



**ALÜMİNYUM MATRİSLİ FARKLI SERAMİK
TAKVİYELİ KOMPOZİTLERE GRAFEN
İLAVESİNİN TERMAL VE MEKANİK
ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Safa POLAT

**2020
DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Yavuz SUN**

**ALÜMİNYUM MATRİSLİ FARKLI SERAMİK TAKVİYELİ
KOMPOZİTLERE GRAFEN İLAVESİNİN TERMAL VE MEKANİK
ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Safa POLAT

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Yavuz SUN**

**KARABÜK
Haziran 2020**

Safa POLAT tarafından hazırlanan “ALÜMİNYUM MATRİSLİ FARKLI SERAMİK TAKVİYELİ KOMPOZİTLERE GRAFEN İLAVESİNİN TERMAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Yavuz SUN
Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 16/06/2019

<u>Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)</u>	<u>İmzası</u>
Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)
Üye : Prof. Dr. Yavuz SUN (KBÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK (KBÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Gökhan SUR (KBÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Yüksel AKINAY (YYÜ)

.../.../2020

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ
Lisansüstü Eğitim 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.”

Safa POLAT

ÖZET

Doktora Tezi

ALÜMİNYUM MATRİSLİ FARKLI SERAMİK TAKVİYELİ KOMPOZİTLERE GRAFEN İLAVESİNİN TERMAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Safa POLAT

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Yavuz SUN

Haziran 2020, 153 sayfa

Bu çalışmada, basınçlı infiltrasyon yöntemi ile alüminyum matrisli seramik ve nano partikül takviyeli hibrit kompozitler üretilmiştir. Matris malzemesi olarak AA2024, Al-Si ve AA6061 olmak üzere üç farklı alaşım kullanılmıştır. Takviye olarak mikron boyutunda titanyum diborür (TiB_2) ve bor karbür (B_4C) kullanılırken, nano boyutta ise grafen (GNP) partikülleri kullanılmıştır. Bu kompozitlerde matris ve takviyelerin bileşenleri hacimce %50-%50 olarak ayarlanmıştır. Grafenin miktarı ise hacimce %0, 0,25, 0,5 ve 1 olarak ayarlanmıştır. Üretilen kompozitlerin karakterizasyonları için ilk olarak yoğunluk ölçümü daha sonra XRD, SEM ve TEM analizleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik dayanımlarını deneysel olarak belirlemek için sertlik, basma ve aşınma testleri uygulanmıştır. Termal özelliklerini tespit etmek için ise her bir kompozitin termal genleşme katsayısı, ısı yayılımı, ısı kapasitesi ve termal iletkenlik katsayısı testleri yapılmıştır. Deneysel olarak tespit edilen bu sonuçlar aynı zamanda bazı teorik

modeller kullanılarak hesaplanan teorik sonuçlarla da kıyaslanmıştır. Mekanik özelliklerin teorik olarak tespit edilebilmesi için yük aktarım mekanizması, Orowan-Looping mekanizması, termal uyumsuzluk mekanizması ve geometrik deformasyon gradyan mekanizmaları kullanılmıştır. Termal iletkenliğin teorik olarak hesaplanması için Hasselman-Jhonson modeli, Maxwell yaklaşımları ve akustik uyumsuzluk modelleri kullanılmıştır. Termal genleşme katsayılarının teorik olarak belirlenmesi için ise Kerner ve Turner modelleri kullanılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre seramik partiküller arasında bor karbürün mekanik özellikler bakımından oldukça üstün bir davranış gösterdiği anlaşılmıştır. Öte yandan termal özellikler bakımından seramik partikül takviyesi ile alaşımların genleşme katsayılarının ve iletkenliklerinin önemli oranda düştüğü, grafen takviyesi ile iletkenlik değerlerinin arttığı gözlenmiştir. Teorik ve deneysel sonuçların ise nispeten birbiriyle uyumlu olduğu gözlenmiştir. Uyumsuz sonuçların ise genel olarak poroziteden kaynaklandığı sonucuna varılmıştır.

Anahtar Sözcükler : AA2024, Al-Si, AA6061, titanyum diborür, bor karbür, grafen, mekanik özellikler, termal özellikler ve teorik modeller.

Bilim Kodu : 91512

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF GRAFEN ADDITION ON THERMAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF DIFFERENT CERAMIC REINFORCED ALUMINUM MATRIX COMPOSITES

Safa POLAT

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgy and Material Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Yavuz SUN

June 2020, 153 pages

In this study, aluminum matrix ceramic and nanoparticle reinforced hybrid composites were produced by the pressured infiltration method. Three different alloys, AA2024, Al-Si and AA6061, were used as matrix material. Titanium diboride (TiB₂) and boron carbide (B₄C) were used as reinforcements, while nano-sized graphene (GNP) particles were used. In these composites, the components of the matrices and reinforcements are set at 50-50% by volume. The amount of graphene is set to 0, 0.25, 0.5 and 1% by volume. For the characterizations of the composites produced, density measurements were performed first and then XRD, SEM and TEM analyzes were performed. Hardness, compression and abrasion tests were applied to determine the mechanical strength experimentally. Thermal expansion coefficient, heat dissipation, heat capacity and thermal conductivity coefficient tests of each composite were performed to determine their thermal properties. These experimentally determined

results were also compared with the theoretical results calculated using some theoretical models. Load transfer mechanism, Orowan-Looping mechanism, thermal mismatch mechanism and geometric deformation gradient mechanisms are used to determine the mechanical properties theoretically. Hasselman-Jhonson model, Maxwell approaches and acoustic mismatch models were used for the theoretical calculation of thermal bonding. Kerner and Turner models were used to theoretically determine thermal expansion coefficients. According to the results obtained, it was understood that boron carbide shows a superior behavior in terms of mechanical properties among ceramic particles. On the other hand, it was observed that the expansion coefficients and conductivity of the alloys decreased significantly with the addition of ceramic particles in terms of thermal properties, and the conductivity values increased with graphene reinforcement. Theoretical and experimental results were observed to be relatively compatible with each other. It is concluded that incompatible results are generally caused by porosity.

Key Word : AA2024, Al-Si, AA6061, titanium diboride, boron carbide, graphene, mechanical properties, thermal properties and theoretical models.

Science Code : 91512

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen sayın hocam Prof. Dr. Yavuz SUN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Üretimler esnasında yardımlarını esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK'e ve tezimin şekillenmesinde yol gösteren Dr. Öğr. Üyesi Gökhan SUR'a ve Dr. Öğr. Üyesi Yüksel AKINAY'a teşekkür ederim. Ayrıca deneysel çalışmalarımın gerçekleştirilmesi esnasında yardımcı olan tüm MARGEM Laboratuvar çalışanlarına, Arş. Gör. Turan DAŞ ve Arş. Gör. M. Salih GÜL'e teşekkürlerimi sunarım.

Bu günlere gelmemde büyük pay sahibi olan anneme ve babama, manevi desteğini esirgemeyen kardeşlerime ve dostlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Bu zorlu süreçte her zaman yanımda olup benden desteğini esirgemeyen, beni motive eden sevgili eşim Merve POLAT'a ve moral kaynağım kızım Zeynep Mesude POLAT'a teşekkür ederim.

Bu tez çalışması Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Koordinatörlüğü tarafından KBUBAP-FDK-2019-2058 proje numarası ile desteklendiğinden KBU BAP birimine teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER.....	4
2.1. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN UYGULAMA ALANLARI	4
2.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	11
2.3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER İÇİN TEORİK MODELLER	16
BÖLÜM 3	28
ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER	28
3.1. ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÖZELLİKLERİ.....	28
3.1.1. Mekanik Özellikler	29
3.1.2. Tribolojik Özellikler	34
3.1.3. Termal Özellikler.....	37
BÖLÜM 4	42
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	42

4.1. KULLANILAN MALZEMELER.....	42
4.2. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ.....	44
4.3. KARAKTERİZASYON İŞLEMLERİ.....	46
BÖLÜM 5	50
DENEYSEL SONUÇLAR	50
5.1. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ VE VE POROZİTE HESAPLARI.....	50
5.2. XRD ANALİZLERİ.....	53
5.3. MİKROYAPI ANALİZLERİ.....	56
5.4. BASMA VE SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI	64
5.5. AŞINMA DENEYİ SONUÇLARI	69
5.6. TERMAL İLETKENLİK DENEYİ SONUÇLARI	74
5.7. TERMAL GENLEŞME DENEYİ SONUÇLARI	78
BÖLÜM 6	86
TEORİK SONUÇLAR	86
6.1. MEKANİK DAYANIM İÇİN TEORİK HESAPLAR	86
6.2. TERMAL ÖZELLİKLER İÇİN TEORİK HESAPLAR.....	97
6.2.1. Termal İletkenlik Katsayısı.....	97
6.2.2. Termal Genleşme Katsayısı.....	102
BÖLÜM 7	106
DENEYSEL VE TEORİK SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ.....	106
7.1. MEKANİK DAYANIMLARIN KIYASLANMASI.....	106
7.2. TERMAL İLETKENLİK KATYSAYILARININ KIYASLANMASI.....	116
7.3. TERMAL GENLEŞME KATSAYILARININ KIYASLANMASI.....	123
BÖLÜM 8	131
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	131
KAYNAKLAR	133

EK AÇIKLAMALAR A..... 144

ÖZGEÇMİŞ 153

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması	10
Şekil 2.2.	Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş SiC-Al multichip elektronik modülü (Fotoğraf courtesy Alcoa Innometalx)	11
Şekil 2.3.	Metal matrisli kompozitlerin üretiminde kullanılan çeşitli matris ve takviye malzemeler.....	13
Şekil 4.1.	a) TiB ₂ partikülleri, b) B ₄ C partikülleri ve c) grafen partikülleri.	42
Şekil 4.2.	Partikül boyutu histogram grafikleri, a) TiB ₂ partikülleri, b) B ₄ C partikülleri ve c) grafen partikülleri.	43
Şekil 4.3.	Üretim yöntemi deneysel düzeneği a) mikro ve nano partiküllerin süspansiyon haline getirilmesi, b) süspansiyonun karıştırılarak solventin uzaklaştırılması, c) kurutma işlemi, d-e-f) preform hazırlama ve basınçlı infiltrasyon yöntemi ile partikül takviyeli kompozit üretimi.....	46
Şekil 4.4.	İleri-Geri aşınma testi a) şematik, b) teknik resim.	49
Şekil 4.5.	Lazer Flaş tekniği ile termal iletkenlik katsayısı ölçümü şematik gösterimi.	49
Şekil 5.1.	Deneysel yoğunluk, teorik yoğunluk ve porozite değerleri.....	52
Şekil 5.2.	Toz partikül karışımlarının XRD analizleri.....	54
Şekil 5.3.	AA2024 matrisli kompozitlerin XRD analizleri.	54
Şekil 5.4.	Al-Si matrisli kompozitlerin XRD analizleri.	55
Şekil 5.5.	AA6061 matrisli kompozitlerin XRD analizleri.	55
Şekil 5.6.	Titanyum diborür ile grafen nano partiküllerinin karışımı a) %0, b) %0,25, c) %0,5 ve d) %1.....	57
Şekil 5.7.	Bor karbür ile grafen nano partiküllerinin karışımı a) %0, b) %0,25, c) %0,5 ve d) %1.	57
Şekil 5.8.	AA2024 matrisli TiB ₂ +GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.	58
Şekil 5.9.	AA2024 matrisli B ₄ C+GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.	59

Şekil 5.10.	Al-Si matrisli TiB ₂ +GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri	60
Şekil 5.11.	Al-Si matrisli B ₄ C+GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri	60
Şekil 5.12.	AA6061 matrisli TiB ₂ +GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.	61
Şekil 5.13.	AA6061 matrisli B ₄ C+GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.	62
Şekil 5.14.	TEM için FIB ile numune hazırlama görüntüsü	63
Şekil 5.15.	Al-Si matrisli B ₄ C + %0,5 GNP takviyeli kompozitin TEM görüntüsü.	64
Şekil 5.16.	Tüm kompozitlerin basma testi sonrası elde edilen gerilim-gerinim grafikleri.	68
Şekil 5.17.	Tüm kompozitlerin farklı yükler altındaki spesifik aşınma oranları. .	73
Şekil 5.18.	Matrislere yapılan takviyeler sonrası termal iletkenlik değerlerindeki değişimler.	77
Şekil 5.19.	AA2024 matrisli TiB ₂ + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.....	81
Şekil 5.20.	AA2024 matrisli B ₄ C + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.....	82
Şekil 5.21.	Al-Si matrisli TiB ₂ + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.....	82
Şekil 5.22.	Al-Si matrisli B ₄ C + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.....	83
Şekil 5.23.	AA6061 matrisli TiB ₂ + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.....	83
Şekil 5.24.	AA6061 matrisli B ₄ C + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.....	84
Şekil 7.1.	AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik olarak mekanik dayanımlarının kıyaslanması	108
Şekil 7.2.	Al-Si matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik olarak mekanik dayanımlarının kıyaslanması	109
Şekil 7.3.	AA6061 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik olarak mekanik dayanımlarının kıyaslanması	110

Şekil 7.4.	Al-Si matrisli B ₄ C ve Grafen takviyeli kompozitlerin ara-yüzey görüntüleri a) %0 GNP, b)%0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP	112
Şekil 7.5.	a) Yük aktarım mekanizması şematik gösterimi, b-c) temsili gösterimi	113
Şekil 7.6.	a) Al-Si matrisli B ₄ C takviyeli kompozitin TEM görüntüsü b-c) dislokasyon ilerlemesi ve d) dislokasyon türünün şematik gösterimi	114
Şekil 7.7.	Al-Si matrisli B ₄ C takviyeli kompozitlerin tane boyutu temsili gösterimi a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP	116
Şekil 7.8.	AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal iletkenlik katsayısı değerlerinin kıyaslanması	119
Şekil 7.9.	Al-Si matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal iletkenlik katsayısı değerlerinin kıyaslanması	120
Şekil 7.10.	AA6061 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal iletkenlik katsayısı değerlerinin kıyaslanması	121
Şekil 7.11.	AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması	126
Şekil 7.12.	Al-Si matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması	127
Şekil 7.13.	AA6061 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması	128
Şekil Ek A.1.	S2 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	145
Şekil Ek A.2.	S6 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	146
Şekil Ek A.3.	S11 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	147
Şekil Ek A.4.	S10 numunesinin nokta kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	148
Şekil Ek A.5.	S15 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	149
Şekil Ek A.6.	S14 numunesinin nokta kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	150
Şekil Ek A.7.	S19 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	151
Şekil Ek A.8.	S22 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü	152

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 4.1. Alaşım elementleri ve kimyasal kompozisyonlar.....	43
Çizelge 4.2. Üretilen kompozitlerin hacimce % bileşen miktarları.....	44
Çizelge 5.1. Mekanik deney sonuçları.....	67
Çizelge 5.2. Tribolojik deney sonuçları.....	71
Çizelge 5.3. Termal iletkenlik katsayısı deney sonuçları	76
Çizelge 5.4. Termal genleşme katsayısı deney sonuçları	85
Çizelge 6.1. Teorik hesaplamada kullanılan parametreler.	91
Çizelge 6.2. Yük aktarım mekanizmasının katkısı.....	92
Çizelge 6.3. Orowan Looping mekanizmasının katkısı.	93
Çizelge 6.4. Termal uyumsuzluk mekanizmasının katkısı.....	94
Çizelge 6.5. Geometrik deformasyon gradyanının katkısı.....	95
Çizelge 6.6. Teorik olarak hesaplanan akma dayanımı sonuçları.	96
Çizelge 6.7. Teorik termal iletkenlik katsayısı hesaplamalarında kullanılan parametreler.	100
Çizelge 6.8. Terorik olarak hesaplanan termal iletkenlik katsayısı sonuçları.....	101
Çizelge 6.9. Termal genleşme katsayısı hesaplamaları için kullanılan parametreler.	103
Çizelge 6.10. Kerner modeline göre teorik olarak hesaplanan termal genleşme katsayısı sonuçları.	104
Çizelge 6.11. Turner modeline göre teorik olarak hesaplanan termal genleşme katsayısı sonuçları.	105

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

AA2024	: Alüminyum 2024 alaşımı
Al-Si	: Alüminyum silisyum alaşımı
AA6061	: Alüminyum 6061 alaşımı
Al	: Alüminyum
TiB ₂	: Titanyum diborür
B ₄ C	: Bor karbür
Cu	: Bakır
Si	: Silisyum
Mg	: Magnezyum
GNP	: Grafen
TGK	: Termal genişleme katsayısı
TİK	: Termal iletkenlik katsayısı
MMK	: Metal matrisli kompozit

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Bu tez çalışmasında endüstriyel olarak hayatımızın pek çok alanında yaygın bir şekilde kullanılan AA2024, Al-Si ve AA6061 alaşımlarının termal ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi incelenmiştir. Bu alaşımlar çalışma koşulları sebebi ile genel olarak yüksek ısıya ve mekanik zorlanmalara maruz kalmaktadır. Otomotiv sektöründe piston başlığı olarak kullanılan Al-Si alaşımı ile elektronik cihazlarda ısı emici olarak kullanılan AA6061 alaşımlarının maruz kaldıkları ısı karşısında deforme olmamaları, ısıyı üzerinde barındırmamaları ve aynı zamanda mekanik bakımdan dayanımlarının da oldukça yüksek olması beklenmektedir. Havacılıkta uçak kanadı olarak kullanılan AA2024 alaşımının da ani ısı değişimlerine ve mekanik zorlanmalara karşı dayanıklı olmaları beklenmektedir. Alaşımların bu özelliklerini bir arada iyileştirilmesine yönelik yapılan literatür araştırmalarında düşük termal genleşme katsayısına ve yüksek termal iletkenliğe sahip takviyelerin kullanıldığı gözlenmiştir. Bu takviyeler arasında SiC, B₄C ve TiB₂ gibi seramik bazlı olanların genleşme katsayılarının oldukça düşük ve mekanik dayanımlarının ise oldukça yüksek olduğu belirtilmiştir. Bunların dışında yaygın olarak kullanılan bir başka takviye türü de grafit, grafen ve karbon nanotüp gibi karbon bazlı olanlardır. Bu takviyelerin de genleşme ve mekanik özellikler bakımından üstün oldukları belirtilmiştir. Ancak karbon bazlı olanlar daha çok termal iletkenliği arttırabilmek için kullanılırken, seramik bazlı olanların ise genleşmeyi düşürmek ve mekanik özellikleri iyileştirebilmek amacıyla kullanıldıkları gözlenmektedir.

Öte yandan bu takviyelerin kullanım miktarı, kompozitlerden istenilen özelliğin niceliğine bağlı olarak değişim göstermektedir. Aynı zamanda takviye edilecek miktara göre kullanılacak yöntem değişim göstermektedir. Bu yüzden üretimlerden önce ulaşılmak istenilen özelliklerin göz önünde bulundurulması ve buna göre takviye türü, boyutu ve üretim yöntemi seçilmesi gerekmektedir. Şimdiye kadar düşük

takviyeli kompozitlerin üretimi için toz metalürjisi, sıkıştırılmalı döküm ve karıştırmalı döküm gibi yöntemler kullanılmıştır. Ancak düşük takviyeli kompozitlerin genel olarak mekanik dayanımları iyileştirse de genleşme katsayısını ticari açıdan kullanılacak düzeyde düşürmedikleri bilinmektedir. Bu bağlamda yüksek oranda takviye yapılması ile hem mekanik özelliklerde artış hem de genleşme katsayısı değerlerinde önemli derecede düşüş gözlemlendiği yapılan pek çok çalışmada belirtilmiştir. Yapılan çalışmalar ışığında bu amaca en uygun yöntemin ise basınçlı infiltrasyon olduğu söylenebilir. Ancak yapılan çalışmalarda alaşımlara bu kadar yüksek oranda seramik takviyesi yaparak termal genleşme katsayısı ve mekanik özellikleri arttırılsa bile termal iletkenlik katsayısı değerlerinin de düştüğü belirtilmiştir. Termal genleşme katsayısı en yüksek takviyelerin ise genel olarak karbon bazlı oldukları belirtilmiştir. Özellikle nano boyutlu grafen ve karbon nanotüp gibi takviyelerin 1000 W/mK civarındaki termal iletkenliğe sahip olmaları bu çalışmada kullanılabilmesi için büyük önem arz etmektedir. Ancak bu takviyelerin nano boyutlu olmaları basınçlı infiltrasyon yönteminde tek başına kullanımına engel olmaktadır. Tüm durumlar ve arzu edilen özellikler göz önünde bulundurulduğunda alaşımların termal genleşme katsayısını düşürmek ve mekanik özelliklerini iyileştirmek için hem seramik hem de karbon bazlı takviyeler kullanılabilir.

Bu öngörüler ışığında gerçekleştirilen tez çalışmasında matris olarak seçilen AA2024, Al-Si ve AA6061 alaşımlarının termal ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır. Bu amacı yerine getirebilmek için seramik ve karbon bazlı olmak üzere iki farklı takviye partikülün bir arada kullanılmasına karar verilmiştir. Bu takviyelerden seramik olarak ayrı ayrı titanyum diborür (TiB_2) ve bor karbür (B_4C) mikro partikülleri kullanılırken, karbon bazlı olarak grafen nano partikülleri kullanılmıştır. Alaşımların ve takviyelerin hacimsel olarak oranları %50-%50 olarak ayarlanmıştır. Bu orana göre %50 takviyenin bileşen olarak kompozisyonu; %49 – 49,75 – 49,5 – 50’u seramik, %0 – 0,25 – 0,5 – 1’i grafen olacak şekilde ayarlanmıştır. Grafen ve seramiklerin karışımı vakum destilasyon yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Kompozitlerin üretimleri ise basınçlı infiltrasyon yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Bu üretimler sonucunda üç farklı matris, iki farklı seramik ve bir farklı grafen nano partikül takviyeleri kullanılarak 24 farklı kompozisyonda kompozitler elde edilmiştir. Üretilen kompozitlerin karakterizasyonu için ilk olarak teorik ve deneysel

yoğunlukları tespit edilmiş ve bu verilerden faydalanarak % porozite oranları hesap edilmiştir. Faz analizleri için X-ışını kırınım analizinden (XRD) faydalanılmıştır. Mikroyapı ve morfolojik analizler için taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) kullanılmıştır. Mekanik özelliklerin belirlenmesi için sertlik ve basma testlerinin yanı sıra üç farklı yük altında aşınma testleri de gerçekleştirilmiştir. Termal özelliklerin belirlenmesi için dilatometre yardımı ile termal genişleme katsayıları, lazer flaş yöntemi ile termal iletkenlik katsayıları belirlenmiştir. Öte yandan deneysel sonuçların yanı sıra bazı teorik modeller kullanılarak bu kompozitlerin mekanik ve termal özelliklerinin teorik değerleri de hesap edilmiştir. Elde edilen deneysel ve teorik sonuçlar birbirleri ile kıyaslanarak her iki yöntemin de eksikleri ve birbiri ile örtüşen yanları tartışılmıştır. Ayrıca elde edilen sonuçlara göre her bir kompozisyonda matris, seramik ve grafen takviyesinin etkileri ayrıntılı olarak kıyaslanmıştır. Sonuç olarak üretilen kompozitler arasında her bir özellik için tespit edilen en optimum kompozisyon belirlenmiş ve bu sonucun teorik olarak bazı durumlarda öngörülebildiği bazı durumlarda ise öngörülemediği gözlenmiştir.

BÖLÜM 2

METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

2.1. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN UYGULAMA ALANLARI

İstenilen özelliklere uygun olarak üretilebilen kompozit malzemeler hayatımızın pek çok alanında yer almaktadır [1]. Özellikle günlük yaşantımızda yaygın olarak kullandığımız otomotiv, hava araçları ve elektronik cihazlar için geliştirilen metal matrisli kompozit malzemeler, yapılarında pek çok özelliği bir arada bulundurmaları dolayısıyla yaygın bir kullanıma sahiptirler. Bunların başında partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler gelmektedir. Alüminyum matrisli kompozitlerin en bilinen özellikleri, düşük yoğunluğa sahip olmaları ve mekanik bakımdan dayanıklı olmalarıdır. Bu özellikleri dolayısıyla otomotiv ve havacılık sektörünün vazgeçilmezleri arasındadır. Ayrıca bu kompozitler, yüksek termal ve elektriksel iletkenliğe sahip oldukları için elektronik sektöründe de yaygın bir şekilde kullanılmaktadırlar. Öyle ki bu kompozitler, yaygın kullanımları sonucunda ekonomik ve çevresel bakımdan pek çok fayda sağlanmışlardır. Bu faydalar arasında daha uzun bileşen ömrü, daha yüksek verimlilik, enerji tasarrufu, daha düşük bakım maliyetleri, daha düşük gürültü seviyeleri ve daha az hava kaynaklı emisyon gibi faktörler yer almaktadır. Bu bakımdan, birçok uygulamada demir alaşımları, alüminyum ve titanyum alaşımları içeren monolitik malzemelerin yerini alabilmiştir. Bahsi geçen sektörlerdeki kullanımlarına yönelik ayrıntılı çalışmalar, aşağıdaki üç ana başlıkta verilmiştir.

Otomotiv uygulamalar: Otomobillerde ağırlık azaltma miktarı, ileri teknolojiler ve konseptler sayesinde daha yüksek seviyelere çıkarılmıştır. Ağırlıklı olarak yüksek hacimli üretimler için kullanılan yeni “çok malzemeli tasarımlar” kavramı, “tamamen alüminyum” tasarımlarına bir alternatif olmuştur. Konsept olarak, bireysel avantajlarından yararlanmak için çeşitli malzemelerin karıştırılması ilkesi

kullanılmıştır [2]. Bu konseptin arkasındaki itici güç; genel olarak uygun maliyetli hafif bir tasarım elde etmek amacıyla uygun fonksiyonlu “en iyi ve en uygun” malzemeyi kullanmak ilkesi olmuştur. Avrupalı otomobil üreticileri yeni üretimlerinde bu konseptte uymaya çalışmışlardır. Örneğin BMW’nin E60 sersinde %20 derin çekme çelik, %42 yüksek mukavemetli çelik, %20 yüksek mukavemetli çelik ve %18 alüminyum alaşımları kullanılmıştır. Bu bağlamda Toyota, dizel motorlarında dökme demirden yapılmış bir parça yerine alüminyum matrisli bir kompozit kullanarak metal matrisli kompozitlerin (MMK) otomotiv sektöründeki ilk uygulamalarını gerçekleştirmiştir [3]. Bu uygulamada, alümina-silika partiküllerinden oluşan bir preforma, basınçlı infiltrasyon yöntemiyle alüminyum infiltre edilmiştir. Elde edilen parça, pistonun halka oyuk alanına dahil edilmiştir. Bu parçadan beklenen temel gereksinim, bu alandaki aşınmaya karşı daha dirençli olmasıdır. Ancak parçanın ağır olması ve genleşme katsayısının alüminyumdan farklı olması önemli bir sorun teşkil etmektedir. Bu durumda, geliştirilen alüminyum matrisli kompozitin kullanımı, konvansiyonel alüminyuma kıyasla daha düşük termal genleşme katsayısı, piston ve silindir çeperi arasındaki mesafelerin azalmasına ve performansın artmasına neden olmuştur.

Honda Prelude’nin 2.3 litrelik motorlarında silindir astarı olarak hibrit partikül takviyeli alüminyum matris kompozitler kullanılmıştır. Bu kompozitlerde Al-Si matrisine aşınma direncini arttırmak amacıyla %12 oranında alümina ve %9 oranında karbon takviye edilmiştir. Motor bloğuna entegre bir şekilde dökülmüş olan bu kompozitler, motor paket boyutunu arttırmadan soğuma verimliliğini ve aşınma direncini arttırmıştır. Ayrıca dökme demire kıyasla %50 oranında ağırlık kazancı da sağlamıştır [4,5].

Motordan gelen hareketin aktarımı krank kolu yardımıyla sağlanmaktadır. Bu zorlu güç aktarımının sağlanması için uzun yıllardır çelik çubuklar kullanılmıştır. Özellikle bu parçanın çalışma ortamı sebebiyle 150 °C’ye kadar yüksek sıcaklıklarda, yüksek yorulma direnci göstermesi beklenmektedir. Bu amaçla kullanılan çeliğin mekanik bakımdan ihtiyacı karşıladığı ancak ağırlık bakımından yakıt tasarrufunu kötü bir şekilde etkilediği belirtilmiştir. Yapılan çalışmalarda bu sorunun çözümü için SiC takviyeli alüminyum matrisli kompozitler üretilmiştir. Bu

kompozitler hem mekanik dayanımı hem de düşük ağırlıkları sebebi ile çeliğe alternatiftir. Yapılan kazanç hesaplarında, çeliğin yerine bu kompozitin kullanılması durumunda ağırlıktan %12-20 oranında kazanç elde edilirken, yakıttan da %0.5-1 oranında tasarruf elde edildiği ifade edilmiştir. Elde edilen bu kazanç göz önünde bulundurularak benzer motor parçalarının yerine bu kompozitlerin kullanıldığı gözlenmiştir. Ağırlık bakımından kompozitlerin neredeyse %57'lere kadar kazanç sağladığı gözlenmiştir ki bu da maliyeti önemli ölçüde düşürmüştür [6].

Diğer zorlu güç aktarma uygulamalarından biri ise giriş ve çıkış valfleridir. Bu bileşenler, yüksek sıcaklıklarda yüksek çevrimli yorulma performansı, iyi kayma-aşınma direncine ve sürünme direncine sahip olmalıdır. Toyota Altezza'da bu amaçla östenitik paslanmaz çelik yerine, TiB₂ takviyeli titanyum matris kompozit kullanmıştır [4].

Metal matrisli kompozitlerin otomotiv sektöründeki bir başka uygulaması ise fren balata ve kampanalarıdır. Bu parçaların yapımında yaygın olarak dökme demir kullanılmıştır. Ancak son zamanlarda geliştirilen 359Al/SiC/20p kompoziti, dökme demire kıyasla oldukça yüksek aşınma ve termal iletkenlik değerine sahiptir. Ayrıca bu kompozit %50-60 oranında ağırlık kazancı da sağladığı gözlenmiştir. Bu parçalar için maliyetler dökme demirden biraz daha yüksek olsa da Lotus Elise, General Motors EV1, Chrysler Prowler, Volkswagen Lupo 3 L ve Toyota RAV4 EV gibi en modern araç modelleri, faydalarının daha önemli olduğunu düşünerek SiC takviyeli alüminyum kompozitten yapılmış fren rotorları kullanmıştır [4].

Çarpışma esnasında yolcuların hayatta kalması ve araç performansının da iyi olması açısından, şasi malzemesi yeterli dayanıma ve tokluğa sahip olması gerekmektedir. Bu amaçla alüminyum-uçucu kül kompozitlerinden yapılmış köpükler aracın çarpışması esnasında rijitliğini ve enerji emilimini arttırmak için Ferrari arabalarının ezilme bölgelerinde kullanılmıştır. Aşırı yükleme yapılmayan bileşenler için uçucu külün alüminyum matrise dahil edilmesiyle daha fazla maliyet/ağırlık tasarrufu sağlandığı belirtilmiştir [7]. Süspansiyon sisteminde ise alüminyum bazlı malzemelerin kullanılması, yayılmamış ağırlıkta azalmaya neden

olarak araç dinamiklerini iyileştirdiği belirtilmiştir. SiC ile güçlendirilmiş alüminyum nanokompozitlerden yapılmış kontrol kolları ve tekerlek göbekleri, alüminyumdan daha az malzeme kullanırken, dökme demir gibi geliştirilmiş dayanıklılık özellikleri sergilemiştir [4].

Havacılık uygulamaları; Metal matrisli kompozitler (MMK) mekanik bakımdan düşük tokluğa sahip olmaları sebebi ile havacılık sektöründeki uygulamaları oldukça azdır. Mevcut uygulamaları ise tasarım ve sertifikasyon konularının basit olduğu ve başarısızlık riskinin düşük olduğu yapısal bileşenlerle sınırlandırılmıştır. Metal matrisli kompozitler günümüzde sivil havacılıkta kullanılmadığı, ancak sadece askeri uçakların bazı bölgelerinde kullanıldığı bilinmektedir. Askeri alandaki en önemli uygulaması ise F-16 Fighting Falcon'daki kanatların hemen arkasındaki gövdeye yerleştirilmiş olan iki ventral kanattır. Orijinal ventral kanatçıklar 2024-T4 alüminyumdan yapılmıştır. Bu kısımda kullanılan alaşımlar, uçuş esnasında rüzgar etkisi ile çalkantılı aerodinamik zorlanmalara maruz kaldığı için alüminyum alaşımında yorulma çatlama neden olmaktadır. Bu problemin çözümü için 2024-T4 alüminyum alaşımı, seramik partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozitler (6092Al -% 17.5 SiC) ile değiştirilmiştir. Bu değişim ile kanatçıkların sertliği %40 oranında artmış ki bu da kanatların uç kısımlarında rüzgar etkisi ile meydana gelen eğilme ve burulmaları %50 oranında azalmıştır. MMK kullanımı ile bakım hizmeti, aksama süresi ve denetleme maliyetlerinde azalma sağlandığı için kanatçıkların hizmet ömrünü yaklaşık %400 oranında uzatması beklendiği belirtilmiştir. Ayrıca bu durum mali açıdan değerlendirildiğinde ise Amerika Birleşik Devletleri Hava Kuvvetlerine (USAF) uçak ömrü boyunca tahmini 26 milyon dolar tasarruf sağladığı ifade edilmiştir. Öte yandan ventral kanatçıklara benzer şekilde, MMK'nin yüksek sertliği, dayanıklılığı ve yorulma ömrü, kapı kapaklarında kullanılan orijinal alüminyum alaşım ile yaşanan çatlama sorunlarını ortadan kaldırmıştır [8].

Metal matrisli kompozitler Eurocopter EC120 ve N4 helikopterlerinin ana rotor bıçak kovanlarında da kullanılmaktadır. Manşon kritik bir döner bileşendir, çünkü arıza ana rotor kanadının tamamen kaybedilmesine neden olur. Manşon malzemeler, yüksek spesifik sertlik ve iyi kırılma tokluğu ile birlikte, rotor

bıçaklarının işletme gerilimleri altında sonsuz bir yorulma ömrü gerektirir. Titanyum alaşımı normal olarak manşon için kullanılır, ancak yüksek yorulma performansı, dayanıklılığı ve tokluğu korunurken maliyeti ve ağırlığı azaltmak için EC120 ve N4 için manşonlarda partikül takviyeli bir alüminyum kompozitler (2009Al -% 15 SiC) kullanılmıştır [8].

Sürekli lifler takviyesi kullanılarak üretilen MMK'lerin ilk başarılı uygulaması uzay mekiği yörüngesi için kullanılmıştır. Yörüngenin orta gövdeli (yük) bölümünü sertleştirmek için kullanılan dikmeler, %60 bor lifi ile takviye edilmiş alüminyum alaşımı kullanılarak üretilmiştir. Bu kompozit aynı zamanda yörüngenin iniş takımı çekme hattında da kullanılmıştır. Sürekli bor lifleri, uzunlamasına yüksek oranda özgül sertlik sağlamak için gergi ve paydaların eksenini boyunca hizalanmıştır. Bu bağlamda yaklaşık 300 adet metal matrisli kompozit payanda, yörünge kargo bölmesinin yük taşıma iskeletini oluşturmak için çerçeve ve nervür makas elemanları olarak kullanılmıştır. Bu da geleneksel alüminyum konstrüksiyona göre %45 ağırlık tasarrufu sağladığı ifade edilmiştir [7,9].

Sürekli fiber MMK'lerin bir başka uzay uygulaması da Hubble uzay teleskopu için geliştirilmiş yüksek kazançlı anten çıkışı üzerinedir. 3,6 m uzunluğundaki çıkış, uzay manevraları sırasında antenin konumunu korumak için yüksek aksenal rijitlik ve düşük termal genleşme katsayısı gerektiren hafif bir yapıdır. Bu anten çıkışı, aynı zamanda bir dalga kılavuzu işlevi de sağlamakta ve bu nedenle, uzay aracı ile anten çanağı arasındaki sinyalleri iletmek için iyi elektriksel iletkenliğe ihtiyaç duymaktadır. Malzeme olarak, sürekli karbon fiber takviye edilmiş 6061 alüminyum kullanılarak yapılmıştır. Üretilen bu kompozit parça, monolitik alüminyum veya karbon-epoksi kompozit bazlı önceki tasarımlara kıyasla %30 ağırlık tasarrufu sağladığı bildirilmiştir [7,9].

Düşük ağırlık, yüksek sıcaklık kararlılığı ve mükemmel sürünme direnci sayesinde, uçak gazı türbin motorlarında ve scram jet motorlarında MMK'lerin kullanılabilmesi birçok uygulama vardır. Özellikle yüksek basınçlı türbin kanatlarında ve jet motorları için geliştirilecek olan titanyum matriks

kompozitlerin, kompresör disklerinde daha ağır nikel bazlı süper alaşımların yerini alabilecek potansiyelde olduğu belirtilmiştir [9].

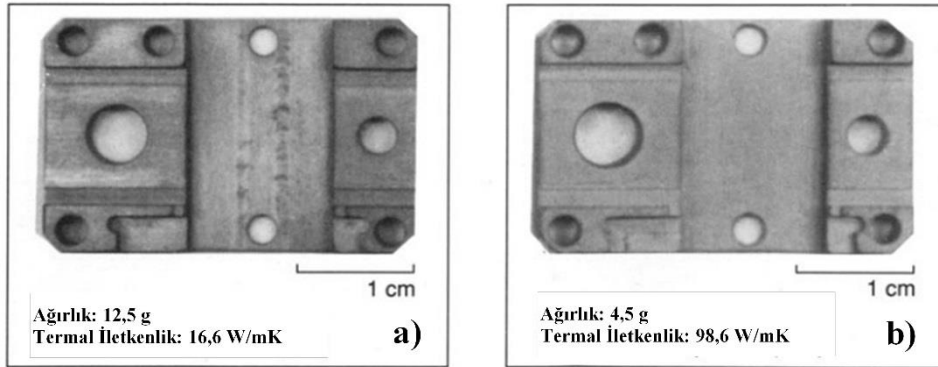
MMK'lerin motor ve yapısal uygulamalar için kullanımları, çözülmesi zor olan birkaç teknolojik sorun nedeniyle sınırlı kalmıştır. Bu sorunlardan birisi, düşük süneklikleri ve yüksek sertleşme hızları nedeniyle haddeleme veya ekstrüzyon gibi geleneksel plastik deformasyon işlemleri ile şekil verilebilirliklerinin zor olmasıdır. Buna rağmen şekillendirme çalışmaları esnasında ise mikro çatlaklar meydana gelmektedir. MMK'lerin aynı zamanda hızlı takım aşınmasına neden olan yüksek sertliklerinden dolayı frezeleme, rotalama, delme ve diğer malzeme çıkarma işlemleriyle de işlenmesi zordur. MMK'ler ayrıca zayıf sünekliğe ve düşük tokluğa sahiptir. Bu durum hasar toleransının düşük olduğu birçok yapısal ve motor bileşeni için büyük bir endişe kaynağıdır. Bu yüzden motor ve yapısal uygulamalar için kullanımları sınırlı kalmıştır [9].

Elektronik uygulamaları: Elektronik cihazların performansını etkileyen en önemli faktör veri aktarım hızıdır. Veri aktarım hızının en yüksek düzeyde gerçekleştirilebilmesi ise elektriksel iletkenliği yüksek olan malzemelerin kullanımıyla sağlanmaktadır. Bu yüzden günümüzde geliştirilen elektronik cihazların pek çoğunda yüzeyleri altın ile kaplanmış işlemciler kullanılmaktadır. Ancak bu kaplamalar her ne kadar işlemcilerin veri aktarım hızını arttırmış olsalar da, süper iletkenlik sağlamadıkları için bir miktar ısı oluşumuna sebep olmaktadır. Oluşan bu ısının işlemci üzerinden uzaklaştırılmaması ise elektriksel iletkenliğin azalması ve veri aktarım hızının önemli derecede düşmesine neden olmaktadır. Bu amaçla şimdiye kadar yüksek termal iletkenliğe sahip alüminyum alaşımları kullanılmıştır. Ancak bu alaşımlar yüksek genleşme katsayısına sahip oldukları için ısıya maruz kaldığı çalışma süreci içerisinde boyutsal değişime uğramaktadırlar. Boyutsal değişim termal gerilmelere neden olduğu için veya bileşenlerin bağlanma mukavemetini zayıflattığı için istenmeyen bir durumdur. Bu yüzden günümüzde geliştirilen kompozitleri yüksek termal iletkenliğe ve düşük termal genleşme katsayısına sahip olması beklenmektedir. Metalik malzemelerin termal iletkenliği, elektronların metallerdeki hareketine bağlıdır. Metalik olmayan kristal veya seramiklerde ise termal iletkenlik mekanizması fononlar yardımıyla

sağlanmaktadır. Fononlar ile gerçekleştirilen üretim ise atomik kütleyle, atomlar arası yapıştırmaya ve kristal yapıya bağlıdır [10].

1980'lerin sonlarından bu yana metal matrisli kompozitler, yüksek enerjili elektronik paketleme uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bunlardan birisi de Ceramic Process System Corp firması tarafından üretilen SiC/Al kompozitleri elektronik paketlemede kullanılmaktadır. Öte yandan Lanxide elektronik komponent endüstrisi ise bu MMK'leri mikrodalga muhafazası için kullanmıştır. Textron Special Material şirketi, baskılı devreler için bor takviyeli alüminyum matrisli kompozitleri üretmiştir [11,12].

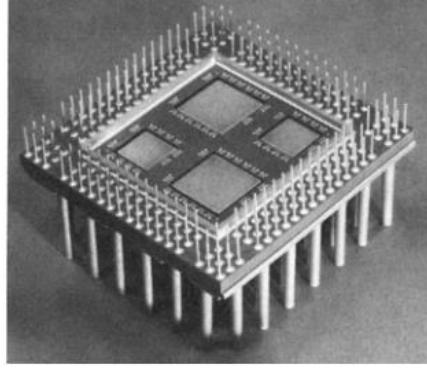
Her ikisi de plakalardan işlenmiş olan Kovar alaşımı ve SiC-Al kompoziti Şekil 2.1'de yoğunluk ve termal iletkenlik değerleri ile birlikte verilmiştir. Bu parçalar mikrodalga taşıyıcılarıdır. SiC-Al kompoziti toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş ve partikül takviye oranı hacimce %40'tır. Termal iletkenlik değeri ve yoğunluğu dikkate alındığında sırasıyla yaklaşık olarak %83 ve %63 oranlarında iyileşme meydana geldiği gözlenmiştir [13].



Şekil 2.1. AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genişleme katsayısı değerlerinin kıyaslanması [11].

Şekil 2.2'de ise basınçlı infiltrasyon yöntemi ile SiC-Al kompozitten üretilmiş olan multichip elektronik modülü gösterilmektedir. Takviye oranı hacimce %65-75 oranındadır. Modül, normalde geleneksel bir pakette tabana lehimlenecek olan dört talaş kaidesini içermektedir. Kaideler tabana lehimle yapıştırılmaktadır ancak bu birleştirme yöntemi termal iletkenlik bakımından oldukça dirençli yol meydana

getirmektedir. Bu yüzden metal matrisli kompozitlerle bu ayrı işlemleri ortadan kaldırmak ekonomik rekabet gücünü önemli derecede arttıracığı hem de termal iletkenlik bakımından daha verimli sonuçların elde edileceği ifade edilmiştir [13,14].



Şekil 2.2. Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmiş SiC-Al multichip elektronik modülü (Fotoğraf courtesy Alcoa Innometalx) [11].

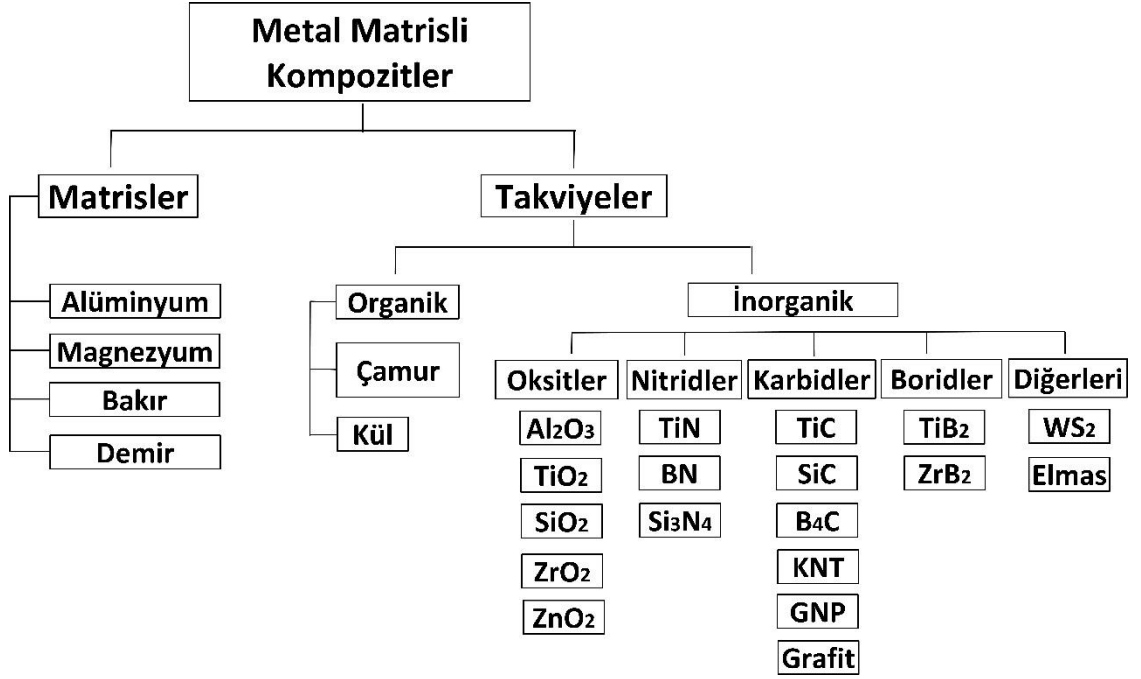
2.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Kompozit malzemeler, birbiri içinde çözünmeyen iki veya daha fazla malzemenin bir karışımıdır. Bu malzemeler kendisini oluşturan bileşenlerin herhangi birine göre üstün özelliklere sahiptir [15]. Özellikle çeliğe yakın dayanımda ve daha hafiftir. Matris malzemesine göre metal matrisli kompozitler (MMK), seramik matrisli kompozitler, polimer matrisli kompozitler ve karbon matrisli kompozitler olarak sınıflandırılır. Bunlar arasında, MMK'ler, yüksek sıcaklıklara, neme, radyasyona, ve vakum ortamlarına karşı oldukça dayanıklıdır. Öte yandan ısı ve elektriksel iletkenlik ve mekanik dayanım bakımından üstün özelliklerinden dolayı diğer kompozitlere göre bir avantaja sahiptir. Matrisin spesifik mukavemet, spesifik sertlik, aşınma direnci, mükemmel korozyon direnci ve yüksek elastik modül gibi özelliklerini geliştirmek amacıyla üretilir [16].

MMK'ler için mevcut matris malzemeleri (Al, Mg, Cu, Fe, Ti) arasında, Al ve Mg en yaygın olanlarıdır. Magnezyum bazlı kompozitler, monolitik alaşıma kıyasla cazip mekanik özellikleri nedeniyle şimdiye kadar büyük ilgi görmüştür. Bununla birlikte, bazı dezavantajları da vardır ki bunlar, otomobillerde magnezyum kullanımındaki

ilerlemeyi sınırlamıştır. Birincil sebep, düşük süneklilik ve kırılmaya karşı düşük dirençtir. Diğer bir sebep ise, yüksek sıcaklıkta çok reaktif olmasıdır. Bununla birlikte, yüzey kaplamaları veya doğal olarak oluşan oksit kontrol edilebilir [17]. Mg-bazlı MMK'lerin üretimi sırasında, çevre ile oksidasyonu önlemek için inert bir atmosferde muhafaza edilmelidir. Matris olarak demirin kullanılmasının önemli bir dezavantajı, gevrekliği ve kompozitlere kıyasla daha az darbe dayanımıdır. Bu nedenle, çelik esaslı metal matris kompozitler sadece aşınmaya dayanıklı uygulamalar için büyük potansiyel göstermektedir. Deniz ortamı uygulaması için uygun değildir [18]. Bakır esaslı MMK'ler, termal ve elektriksel iletkenlik özelliğinin önemli bir rol oynadığı uygulamalarda kullanılmaktadır. Birçok uygulamada, saf Cu düşük mukavemeti nedeniyle bir matris olarak kullanılamaz [19]. Mevcut çeşitli matris malzemeleri arasında, alüminyum ve alaşımları MMK'leri üretmek için en yaygın kullanıma sahiptir. Alüminyumun çekici özelliklerinden arasında en yaygın olanları; yoğunluğunun düşük olması, ekonomik olarak uygulanabilir, farklı tekniklerle işlenmesi kolay ve korozyona karşı mükemmel dirence sahip olmasıdır [16].

Takviye partiküller, lif, tabaka veya iç içe geçmiş tipte olabilirler. Kullanılan takviyeye göre, kompozit, elyaf takviyeli kompozitler, laminer kompozit, pul kompozit, dolgulu kompozit ve partikül takviyeli kompozit olarak sınıflandırılabilir. Bunların içerisinde parçacıklı takviyeli kompozitler, kolayca temin edilebilir, daha ucuz ve matris içinde dağıtılması daha kolay olması diğerlerine kıyasla önemli bir avantaj sağlamaktadır. Takviye malzemelerinin seçimi, kompozitin amaçlarına ve uygulamalarına dayanmaktadır. Hafif metallerin güçlendirilmesi, ağırlık azaltmanın öncelikli olduğu uygulama olasılığını ortaya koymaktadır [20]. SiC veya Al₂O₃ veya B₄C ile güçlendirilmiş Al kompozitler, nispeten üretim maliyetlerinin düşük ve mekanik dayanımlarının yüksek olması amacıyla geliştirilmiştir. Bu nedenle, rotor, fren rotoru, tahrik milleri, pistonlar, silindir gömleği gibi bir çok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil 2.3'te, metal matrisli kompozitlerin üretimi için kullanılacak çeşitli matris ve takviye malzemeler gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Metal matrisli kompozitlerin üretiminde kullanılan çeşitli matris ve takviye malzemeler.

Genel olarak, bu kompozitlerin üretilmesinin dezavantajı, takviye malzemelerinin maliyetinin yüksek olması, (veya heterojen olmayan) homojen takviye dağılımının matriste daha yüksek olması ve bazı durumlarda yatırım maliyetinin daha yüksek olmasıdır [21]. Bu bağlamda şimdiye kadar dünya çapında pek çok yöntem geliştirilmiştir. Geliştirilen bu yöntemler genel olarak, katı faz üretimi, sıvı faz üretimi ve çöktürme yöntemleri olmak üzere üç kategoriye ayrılmıştır. Katı hal üretimi genel olarak yüksek sıcaklıkta ve basınç altında katı hallerdeki matris malzemesinin ve takviyelerin difüzyon yolu ile bağlanması işlemidir. Spark plazma ile sinterleme, mikrodalga ile sinterleme ve toz metalurjisi yöntemleri bu kategorinin en yaygın kullanılanları arasındadır. Spark plazma yönteminde kalıp ve takviye tozların sıcaklığı hızlı bir şekilde arttırılır. Isıtma esnasında basınç da uygulanarak sinterleme işleminin kolaylaştırılması sağlanır. Ayrıca ısıtmayı sağlamak için uygulanan elektrik akımı toz partikülleri arasında kıvılcımlar oluşur ve bu da partiküllerin yoğunlaşmasına neden olmaktadır. Mikrodalga ile sinterleme yönteminde ise elektromanyetik alan enerjisi doğrudan malzemeye uygulanmaktadır. Bu yöntemle, malzemenin her yerinde, yoğun bir termal gradyan ile hızlı ısıtma sağlanmaktadır. Toz metalurjisi yönteminde ise toz partikül şeklinde bulunan matris ve takviyeler karıştırılarak bir kalıba yerleştirilir.

Daha sonra bu tozlar uygun bir basıçta preslenerek erime sıcaklığının altında sinterlenir.

Sıvı faz üretim yönteminde ise, erimiş sıvı metalin takviye parçacıklara ilavesi mantığı kullanılmaktadır [22]. Karıştırmalı döküm, sıkıştırırmalı döküm, basınçlı infiltrasyon ve basınçsız infiltrasyon gibi yöntemler sıvı faz üretimlerinin en yaygın kullanılanlarıdır. Karıştırmalı dökümde sıvı metal içerisine takviye partiküller eklenir ve bu esnada karıştırma işlemi gerçekleştirilir. Böylece takviye partiküllerinin eriyik haldeki matris içerisinde homojen dağılımı sağlanmaya çalışılır. Sıkıştırırmalı döküm yönteminde ise karıştırmalı döküme ek olarak bir hidrolik pres kullanılır. Bu pres yardımıyla bir kalıp içerisinde eriyik haldeki matris takviye karışımı sıkıştırılarak üretim gerçekleştirilir. İnfiltrasyon yönteminin prensibi, erimiş metalin takviye partiküllere emdirilmesini kapsamaktadır. Basınçsız olan yöntemde, matrisi oluşturan metal katı halde takviyelerin bulunduğu bir preform üzerine koyulur başka hiçbir işlem uygulanmadan eritilir ve partiküller arasından sızarak orada katılaşması beklenir. Basınçlı olanda ise erimiş haldeki matris metalinin partiküllere sızması için ekstra bir basınç uygulanır. Uygulanan basınç sayesinde matrisin takviye partikülleri ıslatabilirliği artar ve bu yüzden porozite azaltılmış olur. Ayrıca bu yöntem ile yapılan üretimlerde, ergimiş metalin partiküller arasına sızması için uygulanan basınç sayesinde üretimler oldukça kısa sürmekte ve bu yüzden metal ile partiküller arasındaki kimyasal etkileşimler de önlenmektedir. Ancak basınç kullanıldığı için üretimi etkileyen pek çok parametre ortaya çıkmaktadır. Bu parametrelerden birisi takviye partiküllerin erimiş metal tarafından ıslatılabilirliğidir. Genel olarak, bir katının sıvı tarafından ıslatması, temas açısı ile belirlenir ve katı, sıvı ve gaz/buhardaki temas açısı (θ) eşitlik 2.1'de verilen Young-Dupre denklemiyle ilişkilidir [23].

$$\gamma_{lv} \cos\theta = \gamma_{sv} - \gamma_{sl} \quad (2.1)$$

Bu eşitlikteki γ_{lv} , γ_{sv} , ve γ_{sl} sırasıyla sıvı metal yüzey gerilimi, katı/buhar ve katı/sıvı yüzey enerjileridir. Ergimiş metal kalıp içindeki toz partikülleri (prefomu), eğer $\gamma_{sv} > \gamma_{sl}$ ise, yani $\theta < 90$ derece olduğunda ıslatacaktır. Benzer şekilde, ıslatma sistemi söz konusu olmadığında yukarıdaki işlem tersine çevrilir ve sızma için bir minimum basınç (eşik basıncı) uygulanarak ıslatma sağlanmaktadır. Darcy yasasına göre, sızma

süresi ve sıvı metalin sızma basıncı, sızma yüksekliğinin karesi ile eşitlik 2.2'de ilişkilendirilmiştir.

$$h^2 = \frac{2kt\mu}{(1 - v_s)} (p - p_0) \quad (2.2)$$

Buradaki p uygulanan basınçtır, p_0 infiltrasyonun başlaması için gerekli olan eşik basıncıdır, t infiltrasyonun süresi, μ erimiş metalin viskozitesidir, V_s katı hacminin fraksiyonudur ve k gözenekli katının geçirgenliğidir. Bu formülü göz önünde bulundurarak infiltrasyon süresinin artması, ergimiş metalin preform içinde daha yüksek seviyelere çıkmasını sağlayacağı anlaşılmaktadır. Öte yandan takviye hacminin artması ise metalin daha yüksek seviyelere çıkışını azaltacaktır. Uygulanan basınç ile eşik basıncı arasındaki farkın artması da sızma seviyesini azaltarak infiltrasyonu kötü yönde etkileyecektir. Sızma için p_0 eşik basıncı, eşitlik 2.3'te verilen formüle göre belirlenmiştir [24].

$$p_0 = 6\lambda\gamma\lambda\cos\theta \frac{V_s}{(1-v_s)D} \quad (2.3)$$

Burada λ parçacık şekli, yüzey pürüzlülüğü ve gerçek parçacık boyutu dağılımından kaynaklı sapmaları temsil eden geometrik bir faktördür. Metallerin, seramiklerin ve polimerlerin gözenekli preformlara sızması için temel gereklilik; sıvı akışı, kılcallık, preform geçirgenliği, takviye hacminin fraksiyonu, gözenekli preformda eriyiğin basınca bağlı doygunluğu ve eriyik viskozitesidir. Bu amaçla Guan ve arkadaşları [25] sıvı metalin gözenekli preforma sızmasında eşik basıncı ve infiltrasyonun etkisini araştırmışlardır. Sızma hızının, sızma basıncını artırarak etkili bir şekilde geliştirilebileceğini ancak bu etkinin zaman ilerledikçe kademeli olarak azalacağını ifade etmişlerdir. Ayrıca sızma basıncındaki artışın, gözenekliliği en aza indirdiği, ısı kaybını azalttığı ve sıvı metalin katılaşmasını etkili bir şekilde engellediğini de bildirmişlerdir. Öte yandan ergimiş metalin gözenekli preform içine sızma hızı da önemli bir faktördür. Darcy'nin kanunu ile belirlenmiş olan bu parametre eşitlik 2.4'te verilmiştir.

$$v = \frac{k}{\mu} \frac{dp}{dx} \quad (2.4)$$

Eşitlikteki v akış hızıdır, k erimiş metalin aktığı birbirine bağlı kanalların şekline ve boyutlarına bağlı geçirgenliktir, μ erimiş metalin viskozitesidir, p , erimiş metalle temas eden gözeneklerin büyüklüğü ve şekli ile ilişkili basınçtır (spontan için kılcal basınç), x , sızma mesafesidir. Buradaki sızma mesafesi partiküller arasındaki uzaklıktır. Takviye partiküllerin boyutunun küçülmesi bu mesafeyi azaltacağından sızma hızını da azaltacaktır ve bu da üretim sonrası porozitenin artmasına sebep olacaktır. Porozite ise mekanik başta olmak üzere malzemenin pek çok özelliğini olumsuz yönde etkilediği için istenmeyen bir durumdur. Bu yüzden kullanılan takviye partiküllerin boyutuna bağlı olarak infiltrasyonun başlaması için gerekli olan eşik basıncının önceden hesap edilmesi gerekmektedir.

2.3. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER İÇİN TEORİK MODELLER

Kompozit malzemelerin mekanik ve termal özelliklerini teorik olarak belirlemeye yönelik çok sayıda model geliştirilmiştir. Bu modeller, matris ve takviyelerin fiziksel, mekanik ve termal özellikleri göz önünde bulundurularak türetilmişlerdir. Şimdiye kadar yapılan çalışmalarla doğruluğu kanıtlanmış olan bu modeller, her bir kompozitin türüne göre değişim göstermektedir. Bu yüzden tasarlanan kompozit için seçilecek model büyük önem göstermektedir. Bu kısımda gösterilecek olan modeller, mekanik ve termal olmak üzere iki kategoriden oluşmaktadır. Termal özellikler ise termal iletkenlik katsayısı ve termal genleşme katsayısı olmak üzere iki ayrı başlık altında verilmiştir.

Mekanik Dayanım İçin Modeller

Kompozit malzemelerde takviye partiküllerin mukavemet üzerindeki etkisini belirlemek için birçok model geliştirilmiştir. Geliştirilen bu modellerde mekanik davranışı etkileyen birçok parametrenin varlığı nedeniyle doğrudan hesaplama yapmanın çok zor olduğu belirtilmiştir. Bu nedenle, her bir takviyenin mukavemete katkısı doğrudan ve dolaylı olmak üzere iki kategoride incelenmiştir. Doğrudan olarak ifade edilen kategoride, matristen takviyelere olan yük transferi hesaba katılmaktadır [26–28]. Dolaylı kategoride ise, matriste çeşitli sebeplerle meydana gelen dislokasyon oluşumları ve hareketleri, tane boyutundaki küçülmeler ve Orowan looping gibi

mekanizmalar yer almaktadır. Bu tür mekanizmaların mukavemete katkısı için önerilen modeller aşağıda verilmiştir [29,30].

Yük Aktarım Mekanizması

Kompozit malzemelerdeki takviye partiküllerinin boyutunun ve miktarının mukavemet üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Bu etkinin analitik hesaplaması için, sert, nispeten deforme olmayan takviyelerin nispeten yumuşak matristen daha fazla yük taşıyabileceği temelinde yük transfer modelleri geliştirilmiştir. Bu bağlamda kullanılan değiştirilmiş kayma gecikmesi (MSL) teorisi eşitlik 2.5'te verilmektedir [31].

$$\sigma_{c_y} = \sigma_{m_y} \left[v_r \frac{S+2}{2} + v_m \right] \quad (2.5)$$

Buradaki σ_{c_y} ve σ_{m_y} , sırasıyla kompozitlerin ve matrisin akma dayanımıdır, v_r ve v_m değerleri ise sırasıyla takviye ve matrisin hacimsel fraksiyonunu temsil etmektedir.

Orowan güçlendirme

Takviye partiküller, matriste meydana gelen dislokasyonların ilerlemesini önleyerek kompozitlerin mukavemetinin artmasına neden olur. Mukavemetteki bu gelişmenin miktarı eşitlik 2.6'daki formüle göre Orowane-Ashby tarafından hesaplanmıştır [32].

$$\Delta_{\sigma_{or}} = \frac{2Gb}{0,6 \left(\frac{2\pi}{V_p} \right)^{\frac{1}{2}}} \quad (2.6)$$

Burada b, Burgers vektörüdür, G matrisin kayma modülü ve d ortalama partikül boyutudur.

Tane Boyutu Küçülmesi

Metal matris kompozit malzemelerde, takviye edici partiküllerin soğutma sırasında çekirdeklenmeyi arttırdığı ve tane boyutunda bir azalmaya neden olduğu bilinmektedir. Öte yandan, matrisin tane boyutundaki azalma ile mukavemet artışı arasında anlamlı bir ilişki vardır. Bu etki eşitlik 2.7’de verilen Hall-Petch ilişkisi ile ifade edilir:

$$\Delta\sigma_{grain} = \frac{K_y}{d^{\frac{1}{2}} \left(\frac{1-V_p}{V_p} \right)^{\frac{1}{6}}} \quad (2.7)$$

Bu denklemde, $\Delta\sigma_{grain}$ tane inceltmeden sonra mukavemet artışının katkısı, K_y spesifik mukavemet sabiti ve d ortalama tane büyüklüğüdür.

Termal Uyumsuzluk

Takviye partiküller ve matris arasındaki farklı termal genleşme katsayısı, matristeki dislokasyon yoğunluğunda bir artışa neden olur. Bu tür oluşumların üretim esnasındaki sıcaklıktan oda sıcaklığına geçiş esnasında meydana geldiği düşünülmektedir. Dislokasyon yoğunluğu (CTE), Arsenault tarafından eşitlik 2.8’de önerilen teorik modele göre hesaplanmaktadır [28]:

$$\rho_{CTE} = \frac{4V_p \Delta T \Delta C}{b(1-V_p)} \left(\frac{1}{t_1} + \frac{1}{t_2} + \frac{1}{t_3} \right) \quad (2.8)$$

Bu formüldeki ΔT oda sıcaklığından işlem sıcaklığına kadarki sıcaklık değişimi, ΔC takviye parçacıkları ile matris arasındaki termal genleşme katsayısı farkıdır. t_1 , t_2 ve t_3 sırasıyla takviye uzunluğu, genişliği ve kalınlığıdır. V_p takviyenin hacimsel fraksiyonu, b matrisin burgers vektörüdür. Dislokasyon yoğunluğunun mukavemete etkisi ise eşitlik 9’da verilen Taylor eşitliği ile hesaplanmaktadır.

$$\Delta\sigma_{CTE} = kG_m b \sqrt{\rho_{CTE}} \quad (2.9)$$

Bu denklemdaki k değeri 1.25 olarak belirtilen bir sabittir. G_m değeri matrisin kayma modülü, b değeri ise burgers vektörüdür.

Geometrik Olarak Gerekli Dislokasyonlar

Matris ile takviye partiküller arasında deformasyonun neden olduğu homojen olmayan bir kesme gerilimi gradyanı vardır [33]. Bu mekanizmada, ortaya çıkan dislokasyonlar matrise bir deformasyon gradyanı olarak yerleşir. Ayrıca deformasyonun matris ve partiküller arasındaki uyumluluğunu sağlar [34]. Ashby tarafından önerilen teoriye göre, bu deformasyon gradyanının malzemenin akma dayanımına matematiksel olarak katkısı eşitlik 2.10'da ifade edilmektedir:

$$\Delta_{\sigma_{geo}} = \frac{2G(1-\nu)V_p\varepsilon}{(1-2\nu)} \quad (2.10)$$

Burada ε matrisin akma dayanımı, ν Poisson oranı ve G kayma modülüdür. Tüm bu katkıların etkisini belirlemek için birçok çalışmada basit doğrusal toplam Clyne yöntemleri kullanılmıştır [26,29,35–37]. Bu yöntemde, matrisin mukavemetini arttırmak için mukavemet arttırıcı mekanizmaların katkısı, eşitlik 2.11 ve 2.12'deki denklemlerde özetlendiği gibi hesaplanmaktadır.

$$\sigma_C = \sigma_{m0} + \Delta_{\sigma} \quad (2.11)$$

$$\Delta_{\sigma} = \sqrt{(\sigma_{cy})^2 + (\Delta_{\sigma_{or}})^2 + (\Delta_{\sigma_{grain}})^2 + (\Delta_{\sigma_{CTE}})^2 + (\Delta_{\Delta_{GEO}})^2} \quad (2.12)$$

Burada σ_C kompozitlerin akma dayanımını, σ_{m0} saf matrisin akma dayanımını verirken, Δ_{σ} ise bu mekanizmaların mukavemete toplam katkısını vermektedir.

Termal İletkenlik Katsayısı İçin Modeller

Termal iletkenlik katsayısı malzemelerin, yoğunluk, özgül ısı ve ısı yayılım değerlerinin çarpımı ile belirlenmektedir. Bir malzemenin ısı iletimi atomik kafes titreşimleri ve elektron hareketliliği sayesinde gerçekleşmektedir. Bu iki özelliğe bağlı

olarak her bir malzemenin termal iletkenlik katsayısı değerleri değişim göstermektedir. Örneğin seramiklerde serbest elektron bulunmadığı için sadece kafes titreşimleri ile sağlanırken, metallerde ise hem kafes titreşimi hem de elektron hareketliliği sayesinde sağlanmaktadır. Kafes titreşimleri ile sağlanan iletimde fononlarda yüksek oranda saçılmalar meydana gelmektedir. Bu yüzden seramiklerin termal iletkenlikleri metallere kıyasla oldukça düşüktür. Bakır, gümüş ve alüminyum gibi metalik malzemelerde ise ısı iletimine hem kafes titreşimi hem de elektron hareketliliği katkı sağladığı için termal iletkenlik değerleri oldukça yüksektir. Bu değer, farklı özelliklere sahip bileşenler içeren kompozit malzemeler için farklılık göstermektedir. Bu farklılığa sebep olan parametrelerin en başında matris ve takviyeyi oluşturan malzemelerin hacimsel fraksiyonu gelmektedir. Öte yandan takviye ile matris arasında meydana gelen arayüzey direnci de bu değeri etkileyen önemli bir faktördür. Bu koşullar göz önünde bulundurularak kompozitlerin termal iletkenlik değerlerinin önceden belirlenmesine yönelik pekçok model geliştirilmiştir. Özellikle Maxwell modeli, kompozitlerin termal iletkenlik değerlerini daha kesin bir şekilde tahmin edilmesi için modifiye edilmiş modellerin ilham kaynağı haline gelen en popüler modeldir. Bu model başlangıçta seyreltik ortamdaki küresel takviyeli partikülleri, yani matristeki takviyeli partiküllerin hacim fraksiyonunun yoğun olmadığını varsaymaktadır. Maxwell, matristeki sonsuz homojen dağılmış takviyeler için termal iletkenlik (K_c) modelini eşitlik 2.13'teki gibi türetmiştir [38]:

$$K_c = K_m \left(\frac{2\left(\frac{K_d}{K_m} - 1\right)V_d + \left(\frac{K_d}{K_m} + 2\right)}{\left(1 - \frac{K_d}{K_m}\right)V_d + \left(\frac{K_d}{K_m} + 2\right)} \right) \quad (2.13)$$

Buradaki K_m , K_c ve K_d değerleri sırasıyla matrisin, kompozitin ve takviyenin Tİ değerleridir. V_d ise takviyenin hacimsel fraksiyonudur. Bu modelde küresel olduğu varsayılan takviye parçacıklarla güçlendirilmiş kompozitlerin etkin termal iletkenliğini öngörülmektedir. Ancak takviye parçacıkların şekli ve termal arayüzey direnci arasındaki karşılıklı etkileşimleri göz ardı edilmektedir. Bu nedenle, birçok durumda, kompozitin termal iletkenliğinin tahmini için tatminkar değildir. Takviye partiküllerin matris ile arayüzey etkileşiminin işin içine katıldığı başka modeller de önerilmiştir. Bunlardan bazıları Cheng-Vachon denklemi [39], Lewis-Nelson denklemi [40], ve Agari-Uno denklemidir [41]. 1935'te ortaya atılan diferansiyel etkili

ortam (DEM) ya da Bruggeman yaklaşımı ise en sık kullanılan ifadeler arasında yer almaktadır [42]. Bu model, eşitlik 2.14’de ifade edilmiştir.

$$\frac{dK_C}{dV_d^*} = \frac{3(K_d^{eff} - K_C)}{(K_d^{eff} - 2K_C)} \quad (2.14)$$

Buradaki K_d^{eff} kompozitlerdeki inklüzyonların ideal olmayan arayüzeylerin boyutuna bağlı olarak değişim gösteren etkin termal iletkenlik değeridir ve eşitlik 2.15’teki formüle göre tespit edilmektedir [43].

$$K_d^{eff} = \frac{K_d}{1 + \frac{K_d}{ah_c}} \quad (2.15)$$

K_d değeri takviyenin içsel termal iletkenlik değeri, a ve h_c ise sırasıyla partikül boyutu ve takviye-matris arayüzey termal iletkenliğidir. Bruggman ise DEM modelinde bazı değişiklikler yaparak eşitlik 2.16’daki gibi sunmuştur [44].

$$(1 - V_d) = \frac{K_C - K_d^{eff}}{K_m - K_d^{eff}} \left(\frac{K_m}{K_C} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (2.16)$$

Ortaya atılan bu modellerin deneysel sonuçlarla tutarlı sonuçlar verdiği pek çok çalışmada doğrulanmıştır. Ancak bu modeller her ne kadar tutarlı sonuçlar verse de bazı kompozitler için uygun olmadığı ifade edilmiştir. Bu yüzden Hashin ve Shtrikman [45] ile Hamilton ve Crosser [46] Maxwell’in yaklaşımında ayrı ayrı bazı düzenlemeler yaparak partikül boyutunu da bir parameter olarak modele entegre etmişlerdir. Hashin ve Shtrikman arkadaşlarının düzenlediği model eşitlik 2.17’de ifade edilirken, Hamilton ve Crosser arkadaşlarının düzenlediği model eşitlik 2.18’de ifade edilmiştir.

$$K_C = K_m \left[\frac{1 + (D-1)BV_d}{1 - BV_d} \right], \quad B = \frac{K_d - K_m}{K_d + (D-1)K_m} \quad (2.17)$$

$$K_C = K_m \left[\frac{K_d + (D-1)K_m + (D-1)V_d(K_d - K_m)}{K_d + (D-1)K_m - V_d(K_d - K_m)} \right] \quad (2.18)$$

Her iki formülde de görülen D değeri takviyelerin boyutsal olarak partikülün şeklini ifade etmektedir. Ancak kompozitlerde farklı fazları arasındaki arayüzey direnci dikkate alındığında, zayıf ıslanabilirliğin meydana gelmesi veya parçacıkların etrafında sınır bileşiklerinin oluşumu nedeniyle Maxwell'in modeli bir miktar daha modifiye edilmiştir. Bu değişim, 1985 yılında Hassselman ve Johnson (H-J) tarafından arayüzey termal direnç faktörü (h_c) olarak öne sürülmüştür. Yaptıkları çalışmayı, alüminyum nitrür-poliimid kompoziti için elde edilen deneysel sonuçlarla desteklemişlerdir. Bu model eşitlik 2.19'da verilmiştir [47].

$$K_C = K_m \frac{2\left(\frac{K_d}{K_m} - \frac{K_d}{ah_c} - 1\right)V_d + \left(\frac{K_d}{K_m} + \frac{2K_d}{ah_c} + 2\right)}{\left(1 - \frac{K_d}{K_m} + \frac{K_d}{ah_c}\right)V_d + \left(\frac{K_d}{K_m} + \frac{2K_d}{ah_c} + 2\right)} \quad (2.19)$$

Grafen, grafit ve bor nitrür gibi iki boyutlu bileşiklerde termal iletkenlik değerleri yöne bağlı olarak değişim gösterdiği için H-J modeli yetersiz kalmıştır. Maxwell tarafından tekrar düzenlenen bir yaklaşım ile bu tür bileşiklerin her iki yönündeki termal iletkenlik değeri ayrı ayrı hesaba katılmıştır. Bu yaklaşımlar eşitlik 2.20, 2.21 ve 2.22'de verilmiştir [48].

$$K_C^L = V_{GNPs} K_{GNPs}^L + (1 - V_{GNPs}) K_{mp} \quad (2.20)$$

$$\frac{1}{K_C^T} = \frac{V_{GNPs}}{K_{GNPs}^{eff(T)}} + \frac{(1 - V_{GNPs})}{K_{mp}} \quad (2.21)$$

$$K_{GNPs}^{eff(T)} = \frac{K_{GNPs}^T}{1 + \frac{K_{GNPs}^T}{h_{GNPs} D}} \quad (2.22)$$

Takviye partiküllerin şekli kadar önemli olan bir başka durum da takviyeler ile matris arasında oluşan termal iletkenlik direncidir. Metal-sıvı arayüzündeki termal direnç 1941'de Kapitsa tarafından rapor edilmiştir [114]. Bu termal direnç, aynı zamanda fizikte Kapitsa direnci olarak da bilinmektedir. Elektriksel direnç analogisi [16] kavramından yola çıkarak, arayüzeyler arasındaki termal direnç (ATD), eşitlik 23'te verilen kapitsa denkleminde verilmiştir [49].

$$R_c = \sum (R_i + R_{(i-1) \rightarrow i}) (i \geq 1) \quad (2.23)$$

Buradaki R_i i'inci arayüzün arayüzey termal direncini temsil ederken, $R_{(i-1) \rightarrow i}$ ise $(i - 1)$ 'inci ve i 'inci arayüzler arasındaki katmanın termal direncini temsil eder. R_i ve $R_{(i-1) \rightarrow i}$ ifadeleri şu denklemlerle hesaplanabilir: $R_i = \frac{1}{h_i}$, $R_{(i-1) \rightarrow i} = \frac{l_{(i-1) \rightarrow i}}{K_{(i-1) \rightarrow i}}$. Sonuç olarak takviye edilen partikül ile matris arasında meydana gelebilecek yeni bir fazın ya da ikinci bir takviyenin toplam arayüzey direnci (h_c) eşitlik 2.24'teki formüle göre düzenlenmiştir.

$$\frac{1}{h_c} = \sum \left(\frac{1}{h_i} + \frac{l_{(i-1) \rightarrow i}}{K_{(i-1) \rightarrow i}} \right) (i \geq 1) \quad (2.24)$$

burada h_i , i 'nci arayüzün arayüzey termal iletkenliğini temsil eder, $l_{(i-1) \rightarrow i}$ ve $K_{(i-1) \rightarrow i}$, ise $(i - 1)$ 'den i 'ye kadar olan katmanın kalınlığı ve termal iletkenliği anlamına gelmektedir.

Kompozit malzemelerde takviye ile matris arasında meydana gelen ikincil fazın ya da ikincil bir takviyenin meydana getirdiği direç ve bunun toplam Tİ değerine etkisi, üstteki formüllerde ifade edilmiştir. Burada hesaba katılması gereken bir başka durum ise arayüzeyleri oluşturan malzemelerin dielektrik ya da iletken olmasıdır. İki dielektrik malzeme ya da bir dielektrik bir iletken malzeme arasındaki ısı transferi meydana geliyorsa buna sadece fononlar katkı yapmaktadır. Dielektrik malzemelerde ise serbest elektron miktarı oldukça düşük olduğu için elektronlardan gelen katkı ihmal edilmektedir. Bu bağlamda arayüzey termal iletkenliliği eşitlik 25'te verilen akustik uyumsuzluk metoduna göre hesap edilmektedir [50,51].

$$h_i = \frac{1}{2} \rho_m C_m \frac{v_m^3}{v_r^2} \frac{\rho_m v_m \rho_r v_r}{(\rho_m v_m + \rho_r v_r)^2} \quad (2.25)$$

burada ρ , C , v , malzemelerin sırasıyla kütle yoğunluğu, özgül ısı kapasitesi ve fonon hızıdır ve m ile r matris ve takviyeyi göstermektedir. Fonon hızı bilinmeyen bileşikler için enine ve boyuna fonon hızı değerleri kullanılarak eşitlik 2.26'daki gibi formüle edilmiştir [52–54]:

$$\frac{3}{v^3} = \frac{1}{v_l^3} + \frac{2}{v_t^3}, \quad v_l = \sqrt{\frac{B + \frac{4}{3}G}{\rho}}, \quad v_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}}, \quad (2.26)$$

B ve G değerleri sırasıyla bulk ve kayma modülü değerleridir. İki iletken malzeme arasındaki arayüzler için, fononlar ve serbest elektronların her ikisi de ısı taşıyıcılar olmasına rağmen, serbest elektron konsantrasyonu, fonondan birkaç kat daha büyük olduğundan fononların katkısının baskın olmadığı düşünülmektedir. Yani iletkenler arasında ısı transferine büyük oranda elektronlar aracılık etmektedir. Bu durumda arayüzey termal iletkenlik değerleri eşitlik 2.27'de verilen diferansiyel orta modeline (DMM) göre hesap edilmektedir [55].

$$h_i = \frac{Z_1 Z_2}{4(Z_1 + Z_2)} \quad (2.27)$$

Buradaki 1 ve 2 değerleri metal tabakaları ifade etmektedir. $Z = C_e V_f$ (GW/m²K), elektronik özgül ısı değeri: $C_e = \gamma \times T$ ile ifade edilmektedir. γ elektronik özgül ısı katsayısı, kJ/m³K² ve V_f elektronların fermi hızı (m/s)'dir.

Termal Genleşme Katsayısı İçin Modeller

Otomotiv, havacılık ve elektronik sektöründe kullanılan kompozit malzemeler, çalışma koşulları sebebi ile farklı sıcaklıklara maruz kalmaktadır. Isıya maruz kalmaları esnasında yapılarında boyutsal değişim meydana geldiği için termal genleşme katsayılarının bilinmesi oldukça önemlidir. Termal genleşme katsayısı (TGK) sıcaklık ve uzunluğa bağlı olarak değişim gösteren bir niceliktir. Malzemelerin sıcaklığındaki artış (∂L) ve uzunluktaki değişiklik (∂T) olarak kabul edildiğinde ve sıcaklıktaki birim değişiklik başına uzunluktaki fraksiyon artışı α olarak eşitlik 2.28'de verilmiştir:

$$\alpha = \frac{1}{L} \left(\frac{\partial L}{\partial T} \right) \quad (2.28)$$

Burada α doğrusal termal genleşme katsayısıdır. Ancak, termal genleşme bir boyutla sınırlı değildir; termal genleşme hacimseldir. Bu nedenle, termal genleşme β 'nin hacimsel katsayısı eşitlik 2.29'da temsil edilmektedir:

$$\beta = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right) \quad (2.29)$$

Homojen partikül takviyeli kompozit için lineer ve hacimsel TKG arasındaki ilişki şu şekilde verilir: $\beta=3\alpha$.

Kompozitlerin termal genleşme katsayısı değerlerinin teorik olarak modellenmesi ise 19. yüzyılın başlarından beri araştırmacılar arasında büyük ilgi alanı olmuştur. Literatürde sayısız model önerilmiştir. Termal özellikleri tahmin etmek için önerilen teorik modeller, kompozitlerin yapısındaki değişimlerden dolayı deneysel sonuçlarla tam olarak uyum içinde olmamıştır. Değerlerdeki bu çelişki, partikül kümeleri etrafında biriken artık gerilmeler ve kırıklar, matris ile takviyeler arasında arayüzey plastik tabakanın oluşmasından kaynaklanmaktadır [56–58]. Son yıllarda yapılan çalışmalarda, metal matris kompozitlerin termal genleşme katsayısı değerlerini tahmin etmek için araştırmacılar tarafından bir dizi teorik model geliştirilmiştir. Bunların başında partikül takviyeli kompozitlerin için karışımlar kuralı ile geliştirilen model yer almaktadır. Bu model eşitlik 2.30'da verilmiştir [59]:

$$\alpha_c = \alpha_m V_m + \alpha_d V_d \quad (2.30)$$

Formüldeki α_c , α_m ve α_d değerleri sırasıyla kompozitin, matrisin ve takviyenin termal genleşme katsayısı değerleridir. V_m ve V_d değeri ise matris ve takviyenin hacimsel fraksiyonudur. Ancak bu formülde termal genleşme katsayısını etkileyen pek çok faktör yer almadığı için yetersiz kalmıştır. Bu yüzden Kerner, Turner ve Schapery gibi araştırmacılar, termoelastik enerji prensipleri kullanarak kendi isimlerini verdiği yeni modeller geliştirmişlerdir. Bunların başında 1940'ta Turner tarafından geliştirilen model yer almaktadır. Bu modelin türetilmesi eşitlik 2.31 ile başlamıştır.

$$\sigma_d = (\beta_c - \beta_d)\beta_p \partial T; \quad \alpha_m = (\beta_c - \beta_m)\beta_m \partial T \quad (2.31)$$

Bu formüldeki elastik sabitler arasındaki ilişki şöyle verilmiştir: $B = \frac{E}{3(3-\frac{E}{G})}$.

Matris fazı ve partiküllerin iç gerilmeleri arasındaki eşitlik şöyle verilmiştir: $0 = \alpha_m V_m + \alpha_d V_d$

Bu eşitlikler ve $\beta_c = 3\alpha_c$ kullanılarak geliştirilen Turner modeli eşitlik 2.33'de verilmiştir.

$$\alpha_c = \frac{\alpha_m V_m B_m + \alpha_d V_d B_d}{V_m B_m + V_d B_d} \quad (2.33)$$

Bu eşitliklerdeki a , B , E , G ve V , değerleri sırasıyla termal genleşme katsayısı, bulk modülü, Young modülü, kayma modülü ve hacimsel fraksiyondur. Alt simge olarak verilen c , m ve d değerleri sırasıyla kompozit, matris ve takviye fazı temsil etmektedir. Kerner modelinde ise küresel takviyelerin matris fazı tarafından sarılı olduğu kabul edilmektedir. Bu model eşitlik 2.34'te verilmiştir [60].

$$\alpha_c = \alpha_m V_m + \alpha_p V_p + V_m V_p (\alpha_p - \alpha_m) \frac{K_p - K_m}{V_m K_m + V_p K_p + \frac{3K_m K_p}{4G_m}} \quad (2.34)$$

Buradaki V bileşenlerin hacimsel fraksiyondur ve a termal genleşme katsayısı değerleridir. Alt simge olarak verilen c , p ve m sırasıyla kompozit, partikül ve matrisi gösterir. K bileşenlerin bulk modülüdür. Bu değer Young modülü (E) ve Poisson oranı (ν) ile olan ilişkisi eşitlik 2.35'te verilmiştir.

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad (2.35)$$

G kayma modülüdür ve izotropik malzemeler için eşitlik 2.36'da verildiği gibi Young modülü ile ilgilidir.

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (2.36)$$

Eşitlik 2.37’de verilen Schapery modelinde ise bileşenlerin Poisson oranlarının farklı olmadığını varsaymaktadır [61].

$$a_c = a_p + (a_m - a_p) \frac{\left(\frac{1}{K_c}\right) - \left(\frac{1}{K_p}\right)}{\left(\frac{1}{K_m}\right) - \left(\frac{1}{K_p}\right)} \quad (2.37)$$

Sonuç olarak geliştirilen bu modellerin üretilen kompozit türlerine göre değişim gösterdiği anlaşılmaktadır. Ayrıca her biri farklı parametreleri hesaba kattığı için birbirlerine göre üstünlükleri ve dezavantajları da vardır. Bu bağlamda geliştirilmesi istenen kompozitler için bileşenlerin miktarına ve diğer parametrelere göre termal genleşme katsayısı değerlerinin önceden belirleme imkanı mevcuttur.

BÖLÜM 3

ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER

3.1. ALÜMİNYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÖZELLİKLERİ

Metal matrisli kompozitler (MMK), yüksek elastisite modülü, mukavemet ve ısı kararlılık gibi olağanüstü fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı, havacılık ve otomobil endüstrisindeki uygulamalar için en uygun aday olarak kabul edilmektedir. Bu kompozitler, takviye elemanlarının rijit ve sert yapıdaki özelliklerini, matrisin tok ve sünek yapıdaki özellikleriyle kombinasyonunu sağlamaktadır. Özellikle parçacık takviyeli metal matris kompozitlerde geliştirilmiş mekanik özelliklerinin izotropik olduğu görülmüştür. Ayrıca, bu tür kompozitlerde metalik matrise seramik partikül takviyesi ile termal dayanıklılık ve aşınma direncinde bir miktar artış olduğu tespit edilmiştir. Söz konusu kompozitlerin üretimi için şimdiye kadar pek çok yöntem kullanılmıştır. Bunlardan en yaygın sıkıştırılmalı döküm, santrifüj döküm, basınçlı-basınçsız infiltrasyon, toz metalürjisi, karıştırılmalı döküm, plastik şekillendirme gibi düşük maliyetli, kolay üretilebilir ve homojen matris-takviye yapısının elde edildiği yöntemlerdir. Bu yöntemler üretilecek olan parçaya, matris elemanına, takviye elemanının şekli, boyutu ve türüne göre değişim göstermektedir. Ayrıca üretilecek olan kompozitlerin mekanik özellikleri, takviye ve matris arasında gerçekleşecek olan ıslatabilirlikle doğrudan bağlantılıdır. Bahsi geçen ıslatabilirlik matris elemanını takviye elemanını kaplaması ile gerçekleşmektedir. Uygun bir kaplama ile sadece matris-takviye arasındaki arayüzey enerjisi düşürülmez aynı zamanda kimyasal etkileşimler de önlenmiş olur. Parçacık takviyeli metal matrisli kompozit üretmek için en uygun yöntemin basınçlı infiltrasyon olduğu düşünülmektedir. Bu yöntem dökümden farklı olarak sıvı metalin önceden hazırlanmış olan bir preforma inert bir gaz yardımıyla infiltre edilmesi şeklinde gerçekleşir. Böylelikle sisteme uygulanan basınç yardımıyla sıvı metal, preform içerisinde bulunan toz partikülleri tamamen kaplayarak ıslatabilirlik sorununu da ortadan kaldırmış olacaktır.

Bizim çalışmamızda, yüksek mukavemet ve ağırlık oranına bağlı olarak hem araştırma hem de endüstriyel uygulamalarda matris olarak en yaygın kullanılan metalik malzeme olan AA2024, Al-Si ve Al6061 alaşımları seçilmiştir. Bu alaşımlar magnezyum ve titanyum gibi diğer hafif malzemelerle karşılaştırıldığında daha ucuzdur. Ayrıca bu alaşımlar sahip oldukları mükemmel mekanik özelliklerin yanı sıra, korozyona karşı da dayanıklı oldukları için sıvı soğutma sistemlerinde kullanılmak üzere modifiye edilebileceği düşünülmektedir. Seçilen bu alaşımların aynı zamanda yaşlandırılabilir olması mekanik özelliklerinde daha fazla iyileşmenin de sağlanabileceğini göstermektedir.

3.1.1. Mekanik Özellikler

Kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin incelenmesi hususunda şimdiye kadar pek çok çalışma gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalarda genel olarak üretim yöntemleri, kullanılan matris ve takviyelerin türü, miktarı ve takviyelerin matris ile etkileşimleri gibi parametreler incelenmiştir. Şimdiye kadar yapılan çalışmalarda kullanılan matris malzemeleri kategorize edildiğinde Al, Mg, Cu, Fe, Ti elementleri ve bu elementlerin alaşımlarından oluştuğu anlaşılmaktadır. Bunlar arasında ise kolay üretilen, düşük yoğunlukta ve yüksek korozyon direncine sahip olan alüminyum alaşımlarının yaygın bir kullanıma sahip olduğu bilinmektedir. Alüminyum matris ile genel olarak elyaf, fiber ve partikül takviyeleri kullanılmıştır. Elyaf ve fiber takviyeli kompozitler ile tabakalı ve lamine kompozitler üretilmiştir. Ancak matriste kolay dağılması, ucuz ve kolay üretilmesi sebebi ile partikül takviyeleri daha yaygın bir kullanıma sahiptir. Bu bağlamda alüminyum matrisli partikül takviyeli kompozitlerin mekanik özelliklerine dair yapılan çalışmalar aşağıda paragraflar halinde özetlenmiştir.

Z.Y. Ma ve arkadaşları [62] nötron absorptör olarak kullanılan $(B_4C+Al_2O_3)/Al$ kompozitlerin farklı sıcaklıklardaki (25-350 °C) mekanik özelliklerini incelemiştir. Kompozitlerin üretimini toz metalurjisi yöntemiyle gerçekleştirip, farklı sıcaklıklarda (450-550-650 °C) sinterleme işlemine tabi tutmuşlardır. Elde ettikleri sonuçlara göre 450 °C'de sinterlenen numunelerin, 350 °C'de en iyi mukavemet-süneklik dengesini gösterdiğini tespit etmişlerdir. Öte yandan matrise B_4C parçacıklarının eklenmesi ve Al_2O_3 film kalınlığının artırılması ile kompozitlerin oda

sıcaklığındaki mukavemetlerinin arttırılabildiği ancak bu eklentilerin 350 °C'deki mukavemet üzerinde belirgin bir etki göstermediğini de ifade etmişlerdir. Kompozitlerin sinterleme sıcaklığının 450 °C'den 550 °C'ye çıkarılması durumunda ise amorf Al₂O₃ lamellerinin γ -Al₂O₃ partiküllerine dönüştüğü ve bunun da kompozitlerin mukavemetinin bozulmasına yol açtığını belirtmişlerdir. Ayrıca hem yüksek sıcaklık deformasyon mekanizması hem de güçlendirme mekanizmasının analizlerine dayanarak, amorf Al₂O₃'ün tane sınırlarında biriktiğini ve bunun da yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmada ana faktör olan kaymaları önleyebildiğini düşünmüşlerdir.

WenshuYang ve arkadaşları [63] Al 5083 alaşımına basınçlı infiltrasyon yöntemi ile ağırlıkça %3 oranında grafen oksit (GO) ve grafen nano partiküller (GNP) ekleyerek mikroyapı ve mekanik özelliklerdeki değişimleri incelemişlerdir. Karakterizasyon işlemlerinde alüminyum ile GNP'in reaksiyona girerek Al₄C₃ fazını oluşturmadığını ancak GO ile reaksiyonunda çok düşük miktarda oluştuğunu tespit etmişlerdir. Mikroyapı analizinde ise yapıda alaşım elementi olarak bulunan Mg'nin matristen ayrılarak GNP yüzeylerinde biriktiğini bildirmişlerdir. Mekanik bakımdan ise Al 5083 alaşımının akma dayanımını her iki takviyenin de çok az miktarda etkilediğini ancak maksimum kopma dayanımının GNP katkısı ile %14 oranında arttığını ifade etmişlerdir.

Seramik parçacıkların alüminyum alaşımları güçlendirmesi hususunda morfolojik değişimlerden kaynaklı çeşitli mekanizmalar vardır. Bunların başında alaşımın tane boyutundaki küçülmeler, matris ve takviyelerin termal uyumsuzluklarının neden olduğu artan dislokasyonların yoğunlukları ve alüminyum ile takviye partiküller arasındaki yük aktarımları gelmektedir [64,65]. Bu bağlamda şimdiye kadar üretilen alüminyum matrisli kompozitlerde TiC, B₄C, TiB₂, BN, Al₂O₃ ve SiC gibi seramik partiküllerin yaygın bir şekilde kullanıldığı görülmüştür [66–69].

Sivachidambaram Pichuman ve arkadaşları [70] yapmış oldukları çalışmada sıkıştırılmalı döküm yöntemini kullanarak ağırlıkça %4-8-12 oranlarında SiC takviyeli Al6061 matrisli kompozitler üretmişlerdir. Üretilen numunelerdeki takviye miktarına bağlı olarak, çekme mukavemeti, eğilme yükü ve mikro sertlik gibi mekanik

özelliklerindeki değişimleri incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre en yüksek çekme dayanımını %12 SiC takviyesi ile 115 MPa, akma dayanımını 110 MPa ve sertlik değerini 57,5 HBW olarak tespit etmişlerdir. En yüksek eğme dayanımını ise %4 SiC takviyesi ile %22 uzamaya karşılık 2,34 kN olarak tespit etmişlerdir

S. Senthil Murugan ve arkadaşları [71] SiC ve Al₂O₃ partikülleriyle güçlendirilmiş alüminyum 6061-T6 matrisli hibrit kompozitin çekme, basma ve darbe dayanımlarını araştırmışlardır. Üretim yöntemi olarak sıkıştırılmalı döküm metodunu kullanmışlardır. Kompozit içerisindeki Al₂O₃ miktarını ağırlıkça %7 oranında sabit tutarak SiC miktarı ağırlıkça %10-15-20 oranlarında değiştirmişlerdir. Maksimum çekme dayanımını %20 SiC takviyesi ile 124 MPa ve akma dayanımını da yine aynı takviye oranı ile 97 MPa olarak tespit etmişlerdir. Hibrit kompozitlerin basma dayanımlarını ağırlıkça %10-15-20 SiC takviye edildiğinde sırasıyla 287, 294 ve 300 MPa olarak tespit etmişlerdir. Bu kompozitlerin darbe dayanımlarını ise yine aynı takviye oranlarında 80, 88 ve 100 N/mm olarak tespit etmişlerdir.

H.S.L. Sithebe ve arkadaşları [72] parçacık takviyeli metal matrisli kompozit üretiminde ucuz ve kolay bir yöntem olarak potansiyel bir etkiye sahip olan infiltrasyon metodunu incelemişlerdir. Yaptıkları çalışmada takviye olarak ortalama 12 µm boyutunda c-BN ve 40 µm boyutunda h-BN partiküllerini, matris olarak ise saf Al elementini kullanmışlardır. Kübik bor nitrür partiküllerini preform içerisine yerleştiremedikleri için 5 µm saf alüminyum partiküllerle karıştırmışlardır. İnfiltrasyonu 670-800 °C arasındaki bir sıcaklıkta 15 MPa basınçta gerçekleştirmişlerdir. Bu sıcaklıklarda matris ile takviye partiküller arasında intermetalik bileşik oluşumuna sebep olacak herhangi bir reaksiyonun gerçekleşmediğini XRD cihazında gerçekleştirilen faz analizleri ile tespit etmişlerdir. Ancak 800 °C'den sonra 1100 °C civarındaki sıcaklıklara çıkıldıkça alüminyum elementi ile takviye elemanları arasında reaksiyonların başladığı ve AlN, AlB₁₂ gibi intermetalik bileşiklerin oluştuğunu tespit etmişlerdir.

Qiyao Hu ve arkadaşları [73] vakum destekli yüksek basınçlı döküm (HPDC) yöntemi ile A356-SiC ve AA6061-SiC kompozitleri üretmişlerdir. SiC partiküllerinin kompozit içerisindeki dağılımını, gözeneklerin 3D karakteristiklerini, partikül/matris

arayüzey etkileşimini ve kompozitlerin mekanik özelliklerini incelenmişler ve aynı kompozitleri gravite kalıplama (GDC) işlemi ile hazırlanan kompozitler ile karşılaştırılmışlardır. HPDC yöntemiyle üretilen kompozitlerde, matris içerisindeki takviye oranına bağlı olarak kalıp dolun aşamasında oluşan yüksek sıvı kesme etkisi altında SiC partiküllerinin homojen dağılımının sağlandığını, gözeneklerin fraksiyonu ve boyutunun önemli ölçüde azaldığını, gözeneklerin hacminin küçüldüğünü ve küreselleştiğini tespit edilmiştir. A356-SiC kompozitin gerilme mukavemeti ve uzamasını sırasıyla 286 MPa ve %4,3 iken, AA6061-SiC kompozitlerin ise 246 MPa ve %6,1 olduğunu gözlemlemişlerdir. Her iki özelliğin de GDC ile üretilen kompozitlere kıyasla önemli ölçüde geliştirilmiş olduğu sonucuna varmışlardır.

Abhik ve arkadaşları [74] toz metalürjisi yöntemiyle fren balataları için kullanılan Al2024 alaşımını SiC takviyeli kompozitler üretmişlerdir. %20 oranında takviye edilen SiC partiküllerin alaşımın aşınma dayanımını %10 oranında takviye edilene göre önemli miktarda arttırdığını belirlemişlerdir. Wang ve Song [75] ise sıkıştırılmalı döküm yöntemi ile Al₂O₃ fiber ve SiC partikül takviyeli hibrit kompozitler üretmişlerdir. Kompozitlerin içerisindeki Al₂O₃ miktarı arttıkça aşınma direncinin de arttığını gözlemlemişlerdir. Ancak bu hibrit kompozitlerde Al₂O₃ fiberlerin yapı içerisinde uzun bir şekilde dizilmesinden dolayı anizotropik bir oluşumun elde edildiği görülmüştür. SiC miktarının ise bu yapı içerisinde aşınma direncini ve kütle kaybını arttırmadığını belirlemişlerdir.

Wenshu Yang ve arkadaşları [63] basınçlı infiltrasyon yöntemiyle grafen nanoflake takviyeli (GNF) Al-20Si matrisli kompozitler üretmişlerdir. Bu yöntemi seçmelerinin sebebi olarak diğer yöntemlerde ciddi ıslatabilirlik sorunu ve yüksek oranda intermetalik bileşik oluşumu olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca bu matrisi seçmelerinin sebebi de Al₄C₃ bileşiğinin oluşumunu önlemek olduğunu söylemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre matris ile takviye arasındaki bağlanmanın intermetalik bileşik oluşmadan gerçekleştiği belirtmişlerdir. En yüksek gerilme mukavemeti ve eğilme mukavemetinin, ağırlıkça %1,5 GNF eklendikten sonra sırasıyla %130 ve %230 artmış olduğunu tespit etmişlerdir. Elde edilen bu sonuçları önceki yıllarda yapılmış olan çalışmalarla kıyaslayarak alüminyumun mekanik özelliklerini arttırmak için kullanılabilir en iyi takviyenin grafen olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca basınç

infiltrasyon yönteminin, Al_4C_3 oluşumu olmaksızın ve yüksek mukavemet oranına sahip olmaksızın GNF/Al kompozitleri hazırlamak için en uygun ve başarılı bir yol olduğu sonucuna varmışlardır.

N. Frage ve arkadaşları [76] parçacık takviyeli metal matrisli kompozitlerde alüminyuma eklenen Si elementinin istenmeyen alüminyum karbür oluşumuna etkisini incelemişlerdir. Bu amaçla alüminyum matrise alaşım elementi olarak farklı oranlarda Si eklemişlerdir. Takviye olarak B_4C partiküllerini ve üretim yöntemi olarak infiltrasyonu kullanmışlardır. XRD analizleri sonucuna göre silisyumun yapı içerisindeki varlığı ıslanmayı kolaylaştırdığı ve ergimiş alüminyumun gözenekli preformlara nüfuzunu hızlandırdığını tespit etmişlerdir. Alüminyum karbür oluşumunu önlemek için ise %40 oranında silisyum takviyesinin yeterli olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca faz analizlerinde yapı içerisinde artan silisyum miktarına bağlı olarak SiC partiküllerinin oluştuğunu ve bunun mekanik özelliklerde olumlu gelişmelere sebep olduğunu belirtmişlerdir.

Bu tür kompozitlerde önemli bir sorun olan intermetalik bileşiklerin hangi sıcaklıklarda oluştuğunu daha iyi tespit edebilmek için Pyzic Beaman ve arkadaşları [77] bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada B_4C ile alüminyum arasındaki etkileşimleri 450-1200 °C arasında incelemişlerdir. Reaksiyon prosesindeki metal miktarına bağlı olarak reaksiyonların 450 °C’de başladığını $Al(2,6)B(1,8)$ ve Al_4BC bileşiklerinin oluştuğunu belirlemişlerdir. Sıcaklığı 600 °C’ye çıkardıklarında ise kompozit içerisindeki alüminyum içeriğinin hızla azalarak AlB_2 bileşiğinin oluştuğunu tespit etmişlerdir. 600-700 °C arasında ana fazın AlB_2 ve B_4C olduğunu 700 °C’nin üzerinde B_4C ile alüminyumun reaksiyonu sonucu AlB_2 ve Al_4BC bileşiklerinin oluştuğunu görmüşlerdir. 1000 °C’nin üzerinde yapıda bulunan AlB_2 bileşiğinin bozularak serbest alüminyumların oluştuğunu gözlemişlerdir.

Yapılan bu çalışmalar göz önünde bulundurulduğunda, takviye olarak kullanılan SiC partikülleri üretim esnasında yüksek sıcaklıklarda alüminyum ile reaksiyona girerek Al_4C_3 intermetalik bileşiğini oluşturduğu ve bu bileşiğin de matrise kırılğan bir yapı kazandırdığı anlaşılmaktadır. Aynı şekilde takviye olarak kullanılan Al_2O_3 partiküllerinin de yüksek sıcaklıklarda alaşım içerisinde çözelti formunda bulunan

magnezyum ile reaksiyona girerek matrise kırılğan bir özellik kazandıran Al_2MgO_4 intermetalik bileşimini oluşturduğu görülmüştür. Ancak, TiB_2 ve B_4C gibi takviyelerin düşük sıcaklıklarda erimiş alüminyum içinde termodinamik olarak diğer takviyelere göre daha stabil olduğu söylenebilir. Bu durum $Al-TiB_2$ ve $Al-B_4C$ kompozitlerinin üretimi için hem katı hal hem de sıvı hal tekniklerinin kullanılması izin verdiği düşünülmektedir.

3.1.2. Tribolojik Özellikler

Bahaa M. Kamel ve arkadaşları [78] karbon nanotüp katkılı Al_2O_3 takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin tribolojik ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre nanokompozitlerin yoğunluğunun eklenen takviyelerle %45'e kadar azaldığını, sertliklerinin %67'ye kadar arttığını, basma dayanımlarının ise %60'a kadar arttığını ifade etmişlerdir. Öte yandan tüm hacimsel fraksiyonda Al_2O_3 ve karbon nanotüplerin ilave edilmesiyle aşınma dayanımlarının %45'e kadar iyileşirken sürtünme katsayısı değerlerinin ise %48 oranında iyileştiğini belirtmişlerdir.

Hanadi G.Salem ve arkadaşları [79] kendinden yağlayıcı özelliğe sahip kompozitler üretmek amacıyla AA2124 alaşımına ağırlıkça %3 ve %5 oranlarında grafen eklemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre %3 grafen takviyesi ile aşınma hacmi %25 oranında düşerken, sürtünme katsayısını ise %9 oranında düşmüştür. Mikroyapı incelemesinde en iyi partikül dağılımını %3 takviye ile gerçekleştirdiğini ve bu numunelerde aşınma sonrası tribofilm oluştuğunu tespit etmişlerdir. Gözlenen tribofilmin ise aşınma sonuçlarındaki bu artışın sebebi olduğunu düşünmektedirler. Öte yandan aynı numunelerin mekanik özelliklerinin aşınma sonuçları ile benzer şekilde iyileştiğini görmüşlerdir ki bu durum testlerin tutarlı olduğunu doğrulamaktadır.

Veeravalli Ramakoteswara Rao ve arkadaşları [80] AA7075 alaşımına 2 μm boyutunda TiC ekleyerek kuru ortamdaki aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Üretimleri karıştırılmalı döküm yöntemiyle gerçekleştirmişlerdir. Takviye miktarını ağırlıkça %2-4-6-8-10 oranlarında kullanmışlardır. Aşınma testlerini 20N yük altında

2m/s hızla 2 km mesafede gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmadan elde ettikleri sonuca göre aşınmaya karşı en iyi performansın %8 TiC takviyesi ile gerçekleştiğini ifade etmişlerdir.

E.Mohammad Sharifi ve arkadaşları [81] B₄C takviyeli alüminyum matris nanokompozitlerin mekanik ve tribolojik özelliklerinin incelemişlerdir. Bu amaçla ilk olarak ağırlıkça %5-10-15 orankarında ayrı ayrı B₄C takviyesi ve Al tozlarını bilyalı dövme yöntemiyle karıştırıp daha sonra sıcak pres yöntemiyle üretimleri gerçekleştirmişlerdir. Elde ettikleri aşınma sonuçlarına göre B₄C takviye miktarı arttıkça kütlece aşınma kaybının yaklaşık 60 mg'dan 10 mg'a kadar düştüğünü belirtmişlerdir. Aşınma yüzeylerinde önemli miktarda oksijen ve demir içeren bir tabaka meydana geldiği söylenmiştir. Bu tabaka oluşumunun, nanokompozitlerin aşınma davranışını kontrol etmede anahtar bir faktör gibi görüldüğü belirtilmiştir. Ayrıca belirli bir kayma mesafesinden sonra, nanokompozitlerin sürtünme katsayısı değerinin azaldığını ve bir süre sonra sabit bir değere ulaşma eğilimi gösterdiğini de belirtmişlerdir. Aşınmış yüzeylerdeki kayganlaştırıcı görevi görebilecek tabaka oluşumunun bu eğilimden sorumlu olduğunu düşünmektedirler.

A.Mandal ve arkadaşları [82] Al-4Cu alaşımına takviye edilen TiB₂ partikül miktarının aşınma davranışı üzerine etkisini incelemişlerdir. Üretimleri K₂TiF₆ ve KBF₄ tuzlarını kullanarak in-situ yöntemiyle matris içinde ağırlıkça %0-2.5-5-7.5-10 oranlarında TiB₂ oluşacak şekilde gerçekleştirmişlerdir. Testleri 19.6, 39.2, 58.8 ve 78.4 N yükleri altında, 1800 m mesafede ve 1 m/s hızda gerçekleştirmişlerdir. Aşındırıcı karşı malzeme olarak sertleştirilmiş krom çelik (Rc64) pin kullanmışlardır. Elde ettikleri sonuçlara göre TiB₂ miktarı arttıkça aşınma direnci de artmıştır. Her yük altında farklı miktarda aşınma davranışı gösteren kompozitlerin spesifik aşınma oranındaki en fazla düşüşü 19.6 N yük altında %10 TiB₂ takviyesi ile gerçekleştirilen testlerde elde etmişlerdir. Sürtünme katsayısı ise 20 N yük altında TiB₂ miktarı arttıkça yaklaşık 0.48'den 0.36'ya kadar düşmüştür. TiB₂ miktarı sabit olduğunda sürtünme katsayısı yük artışına bağlı olarak düşüş gösterse de bazı durumlarda tam zıttının olduğunu da gözlemişlerdir. Aşınma sonrası oluşan partiküllerin elementel analizi sonucunda TiB₂ artışına bağlı olarak Fe miktarının arttığını ifade etmişlerdir. Bu durum kompozit içindeki sert partiküllerin miktarı arttıkça karşı malzeme içindeki

daha yumuşak olan fazın aşındığını göstermektedir. Yumuşak olan bu demir fazının iseaşınma esnasında yağlayıcı olarak davrandığını ve bu yüzden aşınma oranının azaldığını düşünmüşlerdir.

S. Suresh ve arkadaşları [83] TiB₂'nin Al6061 alaşımı üzerindeki tribolojik etkisini incelemişlerdir. Üretim yöntemi olarak sıkıştırmalı döküm metodunu kullanmışlardır. Bu etkiyi tespit edebilmek için alaşım içerisine ağrılıka %0, 3, 6, 9 ve 12 oranlarında TiB₂ eklemişlerdir. Üretilen her bir numunenin öncelikle sertlik değerini ardından çekme ve aşınma dayanımlarını bulmuşlardır. Aşınma dayanımını, ASTM-G99 standartına göre pin-on-disk aşınma cihazı ile 5, 10 ve 15 N yükleri altında 2000 m kayma mesafesinde yapılan testler ile tespit etmişlerdir. Sonuç olarak TiB₂ miktarı arttıka alaşımın aşınma dayanımı ile birlikte diğer özelliklerinde de önemli bir artış tespit etmişlerdir.

Haitao Chi ve arkadaşları [84] basınçlı infiltrasyon yöntemiyle ürettikleri TiB₂ takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin sürtünme ve aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Bütün aşınma testlerini sabit ve hareketli stage ile ball-on-disk geometrili elik aşındırıcılar kullanarak 1 N ve 3 N yükler altında gerçekleştirmişlerdir. Mikroyapı karakterizasyonu ve elementel dağılımı taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) kullanılarak gerçekleştirmişlerdir. Aşınmış yüzeylerin üç boyutlu topoğrafyasını ve ortalama yüzey pürüzlülüklerini tespit etmek için konfokal lazer tarama mikroskobu (CLSM) kullanmışlardır. 1 N yük altında tespit edilen sürtünme katsayısının yaklaşık 0.16 gibi düşük bir değerde olmasının sebebi olarak borik asit ve transfer filmi oluşumunu düşünmektedirler. 3 N yük altında ise abrasif aşınmanın baskın olduğu, TiB₂ partiküllerin yüzeylerden ayrılırken oyuklar oluşturduğunu ve bunun bir sonucu olarak sürtünme katsayısının arttığını tespit etmişlerdir. Sabit stage ile gerçekleştirilen testlerde 0,6 olarak tespit ettikleri sürtünme katsayısının, üç boyutlu abrasif ve oksidatif aşınmadan kaynaklı olduğunu belirlemişlerdir. Sonuç olarak sürtünme katsayısı, ortalama yüzey pürüzlülüğü ve üç boyutlu yüzey topoğrafyası arasında mükemmel bir korelasyon olduğunu tespit etmişlerdir.

Lekatou ve arkadaşlarının [85] 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. 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'nin TiC ile kıyaslandığında daha yüksek reaktivite göstererek Al_5W , $Al_{12}W$ gibi sert intermetalik fazların oluşumuna bağlamışlardır [86]. Öte yandan Ahlatcı 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.

Ahlatcı ve arkadaşları [87] 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'nin matrisin tokluğunu düşürerek gevrek bir forma soktuğunu tespit etmişlerdir.

3.1.3. Termal Özellikler

Malzemelerin ısı iletimi ve genleşme katsayıları kullanımları öncesinde bilinmesi gereken önemli özelliklerdendir. Özellikle elektronik cihazlar için üretilen kompozit malzemelerin yüksek ısı iletim kapasitesine sahip olması beklenirken, otomotiv ve havacılık sektörü için üretilenlerin ise ısıl genleşme katsayılarının düşük olması beklenmektedir. Bu amaçla şimdiye kadar üretilen kompozitleri geleneksel ve hibrit olarak sınıflandırabiliriz. Geleneksel kompozitlerde çoğunlukla tek tür takviye kullanılırken hibrit kompozitlerde en az iki takviye birlikte kullanılmaktadır. Bu iki tür kompozitin farkı incelendiğinde, hibrit olanların en az iki özelliği birlikte iyileştirme amacıyla üretildikleri anlaşılmaktadır. Geleneksel olanlarda SiC, B_4C ve Al_2O_3 gibi seramik takviyeler kullanılarak matris malzemesinin termal genleşme katsayısı düşürülmeye çalışılmaktadır. Hibrit olanlarda ise hem bu seramikler hem de grafit,

grafen ve karbon nanotüp gibi karbon bazlı takviyeler kullanılmaktadır. Böylece matris malzemesinin hem termal genleşme katsayısının düşürülüp hem de termal iletkenlik katsayısının arttırıldığı anlaşılmaktadır. Bu bağlamda bahsi geçen takviyelerin birlikte ve ayrı ayrı kullanılarak üretilen geleneksel ve hibrit kompozitlerin incelenen özellikleri aşağıdaki gibi özetlenmiştir.

J.K.Chen ve arkadaşları [88] yaptıkları çalışmada grafit takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin termal özelliklerini incelemişlerdir. Matrise ekledikleri grafit takviye miktarını hacimce %10-90 arasında değiştirmişlerdir. Üretimleri vakumlu sıcak pres ile gerçekleştirmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre grafit takviye miktarı arttırıkça termal iletkenlik katsayısı (TİK) değerleri de 324'ten 783W/mK'e ulaşmıştır. Aynı miktarda yapılan eklemede termal genleşme katsayısı (TGK) değerleri grafitin bazal düzleminde 16.9'dan -2.5 ppm/K'e düşerken dikey doğrultudaki düzleminde ise 15.2'den 10.1 ppm/K'e düştüğünü ifade etmişlerdir. TİK değerleri için paralel model ile yapılan teorik hesaplamaların deneysel sonuçlarla tutarlı olduğunu belirtmişlerdir. TGK değerlerinin teorik hesapları için ise karışımlar kuralı ve Turner modellerini kullanmışlardır. Bazal düzlem için karışımlar kuralı ile yapılan sonuçların tutarlı olduğunu, dikey doğrultu için ise Turner modeli ile yapılan hesaplamaların tutarlı olduğunu ifade etmişlerdir.

Seramik partiküller düşük termal genleşme katsayısı değerleri ve yüksek dayanımda olmaları sebebi ile alüminyum ve alaşımlarının termal ve mekanik özelliklerini iyileştirmek için şimdiye kadar yaygın olarak kullanıldığı bilinmektedir. Rana Abdul Shakoore ve arkadaşları [89] bu çalışmalara bir yenisini ekleyerek nano-B₄C takviyeli alüminyum matrisli kompozitlerin termal ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Üretimleri mikrodalga sinterleme işlemi ile gerçekleştirip ardından sıcak ekstrüzyon yapmışlardır. Elde ettikleri sonuçlara göre alüminyum matristeki B₄C içeriğinin artışıyla kompozitlerin yoğunluğunun azaldığını ancak gözenekliliğin ise arttığını gözlemişlerdir. Mikroyapı analizinde, Al matrisindeki B₄C nanopartiküllerinin muntazam bir şekilde dağıldığını ortaya koymuşlardır. Mekanik karakterizasyon sonuçlarında sertlik, elastikiyet modülü, basma ve çekme mukavemetlerinin arttığını, sünekliğin ise artan B₄C içeriği ile azaldığını ortaya koymuşlardır. Bu sonuçlar arasında en iyi mekanik sonuçların %1 B₄C takviye edilmiş numunene ile elde

edildiğini belirtmişlerdir. Ayrıca, kompozitlerin termal genişleme katsayısı değerlerinin ise B₄C içeriğindeki artışla kademeli olarak azaldığını da ifade etmişlerdir.

Zhiqiang Li ve arkadaşları [90] alüminyum matrisine SiC ve elmas ekleyerek partikül boyutunun termal ve mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Üretimleri vakumlu sıcak pres yöntemi ile gerçekleştirmişlerdir. SiC partiküllerini 7-40-70-160-250 µm boyutlarında değiştirirken, elmas partikülleri ise 30-75-200 µm boyutlarında değiştirmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre SiC parçacık boyutu 7'den 250 µm'ye yükseldiğinde, SiC/Al kompozitlerinin TC'si 182'den 272 W/mK'ye yükselirken, eğme mukavemetinin 353'den 170 MPa'ya düştüğünü belirtmişlerdir. Elmas parçacık boyutu 30'dan 250 µm'ye yükseldiğinde, elmas/Al kompozitlerinin TİK'sı doğrusal olarak 313'ten 475 W/mK'ye yükselirken, eğme mukavemeti doğrusal olarak 327'den 223 MPa'ya düştüğünü ifade etmişlerdir. SiC ve elmas takviyeli bu kompozitlerin termal ve mekanik özelliklerinde tespit edilen farklı sonuçlar, esas olarak farklı içsel özelliklerinden kaynaklandığını düşünmektedirler. Büyük SiC parçacıkları deformasyon sırasında kırılma eğiliminde olduğu için kompozitlerin eğilme mukavemetini bozduğu, büyük elmas parçacıklarının ise bu yüzden böyle bir duruma sebep olmadığını söylemişlerdir. Bu çalışma, termal yönetim malzemesi olarak tasarlanan kompozitlerde, takviye olarak sadece büyük parçacıkların kullanılmasının önemini dikkatle düşünülmesi gerektiğini göstermektedir.

Alüminyum alaşımları otomotiv endüstrisinin motor pistonlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımlar kullanımları esnasında sürekli yüksek ısı ve gerilime maruz kalmaktadır. Mohammad Azadi ve arkadaşları [91] bu amaçla kullanılan Al-Si alaşımına nano boyutta SiO₂ ekleyerek mikroyapı ve termal özelliklerindeki değişimleri incelemişlerdir. Takviye olarak kullanılan SiO₂ partikülleri ile alaşım elementlerinin reaksiyona girerek Mg₂Si ve NiAl₃ gibi yeni fazlar meydana getirdiklerini tespit etmişlerdir. Ayrıca ekledikleri bu takviye ile alaşımın TKG değerlerini %17 oranında düşüş sağladıklarını ifade etmişlerdir.

Son yıllarda geliştirilen hibrit kompozitler termal ve mekanik özellikleri bir arada iyileştirerek geleneksel kompozitlere kıyasla önemli bir avantaj sağlamaktadır. Bu

bağlamda Min Song ve arkadaşları karbon nanotüp katkılı SiC takviyeli Al matrisli hibrit kompozitler üretmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre hacimce % 1 karbon nanotüp eklediklerinde akma dayanımında % 25, maksimum kopma dayanımında %33.5 ve süneklikte %33 artış gözlemişlerdir. Aynı kompozisyondaki numunenin TGK değerinin ise 25.53 ppm/K'den 19.17 ppm/K'e kadar düştüğünü belirtmişlerdir. Bu sonuçlara göre hibrit kompozitlerin her iki özelliği de önemli derecede iyileştirdiği anlaşılmaktadır [92].

Qiubao Ouyang ve arkadaşları [93] grafit/Al kompozitlerinin mükemmel termal özellikleri nedeniyle termal uygulamalarda umut verici olduğunu ifade etmişlerdir. Aynı zamanda, grafit ve Al arasındaki zayıf ıslanabilirlikten dolayı, termal özelliklerin iyileştirilmesini engelleyen arayüzey kusurlarının ve gözeneklerin meydana geldiğini de bildirmişlerdir. Bu sorunları dikkate alarak arayüzey ıslanabilirliğini arttırmak için grafit yüzeylerini fiziksel buhar biriktirme yöntemini kullanarak bakır ile kaplamışlardır. Kompozitleri ise vakumlu sıcak pres yöntemi ile gerçekleştirmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre, Cu kaplamanın, arayüzey termal iletkenliğini, düzlem içi ve düzlem dışı olmak üzere sırasıyla %3-4.5 ve %14-25 oranında arttırdığı belirtilmiştir. Arayüzeydeki direncin azalması ile birlikte kompozitlerin dikey doğrultudaki TİK değerleri 397'ten 805 W/mK'e ulaştığı ifade edilmiştir. Ayrıca elde edilen bu değerlerin hesaplanan teorik sonuçlarla da tutarlı olduğunu ortaya koymuşlardır.

Xia Yang ve arkadaşları [94] ısı emici (heat sink) malzeme olarak toz metalürjisi yöntemiyle bakır-elmas kompoziti üretmişlerdir ve yüzeyde oluşan karbid formların mikro yapı ve termal iletkenliğe etkisini incelemişlerdir. Kullanılan elmas partiküllerinin boyutu 38-200 µm arasında değişirken, miktarı ise %60-80 arasında değişmiştir. Öncelikle elmas partiküllerin yüzeyleri manyetik püskürtme yöntemiyle hidrojen atmosferinde vakum altında karbür yapıcı B, Cr, Ti ve Si elementleriyle kaplanmıştır. Sonuç olarak %0,5 Bor ilavesi ile en yüksek yoğunluğu ve termal iletkenliği 300 W/mK elde etmişlerdir. %0,5 Bor ilavesi, ara yüzey etkileşimini iyileştirerek elmas ile Cu arasındaki termal sınır direncini azaltmıştır ancak %1 Cr ilavesi edildiğinde ise ara yüzey tabakasını elmas yüzeyinden koparmıştır.

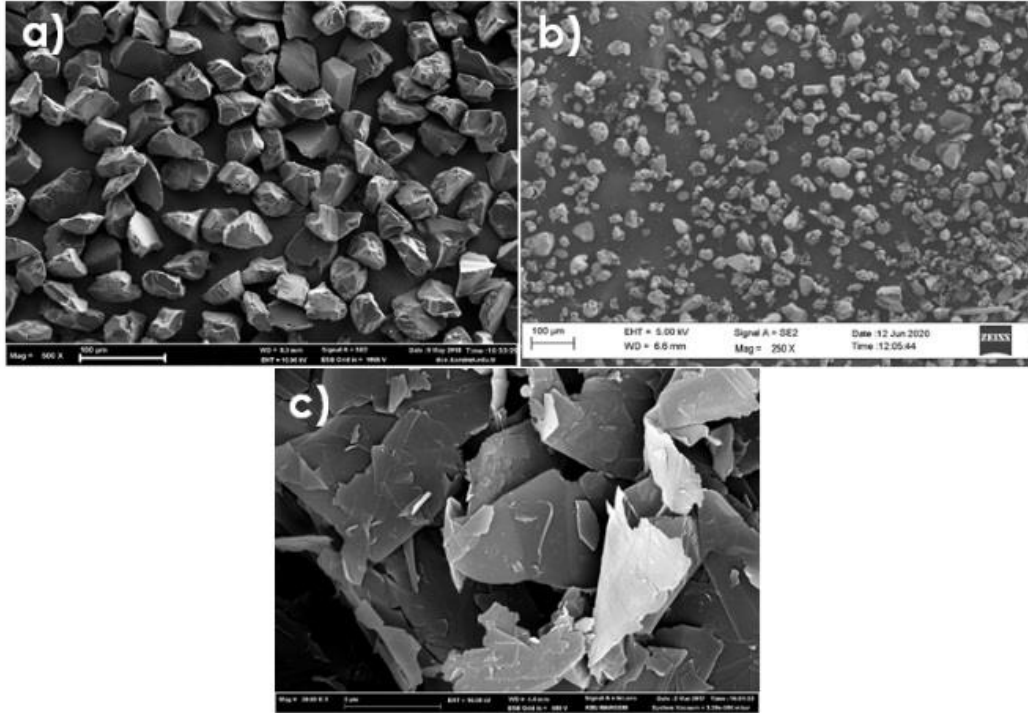
Guangzhu Bai ve arkadaşları [95] basınçlı infiltrasyon yöntemiyle elmas partikül (230 μm) takviyeli Bakır-Bor alaşım matrisli kompozitler üretmişlerdir. Alaşım elementi olarak ağırlıkça %0,3 ve %1 miktarında bor elementi (2-3 mm) ilave etmişlerdir. Raman spektroskopisi ve X-ışını analizi sonuçlarından bakır-elmas ara yüzeylerinde bor karbür B_4C bileşiği gözlemişlerdir. Yapıda gözlenen bu bileşik miktarı alaşım elementi olarak eklenen Bor B miktarı artışı ile artış göstermiştir. En yüksek termal iletkenliği %0,3 B ilavesi ile 868 W/mK olarak, en düşük termal genleşme katsayısını ise yine %0,3 B ilavesi ile $5,3 \times 10^{-6}/\text{K}$ olarak tespit etmişlerdir. Bor miktarı %1 eklendiğinde ise termal iletkenlik 647 W/mK'ye düştüğü gözlenmiştir. Alaşım elementi olarak eklenen bor elementi hem ara yüzey bağlanma miktarını hem de termal iletkenliği arttırmıştır ancak fazla eklendiğinde kompozitin termal iletkenliğini düşürdüğünü gözlemişlerdir.

BÖLÜM 4

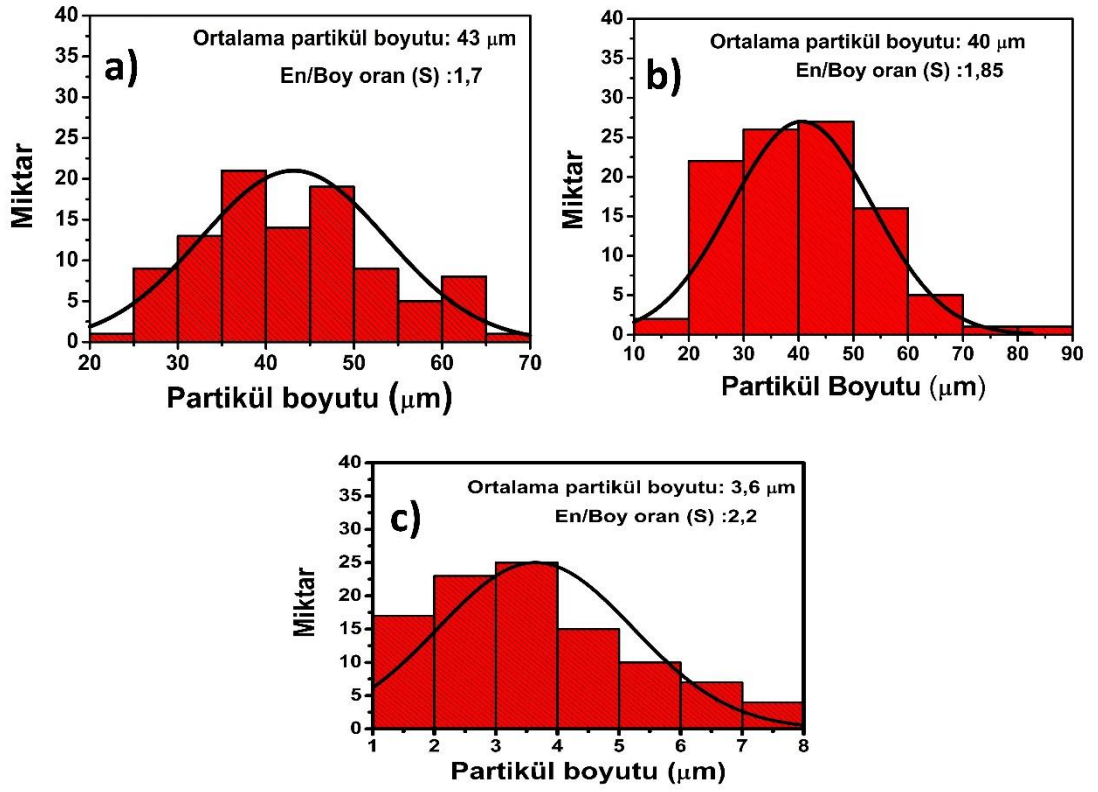
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. KULLANILAN MALZEMELER

Kompozitlerin üretiminde AA2024, Al-Si ve AA6061 olmak üzere üç farklı matris malzemesi kullanılmıştır. Takviye malzemesi olarak ise TiB_2 , B_4C ve grafen partikülleri kullanılmıştır. TiB_2 ve B_4C partikülleri mikron boyutunda iken, grafen partikülleri nano boyuttadır. Kullanılan takviye partiküllerin mikroyapı görüntüsü ve partikül boyutu histogram grafikleri ile birlikte Şekil 4.1 ve 4.2’de verilmiştir. Histogram grafiğinde verilenler ortalama partikülboyutu dağılımını ve partiküllerin en/boy oranını (S değerleri) vermektedir. Matris alaşımlarının kimyasal kompozisyonları Çizelge 4.1’de verilmiştir.



Şekil 4.1. a) TiB_2 partikülleri, b) B_4C partikülleri ve c) grafen partikülleri.



Şekil 4.2. Partikül boyutu histogram grafikleri, a) TiB_2 partikülleri, b) B_4C partikülleri ve c) grafen partikülleri.

Çizelge 4.1. Alaşım elementleri ve kimyasal kompozisyonlar.

Alaşım	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ni	Al
AA2024	1,2-1,8	0-0,5	0-0,5	3,8-4,9	0,3-0,9	0-0,25	-	90-95
Al-Si	0,25-0,65	12-17	0-1,3	4-5	0-0,5	0-1,5	0-0,3	70-80
AA6061	0,8-1,2	0,4-0,8	0-0,7	0,15-0,4	0-0,15	0-0,25	-	95-99

Çizelge 4.2. Üretilen kompozitlerin hacimce % bileşen miktarları.

Kompozitler	(%) Hacimce bileşim			Kompozitler	(%) Hacimce bileşim		
	TiB ₂	GNP	AA2024		B ₄ C	GNP	AA2024
S1	50	0	50	S5	50	0	50
S2	49.75	0.25	50	S6	49.75	0.25	50
S3	49.5	0.5	50	S7	49.5	0.5	50
S4	49	1	50	S8	49	1	50
	TiB ₂	GNP	Al-Si		B ₄ C	GNP	Al-Si
S9	50	0	50	S13	50	0	50
S10	49.75	0.25	50	S14	49.75	0.25	50
S11	49.5	0.5	50	S15	49.5	0.5	50
S12	49	1	50	S16	49	1	50
	TiB ₂	GNP	AA6061		B ₄ C	GNP	AA6061
S17	50	0	50	S21	50	0	50
S18	49.75	0.25	50	S22	49.75	0.25	50
S19	49.5	0.5	50	S23	49.5	0.5	50
S20	49	1	50	S24	49	1	50

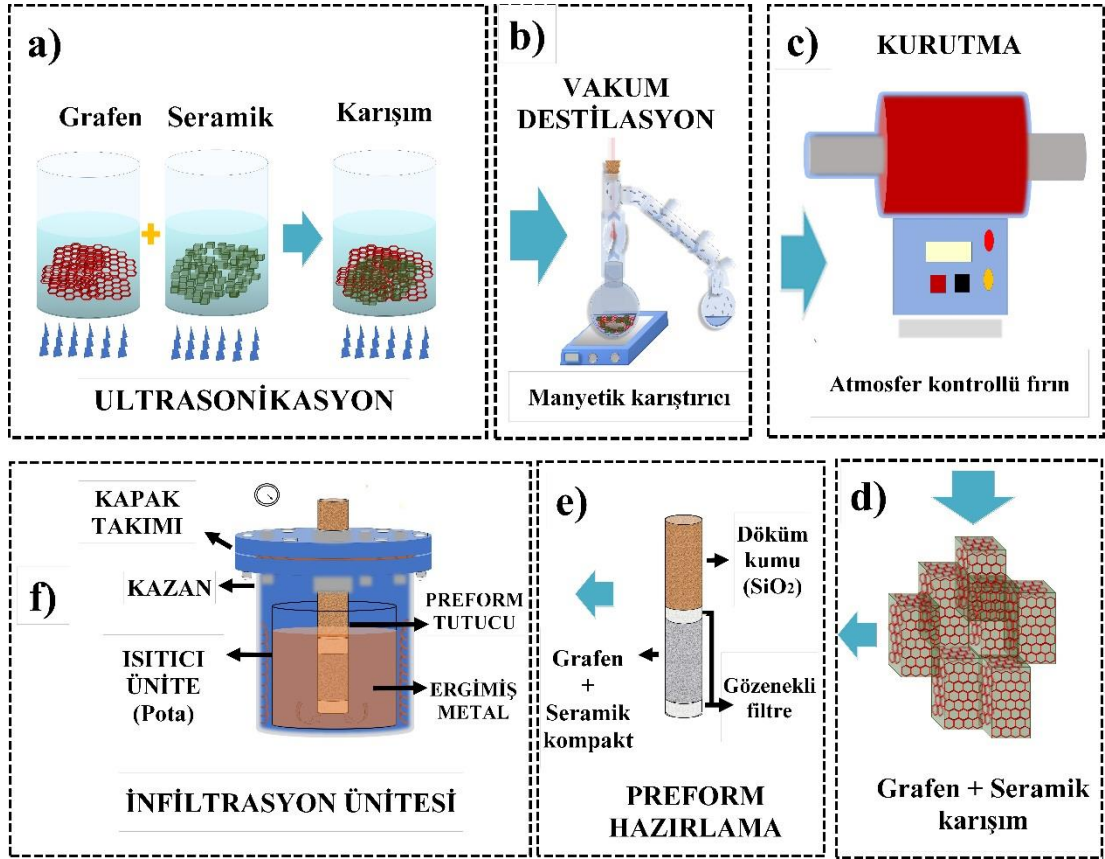
4.2. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

Bu çalışmada takviye olarak kullanılacak olan B₄C ve TiB₂ seramik mikro partiküllerin karıştırılması için laboratuvarımızda Şekil 4.2’de gösterilen vakum destilasyon düzeneği kurularak grafen katkılama işlemi yapılmıştır. Bu yöntem toz metalürjisinde yaygın olarak bilinmekte ve kullanılmaktadır. Bu işlem için öncelikle grafen partikülleri hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı tartılarak ağız kapalı bir beherde etil alkol içerisine eklenmiştir. Her bir karışım için ultrasonik banyoda oda koşullarında 1 saat boyunca 50 kHz’de karıştırma işlemi yapılarak grafen-etanol süspansiyonu oluşturulmuştur (Şekil 4.2a). Bu işlemlerin ardından her bir karışıma önceden tartılmış olan B₄C ve TiB₂ seramik mikro partikülleri eklendikten sonra aynı koşullar altında 15 dakika daha karıştırma işlemi uygulanmıştır (Şekil 4.2a). Buradaki amaç nano boyuttaki grafen partikülleri ile seramik mikro partikülleri arasında topaklaşma olmadan homojen bir karışım elde edilmesidir. Daha sonra bu

karışım vakum destilasyon ünitesine alınmıştır. Burada çözeltide bulunan tüm etil alkol manyetik karıştırıcı üzerinde 200 rpm'de 200 °C'de karıştırılarak uzaklaştırılmıştır (Şekil 4.2b). Böylece karışımda bulunan çözücü uzaklaştıkça nano boyuttaki grafen partikülleri mikro boyuttaki seramik partikül yüzeylerine Van der Waals etkileşimleri ile tutunması amaçlanmıştır. Son olarak karışımlar atmosfer kontrollü fırında 100 °C'de sıcaklıkta 3 saat bekletilerek kurutulmuştur (Şekil 4.2c). Elde edilen seramik-grafen karışımı şematik olarak Şekil 4.2d'de verilmiştir. Ayrıca kullanılan tüm takviye ve matrislerin hacimce yüzde olarak miktarları da Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Kompozit üretimi için laboratuvarımızda kendi tasarımı olarak bulunan basınçlı infiltrasyon ünitesi kullanılmıştır. Yüksek takviyeli metal matrisli kompozit üretiminde yaygın olarak kullanılan bu yöntemin en büyük avantajı, hem üretimlerin hızlı bir şekilde gerçekleşmesi hem de topaklaşma gibi sorunlarla karşılaşılmasıdır. Ayrıca bu yöntem ile gerçekleştirilen kompozit malzeme üretimlerinde, sistemde bulunan basınç uygulaması sayesinde sıvı metalin seramik partikülleri ıslatma sorunu ile de karşılaşılmasıdır. Bu bağlamda kullanılacak olan basınçlı infiltrasyon sistemi ünite ve preform tüplerden oluşmaktadır. Bu sistemde ergimiş metalin infiltrasyonunun gerçekleştiği kalıp olarak dış çapı 10 mm, iç çapı 7 ve uzunluğu 350 mm olan 316L kalite paslanmaz çelik tüpler kullanılmıştır. Preformları oluşturmak için öncelikle paslanmaz tüpün bir ucu takviye partiküllerin dökülmesini önlemek amacıyla %85 poroziteye sahip alümina filtre ile kapatılmıştır (Şekil 4.2e). Daha sonra, önceden hazırlanmış olan toz karışımlar takviye oranı %50 olacak şekilde tartılıp, Ø7x50 mm uzunluğundaki bir ucu filtre ile kapatılmış paslanmaz tüp içerisine aktarılmıştır. Bu işlemin ardından tozların kalıp içine tam olarak yerleşmesi için el ile bir süre titreşim yapılmıştır. İnfiltrasyon esnasında partiküllerin homojen dağılımının bozulmaması ve sıvı metalin preformu geçerek dışarıya taşmaması için partiküllerin üstü alümina filtreyle kapatılmış ve paslanmaz tüpün kalan kısmı da silika döküm kum ile doldurulmuştur. Hazırlanan preformlara ergimiş metalin infiltrasyonu için 600 gr kapasiteli pota içerisine matris alaşımı yerleştirilerek düzeneğin kapağı cıvata yardımıyla sıkıca kapatılmıştır. Üretim esnasında hava kaçağı olmaması için düzeneğin kapağı ile kapak arasında conta kullanılmıştır. Daha sonra alaşımların tamamen ergimesi için fırın 800 °C sıcaklığa ulaşana kadar ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 1 saat bekletilmiştir.

Ergime sağlandıktan sonra hazırlanan preformlar ilk olarak ergiyük içerisinde daldırılıp ergiyükle aynı sıcaklığa ulaşması için 2 dakika bekletilmiştir. Bu sürenin sonunda argon gazı ile 8 bar basınçla sıvı metalin preform içine infiltrasyonu sağlanmıştır ve ardından sistemde bulunan gaz tahliye edilerek preformlar dışarı çıkarılmıştır (Şekil 4.2f). Son olarak içerisinde kompozitlerin bulunduğu paslanmaz çelikten oluşan tüpler torna ile işlenerek yüzeydeki paslanmaz çelik uzaklaştırılmış ve hirit kompozitler elde edilmiştir.



Şekil 4.3. Üretim yöntemi deneysel düzeneği a) mikro ve nano partiküllerin süspansiyon haline getirilmesi, b) süspansiyonun karıştırılarak solventin uzaklaştırılması, c) kurutma işlemi, d-e-f) preform hazırlama ve basınçlı infiltrasyon yöntemi ile partikül takviyeli kompozit üretimi.

4.3. KARAKTERİZASYON İŞLEMLERİ

Yoğunluk ölçümü ve % porozite hesabı: Metalografik işlemlerin ardından her bir numunenin teorik ve deneysel yoğunlukları belirlenmiştir. Teorik yoğunluk (ρ_{th}) karışımlar formülüne göre hesaplanırken, deneysel yoğunluklar (ρ_{act}) Arşimet

prensibine göre su ile ölçülmüştür. Ayrıca elde edilen bu veriler kullanılarak aşağıdaki eşitliğe göre her bir kompozitin % porozite miktarları ($\% \text{porozite} = \frac{\rho_{th} - \rho_{act}}{\rho_{th}} \times 100$) formülüne göre hesaplanmıştır.

XRD analizi: kompozit malzemeleri oluşturan bileşenlerin doğruluğunu teyit etmek ve bu bileşenlerin üretim esnasında birbirleri ile olan etkileşimlerini gözlemek için X-ışını kırınımı ile faz analizi (XRD) yapılmıştır. Bu analizler hem toz karışımlar hem de kompozitler için gerçekleştirilmiştir. XRD analizleri 40 kV ve 40 mA'da 15-90° aralığında sabit monokromatörlü Cu bazlı bir X ışını kırınım aleti (Rigaku Ultima IV) kullanılarak yapılmıştır.

Metalografik işlemler: Üretilen kompozitlerin mikro yapısının incelenebilmesi için bir dizi metalografik işlemden geçirilmiştir. İlk olarak her bir kompozit Struers marka hassas kesme cihazı ile elmas disk kullanılarak uygun boyutlarda kesilmiş ve kesilen numuneler sıcak bakalite alınmıştır. Daha sonra yine aynı marka otomatik zımparalama-parlatma cihazı kullanılarak 200-1200 µm partikül boyutuna sahip SiC zımpara kağıtları ile zımparalama işlemi yapılmış ve ardından keçe ile 9-6-3-1 µm elmas solüsyonları kullanarak parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlemlerin ardından kompozitlerin mikro yapıları incelenmiştir.

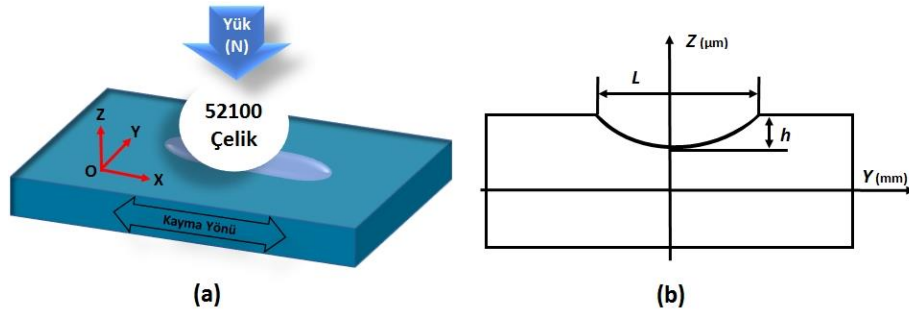
Mikroyapı analizi (SEM-TEM): Mikro yapı incelemeleri ise Karabük Üniversitesi Margem laboratuvarlarında bulunan Zeiss Ultra Plus Gemini marka alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobuna ile ikincil elektron (SE) dedektörü ve enerji seçici geri-saçılımlı (ESB) detektörleri kullanarak gerçekleştirilmiştir. Bu incelemelerde takviye partiküllerin matris içindeki dağılımı ve matristeki fazlar gözlenmiştir. Ayrıca EDX dedektörü ile noktasal, çizgisel ve alan analizler de yapılarak mikro yapıda oluşan ara fazların kimyasal kompozisyonları da tespit edilmiştir. Matris içindeki grafenin tespiti ve matris-takviye arayüzey etkileşiminin morfolojik incelemesi için TEM analizi gerçekleştirilmiştir. Bu analiz için The Ohio State üniversitesi Cemas merkezinde bulunan FEI Helios NanoLab 600 DualBeam marka FIB cihazı ile numuneler hazırlanmış ve daha sonra FEI Tecnai F20 S marka TEM cihazı kullanılarak görüntüleme yapılmıştır.

Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi: Üretilen kompozitlerin maruz kalacakları statik yüklere karşı dayanımlarını tespit etmek için sertlik ve basma deneyleri yapılmıştır. Sertlik ölçümleri için her bir numuneye öncelikle mikro yapı karakterisasyonunda bahsedilen metalografik işlemler uygulanmıştır. Bu işlerin ardından Q 250 M Universal sertlik ölçüm cihazı ile ASTM E10 standartına göre 31,25 kg'lık yük altında 15 sn. bekleme süresinde Brinell metodu kullanarak her bir numune için 10 adet ölçüm gerçekleştirilmiştir. Son olarak bu ölçümlerin ortalaması alınarak sertlik değerleri tespit edilmiştir. Basma testleri ise ASTM E9 standartına göre Ø7x7 mm boyutlarında hazırlanmış numunelere Zwick/Roell Z600 cihazı ile 30 mm/saat çene hızı uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

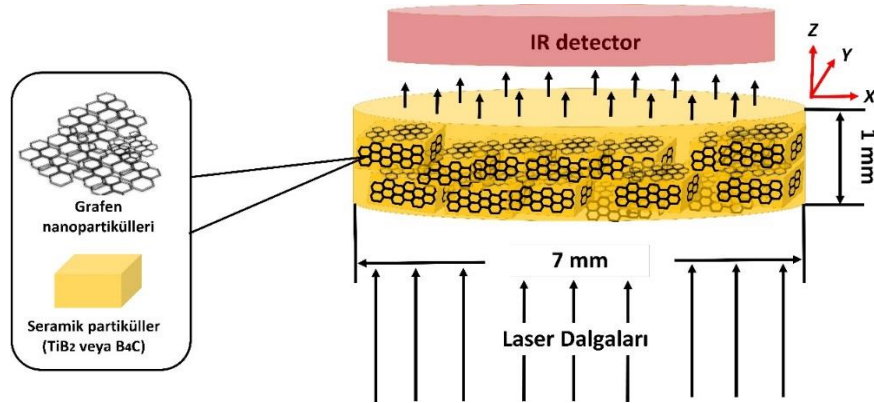
Tribolojik özellikler: kompozitlerin tribolojik özellikleri ASTM G133 standartına göre doğrusal olarak ileri geri hareket eden pim üzeri plaka (ball-on-plate) tipi UTS Tribometer T10/20 aşınma cihazı ile Şekil 4.3. a ve b'de şematik ve teknik resimde gösterildiği gibi gerçekleştirilmiştir. Bütün testlerde aşındırıcı olarak 6 mm çapında 52100 çelik bilye kullanılmıştır. Testler 25±3 °C sıcaklıkta ve ~ %20 nem ortamında gerçekleştirilmiştir. Her bir numuneye uygulanacak olan aşınma testi, 3 farklı yük altında (20-40-60N), 100 metre kayma mesafesinde, 3 mm strok uzunluğunda ve 0,18 m/s kayma hızı koşulları altında gerçekleştirilmiştir. Testler esnasında numunelerin yüzey pürüzlülükleri aşınma davranışını etkilememesi için (Ra) 0,02 µm olacak şekilde bütün numunelere testlerden önce zımpara ve parlatma işlemi uygulanmıştır. Daha sonra bu numuneler etanol ile temizlenerek kurutulmuştur. Aşınma hacimleri (W_v) standartta verilen ($W_v = \Delta x \times A$) formüle göre hesap edilmiştir. Bu formüldeki Δx stroke mesafesi, A aşınma izinin 2 boyutlu yüzey alanıdır. Her bir aşınma izinin 2 boyutlu alanı, Mitutoyo SJ-410 cihazı ile 2-µm çaplı standart prob kullanılarak ISO97 standartına göre ortalama üç ölçüm sonucunda belirlenmiştir. Spesifik aşınma oranları (W_R) ise aşağıdaki formülde verilen Archard eşitliğine göre ($w_R = \frac{W_v}{F \times l}$) tespit edilmiştir. Bu formüldeki W_v aşınma hacmi, F uygulanan yük ve l toplam kayma mesafesidir.

Termal Özelliklerin Belirlenmesi: Üretilen kompozitlerin termal iletkenlik katsayıları ASTM E1461 – 13 standartına göre Kırıkkale Üniversitesi (KÜBTUAM) laboratuvarında bulunan Anter FL-2000 termal iletkenlik cihazı kullanılarak

belirlenmiştir. Bu cihaz ile öncelikle malzemelerin termal difüzitesi ve spesifik ısı kapasitesi belirlenmiş ve daha sonra ($\lambda = C_p \times \rho \times \alpha$) formülüne göre termal iletkenlik katsayıları (λ) hesap edilmiştir. Bu formüldeki C_p değeri malzemenin spesifik ısı kapasitesini, ρ malzemenin yoğunluğunu ve α malzemenin termal difüzitesini vermektedir. Ölçümler $\varnothing 7 \times 2$ mm boyutlarında hazırlanan numuneler ile gerçekleştirilmiştir. Ölçüm yöntemi Şekil 4.4'te şematik olarak verilmiştir.



Şekil 4.4. İleri-Geri aşınma testi a) şematik, b) teknik resim.



Şekil 4.5. Lazer Flaş tekniği ile termal iletkenlik katsayısı ölçümü şematik gösterimi.

Termal genişleme katsayısı ölçümleri ise ASTM E228 – 17 standartına göre Seramik Araştırma Merkezinde (SAM) bulunan Setaram Labsys Dilatometre cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Her bir ölçüm $\varnothing 7 \times 25$ mm boyutlarında hazırlanan numuneler ile 400 °C sıcaklığa kadar ısıtılarak gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 5

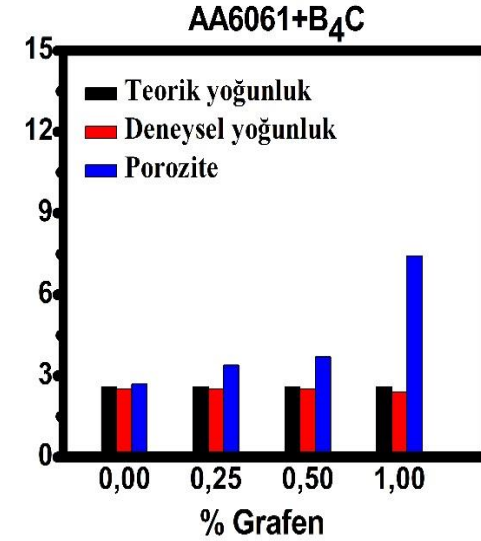
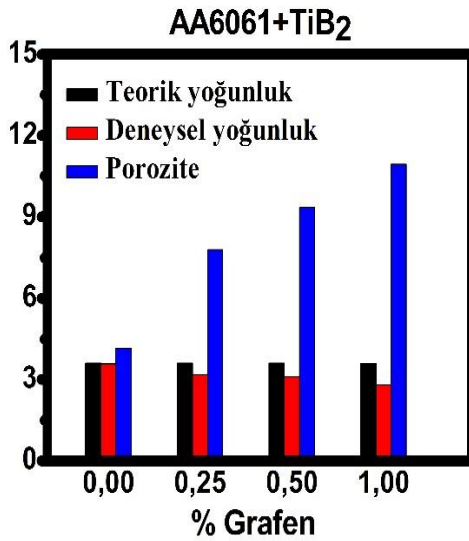
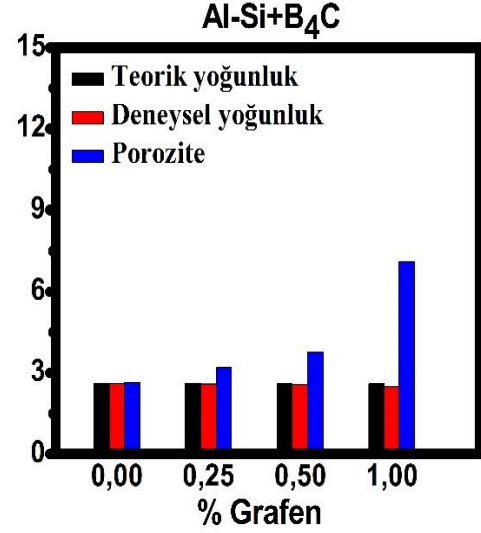
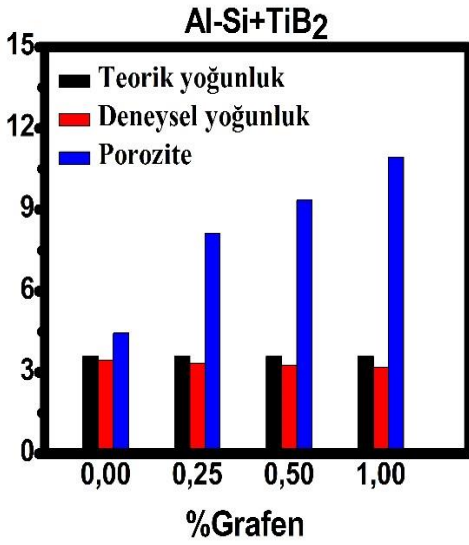
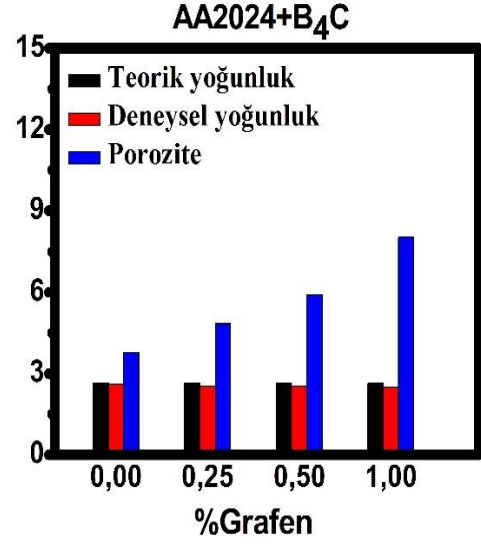
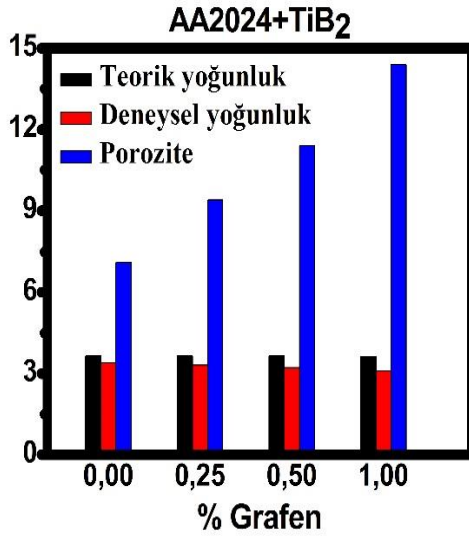
DENEYSEL SONUÇLAR

5.1. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ VE VE POROZİTE HESAPLARI

Üretilen kompozitlerin deneysel ve teorik yoğunlukları ile porozite oranları bu başlık altında incelenmiştir. Bu bağlamda ilk olarak teorik ve deneysel yoğunlukları karışımlar kuralı ve Arshimed prensibine uygun olarak tespit edilmiştir. Öte yandan porozite oranları da karakterizasyon başlığı altında verilen formüle göre hesap edilmiştir. Elde edilen tüm sonuçlar Şekil 5.1’de verilmiştir. Bu sonuçlara göre teorik yoğunluk ile deneysel yoğunluk arasındaki farka bağlı olarak porozite miktarında artış gözlenmiştir. Bu artış, takviye ve matrise türüne bağlı olarak değişim göstermektedir. TiB₂-GNP takviyesi üç farklı matrise aynı miktarlarda eklendiğinde en yüksek porozitenin AA2024’te, en düşük porozitenin ise AA6061’de olduğu gözlenmiştir. Bu matrislere aynı miktarlarda B₄C-GNP takviye edildiğinde ise en yüksek porozitenin AA2024’te en düşük porozitenin ise Al-Si matrisinde olduğu gözlenmiştir. Öte yandan bu takviyelerin içerdiği GNP miktarına bağlı olarak porozite miktarında da önemli değişimler meydana gelmiştir. Her üç matris için de takviye olarak TiB₂ ile birlikte hacimce %0,25 GNP ilavesi yapıldığında porozite değeri %7-9 arasında iken, %0,5 GNP ilave edildiğindeki porozite değeri %9-11 arasındadır. %1 oranında GNP takviyesi yapıldığında ise porozite değeri yaklaşık olarak %11-14 civarında olduğu gözlenmiştir. Aynı durum B₄C için düşünüldüğünde ise %0,25 GNP ilavesi ile porozite değerinin yaklaşık %3 civarında, %0,5 GNP ilave yapıldığında ise porozite değerinin %3-5 civarında olduğu anlaşılmaktadır. B₄C’ye ek olarak %1 oranında GNP takviyesi yapıldığında ise porozite değeri yaklaşık olarak %6-7 civarında olduğu gözlenmiştir. Bu değişimlerin en büyüğü tüm kompozitler için hacimce %1 GNP takviyesi yapıldığında gözlenmiştir. Bu yüzden %1 GNP takviyesinin porozite bakımından diğer oranlara kıyasla bir eşik noktası olduğu söylenebilir. Ayrıca bu sonuçlara göre GNP takviyesi partikül boyutu küçük olan takviyelere ikincil bir bileşen olarak eklendiği zaman, porozite bakımından daha büyük artışlara sebep

olduğu da sylenabilir. Basınçlı infiltrasyon sistemi ile ilgili yapılan teorik çalışmalarda porozite artışının sebebi olarak, ergimiş olan matris alaşımının küçük olan takviye partiküllerin arasına sızamaması olarak gösterilmiştir. Ayrıca bu sorunun çözümü için partikül boyutu küçüldükçe eşik basıncının arttırılması gerektiği, aksi takdirde porozitenin artacağı ifade edilmiştir [25]. Bu tez çalışmasında basınç sabit tutularak partikül boyutu ve matris değiştirilmiştir. Bu yüzden düşük partikül boyutuna sahip TiB₂ ile üretilen kompozitlerin daha yüksek poroziteli olması, basınçlı infiltrasyon ile yapılan üretim teorisine uygundur. Hatta bu kompozitlere nano boyutta yapılan GNP takviyesi ile porozitede gözlenen önemli artışların sebebinin de bu olduğu düşünülmektedir.

Bu çalışmada incelediğimiz bir başka durum ise takviye partiküllerin partikül boyutunun yanı sıra kullanılan matrislerin değişimidir. Tüm takviyeler için AA2024, Al-Si ve AA6061 olmak üzere üç farklı matris kullanılmıştır. Akıcılık bakımından bu üç alaşımın kıyaslaması konusunda elde edilen deneysel sonuçlar, literatür çalışmaları ile kıyaslanmıştır. Bu matrislerin ana alaşım elementleri silisyum, bakır ve magnezyumdur. Bu alaşım elementlerinin alüminyumun akıcılığına etkisi üzerine yapılan bir çalışmada magnezyum ve silisyumun bakıra kıyasla daha çok akıcılık sağladığı ifade edilmektedir. Silisyum ve magnezyum arasında ise silisyumun daha üstün olduğu belirtilmiştir [96]. Bu çalışmadaki ifadelere göre matris elementinin yoğunluğundan daha yüksek olan alaşım elementlerinin, daha düşük olanlara kıyasla akıcılığı arttırdığı söylenebilir. Bu üç alaşım için ise bakır içeren AA2024'n her iki ana takviye türü için de en yüksek poroziteye sahip olması akıcılığının diğerlerine kıyasla düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Akıcılık bakımından yüksek oranda silisyum içeren Al-Si alaşımının, magnezyum ve silisyum içeren AA6061 alaşımına kıyasla daha akıcı olduğu literatürde belirtilmiştir [97]. Bu matrislerle üretilen kompozitler için ise en düşük porozitenin sayısal olarak Al-Si matrisi ile üretilen kompozitlerden elde edilmesi bu sonuçları doğrular niteliktedir. Ancak miktar bakımından her iki matris arasında önemli bir farkın olmadığı neredeyse aynı sonuçların elde edildiği söylenebilir.



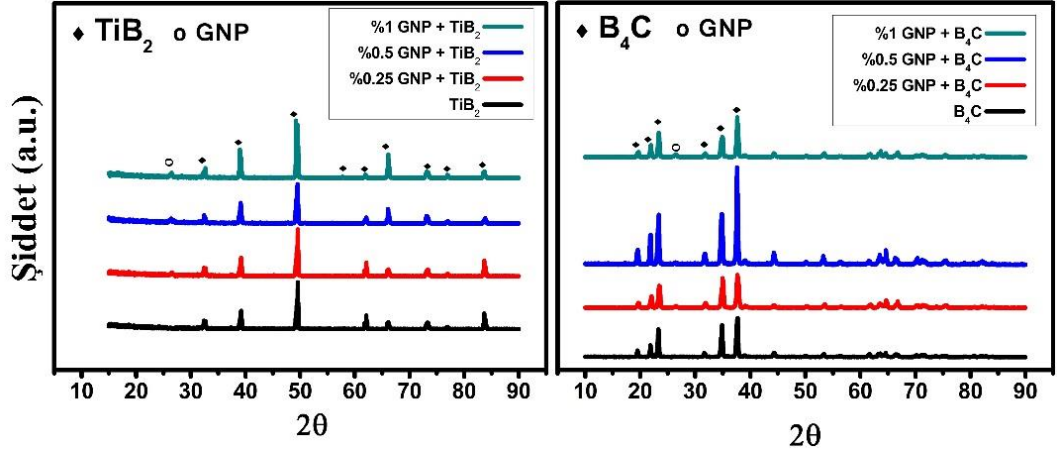
Şekil 5.1. Deneyisel yoğunluk, teorik yoğunluk ve porozite değerleri.

5.2. XRD ANALİZLERİ

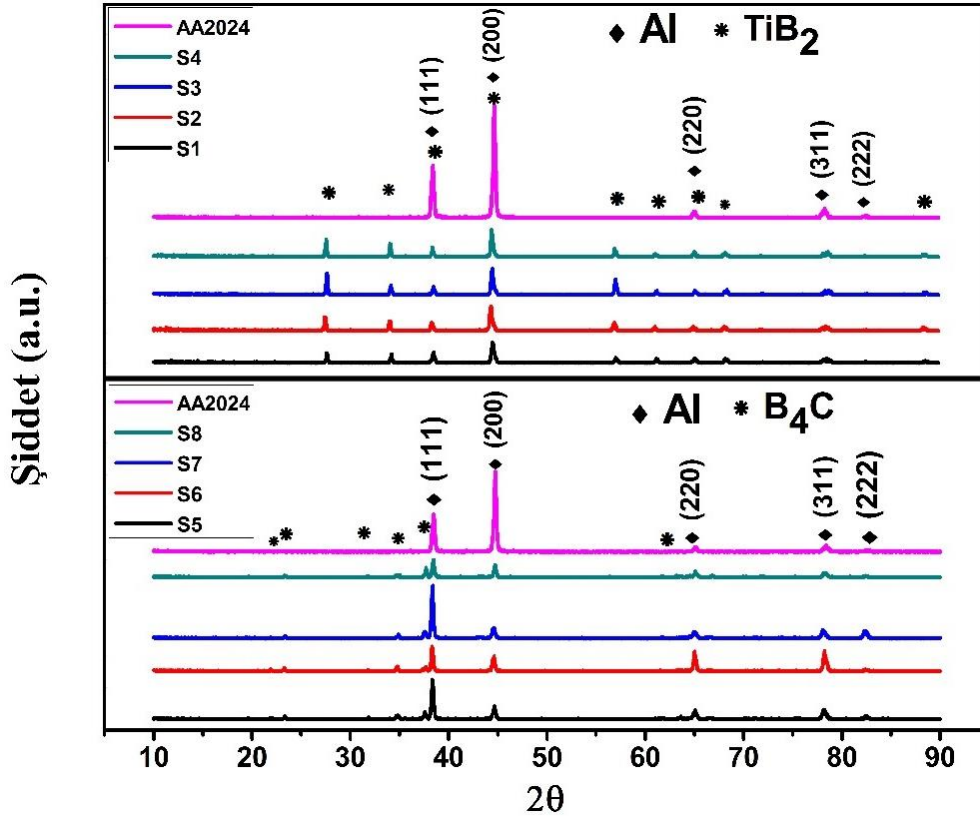
Bu bölümde X-ışını kırınımı (XRD) yöntemi kullanılarak takviye partiküllerin ve kompozitlerin kristalografik özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekillerde grafikler halinde verilmiştir. Bu grafiklerde gözlenen pik noktalarının ait olduğu düzlemler literatür verilerine dayanarak belirlenmiştir. Değerlendirmeler iki grup halinde yapılmıştır. Bu gruplardan birincisinde TiB_2+GNP ve B_4C+GNP toz karışımları, ikincisinde ise bu toz karışımlar ve üç farklı matris kullanılarak üretilen kompozitler incelenmiştir. Şekil 5.2’de verilen birinci gurubun analiz sonuçlarına göre 2θ değeri yaklaşık olarak 32° , 38° ve 49° ’de gözlenen bariz piklerin hegzagonal yapıdaki titanyum diborürün sırasıyla (100), (110) ve (101) düzlemlerine ait olduğu düşünülmektedir [98–100]. Öte yandan aynı şeklin bir alt grafiğinde 19° , 21° ve 23° ’de gözlenen düşük şiddetli piklerin rhombohedral yapıdaki B_4C ’nin sırasıyla (101), (003) ve (012) düzlemlerine ait olduğu düşünülmektedir. 31° , 35° ve 37° ’de gözlenen şiddetli piklerin ise yine B_4C ’nin sırasıyla (110), (104) ve (021) düzlemlerine ait olduğu düşünülmektedir [101]. Her iki grafikte de yaklaşık 26° ’de gözlenen düşük şiddetli pikin ise grafenin (002) düzlemine ait olduğu söylenebilir. Grafenin düşük şiddetli gözlenmesinin sebebi olarak miktarca az olması ve diğer piklerin daha yüksek şiddette gözlenmesi olduğu düşünülmektedir [102].

İkinci grup olan kompozitlerin XRD sonuçlarına gelindiğinde ise AA2024, Al-Si ve AA6061 matrislerinin her biri için ayrı ayrı değerlendirme yapılarak sonuçlar sırasıyla Şekil 5.3, 5.4 ve 5.5’te grafikler halinde verilmiştir. Bu grafikler incelendiğinde neredeyse hepsinde yaklaşık olarak 38° , 44° , 65° ve 78° ’de düşük ve yüksek şiddetlerde çeşitli pikler gözlenmiştir. Literatür çalışmalarına göre bu piklerin alüminyumun sırasıyla (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerine ait olduğu söylenebilir [103,104]. Bunların dışında Al-Si matrsli kompozitlerde yaklaşık olarak 28° , 47° ve 56° ’de ekstra başka pikler daha gözlenmiştir ki bunların da silisyumun (111), (220) ve (311) düzlemlerine ait olduğu literatürde belirtilmiştir [105]. Elde edilen bu sonuçlara göre takviye olarak kullanılan partiküllerin TiB_2 , B_4C ve GNP ’ye ait olduğu literatür verileriyle kıyaslanarak doğrulanmıştır. Matris olarak kullanılan alaşımların ise alüminyumdan oluştuğu literatür verileri ile doğrulanmıştır. Silisyum haricindeki alaşım elementlerine ait kırınım piklerinin ise miktarlarının düşük

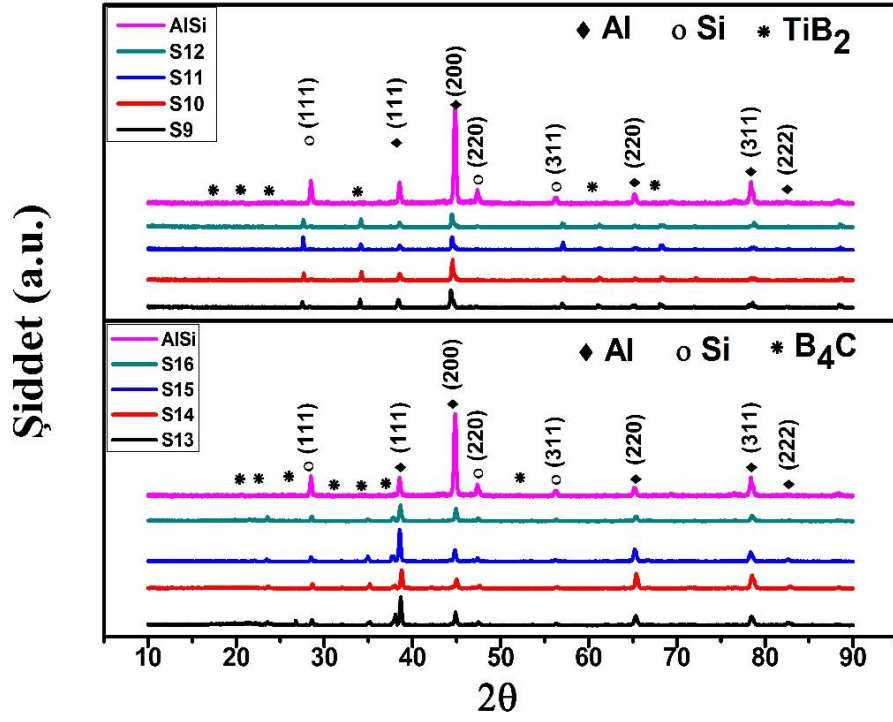
olmasından dolayı gözlenmemiştir. Bunların dışında ekstra yeni pikler gözlenmemesi ise üretim esnasında takviye ile matris arasında intermetalik bileşiklerin meydana gelmediğini doğrulamaktadır [105].



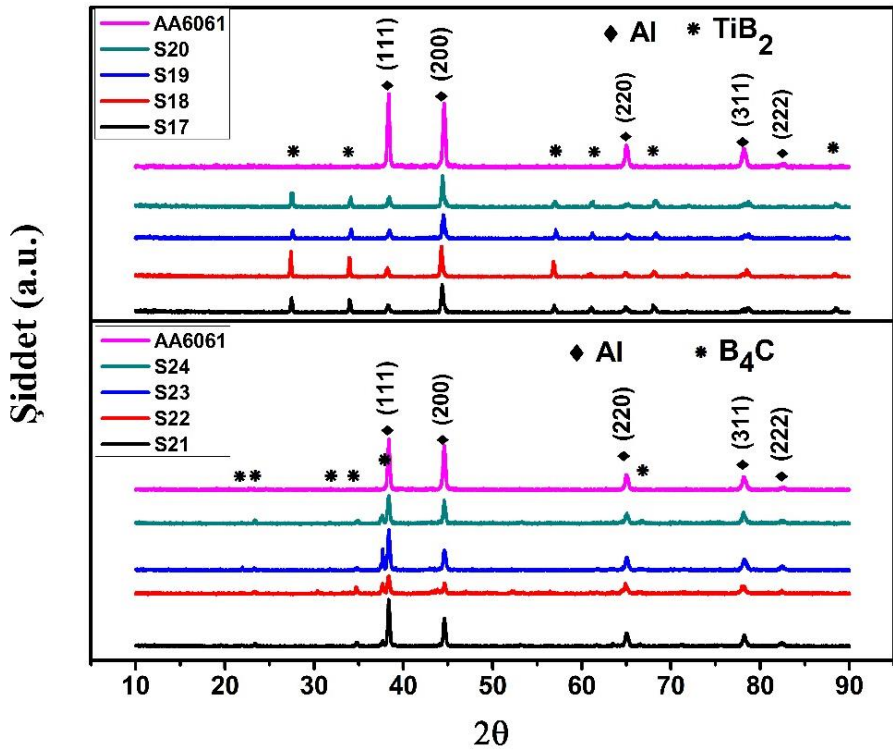
Şekil 5.2. Toz partikül karışımlarının XRD analizleri.



Şekil 5.3. AA2024 matrisli kompozitlerin XRD analizleri.



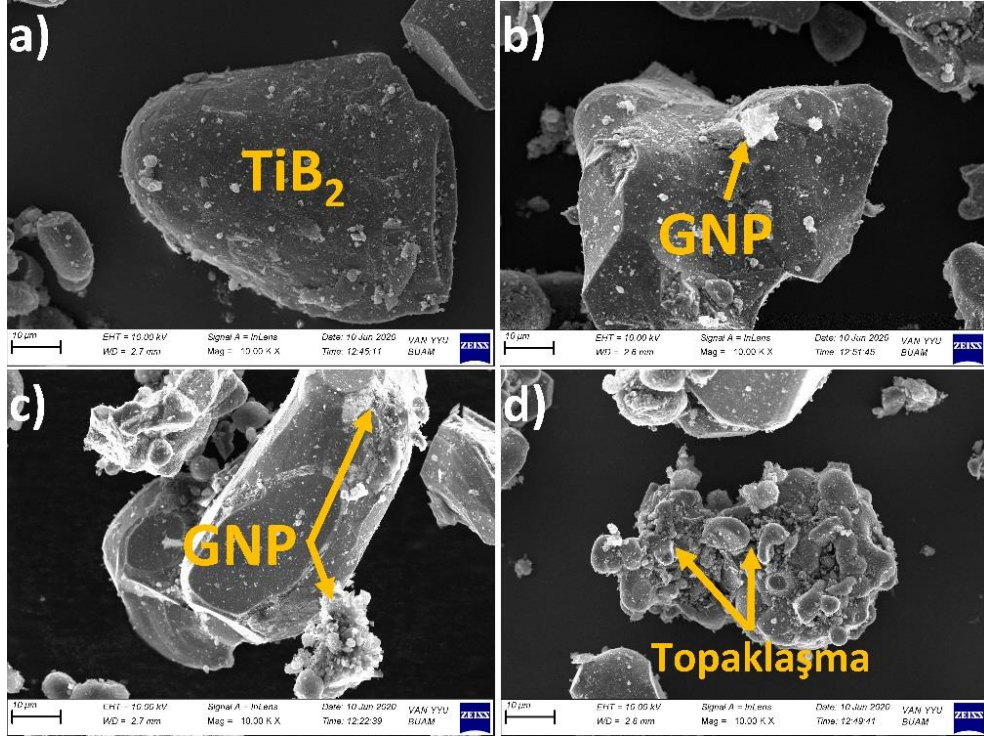
Şekil 5.4. Al-Si matrisli kompozitlerin XRD analizleri.



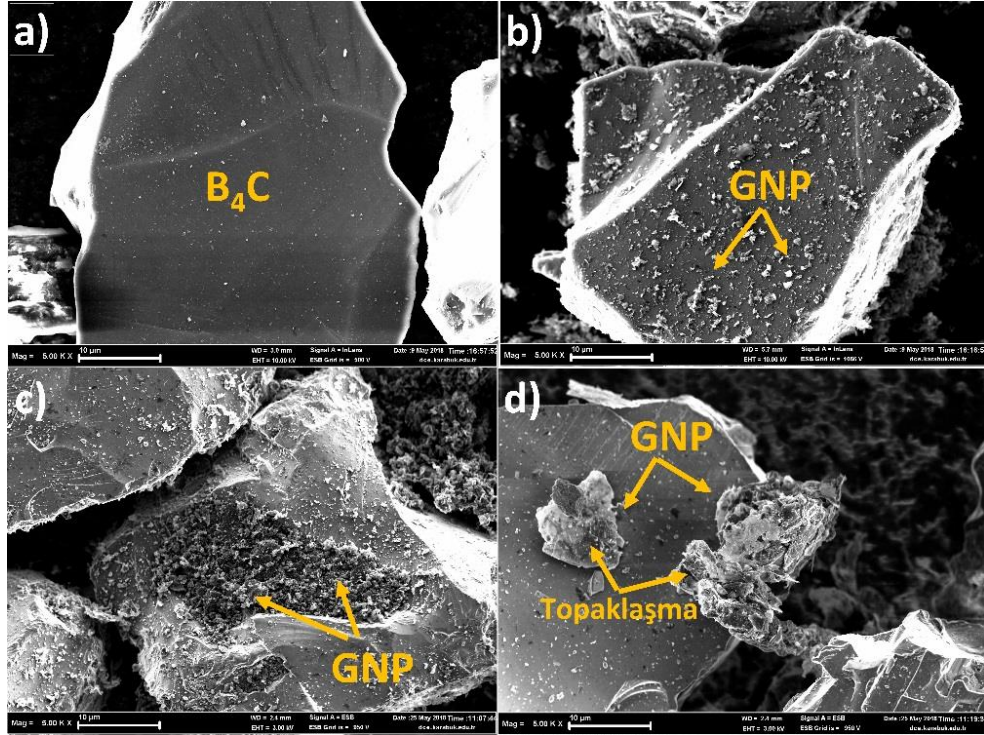
Şekil 5.5. AA6061 matrisli kompozitlerin XRD analizleri.

5.3. MİKROYAPI ANALİZLERİ

Tez çalışmasının bu başlığı altında toz karışımların ve bu toz karışımlarla üretilen kompozitlerin mikroyapı görüntüleri iki grup halinde incelenmiştir. Bu incelemelerde ilk grupta vakum destilasyon yöntemi ile elde edilen TiB_2+GNP ve B_4C+GNP toz karışımları verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde Şekil 6a ve 7a'da katkısız TiB_2 ve B_4C partikülleri yer almaktadır. Şekil 5.6b ve 5.6c'de ise TiB_2 'ye %0,25 ve 0,5 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında elde edilen ürünlerin görüntüleri verilmiştir. Bu görüntülerde GNP'nin TiB_2 ile birlikte homojen bir karışım sağlandığı gözlenmektedir. Ancak Şekil 5.6d'de verilen %1 oranında GNP takviyesi yapılmış görüntüler incelendiğinde ise homojenliğin önemli ölçüde bozulduğu anlaşılmaktadır. Öte yandan Şekil 5.7b ve c'de B_4C ile yapılan karışımların görüntüleri incelenmiş ve %0,25 - %0,5 GNP takviyesinin TiB_2 'ye kıyasla B_4C partiküllerinin yüzeylerinde daha homojen dağılım gösterdiği anlaşılmaktadır. Şekil 5.7d'de verilen %1 GNP takviyesinde ise TiB_2 'de olduğu gibi homojenliğin önemli ölçüde bozulduğu anlaşılmaktadır. Bu sonuçlara göre grafen bileşenin miktarı arttıkça, homojen dağılımın azaldığı ve topaklaşmanın arttığı söylenebilir. Bu bağlamda gözlenen en yüksek topaklaşma ise hacimce %1 GNP takviyesinde olduğu anlaşılmaktadır. Şimdiye kadar yapılan çalışmalarda da nano partiküllerin statik güçlerden dolayı birbirlerini çekmeleri bu tür topaklaşmaların muhtemel sebebi olarak ifade edilmiştir [106]. Bu nedenle bu çalışmada gözlenen topaklaşmaların nedeni de van der Waals etkileşimlerinden (zayıf yerçekimi kuvvetleri) kaynaklandığı söylenebilir.

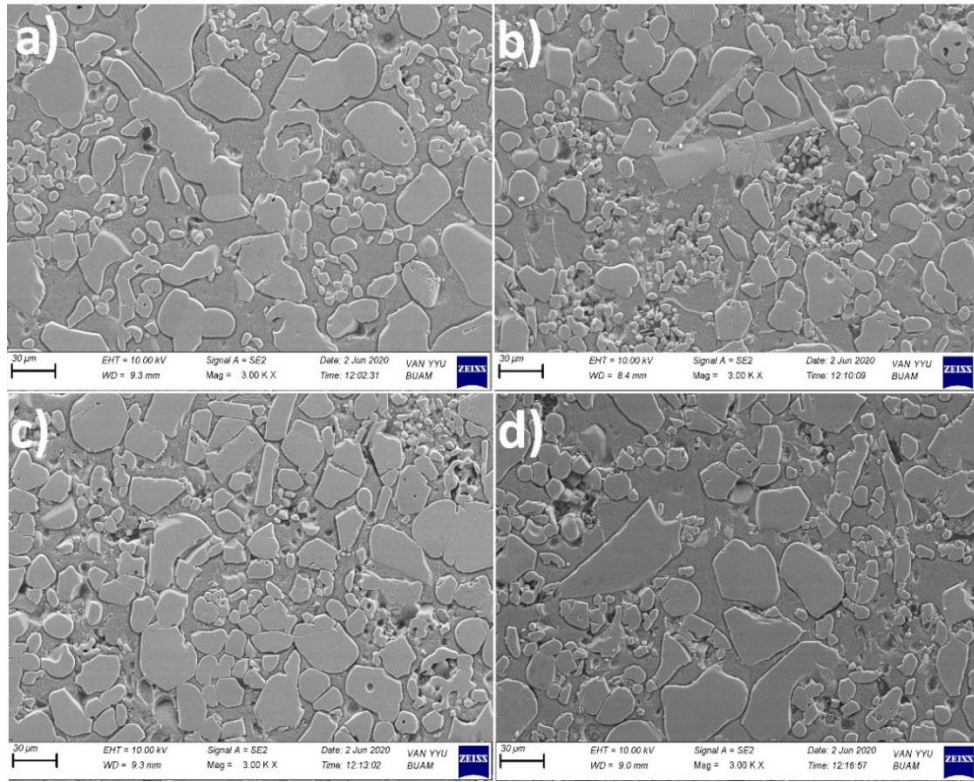


Şekil 5.6. Titanyum diborür ile grafen nano partiküllerinin karışımı a) %0, b) %0,25, c) %0,5 ve d) %1.

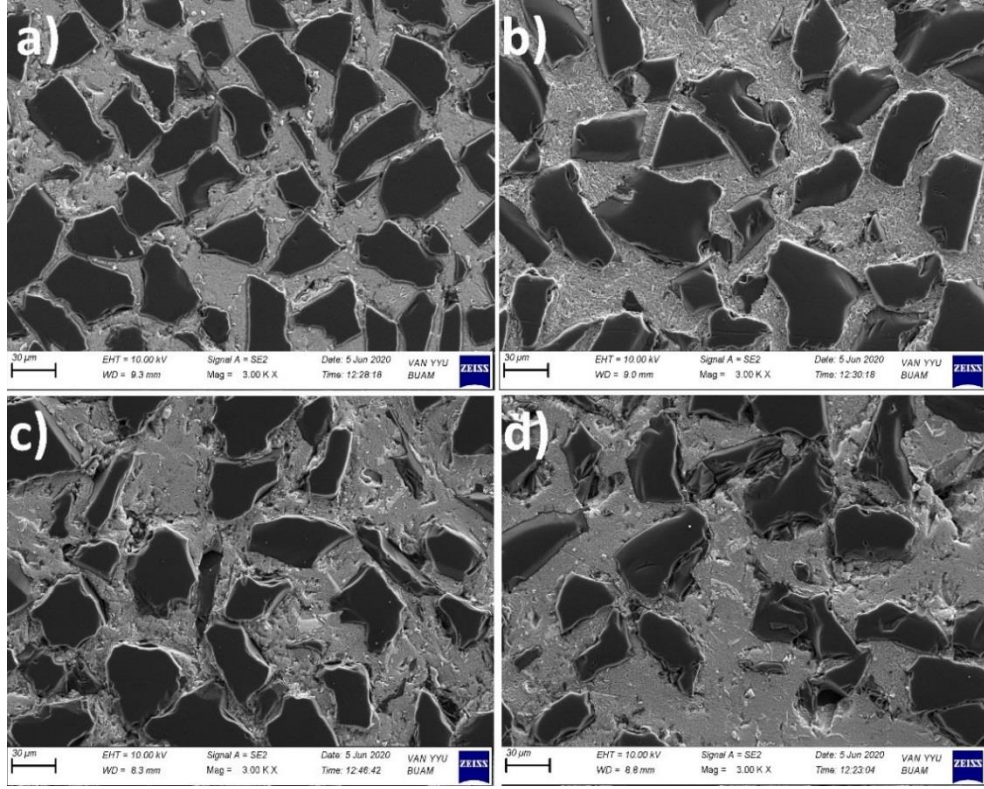


Şekil 5.7. Bor karbür ile grafen nano partiküllerinin karışımı a) %0, b) %0,25, c) %0,5 ve d) %1.

İkinci grupta ise bu toz karışımlar ve farklı alüminyum matrisler kullanılarak üretilen kompozitlerin mikro yapı görüntüleri incelenmiştir. Bu incelemeler matrislere göre gruplar halinde gerçekleştirilmiştir. Bu gruplardan ilk olarak saf AA2024 matrisi ile oluşturulan kompozitlerin görüntüleri yer almaktadır. Şekil 5.8 ve 5.9'da AA2024 matrisi TiB_2 takviyeli ve B_4C takviyeli kompozitlerin mikro yapıları verilmiştir. Kimyasal kompozisyon haritalama görüntüleri ise Şekil Ek A.1, Şekil Ek A.2 ve Şekil Ek A.3'te verilmiştir. Bu görüntülerde her iki mikro partikülün de matris içerisinde homojen bir şekilde dağılmış olduğu gözlenmektedir. Ancak bazı kompozisyonlarda matriste boşluklar olarak adlandırılan poroziteler gözlenmektedir. TiB_2 takviyesi yapılmış olan kompozitlerde bu porozitelerin B_4C takviyeli olanlara kıyasla daha çok olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca her iki takviye için de GNP oranına bağlı olarak porozite miktarında artış meydana geldiği ancak miktar bakımından kabaca TiB_2 'li numunelerde daha fazla olduğu söylenebilir. Bunların dışında GNP miktarı %1'e ulaştığında ise hem TiB_2 hem de B_4C partiküllerinin matris ile bağlanması önemli ölçüde kötüleştiği de gözlenmektedir.

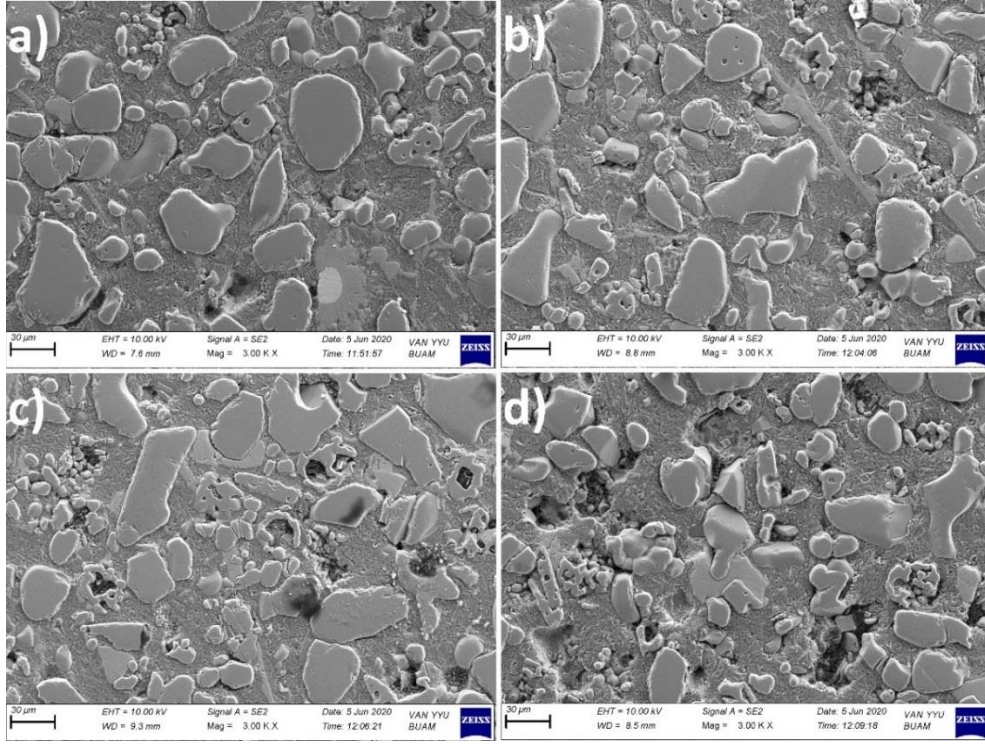


Şekil 5.8. AA2024 matrisli TiB_2 +GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri
a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

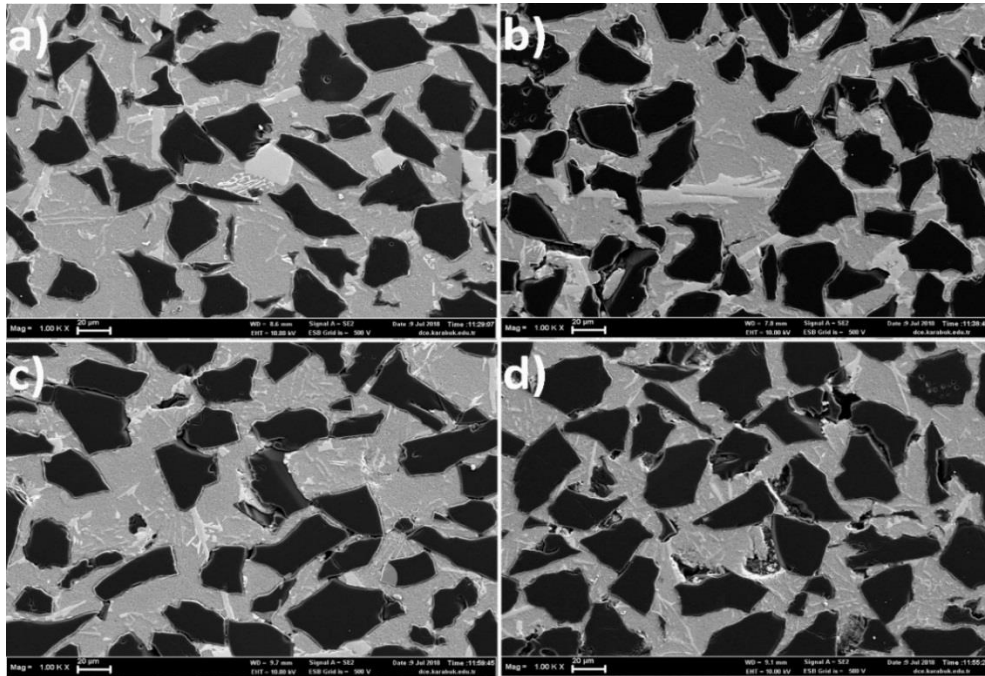


Şekil 5.9. AA2024 matrisli B_4C +GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

Al-Si matrisine TiB_2 +GNP ve B_4C +GNP takviyesi yapılmış kompozitlerin mikroyapı görüntüleri aşağıdaki şekillerde incelenmiştir. Bu incelemelerde Şekil 5.10 ve 5.11'de Al-Si matrisi TiB_2 takviyeli ve B_4C takviyeli kompozitlerin mikro yapıları verilmiştir. Kimyasal kompozisyon haritalama görüntüleri ise Şekil Ek A.4, Şekil Ek A.5 ve Şekil Ek A.6'da verilmiştir. Bu görüntülere göre saf matrisin mikro yapısında dentrit şeklinde dağılmış silisyum, bakır ve nikel elementlerinden oluşan fazlarının bulunduğu gözlenmektedir. Kompozitlerin görüntülerinde ise takviyelerin matriste homojen bir şekilde dağılmış olduğu gözlenmektedir. Ayrıca saf matriste gözlenen fazların kompozitlerde de mevcut olduğu ancak şekilsel olarak değişim gösterdiği anlaşılmaktadır. Bu değişimlerin kompozisyona bağlı olarak değişimleri Şekil 5.11a, b, c ve d'de verilen görüntülerde incelenmiştir. Bu şekillerde matriste serbest olarak bulunan silisyum fazının hemen hemen tüm bileşimlerde ince ve düzgün bir şekilde dağıldığı gözlenmektedir. Bununla birlikte, Cu-Ni fazının GNP takviyesiz numunelerde dikdörtgen şeklinde olduğu (Şekil 5.11a), ancak GNP takviyesi yapıldığında ise dendritlere dönüştüğü gözlenmiştir (Şekil 5.11b, c ve d).

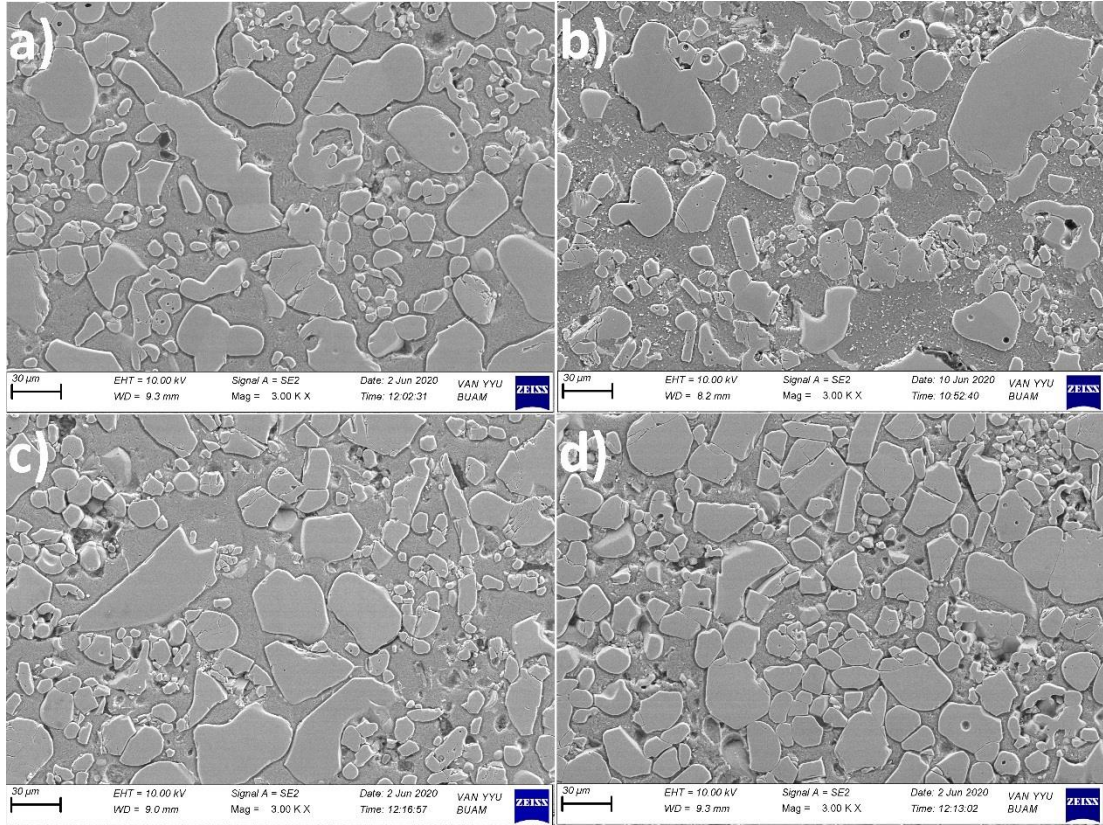


Şekil 5.10. Al-Si matrisli TiB₂+GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri
a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

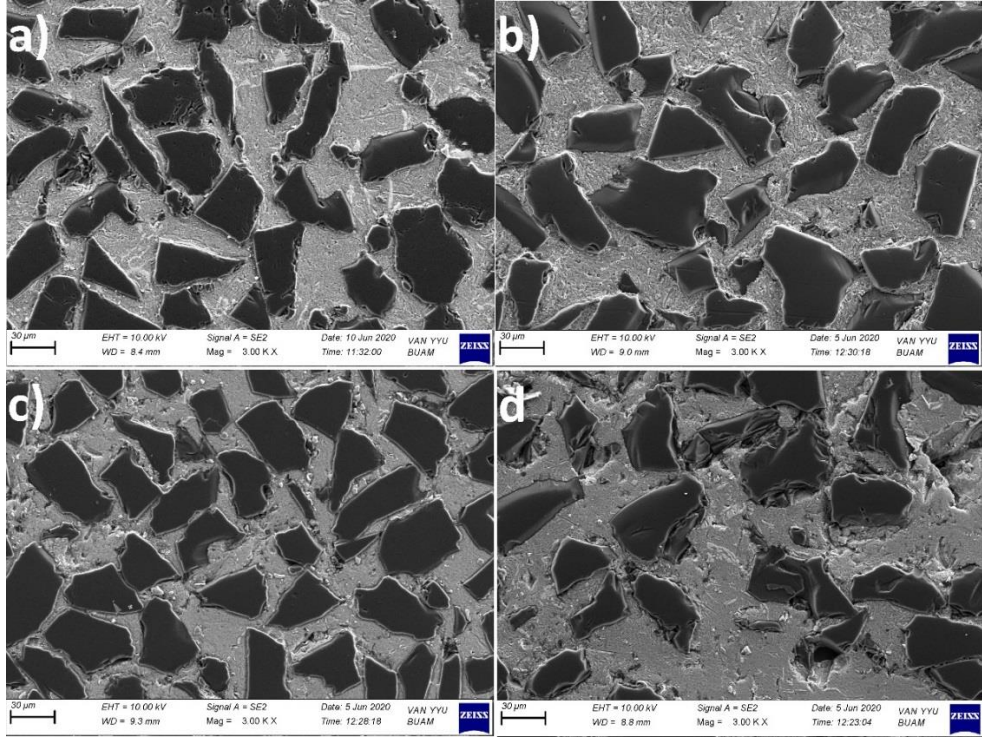


Şekil 5.11. Al-Si matrisli B₄C+GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri
a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

Son olarak Şekil 5.12 ve 5.13'te verilen görüntülerde AA6061 matrisli kompozitlerin mikro yapıları kimyasal haritalamaları ile birlikte Şekil Ek A7 ve Şekil Ek A8'de verilmiştir. Bu sonuçlara göre saf matrisin magnezum ve silisyum fazlarını içerdiği anlaşılmaktadır. Kompozitler için verilen görüntülerde ise hem TiB_2 'nin hem de B_4C 'nin matris içinde homojen bir dağılım gösterdiği anlaşılmaktadır. Bu matris için TiB_2 takviyesine GNP eklenmesi ile meydana gelen porozitelerin AA2024 matrisine kıyasla nispeten daha az olduğu söylenebilir. Aynı şekilde B_4C 'ye GNP eklenmesi ile daha düşük porozitelerin meydana geldiği de gözlenmiştir. Ancak diğer matrislerde olduğu gibi AA6061 matrisi için de %1 GNP ilavesi ile porozitenin maksimum oranda meydana geldiği söylenebilir.

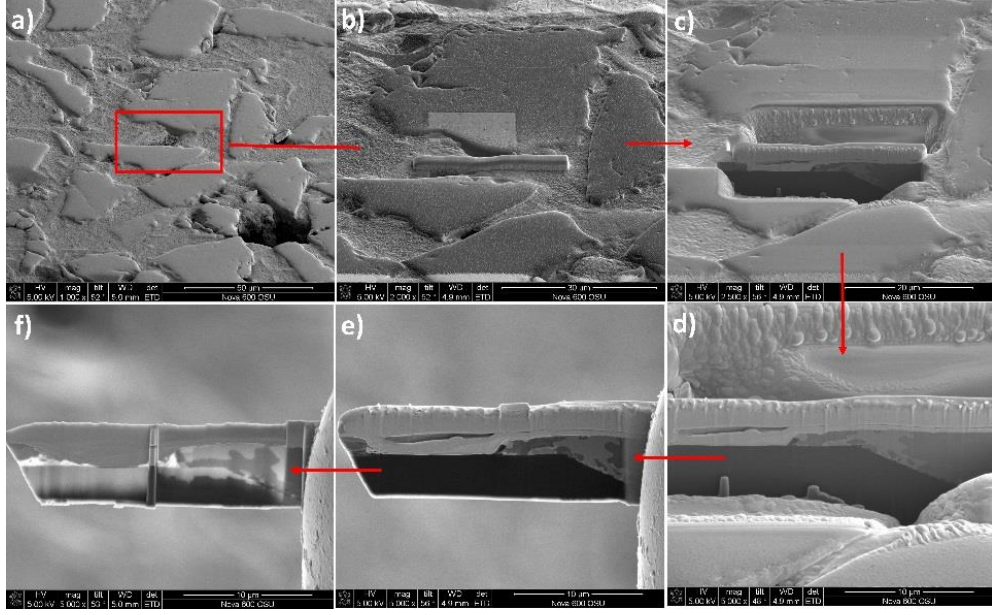


Şekil 5.12. AA6061 matrisli TiB_2 +GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri
a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.



Şekil 5.13. AA6061 matrisli B₄C+GNP takviyeli kompozitlerin mikroyapı görüntüleri
a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

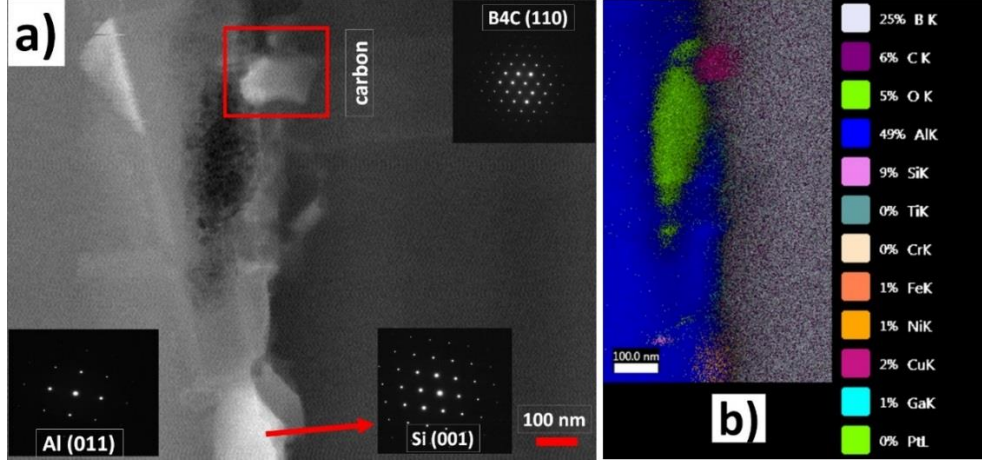
Bu kompozitlerin arayüzey etkileşimini nano boyutta incelemek için Al-Si matrisli B₄C+GNP takviyeli kompozitlerin TEM analizi gerçekleştirilmiştir. Bu analiz için matris ve takviye partikülün kesiştiği noktadan 30 nm kalınlığından daha küçük bir numune alınmıştır. Bu işlem FIB cihazı ile elektron bombardımanı yapılarak gerçekleştirilmiştir. Bu işlem esnasında alınan görüntüler Şekil 5.14’de verilmiştir.



Şekil 5.14. TEM için FIB ile numune hazırlama görüntüsü.

Buradan alınan numune bir aparata takılarak TEM cihazına aktarılmıştır. TEM ile yapılan atomik seviyedeki incelemelere yönelik alınan görüntüler EDX haritalama görüntüleri ile birlikte Şekil 5.15'te verilmiştir. Verilen görüntülerde matris ile takviye arasındaki bağlanmanın oldukça iyi olduğu anlaşılmaktadır. Öte yandan matrisin takviye ile etkileştiği bölgelerde ise nispeten dislokasyonların meydana geldiği gözlenmektedir. Şekil 5.15a'da verilen mikroyapı görüntüsünde ise en az üç veya dört farklı fazdan meydana geldiği anlaşılmaktadır. Bu fazların tespiti için EDX analizi yapılmış ve şekil 5.15b'de verilmiştir. Bu şekilde ise bileşenlerin çoğunlukla alüminyum, bor, karbon, silisyum ve oksijenden oluştuğu gözlenmektedir. Eser miktarda gözlenen bileşenlerin ise az miktarda O, C, Si, Fe, Cu ve Ni elementlerinden oluştuğu gözlenmektedir. Aynı zamanda şekil 5.15a'da ok ile belirtilen elektron kırınım görüntüleri de verilerek bu elemanlar alüminyum (011), bor karbür (110) ve silikon (001) düzlemlerine ait olduğu doğrulanmıştır. Alüminyum ve bor karbür arayüzeyinde gözlenen karbon fazının muhtemelen grafenden kaynaklandığı düşünülmektedir. Yüzeyde gözlenen oksijenin ise FIB ile numune hazırlama esnasında yanmadan kaynaklandığı düşünülmektedir. Bunların dışında Al_4C_3 gibi intermetalik oluşumlara yönelik yeni fazlar gözlenmemiştir. Literatürde belirtilenlere göre muhtemel oluşması beklenen bu bileşenin 900 °C ve üzeri sıcaklıklarda uzun süreli beklemler sonucunda meydana geldiği söylenmiştir. Ancak bizim çalışmamızda

maksimum 800 °C sıcaklığa çıkmamız ve üretimlerin en fazla 3 dakika gibi kısa bir sürede gerçekleşmesi bu intermetalğin oluşmamasının muhtemel sebebi olduğu düşünülmektedir [107].



Şekil 5.15. Al-Si matrisli B₄C + %0,5 GNP takviyeli kompozitin TEM görüntüsü.

5.4. BASMA VE SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

Bu başlık altında tez çalışması kapsamında üretilen kompozitlerin deneysel olarak tespit edilen mekanik özellikleri incelenmiştir. Bu amaçla her bir kompozit için basma ve sertlik deneyleri gerçekleştirilmiştir. Basma deneyi sonucunda her bir numunenin akma dayanımı, maksimum basma dayanımı, yüzde yığılma miktarı ve sertlik değerleri elde edilmiştir. Akma dayanımı değerleri % 0,2 uzama noktasından teğet çizilerek elde edilmiştir. Elde edilen sonuçlar Çizelge 5.1’de ayrıntılı olarak verilmiştir. Ayrıca bu sonuçlara göre çizilen gerilim-gerinim grafikleri de Şekil 5.16’da gruplar halinde verilmiştir. Bu sonuçlara göre matris çeşidine, takviye türüne ve miktarına göre mukavemet değerlerindeki değişimler aşağıdaki paragraflarda ayrıntılı olarak verilmiştir.

AA2024+TiB₂’ye ağırlıkça %0 - 0,25 - 0,5 - 1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında akma dayanımlarının sırasıyla 190 MPa, 216 MPa, 238 MPa ve 253 MPa olduğu gözlemlenmiştir. Aynı numunelerin maksimum basma dayanımlarının ise sırasıyla 218 MPa, 231 MPa, 251 MPa ve 260 MPa olduğu gözlemlenmiştir. Öte yandan bu numunelerin sertlik değerleri ölçüldüğünde ise elde edilen sonuçların sırasıyla 75,

102, 96 ve 57 HBW civarında olduğu tespit edilmiştir. AA2024+B₄C numunesine aynı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında ise akma dayanımları 376 MPa, 440 MPa, 397 MPa ve 279 MPa olarak tespit edilmiştir. Aynı numunelerin maksimum basma dayanımlarının ise sırasıyla 439 MPa, 486 MPa, 450 MPa ve 295 MPa olduğu gözlenmiştir. Bu numunelerin sertlik değerlerinin ise sırayıyla 162, 196, 174 ve 105 HBW civarında olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre AA2024+TiB₂ numunelerine GNP takviyesi yapıldığında akma dayanımında maksimum %33 oranında bir artış sağlanırken, AA2024+B₄C numunelerinde maksimum %17 oranında artış sağlanmıştır. Bu artışlardan AA2024+TiB₂ olanın maksimum değeri %1 GNP takviyesi ile elde edilirken, AA2024+B₄C olanın maksimum değeri %0,25 GNP takviyesi ile elde edilmiştir. Elde edilen maksimum sonuçlar birbiri ile kıyaslandığında ise B₄C takviyeli olanın TiB₂'ye oranla yaklaşık %73 daha iyi olduğu hesap edilmiştir. Yüzde yığılma bakımından ise genel olarak akma dayanımı dayanımı arttıkça yığılma değerlerinde azalış gözlenmektedir. Bu azalış AA2024+TiB₂'ye %1 GNP eklendiğinde %5,9 iken, AA2024+B₄C'ye % 0,25 GNP eklendiğinde %9,6 olduğu anlaşılmaktadır. Yüzde yığılma değerleri birbirleri ile kıyaslandığında ise TiB₂ takviyeli olanın B₄C'den nispeten daha iyi uzama değerine sahip olduğu söylenebilir. Bunlara ek olarak maksimum basma dayanımı bakımından ise hem TiB₂ hem de B₄C takviyeli numunelerin akma dayanımları ile aynı doğrultuda artış ve azalış gösterdiği söylenebilir. Ayrıca maksimum sertlik değerlerinin ise %0,25 ila %0,5 civarında GNP takviyesi ile elde edildiği anlaşılmaktadır.

Al-Si+TiB₂ numunelerine ağırlıkça %0 - 0,25 - 0,5 - 1 oranlarında GNP takviye edildiğinde elde edilen akma dayanımı sonuçları sırasıyla 179 MPa, 255 MPa, 187 MPa ve 62 MPa olarak tespit edilmiştir. Aynı numunelerin maksimum basma dayanımlarının ise sırasıyla 220 MPa, 299 MPa, 254 MPa ve 81 MPa olduğu gözlenmiştir. Öte yandan bu numunelerim sertlik değerleri ölçüldüğünde ise elde edilen sonuçların sırayıyla 79, 95, 87 ve 60 HBW civarında olduğu tespit edilmiştir. Al-Si+B₄C numunelerine aynı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında gözlenen akma dayanımları ise 385 MPa, 400 MPa, 547 MPa ve 326 MPa olarak tespit edilmiştir. Aynı numunelerin maksimum basma dayanımlarının ise sırasıyla 385 MPa, 420 MPa, 709 MPa ve 355 MPa olduğu gözlenmiştir. Bu numunelerin sertlik değerlerinin ise sırayıyla 104, 170, 180 ve 141 HBW civarında olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçlara

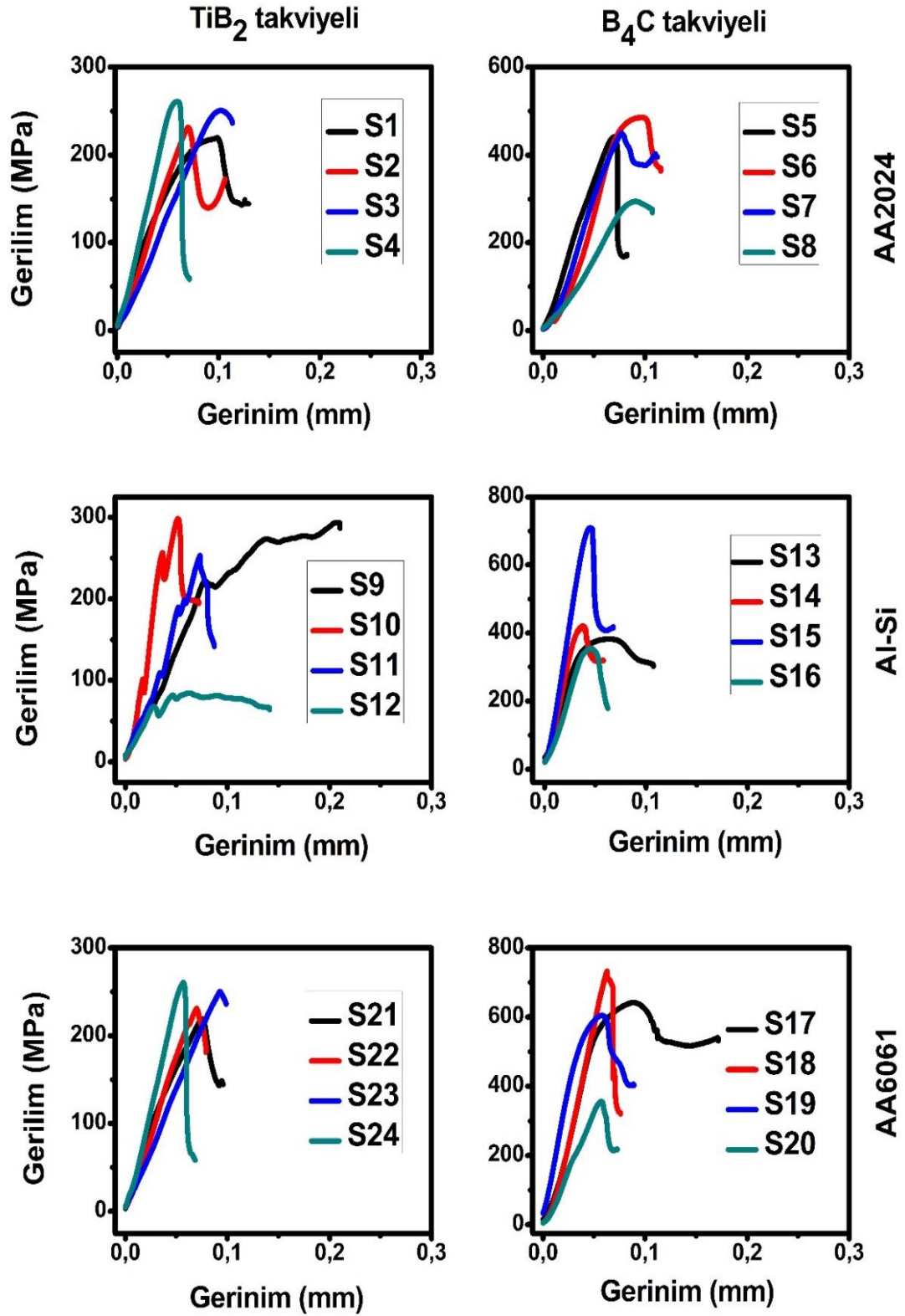
göre her iki tür için de akma dayanımında maksimum %42 oranında artış meydana geldiği hesap edilmiştir. Bu artışlar TiB₂'de % 0,25 GNP takviyesi ile elde edilirken, B₄C'de % 0,5 GNP takviyesi ile elde edildiği gözlenmiştir. Elde edilen maksimum dayanım sonuçları birbiri ile kıyaslandığında B₄C takviyeli olanın TiB₂'ye göre %114 daha iyi olduğu hesap edilmiştir. Her bir numunenin yüzde yığılma değerlendirildiğinde ise akma dayanımı arttıkça yığılma değerlerinde azalış gözlenmektedir. Bu azalış Al-Si+TiB₂'ye %0,25 GNP eklendiğinde %7,7'den %5,1 düşerken, Al-Si+B₄C'ye %0,5 GNP eklendiğinde %6,2'den %5'e düşmüştür. Bu sonuçlar birbirleri ile kıyaslandığında ise B₄C takviyeli olanın TiB₂'den nispeten daha iyi yığılma değerine sahip olduğu söylenebilir. Bunların dışında maksimum basma dayanımı bakımından ise hem TiB₂ hem de B₄C takviyeli numunelerin akma dayanımları ile aynı doğrultuda artış ve azalış gösterdiği anlaşılmaktadır. Ayrıca maksimum sertlik değerlerinin ise %0,25 ila %0,5 civarında GNP takviyesi ile elde edildiği anlaşılmaktadır.

AA6061+TiB₂'ye ağırlıkça %0-0,25-0,5-1 oranlarında GNP takviye edildiğinde akma dayanımlarının sırasıyla 186 MPa, 212 MPa, 235 MPa ve 240 MPa olduğu gözlenmiştir. Aynı numunelerin maksimum basma dayanımlarının ise sırasıyla 219 MPa, 230 MPa, 249 MPa ve 260 MPa olduğu gözlenmiştir. Öte yandan bu numunelerin sertlik değerleri ölçüldüğünde ise elde edilen sonuçların sırasıyla 118, 161, 147 ve 137 HBW civarında olduğu tespit edilmiştir. AA6061+B₄C numunelerine aynı oranlarda GNP takviye edildiğinde tespit edilen akma dayanımı değerlerinin sırasıyla 458 MPa, 612 MPa, 535 MPa ve 321 MPa olduğu gözlenmiştir. Aynı numunelerin maksimum basma dayanımlarının ise sırasıyla 642 MPa, 721 MPa, 606 MPa ve 355 MPa olduğu gözlenmiştir. Bu numunelerin sertlik değerlerinin ise sırasıyla 164, 250, 178 ve 165 HBW civarında olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre AA6061+TiB₂ numunelerine GNP takviyesi ile akma dayanımında maksimum %29 oranında artış gözlenirken, AA6061+B₄C numunelerinde maksimum %33 oranında artış gözlenmiştir. Bu maksimum artışlar AA6061+TiB₂ numunelerinde %1 GNP takviyesi ile meydana gelirken, AA6061+B₄C numunelerinde %0,25 GNP takviyesi ile meydana gelmiştir. Elde edilen akma dayanımı sonuçları birbiri ile kıyaslandığında ise B₄C takviyeli olanların TiB₂'ye kıyasla %155 daha iyi olduğu hesaplanmıştır. Yüzde yığılma bakımından ise her iki tür numunede de dayanım

arttıkça yığılma miktarının düştüğü bir aşıkardır. Bu değerler TiB₂'li numunelerde maksimum dayanımda %5,6 iken, B₄C'li numunelerde %6,2'dir. Bunlara ek olarak maksimum basma dayanımı bakımından ise hem TiB₂ hem de B₄C takviyeli numunelerin akma dayanımları ile aynı doğrultuda artış ve azalış gösterdiği söylenebilir. öte yandan maksimum sertlik değerlerinin ise %0,25 ila %0,5 civarında GNP takviyesi ile elde edildiği anlaşılmaktadır.

Çizelge 5.1. Mekanik deney sonuçları.

Kompozisyon	Numune	% Yığılma	Akma dayanımı (MPa)	Maksimum basma dayanımı (MPa)	Sertlik (HBW)
AA2024 TiB ₂ GNP	S1	0,0984	190	218	75
	S2	0,070	216	231	102
	S3	0,101	238	251	96
	S4	0,059	253	260	57
AA2024 B ₄ C GNP	S5	0,069	376	439	162
	S6	0,096	440	486	196
	S7	0,076	397	450	174
	S8	0,090	279	295	105
Al-Si TiB ₂ GNP	S9	0,077	179	220	79
	S10	0,051	255	299	95
	S11	0,072	187	254	87
	S12	0,045	62	81	60
Al-Si B ₄ C GNP	S13	0,062	338	385	104
	S14	0,036	400	420	170
	S15	0,050	547	709	180
	S16	0,056	326	355	141
AA6061 TiB ₂ GNP	S21	0,075	186	219	118
	S22	0,069	212	230	161
	S23	0,09	235	249	147
	S24	0,056	240	260	137
AA6061 B ₄ C GNP	S17	0,088	458	642	164
	S18	0,062	612	721	250
	S19	0,057	535	606	178
	S20	0,056	321	355	165



Şekil 5.16. Tüm kompozitlerin basma testi sonrası elde edilen gerilim-gerinim grafikleri.

5.5. AŞINMA DENEYİ SONUÇLARI

Kompozitlerin mekanik özelliklerini belirlemek için uygulanan testlerden birisi de aşınma deneyidir. Bu deney üç farklı yük altında sabit bir mesafe ve hızda gerçekleştirilmiştir. Bütün testlerde karşı malzeme olarak 52100 çelik bilye kullanılmıştır. Testler sonucunda aşınmış yüzeylerin yüzey alanları profilometre ile ölçülmüş ve kurs boyu ile çarpılarak aşınma hacmi belirlenmiştir. Archard prensibine göre bu kompozitlerin spesifik aşınma oranları hesap edilmiştir. Karakterizasyon başlığı altında verilen formüle göre spesifik aşınma oranı değerleri uygulanan yük, test mesafesi ve aşınma hacmine göre hesap edilmektedir. Bu bağlamda yapılan hesaplamalara göre elde edilen sonuçlar Çizelge 5.2’de ve Şekil 5.17’de verilmiştir. Bu sonuçların ayrıntılı olarak analizleri aşağıdaki paragraflarda her bir matris için ayrı ayrı yapılmıştır.

AA2024+TiB₂’ye ağırlıkça %0-0,25-0,5-1 oranlarında ayrı ayrı GNP takviye edildiğinde 20 N yük altındaki spesifik aşınma oranları sırasıyla 6,4–3,2–3,6–10,8 ($\times 10^5$) mm³’tür. AA2024+B₄C numunesinde ise yine aynı koşullar altındaki değerler sırasıyla 4 – 2,4 – 4 – 5,6 ($\times 10^5$) mm³’tür. Bu sonuçlar kendi içinde kıyaslandığında spesifik aşınma oranının AA2024+TiB₂ numunelerine GNP takviyesi ile maksimum %50 civarında iyileşmenin gözlemlendiği, AA2024+B₄C numunesinde ise yaklaşık %40 civarında iyileşmenin meydana geldiği gözlenmiştir. Maksimum iyileşmenin gözlemlendiği değerler TiB₂ ve B₄C bakımından değerlendirildiğinde B₄C’li numunelerin %25 daha iyi olduğu hesaplanmıştır. Aynı numuneler için 40 N ve 60 N yükleri altındaki sonuçlara göre AA2024+TiB₂’nin % 0,25 GNP ilavesi ile sırasıyla yaklaşık olarak %34 ve %18 iyileşmeler gözlenmiştir. Aynı yükler altında AA2024+B₄C’ye %0,25 GNP ilavesi ile sırasıyla yaklaşık olarak %7 ve %10 civarında iyileşme meydana geldiği görülmektedir. Bu sonuçlar kendi içinde kıyaslandığında AA2024+TiB₂ numunesine GNP ilavesiyle iyileşmelerin daha yüksek oranlarda meydana gelirken AA2024+B₄C numunesinde daha düşük oranlardameydana geldiği anlaşılmaktadır. Bu kıyaslama matrislerdeki TiB₂ ve B₄C takviyeleri arasında yapıldığında ise 40 N ve 60 N yükleri altındaki spesifik aşınma oranlarının genel olarak TiB₂’de daha iyi olduğu anlaşılmaktadır.

Al-Si+TiB₂ numunelerine ağırlıkça ayrı ayrı %0-0,25-0,5-1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında 20 N yük altındaki spesifik aşınma oranları sırasıyla 7,2–4–5,6 –6,4 ($\times 10^5$) mm³'tür. Aynı koşullar altında Al-Si+B₄C numunelerine aynı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında ise elde edilen sonuçlar 4–4–3,2–5,6 ($\times 10^5$) mm³ civarındadır. Bu verilere göre en iyi sonuçlar; Al-Si+TiB₂ numunelerine %0,25 GNP takviye edildiğinde yaklaşık %44 civarında, Al-Si+B₄C numunelerine ise %0,5 GNP takviye edildiğinde yaklaşık %20 civarında olduğu gözlenmiştir. Maksimum iyileşmenin gözlemlendiği değerler, matrislere takviye edilen TiB₂ ve B₄C bakımından değerlendirildiğine ise B₄C'li numunelerin %20 civarında daha iyi olduğu hesaplanmıştır. Aynı numuneler için 40 N ve 60 N yükleri altında yapılan testlerde ise Al-Si+TiB₂'nin maksimum %0,25 GNP takviyesi ile %30 ve %25 oranında iyileştiği, Al-Si+ B₄C'nin ise yaklaşık %59 ve %52 oranlarında iyileştiği gözlenmiştir. Yine maksimum iyileşme sonuçlarına göre, TiB₂ takviyesinin B₄C'ye kıyasla 40 N yük altında yaklaşık %14 daha iyi olduğu, 60 N yük altında ise %11 daha kötü olduğu hesaplanmıştır.

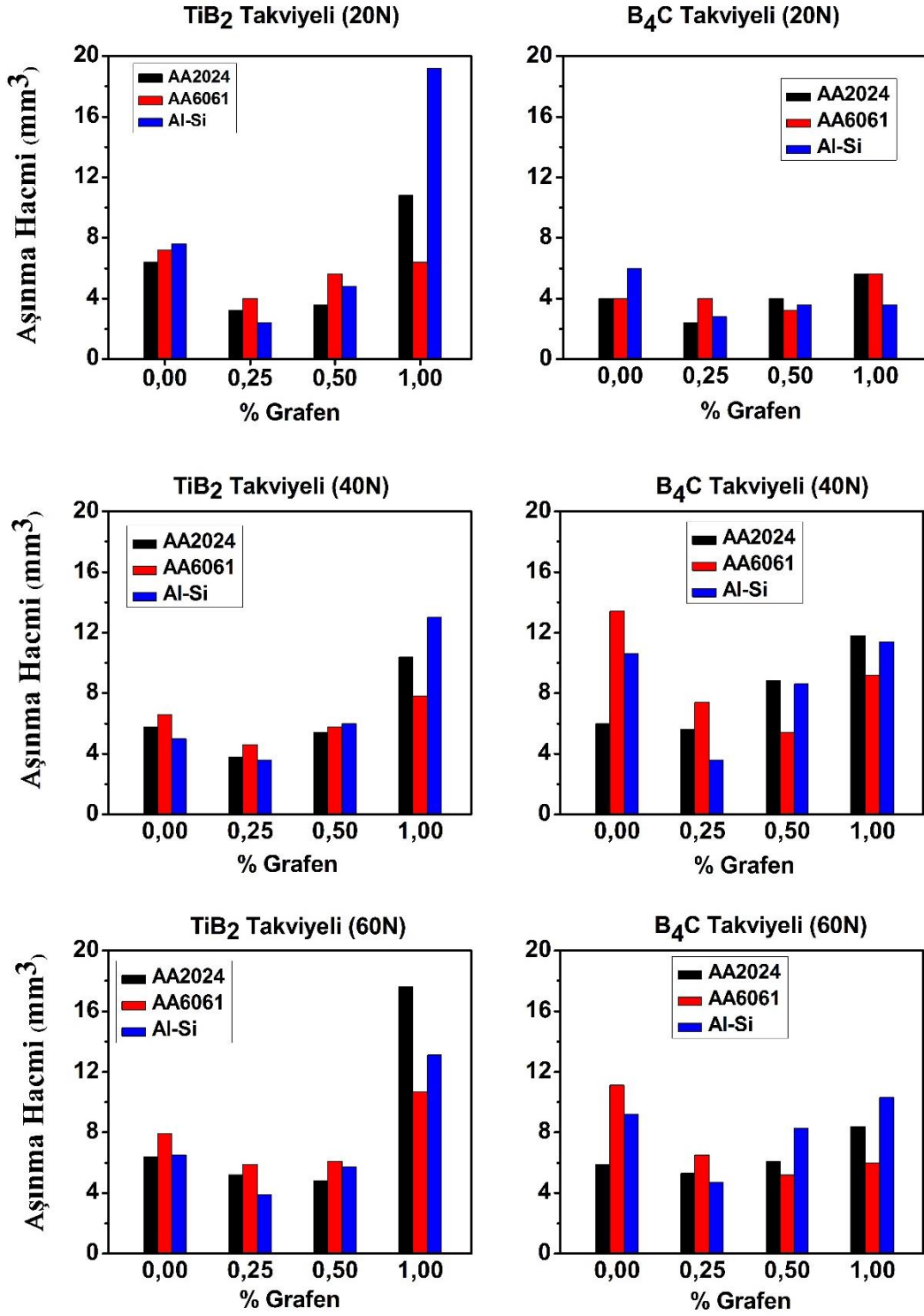
AA6061+TiB₂ numunelerine %0-0,25-0,5-1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında 20 N yük altındaki spesifik aşınma oranları sırasıyla 7,6–2,4–4,8–19,2 ($\times 10^5$) mm³'tür. AA6061+B₄C numunelerine aynı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında ise aşınma sonuçları 6–2,8–3,6–10,7 ($\times 10^5$) mm³ civarında olduğu gözlenmiştir. AA6061+TiB₂ numunelerinde maksimum iyileşme %0,25 GNP takviyesi ile %68 olarak meydana gelirken, AA6061+B₄C numunelerinde ise aynı oranda GNP ilavesi ile %53 oranında olduğu gözlenmiştir. Grafen nano partikülleri TiB₂'ye takviye edildiğinde B₄C'ye kıyasla nispeten daha çok iyileşme meydana getirmiştir. Ancak en iyi sonuca göre değerlendirme yapıldığında (%0,25 GNP) B₄C'nin daha iyi olduğu gözlenmiştir. Aynı testler 40 N ve 60 N yükleri altında yapıldığında ise AA6061+TiB₂'nin %0,25 GNP takviyesi ile spesifik aşınma oranının sırasıyla %28 ve %40 oranında iyileştiği, AA6061+B₄C'nin ise yaklaşık %66 ve %48 oranlarında iyileştiği hesaplanmıştır. TiB₂ ve B₄C'ye GNP ilavesi ile ulaşılan en iyi aşınma sonuçları birbiriyle kıyaslandığında, 40 N yük altında benzer sonuçların elde edildiği, 60 N yük altında ise TiB₂'nin B₄C'den nispeten daha iyi olduğu anlaşılmaktadır.

Çizelge 5.2. Tribolojik deney sonuçları.

Kompozisyon	Numune	Spesifik Aşınma Oranı (mm ³ /Nm)		
		20N yük	40N yük	60N yük
AA2024 TiB ₂ GNP	S1	6,4	5,8	6,4
	S2	3,2	3,8	5,2
	S3	3,6	5,4	4,8
	S4	10,8	10,4	17,6
AA2024 B ₄ C GNP	S5	4	6	5,9
	S6	2,4	5,6	5,3
	S7	4	8,8	6,1
	S8	5,6	11,8	8,4
Al-Si TiB ₂ GNP	S9	7,2	6,6	7,9
	S10	4	4,6	5,9
	S11	5,6	5,8	6,1
	S12	6,4	7,8	10,7
Al-Si B ₄ C GNP	S13	4	13,4	11,1
	S14	4	7,4	6,5
	S15	3,2	5,4	5,2
	S16	5,6	9,2	6,0
AA6061 TiB ₂ GNP	S17	7,6	5	6,5
	S18	2,4	3,6	3,9
	S19	4,8	6	5,7
	S20	19,2	13	13,1
AA6061 B ₄ C GNP	S21	6	10,6	9,2
	S22	2,8	3,9	4,7
	S23	3,6	8,6	8,3
	S24	10,7	11,4	10,3
KATKISIZ ALAŞIMLAR	AA2024	167,6	111,2	86,1
	AA6061	80	61,6	54,0
	Al-Si	76	46,4	40,9

Kompozit malzemelerin aşınma dayanımlarını etkileyen en önemli faktörlerin; takviye ve matrisin arayüzey etkileşimi, buna bağlı olarak meydana gelen poroziteler, takviye ve matrisin sertlik değerleri, yağlayıcı kullanımları, uygulanan yük ve karşı malzemenin özelliği olarak ifade edilmiştir [108–110]. Bizim çalışmamızda ise elde edilen sonuçların sebeplerini açıklamak için öncelikle kompozitleri oluşturan bileşenlerin mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Kullanılan matrislerin saf haldeki sertlik değerlerine göre büyükten küçüğe doğru sıralaması AA2024 > AA6061 > Al-Si şeklindedir. Takviyeler arasındaki sertlik kıyaslaması ise aynı çizelgede B₄C > TiB₂

olarak verilmiştir. Öte yandan kompozitlerde oluşan pozoziteler çoğunlukla takviyelerin topaklaşması ve buna bağlı olarak meydana gelen düşük arayüze bağlanmalarından dolayı olduğu daha önceki paragraflarda ifade edilmiştir. Ayrıca partikül boyutu küçük olmasından dolayı en yüksek porozite değerleri TiB_2 takvileli kompozitlerde elde edildiği de belirtilmiştir. Buna bağlı olarak en yüksek aşınma oranları da bu kompozitlerde gözlenmiştir. Takviyelerin sertlik değerleri de aşınma direncini etkileyen önemli faktörlerden birisi olduğu için TiB_2 'nin B_4C 'ye kıyasla daha düşük sertliğe sahip olması 20 N yük altındaki sonuçları doğrular niteliktedir. Ancak Matris bakımından sertliği en yüksek alaşım AA2024 olmasına karşın akıcılığı en yüksek olan ise AA6061 alaşımıdır. Sertlik bakımından üstün olanın aşınma direnci yüksek, akıcılığı düşük olanın ise aşınma direnci düşük olması tutarlı bir davranıştır. Ancak TiB_2 takviyeli kompozitlerin B_4C takviyeli olanlara kıyasla daha yüksek porozite içermesine rağmen 40 ve 60 N yükleri altında daha az aşınmaları da beklenmedik bir durumdur. Bu bağlamda aynı takviyelerle yapılan bir çalışmada TiB_2 takviyesinin B_4C 'ye kıyasla daha çok yağlayıcı özelliğe sahip olduğu ve kompozitlerin sürtünme katsayısını daha çok düşürdüğü sonucuna varılmıştır [111]. Bu yüzden de aşınma dayanımı daha sert olan partikül takviyesi ile yüksek yüklerde daha çok aşınma meydana geldiği düşünülmektedir. matrisler arasında akıcılık bakımından silisyumlu olanın üstün olması daha düşük poroziteli kompozitlerin meydana gelmesini sağlamıştır. Bu durum ise aşınma dayanımı bakımından matrislerin sertliğine kıyasla daha önemli bir etken haline gelmiştir. Yağlayıcı bakımından grafenin önemli bir katkı yaparak neredeyse tüm kompozitler arasında önemli bir iyileşme sağlamıştır.



Şekil 5.17. Tüm kompozitlerin farklı yükler altındaki spesifik aşınma oranları.

5.6. TERMAL İLETKENLİK DENEYİ SONUÇLARI

Kompozitlerin termal iletkenlik katsayıları bu başlık altında incelenmiştir. Her bir kompozit için termal iletkenlik katsayısı değerleri karakterizasyon başlığı altında verilen formülüne göre hesaplanmıştır. Bu formüldeki parametreler; kompozitlerin yoğunluğu, ısı yayılımı ve özgül ısı değerleridir. Bu değerlerin birbiri ile çarpımı sonucunda spesifik bir özellik olan termal iletkenlik katsayısı değerleri bulunmaktadır. Bu bağlamda her bir kompozitin yoğunluk değerleri deneysel olarak Archimed yasasına göre bulunarak ilgili başlık altında ayrıntılı olarak tartışılmıştır. Isı yayılımı ve özgül ısı değerleri ise lazer flaş yöntemiyle tespit edilmiştir. Bu ölçümler sonucunda elde edilen değerler Çizelge 5.3'te ve Şekil 5.18'de ayrıntılı olarak verilmiştir. Bu sonuçlara göre her bir kompozitin gruplar halinde değerlendirilmesi aşağıdaki gibi yapılmıştır.

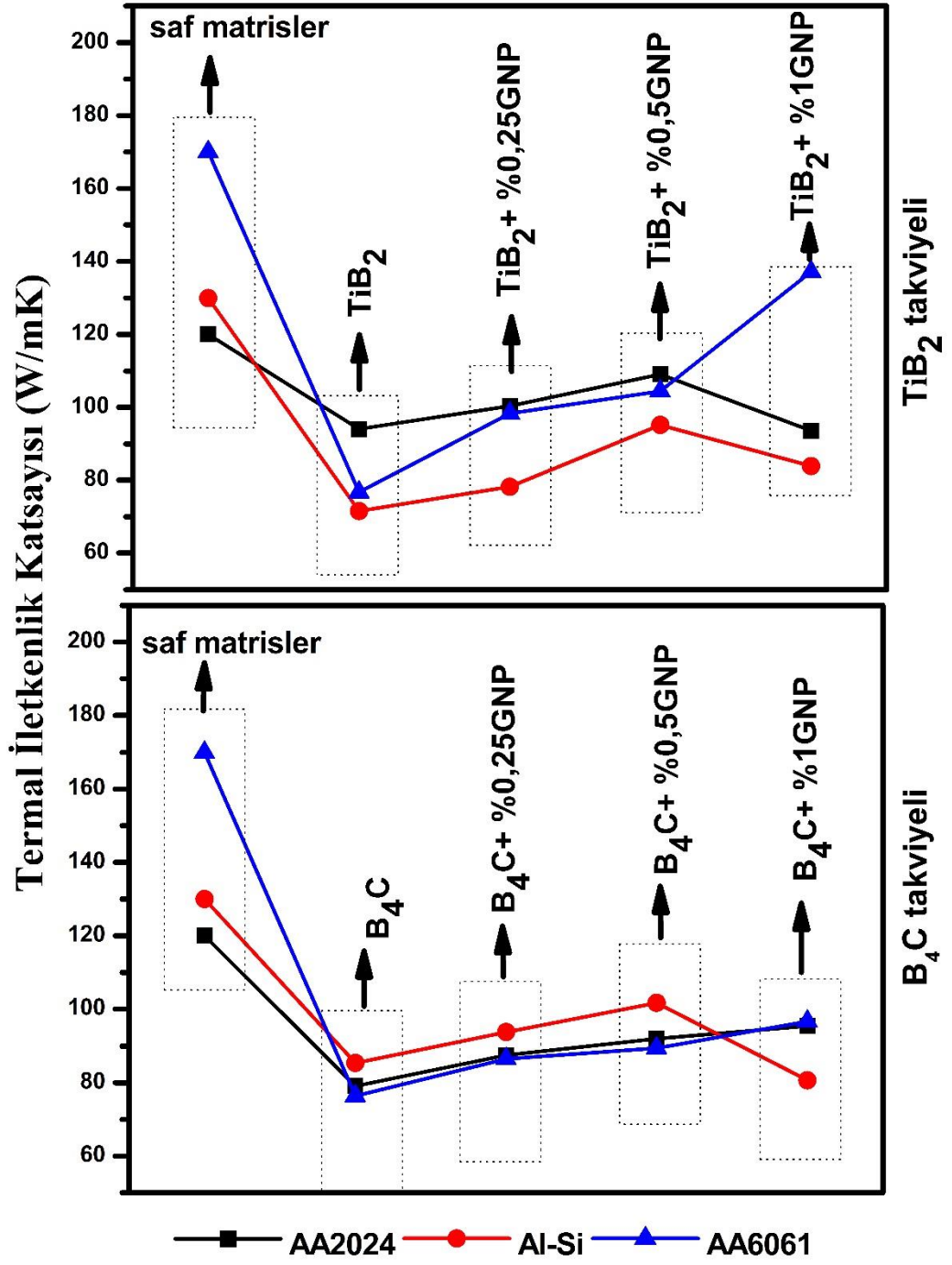
AA2024+TiB₂ kompozitlerine ağırlıkça ayrı ayrı %0-0,25-0,5-1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında elde edilen termal iletkenlik katsayısı değerleri sırasıyla 94–100–109–93 W/mK olarak tespit edilmiştir. Aynı koşullar altında AA2024+B₄C numunelerine aynı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında ise elde edilen bu değerler yaklaşık olarak 79–87–91–95 W/mK civarındadır. AA2024+TiB₂ numuneleri kendi içinde değerlendirildiğinde maksimum termal iletkenlik değeri %0,5 GNP takviyesi ile elde edilmiştir. Bu değer, GNP takviyesi yapılmayan sonuca kıyasla %15 artış gösterdiği hesaplanmıştır. AA2024+B₄C numunelerinde de TiB₂'de olduğu gibi en yüksek artış %1 GNP takviyesi ile %20 civarında olmuştur. Bu sonuçlara göre AA2024 alaşımına GNP takviyesi yapılmadan TiB₂ ve B₄C takviyesi yapıldığında elde edilen termal iletkenlik değerlerinin oldukça farklı olduğu anlaşılmaktadır. Bu farklılığa göre alaşıma TiB₂ takviye yapıldığında B₄C'ye kıyasla yaklaşık %18 civarında daha yüksek termal iletkenlik değerine sahip olduğu hesaplanmıştır. Her ikisine de ayrı ayrı %0,25 oranında GNP takviyesi yapıldığında ise aralarındaki bu fark yaklaşık %14'tür. Sonuç olarak bu alaşıma yapılan takviyeler ile elde edilen maksimum termal iletkenlik değeri AA2024-TiB₂ + %0,25 GNP kompozisyonunda olduğu gözlenmiştir.

Al-Si+TiB₂ kompozitlerine %0-0,25-0,5-1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında elde edilen termal iletkenlik değerlerinin sırasıyla 71–78–95–83 W/mK olduğu gözlenmiştir. Al-Si+B₄C numunelerine aynı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında ise gözlenen termal iletkenlik değerleri yaklaşık olarak 85–93–101–80 W/mK civarındadır. Bu sonuçlara göre Al-Si+TiB₂ kompozitlerine grafen takviyesi ile elde edilen maksimum artış yaklaşık %33 civarında olmuştur. Al-Si+B₄C kompozitlerine GNP takviyesi ile elde edilen maksimum artış ise %18 olmuştur. Bu artışlar her iki mikro partikül takviyesi türünde de %0,5 GNP ilavesi ile elde edilmiştir. Bu numunelerin GNP takviye edilmemiş termal iletkenlik değerleri birbiri ile kıyaslandığında B₄C’li olanın TiB₂’li olana kıyasla %19 daha yüksek olduğu hesaplanmıştır. GNP takviyesi ile elde edilen maksimum değerler birbirleri ile kıyaslandığında ise bu fark yaklaşık %6’ya düşmüştür. Sonuç olarak bu alışıma yapılan takviyeler ile elde edilen maksimum termal iletkenlik değeri Al-Si+B₄C + %0,5 GNP kompozisyonunda olduğu gözlenmiştir.

AA6061+TiB₂ kompozitlerine %0-0,25-0,5-1 oranlarında GNP takviyesi ile yapılan ölçümlerde elde edilen termal iletkenlik değerlerinin sırasıyla 76–98–104–137 W/mK olduğu tespit edilmiştir. Aynı koşullarda ve aynı oranlarda AA6061+B₄C numunelerine GNP takviyesi yapıldığında ise tespit edilen termal iletkenlik değerleri yaklaşık olarak 76–86–89–96 W/mK civarındadır. Bu değerlere göre AA6061+TiB₂ kompozitlerinde gözlenen maksimum artış yaklaşık %80 civarındadır. AA6061+B₄C kompozitlerinde gözlenen maksimum artış ise %26 civarında olmuştur. Bu artışlar her iki tür için de %1 GNP ilavesi ile elde edilmiştir. Bu kompozitlerin GNP takviyesi yapılmamış kompozisyonları birbiri ile kıyaslandığında B₄C’li olanın TiB₂’li olanla aynı değere sahip olduğu anlaşılmıştır. Bu numunelere GNP takviyesi yapıldığında elde edilen termal iletkenlik değerleri birbiri ile kıyaslandığında ise elde edilen fark %42 civarındadır. Elde edilen bu sonuçlara göre maksimum termal iletkenlik değeri AA6061+B₄C + %1 GNP kompozisyonu ile sağlandığı söylenebilir.

Çizelge 5.3. Termal iletkenlik katsayısı deney sonuçları.

Kompozisyon	Numune	Isı Yayınımı (cm ² /sn)	Özgül Isı (J/kg/K)	Termal İletkenlik Katsayısı (W/mK)
AA2024 TiB ₂ GNP	S1	0.2873	973.2115	94.0232
	S2	0,1271	2239,7932	100,3257
	S3	0.1855	1771,7472	109,084
	S4	0.2397	1226.2791	93.5962
AA2024 B ₄ C GNP	S5	0.2268	1363,2887	79,0577
	S6	0.2744	1171.7472	87,4903
	S7	0.258	1447.4362	91.9137
	S8	0.672	1455.6429	95.3923
Al-Si TiB ₂ GNP	S9	0,1931	1163,6509	71,5322
	S10	0,2048	1076,5302	78,2173
	S11	0,3452	973,3133	95,1401
	S12	0,1978	1217,8517	83,8566
Al-Si B ₄ C GNP	S13	0,0789	2141,3574	85.29
	S14	0,1337	2925,6570	93,80
	S15	0,1179	2122,1450	101,71
	S16	0,0666	2380,1372	80,68
AA6061 TiB ₂ GNP	S17	0,2838	749,2159	76,7127
	S18	0,2937	1081,3306	98,3566
	S19	0,2921	1039,403	104,4303
	S20	0,2858	1792,0992	137,1163
AA6061 B ₄ C GNP	S21	0,1705	1625,0936	76,3706
	S22	0,2179	1388,1964	86,5207
	S23	0,1744	1785,8717	89,389
	S24	0,489	1439,504	96,6407



Şekil 5.18. Matrislere yapılan takviyeler sonrası termal iletkenlik değerlerindeki değişimler.

5.7. TERMAL GENLEŞME DENEYİ SONUÇLARI

Kompozitlerin ısıya bağlı boyutsal değişimleri termal genleşme katsayısı (TGK) deneyleri ile tespit edilmiştir. Bu deney dilatometre tekniği ile kompozitleri 400 °C'ye kadar ısıtarak gerçekleştirilmiştir. Deneyler esnasında her bir kompozit için toplanan $\Delta L/L_0$ ve sıcaklık verileri ile grafikler çizilerek Şekil 5.19–5.20–5.21–5.22–5.23–5.24'da verilmiştir. Bu grafiklerdeki ΔL değeri kompozitlerin mm cinsinden uzama miktarını, L_0 ise ilk uzunluklarını vermektedir. Ayrıca her bir kompozit için 100 °C, 200 °C, 300 °C ve 400 °C'de tespit edilen TGK değerleri de Çizelge 5.4 verilmiştir. Bu sonuçlara göre elde edilen sonuçlar aşağıdaki paragraflarda ayrıntılı olarak incelenmiştir.

Literatür verilerine göre AA2024 alaşımının katkı yapılmamış saf halinin 250 °C'deki TGK değeri $24,7 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 'dir. Hacimce %50 oranında TiB₂ takviyesi yapıldığında 100 – 200 – 300 - 400 °C sıcaklıklarda TGK değerleri sırasıyla (11,97 - 14,04 – 15,82 – 17,07) $\times (10^{-6}/^{\circ}\text{C})$ olarak tespit edilmiştir. Elde edilen verilere göre bu kompozitlerin TGK değerinin saf alaşıma kıyasla %51 ila %31 oranında daha düşük olduğu gözlenmiştir. Öte yandan AA2024+TiB₂ kompozitlerine hacimce %0,25–0,5–1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında ise aynı sıcaklıklarda tespit edilen TGK değerleri sırasıyla maksimum %6,8–7,8–7,7 oranlarında düşüş göstermiştir. Bu düşüşler genellikle %0,25 GNP takviyesi ile elde edilmiştir. AA2024 matrisine B₄C takviyesi yapıldığında ise 100–200–300–400 °C sıcaklıklardaki TGK değerleri sırasıyla (9,35–11,27–13,02–14,22) $\times (10^{-6}/^{\circ}\text{C})$ olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre tespit edilen TGK değerlerinin saf matrise kıyasla %62 ila %42 oranında daha düşük olduğu gözlenmiştir. AA2024+B₄C kompozitlerine %0,25–0,5–1 oranlarında %0,25 GNP takviyesi yapıldığında ise aynı sıcaklıklarda sıcaklıklarda gözlenen TGK değerleri sırasıyla yaklaşık olarak % 2,7–3,2–1,5 civarında düşüş göstermiştir. Bu sonuçlara göre GNP takviyesiz TiB₂ ve B₄C takviyeli numunelerin TGK değerleri kıyaslandığında B₄C'li numunelerin daha iyi olduğu gözlenmiştir. GNP takviyesi yapıldığında ise TiB₂ üzerinde olumlu yönde etkili olurken, B₄C takviyelilerde nispeten olumsuz yönde etkili olduğu gözlenmiştir.

Al-Si alaşımının hiçbir takviye kullanılmamış saf halinin TGK değeri $20 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 'dir. Bu alaşıma hacimce %50 oranında TiB_2 takviyesi yapıldığında 100–200–300–400 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda gızlenen TGK değerlerinin sırasıyla (10,43–12,25–14,26–15,08) $\times (10^{-6}/^{\circ}\text{C})$ olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlar saf alaşımla kıyaslandığında TGK değerinin %47 ila %25 oranlarında azaldığı gızlenmiştir. Al-Si+ TiB_2 kompozitlerine hacimce %0,25–0,5–1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında ise 100–200–300–400 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda tespit edilen TGK değerlerinde sırasıyla maksimum % 2,2–4,6–4,3 oranlarında azalma gızlenmiştir. Bu azalmalar genellikle %0,25 ve %0,5 GNP takviyesi ile elde edilmiştir. Aynı alaşıma B_4C takviyesi yapıldığında ise 100–200–300–400 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklardaki TGK değerlerinin sırasıyla 9,35–11,27–13,02–14,22 $\times (10^{-6}/^{\circ}\text{C})$ olduğu gızlenmiştir. Bu verilere gızre saf alaşıma kıyasla kompozitlerin TGK değerlerinin artan sıcaklığa bağlı olarak %54 ila %34 oranında dıřtđęu hesaplanmıştır. Al-Si+ B_4C kompozitlerine %0,25–0,5–1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında ise 100–200–300–400 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda gızlenen TGK değerleri sırasıyla % 1,9–1,2– 1,2 oranlarında azalmıştır. Bu sonuçlara gızre Al-Si alaşımına sadece TiB_2 ve B_4C takviyeleri yapıldığında B_4C 'li kompozitlerin TGK değerlerinin TiB_2 'li olanlara kıyasla daha dışuk olduğu sızylenebilir. Aynı zamanda her iki takviye işin de ayrı ayrı GNP takviyesi yapıldığında ise TiB_2 'li olanların B_4C 'li olanlardan daha çok etkilendiği de sızylenebilir.

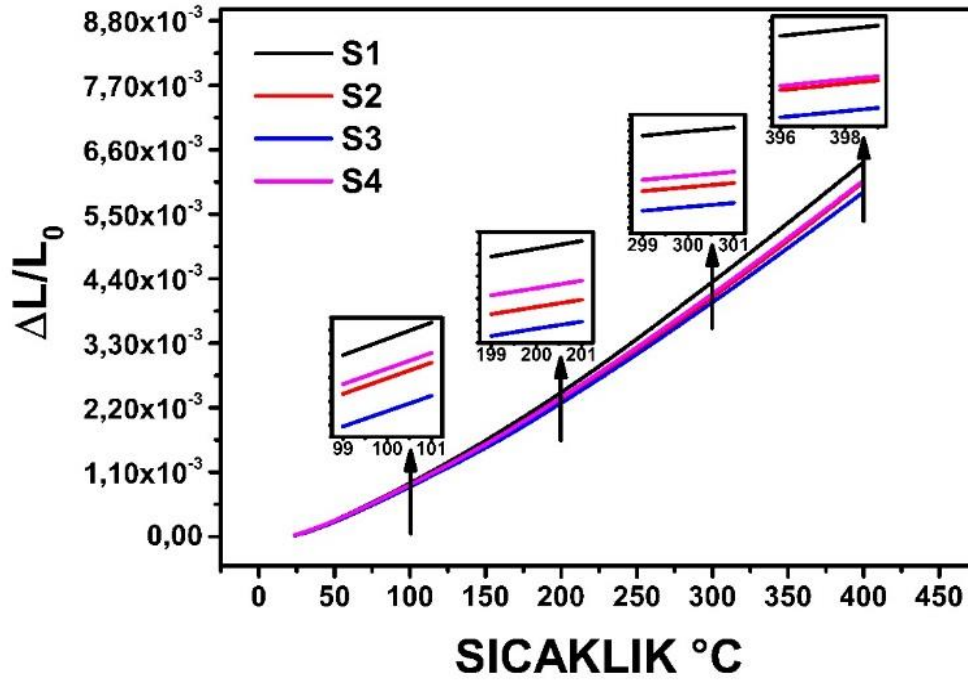
Saf AA6061 alaşımının takviyesiz olarak tespit edilen TGK değeri $23,2 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 'dir. Bu alaşıma hacimce %50 oranında TiB_2 takviyesi ile ızretilen kompozitlerin 100–200–300–400 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklardaki TGK değerleri sırasıyla 11,78 – 13,41 – 14,98 – 16,22 $\times (10^{-6}/^{\circ}\text{C})$ olduğu gızlenmiştir. Elde edilen verilere gızre bu kompozitlerin TGK değerlerinin saf alaşıma kıyasla %49 ila %30 oranlarında daha dışuk olduğu anlaşılmaktadır. AA6061+ TiB_2 kompozitlerine hacimce %0,25–0,5–1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında ise aynı sıcaklıklarda tespit edilen TGK değerleri sırasıyla maksimum % 5,1–8,2–9,8 oranlarında dışuş gızstermiştir. Bu azalmalar genellikle %1 oranında GNP takviyesi yapıldığında elde edilmiştir. AA6061 alaşımına B_4C takviyesi yapıldığında ise aynı sıcaklıklardaki TGK değerlerinin sırasıyla 10,46–11,87–13,39–14,69 $\times (10^{-6}/^{\circ}\text{C})$ olduğu gızlenmiştir. Bu tespitlere gızre saf AA6061 alaşımına kıyasla kompozitlerin TGK değerlerinin artan sıcaklığa bağlı olarak %54 ila %36

oranlarında azaldığı hesaplanmıştır. AA6061i+B₄C kompozitlerine %0,25–0,5–1 oranlarında GNP takviyesi yapıldığında ise aynı sıcaklıklarda gözlenen TGK değerlerinin sırasıyla maksimum % 10,2–8,1–10,3 oranlarında azaldığı tespit edilmiştir. Bu düşüşler genel olarak %1 GNP takviyeli kompozitlerde gözlenmiştir. Bu sonuçlara göre AA6061 alaşımına ayrı ayrı TiB₂ ve B₄C takviyeleri yapıldığında B₄C’li kompozitlerin TGK değerlerinin TiB₂’li olanlara kıyasla genel olarak daha düşük olduğu söylenebilir. Ayrıca TiB₂ ve B₄C’ye ek olarak farklı oranlarda GNP takviyesi yapıldığında ise B₄C’li olanların TiB₂’li olanlardan daha çok düşüş gösterdiği söylenebilir.

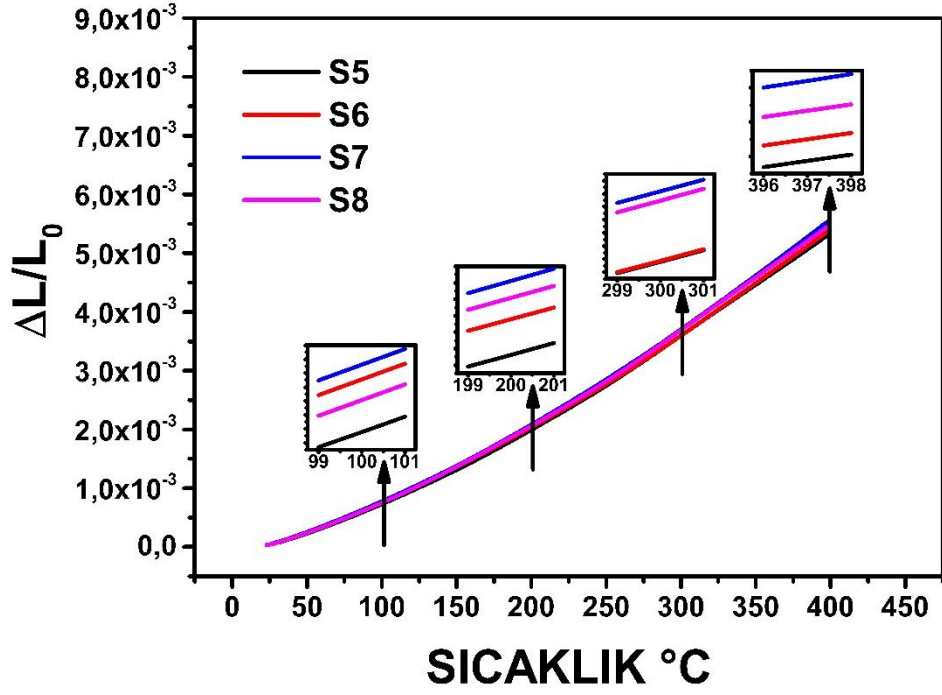
Kompozitlerin TGK değerlerini takviye elemanlarının dışında kullanılan matris alaşımları da etkilemektedir. Bu çalışmada AA2024, Al-Si ve AA6061 olmak üzere üç farklı matris kullanılmıştır. Matrislerin etkisini tespit etmek için aynı takviyelerin farklı matrislerdeki etkileri gözlenmiştir. Bu bağlamda ilk olarak her bir matrise hacimce %50 oranında TiB₂ takviyesi yapıldığında AA2024, Al-Si ve AA6061 matrislerinin 100 °C’deki TGK değerleri sırasıyla %51,5–47,9–49,2 oranında düştüğü gözlenmiştir. Bu düşüşün sıcaklık arttıkça daha az olduğu gözlenmiştir. AA2024 matrisi için 200–300–400 °C sıcaklıklardaki düşüş değerleri sırasıyla %43–%36–%30 olarak tespit edilmiştir. Aynı sıcaklıklarda Al-Si ve AA6061 matrislerindeki düşüşler ise sırasıyla (%39–%29–%25) ve (%42–%35–%30) olarak tespit edilmiştir. Bu verilere göre TGK değerinde yüzde olarak en çok azalışın AA2024 matrisinde, en az azalışın ise Al-Si matrisinde olduğu gözlenmiştir. Bu matris ve TiB₂ takviyesine ayrıca farklı oranlarda GNP takviyesi de yapıldığında, TGK değerlerinin sıcaklığa ve GNP miktarına bağlı olarak ekstra düşüşler gözlenmiştir. AA2024+TiB₂ kompozitinde %6,8 ila %7,8 oranlarında azalma, Al-Si+TiB₂ kompozitinde %2,2 ila %4,6 oranında azalma ve AA6061+TiB₂ kompozitinde ise %5,1 ila %9,8 oranlarında azalmalar gözlenmiştir. Tablo x’te ayrıntılı olarak verilen bu sonuçlar göre en çok düşüşlerin %0,25 ila %0,5 GNP takviyesi ile 100 °C sıcaklıkta gerçekleştiği söylenebilir.

Aynı matrisler için hacimce %50 oranında B₄C takviyesi yapıldığında ise 100 °C’deki TGK değerlerinin sırasıyla %62–48–55 oranlarında düştüğü gözlenmiştir. Ancak bu düşüşün miktarının sıcaklık arttıkça daha az olduğu tespit edilmiştir. AA2024 matrisi için 200–300–400 °C sıcaklıklardaki düşüş sırasıyla %54–%47–%42 olarak tespit

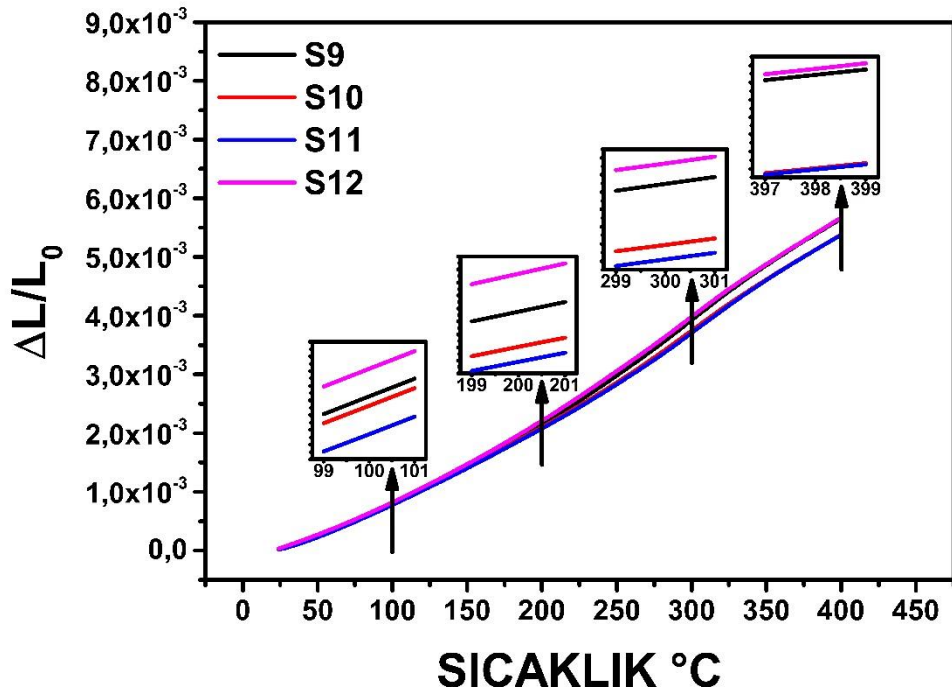
edilmiştir. Aynı sıcaklıklarda Al-Si ve AA6061 matrislerindeki düşüşler ise sırasıyla (%40–%39–%33) ve (%48–%42–%36) olarak tespit edilmiştir. Bu verilere göre göre TGK değerlerinde yüzde olarak tespit edilen en çok azalışın AA2024 matrisinde, en az azalışın ise Al-Si matrisinde olduğu gözlenmiştir. Bu durum TiB_2 takviyesi ile benzer olsa da elde edilen sonuçlara göre B_4C takviyeli matrislerin TGK değerlerinin TiB_2 'li olanlardan daha düşük olduğu gözlenmektedir. Bunların dışında B_4C takviyeli bu matrislere farklı oranlarda GNP takviyesi de yapılmış ve elde edilen TGK değerleri tablo x'te ayrıntılı olarak verilmiştir. Bu sonuçlara göre AA2024+ B_4C kompozitinin TGK değerlerinde %1,5 ila %3,2 oranında artış gözlenmiştir. Al-Si+ B_4C kompozitinde %1,2 ila %1,9 oranlarında azalış gözlenirken, AA6061+ B_4C matrislerinde %8,1 ila %10,3 oranlarında azalış gözlenmiştir. Burada gözlenen en çok azalışlar 100 °C sıcaklıkta ve genel olarak %0,25 ila %0,5 GNP takviyelerinde gözlenmiştir.



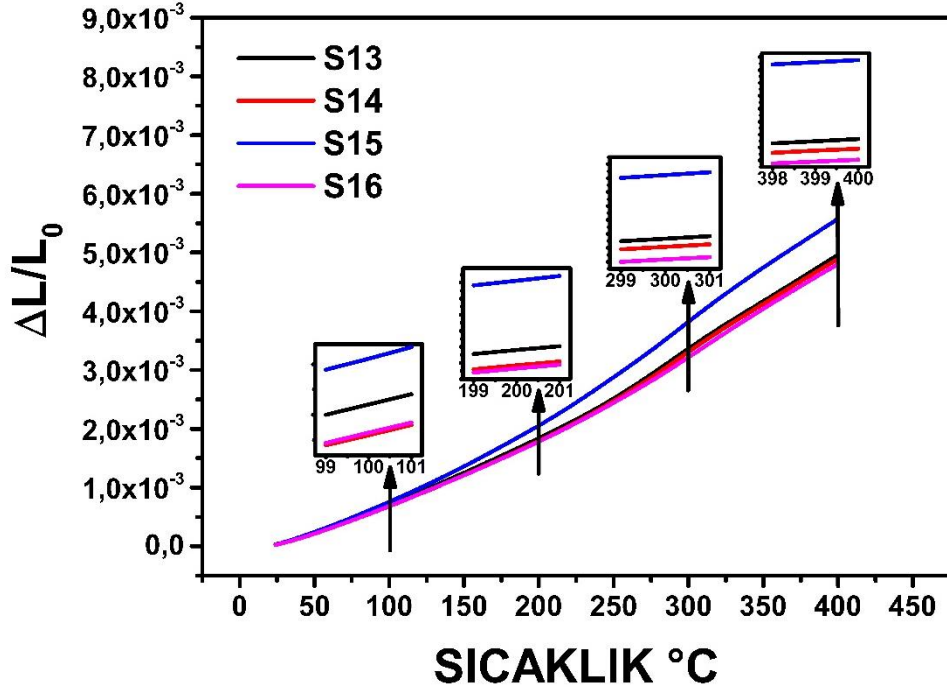
Şekil 5.19. AA2024 matrisli TiB_2 + GNP takviyeli kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.



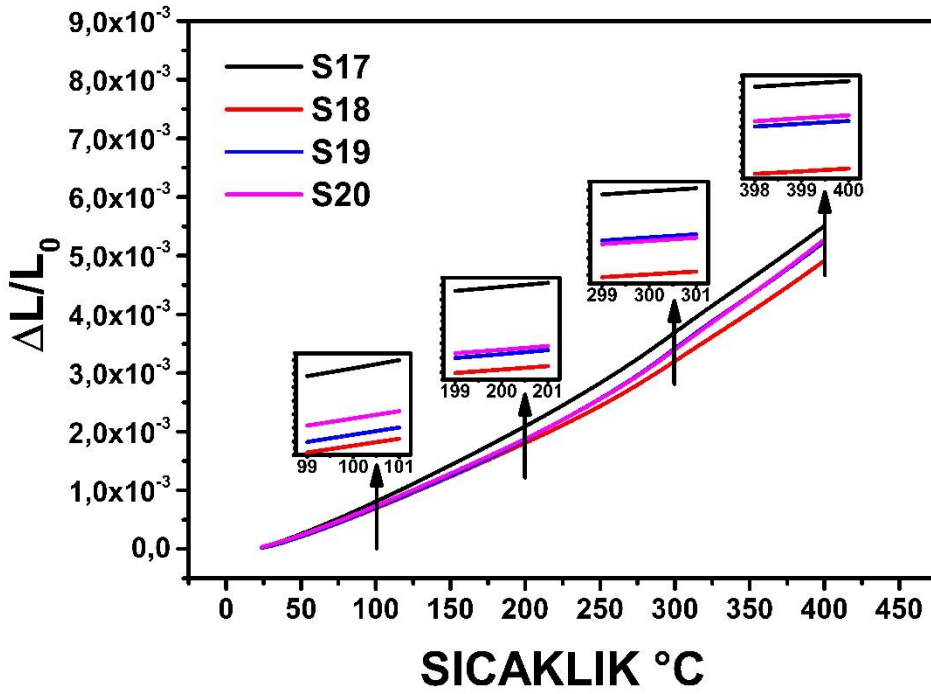
Şekil 5.20. AA2024 matrisli B₄C + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.



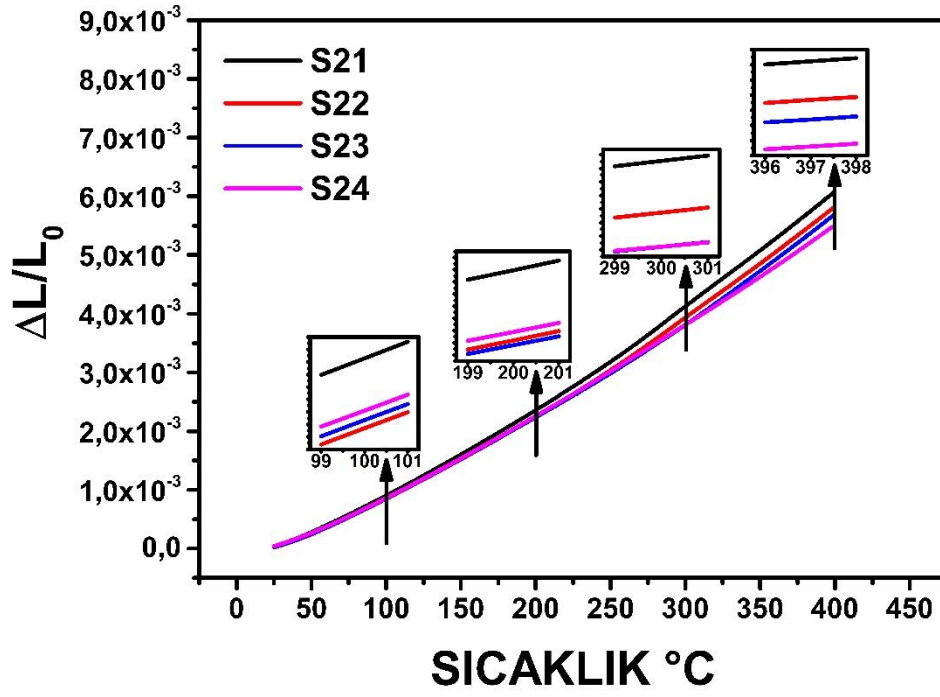
Şekil 5.21. Al-Si matrisli TiB₂ + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.



Şekil 5.22. Al-Si matrisli B₄C + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.



Şekil 5.23. AA6061 matrisli TiB₂ + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.



Şekil 5.24. AA6061 matrisli B₄C + GNP takviyel kompozitlerin sıcaklığa karşı uzama grafikleri.

Çizelge 5.4. Termal genleşme katsayısı deney sonuçları.

Kompozisyon	Numune	Termal Genleşme Katsayısı ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)				
		100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	Ortalama
AA2024 TiB ₂ GNP	S1	11.9714	14.0444	15.8220	17.0762	13,9
	S2	11.3782	13.2063	14.8166	16.1181	13,1
	S3	11.3264	13.0971	14.6086	15.7552	13,0
	S4	11.6137	13.5230	15.0619	16.2246	13,4
AA2024 B ₄ C GNP	S5	9.3516	11.2706	13.0237	14.2204	11,2
	S6	9.9781	12.1494	14.1086	15.3309	12,1
	S7	9.6926	11.5824	13.4459	14.9907	11,7
	S8	9.8997	12.1030	14.0068	15.4061	12,0
Al-Si TiB ₂ GNP	S9	10.4387	12.2523	14.2663	15.0824	12,4
	S10	10.5380	12.0258	13.6858	14.3930	12,0
	S11	10.4646	11.9861	13.6091	14.4286	12,0
	S12	10.4534	12.4700	14.3941	15.0752	12,5
Al-Si B ₄ C GNP	S13	9.1292	10.4072	12.2020	13.2261	10,6
	S14	8.8513	10.2029	12.0532	13.0663	10,5
	S15	9.7810	11.6782	13.8934	14.8820	11,9
	S16	8.9229	10.1619	11.7262	12.8451	10,3
AA6061 B ₄ C GNP	S17	10.4670	11.8778	13.3999	14.6951	12,0
	S18	9.1590	10.3410	11.6924	13.1713	10,4
	S19	9.4034	10.6676	12.5114	14.0506	10,9
	S20	9.3968	10.5961	12.3161	14.0658	10,9
AA6061 TiB ₂ GNP	S21	11.7798	13.4141	14.9875	16.2248	13,4
	S22	11.4250	12.9506	14.4490	15.6601	12,9
	S23	11.4035	12.8381	13.9273	15.2716	12,7
	S24	11.0058	12.7273	13.7592	14.6334	12,5

BÖLÜM 6

TEORİK SONUÇLAR

6.1. MEKANİK DAYANIM İÇİN TEORİK HESAPLAR

Malzemelerin mekanik özelliklerinin önceden teorik olarak bilinmesi maliyet ve performans bakımından önemli bir avantaj sağlamaktadır. Ancak kompozit malzemeler kompleks bir yapıda oldukları için teorik olarak mekanik dayanımlarının önceden hesap edilmesi pek çok parametreye bağlıdır. Şimdiye kadar yapılmış olan bilimsel çalışmalarda bu amaca yönelik pek çok model geliştirilmiştir. Bu modeller mekanik dayanıma katkı sağlayan ana ve yardımcı unsurlardan oluşmaktadır. Ana unsur olarak belirtilen parametre, mukavemet artışına en çok katkıyı yapan yük aktarım mekanizması olarak tanımlanmıştır. Yardımcı unsurlar ise mukavemet artışına dolaylı yoldan katkı yapan parametrelerdir. Bu parametreler genel olarak Orowan Looping mekanizması, termal uyumsuzluk ve geometrik deformasyon gradyanı olarak tanımlanmaktadır. Her bir unsurun katkı mekanizması ve modeli aşağıda ayrıntılı olarak verilmiştir.

Yük Aktarım Mekanizması

Kompozit malzemelerdeki takviye partiküllerinin boyutunun ve miktarının mukavemet üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Bu etkinin analitik hesaplaması için, matrise kıyasla sert, nispeten deforme olmayan takviyelerin yumuşak olan matristen daha fazla yük taşıyabileceği temelinde yük transfer modelleri geliştirilmiştir. Bu bağlamda kullanılan modifiye edilmiş kayma gecikmesi (MSL) teorisi eşitlik 6.1'de verilmiştir.

$$\sigma_{c_y} = \sigma_{m_y} \left[v_r \frac{s+2}{2} + v_m \right] \quad (6.1)$$

Burada σ_{Cy} ve σ_{My} , sırasıyla kompozitlerin ve matrisin ($\sigma_{My} = 185$ MPa) akma dayanımıdır, v_r ve v_m sırasıyla takviye ve matrisin hacimsel fraksiyonunu temsil etmektedir. Bu hesaplamalar için kullanılan hacimsel fraksiyon değerleri Çizelge 4.2'de verilmiştir. Grafen ve bor karbürün en boy oranı (S) değerleri mikroyapı görüntülerinden belirtilmiştir ($S_{GNPs} = 2,2$, $S_{TiB2} = 1,85$ ve $S_{B4C} = 1,7$).

Orowan Looping Mekanizması

Takviye olarak kullanılan partiküller, matristedeki dislokasyonların ilerlemesini engelleyerek kompozitlerin mukavemetinin artmasına neden olduğu bilinmektedir. Bu bağlamda mukavemetteki bu artışın miktarı, eşitlik 6.2'deki formüle göre Orowane Ashby tarafından hesaplanmıştır.

$$\Delta\sigma_{or} = \frac{2Gb}{0.6d(\frac{2\pi}{V_p})^{1/2}} \quad (6.2)$$

Buradaki b , Burger vektörü, G matrisin kayma modülü, d ortalama parçacık boyutudur. Bu formülde kullanılan tüm parametreler Tablo 4'te verilmektedir. Saf matrisin kayma gerilimi, elastiklik modülü ve Poisson oranı gibi mekanik özellikleri literatür incelemesinde bulunmuştur. Bu bilgiler ışığında yapılan tüm hesaplama sonuçları Çizelge 6.3'te verilmiştir.

Termal Uyumsuzluk

Takviye partiküller ve matris arasındaki termal genişleme katsayısının farklı olması, matristedeki dislokasyon yoğunluğunda bir artışa neden olmaktadır. Düzensiz atomik dizilim olarak bu dislokasyonların, çoğunlukla üretim sıcaklığından oda sıcaklığına geçiş esnasında ortaya çıktıkları düşünülmektedir. Al matrisindeki dislokasyon yoğunluğu, Arsenault ve Shi tarafından eşitlik 6.3'de önerilen teorik model ile hesaplanmaktadır.

$$\rho_{CTE} = \frac{4\Delta\alpha\Delta TV_r}{bd_p(1-V_r)} \left(\frac{1}{t_1} + \frac{1}{t_2} + \frac{1}{t_3} \right) \quad (6.3)$$

Burada $\Delta\alpha$ = matris ve takviyeler arasındaki termal genleşme katsayısı farkı ve ΔT = üretim sıcaklığı ile oda sıcaklığı arasındaki fark. b = matrisin Burger vektörü ($b = 0.283\text{nm}$) ve t_1 , t_2 ve t_3 değerleri sırasıyla partikülün uzunluğu, genişliği ve kalınlığıdır. Grafen nanopartikülleri için alınan SEM görüntüleri yardımıyla bu bu değerler $t_1 = 3.6$ um, $t_2 = 1.63$ um ve $t_3 = 20$ nm olara hesaplanmıştır. Yine SEM görüntüleri yardımıyla Bor karbür için $t_1 = t_2 = t_3 = 43$ um ve titanyum diborür için olarak $t_1 = t_2 = t_3 = 35$ um olarak hesaplanmıştır. Matrislerde meydana gelen dislokasyon yoğunlukları (ρ_{CTE}) GNP, TiB_2 ve B_4C için ayrı ayrı belirlenmiştir. Buradan elde edilen sonuçların kompozitlerin mukavemeti üzerindeki etkisi eşitlik 6.4'te verilen Taylor ilişkisine göre hesaplanmıştır.

$$\Delta\sigma_{CTE} = kG_m b \sqrt{\rho_{CTE}} \quad (6.4)$$

burada k değeri bir sabit olup 1,25'e eşittir. G_m matrisin kayma modülüdür. Matristeki her takviyenin meydana getirdiği dislokasyon yoğunluğu farklıdır. Bu nedenle hesaplamalar tüm takviyeler ve metrisler için ayrı ayrı olarak elde edilen sonuçlar Çizelge 6.4'te verilmiştir.

Geometrik Deformasyon Gradyanı

Takviye partikülleri ile matris arasında meydana gelen bir başka mekanizma da deformasyonların neden olduğu homojen olmayan bir kayma gerilimi gradyanı vardır [36]. Bu mekanizmada, ortaya çıkan dislokasyonlar matriste bir deformasyon gradyanı olarak yerleştirilir ve deformasyonun matris ve parçacık arasındaki uyumluluğunu sağlar [37]. Ashby tarafından önerilen bu teoriye göre, malzemenin akma dayanımı matematiksel olarak eşitlik 6.5'te ifade edilmektedir:

$$\Delta\sigma_{geo} = \frac{2G(1-\nu)V_p\varepsilon}{(1-2\nu)} \quad (6.5)$$

Burada ε matrisin % uzama değeri, ν Poisson oranı ve G kayma modülüdür. Bu mekanizma için hesaplanan sonuçlar Çizelge 6.5'te verilmiştir.

Tüm bu katkıların matrislerin akma dayanımlarına toplam olarak bir etkisi vardır. Bu etkiyi tespit edebilmek için yaygın olarak bilinen Clyne yöntemi kullanılmıştır [32,

40-43]. Bu yöntemde matrisin mukavemetini arttırmak için hesaplanan mukavemet artırıcı mekanizmaların katkısı, eşitlik 6.6 ve 6.7 denklemlerinde yerine yazılarak nihai sonuca ulaşılmaktadır.

$$\sigma_c = \sigma_{m0} + \Delta\sigma \quad (6.6)$$

$$\Delta\sigma = \sqrt{(\sigma_{C_y})^2 + (\Delta\sigma_{or})^2 + (\Delta\sigma_{grain})^2 + (\Delta\sigma_{CTE})^2 + (\Delta\sigma_{geo})^2} \quad (6.7)$$

Burada σ_c = kompozitlerin akma dayanımı, σ_{m0} = saf matrisin akma dayanımı ve $\Delta\sigma$ = bu mekanizmaların akma dayanımına toplam katkısıdır. Her bir matris için kullanılan takviyelerin mukavemete olan katkıları ayrı ayrı eşitlik 6.6'da verilen formüle göre hesaplanmış ve elde edilen sonuçlar Çizelge 6.2, 6.3, 6.4, ve 6.5'te verilmiştir. Daha sonra toplam akma dayanımına etkiyi hesaplamak için de eşitlik 6.6'daki formül kullanılmıştır. Tüm bu model ve formüllerde kullanılan veriler Çizelge 6.1'de verilmiştir. Ayrıca yapılan bu hesaplamalar sonucunda kompozitler için elde edilen akma dayanımı sonuçları Çizelge 6.6'da ayrıntılı olarak verilmiştir.

Elde edilen bu sonuçlara göre mukavemete en çok katkı yapan mekanizmaların yük aktarım mekanizması olduğu anlaşılmaktadır. Bu bağlamda TiB_2 ve B_4C takviyeleri sayesinde AA2024 matrisinin akma dayanımları teorik olarak 450 MPa (~%38) civarında, Al-Si matrisi 350 MPa (~%45) civarında ve AA6061 matrisi 400 MPa (~%44) civarında artış göstermiştir. Grafen nanopartikülleri sayesinde ise AA2024 matrisinin akma dayanımları teorik olarak 160 MPa (~%35) civarında, Al-Si matrisi 120 MPa (~%34) civarında ve AA6061 matrisi 140 MPa (~%35) civarında artış göstermiştir. Bu mekanizmanın teorisi incelendiğinde takviyelerin hacimsel miktarı ve boyutsal olarak en/boy oranları dikkate alınmaktadır [112,113]. Hacimce %50 civarında takviye edilen TiB_2 ve B_4C seramik partiküllerinin katkıları arasında önemli bir fark gözlenmemiştir. Ancak maksimum hacimce %1 katkı yapılan grafen nanoprtikülleri neredeyse seramiklerin üçte biri kadar katkıda bulunmuştur. Boyutsal olarak en/boy oranları; TiB_2 'nin 1,85, B_4C 'nin 1,7 ve grafen nanopartiküllerinin 2,2 olduğu Şekil 4.1'de verilen histogram grafiklerinde gösterilmiştir. Seramik partiküllerin en/boy oranını birbirine yakın olmasından dolayı önemli bir fark

gözenmezken, Grafen nanopartiküllerin daya yüksek en/boy oranından dolayı önemli bir katkı yaptığı söylenebilir.

Mukavemete ikinci önemli katkıda bulunan mekanizma ise geometrik deformasyon gradyanıdır. Bu mekanizma olarak genel olarak matrisin kayma modülü, Poisson oranı, % uzama miktarları ve takviye partiküllerin miktarları ile alakalıdır. Bu sonuçlarda ise neredeyse tüm matrisler için TiB_2 ve B_4C takviyeleri aynı miktarda ve 100 MPa civarında katkıda bulunmuştur. Grafen nanopartiküllerinin katkısı ise oldukça düşüktür. Benzer sonuçların elde edilmesi muhtemelen matrislerin kayma modüllerinin oldukça yakın değerlere sahip olmasından kaynaklıdır. Grafenin etkisi ise miktarca düşük olduğu için seramiklere kıyasla önemsiz kalmıştır.

Orowan ve termal uyumsuzluk mekanizmaları ise mukavemete teorik olarak oldukça düşük miktarda katkıda bulunmuştur. Bu mekanizmalar matris ile takviye arasındaki termal genleşme katsayısına ve partikül boyutuna bağlı olarak değişim göstermektedir. Matris ile takviyelerin termal genleşme katsayıları farklı olduğu için üretimler esnasında ulaşılan sıcaklıklardaki uzama miktarları da farklı olmaktadır. Bu farklılık soğuma esnasında matrisin atomik dizilimlerinde bozulmalara sebep olmaktadır. Bu bozulmalar ise dislokasyon olarak adlandırılmaktadır. Her iki mekanizmada takviye edilen partiküllerin matristeki dislokasyon yoğunluğunu arttırdığı bilinmektedir [35,37]. Oluşan bu dislokasyonların hareket kabiliyeti takviye partiküller sayesinde engellenemediği için bu mekanizmaların mukavemete olan katkıları oldukça düşüktür. Bu durum daha önce yapılmış olan çalışmalarda da benzer sonuçlar göstermiştir. Ancak bu dislokasyonların çoğunlukla deformasyon gradyanı sayesinde katkıya dönüştüğü düşünülmektedir.

Çizelge 6.1. Teorik hesaplamada kullanılan parametreler.

Parametreler	Değerler	Referanslar
Kayma modülü (G_{AA2024})	27 GPa	[114]
Kayma modülü (G_{Al-Si})	29 GPa	EN AC-48100
Kayma modülü (G_{AA6061})	26 GPa	[115]
Thermal Genleşme Katsayısı (c_{AA2024})	$24.7 \times 10^{-6}K^{-1}$	[116]
Thermal Genleşme Katsayısı (c_{Al-Si})	$20 \times 10^{-6}K^{-1}$	EN AC-48100
Thermal Genleşme Katsayısı (c_{AA6061})	$25.5 \times 10^{-6}K^{-1}$	[117]
Thermal İletkenlik Katsayısı (c_{AA2024})	121 W/mK	[116]
Thermal İletkenlik Katsayısı (c_{Al-Si})	130 W/mK	EN AC-48100
Thermal İletkenlik Katsayısı (c_{AA6061})	167 W/mK	[117]
Thermal Genleşme Katsayısı (c_{TiB2})	$20 \times 10^{-6}K^{-1}$	[118]
Thermal Genleşme Katsayısı (c_{B4C})	$5.7 \times 10^{-6}K^{-1}$	[39]
Thermal Genleşme Katsayısı (c_{GNP})	$1 \times 10^{-6}K^{-1}$	[9]
Poisson Oranı (ν_{Al})	0.33	EN AC-48100
Burgers Vektörü (b_{Al})	0.283 nm	[38]
Sabit (K_y)	0.1 MPa m ^{1/2}	[35]

Çizelge 6.2. Yük aktarım mekanizmasının katkısı.

Kompozisyon	Numune	Yük aktarım mekanizması (MPa)		
		GNP	TiB ₂	B ₄ C
AA2024 TiB ₂ GNP	S1		468	
	S2	161,68	466,46	
	S3	163,36	464,92	
	S4	166,72	461,84	
AA2024 B ₄ C GNP	S5			456
	S6	161,68		454,52
	S7	163,36		453,04
	S8	166,72		450,08
Al-Si TiB ₂ GNP	S9		351	
	S10	121,26	349,845	
	S11	122,52	348,69	
	S12	125,04	346,38	
Al-Si B ₄ C GNP	S13			342
	S14	121,26		340,89
	S15	122,52		339,78
	S16	125,04		337,56
AA6061 TiB ₂ GNP	S17		403,65	
	S18	139,449	402,32175	
	S19	140,898	400,9935	
	S20	143,796	398,337	
AA6061 B ₄ C GNP	S21			393,3
	S22	139,449		392,0235
	S23	140,898		390,747
	S24	143,796		388,194

Çizelge 6.3. Orowan Looping mekanizmasının katkısı.

Kompozisyon	Numune	Orowan Looping mekanizması (MPa)		
		GNP	TiB ₂	B ₄ C
AA2024 TiB ₂ GNP	S1		0,212941519	
	S2	0,146389826	0,212408498	
	S3	0,207026477	0,211874136	
	S4	0,292779652	0,210801349	
AA2024 B ₄ C GNP	S5			0,172721974
	S6	0,146389826		0,172289628
	S7	0,207026477		0,171856194
	S8	0,292779652		0,170986031
Al-Si TiB ₂ GNP	S9		0,220546573	
	S10	0,151618034	0,219994516	
	S11	0,21442028	0,21944107	
	S12	0,303236068	0,218329969	
Al-Si B ₄ C GNP	S13			0,178890616
	S14	0,151618034		0,178442829
	S15	0,21442028		0,177993915
	S16	0,303236068		0,177092674
AA6061 B ₄ C GNP	S17		0,197731411	
	S18	0,13593341	0,197236463	
	S19	0,192238871	0,19674027	
	S20	0,271866819	0,19574411	
AA6061 TiB ₂ GNP	S21			0,16038469
	S22	0,13593341		0,159983226
	S23	0,192238871		0,159580752
	S24	0,271866819		0,158772743

Çizelge 6.4. Termal uyumsuzluk mekanizmasının katkısı.

Kompozisyon	Numune	Termal uyumsuzluk mekanizması (MPa)		
		GNP	TiB ₂	B ₄ C
AA2024 TiB ₂ GNP	S1		0,2376864	
	S2	0,533316979	0,235321361	
	S3	1,069313943	0,232979739	
	S4	2,149429037	0,228365365	
AA2024 B ₄ C GNP	S5			0,264708042
	S6	0,617524923		0,262074131
	S7	1,238152987		0,259466298
	S8	2,488812569		0,254327334
Al-Si TiB ₂ GNP	S9		0,2461752	
	S10	0,552364014	0,243725696	
	S11	1,107503727	0,241300444	
	S12	2,22619436	0,236521271	
Al-Si B ₄ C GNP	S13			0,279389314
	S14	0,552364014		0,276609321
	S15	1,107503727		0,273856853
	S16	2,22619436		0,268432871
AA6061 B ₄ C GNP	S17		0,290775086	
	S18	0,599480364	0,287881801	
	S19	1,201973192	0,285017163	
	S20	2,416087526	0,279372141	
AA6061 TiB ₂ GNP	S21			0,320553257
	S22	0,599480364		0,317363672
	S23	1,201973192		0,314205668
	S24	2,416087526		0,307982541

Çizelge 6.5. Geometrik deformasyon gradyanının katkısı.

Kompozisyon	Numune	Geometrik deformasyon gradyanı (MPa)		
		GNP	TiB ₂	B ₄ C
AA2024 TiB ₂ GNP	S1		104,8352941	
	S2	0,524176471	104,3111176	
	S3	1,048352941	103,7869412	
	S4	2,096705882	102,7385882	
AA2024 B ₄ C GNP	S5			104,8352941
	S6	0,524176471		104,3111176
	S7	1,048352941		103,7869412
	S8	2,096705882		102,7385882
Al-Si TiB ₂ GNP	S9		108,5794118	
	S10	0,542897059	108,0365147	
	S11	1,085794118	107,4936176	
	S12	2,171588235	106,4078235	
Al-Si B ₄ C GNP	S13			108,5794118
	S14	0,602555556		108,0365147
	S15	1,205111111		107,4936176
	S16	2,410222222		106,4078235
AA6061 TiB ₂ GNP	S17		102,4705882	
	S18	0,512352941	101,9582353	
	S19	1,024705882	101,4458824	
	S20	2,049411765	100,4211765	
AA6061 B ₄ C GNP	S21			102,4705882
	S22	0,512352941		101,9582353
	S23	1,024705882		101,4458824
	S24	2,049411765		100,4211765

Çizelge 6.6. Teorik olarak hesaplanan akma dayanımı sonuçları.

Kompozisyon	Numune	Teorik Akma Dayanımı (MPa)
AA2024 TiB2 GNP	S1	799,5983119
	S2	959,6628008
	S3	959,7307577
	S4	959,8767694
AA2024 B4C GNP	S5	787,8958632
	S6	948,0181737
	S7	948,14455
	S8	948,4091581
Al-Si TiB2 GNP	S9	607,4106666
	S10	727,4094244
	S11	727,4131364
	S12	727,434984
Al-Si B4C GNP	S13	598,822517
	S14	718,86317
	S15	718,9093356
	S16	719,0176972
AA6061 TiB2 GNP	S17	692,45368
	S18	830,4915279
	S19	830,5338375
	S20	830,6314647
AA6061 B4C GNP	S21	682,4298709
	S22	820,5167631
	S23	820,6081225
	S24	820,8038651

6.2. TERMAL ÖZELLİKLER İÇİN TEORİK HESAPLAR

6.2.1. Termal İletkenlik Katsayısı

Malzemelerin ısı iletimleri fonon transferi ya da elektron hareketliliği sayesinde gerçekleşmektedir. Yapısında serbest elektron bulunduran metalik malzemelerde (iletken) ısı iletimine çoğunlukla elektron hareketleri katkıda bulunurken, elektron bulundurmayan seramik malzemelerde (dielektrik) ise çoğunlukla atomik kafes (fonon) titreşimleri katkıda bulunmaktadır. Yapılarında hem metalik hem de seramik bulunduran kompozit malzemelerde ise her ikisinin de belirli düzeyde katkısı olduğu belirtilmiştir [119–121]. Bu çalışmalarda iletken-dielektrik malzemelerin arayüzeylerinde elektronların elastik saçılma yapmasından dolayı çoğunlukla fonon transferinin etkin olduğu ifade edilmiştir. Bu bağlamda özellikle bu tür kompozitlerin termal iletkenliklerini teorik olarak tespit edebilmek için pek çok analitik model öne sürülmüştür. Literatür taraması kısmında ayrıntılı olarak verilen bu modellerde, matris ile partikül arayüzey etkileşimleri hesaba katılarak tasarlanmış oldukları ifade edilmiştir. Bu tez çalışması kapsamında üretilen kompozitlerin bileşenlerinin birbirleri ile temas ettikleri Al-B₄C, Al-TiB₂ ve Al-GNP gibi arayüzeyler içeren pek çok kombinasyon mevcuttur. Bu çalışmada üç farklı matris alaşımı, iki farklı mikro partikül ve bir farklı nano partikül kullanılmıştır. Takviye olarak kullanılan bu mikro partiküller üç boyutlu iken, nano partikül ise iki boyutludur. Bu farktan dolayı teorik hesap için farklı modeller kullanılması gerekmektedir. Kullanılacak olan modellerin seçimi şu şekilde yapılmıştır: ilk olarak kompozitleri grafen nano partikül takviyesiz ve grafen nano partikül takviyeli olmak üzere iki sınıfa ayrılmıştır. GNP takviyesi yapılmadan gerçekleştirilen üretimlerde dairesel olmayan şekilsiz TiB₂ ve B₄C partikülleri kullanılmıştır. Bu tür kompozitlerin termal iletkenliklerinin hesabı için Hasselman-Jhonson tarafından bir model öne sürülmüştür. Eşitlik 6.8’de verilen bu model, şimdiye kadar yapılan pek çok çalışmada denenmiş ve doğruluğu kabul görmüştür.

$$K_{mp} = \frac{K_m[2K_m + K_p^{eff} + 2(K_p^{eff} - K_m)X_p]}{2K_m + K_p^{eff} - (K_p^{eff} - K_m)X_p} \quad (6.8)$$

Buradaki K_{mp} kompozitlerin termal iletkenlik katsayısını (TİK), K_m , matrisin (TİK) değerini. X_p takviye olarak kullanılan partiküllerin hacimsel fraksiyonunu ve K_p^{eff} takviye partiküllerin etkili termal iletkenlik değerini ifade etmektedir. K_m değerleri Çizelge 6.1’de, X_p değerleri ise Çizelge 4.2’de verilmiştir. Bunların dışında belirtilen K_p^{eff} değeri ise eşitlik 6.9’de verilen formül ile hesaplanmaktadır.

$$K_p^{eff} = \frac{K_p}{1 + \frac{K_p}{ah_{mp}}} \quad (6.9)$$

Bu formüldeki K_p değeri takviye partiküllerin içsel termal iletkenliklerini, a değeri takviye partiküllerin ortalama boyutunu, h_{mp} değerleri ise takviyeler ile matris arasındaki bileşenlerin arayüzey termal iletkenlik değerlerini temsil etmektedir. Takviyelerin içsel termal iletkenlik değerleri tablo x’te, a değerleri ise şekil x’e gömülü olarak verilen histogram grafiklerinde verilmiştir. h_{mp} değerleri kompoziti oluşturan bileşenlerin arayüzey termal iletkenlik değerlerini ifade ettiği için ayrı bir formül kullanılması gerekmektedir. İletken ve dielektrik arayüzeyler arasında ısı iletimi çoğunlukla atomik titreşimler sayesinde gerçekleşmektedir. Bu gibi arayüzey iletimlerinin analitik olarak ifadesi için pek çok çalışmada eşitlik 6.10’da verilen akustik uyumsuzluk modeli (AMM) kullanılmıştır.

$$h = \frac{1}{2} \rho_{in} C_{in} \frac{v_{in}^3}{v_{tran}^2} \frac{\rho_{in} v_{in} \rho_{tran} v_{tran}}{(\rho_{in} v_{tran} + \rho_{tran} v_{tran})^2} \quad (6.10)$$

Bu formüldeki C değerleri bileşenlerin spesifik ısı kapasitesini, ρ değerleri bileşenlerin yoğunluklarını, v değerleri ise fonon hızlarını temsil etmektedir. Bu parametrelerin altında verilen in ve tran değerleri ise fononun hareket ettiği yeri temsilen iç ve dış taraf olarak ifade edilmektedir. Bu hesaplamalarda kullanılan tüm veriler Çizelge 6.7’de yer almaktadır. Bu çizelgedeki alaşımlar saf alüminyumdan oluştuğu düşünülüş ve yoğunluk değeri olarak her alaşım için kendi yoğunluk değerleri alınmıştır.

Takviye olarak kullanılan bu mikro partiküller matris alaşımlarının termal genleşme katsayılarını düşürmesi ve mekanik özelliklerini iyileştirmesi amacıyla kullanılmıştır. Ancak bu tür özellikleri iyileştirmesinin yanı sıra termal iletkenlik katsayılarını da

düşürmeleri bir aşıkardır. Bu yüzden diğer özellikler iyileşirken termal iletkenlik katsayılarının yüksek olması için oldukça yüksek termal iletkenliğe sahip grafen nano partikülleri takviye edilmiştir. Bu bağlamda kullanılan GNP'ler iki boyutludur. Bu özelliğinden dolayı enine ve boyuna doğrultularda farklı termal iletkenlik değerlerine sahiptirler. Termal iletkenliğin teorik olarak tahmin edilebilmesi için önerilen pek çok model bu parametreyi içermediği için kullanılamamaktadır. Ancak son yıllarda yapılan çalışmalarda yeni geliştirilmiş olan bu tür iki boyutlu partiküllerin etkisini tespit edebilmek amacıyla derlenmiş, türetilmiş ya da tekrar düzenlenmiş çeşitli modeller öne sürmüşlerdir. Bu modellerden en yaygını ise eşitlik 6.11'da verilen Maxwell yaklaşımları olmuştur.

$$K_c^L = V_{GNPs} K_{GNPs}^L + (1 - V_{GNPs}) K_{mp} \quad (6.11)$$

Buradaki K_c^L = kompozitlerin içinde bulunan GNP'lerin tamamının uzunlamasına düzlem yönünde bulunduğu dikkate alınarak hesap edilen termal iletkenlik değerleridir. V_{GNPs} grafenlerin hacimsel fraksiyonunu, K_{GNPs}^L grafenin uzunlamasına düzlem yönündeki termal iletkenlik katsayısı ve K_{mp} değeri ise matrisin termal iletkenlik katsayısını temsil etmektedir. Burada kullanılan K_{mp} değeri mikropartikül takviye edilmiş kompozitlerin teorik olarak hesap edilmiş iletkenlik değerleridir. Bu değerler bir önceki formüller silsilesi ile teorik olarak hesap edilmiş ve elde edilen sonuçlar Çzelge 6.8'de verilmiştir. Ancak kompozitlerin içinde bulunan grafenlerin tamamı uzunlamasına düzlemde doğrultusunda bulunmadığı bir kısmının da enine düzlem yönünde bulunduğu bir gerçektir. Bu yüzden tamamının enine doğrultuda bulunması dikkate alınarak hesaplama yapmaya yönelik eşitlik 6.12'de verilen formül kullanılmıştır.

$$\frac{1}{K_c^T} = \frac{V_{GNPs}}{K_{GNPs}^{eff(T)}} + \frac{(1 - V_{GNPs})}{K_{mp}} \quad (6.12)$$

Bu formüldeki K_c^T grafenlerin tamamının kompozitlerin içinde enine doğrultuda buldukları varsayılarak hesap edilen termal iletkenlik değerlerini ifade etmektedir. $K_{GNPs}^{eff(T)}$ ise grafenin temas ettiği arayüzeyler dikkate alınarak hesap edilen etkili termal

iletkenlik değerini ifade etmektedir. Bu değer için eşitlik 6.13’de verilen formül kullanılmaktadır.

$$K_{GNPs}^{eff(T)} = \frac{K_{GNPs}^T}{1 + \frac{K_{GNPs}^T}{h_{gmp}D}} \quad (6.13)$$

Buradaki K_{GNPs}^T değeri grafenin enine doğrultudaki termal iletkenlik katsayısı, h_{gmp} toplam arayüzey termal iletkenlik katsayısını ve D ise ortalama partikül boyutunu temsil etmektedir. Toplam arayüzey termal iletkenliğini hesap etmek için arayüzey termal direnç kavramı veya elektriksel analogi kavramları kullanılmaktadır. Bu alışma için eşitlik 6.14’te ifade edilen termal direnç kavramı kullanılmıştır.

$$\frac{1}{h_{gmp}} = \frac{1}{h_{metal/GNP}} + \frac{1}{h_{GNP/seramik}} + \frac{d_{GNPs}}{K_{GNPs}} \quad (6.14)$$

Bu formüldeki $h_{metal/GNP}$ metalden GNP’ye fonon transferi esnasında oluşan arayüzey termal iletkenlik değerlerini, $h_{GNP/seramik}$ GNP’den seramik mikro partiküle fonon transferi esnasında oluşan arayüzey termal iletkenlik değerlerini, d_{GNPs} arayüzeydeki GNP kalınlığını ve K_{GNPs} ise grafenin enine doğrultudaki termal iletkenlik değerlerini ifade etmektedir. GNP’nin arayüzeydeki kalınlığı ise Al-Si+B₄C + GNP kompozitinin TEM görüntüsü üzerinde hesap edilmiştir. Bu modeller ile hesap edilen tüm sonuçlar izelge 6.8’da verilmiştir.

Çizelge 6.7. Teorik termal iletkenlik katsayısı hesaplamalarında kullanılan parametreler.

Matrix content	Specific heat capacity (C)	Density (ρ)	Phonon velocity (v)
AA2024 [18]	880 J/kgK	3000 kg/m ³	3595 m/s
Al-Si [51]	880 J/kgK	2800 kg/m ³	3595 m/s
AA6061 [51]	900 J/kgK	2700 kg/m ³	3595 m/s
GNPs [49]	710 J/kgK	2250 kg/m ³	14500 m/s
TiB ₂ [118]	617 J/kgK	4500 kg/m ³	7300 m/s
B ₄ C [50]	589 J/kgK	2520 kg/m ³	9731 m/s

Çizelge 6.8. Terorik olarak hesaplanan termal iletkenlik katsayısı sonuçları.

Kompozisyon	Numune	K_{mp} (W/mK)	K_C^L (W/mK)	K_C^T (W/mK)
AA2024 TiB₂ GNP	S1	106,5680982	-	-
	S2	106,632764	109,6161821	100,7968758
	S3	106,6974539	112,6639667	95,61832133
	S4	106,8269062	118,7586372	86,7080471
AA2024 B₄C GNP	S5	90,43690882	-	-
	S6	90,57264145	93,59620984	86,73208888
	S7	91,18112406	97,22521844	82,89460962
	S8	91,44913729	103,5346459	76,17295802
Al-Si TiB₂ GNP	S9	111,0448665	-	-
	S10	111,1350577	114,10722	104,6994589
	S11	111,2252928	117,1691663	99,03960037
	S12	111,4058946	123,2918356	89,37546916
Al-Si B₄C GNP	S13	115,9662307	-	-
	S14	116,24469	118,9297757	109,0574401
	S15	116,5347611	122,1622373	105,2660269
	S16	117,094649	128.9239026	103.097817
AA6061 TiB₂ GNP	S17	129,168254	-	-
	S18	129,3561426	132,2827522	120,7215511
	S19	129,5441817	135,3964608	113,3107287
	S20	129,9207122	141,6215051	100,9177771
AA6061 B₄C GNP	S21	111,6337791	-	-
	S22	111,89236	114,8626291	105,4055564
	S23	112,1512371	118,0904809	99,83382929
	S24	112,6698822	124,5431834	90,28429139

6.2.2. Termal Genleşme Katsayısı

Otomotiv, havacılık ve elektronik sektöründe kullanılan alüminyum kompozitlerin kullanım koşulları sebebi ile mazruz kaldıkları ısı karşısında genleşme katsayılarının düşük olması istenilen bir özelliktir. Bu bağlamda takviye ve matris bileşenlerinin bilinen özelliklerinden faydalanarak arzu edilen alanda kullanılmaya yönelik çeşitli kompozitler üretilmektedir. Ancak deneysel olarak istenilen özelliğe yönelik kompozit üretimi yapmak hem zaman hem de maliyet açısından risk taşımaktadır. Bu yüzden üretilen kompozitlerin termal genleşme katsayısı gibi değerleri hakkında önceden tahmini bilgiler edinmek oldukça önemli hale gelmiştir. Bu bağlamda şimdiye kadar pek çok teorik model öne sürülmüştür. Literatür taraması kısmında ayrıntılı olarak verilen bu modellerin bizim çalışmamız için uygun olanları Kerner ve Turner modelleridir. Kerner modeli eşitlik 6.15'te verilmiştir. Bu formüldeki V bileşenlerin hacimsel fraksiyonu, a değeri termal genleşme katsayısı, K bulk modülü ve G ise kayma modülüdür. Alt indis olarak verilen c, p ve m değerleri sırasıyla kompozit, parçacık ve matrisi ifade etmektedir. Bulk modülü bilinmeyen bileşenler için bu değer, Young modülü (E) ve Poisson oranı (ν) ile eşitlik 6.16 ve 6.17'deki formüle göre hesaplanır.

$$a_c = a_m V_m + a_p V_p + V_m V_p (a_p - a_m) \frac{K_p - K_m}{V_m K_m + V_p K_p + \frac{3K_m K_p}{4G_m}} \quad (6.15)$$

$$G = \frac{E}{3(1+\nu)} \quad (6.16)$$

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad (6.17)$$

Bir başka analitik model olan Turner modeli ise eşitlik 6.18'da verilmiştir.

$$a_c = \frac{a_m V_m K_m + a_p V_p K_p}{V_m K_m + V_p K_p} \quad (6.18)$$

Bu formüldeki, a , K ve V değerleri bileşenlerin termal genleşme katsayıları, bulk modülü ve hacimsel fraksiyondur. Alt indis olarak verilen m ve p değerleri ise sırasıyla

matris ve partikül fazını temsil etmektedir. Bu çalışma kapsamına üretilen kompozit malzemelerin bileşenlerine ait bilinmeyen parametreler Çizelge 6.9’de verilmiştir. Bu veriler ve modeller yardımı ile yapılan hesaplamalar sonucu her bir kompozit için elde edilen tüm teorik sonuçlar Çizelge 6.10 ve 6.11’da verilmiştir.

Çizelge 6.9. Termal genişleme katsayısı hesaplamaları için kullanılan parametreler.

Bileşenler	Bulk Modülü (GPa)	Kayma Modülü (GPa)	Termal Genleşme Katsayısı ($10^{-6}K^{-1}$)
AA2024 [18]	69	27	23
Al-Si [122]	74	29	20
AA6061 [115]	67	26	24
GNPs [49]	236	186	1
TiB₂ [118]	240	255	7,4
B₄C [50]	223	165	4,3

Çizelge 6.10. Kerner modeline göre teorik olarak hesaplanan termal genleşme katsayısı sonuçları.

Kompozisyon	Numune	Teorik Termal Genleşme Katsayısı ($10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)
AA2024 TiB₂ GNP	S1	14,1262
	S2	13,9408
	S3	13,9248
	S4	13,8928
AA2024 B₄C GNP	S5	13,2012
	S6	12,9606
	S7	12,9489
	S8	12,9254
Al-Si TiB₂ GNP	S9	12,8588
	S10	12,7076
	S11	12,6916
	S12	12,6596
Al-Si B₄C GNP	S13	11,9323
	S14	11,7278
	S15	11,7258
	S16	11,6925
AA6061 TiB₂ GNP	S17	14,5503
	S18	14,3576
	S19	14,3416
	S20	14,3096
AA6061 B₄C GNP	S21	13,6256
	S22	13,3778
	S23	13,3661
	S24	13,3426

Çizelge 6.11. Turner modeline göre teorik olarak hesaplanan termal genleşme katsayısı sonuçları.

Kompozisyon	Numune	Teorik Termal Genleşme Katsayısı ($10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)
AA2024 TiB₂ GNP	S1	10,907283
	S2	9,3623075
	S3	9,33439
	S4	9,278555
AA2024 B₄C GNP	S5	9,8154594
	S6	7,9576835
	S7	7,937278
	S8	7,896467
Al-Si TiB₂ GNP	S9	10,385037
	S10	9,0777022
	S11	9,0500333
	S12	8,9946955
Al-Si B₄C GNP	S13	9,2813616
	S14	7,6769153
	S15	7,6566973
	S16	7,6162613
AA6061 TiB₂ GNP	S17	9,4655702
	S18	9,437552
	S19	9,4095339
	S20	9,3534975
AA6061 B₄C GNP	S21	9,9592593
	S22	8,0301273
	S23	8,0096458
	S24	8,0797495

BÖLÜM 7

DENEYSEL VE TEORİK SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ

7.1. MEKANİK DAYANIMLARIN KIYASLANMASI

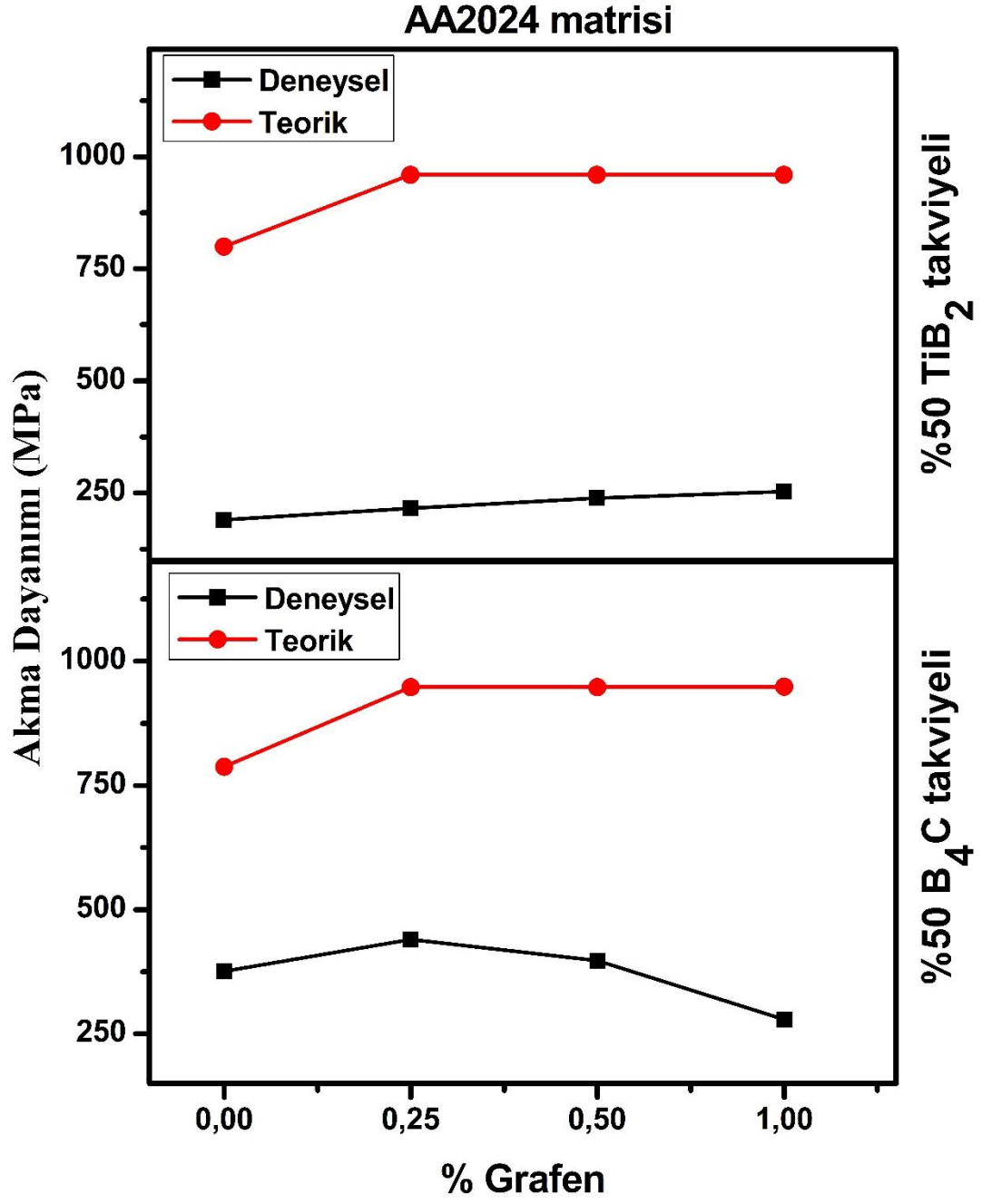
Kompozit malzemelerin deneysel olarak elde edilen test sonuçlarının teorik olarak hesaplanan değerlerle kıyaslanması bu başlık altında yapılmıştır. Kıyaslamalar matris, seramik takviyesine ve grafen yüzdesine göre olmak üzere gruplar halinde gerçekleştirilmiş ve sonuçlar Şekil 7.1-7.2-7.3'te verilmiştir. Bu sonuçlara göre AA2024 matrisine hacimce %50 oranında TiB₂ takviyesi yapıldığında teorik ve deneysel sonuçlar arasında önemli derecede fark olduğu gözlenmiştir. Yüzde olarak hesap edildiğinde bu farkın AA2024+TiB₂ numunesinde %320 olduğu gözlenmiştir. AA2024+TiB₂ numunesine hacimce %0,25 - %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilavesi yapıldığında ise bu farkın sırasıyla %343, %302 ve %279'a kadar düştüğü gözlenmiştir. Aynı matris B₄C takviyesi yapıldığında teorik ve deneysel sonuç arasındaki farkın %109 olduğu hesap edilmiştir. AA2024+B₄C numunesine hacimce %0,25 - %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilavesi yapıldığında ise bu farkın sırasıyla %115, %138 ve %239 olduğu gözlenmiştir. Deneysel ve teorik kıyaslamalarda TiB₂'li numunelerin B₄C'ye oranla oldukça düşük mukavemete sahip oldukları söylenebilir. Ancak TiB₂'li numunelere grafen ilavesi yapıldığında mukavemet değerinin nispeten artarak deneysel ve teorik farkını azaltmıştır. B₄C'li numunelere grafen ilavesinde ise teorik ve deneysel sonuçlar arasındaki fark artmıştır.

Al-Si matrisine hacimce %50 oranında TiB₂ takviyesi yapıldığında deneysel ve teorik farkın %239 olduğu ancak bu numunelere hacimce %0,25 - %0,5 ve %1 grafen ilave edildiğinde ise bu farkın sırasıyla %185, %288 ve %1072 olduğu hesaplanmıştır. Aynı matris hacimce %50 oranında B₄C takviyesi yapıldığında bu farkın %76 olduğu ve

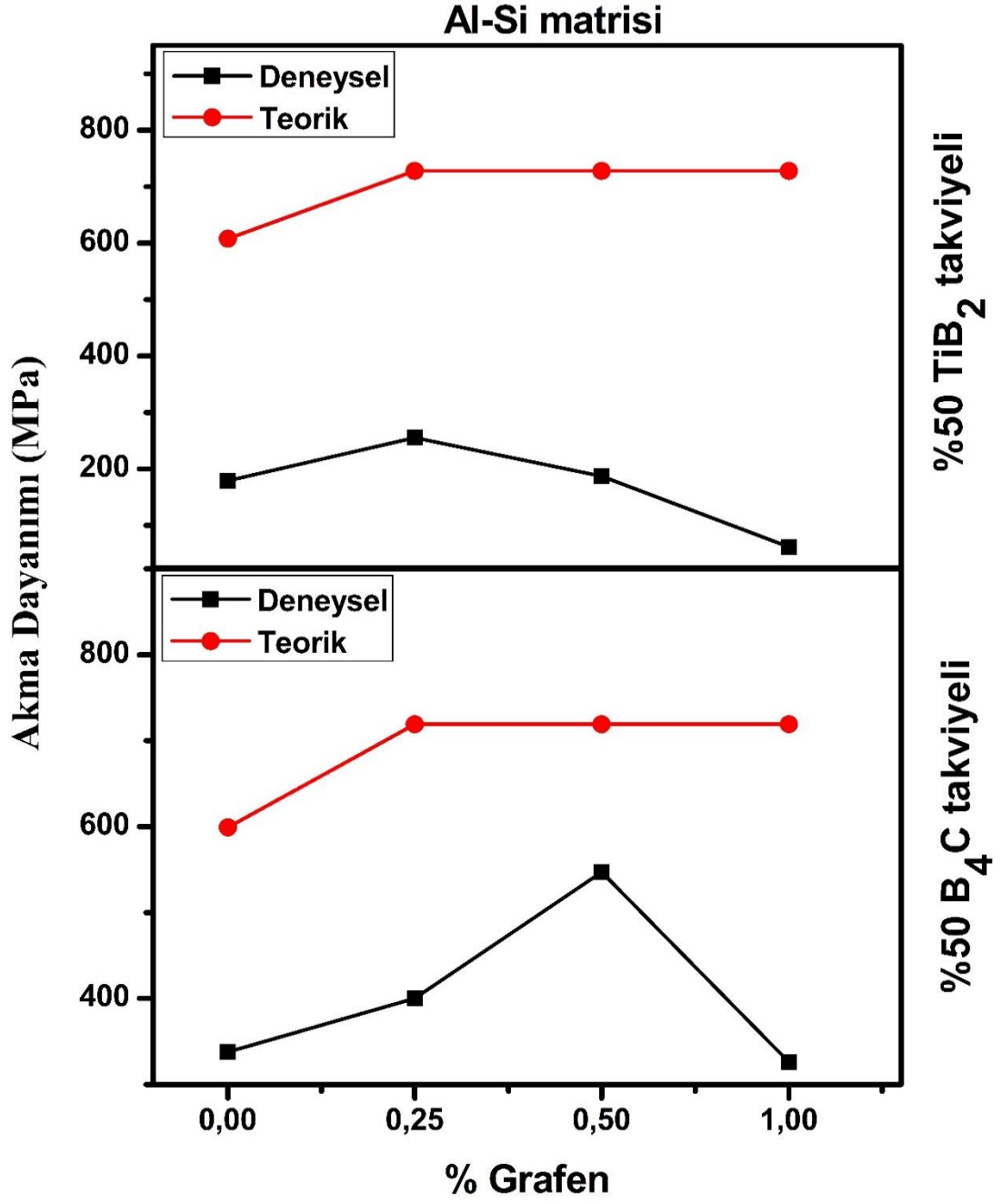
bu numunelere hacimce %0,25 - %0,5 ve %1 grafen ilave edildiğinde ise bu farkın %79, %31 ve %120 olduğu gözlenmiştir. Bu sonuçlara göre B₄C takviyesi yapılan numunelerde TiB₂'li numunelere göre daha yüksek mukavemet değerinin gözlendiği ve deneysel ve teorik farkın da daha düşük değerlerde olduğu anlaşılmaktadır.

AA6061 matrisine hacimce %50 oranında TiB₂ takviyesi yapılan numunelerde deneysel ve teorik değerler arasındaki farkın %272 olduğu gözlenmiştir. Bu numunelere hacimce %0,25 - %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde ise bu farkın sırasıyla %291, %253 ve %245 olduğu hesaplanmıştır. AA6061 matrisine hacimce %50 oranında B₄C takviye edildiğinde ise deneysel-teorik farkının %48 olduğu ve bu numunelere hacimce %0,25 - %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde ise bu farkın sırasıyla %33, %53 ve %155 olduğu hesaplanmıştır.

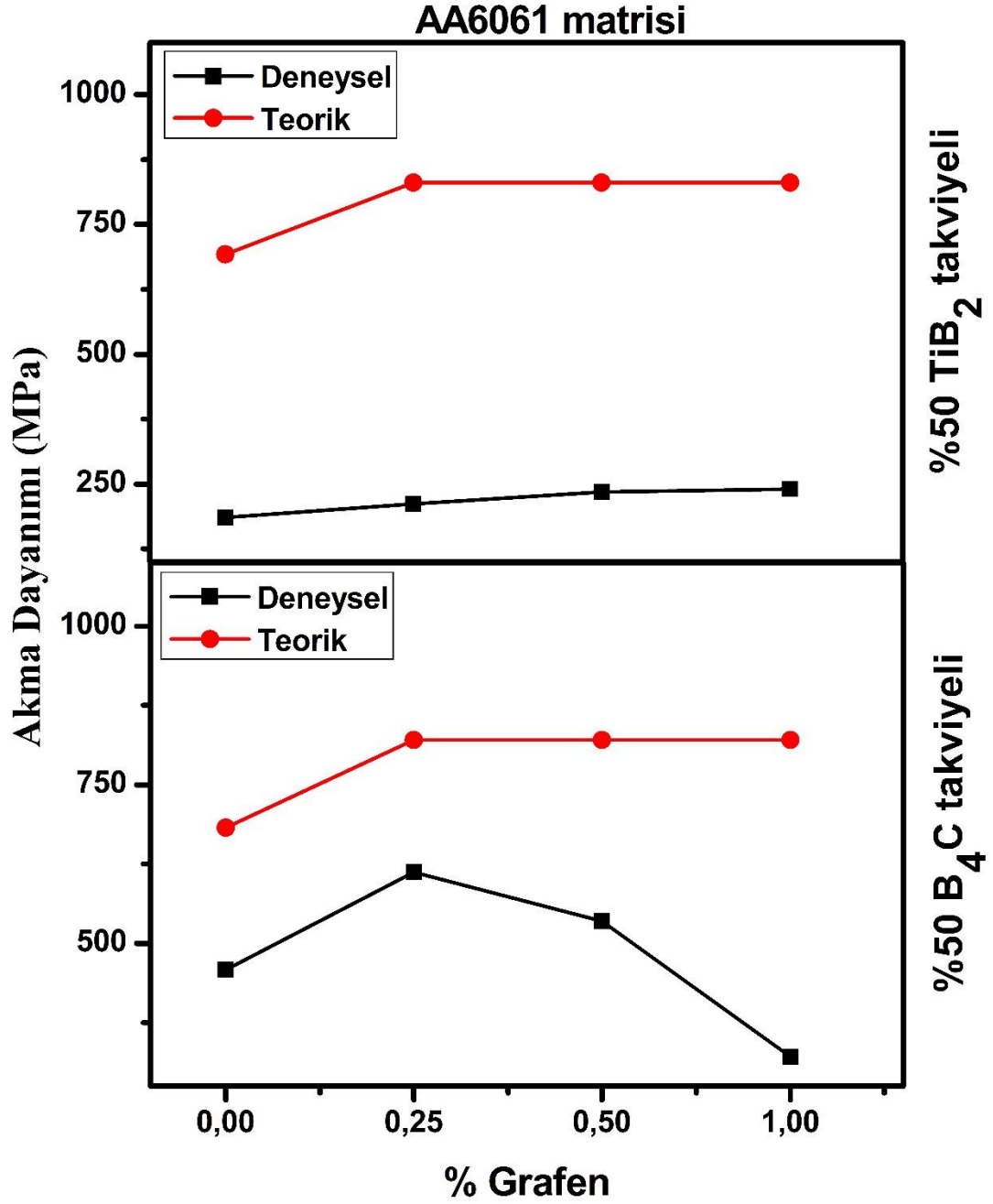
Elde edilen bu sonuçlara göre deneysel ve teorik arasındaki yüzde farkın matris bakımından en fazla AA2024'te olduğu gözlenmiştir. Seramik partikül takviyesi bakımından ise TiB₂'li numunelerin B₄C'li olanlara kıyasla yüzde farkın daha fazla meydana geldiği anlaşılmaktadır. Grafenin etkisi hem deneysel hem de teorik olarak belirli bir miktar mukavemet artışına sebep olmuştur. Ancak bazı durumlarda deneysel artış miktarı teorik artış miktarından daha düşüktür. Bu durum hesap edilen yüzde deneysel-teorik farkın grafen ilavesi ile artış göstermesine sebep olmuştur.



Şekil 7.1. AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik olarak mekanik dayanımlarının kıyaslanması.



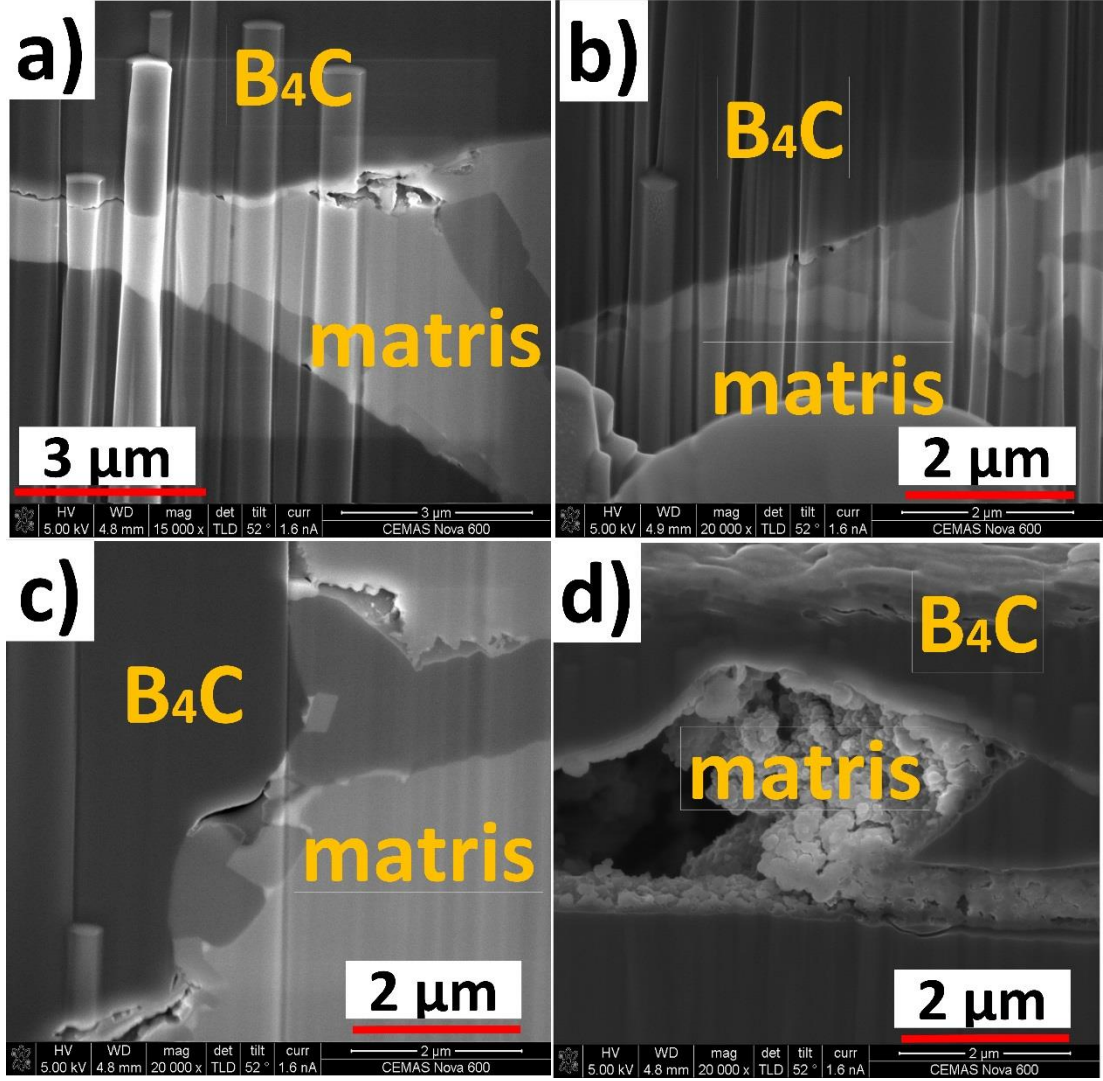
Şekil 7.2. Al-Si matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik olarak mekanik dayanımlarının kıyaslanması.



Şekil 7.3. AA6061 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik olarak mekanik dayanımlarının kıyaslanması.

Elde edilen bu sonuçlara göre üretilen kompozit malzemelerin dayanımlarının porozite değerleri ile doğrusal bir ilişkisi olduğu anlaşılmaktadır. Porozite miktarındaki artışa bağlı olarak mukavemet değerlerinde önemli bir düşüş söz konusudur. Bunun en bariz örneği aynı matrise ayrı ayrı TiB₂ ve B₄C takviyesi yapıldığında porozite miktarı yüksek olan TiB₂'li numunelerin daha düşük dayanımda olmalarıdır. Bazı mekanizmalar hesaba katılarak yapılan teorik mukavemet hesaplarında da TiB₂'li

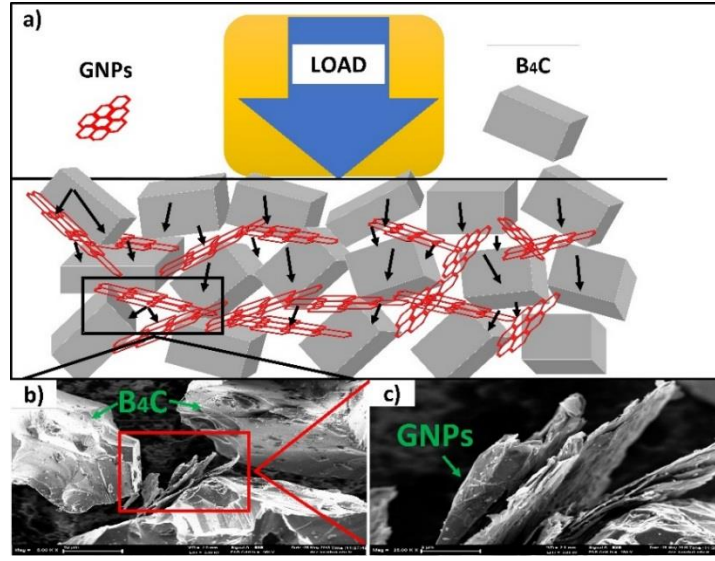
numunelerin daha yüksek dayanımda olmaları deneysel olarak tespit edilen bu sonuçları doğrulamıştır. Literatür kısmında verilen basınçlı infiltrasyon ile üretim yönteminin teorisinde de takviye partiküllerin boyutunun küçüldükçe porozitenin artacağı doğrultusundadır [123,124]. Ayrıca yapılan pek çok çalışmada da porozite bakımından benzer sonuçların olması çalışmamızdaki elde edilen artış azalış miktarını teyit etmektedir. Öte yandan porozitenin sadece seramik partiküllerin boyut farkından değil, aynı zamanda grafen nanopartiküllerinin ilavesi ile de meydana geldiği gözlenmektedir. Üretim yöntemine bakılarak nano boyutta olan grafen partiküllerinin poroziteyi arttırması beklenen bir durumdur. Bu durumu temsilen Şekil 7.4'te örnek görüntüler verilmiştir. Teorik olarak kompozitlerin hiçbir porozite içermediği ve takviye-matris arayüzey bağlantısının kusursuz olduğu varsayılarak yapılan hesaplamalarda grafen ilavesinin bariz bir mukavemet artışı sağladığı gösterilmiştir. Bu sebeple grafenin mukavemeti arttırması beklenen bir durumdur. Ancak deneysel olarak elde edilen sonuçlarda grafen ilavesinin porozite artışına sebep olmasına rağmen mukavemeti arttırması, mukavemete olan katkısının belirli bir miktara kadar üstün geldiğini göstermektedir. Genel olarak maksimum artışın sağlandığı sınır, hacimce %0,25 ile %0,5 grafen ilavesi ile gerçekleşmektedir. Bazı durumlar hariç genel olarak en yüksek porozitenin gözlendiği %1 grafen ilavesi ile en düşük dayanım gözlenmiştir. Özellikle deneysel ve teorik sonuçlar arasındaki en yüksek yüzde fark da bu bileşende elde edilmiştir.



Şekil 7.4. Al-Si matrisli B₄C ve Grafen takviyeli kompozitlerin ara-yüzey görüntüleri a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

Mukavemet artışlarının nedenlerinin incelenmesine gelince yük transfer mekanizmasının hem mikro boyutlu hem de nano boyutlu takviyeler için önemli bir rol oynadığı aşikardır. Özellikle yüksek takviyeli kompozitlerde ana mukavemet arttırıcı olarak bilinen bu mekanizmanın, hacimce % 50 seramik partikül takviyesi ile aktif bir rol oynadığı hem deneysel hem de teorik olarak gösterilmiştir. Grafen nano partiküllerinin ise takviye oranı düşük olmasına rağmen, mikro partiküllere kıyasla yüksek en/boy oranı değeri sayesinde mukavemete nispeten önemli bir katkı sağladığı gözlenmiştir. Bu tür çalışmalarda grafenin yüksek en/boy oranı değeri sayesinde matris ile daha çok etkileşim kurarak güçlendirme mekanizmasına daha çok etki ettiği ifade edilmiştir [46]. Ayrıca, matristeki grafen miktarı arttıkça, basma kuvvetine karşı

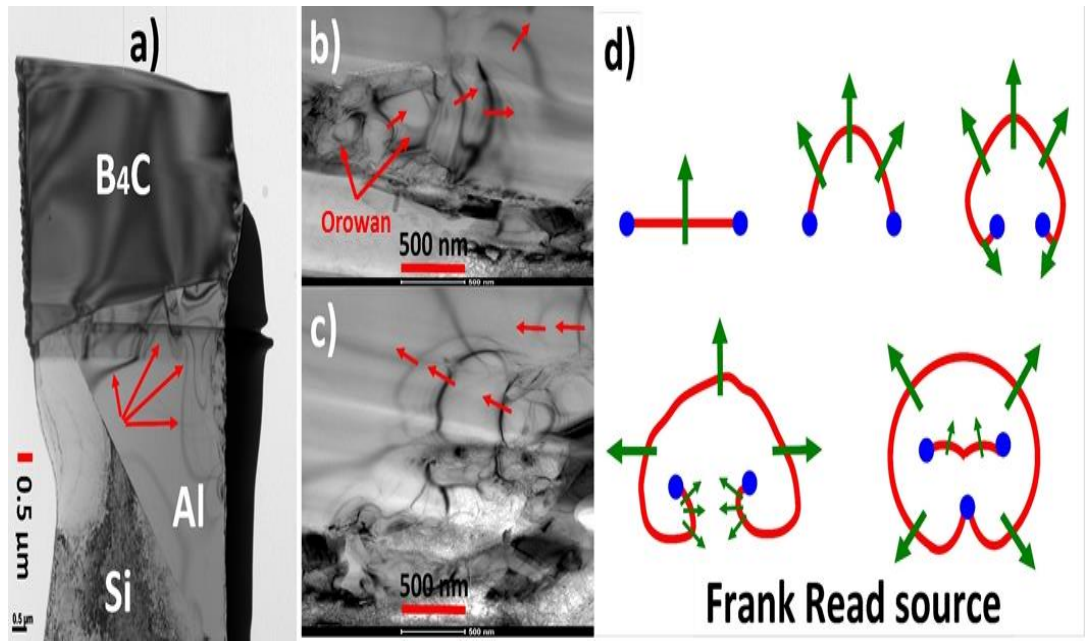
direnç gösteren alan miktarı da arttığı için önemli bir mukavemet artırıcı kaynak olarak düşünülebilir. Öyle ki bu mekanizmada mikro ve nano boyutlu takviyelerin yük transferini temsil eden şematik bir resim çizilerek Şekil 7.5'te verilmiştir. Verilen bu şekilde sert olan seramik mikro partiküllerin matrisin deformasyonunu önlemek için uygulanan yükü dağıttığına inanılmaktadır [50]. Grafen nanoprtiküllerinin ise Şekil 7.5b ve c'de gösterildiği gibi mikro partiküller ile ve matris arasında bir köprü görevi görerek deformasyona direnç gösterdiği de söylenebilir [51, 52].



Şekil 7.5. a) Yük aktarım mekanizması şematik gösterimi, b-c) temsili gösterimi.

Öte yandan güç artışına önemli ölçüde katkıda bulunan bir diğer mekanizma da dislokasyonların meydana gelmesi ve gösterdikleri davranışlardır [59, 60]. Atomik dizilimdeki düzensizlik olarak bilinen dislokasyonların genellikle takviye ve matris arasındaki farklı termal genişleme katsayısından kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Üretim esnasında çıkan yüksek sıcaklıklarda matristeki atomlar birbirinden fazla miktarda uzaklaştığı, takviyelerin ise nispeten daha az uzaklaştığı ve bu yüzden soğuma esnasında temas eden arayüzeylerde bu tür dislokasyonların meydana geldiği bilinmektedir. Ayrıca dislokasyonların takviyelerin yüzey alanı ile yakından ilişkili olduğu da bilinmektedir. Bu bağlamda, grafen partiküllerinin nano boyutlarından dolayı çok geniş bir yüzey alanına sahipken, mikro partiküller ise matriste çok miktarda bulunmasından dolayı matrisle büyük miktarda temasa sahiptir. Şekil 7.6a'da verilen TEM görüntülerinde matriste gözlenen dislokasyonlar gösterilmektedir. Bu

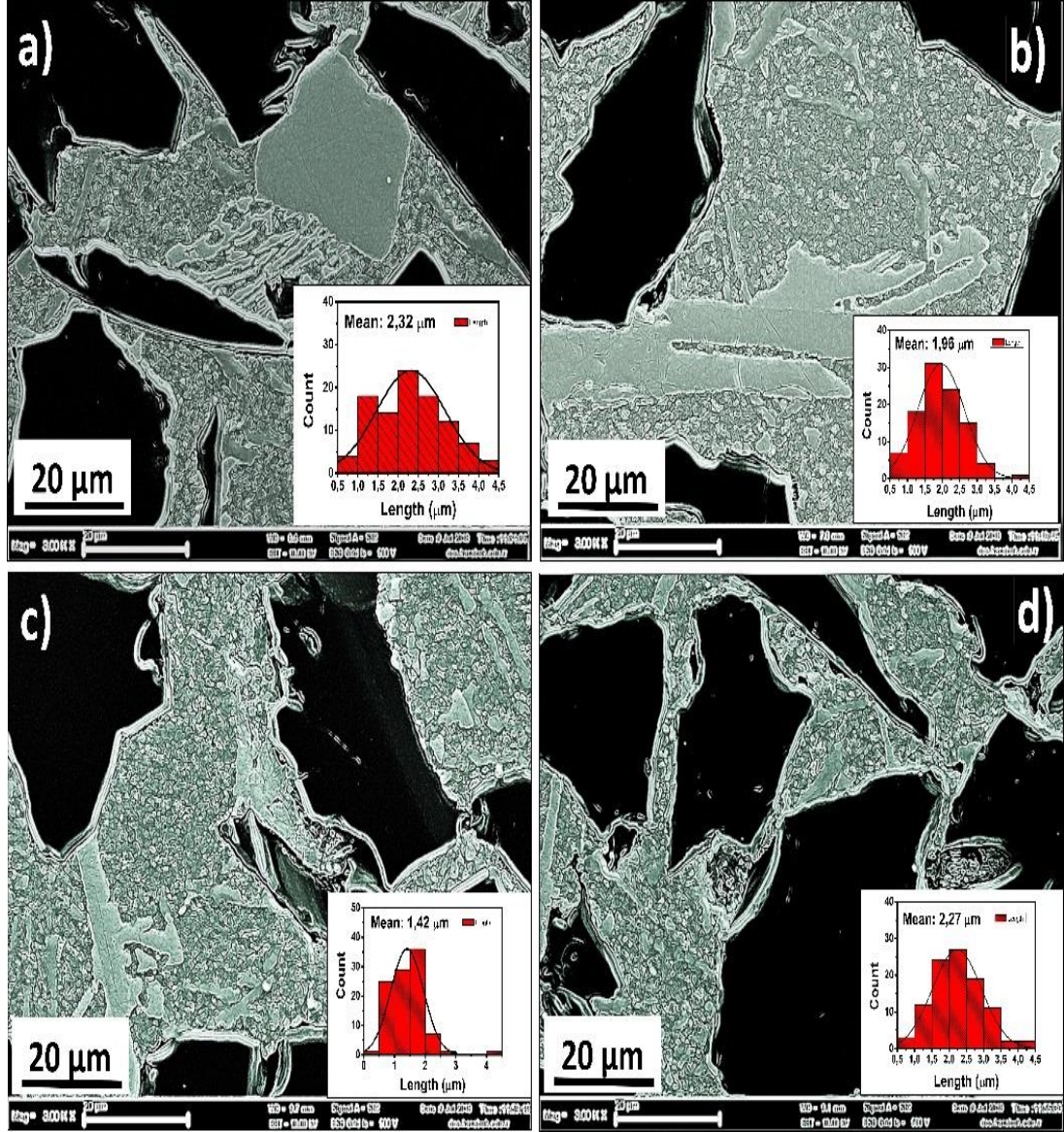
sonuçlara göre, bu oluşumların çoğunlukla seramik partikül yüzeyinin yakınında meydana geldiği söylenebilir. Bununla birlikte, grafenlerin Şekil 7.6b, c ve d'de görüldüğü gibi Orowan Looping ve Frank Read gibi mekanizmaların meydana gelmesine sebep oldukları söylenebilir [62, 63]. Bu mekanizmalarda matriste ilerleyen dislokasyonlar takviye partiküle takılmasından dolayı kayma önlendiği için mukavemet artışının sağlandığı bilinmektedir. Ancak bu dislokasyonların uzunlukları küçük oldukları için özellikle 1 mikrondan daha küçük partikül boyutuna sahip takviyelerde önem kazanmaktadır. Ancak meydana gelen bu dislokasyonlar matris ve takviyeler arasında homojen olmayan bir deformasyon gradyanı oluşturmaktadırlar. Oluşan gradyan bir nevi dislokasyon yığılması olarak kabul edilmektedir ki bu yığılmanın teorik hesaplamada yük transfer mekanizmasından sonra en fazla katkıyı yaptığı gözlenmiştir. Benzer sonuçlar pek çok partikül takviyeli kompozitlerde gözlenmiştir. [64-66]



Şekil 7.6. a) Al-Si matrisli B₄C takviyeli kompozitin TEM görüntüsü b-c) dislokasyon ilerlemesi ve d) dislokasyon türünün şematik gösterimi.

Bunların dışında bir başka mukavemet arttırıcı mekanizma da matrisin tane boyutunun küçülmesidir. Bu etkinin sebebine yönelik yapılan çalışmalarda takviye edici partiküllerin katılma esnasında matriste çekirdeklenmeyi arttırdığı ve bunun da çok sayıda tane oluşumuna yol açtığı bilinmektedir. [53]. Hall-Petch eşitliğinde de matrisin

tane boyutunun azalması takviyelerin boyutu ve hacimsel oranıyla alakalı olduğu ifade edilmiştir. Bu bağlamda yapılan hesaplamalar, kullanılan grafen nano partiküllerin az miktarda olmasına rağmen, B₄C ve TiB₂ gibi mikro partiküllere kıyasla daha fazla katkıda bulunduğunu ortaya koymuştur. Mikroyapı üzerindeki bu durumu değerlendirmek için, tüm kompozitleri temsilen Şekil 7.7’te bazı görüntüler sunulmuştur. Bu görüntülerde ortalama tane boyutu hesabı yapılarak elde edilen sonuçlar histogram grafiği şeklinde görüntüler üzerinde verilmiştir. Bu hesaplamalarda ortalama tane büyüklüğü ImageJ programı kullanılarak her bir bölgedeki yüz tanenin boyutunun ölçülmesiyle belirlenmiştir. Bu sonuçlara göre GNP takviyesine bağlı olarak ortalama tane boyutunun %2 ila %38 civarında küçüldüğü hesaplanmıştır. Elde edilen bu sonuçlar aynı zamanda deneysel mukavemet sonuçları ile de tutarlı olduğu anlaşılmıştır. Ancak bazı numunelerde ise GNP’lerin homojen dağılamamasına bağlı olarak tane boyutunda GNP arttıkça artış gözlenmemiştir. Bunun en bariz örneği ise grafenlerin aglomerasyonudur. Diğer yandan tane boyutu küçülmesinin aynı zamanda XRD analizi sonuçlarında pik genişliğini ifade eden FWHM değerleri ile de ilişkili olduğu bilinmektedir [125,126]. Pik genişliğinin artması ile tane boyutunun azalması elde edilen sonuçların doğruluğunun bir kanıtıdır. Bunların dışında matriste bulunan alaşım elementlerinin şekilsel olarak farklı formlara dönüşmesi de tane boyutunu etkileyen parametrelerdendir. Örneğin Al-Si matrisli B₄C takviyeli kompozitlerde dikdörtgen şekilli Si ve Cu-Ni fazlarının GNP takviyesi ile dentritik forma dönüşmüştür ki mulavemete bunların da katkı sağladığı düşünülmektedir [56-58].



Şekil 7.7. Al-Si matrisli B4C takviyeli kompozitlerin tane boyutu temsili gösterimi a) %0 GNP, b) %0,25 GNP, c) %0,5 GNP ve d) %1 GNP.

7.2. TERMAL İLETKENLİK KATYSAYILARININ KIYASLANMASI

Üretilen kompozit malzemelerin deneysel olarak tespit edilen termal iletkenlik katsayılarının teorik olarak hesap edilenlerle kıyaslanması bu başlık altında yapılmıştır. Elde edilen tüm sonuçlar matrise, seramik takviyesine ve grafen yüzdesine göre gruplar halinde Şekil 7.8 - 7.9 - 7.10'da verilmiştir. Bu grafiklerde iki farklı teorik ve bir farklı deneysel sonuç vardır. Teorik sonuçlardaki bu farklılık iki boyutlu geometrik yapıya sahip olan grafen nano partiküllerinin yatay ve dikey doğrultularındaki termal iletkenliklerinin farklılığından kaynaklanmaktadır. Yani

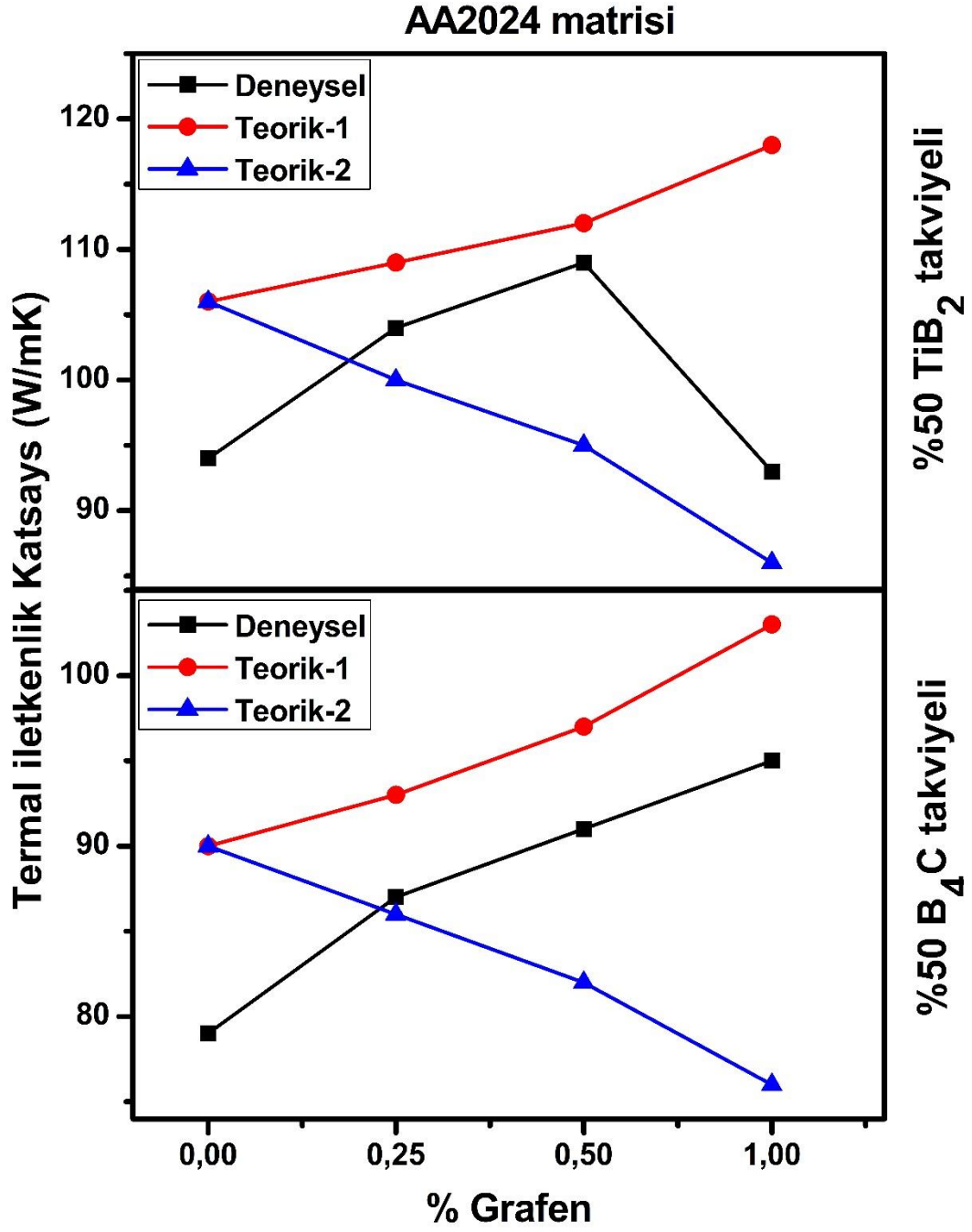
grafiklerde verilen iki teorik sonuç, grafen nano partiküllerinin kompozit içerisinde hangi miktarı hangi doğrultuda olduğu bilinmediği için tamamı enine veya tamamı boyuna doğrultuda dizildiği varsayılarak hesaplamalar yapılmıştır. Teorik-1 grafenin boyuna (dikey) doğrultusundaki katkısını, teorik-2 ise enine (yatay) doğrultusundaki katkısını belirtmektedir. Bu sonuçlara göre her bir grup için ayrıntılı açıklamalar aşağıda paragraflar halinde yapılmıştır.

AA2024 matrisine hacimce %50 oranında TiB_2 takviyesi yapıldığında deneysel ve teorik sonuç arasında yaklaşık %10'luk bir fark söz konusudur. Aynı kompozisyona belirli oranlarında grafen takviyeleri yapıldığında ilk olarak grafenlerin tamamı ölçüm yapılan düzlemde tamamının dikey doğrultuda (teorik-1) dizilerek katkı yaptığı daha sonra ise tamamının yatay doğrultuda (teorik-2) dizilerek katkı yaptığı düşünülmüştür. AA2024+ TiB_2 kompozisyonuna %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde deneysel sonuçların teorik-1'lerden sırasıyla yaklaşık olarak %4, %2,7 ve %26 oranlarında daha düşük olduğu, aynı zamanda teorik-2'lerden ise sırasıyla yaklaşık olarak %4, %14 ve %8 oranlarında daha yüksek olduğu hesaplanmıştır. AA2024 matrisine hacimce %50 oranında B_4C takviyesi yapıldığında ise deneysel ve teorik sonuç arasında yaklaşık %13'lük bir fark söz konusudur. AA2024+ B_4C kompozisyonuna %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde deneysel sonuçların teorik-1'lerden sırasıyla yaklaşık olarak %6, %6,5 ve %8 oranlarında daha düşük olduğu, aynı zamanda teorik-2'lerden ise sırasıyla yaklaşık olarak %8, %18 ve %35 oranlarında daha yüksek olduğu hesaplanmıştır.

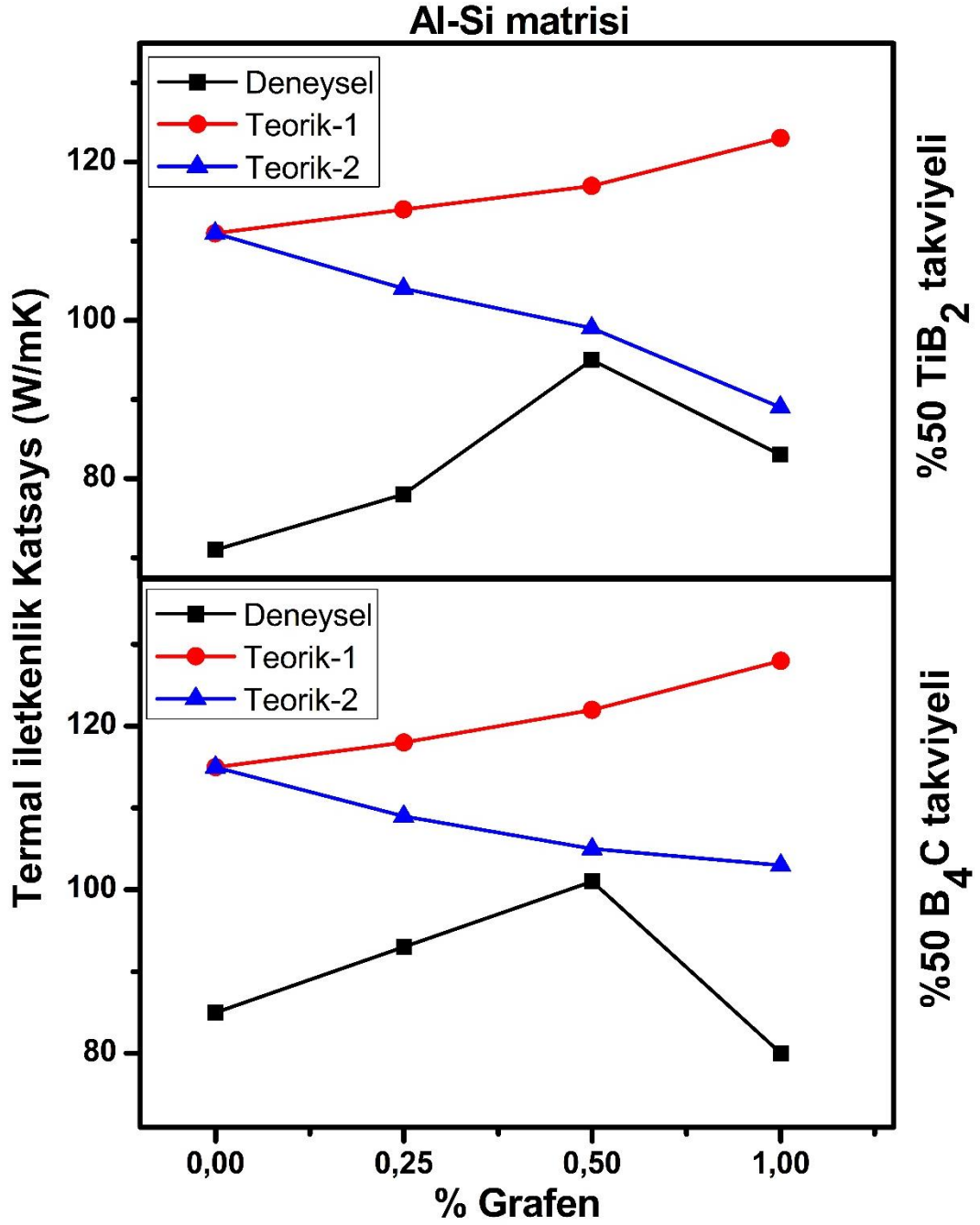
Al-Si matrisine hacimce %50 oranında TiB_2 takviyesi yapıldığında deneysel ve teorik sonuç arasındaki farkın yaklaşık %56 olduğu gözlenmiştir. Al-Si+ TiB_2 kompozisyonuna %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde deneysel sonuçların teorik-1'lerden sırasıyla yaklaşık olarak %46, %23 ve %48 oranlarında daha düşük olduğu, aynı zamanda teorik-2'lerden de sırasıyla yaklaşık olarak %33, %4 ve %7 oranlarında düşük olduğu hesaplanmıştır. Al-Si matrisine hacimce %50 oranında B_4C takviyesi yapıldığında ise deneysel ve teorik sonuç arasında yaklaşık %35'lik bir fark söz konusudur. AA2024+ B_4C kompozisyonuna %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde deneysel sonuçların teorik-1'lerden sırasıyla yaklaşık olarak %26, %20 ve %60 oranlarında daha düşük olduğu, aynı zamanda

teorik-2'lerden de sırasıyla yaklaşık olarak %17, %3,9 ve %2,8 oranlarında düşük olduğu hesaplanmıştır.

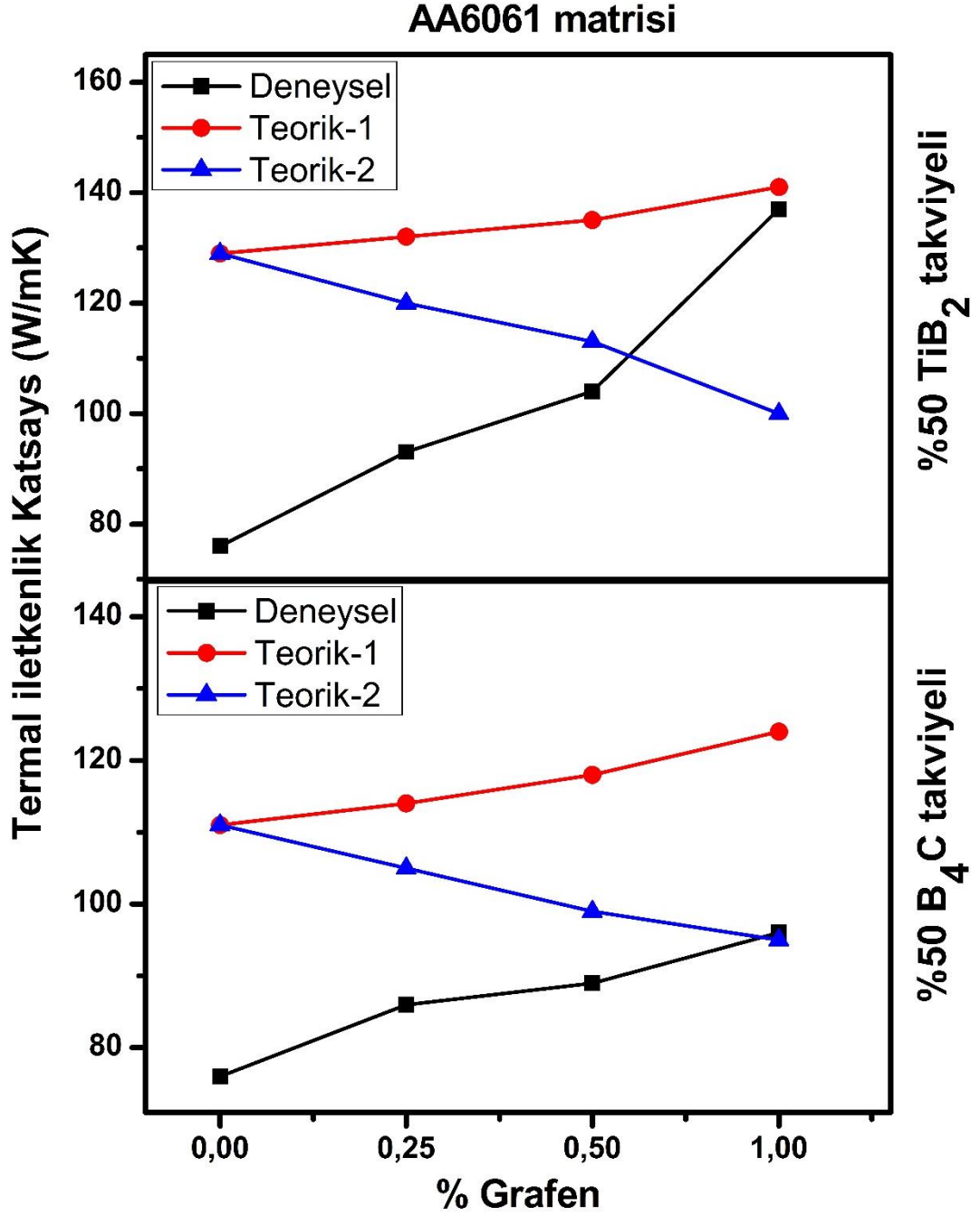
Son olarak AA6061 matrisine gelindiğinde ise hacimce %50 oranında TiB₂ takviyesi ile deneysel ve teorik sonuç arasındaki farkın yaklaşık %69 olduğu hesaplanmıştır. AA6061+TiB₂ kompozisyonuna %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde deneysel sonuçların teorik-1'lerden sırasıyla yaklaşık olarak %41, %29 ve %3 oranlarında daha düşük olduğu, aynı zamanda teorik-2'lerden de sırasıyla yaklaşık olarak %29, %8,6 daha düşük ve %37 oranlarında daha yüksek olduğu hesaplanmıştır. AA6061 matrisine hacimce %50 oranında B₄C takviyesi yapıldığında deneysel ve teorik değerler arasında yaklaşık %46'lık bir fark söz konusudur. AA6061+B₄C kompozisyonuna %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında grafen ilave edildiğinde ise deneysel sonuçların teorik-1'lerden sırasıyla yaklaşık olarak %32, %32 ve %29 oranlarında daha düşük olduğu, aynı zamanda teorik-2'lerden de sırasıyla yaklaşık olarak %22, %11 daha düşük ve %1 daha yüksek olduğu hesaplanmıştır.



Şekil 7.8. AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal iletkenlik katsayısı değerlerinin kıyaslanması.



Şekil 7.9. Al-Si matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal iletkenlik katsayısı değerlerinin kıyaslanması.



Şekil 7.10. AA6061 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal iletkenlik katsayısı değerlerinin kıyaslanması.

Her bir matrise %50 oranlarında seramik partikül takviyesi yapıldığında deneysel olarak ölçülen termal iletkenlik değerleri ile teorik olarak hesap edilen sonuçlar arasında önemli derecede farklılık meydana gelmiştir. Bu farklılığın birinci sebebi olarak, teorik hesaplamalarda tüm matris elementleri ile takviye partiküllerin temas ettikleri arayüzeylerin birbirlerini kusursuzca sardıkları varsayılmaktadır. Düşük

ıslanabilirlikten dolayı ara yüzeylerde meydana gelen poroziteler bu farkın başlıca sebebi olduğu düşünülmektedir.

Öte yandan seramiklere ilave olarak nano boyutta grafen partiküllerinin alaşımlara ilave edilmesi ile kompozitlerdeki porozite değerleri artmıştır. Bu artış ile birlikte ara yüzey kusursuzluğunu önemli ölçüde bozmuştur. Bu sebeple grafen ilavesinin termal iletkenlik değerini porozite artışından dolayı deneysel olarak düşürmesi beklenmektedir [127]. Ancak nerdeyse tüm matrislerde belirli bir miktara kadar grafen ilavesi ile termal iletkenlik değerleri artış göstermiştir. Bu artış grafenin oldukça yüksek olan termal iletkenliği ile alakalıdır [128,128]. Öyle ki grafen nano partikülleri dikey doğrultusunda 1300 W/mK civarında yatay doğrultuda ise 6 W/mK civarında termal iletkenlik değerlerine sahiptir [49]. Bu yüzden deneysel olarak poroziteden dolayı düşmesi beklenen termal iletkenlik değerlerinin belirli bir miktara kadar artış göstermesinin sebebi muhtemelen grafen nano partiküllerinin kompozit içinde dikey doğrultudaki dizilmiş olma ihtimalidir.

Porozite bakımından kıyaslandığında en yüksek değerler TiB_2 takviyeli kompozitlerde meydana gelmiştir. B_4C takviyeli kompozitlerde ise porozite değerleri nispeten daha düşüktür. Porozite artışı matris ile takviyeler arasındaki ara yüzey termal direnci arttıracığından termal iletkenliği olumsuz yönde etkilediği önceki kısımlarda belirtilmiştir. Ancak titanyum diborür takviyeli olan kompozitlerin termal iletkenlik değerlerinin hem deneysel hem de teorik olarak bor karbür takviyelilere kıyasla daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Bunun muhtemel sebebi olarak bor karbür ve titanyum diborür arasındaki termal iletkenlik farkı olduğu düşünülmektedir. Titanyum diborür partikülleri 96 W/mK termal iletkenliğe sahipken, bor karbür partikülleri ise 64 W/mK termal iletkenliğe sahiptir [50,118]. Aynı takviyelere grafen ilavesi yapıldığında da porozite değerleri önemli derecede değişim göstermiştir. Özellikle titanyum diborür'e grafen ilavesi ile önemli bir porozite artışı gözlenmiştir. Bu artış ile termal iletkenlik katsayısı değerinin düşüş göstermesi beklenmektedir ancak elde edilen bulgularda belirli bir değere kadar artış göstermektedir. Bunun muhtemel sebebi ise grafenin dikey doğrultusundaki yüksek termal iletkenliğinden dolayıdır. Öyle ki grafen nano partikülleri dikey doğrultuda yaklaşık 1300 W/mK gibi bir termal iletkenlik değerine sahiptir. Grafenin bu yüksek termal iletkenlik değerleri porozite olmasına rağmen

artıya sebep olmuştur. Öte yandan grafenin yatay doğrultudaki termal iletkenlik değeri ise 6 W/mK'dir. Oldukça düşük olan bu değer ölçüm doğrultusuna da bağlı olarak kompozitlerin termal iletkenliklerinin düşüşüne katkı yapmaktadır. Kompozit içinde grafen nano partiküllerin ölçüm yapılan düzleme göre tamamı enine ya da tamamı boyuna doğrultuda dizilmiş olması düşünülerek teorik olarak katkıları hesaplanmıştır. Heterojen yapıda olan kompozitlerin içinde bulunan grafen nano partiküllerin diziliş yönleri tespit edilememektedir. Ancak deneysel olarak bulunan değerler ile teorikler kıyaslandığında dikey doğrultudaki katkıların daha fazla olduğu anlaşılmaktadır.

Bunların dışında hesaba katılmayan matrislerin alaşım elementleri de vardır. AA2024'te %4 civarında bakır, Al-Si matrisinde %12-17 civarında silisyum ve AA6061 matrisinde ise %1 civarında magnezyum elementi bulunmaktadır. Takviye partiküllerin bu alaşım elementleri ile temas ederek meydana getirdikleri ara yüzey termal iletkenlik değerleri oldukça değişkenlik göstermektedir. Yapılan çalışmalarda alüminyum (matris elementi), bakır ve magnezyum (alaşım elementleri) gibi metallere grafen, titanyum diborür ve bor karbür (takviye partiküller) gibi ametallere olan fonon transferleri oldukça düşüktür. Ancak bu ametal bileşiklerden metallere olan fonon transferinin ise daha yüksek olduğu bilinmektedir [129]. Bu bağlamda bakır ve magnezyum içeren alaşım elementlerinin olumlu yönde etki yaptığı da söylenebilir [130].

7.3. TERMAL GENLEŞME KATSAYILARININ KIYASLANMASI

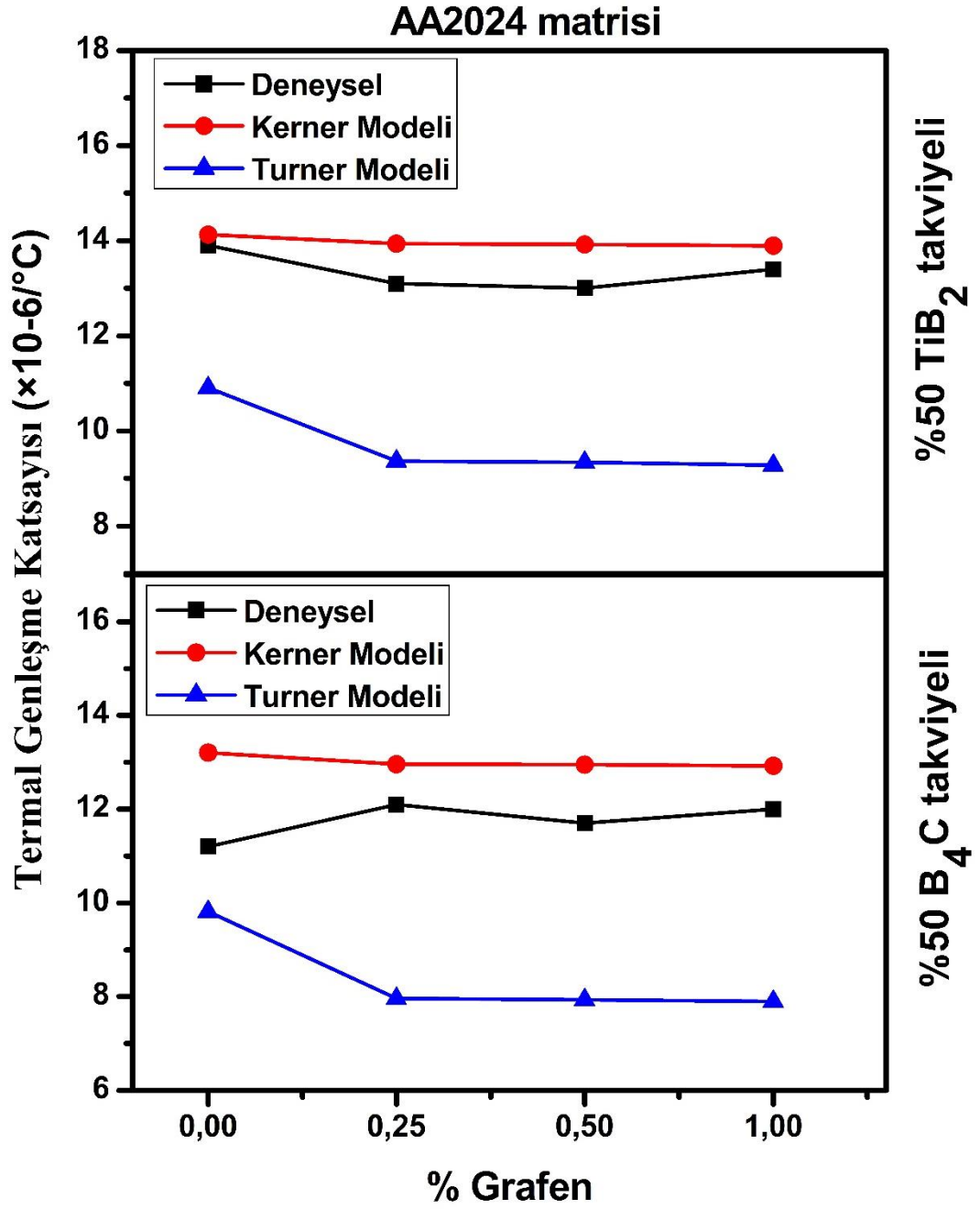
Kompozit malzemelerin deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değerleri ile teorik olarak hesaplanan değerlerinin kıyaslanması bu başlık altında gerçekleştirilmiştir. Elde edilen tüm sonuçlar matrise, seramik partikül takviyesine ve grafen içeriğine bağlı olarak gruplar halinde grafikleri çizilerek şekil 7.11 - 7.12 - 7.13'te verilmiştir. Teorik hesaplamalarda Turner ve Kerner modelleri kullanılmıştır. Her iki model de teorik bakımından bizim çalışmamızın içeriğine yakın olmasından dolayı her ikisi de kullanılmıştır. Bu sonuçlara göre ayrıntılı değerlendirmeler aşağıdaki paragraflarda gerçekleştirilmiştir.

AA2024 matrisine hacimce %50 oranında TiB₂ takviye edildiğinden deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değeri Kerner modelinde %1,5 daha düşük, Turner modelinden ise %27 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. AA2024 matrisine TiB₂ ile birlikte hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı grafen ilave edildiğinde ise elde edilen deneysel sonuçların Kerner modelinden sırasıyla %6, %7 ve 3 oranlarında daha düşük, Turner modelinden ise sırasıyla %36, %39 ve %44 oranlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Aynı matris için kullanılan bir başka seramik takviyesi de B₄C partikülleridir. AA2024 matrisine hacimce %50 oranında B₄C takviye edildiğinde deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değeri Kerner modelinde %18 daha düşük, Turner modelinden ise %14 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. B₄C ile birlikte aynı matrise hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı grafen ilave edildiğinde ise elde edilen deneysel sonuçların Kerner modelinden sırasıyla %6, %10 ve %7,5 oranlarında daha düşük, Turner modelinden ise sırasıyla %52, %47 ve %52 oranlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

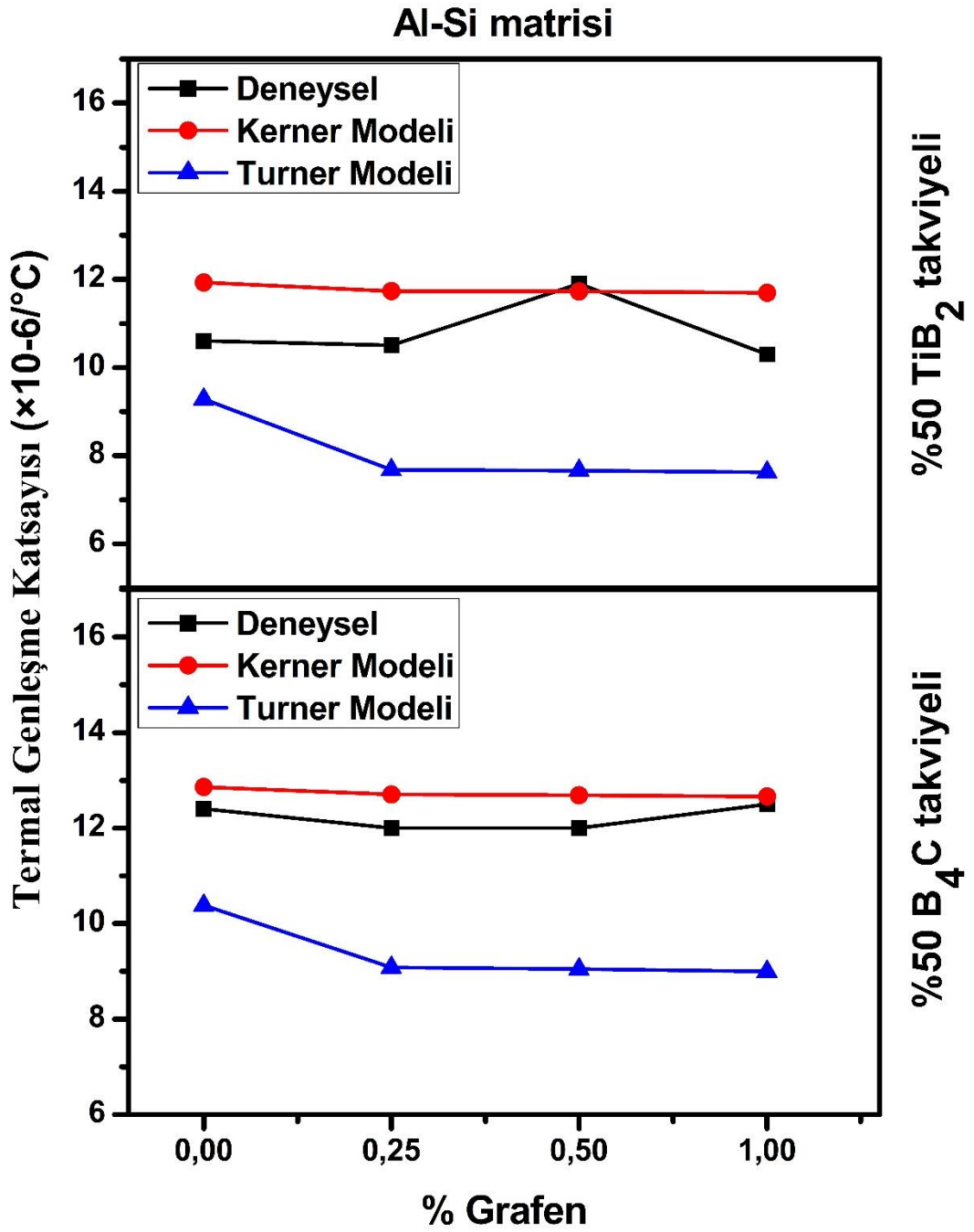
Al-Si matrisine hacimce %50 oranında TiB₂ takviye edildiğinden deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değeri Kerner modelinde %3,6 daha düşük, Turner modelinden ise %19 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Al-Si matrisine TiB₂ ile birlikte hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı grafen ilave edildiğinde ise elde edilen deneysel sonuçların Kerner modelinden sırasıyla %5,8, %5,7 ve %1,2 oranlarında daha düşük, Turner modelinden ise sırasıyla %19, %32 ve %39 oranlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Aynı matris için kullanılan bir başka seramik takviyesi de B₄C partikülleridir. Al-Si matrisine hacimce %50 oranında B₄C takviye edildiğinde deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değeri Kerner modelinde %12 daha düşük, Turner modelinden ise %14 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. B₄C ile birlikte aynı matrise hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı grafen ilave edildiğinde ise elde edilen deneysel sonuçların Kerner modelinden sırasıyla %11, %1,5 ve %13 oranlarında daha düşük, Turner modelinden ise sırasıyla %36, %55 ve %35 oranlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.

AA6061 matrisine hacimce %50 oranında TiB₂ takviye edildiğinde deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değeri Kerner modelinden %8,5 daha düşük, Turner modelinden ise %41 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. AA6061 matrisine

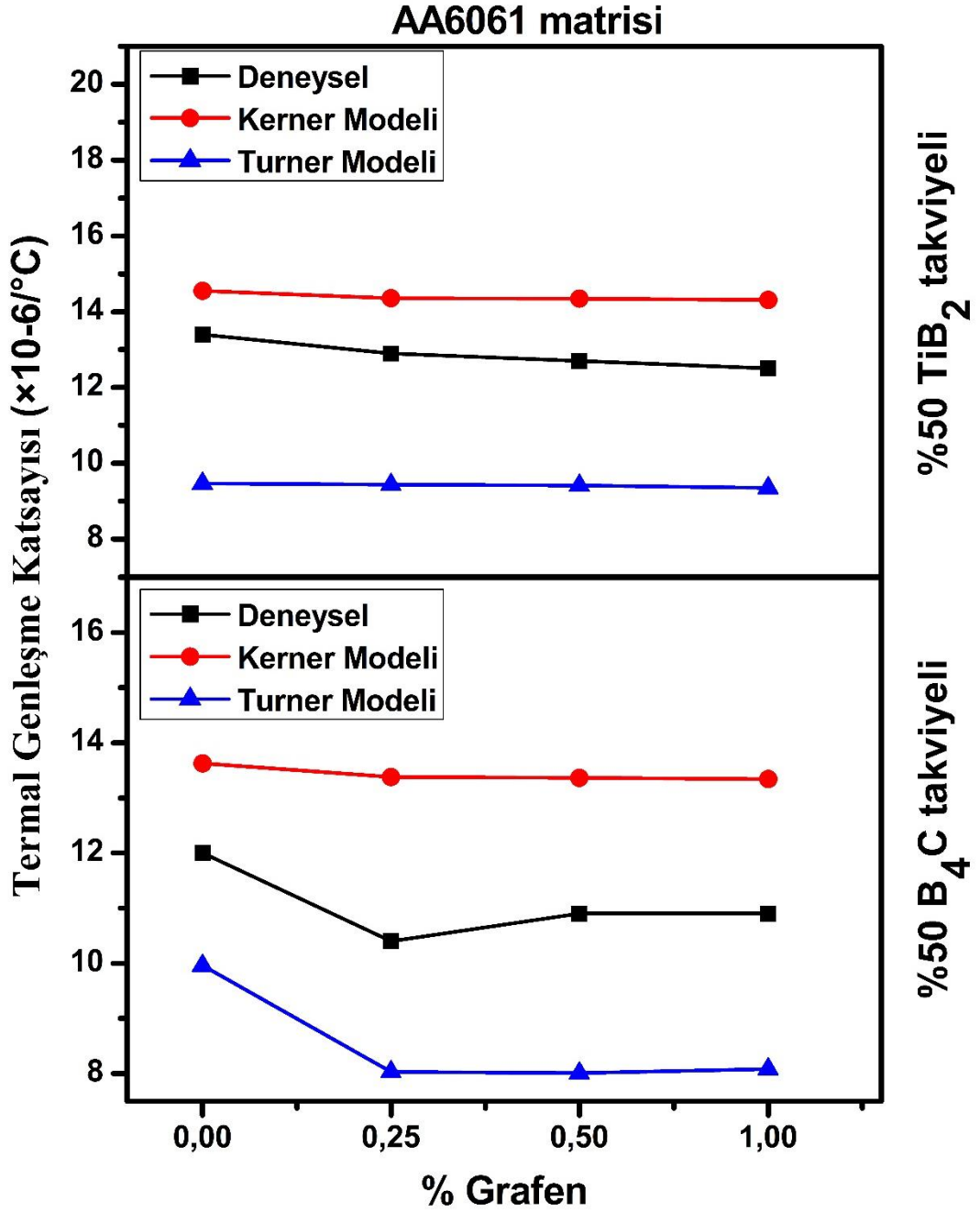
TiB₂ ile birlikte hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı grafen ilave edildiğinde ise elde edilen deneysel sonuçların Kerner modelinden sırasıyla %11, %12,9 ve %14 oranlarında daha düşük, Turner modelinden ise sırasıyla %36, %35 ve %33 oranlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Aynı matris için kullanılan bir başka seramik takviyesi de B₄C partikülleridir. AA6061 matrisine hacimce %50 oranında B₄C takviye edildiğinde deneysel olarak tespit edilen termal genleşme katsayısı değeri Kerner modelinde %13 daha düşük, Turner modelinden ise %20 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. B₄C ile birlikte aynı matrise hacimce %0,25, %0,5 ve %1 oranlarında ayrı ayrı grafen ilave edildiğinde ise elde edilen deneysel sonuçların Kerner modelinden sırasıyla %28, %22 ve %22 oranlarında daha düşük, Turner modelinden ise sırasıyla %29, %36 ve %35 oranlarında daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 7.11. AA2024 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması.



Şekil 7.12. Al-Si matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması.



Şekil 7.13. AA6061 matrisli kompozitlerin deneysel ve teorik termal genleşme katsayısı değerlerinin kıyaslanması.

Bileşenlerin hacimsel fraksiyonu, bulk modülü, kaymamodülü ve termal genleşme katsayısı gibi değerler kompozitlerin termal genleşme katsayısını etkileyen parametrelerdir. Bu bağlamda matris olarak kullanılan AA2024 ve AA6061 alaşımlarının bulk modülleri ve kayma modülleri birbirine oldukça yakınken, Al-Si alaşımının diğerlerine göre yaklaşık %10 daha yüksek olduğu hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre Al-Si matrisli kompozitlerin termal genleşme katsayısı

değerlerinin genel olarak daha düşük olmasının muhtemel sebebinin bu olduğu düşünülmektedir [131,132]. Öte yandan seramik takviyelerin bulk modülü ve kayma modülü değerlendirildiğinde TiB_2 'nin bulk modülü B_4C 'ye kıyasla %1 civarında, kaymamodülü ise %37 civarında daha üstün olduğu hesaplanmıştır. Bu bağlamda TiB_2 takviyeli kompozitlerin daha düşük termal genleşme katsayısı değerlerine sahip olması beklenmektedir ancak deneysel sonuçlara göre B_4C takviyeli olanların daha düşük olduğu anlaşılmaktadır. K Chu ve arkadaşları [133] bu tür durumlarda partikül boyutunu en önemli etken olduğunu söylemişlerdir. Bu çalışmada aynı zamanda büyük partikül boyutuna sahip kompozitlerin partikül ile matris arasındaki uyumsuzluktan kaynaklı matriste daha çok plastik deformasyonlar meydana getirdiğini belirtmişlerdir. Bu tür gerilimlerin ise matrisin hareketini engelleyici nitelikte olduğu için termal genleşme katsayısını düşürdüğünü belirtmişlerdir. Takviye olarak kullanılan B_4C partiküllerinin daha büyük partikül boyutuna sahip olması, TiB_2 takviyeli kompozitlere kıyasla daha çok çok etkili olduğu düşünülmektedir. Ayrıca takviye partiküller matrisin uzamasını da engelleyerek termal genleşme katsayısını düşürmektedir. Bu bağlamda TiB_2 'li kompozitlerin matris ile etkileşimleri daha kötü olduğu için B_4C 'li kompozitlerin termal genleşme katsayıları daha düşük olduğunu söyleyebiliriz. Grafen ise hem termal genleşme katsayısı bakımından hem de miktar bakımından en düşük değere sahip bileşendir. Bulk modülü ve kayma modülü bakımından B_4C 'ye oldukça yakındır. Grafenin miktarca az olması etkisini önemli ölçüde azaltmaktadır. Bulk modülü ve kayma modülü değerleri bakımından diğer bileşenlerden daha düşük olduğu için kompozitlerin termal genleşme katsayısı değerlerini düşürücü etki yapması beklenmektedir [134]. Ancak bileşen olarak en düşük termal genleşme katsayısı değerine sahip olması hem teorik hem de deneysel olarak kompozitlerin termal genleşme katsayısını çok düşük miktarlarda belirli bir değere kadar (%0,25 ve %0,5) olumlu yönde etkilemiştir. Bu değerlerden sonra ise matris ile ara yüzey etkileşimlerini bozarak termal genleşme katsayısı değerlerini olumsuz yönde etkilemiş olduğu düşünülmektedir. Teorik ve deneysel kıyaslamasında da benzer sonuçların bulunması elde ettiğimiz değerlerin tutarlılığını kanıtlar niteliktedir.

Teorik sonuçların deneysel sonuçlar ile kıyaslamasına gelince TiB_2 takviyeli kompozitlerin deneysel olarak elde edilen sonuçlarının Kerner modeline göre teorik

olarak hesaplanan sonuçları ile arasında %7 ile %16 arasında fark olduğu, Turner modeline göre ise %42 ile %55 arasında fark olduğu tespit edilmiştir. Yine aynı matrisler ile üretilen B₄C takviyeli kompozitlerin deneysel olarak elde edilen sonuçlarının Kerner modeline göre teorik olarak hesaplanan sonuçları ile arasında %15 ile %30 arasında fark olduğu, Turner modeline göre ise %56 ile %70 arasında fark olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlara göre bu tür kompozitlerin termal genişleme katsayılarını önceden tahmin etmek için Kerner modelinin kullanılması Turner'e kıyasla daha doğru sonuçlar vereceği düşünülmektedir.

BÖLÜM 8

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışması kapsamında üretilen alüminyum matrisli kompozitlerin pek çok özelliği bir arada incelenmiştir. Bu özelliklerin başında takviye partikül ve matrisler değiştirilerek basınçlı infiltrasyon yöntemindeki üretilebilirlikleri değerlendirilmiştir. Elde edilen bulgulara göre takviye partiküllerin boyutsal olarak dağılımları başarılı üretimler için büyük önem arz ettiği sonucuna varılmıştır. Farklı partikül boyutuna sahip TiB₂ ve B₄C takviyeleri arasında en başarılı üretimlerin, partikül boyutu daha büyük ve homojen olan B₄C'li numuneler ile gerçekleştiği gözlenmiştir. Öte yandan infiltrasyon yöntemi ile grafen gibi nanopartikül takviyesi yapmak istediğimizde ise partikül boyutu büyük olan (~40 µm) yardımcı takviyeler ile belirli bir miktara kadar başarılı bir şekilde gerçekleştiği anlaşılmıştır. Bizim çalışmamızda elde ettiğimiz optimum değerler hacimce %0,25 ila %0,5 nanopartikül takviyesi ile gerçekleşmiştir. Deneysel olarak elde edilen sonuçlara bakılırsa seramik takviyelerin mekanik bakımdan tüm matrislerin dayanımlarını önemli derecede arttırmıştır. Grafen nanopartiküllerin ise bahsi geçen miktarlarda eklendiğinde bu artışa ekstra katkılarda bulunmuştur. Ancak termal bakımdan bu seramik takviyelerin matrislerin termal genişleme katsayılarını düşürerek olumlu bir davranış daha sergilediği öğrenilmiştir. Ancak tüm matrislerin hacimce %50 oranında seramikle takviye edilmesi ısı iletim katsayılarını önemli derecede düşürmüştür. Burada grafen nanopartiküllerinin etkisini göstererek matrislerin termal iletkenlik katsayısını belirli bir miktar arttırdığı gözlenmiştir. Elde edilen deneysel sonuçların teorik hesaplananlarla bazı durumlarda önemli farkların meydana geldiği bazı durumlarda ise bu farkın oldukça azaldığı anlaşılmıştır. Önemli derecede gözlenen farkların genellikle TiB₂ takviyeli kompozitlerin mekanik özelliklerinde meydana gelmiştir. Öyle ki TiB₂ takviyesi tek başına matristen on kat daha yüksek dayanıma sahiptir. Teorik olarak %50 TiB₂ içeren bir kompozitin mukavemet değerinin de bu yüzden oldukça yüksek çıkması beklenmektedir. Ancak elde edilen sonuçlara göre oldukça düşük değerler

gözenmiştir. Bu olumsuzluğun sebebi olarak küçük ve homojen dağılım göstermeyen takviye partiküllerin önemli derecede porozite meydana getirmesinden kaynaklanmaktadır. Benzer sonuçlar termal özellikler için de gözlenmiştir. Sonuç olarak basınçlıinfiltrasyon yöntemi ile partikül boyutu homojen dağılım göstermeyen 40 mikron altında olan takviyelerle üretilen kompozitlerde hem mekanik hem de termal özelliklerin olumsuz yönde etkilendiği söylenebilir.. Ancak homojen dağılımlı ve 40 mikron üzeri partikül boyutuna sahip takviyeler ile üretilen kompozitlerin termal ve mekanik özelliklerinin arzu edilen özelliklere uygun olduğu anlaşılmıştır. Grafen nanopartiküllerinin ise uygun yardımcı partikül ile birlikte takviye matrislere edildiğinde, kompozitlerin hem termal hem de mekanik özelliklerini olumlu yönde etkilediği sonucuna varılmıştır.

KAYNAKLAR

1. Chawla, N. and Chawla, K. K., "Metal-matrix composites in ground transportation", *JoM*, 58 (11): 67–70 (2006).
2. Internet: Nturanabo, F., Masu, L. M., and Govender, G., "Automotive Light-Weighting Using Aluminium Metal Matrix Composites", **MSF.828-829.485** (2020).
3. Donomoto, T., Miura, N., Funatani, K., and Miyake, N., "SAE tech paper no. 83052", *Detroit, MI: Society Of Automotive Engineers*, (1983).
4. Committee, A. I. H. and Miracle, D. B., "ASM Handbook: Composites/Daniel B. Miracle... Volume Chairs", *ASM International*, (2001).
5. Donaldson, S. L. and Miracle, D. B., "Metal handbook: composites, vol. 21", *Materials Park (OH): ASM International*, (2001).
6. Chawla, N., Williams, J. J., and Saha, R., "Mechanical behavior and microstructure characterization of sinter-forged SiC particle reinforced aluminum matrix composites", *Journal Of Light Metals*, 2 (4): 215–227 (2002).
7. Leitmeier, D., Degischer, H. P., and Flankl, H. J., "Development of a Foaming Process for Particulate Reinforced Aluminum Melts", *Advanced Engineering Materials*, 4 (10): 735–740 (2002).
8. Handbook, A. S. M., "Volume 21: Composites", *USA: ASM International*, (2001).
9. "16 - Metal matrix, fibre-metal and ceramic matrix composites for aerospace applications", Introduction to Aerospace Materials, *Woodhead Publishing*, 394–410 (2012).
10. Wu, S., Yan, T., Kuai, Z., and Pan, W., "Thermal conductivity enhancement on phase change materials for thermal energy storage: A review", *Energy Storage Materials*, 25: 251–295 (2020).
11. Zweben, C., "Metal-matrix composites for electronic packaging", *JOM*, 44 (7): 15–23 (1992).
12. Zweben, C., "Mechanical and Thermal Properties of Silicon Carbide Particle-Reinforced Aluminum", *Thermal And Mechanical Behavior Of Metal Matrix And Ceramic Matrix Composites*, (1989).
13. Premkumar, M. K., Yun, D. I., and Sawtell, R. R., "Aluminum Composite Materials via Pressure Casting", *TMS Annual Meeting, San Diego, CA*, 25: (1992).

14. White, D., Keck, S., Smith, I., and Silzars, A., "New ground in hybrid packaging", *Hybrid Circuit Technology*, 12 (1): 14–19 (1990).
15. Safri, S. N. A., Sultan, M. T. H., Jawaid, M., and Jayakrishna, K., "Impact behaviour of hybrid composites for structural applications: A review", *Composites Part B: Engineering*, 133: 112–121 (2018).
16. Rajan, T. P. D., Pillai, R. M., and Pai, B. C., "Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites", *Journal Of Materials Science*, 33 (14): 3491–3503 (1998).
17. Ye, H. Z. and Liu, X. Y., "Review of recent studies in magnesium matrix composites", *Journal Of Materials Science*, 39 (20): 6153–6171 (2004).
18. Acker, R., Martin, S., Meltke, K., and Wolf, G., "Casting of Fe–CrMnNi and ZrO₂-Based Metal–Matrix Composites and Their Wear Properties", *Steel Research International*, 87 (8): 1111–1117 (2016).
19. Alam, S. N. and Singh, H., "Development of copper-based metal matrix composites: An analysis by SEM, EDS and XRD", *Microscopy And Analysis*, 28: S8–S13 (2014).
20. Köhler, E. and Niehues, J., "Aluminum matrix composite materials in combustion engines", *Metal Matrix Composites Custom-Made Materials For Automotive And Aerospace Engineering, Wiley-VCH, Weinheim*, 95–108 (2006).
21. Kala, H., Mer, K. K. S., and Kumar, S., "A review on mechanical and tribological behaviors of stir cast aluminum matrix composites.", *Procedia Materials Science*, 6: 1951–1960 (2014).
22. Manu, K. S., Raag, L. A., Rajan, T. P. D., Gupta, M., and Pai, B. C., "Liquid metal infiltration processing of metallic composites: a critical review", *Metallurgical And Materials Transactions B*, 47 (5): 2799–2819 (2016).
23. Rajan, T. P. D., Pillai, R. M., and Pai, B. C., "J Mater Sci 33: 3491. doi: 10.1023", *A: 1004674822751*, (1998).
24. Garcia-Cordovilla, C., Louis, E., and Narciso, J., "Pressure infiltration of packed ceramic particulates by liquid metals", *Acta Materialia*, 47 (18): 4461–4479 (1999).
25. Xi, X. M. and Yang, X. F., "Spontaneous Infiltration of Aluminum-Silicon Alloy into Silicon Carbide Preforms in Air", *Journal Of The American Ceramic Society*, 79 (1): 102–108 (1996).
26. Tun, K. S. and Gupta, M., "Effect of heating rate during hybrid microwave sintering on the tensile properties of magnesium and Mg/Y₂O₃ nanocomposite", *Journal Of Alloys And Compounds*, 466 (1–2): 140–145 (2008).

27. Nguyen, Q. B. and Gupta, M., "Enhancing compressive response of AZ31B magnesium alloy using alumina nanoparticulates", *Composites Science And Technology*, 68 (10–11): 2185–2192 (2008).
28. Dai, L. H., Ling, Z., and Bai, Y. L., "Size-dependent inelastic behavior of particle-reinforced metal–matrix composites", *Composites Science And Technology*, 61 (8): 1057–1063 (2001).
29. Habibnejad-Korayem, M., Mahmudi, R., and Poole, W. J., "Enhanced properties of Mg-based nano-composites reinforced with Al₂O₃ nano-particles", *Materials Science And Engineering: A*, 519 (1–2): 198–203 (2009).
30. Ye, J., Han, B. Q., Lee, Z., Ahn, B., Nutt, S. R., and Schoenung, J. M., "A tri-modal aluminum based composite with super-high strength", *Scripta Materialia*, 53 (5): 481–486 (2005).
31. Sekine, H. and Chent, R., "A combined microstructure strengthening analysis of SiCp/Al metal matrix composites", *Composites*, 26 (3): 183–188 (1995).
32. CHEN, K., FANG, L., LI, X., HUANG, D., and FANG, H., "Influence of particle failure on strength of SiC_p/Al composites [J]", *Journal Of Central South University (Science And Technology)*, 3: (2008).
33. Kouzeli, M. and Mortensen, A., "Size dependent strengthening in particle reinforced aluminium", *Acta Materialia*, 50 (1): 39–51 (2002).
34. Liu, G., Sun, J., Nan, C.-W., and Chen, K.-H., "Experiment and multiscale modeling of the coupled influence of constituents and precipitates on the ductile fracture of heat-treatable aluminum alloys", *Acta Materialia*, 53 (12): 3459–3468 (2005).
35. Zhang, Z. and Chen, D. L., "Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength", *Scripta Materialia*, 54 (7): 1321–1326 (2006).
36. Hassan, S. F., Tan, M. J., and Gupta, M., "High-temperature tensile properties of Mg/Al₂O₃ nanocomposite", *Materials Science And Engineering: A*, 486 (1–2): 56–62 (2008).
37. Zhang, Z. and Chen, D. L., "Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites", *Materials Science And Engineering: A*, 483: 148–152 (2008).
38. Maxwell, J. C., "The Scientific Papers of James Clerk Maxwell...", *University Press*, (1890).
39. Cheng, S. C. and Vachon, R. I., "The prediction of the thermal conductivity of two and three phase solid heterogeneous mixtures", *International Journal Of Heat And Mass Transfer*, 12 (3): 249–264 (1969).

40. Lewis, T. B. and Nielsen, L. E., "Dynamic mechanical properties of particulate-filled composites", *Journal Of Applied Polymer Science*, 14 (6): 1449–1471 (1970).
41. Agari, Y. and Uno, T., "Estimation on thermal conductivities of filled polymers", *Journal Of Applied Polymer Science*, 32 (7): 5705–5712 (1986).
42. Bruggeman, V. D., "Berechnung verschiedener physikalischer Konstanten von heterogenen Substanzen. I. Dielektrizitätskonstanten und Leitfähigkeiten der Mischkörper aus isotropen Substanzen", *Annalen Der Physik*, 416 (7): 636–664 (1935).
43. Molina, J. M., Prieto, R., Narciso, J., and Louis, E., "The effect of porosity on the thermal conductivity of Al–12 wt.% Si/SiC composites", *Scripta Materialia*, 60 (7): 582–585 (2009).
44. Agrawal, R., Saxena, N. S., Sreekala, M. S., and Thomas, S., "Effect of treatment on the thermal conductivity and thermal diffusivity of oil-palm-fiber-reinforced phenolformaldehyde composites", *Journal Of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, 38 (7): 916–921 (2000).
45. Aadmi, M., Karkri, M., Ibos, L., and Hammouti, M. E., "Effective thermal conductivity of random two-phase composites", *Journal Of Reinforced Plastics And Composites*, 33 (1): 69–80 (2014).
46. Hamilton, R. L. and Crosser, O. K., "Thermal conductivity of heterogeneous two-component systems", *Industrial & Engineering Chemistry Fundamentals*, 1 (3): 187–191 (1962).
47. Hasselman, D. P. H. and Johnson, L. F., "Effective thermal conductivity of composites with interfacial thermal barrier resistance", *Journal Of Composite Materials*, 21 (6): 508–515 (1987).
48. Bai, H., Xue, C., Lyu, J. L., Li, J., Chen, G. X., Yu, J. H., Lin, C. T., Lv, D. J., and Xiong, L. M., "Thermal conductivity and mechanical properties of flake graphite/copper composite with a boron carbide-boron nano-layer on graphite surface", *Composites Part A: Applied Science And Manufacturing*, 106: 42–51 (2018).
49. Zhang, Y., Zhang, H. L., Wu, J. H., and Wang, X. T., "Enhanced thermal conductivity in copper matrix composites reinforced with titanium-coated diamond particles", *Scripta Materialia*, 65 (12): 1097–1100 (2011).
50. Swartz, E. T. and Pohl, R. O., "Thermal resistance at interfaces", *Applied Physics Letters*, 51 (26): 2200–2202 (1987).
51. Swartz, E. T. and Pohl, R. O., "Thermal boundary resistance", *Reviews Of Modern Physics*, 61 (3): 605 (1989).
52. Lübberts, R., Grünsteudel, H. F., Chumakov, A. I., and Wortmann, G., "Density of phonon states in iron at high pressure", *Science*, 287 (5456): 1250–1253 (2000).

53. He, L. F., Wang, J. Y., Bao, Y. W., and Zhou, Y. C., "Elastic and thermal properties of $Zr_2Al_3C_4$: Experimental investigations and ab initio calculations", *Journal Of Applied Physics*, 102 (4): 043531 (2007).
54. Sun, Z., Li, S., Ahuja, R., and Schneider, J. M., "Calculated elastic properties of M_2AlC ($M= Ti, V, Cr, Nb$ and Ta)", *Solid State Communications*, 129 (9): 589–592 (2004).
55. Gundrum, B. C., Cahill, D. G., and Averback, R. S., "Thermal conductance of metal-metal interfaces", *Physical Review B*, 72 (24): 245426 (2005).
56. Shen, Y.-L., Needleman, A., and Suresh, S., "Coefficients of thermal expansion of metal-matrix composites for electronic packaging", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 25 (4): 839–850 (1994).
57. Thakur, S. K., Kwee, G. T., and Gupta, M., "Development and characterization of magnesium composites containing nano-sized silicon carbide and carbon nanotubes as hybrid reinforcements", *Journal Of Materials Science*, 42 (24): 10040–10046 (2007).
58. Lee, Y. S., Gungor, M. N., Batt, T. J., and Liaw, P. K., "Semi-empirical investigation of thermal expansion behavior of components in a two-phase particle-reinforced metal matrix composite", *Materials Science And Engineering: A*, 145 (1): 37–46 (1991).
59. Turner, P. S., "The problem of thermal-expansion stresses in reinforced plastics", (1942).
60. Kerner, E. H., "The elastic and thermo-elastic properties of composite media", *Proceedings Of The Physical Society. Section B*, 69 (8): 808 (1956).
61. Schapery, R. A., "Thermal expansion coefficients of composite materials based on energy principles", *Journal Of Composite Materials*, 2 (3): 380–404 (1968).
62. Zan, Y. N., Zhou, Y. T., Zhao, H., Liu, Z. Y., Wang, Q. Z., Wang, D., Wang, W. G., Xiao, B. L., and Ma, Z. Y., "Enhancing high-temperature strength of $(B_4C+Al_2O_3)/Al$ designed for neutron absorbing materials by constructing lamellar structure", *Composites Part B: Engineering*, 183: 107674 (2020).
63. Yang, W., Chen, G., Qiao, J., Liu, S., Xiao, R., Dong, R., Hussain, M., and Wu, G., "Graphene nanoflakes reinforced Al-20Si matrix composites prepared by pressure infiltration method", *Materials Science And Engineering: A*, 700: 351–357 (2017).
64. Kang, Y.-C. and Chan, S. L.-I., "Tensile properties of nanometric Al_2O_3 particulate-reinforced aluminum matrix composites", *Materials Chemistry And Physics*, 85 (2–3): 438–443 (2004).
65. Namini, A. S., Azadbeh, M., and Asl, M. S., "Effect of TiB_2 content on the characteristics of spark plasma sintered $Ti-TiB_w$ composites", *Advanced Powder Technology*, 28 (6): 1564–1572 (2017).

66. Lee, K. B., Sim, H. S., Kwon, H., and Cho, S. Y., "Tensile properties of 5052 Al Matrix composites reinforced with B₄C particles", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 32 (8): 2142–2147 (2001).
67. Chen, Z. Y., Chen, Y. Y., An, G. Y., Shu, Q., Li, D., and Liu, Y. Y., "Microstructure and properties of in situ Al/TiB₂ composite fabricated by in-melt reaction method", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 31 (8): 1959–1964 (2000).
68. Rahimian, M., Ehsani, N., Parvin, N., and reza Baharvandi, H., "The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al–Al₂O₃ composites, made by powder metallurgy", *Journal Of Materials Processing Technology*, 209 (14): 5387–5393 (2009).
69. Alizadeh, M. and Paydar, M. H., "Fabrication of nanostructure Al/SiCp composite by accumulative roll-bonding (ARB) process", *Journal Of Alloys And Compounds*, 492 (1–2): 231–235 (2010).
70. Pichumani, S., Srinivasan, R., and Ramamoorthi, V., "Investigation on mechanical behavior and material characteristics of various weight composition of SiCp reinforced aluminium metal matrix composite", *IOP Conference Series: Materials Science And Engineering*, 310: 012082 (2018).
71. Murugan, S. S., Jegan, V., and Velmurugan, M., "Mechanical Properties of SiC, Al₂O₃ Reinforced Aluminium 6061-T6 Hybrid Matrix Composite", *Journal Of The Institution Of Engineers (India): Series D*, 1–7 (2017).
72. Sithebe, H. S. L., McLachlan, D., Sigalas, I., and Herrmann, M., "Pressure infiltration of boron nitride preforms with molten aluminum", *Ceramics International*, 34 (6): 1367–1371 (2008).
73. Hu, Q., Zhao, H., and Li, F., "Microstructures and properties of SiC particles reinforced aluminum-matrix composites fabricated by vacuum-assisted high pressure die casting", *Materials Science And Engineering: A*, 680: 270–277 (2017).
74. Abhik, R., Umasankar, V., and Xavier, M. A., "Evaluation of properties for Al-SiC reinforced metal matrix composite for brake pads", *Procedia Engineering*, 97: 941–950 (2014).
75. Wang, Y. and Song, J., "Dry sliding wear behavior of Al₂O₃ fiber and SiC particle reinforced aluminium based MMCs fabricated by squeeze casting method", *Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China*, 21 (7): 1441–1448 (2011).
76. Frage, N., Levin, L., Frumin, N., Gelbstein, M., and Dariel, M. P., "Manufacturing B₄C–(Al, Si) composite materials by metal alloy infiltration", *Journal Of Materials Processing Technology*, 143: 486–490 (2003).

77. Pyzik, A. J. and Beaman, D. R., "Al-B-C Phase Development and Effects on Mechanical Properties of B4C/Al-Derived Composites", *Journal Of The American Ceramic Society*, 78 (2): 305–312 (1995).
78. Zayed, A. S., Kamel, B. M., Osman, T. A., Elkady, O. A., and Ali, S., "Experimental study of tribological and mechanical properties of aluminum matrix reinforced by Al₂O₃/CNTs", *Fullerenes, Nanotubes And Carbon Nanostructures*, 27 (7): 538–544 (2019).
79. El-Ghazaly, A., Anis, G., and Salem, H. G., "Effect of graphene addition on the mechanical and tribological behavior of nanostructured AA2124 self-lubricating metal matrix composite", *Composites Part A: Applied Science And Manufacturing*, 95: 325–336 (2017).
80. Veeravalli, R. R., Nallu, R., and Mohammed Moulana Mohiuddin, S., "Mechanical and tribological properties of AA7075–TiC metal matrix composites under heat treated (T6) and cast conditions", *Journal Of Materials Research And Technology*, 5 (4): 377–383 (2016).
81. Mohammad Sharifi, E., Karimzadeh, F., and Enayati, M. H., "Fabrication and evaluation of mechanical and tribological properties of boron carbide reinforced aluminum matrix nanocomposites", *Materials & Design*, 32 (6): 3263–3271 (2011).
82. Mandal, A., Chakraborty, M., and Murty, B. S., "Effect of TiB₂ particles on sliding wear behaviour of Al–4Cu alloy", *Wear*, 262 (1): 160–166 (2007).
83. Suresh, S., Moorthi, N., and Prema, C. E., "Tribological and mechanical behavior study of Al6061-TiB₂ metal matrix composites using stir casting", *Advanced Materials Research*, 984: 200–206 (2014).
84. Chi, H., Jiang, L., Chen, G., Qiao, J., Lin, X., and Wu, G., "The tribological behavior evolution of TiB₂/Al composites from running-in stage to steady stage", *Wear*, 368: 304–313 (2016).
85. Ahlatcı, H., "Alüminyum-silisyum karbür kompozitlerin mekanik özelliklerine ve aşınma davranışına takviye boyutunun ve matris bileşiminin etkisi", PhD Thesis, *Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2003).
86. 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 & Design (1980-2015)*, 65: 1121–1135 (2015).
87. Ahlatci, H., Candan, E., and Çimenoğlu, H., "Abrasive wear behavior and mechanical properties of Al–Si/SiC composites", *Wear*, 257 (5–6): 625–632 (2004).
88. Chen, J. K. and Huang, I. S., "Thermal properties of aluminum–graphite composites by powder metallurgy", *Composites Part B: Engineering*, 44 (1): 698–703 (2013).

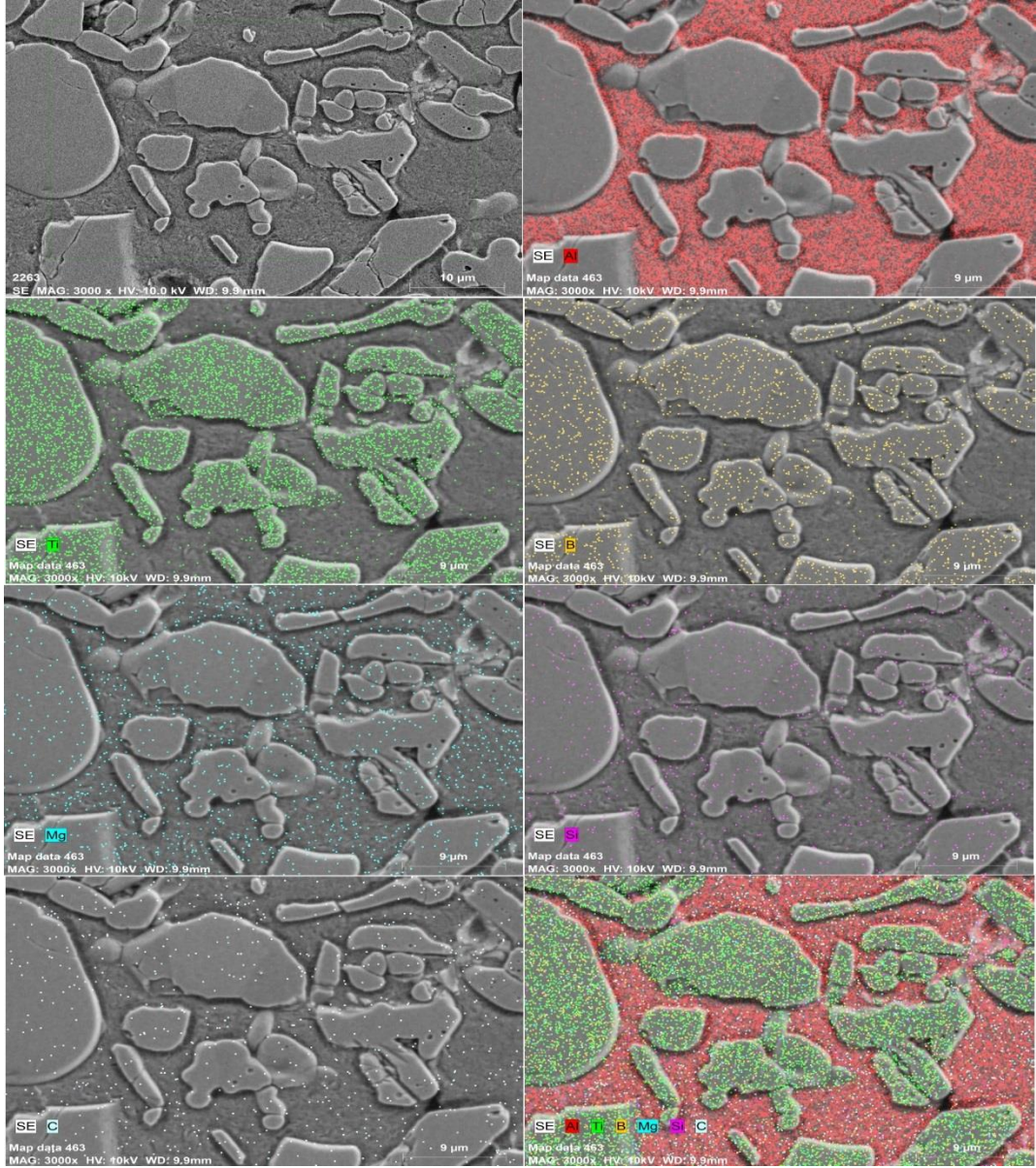
89. Ubaid, F., Matli, P. R., Shakoor, R. A., Parande, G., Manakari, V., Mohamed, A. M. A., and Gupta, M., "Using B4C Nanoparticles to Enhance Thermal and Mechanical Response of Aluminum", *Materials*, 10 (6): 621 (2017).
90. Tan, Z., Chen, Z., Fan, G., Ji, G., Zhang, J., Xu, R., Shan, A., Li, Z., and Zhang, D., "Effect of particle size on the thermal and mechanical properties of aluminum composites reinforced with SiC and diamond", *Materials & Design*, 90: 845–851 (2016).
91. Azadi, M., Safarloo, S., Loghman, F., and Rasouli, R., "Microstructural and thermal properties of piston aluminum alloy reinforced by nano-particles", *AIP Conference Proceedings*, 1920 (1): 020027 (2018).
92. Guo, B., Zhang, X., Cen, X., Wang, X., Song, M., Ni, S., Yi, J., Shen, T., and Du, Y., "Ameliorated mechanical and thermal properties of SiC reinforced Al matrix composites through hybridizing carbon nanotubes", *Materials Characterization*, 136: 272–280 (2018).
93. Huang, Y., Su, Y., Guo, X., Guo, Q., Ouyang, Q., Zhang, G., and Zhang, D., "Fabrication and thermal conductivity of copper coated graphite film/aluminum composites for effective thermal management", *Journal Of Alloys And Compounds*, 711: 22–30 (2017).
94. Xia, Y., Song, Y., Lin, C., Cui, S., and Fang, Z., "Effect of carbide formers on microstructure and thermal conductivity of diamond-Cu composites for heat sink materials", *Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China*, 19 (5): 1161–1166 (2009).
95. Bai, G., Li, N., Wang, X., Wang, J., Kim, M. J., and Zhang, H., "High thermal conductivity of Cu-B/diamond composites prepared by gas pressure infiltration", *Journal Of Alloys And Compounds*, 735: 1648–1653 (2018).
96. Ravi, K. R., Pillai, R. M., Amaranathan, K. R., Pai, B. C., and Chakraborty, M., "Fluidity of aluminum alloys and composites: A review", *Journal Of Alloys And Compounds*, 456 (1): 201–210 (2008).
97. Nicholas, M. G. and Old, C. F., "Liquid metal embrittlement", *Journal Of Materials Science*, 14 (1): 1–18 (1979).
98. Wang, H. Y., Jiang, Q. C., Zhao, Y. Q., Zhao, F., Ma, B.-X., and Wang, Y., "Fabrication of TiB₂ and TiB₂-TiC particulates reinforced magnesium matrix composites", *Materials Science And Engineering: A*, 372 (1–2): 109–114 (2004).
99. Hwang, Y. and Lee, J. K., "Preparation of TiB₂ powders by mechanical alloying", *Materials Letters*, 54 (1): 1–7 (2002).
100. Han, Y., Liu, X., and Bian, X., "In situ TiB₂ particulate reinforced near eutectic Al-Si alloy composites", *Composites Part A: Applied Science And Manufacturing*, 33 (3): 439–444 (2002).

101. Berchmans, L. J., Mani, V., and Amalajyothi, K., "Synthesis of boron carbide by calciothermic reduction process", *International Journal Of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 18 (1): 60–63 (2009).
102. Rashad, M., Pan, F., Tang, A., and Asif, M., "Effect of graphene nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method", *Progress In Natural Science: Materials International*, 24 (2): 101–108 (2014).
103. Kang, N., Coddet, P., Liao, H., Baur, T., and Coddet, C., "Wear behavior and microstructure of hypereutectic Al-Si alloys prepared by selective laser melting", *Applied Surface Science*, 378: 142–149 (2016).
104. Yandouzi, M., Böttger, A. J., Hendrikx, R. W. A., Brochu, M., Richer, P., Charest, A., and Jodoin, B., "Microstructure and mechanical properties of B₄C reinforced Al-based matrix composite coatings deposited by CGDS and PGDS processes", *Surface And Coatings Technology*, 205 (7): 2234–2246 (2010).
105. Birol, Y., "Microstructural evolution during annealing of a rapidly solidified Al–12Si alloy", *Journal Of Alloys And Compounds*, 439 (1–2): 81–86 (2007).
106. "Phys. Rev. Lett. 121, 063602 (2018) - Sensing Static Forces with Free-Falling Nanoparticles",
<https://journals.aps.org/prl/abstract/10.1103/PhysRevLett.121.063602>
(2020).
107. "Thermal Transformation of Metallized Plastic Packaging Waste into Value-Added Al/Al₃C₄/AlN Resources | ACS Sustainable Chemistry & Engineering",
<https://pubs.acs.org/doi/abs/10.1021/acssuschemeng.8b05503> (2020).
108. Sannino, A. P. and Rack, H. J., "Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: review and discussion", *Wear*, 189 (1–2): 1–19 (1995).
109. Rana, R. S., Purohit, R., kumar Sharma, A., and Rana, S., "Optimization of wear performance of aa 5083/10 Wt.% SiCp composites using Taguchi method", *Procedia Materials Science*, 6: 503–511 (2014).
110. Singh, J. and Chauhan, A., "Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables", *Ceramics International*, 42 (1): 56–81 (2016).
111. Karpasand, F., Abbasi, A., and Ardestani, M., "Effect of amount of TiB₂ and B₄C particles on tribological behavior of Al7075/B₄C/TiB₂ mono and hybrid surface composites produced by friction stir processing", *Surface And Coatings Technology*, 125680 (2020).
112. Esawi, A. M., Morsi, K., Sayed, A., Taher, M., and Lanka, S., "Effect of carbon nanotube (CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium composites", *Composites Science And Technology*, 70 (16): 2237–2241 (2010).

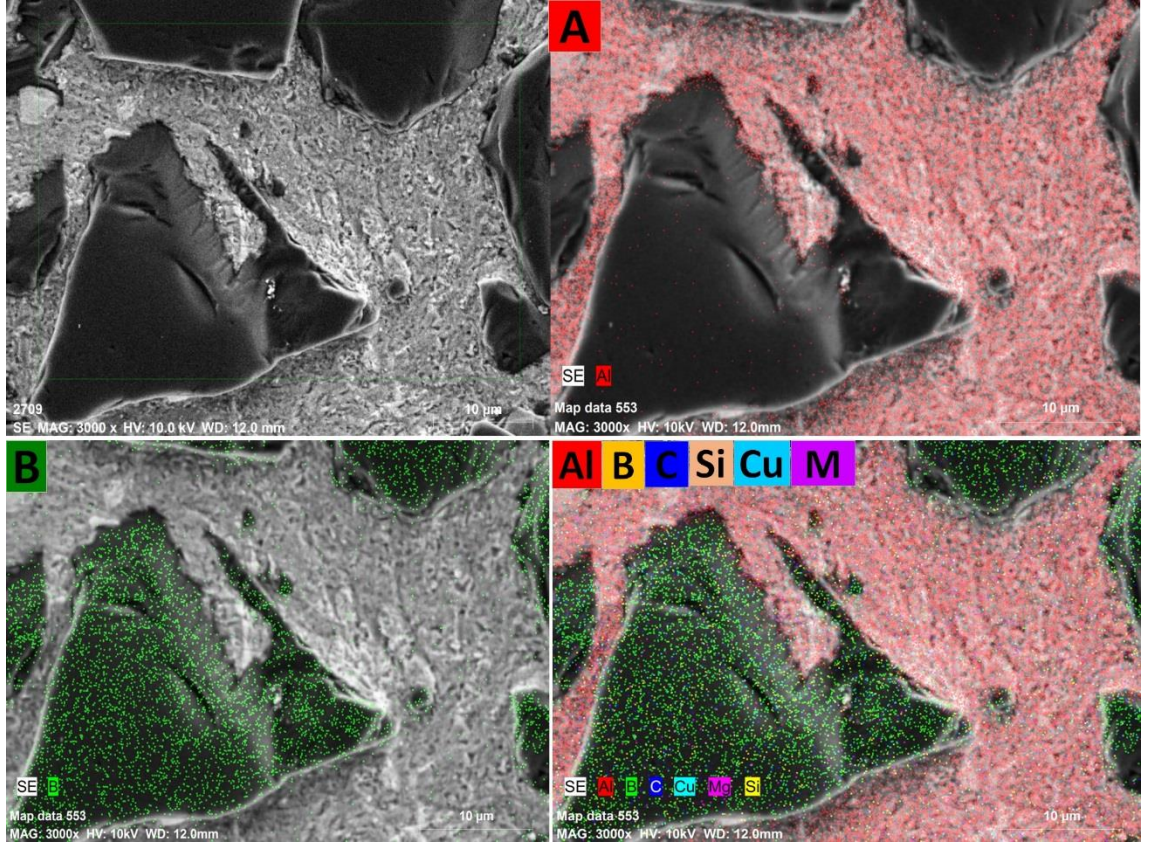
113. Seo, Y. H. and Kang, C. G., "Effects of hot extrusion through a curved die on the mechanical properties of SiCp/Al composites fabricated by melt-stirring", *Composites Science And Technology*, 59 (5): 643–654 (1999).
114. "2024-O Aluminum :: MakeItFrom.Com", <https://www.makeitfrom.com/material-properties/2024-O-Aluminum> (2020).
115. "6061-O Aluminum :: MakeItFrom.Com", <https://www.makeitfrom.com/material-properties/6061-O-Aluminum> (2020).
116. "ASM Material Data Sheet", <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA2024T4> (2020).
117. "ASM Material Data Sheet", <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA6061T6> (2020).
118. Munro, R. G., "Material properties of titanium diboride", *Journal Of Research Of The National Institute Of Standards And Technology*, 105 (5): 709 (2000).
119. Regner, K. T., Sellan, D. P., Su, Z., Amon, C. H., McGaughey, A. J., and Malen, J. A., "Broadband phonon mean free path contributions to thermal conductivity measured using frequency domain thermoreflectance", *Nature Communications*, 4 (1): 1–7 (2013).
120. Jain, A. and McGaughey, A. J., "Thermal transport by phonons and electrons in aluminum, silver, and gold from first principles", *Physical Review B*, 93 (8): 081206 (2016).
121. Zheng, Q., Mei, A. B., Tuteja, M., Sangiovanni, D. G., Hultman, L., Petrov, I., Greene, J. E., and Cahill, D. G., "Phonon and electron contributions to the thermal conductivity of V N x epitaxial layers", *Physical Review Materials*, 1 (6): 065002 (2017).
122. "EN AC-48100 (AlSi17Cu4Mg) Cast Aluminum :: MakeItFrom.Com", <https://www.makeitfrom.com/material-properties/EN-AC-48100-AlSi17Cu4Mg-Cast-Aluminum> (2020).
123. Demir, A. and Altinkok, N., "Effect of gas pressure infiltration on microstructure and bending strength of porous Al₂O₃/SiC-reinforced aluminium matrix composites", *Composites Science And Technology*, 64 (13–14): 2067–2074 (2004).
124. Candan, E., "Effect of alloying additions on the porosity of SiCp preforms infiltrated by aluminium", *Materials Letters*, 60 (9–10): 1204–1208 (2006).
125. Revesz, A., Ungar, T., Borbely, A., and Lendvai, J., "Dislocations and grain size in ball-milled iron powder", *Nanostructured Materials*, 7 (7): 779–788 (1996).

126. Ungár, T., RRévész, Á., and Borbély, A., "Dislocations and grain size in electrodeposited nanocrystalline Ni determined by the modified Williamson–Hall and Warren–Averbach procedures", *Journal Of Applied Crystallography*, 31 (4): 554–558 (1998).
127. Francl, J. and Kingery, W. D., "Thermal conductivity: IX, experimental investigation of effect of porosity on thermal conductivity", *Journal Of The American Ceramic Society*, 37 (2): 99–107 (1954).
128. Xie, S. H., Liu, Y. Y., and Li, J. Y., "Comparison of the effective conductivity between composites reinforced by graphene nanosheets and carbon nanotubes", *Applied Physics Letters*, 92 (24): 243121 (2008).
129. Majumdar, A. and Reddy, P., "Role of electron–phonon coupling in thermal conductance of metal–nonmetal interfaces", *Applied Physics Letters*, 84 (23): 4768–4770 (2004).
130. Rana, R. S., Purohit, R., and Das, S., "Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites", *International Journal Of Scientific And Research Publications*, 2 (6): 1–7 (2012).
131. Zhang, Q., Wu, G., Jiang, L., and Chen, G., "Thermal expansion and dimensional stability of Al–Si matrix composite reinforced with high content SiC", *Materials Chemistry And Physics*, 82 (3): 780–785 (2003).
132. Okumus, S. C., Aslan, S., Karšlioglu, R., Gultekin, D., and Akbulut, H., "Thermal expansion and thermal conductivity behaviors of Al–Si/SiC/graphite hybrid metal matrix composites (MMCs)", *Materials Science*, 18 (4): 341–346 (2012).
133. Chu, K., Jia, C. C., and Li, W. S., "On CTE of SPS consolidated SiCp/Al composites with various particle size distributions", *Materials Science And Technology*, 28 (12): 1397–1401 (2012).
134. Chu, K., Wang, X., Li, Y., Huang, D., Geng, Z., Zhao, X., Liu, H., and Zhang, H., "Thermal properties of graphene/metal composites with aligned graphene", *Materials & Design*, 140: 85–94 (2018).

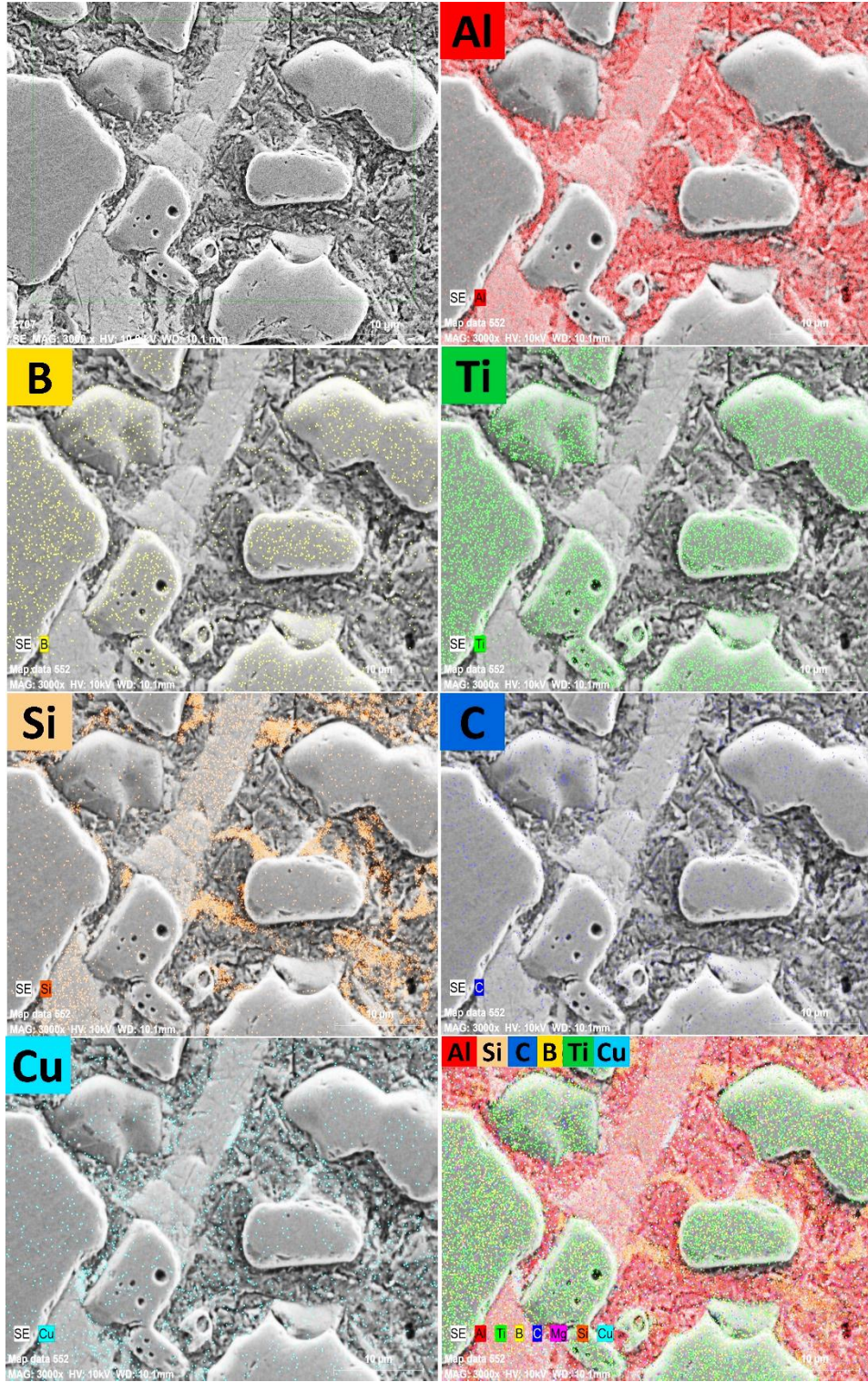
EK AÇIKLAMALAR A.



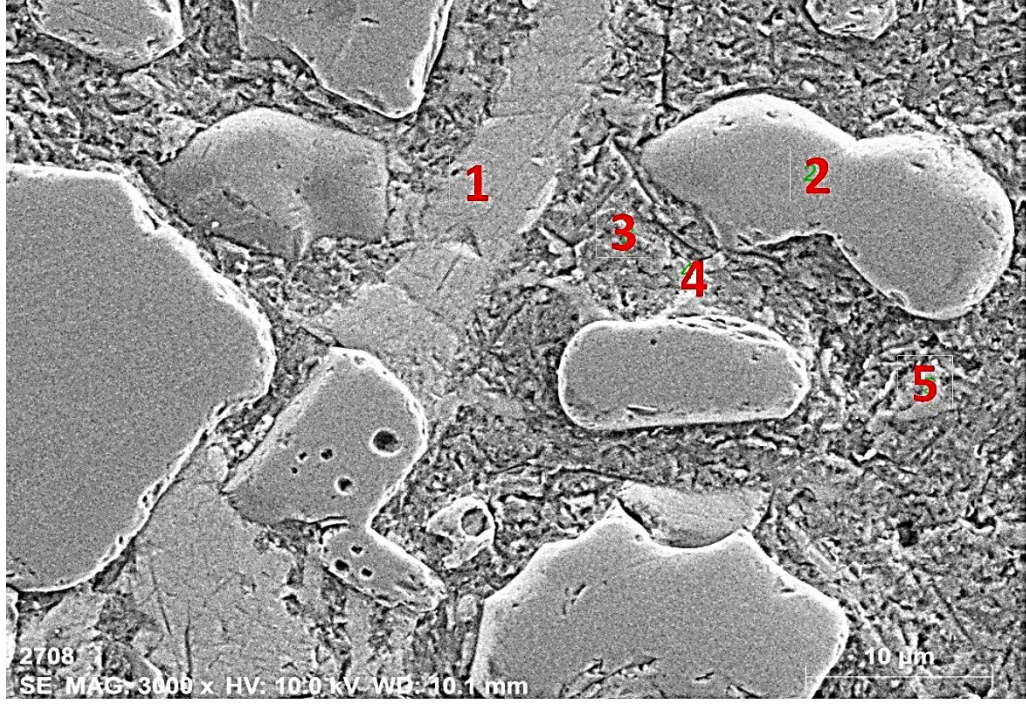
Şekil Ek A.1. S2 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



Şekil Ek A.2. S6 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



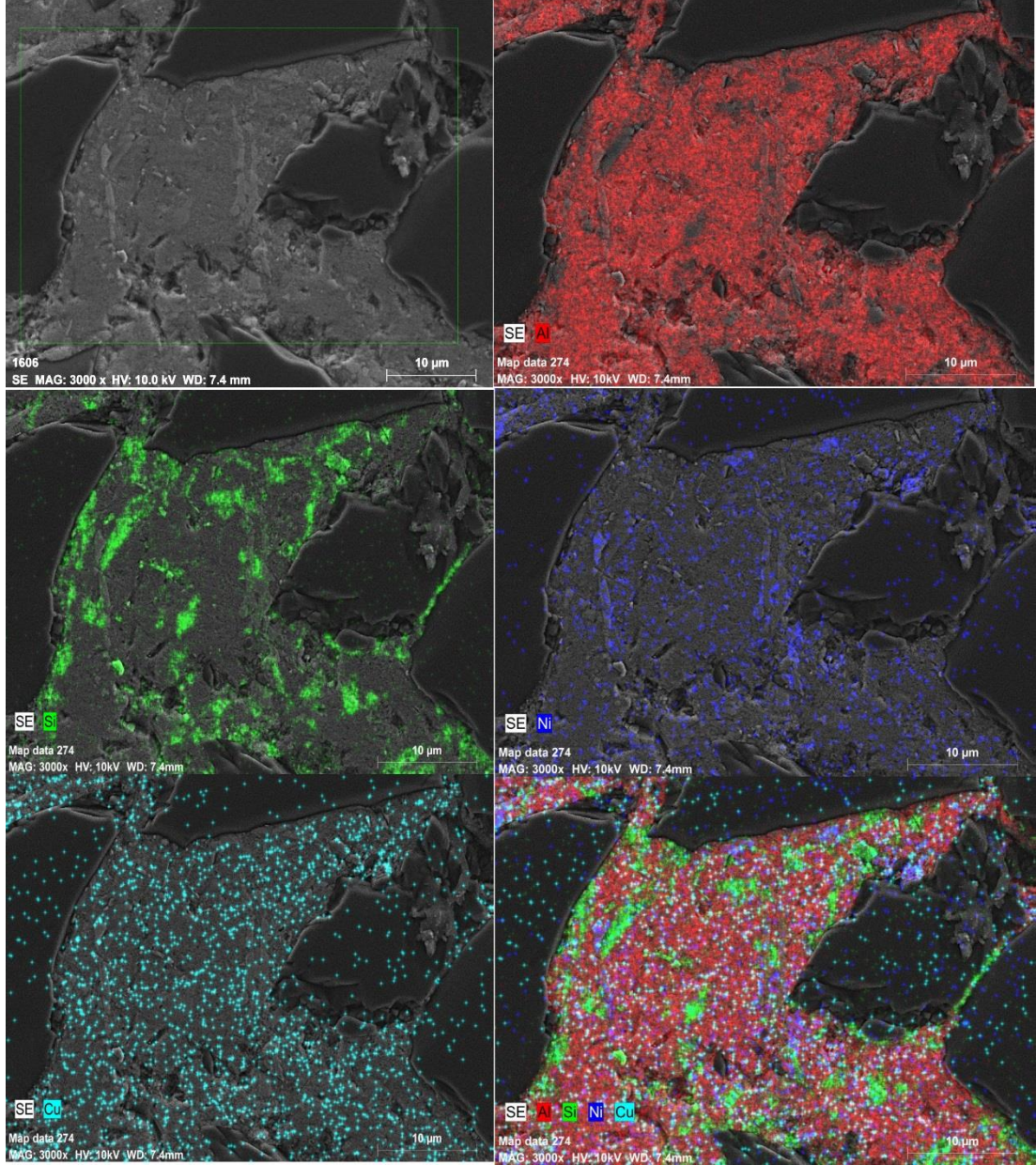
Şekil Ek A.3. S11 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



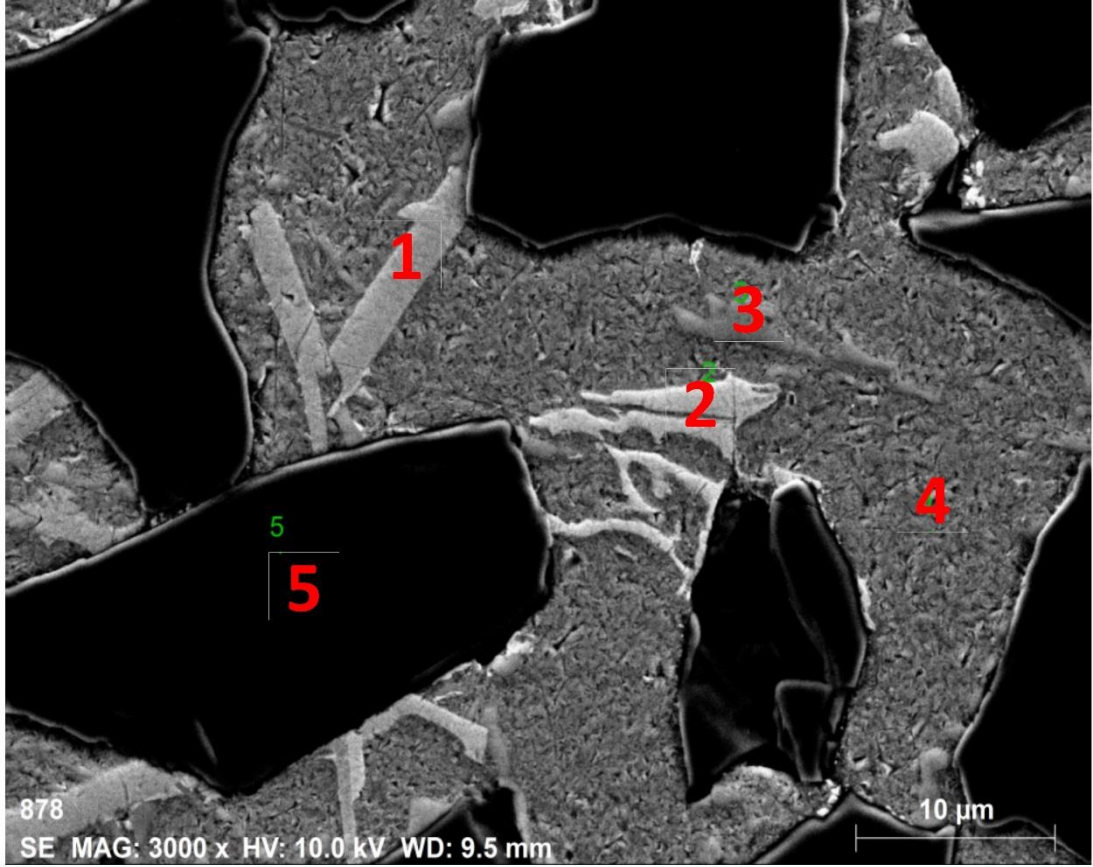
Mass percent (%)

Spectrum	B	C	O	F	Al	Si	Ti	Fe	Cu	Zn	Cd
1	-	8.87	2.57	-	50.59	15.19	-	22.78	-	-	-
2	37.81	6.22	-	0.21	-	-	55.58	-	-	0.17	-
3	-	6.49	6.16	-	84.39	-	-	-	2.95	-	-
4	-	7.24	3.25	4.90	68.89	-	-	-	13.94	-	1.77
5	-	11.27	-	-	2.47	86.27	-	-	-	-	-
Mean value:	37.81	8.02	4.00	2.56	51.58	50.73	55.58	22.78	8.45	0.17	1.77
Sigma:	0.00	2.09	1.91	3.32	35.54	50.26	0.00	0.00	7.77	0.00	0.00
Sigma mean:	0.00	0.93	0.85	1.48	15.89	22.48	0.00	0.00	3.48	0.00	0.00

Şekil Ek A.4. S10 numunesinin nokta kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



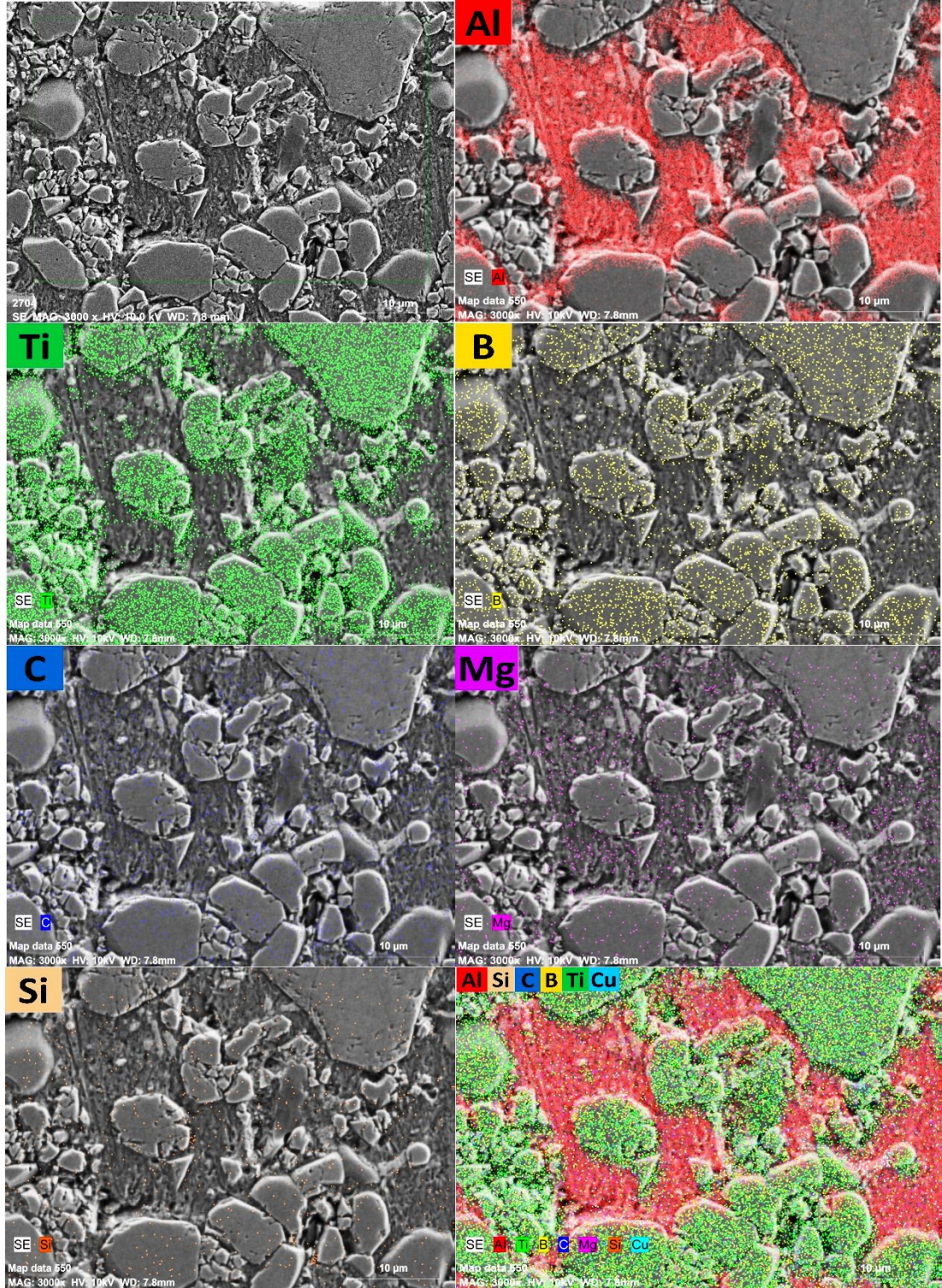
Şekil Ek A.5. S15 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



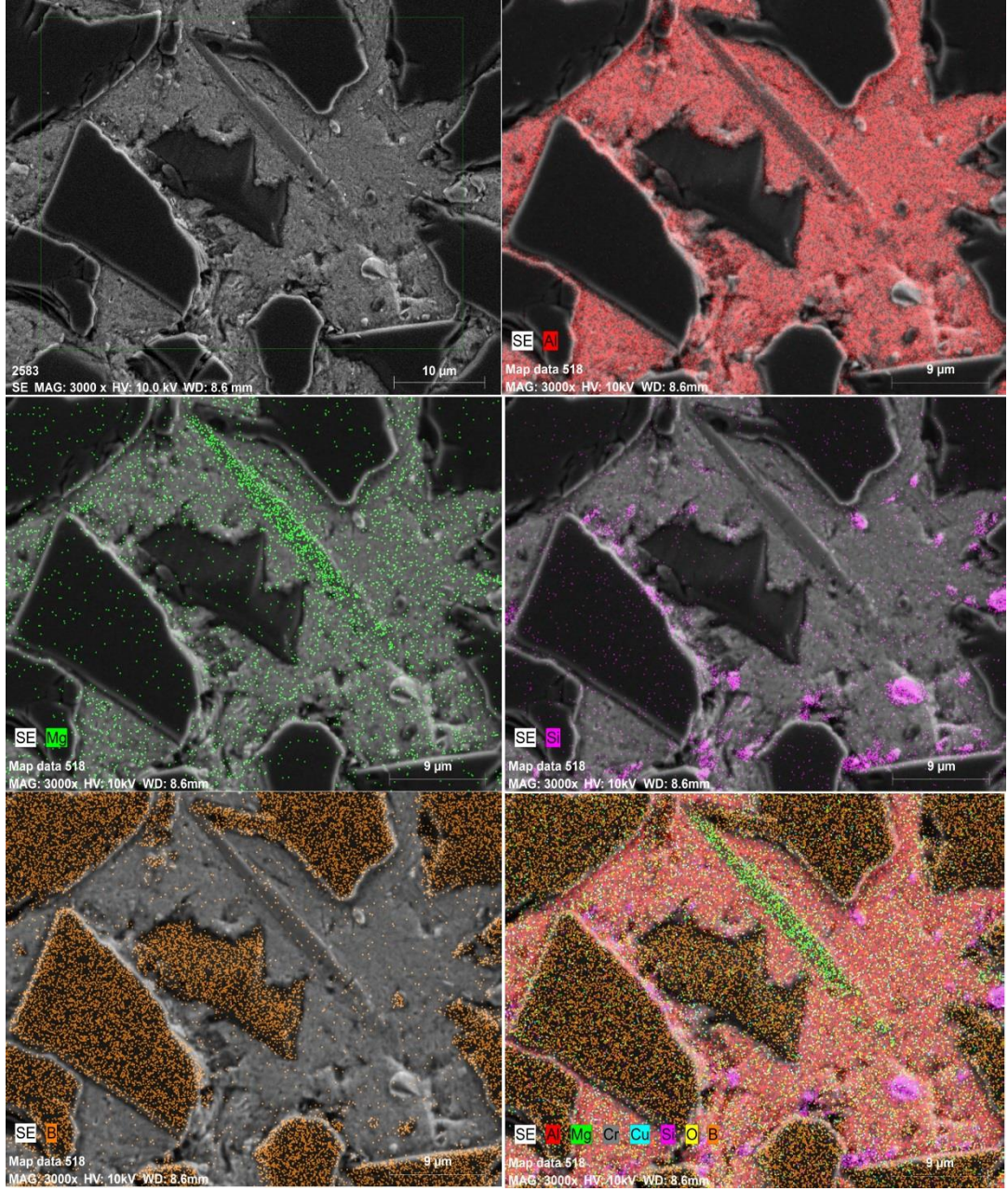
Mass percent (%)

Spectrum	B	C	Al	Si	Ni	Cu
1	-	-	71.11	25.96	2.89	0.04
2	-	-	57.99	6.29	25.77	9.95
3	-	-	62.91	34.00	0.31	2.78
4	-	-	96.34	1.90	0.32	1.43
5	83.97	15.49	0.00	0.42	0.06	0.06
Mean value:	83.97	15.49	57.67	13.72	5.87	2.85
Sigma:	0.00	0.00	35.46	15.27	11.18	4.12
Sigma mean:	0.00	0.00	15.86	6.83	5.00	1.84

Şekil Ek A.6. S14 numunesinin nokta kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



Şekil Ek A.7. S19 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



Şekil Ek A.8. S22 numunesinin kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.

ÖZGEÇMİŞ

Safa POLAT 1990 yılında Konya’da doğdu; ilk ve orta öğrenimini 1997-2005 yılları arasında tamamladı. Lise öğrenimini 2005-2009 yılları arasında Selçuklu Lisesi’nde tamamladı. 2009 yılında Karabük Üniversitesi Fen Fakültesi Kimya Bölümü’nde öğrenime başlayıp 2014 yılında mezun oldu. 2014-2016 yılları arasında Selçuk Üniversitesi Nanoteknoloji ve İleri Malzemeler Bölümünde Yüksek Lisansını tamamladı. Doktora eğitimini ise 2016 yılında Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde başlayıp 2020 yılında bitirmiştir. 2016 yılında Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde göreve başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.