T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

PARTİKÜL TAKVİYELİ AA2014 METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMENİN İNFİLTRASYON YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

ONUR OKUR

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI

DANIŞMAN
PROF. DR. SİBEL DAĞLILAR

İSTANBUL, 2016

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

PARTİKÜL TAKVİYELİ AA2014 METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMENİN İNFİLTRASYON YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

Onur OKUR tarafından hazırlanan tez çalışması 19/04/2016 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

Yıldız Teknik Üniversitesi

Eş Danışman

Prof. Dr. Recep ÇALIN

Kırıkkale Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

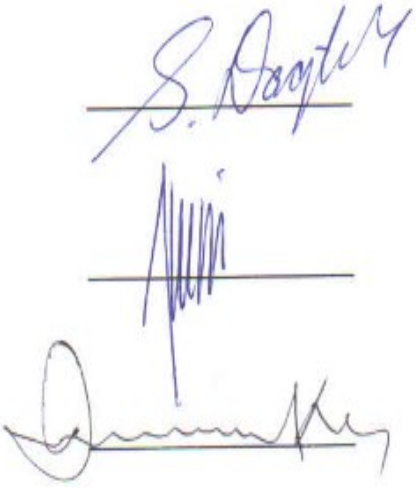
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL

Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Erdem DEMİRKESEN

İstanbul Teknik Üniversitesi



ÖNSÖZ

Tez çalışmam esnasında yönlendirici katkılarından ve emeklerinden, gösterdiği sabır ve hoşgörüden dolayı tez danışmanım, sayın hocam, Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR'a ayrıca üretim ve deneyler süresince laboratuar imkanlarını kullandığım ve değerli görüşlerinden istifade ettiğim tezin hazırlanmasında emeği geçen eşdanışmanım, sayın hocam, Prof. Dr. Recep ÇALIN'a müteşekkir olduğumu belirtmem gerekir. Bölüm öğretim üyelerimizden sayın Doç. Dr. Osman BİCAN'a ve sayın Yrd. Doç. Dr. Şule OCAK ARAZ'a teşekkür ediyorum.

Çalışmalarımın her aşamasında yaptıkları büyük katkılarından dolayı Arş. Gör. Serdar ÖZKAYA'ya, Arş. Gör. Görkem KIRMIZI'ya, Yrd. Doç. Dr. Fatih ERDEMİR'e, Yrd. Doç. Dr. Temel VAROL'a, Arş. Gör. Ömer RESULOĞULLARI'na, Arş. Gör. Fatih CELLEK'e ve Arş. Gör. Alemdar ONGUN'a ayrıca sertlik testleri süresince laboratuvarlarını kullanma imkanı sunan MKE Silah Fabrikası Ar-Ge bölümü çalışanlarından Müh. Turgay ÜNAL'a ve operatör Veli GÜNGÖR'e, Metalografi ve Kalite Kontrol Laboratuvarı imkanlarını sunan MKE Mühimmat Fabrikası mühendislerinden Y.Müh. Turgut ECEVİT'e ve eski çalışanlarından Yrd. Doç. Dr. Aziz Barış BAŞYİĞİT'e de teşekkürü bir borç bilirim.

Aileme, kız kardeşlerim Işıl ve Ceren Aybeniz OKUR'a ve sevgili babam İsmail OKUR'a en büyük desteği sağlayarak moral motivasyonumu hep yüksek tutmalarından ötürü minnettar olduğumu vurgulamak istiyorum.

Son olarak tezimi, ümitsiz hissettiğim her anımda yanımda olan, çalışmalarımın bir yere varmayacağını hissettiğimde ''bunun da üstesinden gelirsin'' diyerek en büyük desteği varlığıyla hissettiren ve tez çalışmalarım sırasında elim bir hastalık sonucu kaybettiğim canım annem Müzeyyen OKUR'a ithaf ediyorum.

Nisan, 2016

Onur OKUR

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ.....vii

KISALTMA LİSTESİ.....viii

ŞEKİL LİSTESİ.....ix

ÇİZELGE LİSTESİ.....xi

ÖZET.....xii

ABSTRACT.....xiv

BÖLÜM 1

GİRİŞ.....1

1.1 Literatür Özeti.....1
1.2 Tezin Amacı.....3
1.3 Hipotez.....4

BÖLÜM 2

METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER.....6

2.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Kullanım Alanları.....6
2.2 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması.....11
2.3 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....12
2.3.1 Partikül Takviyeli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....13
2.3.1.1 İnfiltrasyon Üretim Yöntemi.....13
2.3.1.2 Karıştırmalı Döküm.....17
2.3.1.3 Sıkıştırmalı Döküm.....18
2.3.1.4 Compo-Casting (Yarı Katı Karıştırma) Döküm Yöntemi.....19
2.3.1.5 Sprey Biriktirme Yöntemi.....20
2.3.1.6 Toz Metalurjisi (T/M).....21
2.3.1.7 In-Situ Üretim Yöntemi.....22
2.4 Matris Malzemeleri.....23
2.4.1 Alüminyum ve Alaşımları.....24

2.4.1.1 Saf Alüminyum 25
2.4.1.2 Alüminyum-Bakır-(Magnezyum) Alaşımları 26
2.4.1.3 Alüminyum-Magnezyum Alaşımları 28
2.4.1.4 Alüminyum-Silisyum Alaşımları 29
2.4.1.5 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler 30
2.4.1.6 Al-Cu-Mg Alaşımlarında Yaşlandırma Ürünleri 33
2.4.2 Titanyum Alaşımları 34
2.4.3 Magnezyum Alaşımları 35
2.4.4 Bakır Alaşımları 35
2.4.5 Kobalt 36
2.4.6 İntermetalik Bileşenler 36
2.5 Takviye Malzemeleri 36
2.5.1 Silisyum Karbür (SiC) 38
2.5.2 Bor Karbür (B_4C) 41
2.6 Matris/Takviye Arayüzeyi 42
2.7 Islatılabilirlik 43
2.8 Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Mekanik Özellikleri 45

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR 46

3.1 Malzeme ve Yöntem 47
3.1.1 AA 2014 Matris Malzemesi 47
3.1.2 Takviye Malzemesi 48
3.2 İnfiltrasyon Düzeneği 50
3.3 Kompozit Malzemelerin Üretimi 51
3.4 T6 Isıl İşlemi 53
3.5 Özelliklerin Karakterizasyonu 54
3.5.1 Sertlik Deneyi 54
3.5.2 Porozite Deneyi 54
3.6 Mikroyapı ve Kimyasal Bileşimlerin Karakterizasyonu 55
3.6.1 Mikroyapı Analizi 55
3.6.2 Taramalı Elektron Mikroskobu ve EDS Analizi 55
3.6.3 X-Ray Difraksiyon Analizi 55

BÖLÜM 4

DENEYSEL BULGULAR VE İRDELEME 56

4.1 Mikroyapısal Karakterizasyon 56
4.2 Sertlik Testi Sonuçları 65
4.3 Porozite Deney Sonuçları 69
4.4 X-Ray Difraksiyon Analiz Sonuçları 72

BÖLÜM 5

SONUÇ VE ÖNERİLER 74

KAYNAKLAR 77

EK-A

BRINELL SERTLİK DEĞERLERİ 87

EK-B

POROZİTE DEĞERLERİ 87

EK-C

AA 2014 TOZU XRF SONUCU 90

EK-D

B_4C TOZU TANE BOYUTU ANALİZ SONUCU 91

EK-E

SiC TOZU TANE BOYUTU ANALİZ SONUCU 92

EK-F

AA 2014 TOZU TANE BOYUTU ANALİZ SONUCU 93

ÖZGEÇMİŞ 94

SİMGE LİSTESİ

Al/AA	Alüminyum
Al_2O_3	Alümina
B_4C	Bor karbür
C	Karbon
Gr	Grafit
HCl	Hidroklorik asit
HF	Hidroflorik asit
Kα	Karakteristik α ışını
NbTi	Niyobiyum titanyum
Nb_3Sn	Niyobiyum kalay
NiAl	Nikel alüminit
Mg_2Si	Magnezyum silisit
Mg_3N_2	Magnezyum nitrür
$MoSi_2$	Molibden silisit
SiC	Silisyum karbür
SiC_f	Fiber silisyum karbür
SiC_p	Silisyum karbür partikülü
SiC_w	Whisker silisyum karbür
SiO_2	Silisyum dioksit
Si_3N_4	Silisyum nitrür
TiB_2	Titanyum diborür
TiC	Titanyum karbür
WC	Volfram karbür
S	Al_2CuMg çökeltisi
α-Al	Alüminyum katı çözeltisi
θ	Al_2Cu çökeltisi
γ_{LV}	Sıvı/gaz arayüzey enerjisi
γ_{SV}	Katı/gaz arayüzey enerjisi
γ_{SL}	Sıvı/katı arayüzey enerjisi
G_h	Havadaki ağırlık
G_s	Sudaki ağırlık
ρ_d	Deneysel yoğunluk
ρ_t	Teorik yoğunluk

KISALTMA LİSTESİ

AMK	Alüminyum Matrisli Kompozit Malzeme
ASTM	American Society for Testing and Materials
Borsic	Silisyum Karbür Kaplanmış Bor Fiber
BSD	Brinell Sertlik Değeri
CVD	Kimyasal Buhar Biriktirme
EDS	Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi
GP	Guiner-Preston Bölgeleri
GPBZ	Guiner-Preston-Bagaryatsky Bölgeleri
HBW	Brinell Sertliği
HV	Vickers Sertliği
MMK	Metal Matrisli Kompozit Malzeme
Preform	Gözenek İçeren Yapı
PVD	Fiziksel Buhar Biriktirme
RHA	Pirinç Çeltiği Külü
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
T6	Yapay Yaşlandırma Isıl İşlemi
T/M	Toz Metalurjisi
TEM	Geçirimli Elektron Mikroskobu
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
XRD	X Işınları Difraksiyonu
XRF	X-Işını Floresans Spektrometresi
XD	Ekzotermik Dispersiyon

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2. 1 Elektronik devre uygulamaları için süreksiz fiber takviyeli MMK'ler: (a) $SiC_{(p)}$/Al, (b) $C_{(p)}$/Al kompozit malzemeler, (c) Hubble Uzay Teleskobu için üretilen $C_{(f)}$/6061 Al yüksek kazanımlı frekans yönlendiricisi [17] 7
Şekil 2. 2 Uçaklarda kullanılan Al matrisli kompozit yapı elemanları [21] 9
Şekil 2. 3 Honda Motor Company, Ltd. firmasının döküm yöntemiyle ürettiği Al matrisli kompozit silindir bloğu [15] 10
Şekil 2. 4 Metal matrisli kompozit malzemeden üretilmiş silindir gömlekleri [27] 11
Şekil 2. 5 Farklı tip takviyeli metal matris kompozit çeşitleri [47] 12
Şekil 2. 6 Vakum infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi [60] 14
Şekil 2. 7 Basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi [55] 15
Şekil 2. 8 Suzuki Motor Co.'nun basınçlı infiltrasyonla ürettiği metal matrisli kompozit pistonlar [49] 16
Şekil 2. 9 Lanxide yöntemiyle gerçekleştirilen basınçsız infiltrasyonun şematik gösterimi [49] 17
Şekil 2. 10 Vortex metoduyla kompozit üretmek için kullanılan donanımlar [49] 18
Şekil 2. 11 Sıkıştırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [47] 19
Şekil 2. 12 Compo-Casting yönteminde kullanılan donanımlar [49] 20
Şekil 2. 13 Sprey biriktirme yönteminin şematik gösterimi [47] 21
Şekil 2. 14 Toz metalurjisi yöntemiyle partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretimi [49] 22
Şekil 2. 15 Al-Cu-Mg alaşım sisteminin faz diyagramı (a) Sıvı halde görünüm, (b) Katı halde faz alanlarının dağılımı [79] 26
Şekil 2. 16 Al-Mg Faz diyagramı [81] 28
Şekil 2. 17 Al-Si Faz diyagramı [81] 29
Şekil 2. 18 Çökelti sertleştirmesi oluşturmak için yapılan ısıl işlemin ısıl profili ve mikroyapısal değişimlerin tetiklenmesi: (a) Yüksek sıcaklıktaki bir katı çözelti. (b) Oda sıcaklığında çökelti ürünleri (Büyütülmüş yapıda gösterilen) [85] 32
Şekil 2. 19 Temas açısı, θ, üç yüzey enerjisi arasındaki etkileşim sonucu oluşan bir sistemin ıslatılabilirliğinin bir ölçüsüdür: Katı-sıvı yüzey enerjisi, γ_{SL}, katı-gaz yüzey enerjisi, γ_{SV}, sıvı-gaz yüzey enerjisi, γ_{LV} [32] 44
Şekil 3. 1 Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum tozlarının, (a) tane boyut dağılım grafiği, (b) XRD analiz sonucu 48
Şekil 3. 2 İnfiltrasyon deneylerinde kullanılan takviye elemanlarının (a) B_4C tane boyut dağılım grafiği (b) SiC tane boyut dağılım grafiği 49

Şekil 3. 3 Takviye elemanı olarak kullanılan B_4C tozunun XRD analiz sonucu..... 50
Şekil 3. 4 Takviye elemanı olarak kullanılan SiC tozunun XRD analiz sonucu 50
Şekil 3. 5 Cam kalıbın şematik görünüşü 51
Şekil 3. 6 Vakum infiltrasyon düzeneği 52
Şekil 3. 7 Vakum infiltrasyon işleminden sonra soğumaya bırakılan kalıplar 52
Şekil 3. 8 Uygulanan ısıl işlemin akış diyagramı 53
Şekil 4. 1 Üretilen kompozit malzemelerin x200 büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri 57
Şekil 4. 2 İnfiltrasyon yöntemiyle üretilen malzemelerin SEM görüntüleri 59
Şekil 4. 3 F kodlu numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi 60
Şekil 4. 4 170 °C'de 8 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi 61
Şekil 4. 5 170 °C'de 12 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi 62
Şekil 4. 6 170 °C'de 16 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi 63
Şekil 4. 7 170 °C'de 24 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi 64
Şekil 4. 8 170 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin sertlik grafiği 68
Şekil 4. 9 190 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin sertlik grafiği 68
Şekil 4. 10 170 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin porozite grafiği 71
Şekil 4. 11 190 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin porozite grafiği 71
Şekil 4. 12 F kodlu numunenin XRD analiz grafiği 72
Şekil 4. 13 170 °C'de 12 saat ısıl işlem görmüş numunenin XRD analiz grafiği..... 73

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2. 1 Seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin kullanım alanları [19] 8
Çizelge 2. 2 Bazı metal matris malzemelerinin mekanik özellikleri [47] 23
Çizelge 2. 3 Bazı dökme ve dövme alüminyum alaşımlarının dayanımı [77] 24
Çizelge 2. 4 Saf alüminyumun özellikleri [78] 25
Çizelge 2. 5 Bazı ticari Al-Cu-Mg alaşımlarının kimyasal bileşimi [53] 27
Çizelge 2. 6 Isıl işlem uygulanabilir alüminyum alaşımları için temperleme kodları [27] 31
Çizelge 2. 7 Çeşitli sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tutulmuş alüminyum alaşımları için sertlik değerleri [53] 33
Çizelge 2. 8 Yaygın olarak kullanılan takviye elemanlarının özellikleri [92], [93] 37
Çizelge 2. 9 Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan bazı önemli takviye elemanları [47] 38
Çizelge 2. 10 SiC takviye elemanının özellikleri [96] 39
Çizelge 2. 11 Silisyum karbürün temel uygulama alanları [95] 40
Çizelge 2. 12 Bor karbür takviye elemanının özellikleri [101] 41
Çizelge 3. 1 Deneysel çalışmalar için vakum infiltrasyon yöntemiyle üretilen numunelerin kodları ve açıklaması 47
Çizelge 3. 2 Alüminyum 2014 alaşımının XRF analiz sonucu 48
Çizelge 3. 3 Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum alaşımının ortalama tane boyutu 48
Çizelge 3. 4 Kompozit malzeme üretiminde kullanılan takviye elemanlarının ortalama tane boyutu 49

ÖZET

PARTİKÜL TAKVİYELİ AA2014 METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMENİN İNFİLTRASYON YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

Onur OKUR

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

Eş Danışman: Prof. Dr. Recep ÇALIN

Son çeyrek yüzyılda, insanoğlunun katlanarak artan ihtiyaçları ve teknolojide yaşanan büyük sıçrayışlar sebebiyle geleneksel malzemeler gelişmelere ayak uydurmakta zorlanmış ve kendilerinden beklenen performansı sergileyememiştir. Bu noktadan itibaren, daha üstün ve özgün özelliklere sahip kompozit malzemeler devreye girmiş ve artan oranda mühendislik tasarımlarında yer bulmaya başlamıştır. Özellikle, metal matrisli kompozit malzemeler, bunların içinde de partikül takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemeler; düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve sertlik, uygun yorulma dayanımı, yüksek sıcaklıklarda boyutsal kararlılık ve makul tribolojik özellikleri nedeniyle otomotiv, havacılık ve savunma sanayinde geniş kullanım alanı kazanmıştır.

Metal matrisli kompozit malzeme üretiminde; dünyada en çok kullanılan matris malzemesi alüminyum ve alaşımlarıdır. Takviye elemanı olarak genelde, düşük yoğunluğu (2.52 $g.cm^{-3}$), yüksek kimyasal inertliği, yüksek sıcaklıklarda kararlılığıyla, elmas ve kübik Bor Nitrür'den sonra en sert üçüncü malzeme olan bor karbür ve nispeten düşük yoğunluğu (3.21 $g.cm^{-3}$), yüksek ısıl iletkenlik ve düşük ısıl genleşme katsayısına sahip olmasının yanı sıra yüksek sertliğe de sahip olmasından ötürü aşınmaya dayanıklı silisyum karbür (SiC) kompozit malzemeler üretmek için kullanılmaktadır.

Partikül takviyeli metal matrisli kompozit malzeme üretimi için basit ve oldukça ekonomik bir yöntem olan ‘’Vakum İnfiltrasyon Yöntemi’’ kullanılmaktadır. Bu yöntemde; sıvı matris, negatif bir basınç uygulanarak, ön şekil verilmiş gözenekli yapı (preform) içerisine emdirilmektedir.

Bu çalışmada; AA 2014 alüminyum alaşımı matris malzemesi, B_4C ve SiC partiküller takviye elemanı olarak seçilmiş ve üretim yöntemi olarak vakumlu infiltrasyon yöntemi seçilmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılacak hibrit kompozit malzemelerin toplam takviye hacim oranları %10 olacak şekilde B_4C ve SiC partiküller karıştırılmışıtr. Ayrıca karşılaştırma yapmak amacıyla tek tip (monolitik) %10 takviye hacim oranına sahip B_4C ve SiC karışımlar hazırlanmıştır. Hazırlanan toz karışımı silindirik kalıbın içerisine yerleştirilmiş ve silindirik kalıp 700 $^{\circ}$C’de sıvı AA 2014 ergiyiğinin içine daldırılmış bu sırada vakum pompası ile kalıba negatif vakum uygulamıştır.

Daha sonra, üretilen numunelere 510 $^{\circ}$C’de 1 saat çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ardından 170 $^{\circ}$C ve 190 $^{\circ}$C‘de ve farklı sürelerde yaşlandırma ısıl işlemi uygulandıktan sonra numuneler Brinell sertlik testi yapılarak T6 ısıl işleminin sertliğe etkisi belirlenmiştir. Son olarak, numuneler, XRD, SEM ve EDS incelemelerine tabi tutularak yaşlandırma ısıl işleminin mikroyapı ve kimyasal yapıya olan etkileri analiz edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: AA 2014, hibrit kompozit, alüminyum, matris, SiC, B_4C, takviye, infiltrasyon, yapay yaşlandırma, çözeltiye alma, ısıl işlem, sertlik, T6

ABSTRACT

INVESTIGATION ON THE PROPERTIES OF PARTICULATE REINFORCED AA2014 METAL MATRIX COMPOSITE MATERIALS PRODUCED BY VACUUM INFILTRATION METHOD

Onur OKUR

Department of Metallurgical and Materials Engineering

MSc. Thesis

Adviser: Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

Co-Adviser: Prof. Dr. Recep ÇALIN

In the last quarter of the century, because of increasing in the humankind's necessity and big leap happened in technology, conventional materials have had difficulty in keeping pace with them and they could not deliver a satisfactory performance. Since then, composite materials, which have superior and more distinctive properties, have been put into use and they have used increasingly in engineering designs. Particularly, metal matrix composites and particulate reinforced aluminium matrix composites amongst them have gained more importance in automotive, aeronautical and defence industries due to their specific properties. These include low density, high strength and stiffness, good fatigue strength, dimensional stability at high temperatures and acceptable tribologic properties.

Aluminium and its alloys are the most widely used matrix materials for metal matrix composites. As reinforcements, Boron carbide (B_4C) is the third hardest material after diamond and cubic boron nitride, which possesses a low density (2.52 $g.cm^{-3}$), a high degree of chemical inertness and high temperature stability properties. Silicon carbide is an excellent material to produce highly wear resistant composite materials, because

it has a high thermal conductivity and a low thermal expansion coefficient as well as high hardness in addition to a comparatively low density (3.21 $g.cm^{-3}$).

One of the most suitable fabrication routes is the vacuum infiltration method which is very simple and, notably, affordable to produce particulate reinforced metal matrix composite. In this method, liquid matrix is saturated into porous reinforcement preform by applying negative pressure.

In this study, AA 2014 was selected as a matrix material, B_4C and SiC were selected as reinforcements and the vacuum infiltration route was selected as a production method.

The reinforcement volume ratios of hybrid composites that were used in the experimental studies were designed by mixing as totally 10% B_4C and SiC. Furthermore, powder mixtures which have a 10% B_4C and a 10% SiC reinforcement volume ratio were prepared for comparison in order to produce monolithic composites. Prepared mixtures were placed into cylindrical moulds and the moulds were sunk into the melting AA 2014 alloy at 700 °C ; meanwhile, the vacuum pump applied negative vacuum to the mould

Afterwards, aging treatment was applied to the specimens at 510 °C during 1 hour and end of 1 hour it was quenched. Later, specimens were held in heat treatment furnace at 170 °C and 190 °C for different period of time. After heat treatment process, the effect of T6 treatment on hardness was determined by using Brinell hardness test on the heat treatment applied specimens. Ultimately, the effects of the aging treatment on microstructure and chemical structure were analysed by carrying out XRD, SEM and EDS analysis on the specimens.

Keywords: AA 2014, hybrid composite, aluminium matrix, SiC, B_4C, reinforcement, infiltration, artificial aging, solution treatment, heat treatment, hardness, T6

BÖLÜM 1

GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

En çok kullanılan kompozit malzeme türlerinden biri alüminyum matrisli kompozit malzemelerdir. Çok küçük bir yüzdeden, %70'e kadar takviye hacim oranına sahip olabilen alüminyum matrisli kompozit malzemeler, yüksek performansın ve düşük ağırlığın arzu edildiği uygulamalarda tercih edilirler [1].

Son yıllarda, kullanılan kompozit malzemelerin istenilen özellikleri sağlayamaması nedeniyle hibrit kompozitlerin üretimi bir ihtiyaç haline gelmiştir.

Hibrit kompozitler; iki veya daha fazla farklı takviye elemanının bir araya gelmesiyle üretilen malzemelerdir. Farklı tip takviye elemanlarının en üstün özellikleri bir araya getirilerek malzeme tasarımında büyük avantajlar sağlanır [2].

Mahendra Boopathi ve arkadaşları [3], Al 2024 alaşımına SiC ve uçucu kül (%5 SiC + %10 uçucu kül) ilave ederek, yüksek sertliğe sahip daha hafif hibrit kompozit malzemeler üretmişlerdir. Takviyesiz alüminyum alaşımına oranla; çekme mukavemetinde artış ve % uzamada düşüş gözlemlenmiştir. Takviye hacim oranındaki artış; çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve sertlikte artışa neden olmuştur.

Dora Siva Prasad ve arkadaşları [4], karıştırma döküm yöntemiyle A356.2 döküm alaşımına, ağırlıkça %2, 4, 6 ve 8 RHA ve eşit miktarlarda SiC katarak alüminyum hibrit kompozit malzemeler üretmişlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda, takviye hacim oranı arttıkça, sertliğin arttığını, maksimum çekme dayanımının ve akma mukavemetinin yükseldiğini ve % uzamada azalmanın meydana geldiğini tespit

etmişlerdir. Ayrıca, artan takviye hacim oranı, poroziteyi (% gözenekliliği) arttırmıştır. Üretilen kompozit malzemeler, 155 °C'de yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuşlar ve ısıl işlem sonucunda, sertliğin arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, monolitik (takviye içermeyen) A356.2 alaşımına oranla hibrit takviyeli kompozit malzemelerde; yüksek sertlik değerlerine, düşük yaşlandırma süreleri sonunda ulaşılmıştır.

Jinfeng Leng ve arkadaşları [5], basınçlı döküm yoluyla, %40 takviye hacim oranına sahip ve ortalama 3 µm boyutunda SiC ve % 3-7 takviye hacim oranına ve 1, 6, 10 ,20 ve 70 µm partikül boyutuna sahip grafit takviye elemanlı Al 2024/SiC/Gr hibrit kompozit malzemeler üretmişlerdir. TEM ile yaptıkları inceleme sonucu herhangi bir gevrek Al_4C_3 arayüzey ürününe rastlamamışlardır. Grafit takviye elemanının, artan takviye hacim oranı ve partikül boyutuyla birlikte malzemenin çekme mukavemetinin 420 MPa'den 235 MPa'a ve Elastisite modülü (Young modülü veya Elastiklik modülü) E'nin 166 GPa'dan 116 GPa'a düştüğünü bildirmişlerdir.

Rajashekhar ve arkadaşları [6], karıştırmalı döküm yoluyla alüminyum 6061 matrisli ağırlıkça %5 SiC/%2 ve %4 Grafit takviyeli kompozit malzemeler üretmişlerdir. Taramalı elektron Mikroskobuyla (SEM) yaptıkları incelemeler sonucu seramik partiküllerin yapı içinde homojen dağıldığını tespit etmişlerdir. Hibrit kompozit malzemelerin mikro sertliğinin, matris malzemesinin sertliğine göre daha yüksek olduğunu görmüşlerdir. Bununla birlikte, ısıl işlem görmüş kompozit malzemelerin ısıl işlem görmemiş kompozit malzemelere kıyasla daha yüksek mikro sertlik değerlerine sahip olduklarını gözlemlemişler ve ayrıca ısıl işlemin tane yapısını üniformlaştırarak poroziteyi düşürdüğünü ve dolayısıyla da yoğunluğu arttırdığı sonucuna varmışlardır.

Velmurugan ve arkadaşları [7], Al 6061 matrisli ağırlıkça %10 SiC ve %2 Grafit partikülleri içeren kompozit malzemeleri karıştırmalı döküm yöntemiyle üretmiş ve ısıl işlem parametrelerinin alüminyum hibrit kompozit malzemelerin aşınma davranışları üzerine etkilerini Pin-on disk kullanarak incelemişlerdir. SEM incelemeleri sonucu, abrazif, delaminasyon ve adhezif aşınma mekanizmaları oluştuğu belirlenmiştir. Isıl işlem görmüş kompozit malzemelerin hacim kaybının, ilk olarak artan yaşlandırma süresiyle azaldığını belirlemişlerdir. Porozitenin minimum olduğu süreyi ve ardından

daha uzun yaşlandırma sürelerinde kompozit malzemelerin hacim kayıplarının tekrar arttığını tespit etmişlerdir.

Gopi K.R ve arkadaşları [8], karıştırmalı döküm yöntemiyle Al 6061 matrisli ve % 2-10 zirkonyum silikat ve sabit %2 grafit takviyeli kompozit malzemeler üretmişlerdir. Üretilen kompozit malzemeler 530 °C'de T6 ısıl işlemine tabi tutulmuş ve 180 °C'de 5 saat süre ile yapay yaşlandırılmıştır. Yaşlandırılan numuneler aşınma testine ve sertlik testine tabi tutulmuştur. Sonuç olarak; ısıl işlem görmüş kompozit malzemelerde en yüksek sertlik değeri 73.5 BSD olarak saptanmıştır. Ayrıca, ısıl işlem görmüş kompozit malzemeler, ısıl işlem görmemiş numunelere göre aşınma dayanımlarında gelişme göstermiştir.

Byung-Chul Ko ve arkadaşı [9], toz metalurjisi yöntemiyle farklı SiC_w ve SiC_p (SiC_w:SiC_p=1:1, 1:2 ve 1:3) takviye oranlarına sahip AA 2124 matrisli hibrit kompozit malzemeler üretmiş, ürettikleri kompozit malzemeleri sıcak ekstrüze etmişlerdir. Ardından, 495 °C'de 4 saat süreyle çözeltiye alma ısıl işlemi uyguladıktan sonra su verilmiş ve son olarak 190 °C'de 3-48 saat aralığında yapay yaşlandırmışlardır. Üretilen hibrit kompozit malzemeleri TEM ve SEM'de mikroyapı analizlerini gerçekleştirmişler ve daha sonra mekanik özelliklerini test etmişlerdir. Yaptıkları incelemeler ve testler sonucunda; tane sınırı ve ara yüzey yakınlarında S' ve S fazlarına rastlamışlardır. Çekme deneyleri sonucunda whisker biçimindeki SiC takviye elemanının mekanik özelliklere partikül biçimindeki SiC takviye elemanından daha fazla katkıda bulunduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca, seramik takviye elemanı olan SiC ile metal matris arasındaki ısıl genleşme katsayısının farklı olmasından dolayı çözeltiye alma ısıl işlemi ve ardından su verilme sırasında kompozit malzemelerde yüksek yoğunlukta dislokasyon oluştuğu ve bunun sonucu olarak da yaşlanma ürünü olarak elde edilen çökeltilerin oluşma süresinin, monolitik AA 2124 alaşımından daha hızlı olduğunu ve aşırı yaşlanmanın da daha kısa zaman diliminde gerçekleştiğini gözlemlemişlerdir.

1.2 Tezin Amacı

Günümüzde fosil yakıtların kullanımının artmasına bağlı olarak CO_2 salınımındaki ve fiyatlarındaki artış, mühendisleri ve tasarımcıları alternatif malzemeler kullanmaya yöneltmiştir. Özellikle, havacılık, uzay ve otomotiv sanayinde, demir ve demir

alaşımlarının yerini tutabilecek daha hafif olan alüminyum ve alaşımlarını ön plana çıkarmıştır. Son çeyrek yüzyılda, gelişen teknolojiyle beraber mühendislik gereksinimleri de artmış, monolitik alüminyum (takviyesiz Al alaşımı) ve alaşımları artan ihtiyaçları karşılamaktan uzak kalmıştır. Bundan dolayı, daha üstün özelliklere sahip kompozit malzemeler üretilmeye ve kullanılmaya başlanmıştır. Günümüzde, kompozit malzemelerden istenilen performans kriterleri de artmış ve bu durum mühendisleri birden fazla takviye elemanına sahip hibrit kompozit malzemeler üretmeye itmiştir.

Bu tez çalışmasında; yaygın olarak kullanılan AA 2014 alaşımı matris malzemesi olarak seçilmiş ve belirli takviye hacim oranlarına sahip SiC/B_4C takviyeli hibrit kompozit malzemelerin, ve ayrıca monolitik takviyeye sahip SiC ve B_4C kompozit malzemelerin vakumlu infiltrasyon yöntemiyle üretilmesi, üretilen hibrit ve monolitik kompozit malzemelere uygulanan T6 ısıl işleminin kompozit malzemelerin sertlik değerlerine, kimyasal yapısına, poroziteye ve mikroyapıya etkisinin deneylerle incelenmesi, sonuç olarak üretilen hibrit kompozit malzemelerin, monolitik Al 2014 ve monolitik takviyeye sahip kompozit malzemelerle karşılaştırılması amaçlanmıştır.

1.3 Hipotez

Son yıllarda bilimsel çalışmaların tek tip (monolitik) takviyeli kompozit malzemelerden hibrit kompozit malzemelere doğru hızla kaydığı görülmektedir [10], [11], [12], [13], [14].

Bundan dolayı; sıvı hal üretim yöntemlerinden biri olan vakumlu infiltrasyon yöntemiyle B_4C ve SiC takviyeli AA 2014 matrisli hibrit kompozit malzemeler ve karşılaştırma amacıyla monolitik takviyeli (sadece B_4C ve sadece SiC içeren) kompozit malzemeler üretilecek, üretilen bu kompozit malzemelerin aşınma davranışları incelenecektir. Ayrıca, üretilen kompozit malzemelere, çözeltiye alma ve ardından yapay yaşlandırma ısıl işlemi (T6) uygulanacaktır. Isıl işlem görmüş ve herhangi bir işlem görmemiş (F) kompozit malzemelerin sertlik değerleri ölçülecek, mikroyapı ve kimyasal karakterizasyonu yapılacaktır.

Çalışmaların çıktısı olarak; uzay, havacılık, otomotiv ve savunma sanayinde kullanılan alüminyum matrisli monolitik kompozit malzemelere alternatif olarak daha hafif ve daha üstün mekanik özelliklere sahip hibrit kompozit malzemeler üretilmeye çalışılarak, en uygun ısıl işlem parametrelerinin belirlenmesi hedeflenmektedir.

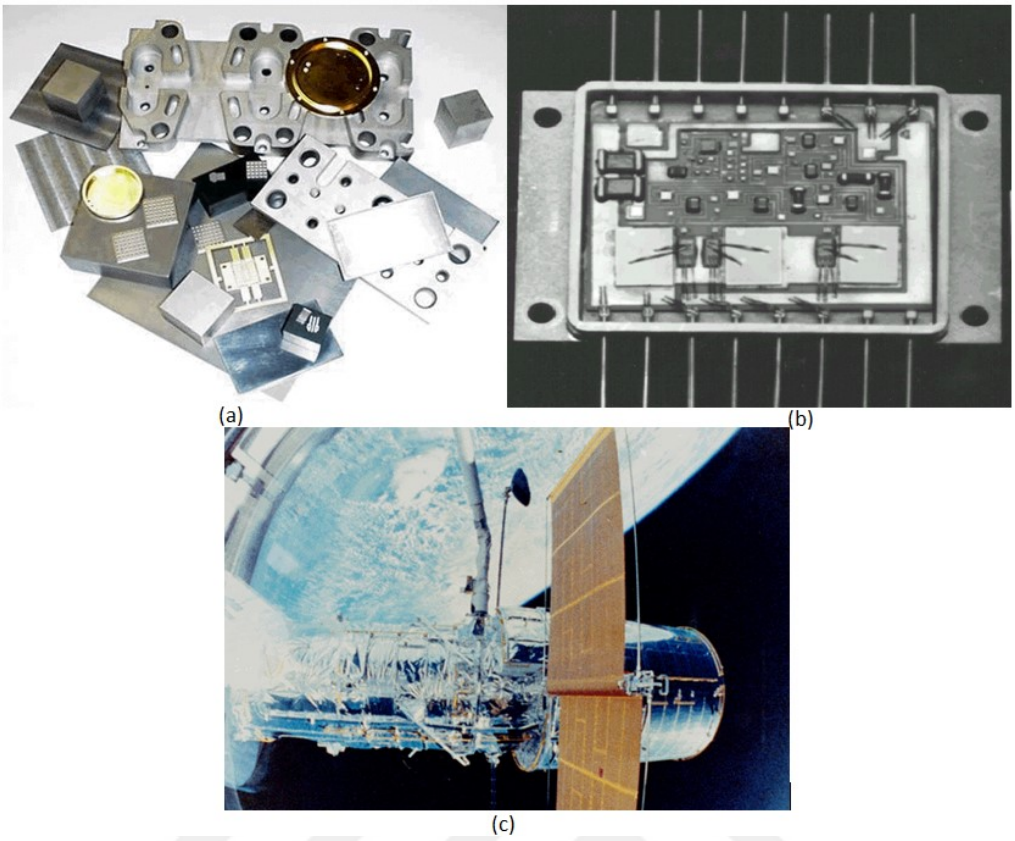
BÖLÜM 2

METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

Metal matrisli kompozit malzemeler, sünek bir metalin mekanik özelliklerini geliştirmek için sert, güçlü ve kırılgan takviye malzemesinin (genellikle seramikler) metalin içerisine farklı yöntemlerle yerleştirilmesiyle üretilen bir malzeme grubudur. MMK'ler, havacılık, uzay ve otomobil endüstrilerinde kendilerine geniş bir uygulama alanı bulmuştur. Çeşitli tiplerdeki takviye malzemeleri arasında, boyutu 1 μm'den 100 μm'ye kadar olan parçacık takviye malzemeleri, kolay ve ekonomik üretim yöntemlerine sahip olmaları yanı sıra yönden bağımsız özellikler göstermesinden dolayı kompozit malzeme üretiminde sıkça kullanılmaktadır. Çeşitli metaller arasında, matris malzemesi olarak, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının geniş kullanım alanının bulunması ve yüksek mukavemete karşın oldukça düşük ağırlığa sahip olması dolayısıyla büyük önem kazanmıştır. SiC, Al_2O_3, B_4C ve TiB_2 gibi çeşitli tiplerdeki seramik malzemeler yaygın olarak alüminyum matrislerde takviye elemanı olarak kullanılmaktadır [15].

2.1 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Kullanım Alanları

Metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanlarını havacılık ve havacılık dışı olmak üzere iki gruba ayırmak mümkündür [16]. Havacılık uygulamalarında, düşük yoğunlukla birlikte uygun ısıl genleşme ve ısıl iletkenlik, yüksek sertlik ve mukavemet göz önünde bulundurulur ve performans maliyetten çok daha önemli bir unsurdur. Örnek olarak; US Trident Roketi'nde, hafif ancak toksik olan berilyum parçalar Al/SiC_p kompozit malzemelerle değiştirilmiştir. Şekil 2. 1'de Uzay uygulamalarında kullanılan metal matrisli kompozit malzemeler gösterilmektedir.



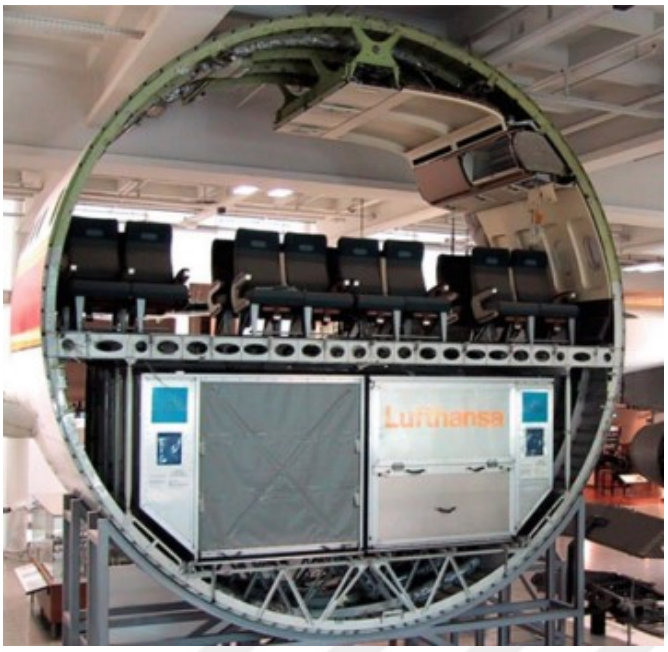
Şekil 2. 1 Elektronik devre uygulamaları için süreksiz fiber takviyeli MMK'ler:
(a) $SiC_{(p)}$/Al,
(b) $C_{(p)}$/Al kompozit malzemeler,
(c) Hubble Uzay Teleskobu için üretilen $C_{(f)}$/6061 Al yüksek kazanımlı frekans yönlendiricisi [17]

Daha ağır geleneksel Ti roket kanatları, Al-alaşımlı/SiC kompozit kanatlarla değiştirilmiş ve böylece uzay taşıtının ağırlığı düşürülmüştür. Bu kompozit malzemeler, süpersonik uçuşlarda, havanın sürtünmesinden kaynaklanan aşırı ısınmaya karşı gerekli yüksek sıcaklık mukavemeti ve ergime direncini karşılamaktadırlar. Benzer kompozit malzemelerden faydalanılarak, bir hava taşıtı gövdesinin kargo bölümünde, panel olarak kullanılmış ve hava taşıtının ağırlığı %35 azaltılmıştır [18]. Şekil 2. 2'de hava taşıtlarında kullanılan alüminyum matrisli kompozit malzemeden yapılmış kargo iskeleti gösterilmektedir. Çizelge 2. 1 'de seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin kullanım alanları verilmiştir. Ayrıca, Al/$SiC_{(p)}$ kompozit malzemeler, havacılık elektronik kumanda donanımlarında C/Epoksi kompozit malzemelerin yerine de kullanılmaktadır.

Çizelge 2. 1 Seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin kullanım alanları [19]

Matris türü	**Fiber türü**	**Potansiyel uygulamaları**
Alüminyum Magnezyum Kurşun Bakır	*Grafit*	Uydu, füze ve helikopter parçaları Uzay ve uydu parçaları Güç depolama plakaları Elektrik bağlantı elemanları ve mil yatakları
Alüminyum Titanyum	*BorSiC*	Jet motoru türbin bıçakları Yüksek sıcaklık elemanları ve fan bıçakları
Alüminyum Kurşun Magnezyum	Al_2O_3	Füzyon güç reaktörlerinde süperiletken kısıtlayıcılar Güç depolama plakaları Helikopter iletim elemanları
Alüminyum Titanyum Süperalaşım	*SiC*	Yüksek sıcaklık elemanları Yüksek sıcaklık elemanları Yüksek sıcaklık motor parçaları
Alüminyum Magnezyum Titanyum	*Bor*	Kompresör kanatları ve yapı destek elemanları Anten elemanları Jet motoru fan bıçakları

Bor fiber takviyeli alüminyum kompozit direkler, uzay araçlarının gövde iskeletini desteklemek için kullanılmaktadır. Farklı tipteki bor fiber takviyeli alüminyum kompozit malzemeler, jet motorlarında fan pervane kanadı olarak kullanılmaktadır. Titanyum pervane kanatlarına kıyasla kompozit kanatlar daha fazla kanat ucu hızı, motor içerisindeki her kademe başına daha az kanat sayısı sağlaması sonucu maliyeti düşürmektedir. Isıl kapasitelerinin iyi olması, C fiber takviyeli alüminyum alaşımlı kompozit malzemeleri taktiksel füzelerin dış katmanları, destek elemanları ve fırlatma bölümleri için istenilen malzemeler yapmıştır [20].



Şekil 2. 2 Uçaklarda kullanılan Al matrisli kompozit yapı elemanları [21]

Havacılık dışı uygulamalarda maliyet ve performansın en uygun biçimde bir araya getirilmesi gerekmektedir. Otomotiv bileşenlerinde olduğu gibi aşırı yükleme veya ısıl dalgalanmaya maruz kalan uygulamalar için süreksiz takviyeli MMK'lerin yönden bağımsız özellikler sunmaları dolayısıyla geleneksel malzemelere oranla mukavemet ve sertlikte önemli gelişmeler gösterdiği görülmüştür [22], [23], [24].

Otomotiv endüstrisinde MMK'ler;

- Ağırlıktan tasarruf (özellikle motor aksamında),
- Aşınma direncinde ve yağlama özelliklerinde gelişme,
- Gelişmiş malzeme özelliklerinden dolayı, özellikle sertlik ve mukavemette artış, parçalarda yüksek dayanıklılık elde edilmesi ve daha ağır çalışma şartlarında daha uzun çalışma ömrü,
- Isıl genleşme katsayısının düşük olması nedeniyle tercih edilirken;

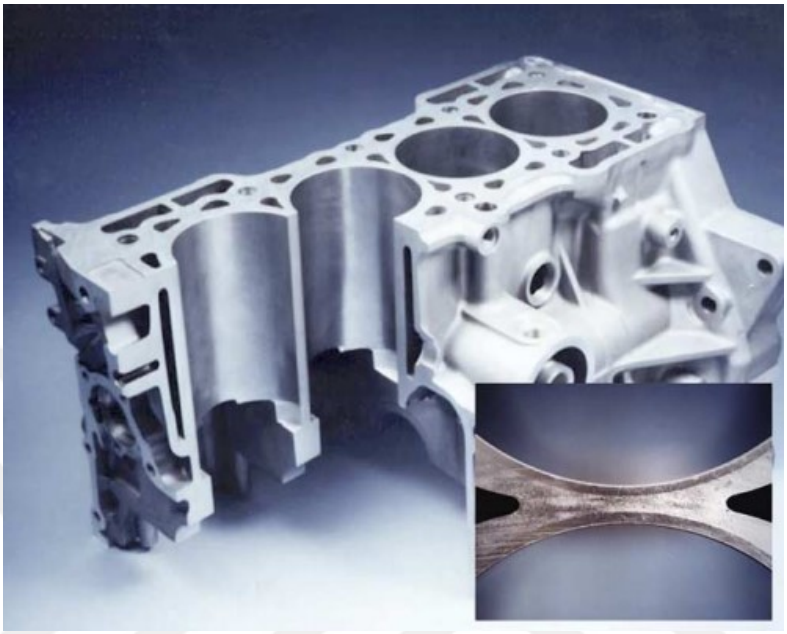
➢ Süneklik ve toklukta düşüş,

➢ Alüminyum alaşımlarıyla kıyaslandığında takviye malzemesinin ekstra maliyeti,

➢ Tasarım verilerinin sınırlı olması,

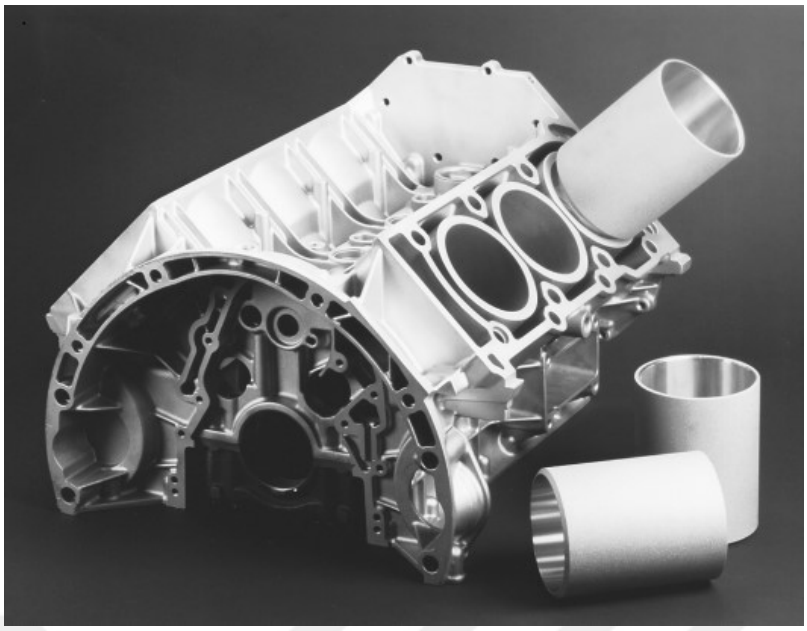
➢ Düşük maliyete yüksek hacim oranı ikincil üretim tekniklerinin geliştirilmeye gereksinimi olması,

➢ Geri dönüştürülebilirliği ile alakalı duyulan çevresel kaygılar olumsuz yönlerini oluşturmaktadır [25].



Şekil 2. 3 Honda Motor Company, Ltd. firmasının döküm yöntemiyle ürettiği Al matrisli kompozit silindir bloğu [15]

Otomobil endüstrisinde, dizel pistonlarının üretiminde geleneksel nikel alaşımlı dökme demir yerine Al_2O_3 fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerden yararlanılmaktadır. Bu uygulama, pistonun çalışma ömrünü $150x10^6$ saatten $1000x10^6$ saate çıkarmıştır [26]. Şekil 2. 3'de metal matrisli kompozit malzemeden üretilmiş otomobil silindir gömlekleri ve Şekil 2. 4'de silindir bloklarında kullanılan fiber takviyeli alüminyum kompozit malzeme görülmektedir. Al/Al_2O_3 kompozit malzemeler içten yanmalı motorların silindir bloklarında ve bisiklet iskeletlerinde de kullanılır. Ford ve Toyota Motors Co. ağırlık tasarrufu sağlaması nedeniyle Duralcan yöntemiyle üretilen $Al\text{-}Si/SiC_p$ kompozit malzemeleri, fren rotor disklerinde kullanmaktadırlar.



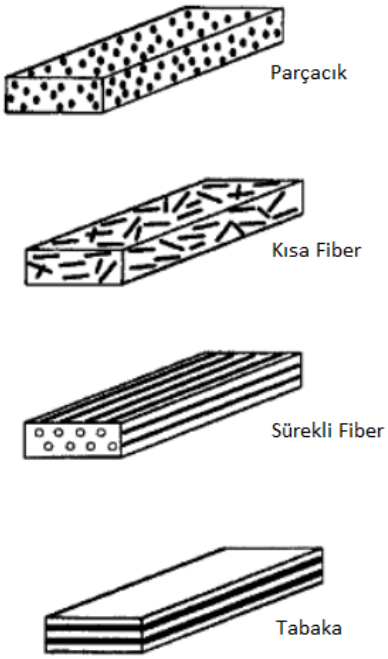
Şekil 2. 4 Metal matrisli kompozit malzemeden üretilmiş silindir gömlekleri [27]

Otomotiv ve havacılık dışında; SiC partikül takviyeli Al-alaşımlı kompozit malzemeler, mikro-elektronik devre uygulamalarında kullanılmaktadır [28], [29], [30], [31]. General Electric Company şirketi, ileri kompozit optik sitemler, güç kesme sistemleri ve biyel kolları gibi malzemeleri 6061-Al/SiC kompozit malzemelerden üretmişlerdir. Çelik malzemelerle benzer ısıl genleşmeye sahip AMK'ler kullanılarak krank milinin biyel başı açıklık problemi çözülmüştür [26], [32]. Al matrisli kompozit malzemeler tank parçalarında palet pabucu ve dişlisi, iskelet ve zırh elemanları olarak kullanılmasının yanı sıra seyyar saldırı köprülerinin profillerinde de hafif olmasından dolayı kullanılmaktadır [33].

2.2 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler, ilk olarak potansiyel uzay endüstrisi uygulamalarında kendilerine yer bulmuş ve çeyrek asırdan fazla süredir geliştirilmeye devam etmektedir [34]. Ucuz seramik takviyelerin ve kompozit üretim yöntemlerinin ortaya çıkmasıyla elektronik ve otomotiv endüstrilerinde de kompozit malzemeler üzerine önemli çalışmalar yapılmıştır [34], [35]. Seramik takviyelerin metal bir matrisle bir araya gelmesiyle oluşan seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerden; yüksek mukavemet, yüksek elastisite modülü, yüksek sıcaklık uygulamalarında yüksek verim alınmakta, matris malzemesine oranla düşük ısıl ve

elektriksel iletkenlik ve yüksek aşınma direnci göstermektedirler. Metal matrisli kompozit malzemeler, takviye malzemesinin morfolojisine göre *sürekli fiber kompozit* ve *süreksiz fiber kompozit* olmak üzere ikiye ayrılabilirler. Şekil 2. 5'de metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan takviye elemanları şematik olarak gösterilmiştir. Sürekli fiberleri de geniş çaplı fiberler (Bor, BorSiC, SiC) ve küçük çaplı fiberler (C, Alümina, SiC) olarak ayırmak mümkündür. Bu fiberlerin fiyatlarının yüksek olması ve yüksek üretim maliyetlerinden dolayı sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler ancak maliyetin önemli olmadığı uzay endüstrisinde sınırlı uygulama alanı bulmuştur. Süreksiz takviye malzemeleri; Whisker'lar, partiküller ve kırpılmış kısa fiberler olarak alüminyum alaşımlarına [36], [37], [38], [39] magnezyum alaşımlarına [40], [41], [42], [43] ve titanyum alaşımlarına [44], [45], [46] katılmaktadır.



Şekil 2. 5 Farklı tip takviyeli metal matris kompozit çeşitleri [47]

2.3 Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Alternatif üretim yöntemleri ve farklı şekillere sahip takviye malzemesinin kullanılmasıyla elde edilen kompozit, aynı bileşime sahip olsa ve aynı oranda takviye malzemesi içerse bile farklı özellik gösterebilmektedir [48].

Metalin içerisinde fiberleri veya partikülleri yaymak için kullanılan yöntemler aşağıdaki gibi sıralanabilir [49]:

- *Sıvı-Hal Üretim Yöntemi*,
- *Katı-Hal Üretim Yöntemi*,
- *Gaz-Hal Üretim Yöntemi*,
- *In-Situ Üretim Yöntemi*.

2.3.1 Partikül Takviyeli Kompozit Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Kompozit malzemeler üzerine ilk çalışmalar, sürekli fiber takviyelerle yürütülmüştür. Ancak, sürekli fiberlerin maliyeti, üretim yöntemlerinin karmaşıklığı ve üretilebilirliğindeki sorunlardan dolayı yüksek performans gerektiren uygulamalarda kullanımını sınırlamıştır. Bu sınırlama, süreksiz takviyeli kompozit malzemelerin geliştirilmesine neden olmuş ve süreksiz takviyeler ilk olarak dizel pistonların segman yuvalarında ticari olarak uygulama alanı bulmuşlardır. Partikül takviyeli kompozit malzemeler, düşük maliyet, yüksek elastisite modülü ve ayrıca sahip olduğu yüksek mukavemet, yüksek aşınma direnci ve kolay üretilebilirliği sayesinde ticari üretim aşamasına geçmiştir [50].

2.3.1.1 İnfiltrasyon Üretim Yöntemi

İnfiltrasyon, doğada ve mühendislikte pek çok farklı yolla kendini göstermektedir. Örneğin; yağmur yağdığı sırada süngerin yağmur suyuyla dolması veya petrolün topraktan çıkarılması gibi olaylar infiltrasyonun birer sonucudur [51].

Sıvı metal infiltrasyon teknikleri, metal matrisli kompozit malzemeler için en uygun üretim yöntemlerinden biridir. Dış basıncın göz önünde bulundurulmasıyla sıvı metal infiltrasyon yöntemi aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir [52].

1. Vakum infiltrasyon
2. Gaz basınçlı infiltrasyon
3. Basınçsız infiltrasyon
4. Basınç yardımlı hassas döküm
5. Mekanik basınçlı infiltrasyon

6. Basınçlı kokil infiltrasyon

7. Direk veya dolaylı sıkıştırmalı infiltrasyon

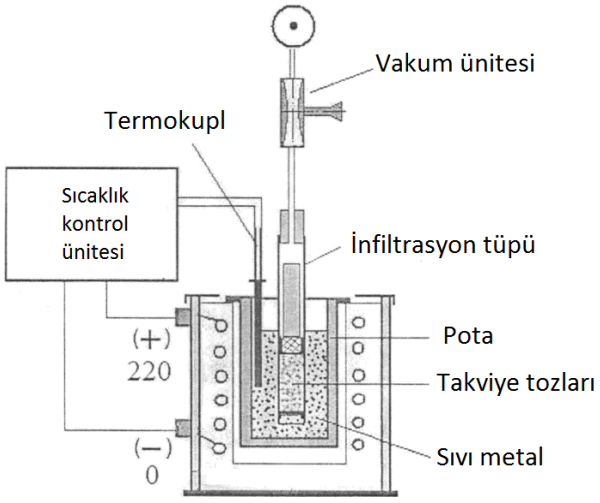
8. Santrifüj infiltrasyon

9. Ultrasonik infiltrasyon

10. Elektromagnetik infiltrasyon

Vakum İnfiltrasyon

Otomobil motor pistonları, silindir gömlekleri, motor bloğu ve karmaşık şekilli parçaların basınçlı infiltrasyon ile üretilmesi sırasında yüksek basınca maruz kalan preformda (ön şekil verilmiş yapıda) meydana gelen deformasyondan dolayı düşük basınçlı (vakum) infiltrasyon yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntem yüksek kalitede ve yüksek mukavemetli parçaların yarı otomatik üretiminin yanı sıra üretim maliyetlerinin düşürülmesine de olanak sağlaması dolayısıyla büyük bir avantaja sahiptir [51], [53].



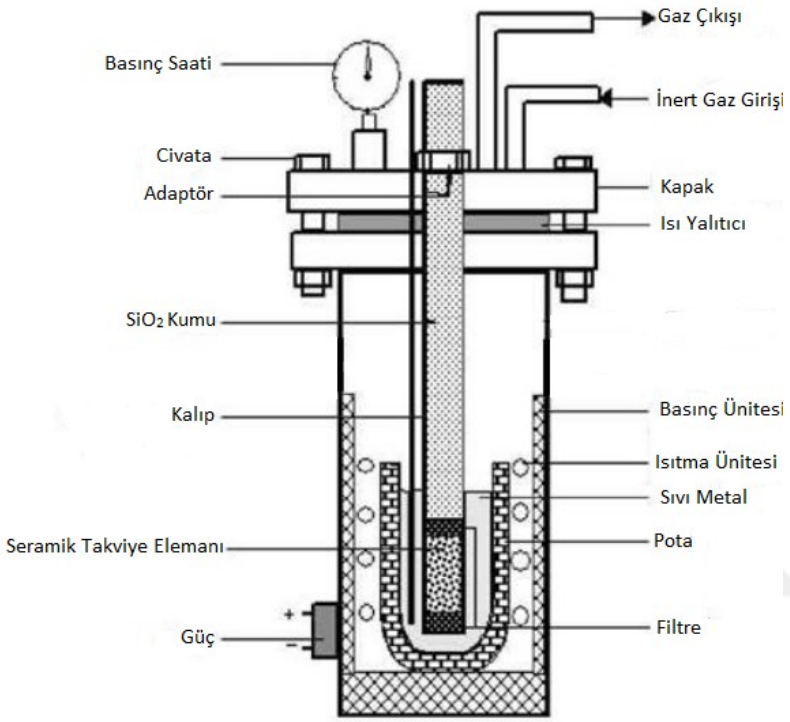
Şekil 2. 6 Vakum infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi [60]

Vakum infiltrasyon yönteminde; sıvı matris, negatif bir basınç uygulanarak, gözenekli takviye içerisine infiltre olmaktadır. Yöntem basit ve oldukça ekonomiktir. Şekil 2. 6'da vakum infiltrasyon yöntemi şematik olarak görülmektedir. Vakum infiltrasyon işleminin atmosfere açık ortamda yapılması, Al alaşımlı sıvı matrisin yüzeyinde oksit tabakası oluşturmakta, bu durum takviye malzemesinin ıslatılmasını zorlaştırmaktadır. Bu durumda, sıvı matris içerisine takviye malzemesinin ıslatılmasını arttıracak elementler

ilave edilebilir veya takviye malzemesi kaplanarak infiltrasyon işlemi gerçekleştirilebilmektedir [54].

Gaz Basınçlı İnfiltrasyon

Sıvı metalin seramik takviye malzemesini iyi ıslatmadığı durumlarda; dış bir kuvvet (hidrolik bir piston, Ar ve N_2 gibi gazlar) yardımıyla sıvı metal, seramik preforma infiltre edilir [30]. Şekil 2. 7'de basınçlı infiltrasyon yöntemi şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 2. 7 Basınçlı infiltrasyon yönteminin şematik gösterimi [55]

Şekil 2. 7'de çelik tüp içerisine yerleştirilen seramik takviyeye sıvı metal belirli basınçtaki gaz yardımı ile infiltre olmaktadır. İnfiltrasyonu kolaylaştırmak için kalıbın alt kısmında gaz çıkışını sağlayacak kanal bulunmaktadır. Basınçlı infiltrasyon yönteminde infiltrasyon basıncı, takviye-hacim oranı, kalıp ön ısıtma sıcaklığı, takviye parçacık boyutu, infiltrasyon süresi ve sıvı metal sıcaklığı, işlem parametreleri olarak ele alınmaktadır [52].

Şekil 2. 8'de basınçlı infiltrasyonla üretilen metal matrisli kompozit pistonlar gösterilmiştir. Bu yöntemde vakum destekli yüksek basınç kullanılarak sıvı matris fiber takviyelere infiltre olmakta ve kompozit malzemeler basınç altında katılaşmaktadır. Uygulanan kuvvet, gaz basınçlı infiltrasyonda, 10 MPa ve piston basınçlı infiltrasyonda, 100 MPa olabilmektedir. Ancak; yüksek basınç uygulamanın, fiberlerde deformasyon

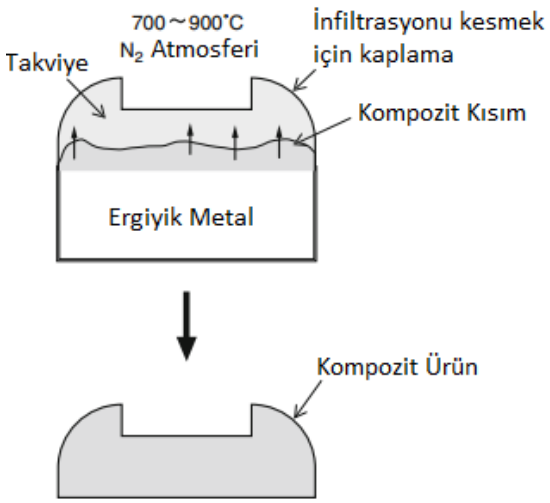
ve kopmalara neden olması gibi belirgin dezavantajları vardır. Bu olumsuzluklarına rağmen basınçlı infiltrasyon sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan en uygun yöntemlerden biri olarak görülmektedir [30], [50].



Şekil 2. 8 Suzuki Motor Co.'nun basınçlı infiltrasyonla ürettiği metal matrisli kompozit pistonlar [49]

Basınçsız İnfiltrasyon

Ergiyik metal kendiliğinden seramik fiber veya partiküllerden oluşan gözenekli preformun içine infiltre olursa kompozit malzeme kolaylıkla üretilmiş olur. Böyle bir basınçsız infiltrasyon yöntemi ABD'de geliştirilmiş ve Lanxide yöntemi adını almıştır. Bu yöntemde; ergiyik alüminyum tarafından iyi ıslatılamayan SiC partikülleri magnezyumla işleme tabi tutulur. Preform, Azot gazı altında ergiyik alüminyumun üst kısmına yerleştirilir. Daha sonra, Mg_3N_2, SiC partiküllerinin üstünde dönüşür ve ergiyik alüminyum basınç olmaksızın kendiliğinden preformun içerisine infiltre olur. İnfiltrasyon preform ergiyik alüminyum ile dolana kadar devam eder. Şekil 2. 9'da Lanxide yöntemi şematik olarak gösterilmiştir. Preform, arzu edilen ürünle aynı boyutlarda üretilir ve ergiyik alüminyumla temas eden yüzey hariç dış yüzey kaplanır. Böylece ergiyik dış yüzeye ulaştığı an infiltrasyon durur. Bunun sonucunda infiltrasyondan sonra gerçek ürün boyutlarında kompozit üretilmiş olur. Ancak, uygun takviye ve matris alaşımı ikilisinin sınırlı olmasından dolayı bu yöntem yaygın olarak kullanılamamaktadır. Bununla birlikte, basınçlı infiltrasyon yöntemiyle sağlanan yüksek takviye oranlarına ulaşmak pek mümkün değildir [56].

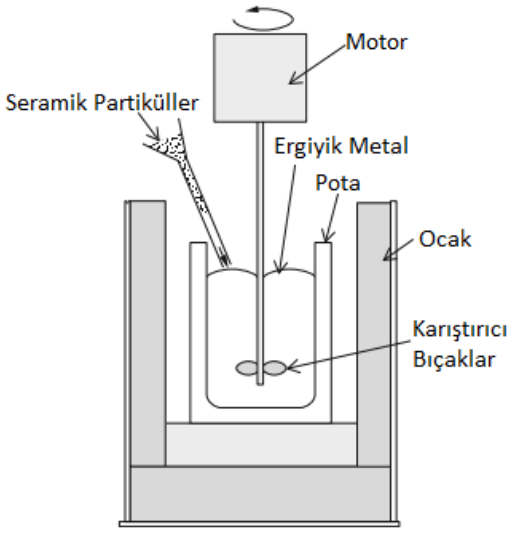


Şekil 2. 9 Lanxide yöntemiyle gerçekleştirilen basınçsız infiltrasyonun şematik gösterimi [49]

2.3.1.2 Karıştırmalı Döküm

Karıştırmalı döküm yöntemi genel olarak partikül veya fiberlerin mekanik olarak karıştırılan ergiyik matris alaşımının içerisine katılmasıdır. Şekil 2. 10'da karıştırmalı döküm şematik olarak gösterilmiştir. Bu yöntem ile takviye malzemesinin sıvı matris içerisinde istenilen biçimde dağılması sağlanır [57]. Karıştırmalı döküm yöntemi, süreksiz takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler için gelecek vadeden bir üretim metodu olarak görülebilir. Bu yöntemin avantajları basitliği, esnekliği ve geniş miktarda ürüne uygulanabilir olmasıdır.

Karıştırmalı döküm yönteminde; azot ortamındaki pota içerisine yerleştirilen matris malzemesi, ergime sıcaklığının üzerine ısıtılarak tamamen ergiyene kadar beklenir. Takviye malzemesi, inert bir gaz atmosferinde enjeksiyon tabancası kullanılarak ergiyiğe katılır ve bir karıştırıcı pervane yardımıyla takviye malzemesi ergiyik içerisinde dağıtılır. Dağılımın optimum olarak sağlanması için ''*Vorteks yöntemi*'' kullanılır. Vorteks yöntemi, ergiyiğin yüzeyinde bir girdap oluşması için ergiyiğin kuvvetlice karıştırılmasıdır. Girdapla beraber matris içerisinde homojen olarak dağılan takviye malzemesi, birkaç dakika daha karıştırılır ve ardından katılaşması için kalıba dökülür [57], [58].



Şekil 2. 10 Vortex metoduyla kompozit üretmek için kullanılan donanımlar [49]

Matris ve takviye malzemesi arasında ıslatmayı geliştirmenin birkaç yöntemi mevcuttur. Bunlar; ıslatılabilirliği yüksek bir metal ile partikülleri kaplamak, ergiyik matris alaşımına alaşım elementi eklemek, matrise ilavesinden önce partikülleri ısıtmak ve ergiyiği ultrasonik olarak karıştırmak olarak sıralanabilir [57].

Bu yöntemde etkili olan parametreler, yüksek karıştırma hızı ve karıştırma zamanıdır. Bu değişkenler, takviye malzemesinin metal matris içerisinde daha homojen dağılmasını ve dolayısıyla kompozit malzemenin daha yüksek sertliğe ulaşmasını sağlar [59].

Karıştırma süresince kompozitin içindeki gözenekler gazları hapsedebilir, hidrojen çözünürlüğünü artırabilir ve katılaşma sonunda çekilmelere neden olabilir. Porozite; işlem süresi, karıştırma hızı karıştırıcının büyüklüğü ve pozisyonu gibi değişkenlerle düşürülebilir. Ayrıca, vakum altında döküm, gazdan arındırma, basınç altında döküm, basınçla gözenekleri azaltma, ekstrüzyon ve haddeleme gibi işlemlere tabi tutularak da poroziteyi azaltmak mümkündür [57].

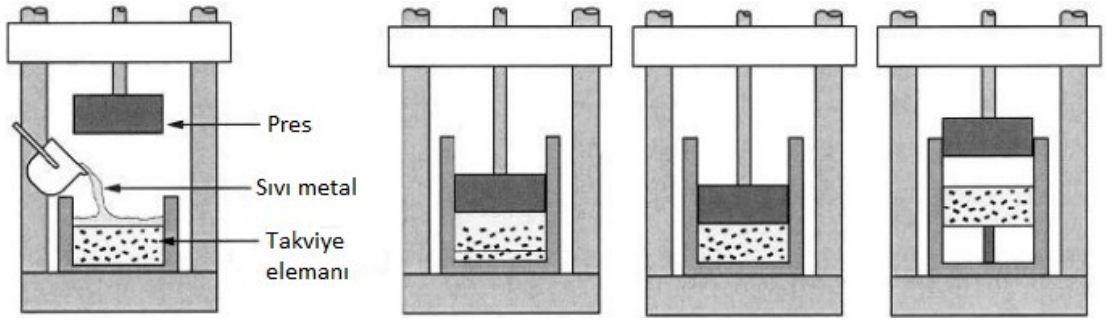
2.3.1.3 Sıkıştırmalı Döküm

Sıkıştırmalı döküm; geleneksel yüksek basınçlı döküm, kokil kalıplı basınçlı döküm ve genel döküm teknolojilerinin avantajlarını bir araya getirmektedir [60]. Şekil 2. 11'de sıkıştırmalı döküm şematik olarak görülmektedir. Yöntem, önceden şekil verilmiş preforma sıvı metalin emdirilmesi şeklinde uygulanabileceği gibi, nispeten yüksek

hacim oranına sahip partikül takviyeli kompozit malzemelerin katılaştırılması sırasında da uygulanabilmektedir [60].

Uygulanan basınç sonucu ergiyik metalin işlem boyunca preformun küçük gözeneklerini sıkıştırmasıyla sistemin yüksek ara yüzey enerjisi aşılarak ergiyiğin takviye malzemesini iyi bir biçimde ıslatması sağlanmış olur. Preformun sıvı metalle dolması sırasında, özellikle de preformun metalin ergime sıcaklığından daha düşük olduğu sıcaklıklarda katılaşmayı önlemek için gerekli olan basınç oldukça büyüktür [61]. Aynı zamanda yüksek basınç matris alaşımının dökülebilirlik özelliğinin önemini azaltmaktadır. Ek olarak, sıkıştırmalı dökümle üretilen parçalar nihai ürün boyutlarına yakın olduğu için ikincil işlemlere olan ihtiyaç çok az veya hiç olmamaktadır [62].

Sıkıştırmalı döküm yöntemiyle, karıştırmalı döküm yönteminde ulaşılamayan yüksek takviye hacim oranlarına (%40-%50) ulaşılabilmektedir. Ergiyik matris metali ve takviye malzemesi arasında oluşan reaksiyonlar, yüksek sıcaklıktaki düşük işlem zamanı dolayısıyla minimuma inmektedir. Ayrıca, bu yöntemle üretilen kompozit malzemelerde, yaygın döküm hataları ve çekme boşluklarının önüne geçilir ve bu da malzemenin mekanik özelliklerinin önemli ölçüde artmasını sağlar [29], [63], [64].

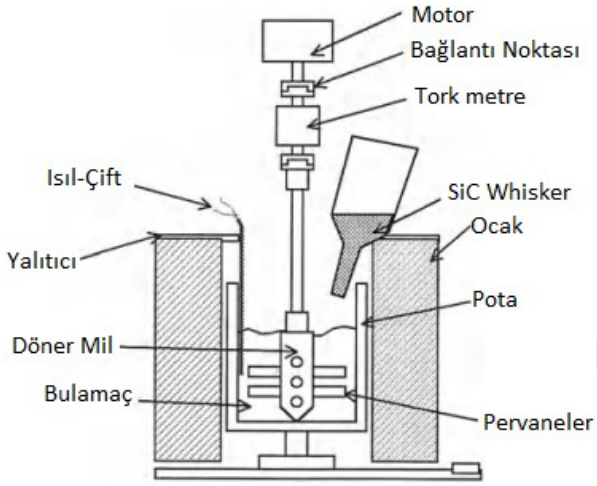


Şekil 2. 11 Sıkıştırmalı döküm yönteminin şematik gösterimi [47]

2.3.1.4 Compo-Casting (Yarı Katı Karıştırma) Döküm Yöntemi

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretim yöntemleri arasında ‘’*Compo-Casting*’’ (Yarı Katı Karıştırma) Döküm Yöntemi, en ekonomik ve kolay uygulanabilir yöntem olarak dikkat çekmektedir [29]. Şekil 2. 12’de Compo-Casting döküm yönteminin şematik görünümü verilmiştir. Matris alaşımı katı-sıvı sıcaklığı arasında bekletildiğinde, sıvı-faz, katı-faz içerisinde oluşmaktadır. Eğer bu sıcaklıkta matris alaşımı kuvvetli bir biçimde karıştırılırsa katının dendrit kolları kırılarak yuvarlak partiküller haline gelir.

Malzemedeki bu değişim ile viskozite artar ve bunun sonucunda takviye malzemesinin matris içerisinde kolayca dağılması sağlanırken katı fazlar arasında hapsolan partiküllerin, iç yapıda çökelmeden, topaklanmadan ve batmadan, homojen bir biçimde dağılmasına izin verir [49], [65].



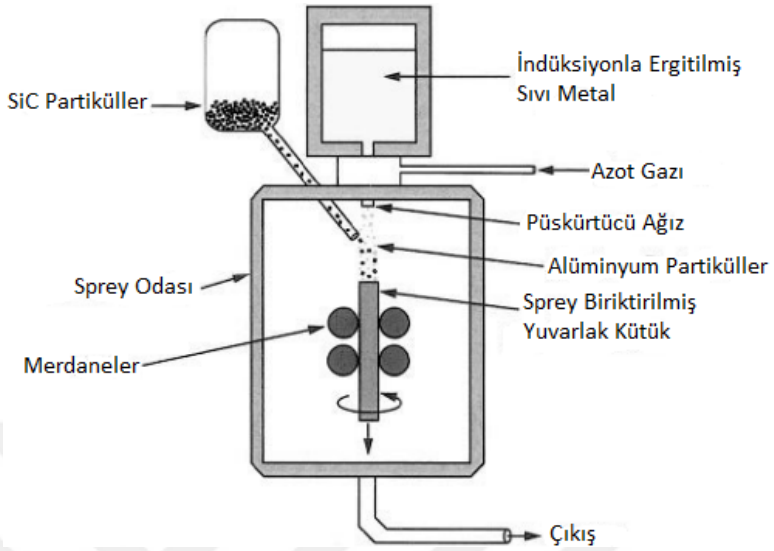
Şekil 2. 12 Compo-Casting yönteminde kullanılan donanımlar [49]

Bu yöntemle, Dow Chemical Co. tarafından Mg alaşımlı kompozit malzemeler ticari olarak üretilmiştir [29], [50].

2.3.1.5 Sprey Biriktirme Yöntemi

Sprey biçimlendirme veya sprey biriktirme yöntemi, ergiyik metal damlacıklarının püskürtülmesi süresince tabaka malzemesi yüzeyine yüksek bir hızla çarpması ve burada birikerek kompozit malzemeyi oluşturmasıdır. Biriktirme hızı, 6-10 kg/dk'dır ve 200 kg'lık Al ingottan kompozit malzemeler üretilebilir. Şekil 2. 13'de Sprey biriktirme yöntemi şematik olarak gösterilmektedir. Alternatif olarak, partikül takviye malzemesi metal sprey ile beraber püskürtülür. Böylece; ergiyikle partiküllerin ilk andan itibaren karışarak birlikte yüksek enerjili olarak altlık malzemesi üzerine çarpmasını ve burada birikerek kompozit malzemeye dönüşmesini sağlar. Sprey Biriktirme Yöntemi'nde, matris alaşımı ergime sıcaklığından katılaşma sıcaklığına çok hızlı bir şekilde soğurken, katılaşma sıcaklığından oda sıcaklığına yavaş bir soğumaya maruz kalır. Bu durum matris ve takviye arasında oluşabilecek reaksiyonları azaltarak elde edilen kompozit malzemenin çok ince taneli ve çökelti yapısında olmasına neden olurken heterojen ve yer yer gözenekli yapıya sahip olabilir. Sprey yöntemiyle üretilen kompozit malzemeler

tam yoğunluğa ve homojen yapıya sahip olmadığından dolayı ikincil işlemlere ihtiyaç duyulur. Bu yöntemin en çok bilinen türü 1980'lerde ticari olarak geliştirilen ''Osprey'' yöntemidir [47], [50], [66].



Şekil 2. 13 Sprey biriktirme yönteminin şematik gösterimi [47]

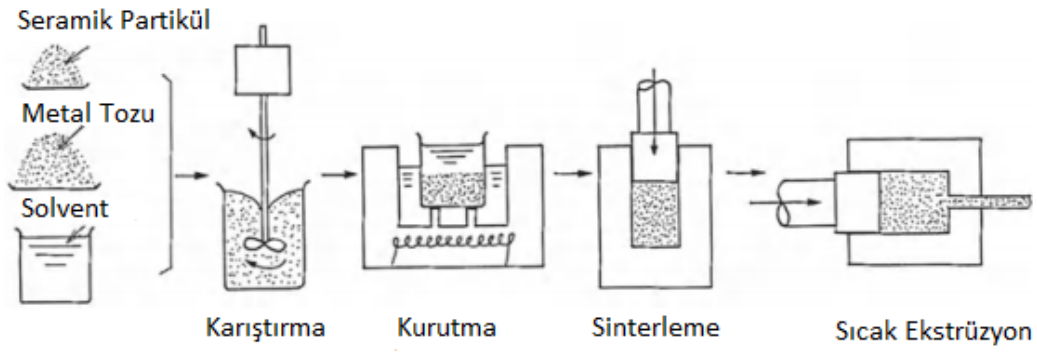
2.3.1.6 Toz Metalurjisi (T/M)

Toz Metalurjisi (T/M) yöntemi, matris alaşımı ve takviye malzemesi tozlarının bir karıştırıcı yardımı ile karıştırılmasını, karıştırılan tozların preslenmesini ve sonrasında yüksek bir sıcaklıkta ve kontrollü bir atmosfer veya vakum altında sinterlenmesini içermektedir [66].

T/M yönteminde işlem tamamen katı halde gerçekleştiğinden, gerekli sıcaklık diğer yöntemlerden daha düşüktür. Dolayısıyla matris alaşımı ile takviye malzemesi arasında daha az etkileşim söz konusudur. Şekil 2. 14'de toz metalurjisi yöntemiyle partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretimi şematik olarak gösterilmiştir. Yöntemin avantajlarının başında kuvvetli ara yüzey reaksiyonlarının oluşmaması ve matris-takviye malzemesi arasında istenmeyen reaksiyonların minimize edilmesi açısından son derece önemli olan düşük işlem sıcaklığı gelmektedir [67].

Bu üretim yönteminin asıl avantajı, ergitilip dökülemeyecek matris alaşımı ve takviye malzemelerinden kompozit üretimi ve nispeten yüksek takviye hacim oranlarına sahip kompozit malzemelerin üretilmesine olanak sağlamasıdır. Ancak, alaşım tozlarının

maliyeti ve kompozit malzemenin üretim sürecindeki yöntemlerin karmaşıklığı nedeniyle seri üretim için uygun değildir [68].



Şekil 2. 14 Toz metalurjisi yöntemiyle partikül takviyeli kompozit malzemelerin üretimi [49]

2.3.1.7 In-Situ Üretim Yöntemi

Diğer kompozit malzeme üretim yöntemlerinden farklı olarak, in-situ sentezi, kompozit malzeme üretimi sırasında, takviye malzemesinin, ergiyik metal içerisinde, elementler arasında veya bir element ve bir bileşik arasında gerçekleşen kimyasal reaksiyonlar sonucunda oluşmasıdır. Bu yöntem sonucunda, son reaksiyon ürünü olarak matris alaşımı içerisinde homojen olarak dağılmış takviye malzemesi oluşur. [69], [70], [71].

Diğer geleneksel MMK üretim yöntemleriyle kıyaslandığında, in-situ metal matrisli kompozit malzemeler şu avantajları gösterir:

- Oluşan takviye malzemesi, boyut olarak daha ince, yapı içinde homojen dağılmıştır ve termodinamik açıdan daha kararlıdır. Ayrıca, bu malzemeler daha iyi mekanik özellikler gösterirken yüksek sıcaklıklarda daha az bozunurlar.

- Reaksiyonsuz ara yüzey dolayısıyla matris ve takviye arasında yüksek yapışma mukavemeti oluşur.

- Yüksek takviye hacim oranlarında kolaylıkla nihai kompozit malzeme şekline yakın biçimde ve ucuz üretim mümkündür [69], [72].

In-situ kompozit malzemeleri üretim yöntemlerine göre dört sınıfa ayırmak mümkündür[69]:

a) Buhar-sıvı-katı reaksiyon yöntemi

b) Katı-katı reaksiyon yöntemi

c) Katı-sıvı reaksiyon yöntemi

d) Sıvı-sıvı reaksiyon yöntemi

Lanxide, DIMOX ve Martin-Marrieta firmasının, XD yöntemleri in-situ üretim yönteminin ticari uygulamaları olarak örnek verilebilir [50], [73].

2.4 Matris Malzemeleri

Kompozit malzemede kullanılan matris malzemesinin amacı; tek parçadan oluşan yapı içerisine, takviye malzemesinin katılmasıyla birlikte gerekli geometrik şekil ve boyutlarda kompozit malzeme ortaya çıkarmak ve aynı zamanda bu kompozit malzemenin maruz kaldığı dış yükleri absorbe ederek takviye malzemesine iletmektir. Buna ek olarak, matris malzemeleri; takviye malzemesini, mekanik hasarlar, erozyon ve çevrili bulunduğu ortamdan veya iki takviye arasındaki temastan kaynaklanan korozyon gibi dış etkilere karşı korurlar. Çizelge 2. 2'de bazı metal matris malzemelerinin mekanik özellikleri verilmiştir.

Çizelge 2. 2 Bazı metal matris malzemelerinin mekanik özellikleri [47]

Matris	**Elastisite Modülü** (GPa)	**Akma Dayanımı** (MPa)	**Çekme Dayanımı** (MPa)	**Kırılma Tokluğu** ($MPa.m^{1/2}$)
Saf Al	70	40	200	100
Saf Bakır	120	60	400	-
Saf Nikel	210	70	400	350
Ti-6Al-4V	110	900	1000	120
Alüminyum Alaşımları	70	100-380	250-480	23-40
Çelik	210	250	420	140
Paslanmaz Çelik (304)	195	240	365	200

Çeşitli metallerden; Al, Li, Mg, Si, Ti, Cu, Ni, Zn, Fe ve Pb'nin yanı sıra hemen hemen tüm yapısal alaşım sistemleri metal matrisli kompozit malzemeler için matris malzemesi olarak kullanılmaktadır. En yaygın olarak kullanılan alaşım türleri, Al, Ti, Mg

ve intermetalik bileşiklerdir [29], [74], [75]. Titanyum yüksek sıcaklık uygulamalarında sıklıkla kullanılır. Nikel ve nikel esaslı süper alaşımlar da ağırlığın ikinci planda olduğu durumlarda yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun bir adaydır [61].

2.4.1 Alüminyum ve Alaşımları

Özellikle, 450 °C'nin altındaki uygulamalarda, düşük maliyet ve yüksek mukavemete karşılık düşük yoğunluğa sahip olması dolayısıyla alüminyum ve alaşımları, matris malzemesi olarak yaygın olarak kullanılmaktadır. Çizelge 2. 3'de bazı dökme ve dövme alüminyum alaşımlarının görmüş olduğu ısıl işleme göre mekanik özellikleri verilmiştir. Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum ve alaşımları, yüksek ısıl ve elektriksel iletkenliğe sahip olması nedeniyle bir kaynaktan gelen elektriğin ve ısının yüksek miktarda absorblanmasına ve yayınmasına izin verirler. Kompozit malzeme üretimi için sıvı faz üretim yönteminin seçilmesi durumunda, hem Al-Si, Al-Mg, Al-Cu sistemleri gibi döküm alaşımları, hem de dövme alaşımları kullanılır. Alaşım seçimi, büyük oranda nihai özellik gereksinimlerine ve mevcut üretim yöntemine bağlıdır. Doğrudan üretilen parçalar için döküm alaşımları kullanılırken, yarı mamulden üretilen parçalar (kütük, çubuk vb.) için dövülebilir alaşımlar kullanılmaktadır [50], [76].

Çizelge 2. 3 Bazı dökme ve dövme alüminyum alaşımlarının dayanımı [77]

Malzeme	**Uygulanan Isıl İşlem Kodu**	**% 0,2 Akma Mukavemeti** (MPa)	**Çekme Mukavemeti** (MPa)	**% Uzama**
2014	T6	410	480	13
2024	T8	450	480	6
1100	O	35	90	35
5083	O	115	260	22
6061	T6	275	310	12
6063	T6	215	240	12
7075	T73	430	500	13
201	T6	345	415	5
213	T533	185	220	0,5
355	T6	235	280	1
357	T6	221	283	3
360	T6	365	310	1

2.4.1.1 Saf Alüminyum

Alüminyum, ince folyodan havacılık, uzay araçları ve elektronikte kullanılan yüksek teknolojideki uygulamalara kadar çok farklı amaçlar için kullanılmaktadır. Çizelge 2. 4'de saf alüminyumun kimyasal ve fiziksel özellikleri verilmiştir.

Alüminyum, oksijene karşı aşırı ilgili olması sebebiyle çok çabuk oksitlenmektedir. Ancak pratikte yüzeyinde çok ince, aralıksız ve sıkı yapışkan oksit filmi oluşturması, suda ve çoğu diğer kimyasallarda alüminyumu çözülmez yapmaktadır. Havada oluşan oksit filmi ~4-5 nm kalınlığındadır ancak uzun süre ısıtıldığında kalınlık ~200 nm kalınlığa ulaşmaktadır. Bu özelliği, hem saf alüminyumu hem de alüminyum alaşımlarını korozyona karşı oldukça dirençli kılmaktadır. [78].

Çizelge 2. 4 Saf alüminyumun özellikleri [78]

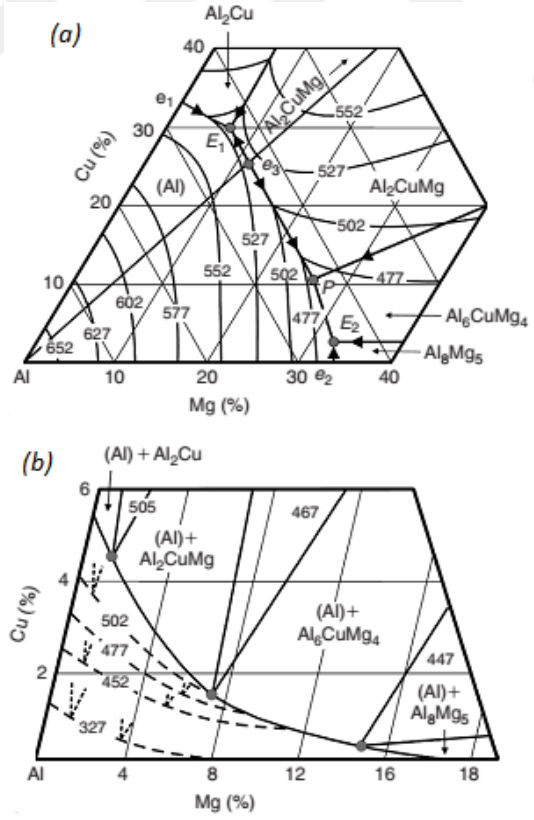
Özellik	**Değer**
Kristal yapı	Yüzey merkezli kübik
Atomlararası minumum uzaklık	0,28577 nm
Kafes parametresi (α) 25 °C'de	0,40414 nm
Ergime noktası	660,2 °C
Kaynama noktası	2057 °C
Yoğunluk (20 °C'de)	2,699 $g.cm^{-3}$
Yoğunluk (660 °C'de)	2,55 $g.cm^{-3}$
Yoğunluk (660,2 °C'de)	2,38 $g.cm^{-3}$
Katılaşma sırasındaki çekme	%6,7
Ergime ısısı	387 $J.g^{-1}$
Buharlaşma ısısı	8200 – 8370 $J.g^{-1}$
1200 °C'de buhar basıncı	1 Pa
Ergime noktasındaki viskozitesi	0,13 $N.s.m^{-2}$

Alüminyumun elastisite modülü, göreceli olarak düşüktür ve emprütelerin varlığında miktara bağlı olarak küçük değişimler gösterebilmektedir. %99.997 saflıktaki alüminyumun, elastisite modülü değeri, 64 GPa iken %99.950 saflıktaki alüminyumun, elastisite modülü değeri, 69 GPa'a yükselmektedir. Ticari değerdeki alüminyumun,

elastisite modülü değerleri, 65 GPa'dan 80 GPa'a kadar değişiklik göstermektedir. Kesme modülü (rijitlik modülü) değeri, 25 GPa ve Poisson oranı 0.26 ile 0.32 arasındadır [78]. Çeşitli saflıklardaki alüminyumların mukavemeti sadece soğuk şekil değiştirme işlemi ile artar. Ancak bu da sünekliği düşürmektedir. Çekme mukavemeti üretim sürecinde kullanılan yönteme bağlıdır. Kum dökümdeki akma mukavemeti, kokil kalıba dökümdeki mukavemetten daha düşüktür. Soğuk veya sıcak plastik şekil verilmiş alüminyumun yoğunluğu, döküm alüminyumundan daha fazladır ve daha ince tane yapısına sahiptir. Plastik şekil verilmiş alüminyumun ısıl işlem sonrası mukavemeti döküm alüminyumunkinden daha yüksektir. Saf alüminyumun sertliği, 17 HV iken soğuk işlenmiş ve kalınlığı %80-90 azaldıktan sonraki sertlik değeri 40 HV'dir [78].

2.4.1.2 Alüminyum-Bakır-(Magnezyum) Alaşımları

Alüminyum-Bakır-Magnezyum (Duraluminyum) alaşımları çökelme sertleştirilmesi yapılabilen alaşımlardır. Şekil 2. 15'de Alüminyum-Bakır-Magnezyum alaşımının üçlü faz diyagramı verilmiştir.



Şekil 2. 15 Al-Cu-Mg alaşım sisteminin faz diyagramı (a) Sıvı halde görünüm, (b) Katı halde faz alanlarının dağılımı [79]

Bir alaşımın yaşlandırma sertleşmesine duyarlı olabilmesi için temel gereksinim düşen sıcaklıkla beraber bir veya daha fazla alaşım elementinin katı çözünürlüğünde de bir düşüşün olmasıdır. Bu gereksinimden ötürü yapıya katılan ana alaşım elementleri Cu, Li, Mg ve Zn'dir [53].

Çizelge 2. 5'de verilen ticari Al-Cu-Mg alaşımları arasında AA 2014, bugün en çok kullanılan Al-Cu-Mg alaşımlarından biridir. Yüksek dayanım, magnezyum içeriğinin %0,5'den %1,5'e çıkarılmasıyla elde edilmiştir. Magnezyumun, Alüminyum-Bakır alaşımlarına ilavesi alüminyum bakır alaşımlarında çökelti sertleşmesini oldukça hızlandırır ve yoğunlaştırır [80].

Çizelge 2. 5 Bazı ticari Al-Cu-Mg alaşımlarının kimyasal bileşimi [53]

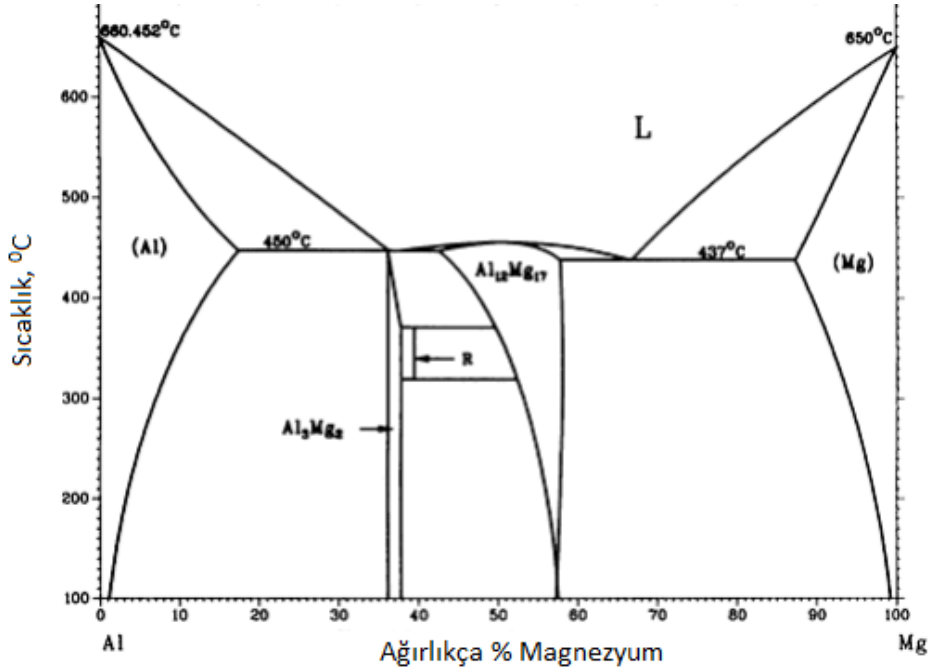
Alaşım	**% Cu**	**% Mg**	**% Diğer elementler**
2014	4,4	0,5	0,8 Mg ve 0,8 Mn
2024 – 2224	4,4	1,5	0,6 Mn
2218	4,0	1,5	-
2036	2,6	0,45	0,25 Mn
222	10,0	0,25	-
201.0	4,6	0,35	0,7 Ag ve 0,35 Mn
242.0	4,0	1,5	2,0 Ni

Alüminyumla alaşım elementi olarak kullanılan ilk element bakırdır. Bakır, alaşıma sertlik kazandıran başlıca elementtir. Dövme alaşımlarında %4 ile %5 oranında kullanılır. %5'ten fazla kullanılırsa mekanik işleme güçlüğünü arttırır. Bakırın, alüminyum içindeki çözünürlüğü sıcaklığa bağlı olarak artar. Bu nedenle, bakır içeren alüminyum alaşımlarını, yaşlandırma ısıl işlemiyle sertleştirmek mümkündür. Safsızlıkların kontrolü ile yüksek sünekliğe ulaşılır. Bu ısıl işlem uygulanabilir alaşımlar, diğer tüm ticari alüminyum alaşımlarından daha yüksek mukavemet kapasitesine sahiptir. Çökelme için gerekli zaman, alaşımın bileşimi ve sıcaklık ile ilişkilidir. Çökelmenin mekanik özelliklere yapacağı etki, çökelen faz miktarına, boyutlarına ve dağılımına bağlıdır [27], [53], [54].

Al-Cu-Mg alaşımları kamyon şasileri, uçak konstrüksiyon ve motor parçaları, yüksek sıcaklıklarda çalışan dövme silindir kafa ve pistonları gibi yerlerde kullanılmaktadır [80].

2.4.1.3 Alüminyum-Magnezyum Alaşımları

Kompozit malzemelerde kullanılan alüminyum alaşımları, 2XXX, 4XXX, 6XXX ve 7XXX serisi ticari alaşımlardır. Al-Mg faz diyagramı Şekil 2. 16'da görülmektedir.



Şekil 2. 16 Al-Mg Faz diyagramı [81]

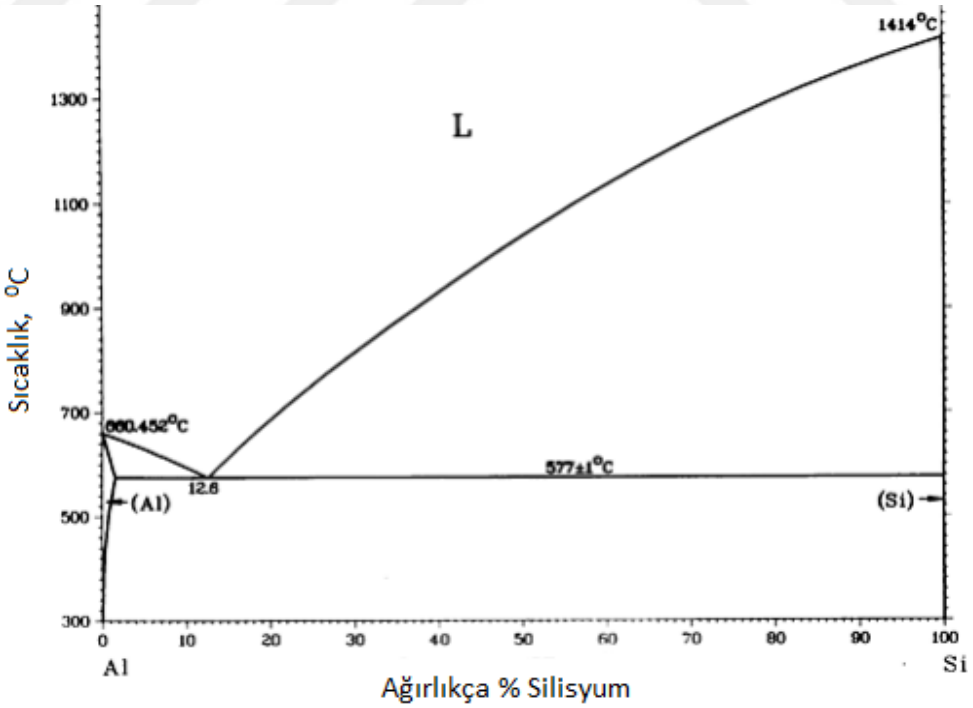
Magnezyum, katı çökelti sertleşmesi sonucu alüminyumun mukavemetini arttırmak için sık olarak kullanılan bir alaşım elementidir. 5XXX serisi alüminyum alaşımları %0,5'den %12-13'e kadar değişen Mg oranına sahiptir. Mg'nin ilavesi ile döküm alüminyum alaşımının yoğunluğu %10 düşerek, 2,55 $g.cm^{-3}$, plastik şekil verilmiş alüminyum alaşımının yoğunluğu %8 düşerek, 2,65 $g.cm^{-3}$ olmaktadır [78]. Düşük magnezyumlu alaşımlar iyi şekil verilebilirken, yüksek Mg'lu alaşımlar kolay dökülebilirler ve yüksek mukavemete sahiptirler. Normal uygulamalarda yüksek saflıktaki alüminyum (≥ %99,7 Al) bu alaşımları hazırlamak ve maksimum korozyon direncini sağlamak için demir ve silisyum bileşenleri genellikle diğer alüminyum alaşımlarından daha düşük tutulmaktadır [78]. Alüminyum-Magnezyum ticari alaşımlarında katılaşma, α-Al birincil kristalleri olarak başlar. Genellikle, dendritik olarak büyümeye devam ederler ve diğer bileşenler ile tane sınırlarına veya dendrit

kolları arasına hareket ederler. %10'dan fazla Mg ve %0,5'den fazla Si içeren alaşımlarda, Mg_2Si kristalleri küp veya hekzagonal şekilde ortaya çıkabilmektedir [78].

Mg elementi, diğer alaşım elementleri ile birlikte Al-Mg alaşımının mekanik özelliklerinin kontrolü açısından ana etkendir. Saf alüminyuma benzer olarak basma mukavemeti, çekme mukavemeti ile aynıyken kesme mukavemeti çekme mukavemetinin %70-%80'i kadardır. Elastisite modülünü, diğer pek çok alaşımın ilave edilmesi yükseltirken Mg elementinin ilavesi düşürür. Normalde Al-Mg alaşımlarında, Si %0,2'den az bulunur. Süneklik ve tokluğu mukavemetteki artışla kıyaslanmayacak kadar az oranda düşürür. Bu alaşımlar, su veya buhara, deniz suyu veya atmosfer şartlarına ve diğer pek çok kimyasala karşı iyi bir korozyon direnci sergilerler [78].

2.4.1.4 Alüminyum-Silisyum Alaşımları

4XXX serisi Alüminyum-Silisyum döküm alaşımları otomotiv, uzay ve mühendislik sektörlerinde kullanılan temel alaşımlardandır. Şekil 2. 17'de Al-Si faz diyagramı verilmiştir. Si elementinin eklenmesi ile Al-Si alaşımının yoğunluğu 2,65 $gr.cm^{-3}$ olmakta ve saf alüminyuma göre yoğunluğu %12 azalmaktadır [78].



Şekil 2. 17 Al-Si Faz diyagramı [81]

Si, metalik alaşımların dökümü için önemlidir çünkü akışkanlık, dökülebilirliği ve talaşlı işlenebilirliğini arttırırken ergime sıcaklığını, ısıl genleşme katsayısını, korozyon ve aşınma direncini düşüren ekonomik bir hammaddedir [82], [83].

Al-Si alaşımı katılaşırken, primer alüminyum oluşarak dendritik olarak büyüyebilir veya silisyum fazı oluşarak, sivri birincil partiküller olarak dallanabilir. Ağırlıkça %12,6 Si içeren ötektik noktada, ötektik Al-Si fazı çekirdeklenir ve katılaşana kadar büyümesine devam eder. Porozite, Al-Si dökümlerde en sık karşılaşılan hatadır. Gözenekler, gerilme yığılması nedeniyle mikro çatlakların başlamasına ve ilerlemesine sebep olabilmektedir [84].

Alüminyum-Magnezyum-Silisyum alaşımları (6XXX) orta mukavemetli yapısal alaşımlar olarak yaygın biçimde kullanılmaktadır. 6063 tipi Al alaşımları, cam ve pencere profilleri gibi orta mukavemetli karmaşık şekilli ekstrüzyonla üretilen inşaat malzemeleri için uygundur. 6061 tipi Al alaşımları, elektrik dağıtım hatları, iletkenleri ve tesisatlarında hem elektriksel hem mekanik iletim özelliklerinin en iyi bileşimini bir araya getirdikleri için kullanılmaktadırlar. Al-Mg-Si alaşımları, ısıl işlem uygulanabilir kaporta sacı malzemesi olarak da en çok umut vadeden malzeme olarak bilinmektedir [78].

2.4.1.5 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Alüminyuma katılan alaşım elementleri genellikle mukavemeti artırmaktadır. Alüminyum alaşımlarında mukavemet artışı üç ayrı mekanizmayla açıklanabilir.

1. *Çökelti (Yaşlandırma) sertleşmesi*: Alaşım elementleri, yüksek sıcaklıklarda çözeltiye alınır ve ardından su verilir. 200 °C'nin altındaki sıcaklıklarda çok ince partiküllerin aşırı doymuş katı çözeltiden çökelmesi sonucu yüksek oranda mukavemet artışı sağlanır. Uygulanan ısıl işlem aynı zamanda yaşlandırma olarak adlandırılır. Alüminyum-Bakır alaşımları çökelti sertleşmesinin yaygın olarak uygulandığı metallerdir.

2. *Dispersiyon sertleşmesi:* Alaşım elementleri çok ince intermetalik fazlara dönüşerek dağılırlar. Genellikle geçiş elementleri bu etkiyi oluşturmak için yapıya katılırlar.

3. *Katı-çözelti sertleşmesi:* Alaşım elementleri alüminyum matris içerisinde tamamen çözünürler ve katı bir çözelti oluştururlar. Alüminyum kafes sistemi içerisindeki yerel çarpılmalar dislokasyon hareketini engelleyerek mukavemetin artmasını sağlarlar [53].

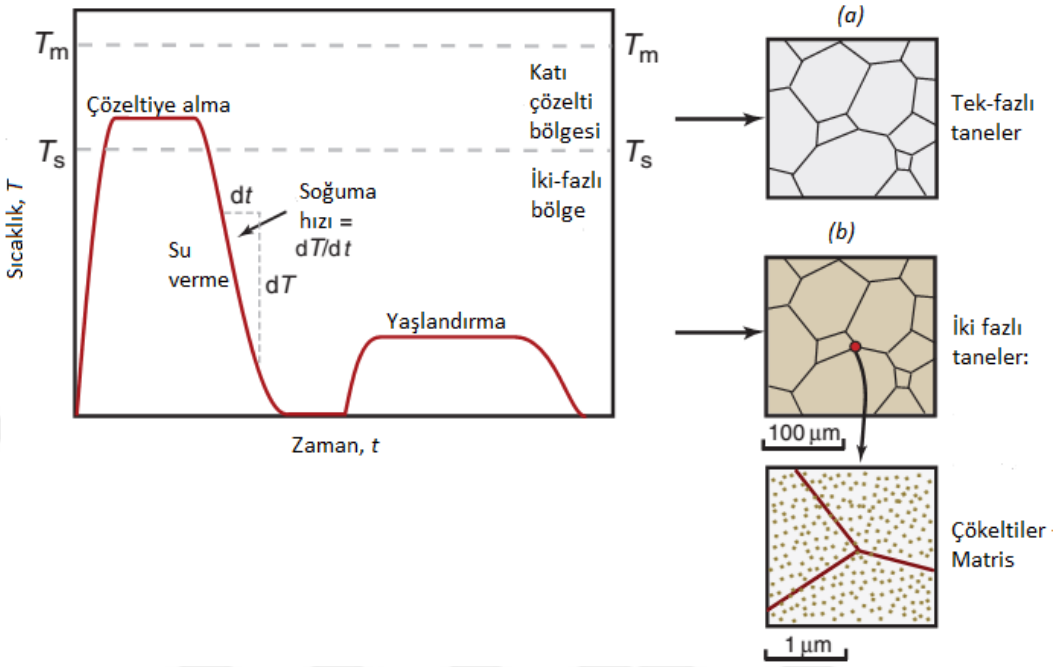
Çökelti Sertleşmesi, alüminyum alaşımlarının mukavemet özelliklerini geliştirmek için en yaygın kullanılan ısıl işlemdir [53].

'da Isıl işlem uygulanabilir alüminyum alaşımları için temperleme kodları ve Çizelge 2. 7'de çeşitli sıcaklıklarda farklı ısıl işlemler görmüş alüminyum alaşımları için sertlik değerleri verilmiştir.

Çizelge 2. 6 Isıl işlem uygulanabilir alüminyum alaşımları için temperleme kodları [27]

O	Tavlanmış.
F	Üretildiği gibi.
W	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve sonrasında doğal yaşlanmaya bırakılmış. (Kararsızdır)
T1	Sıcak işlenmiş, fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış.
T2	Fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırılmış.
T3	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılmış.
T4	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve doğal olarak yaşlandırılmış.
T5	Fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmıştır.
T6	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve yapay yaşlandırma uygulanmış.
T7	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve dengeli duruma getirilmiş veya aşırı yaşlandırılmış.
T8	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırma uygulanmış.
T9	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlem uygulanmış yapay yaşlandırma uygulanmış.
T10	Yapay olarak yaşlandırılmış ve soğuk işlenmiş. (işlem alaşımları için)

Aşırı doymuş katı çözeltinin dağılması karmaşık bir süreçtir ve kararsız fazları içeren birkaç aşamayı içerebilir. Şekil 2. 18'de çökelti sertleştirmesi oluşturmak için yapılan ısıl işlem prosesi verilmiştir.



Şekil 2. 18 Çökelti sertleştirmesi oluşturmak için yapılan ısıl işlemin ısıl profili ve mikroyapısal değişimlerin tetiklenmesi:
(a) Yüksek sıcaklıktaki bir katı çözelti.
(b) Oda sıcaklığında çökelti ürünleri (Büyütülmüş yapıda gösterilen) [85]

Yaşlandırma ısıl işlemi, genel itibariyle malzemeyi yüksek sıcaklıkta çözeltiye alma ısıl işleminin ardından hızlı su verip oda sıcaklığına indirerek aşırı doymuş katı çözelti elde etmeyi ve ardından ortalama bir sıcaklıkta aşırı doymuş katı çözeltinin dağılmasını içermektedir.

Alüminyum için yaşlandırma ısıl işlemi üç adımda uygulanan bir süreçtir:

1. Çözeltiye alma ısıl işlemi,
2. Su verme,
3. Yaşlandırma [53].

Yüksek sıcaklıklarda, yaşlanma sonucu oluşan çökelti ürünlerinin hızlı biçimde büyümesi ve kendi kafes yapısını oluşturması neticesinde malzeme sertliğinde azalma meydana gelir ve mekanik özellikler düşer. Bu olaya, *aşırı yaşlanma* denilmektedir [86].

Çizelge 2. 7 Çeşitli sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tutulmuş alüminyum alaşımları için sertlik değerleri [53]

Alaşım	**Uygulanan Isıl işlem**	**Brinell Sertliği** (500 Kg yükleme, 10 mm bilye çapı)	**Rockwell sertliği, minimum**			
			B	**E**	**H**	**15T**
2014	O	-	22 Maks.	70 Maks.	95 Maks.	-
	T3	100	65	95	-	82
	T4	100	65	95	-	82
	T6	125	78	102	-	86
2024	O	-	22 Maks.	70 Maks.	95 Maks.	-
	T3	110	69	94	-	82
	T4	100	63	94	-	82
	T6	118	72	98	-	84
	T8	120	74	99	-	85
2124	T3	110	69	97	-	-
	T8	120	74	99	-	-
2219	O	-	22 Maks.	95	-	-
	T3	98	60	92	-	79
	T4	96	58	60	-	78
	T6	99	62	93	-	81
	T8	116	71	98	-	83

2.4.1.6 Al-Cu-Mg Alaşımlarında Yaşlandırma Ürünleri

Duralüminyumun geliştirilmesi, bakırın yanı sıra magnezyum içeren alaşımların dizaynını mümkün kılmıştır. Bu, sertleşme kabiliyetini Al_2Cu (θ) ve Al_2CuMg (*S*) fazları ile arttırmıştır. Aşırı doymuş katı çözeltinin bileşimine göre bu fazlardan biri veya her ikisi birden çökelebilir. Mg'un %0.4'e kadar katı çözeltinin içindeki varlığı θ' partiküllerini etkili biçimde inceltir ve çökelti yoğunluğunu yükseltir böylece sertliği yükseltir [87], [88]. Bunun yanı sıra, mukavemeti arttırdığı gibi θ' fazının yüksek ısıl kararlılığı sayesinde sürünme direncini de arttırır.

Ticari Al-Cu-Mg alaşımlarında, silisyumun varlığı, faz bileşimini ve yaşlandırma ürünlerinin çökelti dizisini değiştirmekte ve böylece mekanik özellikleri etkilemektedir.

Al-Cu-Mg alaşımlarının bozunması (Cu:Mg > %2 at.) Mg ve Cu atomlarının $\{110\}_{Al}$ ve $\{210\}_{Al}$ düzlemlerine segragasyonuyla başlar [107]. Bu atom kümeleri GPBZ bölgeleri olarak adlandırılır.

Al-Al_2CuMg alaşımları çökelti dizisi aşağıdaki gibidir.

GPBZ, uyumlu *S*'' fazı, yarı-uyumlu *S*' fazı ve kararlı *S* fazı [89].

S fazlı alaşımlarda esas sertleştirici mekanizma olarak mukavemetlenme bir platoyla birbirinden ayrılan iki belirgin aşamadan oluşmaktadır. Sertliğin ilk aşamasında, Cu ve Mg kümesinin dönüşümünden kaynaklandığı düşünülmektedir ve toplam mukavemete %70 katkıda bulunur. Bu kümelenmeler, GPB bölgelerinin ve *S*'' fazının başlangıcıdır. İkinci aşamada sertliğin kaynağı çökeltilerdir. *S*' ve *S* fazları dislokasyon düğümleri üzerinde oluşurlar.

Alaşımlarda fazla miktarda bakır varlığında bu fazlara ek olarak Al_2Cu fazı da çökelir. Cu:Mg = 4'ten 8'e kadar olan alaşımlarda Al_2Cu fazı esas sertleştirici rolü oynarken Cu:Mg oranının 4'e düşmesiyle iki faz da mukavemete katkıda bulunur. Dahası *S* fazı Cu:Mg oranının 4 ile 1.5 olduğu durumlarda baskındır. Cu:Mg oranındaki daha fazla düşüş Al_6CuMg_4 fazının çökelmesine neden olur.

GPB bölgelerinin ısıl kararlılığının GP bölgelerinden daha fazla olduğu unutulmamalıdır. Cu:Mg = 7 olan bir alaşımda maksimum sertliğe ; θ' ve *S*'' (130 °C ve 165 °C'de) ve *S*'', *S*' ve θ' (190 °C'de) fazlarının bileşimiyle ulaşılır. Uyumlu *S*'' fazı, oldukça yüksek sıcaklıklarda elde edilir. Al_2Cu fazının düşük sıcaklıklarda (165 °C'nin altında) daha etkin olduğu ancak Al_2CuMg fazının daha yüksek sıcaklıklarda daha baskın duruma geldiği sonucuna varılabilir [53].

2.4.2 Titanyum Alaşımları

Titanyum, uzay aracı malzemeleri arasında en dikkat çekici olanıdır. Titanyumun yoğunluğu 4,5 g/cm^3 iken elastisite modülü 115 GPa'dır. Bununla birlikte Ti'nin yoğunluğu 4,3 ile 5,1 g/cm^3 aralığında ve elastisite modülü, 80 ile 180 GPa arasında

değişebilir [47]. Yüksek mukavemete ve elastisite modülüne karşın hafif bir malzemedir. Titanyum, 1672 °C ile diğer potansiyel matris malzemelerine göre yüksek bir ergime noktasına sahip olmasının yanı sıra yüksek sıcaklıklarda yüksek oksidasyon ve korozyon direnci gösterir. Tüm bu özellikleri ile titanyum, uzay aracı uygulamalarında önemli bir yer tutar. Çoğunlukla türbin parçaları ve kompresör fan kanatları titanyum alaşımlarından yapılmaktadır [47], [90].

2.4.3 Magnezyum Alaşımları

Magnezyumun yoğunluğu 1,74 gr/cm^3 olup yapısal uygulamalarda kullanılan en hafif metaldir. Düşük ergime sıcaklığı (650 °C) ve iyi kaynak kabiliyetine sahip olan magnezyumun ağırlığı alüminyumun üçte ikisi, demirin dörtte biri, bakır ve nikelin beşte biridir. Magnezyum alaşımları, yüksek özgül dayanıma, iyi dökülebilirlik özelliğine ve yüksek sönümleme kapasitesine sahiptirler. Bununla birlikte oksijene olan ilgisinin fazla olması, düşük elastisite modülü ve düşük yorulma direncine sahip olması ve yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımının düşük olması gibi nedenler kullanım alanlarını sınırlandırmıştır [56].

Günümüzde artan oranda çalışmalar, magnezyum alaşımları üzerine yoğunlaşmıştır. Birçok SiC takviyeli Mg alaşımlı kompozit malzemeler günümüzde kullanılmaktadır. Kompozit malzemelerde kullanılan Mg alaşımlarının en çok göze çarpan özelliği takviyesiz alaşımına oranla elastisite modülünün %40'a kadar artabilmesidir. Bu metal matrisli kompozit malzemeler, aynı zamanda iyi aşınma direnci gösterir ve düşük ısıl genleşme katsayısına sahiptir. Bu özellikleri, Mg alaşımlarını, otomotiv, uzay, bisiklet ve mühendislik endüstrisi için iyi bir seçenek yapmıştır [47].

2.4.4 Bakır Alaşımları

Bakır, yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve bundan dolayı elektrik iletim malzemesi olarak hemen her yerde kullanılır. Aynı zamanda iyi ısıl iletkenliğe sahiptir. Kolayca dökülüp işlenebilmesinin yanı sıra kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak kullanılır ve en çok kullanıldığı yerlerden biri niyobiyum esaslı süperiletkenlerdir. Pirinç ve bronz alaşımları da katı çözelti sertleşmesiyle mukavemetleri arttırılabildiği için matris malzemesi olarak kullanılırlar [91].

2.4.5 Kobalt

Kobalt, çok sık kullanılan bir matris metalidir. WC/Co kompozit malzemeler, kesme takımları ve petrol sondaj ekipmanlarında kullanılmaktadır. WC/Co üretiminde Co toz şeklinde kullanılır. Co tozu, atomizasyonla veya sıvı kobalttan kimyasal olarak hidrojen indirgenmesiyle üretilir.

Saf Co'ın kafes yapısı 417 °C'nin altında sıkı paket hekzagonal olarak kararlıdır. Bu sıcaklığın üstünde yapı yüzey merkezli kübiğe dönüşür. WC/Co kompozitinin üretimi sırasında WC'den C'nun çözünmesi dolayısıyla Co oda sıcaklığında YMK olarak kalır. YMK yapı kompozite daha kaygan bir özellik kazandırır ve bunun sonucunda kompozitin sünekliği artar. WC/Co kompozit malzemelerde az miktardaki Co, WC partikülleri bir arada tutarak tokluk sağlar ve kompozitin plastik şekil değiştirmesini engeller [47].

2.4.6 İntermetalik Bileşenler

İntermetalikler, iki benzer olmayan metalin kimyasal valans kurallarına göre birleşmesi sonucu oluşurlar.

Genellikle, intermetalikler karmaşık bir kristal yapıya sahiptir ve iyonik ve kovalent bağın doğasından dolayı gevrektir. Bazı intermetalikler diğer intermetalik malzemelere göre yüksek sıcaklıklarda; yüksek mukavemet ve sertlik, düşük yoğunluk ve yüksek oksidasyon direnci sergilemelerinden dolayı ön plana çıkmaktadır. Bu intermetalikler, kompozit malzeme üretiminde matris malzemesi olarak kullanılmaktadır ve böylece üretilen kompozit malzemeler geleneksel malzemelerden daha yüksek sıcaklıklarda çalışabilmektedir. Örneğin; NiAl, 800 °C'ye kadar yüksek mukavemetini korumaktadır. Bir başka intermetalik matris malzemesi olan $MoSi_2$ 1200 °C'den daha yüksek sıcaklıklarda oksitleyici ortamlarda bile özelliklerini koruyabilmektedir.

2.5 Takviye Malzemeleri

Metal matrisli kompozit malzemeler için kullanılan takviye malzemelerinden, kompozit malzemelerin üretim, işlem ve matris sistemleri göz önünde bulundurularak çok farklı

özellikler istenmektedir. Takviye malzemelerinden beklenen özellikler şöyle sıralanabilir [48].

- Düşük yoğunluk
- Mekanik uyumluluk (düşük fakat matrise uygun bir ısıl genleşme katsayısı)
- Kimyasal uyumluluk
- Isıl kararlılık
- Yüksek elastisite modülü
- Yüksek basma ve çekme mukavemeti
- İyi işlenebilirlik
- Ekonomik verimlilik

Bu beklentilere yalnızca metal olmayan inorganik takviye bileşenleriyle ulaşılabilir. Yüksek yoğunluk ve matris alaşımıyla reaksiyona girme yatkınlığından dolayı metalik fiberlerin kullanımı genelde istenilen sonucu verememektedir. Çizelge 2. 8'de yaygın olarak kullanılan takviye elemanlarının özellikleri verilmiştir. Sonuç olarak kullanılan bileşenler planlanan uygulamanın istenen özelliklerine ve seçilen matris malzemesine bağlıdır [48].

Çizelge 2. 8 Yaygın olarak kullanılan takviye elemanlarının özellikleri [92], [93]

Malzeme	**Takviye şekli**	**Elastisite modülü** (GPa)	**Yoğunluk** (g/cm^3)	**Isıl iletkenlik** (W/m.K)	**Isıl genleşme katsayısı** ($x10^{-6}/K$)
SiC	Partikül	448	3,21	120	3,4
SiC	Kısa fiber	400-700	3,21	32	3,4
SiC	Fiber	450	3,46	-	-
Al_2O_3	Partikül	410	3,90	25	8,3
AlN	Partikül	350	3,25	10	6,0
B_4C	Partikül	450	2,52	29	5,0-6,0
TiB_2	Partikül	370	4,50	27	7,4
TiC	Partikül	320	4,93	29	7,4
BN	Partikül	90	2,25	25	3,8
Al_2O_3	Kısa Fiber	300	3,29	-	-

Metal matrisli kompozit malzemeler için takviye malzemeleri sürekli fiberler, kısa fiberler, whiskerlar veya partiküller olarak üretilebilmektedir. Bu farklı şekillerdeki takviye malzemeleri arasında seçim yapmamızı sağlayan etken en boy oranıdır. En boy oranı; fiber, partikül veya whisker uzunluğunun çapına (veya enine) oranının ifadesidir. Bu nedenle sürekli fiberler sonsuza yaklaşan bir en boy oranına sahipken eş-eksenli partiküllerin en boy oranı 1:1'dir. Çizelge 2. 9'da farklı biçimlere sahip bazı önemli takviye malzemeleri verilmiştir. Seramik takviye malzemeleri, yüksek mukavemet ve elastisite modülüyle yüksek ısı kabiliyetini birleştirirler. Ayrıca, sürekli seramik fiberlerin maliyeti, seramik partikül takviye malzemelerinden fazladır [47].

Çizelge 2. 9 Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan bazı önemli takviye elemanları [47]

Sürekli Fiberler	Al_2O_3, Al_2O_3+SiO_2, B, C, SiC, Si_3N_4, NbTi, Nb_3Sn
Süreksiz Fiberler (a) Whiskerlar (b) Kısa Fiberler	SiC, TiB_2, Al_2O_3 Al_2O_3, SiC, Al_2O_3+SiO_2, C kısa fiber
Partiküller	SiC, Al_2O_3, TiC, B_4C, WC

2.5.1 Silisyum Karbür (SiC)

SiC, doğada çok nadir bulunmasına rağmen mozanit mineralleri olarak yer kabuğunda yaygın olarak bulunmaktadır. Çizelge 2. 10'da SiC takviye elemanının özellikleri verilmiştir. SiC çok geniş bir aralıkta kristal yapıya sahiptir SiC düşük yoğunluğu (≈3.21 $g.cm^{-3}$), yüksek mukavemeti (500 MPa), düşük ısıl genleşme katsayısı ($\alpha \approx 5x10^{-6}$ $°C^{-1}$), yüksek sertliği, yüksek elastisite modülü (E≈400-450 GPa) ve yüksek ısıl şok direnci ile bir ileri teknoloji seramiğidir [94], [95].

Çizelge 2. 10 SiC takviye elemanının özellikleri [96]

Malzeme Özelliği	**Değerler**
Molekül ağırlığı (g/mol)	40,097
Renk	Saf ise sarıya yakın yeşil.
Teorik yoğunluk (g/cm^3)	α-SiC: 3,211 β-SiC: 3,214
Ergime Sıcaklığı (°C)	2545
Isıl genleşme katsayısı (10^{-6}/°C)	α-SiC: 5,12 β-SiC: 3,8
Kristal yapısı	Kübik, Hekzagonal veya Rombohedral
Vickers Sertliği (GPa)	24,5 – 28,2
Elastisite *Modülü, E (GPa)*	441-475
Poisson Oranı, υ	0,142
Eğme Mukavemeti, $\sigma_{eğme}$ (MPa)	350 - 600
Elektriksel Direnç, $\rho x10^8$ (Ω.cm)	α-SiC: $0{,}0015x10^3$ β-SiC: 10^{-2} - 10^6

SiC, yüksek gerilim, yüksek frekans ve yüksek sıcaklık uygulamaları için son derece uygun bir yarı iletken malzemedir. SiC'nin bu özellikleri; abrazif, refrakter malzemeler, yapısal elemanlar, ısı elemanları, elektrik dirençleri ve ışık yayan diyot ürünleri olarak kullanılmasına olanak sağlar [97], [98].

Yakın zamanda SiC duyulan ilgi, ısı motorları ve uzay sanayi gibi ağırlık tasarrufunun önemli olduğu yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanımı yönündedir. Mekanik sistemlerde kullanılan çeliklerin, daha hafif seramik takviyeli kompozit malzemelerle yer değiştirmesi verimliliği ve genel işleyişi olumlu yönde etkilemiştir. SiC'nin özellikleri, üretim tekniğine, saflığına ve kristal yapısına bağlıdır. Bu faktörler, doğrudan SiC'nin mikroyapısını etkileyerek fiziksel özelliklerinde değişimlere yol açarlar. Üretim ve çevre sıcaklığı SiC'nin özelliklerini etkiler. Sinterlenmiş SiC mukavemetini yüksek sıcaklıklarda da korumakta, üstün sürünme direnci ve düşük çatlak ilerleme hızı göstermektedir [99]. Çizelge 2. 11'de SiC'nin bazı önemli endüstriyel uygulamaları verilmiştir.

Çizelge 2. 11 Silisyum karbürün temel uygulama alanları [95]

Endüstriyel Sektör	Uygulama
Seramik ve elektrotermik endüstri	• Fırınlar; alev gömlekleri, sinterlenmiş destek elemanları • Elektrikli fırınlar; ısıtıcı resistanslar
Maden, demir ve çelik endüstrileri	• Cevher hazırlama ekipmanları • Ön ısıtma fırın astarları • Çelik kütüklerin ön ısıtmasında kullanılan fırınların örtü ve destekleyicileri
Demirdışı metalurji	• Mikserlerin iç astarları • Yüksek fırının iç refrakterleri • Tel çekme kılavuzları • Alüminyum elektrolizör elemanları • Ergiyik metal pompa muhafaza elemanları
Kimyasal endüstri	• Korozif yüzeylerle temas eden ocak ve donanımlar; tüpler ve potalar • Katalizör destekleri
Makine ve otomobil endüstrileri	• Öğütücü elemanları, abrasif veya talaşlı imalat parçaları • Araba motoru su pompaları; conta astarları ve sürtünme halkaları
Nükleer endüstri	• Isıtıcı elemanlar için kılıflar
Havacılık-Uzay endüstrisi	• Fiber kompozit türbin elemanları ve termomekanik korumalar

Yüksek performans seramiği olan silisyum karbür sinterlenerek, kimyasal proses endüstrisi için valfler, kum boruları için memeler, hidrosiklonlar, lens kalıpları, roket memeleri, sprey kurutma için aşınma plakaları olarak kullanılmaktadır. Aşınma, erozyon dirençli silisyum karbür uygulamaları olarak havacılık endüstrisinde pompa, taşıma, yağ ve yakıt deposu, pompa malzemeleri ve kalıpları gösterilebilir. Isı dayanımından dolayı uzay teknolojisinde de roket meme bağlantılarında, ısı değişim tüplerinde, difüzyon fırını parçalarında kullanılır. Ayrıca seramik motorlarda ve turboşarj kısımlarda silisyum karbür uygulamaları deneme aşamasındadır. Türbin motorlarında uygulamaları da artmaktadır. Silisyum karbür bilgisayar çiplerinde de kullanılır. Yüksek termal iletkenliklerinden dolayı uzay teknolojisinde lazer aynaları olarak kullanılmakta ve savunma sanayinde çalışmalar yapılmaktadır. Silisyum

karbürün balistik etki dayanımı düşük olmasına rağmen, seramik zırh malzemesi olarak da uygulamaları mevcuttur [5,9].

2.5.2 Bor Karbür (B_4C)

Bor Karbür; yüksek ergime sıcaklığı (2450 °C), son derece yüksek sertliği (3770 kg/mm^2), düşük yoğunluğu (teorik yoğunluk: 2,52 g/cm^3) ve yüksek nötron absorblama gibi özellikleriyle endüstriyel açıdan büyük önem taşımaktadır. Günümüzde, bor karbür, $B_{4,3}C$ ile $B_{10,4}C$ arasında kalan homojen bir aralıkla tarif edilmektedir. Ticari Bor karbürün kompozisyonu, Bor:Karbon oranı 4:1 olacak şekildedir. Yüksek sertlik ve yüksek ergime sıcaklığı gibi özelliklerinin yanında bor karbürün mekanik özellikleri de oldukça önemlidir. Çizelge 2. 12'de bor karbür takviye elemanının özellikleri listelenmiştir. Özellikle mukavemet/yoğunluk oranı göz önüne alındığında bor karbür diğer birçok malzemeye göre daha dikkat çekicidir [100].

Çizelge 2. 12 Bor karbür takviye elemanının özellikleri [101]

Malzeme Özelliği	**Değerler**
Mol ağırlığı (g/mol)	55,26
Renk	Siyah
Teorik yoğunluk (g/cm^3)	2,52
Ergime Sıcaklığı (°C)	2450
Isıl genleşme katsayısı, α (10^{-6}/K)	4,78 – 6,53
Kristal yapısı	Rombohedral
Vickers Sertliği (GPa)	27,4 – 34,3
Elastisite *Modülü, E (GPa)*	290 – 450
Poisson Oranı, υ	0,18
Eğme Mukavemeti, $\sigma_{eğme}$ (MPa)	323 - 430
Basma Mukavemeti, σ_{basma} (MPa)	2750
Çekme Mukavemeti, $\sigma_{çekme}$ (MPa)	73
Kırılma Tokluğu (MPa.m$^{1/2}$)	2,9-3,7
Elektriksel Direnç (Ω.cm)	0,1 - 10

Bor karbür, günümüzde ilgi çeken metal dışı sert malzemelerin (alumina, silisyum karbür, silisyum nitrür, elmas, kübik bor nitrür) arasında önemli bir yere sahiptir. Sahip olduğu yüksek ergime noktası, yüksek sertlik, iyi mekanik özellikler, düşük özgül ağırlık,

kimyasal etkenlere karşı gösterdiği yüksek direnç, yüksek nötron absorblama kabiliyeti gibi özellikleriyle ileri teknoloji uygulamalarında sıklıkla tercih edilen bir malzeme olmuştur. Tüm bu avantajlarına rağmen, bor karbür malzemelerinin sahip olduğu düşük kırılma tokluğu bu tür malzemelerin en büyük dezavantajıdır [100], [102].

Bor karbürün birçok kullanım alanı vardır. Bunlar;

• Makina ve çalışma aletleri yüzeylerinin işlenmesinde,

• Endüstriyel seramik yapı parçaları imalatında,

• Nükleer reaktörlerde kontrol çubuğu olarak, nükleer kalkan ve termik nötronların tutulmasında,

• Metal matrisli kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak [103],

• Tel çekme haddeleri, aşındırıcılar, aşınmaya dayanıklı makine parçaları üretiminde,

• Tank ve helikopterlerde zırh malzemesi, balistik silahlarda, can yeleklerinde ve çok iyi ısısal nötron absorbsiyonu sağlayıcı olarak,

• Atom reaktörlerinde borlu çelikler, bor karbürler ve titanbor alaşımları kullanılır. Paslanmaz borlu çelik, nötron absorbmanı olarak tercih edilmektedir. Atom reaktörlerinin kontrol sistemleri ve soğutma havuzlarında ve reaktörün alarm ile kapatılmasında bor karbür kullanılır [96], [104].

2.6 Matris/Takviye Arayüzeyi

Arayüzeyin niteliğinin, metal matrisli kompozit malzemelerin tüm özellikleri üzerinde güçlü bir etkisi vardır. Kompozitin takviye fazlarla mukavemet kazanması, matris ile takviye malzemesi arasındaki bağın mukavemetine bağlıdır. Güçlü bir arayüzey, yükün takviye elemanından matris malzemesine iletilmesini ve matris malzemesinde dağılmasına olanak sağlar. Sertlik, kırılma tokluğu, yorulma, ısıl genleşme katsayısı, ısıl iletkenlik ve sürünme gibi özellikler de arayüzeyin doğasından etkilenmektedirler [105].

Arayüzey genelde, element bileşimlerinin, kristal yapının, atomik düzenin, elastisite modülünün, yoğunluğun ve ısıl genleşme katsayısının bir taraftan diğerine değiştiği iki boyutlu bir süreksiz alandır. Ayrıca, çoğu metal matrisli kompozit sistemlerinde, takviye elamanı ve matris termodinamik kararlılığa sahip değildir. Bu yüzden, termodinamik

itici güç, sistemin enerjisini düşürmek için bir arayüzey reaksiyonu oluşturacaktır. İşte tüm bu öğeler, arayüzeyin, kompozit malzemelerin özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olmasına neden olmaktadır.

Termodinamik açıdan, tane sınırındaki fazlar, sistemin serbest enerjisini en aza indirmek için değişme eğilimindedir. Bu dislokasyonların üretimi, tane sınırlarının göçü, çatlak oluşumu ve büyümesine yol açabilir. Metal matris kompozitte ideal bir arayüzey için; matris malzemesi, takviye elemanını arzu edilen ölçüde ıslatmalı ve bağlamalıdır. Ayrıca, arayüzey takviye elemanını korumalı ve sünek metal matristen, güçlü takviye elemanına yük geçişine izin vermelidir.

Islatılabilirliği sağlamak için; bileşimin dışında, arayüzeyi karakterize eden; geometri ve boyutlar; mikroyapı ve morfoloji; farklı fazların arayüzey bölgesinde sergiledikleri mekanik, fiziksel, kimyasal ve ısıl karakteristikleri gibi parametreleri de göz önünde bulundurmalıyız [47].

Mekanik bağlanma; tüm kimyasal kaynaklı bağların yokluğunda takviye elemanı ve matris arasında mekanik kenetlenmeden doğan bağ çeşididir ve sadece fiber takviyeli kompozit malzemelerde belirgin olarak görülür. Kimyasal bağlanma; matris ve takviye elemanının atomları direkt temas halindeyken görülür ve aralarındaki elektron değişiminden kaynaklanır. Bu tip bağlanma metalik, iyonik veya kovalent olabilir. Metalik bağlı bir arayüzey diğer bağlanma türlerine göre daha sünek olduğu için metal matrisli kompozit malzemelerde metalik bağ oluşması arzu edilir [105].

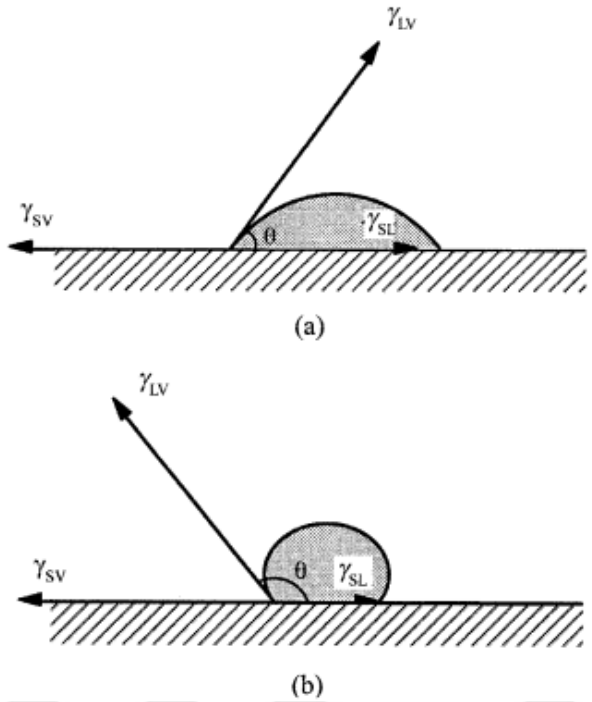
2.7 Islatılabilirlik

Islatılabilirlik, katı bir yüzey üzerinde bir sıvının yayınabilme kabiliyeti olarak tanımlanır. Şekil 2. 19 katı bir yüzeyde bir sıvı damlacığın iki farklı şekilde yayınımını göstermektedir.

Islatılabilirlikte, üç farklı enerjiden söz etmek mümkündür: γ_{SV}, katı/gaz arayüzey enerjisi, γ_{SL}, sıvı/katı arayüzey enerjisi ve γ_{LV} , sıvı/gaz arayüzey enerjisi. Katı bir yüzey üzerine sıvı bir damlacık temas ettiğinde, katı/gaz arayüzeyi, bir sıvı/katı ve bir sıvı/gaz arayüzeyiyle kesilir [49]. θ, ıslatma açısı, Young eşitliğiyle ifade edilir:

$$\cos(\theta) = \frac{\gamma SV - \gamma SL}{\gamma LV} \quad (2.1)$$

Termodinamik olarak, sıvı, sistemin serbest enerjisinde düşüşe neden olursa sıvının yayınımı gerçekleşebilecektir.



Şekil 2. 19 Temas açısı, θ, üç yüzey enerjisi arasındaki etkileşim sonucu oluşan bir sistemin ıslatılabilirliğinin bir ölçüsüdür: Katı-sıvı yüzey enerjisi, ɣSL, katı-gaz yüzey enerjisi, ɣSV, sıvı-gaz yüzey enerjisi, ɣLV [32]

θ=0° olduğunda mükemmel ıslatma, 0°<θ<180° olan durumlarda ise kısmi ıslatma gerçekleşmekte, θ=180° olduğunda ise ıslatma gerçekleşmemektedir. Temas açısı; ısı, stokiyometri, temas süresi, arayüzey reaksiyonları, yüzeyde hapsolan gazların varlığı, pürüzlülük ve katının geometrisi gibi değişkenlere bağlıdır [32].

Oksit filmlerin ergiyik metal üstündeki varlığı ve takviye elemanı üzerindeki hapsolan kirlilikler genellikle ergiyik metalin takviye elamanını ıslatamamasına neden olur [105]. Islatılabilirlik sadece katı ve sıvı arasındaki temasın ölçüsünü ifade eder ve arayüzeyde güçlü bir bağı ifade etmediğini belirtmek gerekir. Yani, katı/sıvı arayüzeyinde mükemmel ıslatma gerçekleşmesine rağmen arayüzeydeki bağ zayıf ve düşük enerjiye sahip olabilir. Düşük bir temas açısı iyi bir ıslatma anlamına gelirken güçlü bir bağ için gerekli ancak tek başına yeterli değildir. Seramik takviye malzemesinin ıslatılabilirliği metal matrisli kompozit malzemelerin sıvı faz üretimlerinde oldukça önemli yer

tutmaktadır. Sıvı matrisin kompozisyonundaki değişim ile yüzey enerjisinin değeri değiştirilerek temas açısı değiştirilebilir [32].

2.8 Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Mekanik Özellikleri

Sertlik, mukavemet, yüksek aşınma, sürünme dayanımı ve düşük ısıl genleşme, metal matrisli kompozit malzemelerin tercih edilebilmesi için gerekli özelliklerdir. Sertlik, kullanım sırasında aşırı elastik deformasyondan kaçınmak için çoğu mühendislik elemanı için kritik bir tasarım parametresidir. Daha üstün sürünme direnci istenen, örneğin; motor türbin parçaları gibi yüksek sıcaklığın oluştuğu uygulamalarda ve ağır elemanların yerine daha hafif malzemelerden yapılmış parçaları yerleştirmek MMK'ler için tipik uygulamalardan biridir [106].

Üstün özelliklerinin yanında süreksiz elyaf, kılcal kristal veya parçacık şeklinde sert seramik takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler, üstün sürtünme ve aşınma davranışları gösterirler. MMK'ler fren diski, piston, silindir gömleği, şaft ve biyel kolu gibi parçalarla otomobil ve uçak sanayi, uzay antenleri ve teleskopları ile elektrik kontaktörleri gibi aşınma dayanımının önemli olduğu alanlarda uygulama olanağı bulmaktadırlar [106], [107].

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Tez çalışması için kullanılan numuneler, Kırıkkale Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Hafif Alaşımlar Döküm Laboratuvarı'nda üretilmiş, numunelerin porozite ölçümleri, Metalografi Laboratuvarı'nda yapılmıştır. Numuneleri kesme işlemi ve metalografik çalışmalar, Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Metalografi Laboratuvarı'nda, üretilen numunelerin ısıl işlemleri ise, Mekanik Metalurji Laboratuvarı'nda gerçekleştirilmiştir. Numunelerin Elektron Mikroskobu fotoğrafları, Karadeniz Teknik Üniversitesi, SEM Laboratuvarı'nda alınmıştır. Numunelerin sertlik testleri, MKE Hafif Silah Fabrikası Ar-Ge ve Kalite Kontrol Laboratuvarı'nda gerçekleştirilmiştir. Numunelerin XRD analizleri ise, Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı ve ODTÜ Merkez Laboratuvarı'nda yaptırılmıştır.

Deneylerde kullanılmak üzere 8 farklı numune üretilmiş ve numuneler içeriğindeki takviye elemanı türü ve takviye hacim oranına göre gruplandırılmıştır. Çizelge 3. 1'de gruplandırılan numuneler ve kodları verilmiştir.

Çizelge 3. 1 Deneysel çalışmalar için vakum infiltrasyon yöntemiyle üretilen numunelerin kodları ve açıklaması

	Toz Karışımı (Hacim Oranı)		
Numune Kodu	**Bor karbür (B_4C)**	**Silisyum karbür (SiC)**	**Al alaşımı (AA 2014)**
AA2014	–	–	%100 AA 2014
B10	%10 B_4C	–	% 90 AA 2014
S10	–	%10 SiC	% 90 AA 2014
S9B1	%1 B_4C	%9 SiC	% 90 AA 2014
S7B3	%3 B_4C	%7 SiC	% 90 AA 2014
S5B5	%5 B_4C	%5 SiC	% 90 AA 2014
S3B7	%7 B_4C	%3 SiC	% 90 AA 2014
S1B9	%9 B_4C	%1 SiC	% 90 AA 2014

3.1 Malzeme ve Yöntem

Hibrit ve monolitik takviyeli kompozit malzeme üretiminde; matris malzemesi olarak AA 2014 alaşımı, takviye elemanları olarak B_4C ve SiC partikülleri seçilmiş ve vakum infiltrasyon yöntemi ile hibrit kompozit malzemeler üretilmiştir. Ayrıca karşılaştırma yapılması amacıyla aynı yöntemle monolitik AA 2014 alaşımı da üretilmiştir.

3.1.1 AA 2014 Matris Malzemesi

AA 2014 alaşımı, hibrit ve monolitik takviyeli kompozit malzemelerin üretimi için matris malzemesi olarak kullanılmıştır. XRF analiziyle belirlenen kimyasal bileşimi Çizelge 3. 2'de verilen AA 2014 alüminyum alaşımı; dilimlenmiş külçeler halinde pota içerisinde ergitilerek ve ayrıca toz olarak, B_4C ve SiC tozlarıyla karıştırılarak preform oluşturmak suretiyle kullanılmıştır.

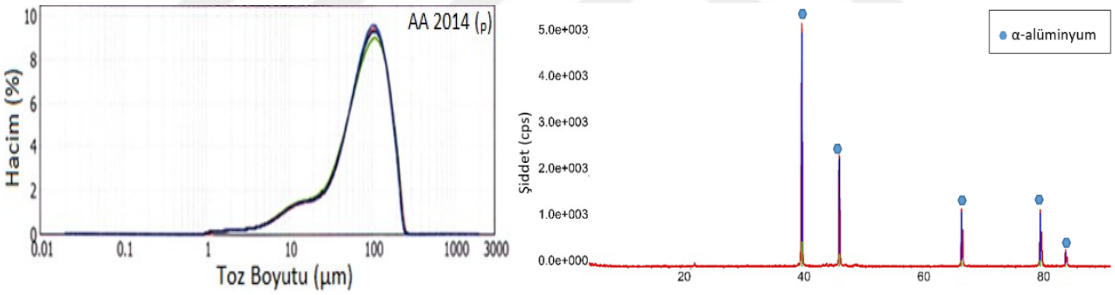
Çizelge 3. 2 Alüminyum 2014 alaşımının XRF analiz sonucu

Malzeme	**Elementler (% ağ.)**								
AA 2014	**Al**	**Cu**	**Mg**	**Si**	**Mn**	**Fe**	**Cl**	**Na**	**Diğer Elementler**
	% 90,7	% 5,26	% 1,1	% 0,84	% 0,60	% 0,58	% 0,32	% 0,22	% 0,38

B_4C ve SiC tozlarıyla karıştırıldıktan sonra kalıpların içerisine yerleştirilen, AA 2014 tozunun, Malvern marka Mastersizer'da ölçülen, ortalama tane boyutu Çizelge 3. 3'de ve tozların tane boyut dağılım grafiği Şekil 3. 1 (a)'da ve XRD analiz sonucu Şekil 3. 1 (b)'de verilmiştir.

Çizelge 3. 3 Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum alaşımının ortalama tane boyutu

Malzeme	Ort. Tane Boyutu, d(50)
AA 2014	82,233 µm



(a) (b)

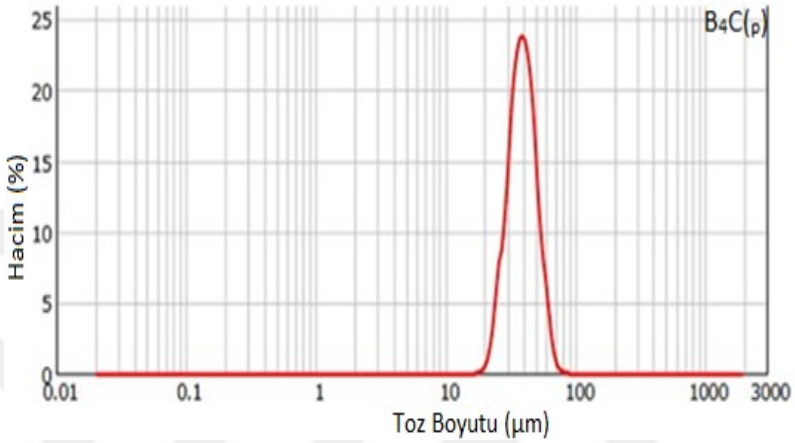
Şekil 3. 1 Matris malzemesi olarak kullanılan alüminyum tozlarının,
(a) tane boyut dağılım grafiği,
(b) XRD analiz sonucu

3.1.2 Takviye Malzemesi

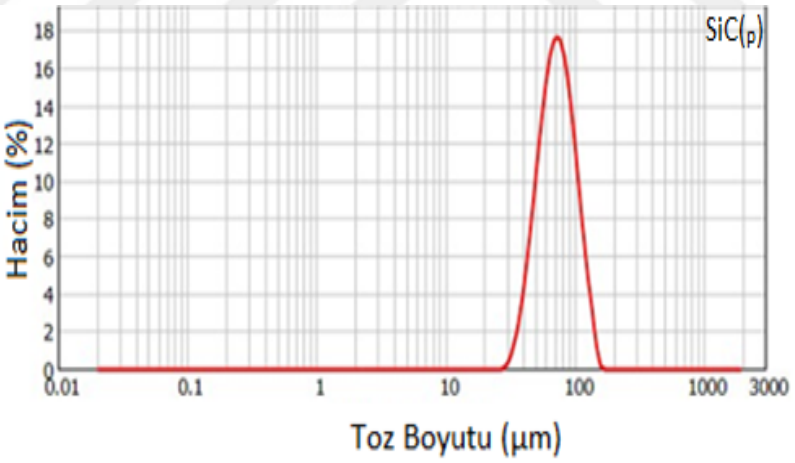
Takviye malzemesi olarak B_4C ve SiC partikülleri kullanılmıştır. B_4C ve SiC tozlarının ortalama tane boyutları, Malvern marka Mastersizer'da ölçülmüş olup Çizelge 3. 4'te görülmektedir. B_4C ve SiC tozlarının, Malvern marka Mastersizer'da ölçülen, ortalama tane boyutu Çizelge 3. 5'de ve tozların tane boyut dağılım grafiği ise Şekil 3. 2 (a) ve (b)'de verilmiştir. Ayrıca, tozların XRD analiz sonucu Şekil 3. 3 (a) ve (b)'de verilmiştir.

Çizelge 3. 4 Kompozit malzeme üretiminde kullanılan takviye elemanlarının ortalama tane boyutu

Malzeme	Ort. Tane Boyutu, d(50)
B_4C	38,676 µm
SiC	72,452 µm

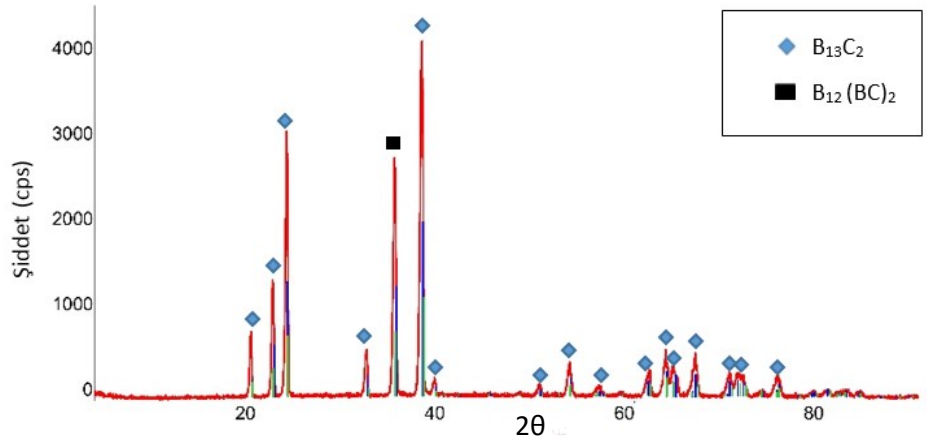


(a)

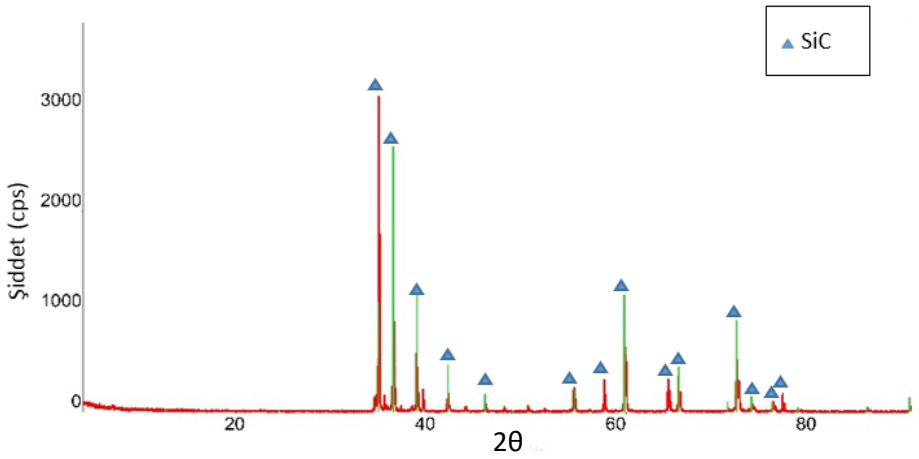


(b)

Şekil 3. 2 İnfiltrasyon deneylerinde kullanılan takviye elemanlarının
(a) B_4C tane boyut dağılım grafiği
(b) SiC tane boyut dağılım grafiği



Şekil 3. 3 Takviye elemanı olarak kullanılan B_4C tozunun XRD analiz sonucu



Şekil 3. 4 Takviye elemanı olarak kullanılan SiC tozunun XRD analiz sonucu

3.2 İnfiltrasyon Düzeneği

Çalışmada, infiltrasyon yöntemlerinden vakum infiltrasyon yöntemi seçilerek monolitik ve hibrit takviyeli kompozit malzemeler ve ayrıca monolitik AA 2014 alaşımı üretilmiştir. Vakum infiltrasyon düzeneği Şekil 3. 5'de gösterildiği gibi; silindirik cam kalıp, vakum hattı, toz karışımı, filtre ve ağırlıktan oluşmaktadır.



Şekil 3. 5 Cam kalıbın şematik görünüşü

3.3 Kompozit Malzemelerin Üretimi

Numunelerin üretimi için cam tüp içerisine, AA 2014 tozları, hacimce oranı %90 ve geri kalan %10'u toz takviye elemanları oluşturacak biçimde; hacimce %1 B_4C/%9 SiC, %3 B_4C/%7 SiC, %5 B_4C/%5 SiC, %7 B_4C/%3 SiC ve %9 B_4C/%1 SiC olacak şekilde hibrit karışımlar hazırlanmış, karşılaştırma yapılabilmesi amacıyla da monolitik %10 takviye hacim oranına sahip B_4C ve SiC partikül takviyeli toz karışımları ayrı ayrı hazırlanmıştır. Hazırlanan bu toz karışımları, 10 dakika boyunca üç eksende karıştırılarak, AA 2014, B_4C ve SiC tozlarının homojen biçimde harmanlanması sağlanmıştır. Daha sonra, toz karışımları Şekil 3. 5'teki gibi cam kalıba yerleştirilerek vakum hattına bağlanmış ve infiltrasyon işlemine hazır hale getirilmiştir. Vakum infiltrasyon düzeneğinin görünüşü Şekil 3. 6'de verilmiştir.



Şekil 3. 6 Vakum infiltrasyon düzeneği

Bu esnada, AA 2014 alaşımının dilimlenmiş külçeleri elektrik dirençli ergitme ocağında grafit pota içerisine konularak 700 °C'ye çıkarılmış ve külçelerin ergitilmesi sağlanmıştır. İnfiltrasyona hazır hale getirilen silindirik cam kalıp, 700 °C'de 1 saat bekletilen ergiyik içerisine daldırılmış ve kalıba vakum pompası yardımıyla 3 dakika [108] süre ile 550 mmHg (0.72368 atm) değerinde vakum uygulanmıştır. Cam kalıp 3 dakika sonunda ergiyikten dışarı çıkarılmış ve vakum kesilerek soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 3. 7 Vakum infiltrasyon işleminden sonra soğumaya bırakılan kalıplar

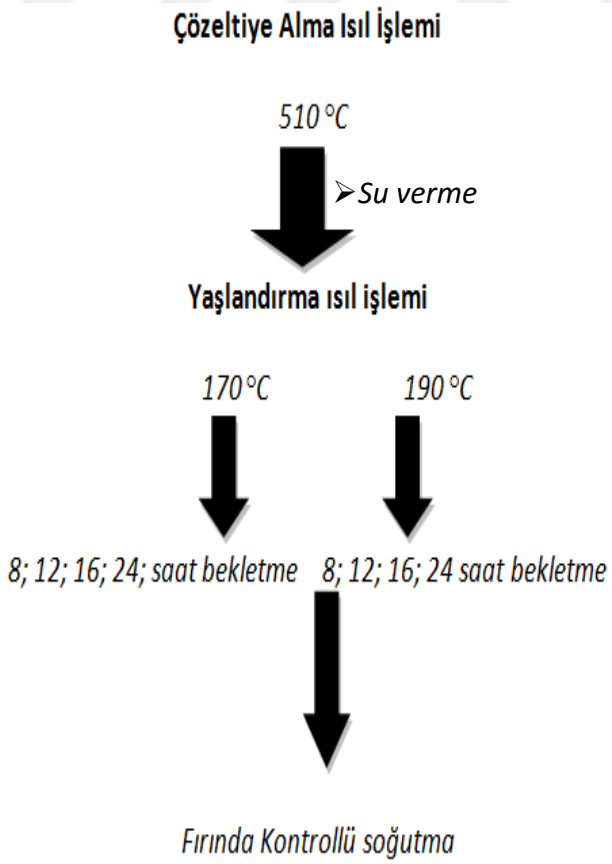
Şekil 3. 7'de görüldüğü gibi soğumaya bırakılan silindirik cam kalıplar kırılarak malzemeler kalıp dışına çıkarılmıştır. Üretilen kompozit malzemeler Gazi Üniversitesi

Teknoloji Fakültesi Metalografi Laboratuvarı'nda, ATM Brillant 250 model kesme cihazıyla kesilerek yaşlandırma ısıl işlemi için hazır hale getirilmiştir.

3.4 T6 Isıl İşlemi

Üretilen hibrit takviyeli, monolitik takviyeli kompozit malzemelere ve monolitik AA 2014 alaşımına uygulanan ısıl işlemin akış diyagramı Şekil 3. 8'de verilmiştir.

Numuneler için çözeltiye alma ısıl işlemi sıcaklığı belirlenirken, Sadeler ve arkadaşlarının [109], Al 2014 alaşımıyla gerçekleştirdikleri çalışmanın sonucundan yararlanılmış ve PROTHERM marka düşey tüp ısıl işlem fırınında 510 °C'de çözeltiye alma ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra MAGMATHERM marka ısıl işlem fırınında 170 °C ve 190 °C'de yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuşlardır. Numuneler yaşlandırma ısıl işlemi sıcaklığına 20 °C/dk hızla ısıtılmışlardır. 170 °C ve 190 °C sıcaklıkta numuneler 8, 12, 16 ve 24 saat bekletilmiştir. Bu sürelerin sonunda fırında kontrollü olarak soğutulan numuneler fırından alınarak Brinell sertlik testi uygulanmıştır.



Şekil 3. 8 Uygulanan ısıl işlemin akış diyagramı

3.5 Özelliklerin Karakterizasyonu

Numuneler, yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuş ve numunelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik değerleri ve ayrıca poroziteleri ölçülmüştür. T6 ısıl işlemi gören ve herhangi bir işlem görmeyen numunelerin SEM analizleri yapılmıştır. Numuneler son olarak XRD incelemelerine tabi tutulmuşlardır.

3.5.1 Sertlik Deneyi

Hibrit ve monolitik takviyeli kompozit malzemelerin ısıl işlem öncesindeki ve sonrasındaki sertlik değerlerini ASTM E10-15 standardına uygun olarak ölçmek amacıyla, EMCOTEST Duravision marka üniversal sertlik cihazı kullanılmıştır. Deney, 2,5 mm bilya çaplı küresel Wolfram (Tungsten) uç ile malzeme yüzeyine 306,5 N (31,25 kgf) yükün 10 saniye süresince uygulanması suretiyle Brinell yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Her numune için farklı noktalardan en az 5 ölçüm yapılmış ve bu değerlerin ortalaması alınmıştır.

3.5.2 Porozite Deneyi

Üretilen numunelerin teorik ve deneysel yoğunluk farklarından yararlanarak porozite değerlerini Arşimet Prensibi yardımıyla bulmak amacıyla Sartorius marka 0,1 mg hassasiyete sahip terazi ve teraziye yerleştirilen yoğunluk ölçüm kiti kullanılmıştır. Numunelerin havadaki ve sudaki ağırlıkları (G_h ve G_s) ölçülerek (3. 1) eşitliği yardımıyla deneysel yoğunlukları ayrıca, (3. 3) eşitliğindeki ‘’*Karışımlar Kuralı*’’ yardımıyla teorik yoğunlukları bulunmuştur. ρ_d ve ρ_t değerleri kullanılarak porozite değerleri hesaplanmıştır.

$$\rho_d = \frac{G_h}{G_h - G_s} \times \rho_{su} \tag{3.1}$$

$$V_m = 1 - (V_{t1} + V_{t2}) \tag{3.2}$$

$$\rho_t = \rho_m \times V_m + \rho_{t1} \times V_{t1} + \rho_{t2} \times V_{t2} \tag{3.3}$$

$$Porozite(\%\ Gözeneklilik) = \frac{\rho_t - \rho_d}{\rho_t} \times 100 \tag{3.4}$$

3.6 Mikroyapı ve Kimyasal Bileşimlerin Karakterizasyonu

Üretilen numunelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası kimyasal bileşim ve mikroyapı karakterizasyonları metal mikroskobu, SEM, EDS ve XRD yöntemleri ile yapılmıştır.

3.6.1 Mikroyapı Analizi

Vakum infiltrasyon yöntemiyle üretilen takviye elemansız AA 2014 alaşımı, monolitik ve hibrit kompozit malzemelerin mikroyapı incelemelerinde Leica Q550MW model metal mikroskobu kullanılmıştır. Numuneler, ATM Opal 460 model bakalite alma cihazında kalıplanmış ve bakalite alınan numuneler ATM Saphir 520 model otomatik zımparalama ve parlatma cihazında sırasıyla 200, 400, 800, 1000 ve 1200 mesh zımparayla zımparalanmıştır. Ardından sırasıyla 6 µm, 3 µm ve 1 µm boyutlarında alümina aşındırıcı ihtiva eden süspansiyon kullanılarak ayrı ayrı parlatma keçelerinde parlatılmış ve son olarak takviyesiz numuneler Keller reaktifinde dağlanarak metal mikroskobunda x200 büyütmede optik görüntüleri alınmıştır.

3.6.2 Taramalı Elektron Mikroskobu ve EDS Analizi

Isıl işlem görmüş ve görmemiş monolitik ve hibrit takviyeli numunelerin CARL ZEISS Evo 100 model Taramalı Elektron Mikroskobu ile X200, X500 ve X1000 büyütmede SEM görüntüleri alınmıştır. EDS analizi Bruker marka karakteristik Mn-Kα ≤ 123 eV dalga boyuna sahip Taramalı Elektron Mikroskobu ünitesiyle bütünleşik EDX tüpü ile yapılmıştır.

3.6.3 X-Ray Difraksiyon Analizi

XRD analizleri, S7B3 kodlu numuneler arasından, F kodlu ve ısıl işlem sonrası sertliğin en belirgin gelişme gösteren 170 ^{o}C'de 12 saat yaşlandırma ısıl işlemi görmüş numunenin yüzeylerinden yapılmıştır. Bu amaçla, numunelerin yüzeyleri, 1200 meshe kadar zımparalanmış ardından 1 mikrometreye kadar parlatılmış ve son olarak yüzeyleri alkol ile yıkandıktan sonra kurutulmuştur. XRD analizlerinde Sakarya Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı'nda bulunan RIGAKU D/Max 2200 PC markalı ve ODTÜ Merkez Laboratuvarı'nda Rigaku Ultima-IV markalı cihazda Cu-Kα bandı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 4

DENEYSEL BULGULAR VE İRDELEME

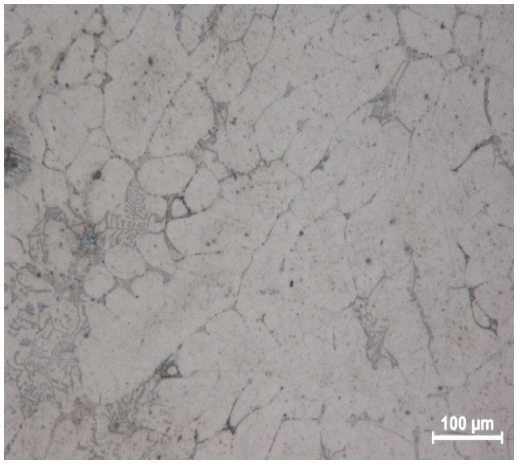
4.1 Mikroyapısal Karakterizasyon

Hibrit kompozit malzemeler, monolitik kompozit malzemeler ve takviyesiz AA 2014 alaşımları vakumlu infiltrasyon yöntemiyle üretildikten sonra numuneler mikroyapı incelemeleri için hazır hale getirilmişlerdir. Mikroyapı incelemeleri, optik ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

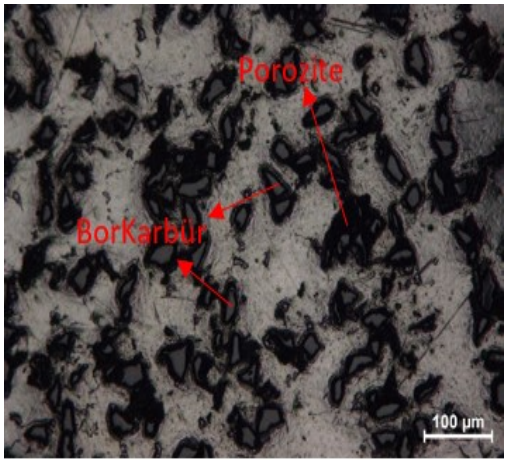
Optik mikroskop görüntüleri, üretim aşamasından hemen sonra hiçbir ısıl işlem uygulanmayan numuneler üzerinden x200 büyütmede alınmışken, SEM ile görüntüleme ve inceleme işlemleri ise; T6 ısıl işlemi sonucunda elde edilen en yüksek sertlik değerleri göz önünde bulundurularak 170 °C'de yaşlandırma ısıl işlemi gören numuneler üzerinde yapılmıştır.

SEM incelemeleri yapılacak takviyesiz AA 2014 alaşımları ise; 2.5 mL HNO3, 1.5 mL HCl, 1.0 mL HF ve 95 mL saf su içeren Keller dağlayıcısı ile dağlanmıştır [110].

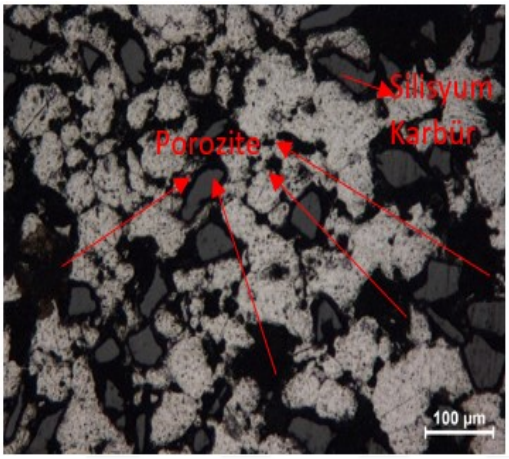
Optik mikroskop ile alınan mikroyapı görüntülerinde seramik parçacıkların boyutu, geometrileri, matris içerisindeki dağılımları ve poroz yapılar gözlenmiştir. Numunelerin mikroyapı inceleme çalışmalarında alınan görüntüler, Şekil 4. 1'de verilmiştir. Yapılan gözlemlerde, özellikle SiC takviyeli monolitik kompozit malzemelerde poroz yapılara oldukça sık rastlanıldığı görülmüştür. Bunun yanı sıra takviye elemanlarının matris içerisinde büyük oranda homojen bir dağılım gösterdiği gözlemlenmiştir. Kısmen meydana gelmiş yığılmalar dışında belli bölgelerde yoğunlaşmış seramik parçacık kümelenmelerine rastlanmamıştır.



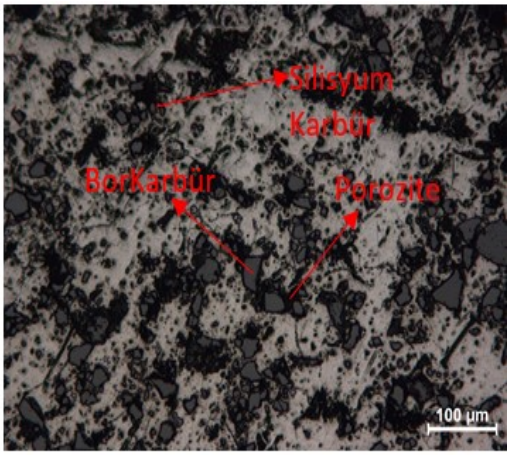
(a)AA 2014



(b) B10



(c) S10



(d) S5B5

Şekil 4. 1 Üretilen kompozit malzemelerin x200 büyütmede alınan optik mikroskop görüntüleri

T6 ısıl işlemi sonucunda matris içerisinde oluşan çökeltilerin yerleri ve çökeltileri oluşturan elementlerin ağırlıkça oranlarının belirlenebilmesi için numunelerin mikroyapıları SEM ile incelenmiştir.

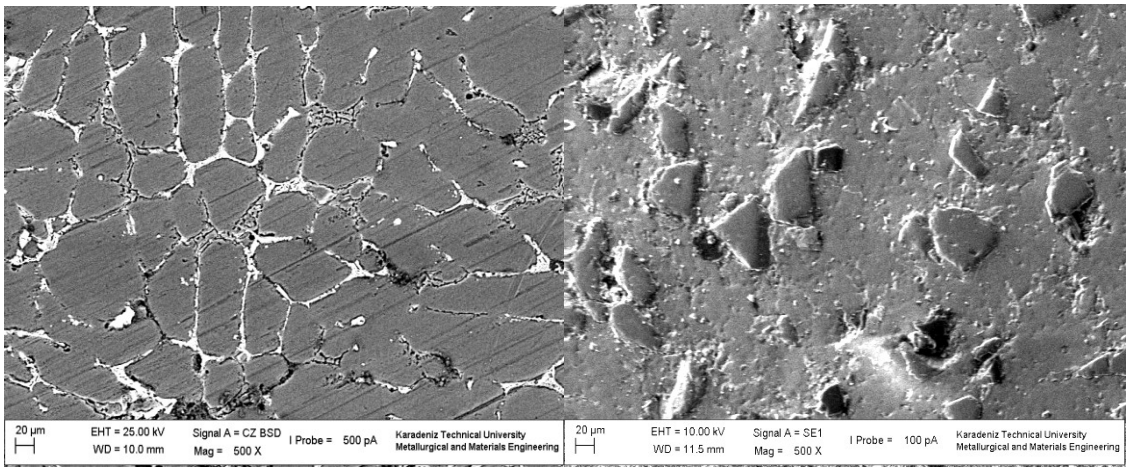
Taramalı elektron mikroskobunda; ikincil elektron ile görüntüleme (SEI), geri saçınımlı elektron ile görüntüleme (BSE) ve enerji dağılımlı spektrometre (EDS) yöntemleri kullanılarak iç yapılar üzerinde çalışmalar yapılmıştır.

Üretilen numuneler arasından, 510 °C'de çözeltiye alma ve ardından su verme işlemine tabi tutulup son olarak 170 °C'de yapılan yaşlandırma ısıl işlemi gören numunelerden, farklı büyütmelerde alınan SEI görüntüleri ile kompozit malzemelerin genel iç yapıları belirlenmiştir.

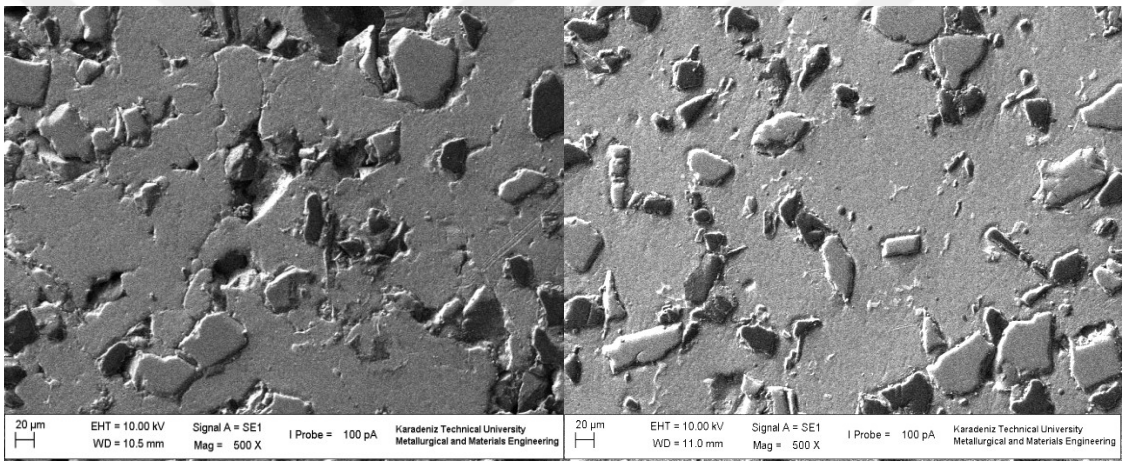
170 °C'de yapılan yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda takviyesiz alüminyum alaşımından ve hibrit takviyeli kompozit malzemelerden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 4. 2'de verilmiştir.

Şekil 4. 2 (a)'da takviyesiz alüminyum alaşımının x500 büyütmede alınan SEM görüntüsü verilmiştir. Yapı içerisinde Al_2Cu çökeltilerinin heterojen dağılımı görülmektedir. Çökeltiler kaba parçacıklar halinde, tane sınırları ve tane sınırlarının birleşim noktalarında görülmektedir. Zeren [111], alüminyum piston alaşımları ile yaptığı çalışmada bu bölgelerin heterojen çekirdeklenmenin en kolay gerçekleştiği yerler olduğunu ancak çökelti parçacıklarının yapı içerisinde bu şekilde dağılmış olmasının alaşımın mekanik özelliklerini düşürdüğünü bildirmiştir.

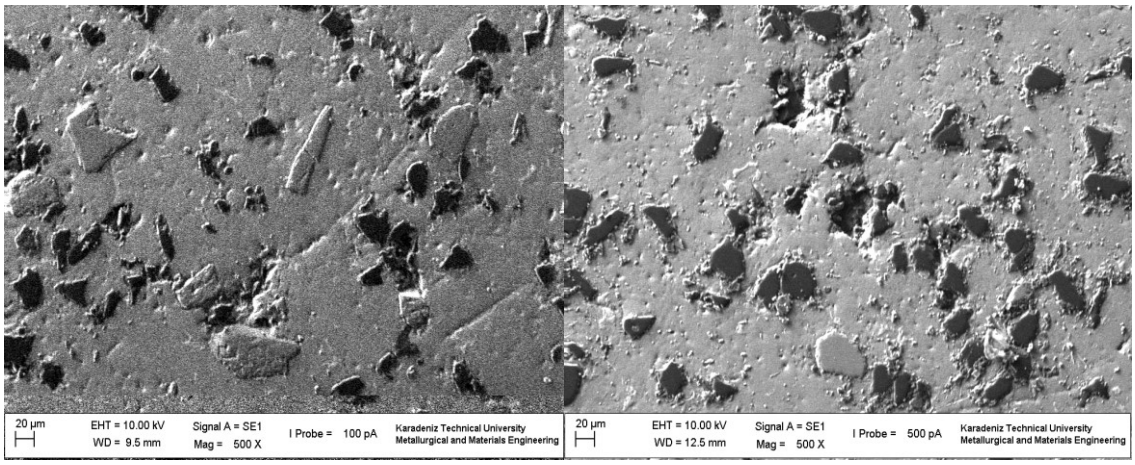
Hibrit kompozit malzemelerin tane yapısı genel itibariyle görünmektedir. Şekil 4. 2 (b), (c), (d), (e) ve (f)'de değişen takviye hacim oranıyla beraber iç yapıdaki takviye miktarının da değiştiği gözlemlenmiştir. Takviye elemanlarının yapı içerisinde homojen şekilde dağıldığı görülmektedir.



(a) AA 2014 (b) S9B1



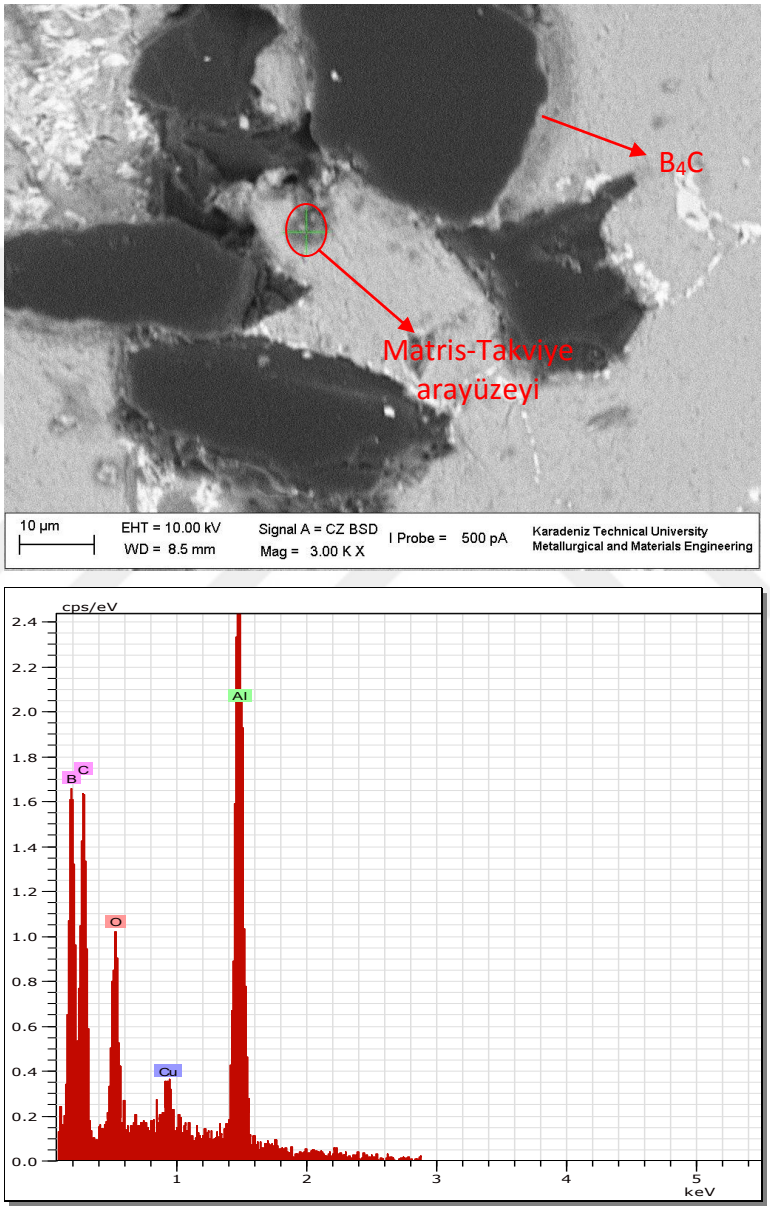
(c) S7bB3 (d) S5B5



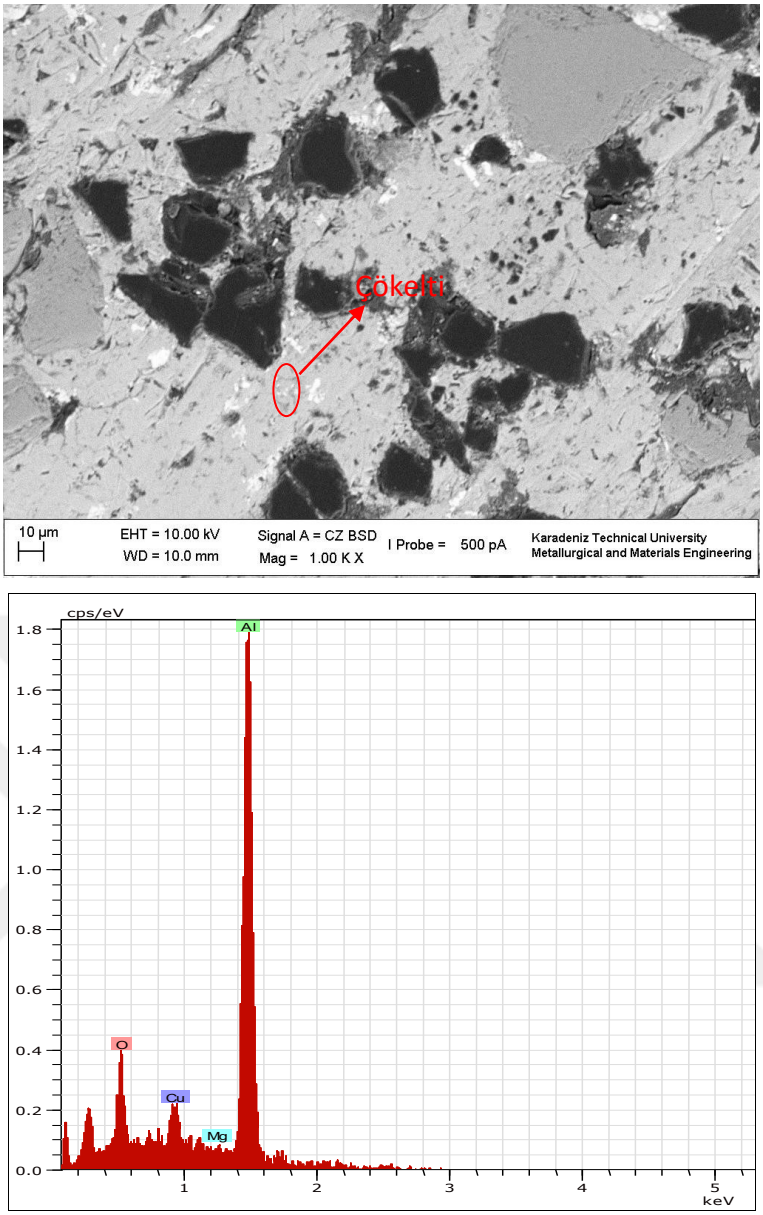
(e) S3B7 (f) S1B9

Şekil 4. 2 İnfiltrasyon yöntemiyle üretilen malzemelerin SEM görüntüleri

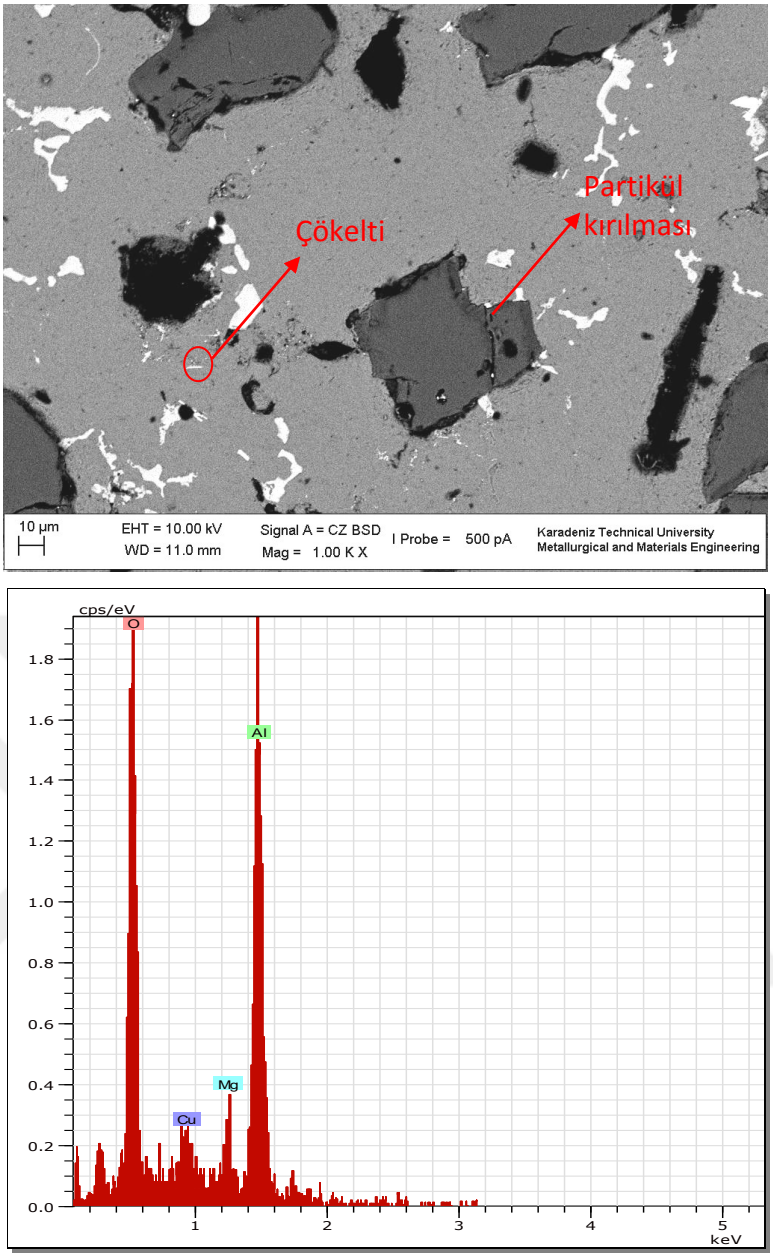
Oluşan çökeltilerin bileşimlerinin yaklaşık olarak belirlenebilmesi için %5 SiC ve %5 B_4C içeren hibrit kompozit malzeme numunelerinde çökeltiler üzerinden alınan EDS analizlerine ait dağılım sonuçları farklı ısıl işlem koşulları için aşağıda verilmiştir. Hiçbir işlem görmemiş (F) ve 170 °C'de 8,12,16 ve 24 saat süreyle yapılan yaşlandırma işleminden sonra alaşım numune üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 4. 3, 4. 4, 4. 5, 4. 6 ve 4. 7'de verilmiştir.



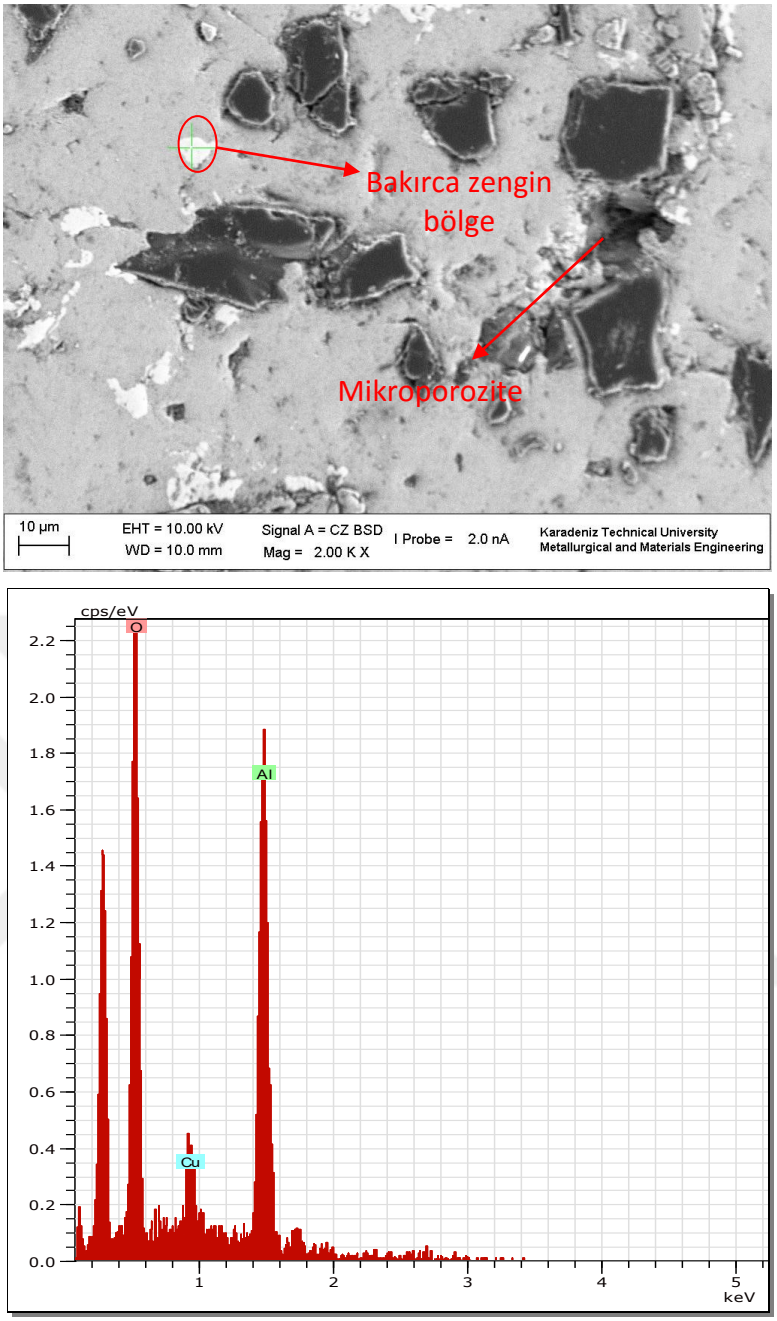
Şekil 4. 3 F kodlu numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi



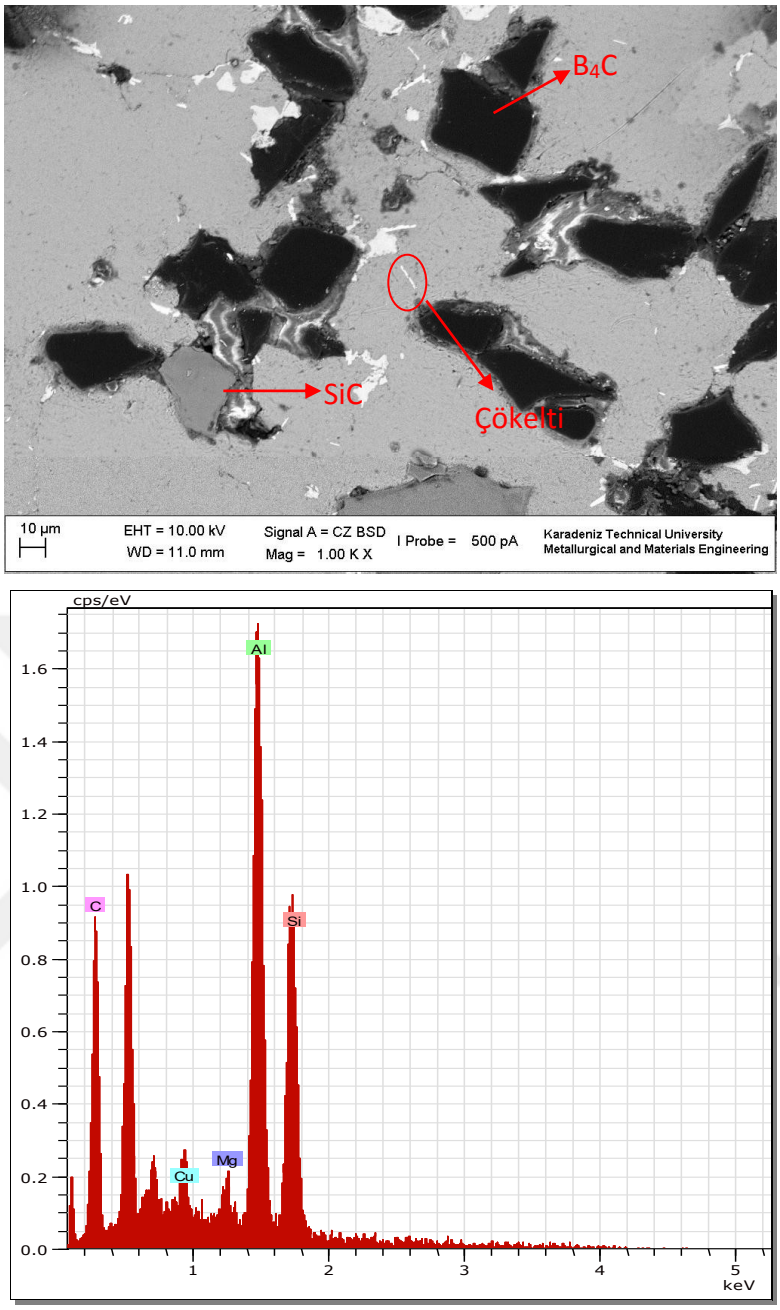
Şekil 4. 4 170 °C'de 8 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi



Şekil 4. 5 170 °C'de 12 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi



Şekil 4. 6 170 °C'de 16 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi



Şekil 4. 7 170 °C'de 24 saat ısıl işlem gören numunenin SEM görüntüsü ve EDS analizi

Numune yüzeyinden alınan BSE görüntüleri incelendiğinde, çözeltiye alma ve su verme işlemlerinden sonra 170 °C'de yapılan yapay yaşlandırma işlemleri ile ana yapıda oluşan çökeltilerin yapıları, dağılımları ve yerleri genel olarak görülmektedir. Aigbodion [112], Al–Cu–Mg matrisli küspe külü takviyeli kompozit malzemelerle yaptığı çalışmanın sonucuyla uyumlu olarak, Şekil 4. 3-7 SEM ve EDS analizlerinde görüldüğü üzere beyaz kümeler halindeki çökeltilerin, takviye elemanı ile matris ara yüzeylerinde yoğunlaştıkları görülmektedir. Ayrıca, yer yer takviye ve matris arasındaki ısıl uyumsuzluktan dolayı takviye elemanlarında kırılmalar görülmüştür [113].

4.2 Sertlik Testi Sonuçları

Hiçbir işlem uygulanmamış (F işlem kodlu) ve 510 °C'de çözeltiye alınıp ardından 170 °C ve 190 °C sıcaklıkta, 8, 12, 16 ve 24 saat süreyle yaşlandırma ısıl işlemi işlemine tabi tutulan takviyesiz Al 2014 alaşımı, monolitik ve hibrit takviyeli numunelerin Brinell sertlik değerleri irdelenecektir.

Numuneler; takviyesiz alüminyum alaşımı, monolitik takviyeli ve her iki seramik takviye çeşidinin birlikte kullanıldığı, hibrit takviyeli kompozit malzemeler olmak üzere üç kısma ayrılmış ve tüm numuneler için; yaşlandırma sıcaklığına ve süreye bağlı olarak sertlikte meydana gelen değişim, Şekil 4. 8 ve Şekil 4. 9'daki grafiklerde verilmiştir.

Uygulanan yaşlandırma sıcaklığının değişmesi ile sertlik davranışları belirgin biçimde değişmektedir. Bu durumu, Rao ve arkadaşları [114], ısıl işlem ile, Song ve arkadaşları [115], yaşlandırma sıcaklığıyla, Kalkanlı ve Yılmaz [116], yaşlandırma süresiyle seramik takviyeli kompozit malzemelerin sertliğinin geliştirilebileceğini çalışmaları sonucunda belirtmişlerdir.

Takviye elemanları üzerinde oluşan parçacık kırılmasının SEM görüntüsü Şekil 4. 5'de verilmiştir. Mazen ve Emara [117], Al-SiC kompozit malzemelerle yaptıkları çalışmada, seramik takviye elemanları ile matris malzemesinin ısı iletim katsayıları arasındaki büyük fark, yerel bölgelerde büyük gerilme değerlerinin oluşmasına neden olup sertliği artırırken, parçacık çevresinde oluşan gerilme yoğunluğu, gevrek yapıdaki takviye elemanlarının üzerinde çatlak oluşmasına ve çatlakların ilerlemesiyle de kırılmaların oluşmasına neden olduğu sonucuna varmışlardır. Ayrıca, Cottu ve arkadaşları [118]; %10 SiC_f takviyeli Al-Cu-Mg kompozit malzemenin sertliğinin ısıl işlem ile arttığını tespit etmişler ve bu artışın nedeninin ısıl işlem sırasında matris ve takviye arasındaki ısıl genleşme katsayısındaki farktan kaynaklandığını belirtmişlerdir. Yaptığımız çalışmaların bu durumlarla uyumlu olduğu gözlemlenmiştir.

Takviyesiz alüminyum alaşımına uygulanan sertlik testleri sonucunda, 170 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemleri sonucunda sertlik değerindeki yükselmenin zamana bağlı olarak devamlı arttığı görülürken, 190 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemlerinde ise sertlik değerlerinin 12 saat sonundaki pik noktasına ulaştığı ve daha sonra zamana bağlı olarak azaldığı (aşırı yaşlanma) görülmektedir. İki yaşlandırma

sıcaklığı arasında en yüksek sertlik değerine, 170 °C'de 24 saat sonunda ulaşılırken, en düşük sertlik değeri, 190 °C'de yapılan yaşlandırma ısıl işleminde ve 24 saat sonunda elde edilmiştir.

Monolitik takviyeli alüminyum kompozit malzemelerde ise; B_4C takviyeli kompozit malzeme, takviyesiz alüminyum alaşımına ve SiC takviyeli kompozit malzemeye göre yaşlandırma ısıl işlemlerine daha iyi tepki vermiştir. SiC takviyeli kompozit malzemelerde sertlik, yaşlandırma ısıl işlemleriyle yükseltilememiş hatta her iki yaşlandırma sıcaklığında da alüminyum alaşımının sertlik değerinin bile altında kalmıştır. Genel itibariyle, 170 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemleri sonucunda monolitik takviyeli kompozit malzemelerin sertlikleri yükselmiş ve 12 saat sonunda pik noktaya ulaşmışken, 190 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemlerinde ise sertlik değerlerinin 8 saate kadar hafifçe yükseldiği ve sonrasında hızla düştüğü (aşırı yaşlanma) görülmüştür.

Beş farklı kombinasyonda (S9B1, S7B3, S5B5, S3B7 ve S1B9) üretilen hibrit kompozit malzemelerin, 170 °C'deki yaşlandırma ısıl işleminde, sertlik, zamanla daha kararlı ve doğrusal davranış sergilemiştir. Sertlik değerleri 12 saatte en yüksek noktaya (pik noktasına) ulaşırken, ilerleyen yaşlandırma zamanına bağlı olarak azalma (aşırı yaşlanma) görülmektedir. 190˚C'de ise sertlik değerleri, 8 saatte hafifçe bir pik yaparak ilerleyen yaşlandırma sürelerinde sertlik, ısıl işlem görmemiş numunelerde ölçülen sertlik değerlerinin bile altına düşmüştür.

Genel itibariyle; monolitik ve hibrit takviyeli malzemelerde, 170 °C'de yapılan yaşlandırma işleminde maksimum sertliğe 12 saat sonunda ulaşılırken 190 °C'de pik sertlik değerine 8 saatte ulaşılmıştır. Karakulak ve arkadaşları[119] yaşlandırma Al-Cu-Ni-Mg alaşımının ısıl işleminin mikroyapı ve aşınma davranışına etkisi üzerine çalışmış ve 540 °C'de çözeltiye alma ısıl işlemi uyguladıkları alaşımı 190 °C'de 6-10 saat arasında yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutmuşlardır. Sonuç olarak, 8 saat yaşlandırma süresinin sonunda en yüksek sertliğe ulaşıldığını belirtmişlerdir. Pal ve arkadaşları[120], 504 °C'de çözeltiye aldıkları, %5, %15 ve %25 SiC takviyeli Al-Cu-Mg alaşımının 190 °C'de yaşlandırma kinetiğini çalışmışlar ve pik sertlik değerine 6 saatte ulaştıkları sonucuna varmışlardır. Kiourtsidis ve arkadaşları [121], AA2024/%0, 8, 14, 19 ve 24 SiC takviyeli

kompozit malzemelerin yaşlandırma davranışını çalışmışlardır. Karıştırmalı döküm ve compo-casting ile ürettikleri malzemeleri 177 °C'de 2-200 saat arasında yaşlandırarak sertlik değerlerini ölçmüşlerdir. Pik sertliğin SiC_p takviye hacim oranı arttıkça arttığını ve 14 saat sonunda pik sertliğe ulaşıldığını belirtmişlerdir. Bu sonuçlar yaptığımız çalışmalarla da önemli oranda paralellik göstermektedir.

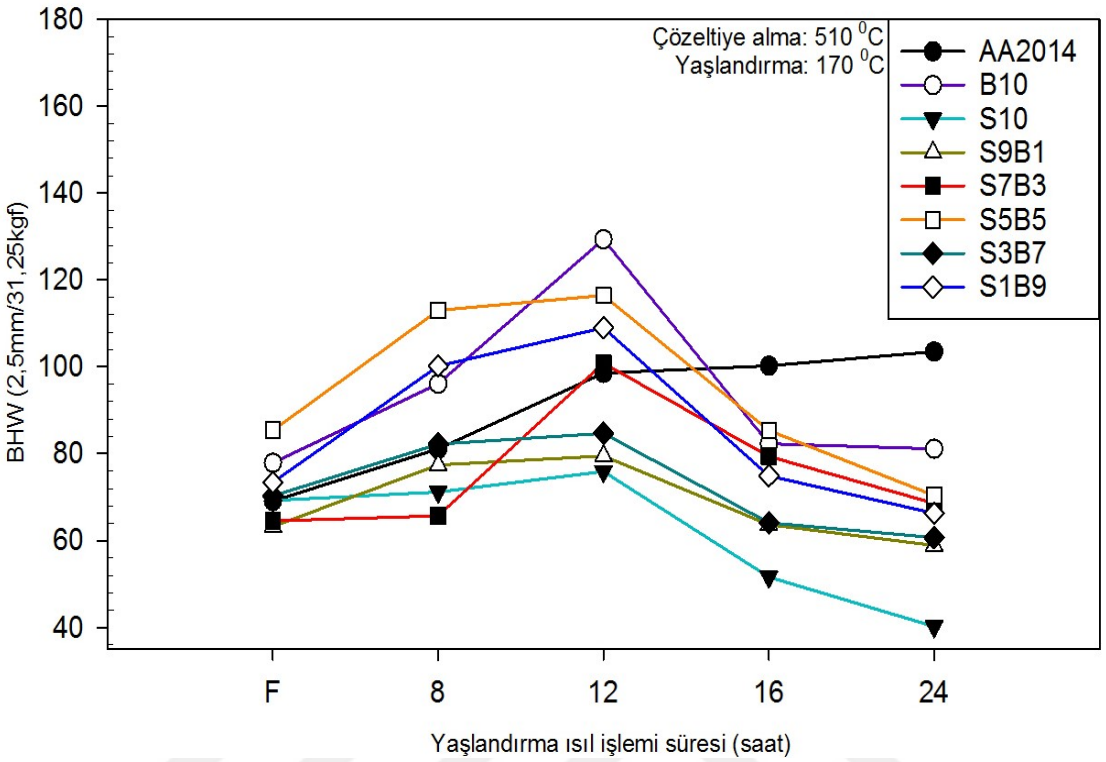
Şekil 4. 8 ve Şekil 4. 9'daki grafiklerde daha yüksek yaşlandırma sıcaklığında, daha kısa sürede pik sertlik değerine ulaşıldığı görülmektedir. Bu durum birçok çalışmayla da uyum göstermektedir [122], [123], [124]. Ayrıca, monolitik ve hibrit takviyeli kompozit malzemeler takviyesiz AA2014 numunesinden daha az sürede pik sertlik değerine ulaştığı görülmektedir. Bu durum, Thomas ve King [125] tarafından, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen Al 2124/SiC_p kompozit malzemede takviye elemanlarının varlığının *S'* çökeltilerinin çekirdeklenmesine olanak tanıdığı ve sonuç olarak pik (en yüksek) sertliğe ulaşmak için gerekli olan süreyi düşürdüğü şeklinde ve ayrıca Guo ve Yuan tarafından [126], yaşlandırma sırasında oluşan dislokasyonların çökeltilerin heterojen çekirdeklenmesi için uygun bölgeler olduğunu ve tünel difüzyonuna geçit sağlayarak yaşlandırma kinetiğini hızlandırdığı biçiminde açıklanmıştır. Ayrıca, takviyesiz alüminyum alaşımı, 24 saatin sonunda bile sertlikte düşüş göstermezken, tüm kompozit malzemeler 12 saatin sonunda aşırı yaşlanma eğilimi göstermiştir.

Tüm numunelerin sertlikleri karşılaştırıldığında; hibrit takviyeli kompozit malzemelerde, her iki yaşlandırma sıcaklığında da, sertliğin B_4C miktarı arttıkça arttığı görülmektedir. Bu durum hibrit kompozit malzemelerde baskın takviye çeşidinin B_4C olduğunu göstermektedir.

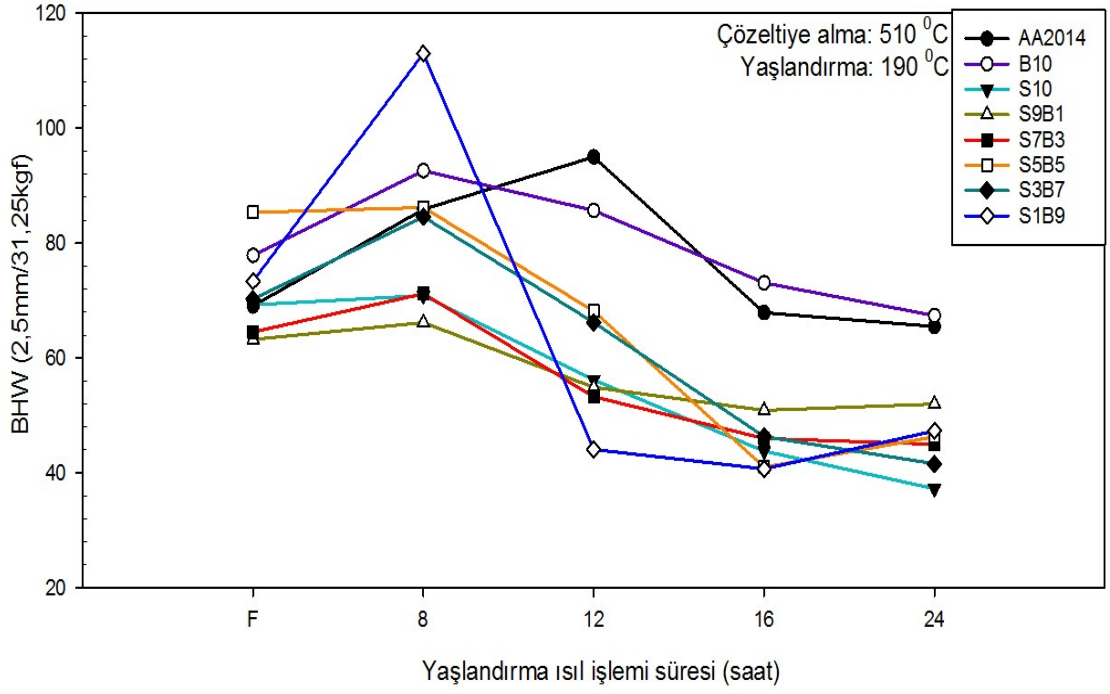
170 °C'de yapılan yaşlandırma işlemi sonucunda en yüksek sertliği B10 kodlu numune sergilerken en düşük sertliği S10 kodlu numunenin sergilediği görülmektedir. Hibrit kompozit malzemelerde ise en yüksek sertliği S5B5 kodlu numune göstermiştir.

190 °C'de yapılan yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda genel itibariyle numuneler düşük bir yaşlanma karakteristiği göstermiştir. Sertlikte çok az bir yükselmenin ardından aşırı yaşlanma görülmüştür. Bu sıcaklıkta yapılan yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda en yüksek sertliği S1B9 kodlu numune göstermiştir. Sertliğin istenildiği kadar geliştirilememesinin temel nedeni ise numunelere yüksek sıcaklıkta uygulanan

yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda pik sertlik değerinin hızlı geçilmesi ve aşırı yaşlanma eğilimine girilmesi yüksek bir olasılıktır [127].



Şekil 4. 8 170 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin sertlik grafiği



Şekil 4. 9 190 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin sertlik grafiği

4.3 Porozite Deney Sonuçları

Numuneler üretildikten sonra hiçbir işlem uygulanmamış, 170 °C ve 190 °C yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numuneler havada ve suda tartılmışlardır. Elde edilen sonuçlar, (3.1) eşitliğinde kullanılarak numunelerin deneysel yoğunluk değerleri hesaplanmıştır. Bulunan deneysel yoğunluklar, (3.3) eşitliği kullanılarak hesaplanan teorik yoğunluklar ile karşılaştırılmış ve (3.4) eşitliği yardımıyla numunelerin poroziteleri hesaplanmıştır.

Porozite hacimsel oranı, büyüklüğü ve dağılımı metal matrisli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde önemli rol oynamaktadır. Bu yüzden malzemedeki porozite seviyesinin minimum tutulması bir zorunluluktur. Ancak üretim sürecinde porozitenin tamamen önlenmesi de mümkün değildir. Genel olarak gözeneklilik, üç nedenden dolayı ortaya çıkmaktadır. (a) Takviye elemanının metale katılması sırasında hapsolan hava (b) Katılaşma sürecinde yapı içerisinde hidrojence zengin bölgelerin oluşması, (c) Katılaşma sırasındaki hacimsel küçülme [57], [128]. Üretim sürecinde oluşan bu porozite oranı, inert gaz kullanılması veya vakum uygulanması, karıştırmalı dökümde ise; girdap hareketinin ve türbülansın düşürülmesi, uygun karıştırma hızı ve yönü veya kanatçıklar kullanılması gibi birkaç farklı yöntemle azaltılabilir [128].

Yapılan mikroyapı incelemelerinde, bütün mikroyapılarda gözeneklere rastlanmıştır. Rahman ve Rashed [129]'in de %0, %5, %10 ve %20 SiC takviyeli AMK malzemeler ile yaptıkları çalışmalar sonucunda belirttikleri gibi üretim prosesinde, SiC ve/veya B_4C partiküllerinin metal tarafından ıslatılması sırasında partiküllerin arasında bulunan havanın ergiyik metal içerisinde hapsolması nedeniyle oluşmaktadır.

Yoğunluk, sertlik, basma dayanımı ve tokluğun artan takviye hacim oranıyla arttığı bilinmektedir. Ancak, bu özellikler kompozit malzeme yapısında oluşan porozite ile azalmaktadır [130]. Üretilen hibrit kompozitlerin yoğunlukları SiC miktarı artıp, B_4C miktarı azaldıkça azalmaktadır. Bunun nedeni ise porozitedeki artıştır. Benzer şekilde, Umanath ve arkadaşları [131], takviye hacim oranı arttıkça kompozit malzeme numunelerindeki porozite miktarında da artış görüldüğünü bildirmişlerdir. Jayaram ve Biswas [132], Al_2O_3 ve SiC takviyeli Al kompozit malzemelerin sertliğini etkileyen en önemli faktörün porozite olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca, kompozit malzemelerin

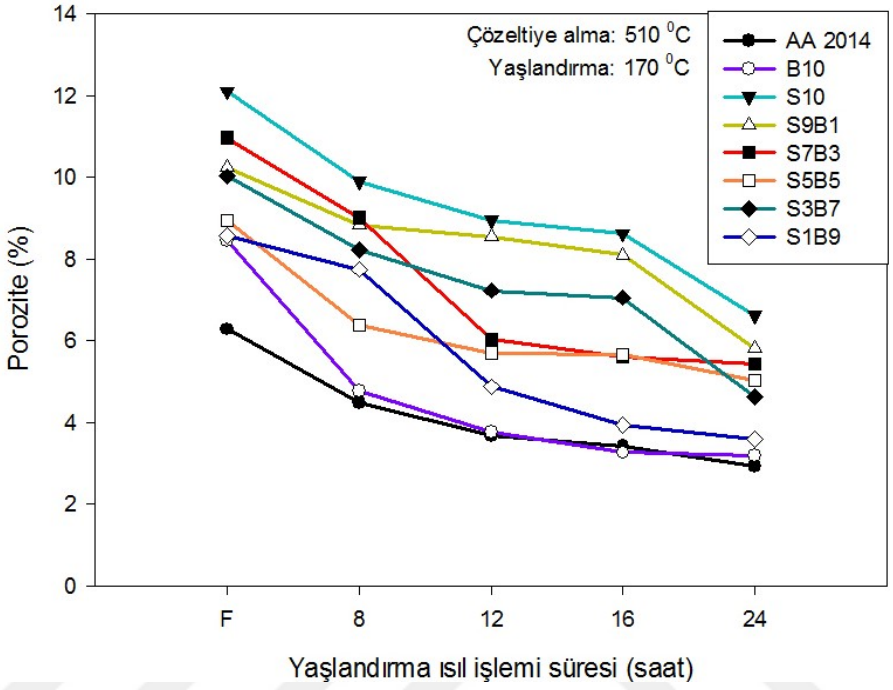
sertliğinin porozitedeki artışla beraber azaldığını gözlemlemişlerdir. Porozite deneyleri süresince elde ettiğimiz verilerin yapılan çalışmalarla da uyum gösterdiği görülmüştür.

En düşük sertlik değerleri ve en yüksek porozite miktarı, SiC takviye oranı en yüksek olan numunelerde elde edilmiştir. Özellikle, S10 kodlu numune yapısında %12 ile en fazla poroziteyi barındıran numunedir. Sertlikteki bu önemli düşüşün nedeni sıvı metalle partikül temas ettiği anda partiküller arasında bulunan ve yapı içerisinde hapsolan havadır. Bu yüzden, SiC partiküllerinin yapı içerisindeki miktarı arttıkça partiküller arasında hapsolan hava da artmakta ve sonuç olarak porozite miktarı yükselmekte bunun neticesinde sertlik önemli oranda düşmektedir.

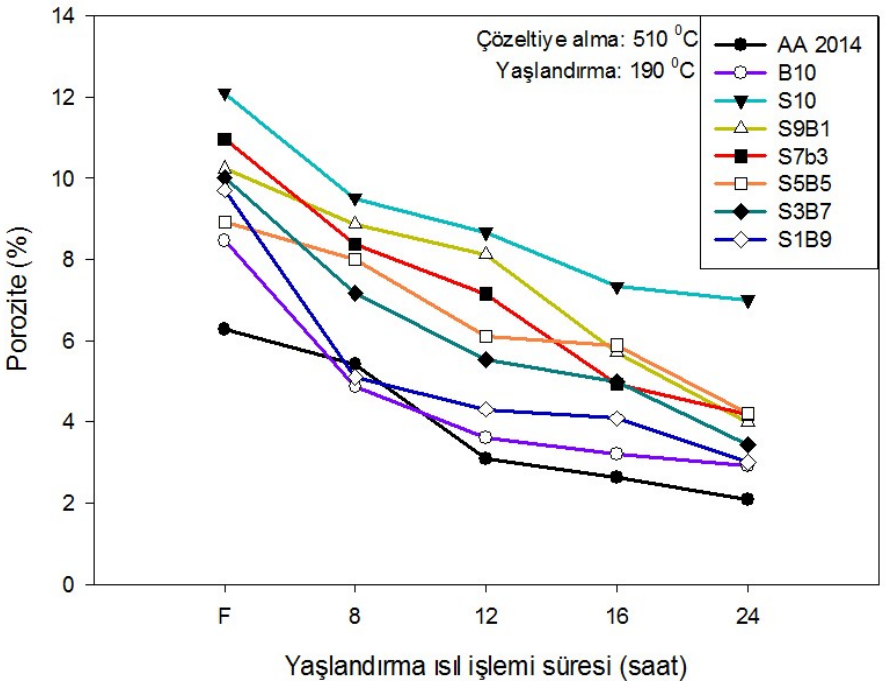
B_4C oranı arttıkça, genel olarak porozite miktarında azalış ve yoğunlukta artış görülmektedir. Bunun sebebi B_4C'ün alüminyum alaşımıyla olan ara yüzey uyumudur. Şekil 4. 3'deki EDS analizine göre, B_4C ve AA 2014 arasındaki yüzeyde oksijen elementi tespit edilmiştir. Shorowordi ve arkadaşları [133], SiC, B_4C ve Al_2O_3 takviyeli %99,9 saflıkta alüminyum matrisli kompozit malzemelerle çalışmışlar ve bu üç kompozit malzeme arasında B_4C/Al kompozit malzemelerin Al ve B_4C arasındaki iyi matris/partikül uyumundan dolayı en güçlü bağlanmaya sahip olduğunu bunun nedeninin ise önceki çalışmalarda bildirildiği gibi [134], [135], B_4C partikülleri etrafında oluşan bor oksit tabakasının ıslatmaya yardımcı olması şeklinde açıklamışlardır. SiC/Al kompozit malzemelerdeki bağlanmanın ise Al/B_4C kompozit malzemelere göre daha zayıf olmasını ise matris alaşımı ile partiküller arasındaki nispeten düşük uyumdan ötürü olduğunu belirtmişlerdir. SEM ve EDS incelemeleri, sertlik testi ve yoğunluk ölçüm deneyleri sonucunda elde edilen veriler bu çalışmaların sonucuyla uyumludur.

Isıl işlem kompozit malzemelerin iç yapısı ve mekanik özellikleri üzerinde güçlü bir etkiye sahiptir. Isıl işlem tane yapısını küçültüp yapıyı üniformlaştırarak poroziteyi azaltır ve dolayısıyla sertliği arttırır [136]. Şekil 4. 10 ve Şekil 4. 11'deki porozite grafiklerine bakıldığında, ısıl işlem süresiyle beraber tüm numunelerde porozite oranında azalma göze çarpmaktadır. Genel itibariyle, her iki sıcaklıkta da 8 ve 12 saatlik ısıl işlem süreleri sonunda porozite miktarında hızlı azalma gözlemlenirken ilerleyen sürelerde porozite miktarı daha yavaş azalmaktadır. Her iki grafik birbiriyle karşılaştırıldığında 190 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda

porozitedeki azalmanın 170 °C'de yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerdeki azalmadan daha fazla olduğu görülmektedir. Bunun nedeni, sıcaklığın artmasıyla difüzyonun hızlanması ve bunun sonucunda yapı içerisindeki gözeneklerin daha hızlı azalmasıdır.



Şekil 4. 10 170 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin porozite grafiği



Şekil 4. 11 190 °C'de ısıl işlem görmüş numunelerin porozite grafiği

4.4 X-Ray Difraksiyon Analiz Sonuçları

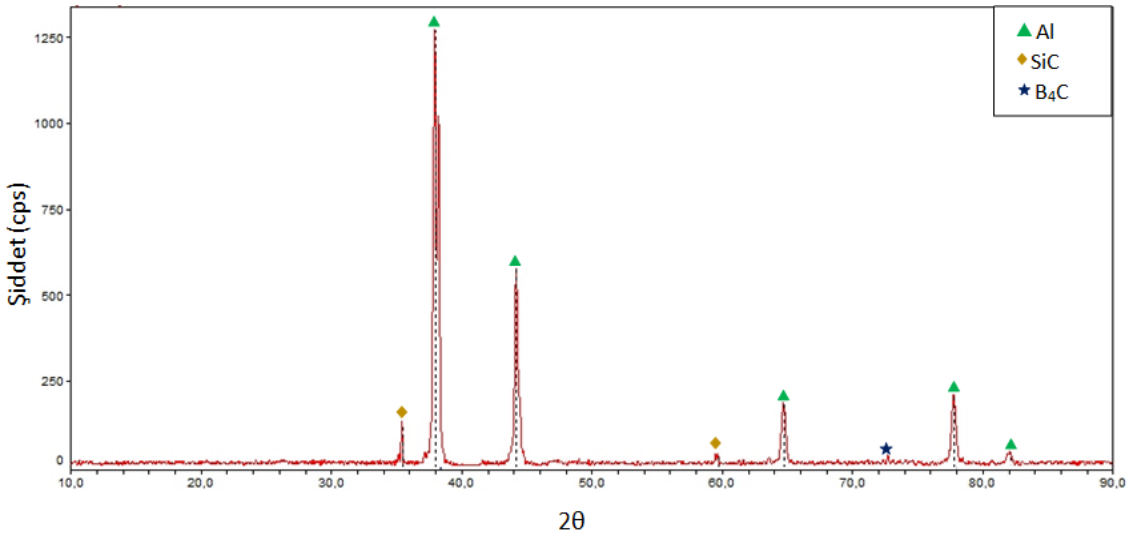
Al-Cu-Mg alaşımları, yaşlandırma ısıl işlemi sonrası Cu/Mg oranına bağlı olarak, iç yapıda iki farklı yaşlandırma ürünü oluşturmaktadır. Bunlar, Al_2Cu (θ) ve Al_2CuMg (S) fazlarıdır. Bu fazlar aynı anda veya farklı zamanlarda oluşabilmektedir. Cu/Mg oranı 8:1'den fazla ise Al_2Cu sertlikte önemli rol oynar. Bu oran 8:1 ve 4:1 arasında ise Al_2Cu ve Al_2CuMg fazlarının her ikisi de aktiftir [137]. Çizelge 3. 2'de verilen XRF analiz sonucundan görüldüğü üzere Cu/Mg oranı yaklaşık 4,78:1'dir ve bu yüzden hem θ hem de S fazlarının aynı anda görülmesi beklenmektedir. Bu fazların oluşum aşamaları şöyledir:

Aşırı Doymuş Katı Çözelti→GP bölgesi→θ''→θ (Al_2CU)

Aşırı Doymuş Katı Çözelti→ön-kümelenme/GPB bölgesi→S''→S'/S(Al_2CuMg) [138].

XRD analizleri, S7B3 kodlu numune serisinden; hiçbir işlem görmemiş (F işlem kodlu) numune ve aynı seriden en yüksek sertliğin elde edildiği 170 °C'de 12 saat yaşlandırma ısıl işlemi gören numune seçilerek yapılmıştır.

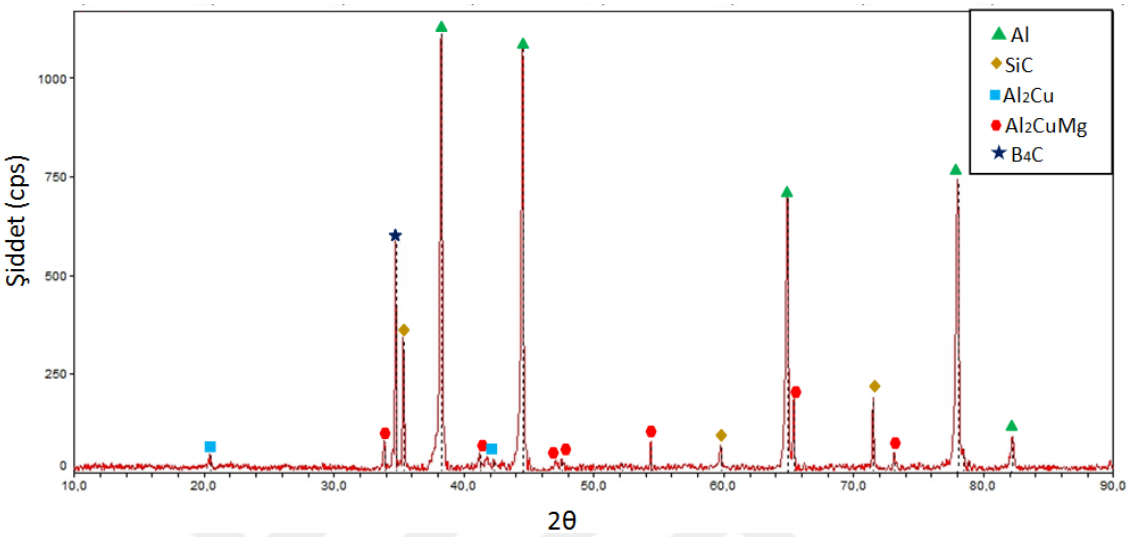
F kodlu numuneye uygulanan XRD analizi sonucu, Şekil 4. 12'de görüldüğü üzere X ışınları, α-Al fazı ve ayrıca SiC ve B_4C'ün bulunduğu düzlemlerden yansımıştır.



Şekil 4. 12 F kodlu numunenin XRD analiz grafiği

170 °C'de 12 saat süreyle yaşlandırma ısıl işlemi gören numuneye uygulanan XRD analizi sonucu, Şekil 4. 13'de gösterilmiştir. Yapı içerisinde, α-Al, SiC ve B_4C'ün olduğu düzlemlerden ve ayrıca ısıl işlem sonucu oluşan *S* ve θ fazlarından yansımalar elde

edilmiştir. Isıl işlemden sonra yansıma olan *S* ve θ fazlarının şiddetlerinde de artış görülmektedir. Buna göre yaşlandırma ısıl işlemi sonunda hem θ ve hem de *S* çökeltilerinin numune içerisinde başarıyla oluşturulduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4. 13 170 °C'de 12 saat ısıl işlem görmüş numunenin XRD analiz grafiği

BÖLÜM 5

SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, AA 2014 alüminyum alaşımının matris malzemesi, B_4C ve SiC seramik partikülleri takviye elemanı olarak seçilmiş ve sıvı hal üretim yöntemlerinden biri olan vakumlu infiltrasyon yöntemi kullanılarak, 700 °C'de, AA 2014 alaşımı ve ayrıca monolitik ve hibrit kompozit malzemeler üretilmiştir. Üretilen numunelere 510 °C'de 1 saat çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmıştır. Ardından 170 °C ve 190 °C'de ve farklı sürelerde yaşlandırma ısıl işlemi uygulandıktan sonra numuneler Brinell sertlik testine tabi tutularak ısıl işleminin sertliğe etkisi belirlenmiştir. Yapılan sertlik ölçümlerine göre T6 ısıl işlem süresi belirlenmiştir. Son olarak numuneler XRD, SEM ve EDS incelemelerine tabi tutulmuş ve yaşlandırma ısıl işleminin mikroyapı ve kimyasal yapıya olan etkileri analiz edilmiştir.

✓Yapılan tüm bu incelemeler sonucunda aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

- İnfiltrasyon yöntemiyle MMK üretiminde, bütün takviye hacim oranlarında, partiküllerin sıvı Al içerisinde genel olarak homojen biçimde karıştığı görülmüştür.
- SiC takviye miktarının artması ile takviyenin sıvı matrise karışması ve ıslanması zorlaşmış ve porozite miktarı artmıştır.
- Deneylerde seçilen 700 °C sıcaklığın ve 3 dakika infiltrasyon süresinin üretim için yeterli olduğu görülmüştür. Ancak, ıslatmanın iyileştirilmesi ve dolayısıyla porozitenin azaltılması için süre ve sıcaklık arttırılabilir.

- Artan B_4C takviye oranına bağlı olarak kompozit malzemelerdeki sertlik değerleri artış göstermiştir. Bunun sonucu olarak numunelerin sertliğinin arttırılmasında baskın partikülün B_4C olduğu sonucuna varılmıştır.

- 170 °C'de uygulanan ısıl işlemle sertlikte elde edilen artışın 190 °C'de aynı sürelerde uygulanan ısıl işlemle elde edilen sertlikten daha fazla olduğu görülmüştür.

- Yaşlandırma ısıl işleminden sonra matris içerisinde *S* ve θ fazları görülmüştür. Bu çökelen fazlar matrisin ve dolayısıyla kompozit malzemelerin sertliğini yükseltmiştir.

- Yaşlandırma ısıl işleminin kompozit malzemelerin porozite oranını düşürdüğü görülmüştür. 190 °C'de yapılan ısıl işlem sonucundaki porozitedeki azalışın 170 °C'deki porozitedeki azalmadan daha fazla olduğu görülmüştür. Bunun nedeni sıcaklıkla beraber difüzyonun hızlanmasıdır.

- S5B5 alaşımı kaymalı yataklarda alternatif bir malzeme olarak değerlendirilebilir.

✓ Bundan sonra yapılacak çalışmalarda aşağıda sıralanan çalışmaların yapılması önerilmektedir:

❖ Isıl işlemin ve seramik partiküllerin malzemelerin mekanik özelliklerine etkisinin daha iyi anlaşılabilmesi için çekme testi, darbe testi gibi farklı mekanik testler uygulanabilir.

❖ T6 ısıl işlemi sonucu numune içerisinde oluşan çökelti fazların kimyasal karakterini daha iyi anlamak için DSC, DTA ve TEM ile incelemelere tabi tutulabilir.

❖ Takviye çeşidinin sertliğe ve mekanik özelliklere etkisinin daha iyi anlaşılabilmesi için farklı takviyelerin farklı takviye hacim oranlarında matrise katılması sağlanabilir.

❖ Uygulanan T6 ısıl işlemi yerine farklı ısıl işlemler uygulanarak (T4 veya T7 gibi) ısıl işlem çeşitlerinin sertliğe etkisi belirlenebilir.

❖ Karıştırmalı döküm, basınçlı infiltrasyon, basınçlı döküm gibi farklı sıvı hal üretim yöntemleriyle, metal matrisli kompozit numuneler tekrar üretilerek üretim

yöntemlerinin malzemenin mikroyapısal, kimyasal ve mekanik özellikleri arasında karşılaştırma yapılabilir.

- Üretilen AA 2014 matrisli kompozit malzemelere plastik şekil verildikten sonra ısıl işlem uygulamak suretiyle sertlikteki gelişme incelenebilir.

KAYNAKLAR

[1] Surappa, M., (2003). "Aluminium Matrix Composites: Challenges and Opportunities", Sadhana, 28: 319-334.

[2] Mahmoud, E.R.I. Takahashi, M. Shibayanagi, T. ve Ikeuchi, K., (2010). "Wear Characteristics of Surface-Hybrid-MMCs Layer Fabricated on Aluminum Plate by Friction Stir Processing", Wear, 268: 1111-1121.

[3] Alloy P.O.A., (2013). "Evaluation of Mechanical Properties of Aluminium Alloy 2024 Reinforced with Silicon Carbide and Fly Ash Hybrid Metal Matrix Composites", American Journal of Applied Sciences, 10: 219-229.

[4] Prasad, D.S. Shoba, C. ve Ramanaiah, N., (2014). "Investigations on Mechanical Properties of Aluminum Hybrid Composites", Journal of Materials Research and Technology, 3: 79-85.

[5] Leng, J. Wu, G. Zhou, Q. Dou, Z. ve Huang, X., (2008). "Mechanical Properties of SiC/Gr/Al Composites Fabricated by Squeeze Casting Technology", Scripta Materialia, 59: 619-622.

[6] Rajashekhar, M.N. ve Khan, A.A.A., (2013). "Studies on Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties of Hybrid Aluminum Matrix Composites", International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology, 2: 8.

[7] Velmurugan, C. Subramanian, R. Ramakrishnan, S.S. Thirugnanam, S. Kannan, T. ve Anandavel, B., (2014). "Experimental Investigations on The Effect of Heat-Treatment Parameters on The Wear Behavior of Aluminum Hybrid Composites", Industrial Lubrication and Tribology, 66: 545-554.

[8] Gopi, K. Mohandas, K. Reddappa, H. ve Ramesh, M., (2013). "Characterization of As Cast and Heat Treated Aluminum 6061/Zircon Sand/Graphite Particulate Hybrid Composites", Int. J. Eng. Adv. Technol, 2: 340-344.

[9] Ko, B.-C. ve Yoo, Y.-C., (1999). "The Effect of Aging Treatment on The Microstructure and Mechanical Properties of AA2124 Hybrid Composites Reinforced with Both SiC Whiskers and SiC Particles", Composites Science and Technology, 59: 775-779.

[10] Baradeswaran, A. Vettivel, S. Perumal, A.E. Selvakumar, N. ve Issac, R.F., (2014). "Experimental Investigation on Mechanical Behaviour, Modelling and

Optimization of Wear Parameters of B_4C and Graphite Reinforced Aluminium Hybrid Composites", Materials & Design, 63: 620-632.

[11] Radhika, N. ve Subramanian, R., (2014). "Effect of Ageing Time on Mechanical Properties and Tribological Behaviour of Aluminium Hybrid Composite", International Journal of Materials Research, 105: 875-882.

[12] Thirumalai, T. Subramanian, R. Kumaran, S. Dharmalingam, S. ve Ramakrishnan, S., (2014). "Production and Characterization of Hybrid Aluminum Matrix Composites Reinforced with Boron Carbide (B_4C) and Graphite", Journal of Scientific & Industrial Research, 73: 667-670.

[13] Shantharaman, P. ve Prabhakar, M., (2014). "Workability Behavior of Aluminium Hybrid Composites (P/M)": Trans Tech Publ.

[14] Elango, G. Raghunath, B. Palanikumar, K. ve Thamizhmaran, K., (2014). "Sliding Wear of LM25 Aluminium Alloy with 7.5% SiC+ 2.5% TiO_2 and 2.5% SiC+ 7.5% TiO_2 Hybrid Composites", Journal of Composite Materials, 48: 2227-2236.

[15] Miracle, D., (2005). "Metal Matrix Composites – From Science To Technological Significance", Composites Science and Technology, 65: 2526-2540.

[16] Schoutens, J.E., (1990). Design Optimization of Metal Matrix Composites, M. Dekker, Ed. Handbook of Ceramics and Composites, New York, USA: N. P. Cheremisinoff, 495-554.

[17] Rawal, S., (2001). "Metal-Matrix Composites for Space Applications", JOM, 53: 14-17.

[18] Cook, J.L. ve Mohn, W.R., (1993). "Whisker-Reinforced MMCs", Engineering Materials Handbook., 1: 896-902.

[19] Fishman, S.G. ve Dhingra, A.K., (1988). Cast Reinforced Metal Composites: Proceedings of the International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metal Composites, Held in Conjunction with the 1988 World Materials Congress, Chicago, Illinois, USA, 24-30 September 1988, DTIC Document

[20] Eliasson, J. ve Sandström, R., (1995). "Applications of Aluminium Matrix Composites", Key Engineering Materials, 104: 3-36.

[21] Beukers, A. Bersee, H. ve Koussios, S., (2011). Future Aircraft Structures: From Metal to Composite Structures, Ed. Composite Materials. Springer, 1-50.

[22] Schwartz, M.M., (1997). Composite Materials-Properties, Nondestructive Testing, and Repair 1, Prentice Hall Inc, New Jersey, USA.

[23] Rohatgi, P., (1988). "Cast Metal-Matrix Composites", ASM Handbook., 15: 840-854.

[24] Schwartz, M.M., (1997). Composite Materials 2 Processing, Fabrication, and Applications".

[25] Kevorkijan, M.V., (1998). "MMCs for Automotive Applications", American Ceramic Society Bulletin, 77: 53-59.

[26] Toaz, M.W., (1987). "Discontinuous Ceramic Fiber Mmcs", ASM International, Engineering Materials Handbook., 1: 903-910.

[27] Kaufman, J.G. ve Rooy, E.L., (2004). Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications: ASM International.

[28] Cahn, R.W. Haasen, P. ve Kramer, E.J., (1993). "Materials Science and Technology", VCH Publishers, 13: 121-182.

[29] Clyne, T. ve Withers, P., (1993). "An Introduction to Metal Matrix Composites".

[30] Yang, X. ve Xi, X., (1995). "SiC–Al–Si Composites by Rapid Pressureless Infiltration in Air", Journal of Materials Research, 10: 2415-2417.

[31] Suéry, M. ve L'Esperance, G., (1993). "Interfacial Reactions and Mechanical Behaviour of Aluminium Matrix Composites Reinforced with Ceramic Particles", Key Engineering Materials, 79: 33-46.

[32] Harrigan, W.C., (1993). "Discontinuous Silicon Fiber MMCs", Engineering Materials Handbook., 1: 889-895.

[33] Richardson, I., (1989). "Casting of Silicon Carbide Reinforced Aluminium Alloys", Foundryman, 82: 538-540.

[34] Sutton, W., (1966). "Whisker Composite Materials- A Prospectus for The Aerospace Designer (Whisker Composite Materials, Discussing Potential of Whiskers, Utilization of Whisker Strength, Whisker Growth, Handling Whiskers and Composite Properties)", Astronautics and Aeronautics, 4: 46-51.

[35] Hunt, M., (1989). "Automotive MMC's: Better and Cheaper", Materials Engineering: 45-48.

[36] Toth, I. Brentnall, W. ve Menke, G., (1972). "Fabricating Aluminum Matrix Composites. Pt. 1. A Survey of Aluminum Matrix Composites", J. Met., 24: 19-25.

[37] Toth, I. Brentnall, W. ve Menke, G., (October, 1972). "Making a Product From Composites", J. Metals.

[38] Milliere, C. ve Suery, M., (1988). "Fabrication and Properties of Metal Matrix Composites Based on SiC Fibre Reinforced Aluminium Alloys", Materials Science and Technology, 4: 41-51.

[39] Bader, M. Clyne, T. Cappleman, G. ve Hubert, P., (1985). "The Fabrication and Properties of Metal-Matrix Composites Based on Aluminium Alloy Infiltrated Alumina Fibre Preforms", Composites Science and Technology, 23: 287-301.

[40] F.U. Rehman, S.F., H.M. Flower and D.R.F. West, (1994). "Fiber/Matrix Interactions in Magnesium-Based Composites Containing Alumina Fibers", J. Mater. Sci.: 1636-1645.

[41] Krishnadev, M. Angers, R. Nair, C.K. ve Huard, C., (1993). "The Structure and Properties of Magnesium-Matrix Composites", JOM, 45: 52-54.

[42] Wilks, T., (1992). "Cost-Effective Magnesium MMCs", Advanced Materials & Processes, 142: 27-29.

[43] Laurent, V. Jarry, P. Regazzoni, G. ve Apelian, D., (1992). "Processing-Microstructure Relationships in Compocast Magnesium/SiC", Journal of Materials Science, 27: 4447-4459.

[44] Smith, P.R. ve Froes, F., (1984). "Developments in Titanium Metal Matrix Composites", JOM, 36: 19-26.

[45] Abkowitz, S. Weihrauch, P.F. Abkowitz, S.M. ve Heussi, H.L., (1995). "The Commercial Application of Low-Cost Titanium Composites", JOM, 47: 40-41.

[46] Zee, R. Yang, C. Lin, Y. ve Chin, B., (1991). "Effects of Boron and Heat Treatment on Structure of Dual-Phase Ti-TiC", Journal of Materials Science, 26: 3853-3861.

[47] Chawla, K.K., (2012). Composite Materials: Science and Engineering, Springer.

[48] Kainer, K.U., (2006). Metal Matrix Composites: Custom-Made Materials For Automotive and Aerospace Engineering, John Wiley & Sons.

[49] Nishida, Y., (2013). Introduction to Metal Matrix Composites: Fabrication and Recycling, Springer.

[50] Lloyd, D., (1994). "Particle Reinforced Aluminium and Magnesium Matrix Composites", International Materials Reviews, 39: 1-23.

[51] Altinkök, N., (2014). "Optimization of Mechanical Properties of Hybrid Al_2O_3/SiC_p Reinforced Composites Produced by Pressure-Assisted Aluminum Infiltration", JOM, 66: 909-919.

[52] Mortensen, A. Sanmarchi, C. ve Degischer, H., (2002). "Glossary of Terms Specific to Metal Matrix Composites", MMC-Assess Thematic Network.

[53] Totten, G.E. ve Mackenzie, D.S., (2003). Handbook of Aluminum 1, Physical Metallurgy and Processes, CRC Press.

[54] Hatch, J.E. ve Association, A., (1984). Aluminum: Properties and Physical Metallurgy: ASM International.

[55] Ahlatci, H. Koçer, T. Candan, E. ve Çimenoğlu, H., (2006). "Wear Behaviour of $Al/(Al_2O_{3p}+SiC_p)$ Hybrid Composites", Tribology International, 39: 213-220.

[56] Friedrich, H.E. ve Mordike, B.L., (2006). Magnesium Technology: Springer.

[57] Hashim, J. Looney, L. ve Hashmi, M., (1999). "Metal Matrix Composites: Production by The Stir Casting Method", Journal of Materials Processing Technology, 92: 1-7.

[58] Naher, S. Brabazon, D. ve Looney, L., (2005). "Development and Assessment of A New Quick Quench Stir Caster Design for The Production of Metal Matrix Composites", Journal of Materials Processing Technology, 166: 430-439.

[59] Prabu, S.B. Karunamoorthy, L. Kathiresan, S. ve Mohan, B., (2006). "Influence of Stirring Speed and Stirring Time on Distribution of Particles in Cast Metal Matrix Composite", Journal of Materials Processing Technology, 171: 268-273.

[60] Kaczmar, J. Pietrzak, K. ve Włosiński, W., (2000). "The Production and Application of Metal Matrix Composite Materials", Journal of Materials Processing Technology, 106: 58-67.

[61] Delannay, F. Froyen, L. ve Deruyttere, A., (1987). "The Wetting of Solids by Molten Metals and Its Relation to The Preparation of Metal-Matrix Composites Composites", Journal of Materials Science, 22: 1-16.

[62] Lianxi, H. ve Erde, W., (2000). "Fabrication and Mechanical Properties of SiC_w/ZK51A Magnesium Matrix Composite by Two-Step Squeeze Casting", Materials Science and Engineering: A, 278: 267-271.

[63] Cahn, R.W. ve Chou, T.-W., (1993). Structure and Properties of Composites Vch Verlagsgesellschaft Mbh.

[64] Luo, A. Renaud, J. Nakatsugawa, I. ve Plourde, J., (1995). "Magnesium Castings for Automotive Applications", JOM, 47: 28-31.

[65] Hanumanth, G. ve Irons, G., (1993). "Particle Incorporation by Melt Stirring for The Production of Metal-Matrix Composites", Journal of Materials Science, 28: 2459-2465.

[66] Leon-Patino, C.A., (2001). Infiltration Processing of Metal Matrix Composites Using Coated Ceramic Particulates.

[67] Torralba, J.M. Da Costa, C.E. ve Velasco, F., (2003). "P/M Aluminum Matrix Composites: an Overview", Journal of Materials Processing Technology, 133: 203-206.

[68] Ye, H.Z. ve Liu, X.Y., (2004). "Review of Recent Studies in Magnesium Matrix Composites", Journal of Materials Science, 39: 6153-6171.

[69] Tjong, S.C. ve Ma, Z., (2000). "Microstructural and Mechanical Characteristics of In Situ Metal Matrix Composites", Materials Science and Engineering: R: Reports, 29: 49-113.

[70] Gezer, B.T. Toptan, F. Daglilar, S. ve Kerti, I., (2010). "Production of Al–Ti–C Grain Refiners with The Addition of Elemental Carbon", Materials & Design, 31: S30-S35.

[71] Jiang, Q. Wang, H. Wang, J. Guan, Q. ve Xu, C., (2003). "Fabrication of TiC_p/Mg Composites by The Thermal Explosion Synthesis Reaction in Molten Magnesium", Materials Letters, 57: 2580-2583.

[72] Chen, L. Dong, Q. Zhao, M. Bi, J. ve Kanetake, N., (2005). "Synthesis of TiC/Mg Composites with Interpenetrating Networks by In Situ Reactive Infiltration Process", Materials Science and Engineering: A, 408: 125-130.

[73] Guermazi, M. ve Drew, R., (1998). "Microstructural Evolution of Silicon Carbide/Aluminum Oxide Composites Processed by Melt Oxidation", Journal of Materials Science, 33: 5081-5093.

[74] Fridlyander, I.N., (1995). Metal Matrix Composites, Springer.

[75] Taya, M. ve Arsenault, R.J., (1989). Metal Matrix Composites: Thermomechanical Behavior, Pergamon Press Oxford.

[76] Federer, W., (1990). Handbook of Ceramics and Composites: Synthesis and Properties: CRC Press.

[77] Miracle, D.B. Donaldson, S.L. Henry, S.D. Moosbrugger, C. Anton, G.J. Sanders, B.R. Hrivnak, N. Terman, C. Kinson, J. ve Muldoon, K., (2001). ASM Handbook, ASM International Materials Park, OH, USA.

[78] King, F., (1987). Aluminium and Its Alloys: Ellis Horwood Chichester.

[79] Zolotorevsky, V.S. Belov, N.A. ve Glazoff, M.V., (2010). Casting Aluminum Alloys, Elsevier.

[80] Smith, W.F., (1993). "Structure and Properties of Engineering Alloys".

[81] Baker, H. ve Okamoto, H., (1992). "ASM Handbook", Alloy Phase Diagrams, 3: 2.

[82] Terry, B. ve Jones, G., (1990). "Metal Matrix Composites: Current Developments and Future Trends in Industrial Research and Applications", Elsevier Advanced Technology, Mayfield House, 256 Banbury Rd, Oxford OX 2 7 DH, UK, 1990. 154.

[83] Cornell, R. ve Bhadeshia, H., (1999). "Aluminium-Silicon Casting Alloys", University of Cambrige.

[84] Ye, H., (2003). "An Overview of The Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications", Journal of Materials Engineering and Performance, 12: 288-297.

[85] Ashby, M.F. Shercliff, H. ve Cebon, D., (2013). Materials: Engineering, Science, Processing and Design: Butterworth-Heinemann.

[86] Zhao, D. Tuler, F. ve Lloyd, D., (1994). "Fracture at Elevated Temperatures in A Particle Reinforced Composite", Acta Metallurgica Et Materialia, 42: 2525-2533.

[87] Garg, A. Chang, Y. ve Howe, J., (1990). "Precipitation of The Ω Phase in An Al-4.0 Cu-0.5 Mg Alloy", Scripta Metallurgica Et Materialia, 24: 677-680.

[88] Armitage, W., (1970). "Influence on An Aluminium-6 Wt. per cent Copper Clad-Sheet-Alloy of Small Additions of Magnesium", J INST METALS, 98: 46-51.

[89] Mondolfo, L.F., (1976). Aluminum Alloys: Structure and Properties: Butterworths London.

[90] Syn, C. Leseur, D. Caldwell, K. Sherby, O. Brown, K. ve Upadhya, K., (1991). "Developments in Ceramic and Metal-Matrix Composites", TMS, Warrendale, PA: 311.

[91] Tariolle, S. Thévenot, F. Aizenstein, M. Dariel, M. Frumin, N. ve Frage, N., (2004). "Boron Carbide–Copper Infiltrated Cermets", Journal of Solid State Chemistry, 177: 400-406.

[92] Dieringa, H. ve Kainer, K.U., (2006). "Particles, Fibers and Short Fibers for The Reinforcement of Metal Materials", Metal Matrix Composites: Custom-Made Materials for Automotive and Aerospace Engineering: 55-76.

[93] Taha, M.A., (2001). "Practicalization of Cast Metal Matrix Composites (MMCCs)", Materials & Design, 22: 431-441.

[94] Carter, C.B. ve Norton, M.G., (2007). Ceramic Materials, Springer.

[95] Boch, P. ve Niepce, J.-C., (2010). Ceramic Materials: Processes, Properties, and Applications, John Wiley & Sons.

[96] Pierson, H.O., (1996). ''Handbook of Refractory Carbides & Nitrides: Properties, Characteristics, Processing and Apps'', William Andrew.

[97] Zulehner, W. Neuer, B. ve Rau, G., (1993). "Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry", A, 23: 721-748.

[98] Saddow, S.E. ve Agarwal, A., (2004). Advances in Silicon Carbide Processing and Applications, Artech House.

[99] Kostetsky, J.J., (1998). ''Development of Highly Unidirectional Silicon Carbide Whiskers in a Silicon Carbide Composite'', Ann Arbor: University of Massachusetts Lowell, 131-131 P.

[100] Thévenot, F., (1990). "Boron Carbide—A Comprehensive Review", Journal of The European Ceramic Society, 6: 205-225.

[101] Weimer, A.W., (1997). ''Carbide, Nitride and Boride Materials Synthesis and Processing'', Springer.

[102] Skorokhod, V., (1998). Pressureless Sintering and Mechanical Properties of Boron Carbide-Titanium Boride Particulate Ceramic Composites.

[103] Hollenberg, G. ve Walther, G., (1980). "The Elastic Modulus and Fracture of Boron Carbide", Journal of The American Ceramic Society, 63: 610-613.

[104] Rodrigues, D. ve Broughton, J., (2013). "Silane Surface Modification of Boron Carbide in Epoxy Composites", International Journal of Adhesion and Adhesives, 46: 62-73.

[105] Rajan, T.P.D. Pillai, R.M. ve Pai, B.C., (1998). "Reinforcement Coatings and Interfaces in Aluminium Metal Matrix Composites", Journal of Materials Science, 33: 3491-3503.

[106] Oguocha, I., (1997). Characterization of Aluminium Alloy 2618 and Its Composites Containing Alumina Particles, Unpublished Ph.D Thesis, Department Mechanical Engineering, University of Saskatchewan, Saskatoon.

[107] Canakci, A., (2006). Manufacturing of AA2024 Matrix-B_4C Particle Reinforced Composites by Vortex Method and Investigation of Their Properties'', Ph.D Thesis, Karadeniz Technical University, Trabzon, Turkey.

[108] Calin, R. ve Citak, R., (2007). "Effect of Mg Content in Matrix on Infiltration Height in Producing MgO/Al Composite by Vacuum Infiltration Method": Trans Tech Publ.

[109] Sadeler, R. Totik, Y. Gavgalı, M. ve Kaymaz, I., (2004). "Improvements of Fatigue Behaviour in 2014 Al Alloy by Solution Heat Treating and Age-Hardening", Materials & Design, 25: 439-445.

[110] Zhu, F.-J. Wu, H.-Y. Lee, S. Lin, M.-C. ve Chen, D., (2015). "Dynamic Behavior of 6069 Al Alloy Under Hot Compression", Materials Science and Engineering: A, 640: 385-393.

[111] Zeren, M., (2007).The Effect of Heat-Treatment on Aluminum-Based Piston Alloys, Materials & Design, 28: 2511-2517.

[112] Aigbodion, V.S., (2014). "Thermal Ageing on The Microstructure and Mechanical Properties of Al–Cu–Mg Alloy/Bagasse Ash Particulate Composites", Journal of King Saud University - Engineering Sciences, 26: 144-151.

[113] Elomari, S. Boukhili, R. ve Lloyd, D., (1996). "Thermal Expansion Studies of Prestrained Al_2O_3/Al Metal Matrix Composite", Acta Materialia, 44: 1873-1882.

[114] Rao, R. Das, S. Mondal, D. ve Dixit, G., (2010). "Effect of Heat Treatment on The Sliding Wear Behaviour of Aluminium Alloy (Al–Zn–Mg) Hard Particle Composite", Tribology International, 43: 330-339.

[115] Song, W. Krauklis, P. Mouritz, A. ve Bandyopadhyay, S., (1995). "The Effect of Thermal Ageing on The Abrasive Wear Behaviour of Age-Hardening 2014 Al/SiC and 6061 Al/SiC Composites", Wear, 185: 125-130.

[116] Kalkanlı, A. ve Yılmaz, S., (2008). "Synthesis and Characterization of Aluminum Alloy 7075 Reinforced with Silicon Carbide Particulates", Materials & Design, 29: 775-780.

[117] Mazen, A.A. ve Emara, M., (2004). "Effect of Particle Cracking on The Strength and Ductility of Al-SiC_p Powder Metallurgy Metal Matrix Composites", Journal of Materials Engineering and Performance, 13: 39-46.

[118] Cottu, J.-P. Couderc, J.-J. Viguier, B. ve Bernard, L., (1992). "Influence of SiC Reinforcement on Precipitation and Hardening of A Metal Matrix Composite", Journal of Materials Science, 27: 3068-3074.

[119] Karakulak, E. Zeren, M. ve Yamanoğlu, R., (2013). "Effect of Heat Treatment Conditions on Microstructure and Wear Behaviour of $Al_4Cu_2Ni_2Mg$ Alloy", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 23: 1898-1904.

[120] Pal, S. Mitra, R. ve Bhanuprasad, V.V., (2008). "Aging Behaviour of Al–Cu–Mg Alloy–SiC Composites", Materials Science and Engineering: A, 480: 496-505.

[121] Kiourtsidis, G.E. Skolianos, S.M. ve Litsardakis, G.A., (2004). "Aging Response of Aluminium Alloy 2024/Silicon Carbide Particles (SiC_p) Composites", Materials Science and Engineering: A, 382: 351-361.

[122] Tash, M. Samuel, F.H. Mucciardi, F. ve Doty, H.W., (2007). "Effect of Metallurgical Parameters on The Hardness and Microstructural Characterization of As-Cast and Heat-Treated 356 and 319 Aluminum Alloys", Materials Science and Engineering: A, 443: 185-201.

[123] Alexopoulos, N.D. ve Pantelakis, S.G., (2004). "Quality Evaluation of A357 Cast Aluminum Alloy Specimens Subjected to Different Artificial Aging Treatment", Materials & Design, 25: 419-430.

[124] Song, W.Q. Krauklis, P. Mouritz, A.P. ve Bandyopadhyay, S., (1995). "The Effect of Thermal Ageing on The Abrasive Wear Behaviour of Age-Hardening 2014 Al/SiC and 6061 Al/SiC Composites", Wear, 185: 125-130.

[125] Thomas, M. ve King, J., (1994). "Comparison of The Ageing Behaviour of PM 2124 Al Alloy and Al-SiC_p Metal-Matrix Composite", Journal of Materials Science, 29: 5272-5278.

[126] Guo, J. ve Yuan, X., (2009). "The Aging Behavior of SiC/Gr/6013Al Composite in T4 and T6 Treatments", Materials Science and Engineering: A, 499: 212-214.

[127] Rajasekaran, S. Udayashankar, N. ve Nayak, J., (2012). "T4 and T6 Treatment of 6061 Al-15 Vol. % SiC_P Composite", ISRN Materials Science, 2012.

[128] Anson, J.P. ve Gruzleski, J.E., (1999). "The Quantitative Discrimination Between Shrinkage and Gas Microporosity in Cast Aluminum Alloys Using Spatial Data Analysis", Materials Characterization, 43: 319-335.

[129] Rahman, M.H. ve Rashed, H.M.M.A., (2014). "Characterization of Silicon Carbide Reinforced Aluminum Matrix Composites", Procedia Engineering, 90: 103-109.

[130] Ibrahim, I. Mohamed, F. ve Lavernia, E., (1991). "Particulate Reinforced Metal Matrix Composites—A Review", Journal of Materials Science, 26: 1137-1156.

[131] Umanath, K. Palanikumar, K. ve Selvamani, S., (2013). "Analysis of Dry Sliding Wear Behaviour of Al6061/SiC/Al_2O_3 Hybrid Metal Matrix Composites", Composites Part B: Engineering, 53: 159-168.

[132] Jayaram, V. ve Biswas, S., (1999). "Wear of Al_2O_3–SiC-(Al, Si) Melt Oxidised Ceramic Composites", Wear, 225: 1322-1326.

[133] Shorowordi, K.M. Laoui, T. Haseeb, A.S.M.A. Celis, J.P. ve Froyen, L., (2003). "Microstructure and Interface Characteristics of B_4C, SiC and Al_2O_3 Reinforced Al Matrix Composites: A Comparative Study", Journal of Materials Processing Technology, 142: 738-743.

[134] Oh, S. Cornie, J. ve Russell, K., (1989). "Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part II. Study of Wettability", Metallurgical Transactions A, 20: 533-541.

[135] Oh, S. Cornie, J. ve Russell, K., (1989). "Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part I. Experimental Techniques", Metallurgical Transactions A, 20: 527-532.

[136] Rajashekhar, M.N. ve Khan, A.A., (2013). "Studies on Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties of Hybrid Aluminum Matrix Composites", Studies, 2.

[137] Weiland, A. Hultman, L. Wahlstroem, U. Persson, C. ve Johannesson, T., (1998). "Internal Stress and Microstructure of SiC Reinforced Aluminium Alloy 2014", Acta Materialia, 46: 5271-5281.

[138] Gouma, P.I. Lloyd, D.J. ve Mills, M.J., (2001). "Precipitation Processes in Al–Mg–Cu Alloys", Materials Science and Engineering: A, 319–321: 439-442.

EK-A

BRINELL SERTLİK DEĞERLERİ

2,5 mm/31,25 kgf/10 sn için;

	Numune Kodları	Sertlik
F	AA2014	69,1
	B10	77,88
	S10	69,26
	S9B1	63,22
	S7B3	64,53
	S5B5	85,36
	S3B7	70,28
	S1B9	73,4

Isıl işlem sıcaklığı (170 °C)	Numune Kodları	Sertlik
8 Saat	AA2014	81,08
	B10	112,20
	S10	71,206
	S9B1	77,4
	S7B3	65,7
	S5B5	82,2
	S3B7	82,2
	S1B9	100,18

Isıl işlem sıcaklığı (190 °C)	Numune Kodları	Sertlik
8 Saat	AA2014	85,9
	B10	92,6
	S10	70,9
	S9B1	66,2
	S7B3	71,2
	S5B5	86,2
	S3B7	84,6
	S1B9	113

Isıl işlem sıcaklığı (170 °C)	Numune Kodları	Sertlik
12 Saat	AA2014	98,56
	B10	129,4
	S10	75,905
	S9B1	79,5
	S7B3	100,84
	S5B5	116,45
	S3B7	84,7
	S1B9	109

Isıl işlem sıcaklığı (190 °C)	Numune Kodları	Sertlik
12 Saat	AA2014	95
	B10	85,7
	S10	56,2
	S9B1	54,9
	S7B3	53,26
	S5B5	68,2
	S3B7	66,22
	S1B9	44,1

Isıl işlem sıcaklığı (170 °C)	Numune Kodları	Sertlik
16 Saat	AA2014	100,25
	B10	82,3
	S10	51,64
	S9B1	63,7
	S7B3	79,4
	S5B5	85,34
	S3B7	64,1
	S1B9	74,9

Isıl işlem sıcaklığı (190 °C)	Numune Kodları	Sertlik
16 Saat	AA2014	67,9
	B10	73,1
	S10	43,8
	S9B1	50,9
	S7B3	46
	S5B5	41
	S3B7	46,36
	S1B9	40,7

Isıl işlem sıcaklığı (170 °C)	Numune Kodları	Sertlik
24 Saat	AA2014	103,5
	B10	81,14
	S10	40,22
	S9B1	58,9
	S7B3	68,6
	S5B5	70,38
	S3B7	60,7
	S1B9	66,28

Isıl işlem sıcaklığı (190 °C)	Numune Kodları	Sertlik
24 Saat	AA2014	65,5
	B10	67,4
	S10	37,26
	S9B1	52
	S7B3	45
	S5B5	46,3
	S3B7	41,6
	S1B9	47,32

EK-B

POROZİTE DEĞERLERİ

170 °C (Yaşlandırma ısıl işlemi sıcaklığı)	Numune Kodu							
% Porozite	**AA2014**	**B10**	**S10**	**S9B1**	**S7B3**	**S5B5**	**S3B7**	**S1B9**
F	6,2837	9,8901	12,7031	9,5481	10,2963	7,3339	9,722	8,5646
8 Saat	4,4781	4,767	9,8953	8,834	9,0109	6,3901	8,2173	7,7457
12 Saat	3,6702	3,771	8,9457	8,5402	6,0455	5,7049	7,2299	4,8759
16 Saat	3,4154	3,2656	8,6136	8,0929	5,5971	5,6469	7,0602	3,9364
24 Saat	2,928	3,1852	6,6211	5,8147	5,4436	5,0222	4,6271	3,5932

190 °C (Yaşlandırma ısıl işlemi sıcaklığı)	Numune Kodu							
% Porozite	**AA2014**	**B10**	**S10**	**S9B1**	**S7B3**	**S5B5**	**S3B7**	**S1B9**
F	6,2025	8,457	12,0937	10,234	10,9625	8,9311	10,0172	9,7056
8 Saat	5,413	4,8604	9,5078	8,8784	8,3781	7,9992	7,1605	5,0974
12 Saat	3,0937	3,5937	8,6679	8,1142	7,1527	6,0937	5,5254	4,3008
16 Saat	2,6251	3,1889	7,3386	5,7004	4,9226	5,8901	4,9916	4,0797
24 Saat	2,079	2,905	7,0004	3,9785	4,185	4,2153	3,4374	3,0029

EK-C

AA 2014 TOZU XRF SONUCU

2015- 9- 4 15:05

SQX Calculation Result

Sample : 15194-1
Application : EZS003MNV Model : Bulk
Date analyzed : 2015- 9- 4 14:18
Balance :
Matching library:
File : 15194-1

No.	Component	Result	Unit	Det.limit	El.line	Intensity	w/o normal
1	Al	90.7	wt%	0.05438	Al-KA	351.9442	89.2009
2	Cu	5.26	wt%	0.00851	Cu-KA	64.4074	5.1716
3	Mg	1.05	wt%	0.03438	Mg-KA	1.9642	1.0336
4	Si	0.835	wt%	0.00822	Si-KA	0.9221	0.8217
5	Mn	0.593	wt%	0.01437	Mn-KA	2.3546	0.5832
6	Fe	0.567	wt%	0.01039	Fe-KA	3.6053	0.5574
7	Cl	0.322	wt%	0.01223	Cl-KA	0.2140	0.3169
8	Na	0.217	wt%	0.03978	Na-KA	0.1606	0.2131
9	Zn	0.124	wt%	0.00591	Zn-KA	2.1408	0.1217
10	K	0.110	wt%	0.00757	K -KA	0.3478	0.1085
11	S	0.103	wt%	0.00588	S -KA	0.2667	0.1016
12	Ca	0.103	wt%	0.01503	Ca-KA	0.3137	0.1009
13	P	0.0528	wt%	0.00715	P -KA	0.1694	0.0519

EK-D

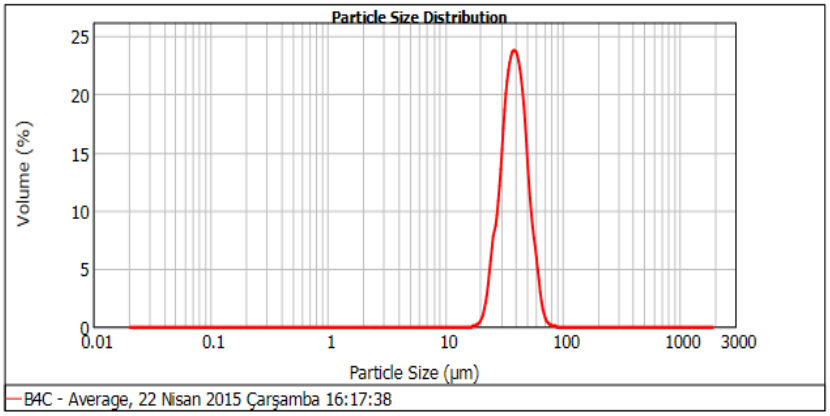
B_4C TOZU TANE BOYUTU ANALİZ SONUCU

MASTERSIZER 2000

Result Analysis Report

Sample Name: B4C - Average	**SOP Name:**	**Measured:** 22 Nisan 2015 Çarşamba 16:17:38	
Sample Source & type:	**Measured by:** casper	**Analysed:** 22 Nisan 2015 Çarşamba 16:17:40	
Sample bulk lot ref:	**Result Source:** Averaged		
Particle Name: borkarbur	**Accessory Name:** Hydro 2000MU (A)	**Analysis model:** General purpose	**Sensitivity:** Normal
Particle RI: 2.660	**Absorption:** 0.1	**Size range:** 0.020 to 2000.000 um	**Obscuration:** 1.10 %
Dispersant Name: Water	**Dispersant RI:** 1.330	**Weighted Residual:** 2.261 %	**Result Emulation:** Off
Concentration: 0.0058 %Vol	**Span :** 0.638	**Uniformity:** 0.203	**Result units:** Volume
Specific Surface Area: 0.0634 m²/g	**Surface Weighted Mean D[3,2]:** 37.546 um	**Vol. Weighted Mean D[4,3]:** 39.821 um	

d(0.1): 28.165 um **d(0.5):** 38.676 um **d(0.9):** 52.839 um



EK-E

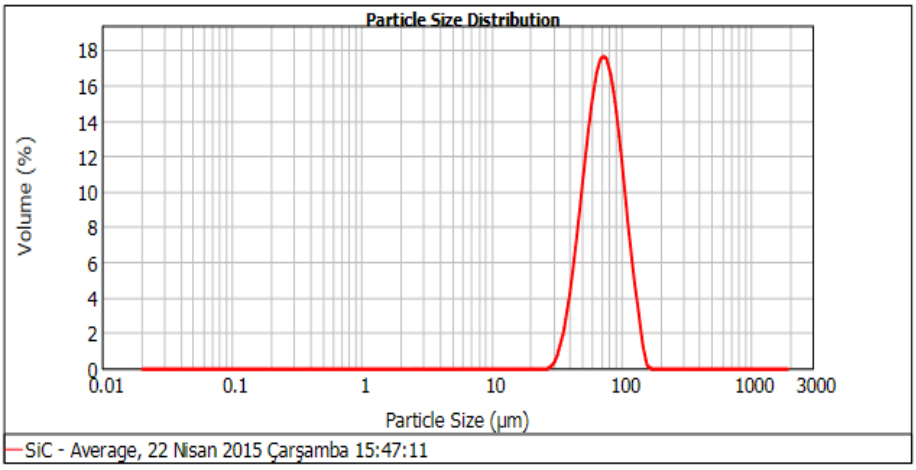
SiC TOZU TANE BOYUTU ANALİZ SONUCU

MASTERSIZER 2000

Result Analysis Report

Sample Name: SiC - Average	**SOP Name:**	**Measured:** 22 Nisan 2015 Çarşamba 15:47:11	
Sample Source & type:	**Measured by:** casper	**Analysed:** 22 Nisan 2015 Çarşamba 15:47:13	
Sample bulk lot ref:	**Result Source:** Averaged		
Particle Name: silisyumkarbur	**Accessory Name:** Hydro 2000MU (A)	**Analysis model:** General purpose	**Sensitivity:** Normal
Particle RI: 2.635	**Absorption:** 0.1	**Size range:** 0.020 to 2000.000 um	**Obscuration:** 1.54 %
Dispersant Name: Water	**Dispersant RI:** 1.330	**Weighted Residual:** 2.006 %	**Result Emulation:** Off
Concentration: 0.0149 %Vol	**Span :** 0.867	**Uniformity:** 0.271	**Result units:** Volume
Specific Surface Area: 0.0274 m²/g	**Surface Weighted Mean D[3,2]:** 68.400 um	**Vol. Weighted Mean D[4,3]:** 75.852 um	

d(0.1): 47.001 um **d(0.5):** 72.452 um **d(0.9):** 109.819 um



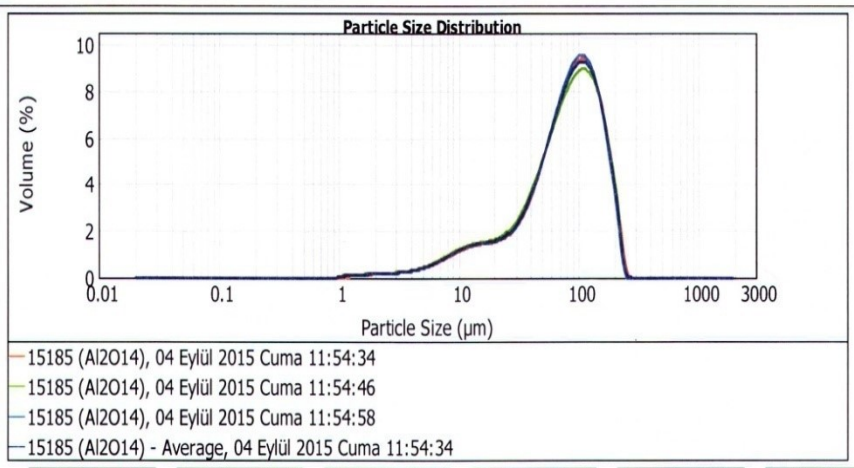
AA 2014 TOZU TANE BOYUTU ANALİZ SONUCU

MASTERSIZER 2000

Result Analysis Report

Sample Name: 15185 (Al2O14) - Average	**SOP Name:**	**Measured:** 04 Eylül 2015 Cuma 11:54:34	
Sample Source & type:	**Measured by:** PBA	**Analysed:** 04 Eylül 2015 Cuma 11:54:36	
Sample bulk lot ref:	**Result Source:** Averaged		
Particle Name: Aluminium	**Accessory Name:** Hydro 2000S (A)	**Analysis model:** General purpose	**Sensitivity:** Normal
Particle RI: 2.500	**Absorption:** 3	**Size range:** 0.020 to 2000.000 um	**Obscuration:** 1.60 %
Dispersant Name: Water	**Dispersant RI:** 1.330	**Weighted Residual:** 5.037 %	**Result Emulation:** Off
Concentration: 0.0072 %Vol	**Span :** 1.817	**Uniformity:** 0.547	**Result units:** Volume
Specific Surface Area: 0.174 m²/g	**Surface Weighted Mean D[3,2]:** 34.384 um	**Vol. Weighted Mean D[4,3]:** 88.260 um	

d(0.1): 16.860 um d(0.5): 82.233 um d(0.9): 166.318 um



ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Onur OKUR

Doğum Tarihi ve Yeri : 22/09/1988, Erzincan

Yabancı Dili : İngilizce

E-posta : onurokur@kku.edu.tr

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	**Alan**	**Okul/Üniversite**	**Mezuniyet Yılı**
Yüksek Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği/Malzeme Anabilim Dalı	Yıldız Teknik Üniversitesi	Devam Ediyor
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Karadeniz Teknik Üniversitesi	2011
Lise	Fen Bilimleri	Erzincan Anadolu Lisesi	2006

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	**Firma/Kurum**	**Görevi**
2013-Halen	Kırıkkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi	Araştırma Görevlisi

YAYINLARI

Makale

1. Araz, Ş. O. Çalın R. Pul M. Bican O. ve O. Okur, (2015). "An Investigation on the Microstructure and Wear Properties of TiB_2 Reinforced AA2014 Aluminium Alloy Produced by Vacuum Infiltration", High Temperature Materials and Processes, 34(5): 487–493.

Bildiri

1. Okur O. Dağlılar S. ve Çalın R., (2015). ‘’Vakum İnfiltrasyon Yöntemiyle Üretilen AA 2014 Matrisli SiC ve B_4C Takviyeli Kompozit Malzemelerde Isıl İşlem Süresinin Sertliğe Etkisinin İncelenmesi’’ 1. Uluslararası Katılımlı Savunma Sanayi Sempozyumu, 9-10 Nisan, Kırıkkale.

2. Araz, Ş. O. Çalın R. Pul M. Bican O. ve O. Okur, (2014). ‘’Vakumlu İnfiltrasyon Yöntemi ile Üretilen Tib_2 Takviyeli AA 2014 Alüminyum Alaşımının Mikroyapı, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi’’, 15th International Materials Symposium (IMSP’14), 15-17 Ekim, Denizli

Proje

1. R. Çalın, O. Okur, N. A. Tanış ‘’Kompozit Malzeme Üretiminde Kullanılan Seramik Partiküllerin Alüminyum Tarafından Islatılabilirliğinin İncelenmesi’’, BAP, 2016/044, 24.771,40 TL

2. O. Bican, R. Çalın, Z. O. Pehlivanlı, Ş. O. Araz, O. Okur ‘’Farklı Oranlarda Magnezya (MgO) Katkısının Saf Alüminyumun Aşınma Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi’’, BAP, 2016/041, 18.635,00 TL

3. R. Çalın, O, Ş. O. Araz, O. Okur, ‘’Nikel Kaplanmış Seramik/Al-Li Kompozitlerinin Özelliklerinin İncelenmesi’’, BAP, 2015/16, 29.958,17 TL

4 R. Çalın, O. Bican, M. Pul, Ş. O. Araz, O. Okur, ‘’TiB_2/AA2014 Kompozitlerde T6 Isıl İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi’’, BAP, 2014/59, 36.591,48 TL

5 M. Pul, R. Çalın, O. Okur, ‘’Al 1070 Matrisli Bor Karbür (B_4C) Takviyeli Kompozitlerin, Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilerek, Aşınma Davranışı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi’’, BAP, 2014/60, 44.250,00 TL

ÖDÜLLERİ

1. İSOV (İstanbul Sanayi Odası Vakfı) Yüksek Lisans Bursu
2. EKEV (Erzincan Kültür ve Eğitim Vakfı) Yüksek Lisans Bursu