

**B<sub>4</sub>C TAKVİYE ELEMANI İLE ÜRETİLEN FARKLI  
Mg İÇERİKLİ Al VE Al-Si MATRİSLİ  
KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE TERMAL  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**2015  
DOKTORA TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Engin ÇEVİK**

**B<sub>4</sub>C TAKVİYE ELEMANI İLE ÜRETİLEN FARKLI Mg İÇERİKLİ Al VE  
Al-Si MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE TERMAL  
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Engin ÇEVİK**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Doktora Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Ağustos 2015**

Engin ÇEVİK tarafından hazırlanan "B<sub>4</sub>C TAKVİYE ELEMANI İLE ÜRETİLEN FARKLI Mg İÇERİKLİ Al VE Al-Si MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE TERMAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ" başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Yavuz SUN

Tez Danışmanı, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora Tezi olarak kabul edilmiştir. 31.08/2015

Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

Üye : Prof. Dr. Hayrettin AHLATÇI (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Yavuz SUN (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Bilge DEMİR (KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Sadettin ŞAHİN (KÜ)

.../.../2015

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nevin AYTEMİZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Engin ÇEVİK

## ÖZET

**Doktora Tezi**

### **B<sub>4</sub>C TAKVİYE ELEMANI İLE ÜRETİLEN FAKLI Mg İÇERİKLİ Al VE Al-Si MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE TERMAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Engin ÇEVİK**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Doç. Dr. Yavuz SUN**

**Ağustos 2015, 142 sayfa**

Bu çalışmada, %60 B<sub>4</sub>C partikül takviyeli AA1050 ve AlSi12 matrisli kompozit malzemelerin mekanik, korozif, tribolojik ve termal özelliklerine matris bileşiminin etkisi incelenmiştir.

48 µm ortalama tane boyutuna sahip B<sub>4</sub>C tozları kullanılarak 50x7 mm ölçülerinde silindirik preformlar oluşturulmuştur. Hazırlanan preformlara farklı oranlarda (%0-4) Mg içeriğine sahip AA1050 ve AlSi12 alüminyum matrisler basınçlı infiltrasyon tekniği kullanılarak infiltre edilmiştir. İnfiltrasyon işlemi 800 °C’de 8 bar basınç altında yapılmıştır.

Üretilen kompozit malzemelerin mikroyapı analizi optik mikroskop (LOM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Matris–takviye

elemanı hacim oranı ve porozite hesabı nikon mikroskoba entegre clemex yazılım kullanılarak yapılmıştır. Değişen matris elemanı ile oluşan yapısal farklılıkların tayininde X-Işını difraksiyonu (XRD) kullanılmıştır.

Mekanik özellikler sertlik ve basma deneyleri ile belirlenmiştir. Aşınma davranışları dört farklı (10-40N) yük altında pin-on-disc yöntemi kullanılarak incelenmiştir. Dene sonuçları ağırlık kaybına göre değerlendirilmiştir. Korozyon davranışlarının belirlenmesinde ağırlık kaybı ve potansiyodinamik ölçüm metodlarından faydalanılarak iki farklı çözeltide (%3,5 NaCl ve %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) bu deneyler gerçekleştirilmiştir. Termal özellikler termal iletkenlik ve termal genleşme ölçümleri yapılarak belirlenmiştir. Termal iletkenlik ölçümleri termal iletkenlik ölçüm cihazında yapılırken termal genleşme ölçümleri dilatometre cihazı kullanılarak yapılmıştır.

İncelenen kompozit malzemelerin mikroyapısal incelemeleri, porozitelerin B<sub>4</sub>C takviye partiküllerinin etrafında yoğunlaştığını ortaya çıkarmıştır. Artan Mg ilavesi ile porozite hacim oranında büyük oranlarda düşüş sağlanmıştır. İncelenen kompozit malzemelerin mukavemeti Mg içeriğinin artması ile artmıştır. Aşınma dayanımı ise mukavemete paralel olarak matrisin alaşımlandırılması ile iyileşme göstermiştir.

Korozif özellikler iki farklı çözeltide iki farklı davranış sergilemiştir. NaCl çözeltisinde Mg ilavesi ile korozyon dayanımında artış sağlanırken, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde ise düşüş gerçekleşmiştir.

AA1050 matrisli kompozitlere %4 oranında Mg ilave edildiğinde termal genleşme değerlerinde 100 °C'de %64 oranında düşüş gözlenirken AlSi12 matrisli kompozitlerde bu düşüş %3,4 olarak kaydedilmiştir. Termal iletkenlik ölçümleri de genleşme ölçümlerine paralel olarak 100 °C'de AA1050 matrisli kompozitleri %4 Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerle kıyasladığımızda %37 oranında bir düşüş görülürken AlSi12 matrisli kompozitlerde %3,5 oranında bir azalma gözlenmiştir.

**Anahtar Sözcükler :** Aşınma, korozyon, termal genleşme, termal iletkenlik.

**Bilim Kodu** : 915.1.193

## **ABSTRACT**

**Ph. D. Thesis**

### **AN ANALYSIS OF THE MECHANICAL AND THERMAL PROPERTIES OF B<sub>4</sub>C REINFORCEMENT AA1050 AND Al-Si MATRIX COMPOSITES WITH VARIOUS AMOUNTS OF Mg ADDITION**

**Engin ÇEVİK**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural and Applied Sciences**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Assoc. Prof. Dr. Yavuz SUN**

**August 2015, 142 pages**

In this study, the effects of matrix compounds on the mechanical, corrosive, tribological and thermal properties of AA1050 and AlSi12 matrix composites reinforced by 60 % B<sub>4</sub>C particles were analyzed.

50x7 mm cylindrical preforms were produced by using B<sub>4</sub>C particles that have 48 µm average grain sizes. AA1050 and AlSi12 aluminium matrixes with various Mg amounts (0-4 %) were infiltrated into the preforms by pressure infiltration technique. The infiltration process was held at 800° C and 8 bar pressure.

The microstructure analysis of the composite materials was carried out by optic microscope (LOM) and scanning electron microscope (SEM). The calculations of matrix-reinforcement material volume ratio and porosities were made by Clemex

software integrated into the light optical microscope. In determination of the matrix element and structural differences, X-Ray diffraction was used.

The mechanical properties were determined by hardness and compressions tests. The wear behaviour were analyzed by using pin-on-disc method under four different loads (10-40N). The test results were evaluated according to the weight loss. Corrosion experiments were carried out in two different solutions (3,5 % NaCl and 3,5 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) according to the weight loss and potentiodynamic measurement methods in determination of the corrosion attitudes. The thermal properties were determined through the calculations of thermal conductivity and thermal expansion. Thermal conductivity calculations were made by Anter-Flash 2000 while thermal expansion calculations were made by dilatometer device.

The microstructure analysis of the composite materials showed that the porosities accumulated around B<sub>4</sub>C reinforcement particles. By increasing Mg addition, there was considerable decrease in the porosity volume ratios. The resistance of the composite materials increased with the increase in Mg addition. The corrosion resistance increased with the alloying of the matrix in parallel with the increase in the resistance.

Corrosive properties showed two different attitudes in two different solutions. In NaCl solution, there was an increase in corrosion resistance with Mg addition, while in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution there was a decrease.

While there was a 64 % decrease at 100°C in the thermal expansion values of the AA1050 matrix composites with 4%Mg addition, the decrease ratio was 3,4 % in the AlSi12 matrix composites. Similar to expansion results, regarding the thermal conductivity results there was a 37 % decrease with %4 Mg addition in AA1050 matrix composites while the decrease was 3,4 % in AlSi12 matrix composites.

**Key Words** : Wear, corrosion, metal matrix composites, thermal expansion.

**Science Code** : 915.1.193



## TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Yavuz SUN'a sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneysel alıőmalar sırasında yardımlarını esirgemeyen, Karabük Üniversitesi Metalurji Malzeme Mühendisliğinde alıőan öğretim üyesi hocalarım Prof. Dr. Hayrettin AHLATÇI ve Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN'e katkılarından dolayı teşekkür ederim.

Büğünlere gelmemin baş mimarı olan anne ve babama tüm kalbimle teşekkür ederim. Bu tezimi eőim Ümmühan ÇEVİK, oğlum Yavuz Selim ÇEVİK ve kızım Zeynep evik'e atfediyorum.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xviii
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	3
KOMPOZİT MALZEMELER.....	3
BÖLÜM 3.....	7
METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER.....	7
3.1. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN UYGULAMA ALANLARI .....	7
3.1.1. Havacılık Uygulamaları.....	7
3.1.1.1. Uçak Yapısı.....	8
3.1.2. Otomotiv Uygulamaları .....	9
3.1.3. Elektronik ve Termal Uygulamalar .....	11
3.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	12
3.2.1. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri.....	13
3.2.1.1. Karıştırmalı Döküm .....	13
3.2.1.2. Santrifüj Döküm.....	14
3.2.1.3. Sıkıştırırmalı Döküm.....	14
3.2.1.4. Basınçsız İnfiltrasyon.....	14

	<b><u>Sayfa</u></b>
3.2.1.5. Basınçlı İnfiltrasyon.....	15
3.2.2. Katı Faz Üretim Yöntemleri .....	27
3.2.2.1. Difüzyon Bağlanma .....	27
3.2.2.2. Toz Metalurjisi.....	27
3.2.3. Çöktürme Yöntemleri .....	28
3.2.4. Çift-faz Üretim Yöntemleri .....	28
3.2.5. In-Situ Üretim Yöntemi.....	29
BÖLÜM 4 .....	30
ALUMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER .....	30
4.1. MEKANİK ÖZELLİKLER.....	30
4.2. TRİBOLOJİK ÖZELLİKLER .....	37
4.3. KOROZİF ÖZELLİKLER .....	54
4.4. TERMAL ÖZELLİKLER .....	59
BÖLÜM 5 .....	67
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	67
5.1. DENEYSEL MALZEMELER .....	67
5.2. DENEYSEL MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ .....	68
5.3. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU .....	69
5.3.1. Metalografik İncelemeler.....	69
5.3.2. XRD incelemeleri .....	70
5.4. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU .....	70
5.4.1. Sertlik Deneyi .....	70
5.4.2. Basma Deneyi.....	70
5.5. AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU .....	71
5.6. KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU .....	72
5.6.1. Çözeltiye Daldırma Testleri.....	72
5.6.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testleri.....	72
5.7. TERMAL ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU.....	73
5.7.1. Termal İletkenlik Deneyleri.....	73
5.7.2. Termal Genleşme Deneyleri .....	73

	<b><u>Sayfa</u></b>
BÖLÜM 6 .....	74
DENEYSEL SONUÇLAR .....	74
6.1. KULLANILAN TAKVİYE ELEMANININ KARAKTERİZASYONU .....	74
6.2. METALOGRAFİK İNCELEME SONUÇLARI .....	75
6.2.1. AA1050-XMg Alaşım Matrisli Kompozitler .....	76
6.2.2. AlSi12-XMg Alaşım Matrisli Kompozitler .....	78
6.3. XRD SONUÇLARI .....	81
6.4. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI .....	82
6.5. BASMA DENEYİ SONUÇLARI .....	83
6.6. AŞINMA DENEYİ SONUÇLARI .....	83
6.7. KOROZYON DENEYİ SONUÇLARI .....	85
6.8. TERMAL İLETKENLİK DENEYİ SONUÇLARI .....	88
6.9. TERMAL GENLEŞME DENEYİ SONUÇLARI .....	89
 BÖLÜM 7 .....	 90
DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ .....	90
7.1. MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ .....	90
7.2. MATRİS BİLEŞİMİNİN SERTLİĞE ETKİSİ .....	92
7.3. MATRİS BİLEŞİMİNİN MUKAVEMETE ETKİSİ .....	93
7.4. MATRİS BİLEŞİMİNİN AŞINMA DAYANIMINA ETKİSİ .....	94
7.4.1. AA1050-XMg Matris .....	94
7.4.2. AlSi12-XMg Matris .....	98
7.5. MEKANİK ÖZELLİKLER ARASINDAKİ İLİŞKİ .....	102
7.6. MEKANİK VE AŞINMA ÖZELLİKLERİ ARASINDAKİ İLİŞKİ .....	103
7.7. MATRİS BİLEŞİMİNİN KOROZYON DAYANIMINA ETKİSİ .....	106
7.7.1. NaCl Çözeltisinde Gerçekleştirilen Daldırma Korozyon Deneyleri ....	106
7.7.2. NaCl Çözeltisinde Gerçekleştirilen Potansiyodinamik Korozyon Deneyleri .....	109
7.7.3. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> Çözeltisinde Gerçekleştirilen Daldırma Korozyon Deneyleri ...	111
7.7.4. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> Çözeltisinde Gerçekleştirilen Potansiyodinamik Korozyon Deneyleri .....	115
7.7.5. Farklı Çözeltilerin Korozyon Davranışları Üzerindeki Etkisinin Karşılaştırılması .....	117

	<b><u>Sayfa</u></b>
7.8. MATRİS BİLEŞİMİNİN TERMAL İLETKENLİĞE ETKİSİ .....	119
7.9. MATRİS BİLEŞİMİNİN TERMAL GENLEŞMEYE ETKİSİ.....	121
BÖLÜM 8 .....	125
GENEL SONUÇLAR .....	125
KAYNAKLAR .....	128
ÖZGEÇMİŞ .....	142

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1. Kompozitelerin takviye fazına göre sınıflandırılması.....	4
Şekil 2.2. Kompozitlerin matris malzemesine göre sınıflandırılması .....	5
Şekil 3.1. F-16 gövde kanadı uygulaması .....	8
Şekil 3.2. F-16 yakıt giriş kapağı uygulaması .....	9
Şekil 3.3. Otomotiv motor parçalarında MMK uygulamaları.....	10
Şekil 3.4. AlSiC güç ünite soğutucu altlık kütleli malzemesi .....	12
Şekil 3.5. Karıştırmalı döküm yöntemi .....	13
Şekil 3.6. Sıkıştırırmalı döküm yöntemi.....	14
Şekil 3.7. Basınçsız infiltrasyon yöntemi.....	15
Şekil 3.8. Basınçlı infiltrasyon prosesleri için döküm yöntemlerinin şematik çizimi .....	15
Şekil 3.9. SiC takviyeli kompozitlerde sıcaklıkla ıslatma açısı arasındaki bağıntı .....	17
Şekil 3.10. B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerde sıcaklıkla ıslatma açısı arasındaki bağıntı .....	18
Şekil 3.11. K <sub>2</sub> ZrF <sub>6</sub> içeriğinin (%ağırlık) fonksiyonu olarak Al/SiC arayüzeyindeki temas açısının değişimi .....	19
Şekil 3.12. Saf Al (açık semboller) ve saf gümüş (kapalı semboller) ile SiC (○,●) ve Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (◇,◆)preformlarının infiltrasyonu için infiltrasyon basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğini karesi ile değişimi .....	20
Şekil 3.13. Al ile infiltre edilen paketlenmiş TiC preformları için infiltrasyon süresinin fonksiyonu olarak yüksekliğin karesinin değişimi .....	22
Şekil 3.14. Al/SiC kompozitlerde eşik basıncının alaşım elementine göre değişimi.....	23
Şekil 3.15. Al/B <sub>4</sub> C kompozitlerde eşik basıncının alaşım elementine göre değişimi.....	24
Şekil 3.16. Mg <sub>2</sub> Si içeriğinin fonksiyonu olarak ticari ve üçlü Al-Si-Mg alaşımı ile infiltre edilen SiC takviyesi arasındaki temas açısının değişimi .....	26
Şekil 3.17. Difüzyon bağlanma .....	27
Şekil 3.18. Toz metalujisi.....	28
Şekil 4.1. %45 SiC içeren AA7075 ve AA2024 matrisli kompozitlerin ısı işlem sonrası oluşan çekme diyagramları .....	31

Şekil 4.2.	AA7075 alüminyum alaşımının sertlik, basma ve çekme dayanımına B <sub>4</sub> C partikül hacim oranının etkisi .....	32
Şekil 4.3.	AA5083 alaşımına farklı oranlarda KNT ilavesinin çekme dayanımına etkisi .....	35
Şekil 4.4.	Farklı takviye elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı .....	38
Şekil 4.5.	Farklı takviye elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı .....	39
Şekil 4.6.	Farklı takviye elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı .....	40
Şekil 4.7.	Farklı oranlarda Cu içeriğine sahip Al kompozitlerin kütle kaybı.....	41
Şekil 4.8.	Farklı matris elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı.....	42
Şekil 4.9.	Artan partikül oranı ve uygulanan ısı işlem yöntemine göre Al kompozitlerin aşınma hızı .....	43
Şekil 4.10.	Artan takviye miktarının Al kompozitlerin kütle kaybına etkisi.....	44
Şekil 4.11.	Artan takviye boyutunun Al kompozitlerin aşınma hızına etkisi (F) ince taneli (C) kaba taneli.....	46
Şekil 4.12.	Ortalama tane boyutunun aşınma hızına etkisi .....	47
Şekil 4.13.	AA7075/TiB <sub>2</sub> in situ kompozitlerin sıcaklık etkisinde aşınma hızı .....	49
Şekil 4.14.	Test sıcaklığının aşınma hızına etkisi .....	50
Şekil 4.15.	T6 ısı işlemi sonrası oluşan fazlara ait TEM fotoğrafları.....	50
Şekil 4.16.	Al6061 ve Al6061 + %1 KNT takviyeli kompozitin aşınma hızı.....	52
Şekil 4.17.	%3,15 NaCl çözeltisinde gerçekleşen lokal korozyona ait AFM fotoğrafları.....	55
Şekil 4.18.	Farklı SiC takviye boyutlarına sahip kompozitlerin korozyon deneyi sonrası yan kesit SEM fotoğrafları.....	57
Şekil 4.19.	%3.5 NaCl çözeltisinde 28 gün korozyona maruz bırakılan kompozitlere ait kütle kayıpları.....	58
Şekil 4.20.	Termal genişleme katsayısının sıcaklıkla değişimi .....	61
Şekil 4.21.	Al-Cu matris ve Al-Cu/elmas kompozitlerin %Cu içeriğine göre termal iletkenliklerinin değişimi .....	63
Şekil 4.22.	Al-Cu/elmas kompozitlerin sıcaklıkla termal genişleme katsayısının değişimi .....	63
Şekil 4.23.	Termal genişleme katsayısının sıcaklığa ve uygulanan ısı işleme bağlı değişimi .....	64
Şekil 4.24.	Al <sub>99.5</sub> /SiC ve AlSi <sub>7</sub> Mg/SiC kompozitlerinin ısı genişleme özelliklerinin sıcaklıkla değişim grafiği .....	65
Şekil 4.25.	İnfiltrasyon ile üretilen AlSiC kompozitte gözeneklerin yapısında ısı çevrim ile meydana gelen değişimler .....	66

Şekil 5.1.	Kompozitlerin üretiminde kullanılan infiltrasyon ünitesine ait makro ve şematik görünüm. ....	68
Şekil 5.2.	Numune tutucu paslanmaz çelik tüpün şematik görünümü. ....	69
Şekil 5.3.	Metal-metal aşınma deney cihazının şematik gösterimi.....	71
Şekil 5.4.	Termal iletkenlik ölçümleri için kullanılan grafit numune tutucu. ....	73
Şekil 6.1.	B <sub>4</sub> C partiküllerinin analizleri. ....	74
Şekil 6.2.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık fotoğrafları.....	76
Şekil 6.3.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık fotoğrafları.....	77
Şekil 6.4.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin SEM fotoğrafları ve EDS analizleri .....	78
Şekil 6.5.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık fotoğrafları.....	79
Şekil 6.6.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık fotoğrafları.....	79
Şekil 6.7.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin SEM fotoğrafları ve EDS analizleri.....	80
Şekil 6.8.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin XRD paternleri .....	81
Şekil 6.9.	Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin XRD paternleri .....	82
Şekil 7.1.	%Mg içeriğine bağlı porozite değişimi. ....	90
Şekil 7.2.	İncelenen kompozit malzemelerin sertliklerinin Mg içeriği ile değişimi. ....	92
Şekil 7.3.	İncelenen kompozitlerin basma dayanımlarının Mg içeriği ile değişimi. ....	94
Şekil 7.4.	Kayma mesafesi ve uygulanan farklı yüklerin ağırlık kaybına etkisi. ....	95
Şekil 7.5.	Uygulanan farklı yüklere göre aşınma hızı değişimi. ....	97
Şekil 7.6.	AA1050-XMg matrisli kompozitlerin aşınmış yüzeylerine ait SEM fotoğrafları ve EDS analizleri. ....	98
Şekil 7.7.	Kayma mesafesi ve uygulanan farklı yüklerin ağırlık kaybına etkisi .....	99
Şekil 7.8.	Uygulanan farklı yüklere göre aşınma hızı değişimi. ....	100
Şekil 7.9.	AlSi12-XMg matrisli kompozitlerin aşınmış yüzeylerine ait SEM fotoğrafları ve EDS analizleri. ....	101
Şekil 7.10.	İncelenen kompozit malzemelerin basmada maksimum mukavemet ile kütleli sertliklerinin değişimi. ....	103
Şekil 7.11.	Kompozit malzemelerin kütleli sertlikleri ile düşük ve yüksek yüklerdeki aşınma hızı arasındaki ilişki. ....	104



## Sayfa

Şekil 7.12. İncelenen kompozit malzemelerin basma dayanımları ile düşük ve yüksek yüklerdeki aşınma hızı arasındaki ilişki.....	105
Şekil 7.13. Daldırma korozyon deneyi sonuçları .....	107
Şekil 7.14. NaCl çözeltisine daldırma sonrasında yüzey görüntüleri.....	108
Şekil 7.15. NaCl çözeltisine daldırma sonrasında yan kesit görüntüleri .....	108
Şekil 7.16. Potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları.....	110
Şekil 7.17. Potansiyodinamik korozyon deneyleri sonrasında gerçekleşen $I_{kor}$ değerleri.....	111
Şekil 7.18. Daldırma korozyon deneyi sonuçları .....	112
Şekil 7.19. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisine daldırma sonrasında yüzey görüntüleri .....	114
Şekil 7.20. H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisine daldırma sonrasında yan kesit görüntüleri.....	114
Şekil 7.21. Potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları.....	115
Şekil 7.22. Potansiyodinamik korozyon deneyleri sonrasında gerçekleşen $I_{kor}$ değerleri.....	116
Şekil 7.23. Farklı çözeltilerde korozyona maruz bırakılan AA1050 matrisli kompozitlere ait SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerden alınan EDS analizleri .....	118
Şekil 7.24. AlSi12-4Mg-B <sub>4</sub> C kompozitin 24 saat H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisine maruz kalması sonrasında oluşan yüksek büyütmedeki yüzey SEM görüntüsü. ....	119
Şekil 7.25. Sıcaklığa bağlı termal iletkenlik değişimi.....	120
Şekil 7.26. Sıcaklığa bağlı termal genleşme değişimi.....	122
Şekil 7.27. Termal genleşme katsayısının porozite ve Mg içeriği ile değişimi.....	123

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 3.1. AlSiC kompozitlerin diğer paketleme malzemeleri ile kıyaslanması .....	11
Çizelge 3.2. Al-Mg alaşımları ile infiltre edilen Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> preformları için yayınlanmış deneysel veriler .....	24
Çizelge 3.3. SiC preformlarına Al ikili alaşımlarının infiltrasyonu için yayınlanmış deneysel veriler .....	25
Çizelge 3.4. 750 °C infiltrasyon sıcaklığında Al alaşımları ile %57 hacim oranında 26 µm boyutunda SiC partikül kompaktlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı (Po, kPa), sıvı alaşımların yüzey gerilimi (γ <sub>sıvı-buhar</sub> , MN.m <sup>-1</sup> ) ve temas (θ) açısı .....	26
Çizelge 4.1. Termal yönetim malzemelerinin özellikleri .....	61
Çizelge 5.1. Kullanılan matris elemanlarının kimyasal bileşimleri. ....	67
Çizelge 6.1. Farklı oranlarda Mg içeren AA1050 matrisli kompozit malzemelerin takviye, porozite, ve matris hacim oranları .....	77
Çizelge 6.2. Farklı oranlarda Mg içeren AlSi12 matrisli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları .....	80
Çizelge 6.3. Kompozit malzemelerin sertlik değerleri .....	82
Çizelge 6.4. Kompozit malzemelerin basma dayanımları .....	83
Çizelge 6.5. Kompozit malzemelerin pin-on-disc aşınma deneyi sonrası ağırlık kayıpları .....	84
Çizelge 6.6. %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen daldırma korozyon deneyi sonrası ağırlık kayıpları .....	85
Çizelge 6.7. %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları .....	86
Çizelge 6.8. %3,5 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen daldırma korozyon deneyi sonrası ağırlık kayıpları .....	87
Çizelge 6.9. %3,5 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları .....	88
Çizelge 6.10. Kompozit malzemelerin termal iletkenlik sonuçları .....	88
Çizelge 6.11. Kompozit malzemelerin termal genleşme sonuçları .....	89
Çizelge 7.1. AA1050-B <sub>4</sub> C ve AlSi12-B <sub>4</sub> C kompozitlerin NaCl ve H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> çözeltisi içerisinde mm/yıl cinsinden Mg ilavesi (%) ile korozyon hızının değişimi .....	117

## **SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ**

### **SİMGELER**

Al : Alüminyum  
Si : Silisyum  
B<sub>4</sub>C : Bor Karbür  
N : Newton  
Mg : Magnezyum  
SiC : Silisyum Karbür  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: Alumina

### **KISALTMALAR**

SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)  
EDS : Electron Diffraction Scanning (Elektron Difraksiyon Taraması)  
XRD : X-Ray Diffractometer (X-ışını Difraktometresi)  
LOM : Light Optical Microscope (Optik Mikroskop)

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Endüstriyel ve teknolojik alanlarda yaşanacak gelişmeler ile malzeme arasında sıkı bir bağ bulunmaktadır. Uzay, bilişim ve savunma sanayi başta olmak üzere birçok sektörde geleneksel malzemeler yetersiz kalmakta ve daha üstün özelliklere sahip yeni malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Bazen üretimi gerçekleştirilen malzemelerde istenilen özellikleri tek başına sağlayamamakta bunun sonucu olarak iki veya daha fazla bileşenli elde edilen kompozit malzemeler ön plana çıkmaktadır. Açıkçası kompozit malzemelerin kullanımı yeni sayılmaz fakat geçtiğimiz yüzyılın sonlarından itibaren yaygın olarak kullanılmaya başlanılmıştır.

Metal matrisli kompozitler, metallerin tek başlarına istenilen özellikleri karşılayamadığı alanlarda genellikle seramik türü takviye elemanları kullanılarak oluşturulan kompozit malzeme grubudur. Örneğin; Elektronik pazarındaki talepler sürekli olarak daha küçük ve daha verimli devrelerin üretilmesini zorunlu kılmaktadır. Elektronik sistemlerde devre elemanı yoğunluklarındaki artışın neden olduğu ısınma kaynaklı olumsuzluklar, verimli ve uzun ömürlü sistemlerin geliştirilmesinde önemli bir engel teşkil etmektedir. Metal matrisli kompozitlerin bu özellikleri beraberce sağlaması, bu malzemeleri 21. yüzyılda termal yönetim ve elektronik paketleme uygulamalarının tercih edilen malzemeleri haline getirmiştir. Genel olarak bu kompozitlerde kullanılan takviye elemanları metal matrise göre daha düşük termal iletkenlik ve termal genişleme katsayısına sahip partiküllerdir. Daha düşük maliyeti, düşük yoğunluğu, uygun termal genişleme katsayısı ve daha yüksek ısıl iletkenliğe sahip olması nedeniyle termal yönetim için en uygun malzeme metal matrisli kompozitlerdir.

Metal matrisli kompozitlerde matris elemanı olarak kullanılan hafif metaller arasında düşük yoğunluk, yüksek korozyon direnci ve düşük üretim maliyeti gibi avantajları

sayesinde alüminyum ve alaşımları ön plana çıkmaktadır. Bu sebeplerden dolayı metal matrisli kompozit üretiminde Al ve alaşımları otomotiv, havacılık ve bilişim sektörlerinde ticari olarak kullanılmasının yanında birçok bilim adamı tarafından da farklı uygulama alanları için çalışmalar yapılmaktadır.

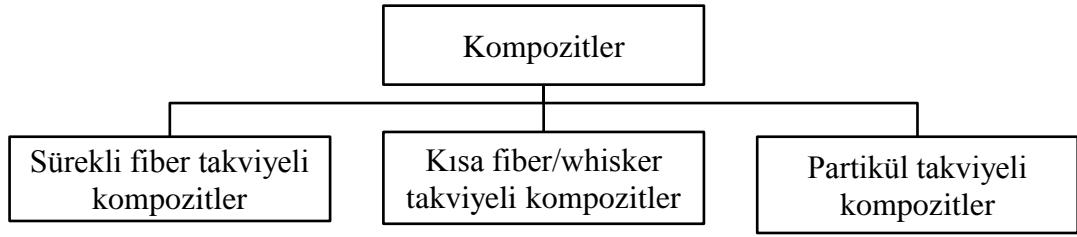
Bu çalışmada basınçlı infiltrasyon prosesi ile üretilen yüksek partikül (%60 B<sub>4</sub>C) takviyeli Al, Al-Mg ve Al-Si matrisli kompozitlerin mikroyapısal karakterizasyonu yapıldıktan sonra mekanik (sertlik, basma) ve korozyon özelliklerinin yanı sıra aşınma davranışları ve termal özelliklerinin incelenmesi amaçlanmaktadır.

## BÖLÜM 2

### KOMPOZİT MALZEMELER

"Kompozit", farklı kimyasal yapıdaki iki veya daha fazla sayıdaki malzemenin, sınırlarını ve özelliklerini koruyarak oluşturduğu çok fazlı malzeme olarak tanımlanabilir [1]. Kompozit malzemeler takviye ve matris elemanı olmak üzere iki ana bileşenden oluşmaktadır. Bileşenlerinin en üstün özelliklerini ön plana çıkarıp zayıf yanları diğer elemanla sağlanarak oluşturulan kompozit malzemeler, üstün ve eşsiz mekanik ve fiziksel özelliklere sahip olabilmektedirler. Kompozit malzemeler takviye fazına göre partikül ve fiber takviyeli olarak sınıflandırılmaktadır (Şekil 2.1). Fiber takviyeli kompozitler tek veya çok katmanlı olarak üretilebilir. Eğer kompozitlerin üretimi aynı türden fiberler kullanılarak çoklu katmanlı şekilde üretilirse lamine, katmanlar farklı fiberlerde oluşacak şekilde üretilirse hibrit kompozit olarak adlandırılmaktadır. Kısa veya uzun fiberlerin kullanılabilirdiği tek katmanlı kompozitlerde ise kompozitin tamamı tek bir tabakaya sahiptir. Fiber takviyeli kompozitlerde üstün mekanik özelliklerin gerçekleşmesi sebebiyle daha iyi yük transferi mümkün olmaktadır. Fakat bütün yönlerde gösterdiği özellikler aynı olmamaktadır. En yüksek mekanik özellikler fiber doğrultusunda elde edilmektedir. İzotropik kompozitler kısa fiberlerle elde edilebilmekte fakat bazı üretim yöntemlerinden kaynaklı olarak fiberlerin belirli bir yönde hizalanmasıyla kompozitler anizotropik olabilmektedir [2-4].

Hibrit kompozitler iki veya daha çok takviye elemanının kullanılmasıyla elde edilir. Hibrit kompozitler genel olarak cam/karbon, karbon/aramid ve cam/aramid fiberlerle yapılmaktadır. Diğer takviye türleri ile karşılaştırıldığında hibrit kompozitler özellikleri ile çeşitli avantajlar sağlamaktadır. Örneğin; cam/ karbon hibrit kompozitlere baktığımızda cam fiberin düşük maliyeti ve karbon fiberin yüksek dayanım özellikleri bir araya gelerek düşük maliyetli ve yüksek mukavemetli kompozitlerin geliştirilmesi dikkate şayandır [2].

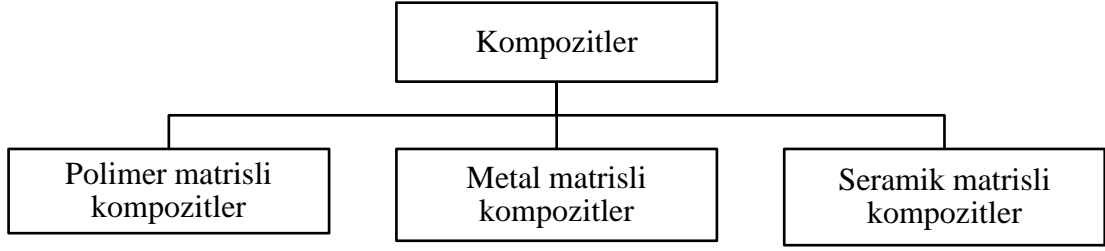


Şekil 2.1. Kompozitelerin takviye fazına göre sınıflandırılması [2].

Tek kristalli kısa fiber viskerler oldukça yüksek dayanım sergilemektedirler. Viskerlerin çapı genelde 0.1 mm civarındadır. Dayanımları kristal kusurlarının olmaması sebebiyle teorik dayanıma çok yakındır. Bunun yanında visker kullanılarak matris dayanımının büyük oranda geliştirilebilmesi mümkündür. Fakat visker kullanılırken dikkat edilmesi gereken hususlar yer almaktadır. Birçok visker çok pahalıdır ve homojenizasyonun sağlanması oldukça zordur. En önemli problemlerden biri de topaklanma problemidir bu sebeple viskerler özel amaçlar dışında nadiren kullanılmaktadır [2].

Partikül takviyeli kompozitlerde kullanılan partikül takviyeleri genellikle birbiriyle aynı boyuttadır. Matris elemanının dayanımını arttırmazlar ancak istisnai olarak çok küçük partiküllerin dislokasyon hareketlerini engelleyerek kompozit dayanımını arttırdığı bilinmektedir. Partikül takviyeli kompozitler genellikle mekanik özelliklerden ziyade termal özellikler gibi fiziksel özelliklerin geliştirilmesinde kullanılmaktadır. Fakat düşük maliyetleri ve genelde izotropik özellikler sergilemeleri sebebiyle oldukça dikkat çekmektedirler. Örneğin polimerlere üretim maliyetini düşürmek amacıyla yapılan partikül ilavesi dayanımı arttırmaktadır fakat bu artış fiber takviyesi ile elde edilen artış kadar olmamaktadır [2].

Şekil 2.2’de görüldüğü üzere matris elemanına göre kompozitler polimer matrisli kompozitler (PMK), metal matrisli kompozitler (MMK) ve seramik matrisli kompozitler (SMK) olmak üzere üçe ayrılmaktadır.



Şekil 2.2. Kompozitlerin matris malzemesine göre sınıflandırılması [2].

Polimer matrisli kompozitlerde matris malzemesi termoset, termoplastik veya elastomer olabilmektedir. Proses avantajı nedeniyle genellikle termoset plastikler kullanılmaktadır. Termoplastik polimerler ise nispeten yüksek tokluğu ve tekrar kullanılabilirliği sebebiyle son zamanlarda önem kazanmaktadır. PMK'ler çok düşük sıcaklıklarda üretilebilmektedir sadece bazı özel polimerler 250 °C'nin üstünde kullanılabilen fakat 350 °C'nin üzerindeki servis sıcaklıklarında kullanımları uygun değildir. Özellikle fiber kullanıldığında polimer matrisli kompozitlerin mekanik özellikleri polimer matris ile kıyaslandığında büyük oranda geliştirilebilmektedir. Bu özelliği sayesinde metallerin kullanım alanlarında kendine oldukça geniş bir yer bulmaktadır [2].

Metal matrisli kompozitlerde metal ve metal alaşımları kullanılmaktadır. Genellikle alüminyum, titanyum ve bunların alaşımları gibi düşük yoğunluklu metal ve alaşımlar kullanılmaktadır. Bazı özel uygulamalarda kobalt ve bakır gibi ağır metallerle de MMK üretimi gerçekleştirilmektedir. MMK'lar matris elamanına göre 1200 °C'ye kadar olan servis koşullarında kullanılabilir. Kısa fiber ve partiküllerin MMK üretiminde çoğunlukla kullanılmasının yanında dayanımı ciddi oranlarda arttırması sebebiyle sürekli fiberlerde kullanılmaktadır. MMK'ler için ana problem korozyon dayanımıdır [2].

Metal matrisli kompozitlerin büyük bir bölümü geliştirme aşamasındadır. MMK'ler nakliye uygulamalarında yoğunlaşmakta ve özellikle alüminyum ve alüminyum alaşım matrisli kompozitler büyük oranda dikkat çekmektedir. Alüminyum ve alaşımlarının birbirine oldukça yakın olan elastisite modülleri takviye elemanı ilavesi ile geliştirilebilmektedir. Metaller doğası gereği yüksek tokluk ve sünekliliğe sahiptir. Takviye elemanı ile elastisite modülü gelişirken tokluk düşmektedir [2].



Birçok oksit ve oksit olmayan seramik malzemeler seramik matrisli kompozitlerde matris elemanı olarak kullanılmaktadır. SMK'ler servis sıcaklığının 1200 °C'nin üstündeki yüksek sıcaklıklarda kullanım için uygundur. SMK'lerin üretimi genellikle yüksek sıcaklıklarda gerçekleştiğinden oldukça pahalıdır. Bazı durumlarda kaliteli ürün eldesi için yüksek sıcaklıklarda yüksek basınca ihtiyaç olmaktadır [2].

Takviye boyutlarına göre kompozitler makro, mikro ve nano kompozitler olarak sınıflandırılabilir. Makro kompozitlerde takviye elemanının boyutu milimetre seviyesindedir ve bunlar için verilebilecek en güzel örnek çimento, kum ve çakıldan oluşan betondur. Mikro kompozitlere ilave edilen takviye elemanının boyutu mikron seviyesindedir. Örnek verecek olursak ilk akla gelen cam ve karbon takviyeleridir. Son olarak nanometre seviyelerinde takviye elemanı içeren nano kompozitlerdir. En tipik örnekler nanokil takviyeli ve karbon-nanotüp takviyeli polimer matrisli kompozitlerdir. Makro ve mikrokompozitler takviye elemanı seviyesinde homojen değilken makro seviyede ise homojendir. Bu durum makro seviyede kompozitin tek bileşenli bir malzeme olarak davranması demektir.

Kompozit türüne bakılmaksızın özelliklerin kontrol edilmesinde majör rolü arayüzey oynamaktadır. Kompozit bileşenleri iyi tanımlanmış arayüzey ile birbirinden ayrılmaktadır. Arayüzey bağ kuvveti kompozitlerin tutarlı davranışları açısından çok önemlidir. Fakat bazen tolere edilebilir bir arayüzey daha güçlü bağlanmış bir arayüzey bağ kuvvetinden daha faydalıdır. Zayıf arayüzey enerji absorpsiyonu gereken sistemler için tercih edilebilmektedir.

## **BÖLÜM 3**

### **METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER**

Kendisini oluşturan matris elamanına kıyasla metal matrisli kompozitler daha pahalı ve üretimi daha zor olduğundan ilk başlarda spesifik özelliklerin ihtiyaç duyulduğu alanlarda kullanılmaktaydılar. Fakat gelişen teknoloji ile buna bağlı olarak kullanılan malzemelerden beklenen özellikler de farklılaşmıştır. Birçok uygulama alanında daha önce kullanılan malzemeler, istenilen özellikler karşısında zamanla yetersiz kalmış ve yeni malzemelerin geliştirilmesine ihtiyaç duyulmuştur. Bu sebeple birden çok özelliğin bir arada istenildiği uygulamalarda geleneksel malzemelerin yerine metal matrisli kompozitler ön plana çıkmaktadır.

#### **3.1. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN UYGULAMA ALANLARI**

Metal matrisli kompozitler yapısal verimlilik, mükemmel aşınma direnci, cazip termal ve elektriksel özellikleri sayesinde kara taşımacılığı (araç ve demiryolu), termal yönetim, uzay ve endüstri uygulamalarında önemli bir yer tutmaktadır [5]. Metal matrisli kompozitler genelde matris malzemesine göre sınıflandırılmaktadır. Bu malzemelerden en önemlisi alüminyum ve titanyum iken bakır ve magnezyum matrislerde yeni gelişmeler yaşanmaktadır [6].

##### **3.1.1. Havacılık Uygulamaları**

Metal matrisli kompozitlerin gelişiminde havacılık uygulamaları lokomotif görevi görmektedir. Havacılık çalışmalarında malzeme ağırlığının azaltılması ve yük maliyet dengesinin gözetilerek performansın geliştirilmesi amaçlanmaktadır [7].

### 3.1.1.1. Uçak Yapısı

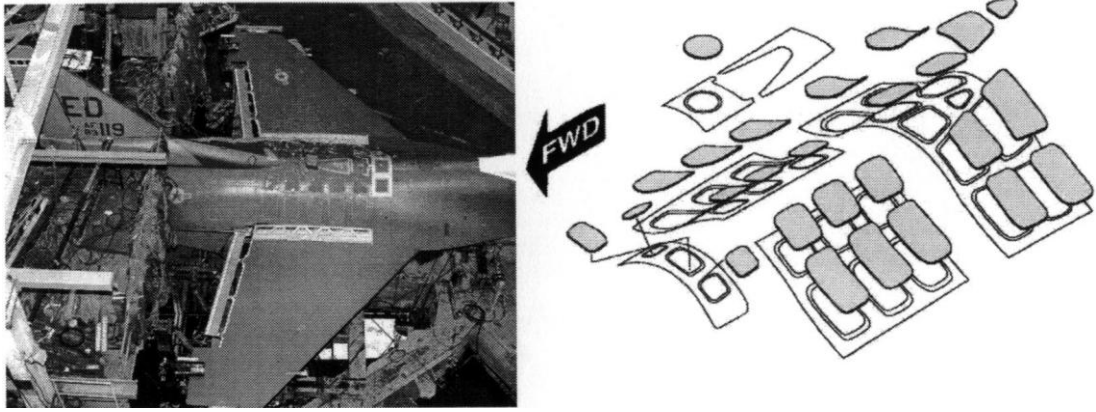
Uçak yapılarının en önemli özelliği üstün rijitliğe sahip olarak tasarlanmalarıdır. Sonuç olarak uçak yapı uygulamalarında metal matrisli kompozit malzemelerden beklenen en önemli özellik spesifik rijitliğin artırılmasını sağlamasıdır. Aslında genel olarak açıklamak gerekirse yeterli dayanım, darbe toleransı ve korozyon dayanımı kombinasyonunun sağlanmasıdır. Genelde metal matrisli kompozitler matris elemanı ile kıyaslandığında daha düşük darbe toleransı sergilemektedirler bu nedenle birincil yapısal uygulamalarının kapsamı sınırlı kalmaktadır. MMK'lerin daha yaygın uygulamaları çok geniş bir yelpazeye sahip mevcut malzemelerin maliyet etkin kombinasyonuna bağlıdır [7]. Havacılık uygulamalarında mevcut olarak en yaygın kullanılan alüminyum matrisli kompozitlerdir.

Örneğin F-16 uçaklarında SiC partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler kullanılmaktadır. %17,5 SiC takviyeli Al 6092 alüminyum matrisli kompozitler yüksek açılı saldırı manevralarında yanıl stabiliteyi sağlayan gövde kanatlarında (Şekil 3.1) kullanıldığında bal peteği yapısıyla spesifik rijitliğini ve servis ömrünü arttırmışlardır. Şekil 3.2'de görüldüğü üzere aynı malzeme yakıt giriş kapağında da kullanılmaktadır.



Şekil 3.1. F-16 gövde kanadı uygulaması [7].

SiC partikülleri ile ilave edilmiş 2XXX serisi alüminyum matrisli kompozitler Eurocopter pervane kollarında düşük ağırlıkları sebebiyle titanyumun yerini almıştır [7]. Askeri uçakların elektronik raflarında, 6061/SiC/25<sub>p</sub> kompozitler alüminyum alaşımından üretilen raflara kıyasla %30 oranında ağırlık kazancı sağlamışlardır [7].



Şekil 3.2. F-16 yakıt giriş kapağı uygulaması [7].

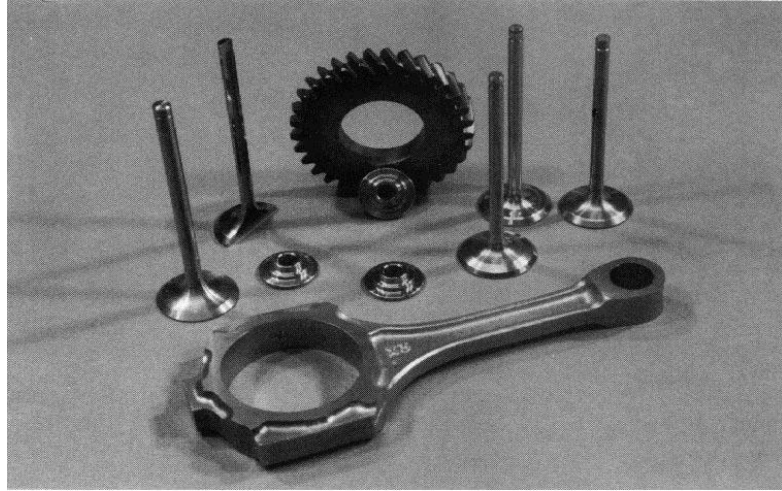
Uzay uygulamalarında kullanılan elektronik bileşenlerde dayanım termal genleşme ve termal iletim gibi fiziksel özelliklerin yanına daha az önem sahiptir. Ağırlık ise uzay uygulamalarında en önemli parametrelerden biridir. Bor fiber takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin uzay mekiğinin gövdesinde kullanılması ilk kompozit uygulamalardan biridir [7].

### 3.1.2. Otomotiv Uygulamaları

Otomotiv marketinde yüksek mukavemet, aşınma dayanımı ve yüksek çevrimlerde yorulma dayanımı otomotiv mühendislerinin hedeflerinden önde gelenleridir. Otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin seçiminde, uzay-havacılık endüstrisindeki kadar ağırlıktan tasarruf yapma kaygısı olmamakla birlikte yine de düşük maliyet göz önüne alınarak istenilen özellikleri sağlayan kompozitlerde ağırlık önemlidir. Otomotiv endüstrisinde maliyet-özellik kombinasyonunun sağlandığı birçok başarılı uygulama yer almaktadır [7].

Motor uygulamalarında yüksek mukavemet ve aşınma dayanımı özellikleri gösteren metal matrisli kompozitler çelik ve dökme demirlerin yerini almaktadır. Toyota'nın

dizel motorlarının pistonlarında alüminyum matrisli kompozitleri kullanması bir dönüm noktası olarak kabul edilmektedir. Bu kompozitler kullanılan eski malzemelere göre aşınma ve termal yorulma dayanımında gelişim sağlamışlar ve Japonya’da ticari üretimine geçilmiştir. Diğer piston uygulamalarından biri olan SiC partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler düşük termal genişleme özellikleri sayesinde piston ve silindir arasındaki boşluğu daraltmaktadırlar. Deneme aşamasında olan diğer bir çalışmada ise yarış motosikletlerinin pistonlarından kullanılan ötektik Al-Si alaşımlarının yerine kullanılan MMK’ler performansın geliştirilmesine katkı sağlamıştır. Honda 2.3 litrelik motor blokları için sıkıştırılabilir dökümle üretilmiş alümina/karbon fiber ve alüminyum matrisli hibrid kompozit malzemeler kullanılmıştır. Şekil 3.3’de metal matrisli kompozitlerden üretilmiş otomotiv motor parçaları yer almaktadır [7].



Şekil 3.3. Otomotiv motor parçalarında MMK uygulamaları [7].

Otomotiv endüstrisinde Al matrisli kompozitlerin diğer bir kullanım alanı, fren diskleri ve fren kampanalarıdır. Metal matrisli kompozitlerin %50-60 ağırlıktan tasarruf sağlaması, yüksek aşınma dirençleri, üstün termal iletkenlikleri ve mukavemetlerindeki gelişme, onları dökme demirlere karşı tercih edilen malzeme yapmıştır. MMK’ler ağırlık kaybının yanı sıra hızlanmayı arttırmakta ve fren mesafesini kısaltmaktadır [7]. Geleneksel Al alaşımlarına kıyasla, kompozit malzemenin sahip olduğu yüksek elastisite modulu, şaftın çapını azaltma imkânı vermektedir [7].

### 3.1.3. Elektronik ve Termal Uygulamalar

Isı iletim katsayısı olabildiğince yüksek ve termal genişleme katsayısı tümleşik çalıştığı devre elemanları ile uyumlu olan metal matrisli kompozit malzemeler 21. yüzyılda termal yönetim ve elektronik paketleme uygulamalarının tercih edilen malzemeleri haline gelmiştir. Çizelge 3.1’de kullanılan elektronik paketleme malzemelerinin özellikleri listelenmiştir.

Düşük termal genişleme ve yüksek termal iletkenlik özelliklerinin kombinasyonu sayesinde metal matrisli kompozitler en çok elektronik paketleme uygulamalarında kullanılmaktadır. Takviye olarak genellikle seramik partiküller matris elemanı olarak ta yüksek termal iletkenlikleri sebebiyle Al ve Cu metalleri tercih edilmektedir [9].

Çizelge 3.1. AlSiC kompozitlerin diğer paketleme malzemeleri ile kıyaslanması [8].

Malzeme	Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Termal Genişleme Katsayısı ppm/ <sup>o</sup> 825- 150 °C)	Termal İletkenlik (W/mK)	Eğme Dayanımı (MPa)	Elastisite Modülü (GPa)
Si	2,3	4,2	151	---	112
GaAs	5,2	6,5	54	---	
AlSiC (%63 SiC)	3,0	7,5	170-200	450	175
Kovar (Ni-Fe)	8,1	5,2	11-17	---	131
CuW (%10-20 Cu)	15,7-17,0	6,5-8,3	180-200	1172	367
CuMo (%15-20 Mo)	10	7-8	160-170	---	313
Cu	8,96	17,8	398	330	131
Al	2,7	23,6	238	137-200	68
SiC	3,2	2,7	200-270	450	415
AlN	3,3	4,5	170-200	300	310
Alumina	3,98	6,5	20-30	300	350
Berilya	3,9	7,6	250	250	345

Kütlesel malzemeler, yüksek yüzey alanına sahip ısı dağıtıcılarıdır. Taban plakaları, yuvalar, kapaklar ve özel tasarımlı ısı dağıtıcıları bu malzemelere örnek olarak verilebilir. Elektronik paketleme uygulamalarında genellikle SiC takviyeli Al matrisli

kompozitler kullanılmaktadır. Şekil 3.4’de ALSiC esaslı bir güç ünite soğutucusu resmi sunulmuştur.



Şekil 3.4. ALSiC güç ünite soğutucu altlık kütle malzemesi [9].

### 3.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Modern metalurjide alaşımların, yarı ürünlerin ve bunlardan elde edilen malzemelerin üretiminde çeşitli döküm, toz metalurjisi, plastik şekillendirme, sprej gibi çok sayıda üretim yöntemleri kullanılmaktadır [10,11]. Özel üretim yöntemlerinin seçilmesinin asıl sebebi aşağıdaki faktörlere bağlıdır:

- Takviye elemanı ve matris elemanının türü;
- Takviye elemanını deforme etmeden matrise ilavesinin uygunluğu;
- Matris ve takviye arasında güvenli bağlanmanın oluşması;
- Kompaktın kendini oluşturan malzemelerin özelliklerini maksimum düzeyde gerçekleştirilmesi;
- Prosesin ekonomik olması;
- Parça üretiminin fabrikasyon üretime entegre edilebilmesi;
- Takviye elemanının matris içerisinde homojen dağılması;

Metal matrisli kompozitlerin üretiminde kullanılacak olan yöntem; üretilecek parçaya, takviye elemanı şekli, boyutu ve türüne, kullanılacak olan matris elemanına göre farklılıklar göstermektedir. Bunlar üretim esnasında matrisin sıcaklığına bağlı olarak beş kategoride sınıflandırılmaktadır[12].

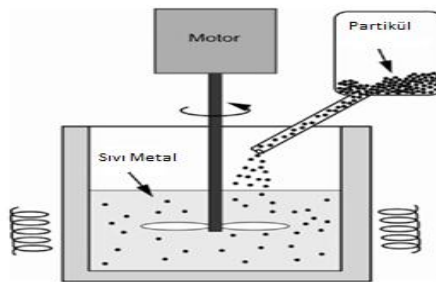
- a) Sıvı faz üretim yöntemleri
- b) Katı faz üretim yöntemleri
- c) Biriktirme yöntemleri
- d) Çift-faz üretim yöntemleri
- e) In-Situ üretim yöntemi

### 3.2.1. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

Sıvı faz üretim yöntemleri, üretimin sıvı fazda gerçekleştiği yöntemlerdir. Kompozit üretiminde üstün mekanik özelliklerin sağlanması takviye elemanı ile matris elemanı arasında gerçekleşecek olan iyi bir bağlanmayla (ıslatabilirlik) gerçekleştirilebilir. Islatabilirlik takviye elemanının kaplanması ile geliştirilebilir. Uygun bir kaplama sadece arayüzey enerjisini düşürmez aynı zamanda takviye elemanı ve matris arasındaki kimyasal etkileşimleri de önler [12]. Sıvı faz üretim yönteminin birçok avantajı bulunmaktadır. Bunlar son şekle yakın üretim, hızlı üretim prosesi ve düşük ergime derecesine sahip Al, Mg gibi metallerin kullanılabilmesidir[13].

#### 3.2.1.1. Karıştırmalı Döküm

Takviye fazının ( seramik partikül veya kısa fiber) sıvı matris ile mekanik olarak karıştırılması ve uygun bir kalıba dökülmesi işlemlerini kapsar. Şekil 3.5’de görülen karıştırmalı döküm yöntemi uygulama kolaylığı ve düşük maliyeti ile sıvı faz üretim yöntemlerinde ön plana çıkmaktadır. Geleneksel döküm yöntemleri ile dökümü gerçekleştirilen kompozit malzemeler daha sonra metal şekillendirme yöntemleriyle istenilen formlara sokulabilmektedir.



Şekil 3.5. Karıştırmalı döküm yöntemi [13].

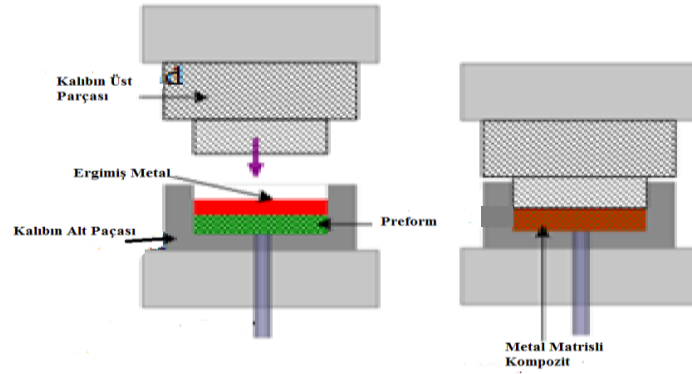


### 3.2.1.2. Santrifüj Döküm

Santrifüj dökümde takviye elemanının optimum uygun yerleşimi döküm esnasında bir santrifüj kuvveti tarafından uyarılması ile gerçekleştirilir. Örneğin; fren rotorlarında yüzeyde aşınma dayanımı istenirken merkezde sünek bir yapı tercih edilmektedir. Böylelikle, santrifüj döküm ile üretilen bu tür malzemeler daha kolay işlenebilmektedir [13].

### 3.2.1.3. Sıkıştırılmalı Döküm

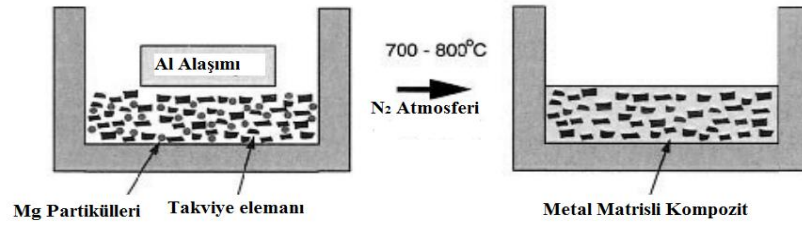
Bu yöntemde (Şekil 3.6.) partikül veya fiber formda hazırlanmış preformun üstüne basınç yardımıyla sıvı metalin infiltrasyonu gerçekleştirilmektedir. Kompleks şekilli yapıların üretimine oldukça uygundur [12].



Şekil 3.6. Sıkıştırılmalı döküm yöntemi [12].

### 3.2.1.4. Basınçsız İnfiltrasyon

Lanxide yöntemi olarak ta bilinen basınçsız infiltrasyon yönteminde partikül dolgusuna Al veya Al-Mg alaşımı herhangi bir ekstra işlem uygulanmadan infiltre edilir ( Şekil 3.7). Basınç infiltrasyon yönteminde saf alüminyum kullanıldığında Al-Mg alaşımı oluşturabilmek için Mg partikülleri takviye partiküllerinin içerisine yerleştirilir. Arayüzey reaksiyonlarını minimize etmek için üretim esnasında N<sub>2</sub> atmosferi kullanılmaktadır [13].

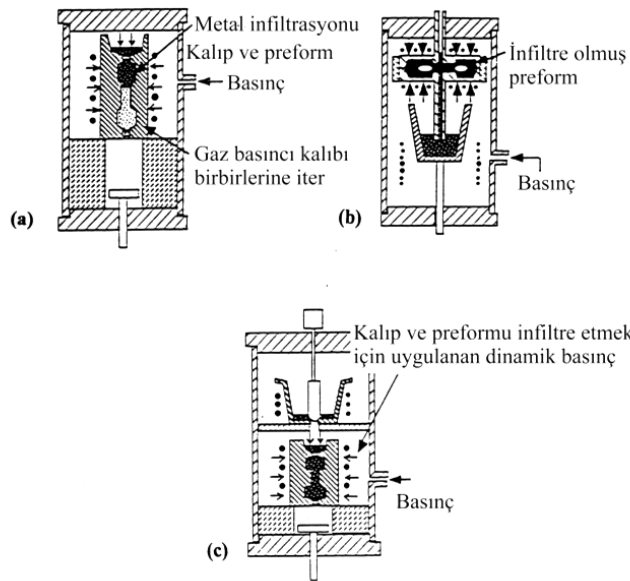


Şekil 3.7. Basınçsız infiltrasyon yöntemi [13].

### 3.2.1.5. Basınçlı İnfiltrasyon

Basınçsız infiltrasyon uygulanabildiği zaman elbette birçok avantajı bulunmaktadır fakat genellikle seramik partikülleri sıvı metali ıslatmamaktadır. Bu sebeple basınçlı infiltrasyon yöntemi genel olarak daha uygulanabilir hale gelmektedir [14].

Basınçlı infiltrasyon yöntemi sıkıştırılamı dökümden farklı olarak sıvı metalin hazırlanmış olan preformun içerisine inert bir gazın uyguladığı basınç vasıtasıyla infiltr edilmesini içermektedir. Preform ile sıvı metal arasında tam olarak ıslatmanın sağlanamadığı koşullarda dış basınç uygulanması gerekmektedir. Şekil 3.8'de görüldüğü üzere sıvı metale gaz basıncı üstten ve alttan olmak üzere iki farklı yöntemle uygulanabilmekte ve böylelikle üretim sağlanabilmektedir.



Şekil 3.8. Basınçlı infiltrasyon prosesleri için a) üstten doldurma, b) alttan doldurma ve c) üstten döküm yöntemlerinin şematik çizimi [13].

Basınçlı infiltrasyon yöntemi geleneksel döküm yöntemine göre daha yüksek maliyetli olması gibi dezavantajlarının yanında aşağıda belirtildiği gibi birçok avantajı bulunmaktadır [14].

- Hızlı bir yöntem olması,
- Diğer katı faz yöntemleriyle karşılaştırıldığında daha düşük maliyetli olması,
- Son şekle yakın üretimin gerçekleştirilebilmesi,
- Yüksek takviyeli kompozit üretiminde mekanik özellikleri etkileyebilecek olan aglomerasyon ve porozite gibi sorunların minimize edilebilmesi.
- Basınç, infiltrasyonu hızlandırmakta, böylece daha kısa üretim süresi sağlanmakta ve takviye elemanı ile matrisin kimyasal etkileşimini azaltmaktadır.
- Matris likudus sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda da preformun infiltrasyonunu sağlamaktadır; böylece düşük sıcaklıklarda infiltrasyon gerçekleştiğinden matris ve takviye elemanı arasında kimyasal etkileşim daha fazla engellenmektedir.
- Matris katılma boşluklarını beslemek için preform içine sıvı akışını yönlendirmektedir.
- Katılma süresince dökümden ısı akış hızını artırmaktadır.

İnfiltrasyon prosesini etkileyen faktörler dört grupta sınıflandırılmaktadır [15].

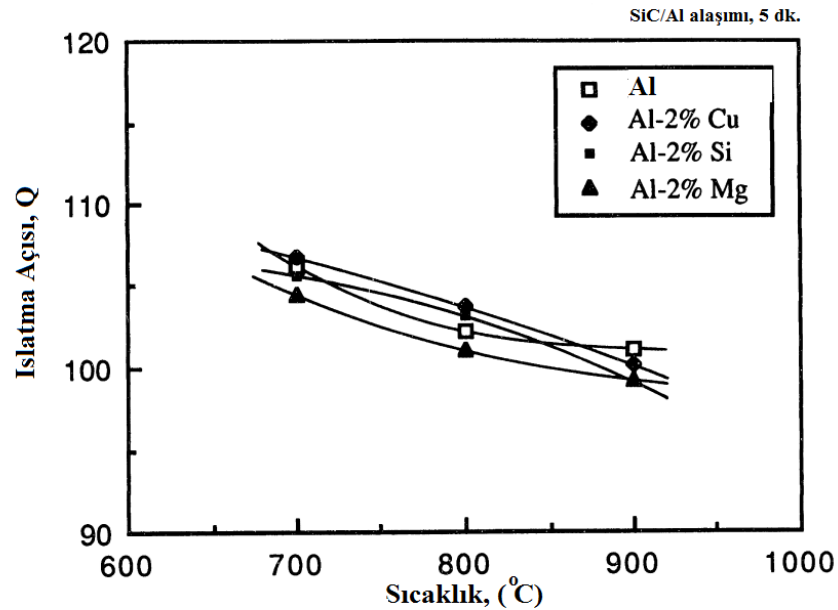
- Partikül (ortalama çapı, boyut dağılımı, şekli ve hacim oranı),
- Sıvı metal (bileşimi, yüzey gerilimi ve viskozitesi),
- Sıvı/katı arayüzeyi (temas açısı, arayüzey reaksiyonları vb) ve
- Deneysel koşullar (uygulanan basınç ve sabit basınç altında kalan süre ve infiltrasyonun gerçekleştiği atmosfer)

*Tane Boyutu:* Tane boyutu küçüldükçe takviye elemanları arasındaki boşlukların daralması sebebiyle sıvı metalin bu boşluklara infiltre olması zorlaşmakta, buda poroziteyi arttırmaktadır. Metal matrisli kompozit malzemelerde artan porozite miktarı mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir. Candan ve arkadaşlarının iki

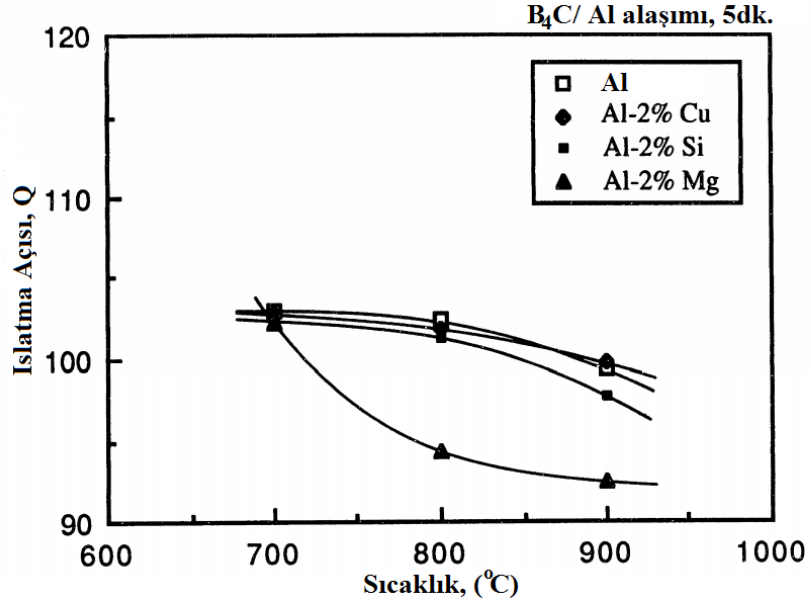
farklı SiC partikül boyutu (13 -37  $\mu\text{m}$ ) kullanarak yapmış oldukları çalışmada partikül tane boyutunun artmasıyla porozite miktarı %6.2 den %3.1'e gerilemiştir [16].

*Takviye miktarı:* Basınçlı infiltrasyon yöntemiyle kompozit malzeme üretiminde preformun üniform olarak hazırlanması çok önemlidir. Artan takviye miktarı üretilen kompozitin mekanik özellikleri üzerinde genel anlamda pozitif yönde etki yaparken [17,18] infiltrasyon sırasında kanal oluşumunu önlemek ve sıvının preform içerisine homojen olarak dağılmasını sağlamak için düzgün paketlenme gereklidir. Düşük takviye miktarlarında düzgün paketleme işlemi zorlaşırken yüksek takviye miktarlarında ise eşik basıncı artmaktadır. Bu sebeple homojenizasyonun sağlanabilmesi için uygun takviye miktarının belirlenebilmesinin yanında uygun eşik değerinin seçilmesi de önem arz etmektedir.

*Sıcaklık :* SiC/Al ve B<sub>4</sub>C/ Al alaşımları için sıcaklıkla ıslatma açısının değişimi Şekil 3.9 ve Şekil 3.10'da gösterilmektedir [18]. Sıcaklıkla ıslatma açısının düşmesi ve ıslatabilirliğin artması üretilen kompozitlerde porozitenin daha çok matris/takviye arayüzeyinde gerçekleştiği [19] göz önüne alındığında kompozit üretiminde porozitenin düşmesine katkı sağlayacaktır [20].



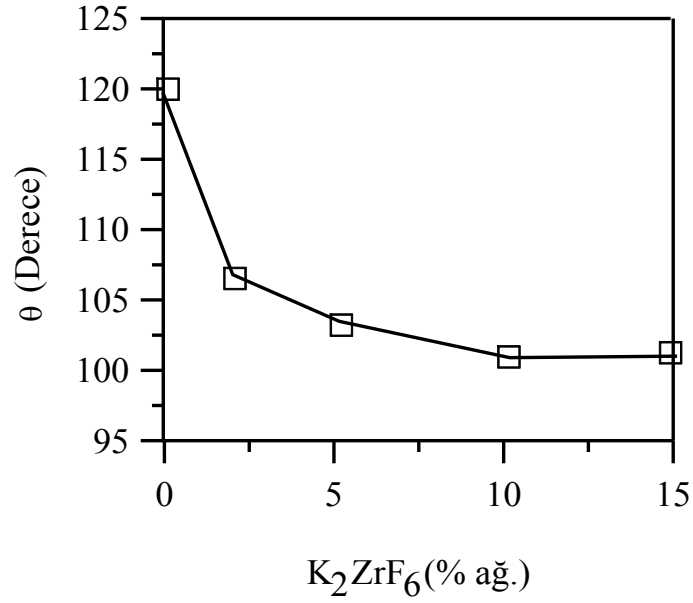
Şekil 3.9. SiC takviyeli kompozitlerde sıcaklıkla ıslatma açısı arasındaki bağıntı [20].



Şekil 3.10. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerde sıcaklıkla ıslatma açısı arasındaki bağıntı [20].

*İnfiltrasyon atmosferi:* Oksijene afinitesi yüksek Al ve Al alaşımları gibi metaller için ergime ve infiltrasyon esnasında mevcut atmosfer çok önemlidir. İnfiltrasyon esnasında oksijen miktarının azalması sıvı metal yüzeyinde daha ince bir oksit tabakasının oluşmasına ve partikül oksidasyonunun daha az olması sebebiyle Al infiltrasyonu sırasında eşik basıncı düşmektedir [15].

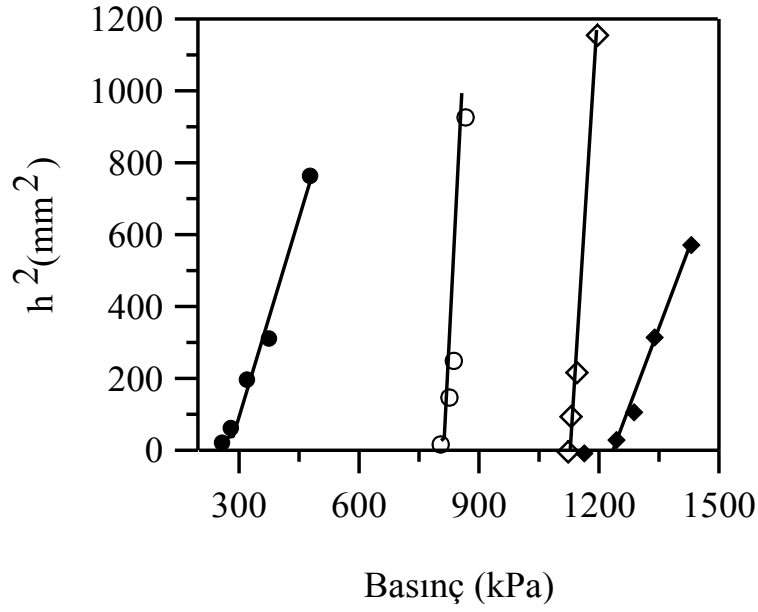
*Oksit Tabakası:* İnfiltrasyon deneylerine sıvı aluminyumu çevreleyen oksit tabakasının etkisi birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. 1000 K sıcaklığın altında Al/seramik takviyeli kompozitlerin üretiminde temel problemlerden biri, Al'u çevreleyen oksit tabakasından dolayı seramik takviyenin sıvı Al tarafından ıslatılmamasıdır [21]. Oksit tabakasının etkisini azaltmak için alternatif yöntem, oksit filmini kıran ve/veya zayıflatan kimyasal bileşen ilavesidir. Özellikle, K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> ile seramiğin kaplanması, Al/seramik arayüzeyinde ıslatmayı artırdığı ve infiltre edilmiş mikroyapıda SiC partikül yüzeyinde ZrAl<sub>3</sub> intermetaliklerin oluştuğu yayınlanmıştır (Şekil 3.11). Alonso ve arkadaşları K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> kaplaması ile eşik basıncının düştüğünü rapor etmişlerdir [22].



Şekil 3.11. K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> içeriğinin (% ağırlık) fonksiyonu olarak Al/SiC arayüzeyindeki temas açısının değişimi [22].

*İnfiltrasyon Basıncı:* Basıncısız infiltrasyon eğer sıvı katıyı ıslatabilirse uygulanabilmektedir. Diğer türlü kompozit üretimi için minimum dış basınç uygulanması gerekmektedir [15,23]. Basıncılı infiltrasyon işlemini gerçekleştirmek için önemli olan seçilen basınç değerine hızlı bir şekilde ulaşılabilmesi, ulaşıktan sonra belirlenen süre kadar beklenilmesi ve hızlı bir şekilde atmosfer basıncına dönülebilmesidir.

Uygulanan infiltrasyon basıncında ve süresinde elde edilen infiltrasyon yüksekliği, prosesi karakterize etmek için kullanılan ölçülebilir değerdir. Sabit infiltrasyon süresinde infiltrasyon yüksekliği ile infiltrasyon basıncının değişim grafiği, infiltrasyonun başlangıcı için gerekli eşik basıncının bulunmasına yardımcı olmaktadır (Şekil 3.12). Diğer yandan, sabit infiltrasyon basıncında infiltrasyon süresi ile infiltrasyon yüksekliğinin değişim grafiği infiltrasyon kinetiği hakkında bilgi vermektedir [15].



Şekil 3.12. Saf Al (açık semboller) ve saf gümüş (kapalı semboller) ile SiC (○,●) ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (◇,◆)preformlarının infiltrasyonu için infiltrasyon basıncının fonksiyonu olarak infiltrasyon yüksekliğini karesi ile değişimi. İnfiltrasyon süresi 120 s [24,25].

Basıncılı infiltrasyonda eşik basıncını belirlemek için Kapilar ve Darcy kuralları geliştirilmiştir [15].

*Kapilar kuralı:* Sıvı tarafından katının ıslatılabilmesi için en kritik parametre ıslatma için birim alan başına harcanan iş (Wi);

$$W_i = \gamma_{sl} - \gamma_{sv} \quad (3.1)$$

Eğer katı/sıvı ( $\gamma_{sl}$ ) yüzey enerjisi katı/gaz ( $\gamma_{sv}$ ) yüzey enerjisinden daha küçükse sıvı katıyı ıslatır. Fakat ıslatmama durumunda poroz ortama sıvının infiltrasyonu için, uygulanan kapilarite basıncı olarak ta bilinen dış basınç  $P_o$ ;

$$P_o = S_i \cdot W_i \quad (3.2)$$

Burada  $S_i$  metal matrisin birim hacmi başına partikül yüzey (S/V) alanıdır.  $P_o$ , Young-Dubre denklemini kullanarak sıvı/katı arayüzeyindeki temas açısı ile ilişkilendirildiğinde [15];

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos\theta \quad (3.3)$$

$\gamma_{sv}$  sıvı metal yüzey gerilimi olduğunda 2 numaralı eşitlik şu şekilde yazılabilir [15];

$$P_o = S_i \gamma_{sv} \cos\theta \quad (3.4)$$

Partiküllerin ortalama D çapında küresel şekle sahip olduğu kabul edilirse,  $S_i$  [15] ;

$$S_i = (6\lambda V_p) / (D(1-V_p)) \quad (3.5)$$

Burada  $V_p$  partikül hacim oranı ve  $\lambda$  küresellikten sapmayı belirten faktördür. 5 nolu ve 2 nolu eşitliğin kombinasyonu ile eşik basıncı  $P_o$  şu şekilde yazılabilir [15];

$$P_o = 6\lambda\gamma_{lv} \cos\theta \frac{V_p}{(1-V_p)D} \quad (3.6)$$

$\lambda \neq 1$  ise sadece küresellikten sapma ile ilgili değildir, aynı zamanda kapilarite basıncını birebir etkileyen yüzey pürüzlülüğü ve gerçek partikül boyut dağılımı dikkate alınmalıdır [15].

*Darcy Kuralı:* Viskoz sıvıların akışı Navier Stokes denklemi ile idare edilmektedir. Sıkıştırılmayan sıvılar için genel Navier Stokes denklemi [15];

$$\Delta P = \mu \Delta^2 v \quad (3.7)$$

şeklindedir. Burada  $v$  sıvının hızı,  $\mu$  sıvının viskozitesi ve  $\Delta P$  basınç düşüşüdür. Denklem 3.7'de gravity etkisi ihmal edilmiştir. Bu denklem, infiltrasyon deneyi sırasında tek yönlü akış olduğunu kabul ederek poroz ortama doğru, sıkıştırılmayan sıvının akışını analiz etmek için Darcy kanununa indirgenildiğinde sürenin (t) ve infiltre edilen sıvı içindeki basınç düşüşünün ( $\Delta P$ ) fonksiyonu ile infiltrasyon yüksekliğinin (h) karesi, Denklem 3.8 ile elde edilmektedir [9,10].

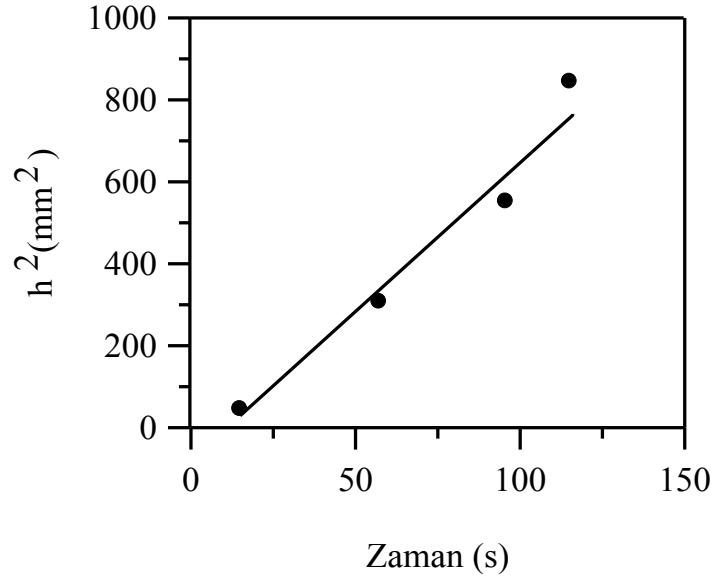


$$h^2 = \frac{2kt}{\mu(1-V_p)} \Delta P \quad (3.8)$$

Sıvı metalde basınç düşüşü ( $\Delta P$ ), uygulanan basınç ( $P$ ) ile kapiler basınç,  $P_o$ , (bir başka deyişle eşik basınç) arasındaki farktır [15,23];

$$\Delta P = P - P_o \quad (3.9)$$

İnfiltrasyon deneylerinde infiltrasyon süresine karşılık infiltrasyon yüksekliğinin değişim sonuçları da (Şekil 3.13) Darcy kanunu ile uyumlu olarak lineer çıkmıştır. Burada, eğrinin orjinden başlamaması, infiltrasyon başlangıcı için kuluçka süresinin varlığına dayandırılmıştır [15].

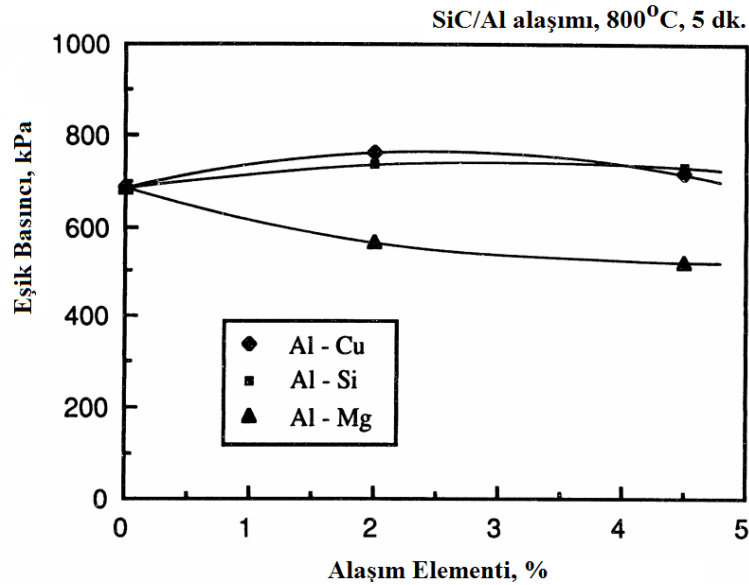


Şekil 3.13. Al ile infiltre edilen paketlenmiş TiC preformları için infiltrasyon süresinin fonksiyonu olarak yüksekliğin karesinin değişimi [15].

*Takviye/matris Reaksiyonları:* Takviye elemanı ve matris arasındaki olumsuz kimyasal reaksiyonunu azaltmak için iki faktör kullanılmaktadır [14,19]. Birincisi, düşük preform sıcaklığı ki infiltrasyon sırasında matrisin katılaşmasına sebep olmakta ve böylece sıvı tarafından takviye malzemesinin daha az etkilenmesi gözlenmektedir. İkinci olarak, yüksek basınç ile birlikte düşük kalıp sıcaklığı kullanılarak numunenin hızla soğuması ile matris hızlı olarak katılaşırılmakta ve

böylece sıvı metal matris ve takviye arasında temas süresi minimuma indirilmektedir [14,19]. Bununla birlikte, matris liküdüs sıcaklığının altında infiltrasyon sıcaklığı seçilerek matris ve takviye arasındaki kimyasal etkileşim azaltılmakta ve ayrıca matris liküdüs sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda preformu infiltre ederek çok ince taneli matris elde edilmektedir. Diğer yandan Al ilave edilen Mg gibi alaşım elementlerinin takviye elemanı ile reaksiyonu sonucu oluşan intermetalik fazların oksit filmini yırtarak temiz ve ıslatılabilir bir yüzey ortaya çıkardığı bilinmektedir [26].

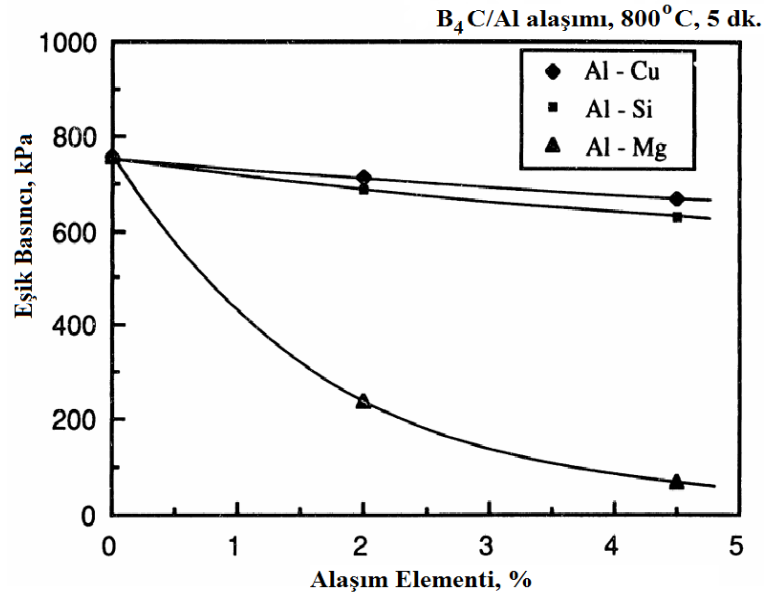
*Matris:* 1900'lü yıllardan itibaren Mg'un, saf Al'nin yüzey gerilimine ve dolaylı olarak SiC preformlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı değerine ve temas açısına etkisi birçok araştırmacı tarafından araştırılmıştır [11,27-32]. Alaşım elementlerinin eşik basıncı üzerindeki etkisi Şekil 3.14 ve Şekil 3.15'de görülmektedir. Alüminyuma ilave edilen Mg ilavesi ile SiC ve B<sub>4</sub>C preformlarının alüminyum tarafından ıslatabilirliğini arttırmaktadır [20]. Oh doktora çalışmasında[20], Mg ilavesi ile eşik basıncının düşmesini negatif oksit oluşum serbest enerjisinin daha yüksek olmasına yani oksijenle kimyasal reaksiyonun artmasına, dolayısıyla ara yüzey enerjisindeki ve ayrıca daldırma için harcanan iş deki (W<sub>i</sub>) azalmaya dayandırmıştır.



Şekil 3.14. Al/SiC kompozitlerde eşik basıncının alaşım elementine göre değişimi [20].

%58 hacim oranına sahip  $Al_2O_3$  preformlara infiltre edilen saf gümüşün  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 'de infiltasyonu sonucunda eşik basıncının Saf Al'ye kıyasla ( $750\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $853\text{ kPa}$ ) daha düşük bulunması ( $302\text{ kPa}$ ), gerek saf gümüşün yüzey geriliminin gerekse temas açısının düşük olmasına dayandırılmıştır [25].

Spinel oluşturmak üzere Mg ve  $Al_2O_3$  arasında meydana gelen güçlü reaksiyona rağmen, Mg ilavesiyle eşik basıncı değişimleri çoğunlukla yüzey gerilimindeki değişimlerden dolayı kaynaklanmıştır.  $Al_2O_3/Al$ -Mg kompozit sisteminde infiltasyon hızının artması ile reaksiyon etkisi azalmaktadır.



Şekil 3.15.  $Al/B_4C$  kompozitlerde eşik basıncının alaşım elementine göre değişimi [20].

Çizelge 3.2.  $Al$ -Mg alaşımları ile infiltre edilen  $Al_2O_3$  preformları için yayınlanmış deneysel veriler [15].

Al-Mg (%)	Sıvı-buhar Yüzey Gerilimi, $\gamma_{sg}$ (mNm)	Partikül Boyutu ( $\mu\text{m}$ )	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)
2	828	5-15	0,51	630
3	816	5-15	0,51	590
4	805	18	0,58	925

Diğer yandan Çizelge 3.2’de görüldüğü üzere Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli Al-Mg ikili alaşım matrisli kompozitin üretiminde belirlenen eşik basıncının saf Al’dekinden daha yüksek bulunması, reaksiyon ürünlerinin kısmen infiltrasyonu engellemesine dayandırılmıştır [15].

Diğer bir çalışmada Al-Cu alaşımları için sonuçlar benzer eğilim göstermiştir; Cu ilavesi, saf Al’nin yüzey gerilimini düşürmesine rağmen eşik basıncını arttırmıştır (Çizelge 3.3) [15].

Çizelge 3.3. SiC preformlarına Al ikili alaşımlarının infiltrasyonu için yayınlanmış deneysel veriler [15].

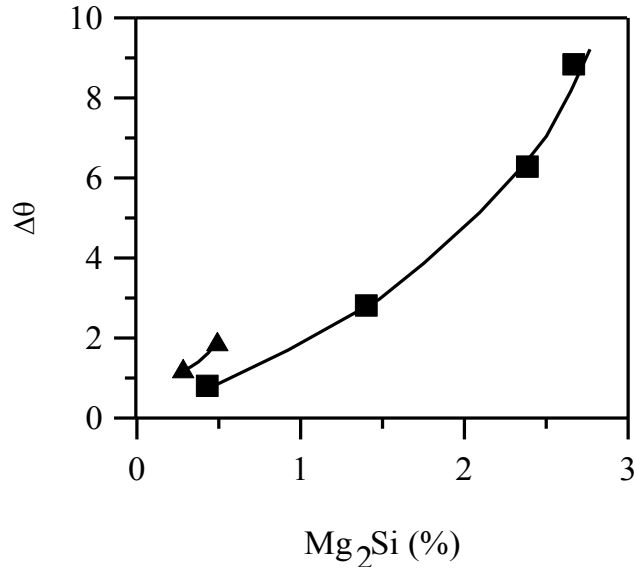
Alaşım	% Alaşım İçeriği	Sıvı-buhar Yüzey Gerilimi, $\gamma_{sg}$ (mN/m)	Partikül Boyutu ( $\mu$ m)	Partikül Hacim Oranı	Eşik Basıncı (kPa)	Temas Açısı, ( $\theta$ )
Al-Si	5	854	26	0,57	560	-
	13	841	26	0,57	530	-
	2	859	9,63	0,52	779	-
	4,5	855	9,63	0,52	731	-
	3,8	856	22,8	0,53	558	-
Al-Mg	2	828	26	0,57	550	-
	4	805	26	0,57	520	-
	0,5	852	12,8	0,52	514	-
	1	843	22,8	0,53	533	-
	1,7	832	22,8	0,53	522	-
	3,4	630,820	22,8	0,53	518	113°
	8,6	570,780	22,8	0,53	411	67°
	13,9	520,750	22,8	0,53	320	58°
	2	828	9,63	0,52	779	-
	4,5	800	9,63	0,52	731	-
Al-Cu	4,2	852	12,8	0,52	591	-
	2	854	9,63	0,52	745	-
	4,5	852	9,63	0,52	807	-
	6	852	22,8	0,53	573	-
Al-Sr	0,7	716	26	0,57	624	-
	2,1	689	22,8	0,53	620	-
Al-Ca	0,8	792	22,8	0,53	602	-
Al-Ti	5	800	22,8	0,53	540	138°
Al-Cr	2,5	886	22,8	0,53	561	-
Al-Fe	2	863	26	0,57	580	-
Al-Pb	1	662	51	0,59	280	-
	1,4		22,8	0,53	375	-

Mg ve Si’un ikili alaşım halinde Al’ye ilave edilmesi durumunda temas açısında önemli bir iyileşme sağlamaktadır (Çizelge 3.4).

Çizelge 3.4. 750 °C infiltrasyon sıcaklığında Al alaşımları ile %57 hacim oranında 26 µm boyutunda SiC partikül kompaktlarının infiltrasyonu için gerekli eşik basıncı (Po, kPa), sıvı alaşımların yüzey gerilimi ( $\gamma_{\text{sıvı-buhar}}$ , MN.m-1) ve temas ( $\theta$ ) açısı [19,31].

Malzeme	Si (ağ. %)	Mg (ağ. %)	Mg <sub>2</sub> Si (at. %)	Sıvı-buhar Yüzey Gerilimi, $\gamma_{\text{sg}}$ (mN/m <sup>-1</sup> )	Eşik Basıncı (Pa)	$\theta$
Al	-	-	-	863	570	120°
Al-Si	5	-	-	855	560	120°
	13	-	-	842	530	120°
Al-Mg	-	2	-	829	550	120°
	-	4	-	806	520	120°
Al-Si-Mg	0,52	0,9	0,5	845	540	119°
	1,56	2,7	1,5	818	490	117°
	2,6	4,5	2,5	797	420	113.5°
	13,0	5,0	2,8	776	370	111°
A357	7.47	0.62	0.36	840	530	118.5°
6061 Al	0.62	1.05	0.55	836	520	118°

Bununla birlikte üçlü alaşımlarda oldukça farklı sonuçlar bulunmuştur. Hem Mg ve hem de Si'un birlikte bulunması durumunda yapıda oluşan Mg<sub>2</sub>Si içeriğinin fonksiyonu olarak temas açısındaki değişim Şekil 3.16'da gösterilmektedir. Sonuç olarak Mg<sub>2</sub>Si içeriği ısıtılabilirlikteki artışı tayin eden bir faktör olmaktadır [19,31].



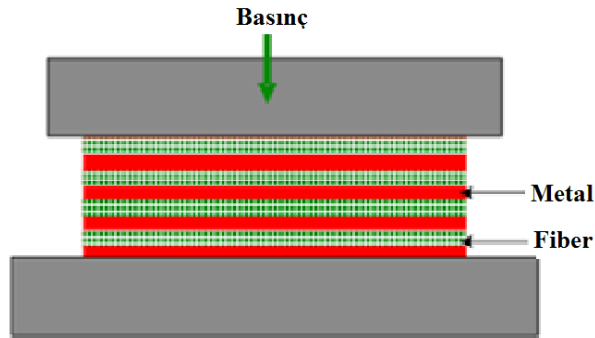
Şekil 3.16. Mg<sub>2</sub>Si içeriğinin fonksiyonu olarak ticari ve üçlü Al-Si-Mg alaşımı ile infiltre edilen SiC takviyesi arasındaki temas açısının değişimi [31].

### 3.2.2. Katı Faz Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozitlerde katı faz üretim yöntemleri uygun sıcaklık ve basınç altında matris ile takviye metalinin katı fazda karşılıklı olarak birbirine difüzyonu olarak açıklanmaktadır. En çok bilinen iki yöntemi ise difüzyon bağlanma ve toz metalurjisi yöntemidir.

#### 3.2.2.1. Difüzyon Bağlanma

Bir katı faz üretim yöntemi olan difüzyonla bağlanma yöntemi aynı veya farklı temiz yüzeye sahip metallerin yüksek sıcaklık altında atomlar arası difüzyonudur. Bu yöntemin en önemli avantajı çok çeşitli metal matrislerin kullanılabilmesi, fiber yönünün ve takviye oranının ayarlanabilmesine imkan sağlamasıdır. Şekil 3.17’de yöntem şematik olarak gösterilmiştir [12].

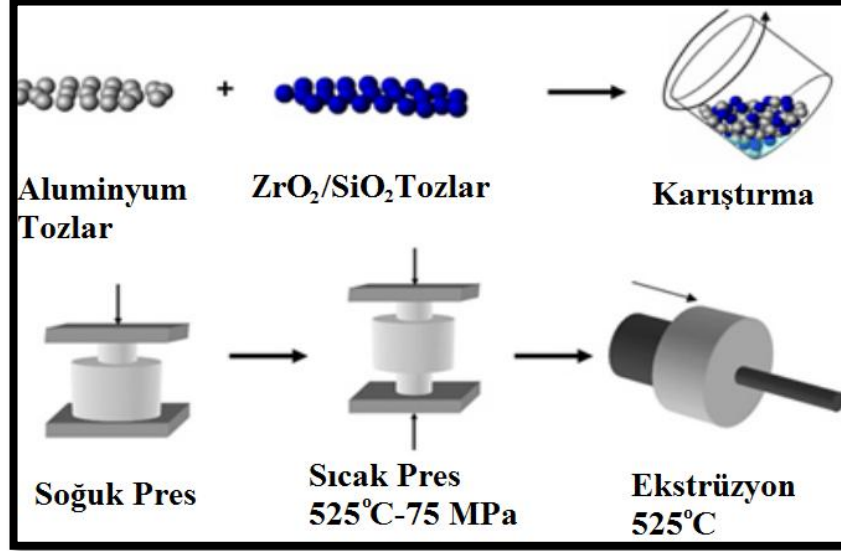


Şekil 3.17. Difüzyon bağlanma [12].

#### 3.2.2.2. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi yöntemi partikül veya visker tozlarının toz formdaki matris ile harmanlanıp daha sonra sıcak veya soğuk pres yardımıyla preslendikten sonra sinterleme kademelerini içerir (Şekil 3.18). İlk olarak homojen dağılımın sağlanması amacıyla matris ve takviye tozları karıştırılır. Karıştırma kademesini %80 oranında yoğun ham ürünün üretilmesi için soğuk pres işlemi izler. Son olarak tam yoğun kompozit üretimini gerçekleştirmek için sinterleme işlemi uygulanır. Üretimden

sonra istenilen özelliklere bağlı olarak ekstrüzyon vb. metalurjik işlemler uygulanabilmektedir [12].



Şekil 3.18. Toz metalujisi [12].

### 3.2.3. Çöktürme Yöntemleri

Daldırmalı kaplama, elektro kaplama, sprey biriktirme, kimyasal buhar biriktirme, sprey şekillendirme ve fiziksel buhar biriktirme gibi birçok biriktirme yöntemi mevcuttur. Çöktürme yöntemlerinin en önemli dezavantajı uzun süreli olmalarıdır [12].

### 3.2.4. Çift-faz Üretim Yöntemleri

O-sprey biriktirme ve yarı-katı döküm gibi çift fazlı üretim yöntemleri seramik ve faz diyagramında katı ve sıvı fazın bir arada bulunduğu bölgede yer alan matris elemanının karıştırılmasını içerir [12].

### 3.2.5. In-Situ Üretim Yöntemi

Bu tür kompozit üretim tekniklerinde malzeme içerisinde farklı fazların oluşturulması ve bu fazlardan birinin veya bazılarının matris; diğerlerinin de takviye elemanı olarak davranması ile kompozit üretimi sağlanır. Bu işlemlerde farklı birkaç yöntem kullanılır [33].

1. Ötektiklerin yönlü katılaştırılması
2. Tercihli yönlendirilmiş metal oksidasyonu
3. Ekzotermik reaksiyon işlemi



## BÖLÜM 4

### ALUMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER

#### 4.1. MEKANİK ÖZELLİKLER

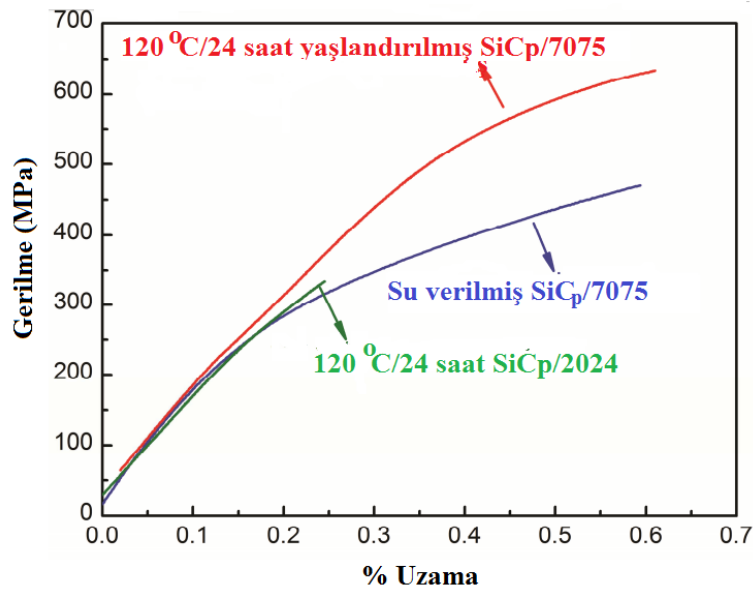
Kompozitlerin deformasyonunda ana mekanizma matristen takviyeye yük transferinin sağlanabilmesidir. Daha sağlam bir bağlanma daha iyi bir yük transferi sağlayacak bu da mekanik özellikleri geliştirecektir.

Aluminyum matrisli kompozitlerin üretiminde saf Al matrisin yanında en çok kullanılan Al2024, Al7075, A356 ve Al6061 aluminyum alaşımlarıdır. Aluminyum matrisli kompozitlerde çekme ve basma dayanımını etkileyen birçok parametre bulunurken bunlardan en önemlisi matris alaşımıdır. Çünkü gerek üretim esnasında gerekse sonrasında uygulanan ısıl işlemler neticesinde matrisle takviye arasındaki etkileşimler sonucu oluşan ikincil ve intermetalik fazlar kompozit mukavemetini doğrudan etkilemektedir.

İbrahim ve arkadaşları, matris elemanının kompozit malzemelerin mekanik özellikleri üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla saf Al ve AA 6063 aluminyum alaşımına %15 oranında B<sub>4</sub>C partikülleri takviye etmişlerdir. Ayrıca matrise düşük oranlarda Ti, Zr ve Sc ilave etmişlerdir. Darbe tokluğunu tayin etmek amacıyla yapmış oldukları deneylerin sonucunda bütün bileşimlerde aluminyum matrisli kompozitlerin AA6063 aluminyum matrisli kompozitlerle kıyaslandığında daha yüksek darbe tokluğu gösterdiğini belirtmişlerdir. AA6063 serisi aluminyum alaşımı kullanılarak hazırlanan kompozitlerde tokluğun üretim esnasında ve ısıl işlem sonrasında oluşan fazlar tarafından kontrol edildiğini, Mg<sub>2</sub>Si fazının Al<sub>3</sub>Zr ve Al<sub>3</sub>Sc fazlarından daha etkili olduğunu analiz etmişlerdir [34].

Basıncılı infiltrasyon tekniği kullanarak %45 SiC takviyeli 7075 ve 2024 serisi alüminyum matrisli kompozitlerin üretimini gerçekleştiren Xiu ve arkadaşları, bu kompozitlere 120 °C'de 20 saat süresince yaşlandırma ısıl işlemi uygulamışlar, sonrasında mekanik özelliklerin karakterizasyonu için çekme testine tabi tutmuşlardır. Isıl işlem sonrasında SiC/Al arayüzeyinde nano-n<sup>1</sup> fazının ortaya çıktığını belirtmişlerdir. 7075 alaşım matrisli kompozitlere su verme işleminden sonra 470 MPa olarak ölçülen çekme dayanımının yaşlandırma işleminden sonra 630 MPa çıktığını bulmuşlardır. Şekil 4.1'den de görüleceği üzere AA 2024 matrisli kompozitlerle kıyaslandığında ise AA 7075 matrisli kompozitlerin çekme dayanımının %90 daha fazla çıktığını rapor etmişlerdir [35].

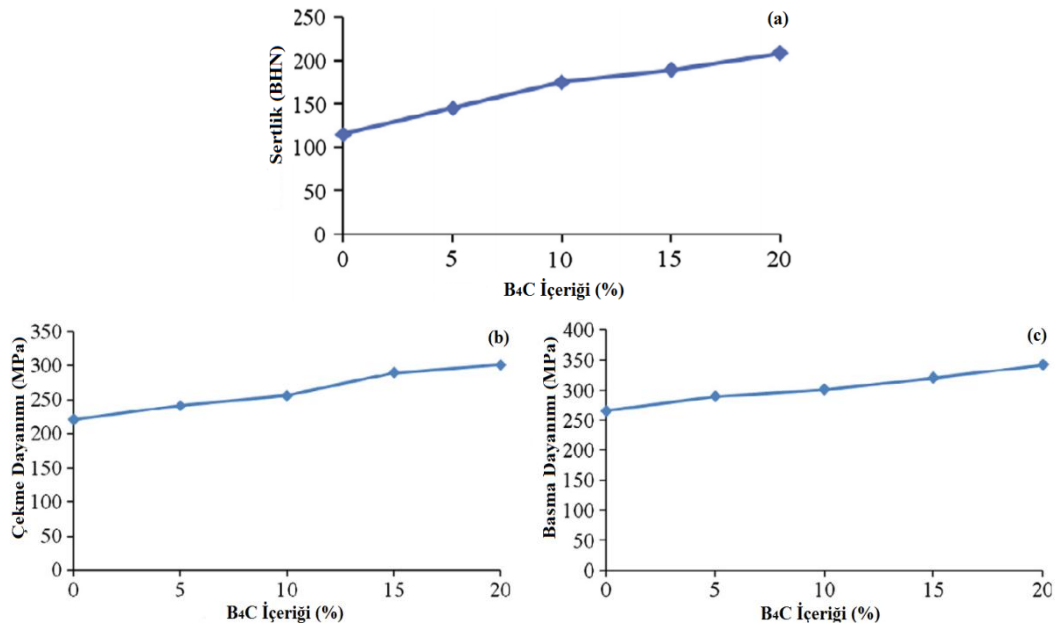
Aynı zamanda matrise ilave edilen alaşım elementlerinin kompozitin yapısında değişikliklere sebep olması mekanik özellikleri etkilemektedir. Bo ve arkadaşları, Mg<sub>2</sub>Si/Al-Si kompozitlere Sb ilavesinin etkisinin araştırdıkları 2010 yılına ait makalelerinde %0,4 oranında antimon ilavesinin birincil Mg<sub>2</sub>Si intermetaliklerinin morfolojisinin dentritik yapıdan ince partikül formuna dönüştürdüğünü ve ortalama tane boyutunu 52 µm dan 25 µm kadar düşürdüğünü tespit etmişlerdir. İntermetaliklerin şeklinde gerçekleşen bu formasyon çekme dayanımının 102,1 MPa'dan 138,6 MPa'a yükselmesini sağladığını belirtmişlerdir [36].



Şekil 4.1. %45 SiC içeren AA7075 ve AA2024 matrisli kompozitlerin ısıl işlem sonrası oluşan çekme diyagramları [35].

Birçok mühendislik uygulamalarında alüminyum alaşımlarının yerini alüminyum matrisli kompozitler almaktadır. Güney Koreli bilim adamlarının otomobil klimalarının kompresör pistonları için yaptıkları SiC/Al-Si kompozitlerde iki farklı matris elemanı (%10-12 Si) ve takviye miktarı (%5 -10 SiC) denemişlerdir. %10 Si ilaveli sıcak presle üretilen kompozitlerde artan SiC miktarı neticesinde sertlik değerleri birbirine yakınken çekme dayanımlarında düşüş gözlemlenmiştir. Fakat ekstrüzyon ve dövme işleminden sonra sertlik ve çekme dayanımları artan SiC miktarına paralel olarak lineer bir artış sergilemiştir. %12 Si ilaveli kompozitlerde de aynı durumun gözlemlendiğini belirtmişlerdir [37].

Al matrisli kompozitlerde takviye hacim oranının artması ile basma-çekme mukavemeti, sertlik ve elastisite modülü artarken süneklilik düşmektedir [38-44]. Şekil 4.2’de AA7075 alüminyum alaşımının sertlik, basma ve çekme dayanımına B<sub>4</sub>C partikül hacim oranının etkisini göstermektedir [38].



Şekil 4.2. AA7075 alüminyum alaşımının a) sertlik, b) basma ve c) çekme dayanımına B<sub>4</sub>C partikül hacim oranının etkisi [38].

Chaubey ve arkadaşları, toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş %20 ve %40 Al-Ca intermetalik takviyeli Al matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerine partikül dağılımının etkisini incelemek için manuel ve bilyalı değirmen ile karıştırarak

kompozitler hazırlanmıştır. Manuel karıştırma ile hazırlanan kompozitlerde Al-Ca partiküllerinin incelenen kompozit bünyesinde hücre ağı şeklinde yığılmalara sebep olduğu bilyalı değirmen ile yapılan karıştırma işlemi ile hazırlanan kompozitlerin ise daha homojen bir yapı sergilediğini tespit etmişlerdir. Bu durumun mekanik özellikler ile birebir bağlantısını yapmış oldukları basma testleri ile kanıtlamışlardır. Şöyle ki; Saf alüminyumun dayanımı 112 MPa iken manuel karıştırma yapılan kompozitlerde %20 Al-Ca ilavesi ile basma dayanımı 140 MPa'a %40 partikül ilavesi sonrası ise 165 MPa'a çıkmıştır. Bilyalı değirmen ile karıştırılarak üretilen kompozitlerde ise sırasıyla 250 MPa ve 280 MPa basma dayanımları elde etmişlerdir [39].

Baredeswara'nın Perumal ile birlikte yapmış olduğu çalışmada AA7075 alüminyum alaşımına %5, 10, 15, 20 olmak üzere dört farklı oranda 16-20 µm arasında ortalama tane boyutuna sahip B<sub>4</sub>C ilavesinde bulunmuş takviye elemanındaki artışa paralel olarak mekanik özelliklerinin geliştiğini kanıtlamışlardır. Flux olarak K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub> formunda kullanılan titanyumun alüminyumun yüzeyinde bulunan oksit filmini kaldırdığını böylelikle ıslatabilirlikten kaynaklanabilecek problemlerin önüne geçilebildiğini belirtmişlerdir. Takviye edilen B<sub>4</sub>C partiküllerinin kompozit yapısındaki çatlakların hızlı gelişimini engellediğini ve kompozitlerin kırılmasını geciktirdiğini yayınlamışlardır [38].

Alizadeh yapmış olduğu çalışmada 27µm ortalama tane boyutuna sahip Al-%2 Cu alaşımı ve 80 nm tane boyutuna sahip B<sub>4</sub>C partikülleri kullanılarak mekanik alaşımlama yöntemi ile %2 ve %4 takviye oranına sahip kompozitlerin üretimini gerçekleştirmiştir. Soğuk presle forma sokulan tozlar daha sonra ekstrüze edilmiş ve son olarak 400 °C'de 2 saat boyunca tavlansmıştır. Sertlik ve çekme testleriyle mekanik özellikleri karakterize edilen kompozitlerde artan B<sub>4</sub>C miktarının sertliği ve çekme dayanımını arttırdığını rapor etmiştir [40].

Abdizadeh ve arkadaşları, 2012 yılında A356 alüminyum alaşımına %5-10-15 oranlarında ZrO<sub>2</sub> ilavesini farklı döküm sıcaklıklarında (750-850-950 °C) gerçekleştirmişlerdir. Artan ZrO<sub>2</sub> miktarı kompozitlerin mekanik özelliklerini büyük

oranda arttırmış ve en iyi mekanik özellikleri 750 °C de üretilen %15 ZrO<sub>2</sub> takviyeli kompozitlerde (70 HB sertlik ve 232 MPa çekme dayanımı) sağlamışlardır [41].

Sharma, geleneksel sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile Al6082 alüminyum alaşımını %0-3-6-9-12 oranlarında grafit ilavesi ile takviyelendirmiştir. Grafit takviyesinin artmasıyla kompozitlerin sertliklerinde düşüş gözlenmiştir. Buna matris (49,5 HVN) ile kıyaslandığında grafitin (25.49 VHN) daha düşük sertliğe sahip olmasının neden olduğu belirtilmiştir [42].

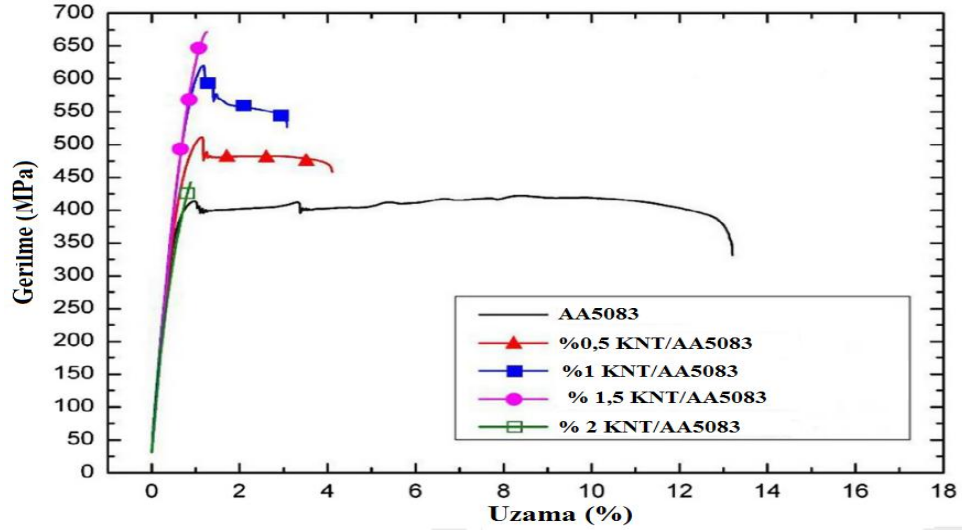
Mısırlı ve İspanyol bilim adamlarının ortak çalışmasında %10 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviyeli ve saf Al matrisli nanokompozitlere üç farklı oranda (%5, 10, 15) ilave edilen Mg'nin mekanik özellikler üzerindeki etkisi mikrosertlik cihazıyla belirlenmiştir. %15 Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerin Mg ilavesiz kompozitlere göre sertlik değerlerinde %91 oranında artış kaydetmişlerdir [43].

Stein ve arkadaşlarının 2014 yılındaki çalışmalarında AA5083 alüminyum alaşımına farklı oranlarda (%0,5-2) karbon nanotüp takviyesinde bulunmuşlardır. Üretimlerini toz metalurjisiyle ve sonrasında sıcak ekstrüzyon uygulayarak sonlandırmışlardır. %1,5 oranında karbon nano tüp (KNT) ilavesi akma ve çekme dayanımını ciddi oranlarda arttırırken karbon nano tüp (KNT) oranı %2'ye çıktığında akma ve çekme dayanımındaki bu kazanım kaybedilmiştir (Şekil 4.3). Yüksek oranlarda takviye ilavesi sonrası mekanik özelliklerdeki bu düşüşü kompozit homojenizasyonunun bozulmasına bağlamışlardır [44].

Üretim yöntemi ve sonrasında uygulanan ısıl işlemler, takviye türü ve takviye boyutuda en az takviye miktarı ve matris elemanı kadar alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerini etkilemektedir.

Ezatpour ve arkadaşları, %3, 5 ve 7 hacim oranında ve 20 µm boyutlarında Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülleri ile takviye edilmiş saf alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik davranışlarını karakterize etmişlerdir. Üretimini gerçekleştirdikleri kompozitleri 1.56 ve 1.77 oranlarında sıcak ekstrüzyona tabi tutmuşlardır. Sonrasında sertlik, basma ve çekme testleriyle mekanik özelliklerini belirlemişlerdir. Sonuç olarak %5'in

üzerindeki takviye miktarının aglomerasyona sebep olduğu, sıcak ekstrüzyon sonrası yapıda homojenizasyonun sağlandığı, sertlik ve çekme dayanımının artan ekstrüzyon oranıyla arttığını yayınlamışlardır. Mekanik özelliklerdeki bu iyileşmeyi yapıdaki sıkılaşmaya, arayüzey bağlarının gelişmesine ve uniform dağılımın sağlanmasına bağlamışlardır [45].



Şekil 4.3. AA5083 alaşımına farklı oranlarda KNT ilavesinin çekme dayanımına etkisi [44].

Torralba ve arkadaşları, ilk olarak %75,2'si 45  $\mu\text{m}$  %90'ı da 53  $\mu\text{m}$ 'nin altında olacak şekilde AA2014 (%4Cu, %0,7Si, %0,5Mg) alüminyum alaşımını toz formunda hazırlamışlar ve bu matrise  $\text{Ni}_3\text{Al}$  intermetallikleri takviyesini iki farklı yöntemle (1-gaz atomizasyon 2- mekanik alaşımlama) gerçekleştirmişler. 500 °C'de 30 dk'da 350 MPa yük altında ekstrüze edilen kompozitler daha sonra T6 ısıtma işlemine tabi tutmuşlardır. Üretilen kompozitlerin ısıtma işlem öncesi ve sonrası mekanik özellikleri sertlik ve çekme analizleri ile karakterize edilmiştir. Mekanik alaşımlama ile üretilen kompozitlerin sertlik değerleri atomizasyon ile üretilen kompozitlere nazaran daha yüksek olduğu fakat elastisite modüllerinin birbirine yakın gerçekleştiğini belirtmişlerdir. Isıtma işlem sonrası intermetalliklerin çevresinde SEM ve EDS analizleriyle kanıtladıkları bakırca zengin fazın mekanik özellikleri geliştirdiğini tespit etmişlerdir [46].

Ünlü saf Al matrise, %3 ve %6 oranlarında  $Al_2O_3$  ve SiC partiküllerini döküm ve toz metalurjisi yöntemlerini kullanarak ayrı ayrı takviye etmiştir. Döküm yöntemi ile üretilen kompozitlerin toz metalurjisiyle üretilenlere kıyasla daha üstün mekanik özellikler sergilediği görülmüştür [47].

Abdollahi ve arkadaşları, atomizasyon ile ürettikleri 60  $\mu m$  tane boyutuna sahip Al2024 alüminyum alaşımı ve ortalama 20  $\mu m$  tane boyutuna sahip  $B_4C$  partikülleri ile atritör değirmen kullanarak ürettikleri kompozitlere ekstrüzyon işlemi uygulamışlardır. Üretilen kompozitleri kıyasladıklarında  $B_4C$  ilavesinin dayanımı arttırdığını fakat sünekliği düşürdüğünü belirlemişlerdir.  $B_4C$  ilavesi ile gerçekleşen dayanımdaki bu artışı Orowan pekleşme mekanizması ile açıklamışlardır. Diğer bir deyişle  $B_4C$  partiküllerinin bariyer görevi görerek dislokasyon hareketlerini zorlaştırmasına bağlamışlardır [48].

Liu ve arkadaşları, yapmış olduğu çalışmada Al-4Cu alaşımını matris, Si partiküllerini %65 oranında takviye elemanı olarak kullanmışlar ve toz metalurjisi yöntemiyle Al/Si kompozitlerin üretimini gerçekleştirmişlerdir. Sonrasında bu kompozitlere T6 ısıl işlemi uygulamışlardır. Isıl işlem öncesi 265 MPa olan çekme dayanımı ısıl işlem sonrası 282 MPa'a yükselmiştir. Çekme dayanımındaki artışı yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarındaki yaşlanma sertleşmesiyle benzer bir şekilde kompozitin yaşlanma sertleşmesine uğramasına dayandırmaktadırlar [49].

Savaranakumar ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, AA6063 alüminyum alaşımına %1 Gr ilavesinden sonra ve farklı oranlarda  $Al_2O_3$  partikülleri ilave ederek hibrit kompozitler meydana getirmişlerdir. %6  $Al_2O_3$  takviyesine kadar sertlik, basma ve eğme değerlerinde artış kaydedilirken bu orandan sonra düşüş gözlemlenmiştir [50]. Bu çalışmada Ezatpour ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmaya paralel olarak %6'nın üstündeki  $Al_2O_3$  değerlerinde partiküllerin kümelenmeye başladığı yapıda oluşan bu aglomerasyonun mekanik özellikleri negatif yönde etkilediğini rapor etmişlerdir [45].

Mekanik alaşımlama ile üretilen %20 hacim oranında  $B_4C$  partikülleri içeren AA2024 alüminyum alaşımının mekanik özellikleri Zheng ve arkadaşları tarafından

incelenmiştir. Al matris mekanik alaşımlama ile büyük oranda tane (35,4 nm), inceltmeye maruz kalmış ve ardından ekstrüzyon ile homojen bir partikül dağılımı ve iki faz arasında kuvvetli bir bağlanma gerçekleşmiştir. Ekstrüzyon sonrası partikül etrafında alüminyum matrisin tane boyutu büyümeye başlamış fakat matris ve takviye elemanının termal genleşmeleri arasındaki büyük farktan dolayı bu büyüme nano boyutta kalmıştır. Üretilen kompozitlerin sertliği 260 HV, basma dayanımının ise 960 MPa olarak ölçüldüğünü rapor etmişlerdir. Bu mükemmel sonuçlara tane küçültmesinin ve partiküllerin yapıda homojen biçimde dağılmasının neden olduğunu açıklamışlardır [51].

Mazahery ve arkadaşları, sıkıştırılmalı döküm yöntemi kullanarak ürettikleri Al-TiC, Al-B<sub>4</sub>C ve Al-TiC-B<sub>4</sub>C kompozitlerin mekanik özelliklerini karşılaştırmalı olarak incelemişlerdir. Al-TiC kompozitlerde B<sub>4</sub>C takviyesi ile üretilen kompozitlere göre matris ve takviye arayüzünde daha zayıf bağlanmanın gerçekleştiği, buna gevrek Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> fazının yol açtığını belirtmişlerdir. Bunun sonucu olarak çekme deneyi sonrasında en yüksek çekme dayanımını Al-B<sub>4</sub>C kompozitlerle sağlamışlardır [52].

## 4.2. TRİBOLOJİK ÖZELLİKLER

Alüminyum matrisli kompozitler çoğu zaman saf alüminyum ve alüminyum alaşımlarına nazaran daha yüksek aşınma direnci gösterirken yüksek aşınma yükleri veya yüksek porozite gibi sorunlar sebebiyle matrise yakın veya daha yüksek oranda aşınma hızı sergileyebilmektedirler. Alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma hızı takviye tipi, şekli, boyutu, yönü, hacim oranı ve matris elemanı ile doğrudan bağıntılıyken sıcaklık, yük, kayma mesafesi, kayma hızı ve karşı malzemenin türü gibi dış etkenler de birebir etkilidir. Bu bölümde alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma özelliklerinin tespit edilebilmesi amacıyla yapılmış çalışmalardan bahsedilecektir.

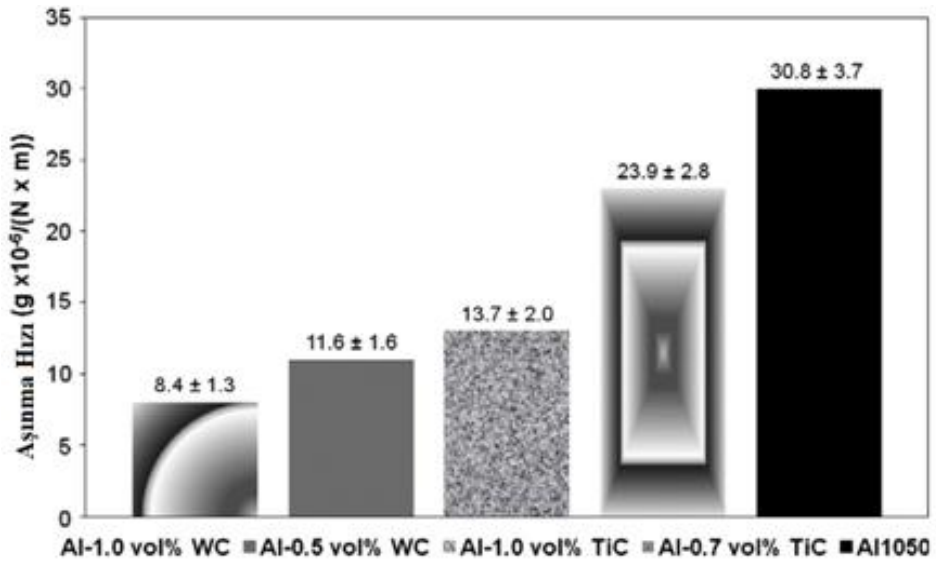
İlave edilen partikülün özelliklerine ve aşınma esnasında karşı malzeme ile olan etkileşimlerine göre alüminyum matrisli kompozitlerin aşınma özellikleri farklılıklar gösterebilmektedir. Shipway ve arkadaşları, A356 alüminyum alaşımının matris



elemanı olarak kullanıldığı %10 TiC takviyesinin, yüksek sertlikten dolayı, %15 SiC takviyesinden daha düşük aşınma hızı gösterdiğini yayınlamışlardır [53].

Zhiqiang ve arkadaşlarının Al-3Cu-3Mg alaşımına %9 oranında Si ilave ederek üretmiş oldukları kompozitlerin aşınma dayanımlarını master alaşım ile kıyaslamışlardır. Si partiküllerinin ilavesi ile aşınma dayanımının artmasını, matrise göre daha sert olan Si partiküllerinin malzemenin dayanımını arttırmasına bağlamaktadırlar [54].

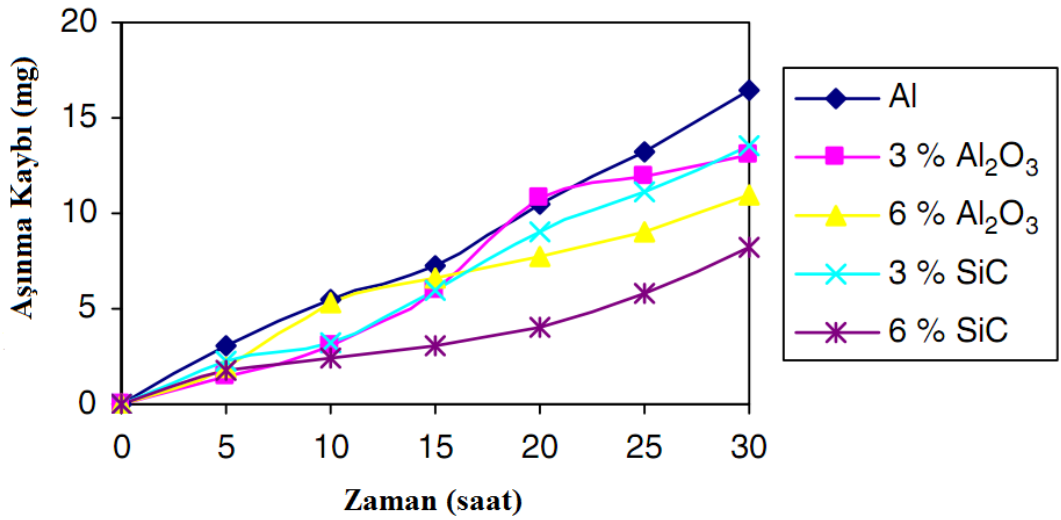
Lekatou ve arkadaşlarının TiC (400-700 nm) ve WC (200-400 nm) takviye elemanlarını ayrı ayrı alüminyum matrise ilave ederek farklı takviye elemanlarının alüminyumun aşınma özellikleri üzerindeki etkisini incelemek üzere Al/TiC ve Al/WC kompozitlerin üretimini gerçekleştirmişlerdir. Şekil 4.4'de görüldüğü üzere WC ilavesi ile üretilen kompozitlerin TiC kompozitlere göre daha düşük aşınma hızı gösterdiğini kanıtlamışlardır. WC takviyesi ile üretilen kompozitlerin daha yüksek aşınma dayanımı göstermesini tane boyutu daha küçük olan WC partiküllerinin tane sınırlarına daha çok çökmesi ve dislokasyonları engellemesine ayrıca WC'ün TiC ile kıyaslandığında daha yüksek reaktivite göstererek Al<sub>5</sub>W, Al<sub>12</sub>W gibi sert intermetalik fazların oluşumuna bağlamışlardır [55].



Şekil 4.4. Farklı takviye elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı [55].

Das ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada Al-%4.5 Cu alaşımını %15 oranında farklı tane boyutuna sahip alumina ve zirkon partiküller ile takviyelendirmişlerdir. Alumina partiküller ile kıyaslandığında zirkon partiküllerin matris ile daha iyi bağlanma gerçekleştirdiğini bunun da aşınma dayanımlarını olumlu yönde etkilediğini belirtmişlerdir. Ayrıca azalan partikül boyutunun aşınma hızını düşürdüğünü bunun sebebi olarak ta ufak partiküllerin daha keskin uçlara sahip olduğunu ve karşı malzeme olarak SiC zımparadaki SiC tozlarını koparmasına dayandırmışlardır [56].

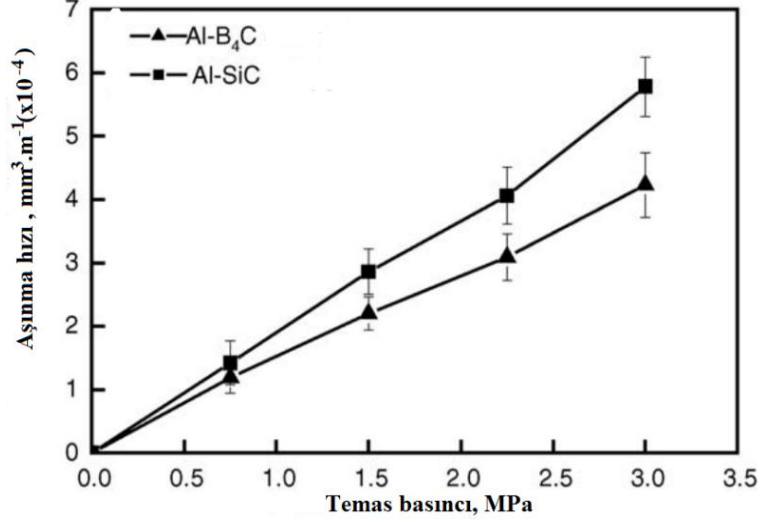
Ünlü yapmış olduğu çalışmada döküm yöntemi ile iki farklı partikülü ( $Al_2O_3$  ve SiC) iki farklı oranda (%3 ve %6) saf alüminyum matrise takviye etmiştir. Pin-on-disc yöntemi ile 10 N yük altında 0,628 m/s kayma hızında 1130 m kayma mesafesinde aşınma testlerini gerçekleştirmiştir. Her iki takviye ilavesiyle de aşınma dayanımı gelişirken en yüksek aşınma dayanımı %6 oranında SiC partikülleri ile takviyelendirilmiş AlSiC kompozitlerde elde edilmiştir ( Şekil4.5) [57].



Şekil 4.5. Farklı takviye elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı [57].

Shorowordi ve arkadaşlarının saf alüminyum matrise iki farklı partikül (SiC ve  $B_4C$ ) ilavesini %13 oranında gerçekleştirmişler, sonrasında hazırladıkları kompozitleri 1,62 m/s aşınma hızında ve 0,75-3 MPa aralığında değişen yüklerde aşınma testlerine tabi tutmuşlardır. Testlerin sonucuna göre uygulanan bütün yüklerde Al- $B_4C$

kompozitin Al-SiC kompozite göre daha üstün aşınma dayanımı gösterdiğini kanıtlamışlardır (Şekil 4.6) [58].



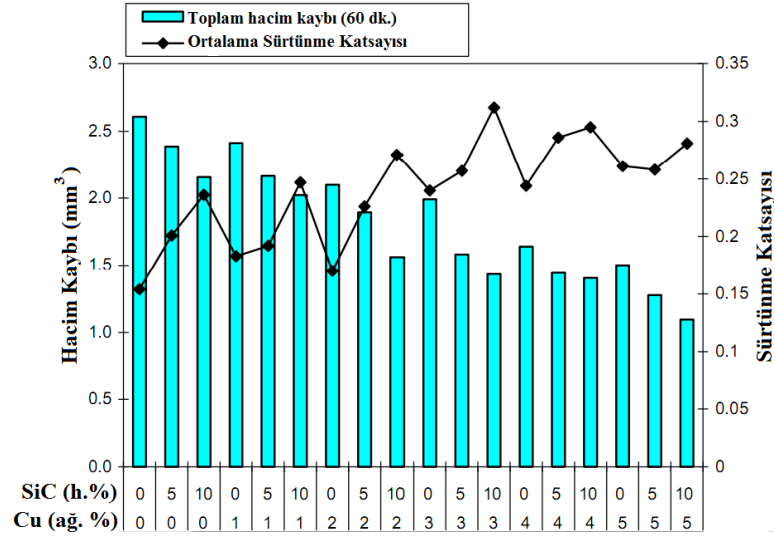
Şekil 4.6. Farklı takviye elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı [58].

İlave edilen matris elemanları veya kullanılan alaşıma göre partikülün ıslatılabilirliği artırıldığında daha sıkı bir bağlanma gerçekleşmekte bu da aşınma dayanımına pozitif etki yapmaktadır. Al ve alaşımlarına Mg ilavesi bunun en güzel örneklerindedir.

Ahlatci 2003 yılında tamamlamış olduğu doktora tezinde Al/%60SiC kompozitlere yapılan %8 oranındaki Mg ilavesi ile porozitenin düştüğünü ve aşınma hızının %85 oranında azaldığını rapor etmiştir [19].

Ahlatci ve arkadaşları, saf alüminyum matrise %1-2-4-8 oranlarında Si ilavesi gerçekleştirmiş ve hazırladıkları matris alaşımlarına %60 oranında SiC takviyesinde bulunmuşlardır. %1 Si ilavesinde aşınma dayanımında artış görülürken bu orandan sonra düşüş gözlemlenmiştir. Si ilavesinin %1 oranına kadar kompozitin dayanımını arttırdığını fakat bu orandan sonra iğnesel Si'un matrisin tokluğunu düşürerek gevrek bir forma soktuğunu tespit etmişlerdir [59].

Hassan ve arkadaşları, bakır ilavesinin etkisini araştırma amacıyla Al-%4Mg içeren matrise %0-1-2-3-4-5 oranlarında Cu ilave ederek %0-5-10 oranında SiC partikül hacim oranına sahip kompozitlerin üretimini gerçekleştirmişlerdir. Artan Cu miktarıyla birlikte incelenen kompozitlerin hacim kaybında ciddi oranlarda düşüş kaydetmişlerdir (Şekil4.7) [60].



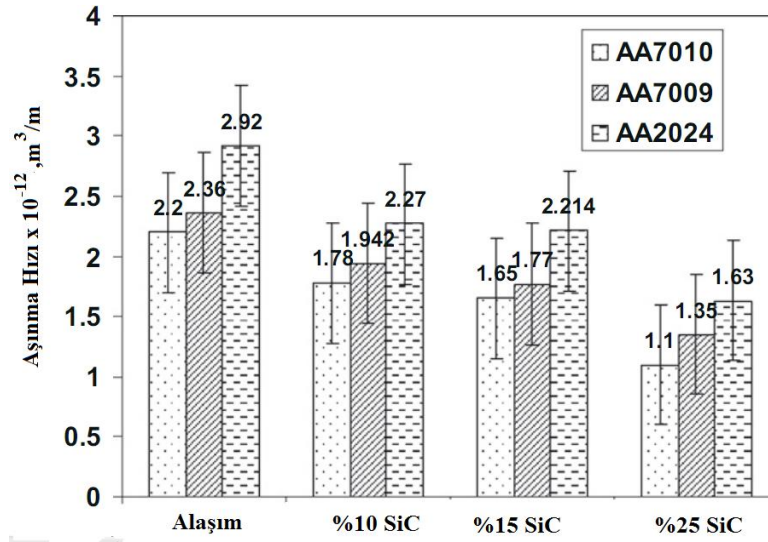
Şekil 4.7. Farklı oranlarda Cu içeriğine sahip Al kompozitlerin kütle kaybı [60].

Karakulak ve arkadaşları, Al-Cu-%4SiC kompozite %0, 0.5, 1, 1.5 Ni ilavesi sonrası ürettikleri kompozitlere ball-on-disc aşınma testi uygulayarak aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Nikel ilavesi ile nikel içeren sert intermetaliklerin formasyonu ile sertlik artışı lineer biçimde gerçekleşirken, aşınma dayanımı %1 Ni oranına kadar artmıştır. Bu orandan sonra Ni içeren intermetaliklerin gevrekleşmesi nedeniyle aşınma hızında artış gözlemlenmiştir [61].

Lee ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada matris elemanı olarak %10 ve %12 Si içeren alüminyum alaşımları kullanılmış %10 SiC ilavesi ile kompozitlerin üretimi gerçekleştirilmiştir. Si miktarı arttıkça sertlik değerleri artarken hacim kayıplarında artış görmüşlerdir. Bunun aşınma davranışlarındaki farklılıktan kaynaklandığını tespit etmişlerdir. %10Si içeren kompozitlerde aşınma matrisin gevrekliğinden dolayı plastik deformasyon tarafından kontrol edilirken %12 Si içeren kompozitlerde

aşınmanın parçalanma şeklinde gerçekleştiğini aşınmış yüzey fotoğraflarıyla kanıtlamışlardır [62].

Rao ve Das, yapmış oldukları çalışmada farklı alüminyum alaşımlarına (AA7010-AA7009-AA2024) değişen oranlarda SiC ilavesinde bulunmuşlardır. En düşük aşınma hızını AA7010 serisi alüminyum matrisli kompozitlerde görüldüğünü bulmuşlardır. Yazarlar bunun sebebi olarak AA7010 alaşımında diğer alaşımlara göre daha çok intermetaliklerin oluştuğunu ve buna paralel olarak en yüksek sertliğin ve aşınma dayanımının elde edildiğini rapor etmişlerdir (Şekil 4.8) [63].



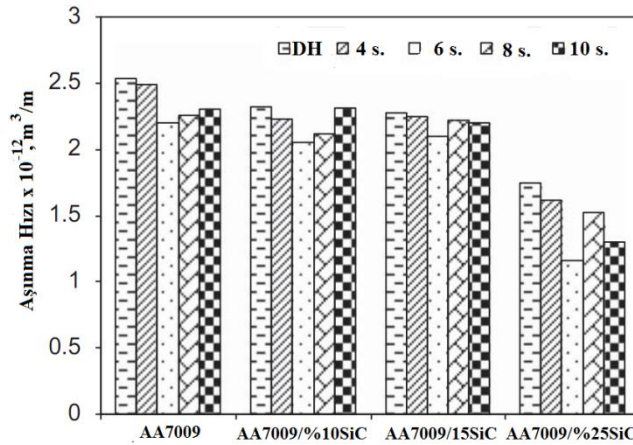
Şekil 4.8. Farklı matris elemanlarına sahip Al kompozitlerin kütle kaybı [63].

Mindivan ve arkadaşlarının farklı alüminyum alaşımları (2618, 6082, 7012 ve 7075) kullanarak %50 SiC takviyesiyle üretmiş oldukları kompozitlere hem kuru hem de sulu ortamlarda  $Al_2O_3$  bilya kullanarak ileri-geri aşınma testleri uygulamışlardır. Yazarlar çalışmalarında kuru ortamda yapmış oldukları aşınma testlerinde döküm halindeki numunelerde 4,5 N yüke kadar hafif aşınma görülürken bu yükten sonra şiddetli aşınma karakteristiğine rastlandığını, ısıtma işlemi uygulanmış numunelerde ise bu eşik değerinin 6 N olduğunu belirtmişlerdir. Suda yapılan testlerde ise 24 N'da dahi hafif bir aşınma görüldüğünü gözlemlemişlerdir. Ayrıca aşınmanın sertlikle doğrudan ilişkili olduğunu en yüksek sertlik değerinin elde edildiği 7075 serisi alüminyum alaşımlarında en iyi aşınma direncinin sağlandığını kanıtlamışlardır [64].

Artan partikül oranı, uygulanan yüke ve karşı malzemeye göre değişiklik göstermekle birlikte genel anlamda matris elemanı ile kıyaslandığında kompozit malzemelerin aşınma performansını geliştirmektedir. Aşınma direncinin artması matris ile takviye arasında gerçekleşen reaksiyonların etkisiyle mekanik özelliklerin, özellikle matris sertliğinin artmasına dayandırılmaktadır [65-67].

Sahin ve Acılar, %9,42 Si ve %0,36 Mg içeren alüminyum alaşımına dört farklı oranda SiC partiküllerini takviye etmişlerdir. Partikül miktarı arttıkça porozite miktarının düştüğünü ve aşınma dayanımının da buna paralel olarak arttığını belirtmişlerdir [68]. Rao ve Das'ın 2011 yılında Al-Zn-Mg-Cu matrisli kompozitlerle yapmış oldukları çalışmada da artan SiC ilavesinin (%10-25) aşınma dayanımını arttırdığını kanıtlamışlardır [69].

Rao ve arkadaşları, Al-Zn-Mg alaşımına %10-15-25 oranlarında SiC takviyesiyle ürettikleri kompozitlerin aşınma dayanımını farklı yüklerde denemişlerdir. 2 MPa'a kadar alaşım ile kıyaslandığında kompozitlerin aşınma dayanımı daha iyiyken bu yükten sonra kompozitlerin aşınma oranı hızlı bir şekilde artmıştır. Yazarlar bu artışı kritik yük değerinin aşılmasıyla mikro kırılmaların artması ve kompozitin delaminasyona uğramasına bağlamışlardır (Şekil 4.9) [70].

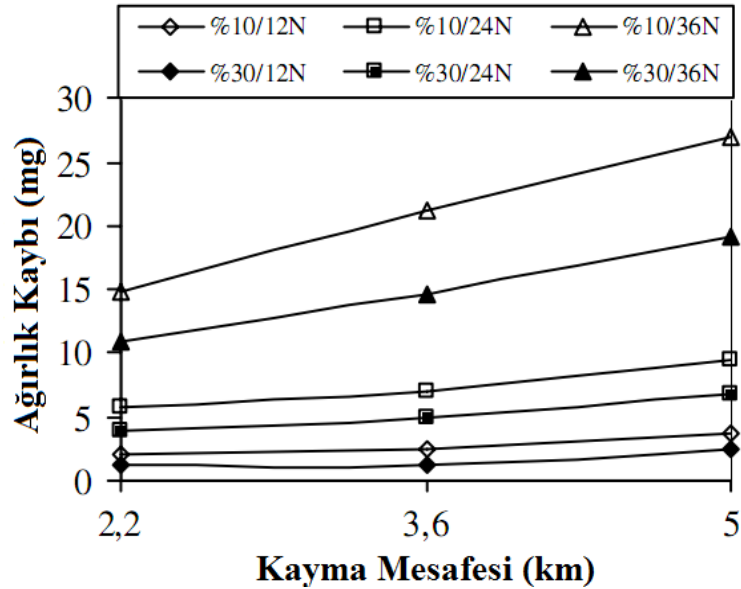


Şekil 4.9. Artan partikül oranı ve uygulanan ısıl işlem yöntemine göre Al kompozitlerin aşınma hızı [70].

Hariprasad ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada Al 5083 alüminyum matrisine %5 oranında Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ilavesi ve farklı oranlarda B<sub>4</sub>C (%0-3-5-7) ilavesinde bulunarak

hibrit kompozitler elde etmişlerdir. Pin-on-disc yöntemi ile 10 N ve 20 N yük altında gerçekleştirdikleri aşınma testlerine göre en yüksek aşınma dayanımını %3 B<sub>4</sub>C ilavesi ile ürettikleri kompozitlerde elde ettiklerini, aşınma hızının %5 ve %7 B<sub>4</sub>C takviyesi ile üretilen kompozitlere nazaran %10 daha düşük olduğunu tespit etmişlerdir [71].

Acılar ve Gul, Al-10Si alüminyum alaşımına %10 ve %30 oranında SiC takviye ederek vakumlu infiltrasyon yöntemi kullanarak üretmiş oldukları AlSiC kompozitlere üç farklı yük ( 12-24-36 N) uygulamak suretiyle kuru ortam aşınma testlerini gerçekleştirmişlerdir. Hacimsel aşınma hızının kayma mesafesi ve uygulanan yükle aynı doğrultuda arttığını tespit etmişlerdir. Düşük yüklerde aşınma mekanizmasının oksidasyon mekanizması gösterdiğini, yüksek Fe içerikli oksit tabakasının yağlayıcı etkisiyle aşınmayı yavaşlattığını, yüksek yüklerde ise matrisin yeterli direnci gösterememesi sebebiyle delaminasyon türü aşınmanın gerçekleştiği ve aşınma hızının arttığını belirtmişlerdir (Şekil 4.10) [72]. Diğer bir çalışmada ise takviye oranının %10 arttırarak aynı yüklerde aşınma testlerini devam ettirmişler %40 SiC ilavesinde de aşınma dayanımında artış sağlamışlardır [73].



Şekil 4.10. Artan takviye miktarının Al kompozitlerin kütle kaybına etkisi [72].

Ramachandra ve Radhakrishna, çalışmalarında matris elemanı olarak AlSi12 alüminyum alaşımı takviye elemanı olarak %0-5-10-15 oranlarında baca külü kullanmışlardır. Artan baca külü ilavesinin kompozitin aşınma dayanımını arttırdığını tespit etmişlerdir. Bu durumun sert baca külü partiküllerinin malzemenin sertliğini arttırmasından kaynaklandığını belirtmişlerdir [74].

Miranda ve arkadaşlarının Al-Si matrise farklı oranlarda Ni partikülleri ilavesi ile üretmiş oldukları kompozit malzemelerde artan  $Ni_p$  oranıyla aşınma dayanımının arttığını, bunun matris ve takviye arayüzeyinde oluşan  $Al_3N$  intermetalığının matristen kopmadan mukavemet göstermesinden kaynaklandığını belirtmişlerdir [75].

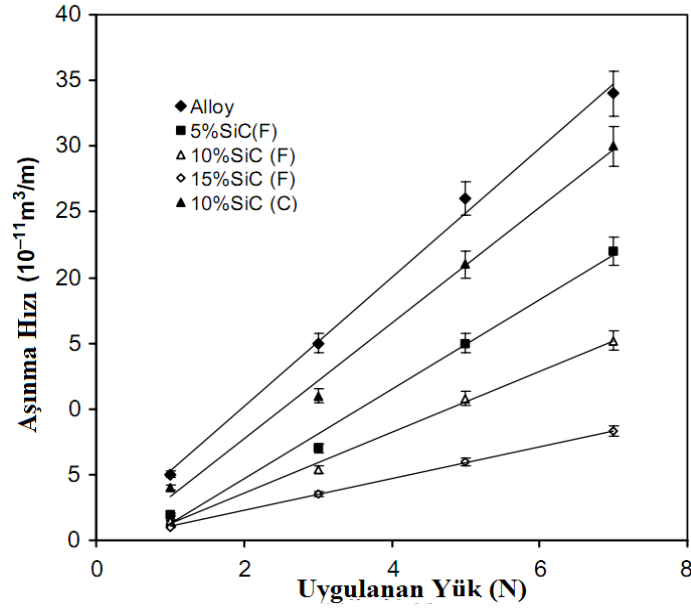
Baradeswaran ve Perumal'ın 2013 yılında yapmış oldukları çalışmada Al 7075 matrise farklı oranlarda grafit ilave ederek oluşturdukları Al7075/grafit kompozitlerin yaşlandırma ısıl işlemi sonrası aşınma dayanımlarını incelemişlerdir. Aşınma hızının %5 grafit ilavesiyle büyük oranda düştüğünü fakat bundan sonra nispi olarak artmaya başladığını, buna rağmen matris elemanına göre daha düşük aşınma hızı sergilediğini belirtmişlerdir. Grafit ilavesi ile aşınma dayanımının artmasını grafitin yağlayıcı etkisine bağlarken, %5 grafit ilavesinden sonra artmasını ise artan takviye miktarı ile porozitenin artmasına bağlamışlardır [76].

Mindivan saf alüminum tozları ile %5 ve %10 oranlarında  $B_4C$  partiküllerini harmanlayarak toz metalurjisi yöntemi ile Al/ $B_4C$  kompozitlerin üretimini gerçekleştirmiştir. Alumina ve çelik bilya kullanarak yapmış olduğu ileri-geri aşınma testlerinde takviye miktarı arttıkça aşınma dayanımının da buna paralel olarak arttığını tespit etmiştir. Çelik bilye ile yapılan test sonuçlarına göre aşınma dayanımı alumina bilyelere göre daha yüksek çıkmıştır. Bu sonucun çelik bilyenin alumina bilyeden daha yumuşak olmasından kaynaklandığını bildirmiştir [77].

Takviye boyutu doğrudan olmasa da dolaylı olarak aşınma davranışını etkilemektedir.



Mondal ve Das yapmış oldukları çalışmada, ADC-12 alüminyum alaşımına ortalama tane boyutu 25-50 ve 50-80  $\mu\text{m}$  olan SiC partiküllerini farklı oranlarda takviye etmişlerdir. Şekil 4.11'den de görüldüğü üzere uygulanan bütün yüklerde takviye miktarı arttıkça aşınma hızı düşerken takviye boyutunun artması ise tamamen tersi yönde etki yaparak aşınma hızını arttırmıştır [78].



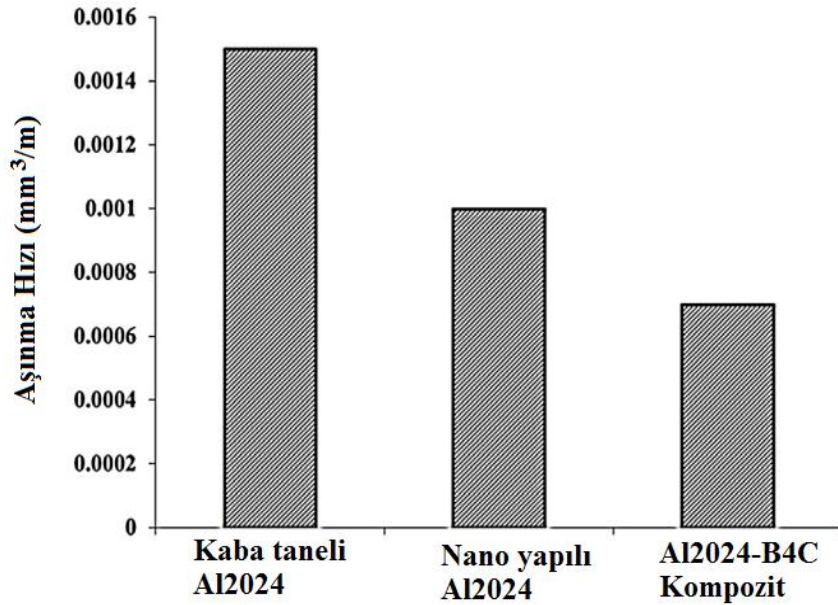
Şekil 4.11. Artan takviye boyutunun Al kompozitlerin aşınma hızına etkisi (F) ince taneli (C) kaba taneli [78].

Uyyuru ve arkadaşları, Al-Si-SiCp kompozitlerin aşınma dayanımını farklı takviye oranı ve farklı takviye boyutu açısından incelemişlerdir. 13  $\mu\text{m}$  tane boyutuna sahip SiC partiküllerini %15 ve %20 oranında ilave ederken 13-17 ve 23  $\mu\text{m}$  tane boyutuna sahip partikülleri harmanlayarak bunları %15 oranında takviye etmişlerdir. Üretmiş oldukları kompozitler arasında en yüksek aşınma hızını kaba taneli SiC partikülleri içeren kompozitlerde bulmuşlardır. En düşük aşınma hızını ise %15 SiC takviyeli kompozitlerde tespit etmişlerdir [79].

Candan ve arkadaşlarının saf alüminyum matrisle basınçlı infiltrasyon yöntemiyle 13 ve 37  $\mu\text{m}$  tane boyutuna sahip SiC partiküllerini %60 oranında takviye ederek ürettiği kompozitleri 28 N yük altında abrasif aşınma testine tabi tutmuşlardır. Saf Al matrisli kompozit malzemelerde, takviye boyutunun artması ince

abrasif taneler (85-125  $\mu\text{m}$ ) üzerinde ağırlık kaybının azalmasına, kaba abrasif taneler (180-250  $\mu\text{m}$ ) üzerinde ise ağırlık kaybının artmasına neden olduğunu belirtmişlerdir [16]. Yılmaz ve Buytoz'un yapmış olduğu çalışmada Candan ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmayla paralel olarak karşı malzemenin tane boyutunun artmasıyla aşınma dayanımının düştüğünü belirtmişlerdir [80].

Abdollahi ve arkadaşları, kompozit üretiminde atomizasyon ile üretmiş oldukları 60  $\mu\text{m}$  tane boyutuna sahip Al2024 alüminyum alaşımı ile 20  $\mu\text{m}$  tane boyutuna sahip %5 oranında B<sub>4</sub>C partiküllerini kullanmışlardır. İlk olarak üretmiş oldukları tozları ve B<sub>4</sub>C partiküllerini atritör değirmeni ile mekanik öğütme işlemine tabi tutmuşlar son şekli vermek için sıcak ekstrüzyon uygulamışlardır. Yapmış oldukları aşınma testleri neticesinde kaba taneli Al2024 alaşımı en yüksek aşınma hızını gösterirken, nano yapıya sahip alaşımda ise daha düşük aşınma hızı kaydetmişlerdir. En düşük aşınma hızını ise B<sub>4</sub>C takviyesiyle üretilen Al-B<sub>4</sub>C kompozitlerde gözlemlemişlerdir. Yazarlar, aşınma dayanımındaki bu artışı mekanik öğütme ile tane boyutunun küçülmesine ve sertliğin artmasına bağlamaktadırlar (Şekil 4.12) [81].



Şekil 4.12. Ortalama tane boyutunun aşınma hızına etkisi [81].

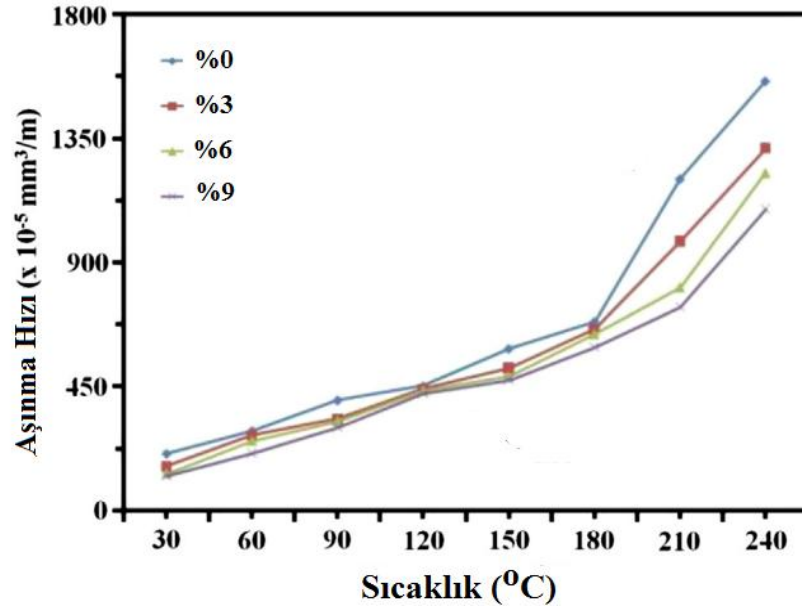
Aluminyum matrisli kompozitlere uygulanan ısıt işlemler malzeme yapısını değiştirmesi sebebiyle aşınma özellikleri farklılıklar göstermiştir. Aluminyum matrisli kompozitlere sıcaklığın etkisi üzerine yapılan çalışmalar hem kullanım öncesi yapılan ısıt işlemin etkisi hem de kullanım esnasındaki sıcaklığın etkisi üzerine yoğunlaşmıştır.

Muratoğlu ve Aksoy, üretmiş oldukları Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/25SiC kompozitlere yapılan yaşlandırma işleminin ve sıcaklığın matris ve kompozit üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Yaşlandırma işleminin uygulandığında kompozit malzemelerde ağırlık kaybının yapıdaki gevrekleşme sebebiyle arttığını belirtmişlerdir. Artan test sıcaklığı ile 100 °C'den sonra gerek matris elemanının, gerekse kompozitin aşınma dayanımında büyük oranlarda düşüş gözlemlendiği, fakat ısıt işlem görmüş numunelerin ısıt işlem görmemiş numunelere göre daha iyi aşınma direnci sergilediğini gözlemlenmişlerdir. Bunun sebebinin artan test sıcaklığıyla aşırı yaşlanmanın etkisiyle yaşlandırılmış numunelerin dayanımının düşerken sünekliliğinin arttığını diğer numunelerin ise sünekliliğinin düşmesi olarak açıklamışlardır [82].

Rajan ve arkadaşlarının üretmiş oldukları in-situ kompozitlerde takviye elemanı TiB<sub>2</sub>, matris elemanı ise AA7075 aluminyum alaşımıdır. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirdikleri pin-on-disc aşınma testlerinde kayma hızını 1,2 m/s, kayma mesafesini 1000m ve uygulanan yükü ise 20N olarak seçmişlerdir. Şekil 4.13'den de görüldüğü üzere 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda şiddetli aşınma karakteristiği gözlemlenmişlerdir. Yazarlar sıcaklığın artmasıyla aluminyum matrisin yumuşadığını ve aşınma ürünlerinin kompozit yüzeyine girerek daha çok metal kaldırdığını tespit etmişlerdir. Aynı zamanda matris ile takviye elemanı arasındaki termal uyumsuzluğun arayüzey gerilmelerine yol açtığı ve bu gerilmenin arayüzey bağ kuvvetini aştığında TiB<sub>2</sub> partiküllerini kopmaya başladığını, böylelikle de aşınmanın büyük oranlarda arttığını rapor etmişlerdir [83].

Rao ve arkadaşları, 2010 yılındaki çalışmasında matris elemanı olarak kullandıkları Al7009 aluminyum alaşımına %10-15-25 oranlarında, ortalama tane boyutu 20-40 µm olan SiC partiküllerini ilave etmişlerdir. Daha sonra üretilen kompozitlere 490 °C'de 8 saat boyunca solüsyona alma işleminin uygulanmış ve suda soğutmuşlardır. Son

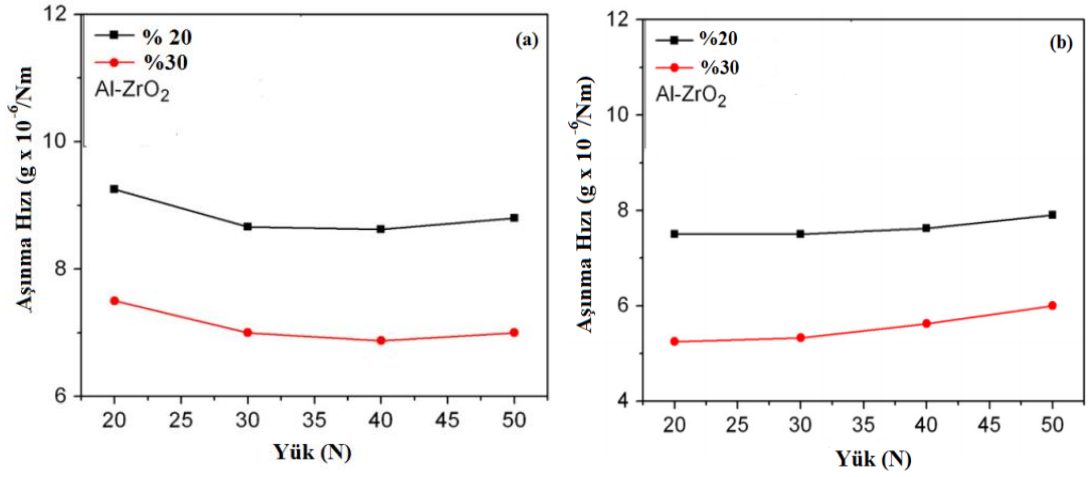
olarak ta 180 °C’de 4, 6, 8 ve 10 saatlik süreler boyunca yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmışlardır. Isıl işlem uygulanmış numuneler pin-on disc yöntemi kullanılarak aşınma testlerine tabi tutulmuşlardır. Bütün numunelerde en düşük aşınma hızı en yüksek sertlik değerlerinin elde edildiği 6 saat yaşlandırılan numunelerde görülürken, takviye oranı arttıkça aşınma dayanımının arttığını kanıtlamışlardır. Döküm esnasında oluşan MgZn<sub>2</sub>, MgZn, AlZn, Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub> ve Al<sub>2</sub>CuMg intermetaliklerinin dentritik formdan ısıl işlem sonrası eş eksenli forma geçmesi ve tane sınırlarına çökmesiyle sertlik değerlerinde artış kaydedilmiş bu da aşınma hızında düşüşe sebep olmuştur. 6 saatten sonra tanelerin kabalaşmaya başlamasıyla aşınma hızında tekrar artış olduğunu belirtmektedirler [70].



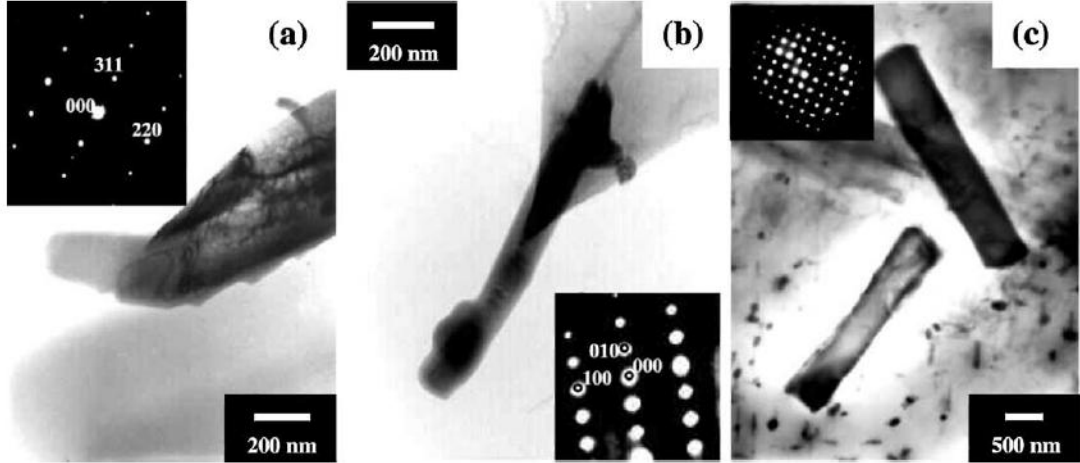
Şekil 4.13. AA7075/TiB2 in situ kompozitlerin sıcaklık etkisinde aşınma hızı [83].

Zhu ve arkadaşları, hazırlamış oldukları  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Al<sub>3</sub>Zr takviyeli alüminyum matrisli kompozitlere 373 ve 473 °K sıcaklıklarından aşınma testlerine tabi tutmuşlardır. Şekil 4.14’deki grafiklerden de görüldüğü üzere uygulanan yükte aşınma hızında çok küçük miktarda değişiklikler olmuştur. Yazarlar bunu kompozitin kararlılığına bağlamışlardır. Test sıcaklığının artması ile aşınma yüzeyinde oluşan oksit filminin daha dayanıklı hale gelmesiyle kompozitin aşınma dayanımını geliştirdiğini ve aşınma hızını düşürdüğünü belirtmişlerdir [84].

Salazar ve Barrena'nın yapmış olduğu çalışmada, %25 SiC partikül hacim oranına sahip AA6092 alüminyum matrisli kompozitlere yaşlandırma ısıl işlemi sonrasında 5 N yük altında 0,1 m/s kayma hızında aşınma testi uygulanmıştır. Şekil 4.15'de yer alan TEM fotoğraflarından da görüleceği üzere yaşlandırma ısıl işlemi sonrası oluşan fazların pozitif etkisi neticesinde 7 saat yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunelerde maksimum aşınma dayanımını tespit etmişlerdir [85].



Şekil 4.14. Test sıcaklığının aşınma hızına etkisi a) 373 °K b) 473 °K [84].



Şekil 4.15. T6 ısıl işlemi sonrası oluşan fazlara ait TEM fotoğrafları a)  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si fazı, [112] ED paterni; b) s-Al<sub>2</sub>MgCu fazı, [112] ED paterni; c)  $\gamma$ -Al<sub>3</sub>FeSi fazı, [001] ED paterni [85].

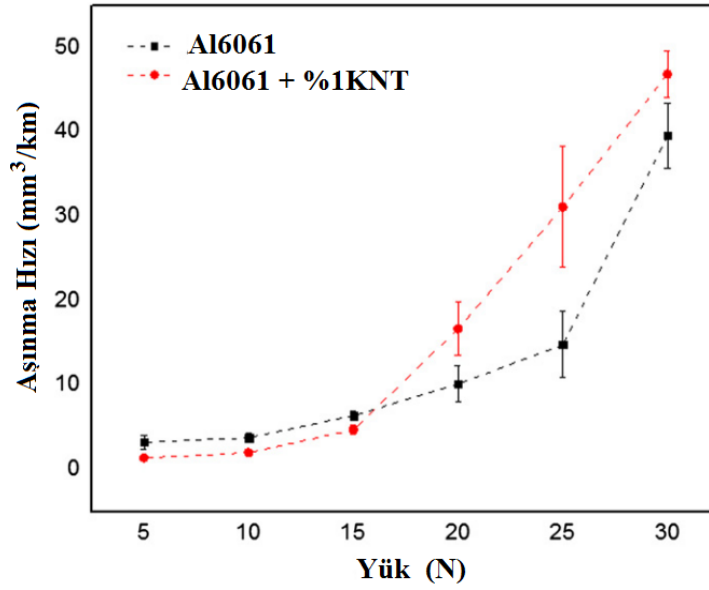
Birçok çalışmada uygulanan normal yüklerle birlikte aşınma hızının doğrusal olarak arttığı gözlenmiştir. Genel anlamda çalışmaların birçoğunda kritik yük değerine

kadar kompozit malzemenin kararlı aşınma gösterdiği fakat kritik yük değerinden sonraki yüklerde aşınmanın şiddetli aşınma karakteristiği göstermeye başladığı belirtilmiştir.

Dou ve arkadaşları, %20 B<sub>4</sub>C ilavesinde buldukları Al6061 alüminyum matrisli kompozitler için kritik yük, kayma hızı ve kayma zamanının tespit edilmesini amaçlamaktadır. Karıştırmalı döküm yöntemi kullanılarak üretilen bu kompozitler için kritik yük, kayma hızı ve zamanı sırasıyla 30N, 240 r min<sup>-1</sup>, 120 dk. olarak bulunmuşlardır. Bu şartlarda gerçekleştirilen aşınma testlerinden sonra ağırlık kaybı büyük oranlarda artış gösterdiğini ve şiddetli bir delaminasyon aşınması görülmeye başladığını belirtmişlerdir. Yazarlar 120 dakikanın altındaki testlerde oksitli ve adhesif aşınma karakteristiğinin görüldüğü ve oluşan oksit tabakasının yağlayıcı etkisi ile aşınmanın yavaşladığını fakat bu süreden sonra bu filmin kalkması sebebiyle aşınma hızının arttığını rapor etmişlerdir [86].

Prabhakar ve arkadaşlarının 2014 yılında yapmış oldukları çalışma %5 B<sub>4</sub>C takviyeli alüminyum matrisli kompozitin üç farklı yük (10-20-30N), kayma hızı (1-2-3 m/s) ve kayma mesafesinde (1000-1500-2000 m) aşınma özelliklerini içermektedir. Aşınma hızının uygulanan yük ile doğrudan ilişkili olduğunu, kayma hızı ve mesafesi ile ters ilişkili olduğunu kanıtlamışlardır. Buldukları sonuçlara göre uygulanan yük miktarı arttıkça aşınma hızı artarken, kayma hızı arttığında aşınma hızında düşüş gözlemlenmiştir [87].

Al-Qutub ve arkadaşlarının 2013 yılındaki çalışmalarında Al6061 matrise %1 oranında karbon nano tüp ilavesinde bulunmuşlardır. Farklı yükler altında gerçekleştirdikleri pin-on-disc aşınma testlerinde düşük yüklerde (5-15N) kompozit daha üstün aşınma sergilerken yüksek yüklerde (15-20N) matrisin daha üstün aşınma dayanımı gösterdiğini belirtmişlerdir. Al6061 alüminyum alaşımlarında 25N'da hafif bir aşınma görülürken 30 N'da aşınma hızının büyük ölçüde arttığını göstermişlerdir. Kompozitlerde ise 15 N'dan sonra şiddetli aşınma karakteristiğinin görüldüğünü bunun sebebinin de alüminyum-karbon nano tüp kompozitlerin yapısında yer alan porozitelerden ve takviyenin topraklanmasından kaynaklandığını belirlemişlerdir (Şekil 4.16) [88].



Şekil 4.16. Al6061 ve Al6061 + %1 KNT takviyeli kompozitin aşınma hızı [88].

Aluminyum matrisli kompozitler gelişen teknolojiyle birlikte geleneksel malzemelerin yerini almaya aday gösterilmektedir. Bu sebeple halihazırda kullanılan malzemelere alternatif olabilecek kompozit malzemeler üzerine birçok çalışma bulunmaktadır.

Daoud ve El-khair yapmış olduğu çalışmada, fren diski olarak kullanılması düşünülen A359-20%SiC kompozitlerin farklı yük ve farklı kayma hızlarındaki aşınma davranışı ticari olarak kullanılan dökme demir ile kıyaslanmıştır. 30 N'dan 50N'a kadar kompozit malzemelerin aşınma hızında düşüş görülürken 50N'dan sonra hızlı bir artış görülmüştür. Yüksek yüklerde kompozit disklerde meydana gelen bu artış yapıda bulunan SiC partiküllerinin matristen kopup aşındırıcı vazifesi görmesine bağlamışlardır [89].

Natarajan ve arkadaşları, karıştırmalı döküm yöntemi ile üretmiş oldukları %25 SiC partikül takviyeli A356 aluminyum matrisli kompozitleri ve geleneksel gri dökme demir ile pin-on-disc yöntemi kullanarak farklı kayma hızı ve yüklerde aşınma testine tabi tutmuşlardır. Üretilen kompozitlerin gri dökme demire göre yapısında bulunan sert SiC partiküllerinin etkisiyle daha iyi aşınma direnci sergilediğini tespit etmişlerdir [90].

Ahmad ve arkadaşları, dökme demirden imal edilmiş fren diski ile %30 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikül takviyeli alüminyum kompozitleri kıyaslamışlardır. Sert alumina partiküllerinin etkisi ile kompozit malzemenin aşınma dayanımının 25N yük uygulandığında %46 daha düşük çıktığını kanıtlamışlardır [91].

Reihani matris alaşımı olarak Al6061 alüminyum alaşımını kullandığı çalışmasında iki farklı tane boyutuna sahip (16-22 µm) %30 hacim oranında SiC partiküllerini kullanmıştır. Daha küçük tane boyutuna sahip partikül kullanıldığında mekanik özelliklerde iyileşme sağlamışlardır. Bu sebeple daha düşük mekanik özellik gösteren kompozitlerle matris elemanı ve dökme demir arasında kıyaslama yapılmıştır. Alüminyum matrise yapılan takviye ilavesinin aşınma özelliklerini geliştirdiğini tespit etmişlerdir [92].

Padmavathi ve Ramakrishnan Al6061/%15SiC kompozitlere %0,5-1 oranlarında KNT ilave ederek ürettiği hibrit kompozitlere yapmış oldukları pin-on-disc aşınma testleri sonucunda KNT ilavesinin aşınma dayanımını arttırdığını tespit etmişlerdir [93].

Baradeswaran ve arkadaşlarının %10 B<sub>4</sub>C ve %5 grafit ilavesi ve iki farklı matris elemanı (AA 6061 ve AA7075) kullanarak hibrit kompozitlerin üretimini gerçekleştirmişlerdir. Farklı yük ve farklı kayma hızlarında gerçekleştirdikleri aşınma deneylerinde matris elemanı ile kıyaslandığında aşınma dayanımlarında büyük artış sağlamışlardır [94].

Wang ve Song'un birlikte üretimini gerçekleştirmiş oldukları hibrit kompozitlerde takviye elemanı olarak Al<sub>2</sub>O<sub>3f</sub> ve SiC<sub>p</sub>, matris elemanı olarak A356 alüminyum alaşımı kullanmışlardır. Ürettiği kompozitlere 155 °C'de 4 saat boyunca yaşlandırma ısıl işlemi uygulamışlardır. Paralel yönlendirilmiş fiber takviyeli kompozitlerin aşınma hızının normal yönlendirilmiş kompozitlere göre daha hızlı olduğunu tespit etmişlerdir. Paralel yönlendirilmiş fiberlerin karşı malzemeyle teması sonrasında bütün olarak yüzeyden koptuğu ve ağırlık kaybını arttırdığını, normal yönlendirilmiş kompozitlerde ise sadece uçlarının aşındığını ve ağırlık kaybının düşük olduğunu rapor etmişlerdir [95].



### 4.3. KOROZİF ÖZELLİKLER

Aluminyum matrisli kompozitlerde lokal korozyon genellikle takviye/matris arayüzeyi, intermetalikler, mekanik hasarlar, tane sınırı, inklüzyon veya dislokasyon gibi fiziksel ve kimyasal heterojenliklerden başlamaktadır [96]. Fakat birçok araştırmacı da takviye elemanının ve oluşan intermetalik fazlarının bazı durumlarda bariyer görevi görerek korozyon dayanımını arttırdığını belirtmiştir [55].

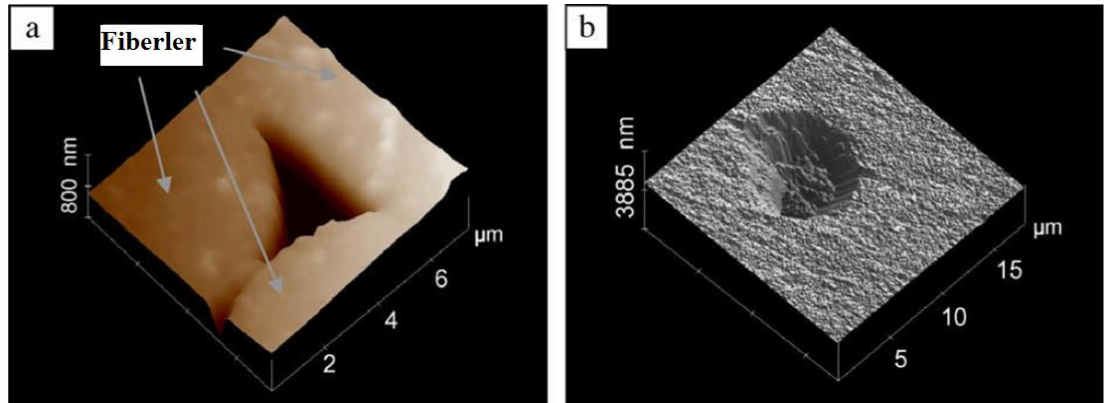
Kumari ve arkadaşları, Al6061 aluminyum alaşımına %15 oranında SiC takviyesi ile ürettikleri kompozitlerle Al6061 aluminyum alaşımlarının sodyum hidroksit çözeltisindeki korozyon davranışlarını kıyaslamışlardır. Üretilen kompozitlerin alaşıma göre korozyon dayanımının daha düşük olduğunu buna da SiC partiküllerinin ve SiC ilavesi ile arayüzeyde oluşan intermetaliklerin etkili olduğunu belirtmişlerdir [97].

Shanbhag ve arkadaşlarının düşük korozyon dayanımı ile bilinen ve endüstride yoğun olarak kullanılan Al7075 aluminyum alaşımına sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile %10 ve %15 oranlarında  $Al_2O_3$  partikül ilavesi sonrasında korozyon dayanımlarındaki değişimi deniz suyu ve endüstriyel ortamlarda ( $NaCl + (NH_4)_2 SO_4$ ) elektrokimyasal yöntemle test etmişlerdir. Deniz suyunda oyuklanma şeklinde görülen korozyonun endüstriyel ortamda ise taneler arası korozyon şeklinde görüldüğü, deniz suyunda korozyonun daha hızlı gerçekleştiğini rapor etmişlerdir. Araştırmacılar genel literatürün aksi yönünde partikül oranı arttıkça korozyon hızının arttığını belirtmişler bunu da matris takviye arasındaki düşük bağlanma ve takviye elemanının kırılmasına bağlamışlardır [98].

Dobrzanski ve arkadaşları, toz metalujisi yöntemiyle toz formunda 2124 aluminyum alaşımı ile farklı oranlarda (%5-10-15)  $Al_2O_3$  partikülleri kullanarak üretimini gerçekleştirdikleri kompozitlere %3 NaCl çözeltisinde korozyon testleri uygulamışlardır. %5 ve %10 partikül takviyesinde korozyon dayanımı çok az artış gösterirken %15  $Al_2O_3$  ilavesiyle üretilen kompozitin korozyon dayanımı matris metaline göre daha düşüktür bu sonuçlar kısmi olarak Shanbhag ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışma ile örtüşmektedir [98, 99].

Dikici ve arkadaşları,  $\text{SiO}_2$  ve  $\text{Fe/TiO}_2$  kaplayarak ürettikleri SiC tozlarını A380 alüminyum alaşımına %6,5 oranında takviye etmek suretiyle üretmiş oldukları kompozitlerin korozyon davranışlarını incelemişlerdir. Potansiyodinamik korozyon cihazı kullanarak yapmış oldukları çalışmanın neticesinde  $\text{SiO}_2$  kaplamalı SiC tozları kullanılarak üretilen kompozitlerin  $\text{Fe/TiO}_2$  kaplamalı SiC tozları ile üretilen kompozitlere göre korozyon dayanımının daha iyi olduğunu tespit etmişlerdir. Yaptıkları çalışmada sol-jel'le  $\text{TiO}_2$  kaplamaya, takviye ile matris arasındaki ıslatabilirliğin geliştirilmesi amacıyla Fe ilave edilmiştir. Yazarlar, Fe'in Al ve Ti ile reaksiyonu sonucu oluşan istenmeyen intermetaliklerin matris ile galvanik eşleşme gerçekleştirdiğini ve oyuklanma potansiyelini arttırdığını düşünmektedirler [100].

Zhu ve Hihara çalışmalarında alumina fiber takviyeli Al-2%Cu-T6 matrisli kompoziti %3,15 NaCl çözeltisinde korozyon testlerine tabi tutmuşlardır. Monolitik alaşıma göre MMK daha düşük korozyon dayanımı göstermiştir. Matris ve fiber arayüzeyinde başlayan korozyonun katodik olarak davranan Fe ve Cu'ca zengin intermetaliklerinde etkisiyle takviye ve matris arasında ayrılmalara sebep olarak fiziksel deformasyona sebep olduğunu kanıtlamışlardır. Şekil 4.17'de %3,15 NaCl çözeltisinde fiberler arası oluşan oyuklanma korozyonu görülmektedir [101].



Şekil 4.17. %3,15 NaCl çözeltisinde gerçekleşen lokal korozyona ait AFM fotoğrafları a) Al-%2 Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/60f-T6 MMK, b) Al- 52 Cu-T6 alaşımı [101].

Grafit takviyesi ile üretilen Al matrisli kompozitler mekanik aşınma gibi üstün özellikleri neticesinde oldukça ilgi çekmektedir. Fakat alüminyum ve grafitin

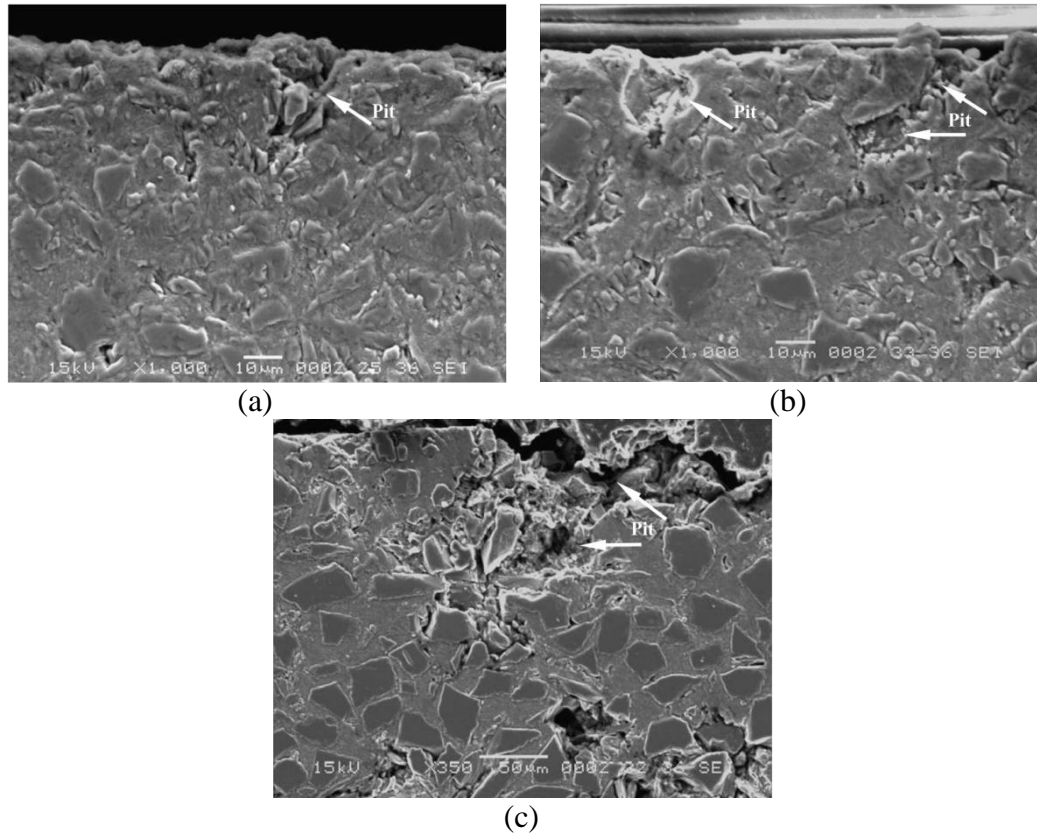
galvanik ikili oluşturması nedeniyle dūřuk korozyon dayanımları ile bilinmektedirler. C/Al arayūzeyinde meydana gelen korozyon, oluşan intermetalik ve ötektik yapıların etkisi ile hızını arttırabilmektedir. Nitekim Payan ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada da Si kristallerinin oluşumu Al/C arayūzeyinde meydana gelen oyuklanmaların daha da derinleşmesine sebep olmuştur [102].

Seah ve arkadaşları, farklı oranlarda partikūl formundaki garnet ilavesinin LM13 alüminyum matrisli kompozitlerin 1M HCl özeltisi içerisinde korozyon karakteristikleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Korozyon deneylerini, ürettikleri %2-4-6 oranlarında garnet takviyeli kompozitleri takviyesiz LM13 alaşımının döküm hali ve T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş numunelerle kıyaslama yaparak gerçekleştirmişlerdir. Yaşlandırma zamanlarının hepsinde artan garnet takviyesinin ağırlık kaybını dūřürdüđünü tespit etmişlerdir. Korozyon dayanımındaki bu artışı iki sebebe dayandırmaktadırlar. Bunlardan birincisi malzeme üzerinde oluşan koruyucu film iken ikincisi ise garnet partikūllerinin fiziksel bariyer olarak davranması olarak açıklamışlardır [103]. Candan, 2009 yılında yapmış olduğu çalışmada alüminyum matrise ilave edilen Mg ilavesinin %60 oranında SiC ile takviye edilmiş AlSiC kompozitlerin %3,5 NaCl çözeltisinde korozyon dayanımını arttırdığını, buna da oluşan Mg<sub>2</sub>Si intermetaliklerinin bariyer görevi görerek korozyon kanallarını tıkamasının sebep olduğunu dūřünmektedir [104].

Britanya’lı bilim adamlarının Kanada’lı bilim adamlarıyla ortaklaşa gerçekleştirdiği çalışmada, matris elamanı olarak Al-6%Zn-1%Mg (Al-6-1) ve Al- 6%Zn-1%Mg- 1%Ag (Al-6-1-1) alaşımlarının döküm ve ısıl işlem görmüş hallerini ve bu matrislere 15 μm ortalama tane boyutunda %50 oranında Altex (15%SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) fiber ilavesi ile ürettikleri kompozitleri kullanmışlardır. alışmalarının sonucunda %1 oranında gümüş ilavesinin korozyon dayanımını arttırdığını ve her iki matrise de yapılan Altex fiber ilavesinin korozyon hızını yavaşlattığını ve şiddetini dūřürdüđünü belirtmişlerdir [105].

Toptan ve arkadaşlarının 2013 yılında yapmış oldukları çalışmada Al-Si-Cu-Mg alaşımı ve bu alaşıma ilave edilen farklı oranlardaki B<sub>4</sub>C (%15-19) ilavesinin 0,05M NaCl çözeltisindeki korozyon davranışlarını, daldırma ve potansiyodinamik

polarizasyon testleri ile analiz etmişlerdir. Matrise yapılan takviye ilavesinin korozyon eğilimini fazla etkilemediğini, oluşan  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$  fazı etrafında meydana gelen tercihli çözünmeden dolayı pasifleşmenin görülmediğini, potansiyodinamik polarizasyon testlerinde ise partikül takviyesi ile  $i_{\text{kor}}$  değerlerinde düşüş sağlandığını, buna sebep olarak da inert  $\text{B}_4\text{C}$  partiküllerinin fiziksel bariyer rolü üstlenmesinden kaynaklandığını kanıtlamışlardır. Çalışmalarında partikül takviye oranı ile korozyon potansiyeli ile açık bir bağlantı tespit edemediklerini belirtmişlerdir [106].



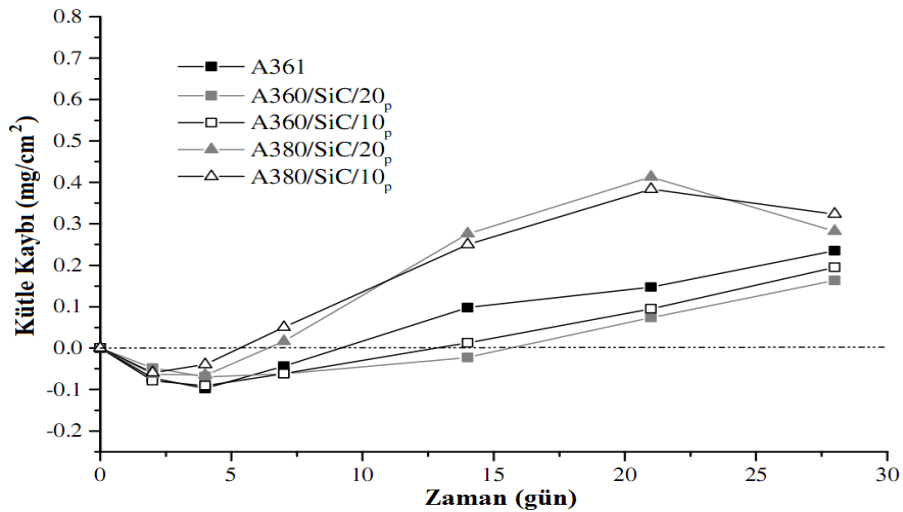
Şekil 4.18. Farklı SiC takviye boyutlarına sahip kompozitlerin korozyon deneyi sonrası yan kesit SEM fotoğrafları a) 13 µm b) 23 µm c) 37 µm [107].

Candan, yapmış olduğu diğer bir çalışmada, üç farklı tane boyutuna (13- 23- 37 µm) sahip SiC partikülleri takviyeli saf alüminyum matrisli AlSiC kompozitlerin korozyon davranışlarını incelemiştir. %3,5 NaCl çözeltisinde 28 gün boyunca gerçekleştirdiği daldırma korozyon deneyi sonucunda en iyi korozyon dayanımını 13 µm tane boyutuna sahip SiC partikülleri ile hazırlanan kompozitlerde elde etmiştir. Yazar takviye edilen partikül boyutu küçüldükçe SiC ve alüminyum

arasındaki reaksiyonlar sonucu oluşan  $Al_4C_3$  ve serbest halde bulunan Si fazının konsantrasyonunun arttığını, oluşan bu fazların SiC partiküllerinin kesişme bölgelerine yerleşip matrisin sürekliliğini bozarak korozyonun ilerlemesini engellediğini, Şekil 4.18’de yer alan SEM fotoğrafları ile kanıtlamıştır [107].

Candan, diğer bir çalışmada ise %60 SiC partikül takviyesine sahip Al matrise %4 oranında Mg ilavesinin reaksiyonu ile oluşan  $Mg_2Si$  intermetaliklerinin korozyonun ilerlemesini keserek korozyon dayanımını arttırdığını rapor etmiştir [108].

Pardo ve arkadaşlarının A360 ve A380 alüminyum alaşımlarını %10 ve %20 oranlarında SiC partikülleri ile takviyelendirmişlerdir. Referans olarak A361 alüminyum alaşımını kullanmışlardır. %3,5 NaCl çözeltisinde gerçekleştirdikleri çalışmalarında Al/SiC<sub>p</sub> kompozitlerde korozyonun matris takviye arayüzeyinde gerçekleştiğini, oyuklanma ve malzeme yüzeyinde  $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$ ’un çekirdeklenip büyümesiyle alkalı olduğunu belirtmişlerdir. Metal matrisli kompozitlerin korozyonunda takviye oranı etkisinin çok fazla olmadığı, genellikle matris bileşimine ve takviye ile matris arasındaki etkileşimler sonucu oluşan ikincil ve intermetalik fazlarla bağıntılı olduğu Şekil 4.19’den anlaşılmaktadır. A380 matrisli kompozitlerde kütle kaybının fazla gerçekleşmesi yazarlar tarafından Al-Cu’ın aralarında galvanik ikili oluşturmalarına, Cu ve Ni elementince zengin intermetaliklerin varlığına bağlamaktadırlar [109].



Şekil 4.19. %3.5 NaCl çözeltisinde 28 gün korozyona maruz bırakılan kompozitlere ait kütle kayıpları [109].

Datta ve arkadaşları, Al-Si-Mg-SiCp kompozitlerin korozyon dayanımına scandium elementinin etkisini araştırmak için %2 oranında Sc ilavesinde bulunmuşlardır. Mekanik alaşımlama yöntemi kullanarak üretimini gerçekleştirdikleri kompozitlere 575 °C’de 4 saat boyunca sinterleme işlemi uygulamışlardır. Sc ilavesi ile Mg elementi içermeyen Al<sub>3</sub>Sc ve AlSiSc gibi daha düşük anodik davranış gösteren intermetalik fazlarının oluşmasının korozyon dayanımını arttırdığını bildirmişlerdir [110].

Montaya ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada farklı tane boyutuna (10, 54, 86 ve 146 µm) sahip SiC partiküllerinin harmanlanarak üretilen kompozitlerde artan parçacık boyut dağılımının korozyon ve pasifleşme potansiyeli üzerinde etkisi olmadığını fakat oyuklanma korozyonunda düşüşe olumlu katkısının olduğunu belirtmişlerdir [111].

Zakaria, farklı takviye boyutunda (3, 6, 11 µm) ve farklı oranlarda (%5, 10, 15) SiC partiküllerini saf alüminyum alaşımına ilave etmiştir. Partikül tane boyutunun korozyona etkisi çok küçük oranlarda kalırken partikül takviye hacim oranının artmasıyla korozyon dayanımının arttığını tespit etmiştir. Yazar artan korozyon dayanımını SiC partiküllerinin NaCl çözeltisinde inert olarak kalmasına bağlamıştır [112].

#### **4.4. TERMAL ÖZELLİKLER**

Elektronik marketindeki talepler sürekli olarak daha küçük ve daha verimli devrelerin üretilmesini zorunlu kılmaktadır. Bu talebi karşılamak için geliştirilen elektronik sistemlerin, birim alandaki devre elemanı yoğunlukları ve güç seviyelerinde sürekli artışlar meydana gelmektedir. Elektronik sistemlerde bu artışın neden olduğu ısınma kaynaklı olumsuzluklar, verimli ve uzun ömürlü sistemlerin geliştirilmesinde önemli bir engel teşkil etmektedir. Bu sorunun aşılabilmesi için yapılan araştırmalar elektronik devrelerde termal yönetim kavramını ortaya çıkarmıştır. Elektronik paketleme; devreleri olumsuz ortam koşullarından ve mekanik etkilerden korumak, elektronik elemanları ve devreleri izole etmek gibi uygulamaya göre değişen amaçlarla yapılan paketleme uygulamalarını ifade etmektedir.

Paketlemenin ısının uzaklaştırılmasına katkı sağlama zorunluluğu nedeni ile elektronik paketleme ve devrelerde termal yönetim kavramı literatürde sıklıkla beraber irdelenmiştir.

Elektronik devrelerde termal yönetim, temel olarak üç kademede ele alınabilir. Bunlar; yonga seviyesinde termal yönetim, kart seviyesinde termal yönetim ve sistem seviyesinde termal yönetimidir. Yonga seviyesinde termal yönetim, yarı iletken ve yonga paketleri üzerindeki ısıyı yayarak uzaklaştırmayı ifade eder. Kart seviyesinde termal yönetim baskılı devreler ve yonga paketlerinin üzerindeki ısıyı sistem şasisine iletmekle ilişkilidir. Sistem seviyesinde termal yönetim ise sistem şasisi üzerindeki ısıyı, ısı dönüştürücüye iletmeyi ve ısı dönüştürücü üzerindeki ısıyı uzaklaştırmayı amaçlar. Bu üç süreç bütünüyle, devre elemanları tarafından üretilen ısı ortama verilir. Bu süreçlere kondüksiyon, konveksiyon ve radyasyon ile ısı iletim mekanizmaları değişimli ya da eş zamanlı olarak hâkimdir [113,114].

Isı yönetimi için kullanılan donanımlar temelde ara yüzey malzemeleri ve kütleli malzemeler olarak sınıflandırılabilir. Bu amaçla tasarlanan donanımlar için; ısı iletim katsayısı olabildiğince yüksek ve termal genleşme katsayısı tümleşik çalıştığı devre elemanları ile uyumlu malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır.

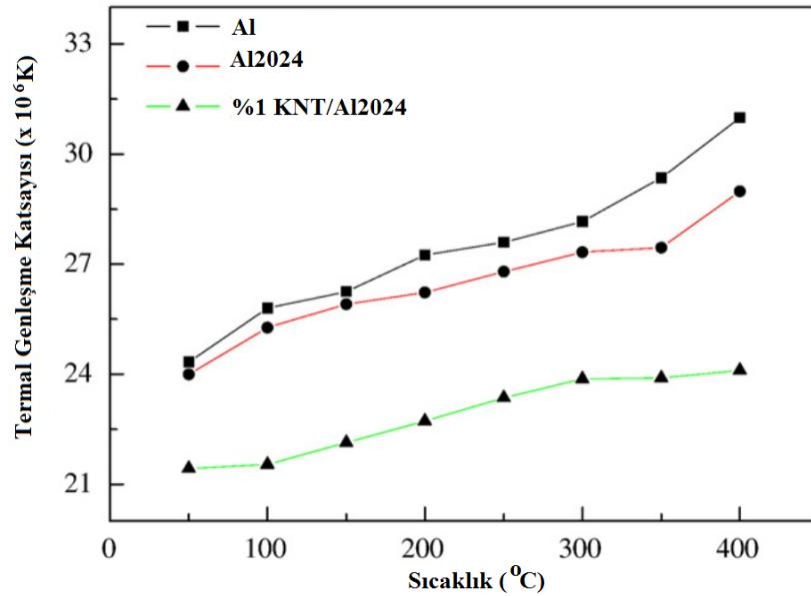
Metal matrisli kompozitlerin bu özellikleri beraberce sağlaması, bu malzemeleri 21. yüzyılda termal yönetim ve elektronik paketleme uygulamalarının tercih edilen malzemeleri haline getirir. Genel olarak bu kompozitlerde kullanılan takviye elemanları metal matrise göre daha düşük termal iletkenlik ve termal genleşme katsayısına sahip partiküllerdir (Çizelge 4.1).

Genel olarak en yaygın kullanılan takviye elemanı SiC olmakla birlikte birçok araştırmacı tarafından son yıllarda karbon bileşiklerinin(Grafit, KNT vb.) takviye elemanı olarak kullanıldığı yoğun çalışmalar yapılmış ve üstün termal özellikler sağlamıştır [115,116]. Xue çalışmalarında matris elemanı olarak A356 alüminyum alaşımı, takviye elemanı olarak elmas ve SiC'ü birlikte kullanmışlardır. Takviye harmanı içerisindeki elmas hacim oranının artmasıyla kompozit malzemenin termal iletkenliğinde %100'lere varan artışlar kaydetmişlerdir [117].

Çizelge 4.1. Termal yönetim malzemelerinin özellikleri [114].

	Termal Genleşme Katsayısı $\times 10^{-6} \text{C}^{-1}$	Termal iletkenlik $\text{W/m}^{\cdot}\text{K}$	Çekme Dayanımı (Mpa)	Elastisite Modülü (Gpa)	Yoğunluk ( $\text{g/cm}^3$ )
<b>Bakır</b>	16,7	393	310	116	9
<b>Aluminyum</b>	23,1	247	147	68	2,7
<b>Invar</b>	2	11			8,05
<b>Kovar</b>	5,5	17,1	520	138	8,0
<b>SiC</b>	3,4	120	450	439	3,21
<b>SiO<sub>2</sub></b>	0,57	0,1	98	170	2,20
<b>B<sub>4</sub>C</b>	5	30-42	150	450	2,52
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	5,4-7,2	40	200-250	303	3,69

Deng ve arkadaşları, Al2024 alüminyum alaşımına %1 oranında karbon nano tüp ilavesinde bulunmuşlardır. Şekil 4.20’de görüldüğü üzere saf Al ve Al2024 ile %1 KNT/Al2024 kompozit malzemelerin termal genleşme katsayısı kıyaslandığında karbon nano tüp ilavesiyle %11-12 oranında düşüş sağladıklarını belirtmişlerdir. Yazarlar karbon nano tüp takviye ve Al matris arasında çok geniş bir arayüzey etkileşimi olmasının alüminyum üzerindeki kısıtlamanın artmasına yardım ettiği ve termal genleşme katsayısında düşüşün sağlandığını rapor etmişlerdir [118].



Şekil 4.20. Termal genleşme katsayısının sıcaklıkla değişimi [118].

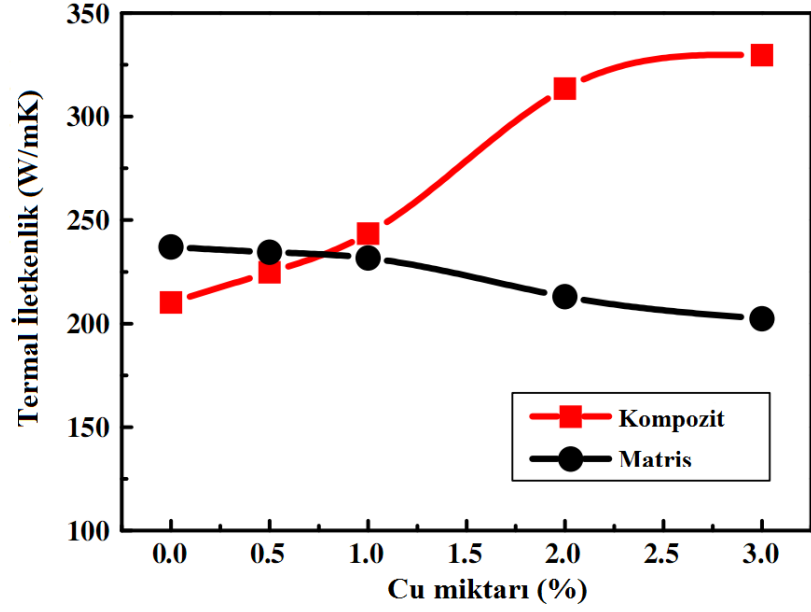


Zhou ve arkadaşları, grafit ve Si elementini farklı oranlarda (1:4, 1:2, 1:1, 2:1 ve 4:1) harmanlayarak  $AlSi_7Mg_{0,3}$  alaşımına takviye etmişlerdir.  $G_f$  ilavesinin %13.7 den %71.1 çıkmasıyla kompozit malzemenin termal iletkenliğinin 179'dan 526 W/mK 'e çıkarken termal genleşme katsayısının 12,1'de 7.3 ppm/K'e düştüğünü bildirmişlerdir [119].

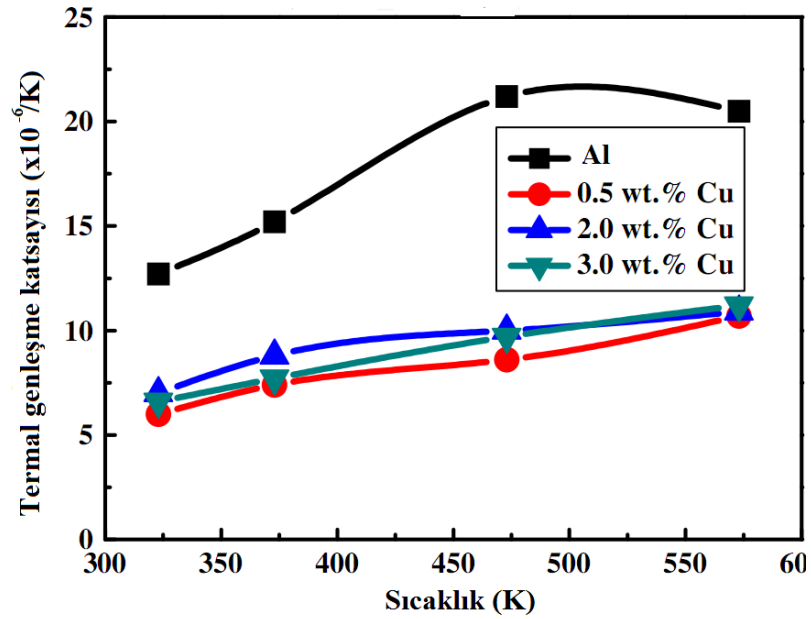
Aluminyum ve bakır yüksek iletkenlik özellikleri sayesinde metal matrisli kompozitlerde hâkim matris malzemeleridir. Bakır, aluminyuma göre daha yüksek ısıl iletkenliğe sahip olmasına rağmen yüksek yoğunluğu sebebiyle hafifliğin önemli olduğu (havacılık uygulamaları, dizüstü bilgisayarlar, cep telefonu vb.) uygulamalarda tercih edilmemektedir. Aluminyumun nispeten düşük ergime noktası, düşük yoğunluğu, çoğu uygulama için uygun ısıl iletkenlik ve termal genleşme katsayısı, yüksek korozyon direnci, düşük maliyet, yeterli dayanım ve üretim kolaylığı özelliklerini beraberce sunması malzemeyi elektronik paketleme ve termal yönetim uygulamalarında en çok kullanılan matris elemanı yapmıştır [120].

Aluminyum matrisli kompozitlerde termal iletkenlik, matris elemanının kimyasal bileşimiyle birebir etkilidir. Sıcak presleme yöntemi ile üretilen 2009/SiC/30p ve 6092/SiC/25p kompozitlerinin ölçülen termal iletkenlikleri, katkı oranında porozite içeren matris iletkenliğine yakındır. Bu sonuç iletkenlikte temel rolün matriste olduğunu göstermektedir [121].

Wu ve arkadaşları, yapmış olduğu çalışmada Al/elmas kompozitlere Cu elementinin termal özellikler üzerindeki etkisini belirlemek üzere farklı oranlarda (0 -3 %) Cu ilavesinde bulunmuşlardır. Artan Cu ilavesi ile termal iletkenliğin geliştiği ve termal genleşme katsayısının  $13 \times 10^{-6}/K$ 'den elektronik paketleme uygulamalarında kullanılan yarı iletkenlerin termal genleşme katsayısı olan  $6 \times 10^{-6}/K$ 'e gerilediğini rapor etmişlerdir (Şekil 4.21 - 4.22). Bu sonucun Cu ilavesi ile ergime derecesinin düşmesi ve  $Al_2Cu$  fazının oluşması neticesinde gerçekleşen daha güçlü arayüzey bağlantısından kaynaklandığını belirtmişlerdir [122].



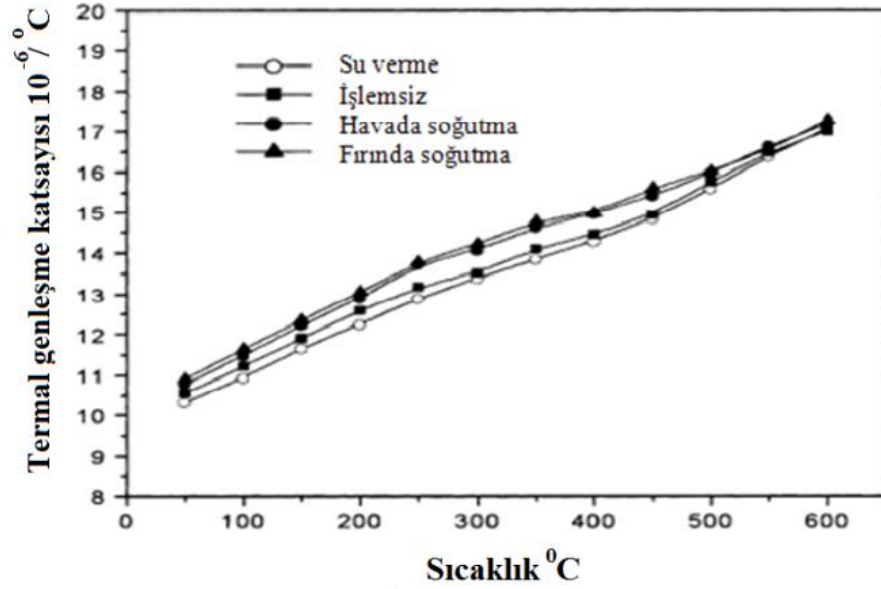
Şekil 4.21. Al-Cu matris ve Al-Cu/elmas kompozitlerin %Cu içeriğine göre termal iletkenliklerinin değişimi [122].



Şekil 4.22. Al-Cu/elmas kompozitlerin sıcaklıkla termal genişleme katsayısının değişimi [122].

Ren ve arkadaşları, matris elemanına farklı oranlarda ilave edilen Mg ve Si elementlerinin basınçsız infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş SiC/Al kompozitlerin termo-mekanik özelliklerine etkisini incelemişlerdir. Si oranı %6 dan Mg oranı ise %4'den düşük olduğunda kompozitlerin yüksek porozite sebebiyle düşük termo-

fiziksel özellikler gösterdiğini Si ilavesinin %6-%12 arasında Mg ilavesinin ise %4-8 arasında olduğunda termal iletkenliğin geliştiğini ve termal genleşme katsayısının düştüğünü rapor etmişlerdir. Bunun sebebinin belirtilen değerler üstünde ve altında porozitenin artmasından kaynaklandığını kanıtlamışlardır [123].



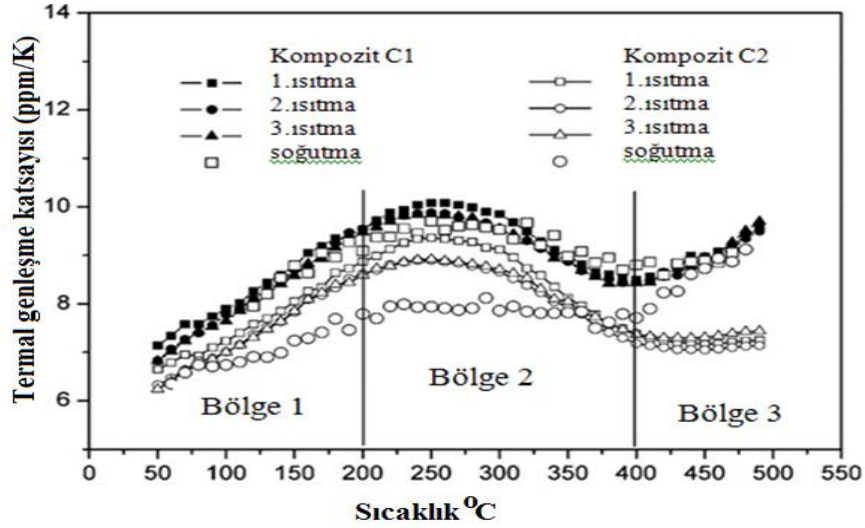
Şekil 4.23. Termal genleşme katsayısının sıcaklığa ve uygulanan ısıl işleme bağlı değişimi [124].

Farklı termal prosesler (Su verme, havada soğutma ve fırında soğutma) sonrası %50 partikül takviye elemanı içeren AlSiC kompozitlerin termal genleşme katsayılarındaki değişim grafiği Şekil 4.23’de görülmektedir [124,125].

T.Huber ve ekibinin yapmış olduğu kapsamlı çalışmada, üretim yöntemi, matris malzemesi ve takviye elemanı hacim oranı farklı olan kompozitlerin termal genleşme değerlerinin ölçümü gerçekleştirilmiştir. Bu ve benzer çalışmalar, artan takviye elemanı hacim oranının, kompozit termal genleşme katsayısında düşüşe sebep olduğunu net bir şekilde ortaya koymaktadır [125-130].

Gaz basınçlı infiltrasyon ile üretilmiş, hacimce %70 partikül takviye elemanı içeren Al99.5/SiC ve AlSi7Mg/SiC kompozitlerinin ısıl genleşme özellikleri incelenmiş ve genleşme davranışının lineer olmayıp üç ayrı sıcaklık aralığında farklılık gösteren

yapıda olduğu tespit edilmiştir. Bu üç bölgeyi gösteren ısıl genişlemenin sıcaklıkla değişim grafiği Şekil 4.24’de verilmiştir [131].

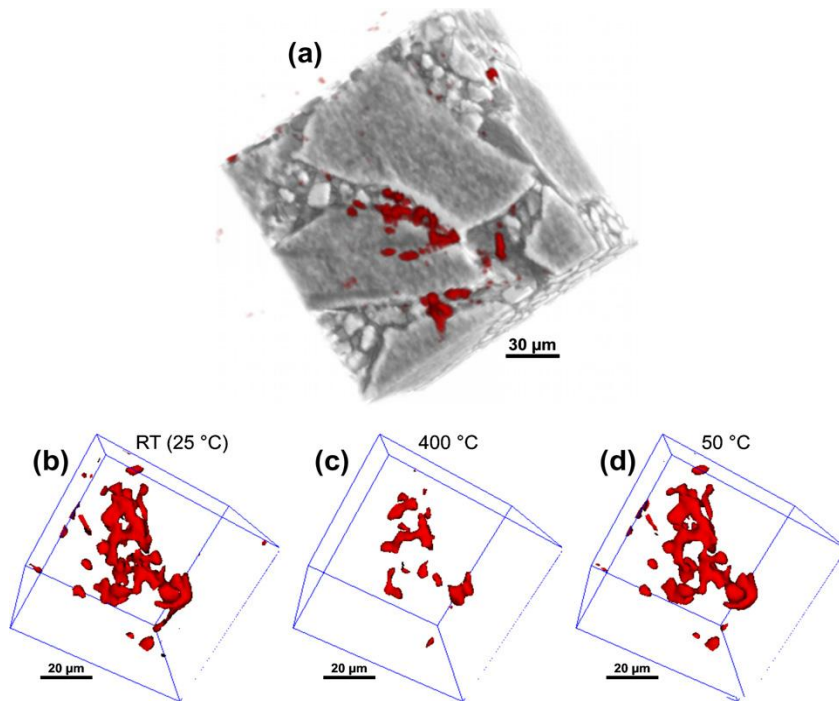


Şekil 4.24. Al99.5/SiC ve AlSi7Mg/SiC kompozitlerinin ısıl genişleme özelliklerinin sıcaklıkla değişim grafiği [131].

Vakumlu infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş, hacimce %50 oranında SiC<sub>p</sub> içeren alüminyum matrisli kompozitin termal genişleme davranışı ve plastik deformasyon özelliklerine, 298-573 °K sıcaklık bandındaki termal çevrimin etkisi incelenmiştir. Bu çalışmanın neticesinde SiC(p) ilavesi saf alüminyumun termal genişleme katsayısını düşürürken, 10 termal çevrim sonrasında genişleme katsayısında kayda değer bir değişim gözlenmemiştir. Termal genişleme maksimum değerine 530 K civarında ulaşmıştır. Plastik deformasyon Al matris ve SiC partiküllerin genişleme katsayısı uyumsuzluğu sebebiyle artan termal çevrimle birlikte artarak devam etmektedir [132,133].

İnfiltrasyon ile üretilen Al ve AlSi7 matrisli %60–70 SiC<sub>p</sub> takviyeli kompozitte partikül ve matris arasındaki genişleme farkında dolayı meydana gelen gerilimin ayrışma etkisi ve ayrışma kaynaklı boşluklar incelenmiştir. Termal genişleme katsayısı farkı matrisin elasto plastik ve viskoz deformasyonuna neden olmaktadır. Alüminyum matris proses sonrasında soğuma ile hidrostatik çekme gerilmesine maruz kalmaktadır. Yeniden ısınma ile basma gerilmesi oluşmaktadır. Saf AlSiC’e göre matrisi silisyum alaşımlı kompozitte bu etki daha büyüktür. Şekil 4.25’de

gözeneklerin yapısında ısıl çevrim ile meydana gelen değişimler gösterilmiştir. Yeniden ısınma ile matrisin viskoz hareketleri boşlukları kısmen kapatmaktadır. Soğuma ile bu boşluklar tekrar açılmaktadır. Boşluk hareketleri termal çevrim ile yüksek sıcaklıklarda genleşme katsayısını düşürmektedir. 150 K'i aşan termal çevrim sonucu yorulma, saf Al matrisli kompozitte Al-Si matrisli kompozite göre daha fazla olmaktadır [134].



Şekil 4.25. İnfiltrasyon ile üretilen AlSiC kompozitte gözeneklerin yapısında ısıl çevrim ile meydana gelen değişimler [134].

## BÖLÜM 5

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, ticari olarak temin edilen AA1050 ve AlSi12 alüminyum alaşımlarına ağırlıkça %1-2-4 oranlarında Mg ilave edilerek farklı kimyasal bileşimlere sahip 8 farklı matris elemanı üretilmiştir. 7 mm çapındaki paslanmaz tüp içerisinde hazırlanan B<sub>4</sub>C preforma, üretilen matris alaşımları basınçlı infiltrasyon tekniği kullanılarak infiltre edilmiştir.

Üretilen kompozit malzemelerin öncelikle mikroyapı karakterizasyonu ve XRD analizleri gerçekleştirilmiştir. Daha sonra sertlik, basma, aşınma, korozyon, termal iletkenlik ve termal genleşme özellikleri incelenmiştir.

#### 5.1. DENEYSEL MALZEMELER

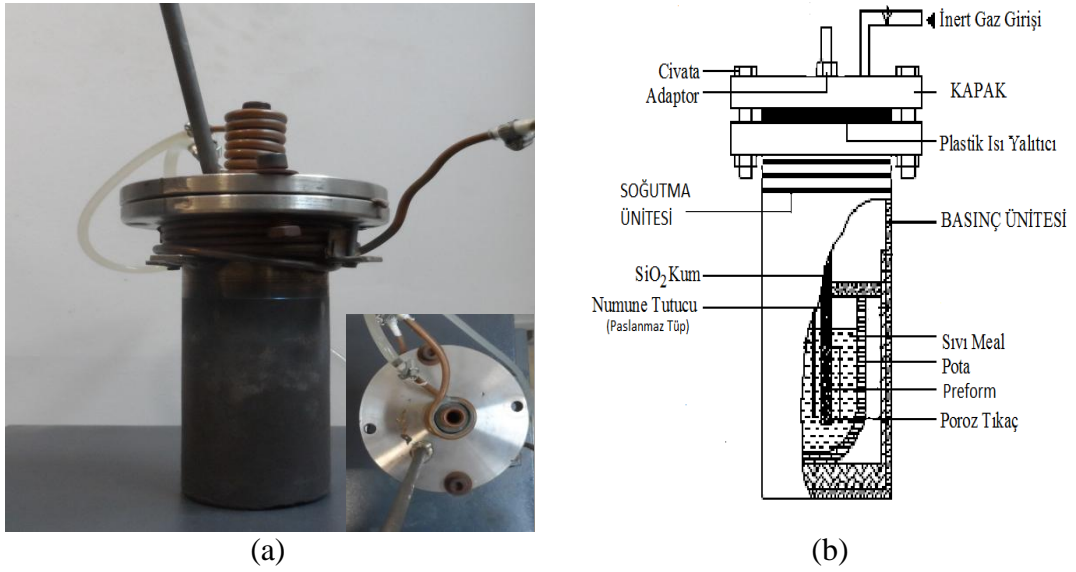
AA1050 alüminyum alaşımı Teknik Alüminyum, AlSi12 alaşımı ise Seydişehir Alüminyum fabrikasından temin edilmiştir. Ağırlıkça %0-4 oranlarında Mg içeriği, temin edilen Al alaşımlarına saf magnezyum ilavesiyle sağlanmıştır. Çizelge 5.1’de kullanılan ve ilave edilen matris elemanlarının kimyasal bileşimleri verilmiştir. Takviye elemanı olarak 48 mikron ortalama tane boyutuna sahip B<sub>4</sub>C partikülleri kullanılmıştır.

Çizelge 5.1. Kullanılan matris elemanlarının kimyasal bileşimleri.

	Pb	Mg	Al	Zn	Cu	Fe	Mn	Ni	Si	Sn	Ti
AA1050	0,1	0,002	99,588	0,011	0,011	0,215	---	---	0,116	---	0,020
AlSi12	---	0,1		0,1	0,10	0,6	0,40	0,1	11,5-13,5	0,05	0,15
Mg	---	99,94	0,0268	0,0027	0,0004	0,0030	0,0047	0,0005	0,0074	0,0010	0,0009

## 5.2. DENEYSEL MALZEMELERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Şekil 5.1’de kompozit malzemelerin üretimini gerçekleştirdiğimiz kendi tasarımıımız olan basınçlı infiltrasyon ünitesine ait şematik ve makro fotoğraflar yer almaktadır. İnfiltrasyon ünitesi 230 mm uzunluğa sahiptir. Şekil 5.2’te şematik görüntüsü yer alan 7 mm iç çapında ve 350 mm uzunluğunda 316L kalite paslanmaz tüpler preform tutucu olarak kullanılmıştır. Paslanmaz tüpün ucu %85 poroziteye sahip alumina filtre ile kapatılmıştır. Takviye oranı %60 olacak şekilde  $\text{Ø}7 \times 50$  mm uzunluğunda preformlar paslanmaz tüp içerisinde elle vibrasyona tutulmak suretiyle hazırlanmıştır. İnfiltrasyon esnasında partiküllerin homojen dağılımının bozulmaması amacıyla hazırlanan preformun üstü alumina filtreyle kapatılmış ve tüpün kalan kısmı silika döküm kum ile doldurulmuştur.

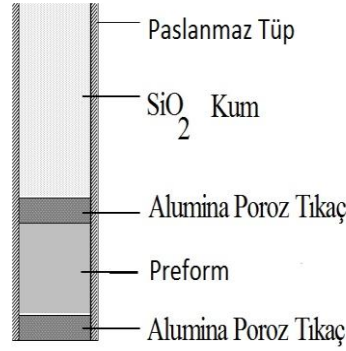


Şekil 5.1. Kompozitlerin üretiminde kullanılan infiltrasyon ünitesine ait a) makro ve b) şematik görünüm.

İnfiltrasyon düzeneği, tasarlayıp üretimini gerçekleştirdiğimiz elektrik rezistanslı fırın içerisine yerleştirilmiştir. 600 gr kapasiteli bir pota içerisinde hazırladığımız AA1050-XMg ve AlSi12-XMg alaşımlar düzenek içerisine yerleştirilmiş ve düzeneğin kapağı cıvata kullanılarak kapatılmıştır. İnfiltrasyon esnasında hava kaçaklarının önlenmesi amacıyla ünite ile kapak arasında plastik conta kullanılmıştır. Daha sonra fırın infiltrasyon sıcaklığı olarak belirlediğimiz  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  sıcaklığa

çıkartılmış ve tam olarak ergimenin sağlanması amacıyla 1 saat süreyle bekletilmiştir. Fırının ilk çalışmaya başladığı andan üretimin tamamlanmasına kadar geçen tüm süreçlerde inert bir gaz ortamının sağlanması amacıyla düzenek içerisinde Sf6 gazı geçirilmiştir.

Paslanmaz tüp içerisinde hazırladığımız preform, ergiyik içerisinde daldırılmış ve sıvı metalin sıcaklığına ulaşması için 2 dakika tutulmuştur. Son olarak 8 bar infiltrasyon basıncı uygulanmış ve 2 dakika bekletilmiş ardından argon gazı üniteden serbest bırakılmıştır. Üretimi gerçekleştirilen kompozitler infiltrasyon ünitesinden çıkarıldıktan sonra torna ile paslanmaz tüpler yüzeyden temizlenmiş ve kompozitler elde edilmiştir.



Şekil 5.2. Numune tutucu paslanmaz çelik tüpün şematik görünümü.

### 5.3. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

Mikroyapı karakterizasyonu Clemex yazılıma sahip optik mikroskop (LOM), EDS donanımlı taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve X ışınları difraksiyonu (XRD) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

#### 5.3.1. Metalografik İncelemeler

Mikroyapı incelemeleri için numuneler öncelikle hassas kesme cihazı kullanılarak elmas disk ile uygun boyutlara getirilmiştir. Struers marka cihaz kullanılarak sıcak bakalite alınmıştır ve daha sonra Struers marka otomatik zımparalama-parlatma cihazında standart metalografik prosedür uygulanarak hazırlanmıştır. Mikroyapısal



incelemeler Nikon Epiphot 200 tipi optik mikroskop ve EDS donanımlı Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem taramalı elektron mikroskobu kullanılarak yapılmıştır.

Takviye ve porozite hacim oranı, kullanılan Nikon marka optik ışık mikroskobuna entegre Clemex yazılımı ile görüntü analiz yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bileşenlerin hacim oranları her bir kompozitin en az 7 farklı bölgesinden alınan mikroyapı fotoğrafları üzerinden saptanmıştır.

### **5.3.2. XRD İncelemeleri**

XRD patternleri Rigaku marka XRD cihazı kullanılarak, 40 kv jeneratör gerilimi, 30 mA akımda 20°-90° açı aralığında ve 0,02 adım tarama boyutlu 2 derece/dk. hızda elde edilmiştir.

## **5.4. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU**

Üretilen kompozitlerin oda sıcaklığında mekanik özelliklerinin tayininde sertlik ve basma deneylerinden faydalanılmıştır.

### **5.4.1. Sertlik Deneyi**

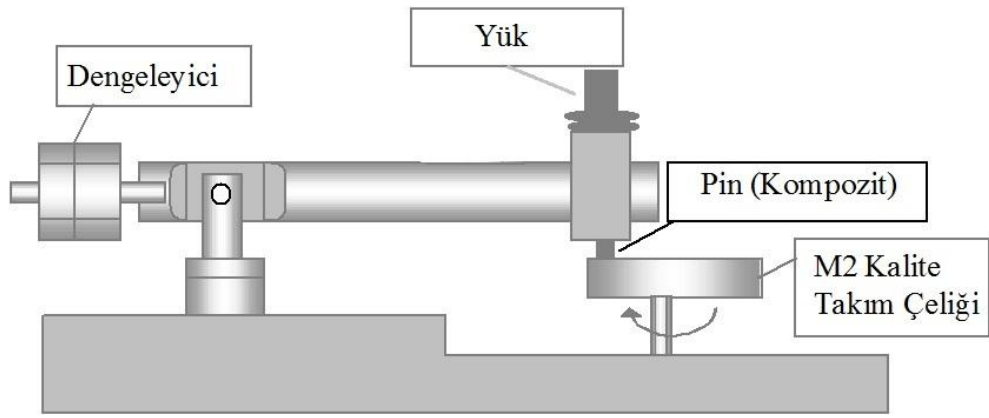
Metalografik prosedür uygulanarak hazırlanan numunelere Rockwell A baticı uç ile makrosertlik cihazında sertlik ölçümü gerçekleştirilmiştir. Her bir numuneden en az 10 adet ölçüm alınmış ve bu ölçümlerin ortalaması alınarak sertlik değerleri tayin edilmiştir.

### **5.4.2. Basma Deneyi**

Basma deneyi Zwick/Roell Z600 marka test cihazı ile yapılmıştır. Deneylerde, deney cihazının çene hızı 30 mm/saat olarak seçilmiştir. Basma deneyi için 7 mm çapında ve 14 mm yüksekliğinde numuneler kullanılmıştır.

## 5.5. AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

Aşınma davranışları pim üzeri disk tipi aşınma cihazında (Şekil 5.3) yapılan deneylerden elde edilen veriler ışığında tayin edilmiştir. İncelenecek numunelerin aşınma deneyleri sırasında karşı malzeme olarak 59 HRC sertliğine sahip çelik disk ve 7 mm çapında 20 mm yüksekliğinde deney numunesi kullanılmıştır. Deneyler dört farklı yük (10-40N) altında, 12000 m kayma mesafesinde, 0,5 m/s kayma hızında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.3. Metal-metal aşınma deney cihazının şematik gösterimi.

Deney sonuçları, numunelerin deney öncesi ve sonrasında 0,1 mg hassasiyete sahip elektronik tartı ile ağırlık kayıpları ölçülerek belirlenmiştir. 3000 m'lik periyotlarda deney numuneleri cihazdan çıkartılıp yüzeyleri temizlendikten sonra tartılmış ve tekrar aynı pozisyonda aşınma cihazına takılarak 12000 m'ye kadar deney devam ettirilmiştir. Böylece kayma mesafesine bağlı olarak numunelerin ağırlık kayıpları tespit edilmiştir.

Aşınma deneyleri sonrasında aşınma karakteristiklerinin belirlenmesi amacıyla aşınmış yüzeyler SEM cihazı ile incelenmiştir. Ayrıca yüzeyden alınan EDS analizleri ile aşınmış yüzeyde oluşan oksit tabakası analiz edilmiştir.

## 5.6. KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

Korozyon deneylerine tabi tutulacak olan numuneler elmas diskle  $\text{Ø}7 \times 10$  mm boyutlarında kesilmiştir. Kesilen numuneler zımparalanıp parlatıldıktan sonra ultrasonik temizleme cihazında 3 dakika boyunca saf su kullanılarak temizlenmiş ve kurutulmuştur. Korozyon deneyleri ağırlık kaybına ve potansiyel ölçümüne göre değerlendirilmiştir.

### 5.6.1. Çözeltiye Daldırma Testleri

Korozyon deneyleri, numunelerin oda sıcaklığında %3,5 NaCl ve %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisine daldırılarak gerçekleştirilmiştir. İlk olarak korozyon deneyine tabi tutulacak numunelerin yüzey alanları hesaplanmış, ilk ağırlıkları tartılmış daha sonra her bir numune için cam kavanozlarda ayrı ayrı hazırlanan çözeltilerin içerisine plastik fileler yardımıyla daldırılmıştır. %3,5 NaCl çözeltisi içerisine daldırılan numuneler 1, 3, 7, 14 ve 28. günlerde %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisine daldırılan numuneler ise 2, 4, 6, 12, 24. saatlerde çözelti içerisinden çıkarılarak saf su içerisinde ultrasonik temizleyici vasıtasıyla 3 dakika boyunca temizlenerek kurutulduktan sonra ağırlık kayıpları 0,1 mg hassasiyete sahip terazi kullanılarak belirlenmiştir. Korozyon sonrası yüzeyde meydana gelen değişikliklerin saptanması amacıyla EDS donanımlı SEM mikroskopunda yüzey resimleri çekilmiştir. Ayrıca korozyon deneyine tabi tutulmuş numuneler kesilerek bakalite alınmış ve yan kesit üzerinde SEM kullanılarak çalışılmıştır.

### 5.6.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testleri

Çalışma elektrodu olarak hazırlanan numunenin arka yüzeyine iletkenliği sağlaması amacıyla 30 cm uzunluğunda 1,5 mm kalınlığında bir bakır tel monte edildikten sonra reçineye gömülmüştür. Karşıt elektrot olarak grafit çubuk ve serbest korozyon potansiyeli ölçümlerinde referans elektrot olarak doygun kalomel elektrot (SCE) kullanılmıştır. Polarizasyon testleri %3,5 NaCl ve %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltilerinde, oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon deneylerinde Gamry marka Potansiyostat/Galvonostat kullanılmıştır.

## 5.7. TERMAL ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU

Üretilen kompozitlerin termal özelliklerinin tayininde iletkenlik ve genleşme deneylerinden faydalanılmıştır.

### 5.7.1. Termal İletkenlik Deneyleri

Elde edilen numunelerin termal iletkenlik katsayıları ( $\kappa$ ), Kırıkkale Üniversitesi makine laboratuvarında bulunan bilgisayar destekli Anter FL-2000 termal iletkenlik cihazı ile belirlenmiştir. Ölçüleri  $\text{Ø}7 \times 3$  mm olacak şekilde elmas kesici kullanılarak hazırladığımız numunelerin cihaza yerleştirilmesinde kullanılmak üzere Şekil 5.4'de görülen grafit numune tutucu imalatı gerçekleştirilmiştir. Termal iletkenlik katsayısı 100-200-300 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta ölçülmüştür. Her bir ölçüm cihaz tarafından en az üç kez yapılarak sonuç bu ölçümlerin ortalaması alınarak bulunmuştur.



Şekil 5.4. Termal iletkenlik ölçümleri için kullanılan grafit numune tutucu.

### 5.7.2. Termal Genleşme Deneyleri

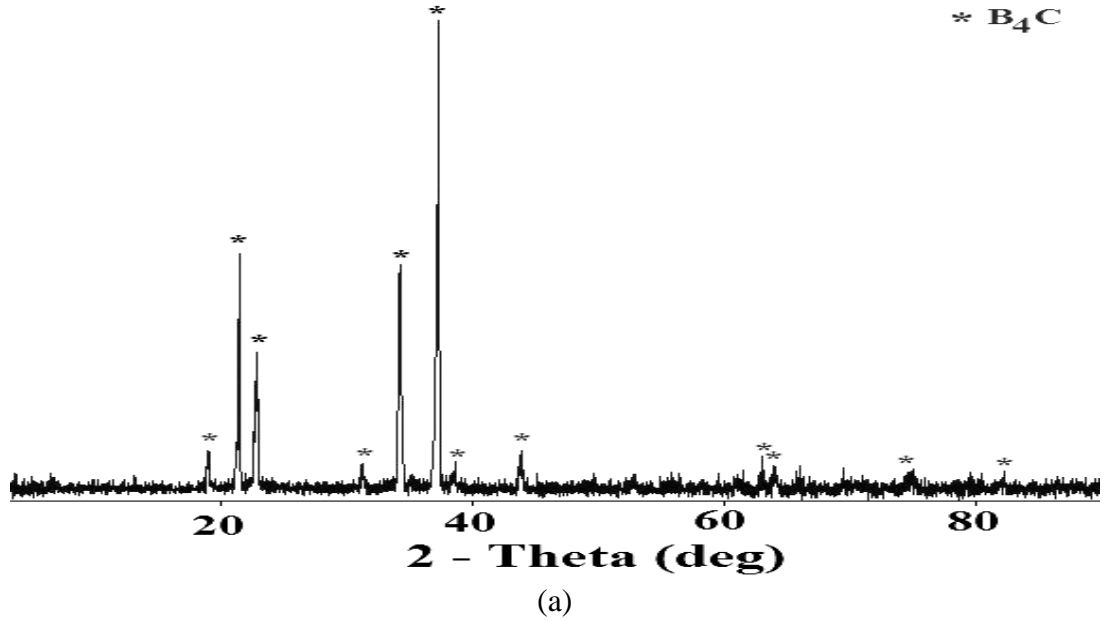
Her bir numunenin termal genleşme katsayıları, ODTÜ merkez laboratuvarında bulunan Setaram Labsys Dilatometre cihazı ile belirlenmiştir. Termal genleşme ölçümleri 100-200-300 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta  $\text{Ø}7 \times 10$  mm ölçülerinde numuneler kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

## BÖLÜM 6

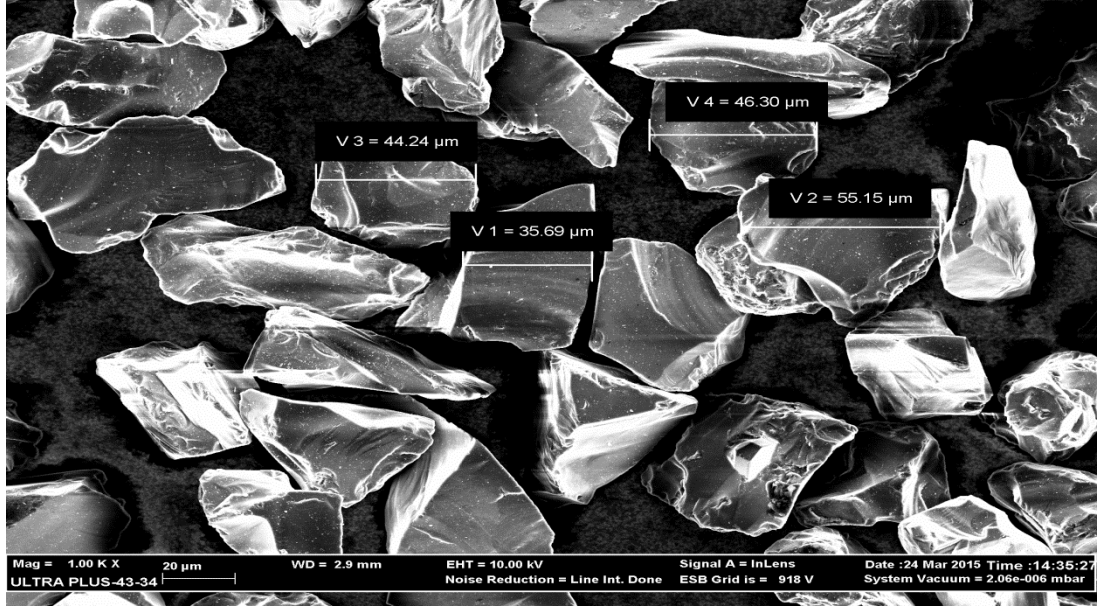
### DENEYSEL SONUÇLAR

#### 6.1. KULLANILAN TAKVİYE ELEMANININ KARAKTERİZASYONU

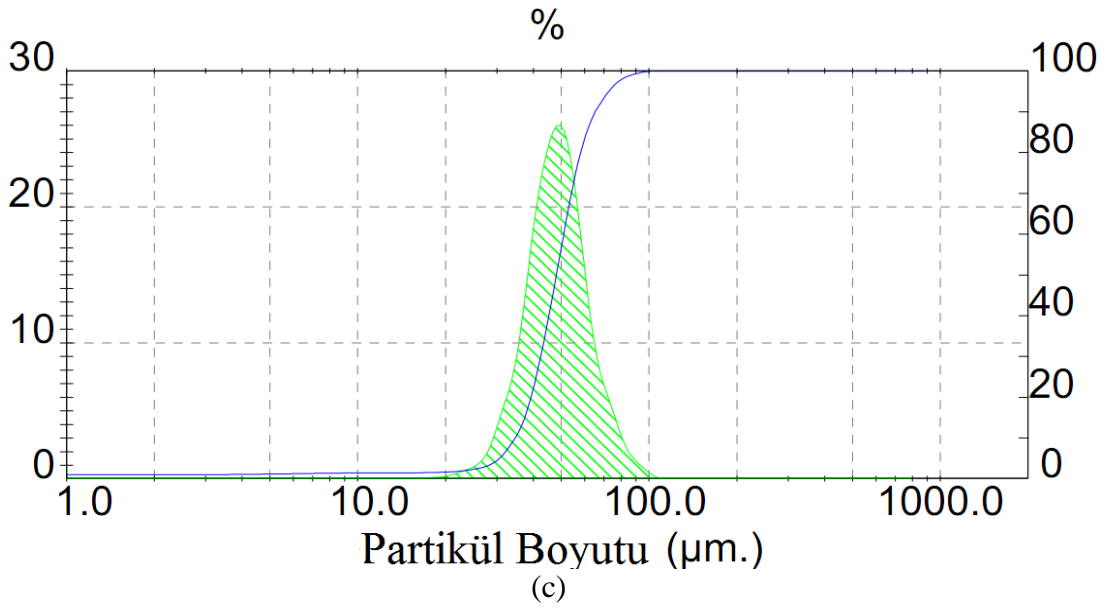
Takviye elmanı olarak kullanılan  $B_4C$  partiküllerinin karakterizasyonu amacıyla gerçekleştirilen XRD, SEM ve Mastersizer analizleri Şekil 6.1’de yer almaktadır. Mastersizer analizlerine bakıldığında ortalama tane boyutunun  $48 \mu m$  ve mono-model yapıda olduğu görülmektedir. SEM analizleri de Mastersizer analizlerini destekler niteliktedir. XRD sonuçlarına göre yapıda herhangi bir empürite bulunmadığı, tamamen  $B_4C$  partiküllerinden oluştuğu açıkça görülmektedir.



Şekil 6.1.  $B_4C$  partiküllerinin analizleri a) XRD, b) SEM ve c) Mastersizer.



(b)



(c)

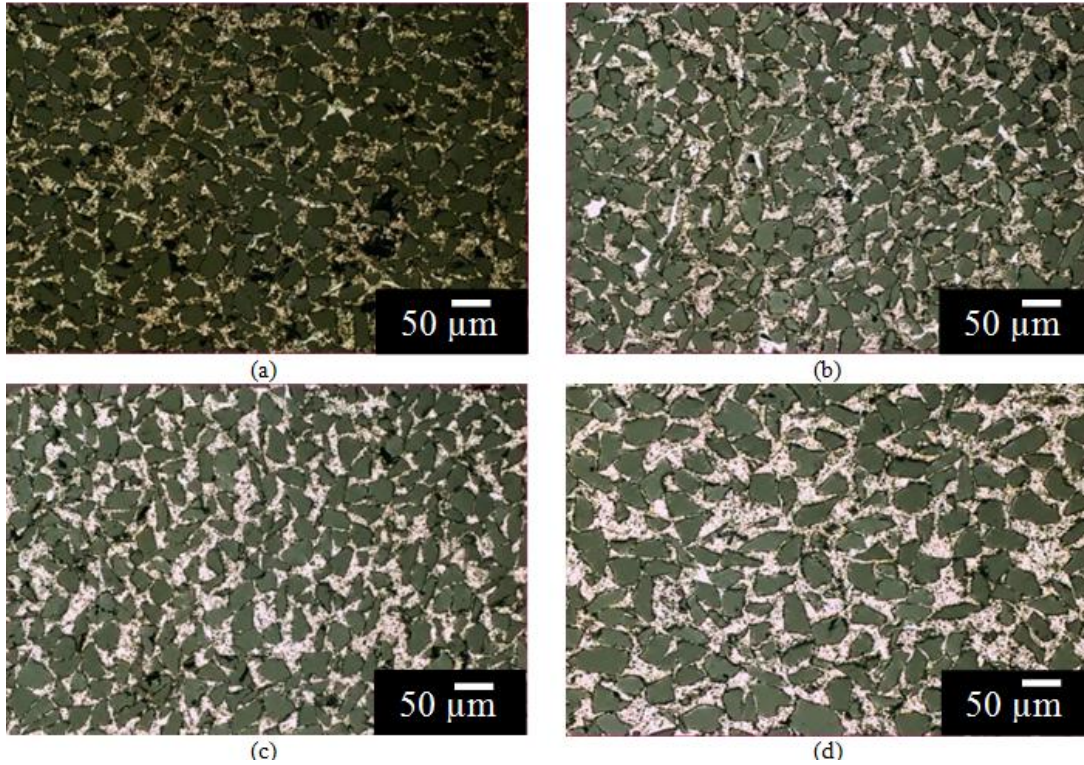
Şekil 6.1. (devam ediyor).

## 6.2. METALOGRAFİK İNCELEME SONUÇLARI

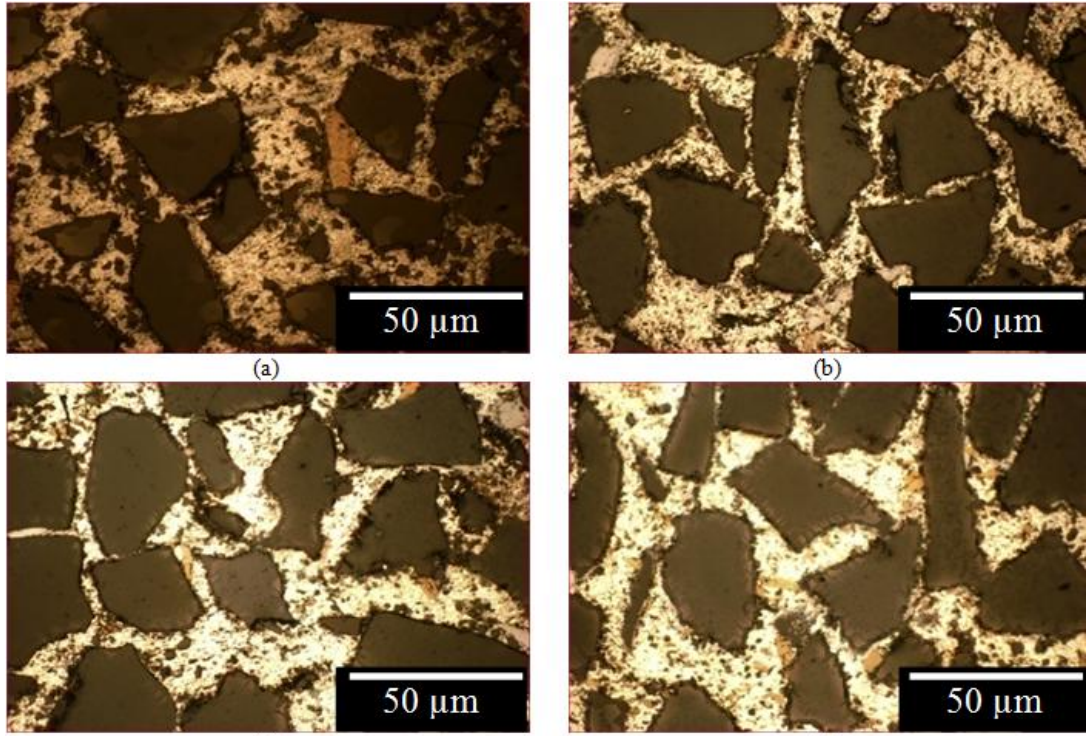
Ortalama 48  $\mu\text{m}$  tane boyutu ve %60 hacim oranına sahip  $\text{B}_4\text{C}$  partikül takviyeli, farklı oranlarda Mg ilavesi ile üretilen AA1050-XMg ve AlSi12-XMg matrisli kompozit malzemelerin (LOM) ve (SEM) inceleme sonuçları aşağıda verilmiştir.

### 6.2.1. AA1050-XMg Alaşım Matrisli Kompozitler

Şekil 6.2 ve Şekil 6.3, ortalama 48  $\mu\text{m}$  boyutlarında  $\text{B}_4\text{C}$  partikülleri ile takviye edilmiş AA1050-XMg matrisli kompozit malzemelerin düşük ve yüksek büyütmedeki mikroyapılarını göstermektedir. Mikroyapısal incelemelerden, genel olarak matris içerisinde topaklanma probleminin görülmediği, partikül dağılımının uniform olduğu anlaşılmaktadır. Ancak porozitelerin partikül etrafında yoğunlaştığı görülmektedir. AA1050 matrisli kompozitlerde daha büyük poroziteler görülürken %4 Mg ilavesi sonrası sadece takviye elemanı etrafında ufak porozitelerin oluştuğu görülmektedir. İncelenen AA1050 matrisli ve Mg ilavesi ile üretilen kompozitlere ait takviye, matris ve porozite hacim oranları Çizelge 6.1 de verilmiştir.  $\text{B}_4\text{C}$  partikül hacim oranı yaklaşık %60 olup %4 Mg ilavesi ile porozite miktarı %6,60'tan %0,77'ye düşüş göstermiştir.



Şekil 6.2. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık fotoğrafları a) AA1050- $\text{B}_4\text{C}$ , b) AA1050-1Mg- $\text{B}_4\text{C}$ , c) AA1050-2Mg- $\text{B}_4\text{C}$  ve d) AA1050-4Mg- $\text{B}_4\text{C}$ .



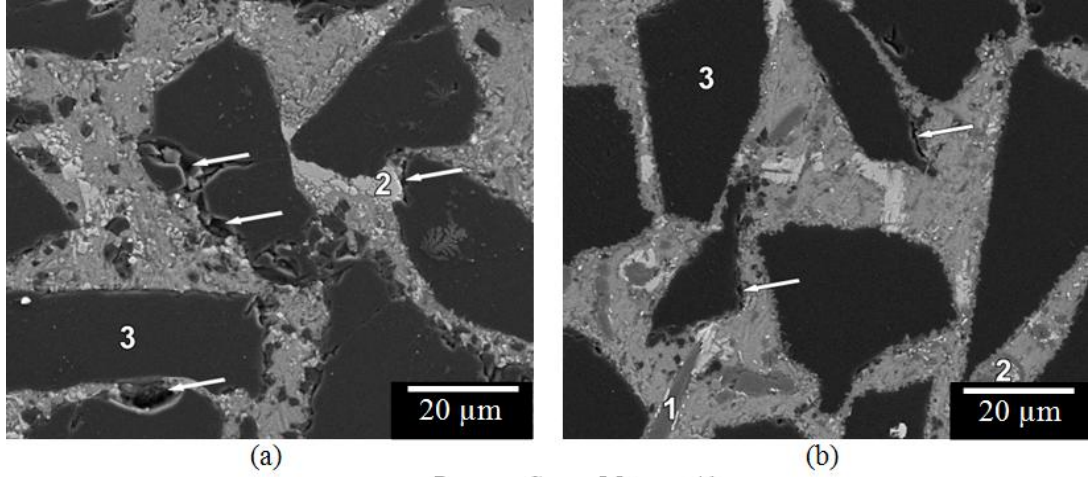
Şekil 6.3. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık fotoğrafları a) AA1050-B<sub>4</sub>C, b) AA1050-1Mg-B<sub>4</sub>C, c) AA1050-2Mg-B<sub>4</sub>C ve d) AA1050-4Mg-B<sub>4</sub>C.

Çizelge 6.1. Farklı oranlarda Mg içeren AA1050 matrisli kompozit malzemelerin takviye, porozite, ve matris hacim oranları.

<i>Matris</i>	<i>Mg İçeriği (%)</i>	<i>Hacim Oranı (%)</i>		
		<i>B<sub>4</sub>C</i>	<i>Matris</i>	<i>Porozite</i>
AA1050	0	58,80	34,60	6,60
	1	59,30	36	4,70
	2	60,47	37,64	1,89
	4	57,36	41,87	0,77

Şekil 6.4'de %4 oranında Mg içeren ve Mg ilavesiz kompozitlere ait SEM fotoğrafları ve belirli bölgelerden alınan EDS analizleri görülmektedir. Şekil 6.4b'de verilen %4 Mg ilavesi ile üretilen kompozit malzemenin SEM fotoğraflarından, takviye matris arayüzeyinde gri renkli keskin uçlara sahip intermetaliklerin oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu intermetalikler üzerinden alınan EDS sonuçlarına göre (1) nolu bölgede %86,57 Al %3,94 Mg içeriği tespit edilmiştir. (2) nolu bölgenin ise %13,6 B, %4,58 C ve %81,87 Al içerdiği görülmüştür. Oklar yapıdaki poroziteleri göstermektedir.

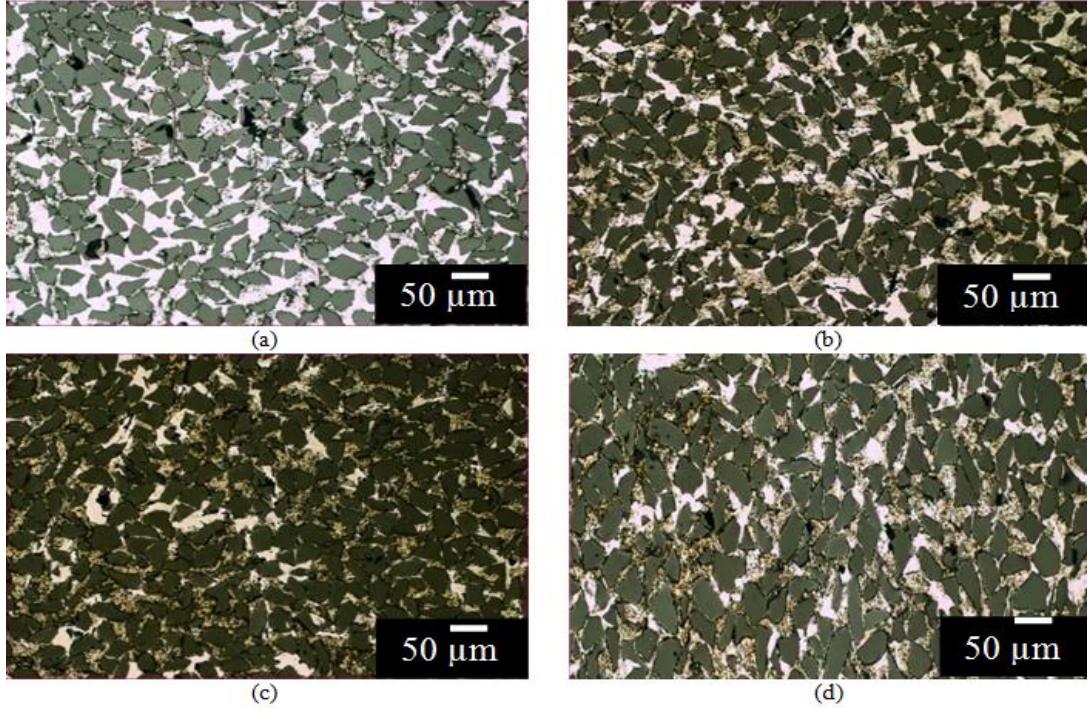




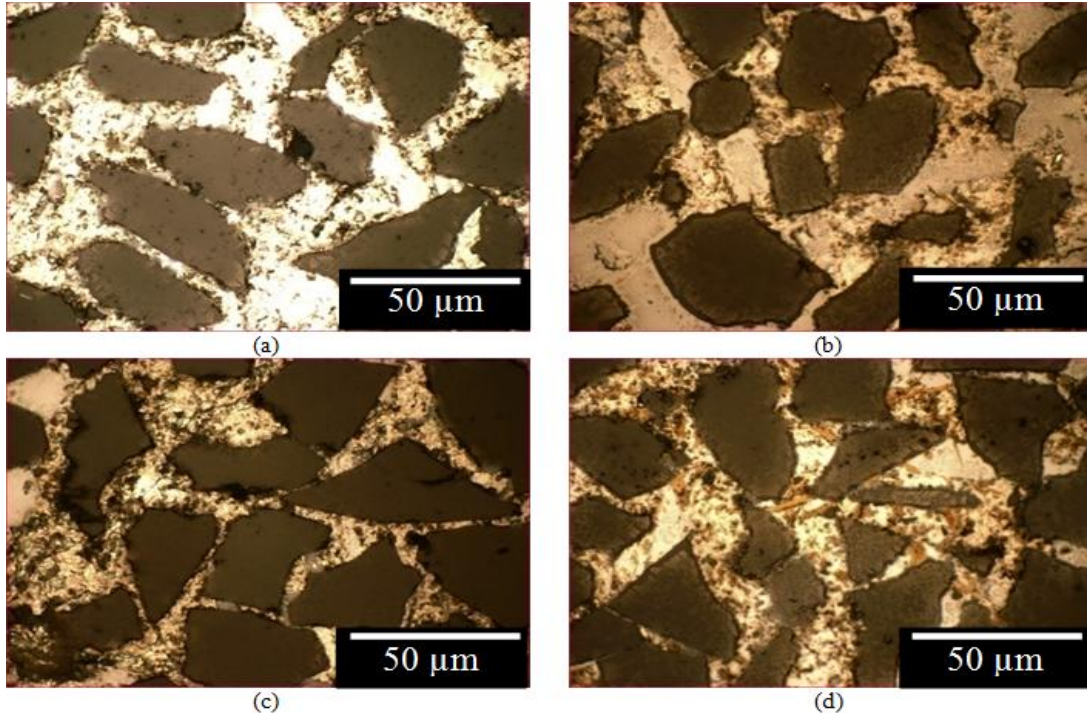
Şekil 6.4. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin SEM fotoğrafları ve EDS analizleri a)AA1050-B<sub>4</sub>C ve b) AA1050-4Mg-B<sub>4</sub>C.

### 6.2.2. AlSi12-XMg Alaşım Matrisli Kompozitler

Şekil 6.5’de ve Şekil 6.6’da AlSi12 alaşımına %0-4 oranlarında Mg ilave edilmiş 48 μm ortalama tane boyutuna sahip B<sub>4</sub>C takviyeli kompozit malzemelerin düşük ve yüksek büyütmede LOM görüntüleri yer almaktadır. Mikroyapısal incelemelerinde topaklanmanın gerçekleşmediği ve partikül dağılımında homojenizasyonun sağlandığı açıkça görülmektedir. Çok küçük oranlarda da olsa takviye elemanı etrafında poroziteler görülmektedir. Çizelge 6.2’de image analiz kullanılarak elde edilen partikül, matris ve porozite miktarları yer almaktadır. Matrise %12 Si ilavesi ile %1,59’lara düşen porozite miktarı bu alaşıma %4 Mg ilavesi ile %58’e yakın bir düşüşle %0,68’e kadar gerilemiştir. Takviye elemanı hacim oranı ortalama %58±2 olarak bulunmuştur. AA1050 alüminyum alaşımı ile kıyaslandığında Si ilavesi ile daha düşük poroziteye sahip kompozitlerin üretimi gerçekleştirilebilmiştir.



Şekil 6.5. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin düşük büyütmede optik ışık fotoğrafları a) AlSi12-B<sub>4</sub>C, b) AlSi12-1Mg-B<sub>4</sub>C, c) AlSi12-2Mg-B<sub>4</sub>C ve d) AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C.

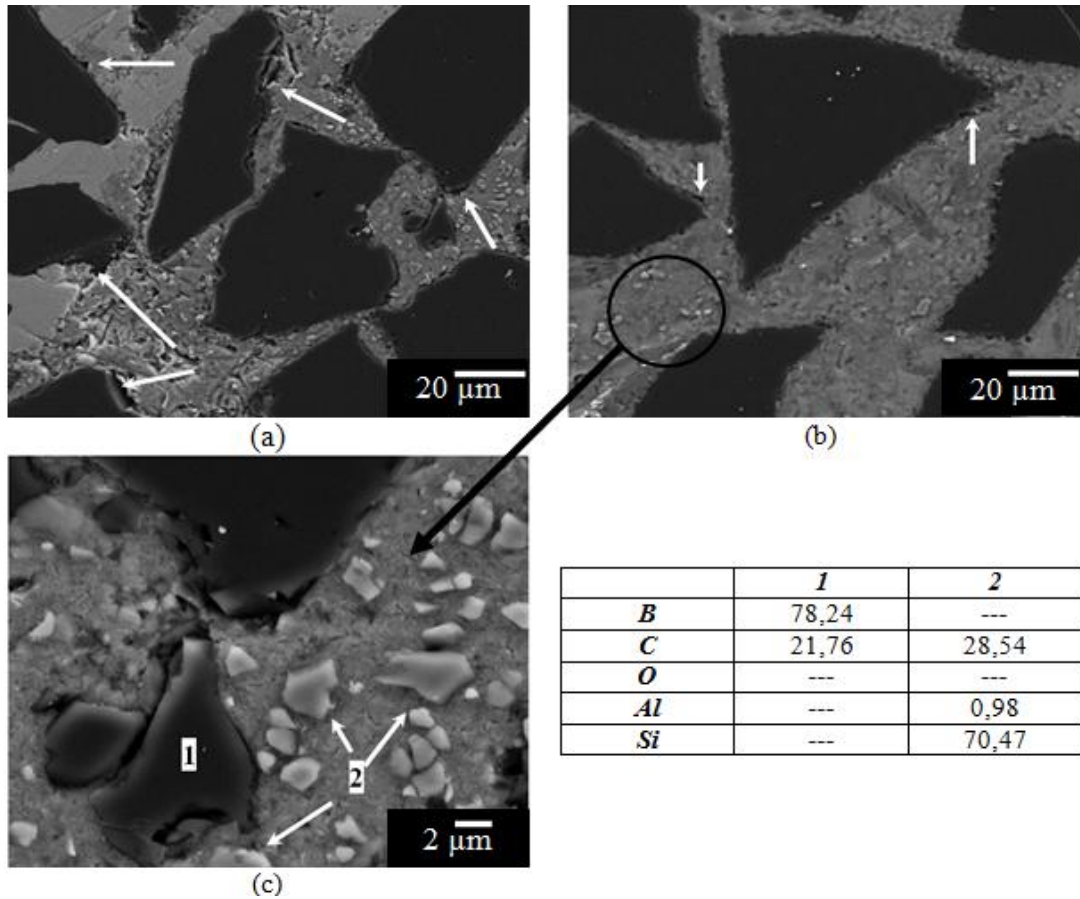


Şekil 6.6. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin yüksek büyütmede optik ışık fotoğrafları a) AlSi12-B<sub>4</sub>C, b) AlSi12-1Mg-B<sub>4</sub>C, c) AlSi12-2Mg-B<sub>4</sub>C ve d) AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C.

Çizelge 6.2. Farklı oranlarda Mg içeren AlSi12 matrisli kompozit malzemelerin takviye, porozite ve matris hacim oranları.

<i>Matris</i>	<i>Mg İçeriği (%)</i>	<i>Hacim Oranı (%)</i>		
		<i>B<sub>4</sub>C</i>	<i>Matris</i>	<i>Porozite</i>
AlSi12	0	56,59	41,82	1,59
	1	54,21	44,47	1,32
	2	57,65	41,59	0,76
	4	59,90	39,42	0,68

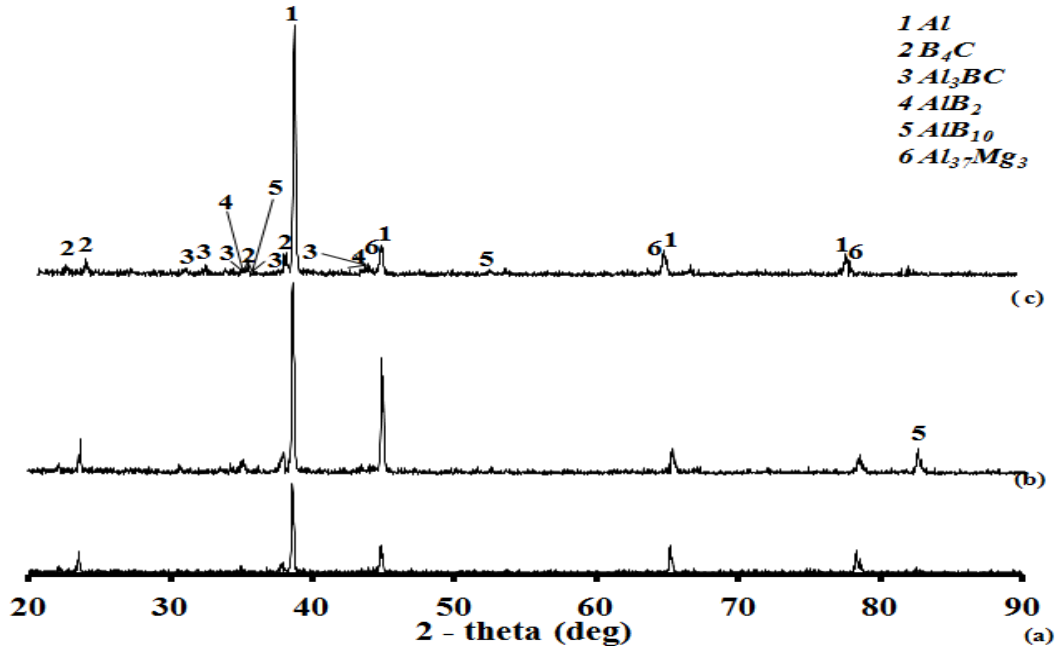
Şekil 6.7’de yer alan SEM fotoğraflarına bakıldığında 2 nolu bölgelerden alınan EDS analizlerine göre yapıda serbest halde ötektik Si oluşumu tespit edilmiş, bu bölgede daha yüksek büyütmelerde yapılan SEM çalışması ile bu sonuçlar desteklenmiştir. Oklar yapıdaki poroziteleri göstermektedir.



Şekil 6.7. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin SEM fotoğrafları ve EDS analizleri a) AlSi12-B<sub>4</sub>C ve b) AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C.

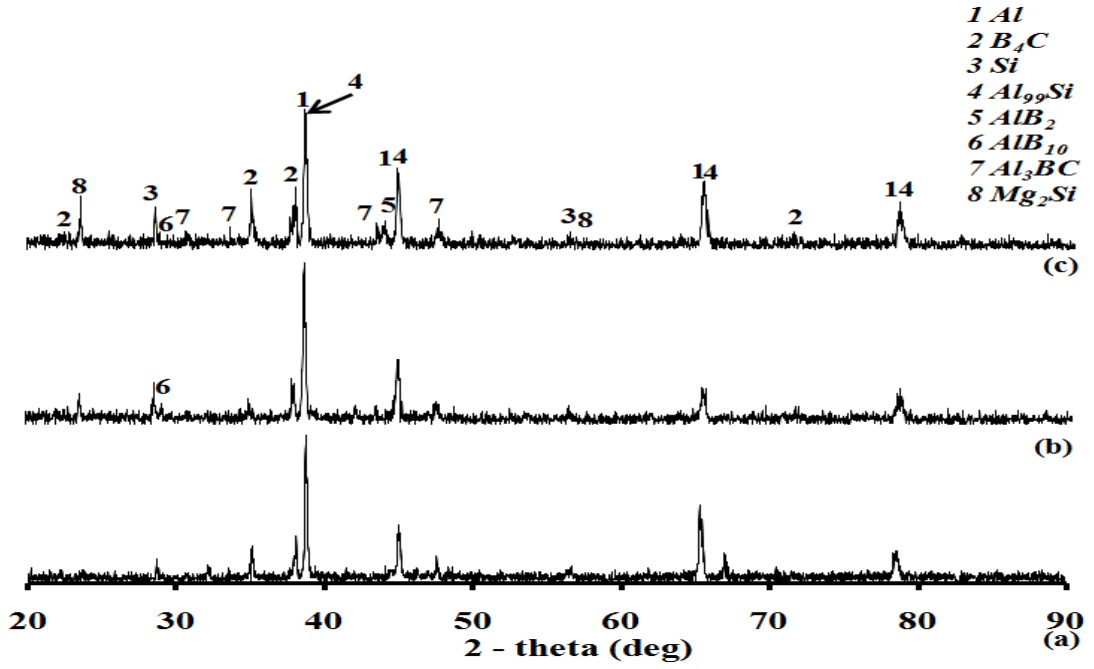
### 6.3. XRD SONUÇLARI

Şekil 6.8’de AA1050 alüminyum alaşımına %0-4 Mg ilavesi ile üretilmiş kompozitlere ait XRD paternleri yer almaktadır. XRD analizlerinden görüldüğü üzere B<sub>4</sub>C takviyesi ile üretilen saf alüminyum matrisli kompozitelerde Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub> ve AlB<sub>10</sub> fazlarının oluştuğu Mg ilavesi ile bu fazlara ek olarak Al<sub>37</sub>Mg<sub>3</sub> fazının ortaya çıktığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.8. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin XRD paternleri a) AA1050-B<sub>4</sub>C, b) AA1050-2Mg-B<sub>4</sub>C ve c) AA1050-4Mg-B<sub>4</sub>C.

AlSi12 alaşımına Mg ilavesi ile üretilen kompozitlere ait XRD analizlerine Şekil 6.9’da yer verilmiştir. XRD analizlerine göre AlSi12 matris elemanı kullanılarak B<sub>4</sub>C takviyesi ile üretilen kompozitlerde arayüzey reaksiyonları sonucunda Al<sub>9</sub>Si, Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub> ve AlB<sub>10</sub> fazlarının oluşumu gerçekleşmiştir. Aynı zamanda SEM analizleri ile görülen ötektik Si oluşumu XRD analizleri ile de tespit edilmiştir. Mg ilavesi ile bu fazlara ek olarak Mg<sub>2</sub>Si intermetalik fazının oluştuğu açıkça görülmektedir.



Şekil 6.9. Farklı oranlarda Mg içeren kompozit malzemelerin XRD paternleri a) AlSi12-B<sub>4</sub>C, b) AlSi12-2Mg-B<sub>4</sub>C ve c) AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C.

#### 6.4. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI

İncelenen kompozit malzemelerin sertlikleri Çizelge 6.3’de verilmiştir. AA1050 matrisli kompozit malzemelere ilave edilen Mg miktarının artması ile sertlik değerlerinde de %38 oranında bir artış kaydedilmiştir. AlSi12 alaşımına yapılan Mg ilavesinde ise AA1050 alaşımı kadar yüksek artış görülmemesine rağmen %4 Mg ilavesi ile %10 dolaylarında bir artış gözlenmiştir.

Çizelge 6.3. Kompozit malzemelerin sertlik değerleri.

Matris	Mg İlavesi (%)	Kütlesel Sertlik (HRA)
AA1050	0	41,8
	1	50,0
	2	52,8
	4	59,5
AlSi12	0	60,5
	1	63,3
	2	63,3
	4	66,3

## 6.5. BASMA DENEYİ SONUÇLARI

Matrise ilave edilen Mg ilavesi ile basma dayanımında meydana gelen değişimler Çizelge 6.4’de yer almaktadır. AA1050 matrise %4 Mg ilavesi sonrası basma dayanımı %65 oranında artış göstermiştir. AlSi12 matrise %4 Mg ilavesi sonrası ise maksimum basma dayanımında %55 artış gözlenmiştir. Basma dayanımındaki artışlar sertlik ölçümleriyle birebir örtüşmektedir. Nitekim Si ilavesi ile sertlik değerlerinde artış gözlenirken buna paralel olarak basma dayanımları da artmıştır.

Çizelge 6.4. Kompozit malzemelerin basma dayanımları.

Matris	Mg İlavesi (%)	Maksimum Basma Mukavemeti ( N/ mm <sup>2</sup> )
AA1050	0	371,62
	1	446,98
	2	506,75
	4	610,7
AlSi12	0	566,53
	1	758,84
	2	803,01
	4	873,18

## 6.6. AŞINMA DENEYİ SONUÇLARI

Farklı oranlarda (%0-4) Mg ilave edilmiş AA1050 ve AlSi12 alaşım matrisli kompozit malzemelerde kuru ortam koşullarında gerçekleştirilen pin-on-disc aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar ağırlık kaybı cinsinden Çizelge 6.5’de verilmiştir.

İncelenen kompozit malzemelerin ağırlık kayıpları, kayma mesafesinin artması ile artmıştır. 48 µm B<sub>4</sub>C partikül takviyeli kompozit malzemelerin matrisine ilave edilen Mg miktarının artması ile aşınma dayanımında büyük oranda iyileşme sağlandığı görülmektedir. AA1050 alüminyum matrisli kompozitleri AlSi12 matrisli kompozitlerle kıyasladığımızda Si ilavesi ağırlık kaybını arttırmaktadır. Uygulanan yük arttıkça ağırlık kayıpları da buna paralel olarak artış göstermiştir. Uygulanan bütün yüklerde AlSi12 alaşımına yapılan Mg ilavesi sayesinde ağırlık kayıpları AA1050 alaşımına göre daha düşük seviyelerde kalmıştır. Genel olarak bütün

kompozitlere baktığımızda ağırlık kayıplarındaki en büyük artış 30N'luk yük uygulandıktan sonra gerçekleşmiştir.

Çizelge 6.5. Kompozit malzemelerin pin-on-disc aşınma deneyi sonrası ağırlık kayıpları.

Matris	Uygulanan Yük (N)	Kayma Mesafesine Bağlı Ağırlık Kayıpları (gr)			
		3000 m	6000 m	9000 m	12000 m
AA1050	10	0,0017	0,0021	0,0027	0,0037
	20	0,0049	0,0090	0,0105	0,0125
	30	0,0067	0,0149	0,0232	0,0330
	40	0,0070	0,0250	0,0377	0,0467
AA1050-1Mg	10	0,0006	0,0012	0,0015	0,0018
	20	0,0032	0,0042	0,0061	0,0063
	30	0,0059	0,0118	0,0219	0,0299
	40	0,0063	0,0211	0,0342	0,0461
AA1050-2Mg	10	0,0004	0,0007	0,0012	0,0015
	20	0,0030	0,0037	0,0051	0,0058
	30	0,0062	0,0090	0,0161	0,0300
	40	0,0070	0,0113	0,0320	0,044
AA1050-4Mg	10	0,0002	0,0004	0,0006	0,0009
	20	0,0023	0,003	0,0045	0,0053
	30	0,0034	0,0061	0,0125	0,0223
	40	0,0038	0,0097	0,0296	0,0341
AlSi12	10	0,0022	0,0028	0,0034	0,0041
	20	0,0068	0,0084	0,0102	0,0109
	30	0,0135	0,0329	0,0508	0,0709
	40	0,0211	0,0436	0,0638	0,0839
AlSi12-1Mg	10	0,0005	0,0012	0,0023	0,0026
	20	0,0026	0,0037	0,0039	0,0043
	30	0,0034	0,0054	0,0059	0,0063
	40	0,0037	0,0056	0,0066	0,0088
AlSi12-2Mg	10	0,0003	0,0007	0,0015	0,0022
	20	0,0015	0,002	0,0026	0,0034
	30	0,0016	0,0035	0,0051	0,0057
	40	0,0042	0,006	0,0082	0,0105
AlSi12-4Mg	10	0,0001	0,0006	0,0013	0,0015
	20	0,0009	0,0015	0,0020	0,0027
	30	0,0010	0,0018	0,0033	0,0045
	40	0,0058	0,0086	0,0105	0,0119

## 6.7. KOROZYON DENEYİ SONUÇLARI

%3,5 NaCl çözeltisi içerisinde, AA1050 ve AlSi12 alüminyum alaşımına %0-4 oranlarında Mg ilavesi ile üretilen matrislere sahip kompozitlerde meydana gelen zamana bağlı kütle kayıpları Çizelge 6.6'da yer almaktadır.

Çizelge 6.6. %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen daldırma korozyon deneyi sonrası ağırlık kayıpları.

Matris	Mg İlavesi (%)	Zamana Bağlı Kütle Kayıpları (gr/mm <sup>2</sup> )				
		3 gün	7 gün	14 gün	21 gün	28 gün
AA1050	0	4,7329	9,2030	14,4618	20,5095	29,7126
	1	3,1481	7,3457	11,5433	17,1400	24,8355
	2	3,0314	7,2755	12,4291	16,9763	24,5551
	4	2,7459	5,4919	9,6108	15,1028	21,9677
AlSi12	0	5,5893	11,1786	15,7816	20,3846	26,6315
	1	1,9915	4,9787	9,2936	17,5916	25,5576
	2	1,3473	2,0210	6,0630	12,7997	21,5575
	4	0,7566	1,5133	2,2699	5,2966	8,7015

Kompozit malzemelerin her birinde çözelti içerisinde kalma süresi arttıkça kütle kayıplarında da artış gözlenmiştir. AA1050 ve AlSi12 matrislere ilave edilen saf Mg miktarı arttıkça korozyon direncinde de kayda değer bir iyileşme tespit edilmiştir. En yüksek korozyon dayanımı AlSi12 alaşımına %4 Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerde kaydedilmiştir. Öyle ki AlSi12 matrisli kompozitlere göre kütle kaybı %70 oranlarında azalmıştır. AA1050 matrisli kompozitlerde kütle kaybı  $29,71 \times 10^{-6}$  gr/mm<sup>2</sup> iken AlSi12 alaşım matrisli kompozitlerde kütle kaybı  $26,63 \times 10^{-6}$  gr/mm<sup>2</sup> olarak gerçekleşmiştir. Her iki matrise de %4 Mg ilavesi sonrasında AA1050 matrisli kompozitlerde kütle kaybı %30 oranında düşerken AlSi12 alaşım matrisli kompozitlerde %70 oranında düşüş sergilemiştir.

%3,5 NaCl ortamında yapılan potansiyodinamik polarizasyon ölçümleri ile elde edilen korozyon akım yoğunlukları ( $I_{kor}$ ) ve korozyon potansiyelleri ( $E_{kor}$ ) Çizelge 6.7'de verilmektedir.



AA1050 matris ile kıyaslandığında Mg miktarı arttıkça  $I_{kor}$  değerinin arttığı gözlemlenmiştir. İncelenen kompozitlerin korozyon potansiyelleri ise artan Mg miktarı ile düşüş göstermiştir. AlSi12 matrisli kompozitlere baktığımızda AA1050 matrisli kompozitlerdeki gibi Mg ilavesi korozyon akım yoğunluğunu arttırmıştır. Genel olarak AlSi12 alaşımı AA1050 matrisle kıyaslandığında daha düşük korozyon akım yoğunluğuna sahiptir.

Çizelge 6.7. %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları.

Matris	Mg İlavesi (%)	$E_{kor}$	$I_{kor}$	Korozyon Hızı (mpy)
AA1050	0	-882	393 nA	207,9 e <sup>-3</sup>
	1	-889	3,11 $\mu$ A	17,2
	2	-951	4,94 $\mu$ A	27,35
	4	-949	5,4 $\mu$ A	43,6
AlSi12	0	-956	109 nA	601,2 e <sup>-3</sup>
	1	-946	601 nA	3,33
	2	-972	586 nA	3,24
	4	-924	1,13 $\mu$ A	6,27

Çalışmamızda kullanılan diğer korozif ortam %3,5 luk H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisidir. AA1050 ve AlSi12 alüminyum alaşımına %0-4 oranlarında Mg ilavesi ile üretilen matrislere sahip kompozitlerde meydana gelen zaman bağlı kütle kayıpları Çizelge 6.8'de yer almaktadır.

Çizelge 6.8. %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen daldırma korozyon deneyi sonrası ağırlık kayıpları.

Matris	Mg İlavesi (%)	Zamana Bağlı Kütle Kayıpları (gr/mm <sup>2</sup> )				
		2 Saat	4 Saat	6 Saat	12 Saat	24 Saat
AA1050	0	15,0679	30,6740	48,97081	91,2148	155,2536
	1	25,3303	45,1673	63,17331	110,7822	249,9466
	2	25,7902	54,2793	68,37402	122,3535	305,8838
	4	32,0398	61,4097	89,29631	176,8126	455,6782
AlSi12	0	24,4664	47,4590	65,14562	97,2762	155,3472
	1	22,5145	42,6590	60,13746	105,7590	207,3705
	2	32,3092	57,7377	78,97807	131,3310	229,7544
	4	44,3564	87,0390	136,6959	242,4259	472,2982

İncelenen kompozit malzemelerin tümünde kütle kaybı zaman ilerledikçe yükselen bir ivmeyle artmıştır. Örneğin AA1050 matrisli kompozitlere baktığımızda 2. saatin sonunda  $15,06 \times 10^{-6}$  gr/mm<sup>2</sup> olan kütle kaybı 10 kat gibi büyük bir oranda artarak 24. saatin sonunda  $155,25 \times 10^{-6}$  gr/mm<sup>2</sup> olarak gerçekleşmiştir. Artan Mg miktarı AlSi12 alaşım matrisli kompozitlerde de korozyon dayanımını düşürmüştür.

%3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ortamında yapılan potansiyodinamik polarizasyon ölçümleri ile elde edilen korozyon akım yoğunlukları ( $\dot{I}_{kor}$ ) ve korozyon potansiyelleri ( $E_{kor}$ ) Çizelge 6.9'da verilmektedir.

AA1050 alüminyum matrisli kompozitlerde akım yoğunluğu 3,23  $\mu$ A ölçülürken %4 Mg ilave edildiğinde 101  $\mu$ A akım yoğunluğu tespit edilmiştir. AlSi12 matrisli kompozitlerde de AA1050 matrisli kompozitlerde olduğu gibi  $\dot{I}_{kor}$  değerlerinde çok büyük oranlarda artış gözlemlenmiştir. Öyle ki Mg ilavesiz AlSi12 alaşım matrisli kompozitlerde  $\dot{I}_{kor}$  değeri, 9,69  $\mu$ A olarak ölçülürken bu alaşıma %4 Mg ilave ettiğimizde %400 artışla 50  $\mu$ A ölçülmüştür.

Çizelge 6.9. %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları.

Matris	Mg İlavesi (%)	Ekor	İkor	Korozyon Hızı
				(mpy)
AA1050	0	-436	3,25 µA	17,91
	1	-414	67,5 µA	374
	2	-526	86,9 µA	481,1
	4	-504	101 µA	558,6
AlSi12	0	-521	9,69 µA	53,6
	1	-487	24 µA	133,2
	2	-475	23,4 µA	129,8
	4	-500	50 µA	276,9

## 6.8. TERMAL İLETKENLİK DENEYİ SONUÇLARI

Anter FL-2000 cihazı kullanılarak AA1050-XMg ve AlSi12-XMg matrisli kompozitlere yapılan termal iletkenlik deneyleri sonucunda farklı sıcaklıklarda elde edilen termal iletkenlik verileri Çizelge 6.10'da verilmektedir.

Çizelge 6.10. Kompozit malzemelerin termal iletkenlik sonuçları.

Matris	Mg İlavesi (%)	Sıcaklık (°C)		
		100	200	300
AA1050	0	135,4892	129,1737	120,9988
	1	92,4897	114,3778	108,9303
	2	92,4066	90,6278	93,8433
	4	84,4620	93,1624	91,5363
AlSi12	0	104,2833	104,0754	89,5241
	1	104,9849	100,2753	95,3075
	2	105,8723	96,54	86,5647
	4	93,3267	89,5197	88,1324

AA1050 matrisli kompozitlerde 100 °C'de 135.4892 W/m.K olarak ölçülen termal iletkenlik değeri artan Mg miktarı ile lineer bir düşüş sergileyerek %4 Mg ilave edildiğinde %40 lık bir düşüşle 84.4620 W/m.K olarak bulunmuştur.

AlSi12 matrisli kompozitlerde de AA1050 matrisli kompozitlerde olduğu gibi artan Mg ilavesi termal iletkenlik değerlerini lineer olarak düşürmüştür. Fakat AlSi12 matrisli kompozitlerde ki düşüş sadece %10 dolaylarında kalmıştır.

## 6.9. TERMAL GENLEŞME DENEYİ SONUÇLARI

Dilatometre cihazı ile belirlenen termal genleşme katsayısı değerleri Çizelge 6.11’de yer almaktadır. Çizelge 6.11’e bakıldığında Mg ilavesi üç sıcaklıkta da termal genleşme katsayısını düşürmüştür. AA1050 matrisli kompozitlerde 100 °C sıcaklıkta %4 Mg ilavesi termal genleşme katsayısını %65 dolaylarında düşürürken 300 °C sıcaklıkta bu düşüş %42 oranlarında kalmıştır.

AlSi12 alaşım matrisli kompozitlere baktığımızda ise AA1050 matriste olduğu gibi Mg ilavesi ile termal genleşme katsayısında düşüş gözlenmiş fakat bu düşüş nispeten daha küçük seviyelerde kalmıştır. Termal genleşme katsayısı 100 °C sıcaklıkta %4 Mg ilavesi ile %10 luk bir düşüş sergilerken 300 °C ‘de düşüş biraz daha artarak %17 seviyelerinde gerçekleşmiştir.

Çizelge 6.11. Kompozit malzemelerin termal genleşme sonuçları.

Matris	Mg ilavesi (%)	Sıcaklık (°C)		
		100	200	300
AA1050	0	28,4106	23,3781	26,2524
	1	29,0858	19,0885	22,1345
	2	11,8733	13,9111	16,677
	4	10,9271	12,6951	15,0851
AlSi12	0	11,1679	12,9601	17,8538
	1	10,2035	11,5444	15,7213
	2	10,2986	12,2703	14,5886
	4	10,789	11,2516	14,8186

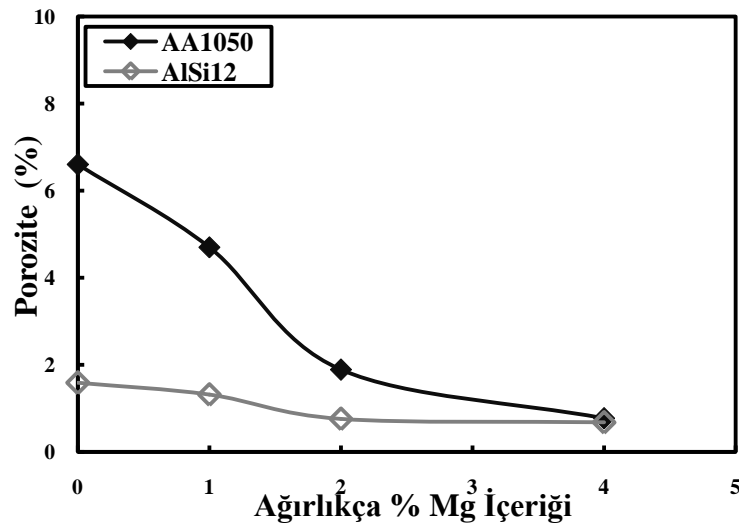
## BÖLÜM 7

### DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ

#### 7.1. MİKROYAPI ÖZELLİKLERİ

Bu çalışma kapsamında basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş olan  $B_4C$  partikül takviyeli AA1050-XMg ve AlSi12-XMg matrisli kompozit malzemelerin mikroyapı fotoğraflarından da (Şekil 6.2 ve 6.5) görüldüğü gibi  $B_4C$  partikülleri uniform dağılmıştır. Porozitenin  $B_4C$  partiküllerinin etrafında yoğunlaştığı açıkça görülmektedir. Basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanıldığında üretimin çok hızlı gerçekleşmesi sebebiyle yüksek takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde karşılaşılan en büyük problemlerden biri olan topaklanma problemi ortadan kalkmıştır [19].

Mikroyapıda bulunan porozite miktarına matris bileşiminin etkisi Çizelge 6.1 ve Çizelge 6.2'deki verilerden yararlanılarak AA1050 ve AlSi12 alaşımına ilave edilen Mg miktarına bağlı olarak Şekil 7.1'de çizilmiştir.



Şekil 7.1. %Mg içeriğine bağlı porozite değişimi.

AA1050 matrisli kompozitlerde porozite oranı %6,60 oranındayken %4 Mg ilavesi, porozite miktarını %85 oranında düşürerek %0,77'e kadar geriletmiştir. Şekil 6.2 ve Şekil 6.5'de yer alan mikroyapı fotoğrafları da yapılan görüntü analiz sonuçlarını destekler niteliktedir. AlSi12 matrisli kompozitlerde de aynı şekilde Si ilavesi ile büyük oranda düşüş gösteren porozite miktarı %4 Mg ilavesi ile %0,66 hacim oranına düşmüştür.

Porozite, kompozitlerin mekanik özelliklerini etkileyen önemli parametrelerden biridir. Mikroyapı fotoğraflarından görüldüğü üzere porozite genellikle partikül çevresinde yoğunlaşmakla beraber partiküller arasındaki küçük bölgelerde de poroziteler yer almaktadır. Seramik takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerin üretiminde alüminyumun oksijene olan yüksek afinitesinden dolayı Al matris ve takviye elemanı arasında  $Al_2O_3$  oksit tabakası meydana gelmekte ve matrisin seramik partiküllerini ıslatmasını zorlaştırmaktadır [135]. Fakat Mg gibi yüzey aktif elementlerin alaşıma ilave edilmesiyle Mg içeren MgO veya spinel ( $MgAl_2O_4$ ) oluşabilmekte ve temas açısı düşmekte böylece metal seramik arayüzeyinde ıslatabilirlik gelişmektedir [20, 26, 136-139]. Böylece porozite hacim oranının düşmesi ile matris ve takviye elemanı arasında daha kuvvetli bir bağlanma gerçekleşmektedir [136].

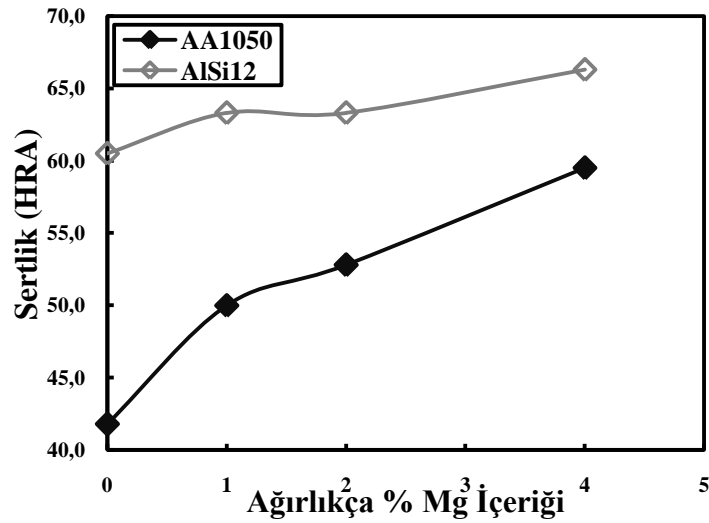
AA1050 ve AlSi12 matrisli kompozitleri kıyasladığımızda Si ilavesinin mevcut poroziteyi %75 oranında düşürdüğü görülmektedir. Porozitede bu azalma Si ilavesinin saf alüminyum alaşımının ergime derecesini düşürüp matrisin akıcılığının arttırması ile en küçük boşluklara bile sıvı metalin nüfuziyetinin kolaylaşmış olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

XRD analizlerine göre AA1050 matrisli kompozitlerde (Şekil 6.8)  $Al_3BC$ ,  $AlB_2$  ve  $AlB_{10}$  fazlarının oluştuğu görülmektedir [136, 140-143]. Mg ilavesi ile oluşan bu intermetaliklere ek olarak  $Al_{37}Mg_3$  intermetalik fazının oluşumu tespit edilmiştir. AlSi12 matrisli kompozitlerde ise XRD analizlerine bakıldığında  $Al_{99}Si$ ,  $Al_3BC$ ,  $AlB_2$  ve  $AlB_{10}$  fazlarının varlığı belirlenmiştir [138, 143]. Matrisinde yeterli miktarda Mg bulunduran ( $\geq \%1Mg$ ) Al-Mg alaşım matrisli kompozitlerde serbest halde bulunan Si ve Mg arasında gerçekleşen reaksiyonla  $Mg_2Si$  intermetalliği meydana

gelmektedir [144-146]. AlSi12 alaşımının matris olarak kullanıldığı, Mg ilavesi ile bu fazlara ek olarak Mg<sub>2</sub>Si intermetalik fazının oluşumu XRD analizlerinde açıkça görülmektedir. Metal yüzeyinde bulunan alumina filmi ile reaktif elementlerin reaksiyonu sonucu oluşan bu intermetalik fazların oksit filmini yırtarak temiz ve ıslatılabilir bir yüzey ortaya çıkmasına katkı sağladığı bilinmektedir [26]. Mg ilavesi ile oluşan bu ikincil ve intermetalik fazların ıslatabilirliği pozitif yönde etkilediği düşünülmektedir.

## 7.2. MATRİS BİLEŞİMİNİN SERTLİĞE ETKİSİ

Çizelge 6.3'deki verilerden faydalanılarak, AA1050 ve AlSi12 alaşım matrisli kompozit malzemeler ve bu matrislere farklı oranlarda Mg ilavesi sonrası oluşan kütlesel sertliklerinin matris bileşimine göre değişimi Şekil 7.2'de gösterilmektedir.



Şekil 7.2. İncelenen kompozit malzemelerin sertliklerinin Mg içeriği ile değişimi.

AA1050 matrisli kompozitlere %1 oranında Mg ilavesi ile, sertlik değerlerinde Mg ilavesiz AA1050 alaşımına kıyasla %25'e varan bir artış sağlanmıştır. Bu artış artan Mg içeriği ile orantılı olarak devam etmiştir ve %4 Mg içeriğine sahip kompozitlerde %43 sertlik artışı elde edilmiştir. AA1050 matrisle Mg ilavesi ile sertlikte yaşanan bu artış mikroyapı ve XRD analizleri ile de belirtilen ikincil fazların okelmesinden (Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub>, AlB<sub>10</sub> ve Al<sub>37</sub>Mg<sub>3</sub>) kaynaklanmaktadır.

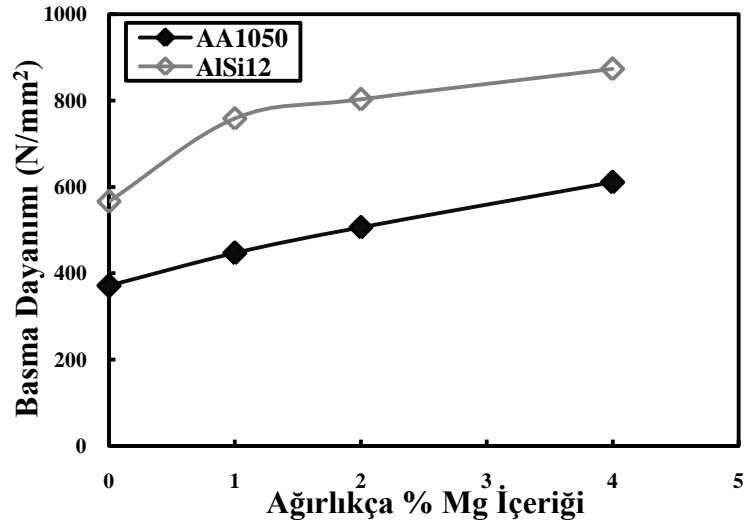
AlSi12 matrisli kompozit malzemelere Mg ilavesi ile sertlikteki artış AA1050 alaşım matrisli kompozitlere nazaran daha az orandadır. AlSi12 alaşım matrisli B<sub>4</sub>C partikül takviyeli kompozit malzemelere kıyasla, AlSi12 matrise %4 Mg ilavesi ile matris sertliği 60,5 HRA'dan 66,3 HRA'ya %10 oranında arttırmıştır. AlSi12 alaşım matrisli kompozitlerde Mg elementi ile sertlik artışı, XRD analizlere ile varlığı tespit edilen Al<sub>99</sub>Si, Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub> ve AlB<sub>10</sub> fazları ve Mg<sub>2</sub>Si intermetalik fazının oluşumundan kaynaklanmaktadır. Literatürde [144, 145, 147-151], Mg<sub>2</sub>Si intermetaliniin kompozit malzemelerin sertliği üzerinde olumlu yönde etkisinin bulunduğu tespit edilmiştir.

### **7.3. MATRİS BİLEŞİMİNİN MUKAVEMETE ETKİSİ**

Çizelge 6.4'deki deney sonuçlarına göre AA1050 matrisli kompozit malzemelerin basma deneylerinden elde edilen maksimum kuvvete Mg ilavesinin etkisi Şekil 7.3'de verilmektedir. Şekil 7.3'den de görüldüğu gibi %4 Mg ilavesi ile maksimum basma mukavemeti AA1050 matrisli kompozit malzeme ile kıyaslandığında %65 oranında artmıştır. Bu durum sertlik sonuçlarıyla da uyumludur. Basma mukavemetindeki bu artış, çökelen ikincil fazların (Al<sub>37</sub>Mg<sub>3</sub>, AlB<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>BC ve AlB<sub>10</sub>) yanı sıra Mg ilavesi ile ıslatabilirlikteki iyileşme düşük poroziteli kompozitler üretilmesine imkan sağlamış ve matris/B<sub>4</sub>C arayüzeyinde daha kuvvetli bir bağlanma elde edilmiştir [136, 142] . Matris ve takviye elemanı arasındaki gerçekteşen daha güçlü bağlanma basma dayanımını pozitif yönde etkilemiştir.

Şekil 7.3'de görüldüğu üzere, AlSi12 alaşım matrisli kompozitlerdeki en yüksek mukavemet değer AA1050 matrisli kompozitlerde olduğu gibi %4 Mg içeriğine sahip kompozitlerde elde edilmiştir. Bu durum gerek sertlik sonuçları gerekse image analiz sonuçlarıyla birebir örtüşmektedir. Üretilen bu kompozitlerin basma mukavemetindeki bu artış iki sebebe dayandırılabilir. Bunlardan birincisi ve en etkili porozitedeki %57 oranındaki düşüş, ikincisi ise yine Mg ilavesi ile yapıda oluşan Al<sub>99</sub>Si, Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub>, AlB<sub>10</sub> ve Mg<sub>2</sub>Si ikincil fazlarıdır. Daha önceki çalışmalar incelendiğinde Mg<sub>2</sub>Si intermetaliniin mukavemeti arttırdığu bilinmektedir [144-150].





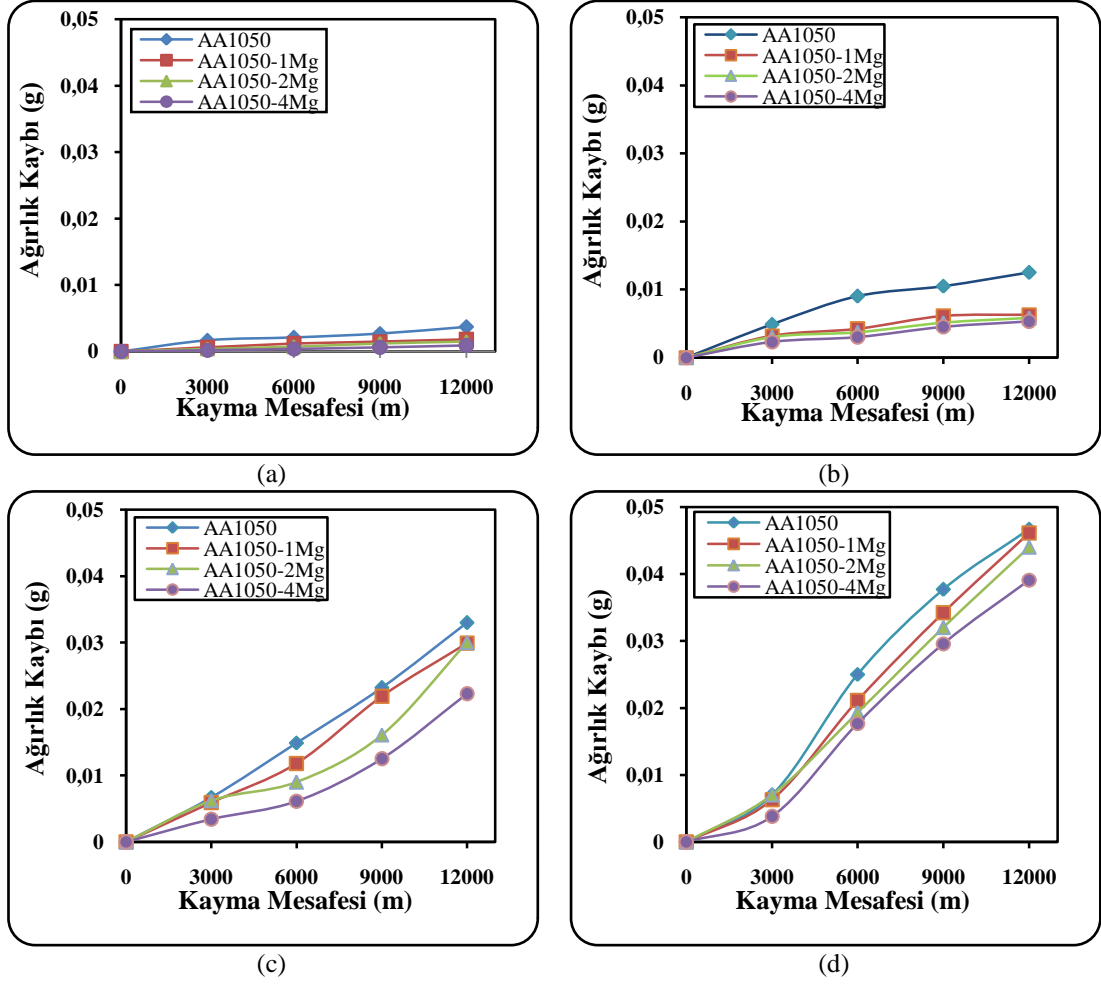
Şekil 7.3. İncelenen kompozitlerin basma dayanımlarının Mg içeriği ile değişimi.

AA1050 ve AlSi12 alaşım matrisli kompozitleri kıyasladığımızda basma mukavemetindeki artış %52 lere varmaktadır. Literatürde [152, 153] alüminyuma ilave edilen Si elementinin matriste iğnesel olarak çökmesi sonucu yapıyı gevrekletmesi ve basma mukavemetini düşürmesinden sıkça bahsedilmektedir. Bu durum her ne kadar dezavantaj olarak görülse de diğer taraftan Si ilavesinin alüminyum alaşımlarının ergime derecesini düşürmesinin akabinde alaşım akıcılığının artması ve buna mukabil porozitenin düşmesi sebebiyle takviye ve matris arasındaki bağlanma daha güçlü gerçekleşmektedir. Sonuçlardan da görüldüğü üzere basma dayanımındaki birincil artış sebebi matris ıslatabilirliğinin artması neticesinde porozitenin düşmesidir.

## 7.4. MATRİS BİLEŞİMİNİN AŞINMA DAYANIMINA ETKİSİ

### 7.4.1. AA1050-XMg Matris

B<sub>4</sub>C takviyeli AA1050 matris alaşımlı kompozitlere Mg ilavesinin etkisi, Çizelge 6.5'deki verilerden yararlanılarak Şekil 7.4'de kayma mesafesine göre ağırlık kaybının değişimi olarak çizilmiştir.

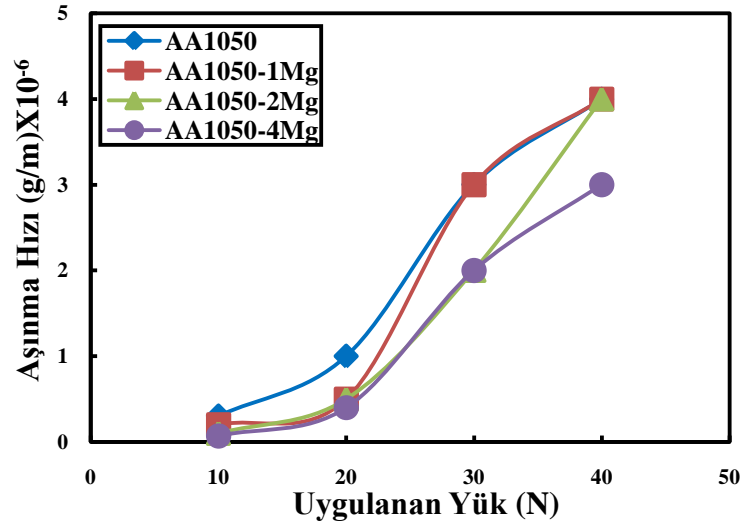


Şekil 7.4. Kayma mesafesi ve uygulanan farklı yüklerin ağırlık kaybına etkisi a) 10N, b) 20N, c) 30N ve d) 40N.

Her ne kadar yüksek yüklerde ağırlık kayıpları bütün matrislerde birbirine yaklaşırsa da Mg ilavesi ile aşınma dayanımında ciddi oranlarda iyileşmeler sağlanmıştır. Mg ilavesi ile aşınma direncinin artması iki sebebe dayandırılabilir. Bunlardan birincisi Mg ilavesi ile matris elemanının ıslatılabilirliği artmış bunun sonucu olarak ta porozite büyük oranlarda düşüş göstermiştir. Özellikle partikül kenarlarında oluşan porozitelerin Mg ilavesi ile minimum seviyeye çekilmesi sonrasında daha kuvvetli bir arayüzey bağlanması gerçekleşmiş, bu da aşınma dayanımına artış olarak yansımıştır. İkinci sebep ise Mg ilavesi ile yapıda oluşan XRD ve EDS analizleri ile tespit ettiğimiz  $Al_3BC$ ,  $AlB_2$ ,  $AlB_{10}$  [136, 140-143] ve  $Al_{37}Mg_3$  fazlarının kompozit malzemenin sertliğini arttırmasından dolayı aşınma direncini de arttırdığı tespit edilmiştir. Bu fazların da aşınma dayanımını özellikle düşük yüklerde olumlu yönde etkilediği düşünülmektedir.

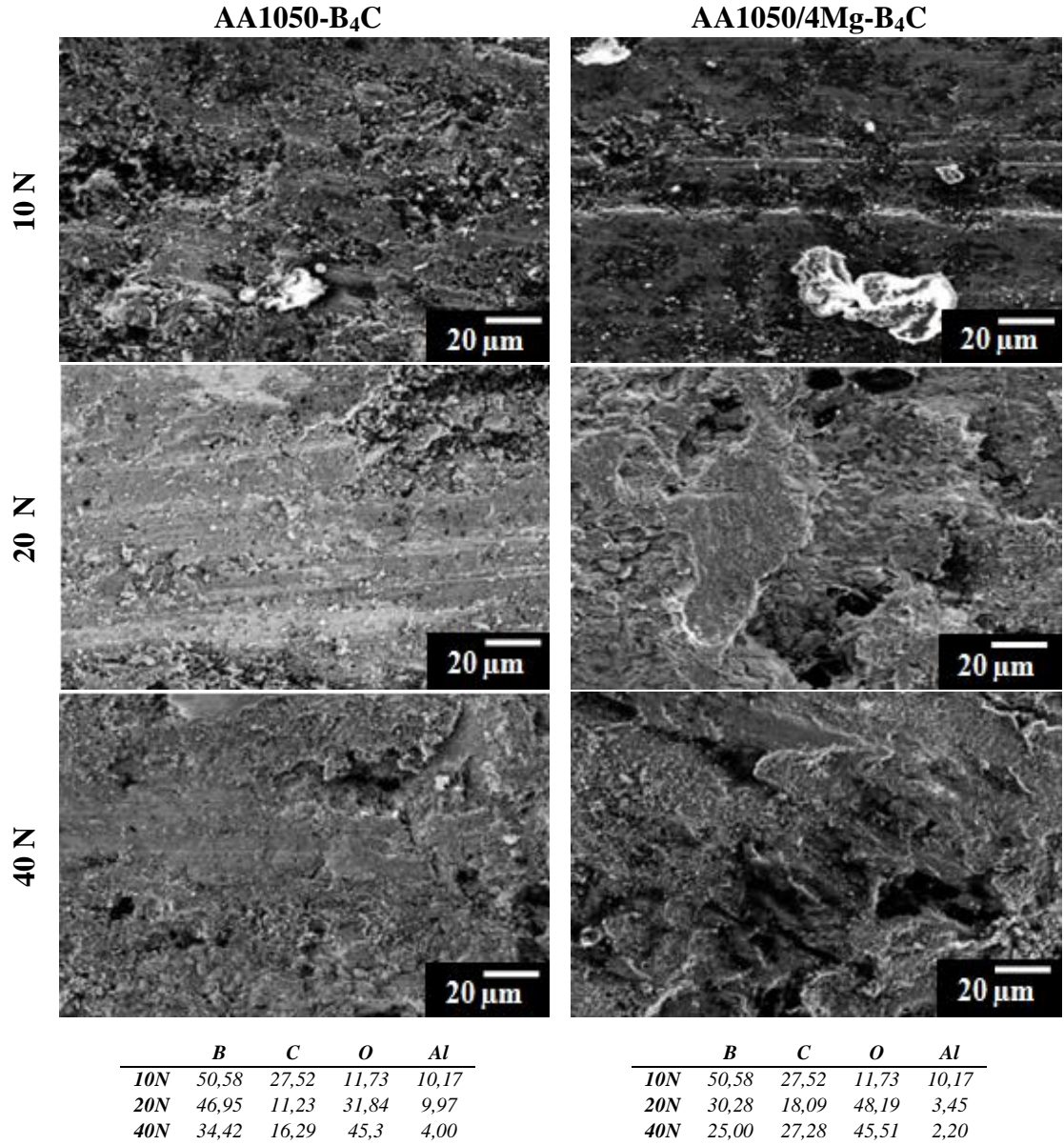
Şekil 7.4’de görüldüğü gibi düşük yüklerde (10- 20N) “ağırlık kaybı-kayma mesafesi” grafiklerinin eğimi farklı 2 bölgeden oluşmaktadır. 3000 m’ye kadar ağırlık kaybı, kayma mesafesi ile hızlı bir şekilde artarken, 3000-12000 m kayma mesafesi arasında ağırlık kaybının değişimi azalmış ve grafik kararlı bir durum almıştır. Yüksek yüklerde (30-40N) ise ağırlık kaybının arttığı ve düşük yüklerde gördüğümüz başlangıç aşınma periyodunun 12000 m boyunca devam ettiği ve kararlı aşınma periyodunun gerçekleşmediği tespit edilmiştir. Diğer yandan Mg ilavesi ile düşük yüklerde sağlanan aşınma dayanımındaki artış, yüksek yüklerde sağlanamamış ve farklı oranlarda Mg içeren kompozitlerde ağırlık kaybı ve aşınma hızının neredeyse AA1050 matrisli kompozitlere yaklaştığı görülmüştür. Aşınmanın genel bir kuralı olarak, malzemenin sertliğinin artması aşınma direncini artırır. Ancak bu sertlik artışı sonunda eğer malzeme gevrekleşiyorsa yüksek yüklerde aşınma direncini olumsuz yönde etkilenebilir. Yüksek yüklerde aşınma esnasında yapıda çökelen ikincil fazların ve partiküllerin yapıdan koparak ağırlık kaybını arttırdığı düşünülmektedir [154].

Şekil 7.4’de yer alan farklı yükler için çizilmiş ağırlık kaybı grafiklerinin eğimi alınarak elde edilen aşınma hızı değerlerinin uygulanan yüke göre değişimi Şekil 7.5’de çizilmiştir. Şekil 7.5’de yer alan aşınma hızı grafiğine baktığımızda uygulanan 40 N’luk yükün AA1050-4Mg matris elemanı kullanılarak üretilen kompozitlerde eşik değer olduğu açıkça görülmektedir. Hatta bu eşik değer AA1050-2Mg matrisli kompozit için 30N iken AA1050-1Mg matrisli kompozitlerde 20N’a düşmektedir. Burada AA1050-4Mg matris elemanına sahip numuneye uygulanabilecek eşik yük değerinin diğer kompozit malzemelere nazaran daha yüksek olmasının sebebi Mg ilavesiyle porozitenin büyük oranlarda azalmasıyla açıklanmaktadır.



Şekil 7.5. Uygulanan farklı yüklere göre aşınma hızı değişimi.

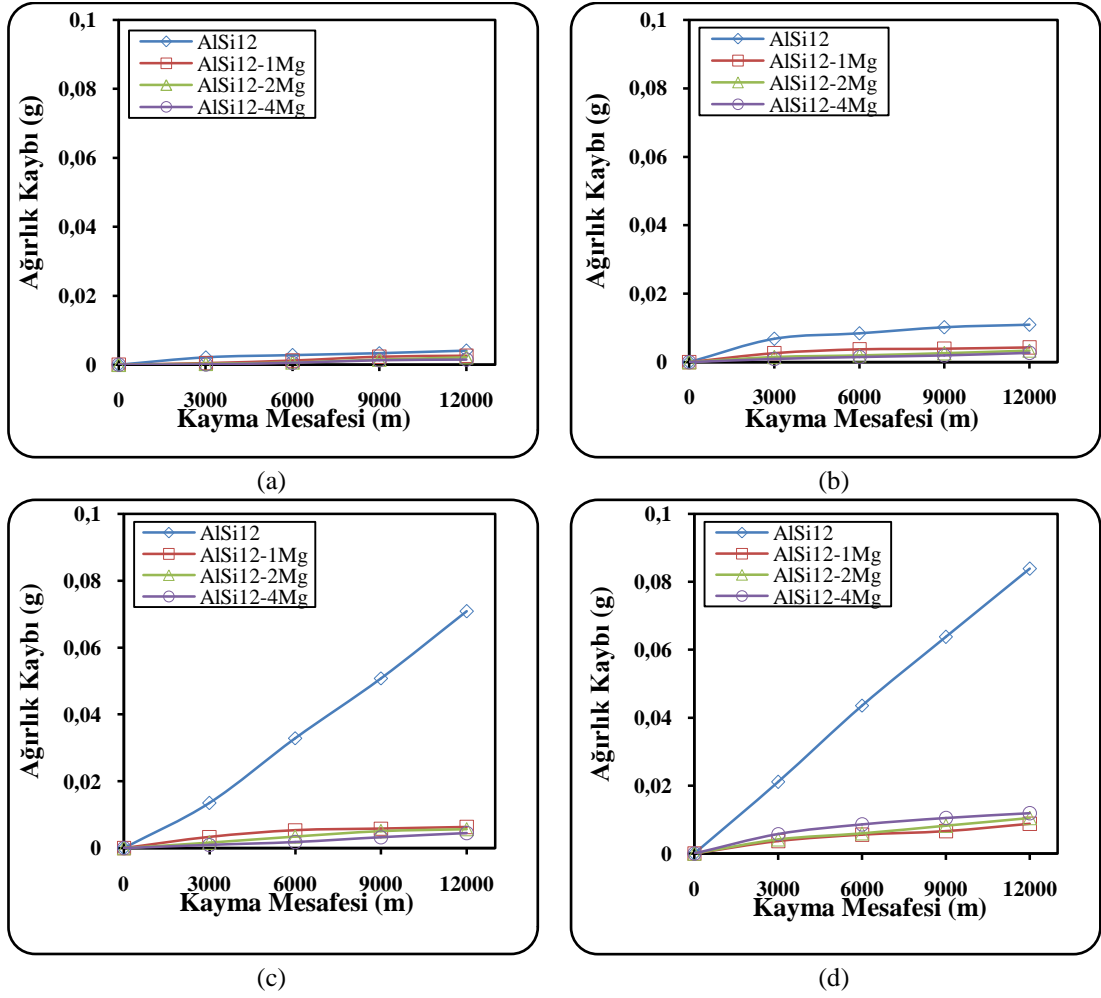
Aşınmış yüzeylere ait SEM fotoğrafları incelendiğinde aşınmanın, adhesiv aşınma karakteristiğinde olduğunu ifade eden yiv oluşumu ve parça sıvanması şeklinde olduğu görülmektedir. Düşük yüklerde Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerde ağırlık kaybı minimum %50 seviyesinde azalırken yüksek yüklerde ağırlık kaybının orjinal numune seviyesine yaklaştığı görülmektedir. Adhesiv aşınma deneyi sonrasında oluşan aşınmış yüzey SEM görüntüleri Şekil 7.6'da verilmektedir. Düşük yüklerde aşındırılmış numunelerden alınan SEM fotoğraflarına baktığımızda aşınma karakteristiği sıvanma şeklinde görülürken yüksek yüklerde aşınma karakteristiğinin değişime uğradığı ve sıvanmalara ilave olarak yüzeyden parça kopması şeklinde gerçekleştiği görülmektedir. Şekil 7.6'da yer alan EDS analizlerinden de anlaşıldığı üzere AA1050 matrisli kompozitlerin aşınma yüzeylerinde yüksek miktarda oksit içeren tabakanın oluşumu, bu tabakanın yağlayıcılık özelliğinden dolayı aşınma direncini arttırmaktadır [154]. Yüksek yüklerde bu oksit tabakasının oluşumu yüzeyden gerçekleşen ikincil faz ve partikül kopmalarına rağmen ağırlık kayıplarının çok fazla artmasına engel olduğu düşünülmektedir. Nitekim 40 N yük uyguladığında AA1050-4Mg matrisli kompozit malzemede, AA1050 matrisli kompozitten daha pürüzlü ve plastik deformasyon izlerine rastlansa da oksit tabakasının ağırlık kayıplarının artmasını engellediği söylenebilir.



Şekil 7.6. AA1050-XMg matrisli kompozitlerin aşınmış yüzeylerine ait SEM fotoğrafları ve EDS analizleri.

#### 7.4.2. AlSi12-XMg Matris

Çizelge 6.5'deki verilerden faydalanılarak AlSi12 matrise ilave edilen farklı oranlarda Mg ilavesinin etkisi, uygulanan 4 farklı yük için Şekil 7.7'de kayma mesafesine göre ağırlık kaybı olarak çizilmiştir.

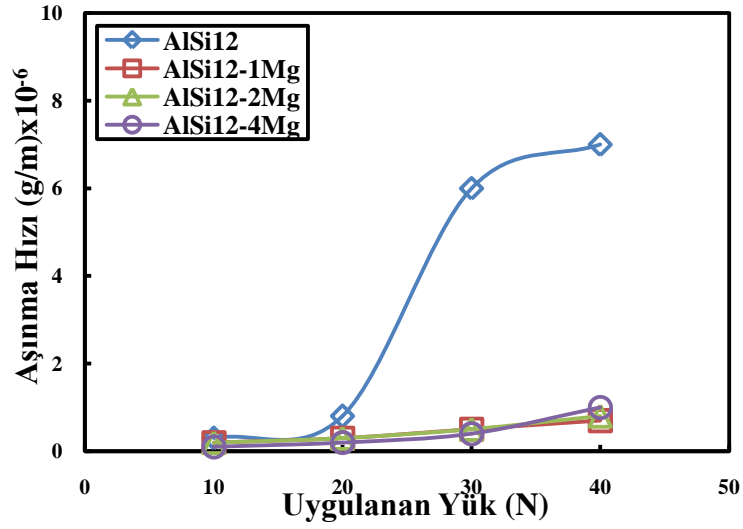


Şekil 7.7. Kayma mesafesi ve uygulanan farklı yüklerin ağırlık kaybına etkisi a) 10N, b) 20N, c) 30N ve d) 40N.

Mg ilavesi ile aşınma dayanımındaki artışın üretilen kompozitlerin sertlik, basma ve porozite sonuçlarıyla yakından ilişkili olduğunu düşünülmektedir [155]. Lakin, aşınma testleri sonuçlarında dikkat çeken iki ayrıntı yer almaktadır. Bunlardan birincisi Mg ilavesi sonrası ıslatabilirliğin artmasının porozite miktarını düşürüp, matris ve arayüzey arasındaki bağ kuvvetini artırması neticesinde kompozit malzemelerin aşınma direncinin büyük oranlarda artması, ikinci dikkat edilmesi gereken sonuç ise Mg ilavesi ile üretilen kompozitleri kendi aralarında kıyasladığımızda artan Mg ilavesi ile düşük yüklerde (10-20 and 30 N) aşınma dayanımı artarken yüksek yüklerde (40 N) en düşük ağırlık kaybının %1 Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerde görülmesidir. Aşınmanın genel kuralı sertlik artışının aşınma dayanımını pozitif olarak etkilediği yönündedir. Fakat malzemenin sertliği artarken gevrekleşmesi halinde aşınma dayanımının yüksek yüklerde bundan

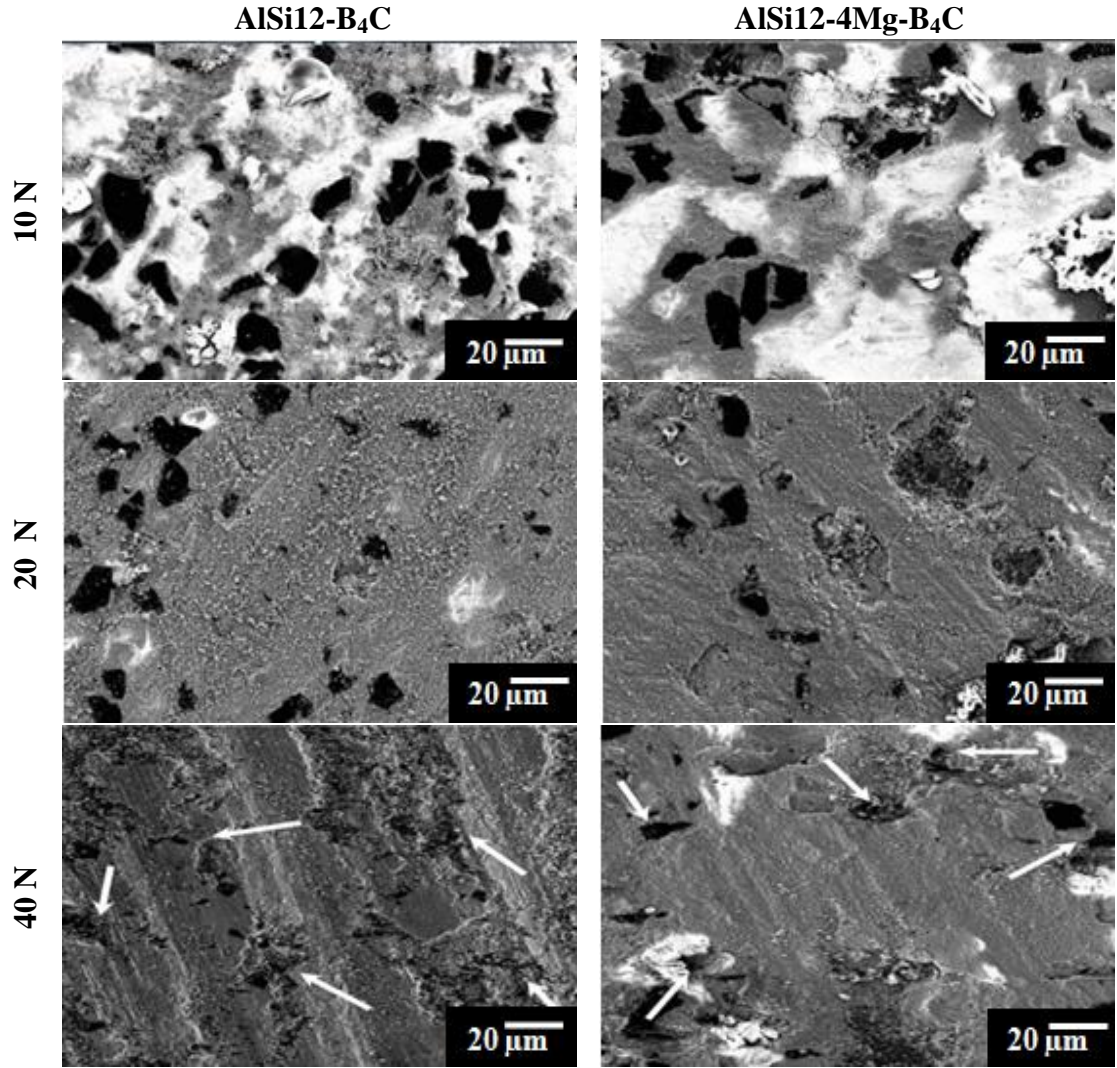
olumsuz yönde etkileneceği bilinmektedir [154]. %1 Mg ilavesinin üstünde aşınma dayanımının düşmesi yapıda oluşan  $Mg_2Si$  intermetalığının yüksek yüklerde yapıdan koparak ayrılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [156].

Şekil 7.7'deki verilerin eğimi bize aşınma hızını vermektedir. Matris bileşiminin ve uygulanan yükün aşınma hızı üzerindeki etkisi Şekil 7.8'de görülmektedir.



Şekil 7.8. Uygulanan farklı yüklere göre aşınma hızı değişimi.

İncelenen kompozitlere ait aşınma hızı grafiğine (Şekil 7.8) baktığımızda AlSi12-4Mg matrisli kompozitler 30 N'dan sonra AlSi12-1Mg matrisli kompozitlere göre daha hızlı aşınma sergilemektedir. AlSi12 matrisli kompozitlerde ise aşınma hızının yavaşladığı gözlemlenmiştir. Bu sonuçlara göre, %4 Mg ilavesiyle intermetalik fazların ( $Mg_2Si$ ) hacim oranının artması ve bu fazların koparak yapıdan ayrılması sebebiyle yüksek yüklerde Mg oranı %1'den fazla olduğunda kütle kaybı artmaktadır. Düşük yüklerde ise en düşük aşınma hızı AlSi12-4Mg matrisli kompozitlerde kaydedilmiştir.



	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>
<i>10N</i>	45,46	18,00	34,21	1,97	0,35
<i>20N</i>	44,04	-	54,46	1,5	-
<i>40N</i>	54,35	10,96	22,97	10,21	1,51

	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>
<i>10N</i>	39,46	14,57	44,42	1,29	0,26
<i>20N</i>	25,63	12,5	59,2	2,68	-
<i>40N</i>	26,11	13,09	57,89	2,92	-

Şekil 7.9. AlSi12-XMg matrisli kompozitlerin aşınmış yüzeylerine ait SEM fotoğrafları ve EDS analizleri.

Şekil 7.9'da farklı aşınma yüklerine maruz kalmış AlSi12-XMg matrisli kompozitlere ait SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerden alınan genel EDS sonuçları yer almaktadır. Düşük yüklerde aşınma testine tabi tutulmuş numunelere ait SEM fotoğraflarına baktığımızda sıvanma karakterli bir aşınma görülürken yüksek yüklerde aşınma karakteristiğinde değişimler gözlenmiştir. Yüksek yüklerde sıvanmaya ek olarak taramalı elektron mikroskopuyla alınan görüntülerde görüldüğü üzere yüzeyde parça kopmalarından kaynaklanan oyuklanmalar ortaya çıkmıştır. Daha çok partikül ve matris arayüzeyinde gerçekleşen porozite oluşumu, yüksek yük



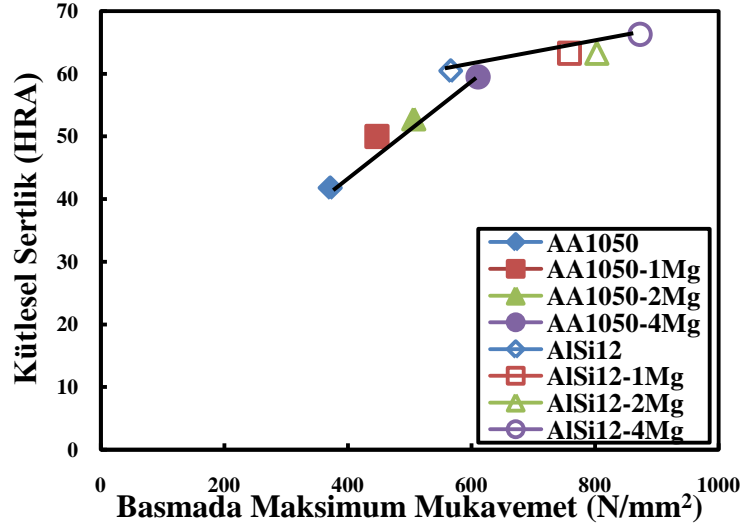
kullanılarak yapılan aşınma deneyleri esnasında partiküllerin kopup yapıdan ayrılmasına sebep olmuştur. Uygulanan yükün artması ile özellikle AlSi12 matrisli kompozitlerde ağırlık kayıplarının yüksek oranlarda gerçekleşmesinin bu sebepten kaynaklandığı düşünülmektedir.

Karşı malzeme olarak 1040 kalite takım çeliği kullanılarak gerçekleştirilen metal-metal aşınma testlerinde uygulanan yüke bağlı olarak hafif ve şiddetli aşınma olmak üzere iki farklı aşınma karakteristiği görülmektedir. Aşınmış yüzeylerde yer alan yüksek oranda oksijen içeren oksit tabakasının oluşumunun yağlayıcı etkisi sebebiyle kompozitlerin aşınma dayanımını arttırdığı bilinmektedir [154]. Düşük test yüklerinde yüzeyde oluşan yağlayıcı etkiye sahip oksit filminin oluşması sebebiyle hafif aşınma karakteristiğinde düşük aşınma hızları görülürken yüksek yüklerde oluşan bu oksit filminin yırtılması neticesinde ağırlık kayıpları artmış ve yüzeyde şiddetli aşınma karakteristiği görülmüştür. Nitekim şiddetli aşınma görülen yüksek yüklerde EDS analizlerinden de görüldüğü gibi O miktarı düşmüş ve aşınma hızı dramatik bir şekilde artış göstermiştir. Diğer yandan Mg içeren kompozitlerde oluşan bu oksit tabakasının yüzeyden kopan partikül ve ikincil fazlardan kaynaklanan yüksek oranda ağırlık kaybını önlediği düşünülmektedir.

## **7.5. MEKANİK ÖZELLİKLER ARASINDAKİ İLİŞKİ**

Bu bölümde kompozit malzemelerin mukavemet ve sertlik değerleri arasındaki ilişki irdelenmiştir.

İncelenen kompozit malzemelerin mukavemet değerlerine karşılık kütleli sertliklerinin değişimi Şekil 7.10'da verilmiştir. Şekil 7.10 'da görüldüğü gibi, kompozit malzemelerin maksimum basma mukavemeti sertlikle birebir ilişkilidir.

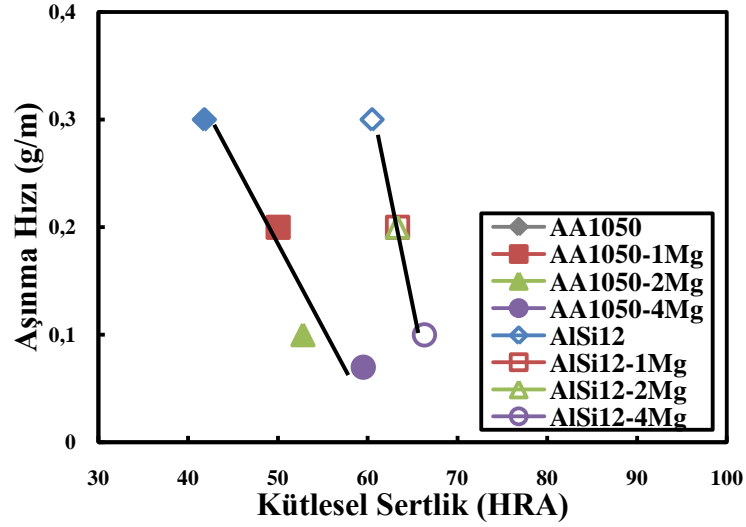


Şekil 7.10. İncelenen kompozit malzemelerin basmada maksimum mukavemet ile kütesel sertliklerinin değişimi.

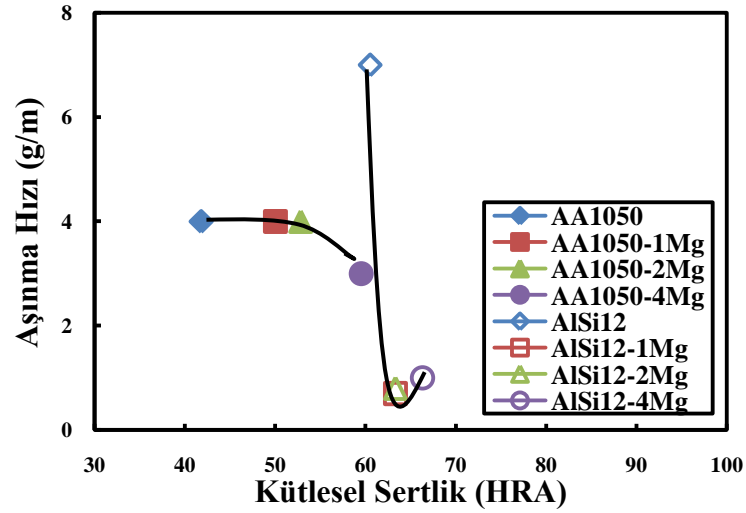
AA1050-XMg ve AlSi12-XMg alaşım matrisli kompozit malzemelerin kütesel sertliklerinin artması ile basmada maksimum mukavemet artmaktadır (Şekil 7.10). Mg ilavesi ile oluşan ikincil ve intermetalik fazların etkisiyle sertlik değerlerinde artış kaydedilirken oluşan bu fazların dislokasyon hareketlerini engelleyerek basma deneyleri ile elde edilen maksimum basma mukavemetini de attırdığı düşünülmektedir [144, 145, 147-151]. Burada en çok dikkat çeken veri ise AA1050 alüminyum alaşımına %4 Mg ilavesi ile ulaşılabilen sertlik değerine AlSi12 matrisli kompozitlerde Mg ilavesiz ulaşılabilmesi aynı şekilde basma dayanımlarının da buna paralellik göstermesidir. Bu sonuç bize sertlik değerleri ile basma dayanımının ilişkisini açıkça göstermektedir.

## 7.6. MEKANİK VE AŞINMA ÖZELLİKLERİ ARASINDAKİ İLİŞKİ

İncelenen kompozit malzemelerin kütesel sertlik değerleri ile düşük ve yüksek yüklerde aşınma hızının değişimi Şekil 7.11’de verilmiştir. AA1050 matrise Mg ilavesi neticesinde kompozitlerin kütesel sertliklerinin artması ile 10 N aşınma yükü uygulandığında aşınma hızı azalmıştır. Bu durum, artan sertlik değerinin aşınma dayanımı üzerindeki pozitif etkisi olarak tanımlanabilir ve düşük yüklerde aşınma yüzeyinde oluşan oksit tabakası ile ilişkilendirilebilir. AlSi12 matrisli kompozitlerde de aynı şekilde sertlik artışıyla aşınma hızı yavaşlamıştır.



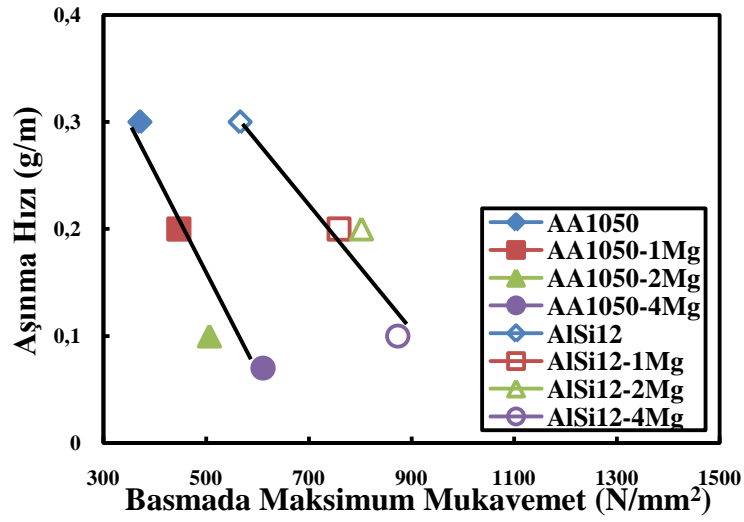
(a)



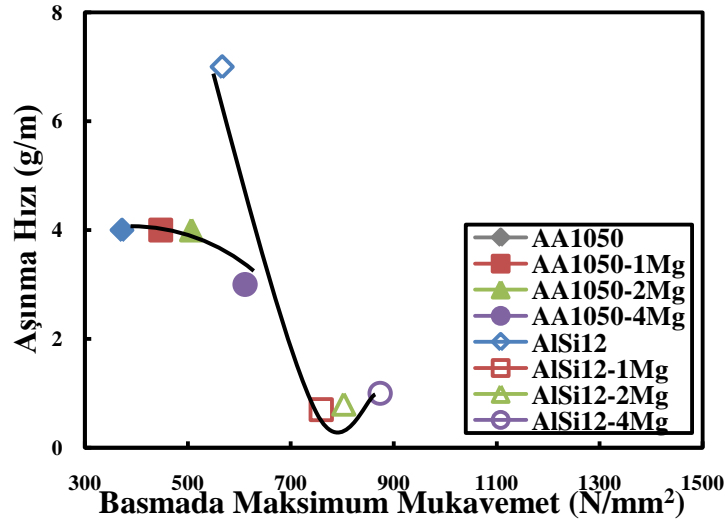
(b)

Şekil 7.11. Kompozit malzemelerin kütleli sertlikleri ile düşük ve yüksek yüklerdeki aşınma hızı arasındaki ilişki a) 10 N ve b) 40 N.

Fakat 40 N'luk aşınma yükü uygulandığında sertlikten bağımsız olarak Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerin aşınma hızlarında artış görülmeye başlanmıştır. Bunun sebebi olarak oluşan intermetalik fazlar sebebiyle yapının gevrekleşmesi ve eşik değerinin aşılmasıyla da yapıdan kopan partiküllerin aşınma hızını arttırması olarak görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 7.12. İncelenen kompozit malzemelerin basma dayanımları ile düşük ve yüksek yüklerdeki aşınma hızı arasındaki ilişki a) 10 N ve b) 40 N.

İncelenen kompozit malzemelerin basma mukavemeti ile aşınma hızı arasındaki ilişki Şekil 7.12’de verilmektedir. Kompozit malzemelerde düşük yüklerde artan basma mukavemeti değerlerine paralel olarak aşınma hızında büyük oranlarda düşüş gözlenirken yüksek yüklerde ise AA1050 matrisli kompozitlerin aşınma hızındaki düşüş nispeten küçük oranlarda kalmıştır. AlSi12 matrisli kompozitleri ayrıca incelemek gerekirse %1 Mg ilavesi sonrasında artan basma mukavemeti ile aşınma hızı düşmüştür. Fakat Mg içeri arttığında aşınma hızında artış gözlenmektedir. Mg ilavesi ile artan ıslatabilirlik neticesinde takviye/matris ara yüzeyinde daha kuvvetli

bir bağlanma gerçekleşmiş bu da basma mukavemeti ve aşınma dayanımını geliştirmiştir. Artan basma mukavemeti değerlerine rağmen aşınma hızının artması ise yapının gevrekleşmesiyle ilişkilendirilebilir [154].

## **7.7. MATRİS BİLEŞİMİNİN KOROZYON DAYANIMINA ETKİSİ**

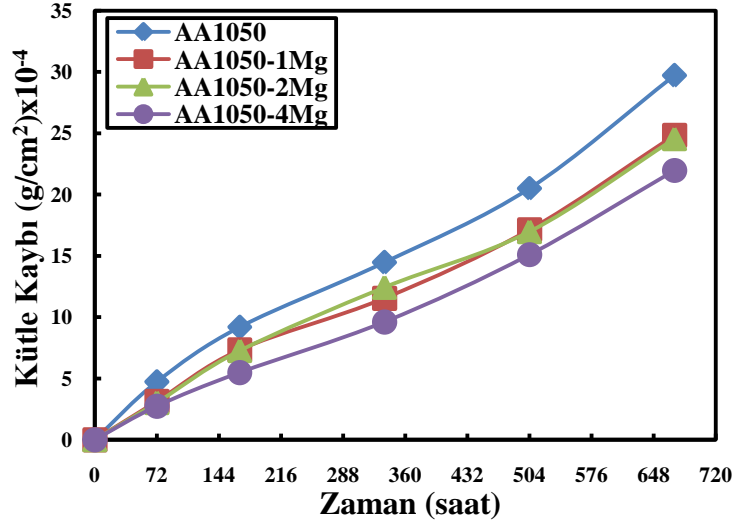
Tez kapsamında üretilen kompozitler iki farklı çözeltide (%3,5 NaCl ve %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) daldırma ve potansiyodinamik korozyon testlerine tabi tutulmuşlardır.

### **7.7.1. NaCl Çözeltisinde Gerçekleştirilen Daldırma Korozyon Deneyleri**

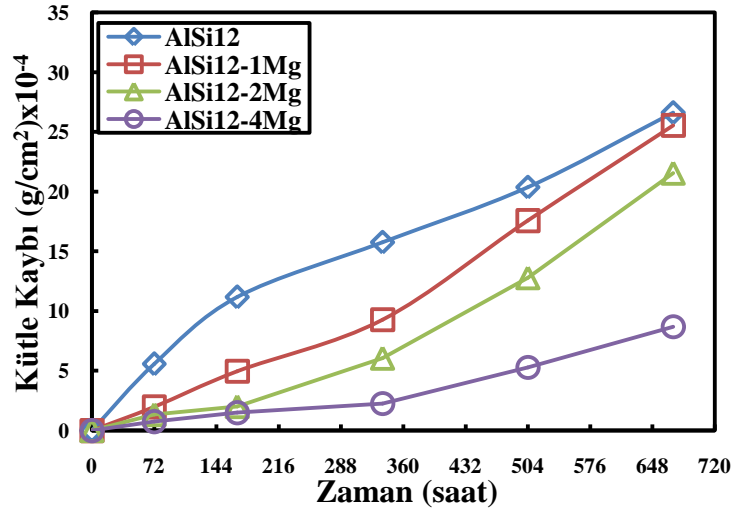
B<sub>4</sub>C takviyeli AA1050 matris alaşımlı kompozitlerin korozyon dayanımına Mg ilavesinin etkisi, Çizelge 6.6'daki verilerden yararlanılarak Şekil 7.13'de zamana göre kütle kaybının değişimi olarak çizilmiştir. Korozyon deneyleri 28 güne kadar bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Öncesinde numunelerin ilk ağırlıkları tartılmış ve yüzey alanları hesaplanmıştır.

Deney sırasında belirli periyotlarda (3, 7, 14, 28 gün) çözeltiden çıkarılan numuneler tartılmış ağırlık kayıpları yüzey alanına oranlanarak birim yüzeydeki kütle kaybı hesaplanmıştır. Alüminyum matrisli kompozitlerde genel olarak ilave edilen alaşım elementleri, oluşturdukları ikincil fazlar ve intermetalikler sebebiyle korozyon dayanımını düşürmektedir. Fakat birçok araştırmacı da çok saldırgan olmayan ortamlarda oluşan intermetaliklerin bariyer görevi görerek korozyonun önlenmesinde yardımcı rol üstlendiğini rapor etmişlerdir [105-107].

%3,5 NaCl çözeltisinde AA1050-XMg ve AlSi12-XMg alaşım matrisli kompozitlerde artan Mg miktarı ile kütle kaybının azalması kompozit içerisindeki matris kanallarının süreksizliğinden kaynaklandığı düşünülmektedir[104, 106, 108]. Oluşan intermetaliklerin takviye elemanları arasında yer alarak korozyonun, kompozitin yüzeyinden iç bölgelerine ilerlemesini engellemiş olabileceği kuvvetle muhtemeldir.



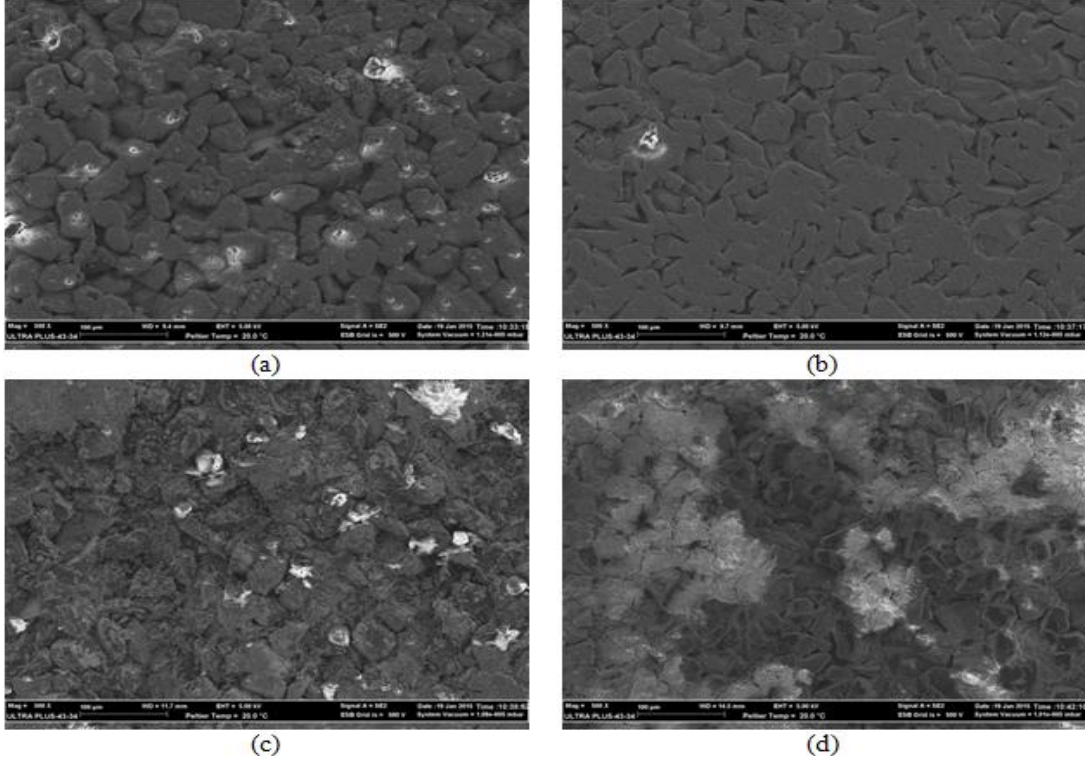
(a)



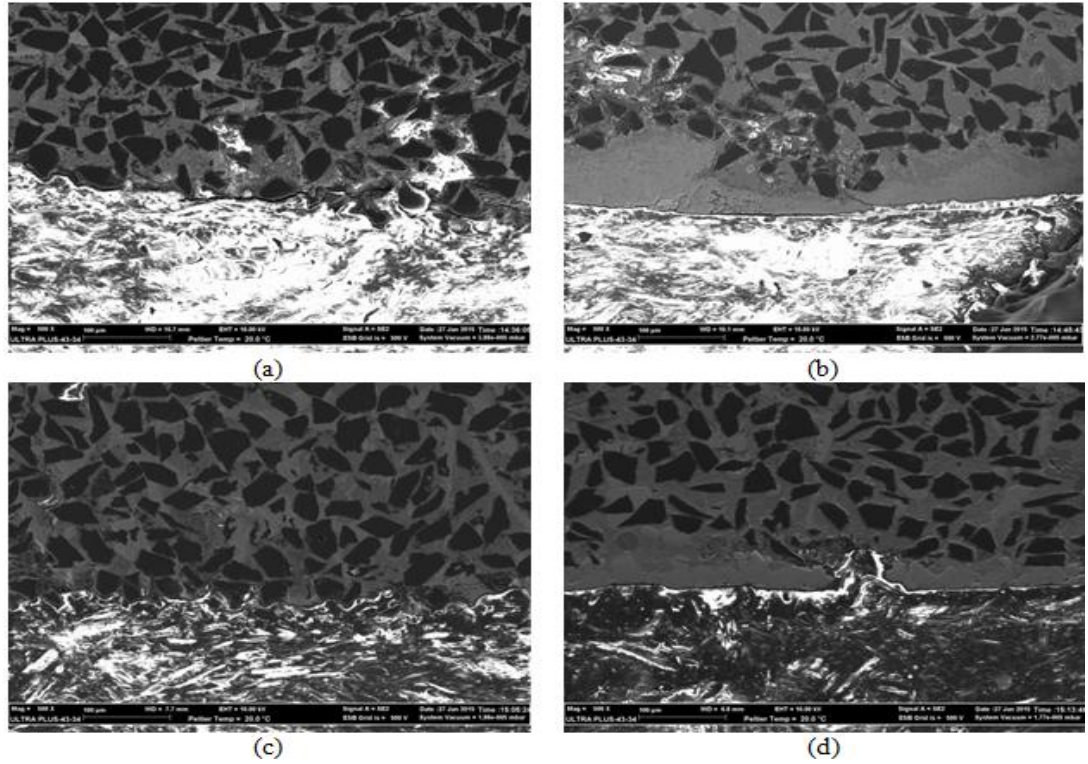
(b)

Şekil 7.13. Daldırma korozyon deneyi sonuçları a)AA1050-XMg-B<sub>4</sub>C ve b) AlSi12-XMg-B<sub>4</sub>C.

Fakat ağırlık kaybı metoduna göre Mg ilavesi ile korozyon dayanımının artmasının birincil sebebi, yüzeylerdeki reaksiyondan dolayı Al(OH)<sub>3</sub> ile birlikte Mg(OH)<sub>2</sub>'nin oluşmasıdır [104]. Nitekim 28 günün sonunda Mg içeren kompozitlerin yüzeylerinden alınan SEM fotoğraflarına (Şekil 7.14) baktığımızda Mg içermeyen kompozitlere nazaran yüzeylerinin daha yoğun bir oksit tabakasıyla kaplandığı görülmektedir. Buna mukabil Mg içermeyen kompozitlerde takviye-matris ara yüzeyinde daha derin çukurcukların oluştuğu, %4 Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerde ise oluşan oksit tabakasının etkisiyle çukurcukların daha küçük olması, ağırlık kaybı sonuçlarına destek vermektedir.



Şekil 7.14. NaCl çözeltisine daldırma sonrasında yüzey görüntüleri a) AA1050-B<sub>4</sub>C, b) AA1050-4Mg-B<sub>4</sub>C, c) AlSi12-B<sub>4</sub>C ve d) AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C.



Şekil 7.15. NaCl çözeltisine daldırma sonrasında yan kesit görüntüleri a) AA1050-B<sub>4</sub>C, b) AA1050-4Mg-B<sub>4</sub>C, c) AlSi12-B<sub>4</sub>C ve d) AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C.

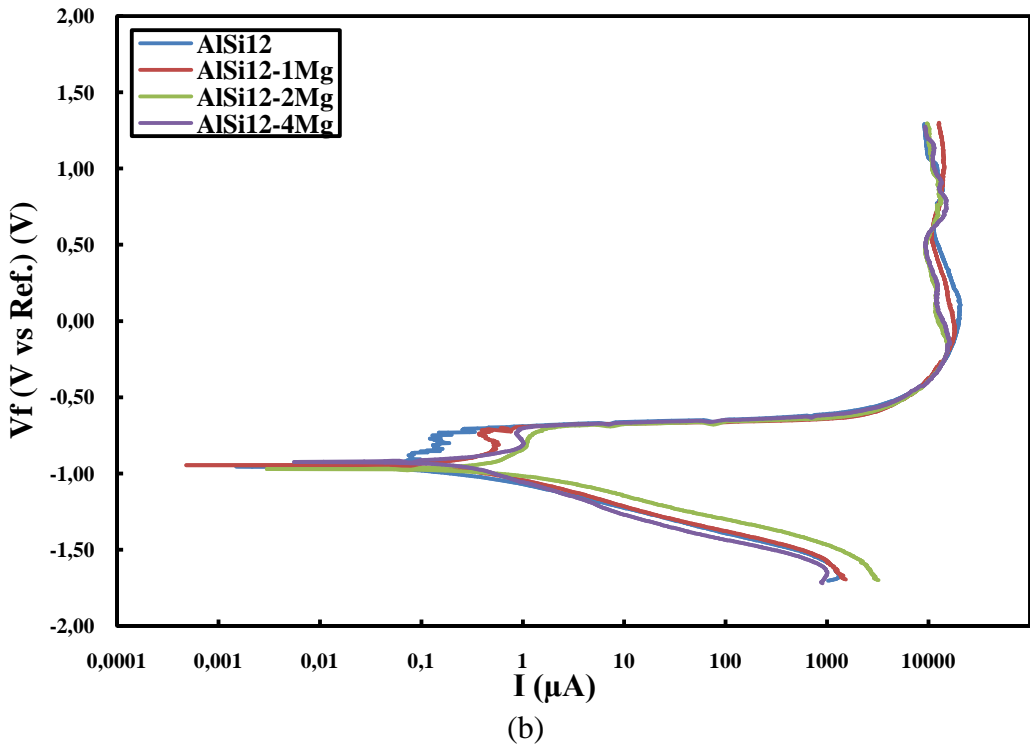
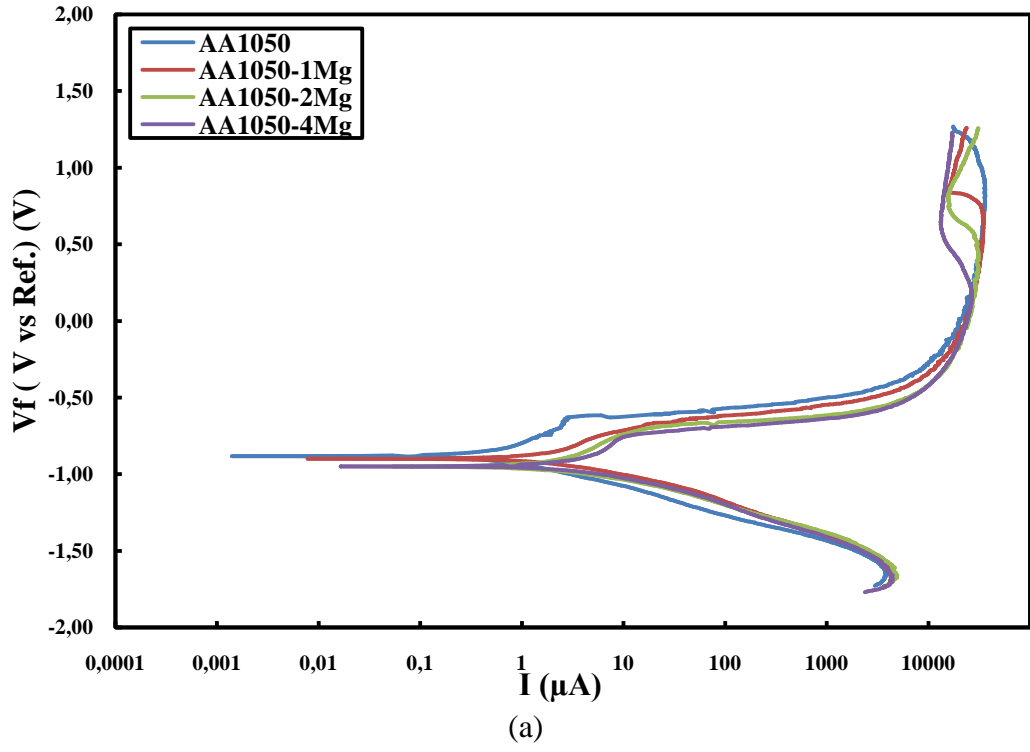
Üretmiş olduğumuz kompozitlerde dikkat çekilmesi gereken bir nokta da Mg ilavesi ile porozitenin büyük oranlarda düşmüş olmasıdır ki matris ve takviye arasında gerçekleşen sıkı bağlanma ilk etapta gerçekleşmesi muhtemel oyuklanma korozyonuna imkan tanımamıştır. Şekil 7.15’de aynı kompozitlerden alınan yan kesit görüntüleri de görüşlerimizi destekler niteliktedir. Korozyon, anodik olarak davranan matris üzerinden ilerlemekte partikül elemanı ise kararlı bir şekilde korozyona karşı direnç göstermekte ve katodik davranış sergilemektedir. Ayrıca Mg ilaveli numunelerde yüzeyde oluşup kompozitin yüzeyini kaplayan oksit filmi sayesinde korozyon yavaşlamakta, ilerlemesi ancak bu filmin bozulması ile gerçekleşebilmektedir [104, 108].

### **7.7.2. NaCl Çözeltisinde Potansiyodinamik Korozyon Deneyleri**

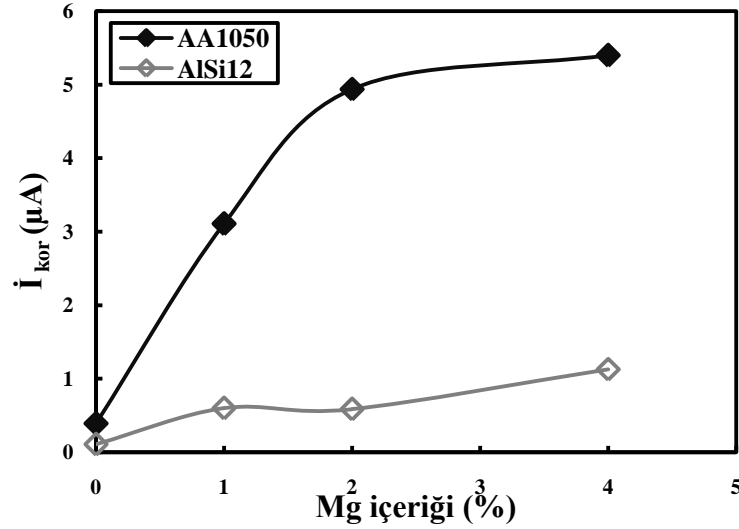
Üretimi gerçekleştirilen numuneler 35 g/l NaCl çözeltisi içerisinde potansiyodinamik korozyon testine tabi tutulmuştur. Şekil 7.16 ‘da potansiyodinamik korozyon deneyi sonrası elde edilen Tafel eğrileri görülmektedir.

AA1050 ve AlSi12 alüminyum matrislere Mg ilavesi sonrası artan Mg içeriği ile kompozitler daha yüksek  $I_{kor}$  değerleri göstermiştir (Şekil 7.17). Bu durum Şekil 6.8 ve Şekil 6.9’da yer alan XRD analizleri ile tespit ettiğimiz intermetaliklerle ilişkilendirilebilir. Birçok araştırmacı Al matrisli kompozitlerde üretim esnasında oluşan intermetaliklerin korozyon dayanımını düşürdüğünü belirtmişlerdir [96-102]. Mg ilavesi ile oluşan intermetalikler yapıda katot olarak davranırken matris elemanı anot olarak davranmaktadır. Bu sebeple ilk etapta çok hızlı bir reaksiyon gerçekleşmekte ve bu süreç anotun tükenmesine veya koruyucu oksit filmin oluşumuna kadar devam etmektedir.





Şekil 7.16. Potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları a) AA1050-XMg-B<sub>4</sub>C ve b) AlSi12-XMg-B<sub>4</sub>C.



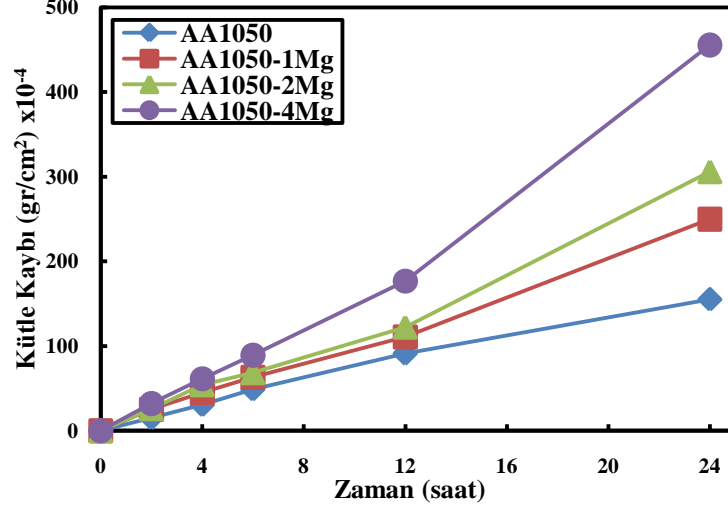
Şekil 7.17. Potansiyodinamik korozyon deneyleri sonrasında gerçekleşen  $I_{kor}$  değerleri.

Tafel eğrilerinden görüldüğü üzere pasifleşme eğilimi matrise yapılan Mg ilavesi ile artmıştır. Dolayısıyla daldırma korozyon deneylerinin uzun sürede gerçekleştirilmesi sebebiyle ilk etapta yüzeydeki alüminyum hızlı bir şekilde tükenmiş ve koruyucu oksit filminin oluşması ile korozyon sınırlanmıştır. Böylece Mg içeren kompozitlerde artan pasifleşme eğilimi korozyon dayanımını arttırmıştır. Potansiyodinamik ölçümler ile daldırma korozyon testleri arasındaki farklılık ise deney süresi ile açıklanabilir. Bilindiği üzere potansiyodinamik deneyleri kısa süreli deneyler olması sebebiyle ilk etapta Mg ilavesi ile artan katot hacim oranı sebebiyle daha yüksek  $I_{kor}$  değerleri elde edilmiştir. Candan'ın 2009 yılında yapmış olduğu çalışma, elde ettiğimiz sonuçları destekler niteliktedir [104]. Şöyle ki AlXMg- SiC kompozitlere 1 saatin sonunda gerçekleştirdiği potansiyodinamik ölçümlerde, artan Mg içeriği neticesinde daha yüksek  $I_{kor}$  değerleri elde ederken, 7. günün sonunda yapmış olduğu analizlerde artan Mg ilavesinin  $I_{kor}$  değerlerinde düşüşe sebebiyet verdiğini kanıtlamıştır.

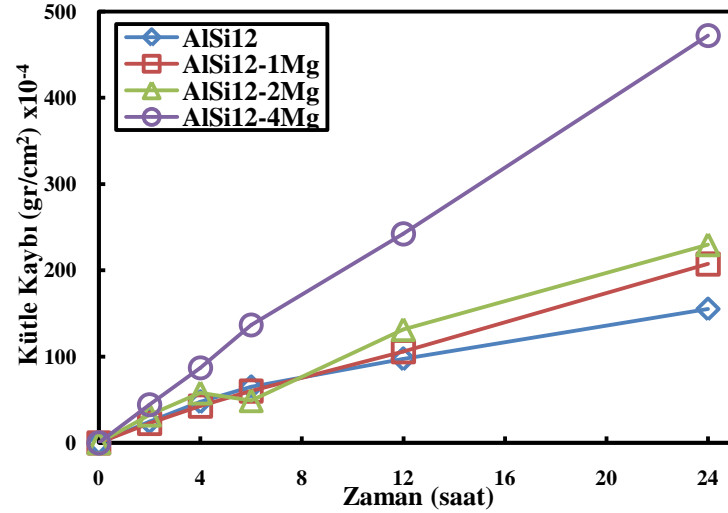
### 7.7.3. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Çözeltisinde Gerçekleştirilen Daldırma Korozyon Deneyleri

AlSi12-XMg matris alaşımlı B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde 24 saat süresince gerçekleştirilen daldırma korozyon deneyleri ile elde edilen

verilerden (Çizelge 6.8) yararlanılarak Şekil 7.18’de zamana göre kütle kaybının değişimi olarak çizilmiştir.



(a)



(b)

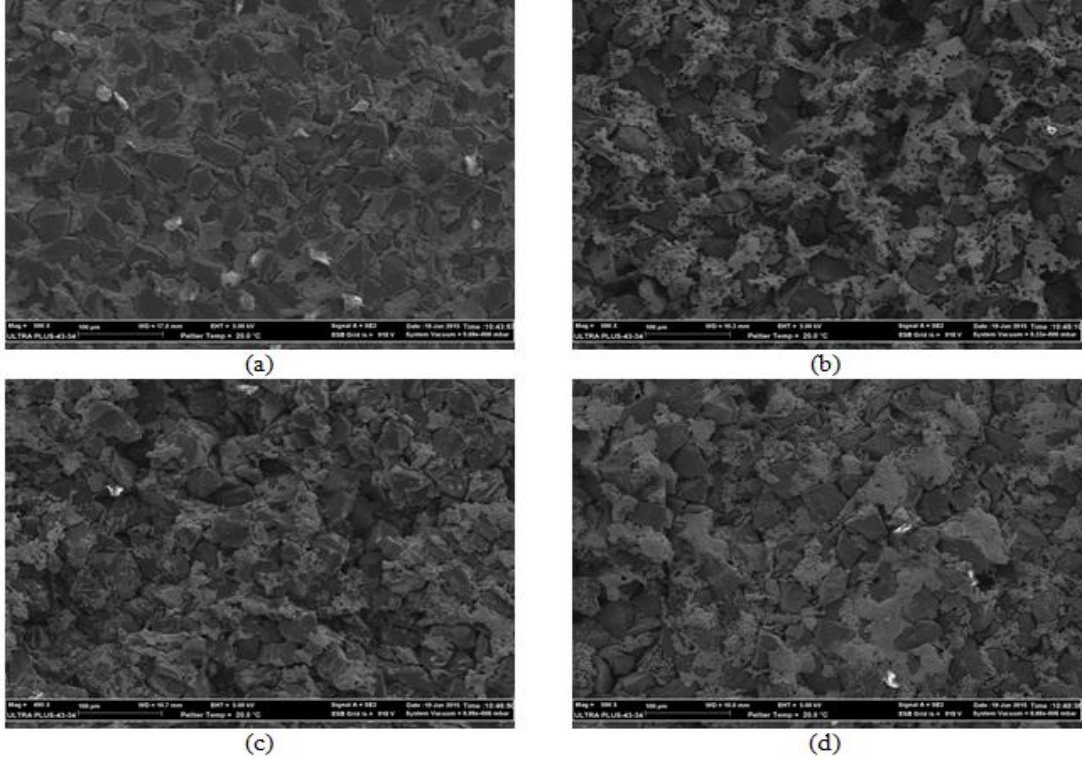
Şekil 7.18. Daldırma korozyon deneyi sonuçları a) AA1050-XMg-B<sub>4</sub>C ve b) AlSi12-XMg-B<sub>4</sub>C.

Şekil 7.18’e baktığımızda ilk dört saat sonunda kütle kayıplarının birbirine yakın seyrettiği görülmüş fakat bu süreden sonra, matrise yapılan Mg ilavesi kütle kaybını büyük oranlarda artırmıştır. Bunun sebebinin matrise yapılan alaşım elementi ilavesi sonrası oluşan intermetalikler olduğu düşünülmektedir [100-102]. Çünkü yapıda oluşan intermetalikler matris ile galvanik ikili oluşturmakta ve katot olarak davranmaktadır, matris elemanı ise anot olarak davranmakta ve oldukça saldırgan bir

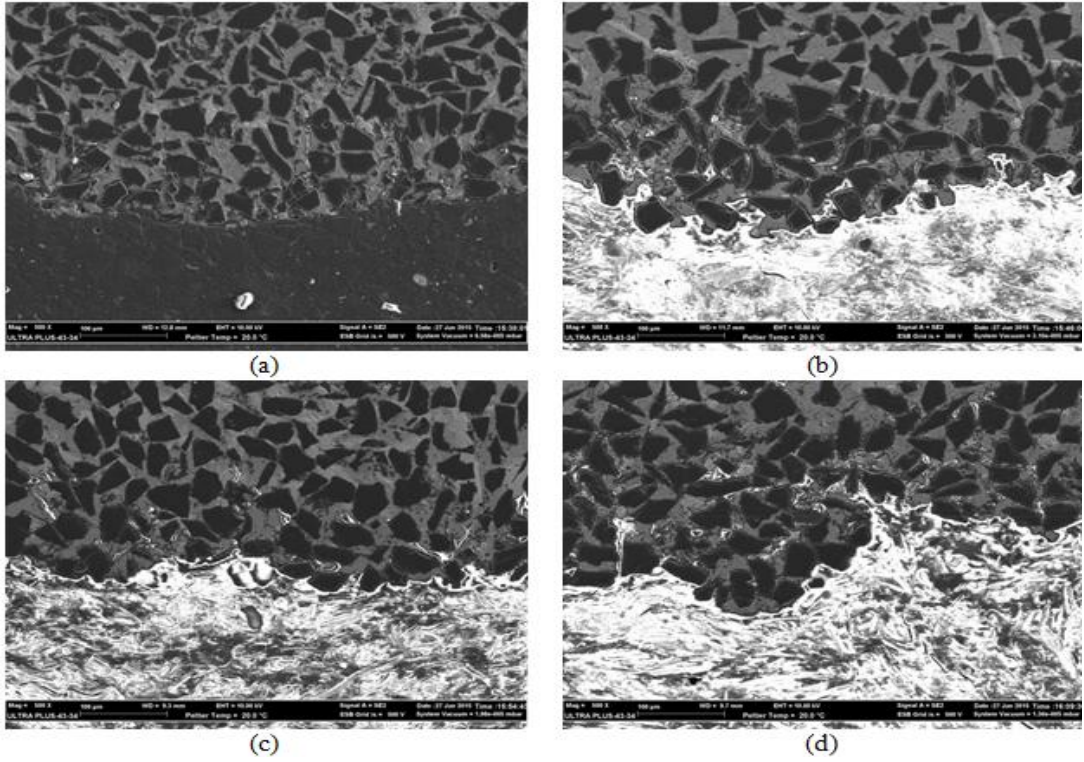
ortam olan %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde çözünerek kütle kaybını arttırmaktadır. Bunun yanında matris elemanının çözünmesi ile kararlı yapıda duran B<sub>4</sub>C partikülleri matris ile bağlantısı kesildiği anda yapıdan ayrılarak dibe çökmektedir bu da kütle kaybının beklenenden daha çok artmasına neden olmaktadır. Grafiğe bakıldığında diğer bir dikkat çeken ayrıntı ise Mg ilaveli kompozitlere ait kütle kaybı-zaman grafiğinin eğimlerinin iki farklı bölgeden oluşmuş olmasıdır. 12. saatten sonra Mg ilaveli kompozitlere ait grafiklerin eğimi artış gösterirken Mg ilavesiz kompozitlerde ise sabit kalmıştır. İlk etapta bütün kompozitlerde yüzeydeki matris elemanı tükenmiş ve sonrasında korozif çözeltinin kompozit içerisine doğru ilerlemesi ile anot olarak davranan matris elemanı iki farklı katot elemanının (İntermetalikler ve B<sub>4</sub>C partikülleri) tesiri altında kalmış ve daha fazla intermetalik içeriğine sahip Mg ilaveli kompozitlerin kütle kaybı yükselerek artmıştır. Kumari ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışma da elde ettiğimiz sonuçları destekler nitelikte olup intermetaliklerin korozyon dayanımı üzerindeki olumsuz etkisinden bahsetmektedir [97].

Şekil 7.19-7.20'de incelenen kompozit malzemelere ait yüzey ve yan kesit fotoğrafları yer almaktadır. Yüzeyden alınan SEM fotoğraflarına bakıldığında, gerek AA1050 gerekse AlSi12 matrisli kompozitlere %4 oranında Mg ilavesi sonucunda oyuklanma potansiyelinin arttığı saldırgan ortamın (%3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) yüzeyde koruyucu oksit filmin oluşumuna imkan tanımadığı ve yüksek oranlarda kütle kaybına sebebiyet verdiği görülmektedir. Yan kesit fotoğraflarına baktığımızda ise Mg ilaveli matrise sahip kompozitlerde korozyonun daha derinlere nüfuziyetini göstermektedir. B<sub>4</sub>C partiküllerinin katot olarak davranıp çevresindeki matris elemanının çözünmesine sebebiyet verdiği intermetaliklere teması halinde ise bu fazların kararlı olarak davranıp herhangi bir çözünmeye uğramadığı ve etrafında yer alan matrisde bozulmalara yol açtığı görülmektedir.

Matris ve takviye arayüzeyinde başlayan korozyon, katodik olarak davranan Al<sub>37</sub>Mg<sub>3</sub> ve Mg<sub>2</sub>Si gibi intermetaliklerin de etkisiyle takviye ve matris arasında fiziksel deformasyona sebep olması neticesinde deney esnasında partiküllerin yapıdan kopup ayrılması ile sonuçlanmıştır.



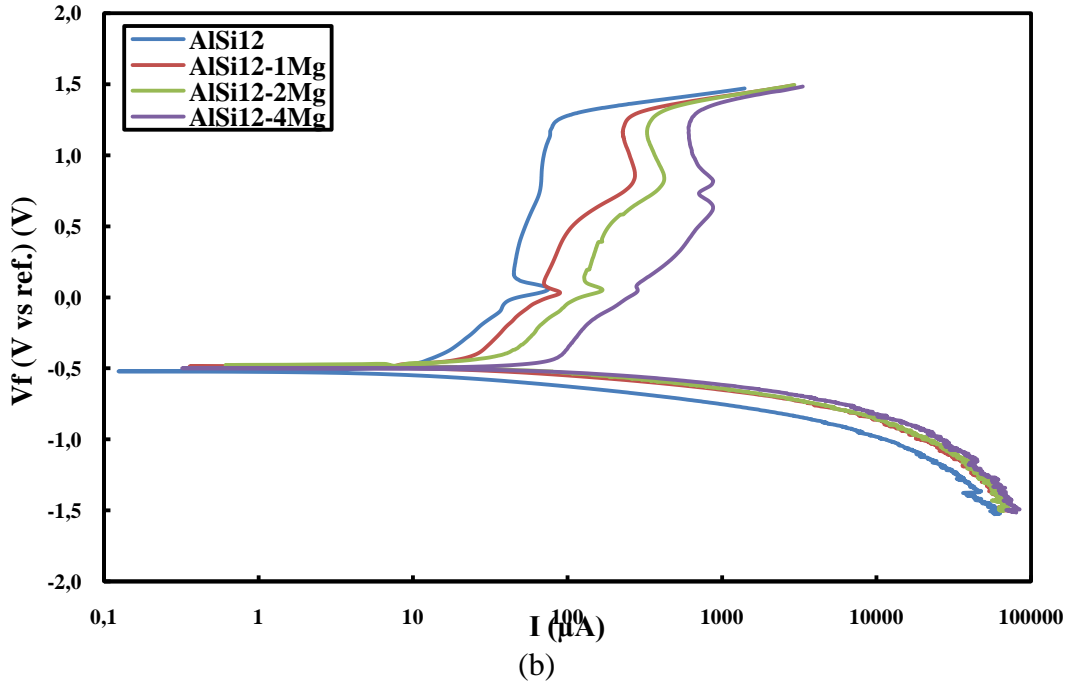
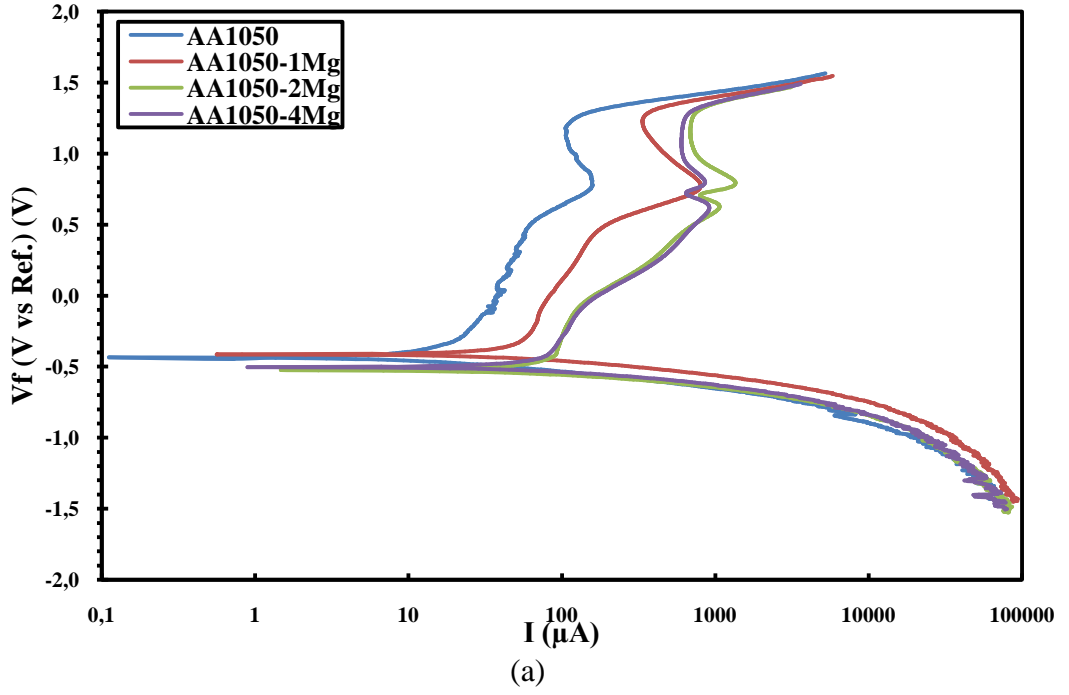
Şekil 7.19.  $H_2SO_4$  çözeltisine daldırma sonrasında yüzey görüntüleri a) AA1050- $B_4C$ , b) AA1050-4Mg- $B_4C$ , c) AlSi12- $B_4C$  ve d) AlSi12-4Mg- $B_4C$ .



Şekil 7.20.  $H_2SO_4$  çözeltisine daldırma sonrasında yan kesit görüntüleri a) AA1050- $B_4C$ , b) AA1050-4Mg- $B_4C$ , c) AlSi12- $B_4C$  ve d) AlSi12-4Mg- $B_4C$ .

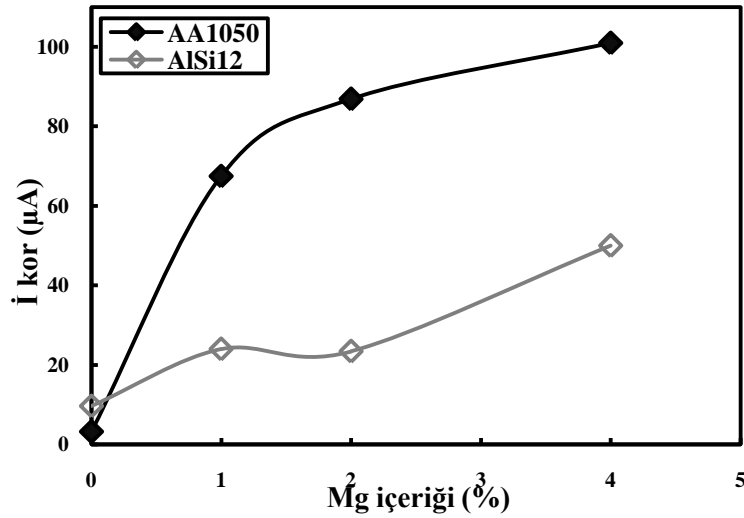
#### 7.7.4. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Çözeltisinde Potansiyodinamik Korozyon Deneyleri

Şekil 7.21’de %3,5 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde gerçekleştirilen potansiyodinamik korozyon deneyi sonrası elde edilen Tafel eğrileri görülmektedir.



Şekil 7.21. Potansiyodinamik korozyon deneyi sonuçları a) AA1050XMg-B<sub>4</sub>C ve b) AlSi12XMg-B<sub>4</sub>C.

Bu eğrilerin anodik ve katodik dallarının extrapole edilmesiyle elde edilen korozyon akım yoğunlukları ( $\dot{I}_{kor}$ ) ve korozyon potansiyelleri Çizelge 6.9'da verilmiştir. Bu Çizelgeden faydalanılarak  $\dot{I}_{kor}$  değerlerinin Mg içeriğine göre değişimi Şekil 7.22'de çizilmiştir. Mg ilavesi arttıkça  $\dot{I}_{kor}$  değerleri de buna paralel olarak artmıştır. Şekil 6.8 ve Şekil 6.9'da yer alan XRD grafiklerinden görüldüğü üzere Mg ilavesi ile her iki matriste (AA1050 ve AlSi12) Mg ilavesi, yapıda bulunan intermetalik ve ikincil fazların oranında artışlara sebep olmuştur. Oluşan bu fazlar mekanik ve tribolojik özellikleri olumlu etkilerken asidik ortamlarda korozif özellikleri olumsuz yönde etkilemiştir. Mg ilavesiz kompozitlerde daha geniş bir pasif bölge meydana gelirken Mg ilaveli kompozitlerde ise bu gölgenin daraldığı tespit edilmiştir.



Şekil 7.22. Potansiyodinamik korozyon deneyleri sonrasında gerçekleşen  $\dot{I}_{kor}$  değerleri.

İki farklı matrise baktığımızda AA1050 ve AlSi12 matrisli kompozitlere gerçekleştirilen potansiyodinamik testleri, daldırma korozyon testleri ile paralellik göstermiştir. Daldırmalı korozyon deneylerinde daha düşük kütle kaybı sergileyen AA1050 matrisli kompozitlerde potansiyodinamik korozyon deneyleri sonucunda da daha düşük  $\dot{I}_{kor}$  değeri saptanmıştır. Fakat Mg ilavesi ile AA1050 matrisli kompozitlerde kütle kaybındaki artışlar daha yüksek gerçekleşmiş bununla birlikte  $\dot{I}_{kor}$  değerlerinde de büyük artışlar görülmüştür. AlSi12 matrisli kompozitlerde ise  $\dot{I}_{kor}$  değerlerindeki artışlar daha düşük oranlarda kalmıştır. Bu sonuçların AA1050 matrisli kompozitlerin AlSi12 matrisli kompozitlere göre daha geniş anodik yüzey alanına sahip olması neticesinde ortaya çıktığı düşünülmektedir.

### 7.7.5. Farklı Çözeltilerin Korozyon Davranışları Üzerindeki Etkisinin Karşılaştırılması

Daldırma korozyon deneyi sonrası üretilen kompozitlerin korozyon hızı mm / yıl cinsinden Şekil 7.13 ve Şekil 7.18'deki grafiklerin eğimleri ve aşağıdaki formülden faydalanılarak hesaplanmış ve Çizelge 7.1'de verilmiştir.

$$mm / yıl = \frac{(K \times W)}{(A \times T \times D)} \quad (7.1)$$

Burada;

$mm / yıl$  = Korozyon hızı (mm/yıl)

$K$  = Sabit sayı (mm/yıl) =  $8,76 \times 10^4$

$T$  = Test süresi (h, saat)

$W$  = Test süresi sonunda ağırlık kaybı (gr) (ilk ağırlık – son ağırlık)

$D$  = Numune yoğunluğu ( $g/cm^3$ )

$A$  = Korozyona maruz kalan alan ( $cm^2$ )

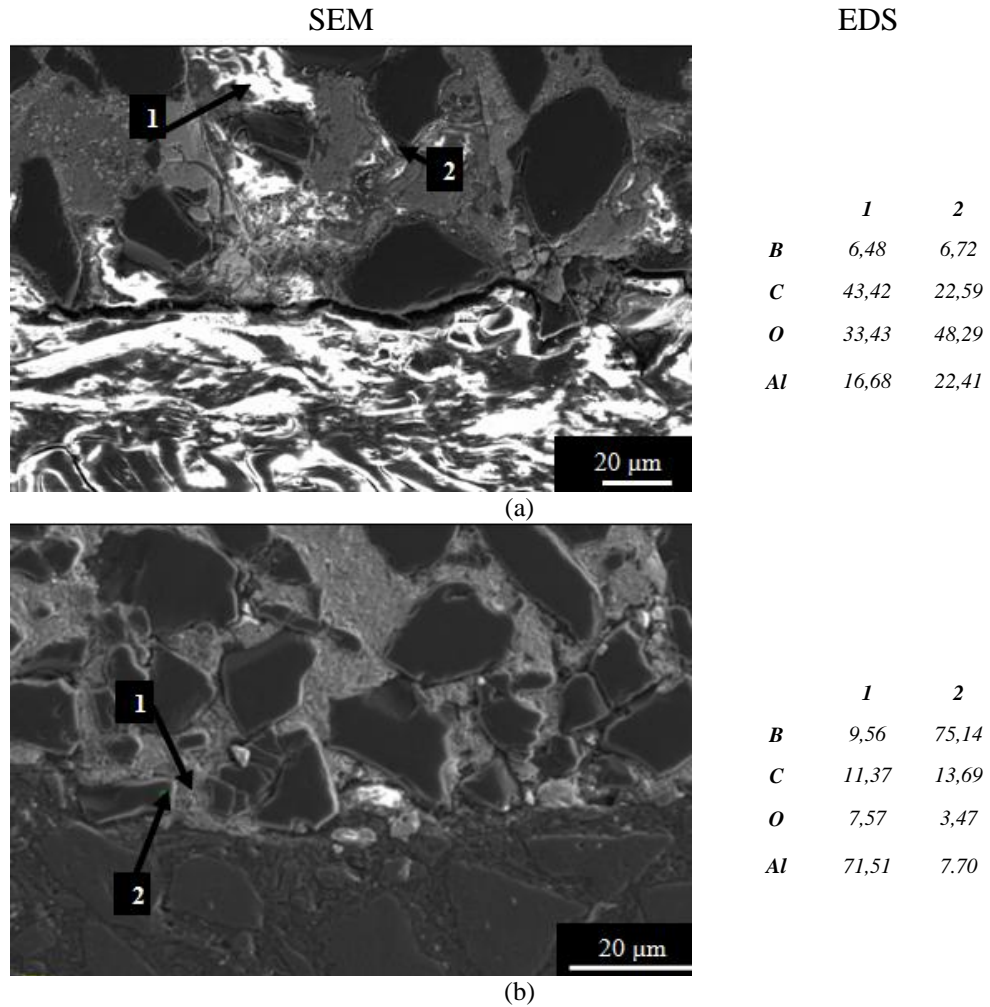
Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerin korozyon hızı %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde yavaşlarken %3,5  $H_2SO_4$  çözeltisi kullanılarak gerçekleştirilen deneyler sonucunda artmaktadır.

Çizelge 7.1. AA1050- $B_4C$  ve AlSi12- $B_4C$  kompozitlerin NaCl ve  $H_2SO_4$  çözeltisi içerisinde mm/yıl cinsinden Mg ilavesi (%) ile korozyon hızının değişimi.

Matris	Mg İlavesi (%)	Korozyon Hızı (mm / yıl)	
		%3,5 NaCl	%3,5 $H_2SO_4$
AA1050	0	0,13	21,81
	1	0,11	34,23
	2	0,11	41,87
	4	0,10	63,44
AlSi12	0	0,12	20,69
	1	0,12	28,49
	2	0,10	31,10
	4	0,04	65,63

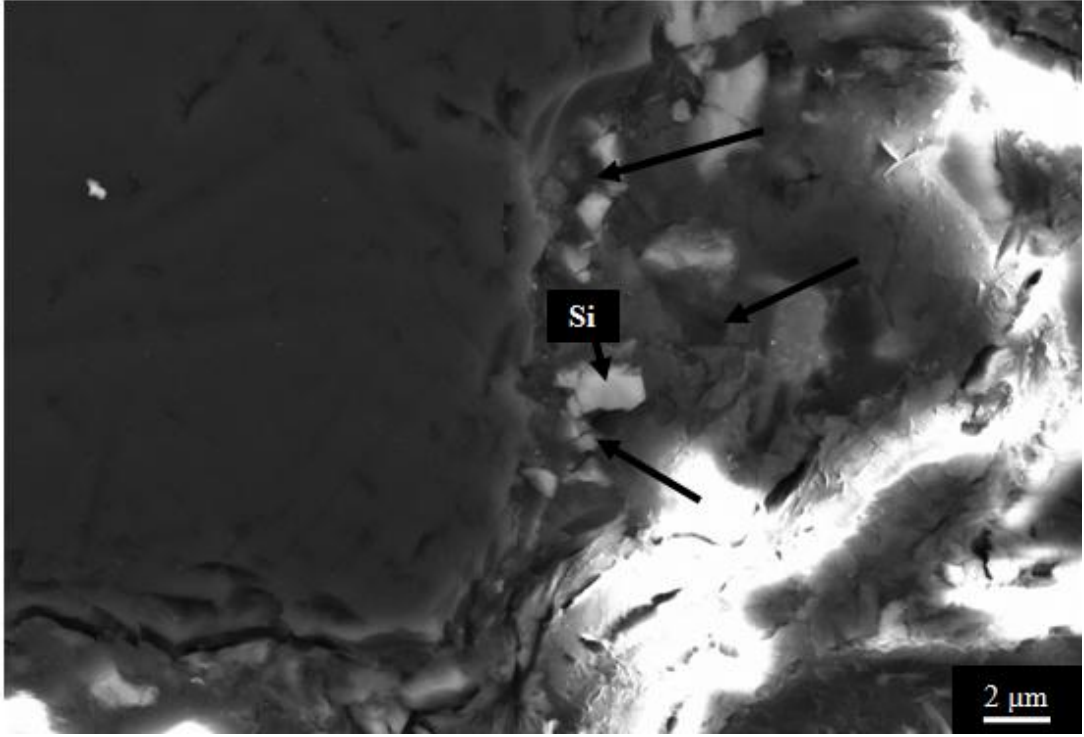


İki farklı çözeltide gerçekleştirilen deneyler sonucunda iki farklı sonucun alınmasının birincil sebebinin koruyucu oksit tabakası olduğu düşünülmektedir.  $H_2SO_4$  çözeltisine göre daha az saldırgan olan NaCl çözeltisi ile oluşan oksit filmi delinmemiş ve Mg ilavesi ile korozyon dayanımı artmıştır.  $H_2SO_4$  çözeltisi ise koruyucu oksit filminin oluşumunu engellemiş ve Mg ilavesi sonucunda korozyon hızında artışlara sebep olmuştur. Şekil 7.23’de yer alan SEM fotoğrafları ve bu fotoğraflar üzerinden alınan EDS analizleri bu savımızı destekler niteliktedir. Yapılan EDS analizlerinde NaCl çözeltisine maruz kalan numunelerde tespit edilen O miktarı  $H_2SO_4$  çözeltisine maruz kalan numunelere göre çok daha yüksektir.



Şekil 7.23. Farklı çözeltelerde korozyona maruz bırakılan AA1050 matrisli kompozitlere ait SEM fotoğrafları ve bu yüzeylerden alınan EDS analizleri a) NaCl ve b)  $H_2SO_4$ .

Literatürde de sıkça belirtildiği gibi artan intermetalik ve ikincil fazların yoğunluğu korozyon hızında artışlara sebep olmaktadır. Üretilen kompozitler saldırgan bir ortam olan  $H_2SO_4$  çözeltisinde korozyona maruz bırakıldıklarında artan Mg ilavesi ile korozyon hızının artmasına  $Al_{37}Mg_3$  ve  $Mg_2Si$  ve ötektik Si gibi fazların neden olduğu düşünülmektedir [100-102]. Nitekim %4 Mg içeriğine sahip AlSi12 matrisli kompozitin %3,5  $H_2SO_4$  çözeltisi içerisinde 24 saat süreyle bekletilmesi sonrasında yüzeyden 10.00 K büyütmede alınan SEM fotoğraflarında asit çözeltisinin takviye elemanı ve ötektik Si üzerinde bir etkisi görülmezken özellikle bu fazların etrafında oyuklanmalara (okla gösterilen bölgeler) sebep olduğu görülmektedir (Şekil 7.24).

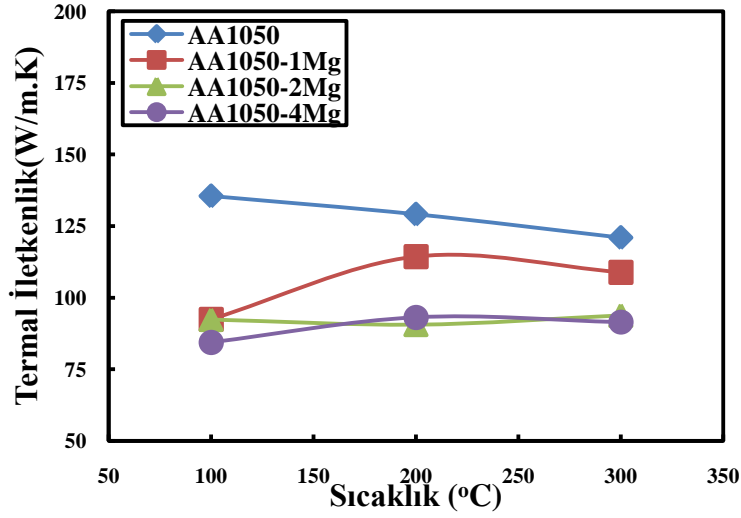


Şekil 7.24. AlSi12-4Mg-B<sub>4</sub>C kompozitin 24 saat  $H_2SO_4$  çözeltisine maruz kalması sonrasında oluşan yüksek büyütmedeki yüzey SEM görüntüsü.

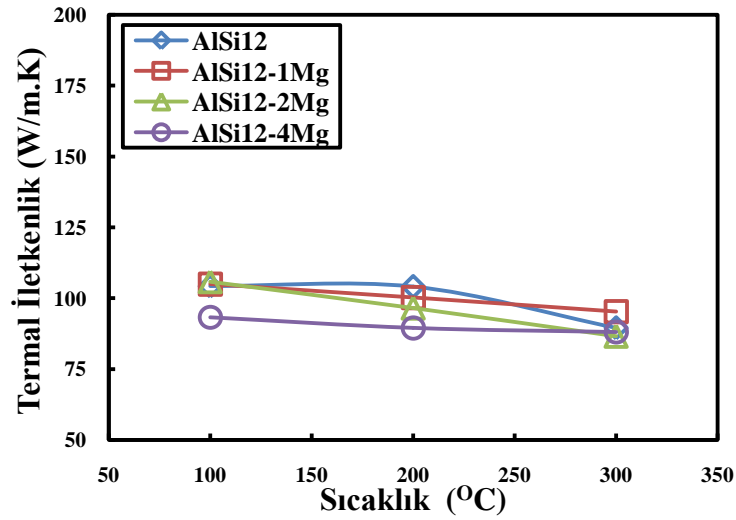
## 7.8. MATRİS BİLEŞİMİNİN TERMAL İLETKENLİĞE ETKİSİ

İncelenen kompozit malzemelerin termal iletkenlik ölçümleri 3 farklı sıcaklık (100-200-300 °C ) için gerçekleştirilmiştir. Çizelge 6.10'daki verilerden faydalanılarak çizilen sıcaklığın ve matris bileşiminin termal iletkenliğe etkisi Şekil 7.25'da yer almaktadır.

Termal iletkenliğin matrise Mg ilavesi ve ölçüm sıcaklığıyla azaldığı görülmektedir. Beklenildiği gibi Mg'un termal iletkenliğinin alüminyuma göre daha düşük olması nedeniyle üretilen kompozitlerin termal iletkenlik değerlerinde Mg ilavesi sonucunda düşüş gözlenmiştir [157-159].



(a)



(b)

Şekil 7.25. Sıcaklığa bağlı termal iletkenlik değişimi a) AA1050-XMg ve b) AlSi12-XMg .

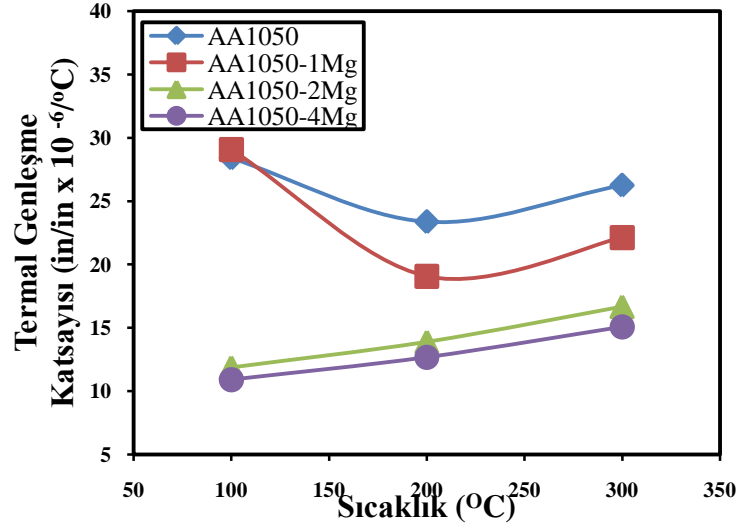
Şekil 7.25'e baktığımızda dikkat edilmesi gereken bir diğer husus da 200 °C'de Mg ilavesi ile üretilen kompozitlerin termal iletkenlik değerlerinde artış görülürken 300 °C'de ise tekrar düşüş yaşanmaktadır. Bu sonucun Mg ilavesi ile bağıntılı olduğu düşünülmektedir. Mg elementinin termal iletkenliği üzerine daha önce yapılan

çalışmalar da savımızı destekler nitelikte olup, Mg'un 100 °C'de 148 W/m.K olan termal iletkenliği 200 °C'de 163 W/m.K'e yükselmekte 300 °C'de ise 145 W/m.K'e düşmektedir [160]. AlSi12 matrisli kompozitlerde ise Si ilavesinin termal iletkenlik sonuçlarında daha etkin bir rol üstlendiğini görmekteyiz. Si ilavesinin saf alüminyumun termal iletkenliğine negatif etkisi Tang ve arkadaşları tarafından rapor edilmekte, elde ettiğimiz verileri kıyasladığımızda AlSi12 matrisli kompozitlerin AA1050 matrisli kompozitlere göre daha düşük termal iletkenlik değerleri sergilediği görülmektedir [161]. AlSi12 matrisine Mg ilavesi sonrası termal iletkenliğin lineer bir şekilde düşüş göstermesi AA1050 matrisli kompozitlerdeki gibi daha düşük termal iletkenliğe sahip Mg metalinden kaynaklanmıştır. AA1050 matrisli kompozitlerde 200 °C'de görülen artışın AlSi12 matrisli kompozitlerde görülmemiş olmasının Mg ilavesi sonrası oluşan Mg<sub>2</sub>Si intermetaliklerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Clive Randall 2008 yılında yazmış olduğu kitabında, Mg<sub>2</sub>Si intermetaliklerinin termal iletkenliklerinin 50 °C'den sonra hızlı bir düşüş sergilediğini belirtmiştir. AlSi12-XMg matrisli kompozitlerin yapısındaki Mg<sub>2</sub>Si oluşumu Şekil 6.8'de yer alan XRD sonuçlarıyla kanıtlanmıştır. Bu sonuçtan yola çıkarak ürettiğimiz kompozitlerde Mg<sub>2</sub>Si intermetalikliği AlSi12 matrisli kompozitlerde Mg metaline kıyasla daha belirleyici bir rol üstlenmiştir [162].

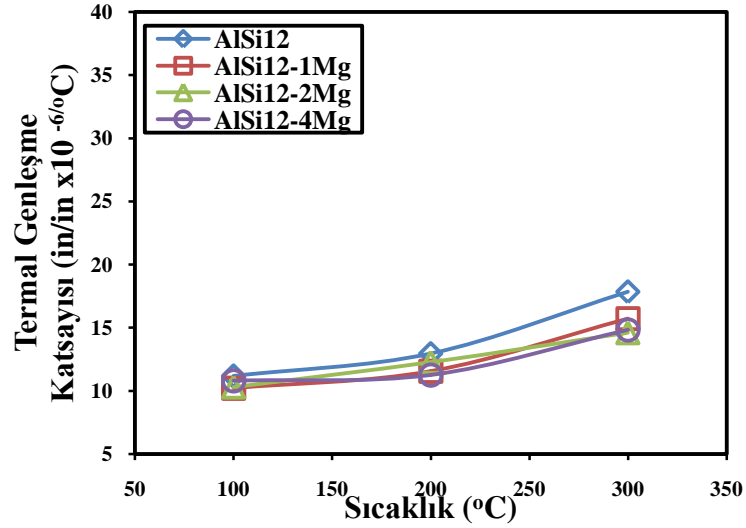
B<sub>4</sub>C'ün artan sıcaklıkla birlikte termal iletkenliğinin düştüğü bilinmektedir [163]. Her iki grafiğe de baktığımızda artan ölçüm sıcaklığıyla termal iletkenlik değerlerinde düşüş gözlenmiştir. Bu veriler ışığında Mg ilavesiz kompozitlerde sıcaklıkla termal iletkenliğin azalmasında büyük oranda B<sub>4</sub>C partiküllerinin etkili olduğu düşünülmektedir [160].

## **7.9. MATRİS BİLEŞİMİNİN TERMAL GENLEŞMEYE ETKİSİ**

Her bir numunenin termal genleşme katsayıları, spektroskopik olarak dilatometre cihazı ile belirlenmiştir. Alınacak sonuçlara göre artan sıcaklığa ve bileşime bağlı olarak termal genleşme katsayılarının değişim grafiği Çizelge 6.11'deki verilerden faydalanılarak çizilmiştir (Şekil 7.26).



(a)

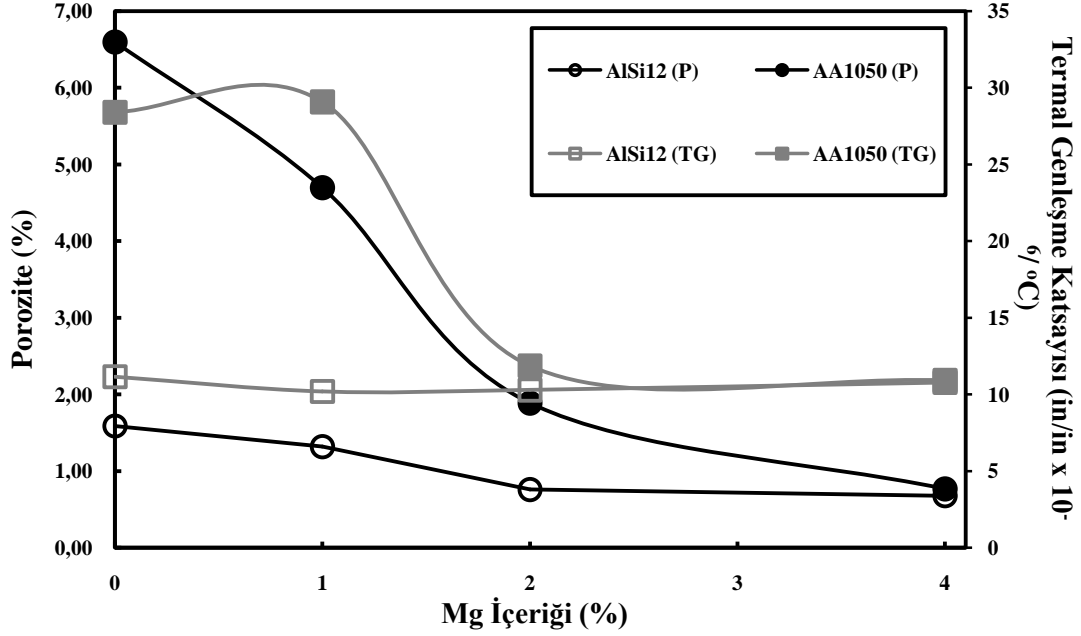


(b)

Şekil 7.26. Sıcaklığa bağlı termal genleşme değişimi a) AA1050-XMg ve b) AlSi12-XMg.

Her iki matrise yapılan Mg ilavesi termal genleşme değerlerinde düşüşe sebep olurken bu düşüş AA1050 matrisli kompozitlerde daha büyük oranlarda görülmüştür. Saf Mg metalinin termal genleşme katsayısının 1XXX serisi alüminyum alaşımları ile kıyaslandığında daha yüksek olduğu bilinmektedir [164]. Bu temel verilere rağmen Mg ilavesi ile termal genleşmenin düşmesi porozitede yaşanan düşüşle birebir ilişkili olduğu düşünülmektedir [122,123]. Artan test sıcaklığıyla beraber kompozit malzemelerin termal genleşme katsayıları yükselmektedir. Bu sonuç ise alüminyumun 200 ve 300 °C'de daha yüksek termal genleşme göstermesinden

kaynaklanmaktadır [165]. Şekil 7.27’de incelenen kompozitlerin 100 °C’deki termal genleşme katsayıları ile porozite arasındaki bağıntı görülmektedir.



Şekil 7.27. Termal genleşme katsayısının porozite ve Mg içeriği ile değişimi.

Her iki matriste de porozite yüzdesi düştükçe termal genleşme katsayısı da buna paralel olarak düşmektedir. Elde edilen termal genleşme verileri literatürle de uyumluluk göstermektedir. Ren ve arkadaşları porozite düştükçe termal genleşme katsayısının buna paralel olarak düşüş sergilediğini belirtmişlerdir [123]. Aynı şekilde Wu ve arkadaşları daha güçlü arayüzey bağlantısının termal genleşme üzerindeki pozitif etkisinden bahsetmişlerdir [122].

Termal genleşme katsayısındaki düşüşe sebep olan ikinci etken ise XRD analizleri ile tespit ettiğimiz matrise ve takviye elemanı arasındaki etkileşimler sonucunda meydana gelen Mg<sub>2</sub>Si gibi ikincil ve intermetalik fazlardır [166].

İki matrisi kıyasladığımızda Si ilaveli kompozitler daha düşük termal genleşme göstermektedir. Bu sonuç hem alüminyuma göre daha düşük termal genleşmeye sahip Si ilavesinden, hem de Si’un ergime derecesini düşürüp daha düşük poroziteye sahip kompozitlerin üretilmesine imkan sağlamasından kaynaklanmaktadır [123].

Şekil 7.27’de görüldüğü üzere AlSi12 matris kullanılarak üretilen kompozitlerde elde edilen yüzde porozite miktarlarına AA1050 matrisli kompozitlere yapılan %2 Mg ilavesi ile yaklaşılabilmektedir. %2 Mg ilavesinden sonra AlSi12 ve AA1050 matrisli kompozitlerde porozite ve termal genleşme değerleri birbirine yakın seyretmekte hatta her iki matrise de %4 Mg ilavesi sonrasında hemen hemen aynı termal genleşme değerleri elde edilmiştir.

## BÖLÜM 8

### GENEL SONUÇLAR

%60 hacim oranında 48 µm B<sub>4</sub>C partikül ile takviye edilmiş AA1050 ve AlSi12 matrislere %0-4 oranında Mg ilavesi ile üretilen kompozit malzemelerin mikroyapı incelemeleri, mekanik deneyleri, metal-metal aşınma, korozyon, termal iletkenlik ve termal genleşme deneylerinden aşağıdaki genel sonuçlar elde edilmiştir.

1. Üretilen kompozitlerde porozite genellikle takviye matris arayüzeyinde gerçekleşmiştir. AA1050 ve AlSi12 matrisin Mg ile alaşımlandırılmasıyla porozite hacim oranları büyük ölçüde düşmüştür. AA1050 matrise %4 Mg ilavesi sonucunda porozite miktarı %6,60'tan %0,77'ye düşüş göstermiştir. AlSi12 matrise %4 Mg ilavesinde ise porozite miktarı %1,59'lardan %58'e yakın bir düşüşle %0,68'e kadar gerilemiştir.
2. AA1050 matrisli kompozit malzemelerin matrisinde Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub> and AlB<sub>10</sub> fazları oluşurken Mg ilavesi ile bu fazlara ek olarak Al<sub>37</sub>Mg<sub>3</sub> fazı yer almaktadır. AlSi12 matrisli kompozitlerin matrisinde ise arayüzey reaksiyonları sonucunda Al<sub>99</sub>Si, Al<sub>3</sub>BC, AlB<sub>2</sub> and AlB<sub>10</sub> fazlarının oluşumu gerçekleşmiştir. Aynı zamanda SEM analizleri ile görülen ötektik Si oluşumu XRD analizleri ile de tespit edilmiştir. Mg ilavesi ile bu fazlara ek olarak Mg<sub>2</sub>Si intermetalik fazının oluşumu belirlenmiştir.
3. AA1050 matrisli kompozit malzemelere %4 Mg ilavesi sonrasında alınan sertlik değerlerinde %38 oranında bir artış kaydedilmiştir. AlSi12 alaşımına yapılan Mg ilavesinde ise AA1050 alaşımı kadar yüksek artış görülmemekle birlikte %4 Mg ilavesi ile %10 dolaylarında bir artış gözlenmiştir.



4. AA1050 matrise %4 Mg ilavesi sonrası basma dayanımı  $371,62 \text{ N/mm}^2$ 'den %65 oranında artış göstererek  $610,7 \text{ N/mm}^2$ 'ye yükselmiştir. AlSi12 matrisli kompozitlerde  $566,52 \text{ N/mm}^2$  basma dayanımı elde edilirken, %4 Mg ilavesi sonrası ise maksimum basma dayanımı  $873,18 \text{ N/mm}^2$  olarak bulunmuştur.
5. Kayma mesafesinin ve uygulanan yükün artmasıyla ağırlık kayıplarında artış gözlenmiştir. Aşınma dayanımı uygulanan bütün yüklerde Mg ilavesi ile artış göstermiştir. Fakat düşük yüklerde ağırlık kayıplarındaki fark belirgin bir şekilde ortaya çıkarken, yüksek yüklerde ağırlık kayıpları birbirine oldukça yaklaşmıştır. Aşınma sırasında kompozit malzeme yüzeyinde demirce zengin oksit tabakasının oluşumu aşınma hızını düşürmektedir.
6. %3,5 NaCl çözeltisinde gerçekleştirilen korozyon deneyleri sonrasında hem AA1050 hem de AlSi12 matrise yapılan Mg ilavesiyle kütle kaybı düşerken, %3,5  $\text{H}_2\text{SO}_4$  çözeltisinde ise artış göstermiştir. Her iki çözeltide de Mg ilavesi  $I_{kor}$  değerlerinde artışa sebep olmuştur.  $\text{H}_2\text{SO}_4$  çözeltisinde potansiyodinamik ölçümleri gerçekleştirilen AA1050 alüminyum matrisli kompozitlerde akım yoğunluğu  $3,23 \mu\text{A}$  ölçülürken, %4 Mg ilave edildiğinde  $101 \mu\text{A}$  akım yoğunluğu tespit edilmiştir. AlSi12 matrisli kompozitlerde de AA1050 matrisli kompozitlerde olduğu gibi  $I_{kor}$  değerlerinde artış gözlemlenmiştir. Öyle ki, Mg ilavesiz AlSi12 alaşımlı matrise sahip kompozitlerde  $I_{kor}$  değeri  $9,69 \mu\text{A}$  olarak ölçülürken, bu alaşıma %4 Mg ilave ettiğimizde %400 artışla  $50 \mu\text{A}$  ölçülmüştür.
7. NaCl çözeltisinde gerçekleştirilen korozyon deneylerinde yan kesitten alınan SEM fotoğraflarında daha yoğun oksit tabakası görülürken  $\text{H}_2\text{SO}_4$  çözeltisinde korozyona maruz bırakılan numunelerde oksit oluşumuna neredeyse rastlanmamıştır.
8. AA1050 matrisli kompozitlerde  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de  $13,4892 \text{ W/m.K}$  olarak ölçülen termal iletkenlik değeri, artan Mg miktarı ile lineer bir düşüş sergileyerek %4 Mg ilave edildiğinde %40 lık bir düşüşle  $84,4620 \text{ W/m.K}$  olarak bulunmuştur. AlSi12 matrisli kompozitlerde de AA1050 matrisli kompozitlerde olduğu gibi artan Mg

ilavesi termal iletkenlik deęerlerini lineer olarak dūřürmüřtür. Fakat AlSi12 matrisli kompozitlerde ki dūřūř sadece %10 dolaylarında kalmıřtır.

9. AA1050 matrisli kompozitlerde 100 °C sıcaklıkta %4 Mg ilavesi termal genleřme katsayısını %65 dolaylarında dūřürürken 300 °C sıcaklıkta bu dūřūř %42 oranlarında kalmıřtır. AlSi12 alařım matrisli kompozitlerde AA1050 matriste olduęu gibi Mg ilavesi ile termal genleřme katsayısında dūřūř gözlenmiř fakat bu dūřūř nispeten daha kūçük seviyelerde kalmıřtır. Termal genleřme katsayısı 100 °C sıcaklıkta %4 Mg ilavesi ile %10 luk bir dūřūř sergilerken 300 °C'de dūřūř biraz daha artarak %17 seviyelerinde gerçekteřmiřtir.

## KAYNAKLAR

1. Gümüşderelioğlu, M., “Geleceğin malzemeleri” *Bilim ve Teknik*, Haziran, 2-3 (2004).
2. Balasubramanian, M., “Composite Materials and Processing”, *CRC Press*, New York, 1-7 (2014).
3. Hull, D. and Clyne, T. W., “An Introduction to Composite Materials”, *Press Syndicate of the University of Cambridge*, New York, (1996).
4. Chawla, K. K., “Composite Materials, Science and Engineering”, *Springer Science + Business Media, Inc.*, USA, (1998).
5. Miracle, D. M., “Metal matrix composites – from science to technological significance”, *Composites Science and Technology*, 65: 2526–2540 (2005).
6. Maruyama, B., “Comprehensive Composite Materials”, *Elsevier Science Ltd.*, 3: 717-739 (2000).
7. Warren, H. and Hunt, J., “Comprehensive Composite Materials”, *Elsevier Science Ltd.*, 6: 57-66 (2000).
8. Occhionero, M., Adams, R., Fennessy, K. and Robert, A., “Aluminum silicon carbide (AlSiC) for advanced microelectronic packages”, *IMAPS*, Boston, 1-6 (1998).
9. İnternet: CPS Technologies, <http://www.alsic.com/liquid-cooled-cold-plates.html> (2015).
10. Fridlyander, J., “Metal Matrix Composites”, *Springer Science + Business Media, Inc.*, UK, (1995).
11. Froyen, L. and Verlinden, B., “Aluminium Matrix Composites Materials”, *European Aluminium Association*, Belgium, 1-29 (1994).
12. Kandpal, B. C., Kumar, J. and Singh, H., “Production technologies of metal matrix composite, a review”, *IJRMET*, 4: 27-32 (2014).
13. Chawla, K. K. and Chawla, N., “Metal Matrix Composites”, *Springer Science + Business Media, Inc.*, New York, (2013).
14. Mortensen, A., Michaud, V. J. and Flemings, M. C., “Pressure-infiltration processing of reinforced aluminium”, *JOM*, 45: 36-43 (1993).

15. Garcia-Cordovilla, C., Louis, E. and Narciso, J., "Pressure infiltration of packed ceramic particulates by liquid metals", *Acta Mater.*, 47: 4461-4479 (1999).
16. Candan, E., Ahlatci, H. and Çimenoglu, H., "Abrasive wear behaviour of al-sic composites produced by pressure infiltration technique", *Wear*, 247: 133-138 (2001).
17. Topcu, I., Gulsoy, H. O., Kadioglu, N. and Gulluoglu, A. N., "Processing and mechanical properties of B<sub>4</sub>C reinforced al matrix composites", *Journal of Alloys and Compounds*, 482: 516-521 (2009).
18. Dobrzański, L. A., Kremzer, M., Nowak, A. J. and Nagel, A., "Aluminium matrix composites fabricated by infiltration method", *Archives of Materials Science and Engineering*, 36: 5-11 (2009).
19. Ahlatçı, H., "Al/%60 SiC kompozitlerin mekanik özelliklerine ve aşınma davranışına takviye boyutunun ve matris bileşiminin etkisi", Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-150 (2003).
20. Oh, S., "Wetting of ceramic particulates with liquid aluminium alloys", Doktora Tezi, *Massachusetts Institute of Technology*, Massachusetts, 139-168 (1987).
21. Candan, E., Atkinson, H. V. and Jones, H., "Effect of magnesium alloying additions on infiltration threshold pressure and structure of sic powder comopacts infiltrated by aluminium-based melts", *Journal of Materials Science*, 32: 289-294 (1997).
22. Alonso, A., Narciso, J., Pamies, A., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E., "Effect of K<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> coatings on pressure infiltration of packed sic particulates by liquid aluminum", *Scripta Metallurgica et Materialia.*, 29: 1559-1564 (1993).
23. Alonso, A., Pamies,A., Narciso,J., Garcia-Cordovilla,C. and Louis,E., "Evaluation of the wettability of liquid aluminium with ceramic particulates (SiC, TiC Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) by means of pressure infiltration", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 24: 1423-1432 (1993).
24. Narciso, J., Garcia, C. and Louis, E., "Pressure infiltration in a reactive system; packed SiC particulates infiltrated by pure silver with dissolved oxygen", *Acta Mater.*, 45: 5111-5118 (1997).
25. Narciso, J., Garcia, C. and Louis, E., "Pressure infiltration of packed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulates by pure silver", *Acta Mater.*, 36: 363-368 (1996).
26. Skuruman, K. and Pillai, S. G. K., "The effects of magnesium additions on the structure and properties of Al-7Si-10SiCp composites", *J.Mater. Sci.*, 30 (6): 1469-72 (1995).

27. Maxwell, P. B., Martins, G. P., Olson, D. L. and Edwards, G. R., “The infiltration of aluminium into silicon carbide compacts”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 21: 475-485 (1990).
28. Oh, S. Y., Cornie, J. A., and Russell, K. C., “Wetting of ceramic particulates with liquid aluminium alloys, part II. study of wettability”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 20: 533-541 (1989).
29. Chong, S. Y., Atkinson, H. V. and Jones, H., “Effect of ceramic particle size, melt superheat, impurities and alloy conditions on threshold pressure for infiltration of SiC powder compacts by aluminium-based melts”, *Materials Science and Engineering A*, 173: 233-237 (1993).
30. Candan, E., Atkinson, H. V., and Jones, H., “ Role of surface tension in relation to contact angle in determining threshold pressure for melt infiltration of ceramic powder compacts”, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 38: 999-1002 (1998).
31. Narciso, J., Alonso, A., Pamies, A., Garcia-Cordovilla, C. and Louis, E. “Wettability of binary and ternary alloys of the system Al-Si-Mg with SiC particulates”, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 31: 1495-1500 (1994).
32. Candan. E., “Effect of alloying elements to aluminium on the wettability of Al/SiC system”, *TUBİTAK Turkish J. Eng. Env. Sci*, 26: 1-5 (2002).
33. Ateş, S., “SiC takviyeli Etial 21 esaslı kompozit malzemelerin basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretim ve özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kırıkkale, 45-46 (2011).
34. Ibrahim, M. F., Ammar, H. R., Samuel, A. M., Soliman, M. S. and Samuel, F. H., “On the impact toughness of Al-15 vol.% B<sub>4</sub>C metal matrix composites”, *Composites Part B*, 79: 83-94 (2015).
35. Xiu, Z., Yang, W., Dong, R., Hussain, M., Jiang, L., Liu, Y. and Wu, G. “Microstructure and mechanical properties of 45 vol.%SiCp/7075Al composite”, *Journal of Materials Science & Technology*, Accepted manuscript (2015).
36. Bo, R., Zhong-xia, L., Rui-feng, Z., Tian-ging, Z., Zhi-yong, L., Ming-xing, W. and Yong-gang, W., “Effect of Sb on microstructure and mechanical properties of Mg<sub>2</sub>Si/Al-Si composites”, *Trasns. Nonferrous Met. Soc. China*, 20: 1367-1373 (2010).
37. Lee, H. S., Yeo, J. S., Hong, S. H., Yoon, D. J. and Na, K. H., “The fabrication process and mechanical properties of SiC/Al-Si metal matrix composites for automobile air-conditioner compressor pistons”, *Journal of Materials Science & Technology*, 113: 202-208 (2001).

38. Baradeswaran, A. and Elaya Perumal, A., "Influence of B<sub>4</sub>C on the tribological and mechanical properties of Al 7075–B<sub>4</sub>C composites", *Composites Part B*, 54: 146-152 (2013).
39. Chaubey, A. K., Scudino, S., Mukhopadhyay, N. K., Samadi Khoshkhoo, M., Mishra, B. K. and Eckert, J., "Effect of particle dispersion on the mechanical behavior of Al-based metal matrix composites reinforced with nanocrystalline Al–Ca intermetallics", *Journal of Alloys & Compounds*, 536: 134-137 (2012).
40. Alizadeh, A. and Taheri-Nassaj, E., "Mechanical properties and wear behavior of Al–2 wt. %Cu alloy composites reinforced by B<sub>4</sub>C nanoparticles and fabricated by mechanical milling and hot extrusion", *Materials Characterization*, 67: 119–128 (2012).
41. Abdizadeh, H. and Baghchesara, M. A., "Investigation on mechanical properties and fracture behavior of A356 aluminum alloy based ZrO<sub>2</sub> particle reinforced metal-matrix composites", *Ceramics International*, 39: 2045–2050 (2013).
42. Sharma, P., Sharma, S. and Khanduja, D., "A study on microstructure of aluminium matrix composites", *Journal of Asian Ceramic Societies*, Article in press (2015).
43. Fathy, A., Wagih, A., Abd El-Hamid, M. and Hassan, A. A., "The effect of Mg add on morphology and mechanical properties of Al–XMg/10Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite produced by mechanical alloying", *Advanced Powder Technology*, 25: 1345–1350 (2014).
44. Stein, J., Lenczowski, B., Anglaret, E. and Fre'ty, N., "Influence of the concentration and nature of carbon nanotubes on the mechanical properties of AA5083 aluminium alloy matrix composites", *Carbon*, 77: 44-52 (2014).
45. Ezatpour, R. and Torabi, H. R. "Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites fabricated by stir-casting process", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 23: 1262–1268 (2013).
46. Torralba, M. J., Velasco, F., Costa, E. C., Vergana, I. and Caceres, D., "Mechanical behavior of the interphase between matrix and reinforcement of Al 2014 matrix composite reinforced with (Ni<sub>3</sub>Al)<sub>p</sub>", *Composites Part A*, 33: 427-434 (2002).
47. Ünlü, B. S., "Investigation of tribological and mechanical properties Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiC reinforced Al composites manufactured by casting or P/M method", *Materials and Design*, 29: 2002-2008 (2008).
48. Abdollahi, A., Alizadeh, A. and Baharvandi, H. R., "Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of Al2024–5 wt.%B<sub>4</sub>C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion", *Materials and Design*, 55: 471–481 (2014).

49. Liu, Y. Q., Wei, S. H., Fan, J. Z., Ma, Z. L. and Zuo, T., “Mechanical properties of a low thermal expansion aluminum/silicon composite produced by powder metallurgy”, *J. Mater. Sci. Technol.*, 30: 417-422 (2014).
50. Saravanakumar, A., Sasikumar, P. and Sivasankaran, S., “Synthesis and mechanical behavior of AA 6063-X wt. %Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-1% Gr (x = 3, 6, 9 and 12 wt. %) hybrid composites”, *Procedia Engineering*, 97: 951–960 (2014).
51. Zheng, R., Hao, X., Yuan, Y., Wang, Z., Ameyama, K. and Ma, C., “Effect of high volume fraction of B<sub>4</sub>C particles on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy based composites”, *Journal of Alloys and Compounds*, 576: 291–298 (2013).
52. Mazaheri, Y., Meratian, M., Emadi, R. and Najarian, A. R., “Comparison of microstructural and mechanical properties of Al–TiC, Al–B<sub>4</sub>C and Al–TiC–B<sub>4</sub>C composites prepared by casting techniques”, *Materials Science & Engineering A*, 560: 278–287 (2013).
53. Shipway, P. H., Kennedy, A. R. and Wilkes, A. J., “Sliding wear behavior of aluminium-based metal matrix composites produced by a novel liquid route”, *Wear*, 216: 160-171 (1998).
54. Zhiqiang, S., Di, Z. and Guobin, L., “Evaluation of dry sliding wear behavior of silicon particles reinforced aluminum matrix composites”, *Materials and Design*, 26: 454–458 (2005).
55. Lekatou, A., Karantzalis, A. E., Evangelou, A., Gousia, V., Kaptay, G., Gácsi, Z., Baumli, P. and Simon, A., “Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ), Microstructure, wear and corrosion behaviour”, *Materials and Design*, 65: 1121–1135 (2015).
56. Das, S., Das, S. and Das, K., “Abrasive wear of zircon sand and alumina reinforced Al–4.5 wt%Cu alloy matrix composites – a comparative study”, *Composites Science and Technology*, 67: 746–751 (2007).
57. Unlu, B. S., “Investigation of tribological and mechanical properties Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiC reinforced Al composites manufactured by casting or P/M method”, *Materials and Design*, 29: 2002–2008 (2008).
58. Shorowordi, K. M., Haseeb, A. S. M. A. and Celis, J. P., “Tribo-surface characteristics of Al–B<sub>4</sub>C and Al–SiC composites worn under different contact pressures”, *Wear*, 261: 634–641 (2006).
59. Ahlatci, H., Candan, E. and Çimenoglu, H., “Abrasive wear behavior and mechanical properties of Al–Si/SiC composites”, *Wear*, 257: 625–632 (2004).

60. Hassan, A. M., Alrashdan, A., Hayajneh, M. T. and Mayyas, A. T., "Wear behavior of Al–Mg–Cu–based composites containing SiC particles", *Tribology International*, 42: 1230–1238 (2009).
61. Karakulak, E., Yamanoglu, R., Erten, U., Zeren, A., Zor, C. S. and Zeren, M., "Investigation of corrosion and mechanical properties of Al–Cu–SiC–xNi composite alloys", *Materials and Design*, 59: 33–37 (2014).
62. Lee, S. H., Yeo, J. S., Hong, S. H., Yoon, D. J. and Na, K. H., "The fabrication process and mechanical properties of SiC<sub>7</sub>AL–Si metal matrix composites for automobile air-conditioner compressor pistons", *Journal of Metaterials Processing Technology*, 113: 202–208 (2001).
63. Rao, R. N. and Das, S., "Effect of matrix alloy and influence of SiC particle on the sliding wear characteristics of aluminium alloy composites", *Materials and Design*, 31: 1200–1207 (2010).
64. Mindivan, H., Kayali, E. S. and Cimenoglu, H., "Tribological behavior of squeeze cast aluminum matrix composites", *Wear*, 265: 645–654 (2008).
65. Abhik, R., Umasankar, V. and Xavior, M. A., "Evaluation of properties for Al–SiC reinforced metal matrix composite for brake pads", *Procedia Engineering*, 97: 941–950 (2014).
66. Kumar, B. A., Murugan, N. and Dnaharan, I., "Dry sliding wear behavior of stir cast AA6061–T<sub>6</sub>/AlNp composite", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 24: 2785–2795 (2014).
67. Mazahery, A. and Shabani, M. O., "Microstructural and abrasive wear properties of SiC reinforced aluminum-based composite produced by compocasting", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 23: 1905–1914 (2013).
68. Sahin, Y. and Acilar, M., "Production and properties of SiCp-reinforced aluminium alloy composites", *Composites, Part A*, 34: 709–718 (2003).
69. Rao, R. N. and Das, S., "Effect of SiC content and sliding speed on the wear behaviour of aluminium matrix composites", *Materials and Design*, 32: 1066–1071 (2011).
70. Rao, R. N., Das, S., Mondal, D. P. and Dixit, G., "Effect of heat treatment on the sliding wear behaviour of aluminium alloy (Al–Zn–Mg) hard particle composite", *Tribology International*, 43: 330–339 (2010).
71. Hariprasad, T., Varatharajan, K. and Ravi, S., "Wear characteristics of B<sub>4</sub>C and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced with Al 5083 metal matrix based hybrid composite", *Procedia Engineering*, 97: 925–929 (2014).
72. Acilar, M. and Gul, F., "Effect of the applied load, sliding distance and oxidation on the dry sliding wear behaviour of Al–10Si/SiCp composites



- produced by vacuum infiltration technique”, *Materials and Design*, 25: 209 – 217 (2004).
73. Gul, F. and Acilar, M., “Effect of the reinforcement volume fraction on the dry sliding wear behaviour of Al–10Si/SiCp composites produced by vacuum infiltration technique”, *Composites Science and Technology*, 64: 1959–1970 (2004).
  74. Ramachandra, M. and Radhakrishna, K., “Effect of reinforcement of flyash on sliding wear, slurry erosive wear and corrosive behavior of aluminium matrix composite”, *Wear*, 262: 1450–1462 (2007).
  75. Miranda, G., Buciumeanu, M., Carvalho, O., Soares, D. and Silva, F. S., “Interface analysis and wear behavior of Ni particulate reinforced aluminum–silicon composites produced by PM”, *Composites, Part B*, 69: 101–110 (2015).
  76. Baradeswaran, A. and Elaya, P. A., “Wear and mechanical characteristics of Al 7075/graphite composites”, *Composites, Part B*, 56: 472–476 (2014).
  77. Mindivan, H., “Reciprocal sliding wear behaviour of B<sub>4</sub>C particulate reinforced aluminum alloy composites”, *Materials Letters*, 64: 405–407 (2010).
  78. Mondal, D. P. and Das, S., “High stress abrasive wear behaviour of aluminium hard particle composites, effect of experimental parameters, particle size and volume fraction”, *Tribology International*, 39: 470–478 (2006).
  79. Uyyuru, R. K., Surappa, M. K. and Brusethaug, S., “Tribological behavior of Al–Si–SiCp composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions”, *Tribology International*, 40: 365–373 (2007).
  80. Yılmaz, O. and Buytoz, S., “Abrasive wear of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-reinforced aluminium-based MMCs”, *Composites Science and Technology*, 61: 2381–2392 (2001).
  81. Abdollahi, A., Alizadeh, A. and Baharvandi, H. Z., “Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of Al2024–5 wt.%B<sub>4</sub>C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion”, *Materials and Design*, 55: 471–481 (2014).
  82. Muratoglu, M. and Aksoy, M., “The effects of temperature on wear behaviours of Al–Cu alloy and Al–Cu, SiC composite”, *Materials Science and Engineering A*, 282: 91–99 (2000).
  83. Rajan, H. B. M., Ramabalan, S., Dinaharan, I. and Vijay, S. J., “Effect of TiB<sub>2</sub> content and temperature on sliding wear behavior of AA7075/TiB<sub>2</sub> in situ aluminum cast composites”, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 14: 72–79 (2014).

84. Zhu, H., Jar, J., Song, J., Zhao, J., Li, J. and Xie, Z., “High temperature dry sliding friction and wear behavior of aluminum matrix composites ( $\text{Al}_3\text{Zr}+\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$ )/Al”, *Tribology International*, 48: 78–86 (2012).
85. Salazar, J. M. and Barrena, M. I., “Influence of heat treatments on the wear behaviour of an AA6092/SiC25p composite”, *Wear*, 256: 286–293 (2004).
86. Dou, Y., Liu, Y., Liu, Y., Xiong, Z. and Xia, Q., “Friction and wear behaviors of  $\text{B}_4\text{C}/6061\text{Al}$  composite”, *Materials and Design*, 60: 669–677 (2014).
87. Siddhartha, P. N. A., Radhika, N. B. and Raghu, R. C., “Analysis of tribological behavior of aluminium/ $\text{B}_4\text{C}$  composite under dry sliding motion”, *Procedia Engineering*, 97: 994–1003 (2014).
88. Al-Qutuba, A. M., Khalil, A., Saheb, N. and Hakeem, A. S., “Wear and friction behavior of Al6061 alloy reinforced with carbon nanotubes”, *Wear*, 297: 752–761 (2013).
89. Daoud, A. and AbouEl-khair, M. T., “Wear and friction behavior of sand cast brake rotor made of A359 – 20 vol %SiC particle composites sliding against automobile friction material”, *Tribology International*, 43: 544–553 (2010).
90. Natarajan, N., Vijayarangan, S. and Rajendran, I., “Wear behaviour of A356/25SiCp aluminium matrix composites sliding against automobile friction material”, *Wear*, 261: 812–822 (2006).
91. Ahmad, F., Lo, S. H. J., Aslam, M. and Haziq, A., “Tribology behaviour of alumina particles reinforced aluminium matrix composites and brake disc materials”, *Procedia Engineering*, 68: 674 – 680 (2013).
92. Seyed Reihani, S. M., “Processing of squeeze cast Al6061–30vol%SiC composites and their characterization”, *Materials and Design*, 27: 216–222 (2006).
93. Padmavathi, K. R. and Ramakrishnan, R., “Tribological behaviour of aluminium hybrid metal matrix composite”, *Procedia Engineering*, 97: 660–667 (2014).
94. Baradeswaran, A., Vettivel, S. C., Perumal A. E., Selvakumar, N. and Issac. F. R., “Experimental investigation on mechanical behaviour, modelling and optimization of wear parameters of  $\text{B}_4\text{C}$  and graphite reinforced aluminium hybrid composites”, *Materials and Design*, 63: 620–632 (2014).
95. Yi-qi, W. and Jung-il, S., “Dry sliding wear behavior of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  fiber and SiC particle reinforced aluminium based MMCs fabricated by squeeze casting method”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 21: 1367-1373 (2011).
96. Alaneme, K. K., Adewale, T. M. and Olubambi, P. A., “Corrosion and wear behaviour of Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites reinforced with rice

- husk ash and silicon carbide”, *Journal of Materials Research and Technology*, 3(1): 9–16 (2014).
97. Kumari, P. D. R., Nayak, J. and Shetty, A. N., “Corrosion behavior of 6061/Al-15 vol. pct. SiC(p) composite and the base alloy in sodium hydroxide solution”, *Arabian Journal of Chemistry*, 1-11 (2012).
  98. Shanbhag, V. V., Yalamoori, N. N., Karthikeyan, S., Ramanujam, R. and Venkatesan, K., “Fabrication, surface morphology and corrosion investigation of Al 7075-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> matrix composite in sea water and industrial”, *Procedia Engineering* 97: 607-613 (2014).
  99. Dobrzanski, L. A., Włodarczyk, A. and Adamiak, M., “Structure, properties and corrosion resistance of PM composite materials based on EN AW-2124 aluminum alloy reinforced with the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic particles”, *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163: 27–32 (2005).
  100. Dikici, B., Tekmen, C., Yigit, O., Gavgali, M. and Cocen, U., “Detrimental effect of particle sol–gel coating on the corrosion behavior of A380–SiC composite”, *Corrosion Science*, 51: 469–476 (2009).
  101. Zhu, J. and Hihara, L. H., “Corrosion of continuous alumina-fibre reinforced Al–2 wt.%Cu–T6 metal–matrix composite in 3.15 wt.%NaCl solution”, *Corrosion Science*, 52: 406–415 (2010).
  102. Payan, S., Petitcorps, Y. L., Olive, J. M. and Saadaoui, H., “Experimental procedure to analyse the corrosion mechanisms at the carbon/aluminium interface in composite materials”, *Composites Part A*, 32: 585–589 (2001).
  103. Seah, K. H. W., Krishna, M., Vijayalakshmi, V. T. and Uchil, J., “Corrosion behaviour of garnet particulate reinforced LM13 Al alloy MMCs”, *Corrosion Science*, 44: 917–925 (2002).
  104. Candan, S., “An investigation on corrosion behaviour of pressure infiltrated Al–Mg alloy/SiCp composites”, *Corrosion Science*, 51: 1392–1398 (2009).
  105. Winkler, S. L., Ryan, M. P. and Flower, H. M., “Pitting corrosion in cast 7XXX aluminium alloys and fibre reinforced MMCs”, *Corrosion Science*, 46: 893–902 (2004).
  106. Toptan, F., Alves, A. C., Kerti, I., Ariza, E. and Rocha, L. A., “Corrosion and tribocorrosion behaviour of Al–Si–Cu–Mg alloy and its composites reinforced with B<sub>4</sub>C particles in 0.05 NaCl solution”, *Wear*, 306: 27–35 (2013).
  107. Candan, S., “Effect of SiC particle size on corrosion behavior of pressure infiltrated Al matrix composites in a NaCl solution”, *Materials Letters*, 58: 3601–3605 (2004).

108. Candan, S. and Bilgic, E., “Corrosion behavior of Al–60 vol.%SiC<sub>p</sub> composites in NaCl solution”, *Materials Letters*, 58: 2787– 2790 (2004).
109. Pardo, A., Merino, M. C., Merino, S., Viejo, F., Carboneras, M. and Arrabal, R., “Influence of reinforcement proportion and matrix composition on pitting corrosion behaviour of cast aluminium matrix composites”, *Corrosion Science*, 47: 1750–1764 (2005).
110. Datta, J., Datta, S., Banerjee, M. K. and Bandyopadhyay, S., “Beneficial effect of scandium addition on the corrosion behavior of Al–Si–Mg–SiC<sub>p</sub> metal matrix composites”, *Composites, Part A*, 35: 1003–1008 (2004).
111. Montoya-Dávila, M., Pech-Canul, M. I. and Pech-Canul, M. A., “Effect of SiC<sub>p</sub> multimodal distribution on pitting behavior of Al/SiC<sub>p</sub> composites prepared by reactive infiltration”, *Powder Technology*, 195: 196–202 (2009).
112. Zakaria, H. M., “Microstructural and corrosion behavior of Al/SiC metal matrix composites”, *Ain Shams Engineering Journal*, 5: 831–838 (2014).
113. Tong, X. C., “Advanced materials for thermal management of electronic packaing”, *Springer Science + Business Media, Inc.*, 30, (2011).
114. Ohring, M., and Kasprzak, L., “Packaging materials, processes, and stresses”, *Elsevier B.V.*, 443-503 (2015).
115. Molina, J. M., Rheme, M., Carron, J. and Weber, L., “Thermal conductivity of aluminum matrix composites reinforced with mixtures of diamond and SiC particles”, *Scripta Materialia*, 58: 393–396 (2008).
116. Chen, J. K. and Huang, I. S., “Thermal properties of aluminum–graphite composites by powder metallurgy”, *Composites, Part B*, 44: 698–703(2013).
117. Xue, C., Yu, J. K. and Zhu, X. M., “Thermal properties of diamond/SiC/Al composites with high volume fractions”, *Materials and Design*, 32: 4225–4229 (2011).
118. Deng, C. F., Ma, Y. X., Zhang, P., Zhang, X. X. and Wang, D. Z., “Thermal expansion behaviors of aluminum composite reinforced with carbon nanotubes”, *Materials Letters*, 62: 2301–2303 (2008).
119. Zhou, C., Ji, G., Chen, Z., Wang, M., Addad, A., Schryvers, D. and Wanga, H., “Fabrication, interface characterization and modeling of oriented graphite flakes/Si/Al composites for thermal management applications”, *Materials and Design*, 63: 719–728 (2014).
120. Chung, D. D. L. and Zweben, C., “Composites for electronic packaging and thermal management”, *Comprehensive Composite Materials*, 6: 701-725 (2000).

121. Geiger, A. L., Hasselman, D. P. H. and Welch, P., “Electrical and thermal conductivity of discontinuously reinforced aluminum composites at sub-ambient temperatures”, *Acta Mater.*, 45: 3911-3914 (1997).
122. Wu, J., Zhang, H., Zhang, Y., Li, J. and Wang, X., “Effect of copper content on the thermal conductivity and thermal expansion of Al–Cu/diamond composites”, *Materials and Design*, 39: 87–92 (2012).
123. Ren , S., He, X., Qu, X., Humail, I. S. and Li, Y., “Effect of Mg and Si in the aluminum on the thermo-mechanical properties of pressureless infiltrated SiC<sub>p</sub>/Al composites”, *Composites Science and Technology*, 67: 2103–2113 (2007).
124. Kim, B. G., Dong, S. L. and Park, S. D., “Effects of thermal processing on thermal expansion coefficient of a 50 vol.%SiC<sub>p</sub>/Al composite”, *Materials Chemistry and Physics*, 72: 42–47 (2001).
125. Zhang, Q. and Gu, M., “Effect of silicon carbide particles on properties of Al/Si<sub>p</sub> + SiC<sub>p</sub>”, *Materials Science and Engineering A*, 419: 86–90 (2006).
126. Huber, T., Degischer, H. P., Lefranc, G. and Schmitt, T., “Thermal expansion studies on aluminium-matrix composites with different reinforcement architecture of SiC particles”, *Composites Science and Technology*, 66: 2206–2217 (2006).
127. Arpon, R., Molina, J. M., Saravanan, R. A., Garcia-Cordovilla, C., Louis, E. and Narciso, J., “Thermal expansion behaviour of aluminium/SiC composites with bimodal particle distributions”, *Acta Materialia*, 51: 3145–3156 (2003).
128. Chan, K. C. and Liang, J., “Thermal expansion and deformation behaviour of aluminium-matrix composites in laser forming”, *Composites Science and Technology*, 61: 1265–1270 (2001).
129. Chu, K., Jia, C., Liang, X., Chen, H. and Guo, H., “The thermal conductivity of pressure infiltrated SiC<sub>p</sub>/Al composites with various size distributions, Experimental study and modeling”, *Materials and Design*, 30: 3497–3503 (2009).
130. Guo-gin, C., Zi-yang, X., Wen-shu, Y., Long-tao, J. and Gao-hui, W., “Effect of thermal-cooling cycle treatment on thermal expansion behavior of particulate reinforced aluminum matrix composites”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 20: 2143-2147 (2010).
131. Nam, T. H., Requena, G. and Degischer, P., “Thermal expansion behaviour of aluminum matrix composites with densely packed SiC particles”, *Composites, Part A*, 39: 856–865 (2008).

132. Chen, N., Zhang, H., Gu, M. and Jin, Y., "Effect of thermal cycling on the expansion behavior of Al/SiCp composite", *Journal of Materials Processing Technology*, 209: 1471–1476 (2009).
133. Zhang, Q., Wu, G., Chen, G., Jiang, L. and Luan, B., "The thermal expansion and mechanical properties of high reinforcement content SiCp/Al composites fabricated by squeeze casting technology", *Composites, Part A*, 34: 1023–1027 (2003).
134. Schöbel, M., Altendorfer, W., Degischer, H. P., Vaucher, S., Buslaps, T., Michiel, D. M. and Hofmann, M., "Internal stresses and voids in SiC particle reinforced aluminum composites for heat sink applications", *Composites Science and Technology*, 71: 724–733 (2011).
135. Eustathopoulos, M., Nicholas, M. G. and Drevet, B., "Wettability at High Temperatures," *Pergamon*, Tokyo, (1999).
136. Zhang, Z., Fortin, K., Charette, A. and Chen, X., "Fluidity and microstructure evolution of Al-12%B<sub>4</sub>C composites containing magnesium", *Mater. Trans.*, 52 (5): 928-933, (2011).
137. Candan, E., Atkinson, H. V. and Turen, Y., "Wettability of aluminum-magnesium alloys on silicon carbide substrates," *J.Am.Ceram.Soc.*, 94 (3): 867-874 (2011).
138. Ahlatci, H., Çimenoglu, H. and Candan, E., "Mechanical Properties of Al-60 PctSiCp Composites Alloyed with Mg", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35: 2127-2141, (2004).
139. Ray, S., "Synthesis of cast metal matrix particulate composites", *J.Mater. Sci.*, 28: 5397-5413 (1993).
140. Oh, S. Y., Cornie, J. A. and Russell, K. C., "Particulate wetting and metal: ceramic interface phenomena", *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 8: 912-936 (1987).
141. Shorowordi, K. M., Laoui, T., Haseeb, A. S. M. A., Celis, J. B. and Froyen, L., "Microstructure and interface characteristics of B<sub>4</sub>C, SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Al matrix composites: a comparative study", *4<sup>th</sup> International Conference on Mechanical Engineering*, Dhaka, 175-181 (2001).
142. Liu, T. M. and Chao, C. G., "Effect of magnesium on mechanical properties of alumina-fiber-reinforced aluminum matrix composites formed by pressure infiltration casting", *Mater. Sci and Eng A*, 169: 79-84 (1993).
143. Lee, K. B., Sim, H. S., Cho, S. Y. and Kwona, H. , "Reaction products of Al–Mg/B<sub>4</sub>C composite fabricated by pressureless infiltration technique", *Mater. Sci and Eng A*, 302: 227-234 (2001).

144. Ribes, H., Suery, M., Lesperance, G. and Legoux, J. G., “Microscopic examination of the interface region in 6061-Al/SiC composites reinforced with as-received and oxidized SiC particles”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 21: 2489-2496 (1990).
145. Pai, B. C., Ramani, G., Pillai, R. M. and Satyanarayana, K. G., “Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites”, *Journal of Materials Science*, 30: 1903-1911 (1995).
146. Suery, M. and Lesperance, G., “Interfacial reactions and mechanical behaviour of aluminium matrix composites reinforced with ceramic particles”, *Key Engineering Materials*, 79-80: 33-46 (1993).
147. Ribes, H., Da Silva, S. M. and Bretheau, T., “Effect of interfacial oxide layer in Al-SiC particle composites on bond strength and mechanical behaviour”, *Materials Science and Technology*, 6: 621-628 (1990).
148. Karakaş, M. S., “Effect of magnesium addition on wear behaviour of high volume fraction alumina particle reinforced aluminum matrix composites”, Yüksek Lisans tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2001).
149. Ahlatci, H., Karakaş, M. S., Candan, E. and Cimenoglu, H., “Effect of magnesium addition on wear behaviour of Al-70 vol. %Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> composite”, *Materials Science and Technology*, 19: 949-954 (2003).
150. Kocer, T., “Basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve SiC partikül takviyeli kompozitlerin aşınma davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2002).
151. Yang, J., Pickard, S. M., Cady, C., Evans, A. G. and Mehrabian, “The stress/strain behaviour of aluminium matrix composites with discontinuous reinforcements”, *Acta Metall Mater.*, 39: 1863-1869 (1991).
152. Torabian, H., Pathak, J. P. and Tiwari, S. N., “Wear characteristics of Al-Si alloys”, *Wear*, 172: 49-58 (1994).
153. Pech-Canul, M. I., Katz, R. N., Makhlof, M. M. and Pickard, S., “The role of silicon in wetting and pressureless infiltration of SiCp preforms by aluminium alloys”, *Journal of Materials Science*, 35: 2167-2173 (2000).
154. Sun, Y., Ahlatci, H., Özdoğru, E. and Çimenoglu, H., “Dry sliding wear behaviour of Fe-0.4C-25Cr-XNi cast steels”, *Wear*, 261: 338-346 (2006).
155. Sun, Y. and Ahlatci, H., “Mechanical and wear behaviors of Al-12Si-XMg composites reinforced with in situ Mg<sub>2</sub>Si particles”, *Mater Des.*, 32(5): 2983-2987, (2014).

156. Çiçek, B. and Sun, Y. “A study on the mechanical and corrosion properties of lead added magnesium alloys”, *Mater Des.*, 37: 369-372 (2012).
157. Ying, T., Chi, H., Zheng, M., Li, Z. and Uher, C., “Low-temperature electrical resistivity and thermal conductivity of binary magnesium alloys”, *Acta Materialia*, 80: 288-295 (2014).
158. İnternet:[http://www.efunda.com/materials/elements/TC\\_Table.cfm?Element\\_ID=Mg](http://www.efunda.com/materials/elements/TC_Table.cfm?Element_ID=Mg) (2015).
159. Ashworth, T. and Smith, D. R., “Thermal Conductivity”, *Springer Science + Business Media, Inc.*, New York, (1983).
160. İnternet: International Magnesium Association, “Physical Properties of Magnesium”<http://www.intlmag.org/magnesiumbasics/physical.cfm> (2015).
161. Tang, N., Chen, J. and Hung, H., “The effect of silicon on the thermal conductivity of Al-Si alloys”, *Materials Science and Technology Conference and Exhibition* , Quebec, 1339-1343 (2013).
162. Randall, C., Lin, H., Koumoto, K. and Clem, P., “Advances in Electronic Ceramics” *The American Ceramic Society*, New Jersey,189 (2008).
163. Ursu, I., “Physics and Technology of Nuclear Materials” *Pergamon Press Ltd.*, New York, 217 (1985).
164. Cverna, F., “ASM Ready Reference: Thermal Properties of Metals”, *ASM International, Ohio*, 9-16 (2002).
165. Hidnert, P. and Krider, H. S., “Thermal expansion of aluminum and some aluminum alloys”, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 48: 209-220 (1952).
166. Thakur, S. K., Dhindaw, B. K., Hort, N. and Kainer, K. U., “Some studies on the thermal-expansion behavior of C-Fiber, SiC<sub>p</sub>, and in-situ Mg<sub>2</sub>Si-reinforced AZ31 Mg alloy-based hybrid composites”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A: 1167-1176 (2004).



## ÖZGEÇMİŞ

Engin ÇEVİK, 1983 yılında Ulus'da doğdu; ilk öğrenimini Kdz. Ereğli'de tamamladı. Kdz. Ereğli Anadolu Lisesi'nden 2001 yılında mezun oldu. 2002 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde lisans öğrenimine başlayıp 2007 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2009 yılının Eylül ayında Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2011 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda başlamış olduğu yüksek lisans öğrenimini tamamladı aynı yıl başladığı doktora öğrenimine halen devam etmektedir.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : Karabük Üniversitesi  
Demir Çelik Kampüsü  
Balıklarkayası Mevkii / 78050 KARABÜK

Tel : (535) 3521261

E-posta : [engincevik@karabuk.edu.tr](mailto:engincevik@karabuk.edu.tr)