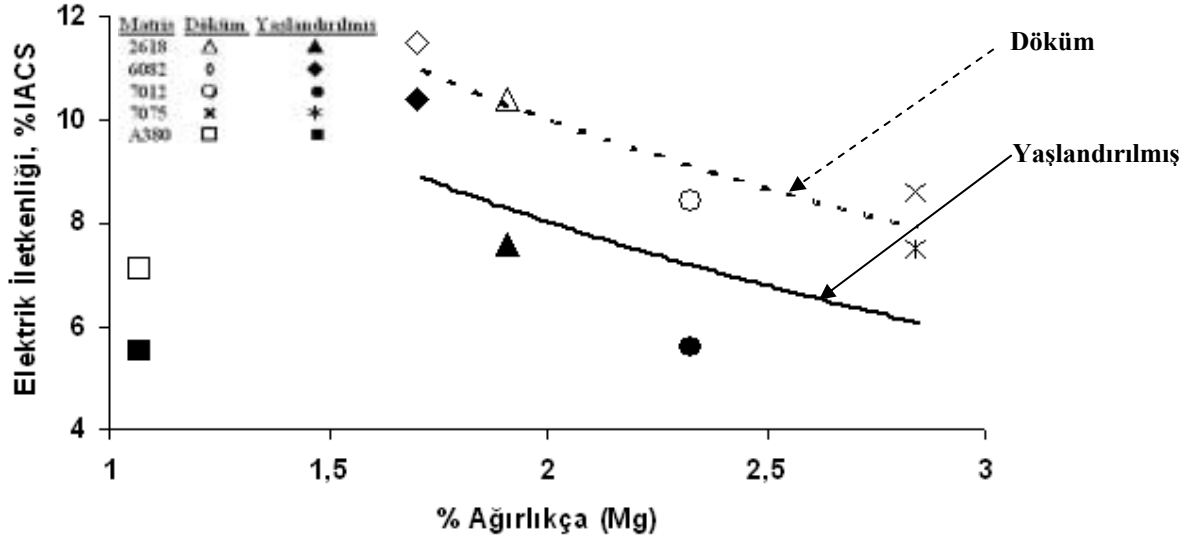
Alaşım elementi olarak % 5 düzeyinde Zn, % 2-3 Mg ve % 1-1.5 Cu içeren 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin döküm yapısında açık renkli düzensiz bölgeler mevcuttur (Şekil 5.2). EDS analizi çalışmaları bu açık renkli bölgelerin Zn, Mg ve Cu'ca zengin olduğunu ortaya çıkarmıştır (Tablo 5.2). Beffort ve arkadaşlarına (2007) göre matriste alaşım elementi olarak Mg ve Zn'nun birlikte bulunması yarı kararlı Zn₂Mg oluşumunu, Cu bulunması ise Al₂Cu oluşumunu teşvik etmektedir. Saraswathi ve arkadaşları (2006) bileşiminde Cu bulunan alüminyum matris SiC takviyeli kompozitte Mg'un, Al₂Cu yerine Al₂CuMg fazını oluşturduğunu ileri sürmüştür. Ancak XRD çalışmalarında (Şekil A.2) söz konusu fazlara ait pik tesbit edilememiştir. Bu kompozitlere uygulanan yaşlandırma işlemi açık renkli düzensiz bölgenin matriste çözünmesine sebep olmuştur (Şekil 5.2). Literatürde 7075 alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitlerde açık renkli düzensiz bölgenin yaşlandırma durumunda SiC partikülleri etrafında çökeltilerin toplanmasıyla çözündüğü belirtilmiştir (Dasgupta ve Meenai, 2005; Beffort ve diğ., 2007). Söz konusu açık renkli düzensiz bölgelerin çözünmesi, döküm haline göre kompozitin elektrik iletkenliğinin azalmasına (Tablo 5.1) ve matris sertliğinin artmasına (Tablo 5.3) sebep olmuştur. Matris olarak kullanılan 7012 ve 7075 alaşımları kıyaslanacak olursa, yaşlandırma ile elektrik iletkenliğindeki azalma 7012'de daha fazla iken, matris sertliğindeki artışın 7075'te daha fazla olduğu söylenebilir.

Ana alaşım element olarak % 8.2 Si ve % 2.44 Cu içeren A380 alüminyum matris kompozitin hem döküm halinde ve hem de yaşlandırılmış durumda mikroyapısında açık renkli düzensiz bölgeler (Şekil 5.2) mevcuttur. Yaşlandırma ile matriste çözünmeyen söz konusu bölge Cu, Fe, Si ve Mn içeriğince zengindir (Tablo 5.2).

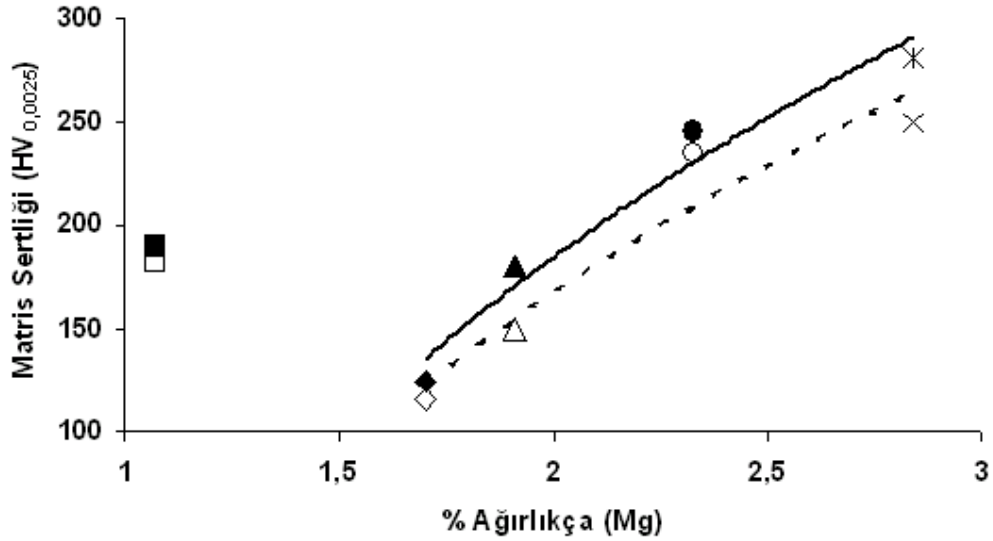
Pardo ve arkadaşları (2005) tarafından SiC partikül takviyeli A380 alüminyum matris kompozitlerde yapılan çalışmada da bu faz ötektik Si ve AlCuFeMn olarak tanımlanmaktadır. Bu çalışmada yapılan XRD incelemelerinde, A380 Al matris kompozitin hem döküm ve hemde yaşlandırılmış durumunda ötektik Si bulunduğu tesbit edilmiştir (Şekil A.2). Yaşlandırma işlemi, döküm haline nazaran kompozitin elektrik iletkenliğini (Tablo 5.1) azalmasına sebep olmuş iken, matris sertliğinde (Tablo 5.3) kayda değer bir artış sağlamamıştır.

Sıvı faz yöntemi (Bölüm 2.3) ile SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozit üretiminde alaşım elementi olarak Mg önemli bir yere sahiptir (Hsieh ve Chao, 1996; Ahlatci, 2003; Beffort ve diğ., 2007). % 4 oranına kadar sadece Mg bulunması alüminyum matrisin katı eriyik mekanizması ile sertleşmesine sebep olurken, Zn ile birlikte bulunması alüminyum matriste Zn_2Mg nano partiküllerinin çökmesine sebep olmaktadır. Bu çalışmada incelenen ve bileşiminde Mg ve Zn'in birlikte bulunduğu 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin yapısında yukarıda da açıklandığı gibi Zn_2Mg partiküllerinin mevcudiyeti tespit edilememiştir. Alüminyum matris SiC takviyeli kompozitlerde Mg'un bir diğer etkisi ise SiC partiküllerinin sıvı alüminyumun tarafından ıslatılabilirliğini artırması ve böylece alüminyum matris ile SiC partikül arasında bağ mukavemetini geliştirmesidir (Ahlatci, 2003; Saraswathi ve diğ., 2006; Beffort ve diğ., 2007). Bu nedenle Mg, alüminyum matris SiC partikül takviyeli kompozitlerin sertliği ve tokluğu üzerinde önemli rol oynayan alaşım elementi olarak değerlendirilebilir.

Bu tez kapsamında incelenen kompozitlerin elektrik iletkenliği ve matris sertliğine Mg'un etkisi Şekil 6.1'de verilmiştir. % 8 Si içeren A380 alüminyum matris kompozit hariç tutulacak olursa, gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda artan Mg içerisine bağlı olarak kompozit elektrik iletkenliği düşerken (Şekil 6.1 a), matris sertliği artmaktadır (Şekil 6.1 b). Metallerin saflığı arttıkça elektrik iletkenliğinin de arttığı göz önüne alınacak olursa (Askeland, 1985), Mg'un matriste çözünerek katı eriyik oluşumuna katkı sağlaması, matris saflığını azaltmakta ve dolayısı ile kompozitin elektrik iletkenliği düşürürken ve matris sertliğini artırmaktadır.



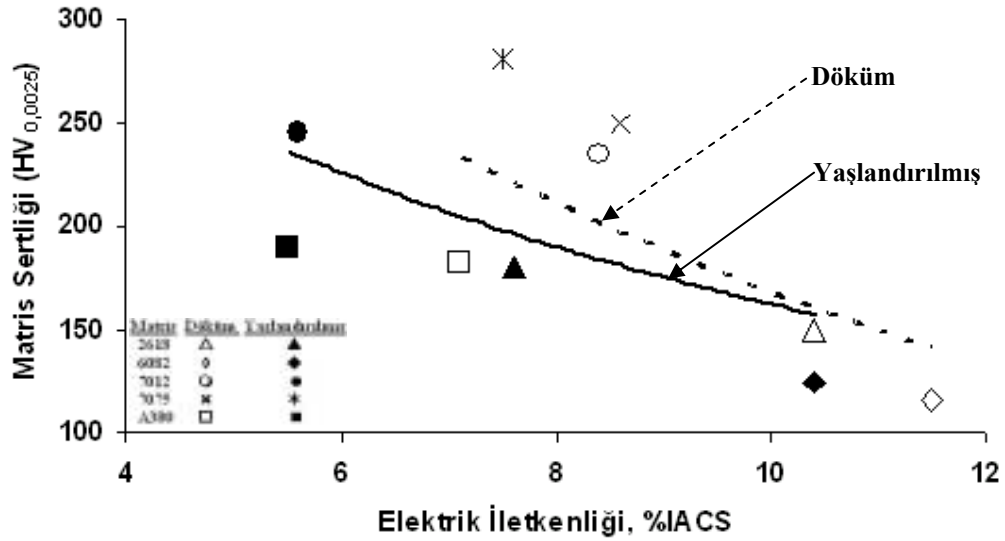
(a)



(b)

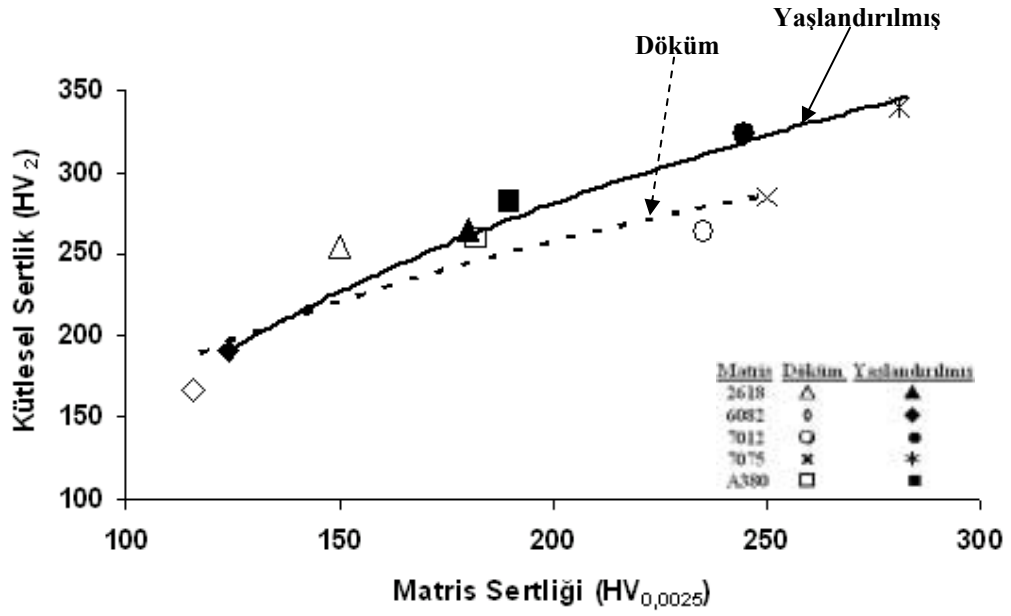
Şekil 6.1: Mg içeriğinin (a) elektrik iletkenliğine ve (b) matris sertliğine etkisi.

İncelenen kompozitlerin elektrik iletkenliğinin matris sertliği üzerindeki etkisi Şekil 6.2’de verilmiştir. Genel olarak kompozitin elektrik iletkenliğinin artması ile matris sertliği azalmaktadır. Bu durum yüksek elektrik iletkenliğine sahip kompozitlerde matrisin daha saf (çözünen yabancı atom miktarının daha az) olmasından ve dolayısı ile katı eriyik mekanizmasının matris sertliği üzerinde daha az katkıda bulunmasından kaynaklanmaktadır (Askeland, 1985). Aynı iletkenlik değerinde (dolayısı ile aynı matris saflığında) döküm halindeki kompozitlerin yaşlandırılmışlardan daha yüksek matris sertliğine sahip olması döküm yapısında açık renkli düzensiz bölgelerin mevcudiyeti ile ilgilidir.

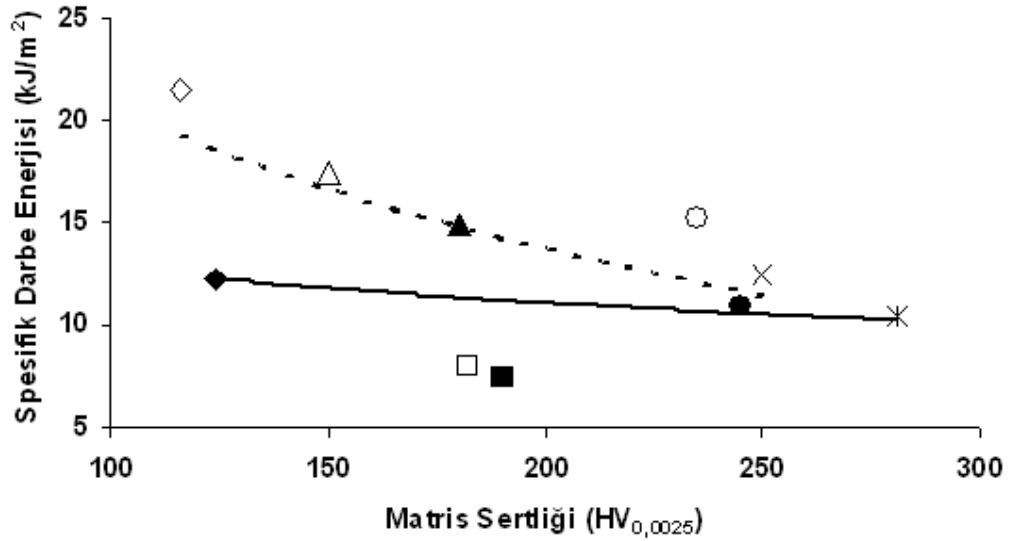


Şekil 6.2: İncelenen kompozitlerin döküm halinde ve yaşlandırılmış durumlarında matris sertliğinin elektrik iletkenliğine bağlı olarak değişimi.

İncelenen kompozitlerde SiC hacim oranı aynı mertebede (% 50 hacim oranı) olmasına rağmen kütleli sertlik (166 HV₂ ile 340 HV₂) ve spesifik darbe direnci (7,5 kJ/m² ile 21,5 kJ/m²) geniş bir aralıkta değişmektedir (Tablo 5.3). Mekanik özelliklerdeki bu değişim, kompozitin matris sertliğinin farklı olmasından kaynaklanmaktadır. Matris sertliğindeki artış, kompozitin kütleli sertliğini artırırken spesifik darbe direncinin azalmasına sebep olmuştur (Şekil 6.3). Burada dikkat çeken husus, artan matris sertliği ile kütleli sertliğin yaşlandırılmış kompozitlerde döküm yapısındaki kompozitlere nazaran bir miktar daha fazla olmasıdır. (Şekil 6.3 a). Ancak döküm halindeki ve yaşlandırılmış kompozitlerin spesifik darbe direnci, matris sertliğinden farklı oranda etkilenmektedir. Artan matris sertliği ile spesifik darbe enerjisindeki azalma yaşlandırılmış duruma nazaran döküm hali kompozitlerde daha şiddetlidir (Şekil 6.3 b). Bunun nedeni döküm yapısında matris sertliğindeki artışta açık renkli düzensiz bölgelerin oluşumunun rol oynamasıdır. Matriste açık renkli düzensiz bölge oluşumu bir taraftan sertliği bir miktar artırırken diğer taraftan matrisi gevrekletirmektedir. Yaşlandırılmış kompozitlerde ise matris sertliğinin artması tokluğu çok fazla etkilememiştir. Belirli bir matris sertliğinde, döküm halindeki kompozitler yaşlandırılmış kompozitlere nazaran daha yüksek darbe direnci sergilemektedir.



(a)



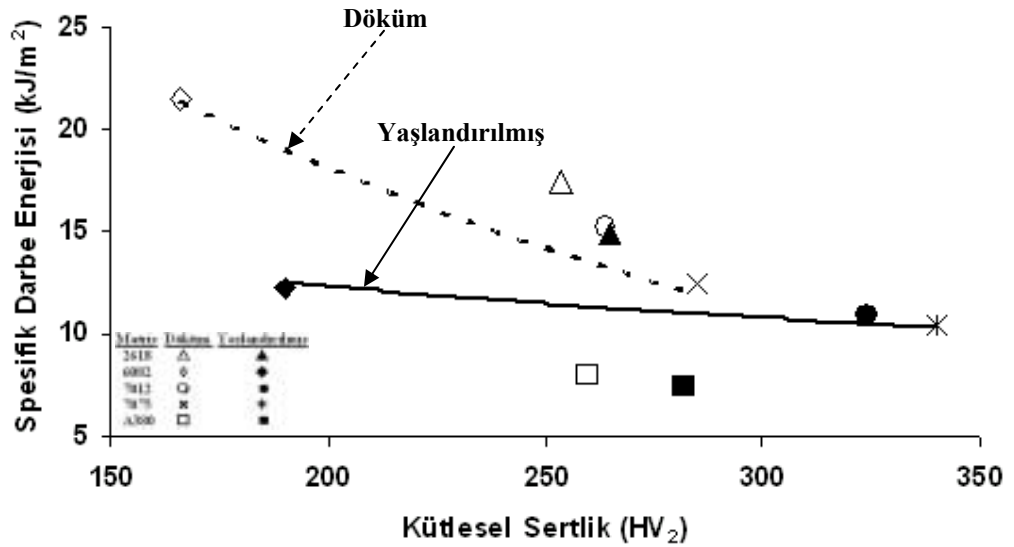
(b)

Şekil 6.3: İncelenen kompozitlerin matris sertliğine bağlı olarak (a) kütleli sertlik ve (b) spesifik darbe enerjisi değişimi.

İncelenen kompozitlerin kütleli sertliği ve spesifik darbe direnci arasındaki ilişki Şekil 6.4’de görülmektedir. Genel olarak artan kütleli sertlik ile kompozitin darbe direnci beklenildiği gibi azalma eğilimindedir. Ancak yaşlandırılmış kompozitlerin darbe direnci kütleli sertlikten çok az etkilenirken döküm halindeki kompozitlerin darbe direnci artan kütleli sertlik ile şiddetli olarak azalmaktadır. Şekil 6.4’e göre 280 HV₂’den daha yüksek kütleli sertlikte, döküm hali kompozitler yaşlandırılmış duruma nazaran daha düşük darbe direnci sergileyebilecekleri söylenebilir.

İncelenen kompozitler içinde en düşük spesifik darbe enerjisi, gerek döküm gerekse yaşılandırılmış durumda Si içeriği % 8 olan (Tablo 5.3) ve XRD çalışmalarında matrisinde ötektik Si olduğu tesbit edilen (Şekil A.2) A380 alüminyum matris kompozitte elde edilmiştir. Ahlatci (2003) Al-Si matris SiC partikül takviyeli kompozitte matriste ötektik Si oluşumunun kompozitin tokluğunun azalmasında önemli rol oynadığını ileri sürmüştür. Darbe deneyleri sonrasında A380 alüminyum matris kompozitin kırılma yüzeyleri incelendiğinde yer yer matris/SiC partikül ara yüzeyinde ayrılmanın gerçekleştiği görülmüştür (Şekil B.2). Bu gözlem matris/SiC ara yüzey bağ mukavemetini nisbeten zayıf olduğunu belirlemekte olup, matrisin Mg içeriğinin düşük olması ile ilgilidir.

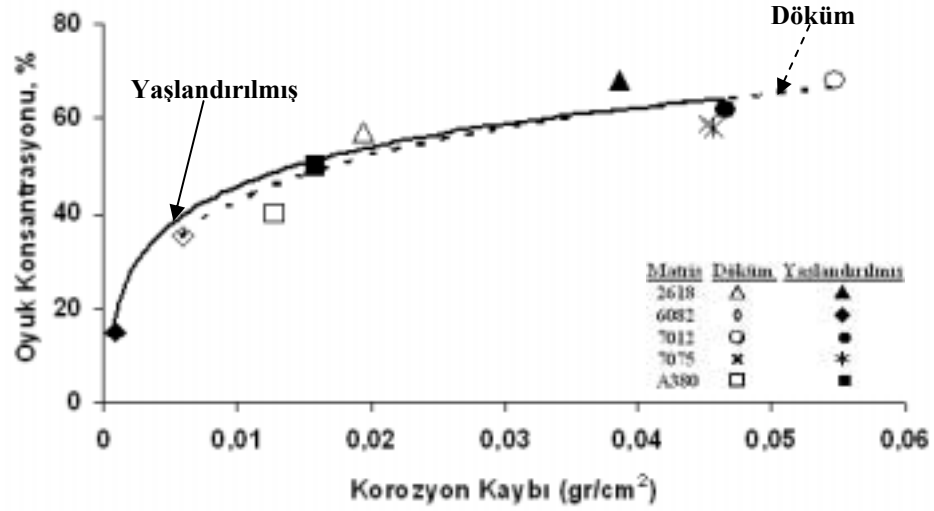
Darbe deneyi sonrası kompozitlerin kırılma yüzeylerinde yapılan taramalı elektron mikroskop çalışmaları (Şekil B.1 ve Şekil B.2) kırılma yüzeylerinin düz yüzeyli SiC partikül kırılması ve matris kırılması karakterize edilebileceğini göstermiştir. Matris sertliği düşük olan kompozitlerde (2618, 6082 ve A380) matriste mikro boşluk tipi kırılmalar meydana gelmiştir. Yüksek matris sertliğine sahip olan 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin matrisinde mikro boşluklar azalmıştır ancak partikül kırılması artmıştır. Partikül kırılması ara yüzey bağ mukavemetinin yüksek olduğunun göstergesidir (Lu ve diğ., 1998; Ozden ve diğ., 2007).



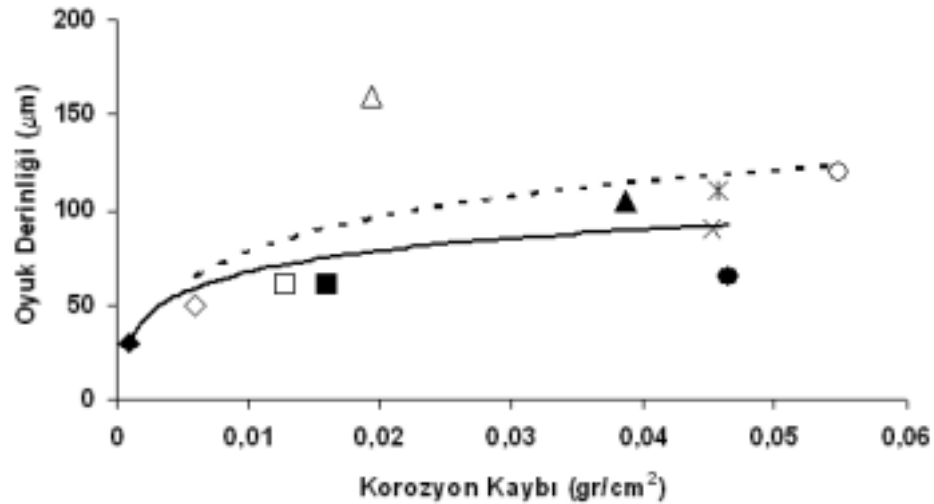
Şekil 6.4: İncelenen kompozitlerde kütesel sertlik-spesifik darbe enerjisi ilişkisi.

6.2. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozyon Özelliklerine Etkisi

İncelenen kompozitlerin korozyon çözeltisi içinde tutma süresi ile ağırlık kayıpları artmaktadır (Şekil 5.3). Kompozitlerde ağırlık kayıplarının artması, matris alaşımının çözünmesi ile gerçekleşmekte ve kompozitlerin yüzeylerinde oyuklar oluşmaktadır (Şekil C.3-C.7 ve Şekil 5.4). Korozyon çözeltisi içerisinde 24 saat tutulan kompozitlerde birim alan başına ağırlık kaybı değerleri (korozyon kaybı) ile oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği arasındaki ilişki Şekil 6.5’de görülmektedir. Korozyon kaybının artması ile incelenen kompozitlerde oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği artmaktadır.



(a)



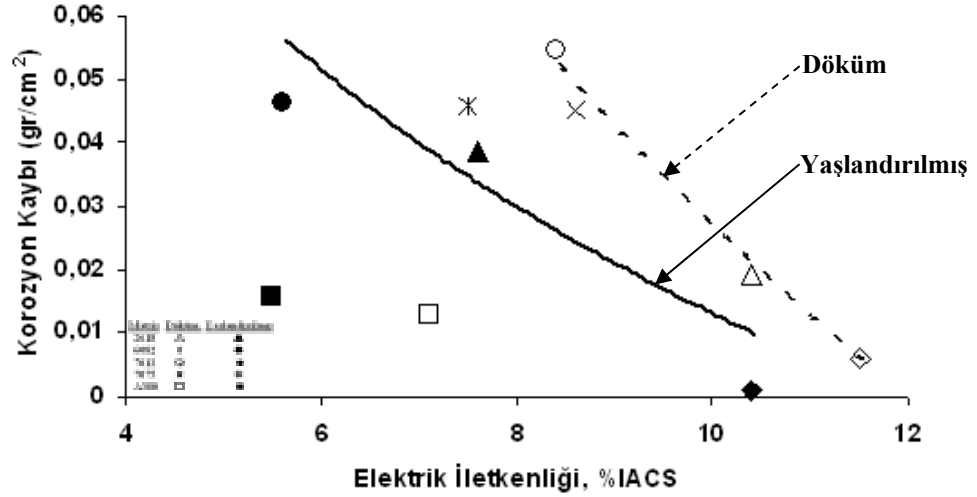
(b)

Şekil 6.5: İncelenen kompozitlerin döküm halinde ve yaşlandırılmış durumlarında korozyon kaybına bağlı olarak (a) oyuk konsantrasyonu ve (b) oyuk derinliğinin değişimi.

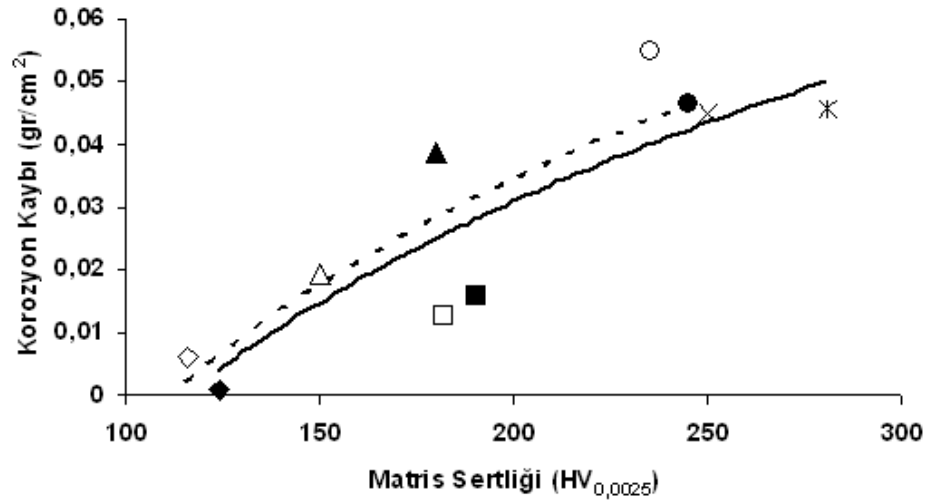
Oyuk konsantrasyonunun en yüksek olduğu 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin korozyon deneyleri sonrası yüzeyleri poröz ve süngerimsi bir görünümde olup (Şekil C.3, Şekil C.5, Şekil C.6), 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlere nazaran daha derin ve geniş oyuklara sahiptir (Tablo 5.5). Oyuk konsantrasyonu ve derinliği düşük olan 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyleri daha düzgün ve oyuk dağılımı açısından daha homojendir (Şekil C.4, Şekil C.7). Trzaskoma ve arkadaşlarının (1983) belirttiği gibi kompozit yüzeyinde oluşan oyukların boyutunun küçük olması, koroziif çözelti içinde matrisin çözölme hızının düşük olması ile ilgilidir.

Korozyon deneyleri sırasında matrisin çözölmesi ile korozyon çözeltisi matriste bulunan elementlerce zenginleşmektedir. 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin 24 saat daldırıldığı çözeltilerde yapılan analizler, bu çözeltilerin Al, Zn, Mg ve Cu'ca zenginleştiğini ortaya çıkarmıştır (Tablo 5.4) Bu elementlerin çözeltiye geçmesi ile korozyon deneyleri süresince çözeltinin pH değeri artarken, iletkenliği azalmıştır (Şekil C.1, Şekil C.2). 2618, 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlere nazaran gerek ağırlık kaybı ve gerekse oyuk konsantrasyonu ve derinliği açısından daha az korozyona uğrayan 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlerde korozyon deneyleri sırasında sınırlı miktarda element çözeltiye geçtiğinden çözeltinin pH değeri ve iletkenliğinde deney süresince belirgin bir değışim görülmemiştir (Şekil C.1, Şekil C.2).

Korozyon çözeltisi içerisinde 24 saat tutulan kompozitlerde birim alan başına ağırlık kaybı değeriinin (korozyon kaybı) elektrik iletkenliğine ve matris sertliğine bağlı olarak değışimi Şekil 6.6'da verilmiştir. Genel olarak artan elektrik iletkenliği ve azalan matris sertliği ile korozyon kaybı azalmaktadır. Matrisin daha saf ve daha düşük sertlikte olduğunu belirten (matriste çözölünen yabancı atom miktarının az olması nedeniyle) yüksek elektrik iletkenliği, kompozitin korozyon kaybının az olacağının göstergesidir (Winkler ve diğ., 2004). Belirli bir elektrik iletkenliği değeriinde, yapısında açık renkli düzensiz bölgeler bulunan döküm halindeki kompozitler (Şekil 5.2) yaşılandırılmış kompozitlere nazaran daha yüksek korozyon kaybı sergilemektedir. Pardo ve arkadaşlarının (2005 ve 2006 b) belirttiklerine göre, ikincil fazların katodik bölge gibi davranarak Al_2O_3 koruyucu film çözölmemekte ve SiC partiköl takviyeli alüminyum matris kompozitlerin korozyon direnci olumsuz yönde etkilenmektedir.



(a)



(b)

Şekil 6.6: (a) Elektrik iletkenliğine ve (b) matris sertliğine bağlı olarak korozyon kaybının değişimi.

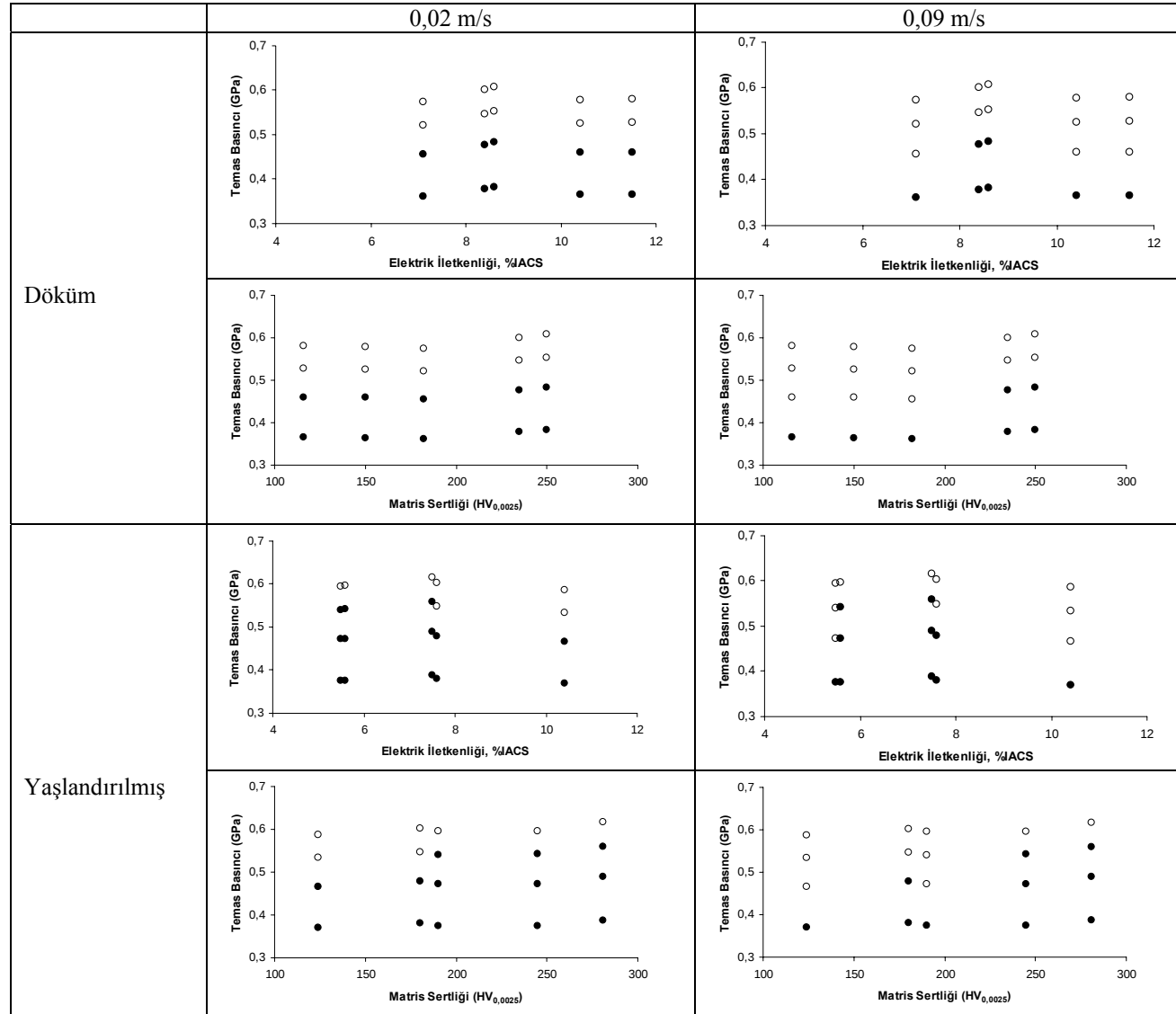
6.3. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Kuru Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

Normal atmosferik ortamda kuru sürtünme koşullarında yapılan aşınma deneyleri sonrasında aşınma yüzeylerinde yapılan incelemeler (Şekil D.6-Şekil D.10) incelenen kompozitlerde aşınmanın Tip I ve Tip II olmak üzere iki ayrı modda gerçekleştiğini ortaya çıkarmıştır. Tip I aşınmanın karakteristik özelliği aşındırıcı bilyenin matris ve SiC partiküllerinde sadece parlatma etkisi yapması iken ,Tip II aşınmada ise aşındırıcı bilye, temas yüzeyindeki SiC partiküllerinin çatlamasına ve kompozitten ayrılmasına sebep olmaktadır. Tip II aşınmanın gerçekleştiği koşullarda bilye temas yüzeyinin siyah bir görünüm alması aşınma deneyleri sırasında

kompozitten bilye yüzeyine malzeme transferi olduğunu göstermektedir. Benzer malzeme transferi, Tip I aşınma koşullarında görülmemiştir(Şekil D.15-D.19).

İncelenen kompozitlerdeki aşınmanın Tip I'den Tip II'ye geçişine matris özelliklerinin ve kayma hızının etkisini belirlemek amacıyla, her bir aşınma deneyinde kullanılan deney yükünden yola çıkarak hesaplanan temas basıncı kullanılarak “Temas Basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı – Matris Sertliği” haritaları çizilmiştir. Temas basıncı, test yükü ve aşındırıcı bilye ile test edilen kompozitlerin elastisite modülü ve poisson oranına bağlı olarak değişen gerilmedir, Hertz basınç olarak ta ifade edilebilir (Stachowiak ve Batchelor, 2001). Şekil 6.7'de içi dolu ve içi boş semboller sırasıyla Tip I ve Tip II aşınmayı temsil etmektedir.

Şekil 6.7'de 0.02 m/s kayma hızında yapılan aşınma deneyi sonuçlarına göre, döküm halindeki kompozitlerde Tip I'den Tip II'ye geçiş, kompozitin elektrik iletkenliği ve matris sertliğinden etkilenmemiş ve 0.48 GPa düzeylerinde sabit kalmıştır. Uygulanan yaşlandırma işlemi, matris özelliklerine (sertlik ve elektrik iletkenliği) bağlı olarak Tip I - Tip II geçiş temas basıncını 0.52 GPa mertebesine çıkarmış, yani Tip I aşınma bölgesine ait alanı genişletmiştir. Yaşlandırılmış kompozitlerde Tip I- Tip II geçiş temas basıncı, artan matris sertliği ve azalan elektrik iletkenliği ile artmaktadır. Aşınma deneylerindeki kayma hızının 0.09 m/s'ye artırılması özellikle düşük matris sertliğine sahip kompozitlerde Tip I - Tip II temas basıncı geçişini 0.38 GPa değerlerine düşürmüştür. Bu yüksek kayma hızında da kompozitlere uygulanan yaşlandırma işlemi, döküm haline nazaran Tip I- Tip II geçiş temas basıncını daha yüksek değerlere ötelemiştir.



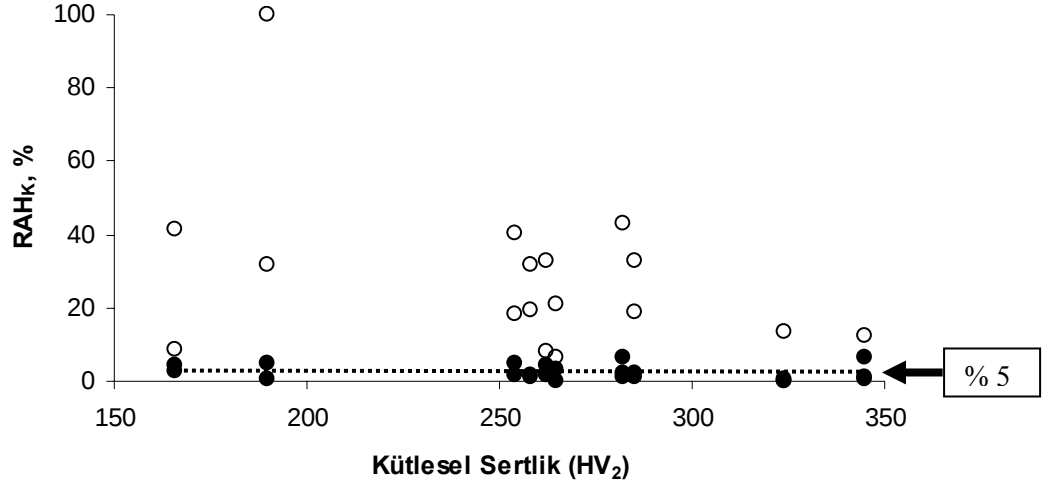
Şekil 6.7: İncelenen kompozitlerin Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı –Matris Sertliği” haritaları. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.

İncelenen kompozitlerin aşınma kayıplarını karşılaştırmak için Relatif Aşınma Hızı (RAH) hesaplanmıştır. Tablo 5.1'deki elektrik iletkenliği değerlerinden en yüksek elektrik iletkenliği ve Şekil 5.6'daki aşınma kayıplarından en büyük aşınma kaybı 0.02 m/s kayma hızında 6.0 N yük altında yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitten elde edilmiştir ve kuru ortam relatif aşınma hızı (RAH_K) değeri % 100 olarak alınmıştır.

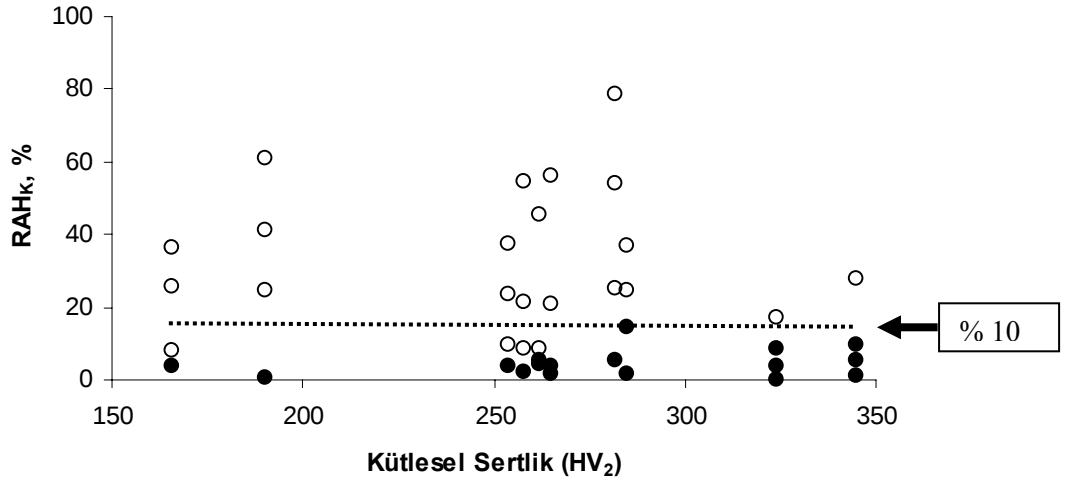
Kütlesel sertliğe bağlı olarak kuru ortam relatif aşınma hızı ve kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin değişimi sırasıyla Şekil 6.8 ve Şekil 6.9'da verilmiştir. İncelenen kompozitler için Tip I aşınma, düşük aşınma hızı (0.02 m/s kayma hızında aşınma hızı % 5 iken, 0.09 m/s kayma hızında aşınma hızı % 10'den düşüktür) ve düşük sürtünme katsayısı (0.02 m/s kayma hızında sürtünme katsayısı 0.7 iken, 0.09 m/s kayma hızında sürtünme katsayısı 0.9'dan düşüktür) sergilemiştir. Tip I aşınma koşullarında kütlesel sertliğe bağlı olarak düşük aşınma hızı ve sürtünme katsayısının çok fazla değişmemesinin temas yüzeylerinde SiC partiküllerinin bulunmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Aşınma sırasında Al₂O₃ bilye ile SiC partikülleri sürekli temas halinde olduğu için temas basıncının büyük bir kısmı SiC partikülleri tarafından taşınmaktadır (Şekil 5.7 a) ve böylece nisbeten düşük sürtünme katsayısı değerleri elde edilmekte (Şekil 6.9) ve matrise etki eden gerilme azalmaktadır. Sonuç olarak Tip I aşınma koşullarında düşük temas basınçlarında aşınmanın ilerlemesine matrisin sınırlı katkısından dolayı incelenen kompozitlerin aşınma direncine sertliğin etkisi yoktur.

Şekil 6.8 ve Şekil 6.9'da görüldüğü gibi incelenen kompozitler için Tip II aşınma, yüksek aşınma hızı (0.02 m/s kayma hızında aşınma hızı %5 ila 100 arasında iken, 0.09 m/s kayma hızında aşınma hızı %10 ila 80 arasında) ve yüksek sürtünme katsayısı (0.02 m/s kayma hızında sürtünme katsayısı 0.7 ila 1.8 arasında iken, 0.09 m/s kayma hızında sürtünme katsayısı 0.9 ila 1.4 arasında) sergilemiştir.

“Aşınma Hızı-Kütlesel Sertlik” ve “Sürtünme Katsayısı-Kütlesel Sertlik” grafiklerinde görüldüğü gibi kayma hızının artmasıyla Tip I aşınma koşullarından Tip II aşınma koşullarına geçiş seviyesi artmaktadır (Şekil 6.8 ve Şekil 6.9).



(a)

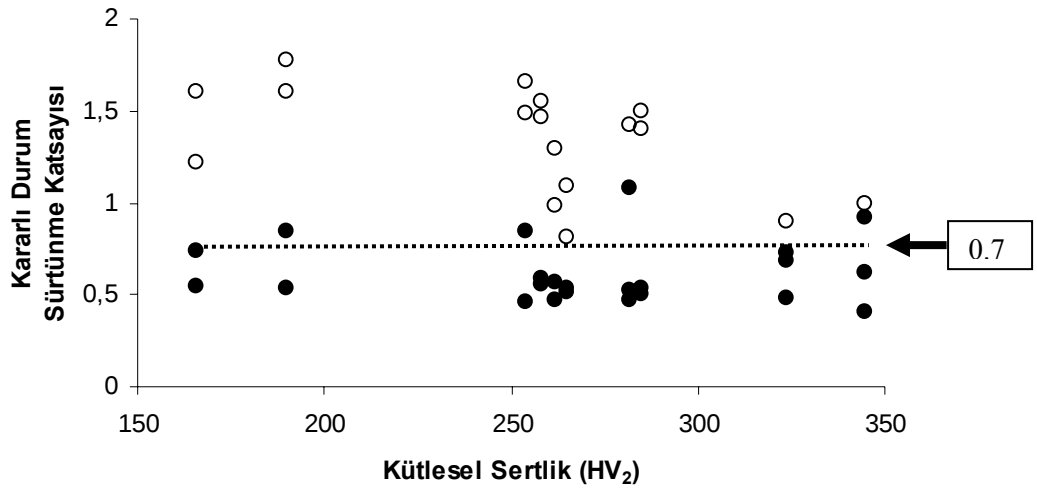


(b)

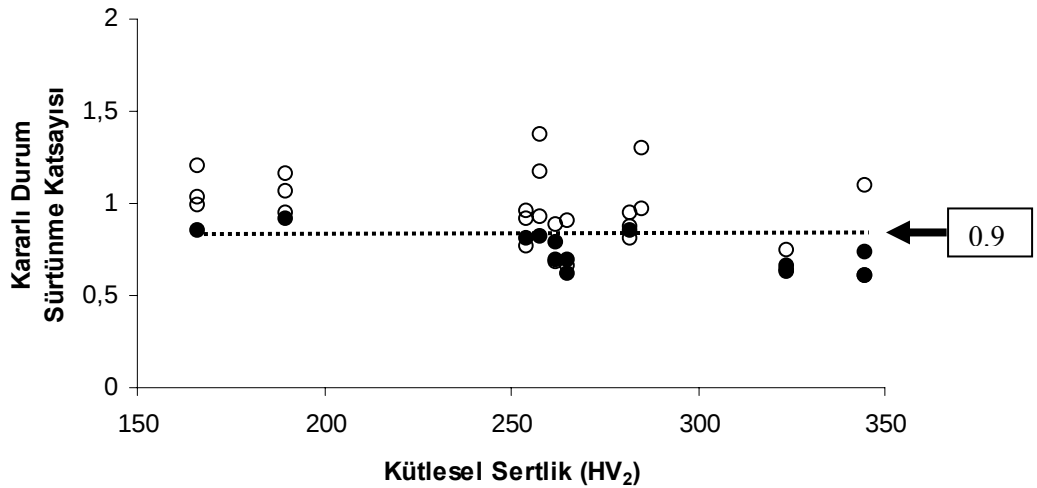
Şekil 6.8: a) 0.02 m/s ve b) 0.09 m/s kayma hızlarında incelenen kompozitlerin aşınma hızına kütlesel sertliğin etkisi. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.

Şekil 6.8 ve Şekil 6.9'daki Tip II aşınma verilerindeki geniş aralığa rağmen yaşlandırma ile 7XXX serisi alüminyum matris kompozitlerden elde edilen yüksek sertlik değerlerinde (≤ 300 HV₂) aşınma hızı ve sürtünme katsayısı değerleri önemli miktarda azalmaktadır. Literatürde (Wang ve Rack, 1991; Alpas ve Zhang, 1992b; Chung ve Hwang, 1994; Deus ve diğ., 1997; Straffelini, 2000) alüminyum matris kompozitlerde yapılan çalışmalarda da takviye elemanının kırılıp matristen ayrılarak aşınma yüzeyinde çok az sayıda kalan SiC partiküllerinin yük taşıma özelliğini kaybederek (Şekil 5.7 b) Al₂O₃ bilye'ye karşı alüminyum matrisi koruyamadığı belirtilmiştir. Bu nedenle, yüksek aşınma hızı ve yüksek sürtünme katsayısı değerleri

SiC partiküllerinin matristen tamamen ayrılmasıyla alüminyum matris ve Al_2O_3 bilye arasında gelişen ciddi temas dayandırılabilir. Sonuç olarak test yüküne bağlı olarak aşınma kaybı ve sürtünme katsayısının artması, aşınma yüzeyinde kalan SiC partikül miktarının bir fonksiyonu olarak alüminyum matris ve Al_2O_3 bilye arasındaki temas derecesiyle ilişkilidir. Genelde temas derecesi ne kadar yüksek olursa incelenen kompozitlerin aşınma kaybı ve sürtünme katsayısı değerleri o kadar yüksek olmaktadır.



(a)



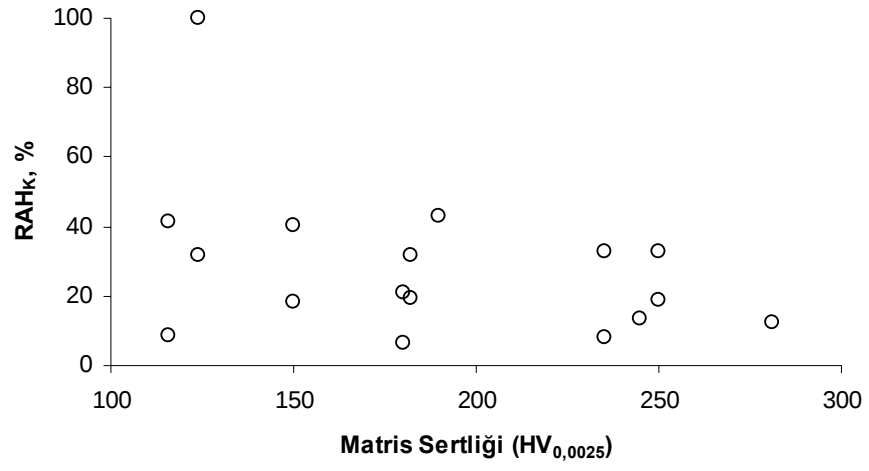
(b)

Şekil 6.9: a) 0.02 m/s ve b) 0.09 m/s kayma hızlarında incelenen kompozitlerin sürtünme katsayısına kütleli sertliğin etkisi. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.

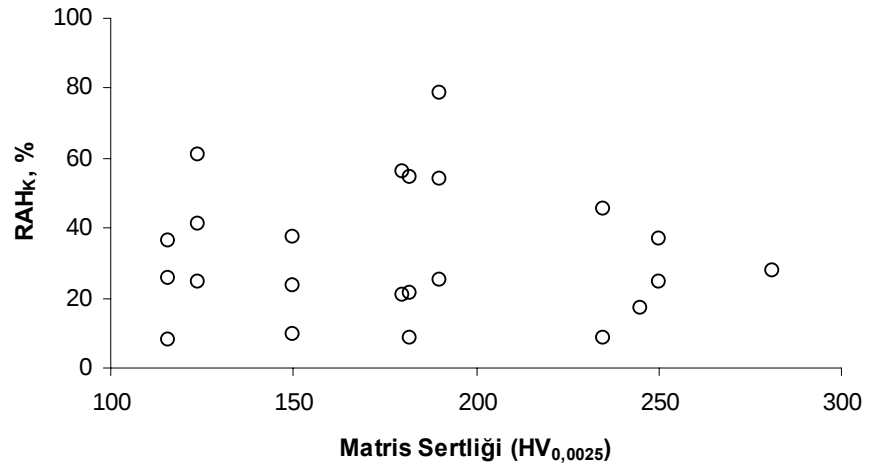
Tip II aşınma, SiC partiküllerinin aşınma yüzeyinden ayrılmasıyla ilişkili olduğu için “Aşınma Hızı-Matris Sertliği” değişimi Şekil 6.10’da verilmiştir ve artan matris sertliği ile Tip II moduna ait aşınma hızı azalmaktadır. Ancak kompozitlerin aşınma

hızına matris sertliğinin ve kütleli sertliğin etkisi değerlendirirken alüminyum matris ve SiC partikülleri arasındaki bağ mukavemeti de dikkate alınmalıdır. Dolayısıyla matris ve takviye arasındaki bağlanma zayıfsa belirli bir sertlik değerine sahip kompozit düşük temas basınçlarda bile yüksek aşınma kaybı gösterebilmektedir (Alpas ve Embury, 1990; Alpas ve Zhang, 1992 a; Alpas ve Zhang, 1992 b; Thakur ve Dhindaw, 2001; Shorowordi ve diğ., 2006). Zayıf bağlanma, düşük temas basınçlarında bile SiC partiküllerinin aşınma yüzeyinden kolay ayrılmasıyla alüminyum matris ve Al_2O_3 bilye arasındaki ciddi teması artırmaktadır. SiC partiküllerinin ayrılmasıyla kompozitin aşınma davranışını, matrisin sertliği ve aşınma direnci kontrol etmektedir. Sonuç olarak 300 HV₂ üzerindeki kütleli sertliğe sahip kompozitlerde aşınma hızının önemli miktarda azalmasına (Şekil 6.8), yüksek matris sertliğinin (≥ 250 HV_{0.0025}) yanı sıra matris/SiC partikülleri arasındaki bağ mukavemetinin yüksek olmasıda katkıda bulunmaktadır (Şekil 6.10).

Yaklaşık 265 HV₂ ve 285 HV₂ kütleli sertliğe sahip kompozitlerin temas basıncına göre aşınma hızının değişimi Şekil 6.11’de verilmiştir. Aynı sertlik seviyesinde 7XXX serisi alüminyum matris kompozitler genelde Tip II aşınma test koşullarında bile diğer kompozitlere göre daha düşük aşınma hızı sergilemiştir. 0.09 m/s kayma hızında bu sonuç daha belirgindir. Alüminyum matris Mg ile alaşımlandırıldığında alüminyum matris ve SiC partikülleri arasındaki bağlanma önemli miktarda iyileşmekte (Ahlatci, 2003; Ahlatci ve diğ., 2004; Beffort ve diğ., 2007) ve aşınma sırasında alüminyum matris kompozitlerin aşınma yüzeyinden SiC partiküllerinin ayrılması engellenmektedir. Dolayısıyla yaşlandırılmış 7XXX serisi alüminyum matris kompozitlerin 2618, 6082 ve A380 alüminyum matris kompozitlere göre yüksek aşınma direnci göstermesi, bileşimindeki (Tablo 4.1) Mg içeriğine (ağırlıkça %2 – %3), yüksek sertlik değerlerine (300 HV₂) dayandırılabilir.

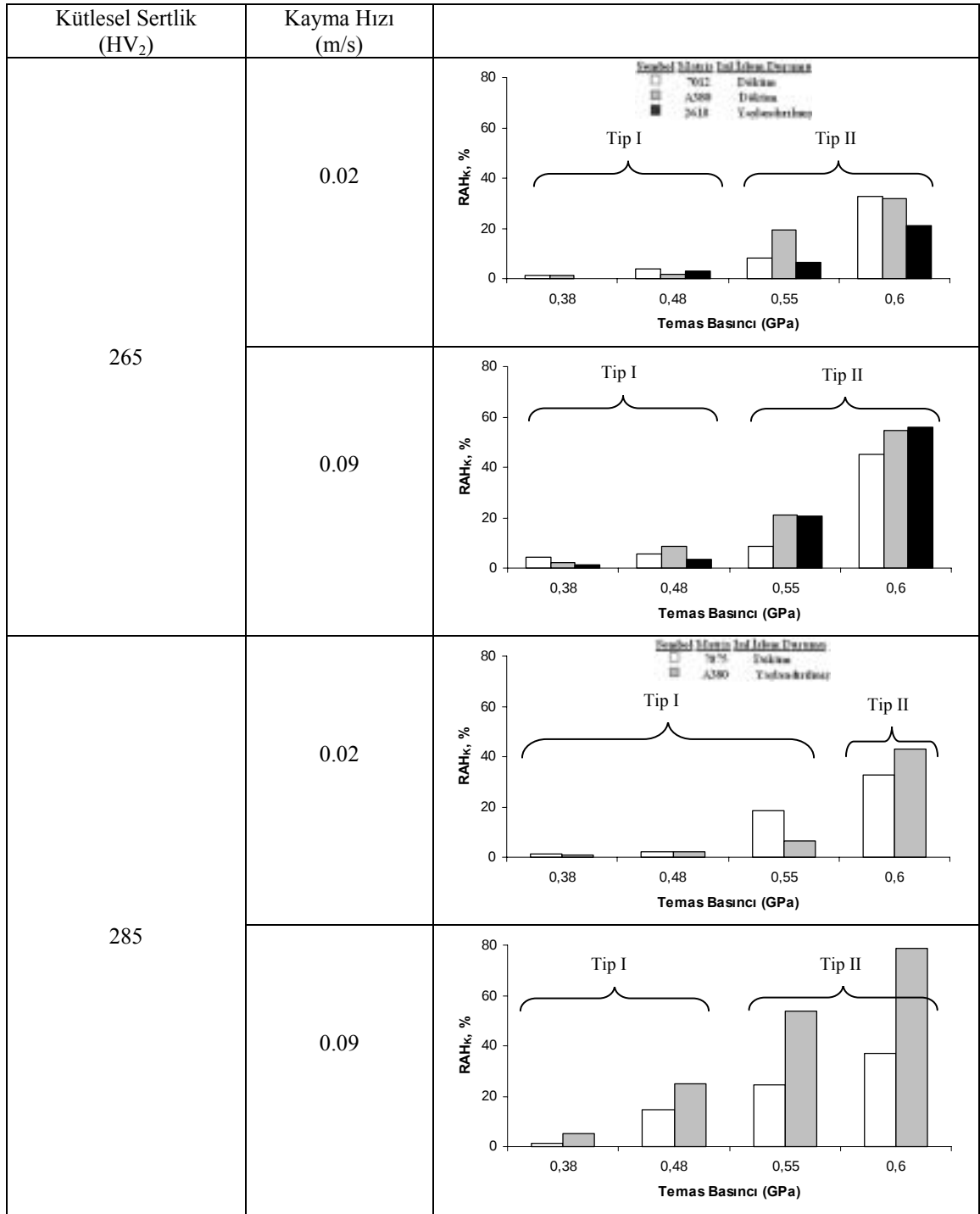


(a)



(b)

Şekil 6.10: Tip II aşınma koşullarında a) 0.02 m/s ve b) 0.09 m/s kayma hızlarında incelenen kompozitlerin aşınma hızına matris sertliğinin etkisi.



Şekil 6.11: (a) 0.02 m/s ve (b) 0.09 m/s kayma hızlarında yaklaşık 265 HV₂ ve 285 HV₂ sertliğe sahip kompozitlerin aşınma hızına temas basıncının etkisi. Tip I ve Tip II aşınma bölgeleri Şekil 6.7’den belirlenmiştir.

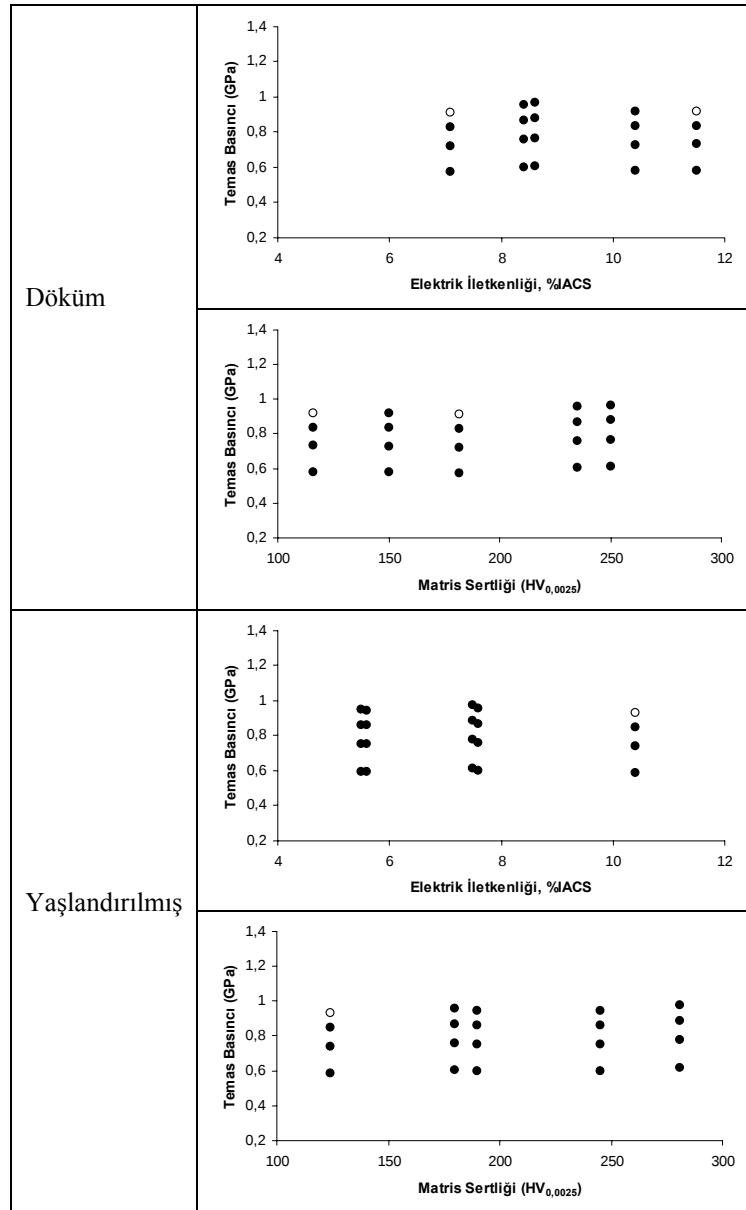
6.4. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Sıvı Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

İncelenen kompozitler, sıvı ortam olarak kullanılan korozyif çözelti (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl), saf su ve yarı sentetik yağ (Mobil SAE 10W-40) içinde kuru ortam koşullarına nazaran çok daha yüksek yüklerde aşınma deneyine tabi tutulmalarına rağmen daha az aşınmışlardır (Şekil 5.6, Şekil 5.12, Şekil 5.15 ve Şekil 5.19). Bu nedenle sıvı ortamda yapılan aşınma deneyleri sonuçları kendi aralarında değerlendirilmiştir. Şekil 5.12, Şekil 5.15 ve Şekil 5.19'daki aşınma kayıplarından en büyük aşınma kaybı korozyif ortamda 0.02 m/s kayma hızında 24 N yük altında döküm halindeki 6082 alüminyum matris kompozitten elde edilmiştir ve sıvı ortam relatif aşınma hızı (RAH_s) değeri % 100 olarak alınmıştır.

Sıvı ortam koşullarında incelenen kompozitlerde aşınma Tip I ve kısmen Tip II olmak üzere iki farklı mekanizma ile gelişmektedir. Kuru ortam koşullarında Tip II aşınma modunda aşındırıcı bilye temas yüzeyindeki SiC partiküllerinin çatlamasına ve aşınma yüzeyinden tamamen ayrılmasına sebep olurken (Şekil 5.7 b), sıvı ortam aşınma koşullarında kısmen Tip II aşınma modunda ise temas yüzeyinde SiC partiküllerinin çatlaması oluşmakta ve aşınma yüzeyinden çok az sayıda SiC partikülleri ayrılmaktadır (Şekil 5.13 b).

6.4.1. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozyif Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

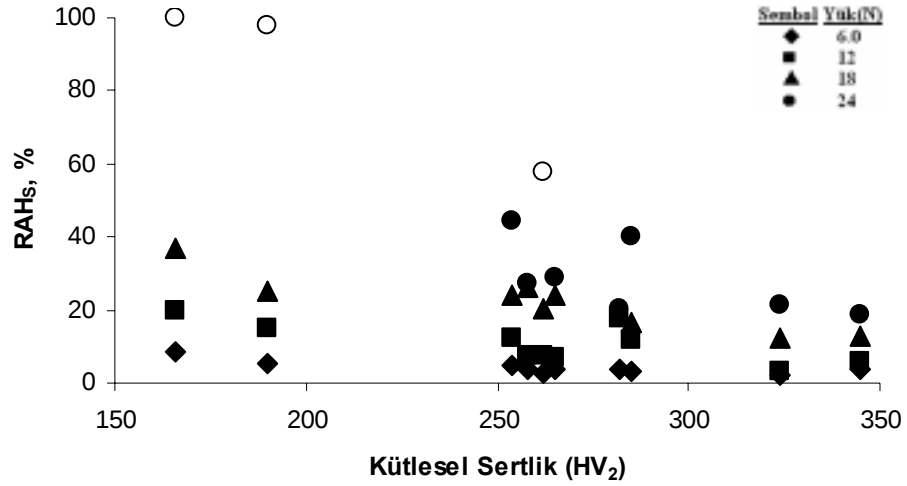
Korozyon ortamında aşınma deneyleri sonrasında aşınma yüzeylerinde yapılan incelemeler (Şekil E.6-Şekil E.10) incelenen kompozitlerde aşınmanın Tip I ve kısmen Tip II olmak üzere iki ayrı modda gerçekleştiğini ortaya çıkarmıştır. Şekil 6.12'de korozyon ortamında yapılan aşınma deneyi sonuçlarına göre gerek döküm gerekse yaşlandırılmış kompozitlerde Tip I'den kısmen Tip II'ye geçiş, kompozitin elektrik iletkenliği ve matris sertliğinden etkilenmemiş ve 1 GPa düzeylerinde sabit kalmıştır. Kuru ortam aşınma deneylerine nazaran korozyon ortamında yapılan aşınma deneylerinde temas basıncı yaklaşık iki kat artmıştır.



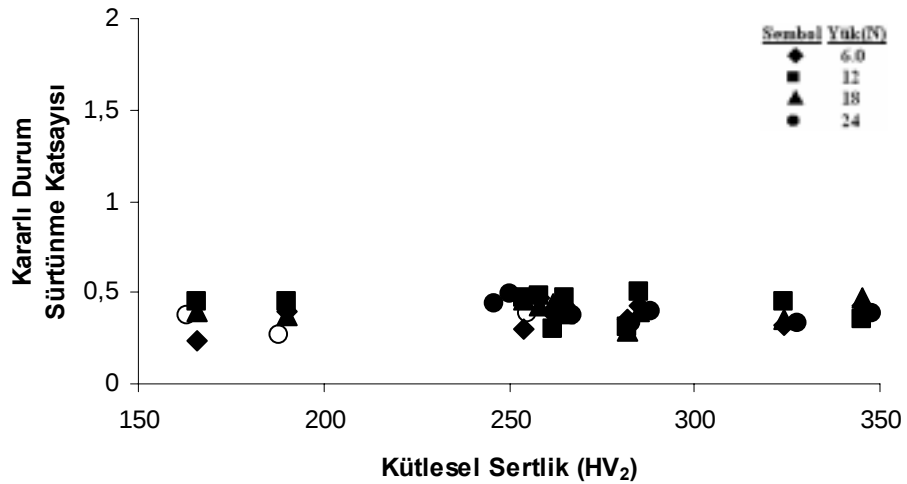
Şekil 6.12: İncelenen kompozitlerin Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı – Matris Sertliği” haritaları. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.

İncelenen kompozitlerin korozyon çözeltisi içinde artan test yükü ile aşınma kaybı artmaktadır (Şekil 5.12). Korozyon çözeltisi içerisinde kütleli sertliğe bağlı olarak sıvı ortam relatif aşınma hızı (RAH_s) ve kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin değişimi sırasıyla Şekil 6.13 ve Şekil 6.14’de verilmiştir. İncelenen kompozitler için kısmen Tip II aşınma modunun etkin olduğu koşullarda artan sertlik ile aşınma hızı azalırken, Tip I aşınma modunun etkin olduğu koşullarda, özellikle düşük yüklerde (6.0 N ve 12 N) sertliğin aşınma hızına belirgin bir etkisi görülmemiştir. Düşük yüklerde yapılan aşınma deneylerinde (Tip I) bilye temas

yüzeyinde ölçülebilir bir aşınma izi oluşmamıştır. Yüksek yüklerde ise Al_2O_3 bilyelerin temas yüzeyinde aşınma ürünlerinin bulunması aşınmanın tribokimyasal aşınma şeklinde gerçekleştiğini göstermektedir (Şekil E.12).



Şekil 6.13: İncelenilen kompozitlerin korozif ortam aşınma hızına kütlesel sertliğin etkisi.



Şekil 6.14: İncelenilen kompozitlerin kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerine kütlesel sertliğin etkisi.

Tip I aşınmanın etkin olduğu düşük yüklerde kompozit sertliğine bağlı olarak aşınma hızının düşük olması ve sürtünme katsayısının değişmemesi, aşınma sırasında oluşan tribokimyasal ürünün yumuşak ve yüzeye kolaylıkla yayınmasından kaynaklanmaktadır. Korozif aşınma sırasında Al_2O_3 bilye ile SiC partikülleri arasında gerçekleşen tribokimyasal ürünler iyi bir sınır yağlama yapmakta uygulanan normal yükün büyük bir kısmı SiC partikülleri tarafından taşınmaktadır (Şekil 5.13 a), böylece düşük sürtünme katsayı değerlerine sebep olarak (Şekil 6.14) aşınma

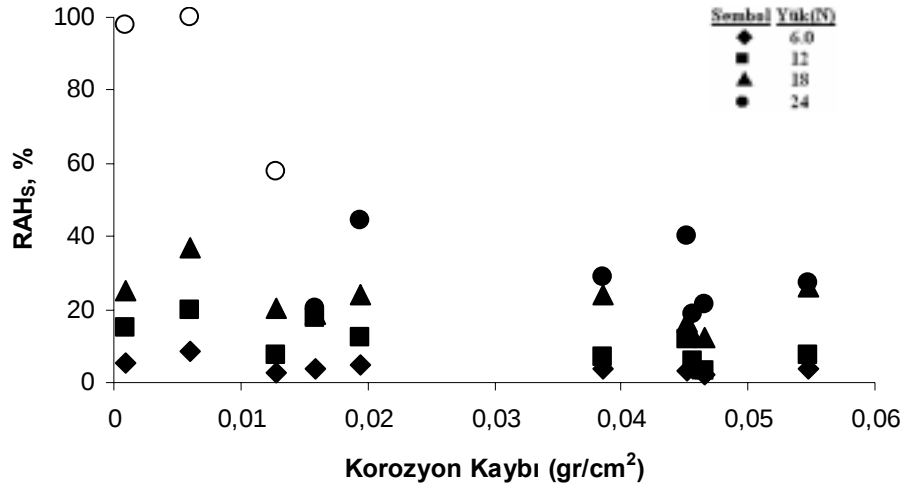
azalmaktadır. Sonuç olarak incelenen kompozitlerde düşük yüklerde aşınmanın ilerlemesine matrisin sınırlı katkısından dolayı aşınma direncini iyileştirmeye sertliğin etkisi görülmemiştir (Şekil 6.13).

Şekil 6.13’de görüldüğü gibi yüksek yüklerde (18 ve 24 N) ise incelenen kompozitler daha yüksek aşınma hızı sergilemiştir. SiC partikülleri çatlayarak (Şekil 5.13 b) aşınma yüzeyinden kısmen de olsa ayrılmaktadır. Bu durumda aşınma yüzeyinde az sayıda kalan SiC partikülleri yük taşıma kabiliyetini kaybetmektedir (kısmen Tip II). Sonuçta koroziif aşınma, matris sertliğine ve matrisin korozyon direncine bağlı olarak ilerler.

Matrisi daha saf ve daha düşük sertlikte olan (matriste çözünen yabancı atom miktarının az olması nedeniyle) ve yapısında açık renkli düzensiz bölgeler bulunan döküm hali kompozitler (Şekil 5.2) yaşlandırılmış kompozitlere nazaran kısmen Tip II modunun etkin olduğu yüksek yüklerde (18 N ve 24 N) daha düşük koroziif aşınma direnci sergilemektedir (Şekil 6.13). Literatürde, ikincil fazların SiC partikül takviyeli alüminyum matris kompozitlerin koroziif aşınma direncini olumsuz yönde etkilediği rapor edilmiştir (Gundersen ve Nisancıoğlu, 1990; Das ve diğ., 2006; Saraswathi ve diğ., 2006). Dolayısıyla yaşlandırılmış 7XXX serisi alüminyum matris kompozitlerin döküm yapısındaki alüminyum matris kompozitlere göre yüksek aşınma direnci göstermesi, yapısında açık renkli düzensiz bölgelerin bulunmamasından kaynaklandığı düşünülebilir.

Korozyon deneyleri sırasında çözelti içerisinde 24 saat tutulan incelenen kompozitlerin birim alan başına ağırlık kaybı değerlerinin (korozyon kaybı) aşınma hızı ile değişimi Şekil 6.15’de verilmiştir. Genelde korozyon kaybı arttıkça aşınma hızı azalma eğilimindedir. Bu da korozyon ürünlerinin kompozitlerin aşınma direnci üzerinde olumlu etkisini göstermektedir. Koroziif aşınma deneyleri sırasında matrisin çözünmesi ile korozyon çözeltisi matriste bulunan elementlerce zenginleşmektedir (Tablo 5.7). 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerin koroziif aşınma deneyi sonucu korozyon çözeltisinde yapılan analizler, bu çözeltilerin Al, Zn ve Mg’ca zenginleştiğini ortaya çıkarmıştır. Genellikle artan korozyon kaybı ve korozyon çözeltisi içerisinde çözünmenin fazla olduğu kompozitler de (7XXX alüminyum matris kompozitler) koroziif aşınma direnci de yüksek bulunmuştur. Korozyonlu aşınma deneylerinde, oluşan korozyon ürünlerinin yağlayıcı işlevi olduğu ve bu

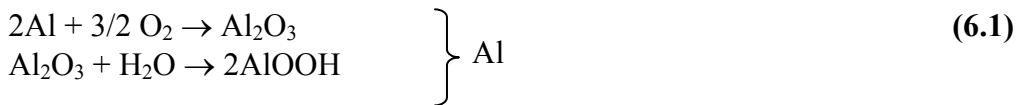
sayede aşınma hızının azaldığı başka araştırmacılar tarafından da rapor edilmiştir (Tse ve Suh, 1977; Mindivan ve diğ., 2005). Kuru ortam koşullarında 7XXX serisi alüminyum matris kompozitlerde Tip II aşınma 0.5 GPa'nın üstündeki temas basıncında gerçekleşirken, korozif ortam aşınma deneyleri sırasında korozyon kaybına bağlı olarak 1 GPa'lık temas basıncında bile Tip II aşınma modu görülmemiştir.



Şekil 6.15: İncelenilen kompozitlerin aşınma hızına korozyon kaybının etkisi.

Korozyon ortamında incelenen kompozitlerin gerek düşük ve gerekse yüksek yükler altında kuru ortam aşınma koşullarına nazaran düşük aşınma ve düşük sürtünme katsayısı göstermesinin nedeni korozif etki nedeniyle gelişen tribokimyasal reaksiyonlardır. Literatürde tribokimyasal reaksiyonlar;

Alüminyum matris için (Bai ve Xue, 1999);



SiC için (Rani ve diğ., 2004; Jia ve diğ., 2004; Sano ve diğ., 2004; Kumar ve diğ., 2005);



şeklinde ifade edilmekte olup, bu reaksiyonlarla oluşan tribokimyasal ürünler iyi bir sınır yağlama yapmakta, temas yüzeyinin yük taşıma kapasitesini artırmakta ve sürtünme katsayısının azalmasına neden olmaktadır.

6.4.2. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Saf Su Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

Saf su ortamında yapılan aşınma deneylerinde aşındırıcı olarak Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 çelik bilye kullanılmıştır. Aşınma yüzeyi incelemelerinde (Şekil F.6-F10) karşı malzeme olarak Al_2O_3 bilye kullanılması durumunda incelenen kompozitlerde aşınma Tip I ve kısmen Tip II olmak üzere iki ayrı modda gerçekleşirken, Si_3N_4 ve 52100 çelik bilye kullanılması durumunda sadece Tip I modunda aşınma olduğu belirlenmiştir. Şekil 6.16'da görüldüğü gibi Tip I'den kısmen Tip II'ye geçişe karşı gelen temas basınç seviyesi Al_2O_3 bilye için 1 GPa düzeylerinde olup, Si_3N_4 bilye için 8.7 GPa'dan, 52100 kalite çelik bilye için ise 7.4'den daha büyüktür.

Kuru ortamda 6 N yük altında yapılan aşınma deneylerinde Al_2O_3 bilye ile oluşturulan aşınma izinin ortalama derinliği yaklaşık 60 μm iken, saf su içerisinde 24 N yük altında yapılan deneyler sonucunda aşınma izi derinliği ortalama 10 μm olarak ölçülmüştür (Şekil D.1-D.5 ve Şekil F.1-F.5). Si_3N_4 bilye ile saf su ortamında 24 N yük altında gerçekleşen aşınma deneyi sonucunda ortalama aşınma iz derinliği yaklaşık 8 μm iken, aynı koşullarda çelik bilye ile yapılan deneyler sonucunda ortalama 0.8 μm derinliğinde aşınma izi oluşmuştur (Şekil F.1-Şekil F.5).

Saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde kompozitlerin kuru ortama nazaran daha az aşınmaya maruz kalması, Denklem 6.1 ve Denklem 6.2'ye göre gelişen tribokimyasal reaksiyon ile açıklanabilir. Saf su içinde 3 ay tutulan kompozitin Raman spektroskopisi analizi de (Şekil 5.18) Denklem 6.1 ve Denklem 6.2'de belirtilen reaksiyon ürünlerinin kompozitin yüzeyinde oluştuğunu ortaya çıkarmıştır.

Saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde 18 N ve 24 N yük altında Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile incelenen kompozitlerin kütleli sertliğine bağlı olarak aşınma hızı ve kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin değişimi sırasıyla Şekil 6.17 ve Şekil 6.18'de verilmiştir. İncelenen kompozitlerin saf su içinde Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile yapılan aşınma deneylerinde farklı sürtünme ve aşınma davranışı göstermesinin nedeni SiC partikül takviyeli kompozitler üzerinde karşı malzeme olarak kullanılan Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye ile su arasındaki tribokimyasal reaksiyonun farklı olmasından kaynaklanmaktadır.

İncelenen kompozitleri aşındırmak için karşı malzeme olarak Al_2O_3 bilye kullanılması durumunda korozyonlu aşınma deney sonuçlarına benzer olarak kütleli sertliğin artması ile aşınma hızı azalmaktadır (Şekil 6.17 a). Şekil F.6-F.10 ve Şekil F.11'den görüleceği gibi Al_2O_3 bilyeler ile yapılan aşınma deneyleri sonucunda kompozitlerin yüzeylerinde SiC takviye elemanı çatlayıp, matristen kısmen ayrılırken aşınma izinde oyuklar şeklinde poroziteli bir yüzey oluşmaktadır (kısmen Tip II). Bu etki düşük sertliğe sahip kompozitler de daha belirgindir. Al_2O_3 bilyeler ile gerçekleştirilen sulu aşınma deneylerinde sertliğin artmasıyla aşınma mekanizması kısmen Tip II'den Tip I aşınma moduna doğru dönüşmektedir. Al_2O_3 bilyenin saf su içinde kompozitlere sürtünmesi sonucunda kararlı sürtünme katsayısı 0.5 olarak belirlenmiştir (Şekil 6.18 a). Şekil F.13-F.14'de 18 N test yükü altında Al_2O_3 bilyelerin yüzeyinde oluşan aşınma ürünleri aşınmanın tribokimyasal aşınma şeklinde gerçekleştiğini doğrulamaktadır. Saf su içinde Al_2O_3 bilye ile yapılan aşınma deneyleri sırasında tribokimyasal reaksiyon oluşumu Bölüm 6.4.1'de açıklandığı üzere Denklem 6.1 ve Denklem 6.2 ile ifade edilmektedir.

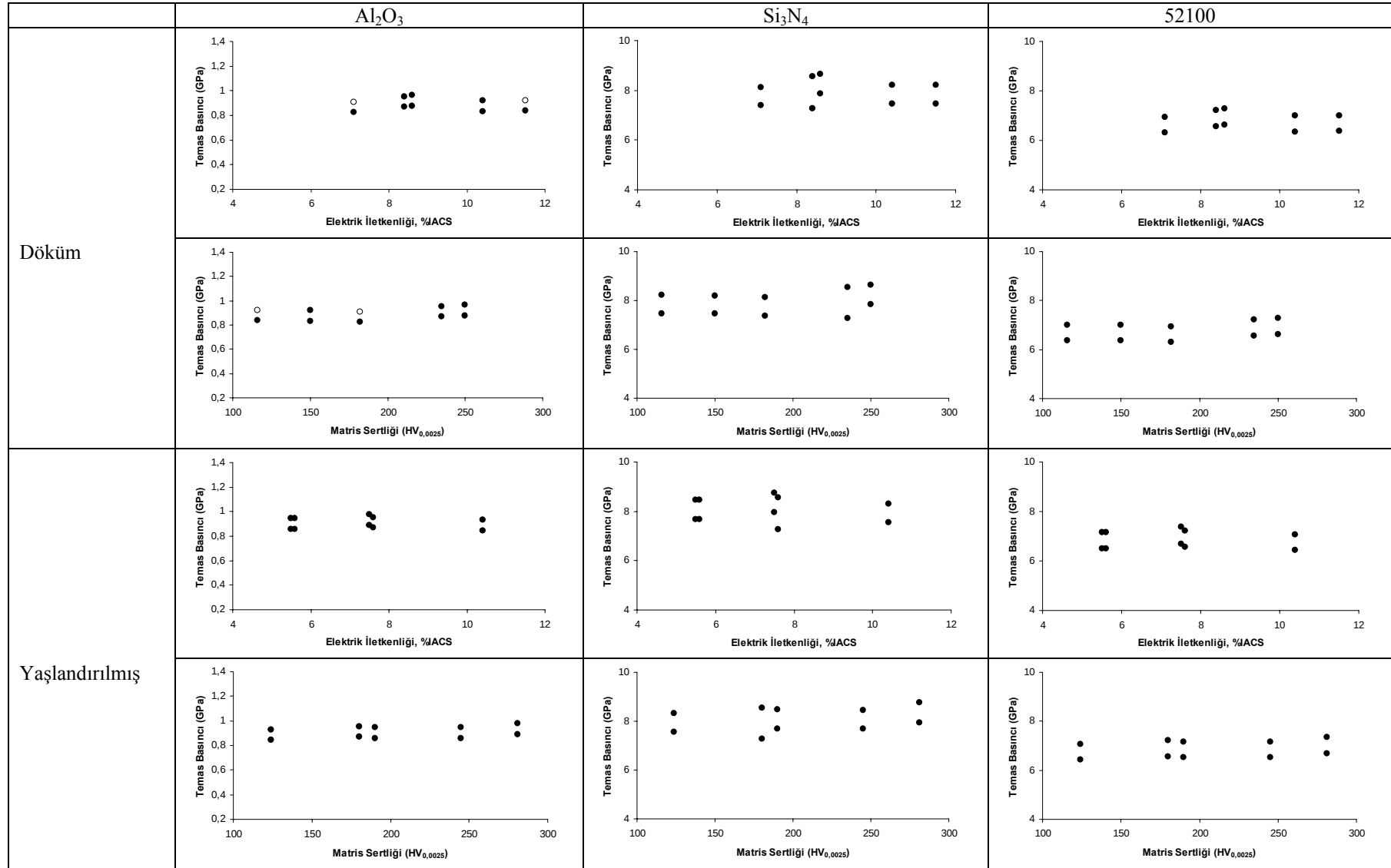
Si_3N_4 bilye kullanılması durumunda incelenen kompozitler, Al_2O_3 bilye kullanıldığı duruma göre daha düşük aşınma hızı sergilemiş ve sertliğin aşınma hızı üzerinde belirgin bir etkisi görülmemiştir (Şekil 6.17 b). Saf su içinde Si_3N_4 bilyenin kompozitlere sürtünmesi sonucunda kararlı sürtünme katsayısı 0.8 olarak elde edilmiştir (Şekil 6.18 b). Si_3N_4 bilye ile saf su içinde yapılan aşınma deneyleri sonucunda aşınma izinin içerisinde düzensiz olarak dağılmış çatlamış SiC partikülleri ve aşınma ürünleri belirlenmiştir (Tip I). Literatürde (Rani ve diğ., 2004) saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde Si_3N_4 bilye kullanıldığında ara yüzeyde gerçekleşen SiO_2 oluşumu;



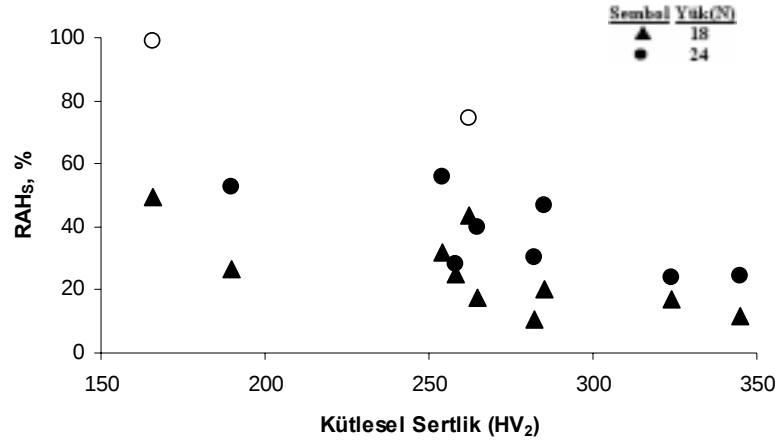
bağıntısı ile ifade edilmektedir. Bu bağıntıdaki SiO_2 , SiC'ün reaksiyonu sonucu oluşan SiO_2 'den (Denklem 6.2) daha kolay ve hızlı oluşmaktadır (Rani ve diğ., 2004). Bu da kompozitin aşınma hızını azaltmaktadır. Ancak çok yoğun olarak tribokimyasal reaksiyonların gerçekleşmesi sürtünme katsayısında Al_2O_3 bilye ile yapılan deneylere nazaran bir artışa neden olmuştur (Rani ve diğ., 2004). Si_3N_4 bilyelerin yüzeyinde oluşan aşınma ürünleri (Şekil F.13-F.14) aşınmanın tribokimyasal aşınma şeklinde gerçekleştiğini göstermektedir.

52100 kalite elik bilye kullanılması durumunda ise incelenen kompozitler Si_3N_4 bilye kullanıldığı durumdan daha düşük aşınma hızı sergilerken, Al_2O_3 bilyenin kullanıldığı aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısına yakın sürtünme katsayısı sergilemiştir. elik bilyeler ile yapılan sulu aşınma deneylerinde ise incelenen kompozitlerin aşınma yüzeyinde adhesif ve oksidatif aşınma meydana gelmektedir (Şekil 5.16 ve Şekil F.6-F10). elik bilye, matris alaşımı ve ufalanmış SiC partikül karışımından oluşan mekanik olarak karışmış tabaka (adhesif ve oksidatif) düşük aşınma ve düşük sürtünme katsayısına sebep olmaktadır (Basavarajappa ve diğ., 2006).

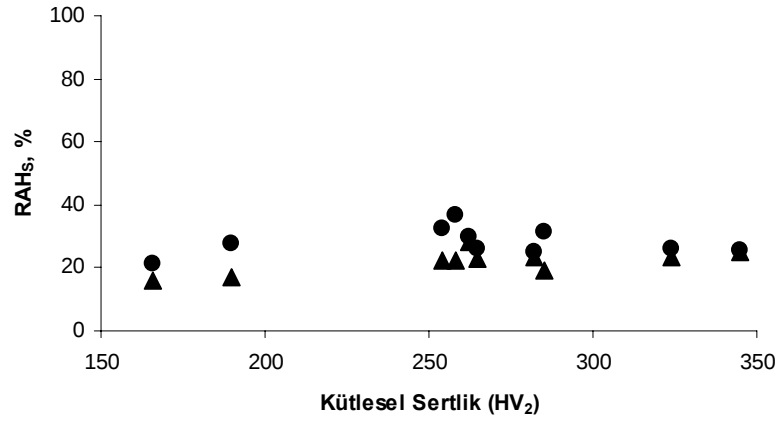
Karşı malzeme olarak kullanılan bilyelerdeki aşınmalar, kompozitlerde meydana gelen aşınmalar ile orantılı olarak değişmektedir (Şekil F.12). elik (HV=7.2 GPa) ve Si_3N_4 (HV=15.3 GPa) bilyelerin sertliği Al_2O_3 (HV=16.5 GPa) bilye'ye göre daha düşük olduğundan (Zhou ve diğ., 2005) Şekil F.13-F14'de verilen optik mikroskop görüntülerinden de anlaşılacağı gibi aşınma; elik bilyede en çok ve Al_2O_3 bilye de en azdır. SiC takviye elemanından daha düşük sertliğe sahip karşı malzeme kullanılması durumunda (örneğin elik bilye) sert SiC takviye elemanı (HV=22 GPa) abrasiv etki ile karşı malzemede daha fazla hasara neden olmaktadır (Walker ve diğ., 2005).



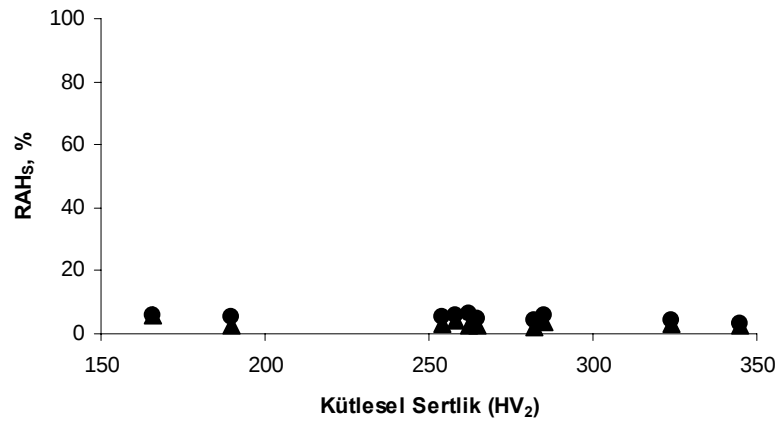
Şekil 6.16: İncelenen kompozitlerin Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı –Matris Sertliği” haritaları. • ve ○ sembolleri sırasıyla Tip I ve kısmen Tip II aşınma bölgelerini temsil etmektedir.



(a)

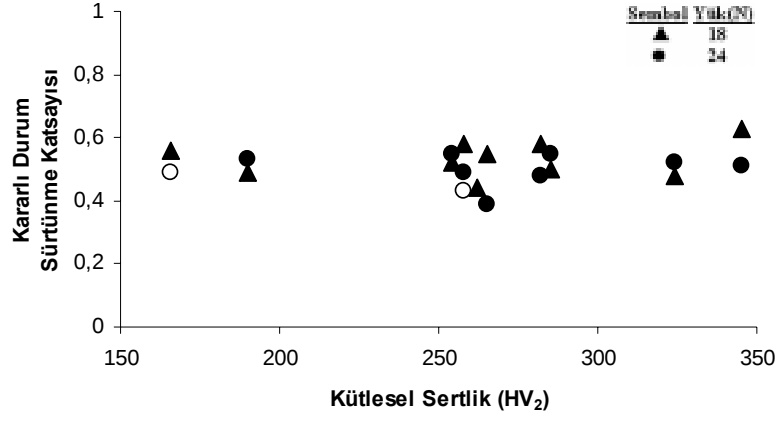


(b)

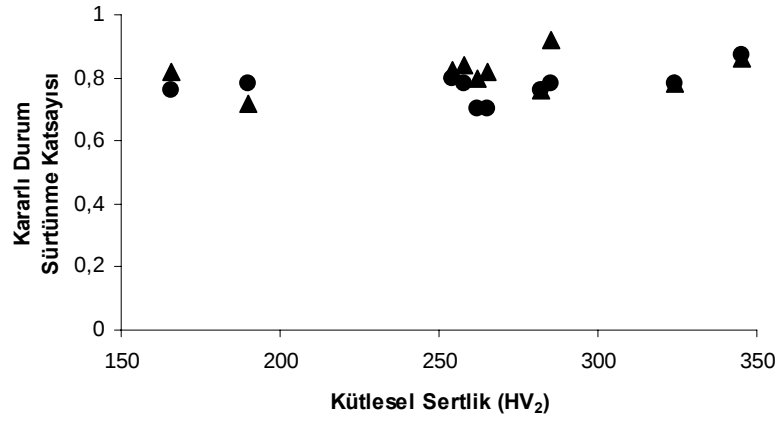


(c)

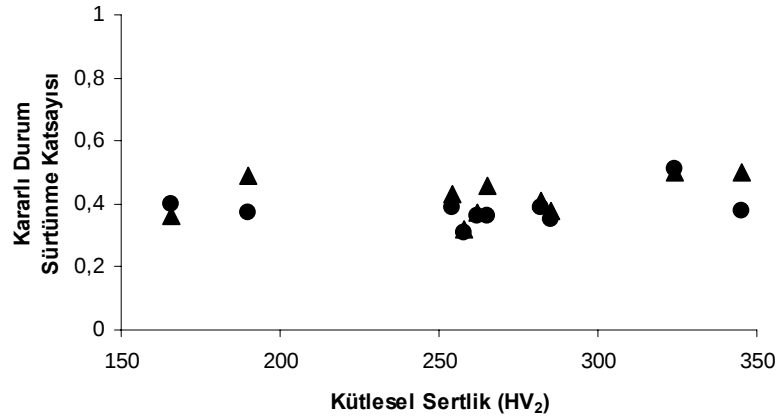
Şekil 6.17: a) Al₂O₃, b) Si₃N₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin kütlesel sertliğine bağlı olarak aşınma hızının değişimi.



(a)



(b)



(c)

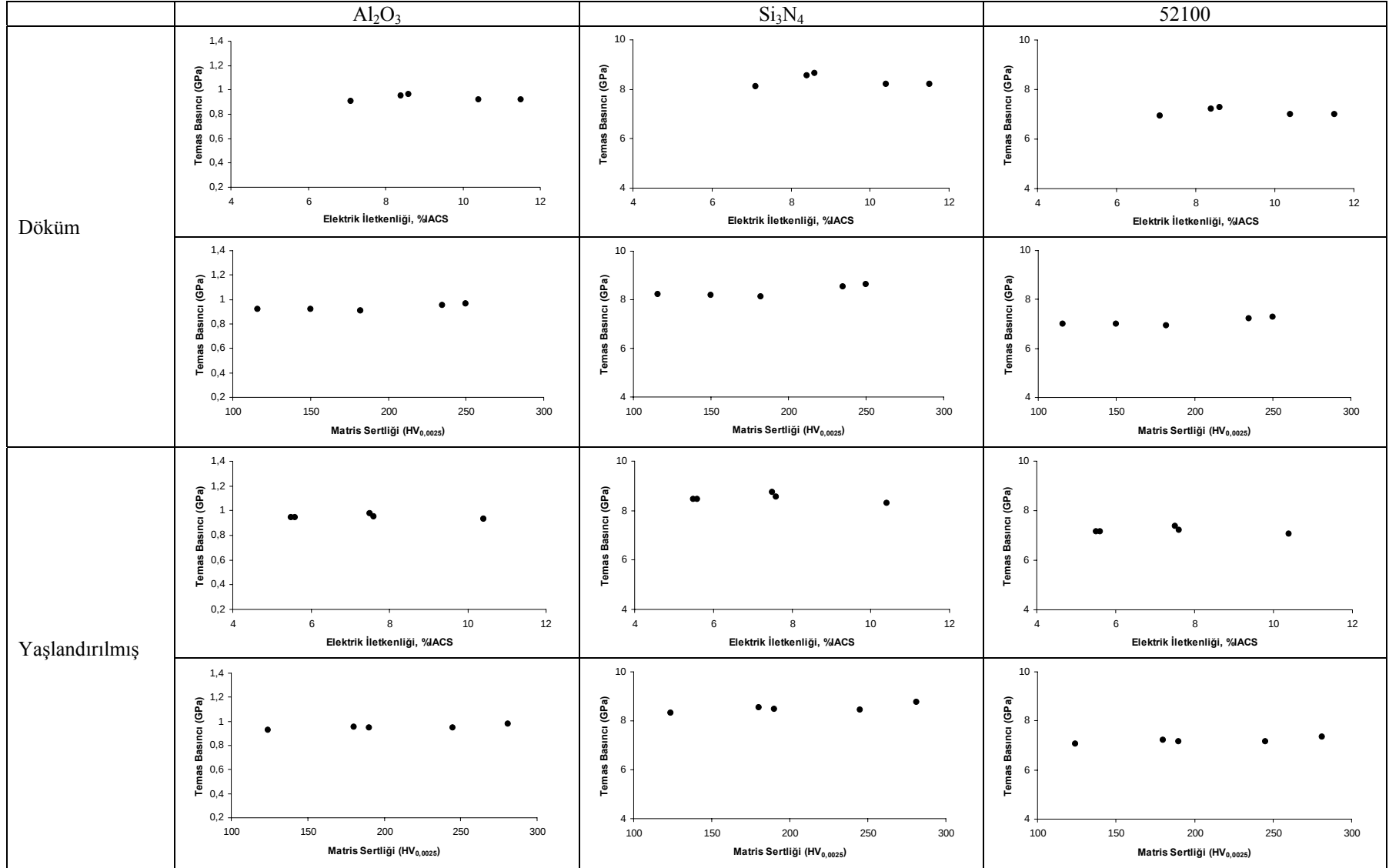
Şekil 6.18: a) Al_2O_3 , b) Si_3N_4 ve c) 52100 kalite çelik bilye ile saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde incelenen kompozitlerin kütlesel sertliğine bağlı olarak sürtünme katsayısının değişimi.

6.4.3. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Yağlı Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

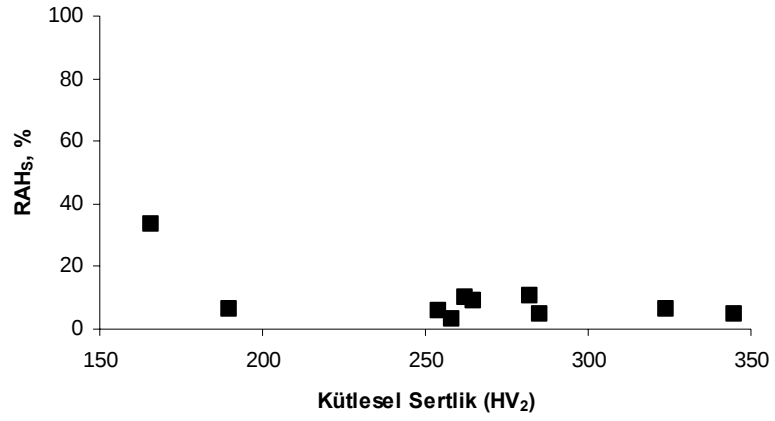
Yağlı ortamda yapılan aşınma deneyleri sonrasında aşınma yüzeyi incelemelerinde (Şekil G.4-G.6) karşı malzeme olarak Al_2O_3 Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye

kullanılması durumunda incelenen kompozitlerde aşınma Tip I modunda gerçekleşmektedir ve temas basınç seviyesi elektrik iletkenliği ve matris sertliğinden etkilenmemiştir (Şekil 6.19). Ancak temas basınç seviyesi Al_2O_3 bilye için 1 GPa, Si_3N_4 bilye için 8.7 GPa ve 52100 kalite çelik bilye kullanılması durumunda 7.4 GPa'dır.

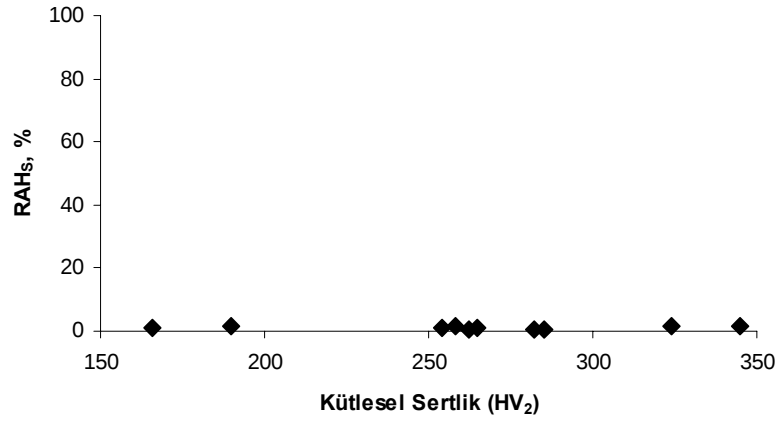
İncelenen kompozitlerin Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyelerle 24 N yük altında gerçekleştirilen yağlı aşınma deneyleri esnasında ölçülen aşınma hızı ve kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin kütleli sertliğe bağlı değişimi sırasıyla Şekil 6.20 ve Şekil 6.21'de verilmiştir. İncelenen kompozitlerin yağlı ortamda Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye kullanılması durumunda diğer ortamlara (kuru, korozif ve saf su ortam) göre düşük aşınma hızı (Al_2O_3 bilye için %10, Si_3N_4 bilye için % 1, 52100 kalite çelik bilye için % 0.5 mertebesindeki aşınma hızları) ve düşük sürtünme katsayısı (~ 0.2) sergilemiştir ve sertliğin aşınma hızı üzerinde belirgin bir etkisi görülmemiştir. İncelenen kompozitlerin yağlı aşınma koşullarında çelik ve Si_3N_4 bilyelere nazaran sertliği yüksek olan Al_2O_3 bilyenin (Zhou ve diğ., 2005) karşı malzeme olarak kullanılması durumunda yüksek aşınma kaybı göstermesinin nedeni aşınma izindeki sert partiküllerin abrasiv etkiyle alüminyum matris kompozitlerin aşınma direncini azaltmasıdır (Fu ve diğ., 2004). Şekil G.4-G.6'dan görüleceği gibi Al_2O_3 bilye ile yapılan yağlı aşınma deneyleri sonucunda kompozitlerin yüzeylerinde kayma yönünde boşluklar gözlenirken, Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilye kullanılması durumunda boşluk oluşumu belirgin değildir. SiC takviye elemanının ayrılması sonucunda oluşan boşluk, mikro kazımanın genel bir karakteristiği olarak bilinmektedir (Fu ve diğ., 2004). Çelik ve Si_3N_4 bilyelere nazaran Al_2O_3 bilyenin karşı malzeme olarak kullanılması durumunda incelenen kompozitlerde boşluk oluşumu daha fazladır. Korozif ortam ve saf su içerisinde yapılan deneylere nazaran yağlı aşınma koşullarında yapılan deneylerde incelenen kompozitlerin daha düşük aşınma hızı ve sürtünme katsayısı göstermesinin nedeni ara yüzeyde yağın daha iyi bir sınır yağlama yapması (Prasad, 2007) sonucu, temas yüzeyinin yük taşıma kapasitesi artarak aşınma hızı ve sürtünme katsayısı azalmaktadır (Şekil 6.20, Şekil 6.21).



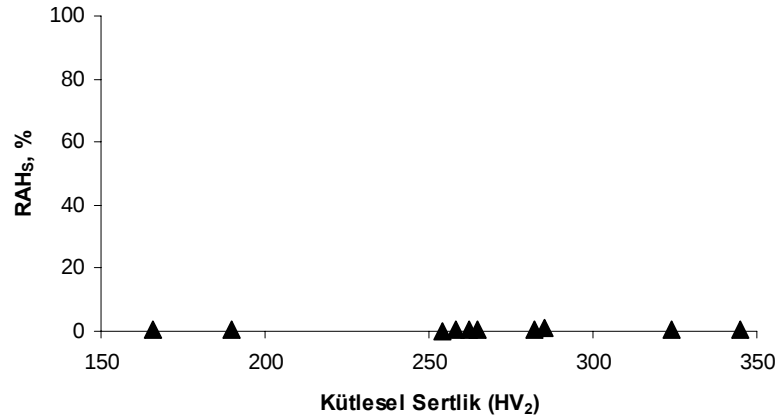
Şekil 6.19: İncelenen kompozitlerin Tip I aşınma bölgelerini gösteren “Temas basıncı – Elektrik İletkenliği” ve “Temas Basıncı – Matris Sertliği” haritaları. • sembolü Tip I aşınma bölgelesini temsil etmektedir.



(a)

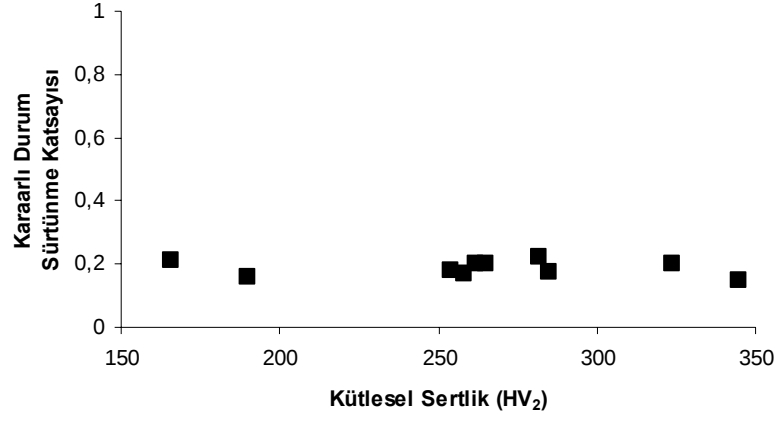


(b)

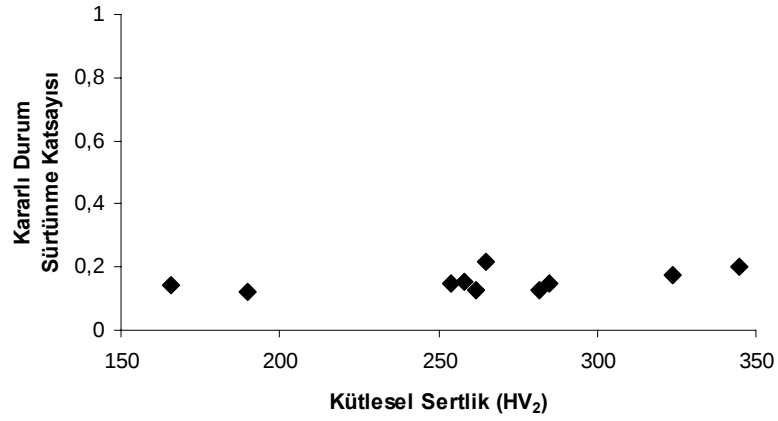


(c)

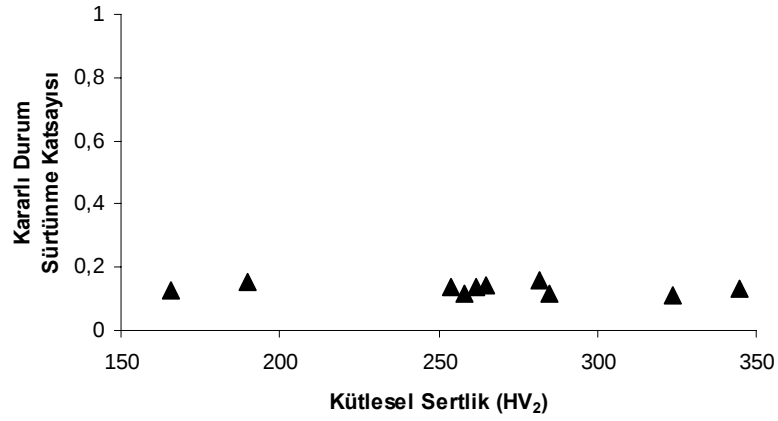
Şekil 6.20: a) Al₂O₃, b) Si₃N₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile 24 N yük altında yağlı ortamda yapılan aşınma deneylerinde aşınma hızının incelenen kompozitlerin kütlesel sertliğine bağlı olarak değişimi.



(a)



(b)



(c)

Şekil 6.21: a) Al₂O₃, b) Si₃N₄ ve c) 52100 kalite çelik bilye ile 24 N yük altında yağlı ortamda yapılan aşınma deneylerinde sürtünme katsayısının incelenen kompozitlerin kütleli sertliğine bağlı olarak değişimi.

7. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışma kapsamından sıkıştırma döküm yöntemi ile 50 mm çapında ve 15 mm kalınlığında üretilmiş olan % 50 hacim oranında SiC partikül takviyeli 2618, 6082, 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozitlerin döküm halinde ve yaşlandırılmış durumda mikroyapıları ile mekanik, korozyon ve aşınma özellikleri incelenmiştir. Deneylerden elde edilen genel sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- 1- İncelenen kompozit disklerde SiC partiküller kalınlık kesitinde üniform dağılmış olup, mikroyapının herhangi bir bölgesinde porozite ve matris/partikül ara yüzey ayrılması görülmemiştir. Kompozitlerin döküm yapısında matris bileşimine bağlı olarak oluşan açık renkli düzensiz bölgeler, uygulanan yaşlandırma işlemi ile 6082, 7012 ve 7075 alüminyum matrisli kompozitlerde tamamen kaybolmaktadır. 2618 ve A380 alüminyum matrisli kompozitlerin yapısında ise gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda açık renkli düzensiz bölgeler bulunmaktadır. Ancak söz konusu bölgelerin mevcudiyeti XRD incelemeleri ile tesbit edilememiştir. Sadece % 8 oranında Si içeren A380 alüminyum matrisli kompozitin XRD paterninde Al ve SiC piklerine ilave olarak Si piki de görülmüştür.
- 2- Uygulanan yaşlandırma işlemi ile yapıda bulunan açık renkli düzensiz bölge çözünürken döküm haline nazaran kompozitlerin elektrik iletkenliği azalmakta ve matris sertliği artmaktadır. Aynı elektrik iletkenlik değerinde döküm yapısındaki kompozit, yaşlandırılmış kompozitten daha yüksek matris sertliğine sahiptir. Matris sertliğindeki artış, kompozitin kütleli sertliğini artırırken spesifik darbe direncinin azalmasına sebep olmuştur. Artan matris sertliği ile spesifik darbe enerjisindeki azalma yaşlandırılmış duruma nazaran döküm hali kompozitlerde daha şiddetlidir. İncelenen kompozitler içinde Si içeriği en yüksek olan A380 alüminyum matris kompozit gerek döküm halinde gerekse yaşlandırılmış durumda en düşük tokluk sergilemiştir. En yüksek tokluk ise 6082 alüminyum matris kompozitin döküm halinde elde edilmiştir.

- 3- Kompozitleri “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisine daldırarak yapılan korozyon deneylerinde, kompozitlerdeki ağırlık kaybının (korozyon kaybı) artması ile yüzeydeki oyuk konsantrasyonu ve maksimum oyuk derinliği artmaktadır. Genel olarak artan elektrik iletkenliği ve azalan matris sertliği ile korozyon kaybı azalmaktadır. Matrisin daha saf ve daha düşük sertlikte olduğunu belirten yüksek elektrik iletkenliği, kompozitin korozyon kaybının az olacağını göstermektedir.
- 4- Normal atmosferik koşullarda herhangi bir yağlayıcı kullanmadan kompozit yüzeylerine Al_2O_3 bilye sürterek yapılan kuru ortam aşınma testlerinde kompozitler Tip I (Hafif Aşınma) ve Tip II (Şiddetli Aşınma) olarak adlandırılan iki farklı modda aşınmışlardır. Döküm halindeki kompozitlerde Tip I’den Tip II’ye geçiş, kompozitin elektrik iletkenliği ve matris sertliğinden etkilenmemiş ve 0.48 GPa düzeylerinde sabit kalmıştır. Uygulanan yaşlandırma işlemi, matris özelliklerine (sertlik ve elektrik iletkenliği) bağlı olarak Tip I - Tip II geçiş temas basıncını 0.52 GPa mertebesine çıkarmış, yani Tip I aşınma modunun etkin olduğu alanı genişletmiştir. Yaşlandırılmış kompozitlerde Tip I-Tip II geçiş temas basıncı, artan matris sertliği ve azalan elektrik iletkenliği ile artmaktadır. Al_2O_3 bilyenin kompozit yüzeyindeki kayma hızının 0,02 m/s’den 0.09 m/s’ye artması düşük matris sertliğine sahip kompozitlerde Tip I - Tip II temas basıncı geçişini 0.38 GPa değerlerine düşürmüştür. Ancak uygulanan yaşlandırma işlemi, döküm haline nazaran Tip I- Tip II geçiş temas basıncını daha yüksek değerlere ötelemiştir. Tip II aşınma modu Tip I aşınma modundan daha yüksek aşınma kaybına ve daha yüksek sürtünme katsayısına sebep olmuştur.
- 5- İncelenen kompozitler arasında en yüksek aşınma direnci yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitlerde, en düşük aşınma direnci ise 6082 alüminyum matris kompozitlerde elde edilmiştir.
- 6- İncelenen kompozitler sıvı ortam olarak kullanılan koroziv çözelti (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl), saf su ve yarı sentetik yağ (Mobil SAE 10W-40) içinde kuru ortam aşınma koşullarına nazaran daha yüksek temas basınçlarında bile daha az aşınmışlar ve daha düşük sürtünme katsayısı sergilemişlerdir.

- 7- Korozyon deneylerinin yapıldığı çözelti (30g/l NaCl + 10 ml/l HCl) içinde Al_2O_3 bilye kullanılarak gerçekleştirilen aşınma deneylerinde Tip I aşınma modundan kısmen Tip II aşınma moduna geçiş, kompozitin elektrik iletkenliği ve matris sertliğinden etkilenmemiş ve 1 GPa düzeylerinde sabit kalmıştır. Genellikle korozyon kaybının fazla olduğu kompozitler de koroziif aşınma direnci de yüksek bulunmuştur.
- 8- İncelenen kompozitlerin saf su içinde yapılan aşınma deneylerinde aşınma modunun Tip I'den kısmen Tip II'ye geçişine karşı gelen temas basınç seviyesi deneylerde kullanılan bilye tipine bağlıdır. Söz konusu basınç seviyesi Al_2O_3 bilye için 1 GPa düzeylerinde olup, Si_3N_4 bilye için 8.7 GPa'dan, 52100 kalite çelik bilye için ise 7.4'dan daha büyüktür. Al_2O_3 bilyeler ile gerçekleştirilen sulu aşınma deneylerinde sertliğin artmasıyla aşınma mekanizması kısmen Tip II'den Tip I aşınma moduna doğru dönüşmektedir. Al_2O_3 bilyenin saf su içinde kompozitlere sürtünmesi sonucunda kararlı durum sürtünme katsayısı 0.5 olarak belirlenmiştir. Si_3N_4 bilye kullanılması durumunda incelenen kompozitler, Al_2O_3 bilye kullanıldığı duruma göre daha düşük aşınma hızı sergilemiş ve sertliğin aşınma hızı üzerinde belirgin bir etkisi görülmemiştir. Saf su içinde Si_3N_4 bilyenin kompozitlere sürtünmesi sonucunda kararlı sürtünme katsayısı 0.8 olarak elde edilmiştir. 52100 kalite çelik bilye kullanılması durumunda ise incelenen kompozitler Si_3N_4 bilye kullanıldığı durumdan daha düşük aşınma hızı sergilerken, Al_2O_3 bilyenin kullanıldığı aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısına yakın sürtünme katsayısı sergilemiştir.
- 9- İncelenen kompozitler yağlı ortam aşınma koşullarında yapılan deneylerde, koroziif ortam ve saf su içerisinde yapılan deneylere nazaran daha düşük aşınma hızı ve düşük sürtünme katsayısı (~ 0.2) sergilemiştir. Al_2O_3 , Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyelerle gerçekleştirilen yağlı aşınma deneyleri esnasında ölçülen aşınma hızı ve kararlı durum sürtünme katsayısı sertlikten etkilenmemiştir.
- 10- Bu çalışma kapsamında üretilmiş olan kompozitlerin mekanik özellikleri (sertlik ve darbe direnci) ve aşınma direnci (kuru ve sıvı ortamda) göz önüne alındığında % 50 hacim oranlı 30 μm boyutundaki SiC partikül takviyeli kompozit üretimine en uygun matris alaşımının 7012 ve 7075 alüminyum alaşımları, korozyon

özellikleri dikkate alındığında ise 6082 alüminyum alaşımının olduğu sonucuna varılmıştır.

KAYNAKLAR

- Abenojar, J., Martinez, M.A. and Velasco, F.,** 2006. Effect of the boron content in the aluminium/boron composite, *Journal of Alloys and Compounds*, **422**, 67–72.
- Aghajanian, M., Burke, J., White, D. and Nagelberg, A.,** 1989. A new infiltration process for the fabrication of metal matrix composites, *SAMPE Quarterly*, **20 (4)**, 43-46 .
- Aghajanian, M.K., Rocazella, M.A. and Burke, J.T.,** 1991. The fabrication of metal matrix composites by a pressureless infiltration technique, *Journal of Materials Science*, **26 (2)**, 447-454.
- Ahmad, I. and Barranco, J.,** 1980. Advanced fibers and composites for elevated temperature, *The metallurgical Society of AIME*, 183-204.
- Ahmad, Z. and Aleem, B.J.A.,** 1998. Effect of velocity and elevated temperature on pitting of Al 6013-20SiC_p composite in 3 center dot 5 wt-%NaCl, *British Corrosion Journal*, **33 (3)**, 230-236.
- Ahmad, Z. and Aleem, B.J.A.,** 2002. Degradation of aluminum metal matrix composites in salt water and its control, *Materials and Design*, **23**, 173-180.
- Ahlatci, H.,** 2003, Aluminyum-silisyum karbür kompozitlerin mekanik özelliklerine ve aşınma davranışına takviye boyutunun ve matris bileşiminin etkisi, *Doktora Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Ahlatci, H, Candan, E. and Cimenoglu H.,** 2004. Mechanical properties of Al-60 Pct SiC_p composites alloyed with Mg, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **35(7)**, 2127-2141.
- Ahlatci, H., Koçer, T., Candan, E. and Çimenoglu, H.,** 2006. Wear behaviour of Al/(Al₂O_{3p}+SiC_p) hybrid composites, *Tribology International*, **39(3)**, 213-220.

- Alpas, A.T. and Embury, T.D.**, 1990. Sliding and abrasive wear behaviour of an aluminum (2014)-SiC Particulate Reinforced Composite, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 931-935.
- Alpas, A. T. and Embury, J. D.**, 1991. The role of subsurface deformation and strain localization on the sliding wear behaviour of laminated composites *Wear*, **146(2)**, 285-300.
- Alpas, A.T. and Zhang, J.**, 1992 a. Effect of SiC particle reinforcement on the dry sliding wear of aluminum-silicon alloys (A356), *Wear*, **155**, 83-104.
- Alpas, A.T. and Zhang, J.**, 1992 b. Wear rate transition in cast aluminum silicon alloys reinforced with SiC particles, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **26**, 505-509.
- Alpas, A.T. and Zhang, J.**, 1994. Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate reinforced aluminum matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **25**, 969-983.
- Al-Rubaie, K.S., N. Yoshimura, H. and Mello, J.D.B.**, 1999. Two-body abrasive wear of Al-SiC composites, *Wear*, **233–235**, 444–454.
- Arsenault, R.J., Wang, L. and Feng, C.R.**, 1991. Strengthening of composites due to microstructural changes in the matrix, *Acta Metallurgica et Materialia*, **39**, 47-57.
- Ashby, M.F. and Jones, D.R.H.**, 1986. Engineering Materials II, Pergamon Press, Oxford.
- ASM Handbook**, 1990. Heat Treating, Vol.4, ASM International, Materials Park, Ohio.
- Askeland, D.R.**, 1985. The science and engineering of materials, Boston.
- ASTM G133-05**, 2005. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-On-Flat Sliding Wear, *ASTM International*.
- Aylor, D.M. and Moran, P.J.**, 1985. Effect of reinforcement on the pitting behavior of aluminum-base metal matrix composites, *Journal of the Electrochemical Society*, **132 (6)**, 1277-1281.

- Bai, M. and Xue, Q.,** 1999. Investigation of wear mechanism of SiC particulate-reinforced Al-20Si-3Cu-1Mg aluminum matrix composites under dry sliding and water lubrication, *Tribology International*, **30 (4)**, 261-269.
- Baydogan, M.,**2003. Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma uygulanmış 2014 ve 7075 kalite alüminyum alaşımlarının mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi, *Doktora Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Basavarajappa, S., Chandramohan, G., Mahadevan, A., Thangavelu, M., Subramanian, R. and Gopalakrishnan, P.,** 2006. Influence of sliding speed on the dry sliding wear behaviour and the subsurface deformation on hybrid metal matrix composite, *Wear*, Baskıda
- Beffort, O., Long, S., Cayron, C., Kuebler, J. and Buffat, P.A.,** 2007. Alloying effects on microstructure and mechanical properties of high volume fraction SiC-particle reinforced Al-MMCs made by squeeze casting infiltration, *Composites Science and Technology*, **67 (3-4)**, 737-745.
- Benal, M.M. and Shivanand, H.K.,** 2006. Effects of reinforcements content and ageing durations on wear characteristics of Al (6061) based hybrid composites, *Wear*, Baskıda.
- Bertolini, L, Brunella, M.F. and Candiani, S.,** 1999. Corrosion behavior of a particulate metal-matrix composite, *Corrosion*, **55 (4)**, 422-431.
- Bindumadhavan, P.N., Chia, T.K., Chandrasekaran, M., Wah, H.K., Lam, L.N. and Prabhakar, O.,** 2001. Effect of particle porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiC_p metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, **315**, 217-226.
- Bonfoh, N and Lipinski, P.,** 2007. Ductile damage micromodeling by particles' debonding in metal matrix composites, *International Journal of Mechanical Sciences*, **49(2)**, 151-160.
- Boyer, R.R.,** 1992. New titanium applications on the boeing-777 airplane, *JOM-Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, **44 (5)**, 23-25.
- Brandes, E.A. and Brook, G.B.,** 1992. Smithells Metals Reference Book, ed.7, Butterworth-Heinemann Co., Boston, M.A., 8-23.

- Brockenbrough, J.R., Suresh, S. and Wienecke, H.A.**, 1991. Deformation of metal-matrix composites with continuous fibers - geometrical effects of fiber distribution and shape, *Acta Metallurgica et Materialia*, **39 (5)**: 735-752.
- Brechet, Y., Enbury, J.D., Tao, S. and Luo, L.**, 1991. Damage Initiation in Metal Matrix Composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, **39**, 1781-1786.
- Bronsveld, P.P.M., Bruinsma, P. and De Hosson J.Th.**, 1991. Microstructural analysis of hot isostatically pressed Al-SiC, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 77-81.
- Buhrmaster, C.L., Clark D.E. and Smartt, H.B.**, 1988. Spray casting aluminum and Al/SiC composites, *Journal of Metals*, **40 (11)**, 44-45.
- Buarzaiga, M.M. and Thorpe, S.J.**, 1994. Corrosion behavior of as-cast, silicon-carbide particulate-aluminum alloy metal-matrix composites, *Corrosion*, **50(3)**, 176-185.
- Candan, S. and Bilgic, E.**, 2004. Corrosion behavior of Al-60 vol.% SiC_p composites in NaCl solution, *Materials Letters*, **58 (22-23)**, 2787-2790.
- Candan, S.**, 2004. Effect of SiC particle size on corrosion behavior of pressure infiltrated Al matrix composites in a NaCl solution, *Materials Letters*, **58 (27-28)**, 3601-3605.
- Ceschini, L., Minak, G. and Morri, A.**, 2006. Tensile and fatigue properties of the AA6061/20 vol% Al₂O_{3p} and AA7005/10 vol% Al₂O_{3p} composites, *Composites Science and Technology*, **66 (2)**, 333-342.
- Chawla, K.K.**, 1987. Composite materials-science and engineering, Chapter 6, Ed. N.J. Grant. Springer-Verlag, New York, NY.
- Chen, C. and Mansfeld, F.**, 1997. Corrosion protection of an Al 6092/SiC_p metal matrix composite, *Corrosion Science*, **39 (6)**, 1075-1082.
- Chernyshova, T.A. and Rebrov, A.V.**, 1986. Interaction kinetics of boron carbide and silicon carbide with liquid aluminum, *Journal of the Less-Common Metals*, **117**, 203-207.
- Chou, T.W., Kely, A. and Okura, A.**, 1985. Fiber-reinforced metal-matrix composites, *Composites*, **16 (3)**, 187-206.

- Chou, T. and Oki, T.,** 1987. Wettability of SiC to aluminum alloys, *Materials Science and Technology*, **3**, 378-385.
- Christman, T. and Suresh, S.,** 1988. Microstructural development in an aluminum alloy-SiC whisker composite, *Acta Metallurgica*, **36**, 1691-1704.
- Christman, T., Needleman, A. and Suresh, S.,** 1989 a. An experimental and numerical study of deformation in metal ceramic composites, *Acta Metallurgica*, **37 (11)**, 3029-3050.
- Christman, T., Needleman, A., Nutt, S. and Suresh, S.** 1989 b. On microstructural evolution and mechanical modeling of deformation of a whisker-reinforced metal-matrix composite, *Materials Science and Engineering A*, **107**, 49-61.
- Chung, S. and Hwang, B.H.,** 1994. A microstructural study of the wear behaviour of SiC_p/Al composites, *Tribology International*, **27**, 307-314.
- Clyne, T.W., Bader, M.G., Cappleman, G.R. and Hubert, P.A.,** 1985. The use of a delta-alumina fiber for metal matrix composites, *Journal of Materials Science*, **20 (1)**, 85-96.
- Clausen, B., Bourke, M.A.M., Brown, D.W. and Ustundag, E.,** 2006. Load sharing in tungsten fiber reinforced kanthal composites, *Materials Science and Engineering A*, **421**, 9–14.
- Clyne, T.W. and Mason, J.F.,** 1987. The squeeze infiltration process for fabrication of metal matrix composites, *Metallurgical Transactions*, **18A**, 1519–1530.
- Clyne, T. and Withers, P.,** 1993. An introduction to metal matrix composites, Cambridge University Press, Cambridge.
- Cook, J.L. and Mohn, W.R.,** 1987. Whiker-reinforced MMC's, *Engineering Composites Handbook*, Vol. 1: Composites, ASM International, Metal Park, Ohio, USA, 896-902.
- Cornie, J.A., Mortensen, A. and Flemings, M.C.,** 1987. Proceedings of the Sixth Int Conf on Composite Materials and the Second European Conf. on Composite Materials (ICCM and ECCM), London, UK, Vol 2, edited by Matthews, F.L., Buskell, N.C.R., Hodgkinson, J.M., Morton, J. (Elsevier Applied Science, London), 2297-2305.

- Crowe, C.R., Gray, R.A. and Hasson, D.F., 1985.** Microstructural controlled fracture toughness of SiC/Al metal matrix composites, In Proceedings of International Conference on Composite Materials (ICCM-V), W.C. Harrigan, Jr., et al., ed., TMS of AIME, Warrendale, P.A., 843-866.
- Dasgupta, R. and Meenai, H., 2005.** SiC particulate dispersed composites of an Al–Zn–Mg–Cu alloy: Property comparison with parent alloy, *Materials Characterization*, **54**, 438–445.
- Das, S., Saraswathi, Y.L. and Mondal, D.P., 2006.** Erosive–corrosive wear of aluminum alloy composites: Influence of slurry composition and speed, *Wear*, **261(2)**, 180-190.
- Davies, C.H.J., Raghunathan, N. and Sheppard, T., 1992.** Structure property relationships of SiC reinforced advanced Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Materials Science and Technology*, **8 (11)**, 977-984.
- Davies, C. H. J., 1996.** Rationale for composition-specific ageing schedules for particle-reinforced metal-matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, **62(1-3)**, 1996, 225-228.
- Davis, L.C., Andres, C. and Allison J.E., 1998.** Microstructure and strengthening of metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, **249**, 40–45.
- Davidson, A. M. and Regener, D., 2000.** A comparison of aluminium-based metal-matrix composites reinforced with coated and uncoated particulate silicon carbide, *Composites Science and Technology*, **60(6)**, 865-869.
- Deuis, R.L., Subramanian, C. and Yellup, J.M., 1997.** Dry sliding wear of aluminum composites-A Review, *Composites Science and Technology*, **57**, 415-435.
- Dieter, G.E., 1986.** Mechanical Metallurgy, Mc Graw Hill Book Company, Newyork
- Divecha, A.P., Fishman, S.G. and Karmarkar, S.D., 1981.** Silicon-carbide reinforced aluminum - a formable composite, *Journal of Metals*, **33 (9)**, 12-17.
- Dragone, T.L. and Nix, W.D., 1990.** Geometric factors affecting the internal stress distribution and high temperature creep rate of discontinuos fiber reinforced metals, *Acta Metallurgica et Materialia*, 1941-1953.

- Dutta, I. and Bourell, D.L.,** 1989. A theoretical and experimental-study of aluminum-alloy 6061-SiC metal matrix composite to identify the operative mechanism for accelerated aging, *Materials Science and Engineering A*, **112**, 67-77.
- Eliasson,J. and Sandstrom,R.,** 1995. Applications of Aluminum Matrix Composites, *Key Engineering Materials*, **104-107**, 3-36.
- Escalera-Lozano, R., Gutiérrez, C.A., Pech-Canul, M.A. and Pech-Canul, M.I.,** 2006. Corrosion characteristics of hybrid Al/SiCp/MgAl₂O₄ composites fabricated with fly ash and recycled aluminum, *Materials Characterization*, Baskıda.
- Fan, T.,Yang, G. and Zhang, D.,** 2005. Prediction of chemical stability in SiC_p/Al composites with alloying element addition using Wilson equation and an extended Miedema model, *Materials Science and Engineering A*, **394**, 327–338.
- Feng, Z., Lin, C., Lin, J. and Luo, J.,** 1998. Pitting behavior of SiC_p/2024 Al metal matrix composites, *Journal of Materials Science*, **33**, 5637 – 5642.
- Friend, C.M., Horsfall, I., Luxton, S.D. and Young, R.J.,** 1988. Advances in cast reinforced metal composites, Fishman, S.G. and Dhingra, A.K. ed, ASM International, Metals Park, Ohio.
- Fu, H.H., Han, K.S. and Song, J.,** 2004. Wear properties of Saffil/Al, Saffil/Al₂O₃/Al and Saffil/SiC/Al hybrid metal matrix composites, *Wear*, **256(7-8)**, 705-713.
- Garrard, W.N.C.,** 1994. The corrosion behavior of aluminum-silicon carbide composites in aerated 3.5-percent sodium-chloride, *Corrosion Science*, **36 (5)**, 837-851.
- Giroto, F.A., Quenisset, J.M. and Naslain, R.,** 1987. Discontinuously-reinforced aluminum matrix composites, *Composite Science and Technology*, **30 (3)**, 155-184.
- Gonzalez, G., Salvo, L., Suery, M. and Esperance.G.L,** 1995. Interfacial reactions in Al-Mg metal matrix composites reinforced with (Sn/Sb) oxide coated SiC particles, *Scripta Metallurgica*, **33**, 1669-1975.

- Goto, H. and Omori, S.,** 2000. Tribological characteristics of particle and chopped fiber-reinforced Al-Si alloy matrix composites, *Tribology Transactions*, **43(1)**, 57-65.
- Griffiths, A.J. and Turnbull, A.,** 1994. An investigation of the electrochemical polarization behavior of 6061-aluminum metal-matrix composites, *Corrosion Science*, **36 (1)**, 23-35.
- Gnjidic, Z., Bozic, D. and Mitkov, M.,** 2001. The influence of SiC particles on the compressive properties of metal matrix composites, *Materials Characterization*, **47 (2)**, 2001, 129-138.
- Gundersen, R. and Nisancioglu, K.,** 1990. Cathodic protection of aluminium in sea water, *Corrosion*, **46 (4)**, 279-285.
- Guillaumin, V. and Mankowski, G.,** 1999. Localized corrosion of 2024 T351 aluminium alloy in chloride media, *Corrosion Science*, **41 (3)**, 421-438.
- Gui, M., Kang, S.B. and Lee, J.M.,** 2000. Influence of porosity on dry sliding wear behavior in spray deposited Al-6Cu-Mn/SiC_p composite, *Materials Science and Engineering A*, **293**, 146-156.
- Harrigan, W.C.,** 1987. Discontinuous silicon fiber MMC's, *Engineering Composites Handbook*, Vol.1: Composites, ASM International, Metal Park, Ohio, USA, 889-895.
- Harrigan, W.C.,** 1998. Commercial processing of metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, **244(1)**, 75-79.
- Harris, S.J., Gai, H.W. and Weatherbern, P.C.,** 1993. International conference on advances in composite materials, The Mineral, Metals and Materials Society.
- Hasson, D.F., Hoover, S.M. and Crowe, C.R.,** 1985. Effect of thermal-treatment on the mechanical and toughness properties of extruded SiC_w/Aluminium-6061 metal matrix composite, *Journal of Materials Science*, **20 (11)**, 4147-4154.
- Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J.,** 2001. The wettability of SiC particles by molten aluminum alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, **119**, 324-328.

- Hihara, L.H. and Latanision, R.M.**, 1992. Galvanic corrosion of Al matrix composites, *Corrosion*, **48**, 546–552.
- Hihara, L.H. and Latanision, R.M.**, 1994, Corrosion of metal-matrix composites, *International Materials Reviews*, **39** (6), 245-264.
- Hsieh, J.H. and Chao, C.G.**, 1996. Effect of magnesium on mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Zn-Mg-Cu}$ metal matrix composites formed by squeeze casting, *Materials Science and Engineering A*, **214(1-2)**, 133-138.
- Hosking, F.M., Portillo, F.F., Wunderlin, R. and Mehrabian, R.**, 1982. Composites of Aluminum-Alloys - Fabrication and Wear Behavior, *Journal of Materials Science*, **17** (2), 477-498.
- Howell, G.J. and Ball, A.**, 1995. Dry sliding wear of particulate reinforced aluminium alloys against automotive friction materials, *Wear*, **181-183**, 379-390.
- Hu, M. S.**, 1991. Some effects of particle size on the flow behavior of Al-SiC_p composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **25(3)**, 695-700.
- Hu, J., Luo, R.S., Yao, C.K. and Zhao, L.C.**, 2001. Effect of annealing treatment on the stress corrosion cracking behavior of SiC whisker reinforced aluminum composite, *Materials Chemistry and Physics*, **70**, 160–163.
- Hu, J. and Fei, W.D.**, 2004. Investigation of the corroded surface of SiC_w/Al composite, *Applied Surface Science*, **39**, 87–93
- Hu, J., Zhang, J.X., Tang, S.W. and Ren, W.C.**, 2006. Effect of annealing treatment on microstructure and tensile strength of alumina borate whisker-reinforced Al–Mg composite, *Materials Science and Engineering A*, **433**, 94–99.
- Hwu, B.K., Lin, S.J. and Jahn, M.T.**, 1996. The interfacial compounds and SEM fractography of squeeze-cast SiC_p/6061 Al composites, *Materials Science and Engineering A*, **206** (1), 110-119.
- Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A. and Lavernia, E.J.**, 1991. Particulate reinforced metal matrix composites – a review, *Journal of Materials Science*, **26** (5), 1137-1156.

- Iseki, T., Kameda, T. and Maruyama, T.,** 1984. Interfacial reactions between SiC and aluminum during joining, *Journal of Materials Science*, **19**, 1962-1998.
- ISO 11846,** 1995. Corrosion of metals and alloys-Determination of resistance to intergranular corrosion of solution heat-treatable aluminum alloys, *International Standard Organization*.
- Jia, J., Lu, J., Zhou, H. and Chen, J.,** 2004. Tribological behavior of Ni-based composite under distilled water lubrication, *Materials Science and Engineering A*, **381**, 80–85.
- Jokinen, A. and Anderson, P.,**1990. Tribological properties of PM aluminum alloy matrix composites, Proceedings of the Powder Metallurgy Conference and Exhibition, 517-530.
- Kamp, N., Sinclair, I. and Starink, M.J.,** 2002. Toughness-strength relations in the overaged 7449 Al-based alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **33 (4)**, 1125-1136.
- Katzman, H.A.,** 1987. Fiber coatings for the fabrication of graphite-reinforced magnesium composites, *Journal of Materials Science*, **22 (1)**, 144-148.
- Kingery, W.D., Bowen, H.K. and Uhlmann, D.R.,** 1976, Introduction to Ceramics, John Wiley & Sons, New York.
- Kiourtsidis, G.E., Skolianos, S.M and Pavlidou, E.G.,** 1999. A study on pitting behaviour of AA2024/SiC_p composites using the double cycle polarization technique, *Corrosion Science*, **41 (6)**, 1185-1203.
- Kiourtsidis, G.E., Skolianos, S.M and Litsardakis, G.A.,** 2004. Aging response of aluminium alloy 2024/silicon carbide particles (SiC_p) composites, *Materials Science and Engineering A*, **382**, 351–361.
- Ko, B.C., Park, K. and Yoo, Y.C.,** 1998. Hot deformation behaviour of SiC_p/2024 aluminium alloy composites reinforced with various sizes of SiC_p, *Materials Science and Technology*, **14 (8)**, 765-769.
- Laurent, V., Chatain, D. and Eustathopoulos, N.,** 1987. Wettability of SiC by aluminum and Al-Si alloys, *Journal of Materials Science*, **22 (1)**, 244-250.

- Lee, K.B., Kim, Y.S. and Kwon, H.,** 1998, Fabrication of Al-3 Wt Pct Mg matrix composites reinforced with Al₂O₃ and SiC particulates by the pressureless infiltration technique, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **29 (12)**, 3087-3095.
- Legzdins, C.F., Samarasekera, I.V and Meech, J.A.,** 1997. MMCX-An expert system for metal matrix composite selection and design, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **36 (3)**, 177-202.
- Lin, R. Y., Warriar, S. G., Wu, S.K. and Wang, J.Y.,** 1995. Infrared aluminum matrix composites and carbide formation, Proceeding of ICCM-10, Whistler, B.C., Canada, Vol. II: Metal Matrix Composites.
- Li, X.Y. and Tandon, K.N.,** 1997. Subsurface microstructures generated by heat treated Al-metal matrix composites, *Wear*, **203-204**, 703-708.
- Li, X.Y. and Tandon, K.N.,** 2000. Microstructural characterization of mechanically mixed layer and wear debris in sliding wear of an Al alloy and an Al based composite, *Wear*, **245 (1-2)**, 148-161.
- Lim, S.C., Gupta, M., Ren, L. and Kwok, J.K.M.,** 1999. 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.
- Llorca, J., Suresh, S. and Needleman, A.,** 1992. An experimental and numerical study of cyclic deformation in metal-matrix composites, *Metallurgical Transactions A*, **23**, 919-934.
- Lloyd, D.J., Lagace, H, McLeod, A. and Morris, P.L.,** 1989. Microstructural aspects of aluminum-silicon carbide particulate composites produced by a casting method, *Materials Science and Engineering A*, **107**, 73-80.
- Lloyd, D.J.,** 1991. Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, **39**, 59-71.
- Lloyd, D.,** 1994. Particle-reinforced aluminum and magnesium matrix composites, *International Materials Review*, **39(1)**, 1-23.

- Long, S., Beffort, O., Cayron, C. and Bonjour, C.,** 1999. Microstructure and Mechanical Properties of A High Volume Fraction SiC Particle Reinforced AlCu4MgAg Squeeze Casting, *Materials Science and Engineering A*, **269**, 175-185.
- Lucas, J.P., Stephens, J.J. and Greulich, F.A.,** 1991. The effect of reinforcement stability on composition redistribution in cast aluminum metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, **131**, 221-230
- Lu, Y.X., Meng, X.M., Lee, C.S., Li, R.K.Y., Huang, C.G.,** 1998. Failure mechanisms of a SiC particles/2024 Al composite under dynamic loading. *Phys Status Solidi (A)*, **169**, 49–55.
- Majumdar, J.D., Chandra, B.R., Nath, A.K. and Manna, I.,** 2006. Compositionally graded SiC dispersed metal matrix composite coating on Al by laser surface engineering, *Materials Science and Engineering A*, **433**, 241–250.
- Manoj Kumar, B.V., Basu, B., Murthy, V.S.R. and Gupta, Manoj.,** 2005. The role of tribochemistry on fretting wear of Mg–SiC particulate composites, *Composites: Part A*, **36**, 13–23
- Martineau, P., Pailler, R., Lahaye, M. and Naslain, R.,** 1984. SiC filament titanium matrix composites regarded as model composites 2. fiber matrix chemical interactions at high-temperatures, *Journal of Materials Science*, **19(8)**, 2749-2770.
- Martinez, M.A., Martin, A. and Llorca, J.,** 1993. Wear of Al-Si alloy and Al-Si/SiC composites at ambient and elevated temperature, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **28**, 207-212.
- Maruyama, B.,** 1999. Progress & promise aluminum composites, *Advanced Materials & Processes*, **155**, 47-50.
- Masounave, J. and Hamel, F.G.,** 1990. Fabrication of particulates reinforced metal composites, ASM International, Metal Park, OH, 1990. 79-86.
- Metals Handbook,** 1978. 9th Ed., Vol.2, American Society For Metals, Metals Park, OH.

- Mcdanels, D.L.**, 1985, Analysis of stress-strain, fracture, and ductility behavior of aluminum matrix composites containing discontinuous silicon-carbide reinforcement, *Metallurgical Transactions A*, **16 (6)**, 1105-1115.
- McKimpson, M.G. and Scott, T.E.**, 1989. Processing and properties of metal matrix composites containing discontinuous reinforcement, *Materials Science and Engineering A*, **107**, 93-106.
- Mcleod, A.D. and Gabryel, C.M.**, 1992. Kinetics of the growth of spinel $MgAl_2O_4$ on alumina particulate in aluminum alloys containing magnesium, *Metallurgical Transactions A*, **23**, 1279-1283.
- Millier, C. and Surey, M.**, 1988. Fabrication and properties of metal matrix composites based on SiC fibre reinforced aluminum alloys, *Materials Science and Technology*, **4**, 41-51.
- Miller, W.S. and Humphreys, F.J.**, 1991. Strengthening mechanisms in particulate metal matrix composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **25(1)**, 33-38.
- Mindivan, H., Baydogan, M., Kayali, E.S. and Cimenoglu, H.** 2005. Wear behaviour of 7039 aluminum alloy, *Materials Characterization*, **54(3)**, 263-269
- Miracle, D.B.**, 2005. Metal matrix composites – From science to technological significance, *Composites Science and Technology*, **65 (15-16)**, 2526-2540.
- Modi, O.P., Prasad, B.K., Yegneswarar, A.H. and Vaidya, M.L.**, 1992. Dry sliding wear behaviour of squeeze cast aluminium alloy-silicon carbide composites, *Materials Science and Engineering A*, **151**, 235-245.
- Modi, O.P., Saxena, M., Prasad, B.K., Jha, A.K. et al.**, 1998. Role of alloy matrix and dispersoid on corrosion behavior of cast aluminum alloy composites, *Corrosion*, **54 (2)**, 129-134.
- Modi, O.P., Prasad, B.K., Dasgupta, R., Jha, A.K. and Mondal, D.P.**, 1999. Erosion corrosion characteristic of squeeze cast Aluminium alloy/SiC composites in water and sodium chloride solution cotaining sand, *Materials Science and Technology*, **15**, 933–950.

- Molins, R., Bartout, J.D. and Bienvenu, Y.,** 1991. Microstructural and analytical characterization of Al_2O_3 -(Al-Mg) composite interfaces, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 111-117.
- Mondal, D.P., Ganesh, N.V., Muneshwar, V.S., Das, S. and Ramakrishnan, N.,** 2006. Effect of SiC concentration and strain rate on the compressive deformation behaviour of 2014Al-SiCp composite, *Materials Science and Engineering: A*, **433 (1-2)**, 18-31.
- Mondolfo, L.F.,** 1976. Aluminum alloys: Structure and properties, Butterworth, London.
- Moore, J.J., Wilson, D.V. and Roberts, W.T.,** 1981. Formability limits of metal-metal composites on rolling in the direction of fiber alignment, *Materials Science and Engineering*, **48(1)**, 107-112.
- Mortensen, A., Cornie, J.A. and Flemings, M.C.,** 1989. Solidification processing of metal matrix composites, *Materials and Design*, **10(2)**, 68-76.
- Moustafa, S.F., Abdel-Hamid, Z. and Abd-Elhay, A.M.,** 2002. Copper matrix SiC and Al_2O_3 particulate composites by powder metallurgy technique, *Materials Letters*, **53**, 244-249
- Nakanishi, H., Kakihara, K., Nakayama, A. and Murayama, T.,** 2002. Development of aluminum metal matrix composites (Al-MMC) brake rotor and pad, *JSAE Review*, **23 (3)**, 365-370.
- Nakazato, R.Z., Codaro, E.N., Horovistiz, A.L and Hein, L.R.O.,** 2001, A metallurgical study of aluminum alloys used as aircraft components, *Praktische Metallographie-Practical Metallography*, **38 (2)**, 74-87.
- Narayan, M., Surappa, M.K. and Pramila Bai, B.N.,** 1995. Dry sliding wear of Al alloy 2024- Al_2O_3 particle matrix composites, *Wear*, **181-183**, 563-570.
- Narciso, J., Alonso, A., Pamies, A., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E.,** 1994. Wettability of binary and ternary alloys of the system Al-Si-Mg with SiC particulates, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **31**, 1495-1500
- Nardone, V.C. and Prewo, K.M.,** 1986. On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites, *Scripta Metallurgica*, **20**, 43-48.

- Nelson, O.E.**, 1991. Titanium staves off composites, *Advanced Materials & Processes*, **139 (6)**, 18-23.
- Nieh, T.G. and Chellman, D.J.**, 1984. Modulus measurements in discontinuous reinforced aluminum composites, *Scripta Metallurgica*, **18 (9)**, 925-928.
- Nieh, T.G. and Karlak, R. F.**, 1984. Aging characteristics of B₄C-reinforced 6061-aluminum, *Scripta Metallurgica*, **18 (1)**, 25-28.
- Nutt, S.R. and Needleman, A.**, 1987. Void nucleation at fiber ends in Al-SiC composites, *Scripta Metallurgica*, **21**, 705-710.
- Ocelik, V., Matthews, D. and De Hosson, J.Th.M.**, 2005. Sliding wear resistance of metal matrix composite layers prepared by high power laser, *Surface and Coatings Technology*, **197 (2-3)**, 303-315.
- Oguocha, I.**, 1999. Characterization of aluminum alloy 2618 and its composites containing alumina particles, *PhD Thesis*, University of Saskatchewan, Saskatoon, Canada.
- Onat, A., Akbulut, H. and Yilmaz, F.**, 2006. Production and characterisation of silicon carbide particulate reinforced aluminium–copper alloy matrix composites by direct squeeze casting method, *Journal of Alloys and Compounds*. Baskıda
- Ozden, S., Ekici, R. and Nair, F.**, 2007. Investigation of impact behaviour of aluminium based SiC particle reinforced metal–matrix composites, *Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing*, **38 (2)**, 484-494.
- Padkin, A.J., Brereton, M.F. and Plumbridge, W.J.**, 1987. Fatigue crack growth in 2-phase alloys, *Materials Science and Technology*, **3(3)**, 217-223.
- Pai, B.C, Ramani,G., Pillai, R.M. and Satyanarayana,K.G.**, 1995. Role of Magnesium in Cast Aluminium Alloy Matrix Composites, *Journal of Materials Science*, **30**, 1903-1911.
- Pan, Y.M., Fine, M.E. and Gheng, H.S.**, 1990. Aging effect on the wear behavior of p/m aluminum alloy SiC particle composite, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24**, 1341-1345.

- Pan, Y.M., Fine, M.E. and Gheng, H.S.,** 1992. Sliding wear of an alloy SiC whisker composite, *Tribology Transaction*, **35**, 482-490.
- Papazian, J.M.,** 1988. Effects of SiC whiskers and particles on precipitation in aluminum matrix composites, *Metallurgical Transactions A*, **19**, 2945-2953.
- Pardo, A., Merino, M.C., Merino, S., Viejo, F., Carboneras, M. and Arrabal, R.,** 2005. Influence of reinforcement proportion and matrix composition on pitting corrosion behaviour of cast aluminium matrix composites (A3xx.x/SiC_p), *Corrosion Science*, **47**, 1750–1764.
- Pardo, A., Merino, M.C., Arrabal, R., Viejo, F., Carboneras, M. and Muñoz, J.A.,** 2006 a. Influence of Ce surface treatments on corrosion behaviour of A3xx.x/SiC_p composites in 3.5wt.% NaCl, *Corrosion Science*, **48**, 3035–3048.
- Pardo, A., Merino, M.C., Arrabal, R., Feliú Jr.S., Viejo, F. and Carboneras, M.,** 2006 b. Enhanced corrosion resistance of A3xx.x/SiC_p composites in chloride media by La surface treatments, *Electrochimica Acta*, **51**, 4367–4378.
- Pech-Canul, M.I. and Makhlof, M. M.,** 2000. Processing of Al–SiC_p metal matrix composites by pressureless infiltration of SiC_p preforms, *Journal of Materials Synthesis and Processing*, **8 (1)**, 35-53.
- Pech-Canul, M. I., Katz, R. N. and Makhlof, M. M.,** 2000, Optimum parameters for wetting silicon carbide by aluminum alloys, *Metallurgical And Materials Transactions A*, **31(2)**, 565-573.
- Pramila Bai, P.N., Ramasesh, B.S. and Surappa, M.K.,** 1992. Dry Sliding Wear of A 356-Al-SiC_p Composites, *Wear*, **157**, 295-304.
- Prasad, S.V. and Asthana, R.,** 2004. Aluminum metal–matrix composites for automotive applications:tribological considerations, *Tribology Letters*, **17 (3)**, 445-453.
- Prasad, B.K.,** 2007. Investigation into sliding wear performance of zinc-based alloy reinforced with SiC particles in dry and lubricated conditions, *Wear*, **262 (3-4)**, 262-273.
- Prater, W.L.,** 2006. Comparison of ceramic material effects on the flexural Weibull statistics and fracture of high volume fraction particle reinforced aluminum, *Materials Science and Engineering A*, **420 (1-2)**, 187-198.

- Rack, H.J., Baruch, T.R. and Cook, J.L.,** 1982. Mechanical behavior of silicon carbide whisker reinforced aluminum alloys, In Proceedings of the Fourth International Conference on Composite Materials, Proc. ICCM-IV, edited by Hayashi, T., Kawata, K. and Umekawa, S., 1465-1472.
- Rack, H.J.,** 1988. Dispersion strengthened aluminum alloys, edited by Kim, Y.W. and Griffith, W.M), The Minerals, Metals and Materials Society.
- Rao, B.S. and Jayaram, V.,** 2001. Pressureless infiltration of Al–Mg based alloys into Al₂O₃ preforms: mechanisms and phenomenology, *Acta Materialia*, **49** (13), 2373-2385.
- Rani, D.A., Yoshizawa, Y., Hyuga, H, Hirao, K. and Yamauchi, Y.,** 2004. Tribological behavior of ceramic materials (Si₃N₄, SiC and Al₂O₃) in aqueous medium, *Journal of the European Ceramic Society*, **24**, 3279–3284.
- Ravikiran, A. and Surappa, M.K.,** 1997. Oscillations in coefficient of friction during dry sliding of A356 Al-30% WT SiC_p MMC against steel, *Scripta Materialia*, **36**(1), 95-98.
- Ravi Kumar, N.V. and Dwarakadasa, E.S.,** 2000. Effect of matrix strength on the mechanical properties of Al–Zn–Mg/SiC_p composites, *Composites: Part A*, **31**, 1139–1145.
- Reddy, A.S., Pramila Bai, B.N, Murthy, K.S.S. and Biswas, S.K.,** 1994. Wear and Seizure of Binary Al-Si Alloy, *Wear*, **171**, 115-127.
- Rees, D.W.A.,** 1998. Deformation and fracture of metal matrix particulate composites under combined loadings, *Composites: Part A*, **29**, 171-182.
- Ribes, H., Suery, M., Esperance, G.L. and Legoux, J.G.,** 1990. Microscopic examination of the interface region in 6061-Al/SiC composites reinforced with as-received and oxidized SiC particles, *Metallurgical Transactions A*, **21**, 2489-2496.
- Rohatgi, P.K., Asthana, R. Das, S.,** 1986. Solidification Structures and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites, *International Metals Review (IMR)*, **31** (3), 115-139

- Rohatgi, P.K.**, 1988. Cast Metal Matrix Composites, Vol.15: Casting, ASM Handbook, Ninth Edition, ASM International, Metal Park, Ohio, USA, 840-854.
- Rohatgi, P.K.**, 1991. Cast aluminum-matrix composites for automotive applications *JOM-Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, **43 (4)**, 10-15.
- Rohatgi, P.K.**, 2000. Aqueous corrosion of metal matrix composites, in: T.W., Clyne (Ed.), *Comprehensive Composite Materials*, vol. 3, Elsevier Publications Ltd., 481–500.
- Rozner, A.G. and Wiley, R.C.**, 1980. Advanced fibers and composites for elevated temperature, The metallurgical Society of AIME, 175-182..
- Saha, R., Morris, E. and Chawla, N.**, 2002. Hybrid and conventional particle reinforced metal matrix composites by squeeze infiltration casting, *Journal of Materials Science Letters*, **21**, 337– 339.
- Salvo L., Esperance G.L., Suey M. and Legoux J.G.**, 1994. Interfacial reactions and age hardening in Al-Mg-Si metal matrix composites reinforced with SiC particles, *Materials Science and Engineering A*, **177**, 173-183.
- Sannino, A.P. and Rack, H.J.**, 1995 a. Effect of reinforcement size on age-hardening of PM-2009 Al-SiC 20 vol-percent particulate composites, *Journal of Materials Science*, **30 (17)**, 4316-4322.
- Sannino, A.P. and Rack, H.J.**, 1995 b. Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: Review and Discussion, *Wear*, **189**, 1-19.
- Sannino, A.P. and Rack, H.J.**, 1996. Tribological investigation of 2009 Al-20 vol. % SiC_p/17-4 PH-Part I: Composite Performance, *Wear*, **197**, 151-159
- Sano, A., Ohtani, E., Kubo, T. and Funakoshi, K.** 2004. In situ X-ray observation of decomposition of hydrous aluminum silicate AlSiO₃OH and aluminum oxide hydroxide δ -AlOOH at high pressure and temperature, *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, **65(8-9)**, 1547-1554.
- Saraswathi, Y.L., Das, S. and Mondal, D.P.**, 2006. Influence of microstructure and experimental parameters on the erosion–corrosion behavior of Al alloy composites, *Materials Science and Engineering A*, **425**, 244–254.

- Sato, A. and Mehrabian, R.**, 1976. Aluminum matrix composites: fabrication and properties, *Metallurgical and Materials Transactions B*, **7**, 443-450.
- Saxena, M., Modi, O.P., Prasad, B.K. and Jha, A.K.**, 1993. Erosion corrosion characteristic of aluminium alloy–alumina fiber composites, *Wear*, **169**, 119–124
- Schwartz, M.M.**, 1997. Composites Materials; Properties, Fabrication and Applications, Vol.2, First Edition, Prentice-Hall, New Jersey.
- Seyed Reihani, S.M.**, 2006. Processing of squeeze cast Al6061–30vol% SiC composites and their characterization, *Materials & Design*, **27 (3)**, 216-222.
- Shi, N. and Arsenault, R.J.**, 1994. Plastic flow in SiC/Al composites-strengthening and ductility, *Annual Review of Materials Science*, **24**, 321-357.
- Shipway, P.H., Kennedy, A.R. and Wilkes A.J.**, 1998. Sliding wear behaviour of aluminum-based metal matrix composites produced by a novel liquid route, *Wear*, **216**, 160-171.
- Shorowordi, K.M., Laoui, T., Haseeb, A.S.M.A., Celis, J.P. and Froyen, L.**, 2003. Microstructure and interface characteristics of B₄C, SiC and Al₂O₃ reinforced Al matrix composites: a comparative study, *Journal of Materials Processing Technology*, **142**, 738–743.
- Shorowordi, K.M., Haseeb, A.S.M.A. and Celis, J.P.** 2006. Tribo-surface characteristics of Al–B₄C and Al–SiC composites worn under different contact pressures, *Wear*, **261 (5-6)**, 634-641.
- Signorelli, R.A.**, 1982. High temperature composites-status and future directions, Progress in Science and Engineering of Composites, Proc. ICCM-IV, edited by Hayashi, T., Kawata, K. and Umekawa, S., 37-48.
- Singh, P. M. and Lewandowski, J.J.**, 1993. Effects of heat treatment and reinforcement size on reinforcement fracture during tension testing of a SiC_p discontinuously reinforced aluminum alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **24**, 2531-2543.

- Song, S.G., Shi, N., Gray III, G.T. and Roberts, J.A.**, 1996. Reinforcement shape effects on the fracture behaviour and ductility of particulate-reinforced 6061-Al matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **27**, 3739-3746.
- Srinivasan, M.**, 1989. Structural Ceramics, *Treatise on Materials Science and Technology*, **29**, 99-149.
- Stachowiak, G.M. and Batchelor, A.W.** 2001. “Engineering Tribology”, Butterworth-Heinemann, United States of America.
- Straffelini, G., Bonollo, F., Molinari, A., Tiziani A.**; 1997. Influence of matrix hardness on the dry sliding behaviour of 20 vol % Al₂O₃-particulate-reinforced 6061 Al metal matrix composites, *Wear*, **211**, 192-197.
- Straffelini, G.**, 2000. Experimental observations of subsurface damage and oxidative wear in Al-based metal–matrix composites, *Wear*, **245**, 216–222.
- Styles, C.M., Sinclair, I, Foster, K. and Gregson, P.P.J.**, 1998. Workhardening effects in SiC particle reinforced aluminum alloys, *Materials Science and Technology*, **14 (9-10)**, 1053-1056.
- Sun, H., Koo, E.Y. and Wheat, H.G.**, 1991. Corrosion behavior of SiC_p 6061 Al metal matrix composites, *Corrosion*, **47 (10)**, 741-753.
- Surappa, M.K. and Rohatgi, P.K.**, 1981. Preparation and properties of cast aluminum-ceramic particle composites, *Journal of Materials Science*, **16 (4)**, 983-993.
- Surappa, M.K.**, 2003. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities, *Sadhana-Academy Proceedings in Engineering Sciences*, **28**, 319-334, Part 1-2.
- Suresh, S., Mortensen, A. and Needleman, A.**, 1993. Fundamentals of metal matrix composites, Stoneham, M.A:Butterworth-Heinemann.
- Taha, M.A.**, 2001. Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs), *Materials & Design*, **22 (6)**, 431-441.
- Thakur, S.K. and Dhindaw, B.K.**, 2001. The influence of interfacial matrix on wear, coefficient of friction and microhardness, *Wear*, **247**, 191-201.

- Thanh, L.N. and Suery, M.,** 1991. Influence of oxide coating on chemical stability of SiC particles in liquid aluminum, *Scripta Metallurgica*, **25**, 2781-2786.
- Tjong, S.C. and Ma, Z.Y.,** 2000. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites, *Materials Science and Engineering*, **29**, 49-113.
- Toaz, M.W.,** 1987. Discontinuous ceramic fiber MMC's, *Engineering Composites Handbook*, Vol.1: Composites, ASM International, Metal Park, Ohio, USA, 903-910.
- Tohgo, K. and Itoh, T.,** 2005. Elastic and elastic-plastic singular fields around a crack-tip in particulate-reinforced composites with progressive debonding damage, *International Journal of Solids and Structures*, **42 (26)**, 6566-6585.
- Towle, D.J. and Friend, C.M.,** 1992. Effect of fiber-matrix-binder interactions on the matrix composition and age-hardening behavior of 6061-based MMCs, *Journal of Materials Science*, **27 (10)**, 2781-2791.
- Trowsdale, A.J., Noble, B., Harris, S.J. and Gibbins, I.S.R.,** 1996. The influence of silicon carbide reinforcement on the pitting behaviour of aluminium, *Corrosion Science*, **38 (2)**, 177-191.
- Trzaskoma, P.P., Mccafferty, E. and Crowe, C.R.,** 1983. Corrosion behavior of SiC Al metal matrix composites, *Journal of the Electrochemical Society*, **130 (9)**, 1804-1809.
- Trzaskoma, P.P.,** 1990. Pit morphology of aluminum-alloy and silicon-carbide aluminum-alloy metal matrix composites, *Corrosion*, **46 (5)**, 402-409.
- Tse, M.K. and Suh, N.,** 1977. Chemical effects in sliding wear of aluminum, *Wear*, **44(1)**, 145-162.
- Tvergaard, V.,** 1990. Analysis of tensile properties for a whisker-reinforced metal matrix composite, *Acta Metallurgica et Materialia*, **38 (2)**, 185-194.
- Tweed, J.H.,** 1991. Manufacturing of 2024 aluminum reinforced with SiC particulate by vacuum hot pressing, *Materials Science and Engineering A*, **135**, 73-76.
- Walker, J.C., Rainforth, W.M. and Jones, H.,** 2005. Lubricated sliding wear behaviour of aluminium alloy composites, *Wear*, **259 (1-6)**, 577-589.

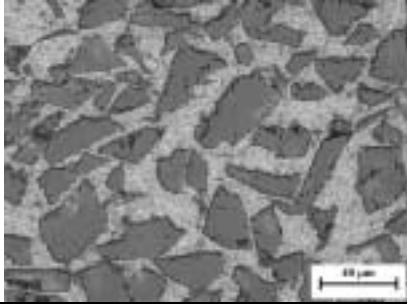
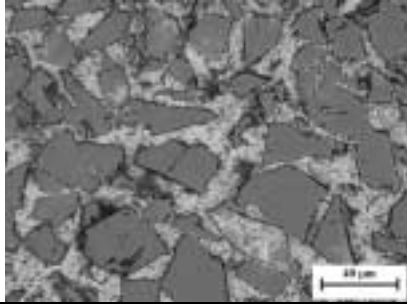
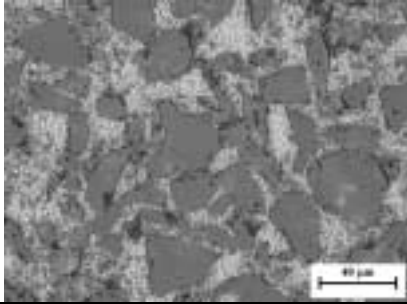
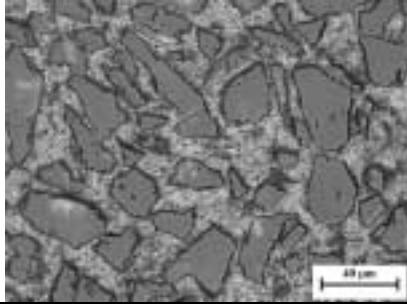
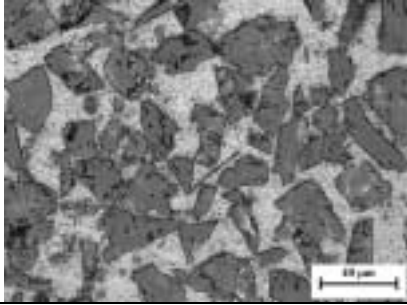
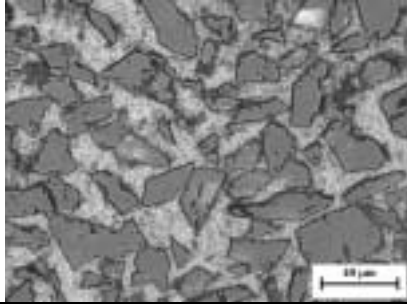
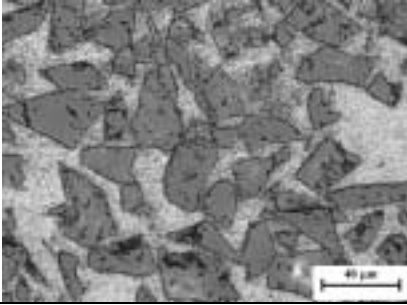
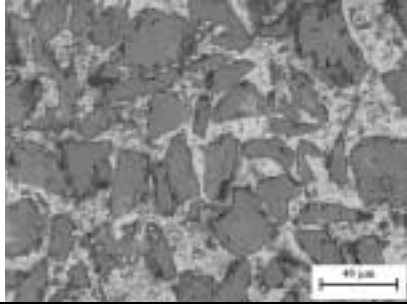
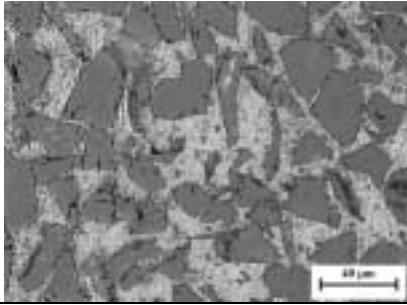
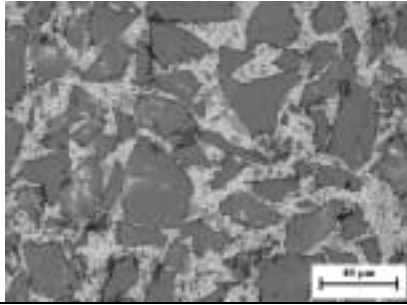
- Wang, A. and Rack, H.J.**, 1991. Transition wear behavior of SiC-particulate- and SiC-whisker-reinforced 7091 Al metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, **147(2)**, 211-224.
- Wang, D. Z., Peng, H. X., Liu, J., Yao, C. K. and Huan Han**, 1995. The effects of ageing and whisker-orientation on wear behaviour of SiC_w/Al composites under unlubricated sliding friction, *Composites Science and Technology*, **53(1)**, 21-25.
- Weiland, A., Hultman, L., Wahlström, U., Persson, C. and Johannesson, T.**, 1998. Internal stress and microstructure of SiC reinforced aluminium alloy 2014, *Acta Materialia*, **46 (15)**, 5271-5281.
- Wilks, T.E.**, 1992. Cost-effective magnesium MMCS, *Advanced Materials & Processes*, **142 (2)**, 27-29.
- Wilson, S. and Alpas, A.T.**, 1997. Wear mechanism maps for metal matrix composites, *Wear*, **212**, 41-49.
- Winkler, S.L. and Flower, H.M.**, 2004. Stress corrosion cracking of cast 7XXX aluminium fibre reinforced composites, *Corrosion Science*, **46 (4)**, 903-915.
- Winkler, S. L., Ryan, M. P. and Flower, H. M.**, 2004. Pitting corrosion in cast 7XXX aluminium alloys and fibre reinforced MMCs, *Corrosion Science*, **46 (4)**, 893-902.
- Wu, M.Y. and Sherby, O.D.**, 1984. Superplasticity in a silicon carbide whisker reinforced aluminum alloy, *Scripta Metallurgica*, **18 (8)**, 773-776
- Wu, W., Goretti, K. C. and Routbort, J. L.**, 1992. Erosion of 2014 Al reinforced with SiC or Al₂O₃ particles, *Materials Science and Engineering A*, **151 (1)**, 85-95.
- Wu, G., Zhang, Q., Chen, G., Jiang, L. and Xiu, Z.**, 2003. Properties of high reinforcement-content aluminum matrix composite for electronic packages, *Journal of Materials Science:Materials in Electronics*, **14**, 9-12.
- Xia, X., Sakaris, P. and McQueen, H.J.**, 1994. Hot deformation, dynamic recovery and recrystallization behavior of aluminium 6061-SiC_p composites, *Journal of Materials Science and Technology*, **16 (8)**, 487-496.

- Xu, X.Q. and Watt, D.F.**, 1996. A numerical analysis of the effects of reinforcement content on strength and ductility in Al/SiC_p MMCs, *Acta Materiali*, **44**(11), 4501-4511.
- Vasudevan, M. and Surappa, M.K.**, 1991. Fabrication and properties of aluminium matrix composites reinforced with SiC particles, Proc. of the Intl. Conf. on Advances in Composite Materials, Bombay, 265-280.
- Vedani, M. and Gariboldi, E.**, 1996. Damage and ductility of particulate and short-fibre Al-Al₂O₃ composites, *Acta Materialia*, **44** (8), 3077-3088.
- Venkataraman, B. and Sundararajan G.**, 1996. The sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites .2. The characterization of subsurface deformation and correlation with wear behaviour, *Acta Materialia*, **44** (2), 461-473.
- Venkataraman, B. and Sundararajan, G.**, 2000. Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, Al-7075 Alloy and Al-MMCs, *Wear*, **245**, 22-38.
- Viala, J.C., Fortier, P. and Bouix, J.**, 1990. Stable and metastable phase-equilibria in the chemical interaction between aluminum and silicon-carbide, *Journal of Materials Science*, **25** (3), 1842-1850.
- Viala, J.C., Bosselet, F., Laurent, V. and Lepetitcorps, Y.**, 1993. Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminum and silicon-carbide single-crystals, *Journal of Materials Science*, **28** (19), 5301-5312.
- Vijayaram, T.R., Sulaiman, S., Hamouda, A.M.S. and Ahmad, M.H.M.**, 2006. Fabrication of fiber reinforced metal matrix composites by squeeze casting technology, *Journal of Materials Processing Technology*, **178**, 34–38.
- Yan, Y.W., Geng, L. and Li, A.B.**, 2006. Experimental and numerical studies of the effect of particle size on the deformation behavior of the metal matrix composites, *Materials Science and Engineering: A*, Baskıda.
- Zhang, J. and Alpas, A.T.**, 1993. Delamination wear in ductile materials containing second phase particles, *Materials Science and Engineering A*, **160**, 25-35.
- Zhang, Z.F., Zhang, L.C. and Mai, Y-W.**, 1995. Wear of ceramic particle-reinforced metal matrix composites: Part I. Wear Mechanisms, *Journal of Material Science*, **30**, 1961-1966.

- Zhang, F., Sun, P., Li, X. and Zhang, G.,** 2001. An experimental study on deformation behavior below 0.2% offset yield stress in some SiC_p/Al composites and their unreinforced matrix alloys, *Materials Science and Engineering A*, **300**, 12-21.
- Zhang, H. and Gu, M.,** 2006. Internal friction behavior in SiC particulate reinforced aluminum metal matrix composite in thermal cycling, *Journal of Alloys and Compounds*, **426 (1-2)**, 247-252.
- Zhang, S. and Wang, F.,** 2007. Comparison of friction and wear performances of brake material dry sliding against two aluminum matrix composites reinforced with different SiC particles, *Journal of Materials Processing Technology*, **182 (1-3)**, 122-127.
- Zhou, W. and Xu, Z.M.,** 1997. Casting of SiC reinforced metal matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, **63 (1-3)**, 358-363.
- Zhou, F., Adachi, K. and Kato, K.,** 2005 Friction and wear property of a-CN_x coatings sliding against ceramic and steel balls in water, *Diamond and Related Materials*, **14(10)**, 1711-1720.
- Zhu, S., Mizuno, M., Kagawa, Y. and Mutoh, Y.,** 1999. Monotonic tension, fatigue and creep behavior of SiC-fiber-reinforced SiC-matrix composites: a review, *Composites Science and Technology*, **59**, 833-851
- Zweben, C.,** 1981. Metal matrix composites history, Overview and Applications, Metal Matrix Composite Information Analysis Center Bulletin, 1 (1).

EKLER

Ek A: Mikroyapı karakterizasyonu şekilleri

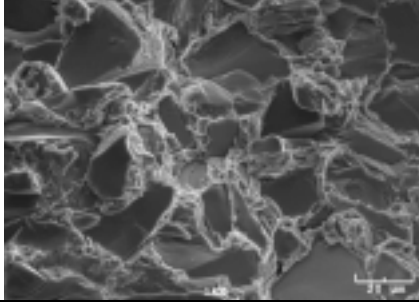
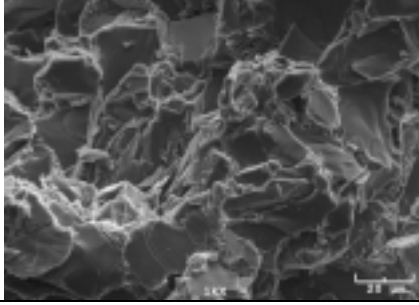
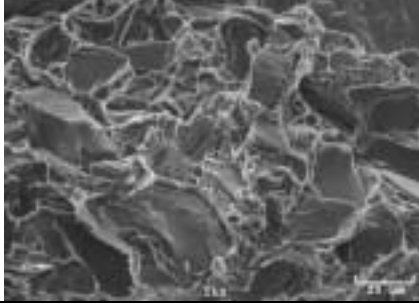
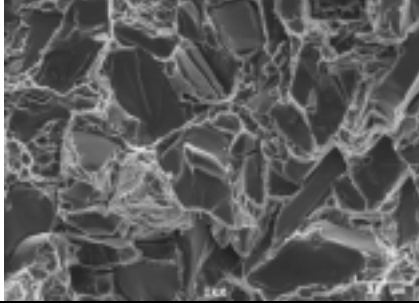
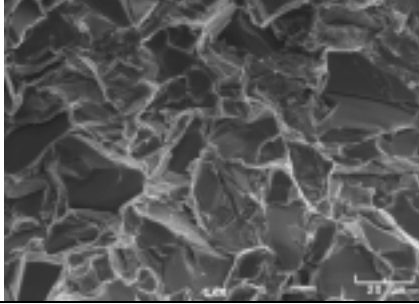
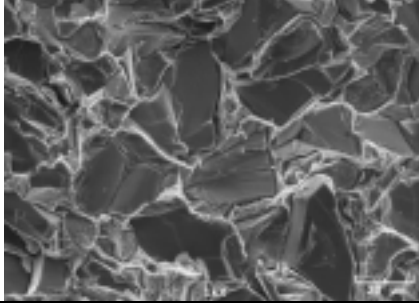
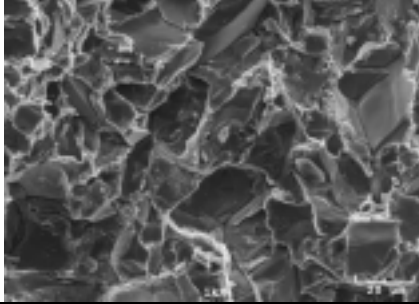
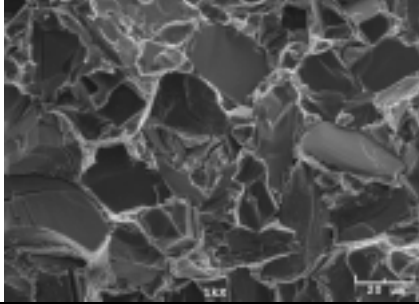
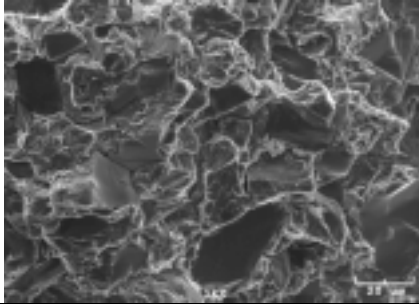
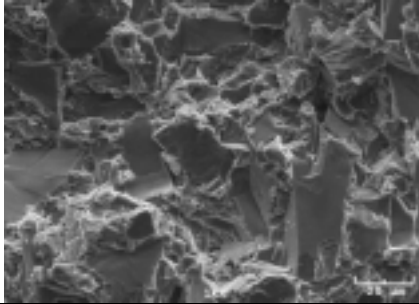
Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

Şekil A.1: İncelenen kompozitlerin mikroyapıları.

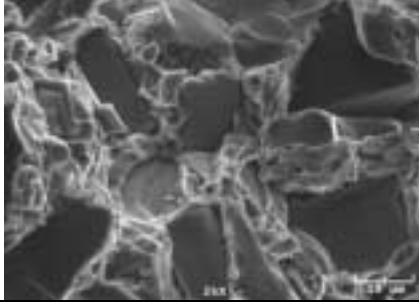
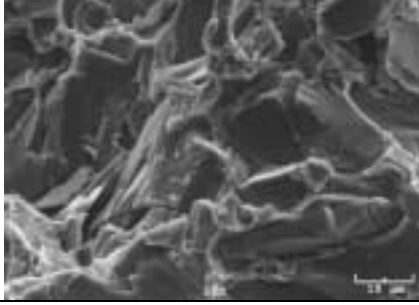
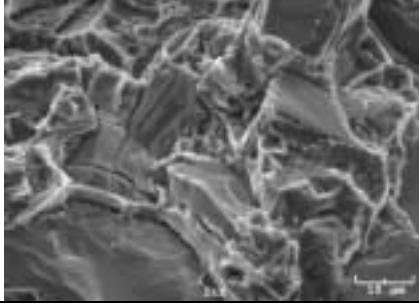
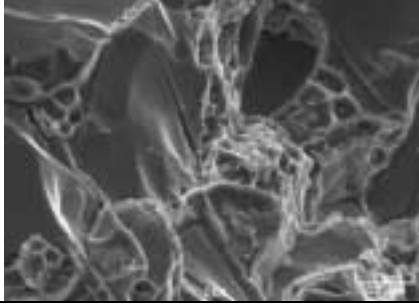
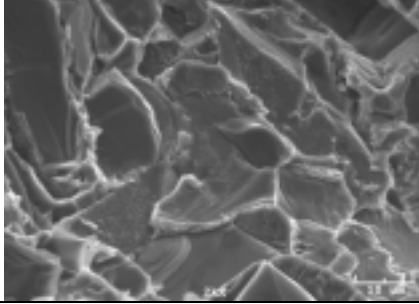
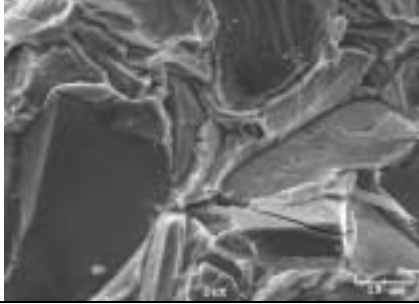
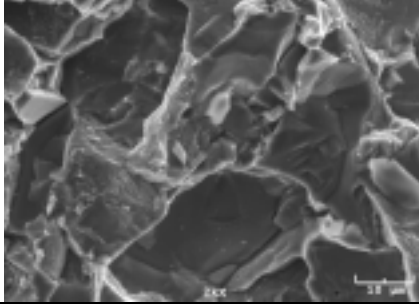
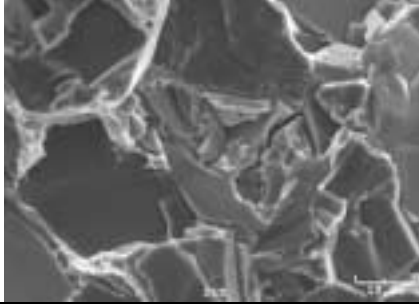
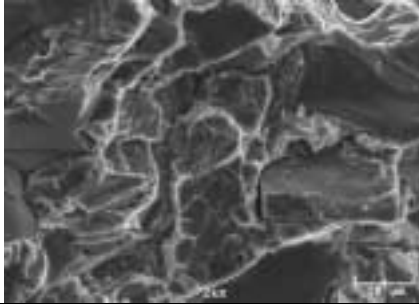
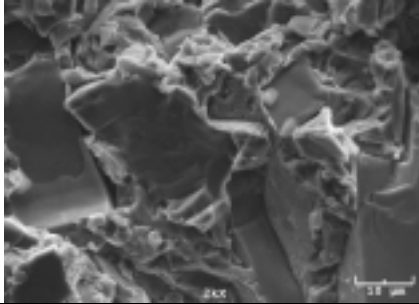
Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

Şekil A.2: İncelenen kompozitlerin XRD paternleri
(1: Al, 2: SiC, 3: Ötektik Silisyum).

Ek B : Mekanik özellik karakterizasyonu şekilleri

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

Şekil B.1: İncelenen kompozitlerin darbe deneyi sonrası kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

Şekil B.2: İncelenen kompozitlerin darbe deneyi sonrası yüksek büyütmede kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

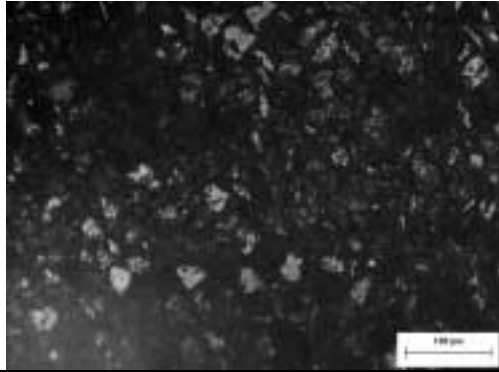
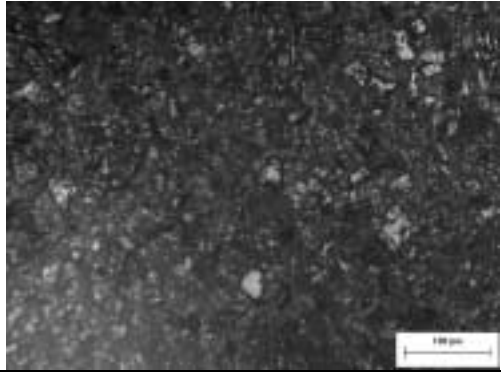
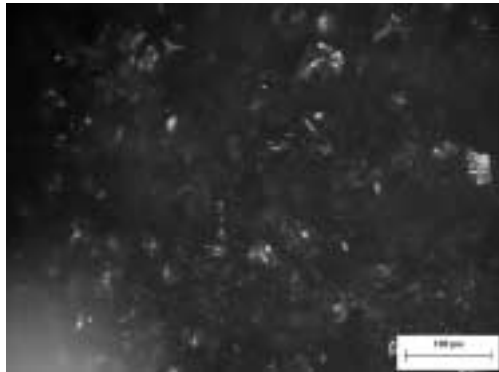
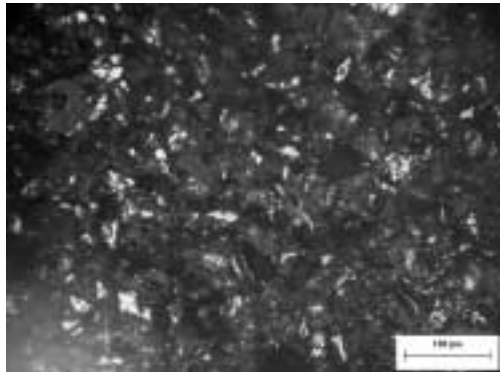
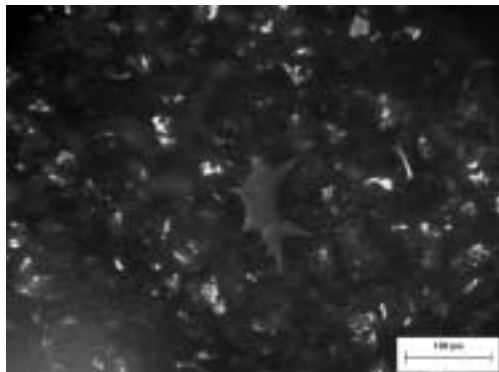
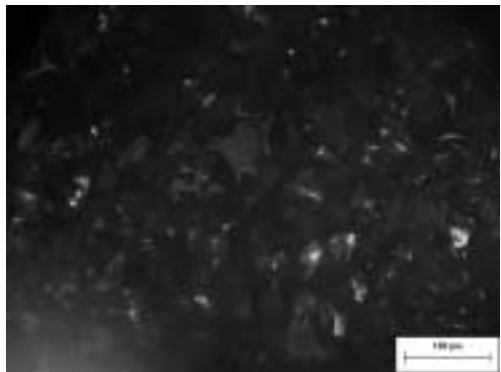
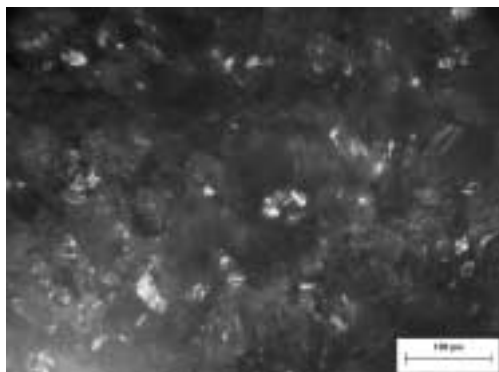
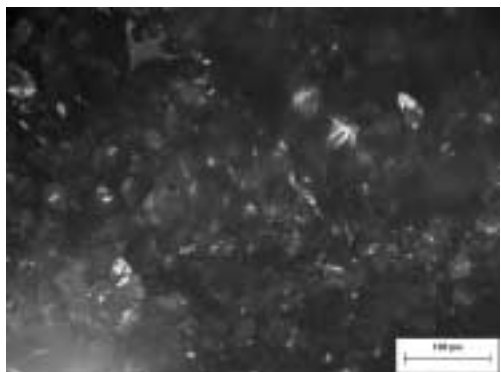
Ek C : Korozyon deneyleri şekilleri

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış																																
2618	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.6</td></tr><tr><td>6</td><td>2.0</td></tr><tr><td>9</td><td>2.2</td></tr><tr><td>12</td><td>2.3</td></tr><tr><td>18</td><td>2.7</td></tr><tr><td>24</td><td>3.2</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.6	6	2.0	9	2.2	12	2.3	18	2.7	24	3.2	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.3</td></tr><tr><td>6</td><td>1.5</td></tr><tr><td>9</td><td>1.7</td></tr><tr><td>12</td><td>1.8</td></tr><tr><td>18</td><td>2.2</td></tr><tr><td>24</td><td>2.5</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.3	6	1.5	9	1.7	12	1.8	18	2.2	24	2.5
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.6																																	
6	2.0																																	
9	2.2																																	
12	2.3																																	
18	2.7																																	
24	3.2																																	
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.3																																	
6	1.5																																	
9	1.7																																	
12	1.8																																	
18	2.2																																	
24	2.5																																	
6082	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.1</td></tr><tr><td>6</td><td>1.2</td></tr><tr><td>9</td><td>1.2</td></tr><tr><td>12</td><td>1.1</td></tr><tr><td>18</td><td>1.3</td></tr><tr><td>24</td><td>1.4</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.1	6	1.2	9	1.2	12	1.1	18	1.3	24	1.4	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.1</td></tr><tr><td>6</td><td>1.2</td></tr><tr><td>9</td><td>1.2</td></tr><tr><td>12</td><td>1.1</td></tr><tr><td>18</td><td>1.2</td></tr><tr><td>24</td><td>1.2</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.1	6	1.2	9	1.2	12	1.1	18	1.2	24	1.2
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.1																																	
6	1.2																																	
9	1.2																																	
12	1.1																																	
18	1.3																																	
24	1.4																																	
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.1																																	
6	1.2																																	
9	1.2																																	
12	1.1																																	
18	1.2																																	
24	1.2																																	
7012	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.5</td></tr><tr><td>6</td><td>1.8</td></tr><tr><td>9</td><td>1.9</td></tr><tr><td>12</td><td>2.0</td></tr><tr><td>18</td><td>2.3</td></tr><tr><td>24</td><td>2.6</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.5	6	1.8	9	1.9	12	2.0	18	2.3	24	2.6	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.2</td></tr><tr><td>6</td><td>1.4</td></tr><tr><td>9</td><td>1.5</td></tr><tr><td>12</td><td>1.6</td></tr><tr><td>18</td><td>1.9</td></tr><tr><td>24</td><td>2.2</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.2	6	1.4	9	1.5	12	1.6	18	1.9	24	2.2
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.5																																	
6	1.8																																	
9	1.9																																	
12	2.0																																	
18	2.3																																	
24	2.6																																	
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.2																																	
6	1.4																																	
9	1.5																																	
12	1.6																																	
18	1.9																																	
24	2.2																																	
7075	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.2</td></tr><tr><td>3</td><td>1.4</td></tr><tr><td>6</td><td>1.6</td></tr><tr><td>9</td><td>1.7</td></tr><tr><td>12</td><td>1.8</td></tr><tr><td>18</td><td>2.1</td></tr><tr><td>24</td><td>2.4</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.2	3	1.4	6	1.6	9	1.7	12	1.8	18	2.1	24	2.4	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.2</td></tr><tr><td>3</td><td>1.2</td></tr><tr><td>6</td><td>1.4</td></tr><tr><td>9</td><td>1.5</td></tr><tr><td>12</td><td>1.6</td></tr><tr><td>18</td><td>1.9</td></tr><tr><td>24</td><td>2.1</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.2	3	1.2	6	1.4	9	1.5	12	1.6	18	1.9	24	2.1
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.2																																	
3	1.4																																	
6	1.6																																	
9	1.7																																	
12	1.8																																	
18	2.1																																	
24	2.4																																	
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.2																																	
3	1.2																																	
6	1.4																																	
9	1.5																																	
12	1.6																																	
18	1.9																																	
24	2.1																																	
A380	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.1</td></tr><tr><td>6</td><td>1.2</td></tr><tr><td>9</td><td>1.2</td></tr><tr><td>12</td><td>1.1</td></tr><tr><td>18</td><td>1.3</td></tr><tr><td>24</td><td>1.4</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.1	6	1.2	9	1.2	12	1.1	18	1.3	24	1.4	<table><tr><th>Deney Süresi (saat)</th><th>pH</th></tr><tr><td>0</td><td>1.1</td></tr><tr><td>3</td><td>1.1</td></tr><tr><td>6</td><td>1.2</td></tr><tr><td>9</td><td>1.3</td></tr><tr><td>12</td><td>1.2</td></tr><tr><td>18</td><td>1.4</td></tr><tr><td>24</td><td>1.6</td></tr></table>	Deney Süresi (saat)	pH	0	1.1	3	1.1	6	1.2	9	1.3	12	1.2	18	1.4	24	1.6
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.1																																	
6	1.2																																	
9	1.2																																	
12	1.1																																	
18	1.3																																	
24	1.4																																	
Deney Süresi (saat)	pH																																	
0	1.1																																	
3	1.1																																	
6	1.2																																	
9	1.3																																	
12	1.2																																	
18	1.4																																	
24	1.6																																	

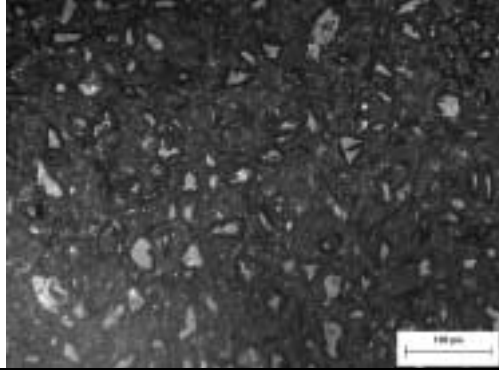
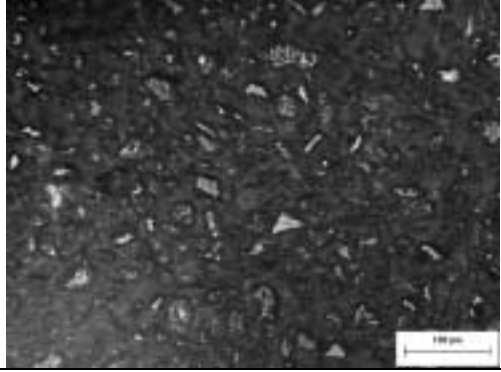
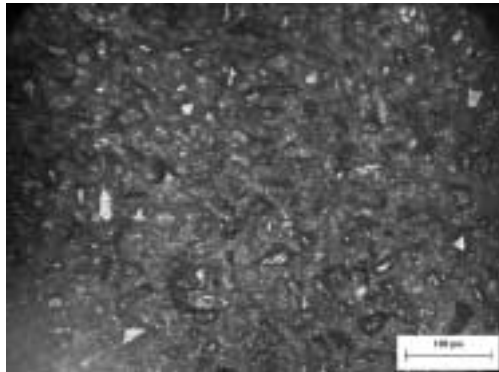
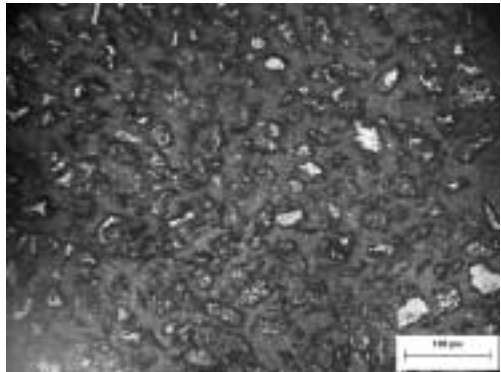
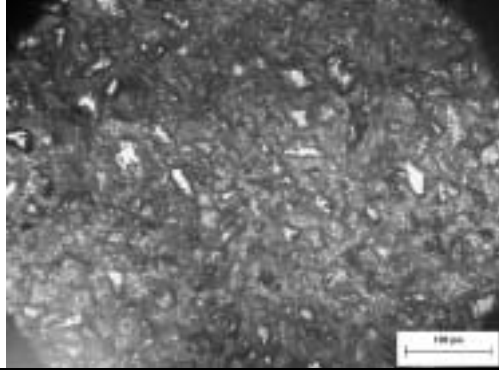
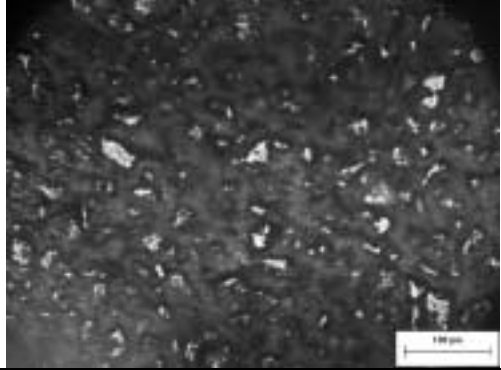
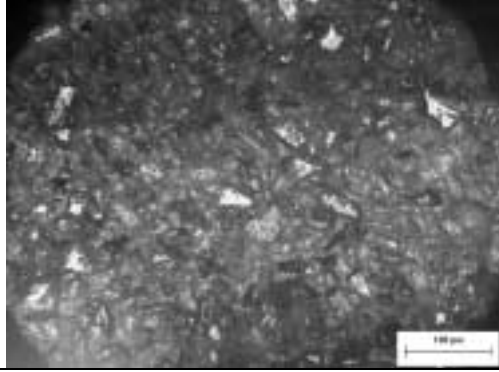
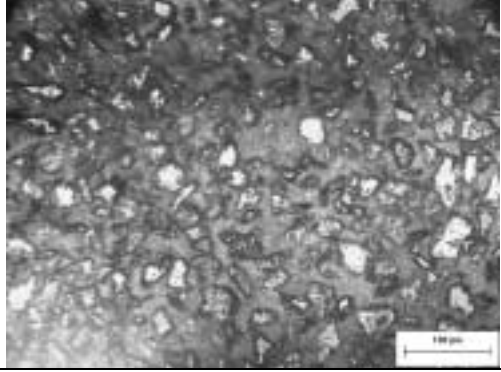
Şekil C.1: İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” korozyon çözeltisi içindeki pH değerlerinin deney süresi ile değişimi.

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış																																
2618	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>62</td></tr><tr><td>6</td><td>58</td></tr><tr><td>9</td><td>57</td></tr><tr><td>12</td><td>57</td></tr><tr><td>18</td><td>57</td></tr><tr><td>24</td><td>58</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	62	6	58	9	57	12	57	18	57	24	58	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>72</td></tr><tr><td>6</td><td>67</td></tr><tr><td>9</td><td>63</td></tr><tr><td>12</td><td>62</td></tr><tr><td>18</td><td>60</td></tr><tr><td>24</td><td>59</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	72	6	67	9	63	12	62	18	60	24	59
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	62																																	
6	58																																	
9	57																																	
12	57																																	
18	57																																	
24	58																																	
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	72																																	
6	67																																	
9	63																																	
12	62																																	
18	60																																	
24	59																																	
6082	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>80</td></tr><tr><td>6</td><td>80</td></tr><tr><td>9</td><td>80</td></tr><tr><td>12</td><td>80</td></tr><tr><td>18</td><td>78</td></tr><tr><td>24</td><td>76</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	80	6	80	9	80	12	80	18	78	24	76	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>80</td></tr><tr><td>6</td><td>81</td></tr><tr><td>9</td><td>82</td></tr><tr><td>12</td><td>83</td></tr><tr><td>18</td><td>84</td></tr><tr><td>24</td><td>85</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	80	6	81	9	82	12	83	18	84	24	85
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	80																																	
6	80																																	
9	80																																	
12	80																																	
18	78																																	
24	76																																	
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	80																																	
6	81																																	
9	82																																	
12	83																																	
18	84																																	
24	85																																	
7012	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>65</td></tr><tr><td>6</td><td>61</td></tr><tr><td>9</td><td>60</td></tr><tr><td>12</td><td>60</td></tr><tr><td>18</td><td>58</td></tr><tr><td>24</td><td>58</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	65	6	61	9	60	12	60	18	58	24	58	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>75</td></tr><tr><td>6</td><td>71</td></tr><tr><td>9</td><td>68</td></tr><tr><td>12</td><td>66</td></tr><tr><td>18</td><td>62</td></tr><tr><td>24</td><td>60</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	75	6	71	9	68	12	66	18	62	24	60
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	65																																	
6	61																																	
9	60																																	
12	60																																	
18	58																																	
24	58																																	
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	75																																	
6	71																																	
9	68																																	
12	66																																	
18	62																																	
24	60																																	
7075	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>67</td></tr><tr><td>6</td><td>64</td></tr><tr><td>9</td><td>61</td></tr><tr><td>12</td><td>61</td></tr><tr><td>18</td><td>59</td></tr><tr><td>24</td><td>58</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	67	6	64	9	61	12	61	18	59	24	58	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>76</td></tr><tr><td>6</td><td>72</td></tr><tr><td>9</td><td>68</td></tr><tr><td>12</td><td>66</td></tr><tr><td>18</td><td>62</td></tr><tr><td>24</td><td>60</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	76	6	72	9	68	12	66	18	62	24	60
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	67																																	
6	64																																	
9	61																																	
12	61																																	
18	59																																	
24	58																																	
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	76																																	
6	72																																	
9	68																																	
12	66																																	
18	62																																	
24	60																																	
A380	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>80</td></tr><tr><td>6</td><td>80</td></tr><tr><td>9</td><td>79</td></tr><tr><td>12</td><td>79</td></tr><tr><td>18</td><td>76</td></tr><tr><td>24</td><td>73</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	80	6	80	9	79	12	79	18	76	24	73	<table border="1"><thead><tr><th>DeneY Süresi (saat)</th><th>Çözelti İletkenliği</th></tr></thead><tbody><tr><td>0</td><td>80</td></tr><tr><td>3</td><td>79</td></tr><tr><td>6</td><td>78</td></tr><tr><td>9</td><td>76</td></tr><tr><td>12</td><td>75</td></tr><tr><td>18</td><td>72</td></tr><tr><td>24</td><td>70</td></tr></tbody></table>	DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği	0	80	3	79	6	78	9	76	12	75	18	72	24	70
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	80																																	
6	80																																	
9	79																																	
12	79																																	
18	76																																	
24	73																																	
DeneY Süresi (saat)	Çözelti İletkenliği																																	
0	80																																	
3	79																																	
6	78																																	
9	76																																	
12	75																																	
18	72																																	
24	70																																	

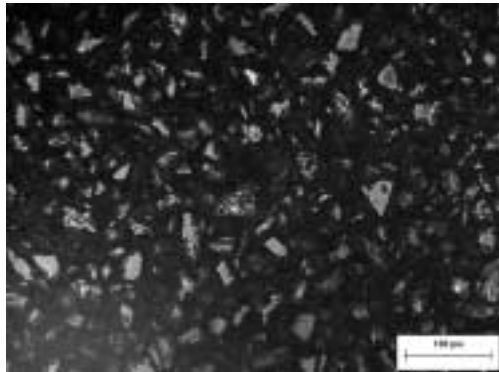
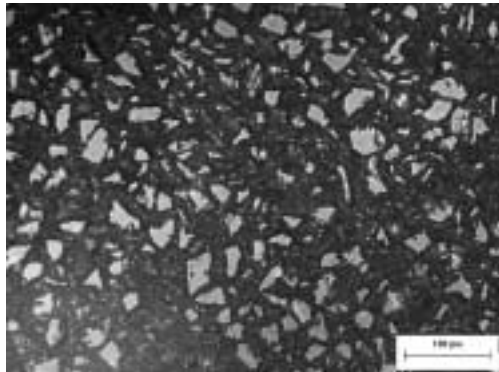
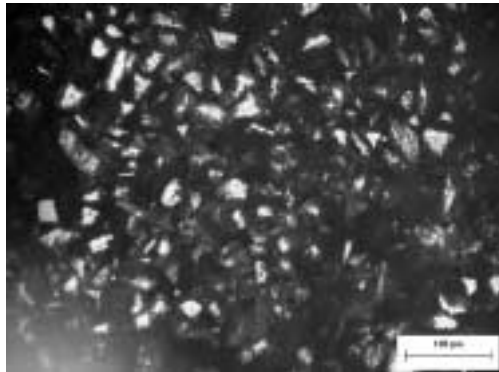
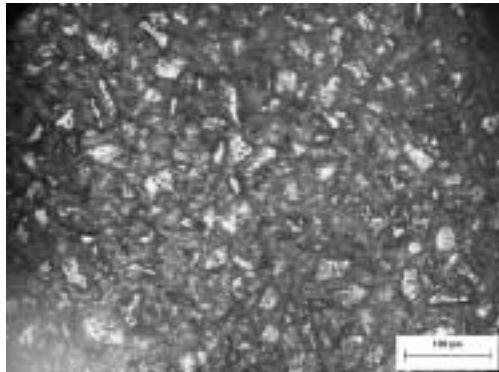
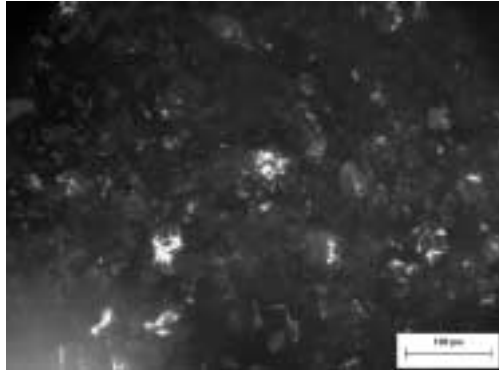
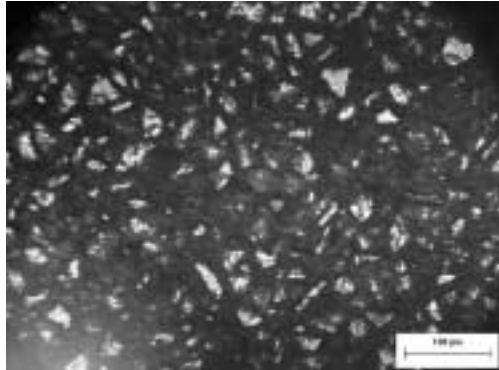
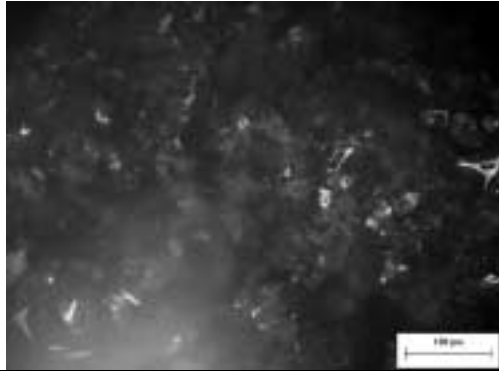
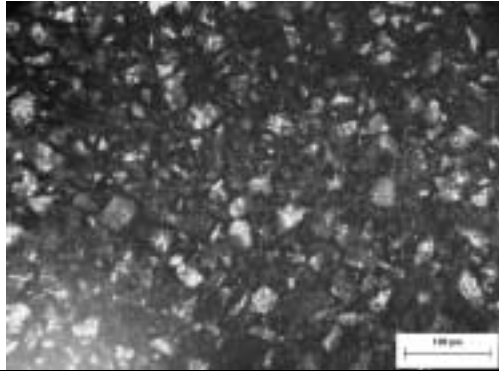
Şekil C.2: İncelenen kompozitlerin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” korozyon çözeltisi içindeki çözelti iletkenliği değerlerinin deney süresi ile değişimi.

Test Süresi (saat)	Döküm	Yaşlandırılmış
3		
6		
9		
24		

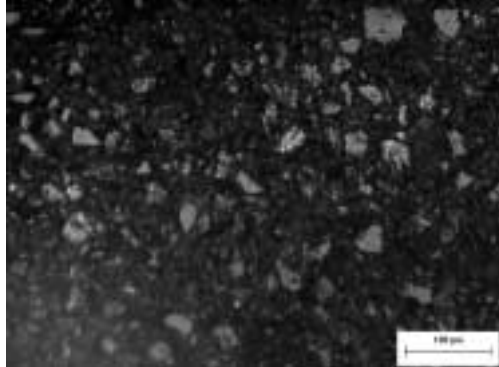
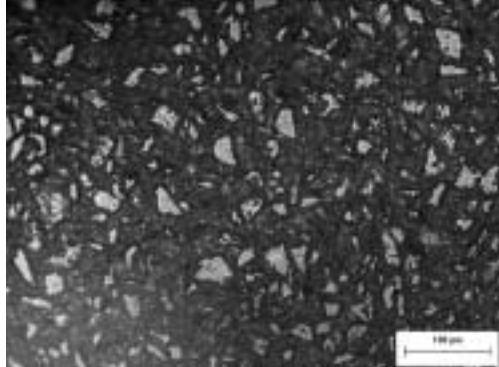
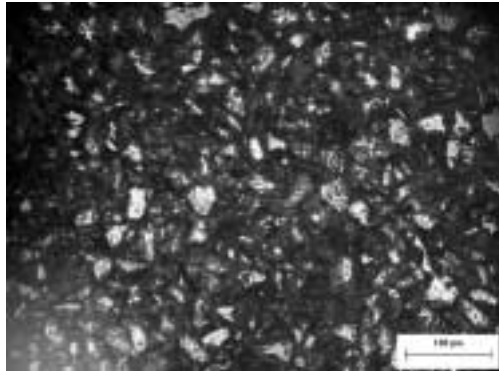
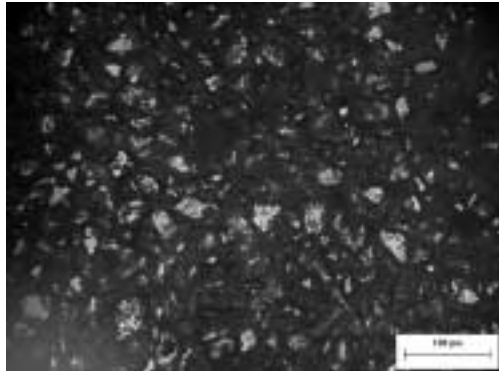
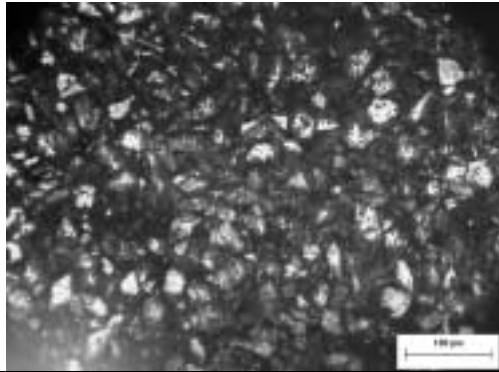
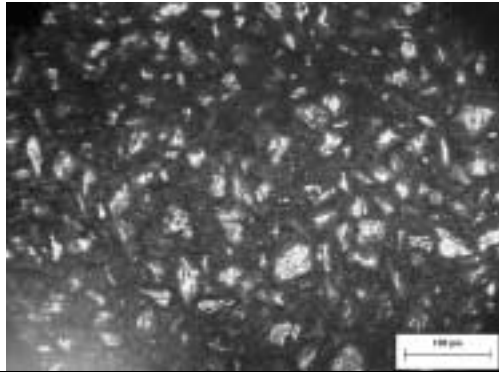
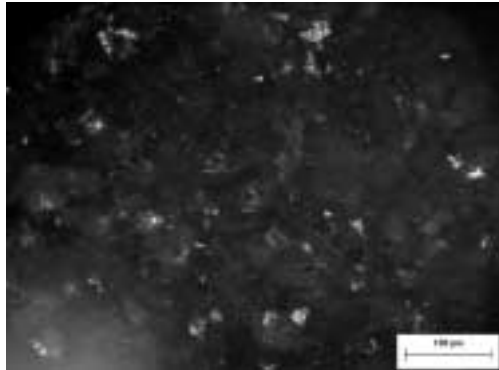
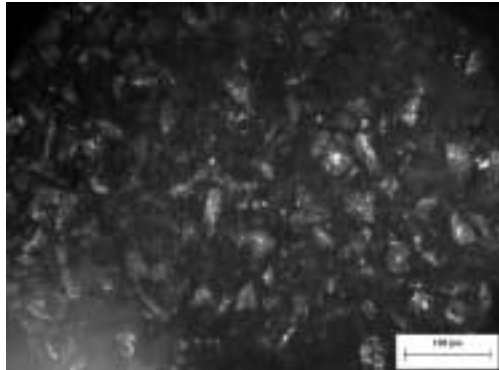
Şekil C.3: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.

Test Süresi (saat)	Döküm	Yaşlandırılmış
3		
6		
9		
24		

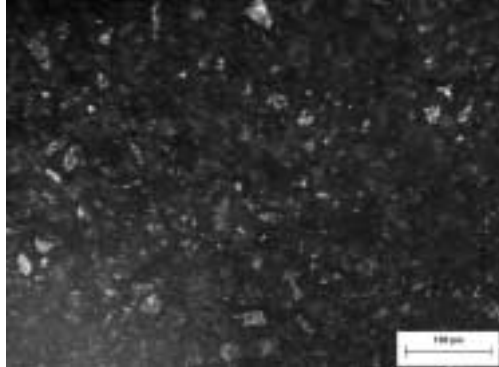
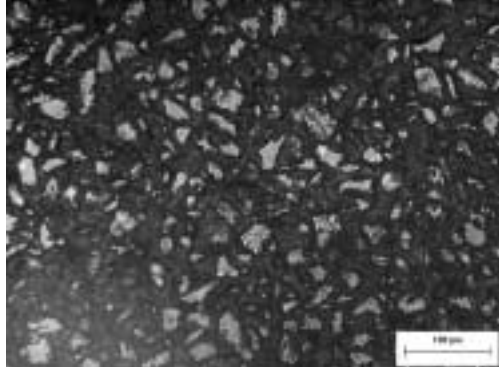
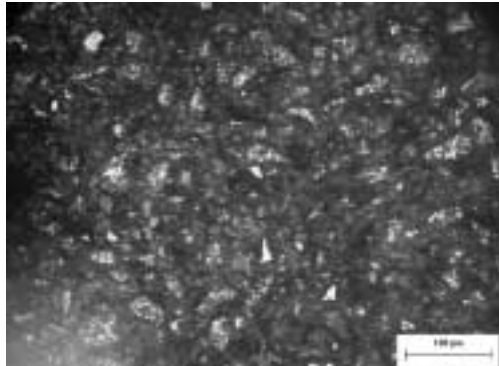
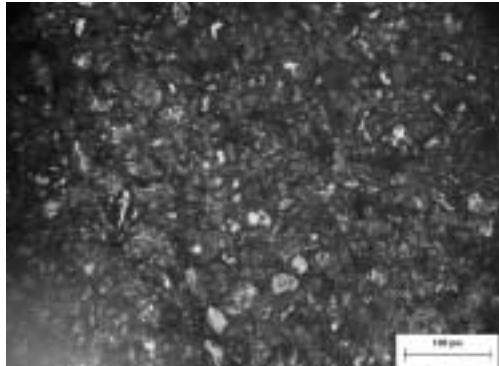
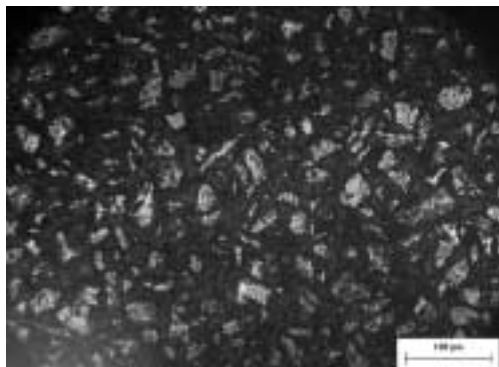
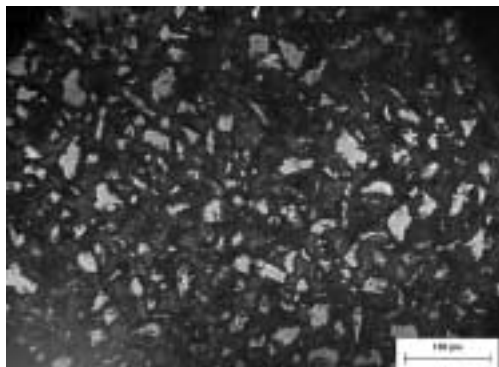
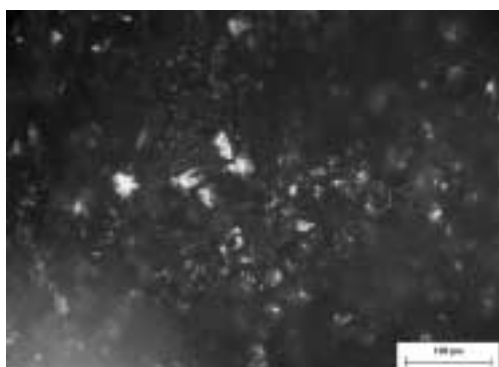
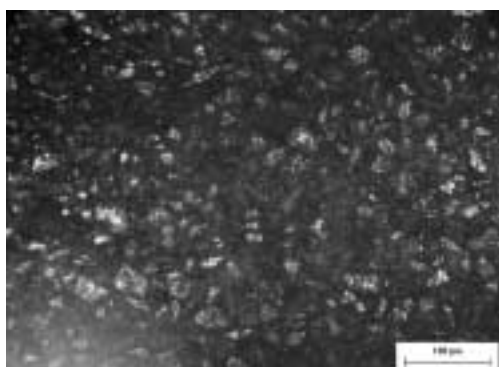
Şekil C.4: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.

Test Süresi (saat)	Döküm	Yaşlandırılmış
3		
6		
9		
24		

Şekil C.5: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.

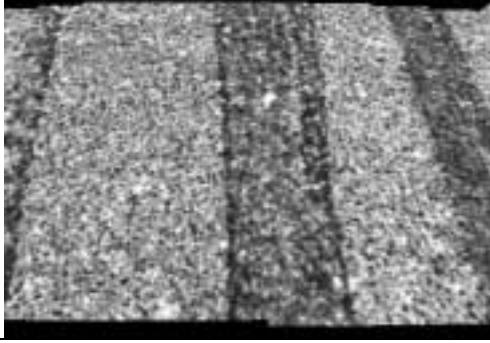
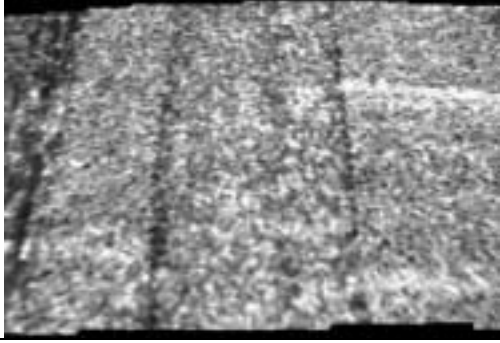
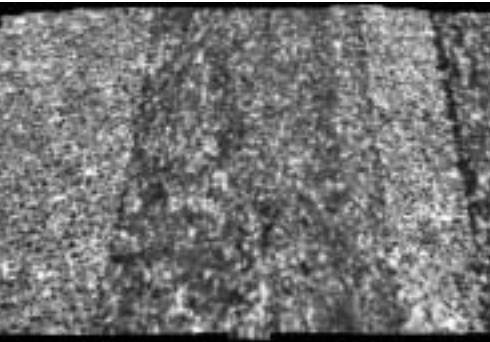
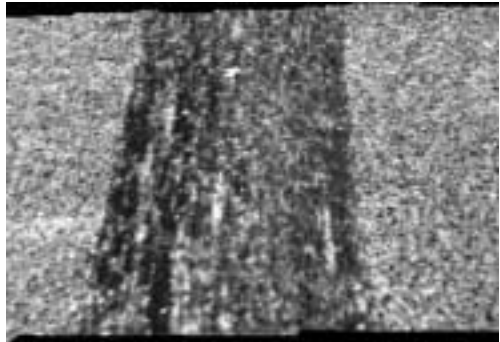
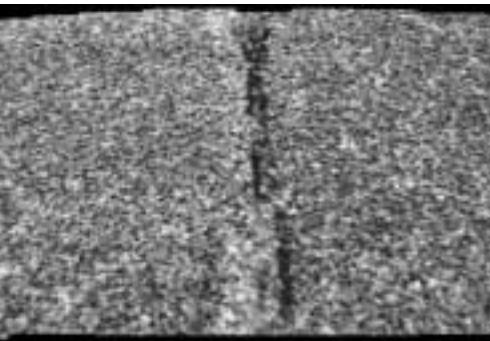
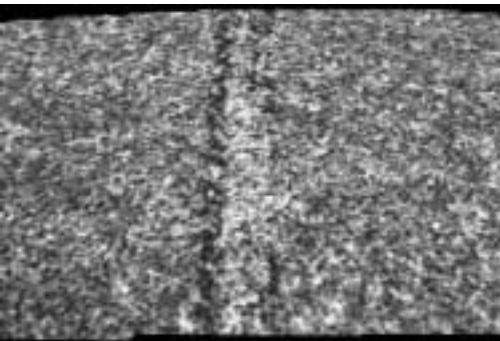
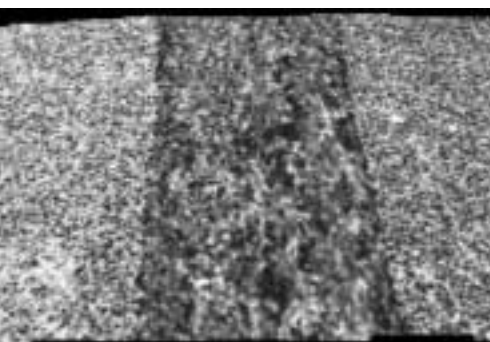
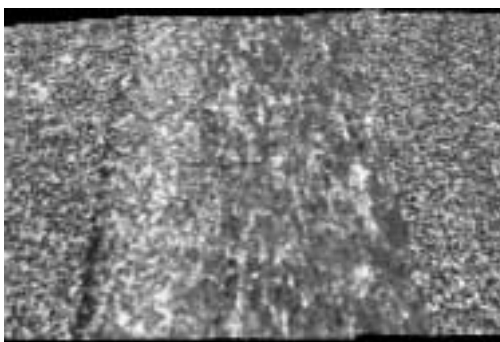
Test Süresi (saat)	Döküm	Yaşlandırılmış
3		
6		
9		
24		

Şekil C.6: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.

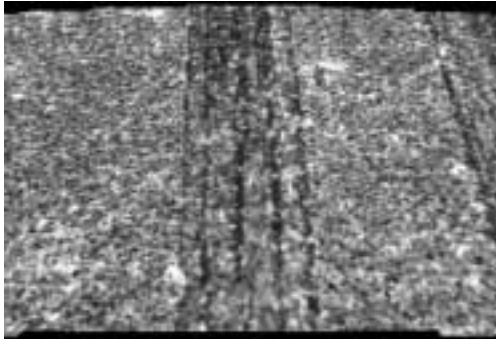
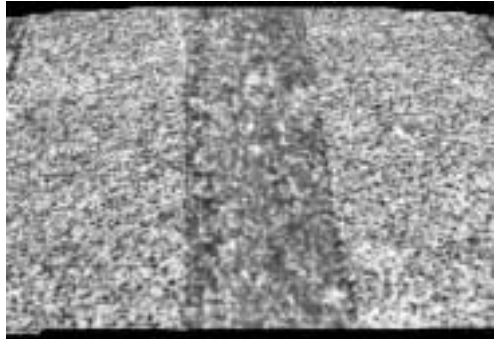
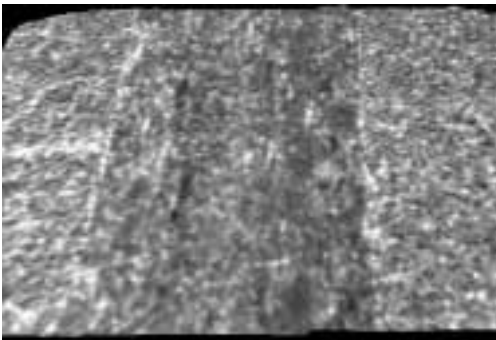
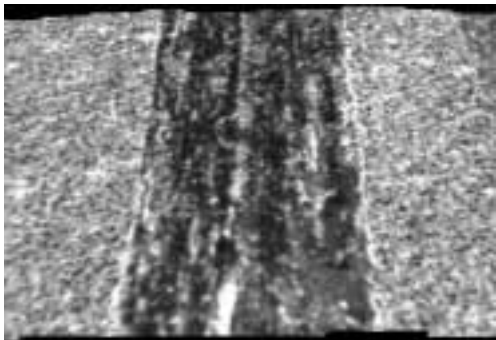
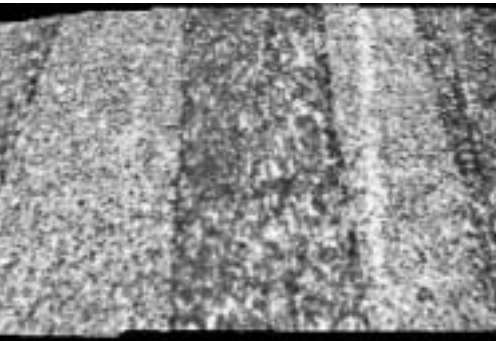
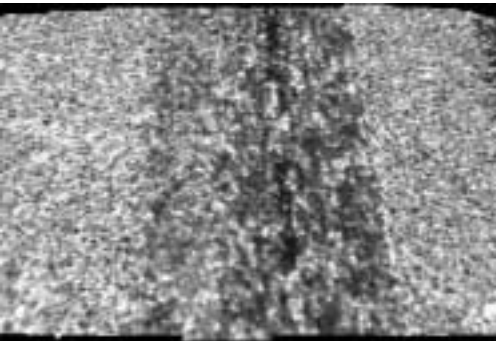
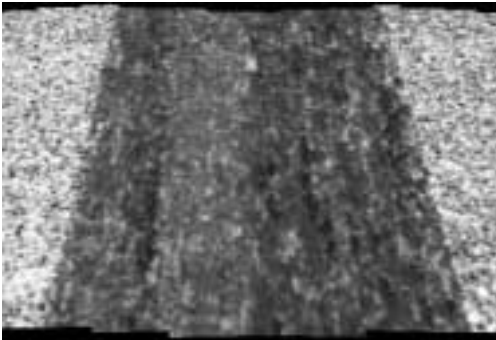
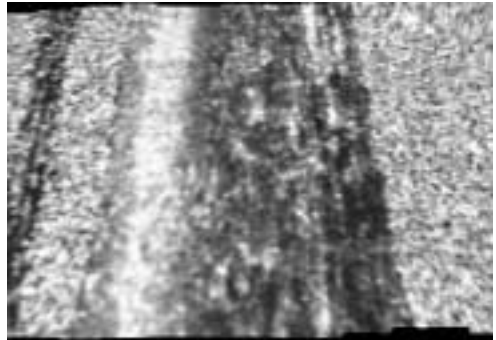
Test Süresi (saat)	Döküm	Yaşlandırılmış
3		
6		
9		
24		

Şekil C.7: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin “30g/l NaCl + 10 ml/l HCl” çözeltisi içindeki korozyon deneyi sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görüntüsü.

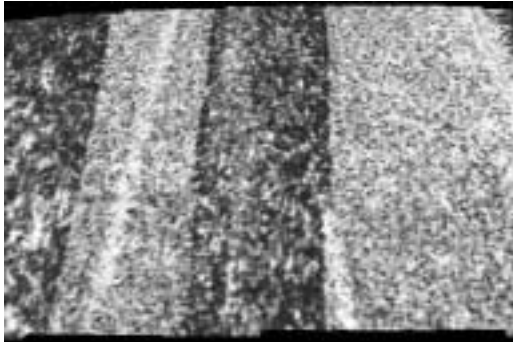
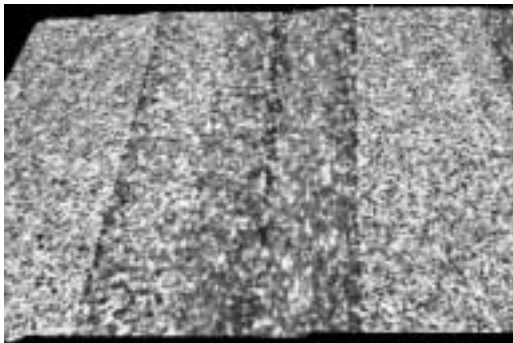
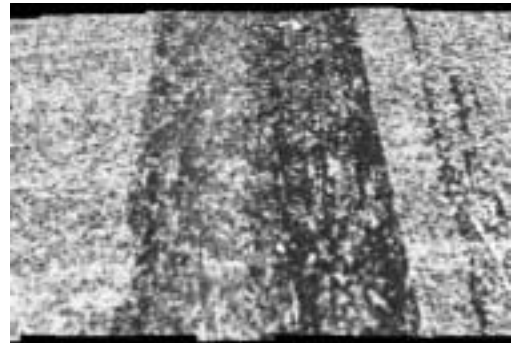
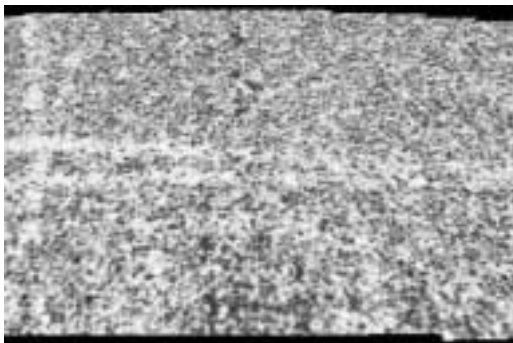
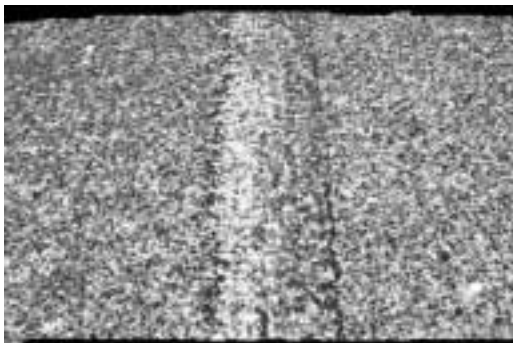
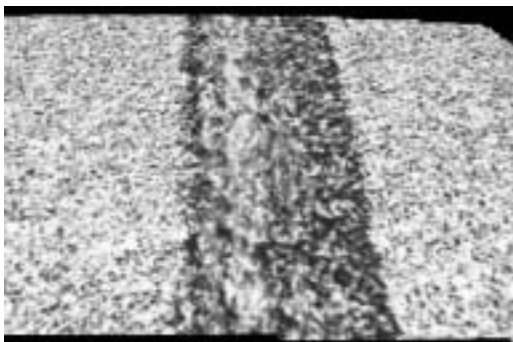
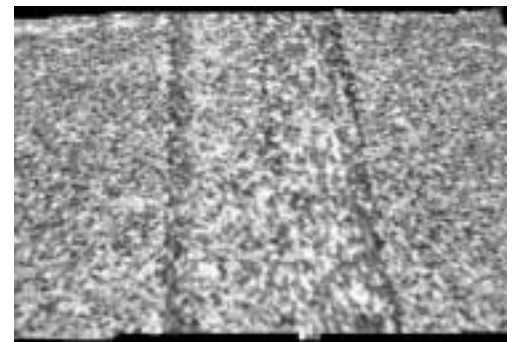
Ek D : Kuru ortam aşınma deneyleri şekilleri

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

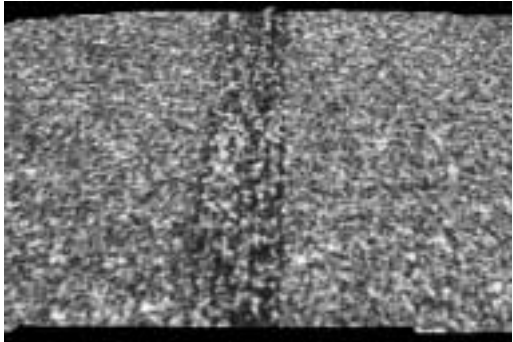
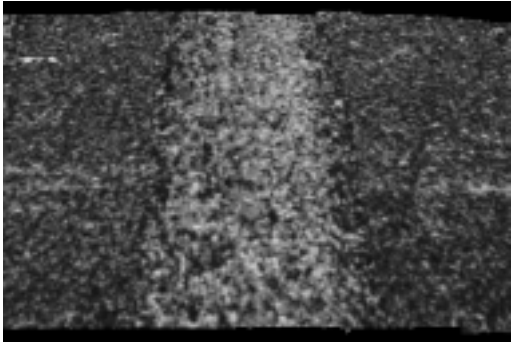
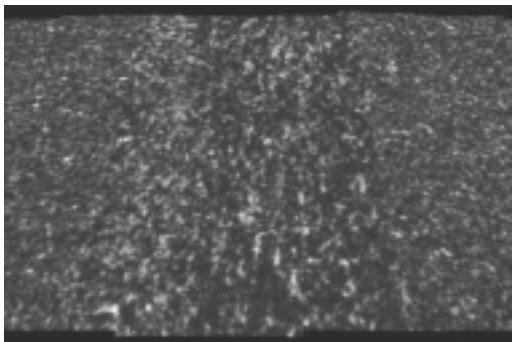
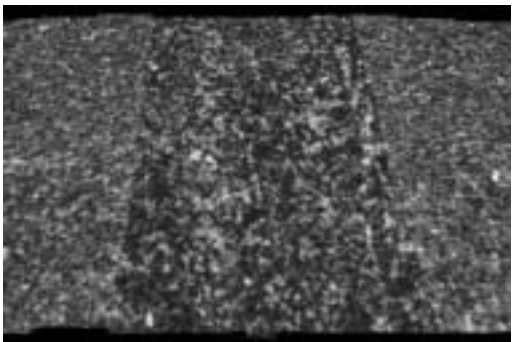
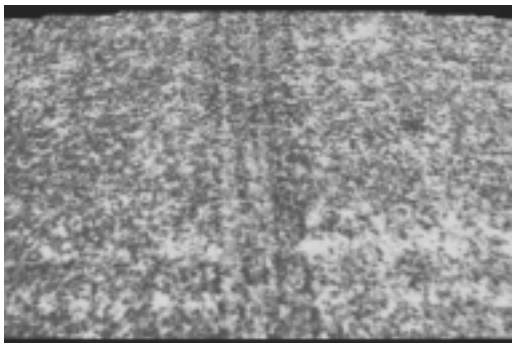
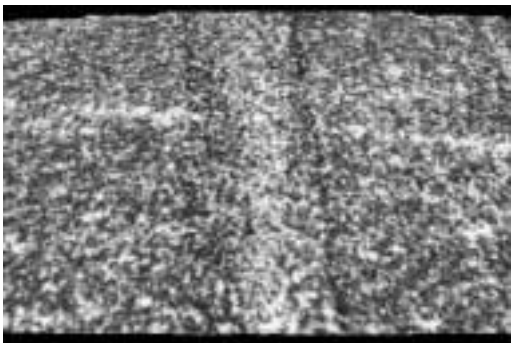
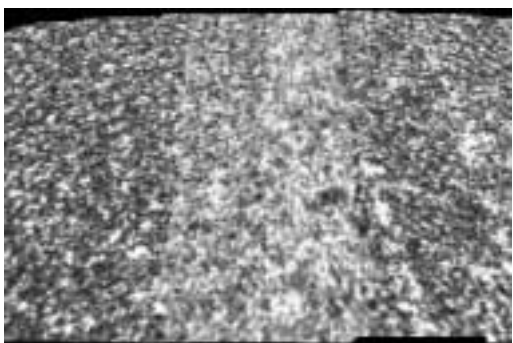
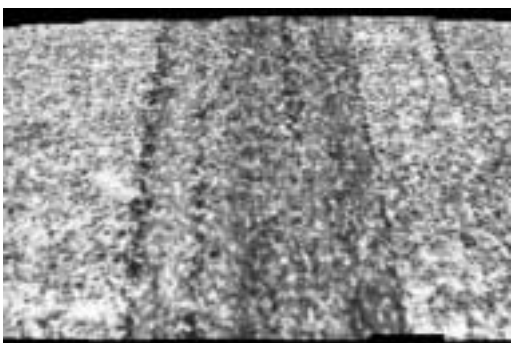
Şekil D.1: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

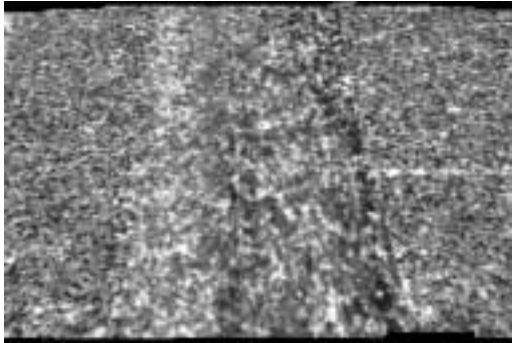
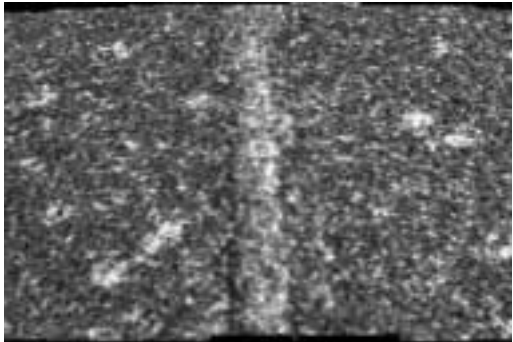
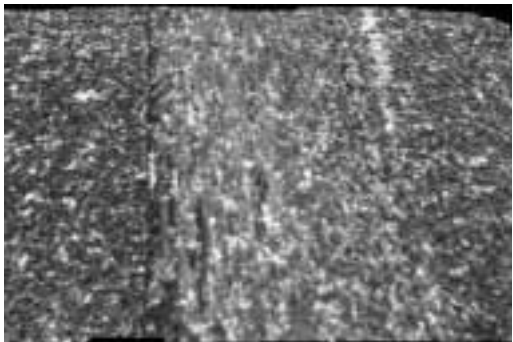
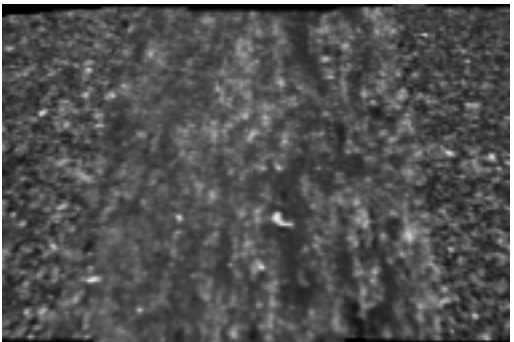
Şekil D.2: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

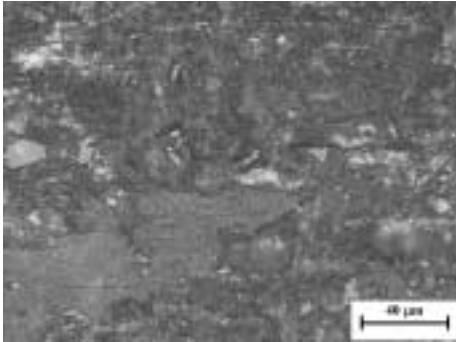
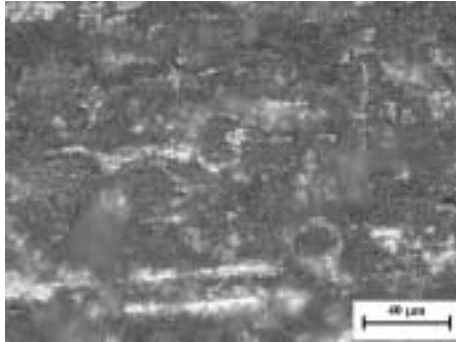
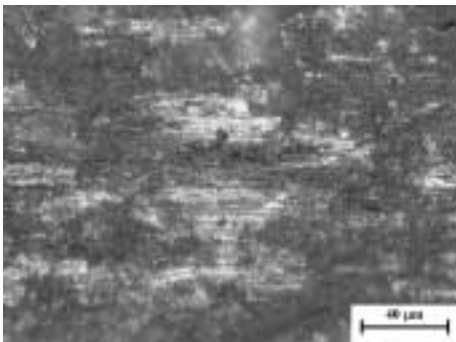
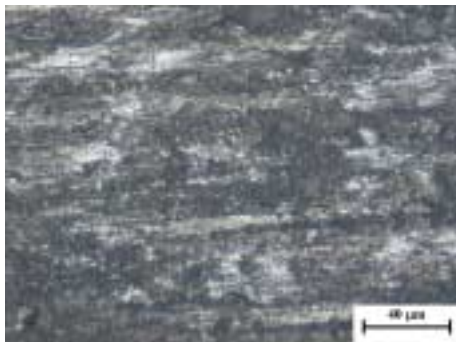
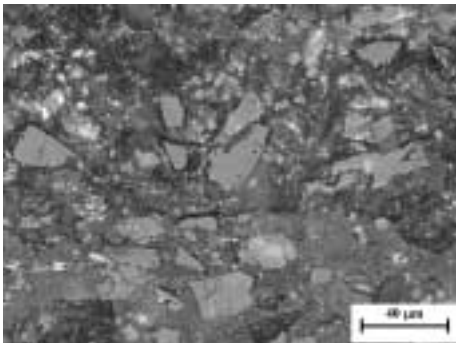
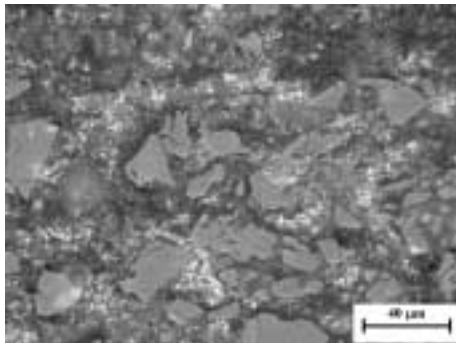
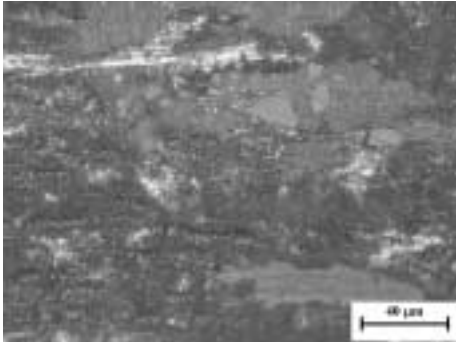
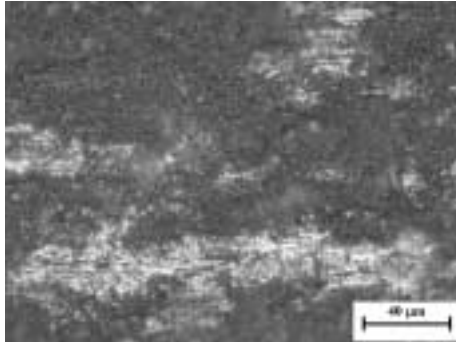
Şekil D.3: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

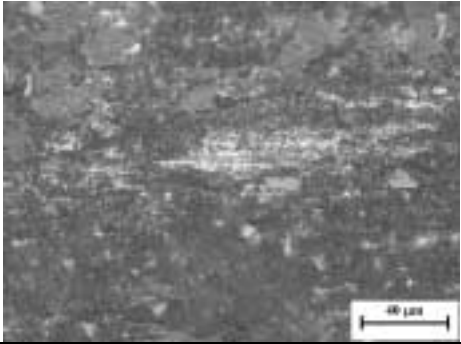
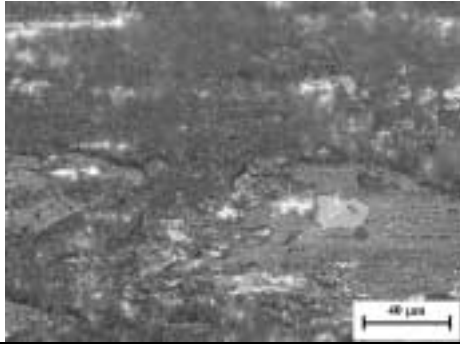
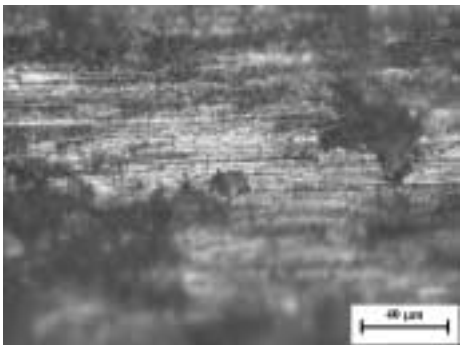
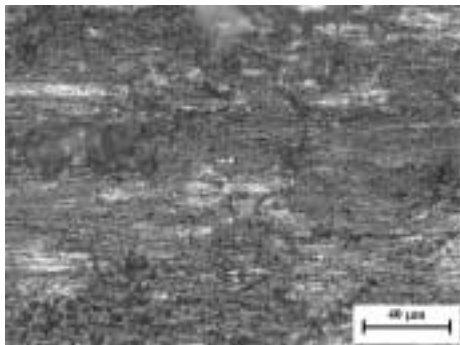
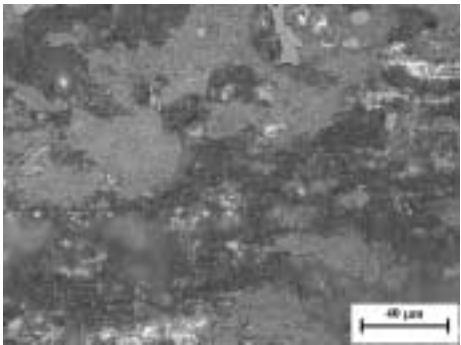
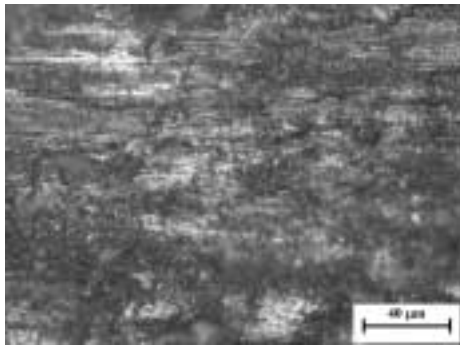
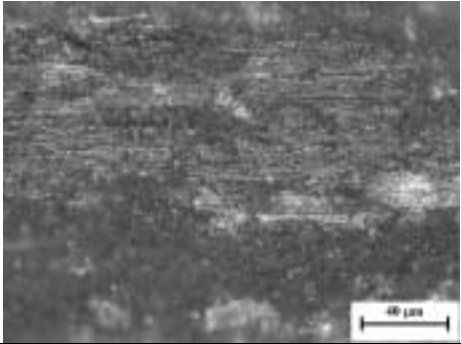
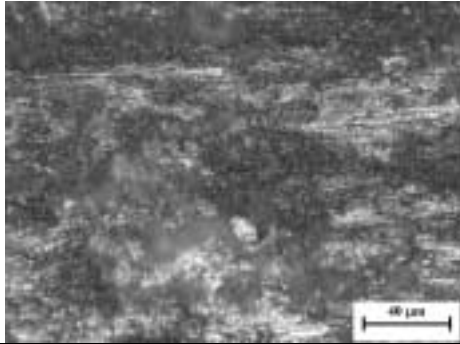
Şekil D.4: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

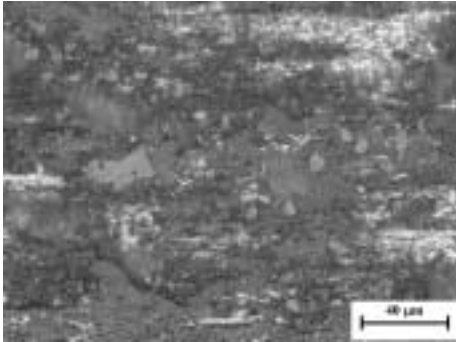
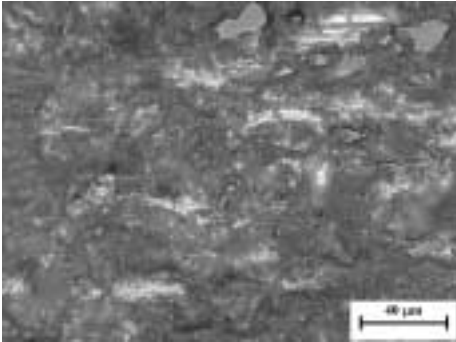
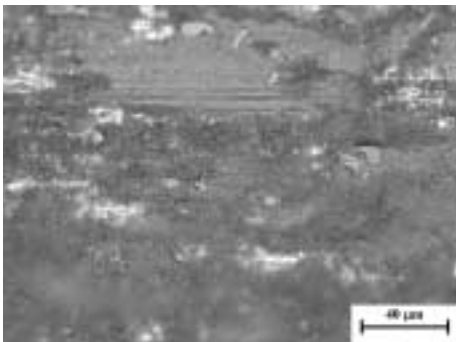
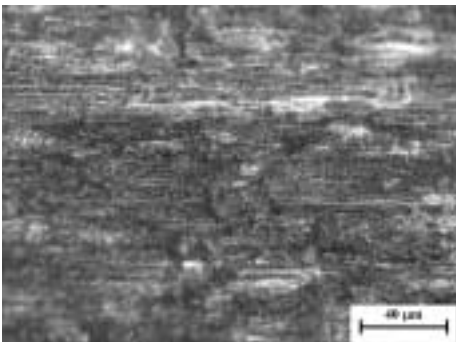
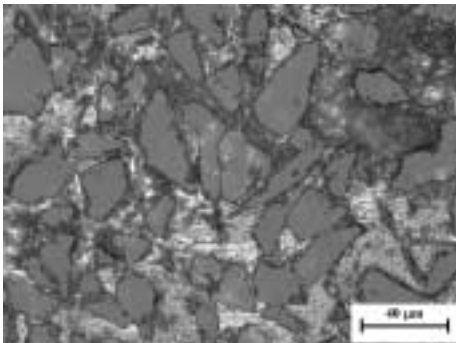
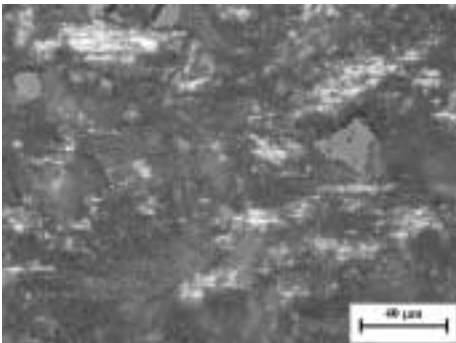
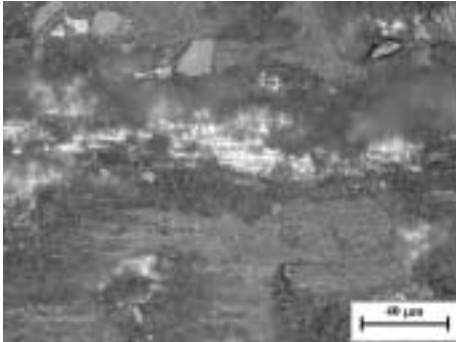
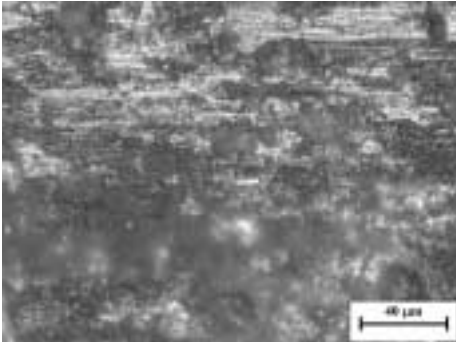
Şekil D.5: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünüm.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

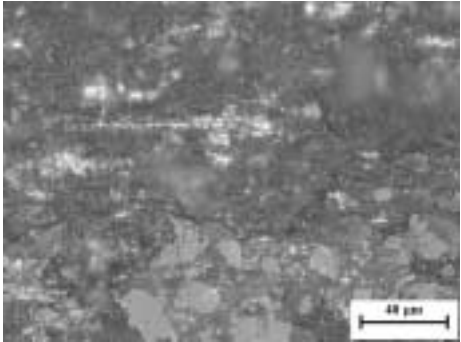
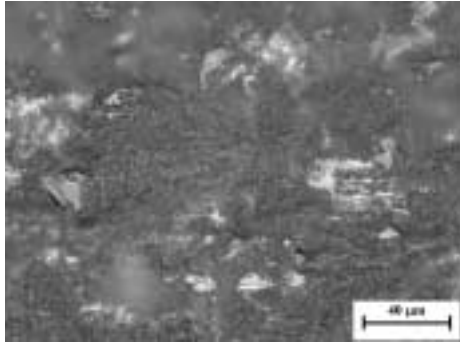
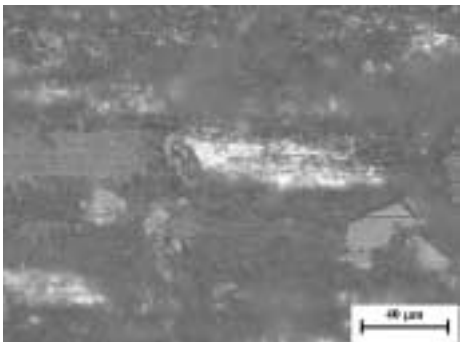
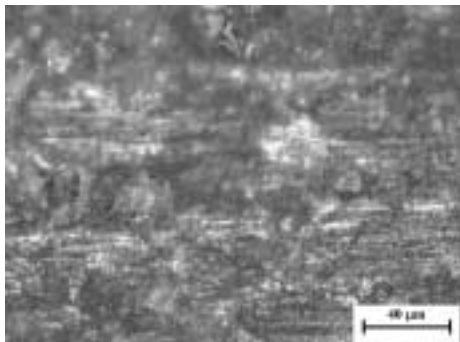
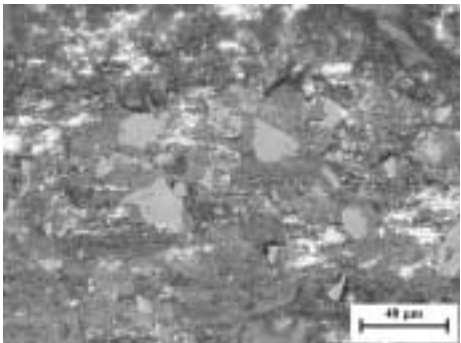
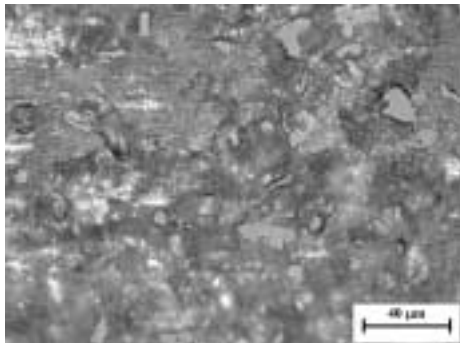
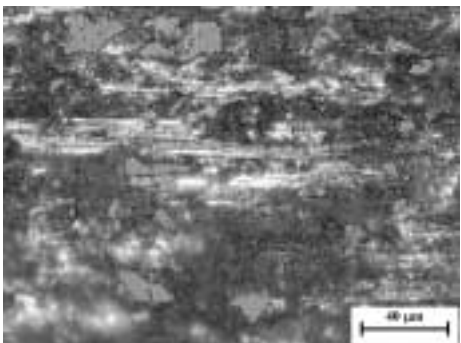
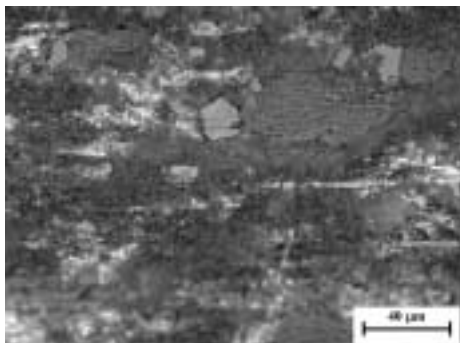
Şekil D.6: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

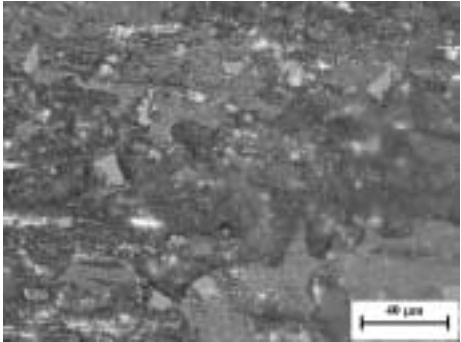
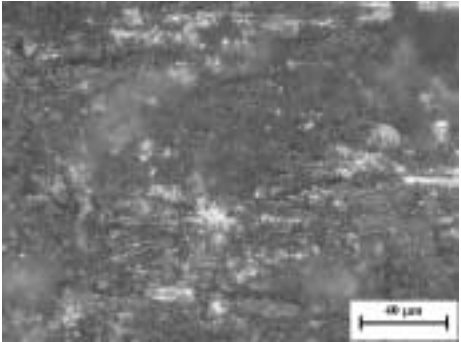
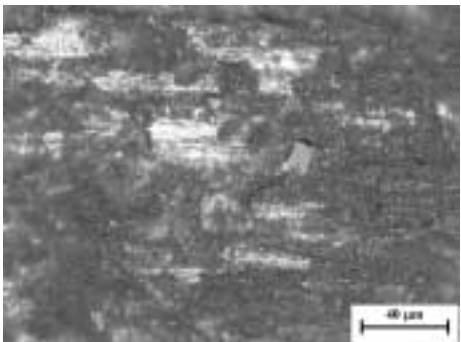
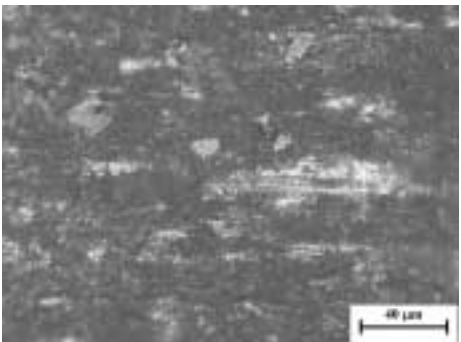
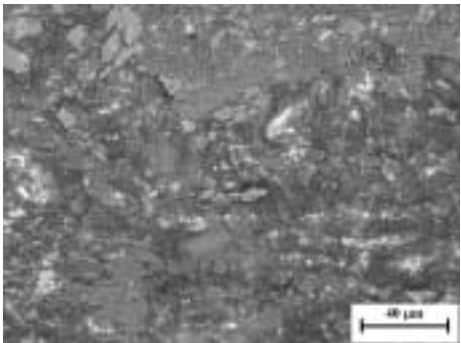
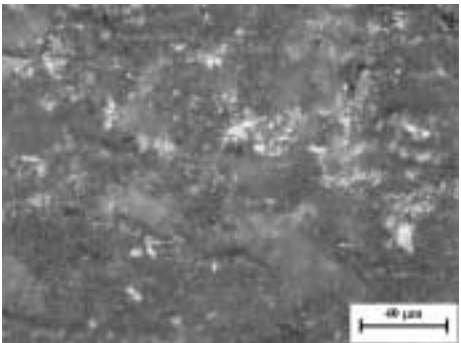
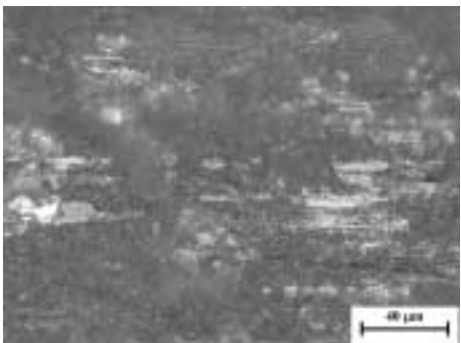
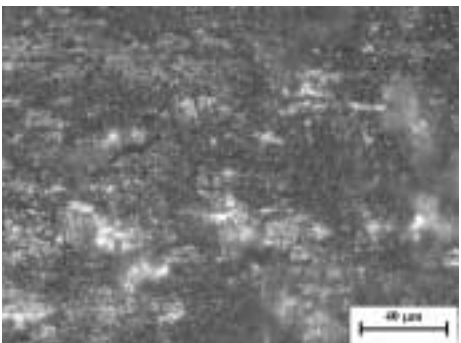
Şekil D.7: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

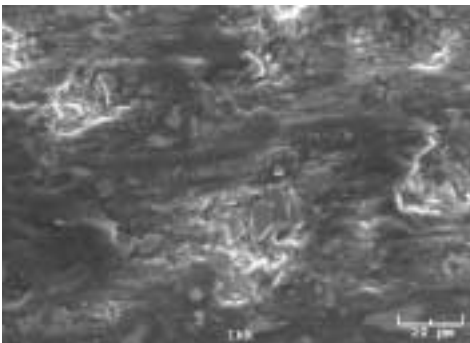
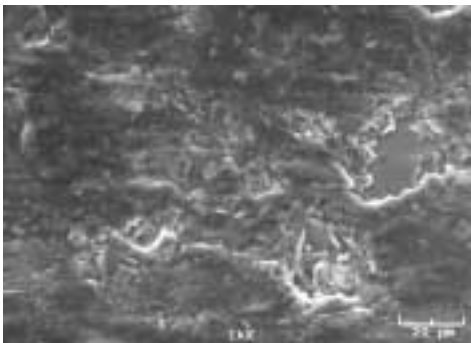
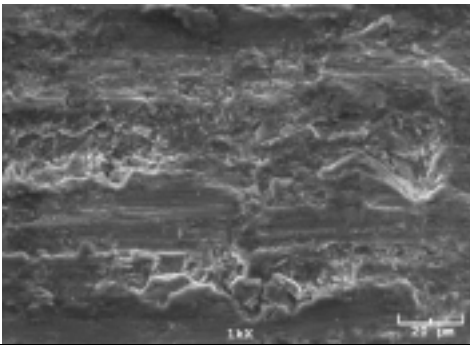
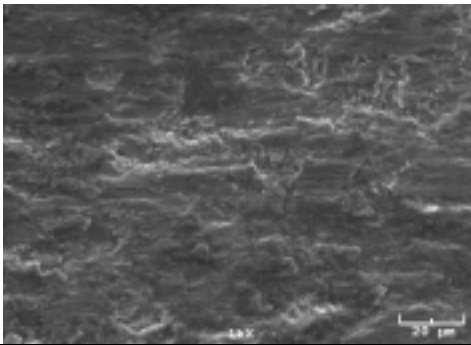
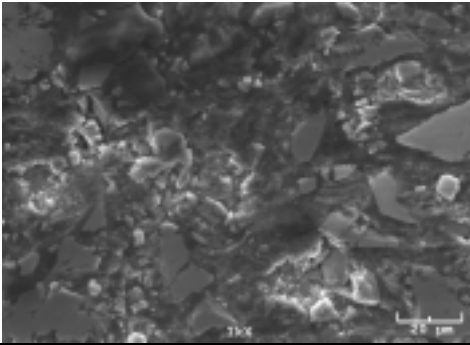
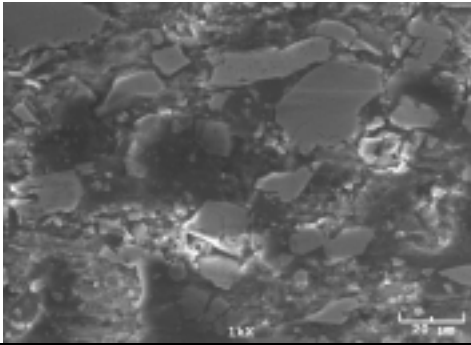
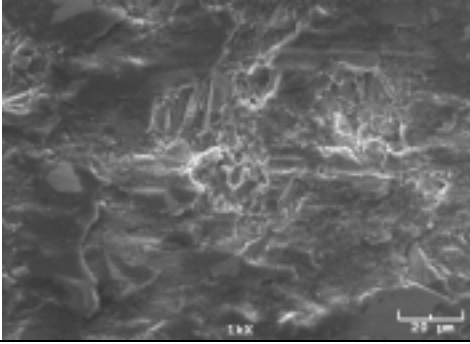
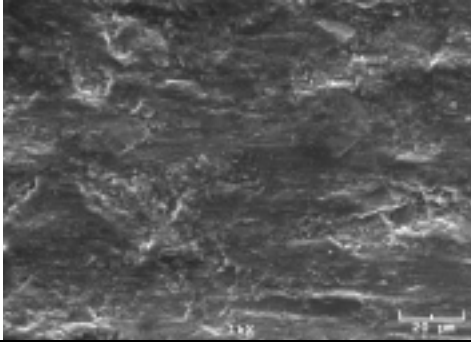
Şekil D.8: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

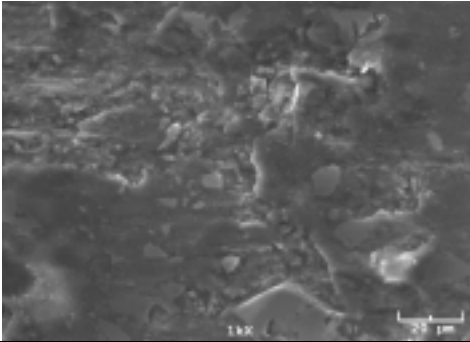
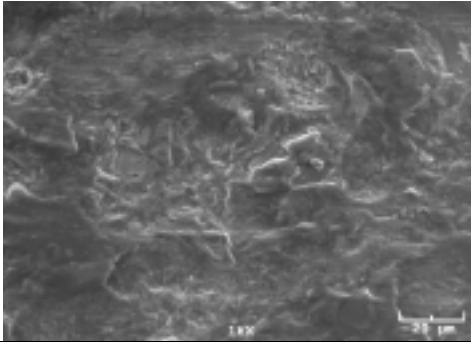
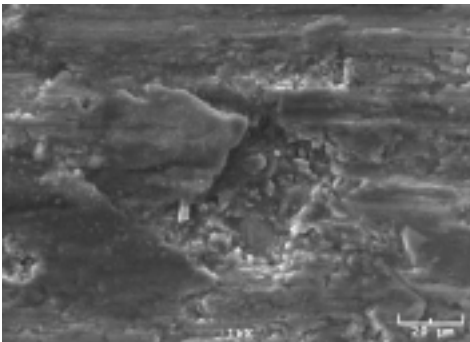
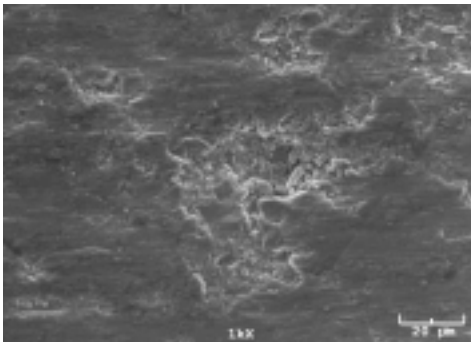
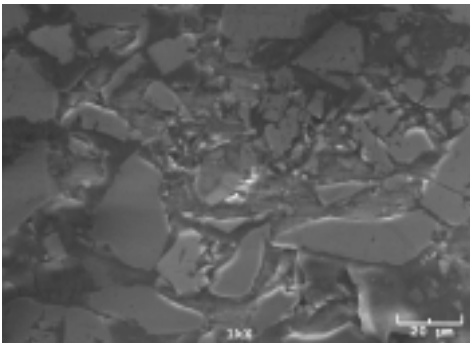
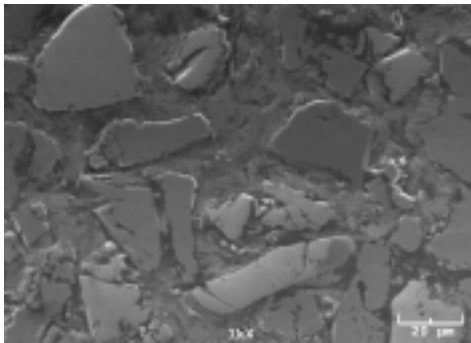
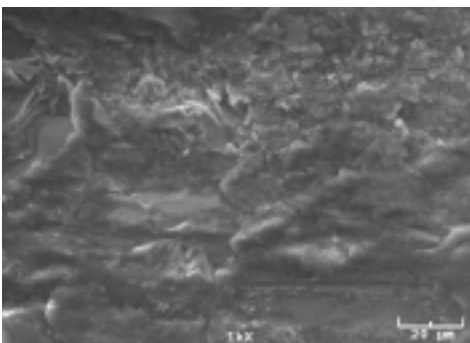
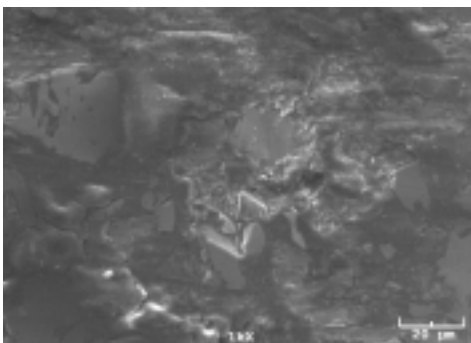
Şekil D.9: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

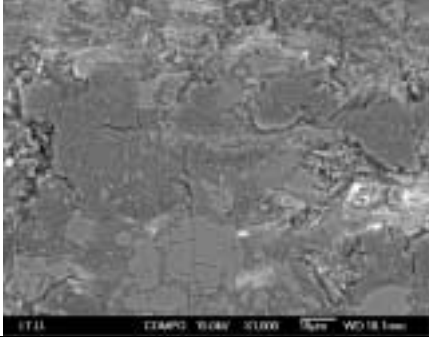
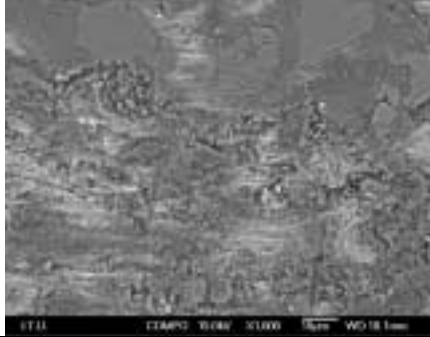
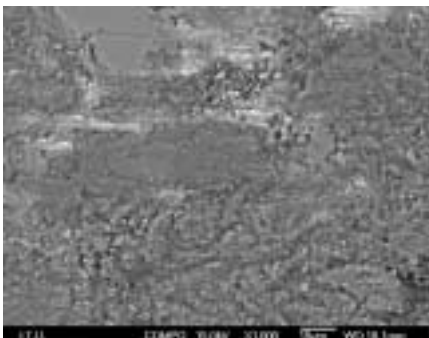
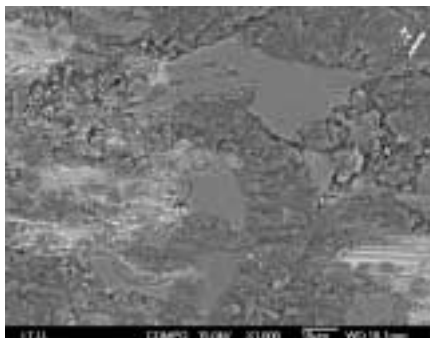
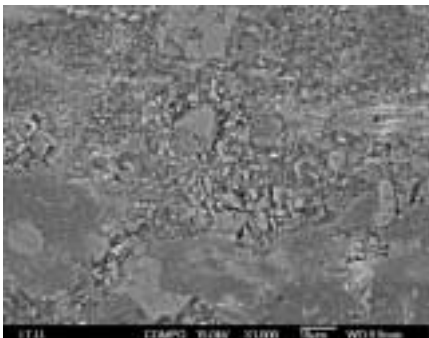
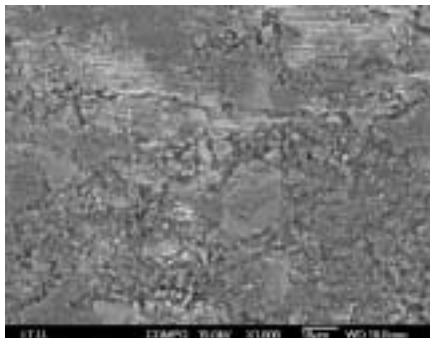
Şekil D.10: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

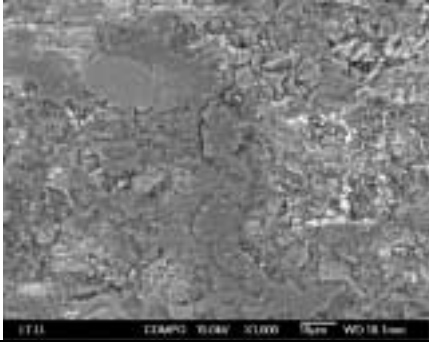
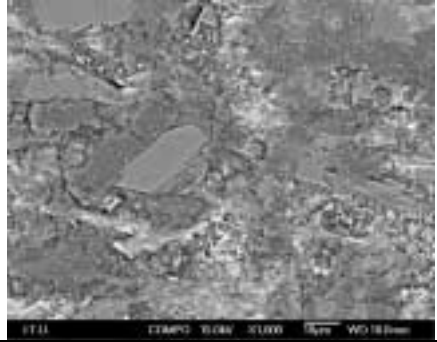
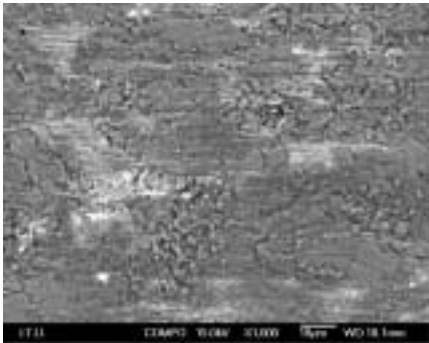
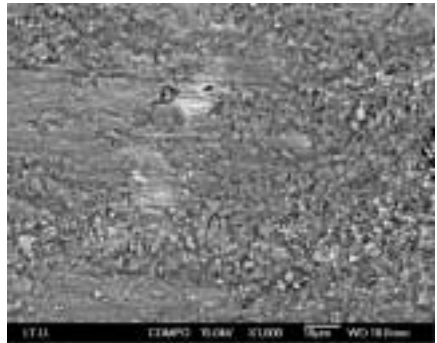
Şekil D.11: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

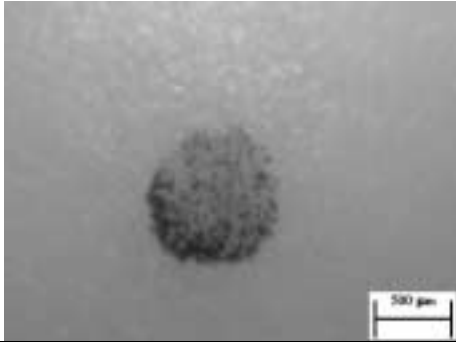
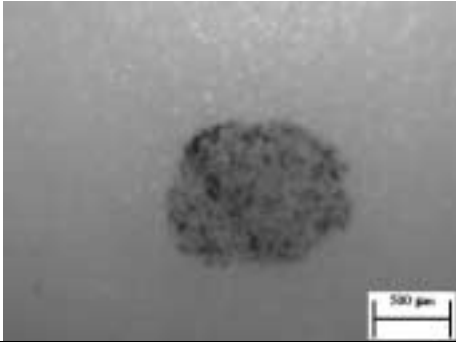
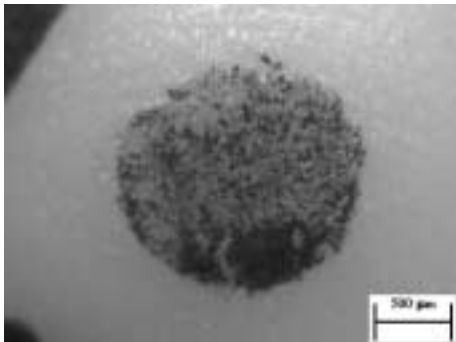
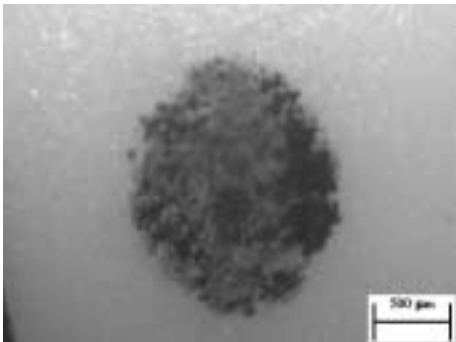
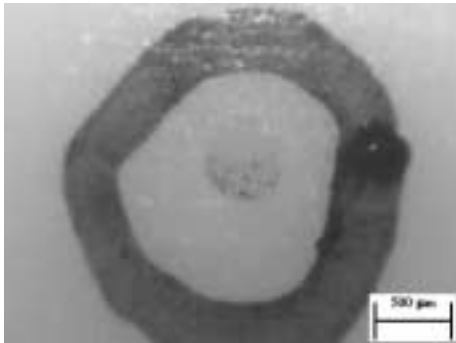
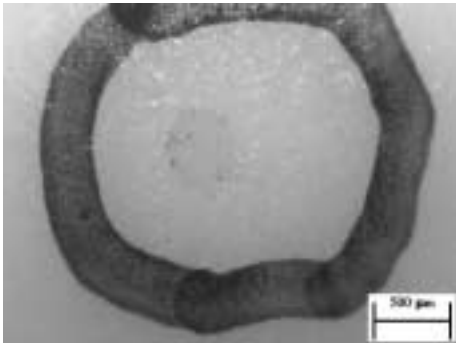
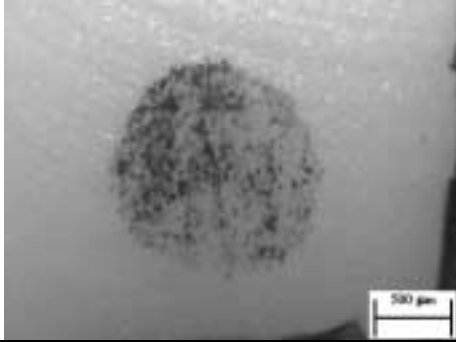
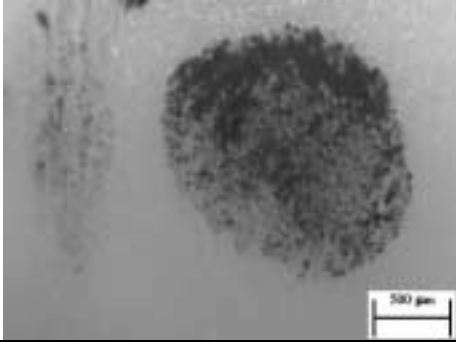
Şekil D.12: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Matris	Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
7075	3		
	6		
6082	3		
	6		

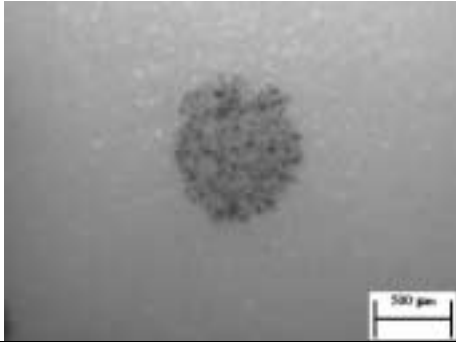
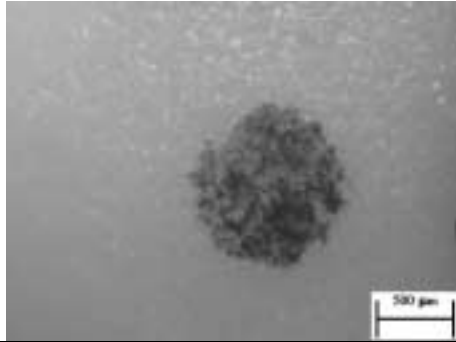
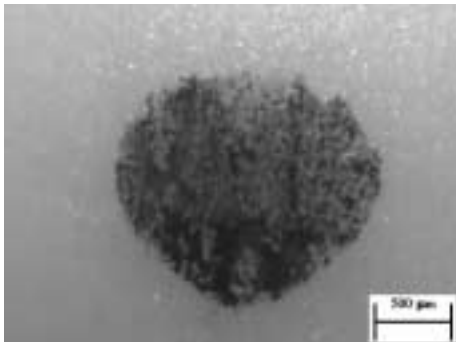
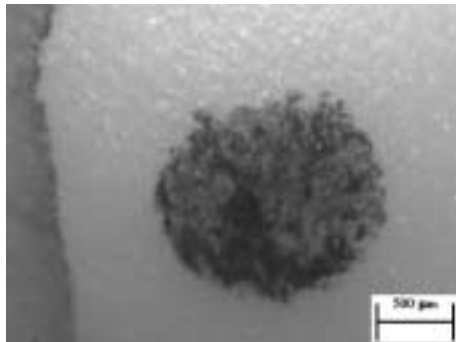
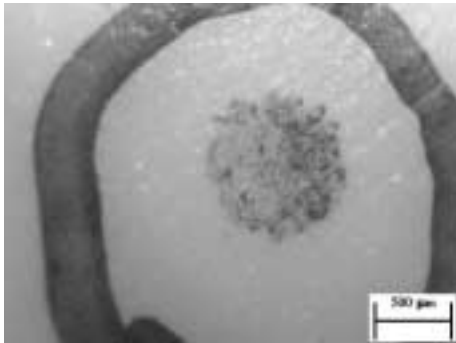
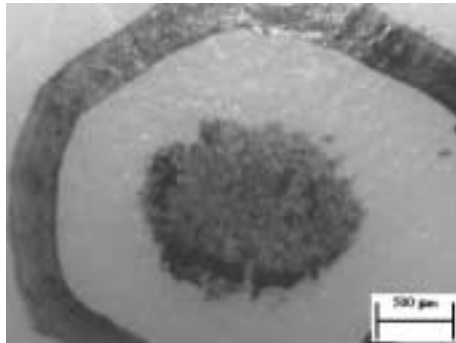
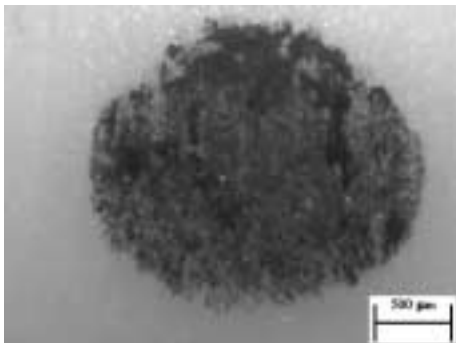
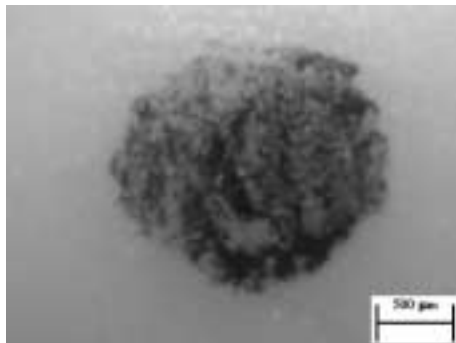
Şekil D.13: Kuru ortam koşullarında 0.02 m/s kayma hızında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 ve 6082 alüminyum matris kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Matris	Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
A380	3		
	6		

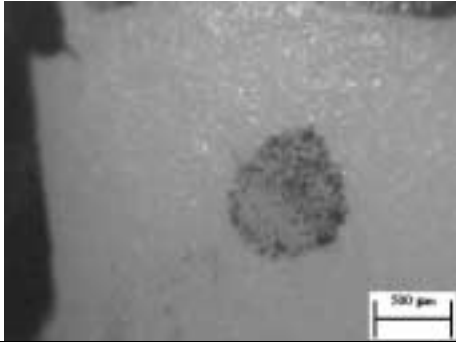
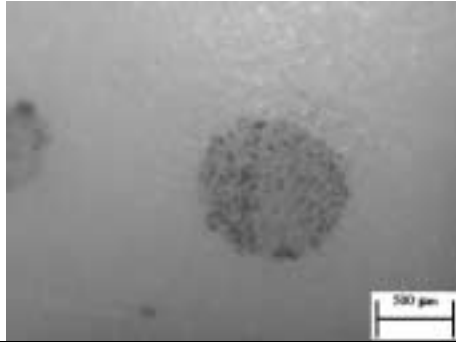
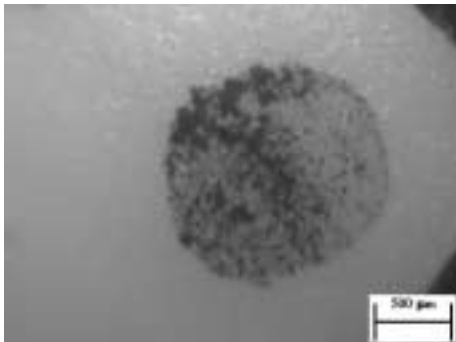
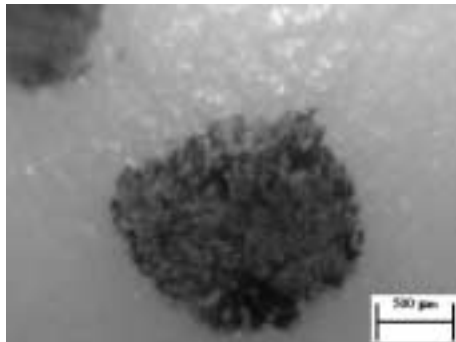
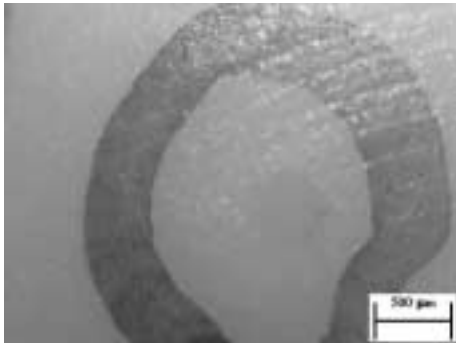
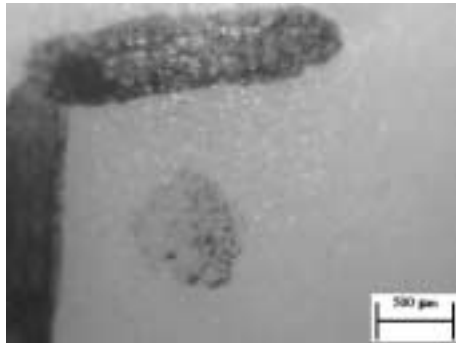
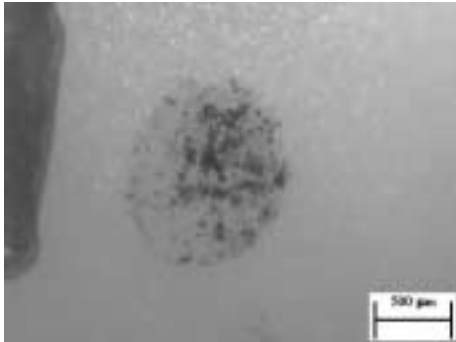
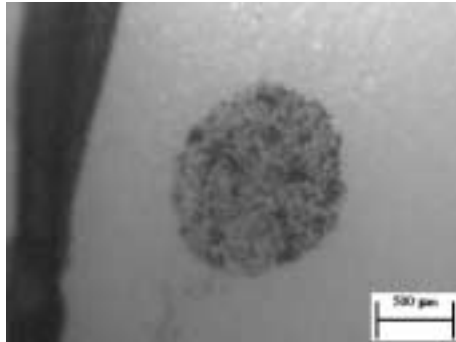
Şekil D.14: Kuru ortam koşullarında 0.02 m/s kayma hızında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

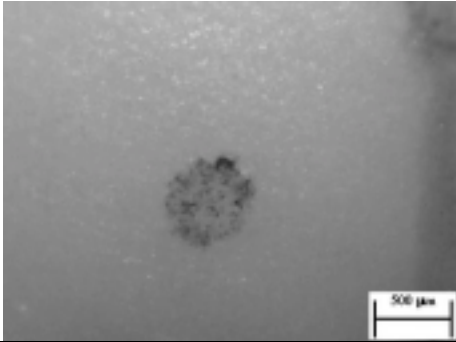
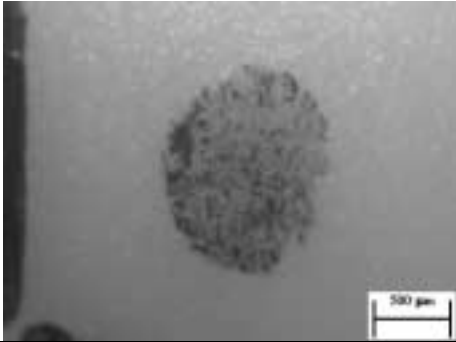
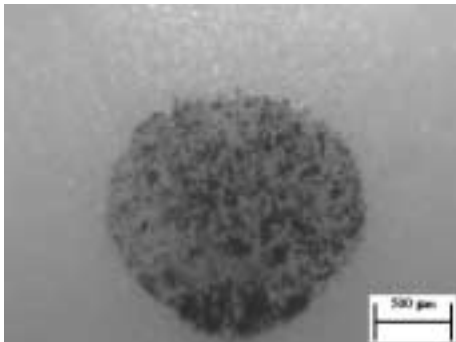
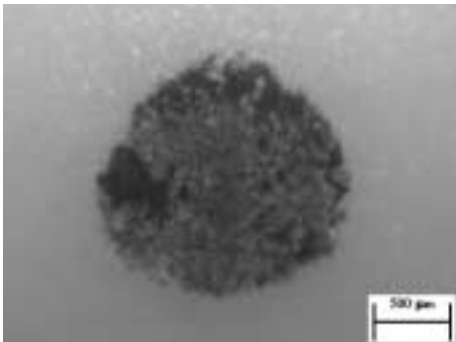
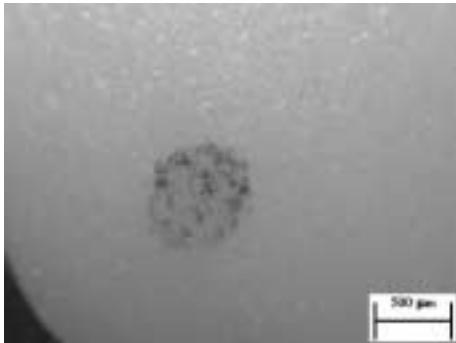
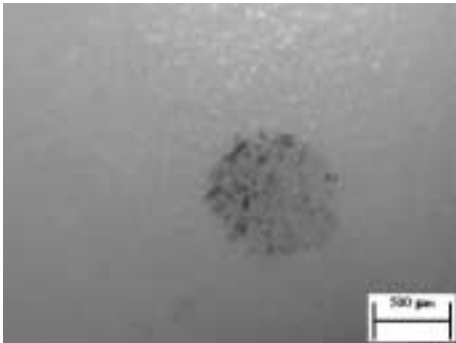
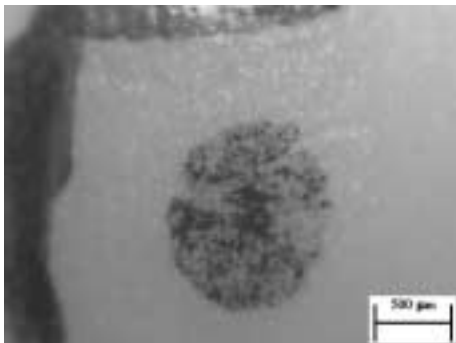
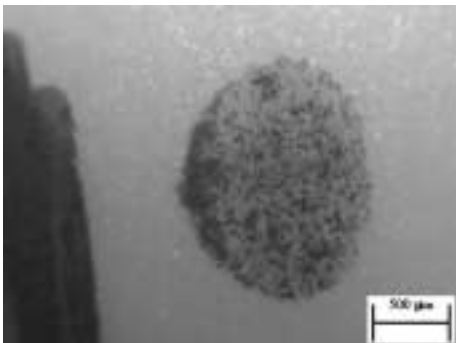
Şekil D.15: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

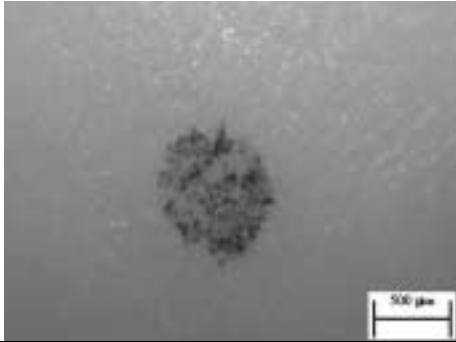
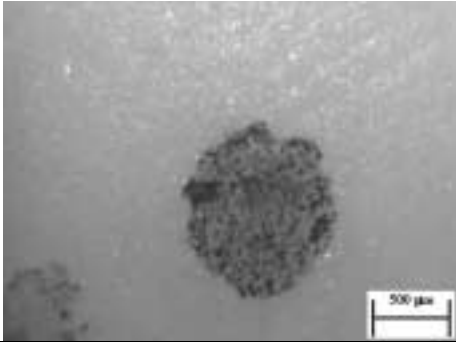
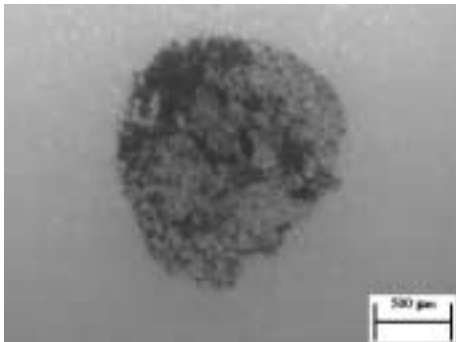
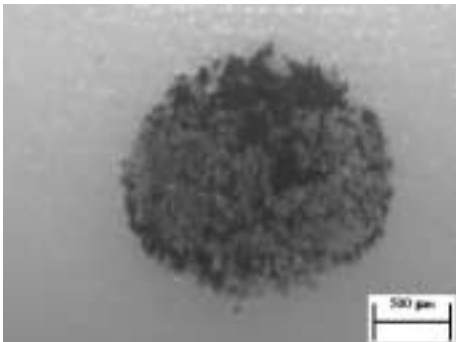
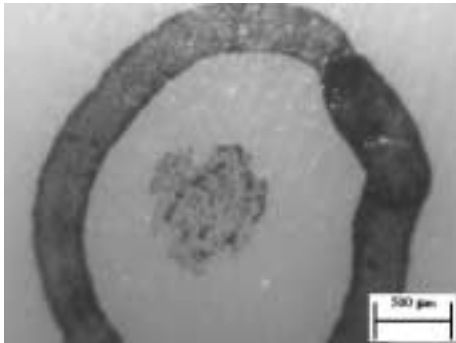
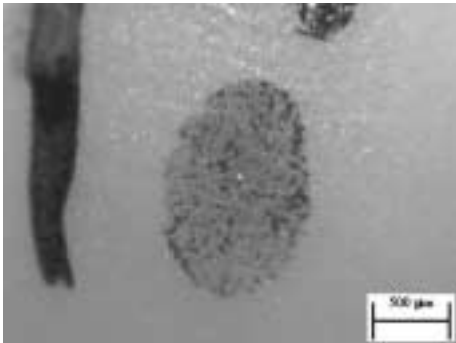
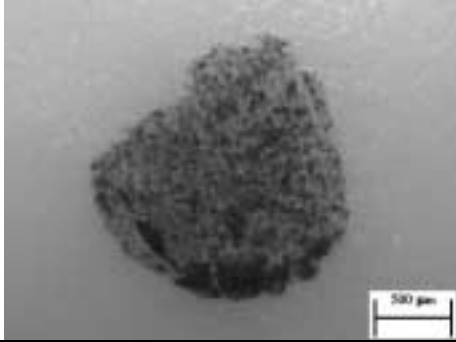
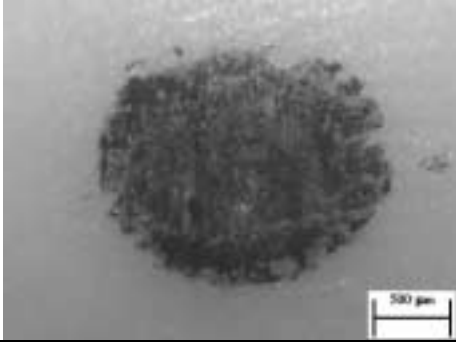
Şekil D.16: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

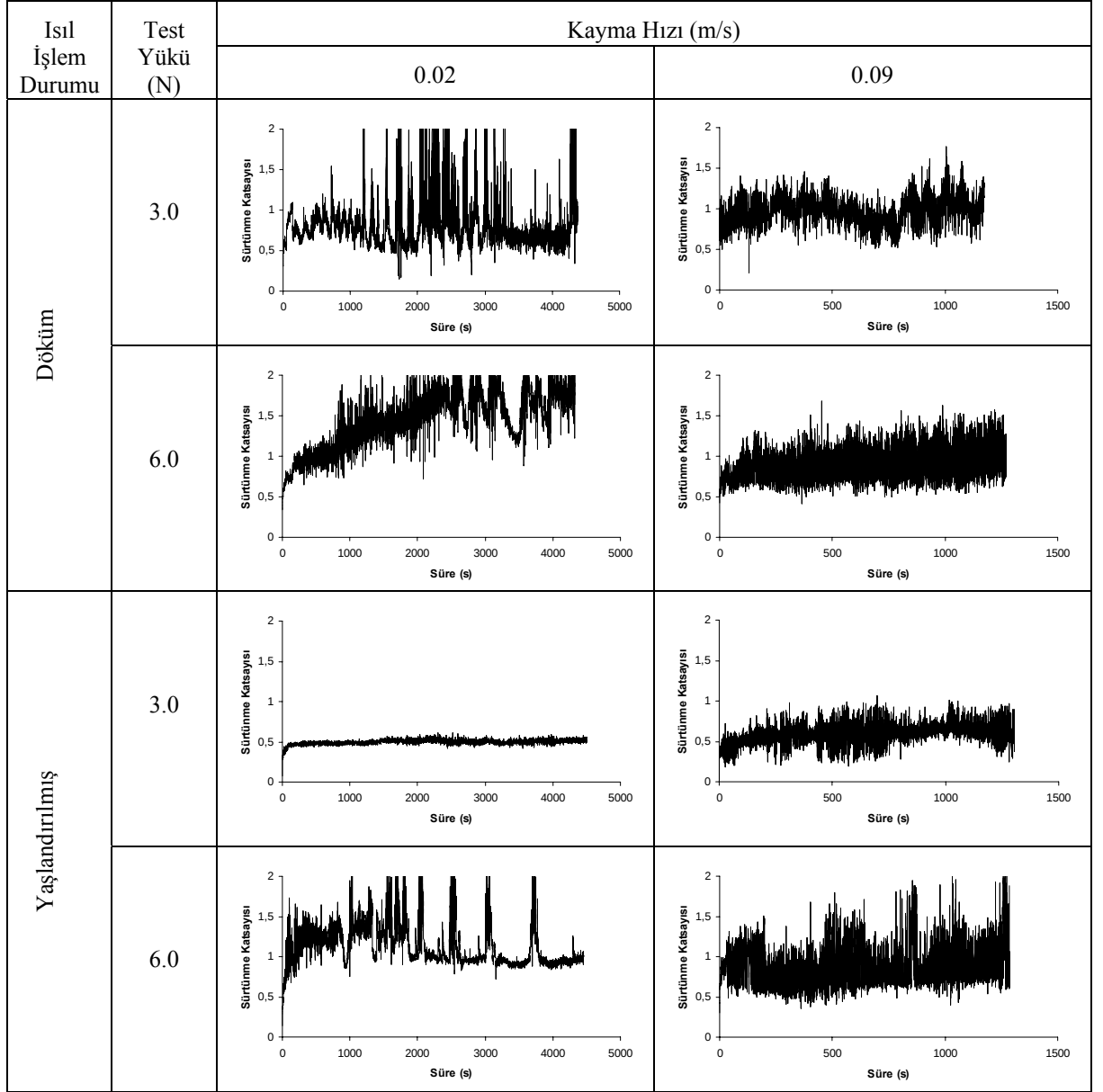
Şekil D.17: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

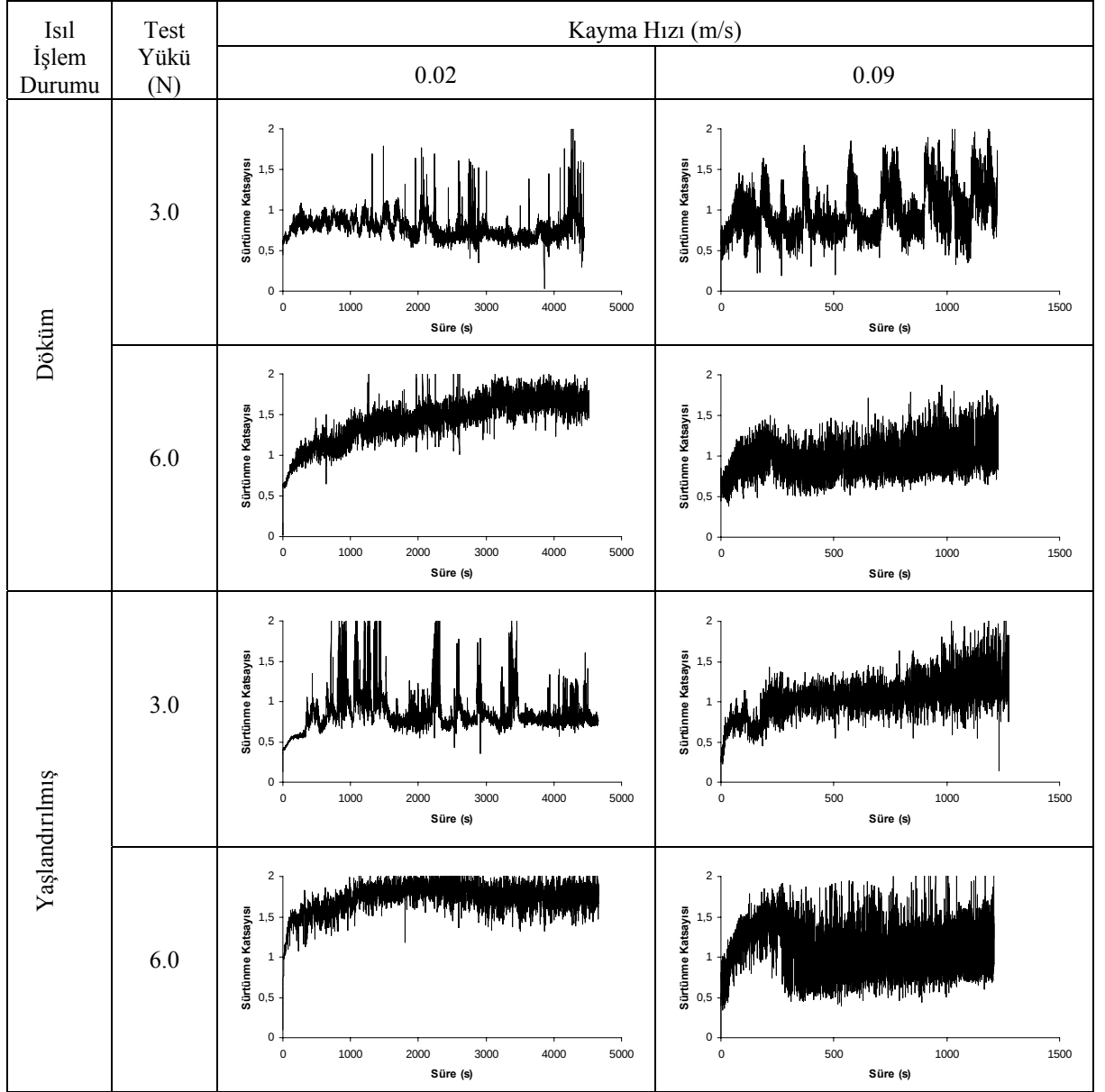
Şekil D.18: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Kayma Hızı (m/s)	
		0.02	0.09
Döküm	3.0		
	6.0		
Yaşlandırılmış	3.0		
	6.0		

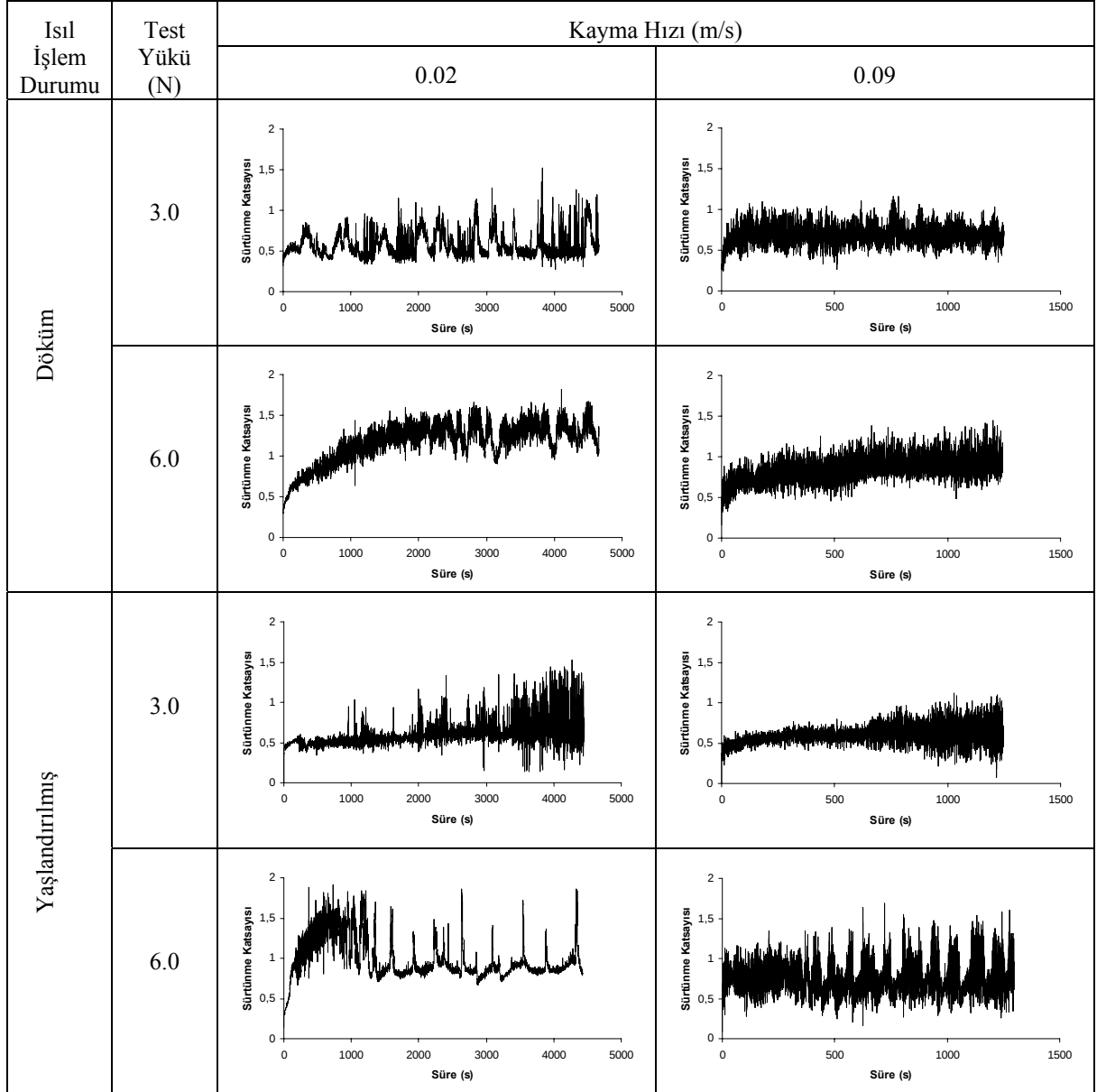
Şekil D.19: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.



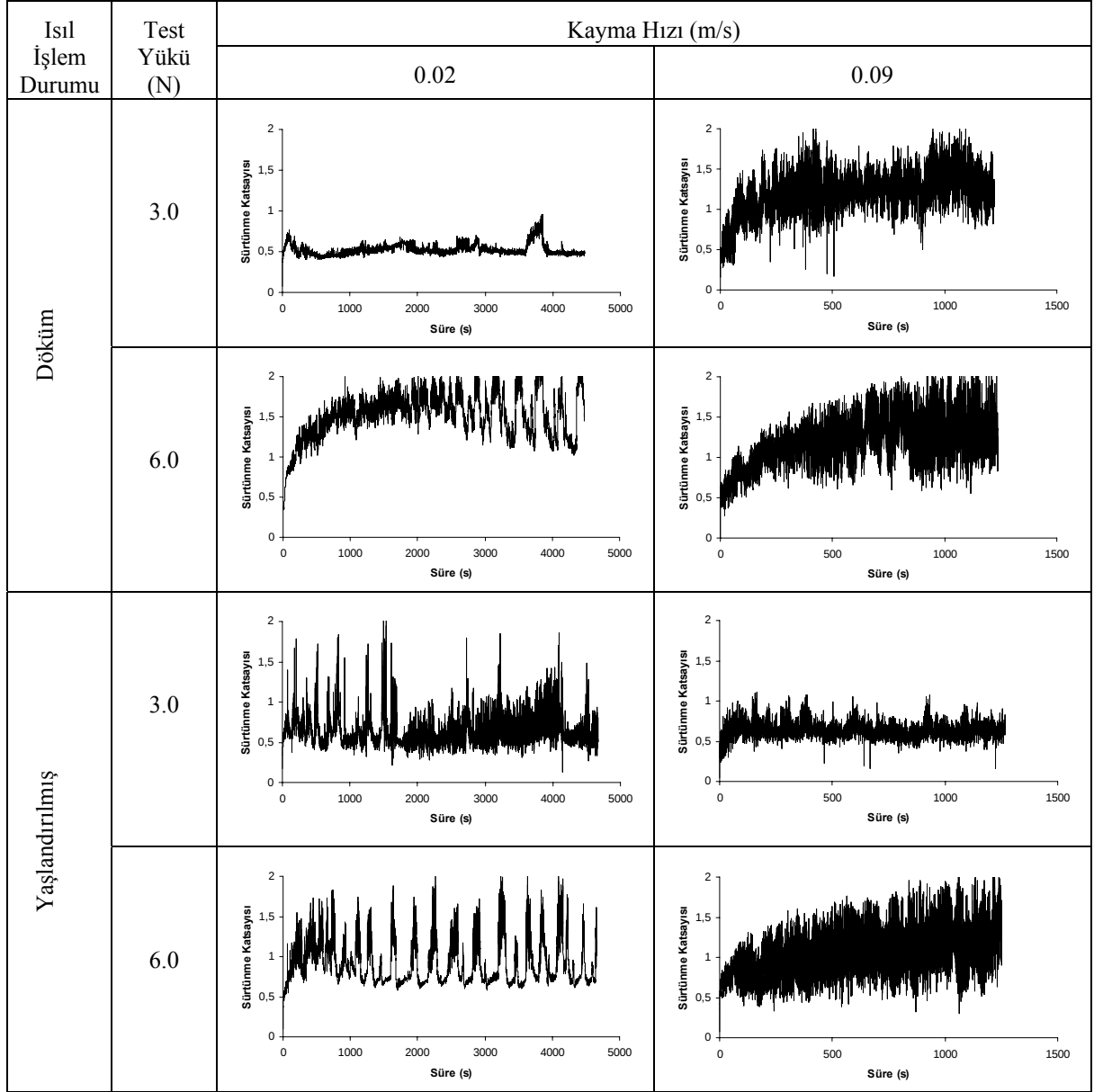
Şekil D.20: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 2618 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



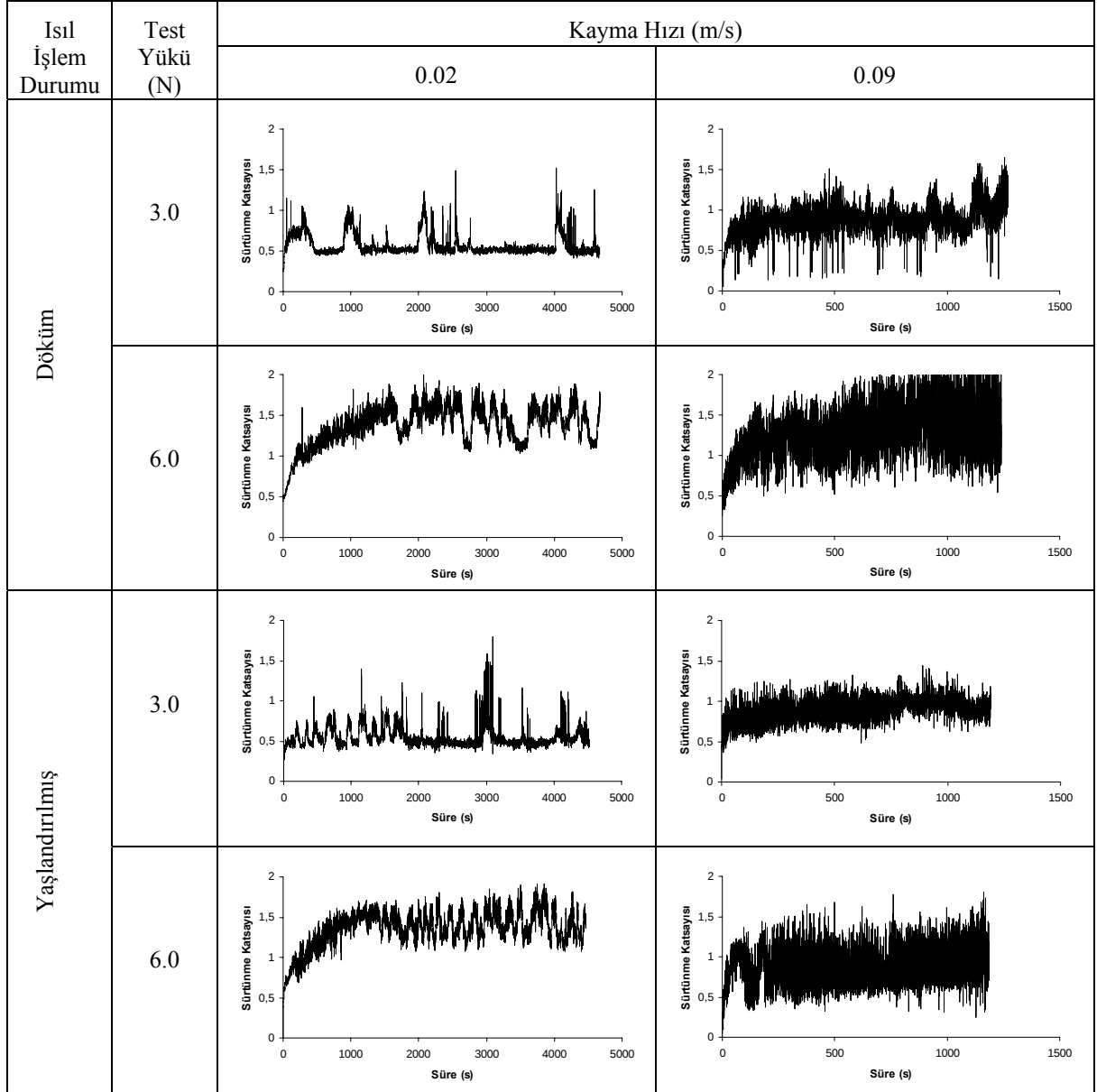
Şekil D.21: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 6082 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



Şekil D.22: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7012 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

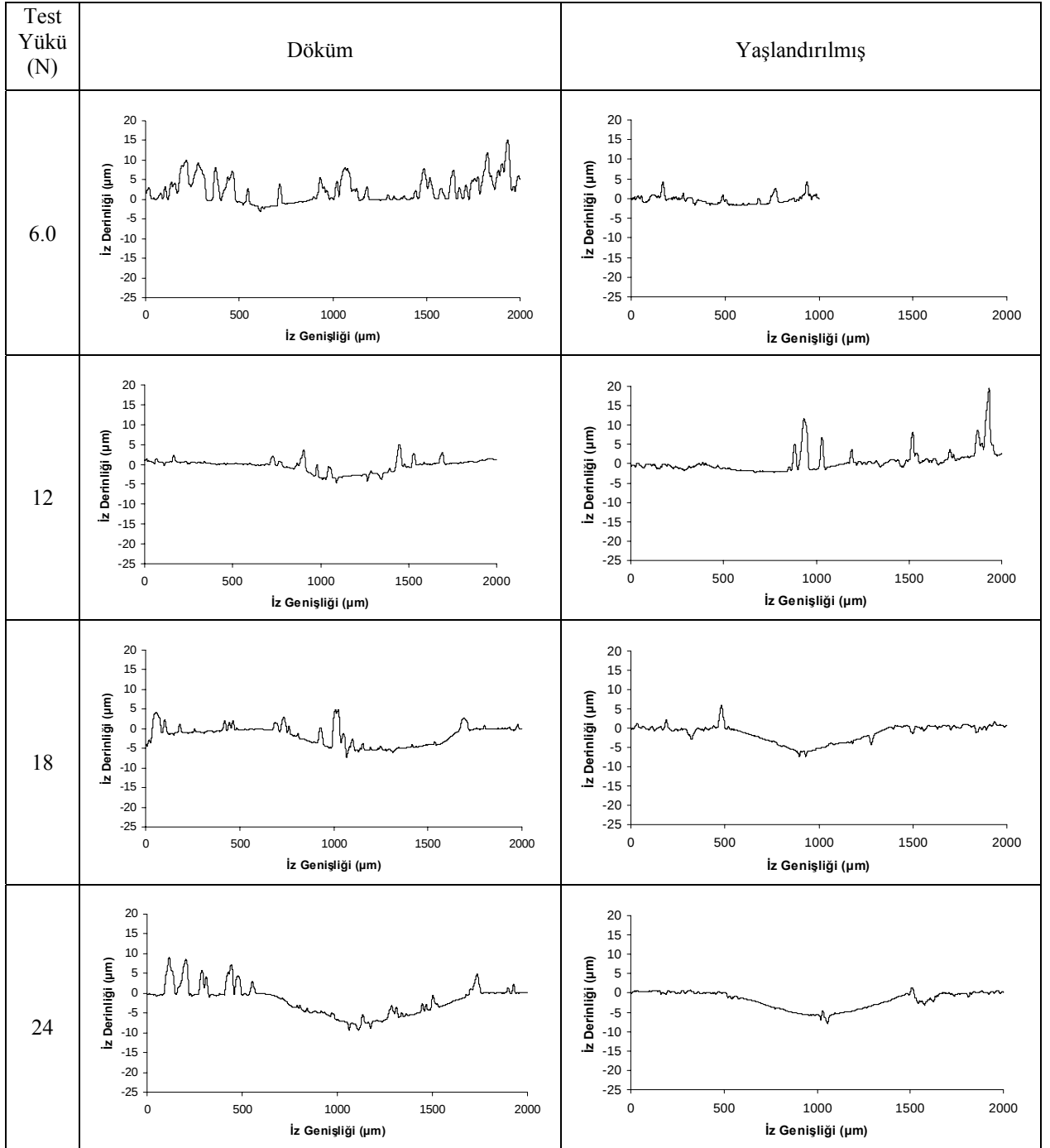


Şekil D.23: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) 7075 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

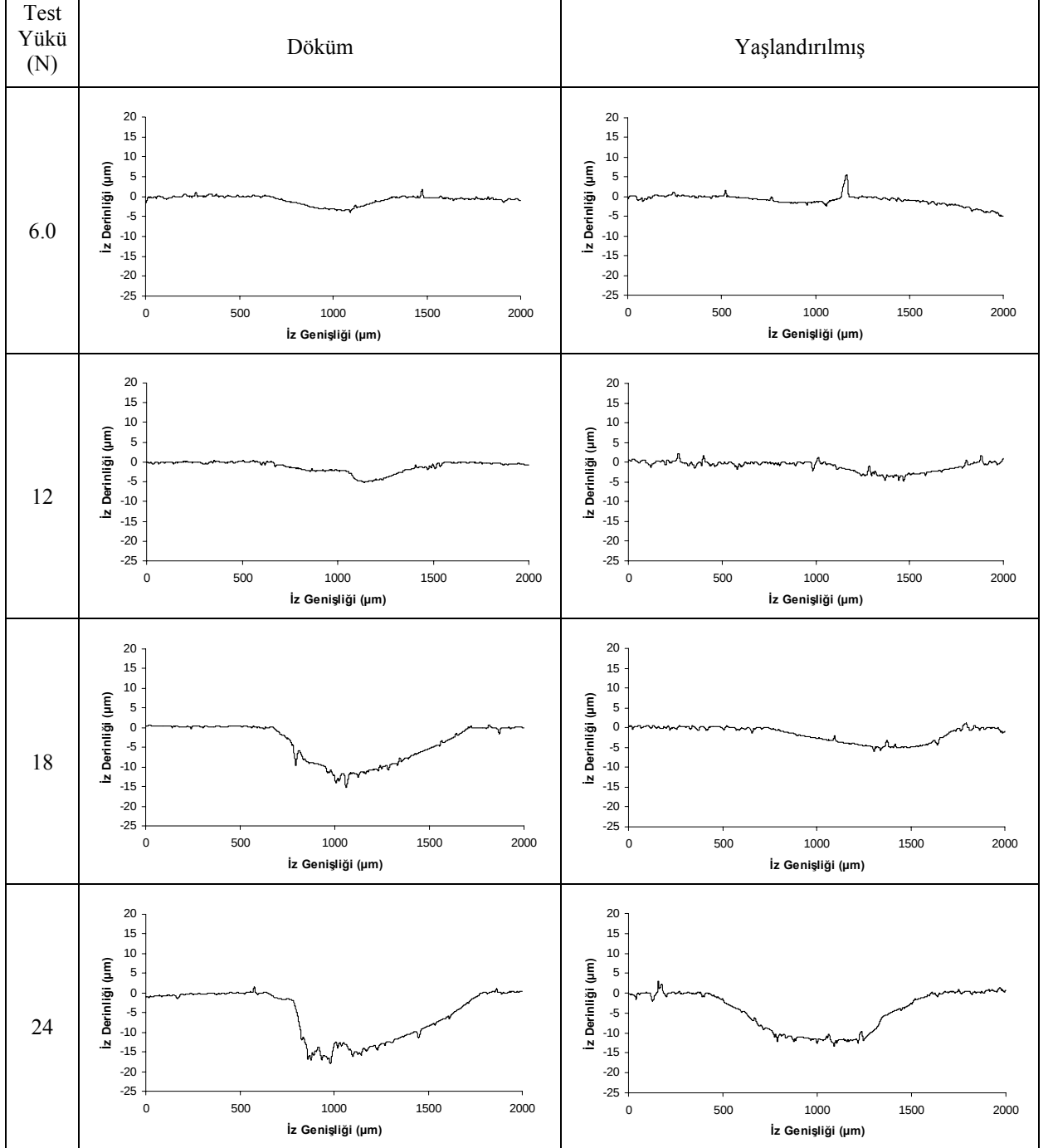


Şekil D.24: Kuru ortam koşullarında düşük (3.0 N) ve yüksek test yükünde (6.0 N) A380 alüminyum matris kompozitlerin aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

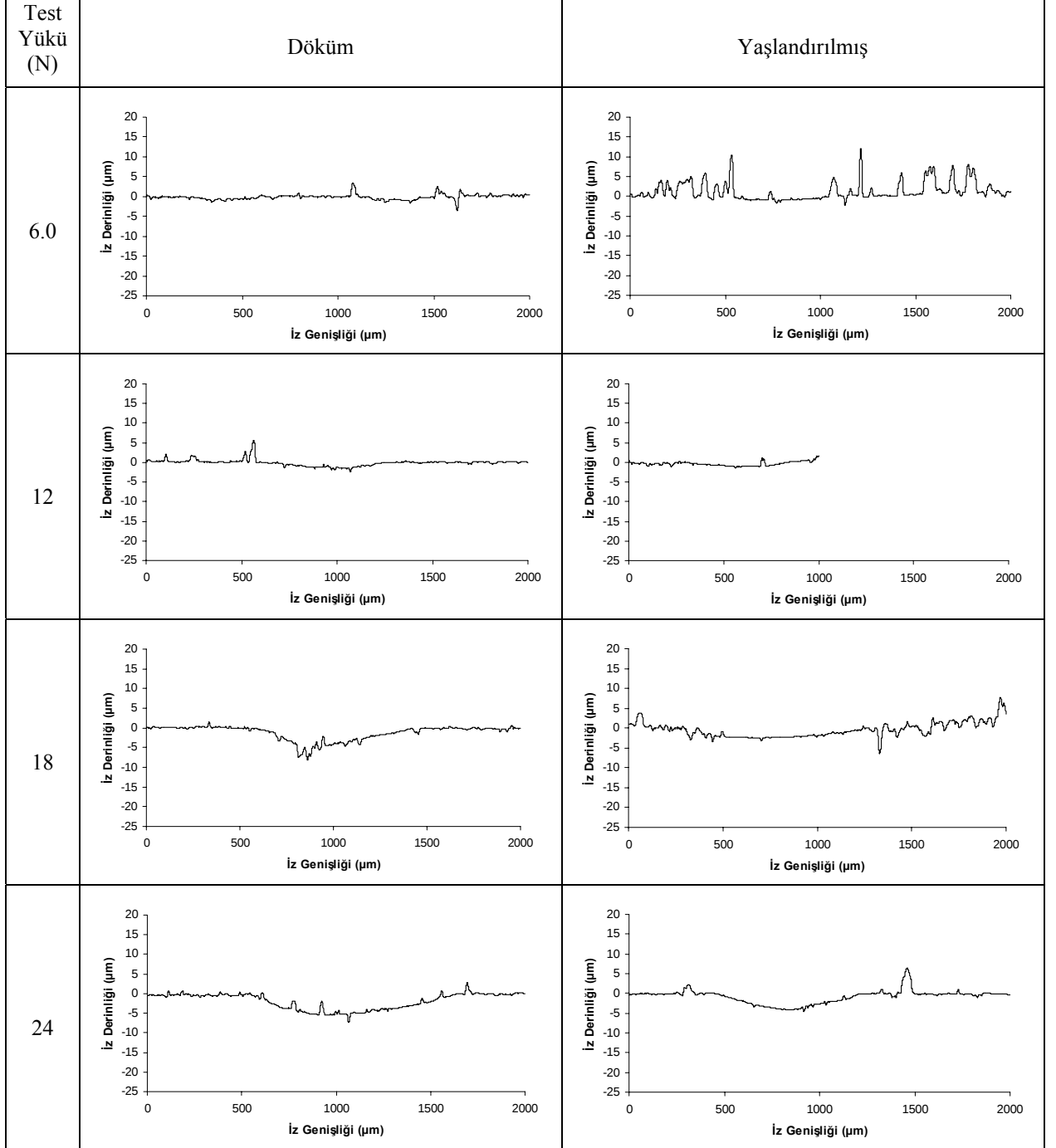
Ek E : Korozi ortam aşınma deneyleri şekilleri



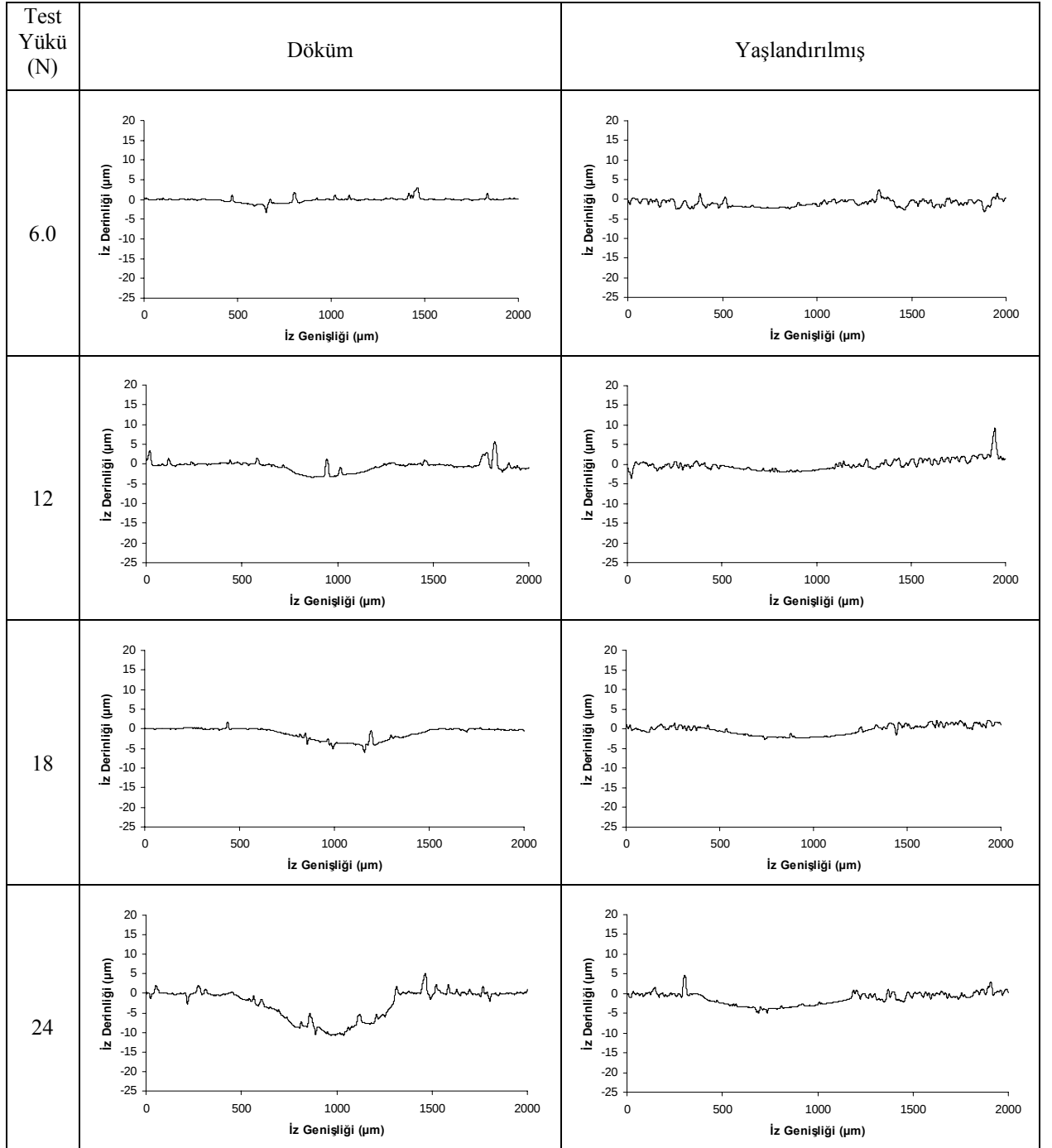
Şekil E.1: Döküm halı ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



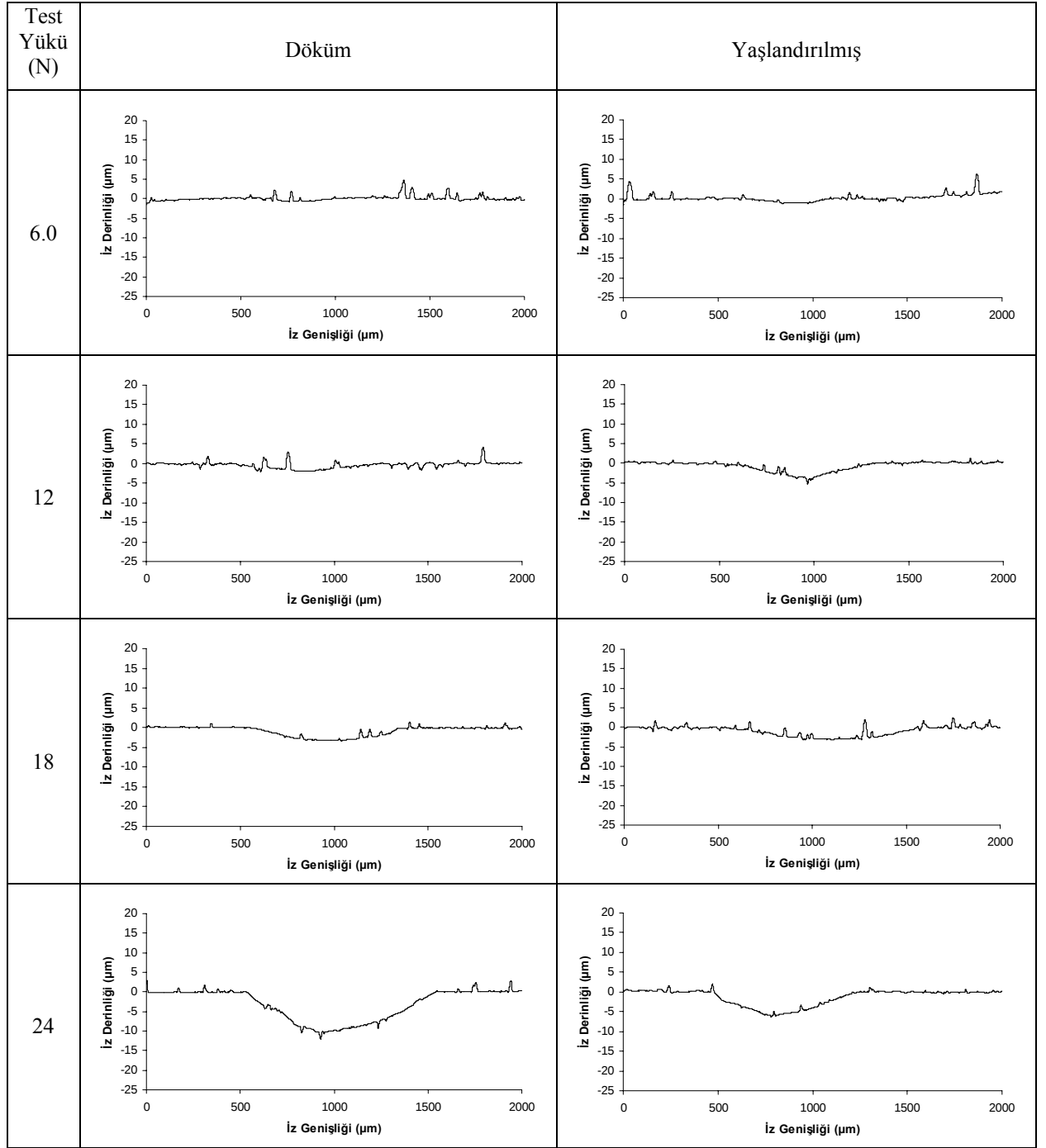
Şekil E.2: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



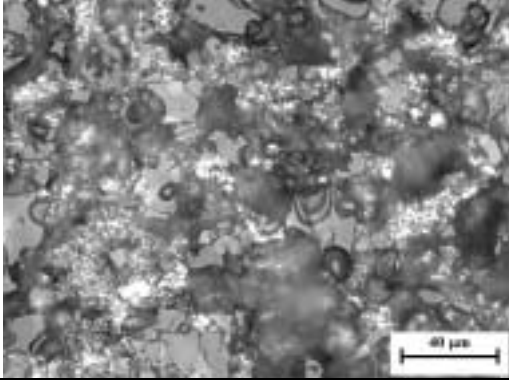
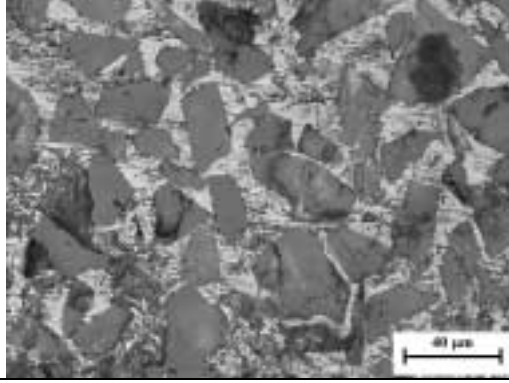
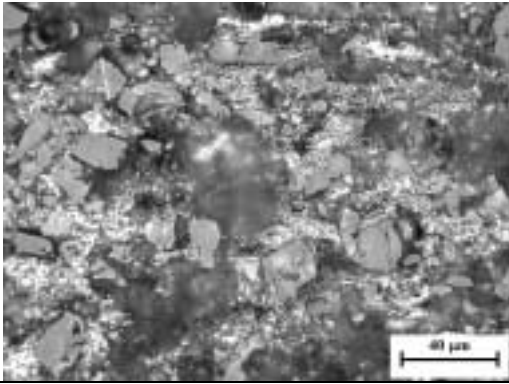
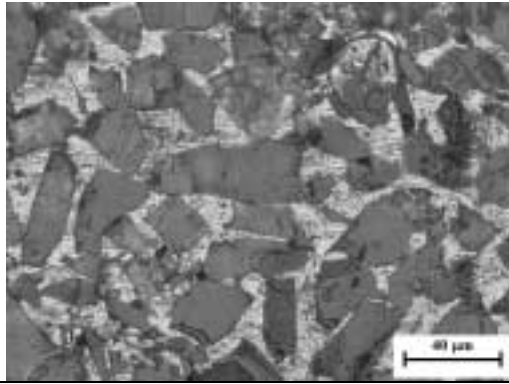
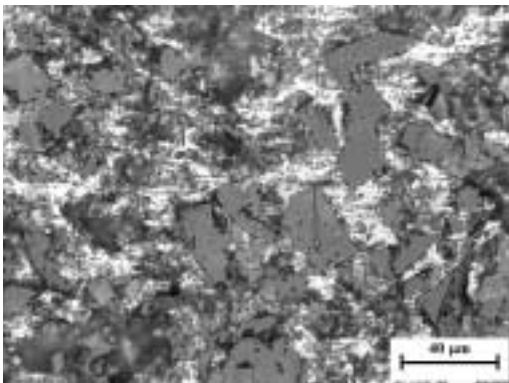
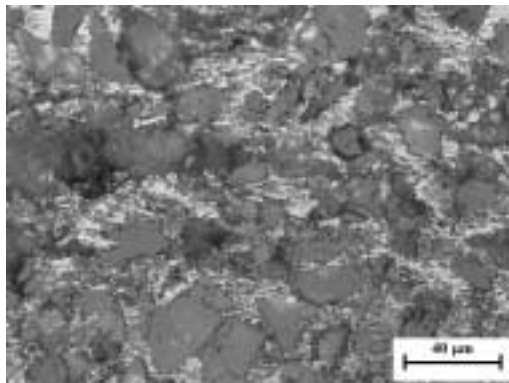
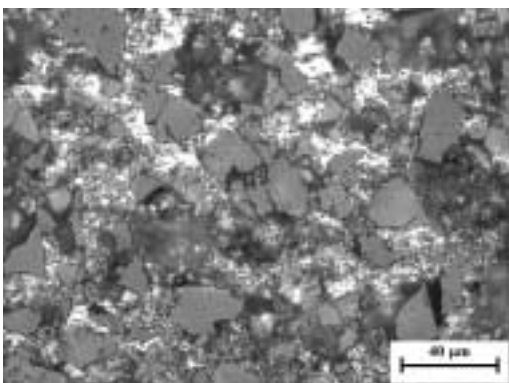
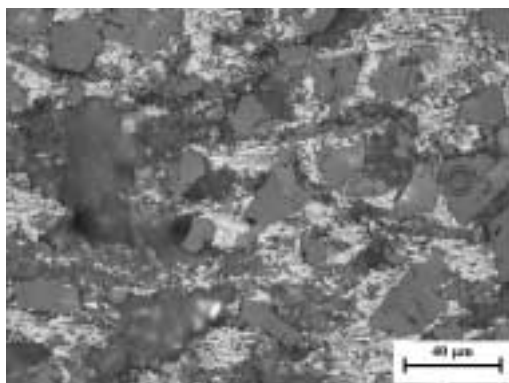
Şekil E.3: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



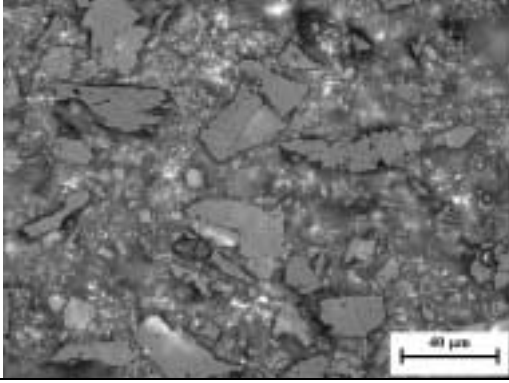
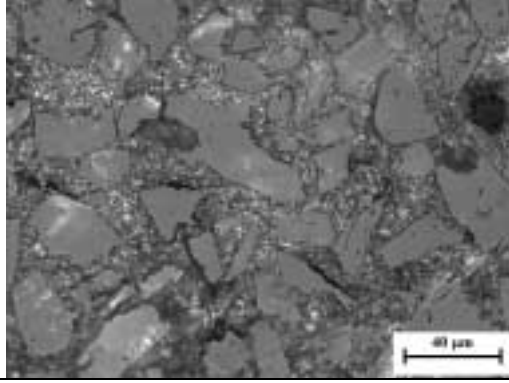
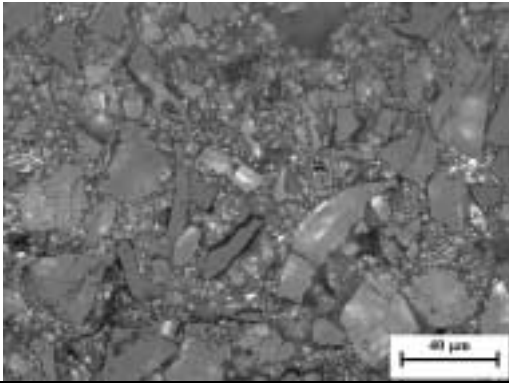
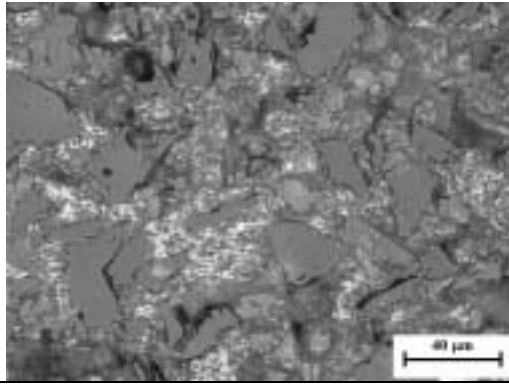
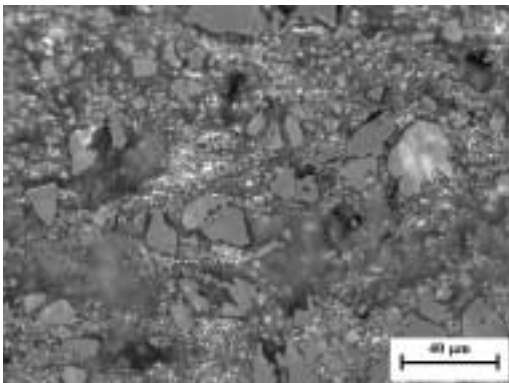
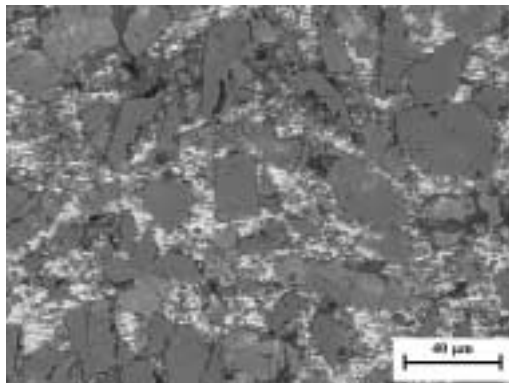
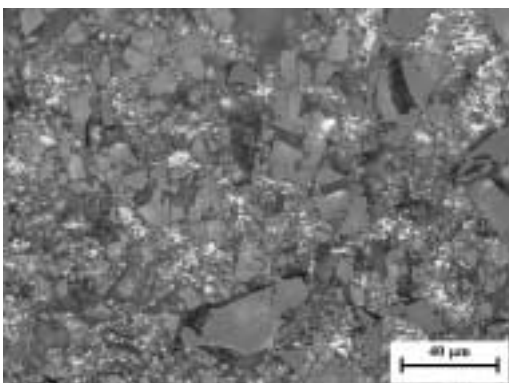
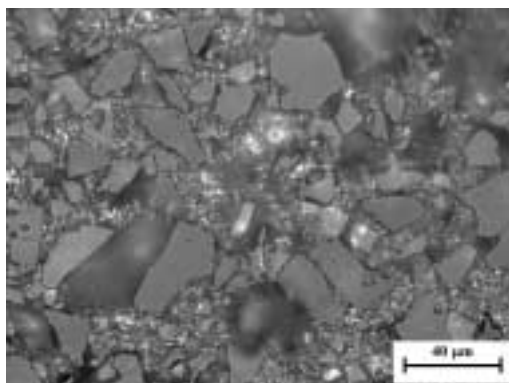
Şekil E.4: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



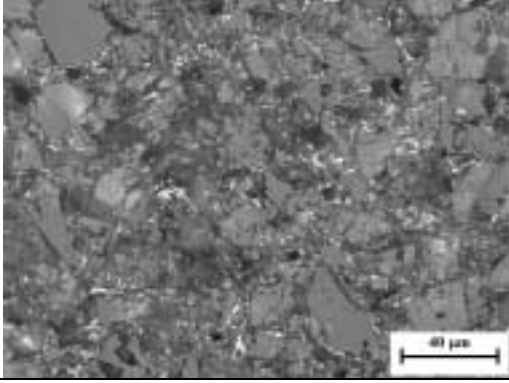
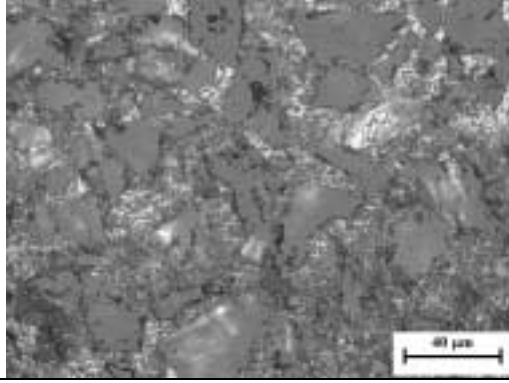
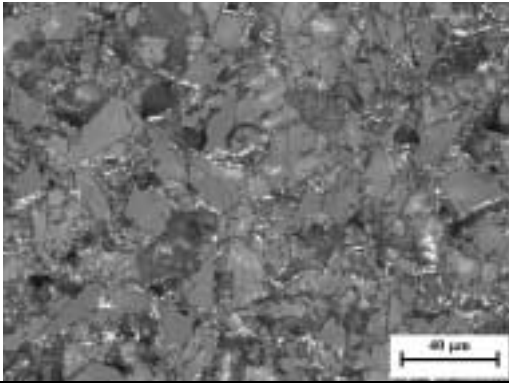
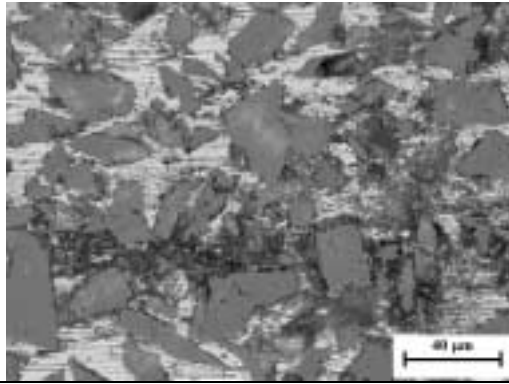
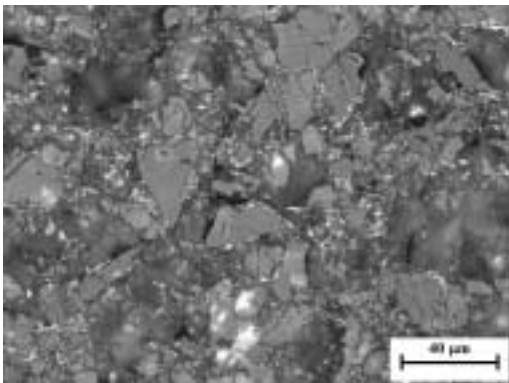
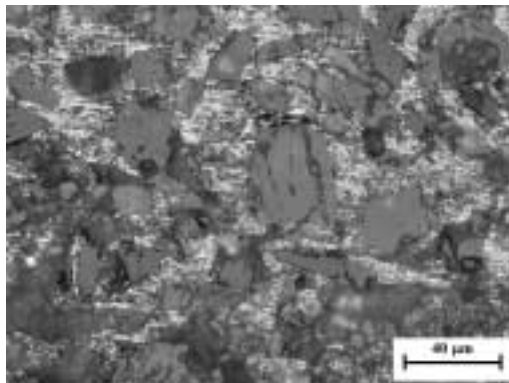
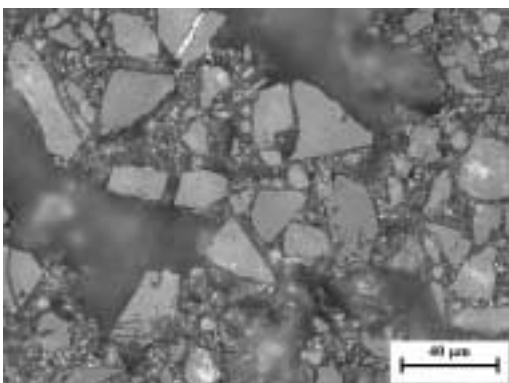
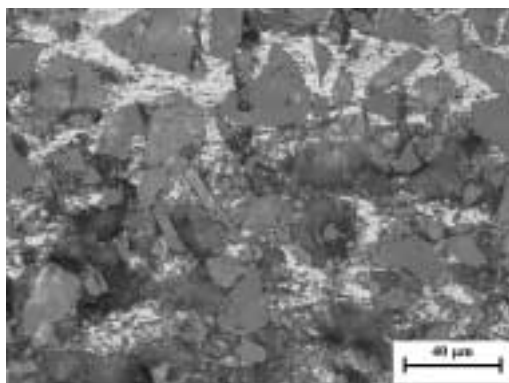
Şekil E.5: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.

Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

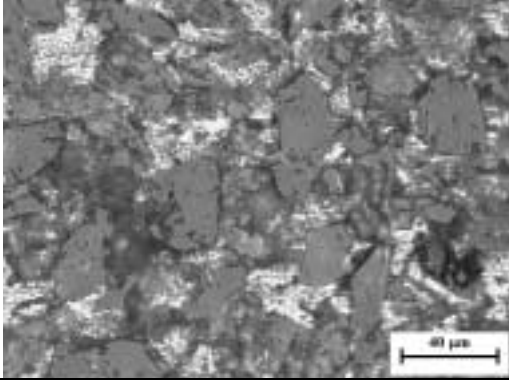
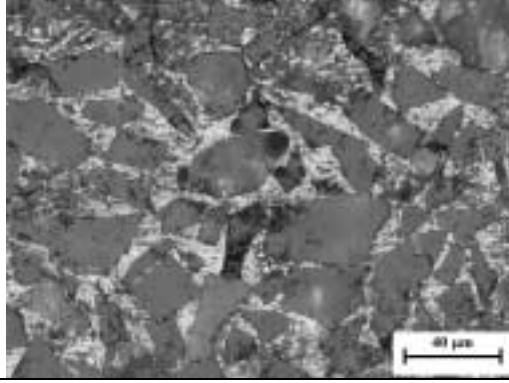
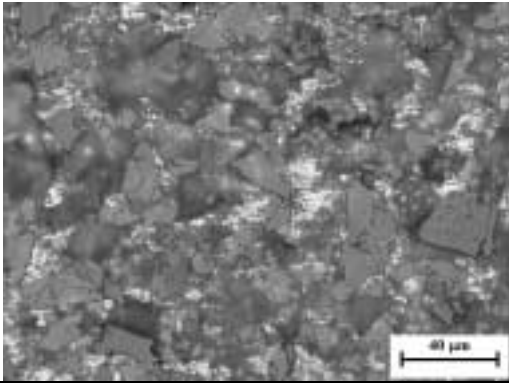
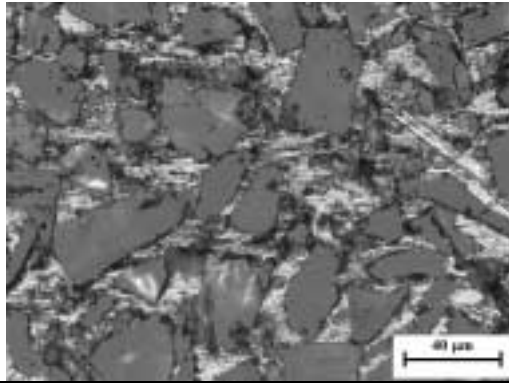
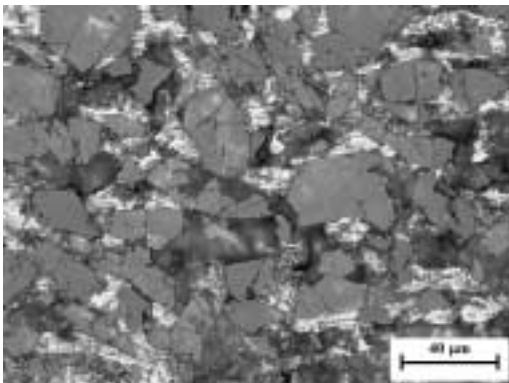
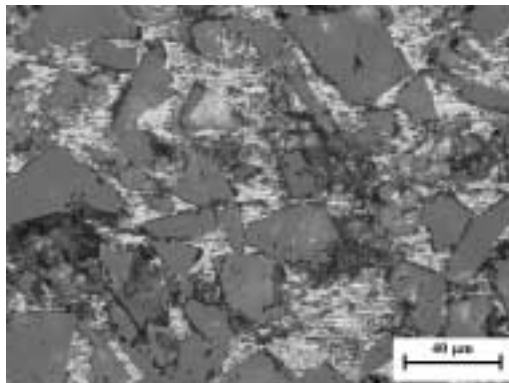
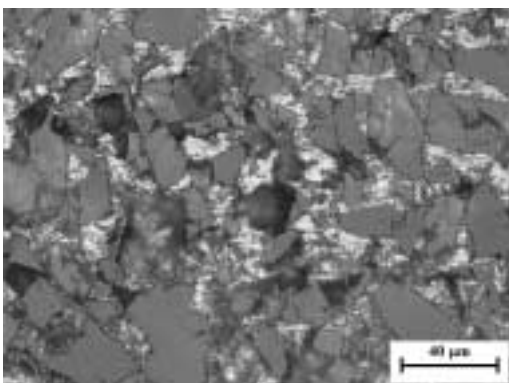
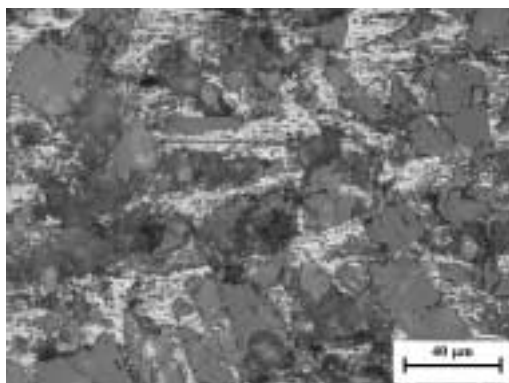
Şekil E.6: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünüşleri.

Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

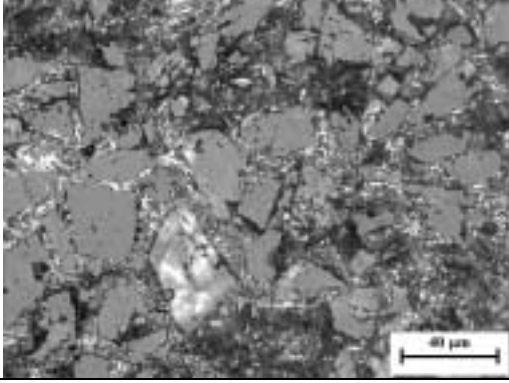
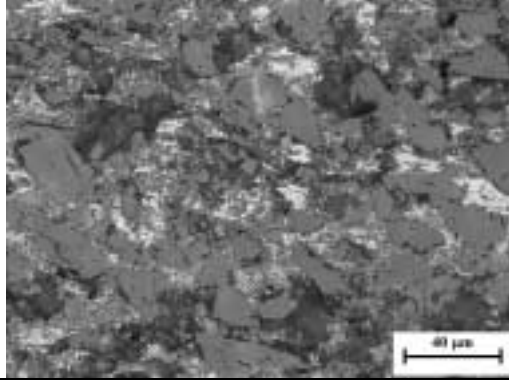
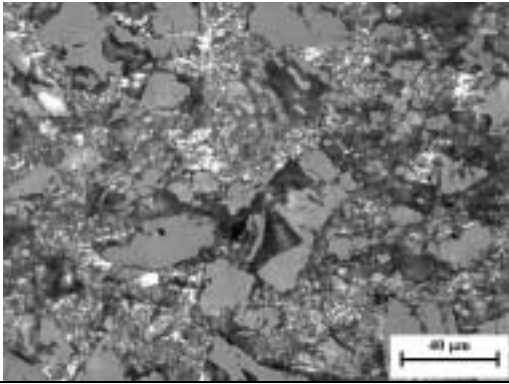
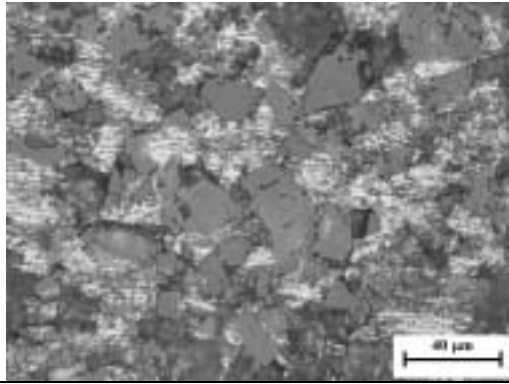
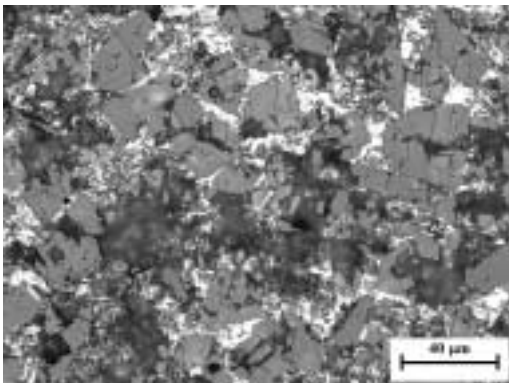
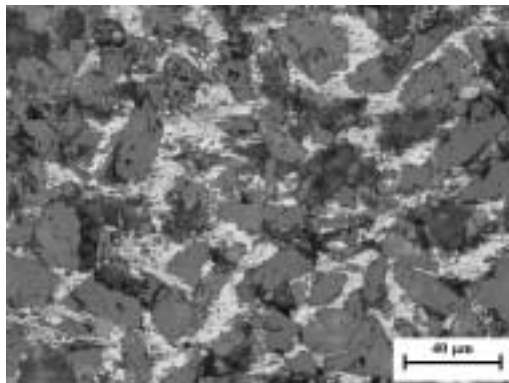
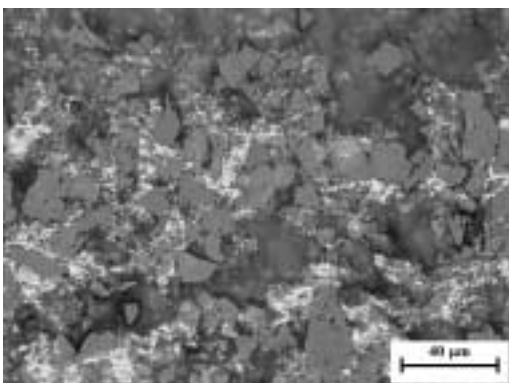
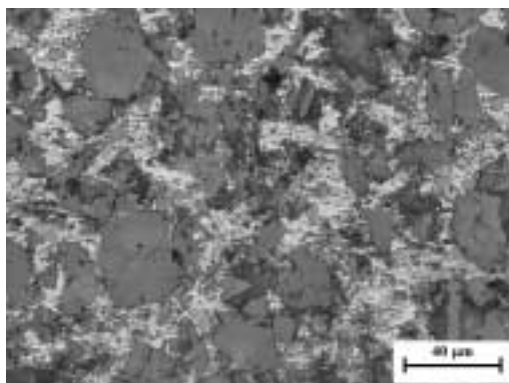
Şekil E.7: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünüşleri.

Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

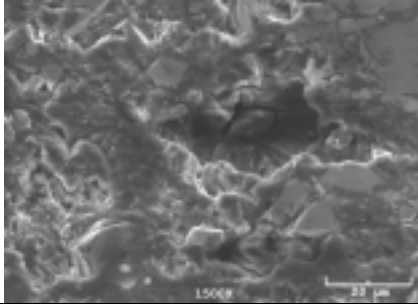
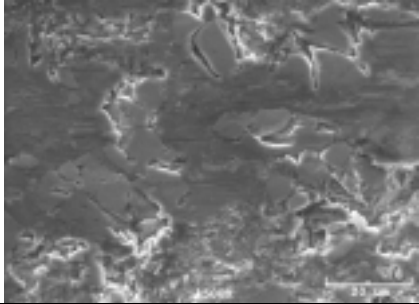
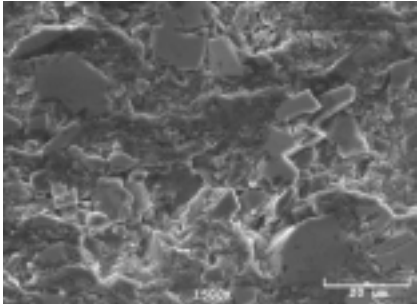
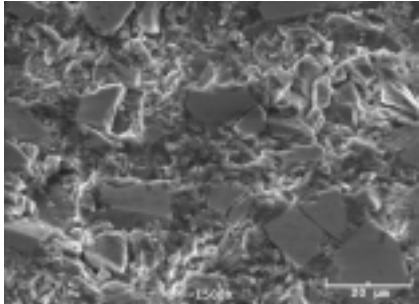
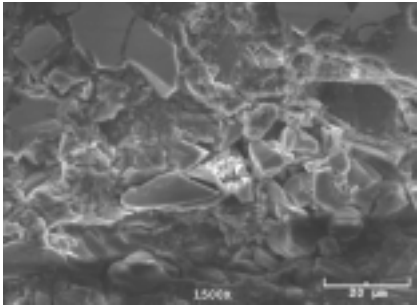
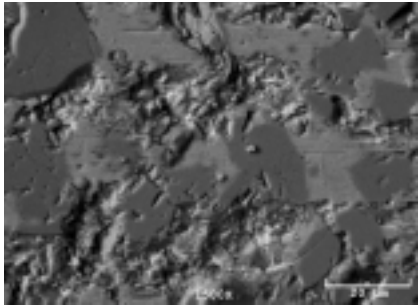
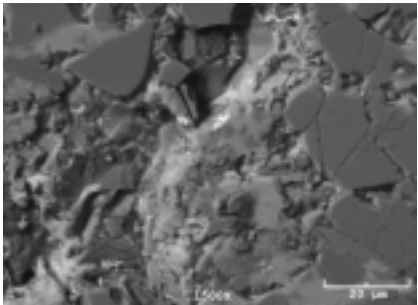
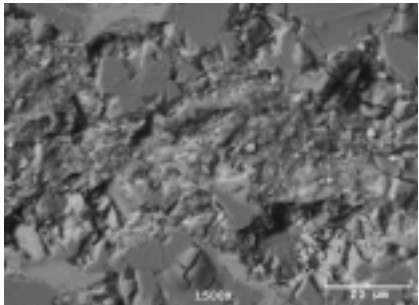
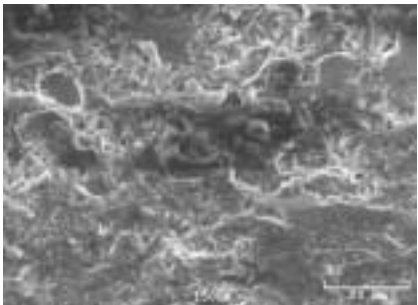
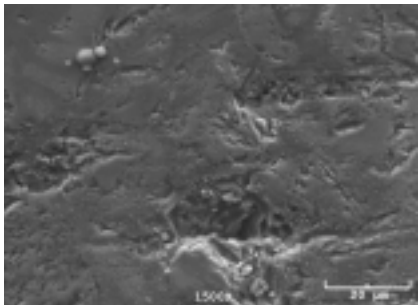
Şekil E.8: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünüşleri.

Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

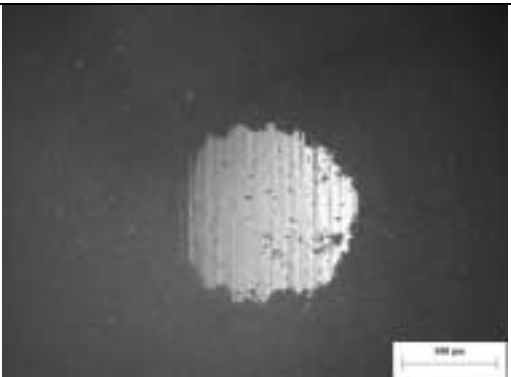
Şekil E.9: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünüşleri.

Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

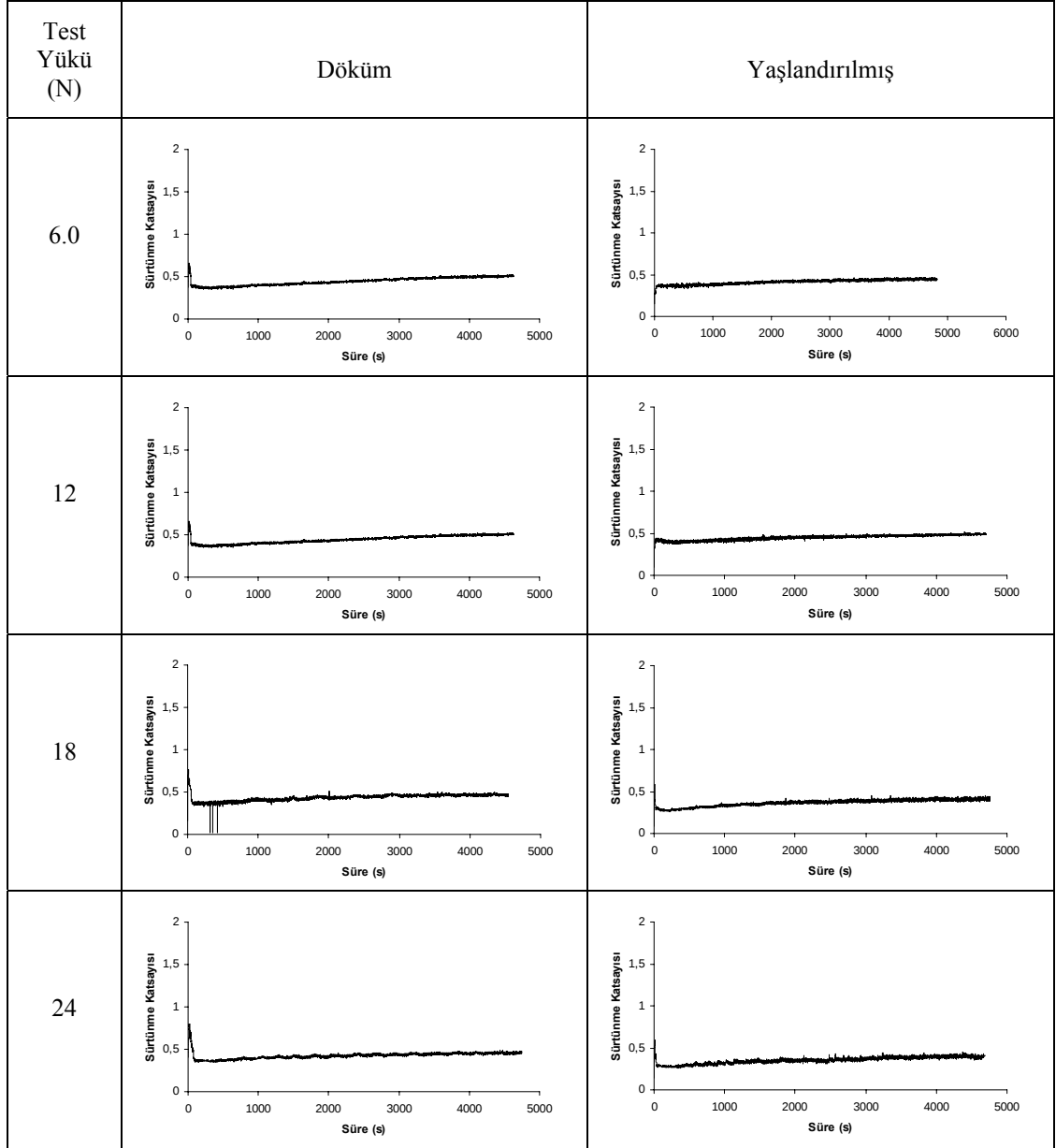
Şekil E.10: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünüşleri.

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

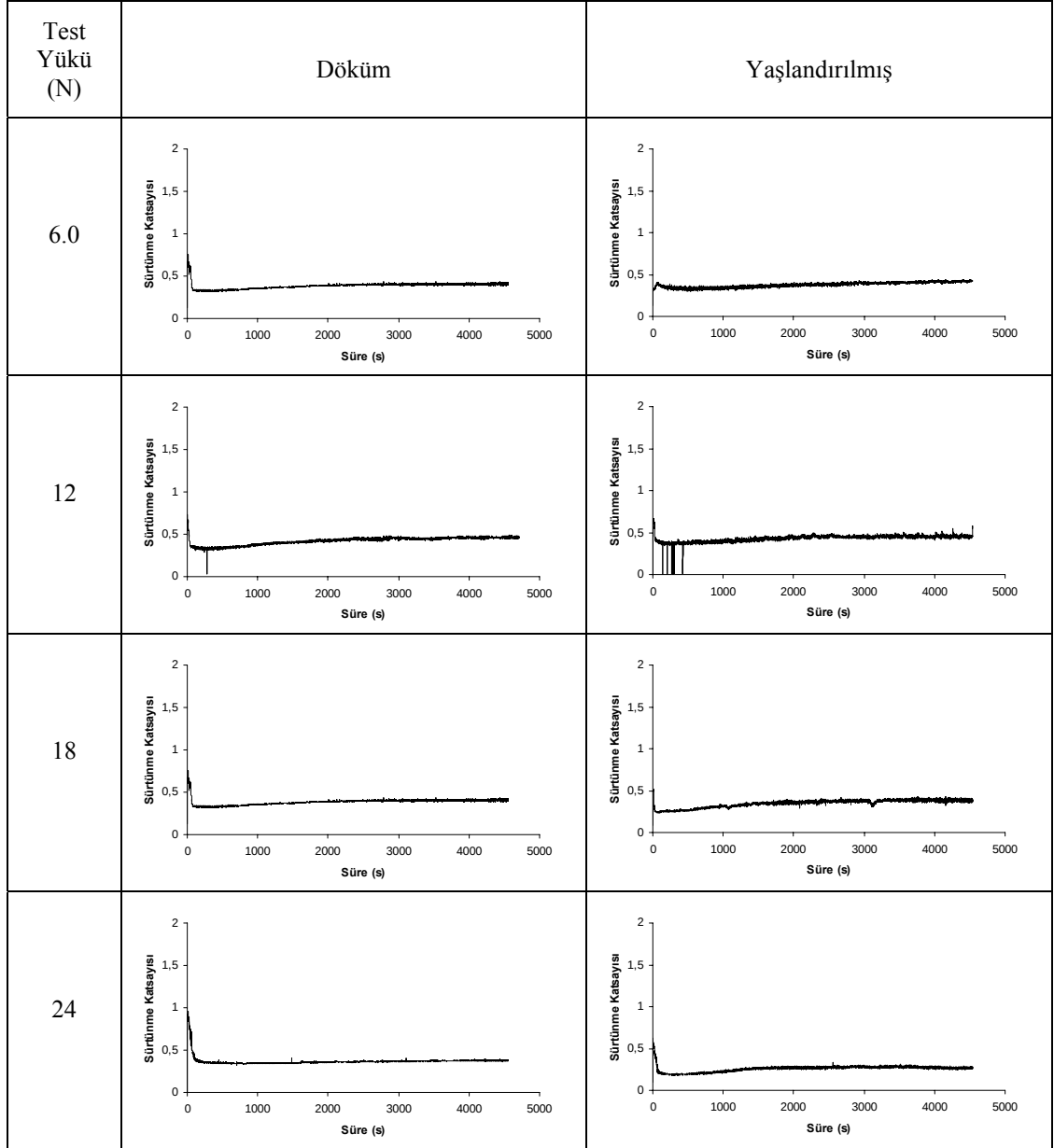
Şekil E.11: Korozyonlu aşınma koşullarında yüksek test yükünde (24 N) kompozitlerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Al ₂ O ₃ Bilye
Döküm	18	
	24	
Yaşlandırılmış	18	
	24	

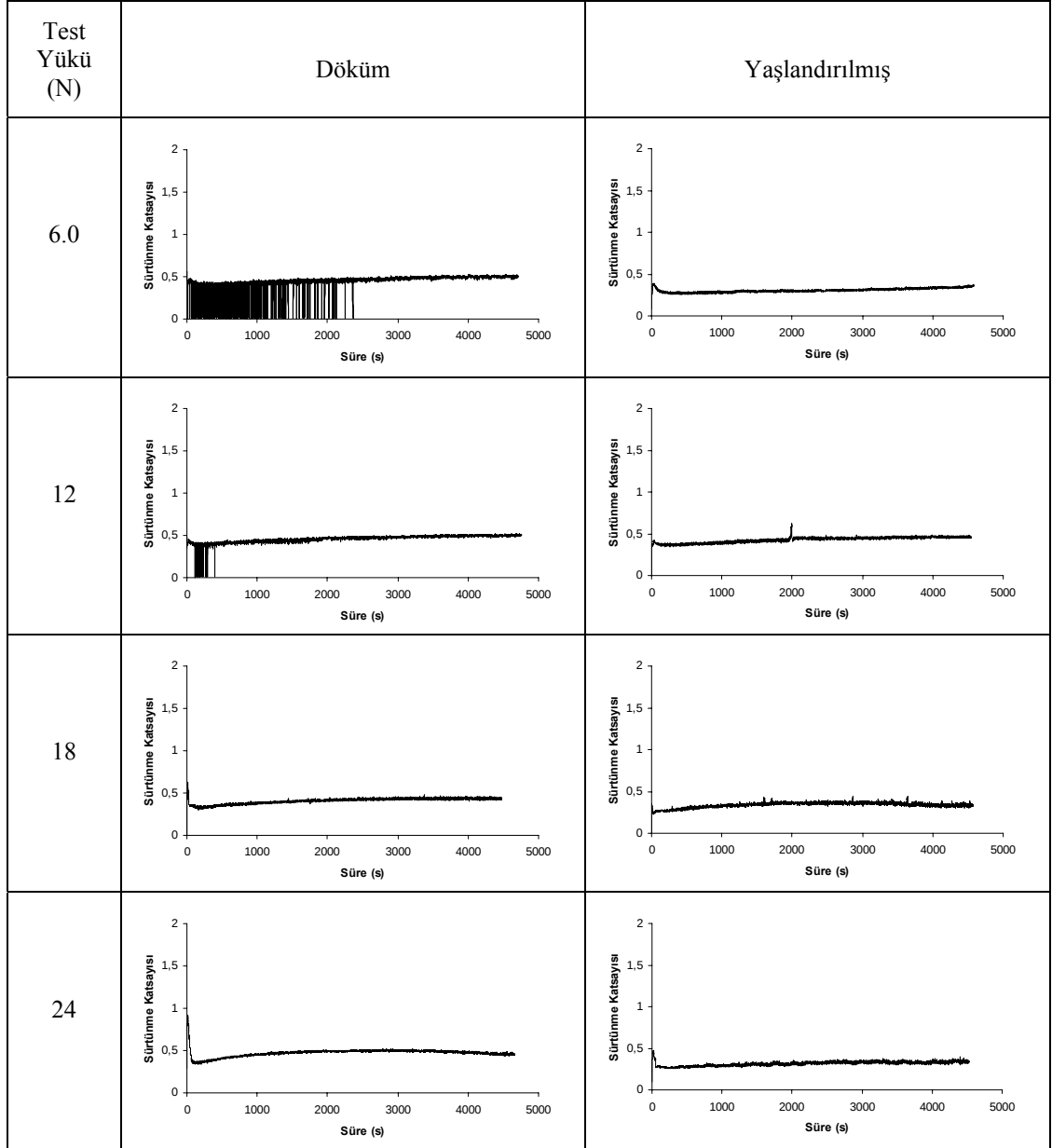
Şekil E.12: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma koşullarında 24 N yük altında Al₂O₃ bilyede oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.



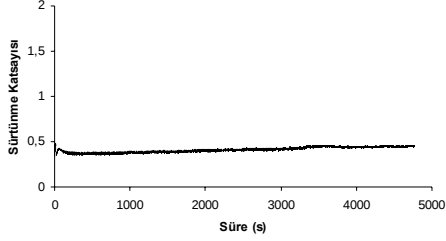
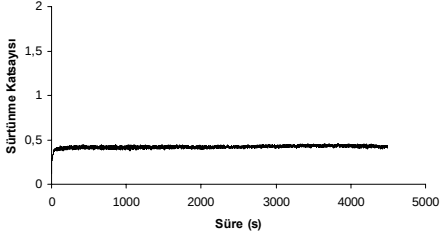
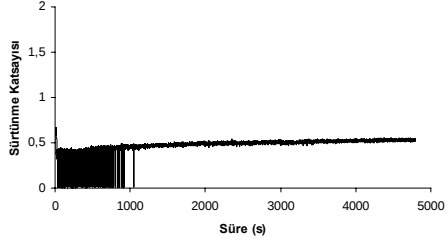
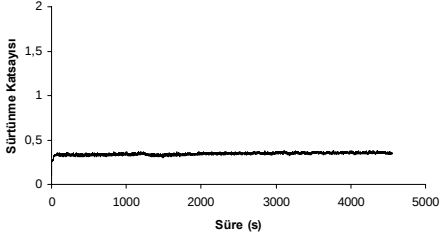
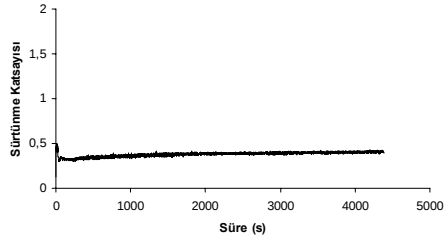
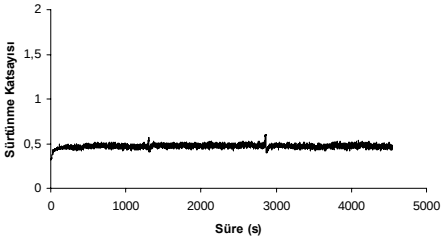
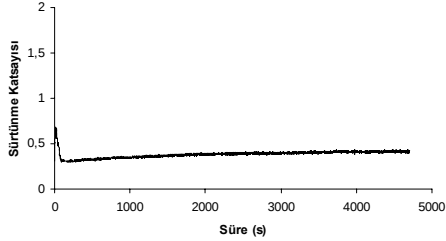
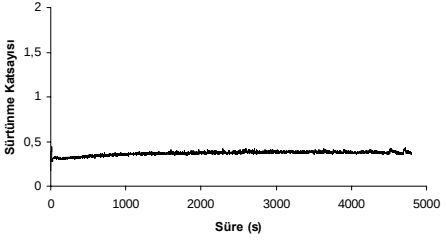
Şekil E.13: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



Şekil E.14: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



Şekil E.15: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

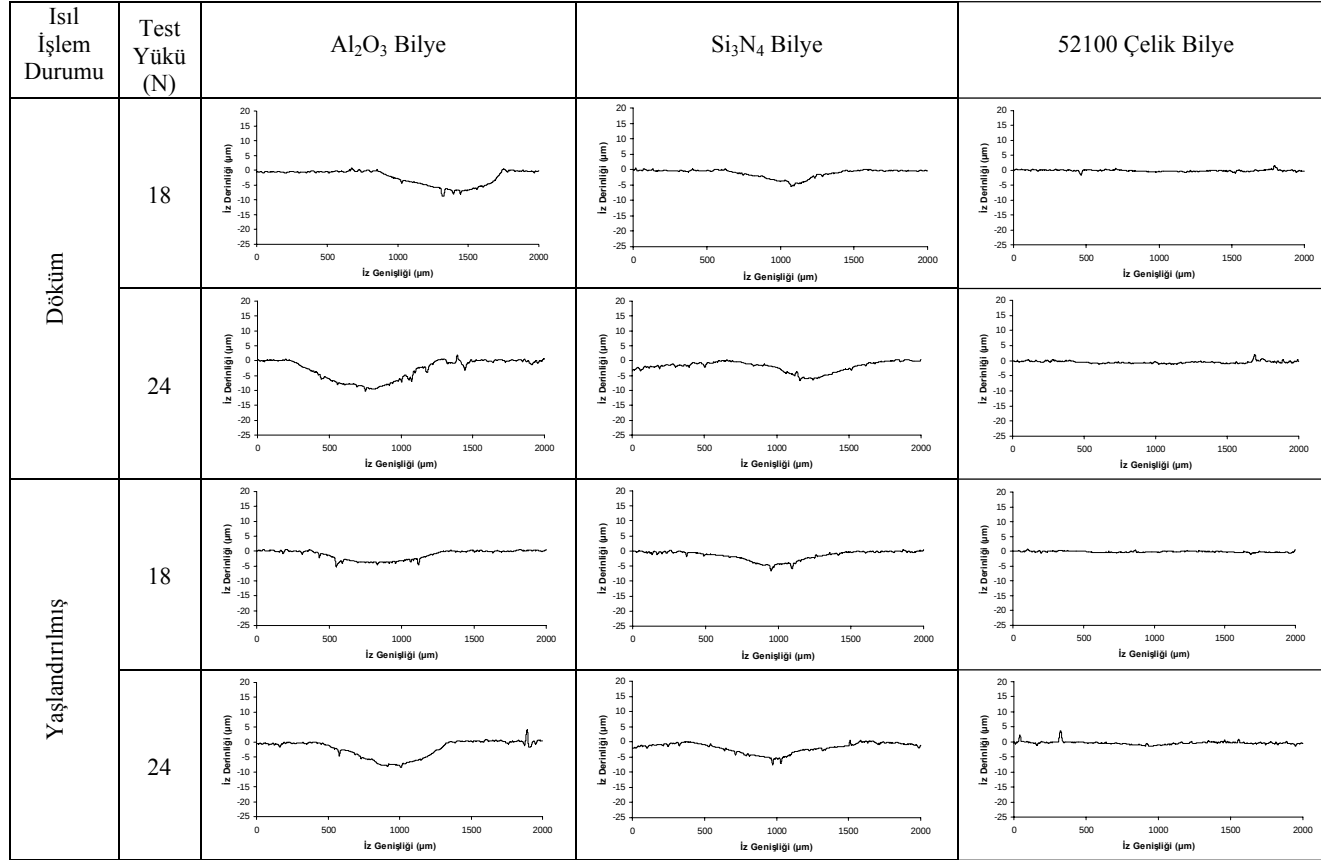
Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

Şekil E.16: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

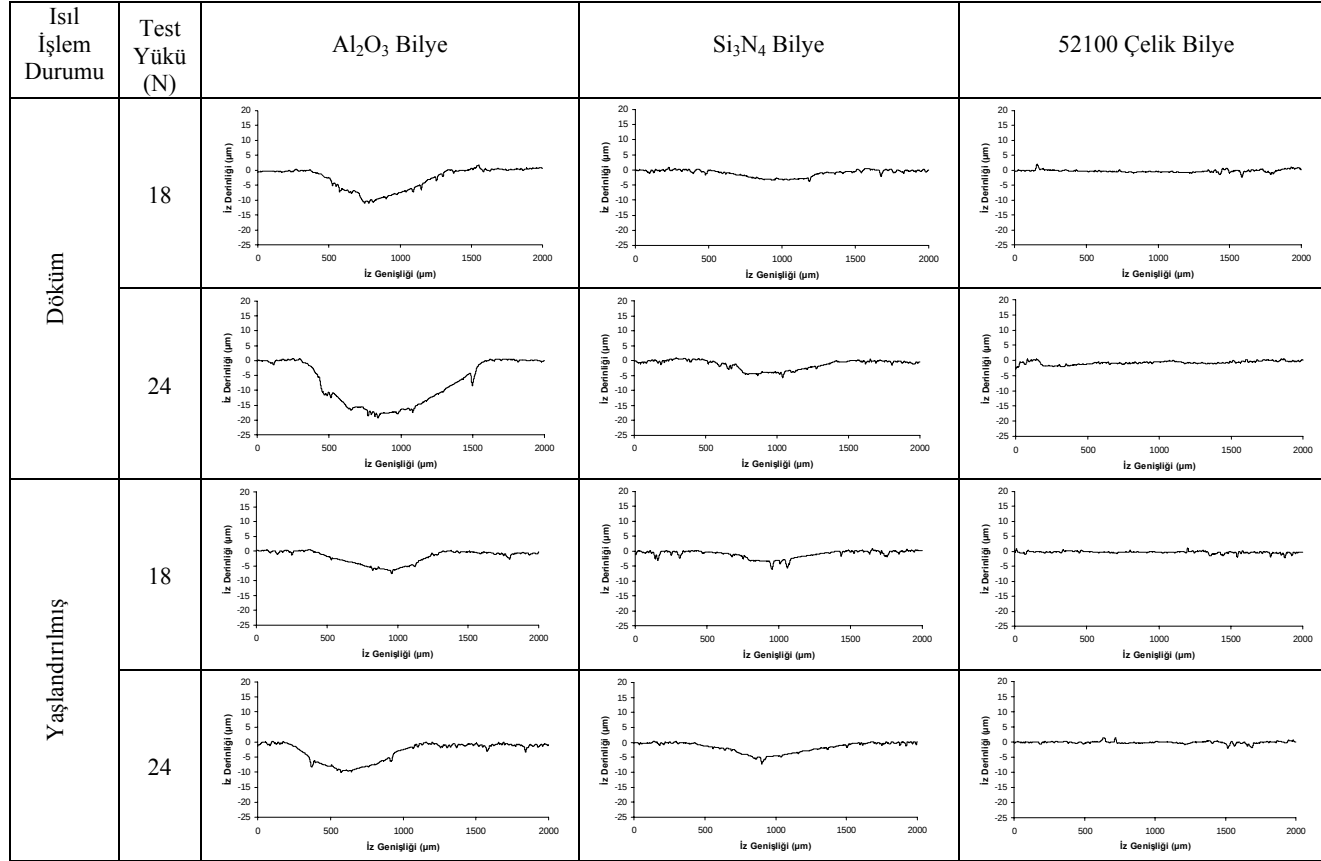
Test Yüğü (N)	Döküm	Yaşlandırılmış
6.0		
12		
18		
24		

Şekil E.17: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin korozyonlu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

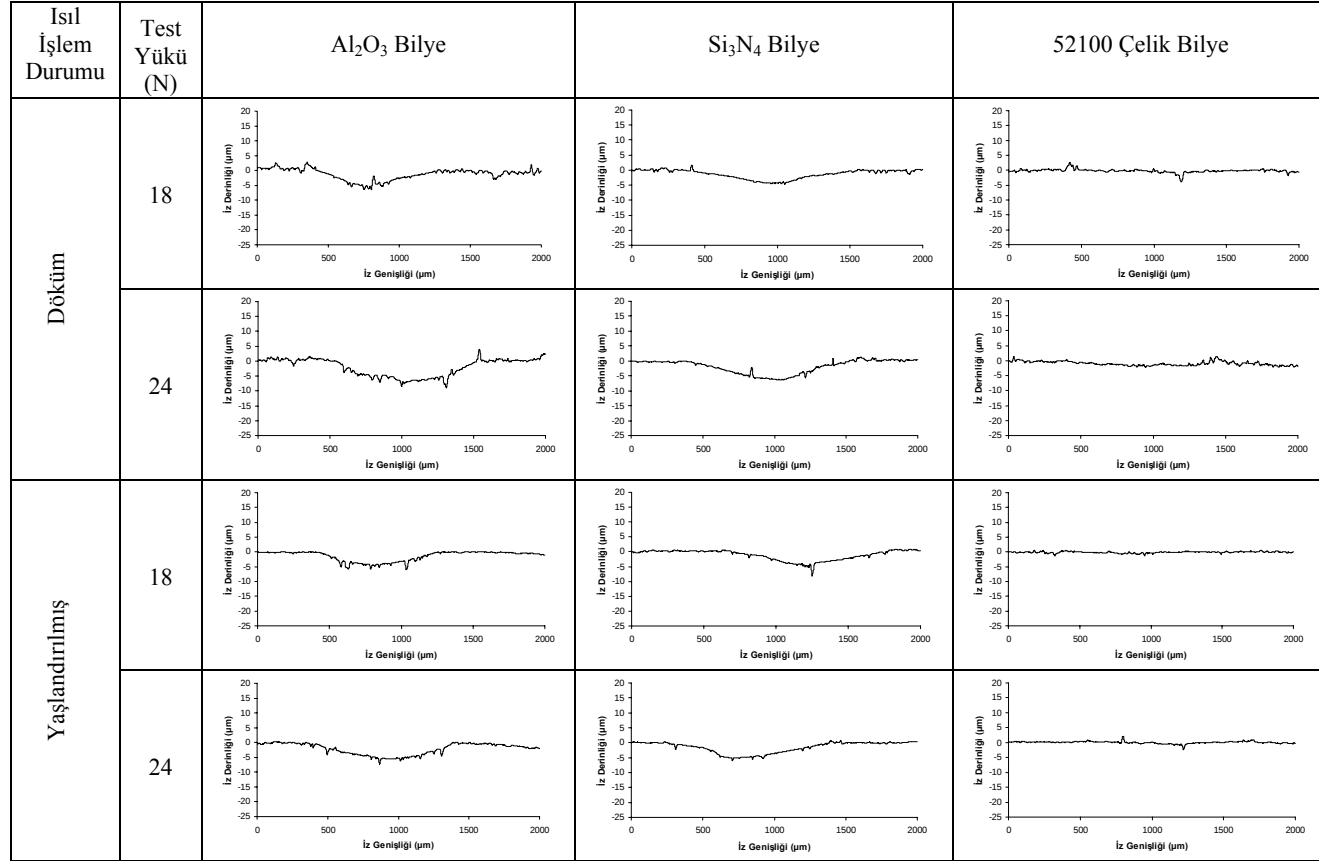
Ek F : Sulu aşınma deneyleri şekilleri



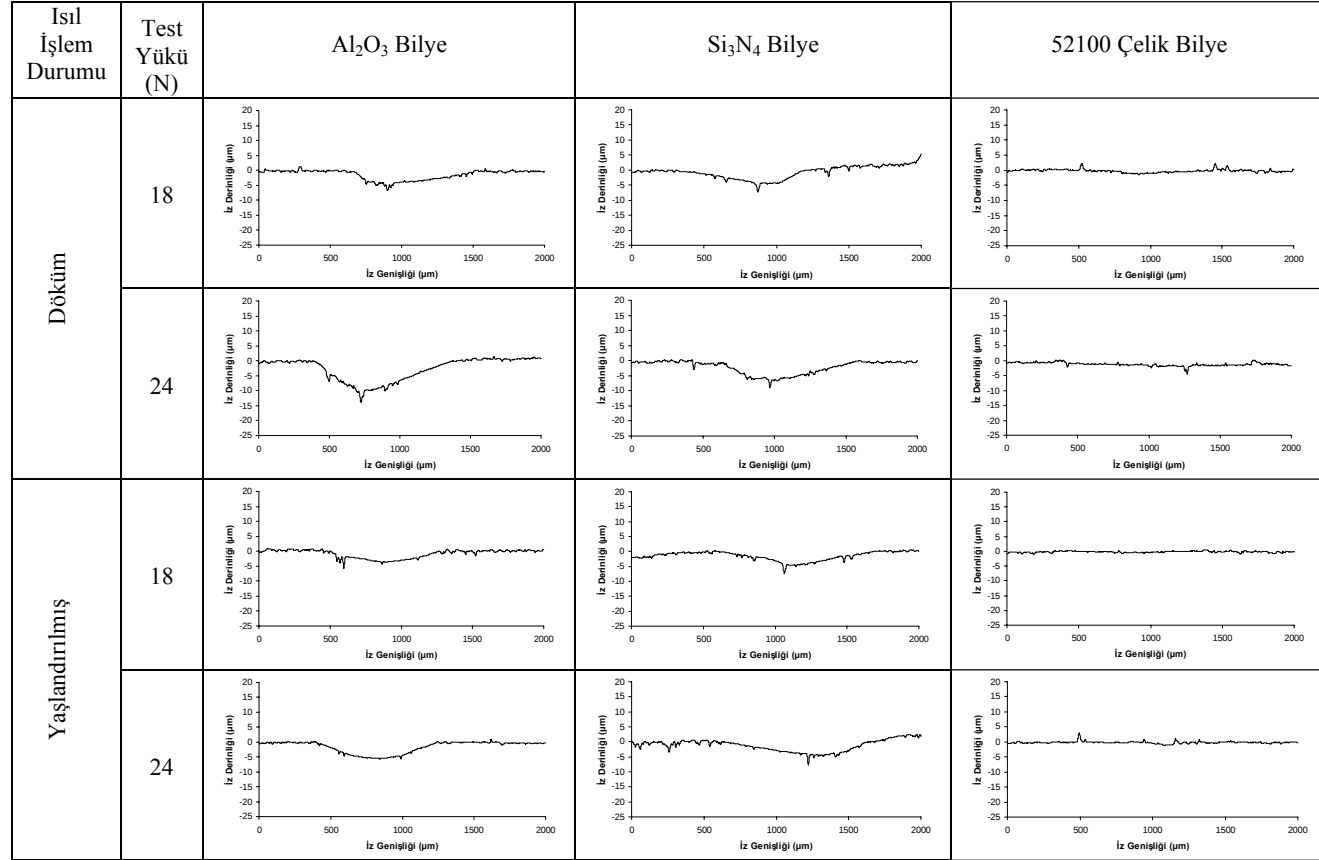
Şekil F.1: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



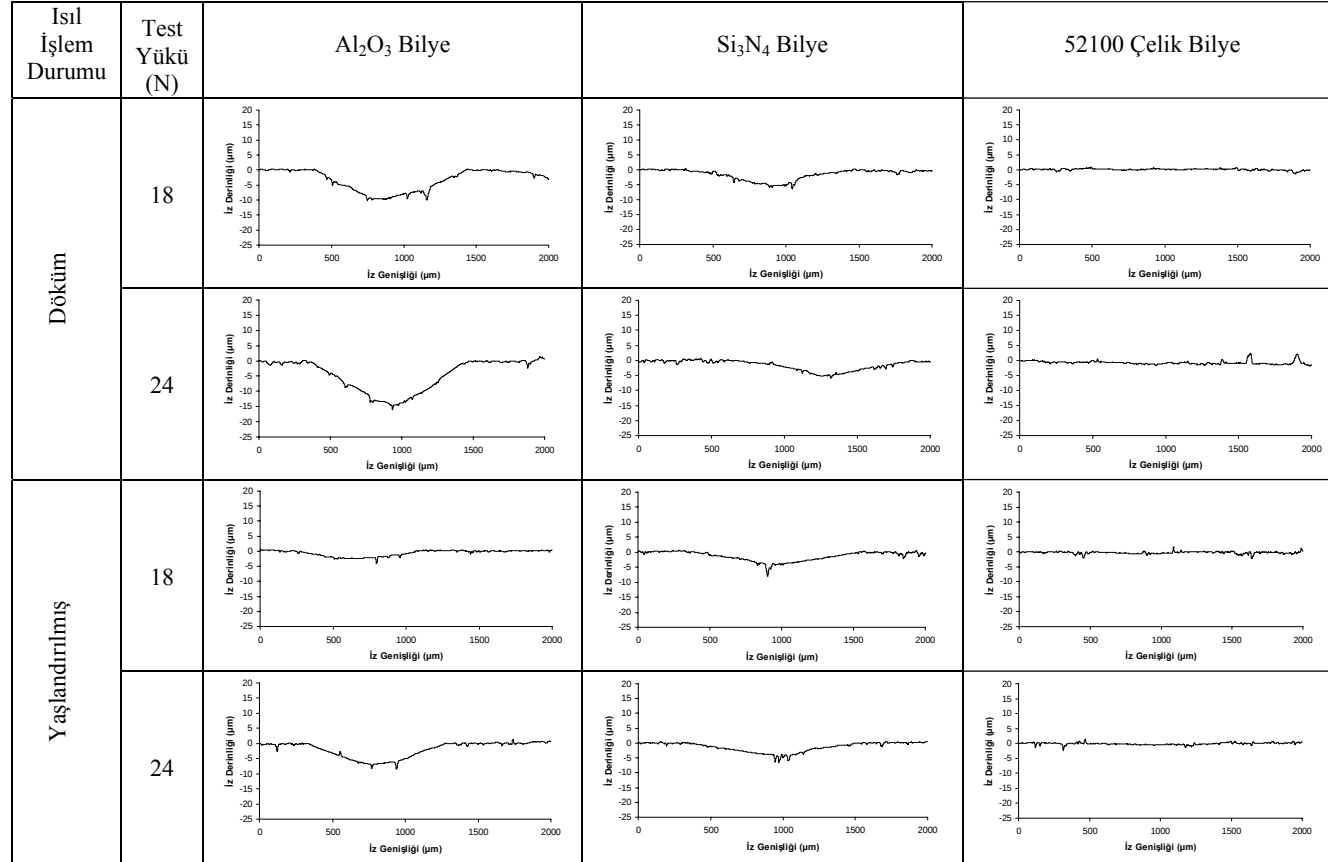
Şekil F.2: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



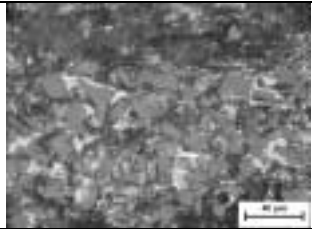
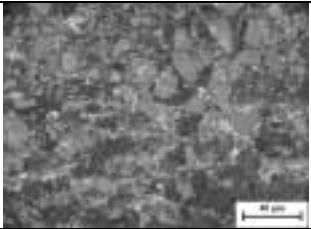
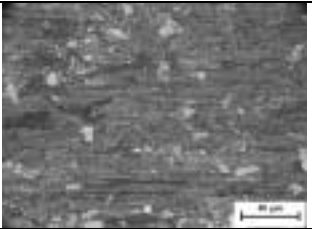
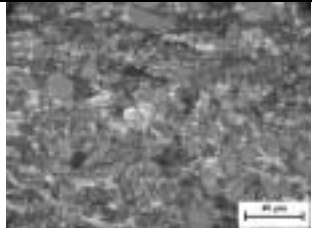
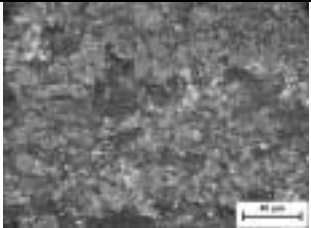
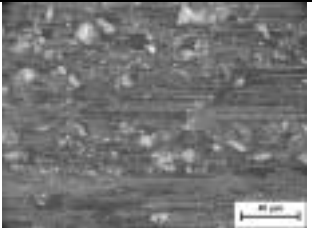
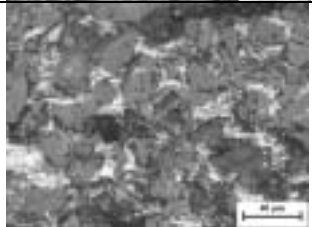
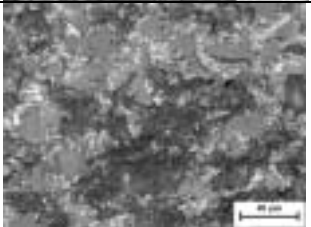
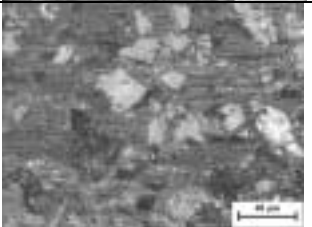
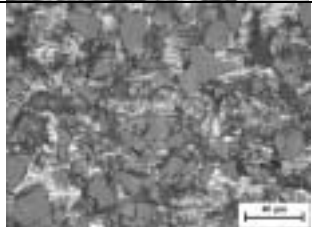
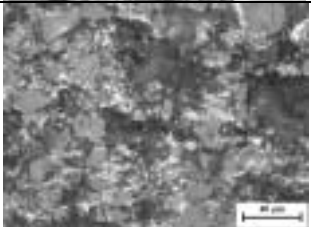
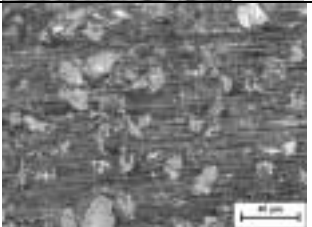
Şekil F.3: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



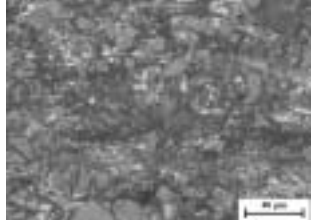
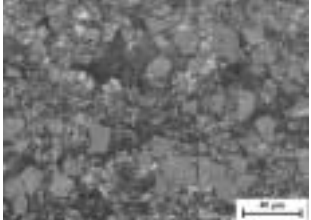
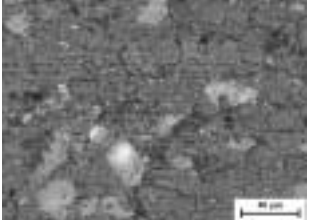
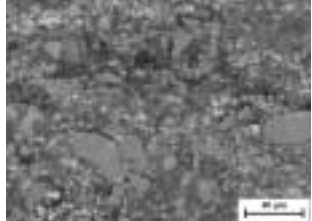
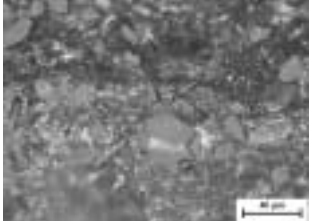
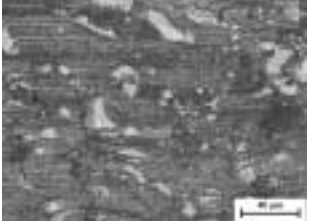
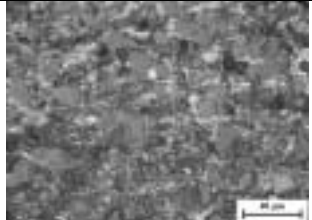
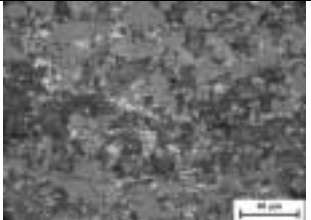
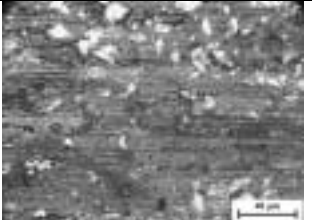
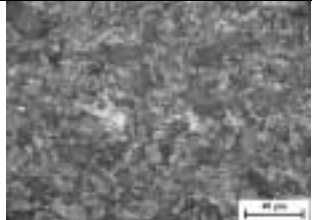
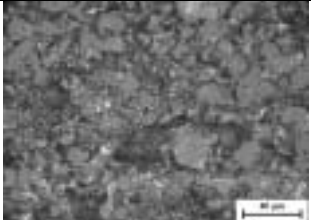
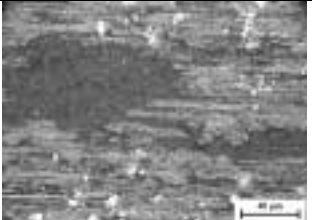
Şekil F.4: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



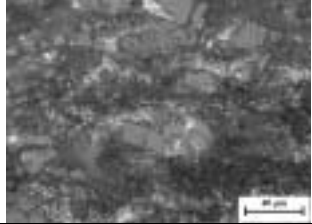
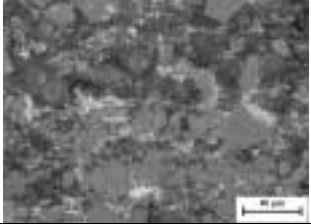
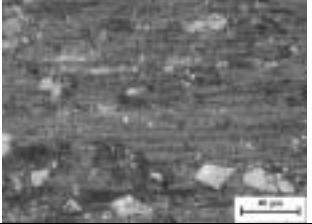
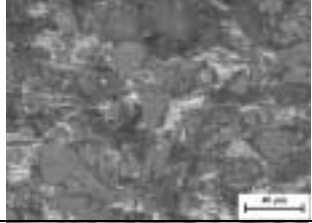
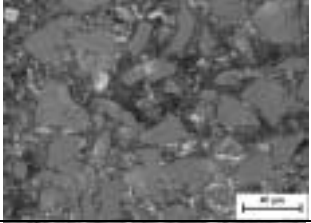
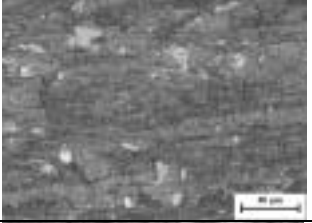
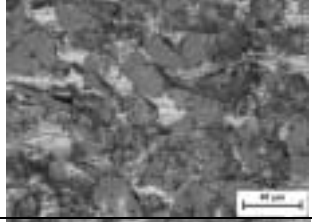
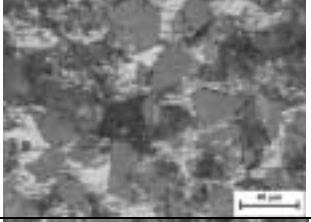
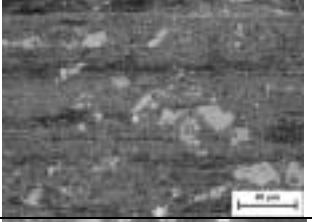
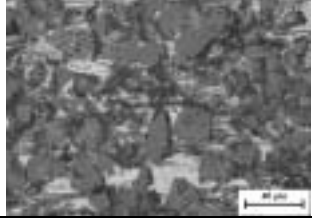
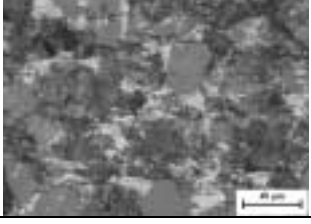
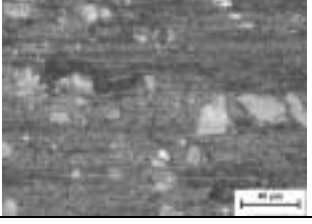
Şekil F.5: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
Döküm	18			
	24			
Yaşlandırılmış	18			
	24			

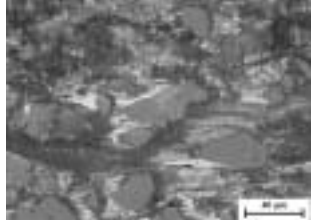
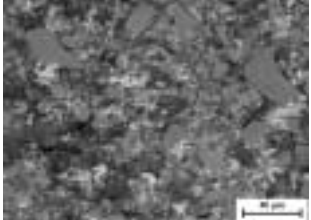
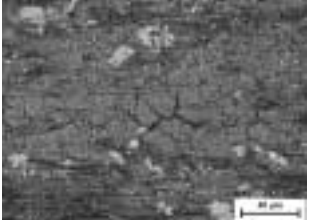
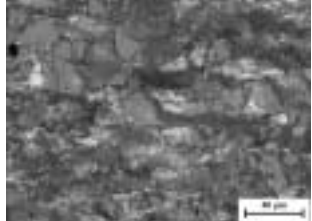
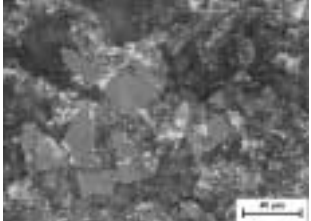
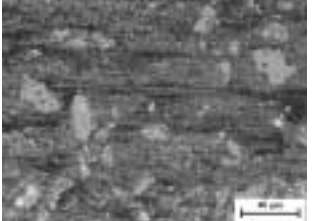
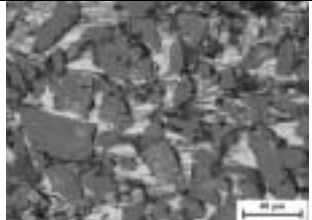
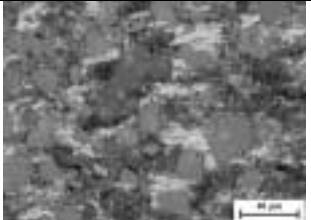
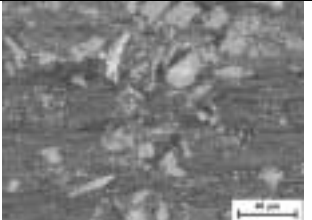
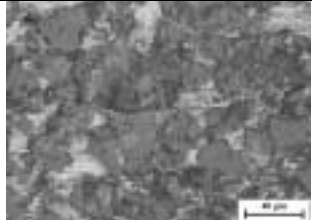
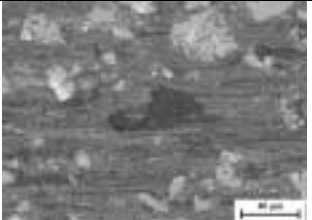
Şekil F.6: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünümeleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
Döküm	18			
	24			
Yaşlandırılmış	18			
	24			

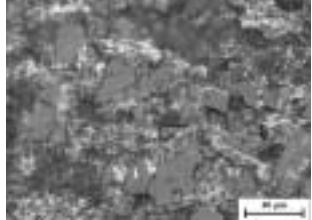
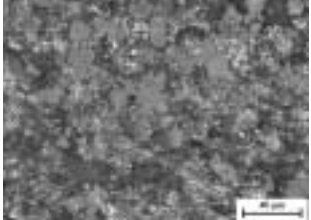
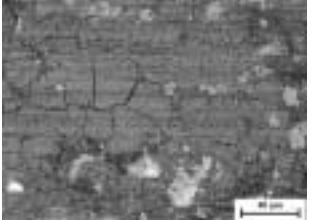
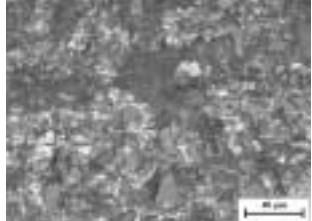
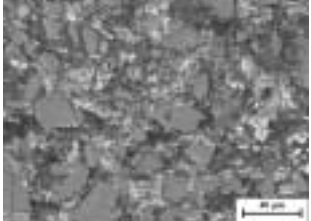
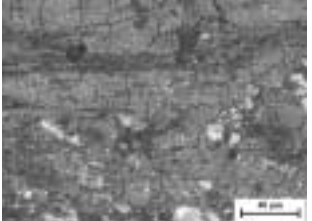
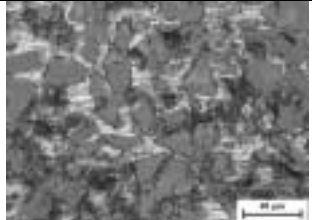
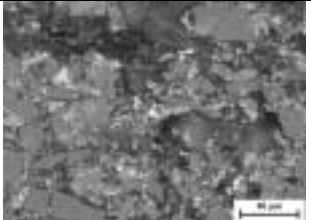
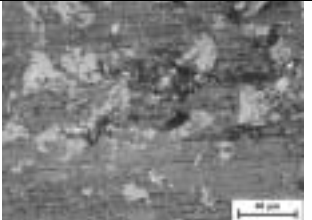
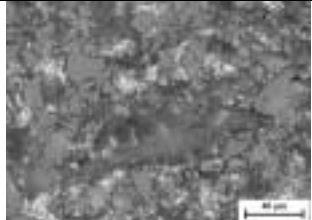
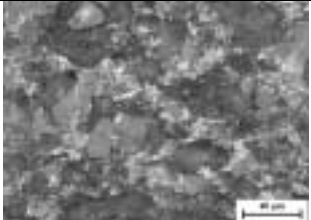
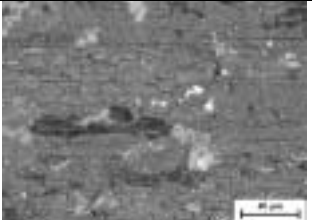
Şekil F.7: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
Döküm	18			
	24			
Yaşlandırılmış	18			
	24			

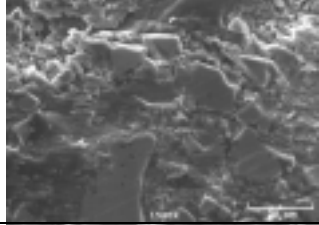
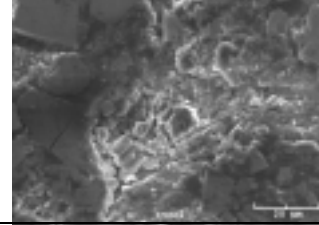
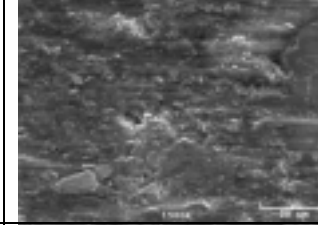
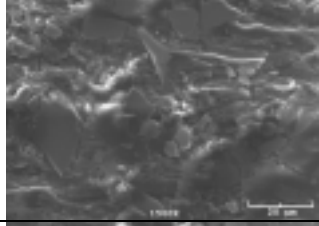
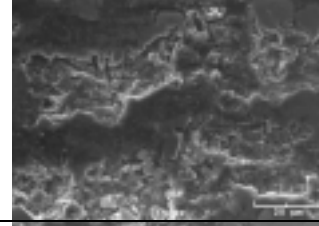
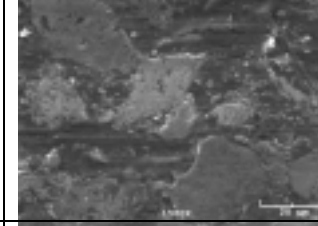
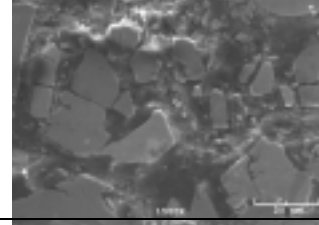
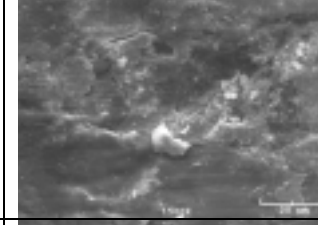
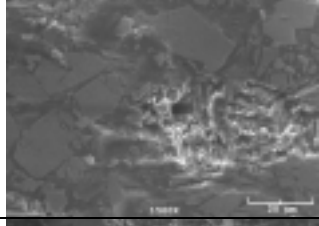
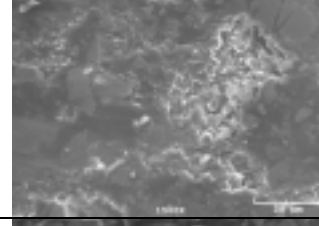
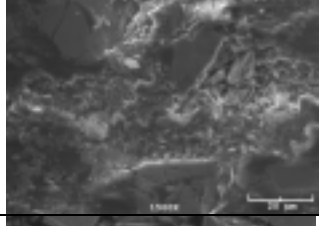
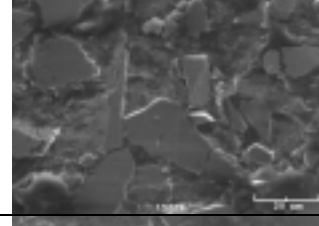
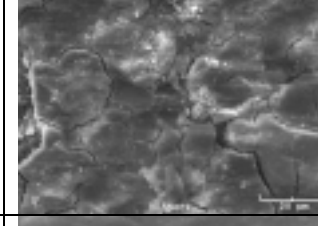
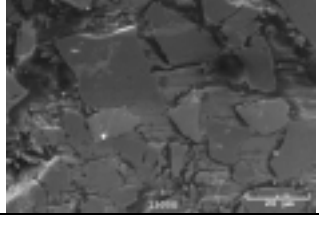
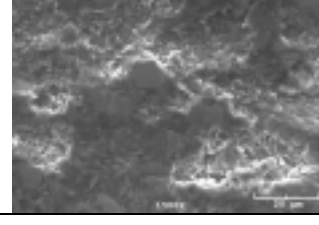
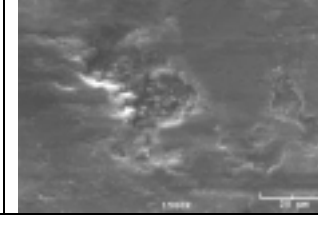
Şekil F.8: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görünimleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
Döküm	18			
	24			
Yaşlandırılmış	18			
	24			

Şekil F.9: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Test Yüğü (N)	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
Döküm	18			
	24			
Yaşlandırılmış	18			
	24			

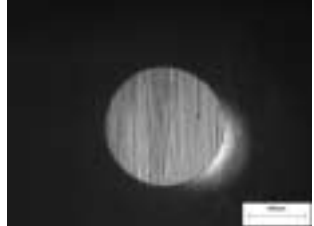
Şekil F.10: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
6082	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
7012	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
7075	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

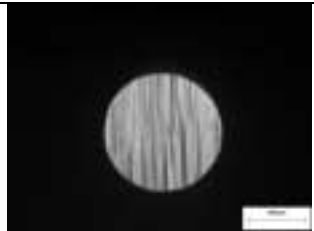
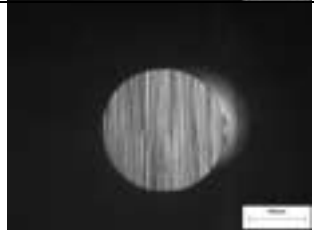
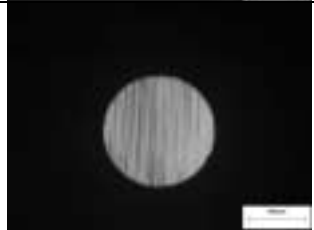
Şekil F.11: Sulu aşınma koşullarında yüksek test yükünde (24 N) 6082, 7012 ve 7075 alüminyum matris yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.

Matris	Döküm	Yaşlandırılmış
2618		
6082		
7012		
7075		
A380		

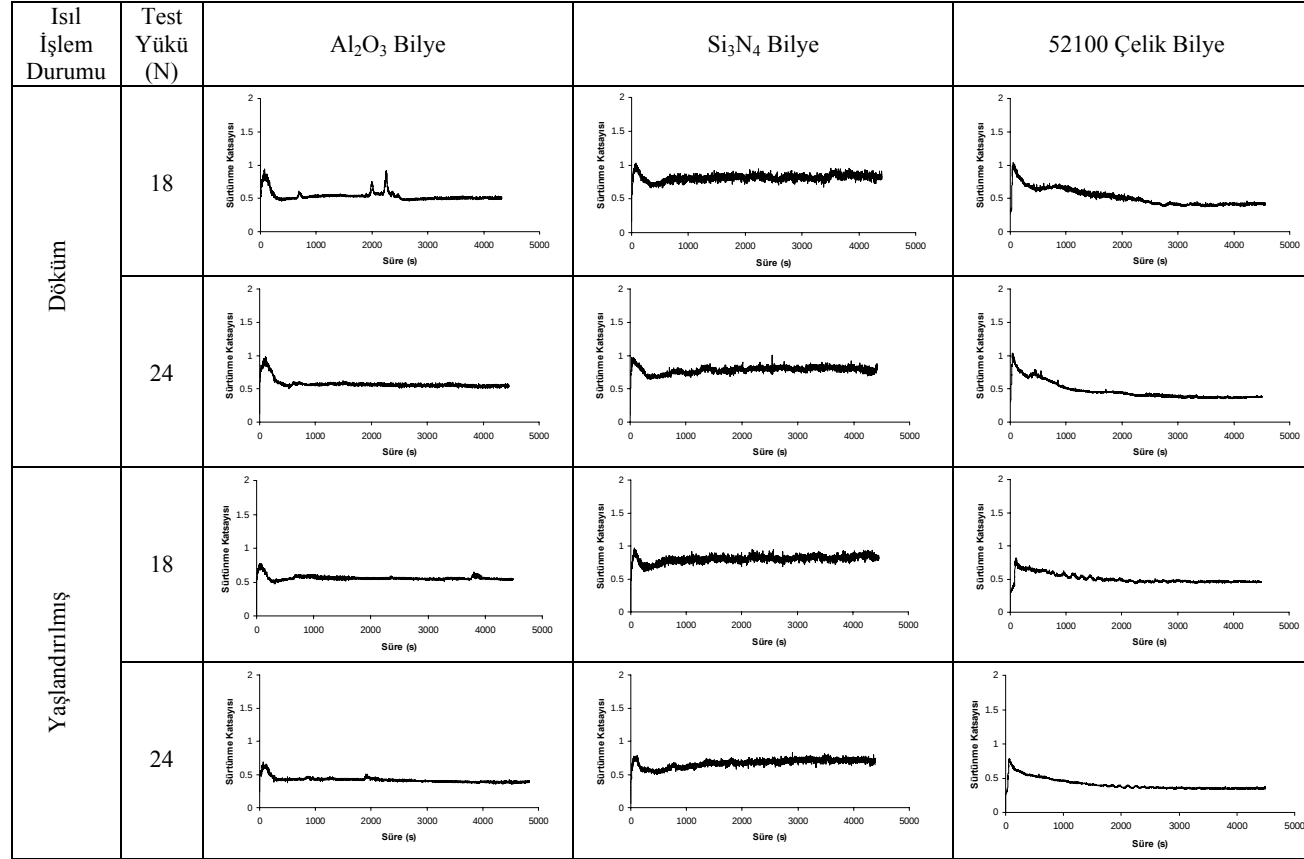
Şekil F.12: Sulu ortam koşullarında incelenen kompozitlerin aşınma sırasında karşı malzeme olarak kullanılan Al_2O_3 Si_3N_4 ve 52100 kalite çelik bilyeler üzerinde oluşan iz alanının değişimi.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
2618	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
6082	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

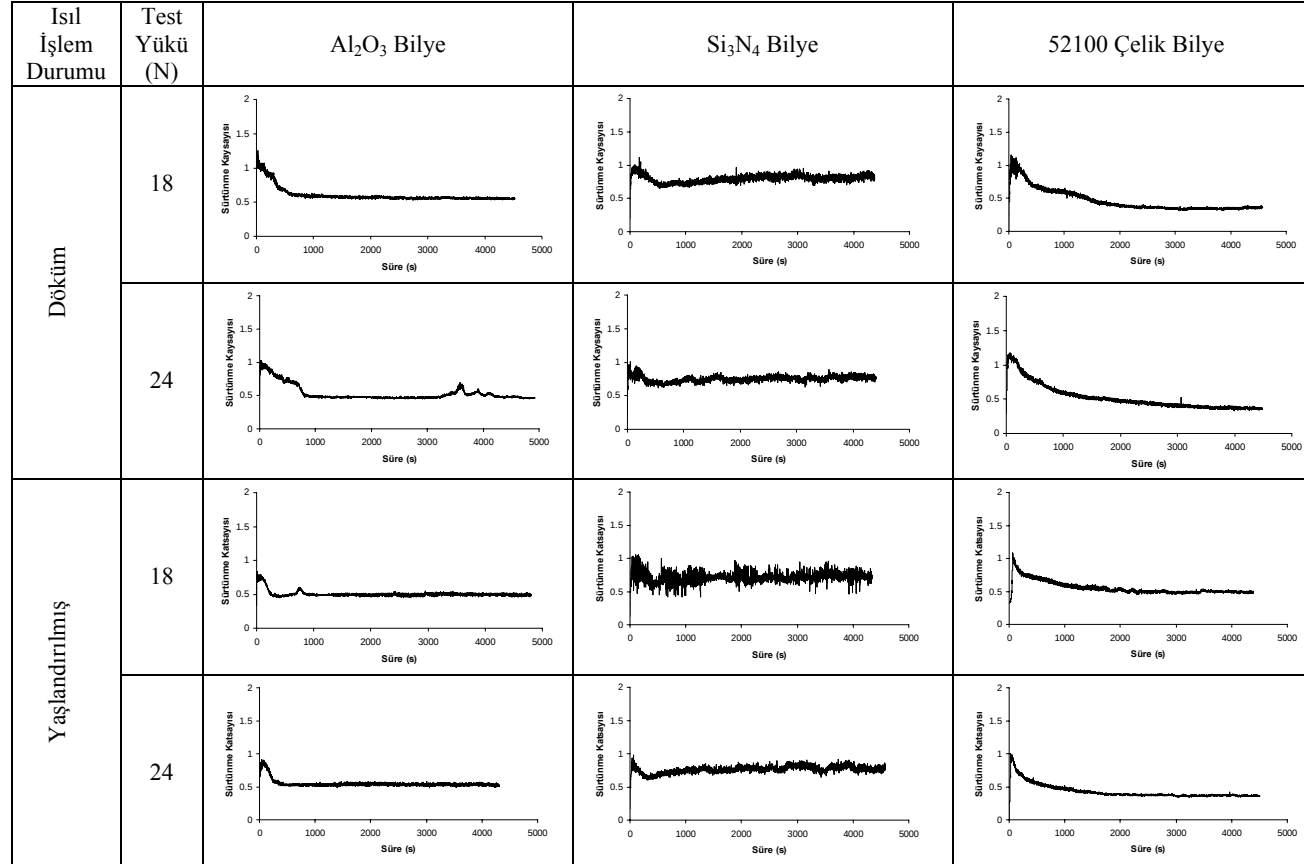
Şekil F.13: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 18 N yük altında karşı malzeme olarak kullanılan bilyelerde oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
7012	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
7075	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
A380	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

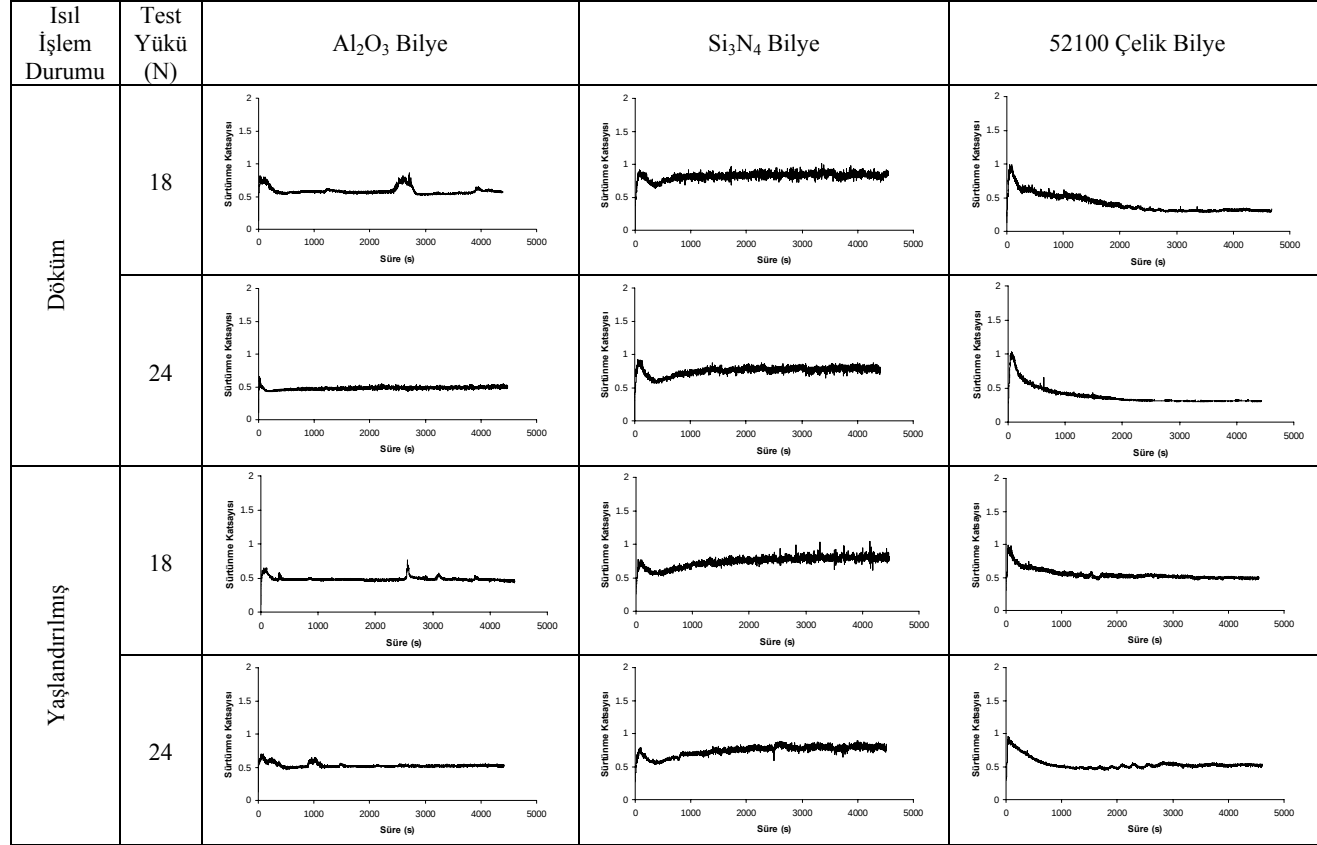
Şekil F.14: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012, 7075 ve A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sonrası 18 N yük altında karşı malzeme olarak kullanılan bilyelerde oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.



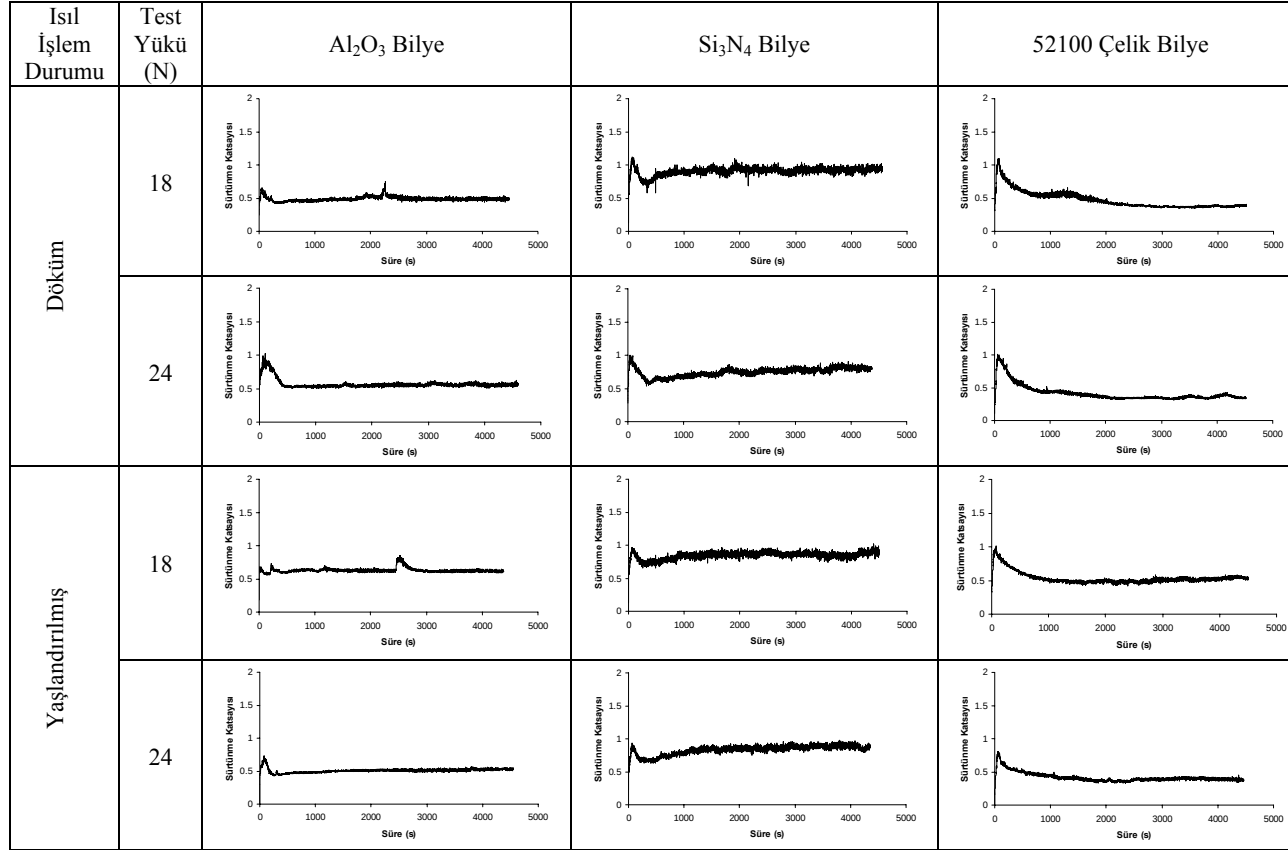
Şekil F.15: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



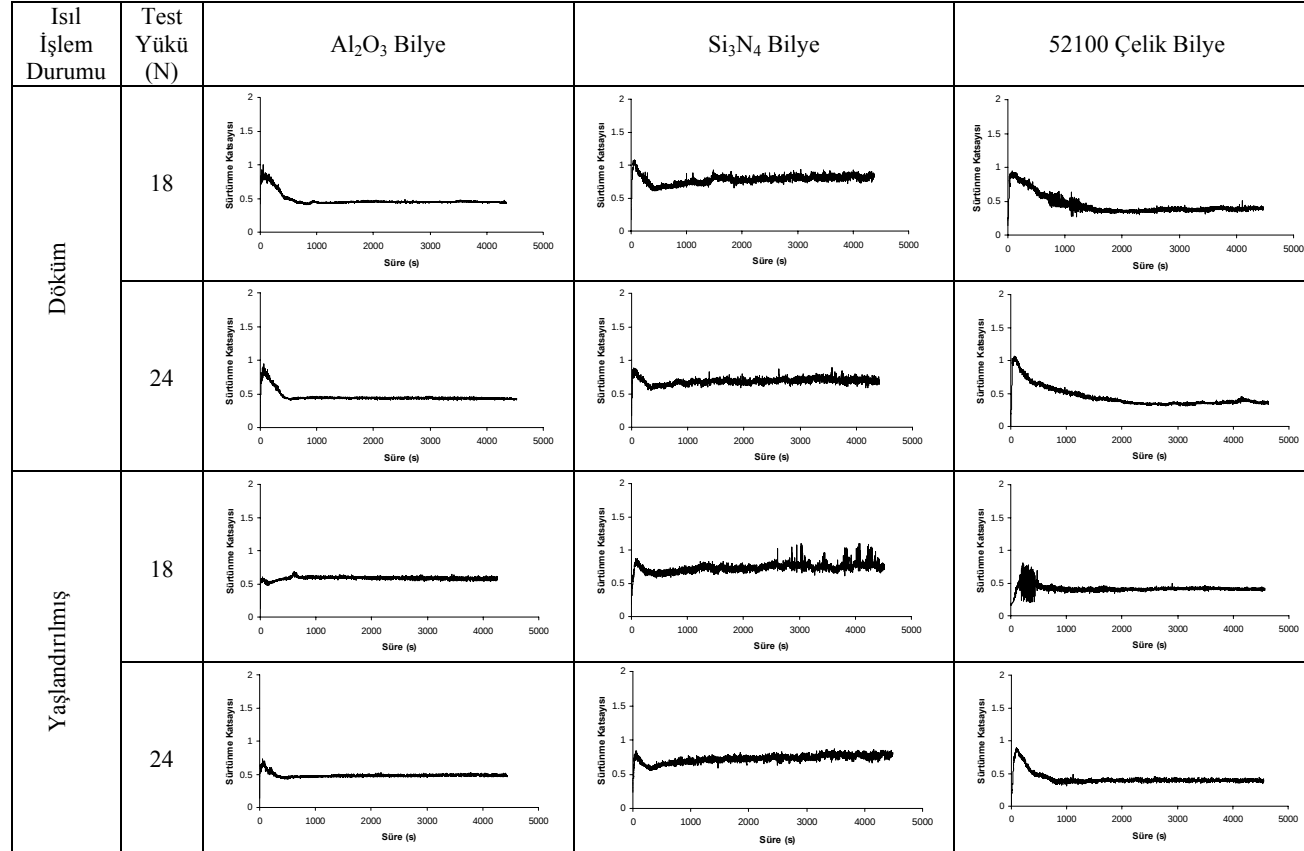
Şekil F.16: Döküm hali ve yaşlandırılmış 6082 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



Şekil F.17: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

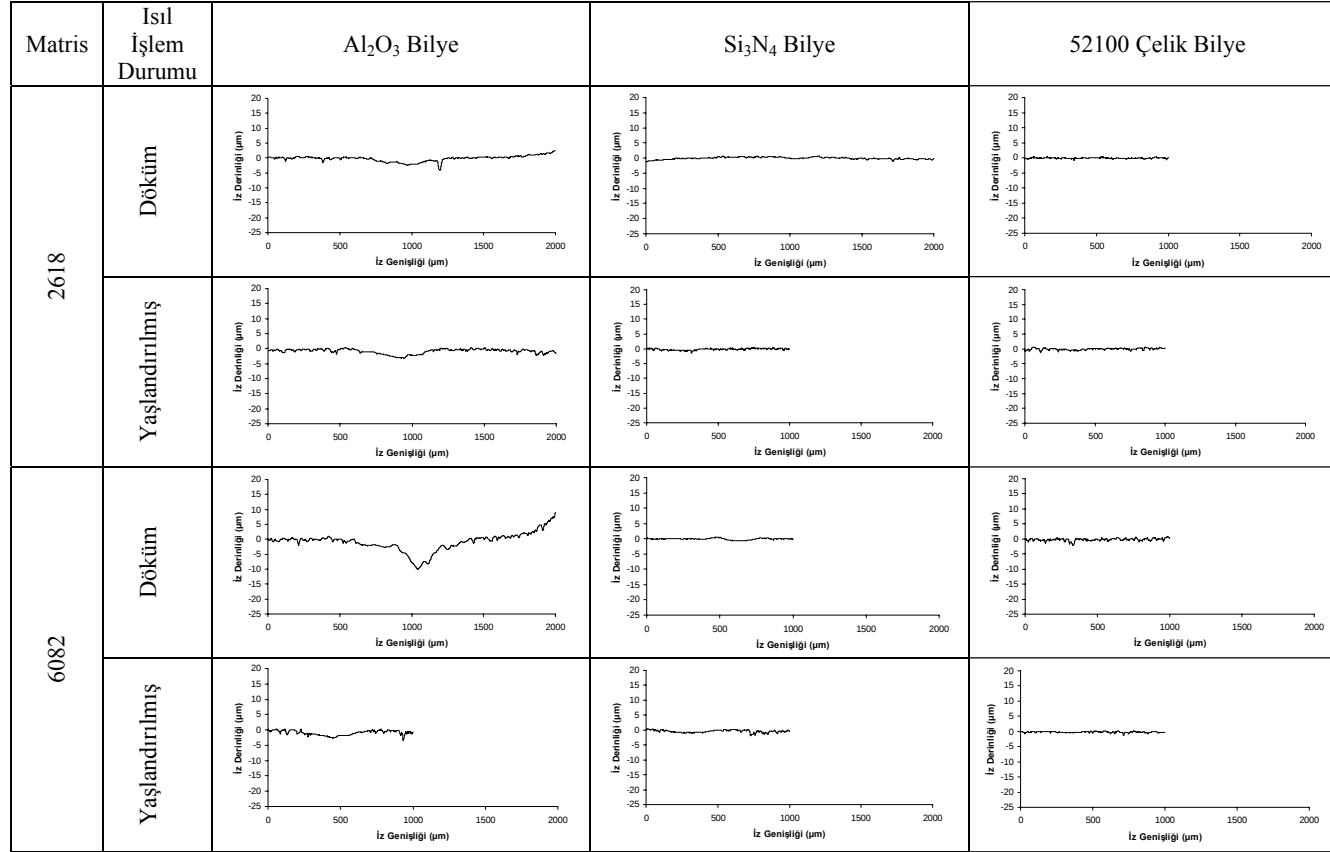


Şekil F.18: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7075 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

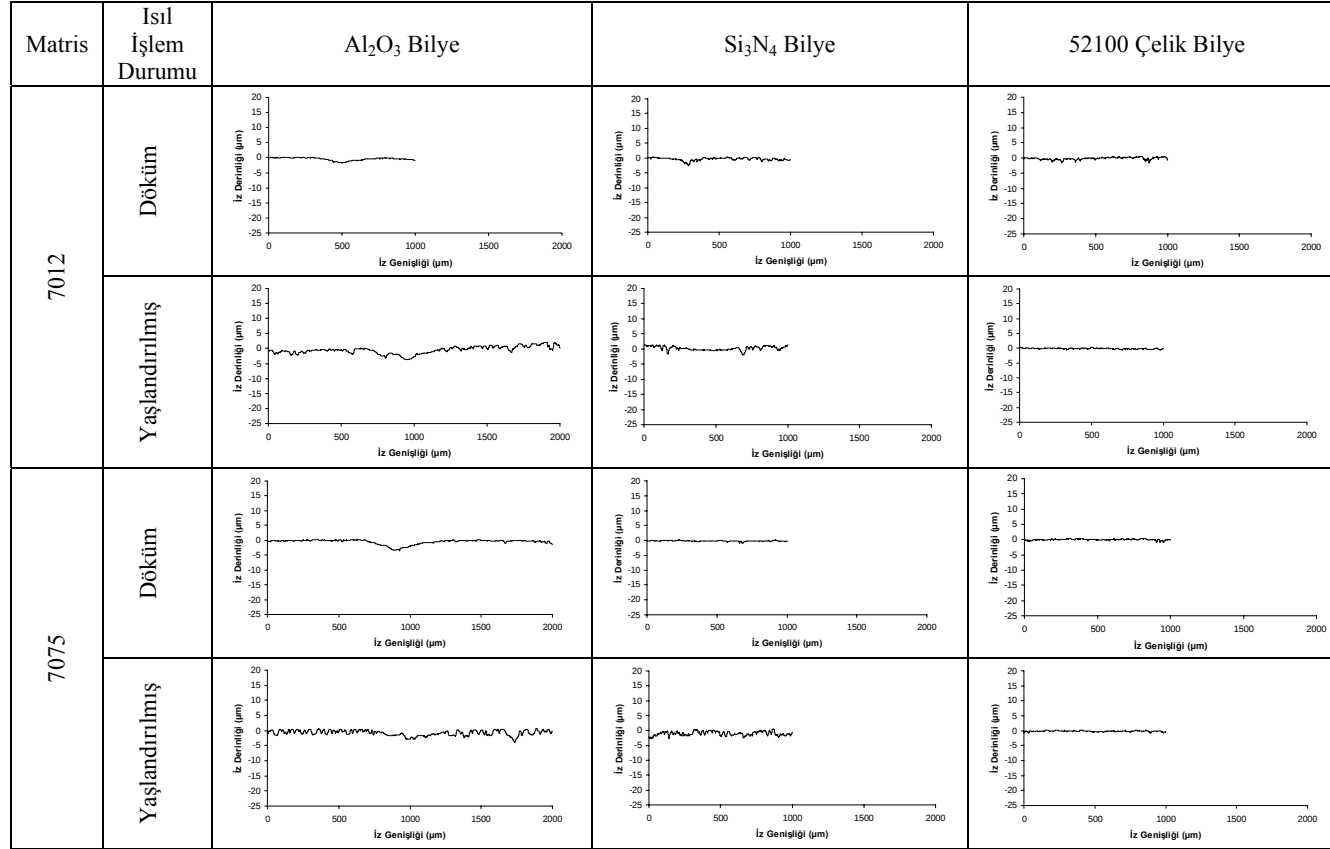


Şekil F.19: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin sulu aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

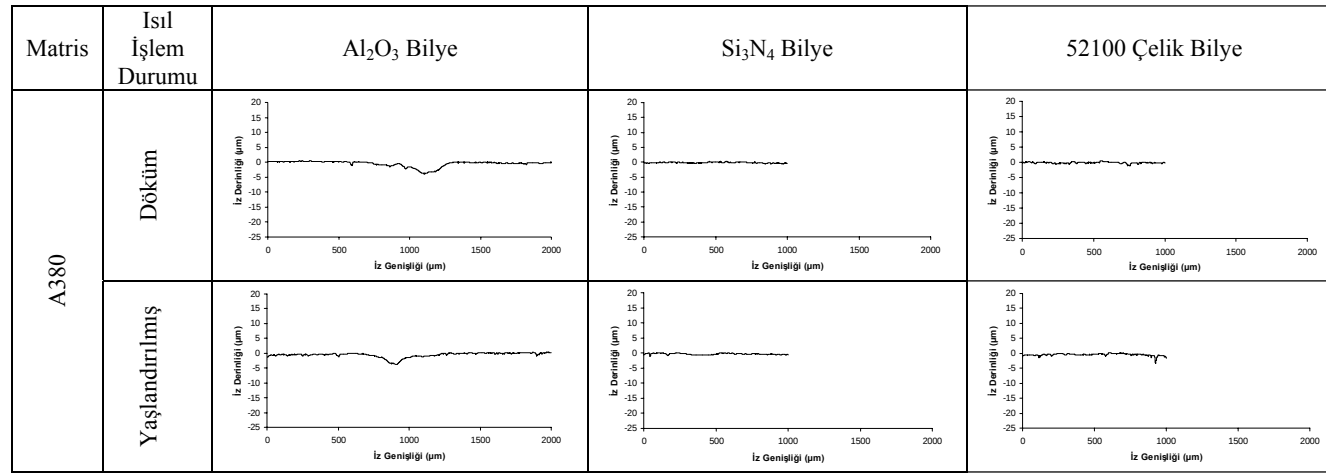
Ek G : Yağlı aşınma deneyleri şekilleri



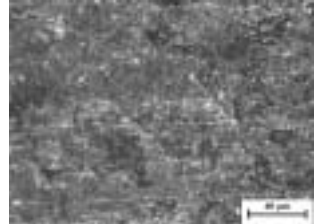
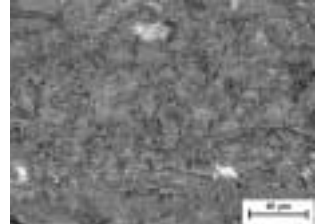
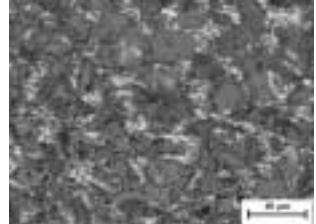
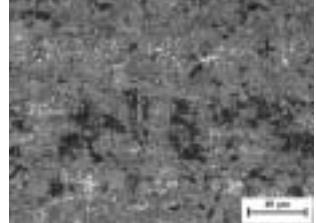
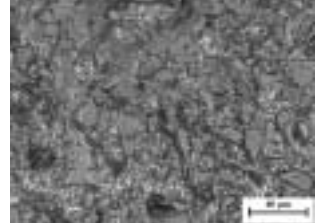
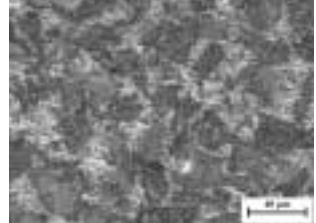
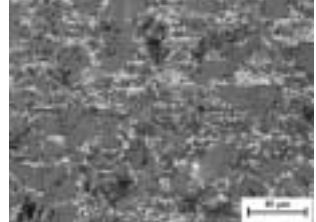
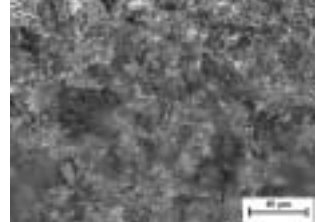
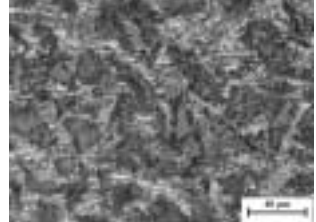
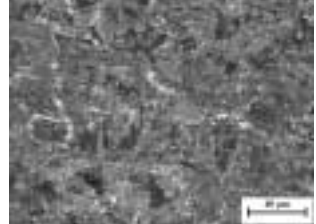
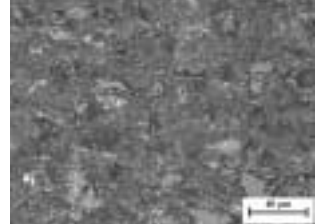
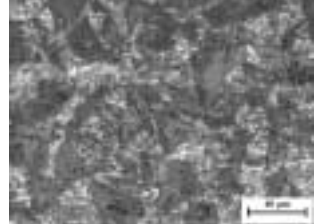
Şekil G.1: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



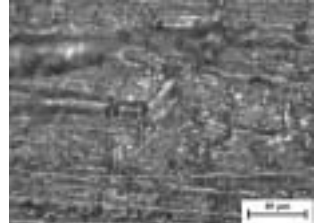
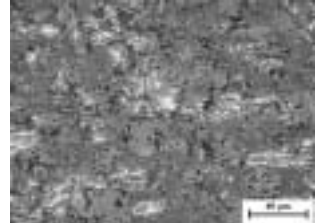
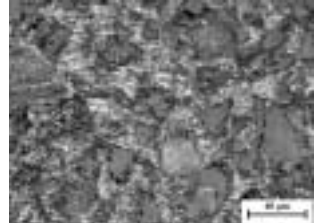
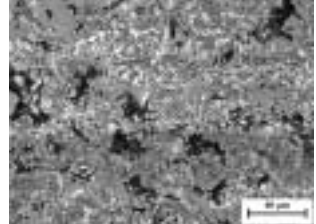
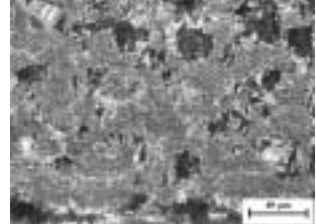
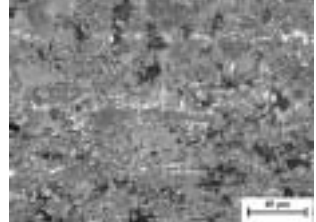
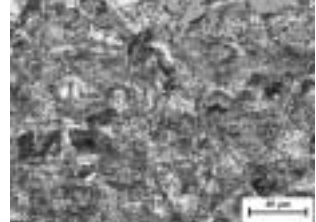
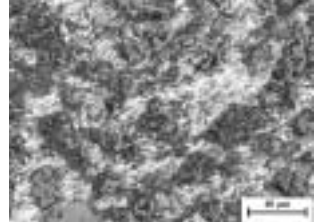
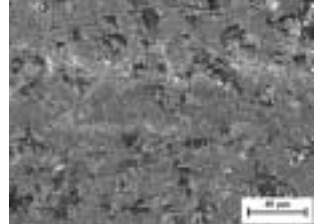
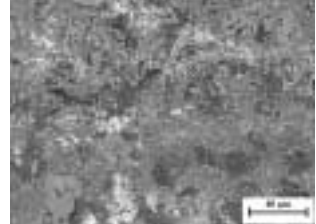
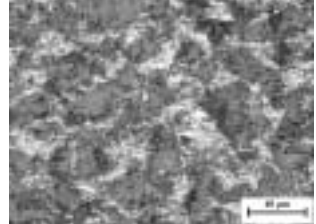
Şekil G.2: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.



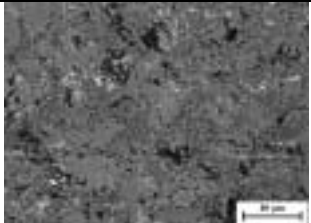
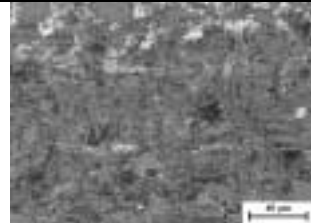
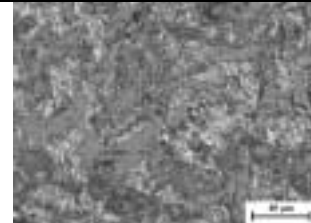
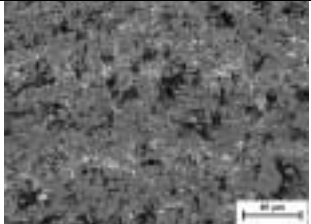
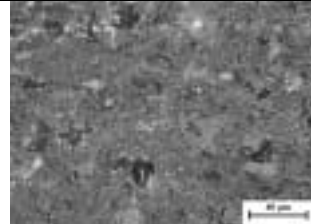
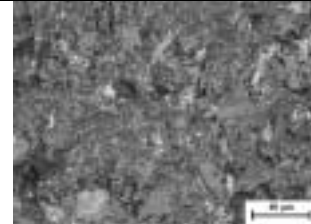
Şekil G.3: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası 2 boyutlu iz profilleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
2618	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
6082	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

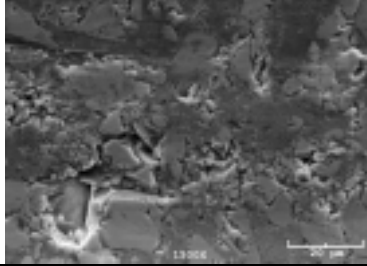
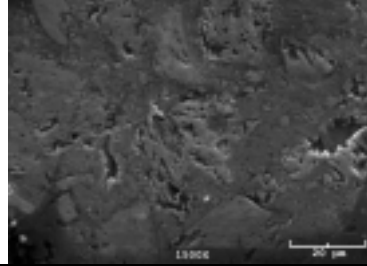
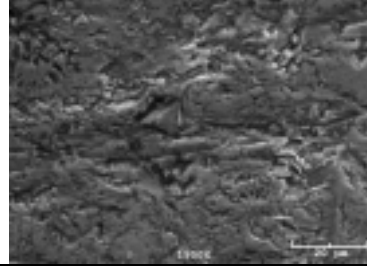
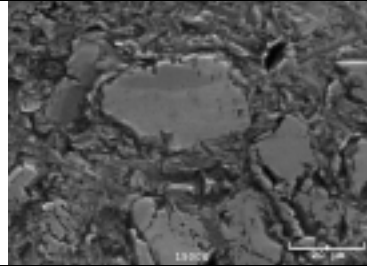
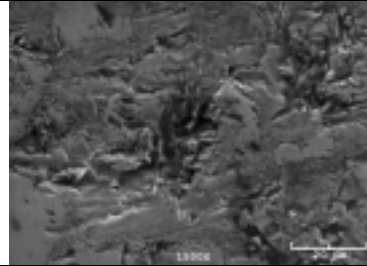
Şekil G.4: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
7012	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
7075	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

Şekil G.5: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
A380	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

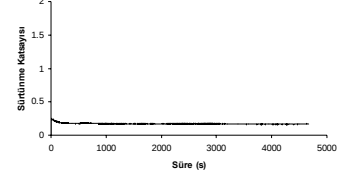
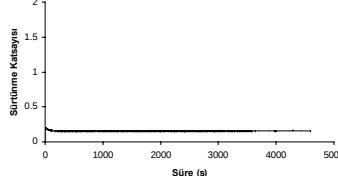
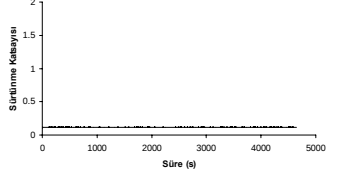
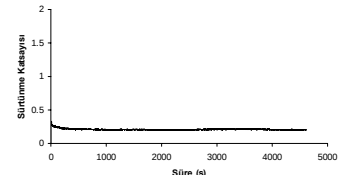
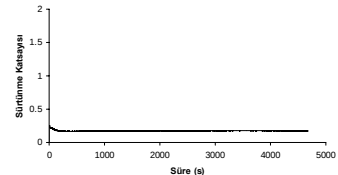
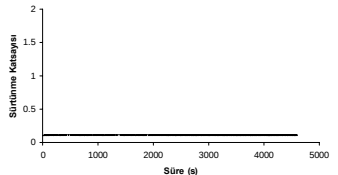
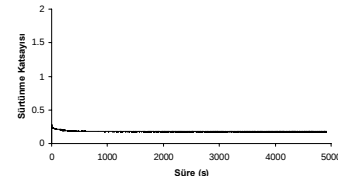
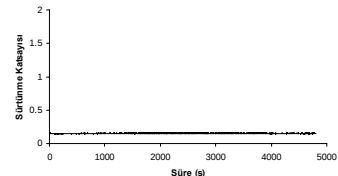
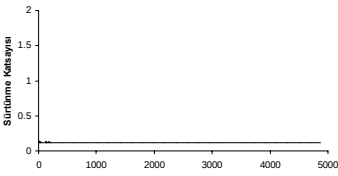
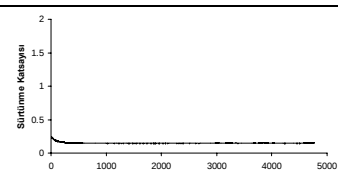
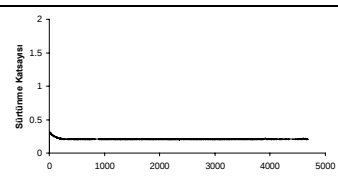
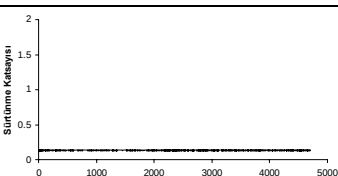
Şekil G.6: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
6082	Yaşlandırılmış			
7075	Döküm			

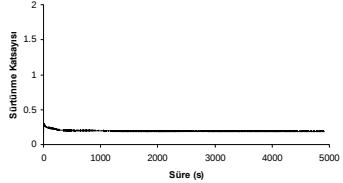
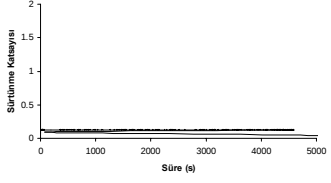
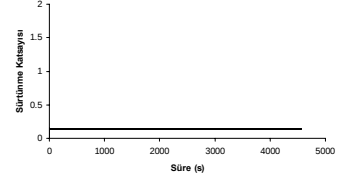
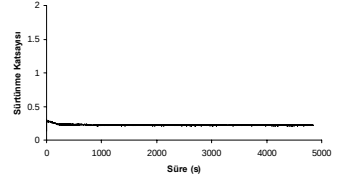
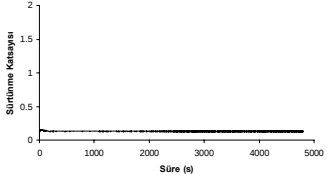
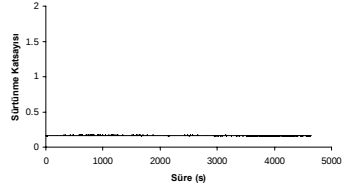
Şekil G.7: Yaşlandırılmış 6082 Al ve döküm hali 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sonrası taramalı elektron mikroskop görüntüleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
2618	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
6082	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

Şekil G.8: Döküm hali ve yaşlandırılmış 2618 ve 6082 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
7012	Döküm			
	Yaşlandırılmış			
7075	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

Şekil G.9: Döküm hali ve yaşlandırılmış 7012 ve 7075 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

Matris	Isıl İşlem Durumu	Al ₂ O ₃ Bilye	Si ₃ N ₄ Bilye	52100 Çelik Bilye
A380	Döküm			
	Yaşlandırılmış			

Şekil G.10: Döküm hali ve yaşlandırılmış A380 alüminyum matris kompozitin yağlı aşınma deneyi sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

ÖZGEÇMİŞ

Harun MİNDİVAN 1975 yılında Erzurum’da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini 1993 yılında tamamladıktan sonra aynı yıl içerisinde Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği bölümünü kazanmış olup 1997 yılında iyi derece ile mezun olmuştur. 1998 yılında Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümünde araştırma görevlisi olarak çalışmaya başlamıştır. Aynı yıl içerisinde İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Programında yüksek lisans eğitime başlayıp, YÖK’ün ilgili kanunu gereği İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü’ne araştırma görevlisi olarak görevlendirildi. 1998-2001 eğitim-öğretim yılında İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Programında Bilimsel Hazırlık ve Yüksek Lisans eğitimini tamamlayarak 2001 yılında aynı programda doktora eğitime girmiştir. Halen İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsünde araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır.