



**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE A356
MATRİSLİ HİBRİT KOMPOZİT MALZEME
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

Aslı BAHADIR

**2021
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Tansel TUNÇAY**

**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE A356 MATRİSLİ HİBRİT KOMPOZİT
MALZEME ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

Aslı BAHADIR

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Tansel TUNÇAY**

**KARABÜK
Haziran 2021**

Aslı BAHADIR tarafından hazırlanan “TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE A356 MATRİSLİ HİBRİT KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Tansel TUNÇAY

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 05/06/2021

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Doç. Dr. Yakup KAYA (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Tansel TUNÇAY (KBÜ)

Üye : Dr. Öğrt. Üyesi Bekir YAVUZER (BÜ)

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

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

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

Aslı BAHADIR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE A356 MATRİSLİ HİBRİT KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

Aslı BAHADIR

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Tansel TUNÇAY

Haziran 2021, 71 sayfa

Bu çalışmada, A356 (Al-Si-Mg) toz alaşımı B₄C (bor karbür) ve SiC (silisyum karbür) toz karbürleri mekanik alaşımlama metoduyla alaşımlanarak alüminyum matrisli hibrit kompozit malzemeler üretildi. Karbürlerin, A356 alaşımının mekanik özellikleri üzerine etkisi ve hacimce en uygun miktarları araştırıldı. Mekanik alaşımlama, planeter tip mekanik alaşımlama cihazında 4 saat alaşımlama süresi kullanılarak yapıldı. Üretilen hibrit toz malzemeler, 700 MPa basınç altında ön şekillendirildi ve vakumlu sinter fırınında 600°C’de sinterlendi. Hibrit kompozit malzemelerin karakterizasyonunda optik mikroskop (OM), tarama elektron mikroskobu (SEM), X ışını kırınımı analizi (XRD) ve yoğunluk testleri yapıldı. Mekanik özellikleri değerlendirmek için mikro-makro sertlik ve aşınma testleri uygulandı. A356 alaşım, B₄C ve SiC seramik takviye fazı ile kompozit ve hibrit kompozit alaşımlar üretilmiştir. A356 alaşımı tozları sünek olmalarından dolayı mekanik alaşımlama esnasında yassı şekle gelmişlerdir. B₄C ve SiC seramik takviye fazlarının toz boyutu küçülmüştür. En

yüksek bağıl yoğunluk, %7,5 B₄ ve SiC takviyeli hibrit kompozit malzemede, en düşük bağıl yoğunluk A356 alaşımında elde edilmiştir. En yüksek mikro ve makro sertlik, %5 B₄C ve %10 SiC takviyeli hibrit kompozit malzemede, en düşük mikro ve makro sertlik A356 alaşımında elde edilmiştir. Aşınma testlerinde 10 ve 20 N yük altında en düşük ağırlık kaybı A356 alaşımında elde edilirken, en çok ağırlık kaybı %7,5 B₄C ve SiC takviyeli ve %5 B₄C ve %10 SiC hibrit kompozit malzemede gerçekleşmiştir. Bunun sebebinin takviye fazlarının matris ile arayüzey arasındaki seramik fazlarının zayıflığı olduğu düşünülmektedir. OM ve SEM görüntülerinde, B₄C takviye fazının SiC takviye fazına göre yapıda homojen bir şekilde dağıldığı belirlenmiştir.

Anahtar Sözcükler : A356, mekanik alaşımlama, hibrit kompozit, mikroyapı, mekanik özellikler.

Bilim Kodu : 91528

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF A356 MATRIX HYBRID COMPOSITE MATERIALS BY POWDER METALLURGY

Aslı BAHADIR

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Thesis Advisor:

Doç.Dr. Tansel TUNÇAY

June 2021, 71 pages

In this study, Aluminum Matrix Hybrid Composite (AMHC) materials were produced by alloying A356 (Al-Si-Mg) powder alloy B₄C (boron carbide) and SiC (silicon carbide) powder carbides by mechanical alloying method. The effects of carbides on the mechanical properties of A356 alloy and their optimum amount by volume were investigated. The alloying time of 4 hours was used in the mechanical alloying planetary type mechanical alloying device. The hybrid powder materials produced were performed under 700 MPa pressure and sintered at 600 ° C in a vacuum sinter furnace. Optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction analysis (XRD), density tests were performed in the characterization of hybrid composite materials. Micro-macro hardness and abrasion tests were applied to evaluate the mechanical properties. Composite and hybrid composite alloys were produced with A356 alloy, B₄C and SiC ceramic reinforcement phase. Due to the ductility of the A356 alloy powders, they became flat during mechanical alloying. The

powder size of the B₄C and SiC ceramic reinforcement phases was reduced. The highest relative density, 7.5% B₄C and SiC reinforced hybrid composite material, the lowest relative density is edged in A356 alloy. The highest micro and macro hardness was obtained in 5% B₄C and 10% SiC reinforced hybrid composite material and lowest micro and macro hardness in A356 alloy. In abrasion tests, under 10 and 20 N loads, the lowest weight loss was obtained in A356 alloy, while the highest weight loss was achieved in 7.5% B₄C and SiC reinforced and 5% B₄C and 10% SiC hybrid composite material. The reason for this is thought to be the weakness of the ceramic reinforcement phases due to the relationship between the matrix and the interface between it. In the OM and SEM images, it was determined that the B₄C reinforcement phase was homogeneously distributed in the structure according to the SiC reinforcement phase.

Key Word : A356, mechanical alloying, hybrid composite, microstructure, mechanical properties.

Science Code : 91528

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yűrűtűlmesinde ve oluőumunda ilgi ve desteęini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrűbelerinden yararlandıęım, yűnlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ıőıęında őekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Tansel TUNÇAY'a sonsuz teőekkűrlerimi sunarım.

Deneylerinin yapılmasında laboratuvarlarını esirgemeyen, Prof. Dr. Dursun ŐZYŪREK'e teőekkűr ederim.

Bu alıőma Karabűk Őniversitesi Bilimsel Araőtırma Birimi tarafından FLY-2019-2124 nolu proje kapsamında gerçekleőtirilmiőtir. Desteklerinden dolayı Karabűk Őniversitesi Bilimsel Araőtırma Birimi'ne teőekkűr ederim.

Sevgili aileme manevi hiçbir yardımı esirgemedен yanımda oldukları için tűm kalbimle teőekkűr ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
TOZ METALURJİSİ	3
2.1. MEKANİK ALAŞIMLAMA VE ÖĞÜTME.....	7
2.1.1. Mekanik Alaşımlama/Öğütme Tipleri.....	8
2.1.1.1. Spex tipi öğütücü	8
2.1.1.2. Planetary tipi öğütücü	9
2.1.1.3. Atritör tipi öğütücü	11
2.1.2. Öğütücü Kap.....	12
2.1.3. Öğütme Hızı.....	12
2.1.4. Öğütme Süresi	13
2.1.5. Öğütme Ortamı	13
2.1.6. Bilye/Toz Oranı	14
2.1.7. Kap Doluluk Oranı	14
2.1.8. Öğütme Atmosferi	14
2.1.9. İşlem Kontrol Katkısı	15
2.1.10. Öğütme Sıcaklığı	15
2.2. MEKANİK ALAŞIMLAMA AŞAMALARI	15

	<u>Sayfa</u>
2.2.1. Bilye-Toz-Bilye Çarpışmaları	16
2.2.2. Farklı Mekanik Alaşımlama Aşamaları.....	16
2.3. SİNERLEME	17
2.3.1. Katı Faz Sinterleme (KFS)	20
2.3.2. Sıvı Faz Sinterleme (SFS)	23
2.3.3. Sinterleme Atmosferi.....	25
2.4. ALÜMİNYUMUN SİNERLENMESİ.....	27
BÖLÜM 3	28
KOMPOZİT MALZEMELER.....	28
3.1. MATRİS MALZEMESİNE GÖRE KOMPOZİT MALZEMELER	29
3.1.1. Polimer Matris Kompozit Malzemeler	29
3.1.2. Metal Matris Kompozit Malzemeler	29
3.1.3. Seramik Matris Kompozit Malzemeler	30
3.1.4. Karbon Matris Kompozit Malzemeler.....	30
3.2. TAKVİYE ELEMANINA GÖRE KOMPOZİT MALZEMELER.....	31
3.2.1. Partikül Takviyeli Kompozit Malzemeler (Hibrit Kompozit).....	31
3.2.2. Flake (Pul) Takviyeli Kompozit Malzemeler	31
3.2.3. Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler	31
3.3. HİBRİT KOMPOZİT MALZEMELER.....	32
3.3.1. Alüminyum Hibrit Kompozitler	34
BÖLÜM 4	36
MALZEME VE METOT	36
4.1. BAŞLANGIÇ TOZLARI.....	36
4.2. MEKANİK ALAŞIMLAMA	37
4.3. ÖN ŞEKİLLENDİRME	38
4.4. SİNERLEME	39
4.5. A356 METAL MATRİS HİBRİT MALZEMELERİN KARAKTERİZASYONU.....	40
4.5.1. Metalografik İşlemler ve Optik Mikroskop.....	40
4.5.2. Tarama Elektron Mikroskobu.....	40

	<u>Sayfa</u>
4.5.3. Yoğunluk Testleri	41
4.5.4. Sertlik Testleri	41
4.5.5. XRD Testleri.....	42
4.5.6. Aşınma Testleri.....	42
BÖLÜM 5	44
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR.....	44
5.1. SİNTERLEME ÖNCESİ VE SONRASI OM VE SEM GÖRÜNTÜLERİ VE KARAKTERİZASYONU.....	44
5.2. YOĞUNLUK VE SERTLİK TEST SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR ...	56
5.3. XRD ANALİZİ TEST SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR	58
5.4. AŞINMA TEST SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR	59
BÖLÜM 6	64
SONUÇLAR	64
KAYNAKLAR	66
ÖZGEÇMİŞ	71

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	(a) Monte edilmiş durumda SPEX 8000 bilyeli değirmen, (b) Öğütme kabı, kapak, conta ve bilyelerden oluşan tungsten öğütme seti	9
Şekil 2.2.	Planetary tipi öğütücü.....	10
Şekil 2.3.	Atritör tipi öğütücü.....	12
Şekil 2.4.	Mekanik alaşımda başlangıç tozlarının temsili bileşenlerinin deformasyon özellikleri.....	16
Şekil 2.5.	Mekanik alaşımlama sırasında bilye-toz-bilye çarpışması ile tozların karıştırılması.....	17
Şekil 2.6.	Toz parçacıklarındaki ana eğrilik yarıçapları.....	19
Şekil 2.7.	Katı hal sinterlemede taşıma mekanizmalarının şeması	20
Şekil 2.8.	Katı faz sinterlemesi.....	22
Şekil 2.9.	Çözünürlük nedeniyle büzülme (sol) veya şişme (sağ).....	24
Şekil 2.10.	Sıvı sırasında oluşan mekanizmalara klasik yaklaşım	25
Şekil 3.1.	Kompozit malzemelerin sınıflandırılması.....	28
Şekil 4.1.	Çalışmada kullanılan (a) A356, (b) B ₄ C ve (c) SiC SEM görüntüleri.	37
Şekil 4.2.	Fritsch Pulverisette planeter tipi mekanik alaşımlama/öğütme cihazı	38
Şekil 4.3.	Çalışmada kullanılan a) pres ve b) tek yönlü pres kalıbı.	39
Şekil 4.4.	Sinterlemede kullanılan vakumlu ısıtma işlem fırını.	39
Şekil 4.5.	Zımpara ve polisaj cihazı	40
Şekil 4.6.	Taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.	41
Şekil 4.7.	a) Mikro sertlik cihazı, b) makro sertlik cihazı.	42
Şekil 4.8.	Aşınma cihazı şematik görünümü	43
Şekil 5.1.	Öğütme sonrası SEM görüntüleri a) A356, b) %10 B ₄ C, c) %10 SiC, d) %5 B ₄ C+%5 SiC, e) %5 B ₄ C+%10 SiC, f) %10 B ₄ C+%5 SiC, g) %7.5 B ₄ C+%7.5 SiC.....	45
Şekil 5.2.	Sinterleme sonrası OM görüntüleri a) A356, b) %10 B ₄ C, c) %10 SiC, d) %5 B ₄ C+%5 SiC, e) %5 B ₄ C+%10 SiC, f) %10 B ₄ C+%5 SiC, g) %5 B ₄ C+%10 SiC.....	47
Şekil 5.3.	Sinterleme sonrası SEM görüntüleri a) A356, b) %10 B ₄ C, c) %10SiC, d) %5 B ₄ C+%5 SiC, e) %5 B ₄ C+%10 SiC, f) %10 B ₄ C+%5 SiC, g) %7.5 B ₄ C+%7.5 SiC.....	48
Şekil 5.4.	Sinterleme sonrası A356 alaşımı SEM görüntüleri.....	49
Şekil 5.5.	A356+%10B ₄ C takviyeli kompozitin SEM görüntüleri.	50

Sayfa

Şekil 5.6. A356+%10SiC takviyeli kompozitin SEM görüntüleri.	51
Şekil 5.7. A356+%5 B ₄ C +%5 SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.....	52
Şekil 5.8. A356+%5B ₄ C +%10SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.....	53
Şekil 5.9. A356 +%10B ₄ C +%5SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.....	54
Şekil 5.10. A356 +%7.5B ₄ C +%7.5SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü. 55	
Şekil 5.11. A356 matrisli B ₄ C, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin teorik, deneysel ve bağıl yoğunlukları.	56
Şekil 5.12. A356 matrisli B ₄ C, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin mikrosertlik sonuçları.	57
Şekil 5.13. A356 matrisli B ₄ C, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin makrosertlik sonuçları.	57
Şekil 5.14. A356 kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin XRD sonuçları.	59
Şekil 5.15. 10 N yük altında A356 matrisli B ₄ C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit alaşımların aşınma testinde ağırlık kayıpları.....	60
Şekil 5.16. 20 N yük altında A356 matrisli B ₄ C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit alaşımların aşınma testinde ağırlık kayıpları.....	60
Şekil 5.17. 20 N yük altında aşınma testi uygulanan A356 matrisli B ₄ C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin SEM görüntüsü. ..	62

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Katı hal sinterleme sırasında taşıma mekanizmaları.....	21
Çizelge 4.1. Çalışmada kullanılan A356, B ₄ C ve SiC toz parçacıklarının kimyasal bileşimleri.	36
Çizelge 4.2. Çalışma kapsamında belirlenen hibrit kompozit oranları (%hacimce)..	38
Çizelge 5.1. A356 EDX analiz sonuçları (% ağı.)	49
Çizelge 5.2. A356+%10B ₄ C takviyeli kompozitin EDX analiz sonuçları (% ağı.)....	50
Çizelge 5.3. A356+%10SiC takviyeli kompozitin EDX analiz sonuçları (% ağı.).....	51
Çizelge 5.4. A356+%5SiC+%5B ₄ C hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.)	52
Çizelge 5.5. A356+%5B ₄ C +%10SiC hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.)	53
Çizelge 5.6. A356 +%10B ₄ C +%5SiC hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.).....	54
Çizelge 5.7. A356 +%7.5B ₄ C +%7.5SiC hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.).....	55
Çizelge 5.8. 20 N yük altında aşınma testi uygulanan A356 matrisli B ₄ C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin EDX analizi sonuçları.....	63

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Si	: silisyum
B	: bor
C	: karbon
B ₄ C	: bor karbür
SiC	: silisyum karbür
Wa	: aşınma oranı (mm ³ /Nm)
ΔG	: ağırlık kaybı (g)
d	: yoğunluk (g/cm ³)
P	: yükleme ağırlığı (N)
S	: kayma yolu (m)
γ	: yüzey gerilimi
σ	: gerilme

KISALTMALAR

ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
EN	: European Norm (Avrupa Normu)
TS	: Türk Standardı
A356	: Alüminyum 356(Al-Si-Mg)
B ₄ C	: Bor Karbür
SiC	: Silisyum Karbür
Al ₂ O ₃	: Alüminyum Oksit
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDX	: Energy Dispersive Spectrometer (Enerji Dağılımlı Spektrometresi)

XRD : X-Ray Diffraction (X-Işını Kırınımı)
OM : Optik Mikroskop
TM : Toz Metalurjisi
MA : Mekanik Alaşımlama
MÖ : Mekanik Öğütme
YO : Yük Oranı
BTO : Bilye Toz Oranı
KFS : Katı Faz Sinterleme
GFS : Geçici sıvı Faz Sinterleme
SFS : Sıvı Faz Sinterleme
SSFS : Süper Solidüs Sıvı Faz Sinterleme
PKM : Proses Kontrol Maddesi
AMK : Alüminyum Matris Kompozitler
PMK : Polimer Matris Kompozitler
MMK : Metal Matris Kompozitler
SMK : Seramik Matris Kompozitler

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Toz Metalurjisi (TM) yüksek performanslı, ekonomik ve istenilen net parça şekline (ölçüsel olarak) yakın ürünlerin imalatına imkan veren yenilikçi bir metottur. TM metodu, istenilen bileşime uygun toz malzemelerin öğütülmesi/alaşımlanması, ön şekillendirme ve sinterleme işlemini kapsamaktadır. İlk aşamada, istenilen bileşime uygun toz ve/veya takviye malzemelerin birlikte bir kap içinde bilyelerin hızlandırılarak öğütülmesi veya alaşımlanmasıdır. İkinci aşamada, öğütülmüş veya alaşımlanmış toz malzemeler net parça ölçülerine sahip kalıp içinde soğuk veya sıcak olarak preslenip ön şekillendirilir. Son aşamada ise, toz malzemelerin tam yoğunluğa ulaşması için, ön şekillendirilmiş toz malzemelere atmosfer kontrollü veya vakumlu ortamda sinterleme işlemi uygulanır (Katsuyoshi Kondoh, 2012). TM yöntemi; toz üretimi, üretilen tozların karıştırılması, preslenmesi, sinterleme ve isteğe bağlı yüzey işlemlerinden oluşur. Kompozit malzemeler, farklı fiziksel veya kimyasal özelliğe sahip iki veya daha fazla farklı bileşene veya faza sahip malzemelerdir. Kompozit malzemeler, kendilerini oluşturan malzemelere kıyasla gelişmiş performans sağlayabilen yenilikçi bir malzeme sınıfıdır. Bu malzemeler, farklı boyut ve seviyelerde yapısal tasarım ve optimizasyon imkanı sağlamaktadır. 1950-1960'lı yıllarda uzay ve savunma endüstrilerinin yüksek gereksinimlerine cevap verebilmek için geliştirilmiş malzemelerdir (Xiao-Su Yi. vd., 2017). Kompozit malzemeler matris malzemesine göre polimer, metal, seramik ve karbon matrisli kompozitler olarak sınıflandırılabilir, ek olarak, takviye elemanın geometrisine göre partikül, flake (pul) ve fiber kompozitler olarak sınıflandırılabilir. TM ile üretilen metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi bilindik metotlara kıyasla daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilmektedir. Bunun sonucunda matris fazı ve takviye elemanı arasında daha az etkileşim olmaktadır. Böylece mekanik özelliklerin azalmasına neden olan istenmeyen arayüzey reaksiyonları en aza indirgenmiş olur.

Takviye elemanının matris içinde homojen dağılımının sağlanabilmesi ancak TM yöntemiyle gerçekleştirilebilmektedir. Döküm metotlarında tam homojen olmayan parçacık dağılımı elde edildiğinden TM yöntemi tercih edilmektedir. Döküm tekniği yerine TM yöntemi kullanılarak parçacık veya whisker takviyeli kompozit üretimi hem daha kolaydır hem de daha homojen yoğunluklu kompozit parça üretilebilmektedir.

Hibrit ve hibrit malzeme terimi, farklı malzemelerle karıştırılan malzemeleri ifade etmektedir. Farklı materyallerden oluşan malzemeler kompozitler olarak adlandırılır. Hibrit kompozit malzemeler; melez ve kompozit kombinasyonudur (Shokabo Publishing Co., 1993). Bu malzemeler, iki veya daha fazla lif türü ile takviye edilmiş kompozitler veya lif takviyeli metallerin ve ince folyo metallerin oluşturduğu laminar kompozit gibi kompozit materyalin basit bir hibritlenmesidir. Hibrit kompozit materyallerdeki hibritin anlamı metalografik ölçekte makroskopik yapıdaki melezleşmedir.

Bu çalışmanın amacı, A356 (Al-Si-Mg) toz alaşımı B₄C (bor karbür) ve SiC (silisyum karbür) toz karbürleri mekanik alaşımlama yöntemiyle alaşımlandırarak alüminyum hibrit kompozit malzemeleri üretmek ve ilave edilen karbürlerin hacimce optimum miktarlarını belirlemektir. Optimum takviye elemanı miktarını belirlemek için, A356 ve %10V B₄C, %10V SiC, %5V B₄C+%5V SiC, %5V B₄C+%10V SiC, %10V B₄C+%5V SiC, %7.5V B₄C+%7.5V SiC konfigürasyonlu hibrit malzemeler karakterize edilmiştir. Hibrit malzemelerin karakterizasyon aşamasında; optik mikroskop (OM), tarama elektron mikroskobu (SEM), X ışını kırınımı analizi (XRD), yoğunluk testleri yapılmıştır. Mekanik özellikleri karşılaştırmak için, mikro-makro sertlik ve aşınma testleri uygulanmıştır.

BÖLÜM 2

TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi (TM) işlemi, metal ve metal alaşım tozlarını ergitmeden, basınç ve sıcaklık yardımıyla kullanılır hale getirme tekniğidir. Amacı; metalleri toz olarak elde etmek ve elde edilen tozları presledikten sonra fırınlarda sinterleyerek makine parçası üretmektir. (A. Ersümer, 1970) Toz metalurjisi yöntemi; toz üretimi, üretilmiş olan tozların karıştırılması, preslenmesi, sinterleme ve isteğe bağlı talaşlı imalat işlemlerinden oluşmaktadır. Günümüzde toz metalurjisi, otomobiller, uçaklar, nükleer, elektrik ve manyetik, uzay sanayi gibi birçok uygulama alanlarına sahiptir. Bir TM parçasının nihai özellikleri, ürünün ana bileşeni olan toz parçacıklarının boyutuna, şekline ve yüzey alanına bağlıdır. TM ile üretilen ürünlerin çoğu otomotiv sektöründe, makinelerde ve güncel araç gereçlerin imalatında kullanılmaktadır. Uçak endüstrisi, elektronik parçalar, ev aletleri, kesici takımlar, sağlık alanında kullanılan implantlar dahil olmak üzere çeşitli endüstrilerde kullanılmaktadır. Seri imalata uygun oluşu, düzgün yüzeyli parçaların üretilebilirliği, başka yöntemlerle üretilmesi mümkün olmayan karışımların (kompozitler) veya alaşımların imalatı, talaş kaldırma işleminin az veya gereksiz oluşu nedeniyle hurda kayıplarının azlığı gibi bazı üstünlükleri, TM tekniğini ön plana çıkartmaktadır. Toz metalurjisi, metal matris kompozit malzemelerin üretiminde yaygın olarak kullanılan bir tekniktir. Sıvı metal tarafından seramik partiküllerin ıslatılmasındaki güçlük nedeni ile toz metalurjisi ile kompozit üretimi ilk geliştirilmiş tekniklerden birisidir. Genel olarak partikül veya whisker formunda takviye elemanları ile toz haldeki metal kullanılarak, metal matrisli kompozit malzeme oluşturulur (Donald R. Askeland, 1996).

Yaygın kullanılan takviye elemanları silisyum karbür, grafit, titanyum karbür, en çok kullanılan matris malzemeleri ise alüminyum, titanyum ve bakırdır. Yüksek takviye hacim oranının elde edilmesi mümkün olmaktadır. Bundan dolayı da yüksek elastisite modülüne ve düşük termal genleşme katsayısına sahip kompozitler üretilebilmektedir.

Metal tozlardan üretilen parçaların mekanik özellikleri büyük ölçüde başlangıçtaki tozların özelliklerine bağlıdır. Modern toz malzemelerin kimyasal bileşimlerine göre sınıflandırılması son derece çeşitlidir. Toz malzemelerin özellikleri arasında, parçacığın bileşimi, boyutu, şekli ve yapısı, özgül yüzey, gözeneklilik ve hacim özellikleri, akışkanlık, mukavemet, sertlik, sıvı ve gazlara karşı geçirgenlik, elektrik iletkenliği ve sıkıştırılabilirlik toz metalurjisinde büyük önem taşımaktadır.

Toz malzemelerin bileşime uygun olarak, doğru ve dikkatli bir şekilde hazırlanması, yüksek kaliteli ürünlerin çıkarılması için önem taşımaktadır. Hataların çoğu, presleme ve sinterleme sırasındaki kusurlardan, uygulanacak yükün hazırlanması işlemlerindeki teknolojik çalışma koşullarındaki değişikliklerden kaynaklanır. Bunun yanı sıra, tozlar saf halde nadiren kullanılır, çoğunlukla diğer metal ve metal olmayan tozlarla birlikte karışımlarda kullanılmaktadır. Bu nedenle presleme için tozların hazırlanması genellikle sınıflandırma, karıştırma ve ön işlemden oluşmaktadır (Donald R. Askeland, 1996).

Presleme, toz metalurjisinde temel basamaklardan biridir ve preslemenin amacı gerekli boyut ve şekle sahip yarı mamul ürünlerin yapılması, sonraki işlemlerde sinterleme, boyutlandırma vb. oluşabilecek deformasyonların azaltılmasıdır. Presleme ile yapılan, toz parçacıkların birbirine temasını sağlamak ve ham (green) şeklini vermektir. Presleme aşamasında, sıkıştırmaların gücü sinterlemeden önce gerekli görülen operasyonlara dayanacak büyüklükte olmalıdır. Farklı toz parçacıkların, presleme sırasında yapışmasını kolaylaştırmak ve aynı zamanda nispeten güçlü bir temas, kompakt elde etmek için, toz parçacıklara bir yağlacı eklenir ve parçacıkların yüzeyi yağlanır. Böylece presleme sırasında toz parçacıkların birbiri ve kap cidarı ile temasında kayma, sıkıştırma kolaylaştırılır. Preslemede kullanılan yöntem ve parçanın şekli ve boyutu, tozların presleme özelliklerine bağlıdır. Ayrıca arzu edilen bir kompozisyonun metallerini ve alaşımlarını hazırlama olanakları bir dereceye kadar presleme koşulları ile belirlenmektedir. Presleme işlemi, toz parçacıkların yapı ve özellik değişiklikleriyle bağlantılıdır. Presleme sırasında toz parçacıkları arasındaki temas önemli ölçüde artar (basınçla orantılı olarak), mukavemet artar, toz parçacıklar arasındaki gözeneklilik azalır, parçacık agregatları (topakları) parçalanır. Toz parçacıklar çok düşük basınçta sıkıştırılırsa bile parçacıkların temas yüzeyinde bir artış

olur ve yapısal ve mekanik değişikliklere neden olan elastik deformasyonlar meydana gelir. Katı metallerin aksine, toz metallerin deformasyonunda hem ayrı parçacıkların deformasyonu hem de parçacıkların hareketi ve bunun sonucunda gözeneklilikteki azalma nedeniyle deformasyon oluşmaktadır. Bu şekilde, serbest akışlı bir malzemedeki deformasyon sadece şeklini değil, hacmini de değiştirir. Genellikle, presleme sırasında, preslemeden önce gevşek yığılmış toz parçacıkların yüksekliğine göre presleme yüksekliği 3-4 kat ve daha fazla azalır. Toz presleme işlemi dört işlemden oluşur: montaj, ölçme ve kalıbın içine şarj edilmesi, presleme ve ham toz parçacıkların kalıptan çıkarılmasıdır.

Sinterleme, toz metalurjisinde (TM) üretilen parçalara uygulanan bir ısıl işlemdir. Önceden yerleştirilmiş toz parçacıklarının karışımları, değişen sürelerde ergime sıcaklığına bağlı bir sıcaklığa ısıtılır. Bu işlem, sinterleme işlemi sırasında tozların çeşitli kalıplarda yer alabileceği net şekile yakın parçalar oluşturmak için kullanılmaktadır. Temas eden toz parçacıklar yoğun bir parça oluşturmak üzere aralarındaki gözenek hacmini birleştirir ve yavaş yavaş azaltır (Donald R. Askeland, 1996). Sinterleme, kullanılan toz parçacıkların ergime sıcaklığına göre üç halde yapılmaktadır. Katı faz sinterleme (KFS), geçici (kısmen katı-sıvı faz aynı anda) sıvı faz sinterleme (GFS) ve sıvı faz sinterleme (SFS) olmak üzere üç şekilde uygulanmaktadır.

Katı hal sinterlemesinde (KFS), saf toz malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında veya alaşımlanmış toz malzemelerin bileşime bağlı olarak solvüs eğrisinin altında bir sıcaklıkta uygulanmaktadır. Katı hal sinterlemesinde (KFS), tozların temas ettiği kompakt noktaları sürekli olarak güçlendirir ve bozulmaya karşı dirençli hale gelir. Sıvı oluşumundan önce elde edilen yoğunlaşma miktarı %90'a kadar yükselebilmektedir (Farooq S. vd., 1987).

Geçici sıvı-faz (GFS) sinterlemesi, ham malzemedeki bir sıvı fazın oluşumuna bağlı olan bir SFS çeşididir. Diğer SFS tekniklerinin tersine, toz karışımları, sinterleme döngüsü sırasında difüzyon katılaşması ile uzaklaştırılan kısmi sıvılar oluşmaktadır. Geçici sıvı faz sinterlenen malzemelerde, erime noktası düşük ve daha yüksek bir erime noktasına sahip metal tozu bakımından nispeten zengin olan toz karışımlarından oluşmaktadır

(Turrieff Dennis M., 2007). Reaktif sinterleme, temel olarak geçici SFS'den türetilen başka bir çeşittir. Bileşen toz parçacıklar arasındaki reaksiyona bağlı olarak büyük ısı salınımı ile değerlendirilmektedir.

Sıvı faz sinterlemesi (SFS) tekniğinde sıvı fazın varlığı, karışım içindeki toz parçacıklarını yeniden düzenlemek ve pekiştirmek için bir kapiler kuvvet uygulayarak kütle taşıma oranlarını ve yoğunlaşmayı (katı hal sinterleme karşısında) artırır (German RM., 1996). Artan üretkenlik ve düşük maliyetle sonuçlanır. SFS, hem seramik hem de metal tozlarını birleştirmek için kullanılan net şekilli bir imalat tekniğidir. Isıtma sırasında bir sıvı oluşumu, difüzyon ve yapıştırma işlemini geliştirerek sinterleme oranlarının artmasına neden olur (Savitskii AP., 1993; German RM., 1996).

Sinterleme sırasında toz parçacıklar arasında kurulan katı bağlar deformasyonu engeller ve parçanın kompakt şekli korunur. Sıvı faz sinterlemede oluşan parçacıklar arasındaki bağların çözünmesi, katı sinter bağlarının çözünmesine nazaran daha zordur (Liu J., German RM., 1999). Toz parçacıklar arasındaki bağların kuvveti kritik bir seviyenin altına düştüğünde, kompakt mukavemet şekil bozulmasına yol açar ve bundan kaçınmak için azami özen gösterilmelidir. Geleneksel SFS tekniklerinde, sıvı kalıcıdır ve solidusun altında soğutarak termal olarak (donmuş) yeniden katılaştır. Sonuçta elde edilen mikroyapı döküm mikroyapısına benzerdir, malzemenin mekanik özelliklerine ve performansına zarar verebilecek ayrılmış, dengesiz ara fazlar oluşturabilir (Puckert FJ. vd., 1984). Bulk (green) şeklini korumak için, tozların ısıtılması, sıvı fazın oluşumuna kadar katı hal sinterlenmesi ile devam eder. Tipik olarak SFS, farklı kompozisyonlardaki iki veya daha fazla tozun karıştırılmasıyla başlar (German RM., 1996). Sinterleme sırasında, ergime sıcaklığı düşük toz parçacık erir veya daha refrakter fazı saran parçacıklar arasında bir sıvı oluşturmak üzere reaksiyona girer. Partikül boyutu küçükse, ıslatıcı sıvıda kılcal kuvvetler yoğunlaşmayı arttırmaktadır. (Upadhyaya A., German RM., 2001). Sıvı faz sinterleme işlemi, katı hal difüzyonu, parçacık yeniden düzenlemesi, çözelti-yeniden çöktirme ve katı iskelet yoğunlaştırmasını içeren birkaç adımdan oluşmaktadır. Sinterlemeden sonra ürün, katılaştırılmış bir sıvı ile karıştırılmış sinterleme sırasında katı olan tanelerin bir bileşimidir. Sıvı faz sinterlemesindeki diğer bir avantaj, diğer toz

parçacıklar küçük olduğunda sıvının bu parçacıkları ıslatmasının daha kolay gerçekleşmesidir.

Sinterleme sırasında bileşenlerden bir sıvı olduğunda, gözeneklere sıvı akışı ile hızlı bileşik oluşumu başlar. Yoğunlaşma, eşzamanlı sinterleme ve reaksiyon nedeniyle oluşur. Reaksiyon sırasında, geçici sıvıdaki hızlı difüzyon nedeniyle tane büyümesi ve katılma meydana gelir (German RM., 1985).

2.1. MEKANİK ALAŞIMLAMA VE ÖĞÜTME

Mekanik alaşımlama, yüksek enerjili bilyalı değirmenlerde metal tozlarının işlenmesi için kullanılan genel bir terimdir. Bununla birlikte, başlangıç toz karışımının durumuna ve işlem aşamalarına bağlı olarak, toz metalurjisi literatüründe farklı terimler kullanılmıştır. Yüksek enerjili bilyalı değirmenlerde toz parçacıklarının işlenmesini tanımlamak için en yaygın iki terim kullanılır. Mekanik alaşımlama, toz karışımlarının (farklı metallerin veya alaşımların / bileşiklerin) birlikte öğütülmesi işlemini tarif eder. Dolayısıyla, saf metaller A ve B'nin tozları, katı bir çözeltili (denge veya aşırı doymuş), intermetalik veya amorf faz üretmek için birlikte öğütülürse, işlem MA olarak adlandırılır. Homojen bir alaşım elde etmek için bu işlemde malzeme transferi olmaktadır. Mekanik alaşımlama, bilyalı değirmene yerleştirilen toz karışımının bilyalar ile yüksek enerji çarpışmasına maruz kaldığı bir bilyalı öğütme işlemidir. İşlem genellikle etkisiz bir atmosferde gerçekleştirilmektedir. Mekanik alaşımlamada gelişen önemli iki olay ise, toz karışımını oluşturan metal tozların birbirine teması ile kaynaklanması (birleşmesi) ve artan deformasyon ile birlikte kırılmasıdır. Bu durum mekanik alaşımlama veya öğütme süresi boyunca tekrarlanmaktadır. Alaşımlama işlemi ancak kaynaklanma oranı ve tozların ortalama partikül büyüklüğü artıyor ise, öğütme veya alaşımlama işlemine devam edilmesi gerekmektedir (S. Gilman and JS. Benjamin, 1983). Farklı element kombinasyonlarına sahip alaşımlar, başarılı bir şekilde farklı fazların sentezlenmesine sebep olur (A. Johnson, 1988). Mekanik alaşımlama bir katı hal prosesi olduğundan, düşük ve yüksek erime sıcaklığı elemanlarının bir başlangıç karışımını kullanarak yeni alaşımların oluşumunun dezavantajının üstesinden gelmesini sağlar. Genel olarak, mekanik alaşımlamada kullanılan hammaddeler, diğer bileşenleri bir arada tutmak için en az bir

sünek davranışlı metal içermelidir (JS. Benjamin, 1992). Birçok çalışma, kırılğan metallerin mekanik olarak alaşımli olabileceğini göstermiştir (RM. Davis and CC. Koch, 1987; S. Zhang, K.A. Khor and L. Lu., 1995). İntermetalikler (RM. Davis et al, 1988) ve amorf alaşımlar (D. Lee vd., 1972) katı çözeltili oluşturur.

Mekanik alaşımlama (MA), istenen ürün fazını, mikro yapıyı ve / veya özellikleri elde etmek için bir dizi proses değişkeninin optimizasyonunu içeren karmaşık bir süreçtir. Tozun belirli bir bileşimi için, öğütölmüş tozun nihai yapısı üzerinde etkiye sahip olan bazı önemli değişkenler şu şekildedir (C. Suryanarayana, 2007);

1. Öğütme tipi
2. Öğütücü kap
3. Öğütme enerjisi / hızı
4. Öğütme süresi(zamanı)
5. Öğütme ortamının tipi, boyutu ve boyut dağılımı
6. Bilye / toz oranı
7. Kap doluluk oranı
8. Öğütme atmosferi
9. İşlem kontrol katkısı
10. Öğütme sıcaklığı

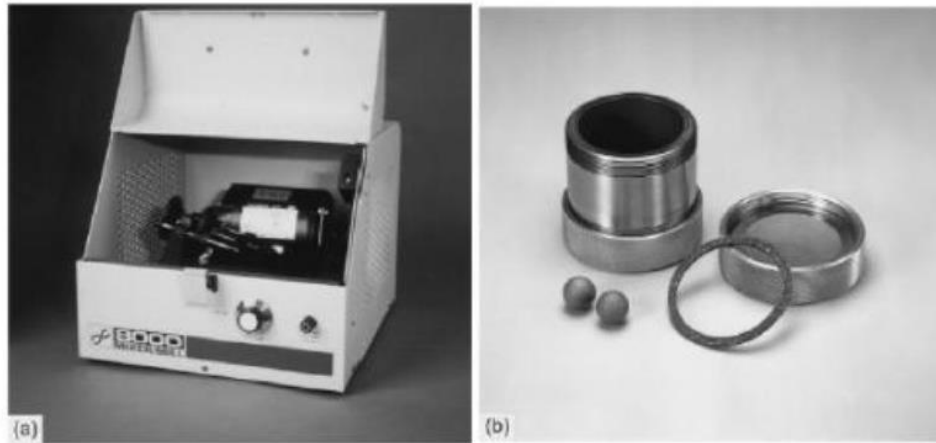
2.1.1. Mekanik Alaşımlama/Öğütme Tipleri

Mekanik alaşımli / öğütölmüş tozlar üretmek için farklı tipte yüksek enerjili öğütme ekipmanı kullanılır. Tasarımları, kapasiteleri, öğütmenin verimliliği ve soğutma, ısıtma vb. bakımından farklılık gösterirler. Birkaç yüksek enerjili değirmen ticari olarak elde edilebilir ve standart öğütme işlemleri için kolayca satın alınabilirken, araştırmacılar ayrıca belirli amaçlar için özel değirmenler de tasarlamışlardır.

2.1.1.1. Spex Tipi Öğütücü

Bir seferde yaklaşık 0,2-10 gr toz öğütebilen SPEX değirmenleri yaygın olarak laboratuvar araştırmaları ve alaşım tarama amaçları için kullanılır. Değirmenin ortak

çeşidinde, kelepçeye sabitlenmiş ve dakikada birkaç bin kez enerjik olarak ileri geri sallanan numune ve öğütme bilyelerini içeren bir kap vardır. İleri-geri sallama hareketi, kabın uçlarının yanal hareketleriyle birleştirilir, böylece öğütücü kap hareket ederken bir sonsuzluk işaretini tarif ediyor gibi görünmektedir. Kabın her salınımında bilyeler numuneye ve öğütücü kabın cidarına çarparak hem öğütme hem de karıştırma sağlar. Kelepçe hareketinin genliği (yaklaşık 5 cm) ve hızı (yaklaşık 1200 rpm) nedeniyle, bilye hızları yüksektir (5m/s sırasına göre) ve sonuç olarak bilyenin çarpma kuvveti alışılmadık derecede büyüktür. Bu nedenle, bu değirmenler yüksek enerjili çeşitlilik olarak düşünülebilir. Değirmenlerin en son tasarımı, verimi arttırmak için toz parçacıklarını iki kaptaki aynı anda öğütme imkanına sahiptir. SPEX değirmenleri için çeşitli öğütücü kap malzemeleri mevcuttur ve bunlar sertleştirilmiş çelik, alümina, tungsten karbür, zirkonya, paslanmaz çelik, silikon nitrür, akik, plastik ve metakrilattır.



Şekil 2.1. (a) Monte edilmiş durumda SPEX 8000 bilyeli değirmen, (b) Öğütme kabı, kapak, conta ve bilyelerden oluşan tungsten öğütme seti (C. Suryanarayana, 2003).

2.1.1.2. Planetary Tipi Öğütücü

Toz metalurjisinde yaygın kullanılan bir başka değirmen, bir kerede birkaç yüz gram tozun öğütülebildiği planetary tipi öğütücü değirmendir (Pulverisette olarak adlandırılır). Dönen bir destek diskisi üzerinde düzenlenmiştir ve özel bir tahrik mekanizması, kendi eksenleri etrafında dönmelerine neden olur. Kendi eksenleri etrafında dönen kapların ürettiği ve dönen destek diskisi tarafından üretilen merkezkaç

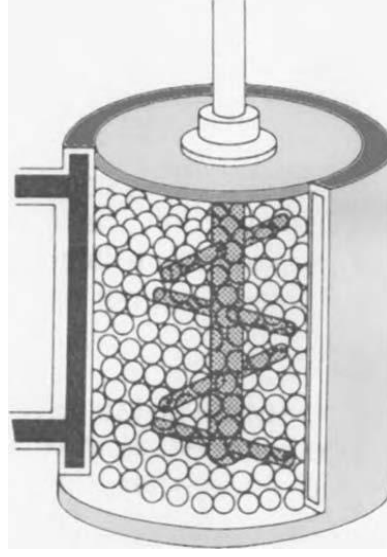
kuvveti, öğütülecek malzemeden ve öğütme bilyelerinden oluşan öğütücü kap içeriğine etki ederler. Kaplar ve destek diski zıt yönlerde döndüğünden, merkezkaç kuvvetleri dönüşümlü olarak benzer ve zıt yönlerde hareket eder. Bu, öğütme bilyelerinin kap iç duvarından aşağıya akmasına neden olur (sürtünme etkisi), ardından malzeme taşlanır ve öğütme bilyeleri kaldırılır ve kabın iç odasından serbestçe hareket eder ve karşıt iç duvarla çarpışır. Disk ve öğütücü kap dönme hızları önceki versiyonlarda bağımsız olarak kontrol edilemese de modern versiyonlarda bunu yapmak mümkündür. Tek bir değirmende bir, iki veya dört hazne istasyonuna sahip olabilir. Son zamanlarda, tek istasyonlu bir değirmen de geliştirilmiştir. Alaşım kapları ve bilyeleri sekiz farklı malzemeden; akik, silikon nitrür, sinterlenmiş korindon, zirkonya, krom çelik, Cr ± Ni çelik, tungsten karbür ve plastik poliamid olabilir. Bu tür değirmenlerdeki bilyelerin doğrusal hızı SPEX değirmenlerinden daha yüksek olmasına rağmen, SPEX değirmenlerinde darbe sıklığı çok daha fazladır. Bu nedenle, SPEX değirmenlerine kıyasla bu tip değirmenler daha düşük enerji değirmenleri olarak düşünülmektedir.



Şekil 2.2. Planetary tipi öğütücü (C. Suryanarayana, 2003).

2.1.1.3. Atritör Tipi Öğütücü

Geleneksel bir bilyalı değirmen, küçük çelik bilyalarla yarı dolu bir yatay tamburdan oluşmaktadır. Tambur kap döndükçe bilyeler öğütülen veya alaşımlanan metal toz parçacıkların üzerine düşer; öğütme hızı dönüş hızı ile artar. Bununla birlikte, yüksek hızlarda, çelik bilyalara etki eden merkezkaç kuvveti yerçekimi kuvvetini aşar ve bilyalar tamburun duvarına sabitlenir. Bu noktada öğütme işlemi durur. Tek pervaneli ve çok pervaneli kanat çarklı (bilyelerin daha yüksek enerjide hareket etmesi için) dikey bir tamburdan oluşmaktadır. Kademeli olarak birbirlerine dik açılarda yerleştirilir, pervaneler bilye yüküne enerji verir, bilyeler ve kap duvarı arasındaki bilyeler, karıştırıcı mil ve pervaneler arasındaki darbe nedeniyle toz boyutunun azalmasına neden olur. Bazı boyut küçültmenin, tanecikler arası çarpışmalar ve bilyelerin kayması ile gerçekleştiği görülmektedir. Güçlü bir motor, pervane çarklarını döndürür ve bu da kaptaki çelik bilyaları hızlandırır ve çalkalar. Atritörler, bir kerede büyük miktarlarda tozun (yaklaşık 0,5 ila 40 kg) öğütülebildiği değirmenlerdir. Öğütme ortamının hızı diğer öğütücülerden çok daha düşüktür (yaklaşık 0,5 m/s). Farklı ebat ve kapasitelerde atritörler mevcuttur. Taşlama tankları veya kapları paslanmaz çelik veya alümina, silikon karbür, silikon nitrür, zirkonya, kauçuk ve poliüretan ile kaplanmış paslanmaz çelik olarak mevcuttur. Çeşitli öğütme ortamları da mevcuttur: cam, çakmaktaşı taşlar, steatit seramik, mullit, silikon karbür, silikon nitrür, sialon, alümina, zirkonyum silikat, zirkonya, paslanmaz çelik, karbon çelik, krom çelik ve tungsten karbür. Öğütülecek toz öğütme ortamı ile sabit bir tanka yerleştirilir. Bu karışım daha sonra yaklaşık 250 rpm'lik yüksek bir hızda dönen kolları olan bir şaftla çalkalanır. Bu, malzeme üzerinde hem kesme hem de darbe kuvvetleri uygulamasına neden olur. İçerisinde seri karıştırıcılar bulunan dikey bir silindirden oluşur. Biri diğerine dik yerleştirilen karıştırıcılar, içerisindeki bilyelere enerji verir. Bilyelerin, kap duvarıyla, birbirleriyle ve karıştırıcı mil arasındaki çarpışmalarıyla toz boyutunun küçülmesine neden olur. Güçlü bir motor karıştırıcıyı çevirir ve bu çevirilen karıştırıcı da sabit silindir içerisindeki çelik bilyeleri ve tozları hareket ettirir. Atritörler, içerisinde bir seferde çok miktarda tozun (0,1 kg'dan 40 kg'a kadar) öğütülebildiği değirmenlerdir (Şekil 2.3). MA işlemini farklı atmosferlerde yapmak mümkündür. Aynı zamanda, dış kazan etrafında dolaşan soğutma sıvısı yardımı ile işlem sırasında sıcaklığın kontrolü mümkündür (C. Suryanarayana, 2001).



Şekil 2.3. Atritör tipi öğütücü (C. Suryanarayana, 2003).

2.1.2. Öğütücü Kap

Öğütme kabı için kullanılan malzeme önemlidir çünkü öğütme ortamının kabın iç duvarları üzerindeki etkisinden dolayı (aşınma, kirlenme ve difüzyon vb.) alışılan veya öğütülen toz parçacıkların yapısına ve bileşimine etki etmektedir. Bu durum tozu kirlitebilir ve/veya öğütülmüş tozun kimyasını değiştirebilir. Öğütme kabının malzemesi öğütülmekte olan tozdan farklıysa, toz öğütme kabının malzemesi ile kirlenebilir. Öte yandan, kabın malzemeleri ile öğütülmekte olan tozun aynı olması halinde, nihai tozun kimyası değiştirilebilir. Bu yüzden genellikle aşınma direnci yüksek ve reaksiyon vermeyen malzemelerden yapılmalıdır.

2.1.3. Öğütme Hızı

Mekanik alaşımlama işleminde öğütme hızı oldukça önemlidir. Değirmen ne kadar hızlı dönerse, toz parçacıklarına enerji girişi o kadar kolay olur. Bunun sebebi öğütme ortamının kinetik enerjisinin ($E = 1/2 mv^2$, burada m kütle ve v öğütme ortamının nispi hızıdır) öğütülmekte olan toza verilmesidir. Bu nedenle, toz parçacıklara verilen kinetik enerji öğütme ortamının daha yüksek nispi hızlarında daha yüksektir. Bununla birlikte, değirmenin tasarımına bağlı olarak, kullanılacak maksimum hızda bazı

sınırlamalar vardır. Örneğin, geleneksel bir bilyalı değirmende dönme hızını arttırmak, bilyaların hareket hızını arttıracaktır.

2.1.4. Öğütme Süresi

Öğütme süresi tozların öğütülmesinde en önemli parametrelerden biridir. Alaşımın kolaylaşmasını sağlamak için toz parçacıklarının kırılması ve soğuk kaynağı arasında sabit bir durum elde etmek için uygun bir süre seçilir. Gereken öğütme süresi, kullanılan değirmen türüne, değirmen ayarlarına, öğütme yoğunluğuna, bilye/toz oranına ve öğütme sıcaklığına bağlı olarak değişir. Toz, özellikle titanyum ve zirkonyum gibi reaktif metallerde uzun süre öğütülürse, istenmeyen bazı fazların oluştuğu anlaşılmalıdır (C. Suryanarayana, 1995). Bu nedenle, tozun sadece gerekli süre boyunca öğütülmesi ve artık olmaması istenmektedir. Kararlı durum koşullarına ulaşmak için geçen sürelerin yüksek enerjili değirmenler için kısa ve düşük enerjili değirmenler için daha uzun olduğu söylenebilir. Öğütme süresi yüksek bilye/toz oranı değerleri için daha kısadır ve düşük bilye toz oranı değerleri için daha uzundur.

2.1.5. Öğütme Ortamı

Sertleştirilmiş çelik, takım çeliği, sertleştirilmiş krom çeliği, temperlenmiş çelik, paslanmaz çelik, WC-Co ve rulman çeliği öğütme ortamı için kullanılan en yaygın malzeme türleridir. Öğütme ortamının yoğunluğu, bilyaların alaşımlaşmayı etkilemek için toz üzerinde yeterli darbe kuvveti oluşturacak kadar yüksek olmalıdır. Bununla birlikte, öğütme kazanında olduğu gibi, öğütme ortamı için bazı özel malzemeler kullanılır. Öğütücü kabın ve öğütme ortamının, öğütülmüş toz ile aynı malzemedan yapılması arzu edilir.

Öğütme ortamının malzemesi önemli bir değişkendir. Öğütme ortamının yoğunluğu ne kadar yüksek olursa, öğütme sırasında daha fazla kinetik enerji elde eder ve bu toza aktarılabilir. Böylece, WC bilyeleri daha çok darbe enerjisi üretmek için çelik yerine sıklıkla kullanılır.

2.1.6. Bilye/Toz Oranı

Bilyelerin ağırlığının, bazen yük oranı (YO) olarak da adlandırılan bilye toz oranı (BTO), öğütme işleminde önemli bir değişkendir. Bu, farklı araştırmacılar tarafından 1:1 (Chin ZH., Perng TP., 1997) kadar düşük bir değerden 1000:1 kadar yüksek bir değere değişmiştir. Bilye toz oranının uygun seçimi önemlidir. Bilye toz oranı ne kadar yüksek olursa mekanik alaşımlama süreci o kadar hızlı olur. Bu hız toza yüksek kirlilik seviyeleri getirebilir ve bundan kaçınılmalıdır veya en aza indirilmelidir.

2.1.7. Kap Doluluk Oranı

Toz parçacıkları arasındaki alaşımlama esas olarak, üzerlerine uygulanan darbe kuvvetlerinden kaynaklanmaktadır. Bilye ve toz parçacıklarının öğütme kabında serbestçe hareket edebilmesi için yeterli hacmin olması gerekmektedir. Bu nedenle, öğütücü kaba ilave edilen, toz ve bilyelerin miktarı önemlidir. Bilyelerin ve tozun miktarı çok azsa, üretim oranı çok düşüktür. Miktar büyük ise, bilyelerin hareket etmesi için yeterli alan yoktur ve bu nedenle bilyenin çarpma enerjisi daha azdır. Sonuç olarak, alaşımlama oluşmayabilir ve meydana gelse bile, çok uzun zaman alabilir. Bu sebeple, öğütücü kap hacminin aşırı doldurmamaya dikkat edilmesi gerekir. Genellikle öğütücü kabın yaklaşık %50'si veya biraz daha fazlası boş bırakılmalıdır.

2.1.8. Öğütme Atmosferi

MA işlemi normal olarak öğütülmüş tozun oksidasyonunu ve/veya kirlenmesini önlemek ve en aza indirmek için vakum altında veya tepkisiz bir atmosferde gerçekleştirilir. Öğütme atmosferinin en büyük etkisi, tozun kirlenmesinin niteliği ve kapsamıdır. Bu nedenle, tozlar genellikle boşaltılan ve argon veya helyum gibi inert bir gazla doldurulmuş öğütücü kaplarda öğütülür. Nitrojenin, nitrit fazları üretmek için metal tozları ile reaksiyona girdiği bilinmektedir. Sonuç olarak, nitrit üretmekle ilgilenmedikçe öğütme sırasında kirlenmesini önlemek için kullanılamaz. Normalde, toz parçacıkların öğütücü kaba yüklenmesi ve boşaltılması, boşaltılan veya atmosfer kontrollü laboratuvar kabini (glow-box) içinde gerçekleştirilir. Bu kutular genellikle

tekrar tekrar kullanılır ve argon gibi inert bir gazla yeniden doldurulur. Alternatif bir yöntem, tozun kaba kapalı ortamda yüklenmesidir (Zhou GF., Bakker H., 1995).

2.1.9. İşlem Kontrol Katkısı

Toz parçacıkları, öğütme sırasında maruz kaldıkları ağır plastik deformasyon sebebiyle, sünek olmaları durumunda birbirlerine soğuk kaynak yapılırlar. Bununla birlikte, toz parçacıkları arasındaki gerçek alaşımlama, ancak soğuk kaynak ile toz parçacıklarının kırılması arasında bir denge muhafaza edildiğinde meydana gelebilir. Aşırı soğuk kaynağın etkisini azaltmak için öğütme sırasında toz karışımına bir proses kontrol maddesi (PKM) (yağlayıcı veya yüzey aktif madde olarak da adlandırılır) eklenir. Proses kontrol maddeleri katı, sıvı veya gaz olabilir. Bunlar, çoğunlukla olmasa da yüzey aktif maddeler olarak işlev gören organik bileşiklerdir. Toz parçacıklarının yüzeyinde adsorbe olmakta ve toz parçacıkları arasındaki soğuk kaynağı en aza indirerek topaklanmayı engellemektedir. Parçacık yüzeylerine adsorbe edilen yüzey aktif maddeler soğuk kaynağa müdahale etmekte ve katı malzemenin yüzey gerilimini azaltmaktadır.

2.1.10. Öğütme Sıcaklığı

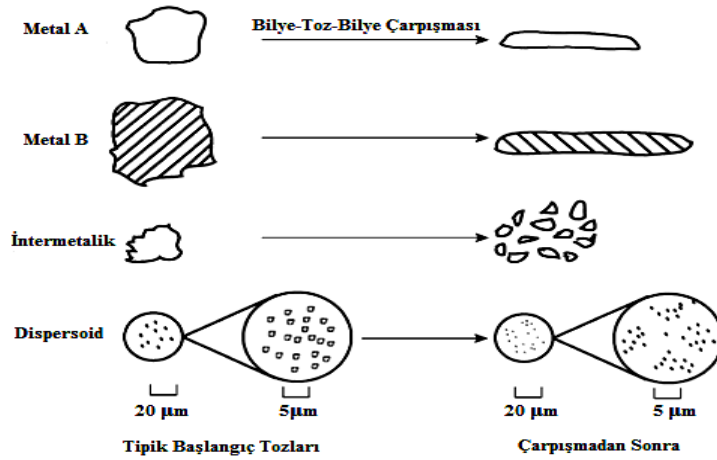
Öğütme sıcaklığı, öğütülmüş toz parçacığının şekilsel ve yapısal uygunluğuna karar vermede önemli bir değişkendir. Özellikle toz-bilye oranına bağlı olarak gelişen ısı öğütme sıcaklığını oluşturmaktadır. Öğütme sıcaklığı difüzyon işlemini teşvik eder, nihai ürün, katı çözelti, metaller arası, nanoyapı veya amorf bir fazın oluşmasına sebep olmaktadır. Bu durum, alaşım sistemine ve toz parçacık orjinal özelliklerine bağlıdır.

2.2. MEKANİK ALAŞIMLAMA AŞAMALARI

Mekanik alaşımlama metoduyla farklı yapılara sahip çeşitli alaşımlar sentezlenmektedir. Bu alaşım fazları katı çözeltiler, ara fazlar ve amorf yapılardan elde edilmektedir.

2.2.1. Bilye-Toz-Bilye Çarpışmaları

Mekanik alaşımlama ve mekanik öğütme (MA/MÖ), harmanlanmış elementel veya önceden oluşturulmuş toz parçacıkların bir kap içinde öğütme ortamı ile birlikte yüklenmesini ve ağır deformasyona maruz bırakılmasını içerir. İşlem sırasında toz parçacıkları tekrar tekrar düzleştirilir, soğuk kaynak yapılır, kırılır ve yeniden şekillendirilir. Soğuk kaynak ve kırılma süreçlerinin yanı sıra kinetikleri ve herhangi bir aşamadaki hakimiyeti, çoğunlukla başlangıç tozlarının deformasyon özelliklerine bağlıdır. Tek bir çarpışmanın her bir bileşen tozu parçacığı üzerindeki etkileri Şekil 2.4.'te gösterilmektedir. Öğütücü bilyaların ilk etkisi, sünek metal tozlarının düzleşmesine ve sertleşmesine neden olur. Şiddetli plastik deformasyon, parçacıkların yüzey/hacim oranını artırır ve yüzey filmleri parçalanır. Gevrek metaller arası toz parçacıkları kırılır ve boyut olarak rafine edilir. Oksit dispersoid partikülleri daha şiddetli bir şekilde ufalanmaktadır.



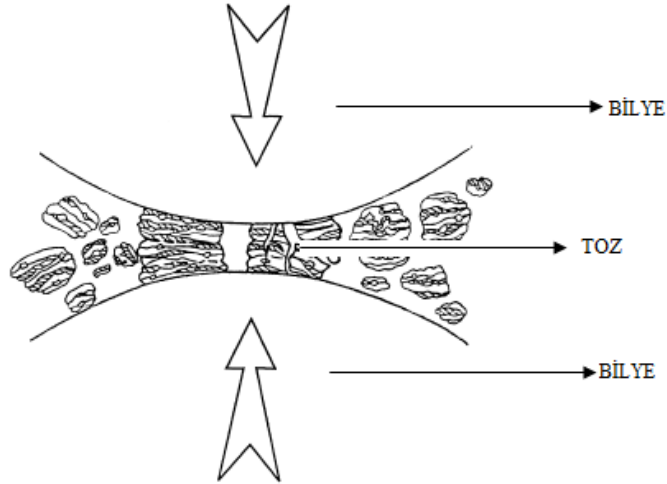
Şekil 2.4. Mekanik alaşımda başlangıç tozlarının temsili bileşenlerinin deformasyon özellikleri (C.Suryanarayana, 1997).

2.2.2. Farklı Mekanik Alaşımlama Aşamaları

İki öğütme bilyesi çarpıştığında, aralarında az miktarda toz parçacık yapışır veya tutunur. Her bir çarpışma sırasında toplam ağırlığı yaklaşık 0,2 mg olan yaklaşık 1000 toz parçacık tutulur, şematik olarak Şekil 2.5'te verilmiştir. İşlem sırasında toz parçacığın morfolojisi iki farklı şekilde modifiye edilebilir. Başlangıç tozları yumuşak

metal parçacıkları, düzleştirilmiş katmanlar (pul şeklinde) üst üste biner ve soğuk kaynaklar oluşturur. Bu, başlangıç bileşenlerinin çeşitli kombinasyonlarından oluşan katmanlı kompozit toz parçacıklarının oluşmasına yol açar. Diğer kırılabilir parçacık toz bileşenler, sünek bileşenler tarafından toplanma ve sünek bileşen içinde gömülme eğilimindedir. İşlem sırasında sertleştirilmiş elementel veya kompozit toz parçacıkları aynı anda kırılabilir.

Bu soğuk kaynak olayları (plastik deformasyon ve yığılma ile) ve kırılma (boyut küçültme) öğütme süresi boyunca devam eder. Sonunda rafine ve homojenleştirilmiş bir mikroyapı elde edilir ve toz parçacıklarının bileşimi, başlangıç bileşen tozlarının oranı ile aynıdır. Soğuk kaynak olayı ile birlikte, bazı tozlar öğütme ortamını ve/veya kabın iç duvarlarını da kaplayabilir. İnce bir kaplama tabakası öğütme ortamının aşınmasını ve yıpranmasını önlemede ve ayrıca öğütülmüş tozun döküntülerle kirlenmesini önleme konusunda faydalıdır. Bununla birlikte, çok kaba bir tabaka oluşumu bileşimin homojen olmamasına neden olmaktadır. MA/MÖ sırasında bu durumdan kaçınılmalıdır.



Şekil 2.5. Mekanik alaşımlama sırasında bilye-toz-bilye çarpışması ile tozların karıştırılması (C.Suryanarayana, 1995).

2.3. SİNERLEME

Farklı gerilmeler altında toz parçacıklar, sıvılar gibi davranırlar ve şekillendirilebilirler. Bu yüzden toz parçacıkların şekillendirilmesi ile parçalar

kolaylıkla üretilebilir. Toz parçacıklar kalıpta şekillendirme, şerit döküm, serbest döküm, enjeksiyon kalıplama, ekstrüzyon, haddeleme ve izostatik presleme gibi farklı şekillendirme işlemleri ile şekillendirilebilirler. Belirtilen şekillendirme işlemleri kullanılsa bile, sinterleme işlemi uygulanmaz ise şekillendirilen parçaların istenilen mukavemete ulaşması imkansızdır. Sinterleme koşullarına bağlı olarak, toz parçacıklar arasında bir bağ oluşur ve bu bağ sayesinde birleşen toz parçacıklar mukavemet kazanır. Sinterleme işleminde, toz parçacıklar yüksek sinterleme sıcaklıklarında sinterlendiğinde toz parçacıklar arasında güçlü bir bağ oluşmaktadır. Sinterleme yaklaşık olarak mutlak ergime sıcaklıklarının yarısının biraz üzerinde gerçekleştirilmektedir (RM. German, 1996). Malzemeler geniş bir sıcaklık aralığında ergirler ve sinterleme geniş bir sıcaklık aralığı boyunca yapılabilir. Sinterleme esnasında parçacıklar arası bağ oluşumu ve yapı içerisindeki gözenek yapısının gelişimi ile doğrudan ilişkilidir. Süneklik, manyetik geçirgenlik, mukavemet, iletkenlik ve korozyon direnci gibi bazı özellikler sinterleme işlemi için önemli parametrelerdir.

Sinterleme, genelde atomik ölçekte oluşan kütle taşınım olayları aracılığıyla bağ yapan toz parçacıkların, katı bir yapıya dönüştürüldüğü ısıl işlemdir. Bağlanma, mukavemeti geliştirirken sistem enerjisini düşürmektedir. Yoğunlaştırma işleminden önce parçacıklar sıvı gibi olduklarından, parçacıkları istenilen geometriye getirebilmek için farklı şekillendirme teknikleri geliştirilmiştir (RM. German, 1994). Toz parçacıklar birbirine bağlanırken sinterlenen ham parça şeklini korur, bu yüzden bu işlem net şekillendirme işlemi olarak adlandırılmaktadır. Ürünün şeklini, kusurlarını ve özelliklerini kontrol edebilmek için sinterleme önemli bir parametredir. Sinterlenmiş ürünler genelde döküm ürünlerden daha hassas yüzey toleranslarına sahiptirler, fakat talaşlı işlem görmüş ürünlere göre daha az toleranslara sahiptirler. Düşük üretim maliyetlerinden dolayı, sinterlenmiş parçalar tercih edilmektedir.

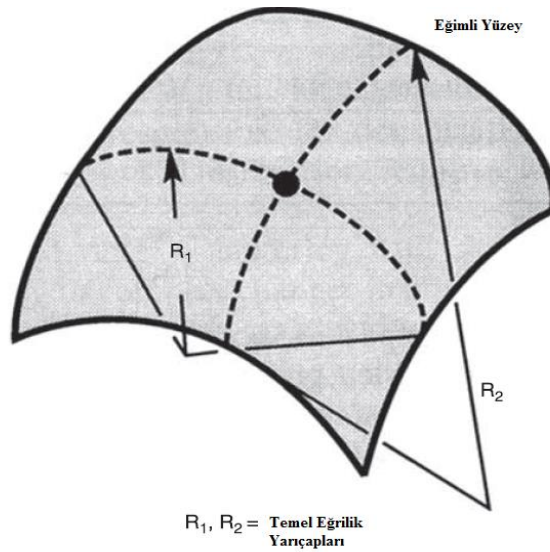
Diğer bir açıdan, sinterleme; ana bileşenin erime noktasının altındaki sıcaklıklarda meydana gelen, ancak bir sıvı fazı içerebilen parçacıkların termal olarak aktifleştirilmesidir (RM. German, 1997). Sinterleme, toz parçacıkların birbirine yapışmasıyla sonuçlanır ve genellikle harmanlanan farklı toz parçacıkların (matris ve alaşım katkı toz parçacıkların) interdifüzyonuna izin vermektedir. Toz parçacıklarını

çevreleyen gözeneklerin boyutu ve yapısı sinterleme sırasında gelişerek yoğunluğun artmasına neden olabilir. Sinterleme sırasında toz parçacıklar arasındaki gözeneklerin ortadan kaldırılmasını arttırmak için harici bir basınç uygulanabilir (RM. German, 1996). Sinterleme için itici güç, toplam arayüzey enerjisindeki azalmadır. Toplam yüzey enerjisinde bir azalma, katı-buhar arayüzlerinin toz parçacıklarının tane sınırlarında düşük yüzey enerjisi arayüzlerin oluşması ile yüksek yüzey enerjisi arayüzlerinin azalması veya birim hacim başına toplam yüzey alanının azaltılması ile elde edilebilmektedir (Kang SJL., 2005).

Sinterleme geriliminde (σ), kavisli bir yüzeye ilişkili stres, Laplace denklemi ile gösterilir. (Eşitlik 2.1.)

$$\sigma = \gamma \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) \quad (2.1)$$

γ yüzey gerilimi ve R_1 ve R_2 eğriliğin ana yarıçaplarıdır. Laplace denklemi Eşitlik 2.1 ile tanımlanmaktadır. Sinterleme sırasında, sinterleme stresini azaltmak için kavisli şekilli toz parçacık yüzeyleri zamanla düzleşir, Şekil 2.6'da şematik olarak toz parçacıklarındaki eğrilik yarıçapları gösterilmiştir (RM. German, 1996). Toplu taşınım mekanizmaları, maddenin yüksek enerjili bölgelerden düşük enerjili bölgelere taşınması yoluyla sinterleme stresindeki azalmayı kolaylaştırmaktadır.

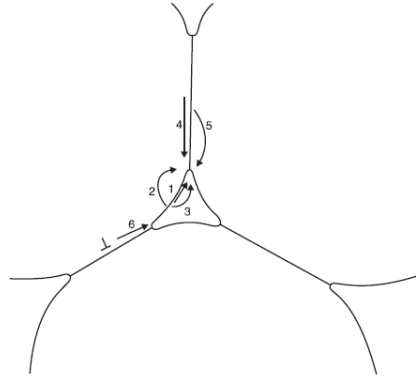


Şekil 2.6. Toz parçacıklarındaki ana eğrilik yarıçapları (RM. German,1997).

Kavisli bir yüzey ile ilişkili stres, Laplace denklemi ile iki ana eğrilik yarıçapıyla ilişkilidir (RM. German, 1997). Sinterleme mekanizmaları iki temel kategoriye ayrılır: (1) katı hal sinterleme ve (2) sıvı hal sinterlemedir. Alüminyumun sinterlenmesi, daha kısa sürede daha yüksek yoğunluklara ulaşmak için bir sıvı fazın varlığında gerçekleştirilmektedir.

2.3.1. Katı Faz Sinterleme (KFS)

Katı faz sinterlemesinde, kütle taşıma mekanizmaları katı ve buhar fazlarının difüzyonu ile sınırlıdır. Katı toz parçacıklar arasında, boyunlar olarak adlandırılan temasların büyümesine yol açan en az altı difüzyon mekanizması vardır. Toz parçacıklar arasındaki bu difüzyon mekanizmaları Şekil 2.7’de verilmiştir. Maddenin sadece tane sınırlarından ve boyunlara çıkıklardan difüzyonu boşluk yok edilmesine, parçacıkların merkezlerinden merkezlerine mesafesinde bir azalmaya ve yoğunlaşmaya yol açar (Lenel FV., 1980). Viskoz akışta, viskoz akış yoluyla yoğunlaşma da mümkündür.



Şekil 2.7. Katı hal sinterlemesinde taşıma mekanizmalarının şeması (Rahaman MN.,1995).

Madde, tanecik boyunlarına tane sınırları boyunca difüzyon yoluyla, yığın boyunca ve buhar fazı boyunca taşınır (Rahaman MN., 1995), Çizelge 2.1’de katı hal sinterleme sırasında taşıma mekanizmaları verilmiştir.

Çizelge 2.1. Katı hal sinterleme sırasında taşıma mekanizmaları (Kang SJL., 2005; Rahaman MN., 1995).

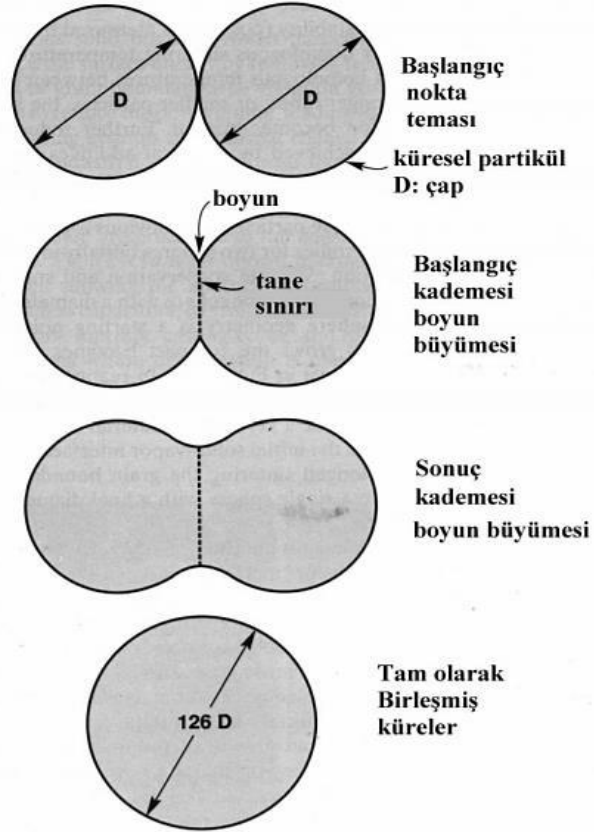
Mekanizma	Kaynak	Difüzyon yolu	Çekme (Evet/Hayır)
1	Yüzey	Yüzey	Hayır
2	Yüzey	Buhar	Hayır
3	Yüzey	Kütle	Hayır
4	Tane Sınırı	Sınır	Evet
5	Tane Sınırı	Kütle	Evet
6	Dislokasyonlar	Kütle	Evet

Katı hal yoğunlaştırma miktarı aşağıdaki parametreler ile birlikte artmaktadır.

1. Sinterleme sıcaklığı ile artan difüzyon hızı nedeniyle;
2. Sinterlemeden önce toplam yüzey enerjisindeki bir artış nedeniyle azalan toz parçacık boyutu;
3. Sinterleme için gerekli termal enerjiyi azaltmak için kimyasal ilaveler veya enerji uygulamaları (örn. faz değişiklikleri için elektrik enerjisi uygulaması) kullanıldığı aktif sinterleme teknikleri katı hal yoğunlaşmasına katkıda bulunmaktadır (RM. German, 1997).

Toz parçacıklar birbirleri ile veya ilave kimyasallar ile ısıtıldıklarında, parçalar arası bağlar sinterleme mekanizmaları ile oluşturulmaktadır. Bu bağlarda, tanelerin büyümesi ile tane sınırları azalmaktadır, serbest yüzeylerin ortadan kalkmasıyla yüzey enerjisi düşmektedir. Uzun süreli ısıtma ile gözenek hacmi azaltılabilmektedir ve bu çoğu sinterleme sisteminde boyutsal değişiklikler istenmese de ham parçanın çekmesine sebep olmaktadır. Boyutsal değişime sebep olmadan, yoğunlaşma ve mukavemet arttırmaya odaklı iki tür endüstriyel sinterleme vardır. Silisyum nitrür, alümina, sementit karbürler, çelikler, silisyum karbürler gibi yapısal malzemeler, oldukça yüksek sıcaklıklarda sinterlenerek tam yoğunluğa ulaşmaktadır. Kapasitörler, yataklar, filtreler, batarya elektrotları, susturucular, geçiriciler, iyonizerler, döküm maçaları, mekanik ayırıcılar gibi yapılar ise yoğunlaşmanın en az düzeyde istenildiği şartlarda sinterlenmektedir. Sinter bağlarının oluşması için gerekli sıcaklık, parçacık boyutu, şekli ve kimyasal bileşime bağlıdır. Benzeş (homolog) sıcaklık, mutlak ergime

sıcaklığının, mutlak sinterleme (çalışma) sıcaklığına bölünmesi ile bulunmaktadır. Çoğu malzeme 0,5-0,8 arasındaki benzeş sıcaklıklarda sinterlenme göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda, uzun sürelerde veya daha küçük parçacık boyutlarında difüzyon ile oluşan bağ daha hızlı büyümekte ve yoğunlaşma rahatlıkla gözle görülmektedir. Kimyasal katkı malzemeleri eklenmesi ile sinterleme sıcaklığı düşmektedir bu endüstriyel sinterleme işlemlerinde yaygın olarak uygulanmaktadır. Temas eden toz parçacıklar arasındaki boyun büyümesi, sinterlemeyi göstermektedir. Hacmin korunması ve yüzey enerjisinin en aza indirgenmesi baştaki çaptan 1,26 kez büyük olan bir çapa sahip kürenin son geometrisini belirlemektedir. İki toz parçacığının geometrisi, birçok sinterleme modeli için bir başlangıç noktasıdır (Şekil 2.8). Boyun büyürken temas güçlenmektedir. Kristalin bir malzeme için bir tane sınırı, başlangıçtaki katı-buhar arayüzeyinin yerini değiştirmek için her temasta büyür. İki küre geometrisi için uzun sinterleme sırasında tane sınırlarına göç eder ve parçacıklar, baştaki çaptan $2^{1/3}$ kat daha fazla bir son çapa sahip kürede birbirine karışırlar.



Şekil 2.8. Katı faz sinterlemesi (RM. German, 1996).

2.3.2. Sıvı Faz Sinterleme (SFS)

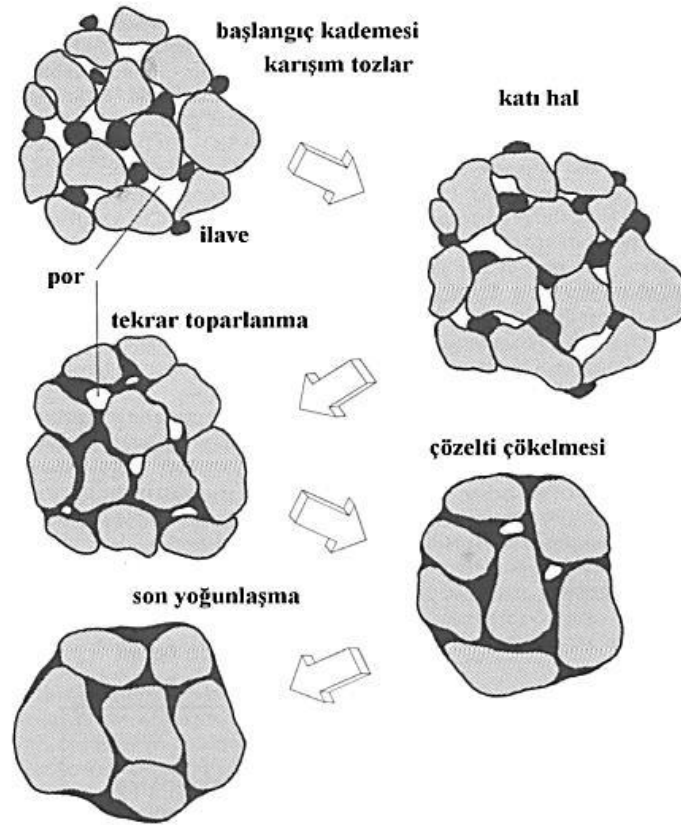
Sıvı faz sinterleme (SFS), sinterleme döngüsünün bir kısmı veya tamamı sırasında bir arada var olan sıvı ve katı faz içeren sinterleme olarak tanımlanır. Parçacıklar arasında bir sıvı fazın varlığı, yoğunlaşmayla sonuçlanabilecek kılcal kuvvetlere yol açar ve katının yüksek yüzey enerjili bölgelerden daha uzak bölgelere kadar difüz etmesine (çözülmesine) ve daha sonra yeniden çökmesine izin verir. Bir sıvı fazın var olması yoğunlaşmayı kolaylaştırır ve büyük ölçüde arttırabilmektedir. SFS, katı hal sinterlemesinden daha düşük sıcaklıklarda yoğunlaşmaya izin vermektedir.

Sıvı faz sinterlemesinin dezavantajları yüksek oranda bozulma, tane sınırları boyunca kırılğan fazların katılaşması ve/veya sinterleme sırasında tane büyümesidir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında, termodinamik faktörler nedeniyle mekanik özelliklerin bozulması veya heterojen olmasına ve alaşım elementlerinin seçimini sınırlayabilmektedir. SFS sistemleri, sıvının oluşma şekli veya mevcut sıvı miktarı ile kategorize edilebilir. Süper solidus sıvı faz sinterlemesinde (SSFS), sıvı faz önceden alaşımli toz, solidüsünün üzerinde ısıtıldığında oluşur. Reaktif sinterlemede, benzer tozların ekzotermik reaksiyonları nedeniyle sıvı faz oluşabilir. Kalıcı, geçici ve kısmen geçici sıvı faz sinterleme sistemleri sıvıyı oluşturmak için katkı maddelerini gerektirmektedir. Katkı maddeleri ya element ya da ana alaşım tozlarıdır. Sıvı faz sinterlemede katkı veya alaşım toz parçacıklar eridiğinde bir sıvı oluşturmaktadır. Geçici SFS'de, katkı maddesi sinterleme sıcaklığında katı fazda tamamen çözünür ve sinterleme sırasında sıvı içeriği azalmaktadır. Geçici sistemlerde oluşan sıvı miktarı, ısıtma hızı ve toz parçacık boyutu dahil olmak üzere sinterleme koşullarına bağlıdır (Lumley RN. and Schaffer GB., 1996). Kalıcı sıvı faz sinterlemesinde, sıvı faz sinterleme boyunca bulunmaktadır. Uygun bir SFS için gereksinimler şunlardır (RM. German, 1986), (Schaffer GB. vd., 2001):

1. Sıvı katıyı ıslatmalıdır,
2. Katkı maddesinin katı fazda düşük bir çözünürlüğe sahip olması gerekir, böylece toz parçacıkların sınırlarına ayrılır ve sıvı faz miktarını maksimuma çıkarır, böylece çözeltinin yeniden çökmesine dayanan büzülme mekanizmalarını mümkün kılmaktadır. Bunun tam tersine, katkı maddesi

yüksek bir çözünürlüğe sahipse, şişme meydana gelebilir. Şekil 2.9'da gösterilmiştir.

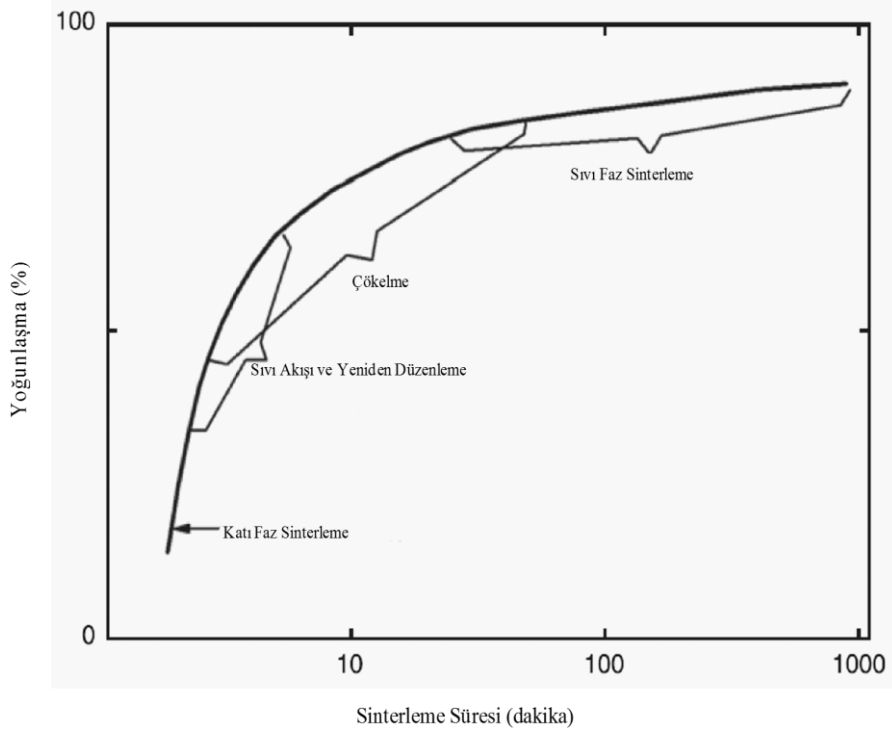
3. Katkı maddesi tarafından oluşturulan sıvı faz içinde diğer toz parçacıkların yüksek çözünürlüğe sahip olması ve kütle taşınmasını sağlamak için faz sıvı içinde yüksek bir difüzyon hızına sahip olması gerekir.
4. Sıvılar birbiri içinde tamamen karışabilir olmalı ve sinterleme sırasında kütle taşınması ve sıvı yayılımının sınırlandırılmamasını sağlamak için ara katı bileşikler oluşmamalıdır. Sıvı fazı çevreleyen katı bir fazın varlığıyla büzülmenin önlenmesi için Fe-Ti alaşım sistemi için SFS işlemi uygundur (German RM. and Dunlap JW., 1986).



Şekil 2.9. Çözünürlük nedeniyle büzülme (sol) veya şişme (sağ) baz ve katkı fazları arasındaki farklar (RM. German, 1996).

Kingery'nin klasik teorisinde (Kingery WD., 1959), sıvı faz sinterlemesi, üç eşzamanlı mekanizma ile gerçekleşir, bunlar: (1) hızlı yoğunlaştırma ile sonuçlanan parçacıkların yeniden düzenlenmesi; (2) parçacıkların merkezleri arası mesafesindeki azalma ve yeniden çökeltmesiyle temas yüzeyini düzleştirmesi ve (3) yoğunlaşmanın katı hal

sinterleme mekanizmaları ile sınırlı olduğu katı toz parçacıklarının birleşmesidir. Sinterleme ilerledikçe baskın mekanizma değişir. Kingery'nin teorisi, SFS mekanizmalarının anlaşılmasını geliştirmek için temel olarak kullanılmaktadır. Şekil 2.10'da basit olarak sıvı faz sinterleme sırasında oluşan mekanizmalar gösterilmektedir.



Şekil 2.10. Sıvı faz sinterleme mekanizmalarına klasik yaklaşım (RM. German, 1996).

2.3.3. Sinterleme Atmosferi

Sinterleme atmosferi, sinterleme yapılan toz parçacıklarının bileşimini ve sinter bağımlılığını etkilemektedir. Bu yüzden uygun sinterleme özelliklerinin sağlanması için sinterleme atmosferi çok önemlidir. Sinterleme atmosferi, herhangi bir tür gaz veya vakum olabilir. Her iki durumda da ham parçayı saran buhar fazı birkaç değişik rol oynamaktadır. Sinterleme sırasında sinterleme atmosferinin rolü şu şekilde sıralanabilir;

1. Toz parçacıkların üretiminde kullanılan organiklerin, toz parçacıklar ile istenmeyen reaksiyonlara girmemesi için uygun atmosferlerde ve düşük sıcaklıklarda ortadan kaldırılması gerekmektedir,
2. Sementit karbürler, çelikler gibi birçok malzeme, sinterleme sırasında hassas karbon kontrolü gerektirmektedir ve son nihai üründe istenilen karbon düzeyinin elde edilmesi için seçilen sinterleme atmosferinde oksijen, su, karbon monoksit, karbon dioksit, metan düzeylerine dikkat edilmesi gerekmektedir.
3. Nitrür esaslı seramikler yüksek sıcaklıklarda kararsızdır, bu nedenle istenilen fazın korunması için sinterleme atmosferi esnasında nitrürü dengelemek gerekmektedir.
4. Alümina açık atmosferlerde sinterlenebilmektedir ancak gözeneklerde kalan ve çözülmeyen buhar olmaksızın optik geçirgenliğin elde edilmesi için hidrojen veya vakum sinterleme gerektirmektedir.
5. Çoğu malzeme sinterlenirken yüksek buhar basınçları ile kararsızlaşırlar. Bu nedenle bileşim kaybını ve buharlaşmayı engellemek için koruyucu atmosfer seçilmektedir.
6. Atmosfer ile reaksiyonlar aracılığı ile istenilen iyonik boşlukların yaratılması ile iyonik malzemelerin sinterleme hızı değiştirilebilmektedir.

Sinterleme sırasında, sinterleme atmosferinin ilk işlevi, yüzey kirliliklerinin ve işlem organiklerinin ortadan kaldırılmasına yardımcı olmaktır. Sinterleme atmosferleri zehirli ve reaktif olabilir. Güvenlik ve sağlık için gerekli önlemler alınmalıdır. Düşük konsantrasyonlarda olsa bile karbon monoksit, amonyak ölümcül olabilmektedir. Ayrıca, hidrojen içeriği yüksek olan çoğu sinterleme atmosferi yanıcıdır ve patlamalardan kaçınmak için önlemler alınmalıdır.

Genelde kullanılan sinterleme atmosferi türleri; hava, inert gaz, hidrojen, parçalanmış amonyak, azot esaslı, doğal gaz esaslı ve vakumludur. Atmosferler için başlıca mesele, sinterleme sıcaklığında reaksiyona giren elemanların ve ürünlerin kısmi basınçlarının birbiriyle dengede olmalarıdır (RM. German, 2003).

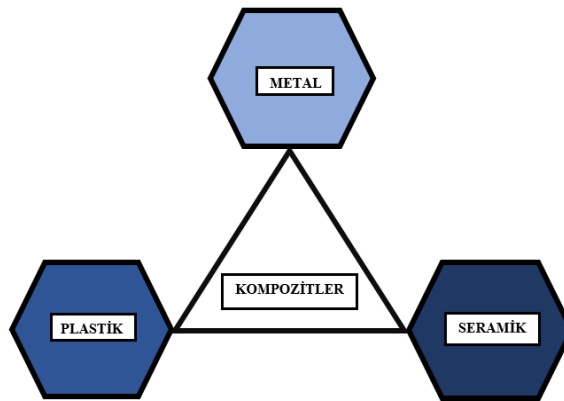
2.4. ALÜMİNYUMUN SİNERLENMESİ

Alüminyumun sinterlenmesi tipik olarak 570°C ile 620°C arasındaki bir sıcaklıkta gerçekleştirilmektedir. Sıvı fazlar daha sonra düşük erime noktalı katkı toz parçacıkların erimesinden ve interdifüzyondan kaynaklanabilir. Genel olarak, yüksek sıvı fraksiyonu hızlı yoğunlaşmaya yol açar (German, 1997), bu da boyutsal kontrolü daha fazla zorlaştırır (Huo SH., Schaffer GB., 2002). Sinterleme, sıcaklık, zaman ve atmosfer koşullarına bağlı olan çeşitli yoğunlaştırma mekanizmalarıyla dengeli gerçekleşmelidir. Sinterleme için kullanılan fırınlar, bakır ve demir bazlı toz malzemelerin sinterlenmesi için kullanılan koruyucu atmosfer fırınlarında yapılmalıdır. Alüminyum alaşımlarında sıvı faz sinterleme sıklıkla kullanılmaktadır. Alüminyum ve alaşımlarının sinterlenmesinde en büyük problem, toz parçacıklarının yüzeyinde üretimden gelen Al_2O_3 (alüminyum oksit) tabakasının partiküller arasında difüzyonun oluşmasını engellemesidir. Al tozları hangi yöntemle üretilirse üretilsin, açık atmosfere çıktığında alüminyumun oksijene olan yüksek ilgisinden dolayı yüzeylerinde oksit tabakası oluşur. (Nylund A., Olefjord I., 1993) Al_2O_3 'ü indirgemek için kullanılacak hidrojen 600°deki çığ noktasının <-140 olmalıdır. Ancak -140' dan küçük bir çığ noktasına veya 10^{-50} atm kısmi basınca ulaşması mümkün olmadığı için alüminyum yüzeyindeki oksijenin kullanılan atmosfer (hidrojen) vasıtasıyla indirgenmesi mümkün olmamaktadır. (Lumley RN. vd., 1999) Al_2O_3 'ün oluşumu için 100°de 10^{-145} atm kısmi basınç, 900°de 10^{-50} atm kısmi basınç yeterli olmaktadır (Kowalski L. vd., 1992). Alüminyum tozları yüzeyinde bulunan oksit tabakası, SFS sırasında ıslatma açısını artırarak sinterlemeyi olumsuz etkiler (Sercombe TB., 1998).

BÖLÜM 3

KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit, farklı fiziksel veya kimyasal özelliklere sahip iki veya daha fazla farklı bileşen veya faza sahip, mikro, meso veya makro skala seviyelerinde karmaşık bir mimariye sahip malzemedir. Kompozit malzemelerin geliştirilmesi, malzeme bilimi ve mühendisliğinde sürdürülebilir ilerlemelere katkı sağlamıştır. Kompozit malzemeler, kompozit malzemeyi oluşturan malzemelere kıyasla gelişmiş performans sağlayabilen bir malzeme sınıfıdır. Üstün özellikler göstermektedirler. Bunlardan bazıları, yüksek mukavemet/yoğunluk oranı, yüksek rijitlik/yoğunluk oranı, yüksek aşınma direnci, yüksek korozyon dayanımı, sıcaklık ve kimyasal dayanımı, hafiflik, işlenebilirlik, iyi termal ve ısı iletkenliği şeklindedir. (Deniz ME., 2005) Genel olarak, kompozit malzemeler, farklı boyut ve seviyelerde yapısal tasarım ve optimizasyonu sağlamaktadır. İlk olarak; 1950-1960'larda uzay ve savunma endüstrilerinin yüksek gereksinimlerine cevap verebilmek için hızla geliştirilmiş malzemelerdir (Xiao-Su Yi. vd., 2017). Kompozit malzemeler matris malzemesine göre polimer, metal, seramik ve karbon matrisli kompozitler olarak sınıflandırılabilir, ek olarak takviye elemanın geometrisine göre partikül, flake (pul) ve fiber kompozitler olarak sınıflandırılabilir. Şekil 3.1'de kompozit malzemeler sınıflandırılmıştır.



Şekil 3.1. Kompozit malzemelerin sınıflandırılması.

3.1. MATRİS MALZEMESİNE GÖRE KOMPOZİT MALZEMELER

3.1.1. Polimer Matris Kompozit Malzemeler

En yaygın gelişmiş kompozit grubu, ince çaplı fiberlerle (örn., grafit, aramidler, bor) takviye edilmiş bir polimerden (örn., epoksi, polyester, üretan) oluşan polimer matris kompozitleridir (PMK'lar). Yaygın olmasının nedenleri düşük maliyet, yüksek mukavemet ve kolay üretilebilirliktir. PMK'larda matris malzemesi olarak polimer reçine, takviye elemanı olarak elyaf kullanılmaktadır. Kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak kullanılmakta olan reçineler polimer malzemelerin termosetler grubu içindedirler. Polimer malzemeler; termosetler, termoplastikler, elastomerler olarak ayrılırlar (Barut C., 2015; Karlı M., 2016).

3.1.2. Metal Matris Kompozit Malzemeler

Metal matris kompozitlerde (MMK) metal matris malzemeleri kullanılmaktadır. Metal matris kompozitlerin üretilmesinde matris malzemesi olarak metal alaşımı tercih edilmekle birlikte tüm mühendislik malzemelerinde kullanılmaktadır. Al, Ti, Cu, Co, Mo, Fe, Ni gibi metaller ve alaşımları mukavemetleri ve sünek olmaları dolayısıyla çok fazla tercih edilmekte olan matris malzemelerdir. Metal matris kompozitlerde takviye malzemesi olarak karbon veya silikon karbürler kullanılır. Uzay, otomotiv, havacılık gibi kullanım alanları vardır. Metal matris kompozit malzemeler özellikle aşınma dayanımı, ısı iletkenlik, yüksek sıcaklık dayanımı ve hafiflik istenen yerlerde tercih edilmektedir. (Barut C., 2015; Karlı M., 2016). MMK'ların polimer matris kompozitlere göre çeşitli avantajları vardır. Bunlar arasında daha yüksek elastik özellikler; daha yüksek servis sıcaklığı, neme karşı duyarsızlık; daha yüksek elektrik ve termal iletkenlikler ve daha iyi aşınma dirençleri sayılabilir. MMK'ların PMK'lar üzerindeki dezavantajları arasında daha yüksek işlem sıcaklıkları ve daha yüksek yoğunluklar bulunmaktadır.

3.1.3. Seramik Matris Kompozit Malzemeler

Seramik matris kompozitleri (SMK'lar), karbon veya silikon karbid gibi liflerle takviye edilmiş alümina kalsiyum alüminosilikat gibi bir seramik matrisine sahiptir. SMK'ların avantajları arasında yüksek mukavemet, sertlik, seramikler için yüksek servis sıcaklığı limitleri, kimyasal atıllık ve düşük yoğunluk bulunmasıdır. Bununla birlikte, seramikler kendi başlarına düşük kırılma tokluğuna sahiptir. Çekme veya darbe yüklemesi altında yetersizdirler. Seramiklerin silikon karbid veya karbon gibi liflerle takviye edilmesi, kompozitin kademeli olarak bozulmasına neden olduğu için kırılma tokluklarını arttırmaktadır. Fiber ve seramik matrisin bu kombinasyonu, SMK'ları yüksek mekanik özelliklerin ve servis sıcaklıklarının istendiği uygulamalar için daha istenilir hale getirmektedir. Seramik matrisli kompozitler, metal ve polimer matrisli kompozitlerin kullanılmadığı yüksek sıcaklıklı alanlarda kullanılmaktadır. Bir veya birden fazla metalin, ametallerle birleşmesi ile oluşmuş olan organik olmayan bileşiklere seramik denir. Tuğla, kiremit, porselen ayrıca oksitler, boridler, silikatlar, karbitler, sülfidler, nitritler seramik grubunun malzemeleridir. (Deniz ME., 2005; Barut C., 2006) Seramik matris kompozitler malzemeye sertlik, ergime sıcaklığı ve yalıtım özelliğinin yüksek oluşu, basma dayanımının yüksek oluşu, aşındırıcı özellik gibi özellikler kazandırır. (Karslı M., 2016; Chung DL., 2010)

3.1.4. Karbon Matris Kompozit Malzemeler

Karbon-karbon kompozitlerinde bir karbon matrisinde karbon fiberleri ile birlikte kullanılmaktadır. Bu kompozitler, 3315 ° C'ye (6000 ° F) kadar çok yüksek sıcaklıklı servis şartlarında kullanılır ve grafit liflerden 20 kat daha güçlü ve %30 daha hafiftir. Karbon kırılımandır ve seramik gibi kusurlara karşı hassastır. Bir karbon matrisinin takviye edilmesi, kompozitin kademeli olarak bozulmasına izin verir ve aynı zamanda yüksek sürtünme ve yüksek sıcaklıklara dayanma, yüksek sıcaklıklarda düşük sünme, düşük yoğunluk, iyi gerilme ve basınç dayanımları, yüksek yorulma direnci, yüksek termal iletkenlik gibi avantajlar sağlamaktadır. Dezavantajları arasında yüksek maliyet, düşük kayma mukavemeti ve yüksek sıcaklıklarda oksidasyonlara yatkınlık sayılabilir. Uzay mekiği burun konileri, uçak frenleri, mekanik bağlantı elemanları gibi çeşitli kullanım alanları vardır.

3.2. TAKVİYE ELEMANINA GÖRE KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozitler takviye geometrisi-partikül, pul ve lifler- veya matris tipi- polimer, metal, seramik ve karbon ile sınıflandırılır.

3.2.1. Partikül Takviyeli Kompozit Malzemeler (Hibrit Kompozit)

Partikül takviyeli kompozitler, alaşımlar ve seramikler gibi matrislere batırılmış toz parçacıklardan oluşur. Genellikle izotropiklerdir çünkü toz parçacıklar rastgele eklenir. Partikül kompozitlerin geliştirilmiş mukavemet, arttırılmış çalışma sıcaklığı, oksidasyon direnci gibi avantajları vardır. Tipik örnekleri, kauçukta alüminyum parçacıklarının kullanılması, alüminyumdaki silikon karbür parçacıkları ve beton yapmak için çakıl, kum ve çimento.

3.2.2. Flake (Pul) Takviyeli Kompozit Malzemeler

Pul kompozitler, matrisler düz takviyeler ile güçlendirilmiştir. Pul malzemeler cam, mika, alüminyum ve gümüştür. Daha yüksek mukavemet ve düşük maliyet gibi avantajlar sağlar. Bununla birlikte, pul takviye fazı kolayca yönlendirilemez ve sadece sınırlı sayıda malzeme kullanılabilir.

3.2.3. Fiber Takviyeli Kompozit Malzemeler

Fiber kompozitler, kısa (süreksiz) veya uzun (sürekli) fiberlerle takviye edilmiş matrislerden oluşmaktadır. Lifler genellikle anizotropiktir, takviye elemanı olarak karbon ve aramidler matris elamanı olarakta epoksi reçineler, alüminyum ve alaşımları ve kalsiyum-alümino silikat gibi seramikler kullanılmaktadır. Sürekli fiber matris kompozitin temel birimleri tek yönlü veya dokuma fiber laminadır. Laminatlar, çok yönlü bir laminat oluşturmak için çeşitli açılarda üst üste istiflenmesi ile üretilmektedir.

3.2.4. Nano Kompozit Malzemeler

Nano kompozit malzemeler, nanometre seviyesinde tane boyutuna sahip (10^{-9} m) malzemelerden oluşmaktadır. Nano kompozit malzemelerin, bileşenlerden birinin 100 nm'den küçük ölçekte olmalıdır. Bu ölçekte, malzemelerin özellikleri döküm malzemenin özelliklerinden farklıdır. Genel olarak, ileri kompozit malzemeler yaklaşık 10^{-6} mm civarında mikro ölçeklidir. Nanometre ölçeğinde malzemelere sahip olarak, elde edilen kompozit malzemenin özelliklerinin çoğu mikro ölçekteki malzemelere nazaran daha iyidir. Fakat nanokompozit malzemelerin tüm özellikleri daha iyi değildir; bazı durumlarda, tokluk ve darbe dayanımı azalabilir. Endüstriyel alanlarda bile nano kompozit malzemeler kullanılmaktadır.

3.3. HİBRİT KOMPOZİT MALZEMELER

Hibrit ve hibrit malzeme terimi, farklı malzemelerle karıştırılan malzemeleri ifade etmektedir. Farklı materyallerden oluşan malzemeler kompozitler olarak adlandırılmaktadır. Yamamoto ve ark. tarafından hibrit malzemeler, inorganik/organik hibritlerdeki polimer ve sianol moleküler arasındaki kovalent bağ gibi, her malzeme arasında oluşan yeni elektron orbitalleri tarafından oluşturulan yeni özelliklere sahip iki veya daha fazla malzemenin karışımları olarak tanımlanmaktadır (Yamada A. vd., 1989). Makishima, metaller, organik polimerler ve seramik malzemeler olarak kimyasal bağlarına göre üç şekilde ayırmıştır. Ayrıca hibrit malzemeleri yeni oluşan kimyasal bağlara sahip iki veya daha fazla materyalin karışımı olarak tanımlanmaktadır (A. Makishima, 2004). Hibrit malzemeleri sınıflandırılması aşağıdaki gibidir;

1. Kompozitler: ana bir matris fazı ve mikron düzeyde takviye fazının dağıtılması ile oluşan malzemeler;
2. Nano kompozitler: kompozit malzemelere benzerdir, sadece takviye fazı mikron altında oluşan malzemeler;
3. Hibridler: Farklı türde malzemelerin mikron altında oluşan malzemeler;

4. Nanohibridler: Farklı malzemelerin arasında kimyasal bağlara sahip farklı malzemelerin atomik veya moleküler düzeyde olması ile oluşan malzemelerdir.

Gómez-Romero ve Sanchez, hibrit malzemeleri organik-inorganik hibrit malzeme veya inorganik-biyomalzemeler olarak tanımlamıştır. Hibrit malzemelerin karakteristik ölçeğinin 10^3 nm'den daha az olduğunu tanımlamışlardır. Hibrit malzeme tanımlamaları, atom veya nanometre düzeyinde bir malzeme karışımı gerektirmektedir. (Pedro Gomez-Romero and Clement Sanchez, 2004)

Hibrit malzemeler, yapısal olarak hibritleşmiş malzemeler, kimyasal bağda hibritleşmiş malzemeler ve işlevsel olarak hibritleşmiş malzemeler şeklinde üç kategoriye ayrılabilir. Bir hibrit kompozit malzeme melez ve kompozit kombinasyonudur (Shokabo Publishing Co., 1993). Bu malzemeler, iki veya daha fazla lif türü ile takviye edilmiş kompozitler veya lif takviyeli metallerin ve ince folyo metallerin oluşturduğu bir laminer kompozit gibi kompozit malzemelerin basit bir hibritlenmesidir.

Hibrit kompozit malzemelerdeki hibritin anlamı, metalografik ölçekte makroskopik yapıdaki melezleşmedir. Makroskopik yapının hibritlenmesi materyallerin kombinasyonu veya karışımının amacı olduğu için bu malzemeler yapısal olarak hibritleşmiş malzemeler olarak adlandırılmalıdır. Bir mikrometreden daha az ölçekte olan nanokompozitlerin, makroskopik kompozitlere kıyasla mükemmel özellikleri vardır. İnce mikroyapıları veya tane sınır etkileri nanokompozitlerin mükemmel özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Nanokompozitlerin, nanometre ölçekli bir karıştırma yapısına sahip olması amaçlanmıştır. Bu nedenle, nanokompozitler yapısal olarak hibridize edilmiş malzemelerdir. Bazı nanokompozitlerin, bileşen materyalleri arasındaki arayüzdeki belirli kimyasal bağlara dayanan mükemmel özellikleri bulunmaktadır. Bu durumda, karışımın amacı, bileşik yapının oluşturulması değil, yeni kimyasal bağlar oluşturulmasıdır.

Hibrit kompoziti oluşturan bileşenlerin seçimi, hibridizasyonun amacı, malzemeye uygulanan gereklilikler veya tasarlanan yapı ile belirlenmektedir. Hibrit kompozitler

tasarlanırken ve üretilirken uyumlu lif türünün seçilmesi ve özelliklerinin seviyesi birinci derecede önemlidir. Hibrit kompozitlerin başarılı bir şekilde kullanılması, fiber/matris sisteminin kimyasal, mekanik ve fiziksel kararlılığı ile belirlenmektedir. Hibrit kompozitlerin görünümü;

1. İki ya da daha fazla lif bileşeninin düzenli ya da rastgele biçimde karıştırıldığı katmanlar veya zincir şeklindedir;
2. Sandviç hibritler, aynı anda bir malzemenin diğer iki katman arasında sandviçlendiği çekirdek kabuğu olarak da tabir edilen şekildedir;
3. Tabakalı hibrit kompozitler;
4. Bileşen lifli hibrit malzemede herhangi aşırı konsantrasyondaki lif türünün bulunmaması için mümkün olduğunca rastgele karışmaya bırakıldığı hassas karıştırılmış hibrit malzemeler;
5. Bağlar, pultruzyon teller, ince lif peçeleri veya bunların kombinasyonlarıyla takviye edilenler gibi diğer hibrit malzemeler.

Geliştirilmiş materyal veya yapısal performans için hibrit sistemler kavramı, mühendislik tasarımında iyi bilinmektedir (Altenpohl DG., 1998).

3.3.1. Alüminyum Hibrit Kompozitler

Hibrit alüminyum matrisli kompozitler, geliştirilmiş özellikleri nedeniyle tek takviyeli kompozitlerin yerine koyma potansiyeline sahip ikinci nesil kompozitlerdir. Hibrit kompozitlerin, takviyenin kombinasyonuna ve bileşimine bağlı olarak olası bileşenlerin tasarımında daha fazla esneklik ve güvenilirlik sunduğu sonucuna varılmıştır.

Seramik partikülleri ile güçlendirilmiş metalik matris kompozitler, özelliklerin mükemmel kombinasyonu nedeniyle yapısal uygulamalar için çok kullanışlı malzemelerdir. Metal matris kompozitler metalik alaşımların özelliklerini (süneklik ve dayanıklılık) ve seramik takviyelerinin (yüksek mukavemet ve yüksek modül) özelliklerini birleştirerek üstün bir özellik sağlamaktadır (Sinclair I., Gregson PJ., 1997).

Alüminyum matris kompozitler (AMK'ler), düşük yoğunluk, yüksek sertlik ve mukavemet, üstün aşınma direnci, termal genleşmenin kontrollü verimliliği, daha yüksek yorulma direnci ve yüksek sıcaklıkta daha iyi stabilite gibi özelliklere sahip metal matris kompozitlerin bir sınıfını temsil eder. Bu nedenle, gelişmiş uygulamalar için çok çeşitli bileşenlerin tasarımı için kullanılmaktadır (Surappa MK. 2003). AMK'lerin motor uygulamalarında kullanımının otomobil ve uçaklardaki toplam ağırlığı, yakıt tüketimini ve kirliliği azaltabileceği kesindir (Macke A. vd., 2012). Bu takviyeler alüminyum alaşımlarından (2.7 g/cm^3) daha yoğundur ve kompozitlerin ağırlığını arttırmaktadır (Prabu SB. vd., 2006). Ayrıca, alüminyum alaşımına seramik parçacıklarının eklenmesi ile kompozitlerin sertliğini artırmakta ve gelişmiş kompozitin işlenmesini zorlaştırmaktadır. Alüminyum alaşımında çoklu takviye kullanımı ile bu tür problemler çözülebilmektedir. Seramik takviyeler, herhangi bir takviye tipinden daha üstün mukavemete sahiptir ve bu nedenle, bunlar hibrit kompozitlerin geliştirilmesi için birincil takviye olarak kullanılmaktadır. İkincil takviyeler ise hali hazırda temin edilebildiği için maliyeti ve hibrit kompozitlerin düşük yoğunluğuna sahip oldukları için ağırlığı azaltmaktadır (Mahendra KV., Radhakrishna K., 2007). Hibrit iyileştirmelerin (birincil ve ikincil) özellikleri, malzeme özelliklerinin optimizasyonunu sağlamak için birleştirilebilir. Günümüzde daha iyi fiziksel ve mekanik özelliklere sahip HAMK'lerin üretimi konusunda endişeler söz konusudur (Singh J., Chauhan A., 2014). Son araştırmalara bakıldığında uçucu kül, grafit vb. gibi endüstriyel atık malzemeleri tamamlayıcı bir takviye olarak başarılı bir şekilde kullanılmaktadır (Safiuddin M. vd., 2013). Hibrit kompozitlerin geliştirilebilmesi için iki seramik faz da kullanılabilir. Ayrıca, hibrit takviyelerin kullanımı, yeni özellikler getirerek kompozitlerin performansını artırır. Bu malzemeler alüminyum kompozitlerin maliyetini düşürebilir (Safiuddin M. vd., 2010), malzemelerin düşük yoğunluğu nedeniyle kompozitlerin ağırlığı kontrol edilebilir (Ramachandra M., Radhakrishna K., 2005), aynı zamanda karşılaştırılabilir ve üstün fiziksel ve mekanik özellikler de sağlayabilir (Alidokht SA. vd., 2011; Alaneme KK., Olubambi PA., 2013).

BÖLÜM 4

MALZEME VE METOT

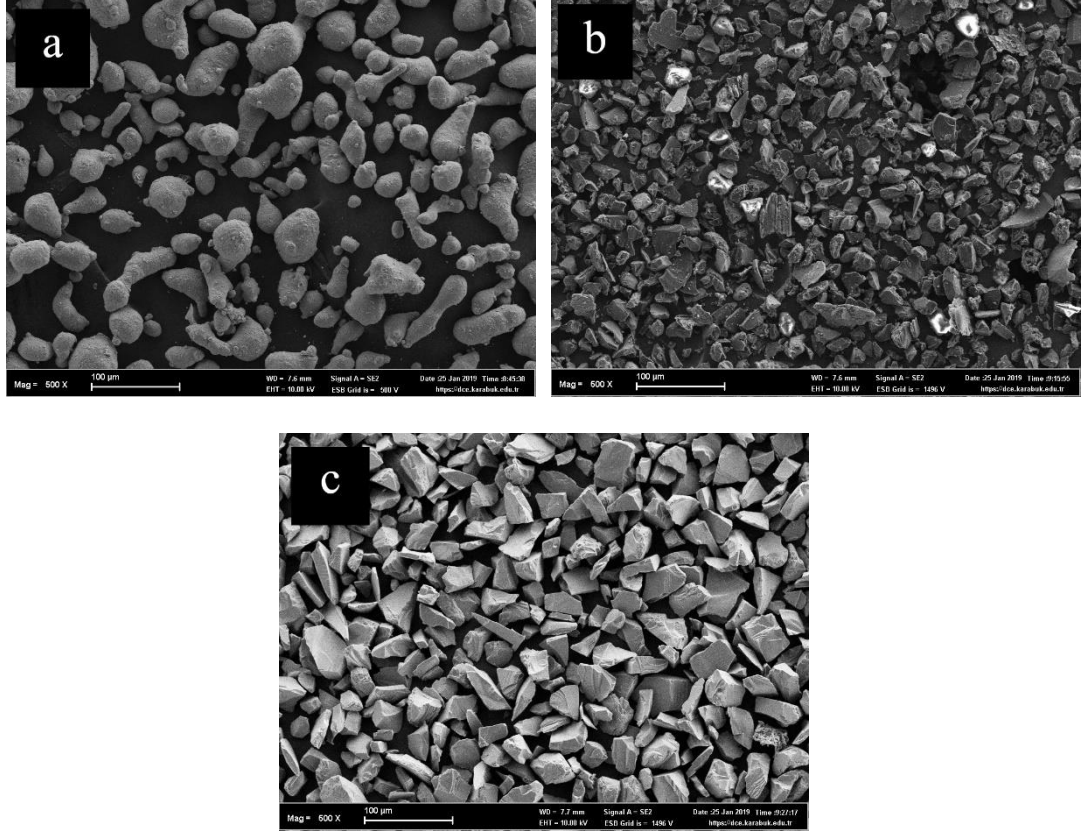
Bu çalışmada, alüminyum matrisli hibrit kompozit malzemelerin üretilmesinde, matris malzemesi olarak A356 toz malzeme ve takviye elemanı olarak B₄C ve SiC toz malzemeleri kullanılmıştır. Çalışma kapsamında belirlenen hacimsel miktarlarda B₄C ve SiC toz parçacıkları (takviye fazı) ve A356 (matris fazı) toz parçacıkları mekanik alaşımlama metodu ile alaşımlandırılmıştır.

4.1. BAŞLANGIÇ TOZLARI

Çalışmada kullanılan A356 alaşımı yarı küresel morfolojide toz malzeme (60-65 µm aralığında) LPW Technology Ltd. (İngiltere), B₄C ve SiC toz malzemeleri köşeli morfolojide (40-45µm aralığında) Ege Nanotek (Türkiye) firmasından temin edilmiştir. Çizelge 4.1’de çalışmada kullanılan A356 alaşımı, B₄C ve SiC toz malzemelerin kimyasal bileşimleri ve Şekil 4.1’de SEM görüntüleri verilmiştir. Tozların ağırlık ölçümleri 1/10000 g hassasiyetteki (Precisa XB200h marka) hassas terazi ile yapılmıştır.

Çizelge 4.1. Çalışmada kullanılan A356, B₄C ve SiC toz parçacıklarının kimyasal bileşimleri.

Toz parçacıklar	A356 alaşımlarının kimyasal bileşimi (%ağırlık)								
	Al	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Ti	C	B
A356	80,82	6,89	0,66	-	1,04	-	-	-	-
B ₄ C	-	-	-	-	-	-	-	30,19	69,81
SiC	-	55,49	-	-	-	-	-	17,23	-



Şekil 4.1. Çalışmada kullanılan (a) A356, (b) B₄C ve (c) SiC SEM görüntüleri.

4.2. MEKANİK ALAŞIMLAMA

Belirlenen kimyasal bileşimler (Çizelge 4.2) hazırlanarak Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Üretim Metalurjisi Laboratuvarında bulunan tek öğütme hücreli, 225 ml kapasiteli, Fritsch Pulverisette marka planeter tipi mekanik alaşımlama/öğütme cihazında (Şekil 4. 2) A356, B₄C ve SiC toz parçacıklar mekanik alaşımlandırılmıştır. Öğütme bilyeleri ve öğütme hücresi paslanmaz çelikten yapılmıştır. Mekanik alaşımlama işlemlerinde 10:1 bilye toz oranı kullanılmıştır. Toz karışımları Planetary tipi öğütücü olan Fritsch Pulverisette öğütücüde 400 g Ø6 çelik bilyalar ve 0.4 g stearik asit %1 kullanılarak 300 rpm öğütme hızında 1 saat süreyle öğütülmüştür.

Çizelge 4.2. Çalışma kapsamında belirlenen hibrit kompozit oranları (%hacimce).

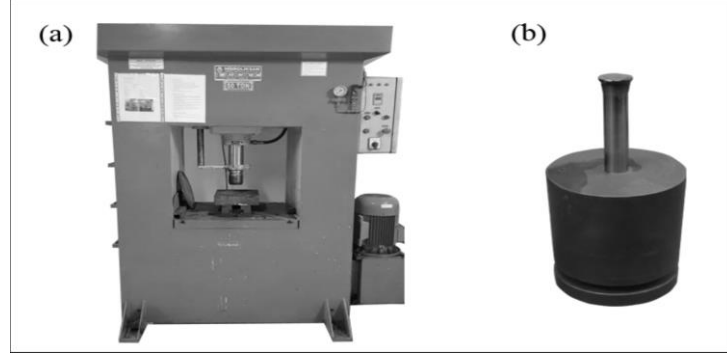
Alaşım Kodu	A356 (Matris)	B4C	SiC
A0 (a)	%100	-	-
A1 (b)	%90	%10	-
A2 (c)	%90	-	%10
A3 (d)	%90	%5	%5
A4 (e)	%85	%5	%10
A5 (f)	%85	%10	%5
A6 (g)	%85	%7,5	%7,5



Şekil 4.2. Fritsch Pulverisette planeter tipi mekanik alaşımlama/öğütme cihazı.

4.3. ÖN ŞEKİLLENDİRME

Presleme işlemi, Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Bölümü atölyesinde bulunan 50 ton kapasiteli Hidroliksan marka pres (Şekil 4.3. a) kullanılarak yapılmıştır. Matris ve takviye tozlarının homojen dağılımının gerçekleşmesi için yeterli sürede karıştırma işlemi yapıldıktan sonra, hazırlanan karışım tozların Şekil 4.3. b' de verilen metal kalıbın içerisinde preslenme işlemi gerçekleştirilmiştir. Presleme çalışmalarında tek eksenli Hidroliksan pres kullanılarak 700 MPa basınç altında soğuk presleme yapılmıştır. Yağlayıcı olarak kalıp yüzeyleri ve piminde çinko stearat kullanılmıştır. Toz malzemelerden 10 mm çapında hibrit kompozit test numunelerinin üretimi gerçekleştirilmiştir. Bir test numunesinin yaklaşık 2 g (matris-takviye toz karışımı) kullanılmıştır.



Şekil 4.3. Çalışmada kullanılan a) pres ve b) tek yönlü pres kalıbı.

4.4. SİNERLEME

Presleme sonrası elde edilen ön şekillendirilmiş A356 alaşımı hibrit kompozit malzemelerin, bulk dayanımlarını artırmak için sinterleme işlemi uygulanmıştır. Test numunelerinin sinterleme işleminde, önce 100 °C de 10 dk beklendi, daha sonra 4 °C /dk hız ile 600 °C sıcaklığa ulaşıldı ve 1 saat beklendi ardından 4 °C /dk hız ile soğutuldu. Sinterleme atmosferinden kaynaklanması muhtemel oksidasyon engellemek için vakumlu ısıtıl işlem fırınında 10^{-6} mbar basınç altında sinterleme ısıtıl işlemi uygulanmıştır. Sinterleme çalışmaları Şekil 4.4'de verilen ısıtıl işlem fırını ile gerçekleştirilmiştir. Sinterleme sıcaklığın yüksek seçmemizin amacı B₄C ve SiC seramik esaslı takviye fazları ile A356 toz parçacıkları arasındaki arayüzey temasını arttırmaktır.



Şekil 4.4. Sinterlemede kullanılan vakumlu ısıtıl işlem fırını.

4.5. A356 METAL MATRİS HİBRİT MALZEMELERİN KARAKTERİZASYONU

Üretilen A356 matrisli hibrit kompozit malzemelerin karakterize edilmesinde, numunelerin hazırlanmasının ardından sırasıyla optik mikroskop görüntüleri, tarama elektron görüntüleri, yoğunluk testleri, sertlik testleri, X-ışını kırınımı analizi ve aşınma testleri uygulanmıştır.

4.5.1. Metalografik İşlemler ve Optik Mikroskop

Üretilen hibrit kompozit malzemeleri ilk olarak Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği laboratuvarında bulunan zımpara-parlatma cihazında 300-400 rpm dönüş hızında, 240-480-600-1200-2500 numaralı zımparalar ile su altında zımparalanmıştır. Daha sonra parlatma keçesi ve elmas pasta yardımı ile numune yüzeyleri parlatılmıştır. Parlatılan yüzeyler Keller çözeltisi ile (1 ml HF, 1,5 ml HCl, 2,5ml HNO₃, 95 ml H₂O) 20 s dağlanmıştır. NİKON marka optik mikroskop ve Clemex Vision Lite görüntü analiz program ile metalografik işlemler tamamlanmıştır. Şekil 4.5'te zımparalama ve polisaj cihazı verilmiştir.

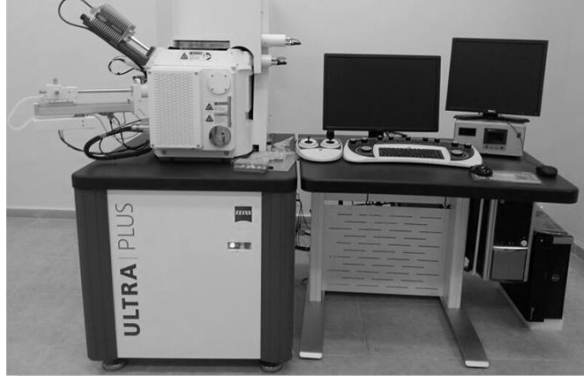


Şekil 4.4. Zımpara ve polisaj cihazı.

4.5.2. Tarama Elektron Mikroskobu

Aşınma testi öncesinde ve sonrasında, üretilen hibrit kompozit malzemelerin mikroyapı SEM ve EDS görüntüleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü (MARGEM) Laboratuvarı'nda bulunan Zeiss marka Ultra/Plus (FEG) model tarama

elektron mikroskobunda (SEM) incelenmiştir. Şekil 4.6’da SEM cihazı görüntüsü verilmiştir.



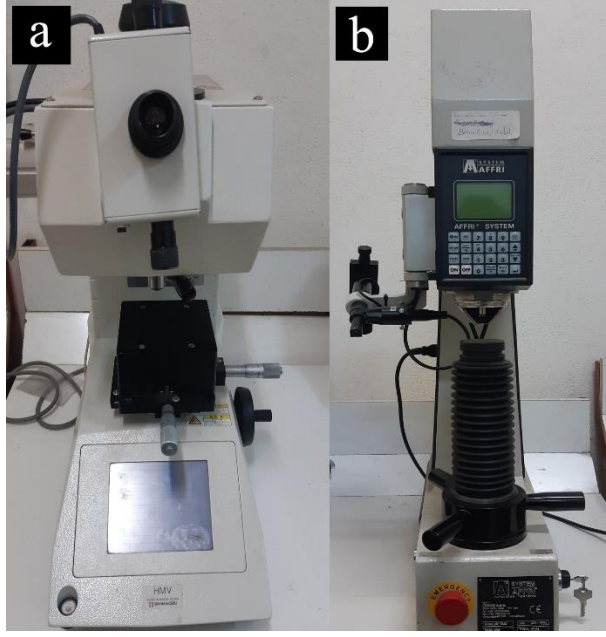
Şekil 4.5. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü.

4.5.3. Yoğunluk Testleri

Üretilen hibrit kompozit malzemelerin yoğunluk testleri Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği laboratuvarında bulunan Precisa XB200h marka hassas terazi (0,0001g) ve yoğunluk kiti ile ölçülmüştür. Sinterleme işlemi sonrasında hibrit kompozit test numunelerin yoğunluk değişimlerinin tespiti için Arşimet prensibine göre numunelerin yoğunluk ölçümü gerçekleştirilmiştir.

4.5.4. Sertlik Testleri

Üretilen hibrit kompozit malzemelerin birbirinden farklı beş noktasından sertlik değeri alınıp bu değerlerin ortalamaları hesaplanmıştır. Şekil 4.7. a’da görülen Shimadzu mikro sertlik cihazında HV 0.2 değerinde 1.961 N’da 10 saniye süreyle mikro sertlik ölçümü işlemi yapılmıştır. Daha sonra Şekil 4.7. b’de görülen Affri marka makro sertlik cihazında, Brinell sertlik skalasına uygun ölçümler yapılmıştır. Bilye çapı 2,5mm olup 31.20 kgf yükte, yükleme süresi 5 saniye ile sertlik ölçüm işlemleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.6. a) Mikro sertlik cihazı, b) Makro sertlik cihazı.

4.5.5. XRD Testleri

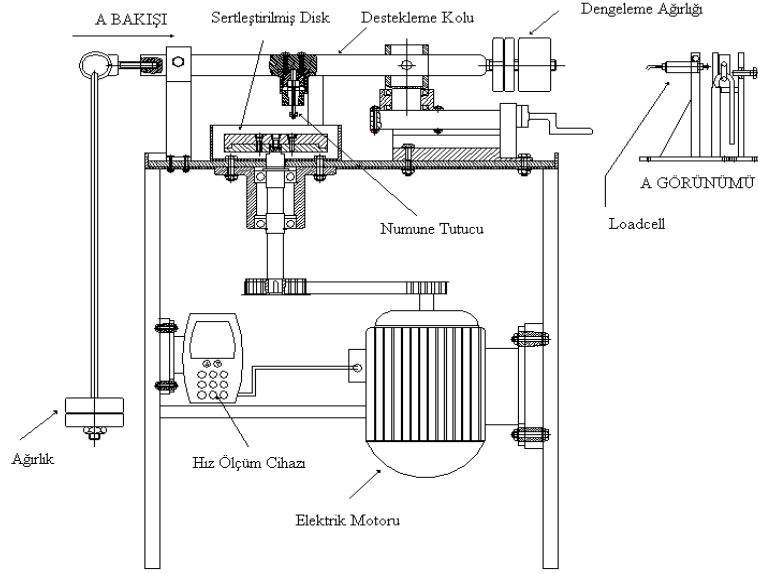
Üretilen hibrit kompozit malzemelerde oluşan mikroyapısal fazların belirlenmesi amacıyla, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü AR-GE Laboratuvarında bulunan Rigaku marka XRD cihazında X-ışını kırınımı (XRD) incelemeleri yapılmıştır.

4.5.6. Aşınma Testleri

Aşınma testlerinde pin-on-disk tipi deney ünitesi kullanılmıştır. Cihaz farklı yük ve kayma hızında çalışma kabiliyetindedir. Aşınma testlerinde 2 m/s hızı, 10 ve 20 N yük ve dört farklı kayma mesafesi (500-1000-1500-2000 m) kullanılmıştır. Aşındırıcı döner disk için AISI4140 malzemesi 232 mm çapında, 20 mm kalınlığında ve 60 HRC sertliğe sahip disk kullanılmıştır. Numunelerin aşınmadan önce ve sonra ağırlıkları ölçülerek, aşınmadan kaynaklanan kütle ve hacimsel kayıplar hesaplanmıştır. Aşınma deneyleri ASTM-G99-05 standartlarına göre yapılmıştır. Aşınma oranlarının belirlenmesinde Eşitlik 4.1’de verilen denklem uygulanmıştır. Aşınma cihazının görünümü Şekil 4.8’ te verilmiştir.

$$Wa = \frac{\Delta G(g)}{d.P.S. \left(\frac{g}{cm^3} \cdot N \cdot m \right)} \quad (4.1)$$

Wa: Aşınma oranı (cm³/Nm), ΔG: Ağırlık kaybı (g), d: Yoğunluk (g/cm³), P: Yükleme ağırlığı (N), S: Kayma yolu (m), olarak verilmiştir.



Şekil 4.7. Aşınma cihazı şematik görünümü.

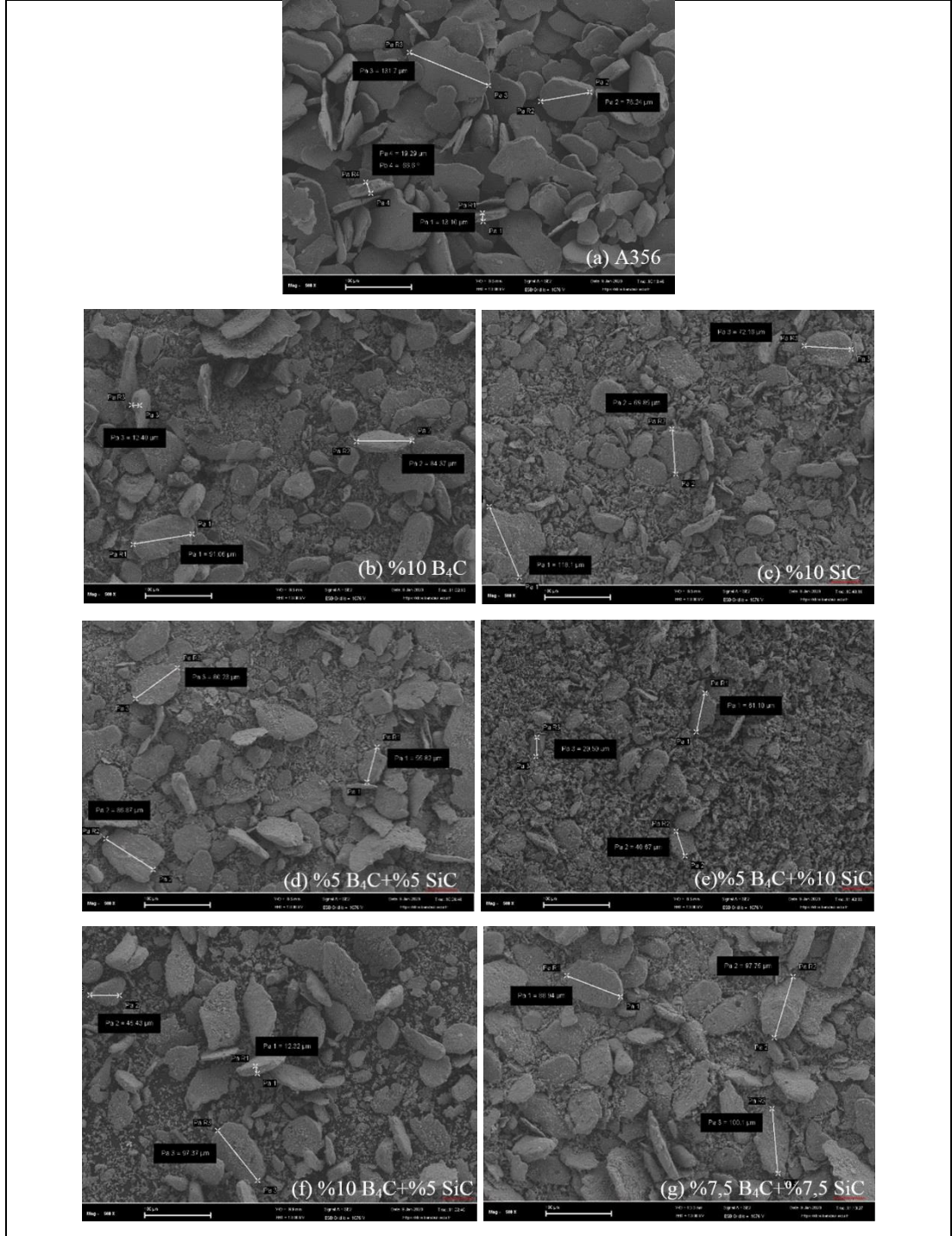
BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR

A356 (Al-Si-Mg) toz alaşımı, B₄C ve SiC toz parçacıkları ile mekanik alaşımlama metoduyla alaşımlanarak hibrit kompozit malzemeler üretildi. Optimum takviye elemanı miktarını belirlemek için, A356 ve %10V B₄C, %10V SiC, %5V B₄C+%5V SiC, %5V B₄C+%10V SiC, %10V B₄C+%5V SiC, %7.5V B₄C+%7.5V SiC içerikli kompozit ve hibrit toz malzemeler karakterize edildi. Hibrit malzemelerin karakterizasyon aşamasında; optik mikroskop (OM), tarama elektron mikroskobu (SEM), X ışını kırınımı analizi (XRD), yoğunluk testleri yapıldı. Mekanik özellikleri karşılaştırmak için, mikro-makro sertlik ve aşınma testleri uygulandı. Hibrit kompozit tozların üretimi ve uygulanan testlerden elde edilen sonuçlar bu bölümde not edilmiş ve tartışılmıştır.

5.1. SİNERLEME ÖNCESİ VE SONRASI OM VE SEM GÖRÜNTÜLERİ VE KARAKTERİZAYONU

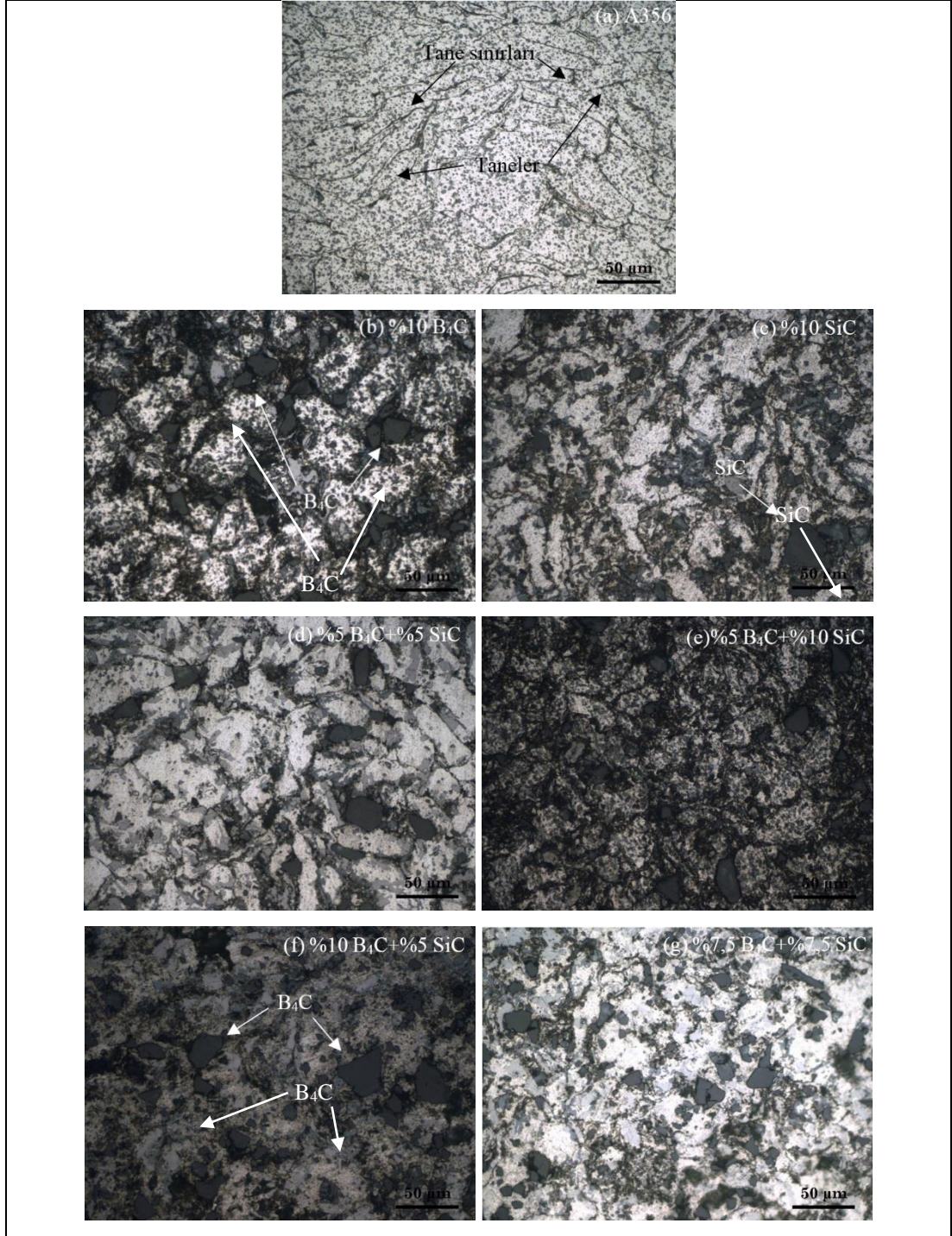
A356 ve %10V B₄C, %10V SiC, %5V B₄C+%5V SiC, %5V B₄C+%10V SiC, %10V B₄C+%5V SiC, %7.5V B₄C+%7.5V SiC takviyeli hibrit kompozit toz malzemeler mekanik alaşımlama sonrasında uğradıkları deformasyonun toz parçacıkların davranışa bağlı olarak değişimleri SEM mikroskobu altında incelendi. Şekil 5.1'de kompozit ve toz hibrit malzemelerin görüntüleri verilmiştir.



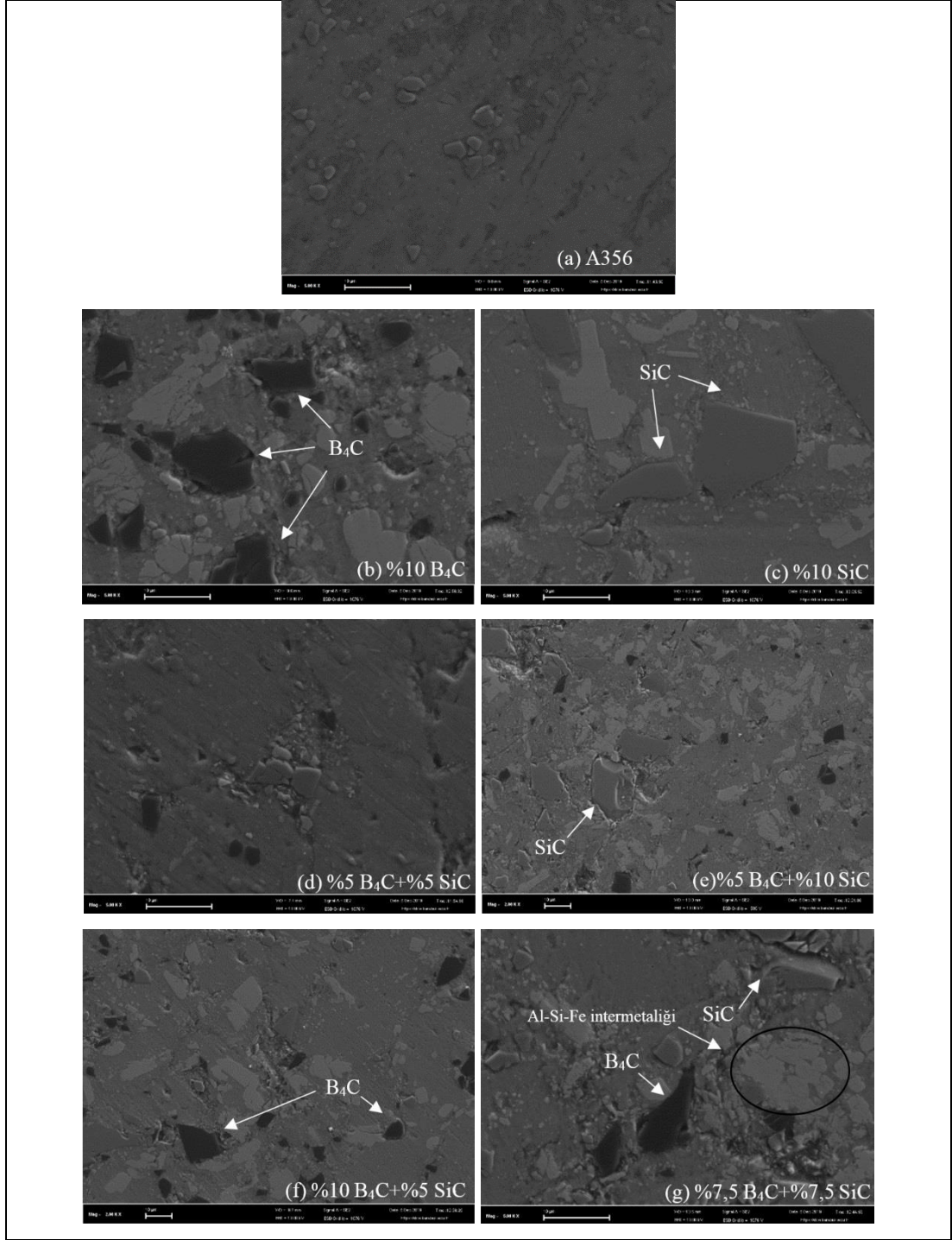
Şekil 5.1. Öğütme sonrası SEM görüntüleri a)A356, b)%10 B₄C, c)%10 SiC, d)%5 B₄C+%5 SiC, e)%5 B₄C+%10 SiC, f)%10 B₄C+%5 SiC, g)%7.5 B₄C+%7.5 SiC.

A356 alaşımı ve ilave alaşımların mekanik alaşımlama işlemi sonrasında toz taneciklerinde deformasyon sonucu oluşan boyutsal ve şekilsel değişimi anlamak için SEM görüntüleri alınmıştır. A356 alaşımı toz tanecikleri mekanik alaşımlama metodu

ile üretildiğinde başlangıçta küresel olan tozların bilye-bilye ve bilye-kap cidarı arasında ezilerek deformasyona uğradığı ve yassılaştığı ve pul şekline geldiği görülmektedir (Şekil 5.1. a). Bunun sebebi matris malzemesi olarak kullanılan A356 alaşımı tozlarının sünek olmasıdır. Büyük ve geniş yüzey alanına sahip yassı toz taneciklerin dış cidarlarında, alaşımlama sırasında yüksek enerjiden kaynaklanan deformasyon ile çatlamlar ve parçalanmalar olduğu belirlenmiştir. A356 toz parçacıkları başlangıçta küresel formdayken öğütme sonrası ezilerek yassılaştı ve uzamışlardır. A356 tozları pul şeklinde görülmektedir. (Şekil 5.1.) İlk önce sünek metal tozları (Al tozları) bilye-toz-bilye çarpışmaları ile yassılaştı hale gelirken, gevrek tozlar ise kırılırlar. Kırılgan davranışta ve köşeli şekilli SiC-B₄C takviye elemanı, öğütme ile daha küçük ama köşeli şekilde, sünek davranışlı A356 matris fazı ise pul şeklinde yapıda görülmektedir. Gevrek davranışlı takviye fazları sünek davranışlı matris fazları arasında (katmanlar arasında) yerleşmişlerdir. Öğütme süresiyle tozlar deformasyon sertleşmesine uğrar katmanlar çoğalır ve daha küçük boyutlara inerler. Takviye fazına bağlı olarak, bilyelerin enerjisinin yanı sıra seramik fazlarında sünek A356 toz parçacıklarını daha fazla deformasyona uğrattığı belirlenmiştir. Öğütmenin devamıyla tabakalar arası boşluk artar ve gevrek tozlar çözünmezse düzenli olarak sünek malzeme içine dağılırlar. B₄C ilave edilen alaşımda bor karbür partikülleri başlangıç morfolojisi köşeli, parlak, koyu renkte ve yoğun olarak görülürken, öğütme sonrası daha ince olduğu belirlenmiştir. Benzer durum SiC takviye fazı içinde geçerlidir. B₄C ve SiC takviyesi A356 matris içinde öğütme işlemi ile homojen dağılmıştır. A356 alaşımına ilave edilen B₄C takviye fazı SiC takviye fazına göre daha fazla ufalandığı belirlenmiştir. Bunun sebebi, B₄C takviye fazı yaklaşık 2900- 3450 Knoop, SiC takviye fazı ise yaklaşık 2550-2800 Knoop sertliğe sahip olmasından kaynaklanmaktadır (Md. Habibur Rahman, HM. Mamun Al Rashed, 2013) B₄C takviye fazı SiC takviye fazına nazaran daha fazla deformasyona uğramaktadır. B₄C ve SiC toz parçacıkları A356 toz parçacıklarına göre daha sert olduğundan daha kolay öğütülmüştür (Hakan Gökmeşe ve ark.) Şekil 5.2'de sinterleme ısıl işlemi sonrası A356 hibrit kompozit malzemelerin optik mikroskop görüntüleri (OM) verilmiştir.



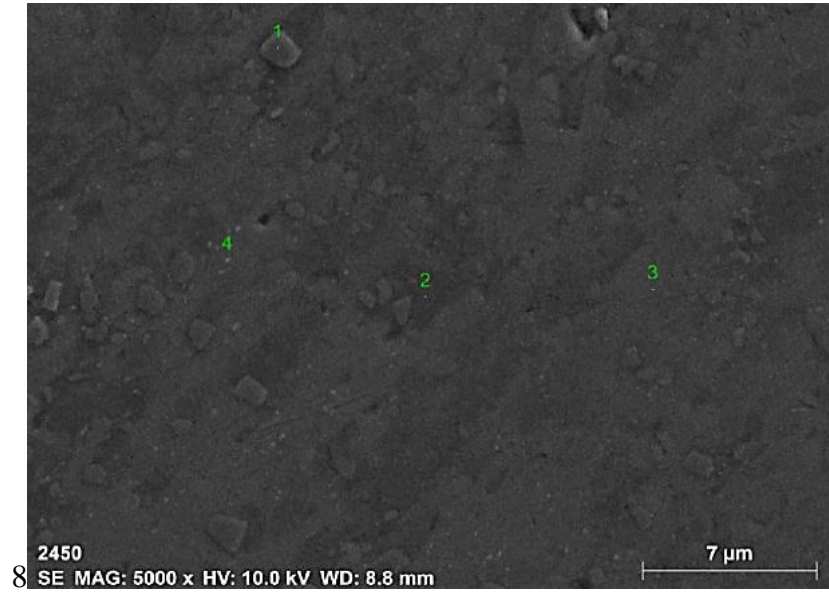
Şekil 5.2. Sinterleme sonrası OM görüntüleri a)A356, b)% 10 B₄C, c)% 10 SiC, d)% 5 B₄C+% 5 SiC, e)% 5 B₄C+% 10 SiC, f)% 10 B₄C+% 5 SiC, g)% 5 B₄C+% 10 SiC.



Şekil 5.3. Sinterleme sonrası SEM görüntüleri a) A356, b) %10 B₄C, c) %10SiC, d) %5 B₄C+%5 SiC, e) %5 B₄C+%10 SiC, f) %10 B₄C+%5 SiC, g) %7.5 B₄C+%7.5 SiC.

A356 hibrit alaşımların Şekil 5.2'deki OM ve Şekil 5.3'teki SEM görüntüleri incelendiğinde Şekil 5.2'da A356 alaşımında, tane sınırları ve tanelerin belirgin bir şekilde olduğu görülmektedir. Mikroyapıda B₄C takviye fazı siyah (Şekil 3.b), SiC

takviye fazının da koyu gri renkte (Şekil 3.c) olduğu belirlenmiştir. Ayrıca takviye fazlarının renklerine göre ayırt edilmesinin yanında sertliklerine bağlı olarak kırıntı halinde B₄C takviye fazının daha homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir. SiC takviye fazı B₄C takviye fazına göre daha büyük şekilde yapıda yer almaktadır. SiC ve B₄C takviye fazları aynı zamanda yapıda açık gri renklerde fazların dağılımında da etkili olduğu belirlenmiştir. Takviye faz miktarının hacimsel artışı ile açık gri renkteki fazların kümeleştiği görülmektedir. Bu açık gri fazların, Al-Si-Fe intermetalığı olduğu ve diğer takviye fazları gibi A356 alaşımının mekanik özelliklerini kötüleştirdiği bilinmektedir. Özellikle B₄C ilavesinin, bu fazların oluşumlarına imkan sağladığı OM ve SEM görüntülerine bakılarak belirlenmiştir. Şekil 5.4'te A356 alaşımının SEM görüntüsü ve Çizelge 5.1'de EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1 nolu konumda Al-Si-Fe intermetalığı, 2 nolu konumda Al-Si ötektiği ve O belirlenmiştir. Bu bölge toz taneciklerinin arasında kalan alan olduğundan, oksijen miktarı oldukça yüksektir. 3 ve 4 nolu bölgelerde ise Al elementinin bulunduğu belirlenmiştir.

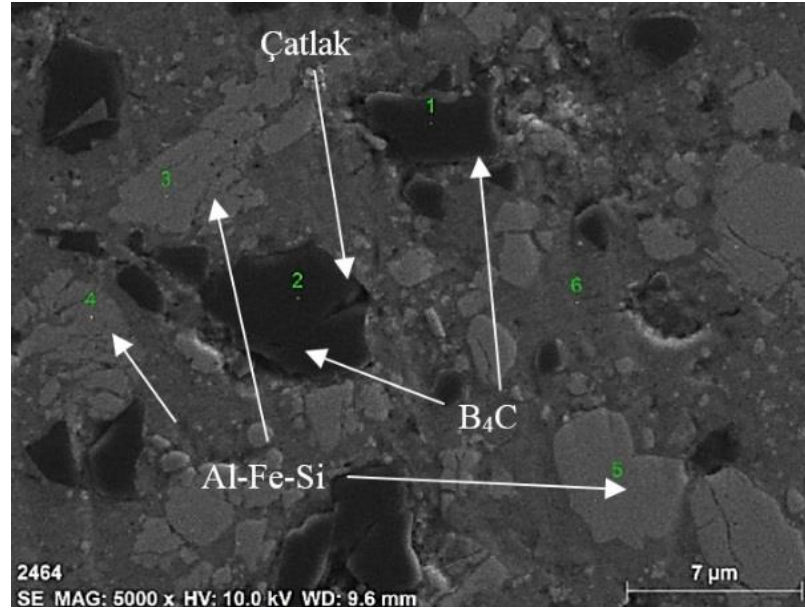


Şekil 5.4. Sinterleme sonrası A356 alaşımı SEM görüntüleri.

Çizelge 5.1. A356 EDX analiz sonuçları (% ağırlık)

Konum	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	3,24	0,33	2,79	91,13	0,00	2,52
2	41,89	0,74	38,54	18,04	0,79	0,00
3	3,18	0,67	93,17	2,80	0,18	0,00
4	4,04	0,61	85,83	2,28	6,43	0,81

Şekil 5.5'te A356+%10B₄C takviyeli kompozitin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.2'de EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1 ve 2 nolu konumda B₄C takviye fazı 3, 4 ve 5 nolu konumda Al-Si-Fe intermetalığı, 6 nolu konumda Al-Si ötektiği ile birlikte B elementi belirlenmiştir. 2 nolu konumdaki B₄C takviye fazındaki çatlak, deformasyonun devam etmesi durumunda (mekanik öğütme işleminden kaynaklı) ilerleyerek kırılmaya yol açacağı ön görülmektedir. Ayrıca B₄C takviye fazının başlangıçtaki boyutu 40-45µm civarında iken, öğütme ile 1- 5µm kadar inceltildiği belirlenmiştir. Ayrıca (3,4 ve 5 nolu konumlardaki) Al-Si-Fe intermetalığının çok fazla kabalaştığı görülmektedir.



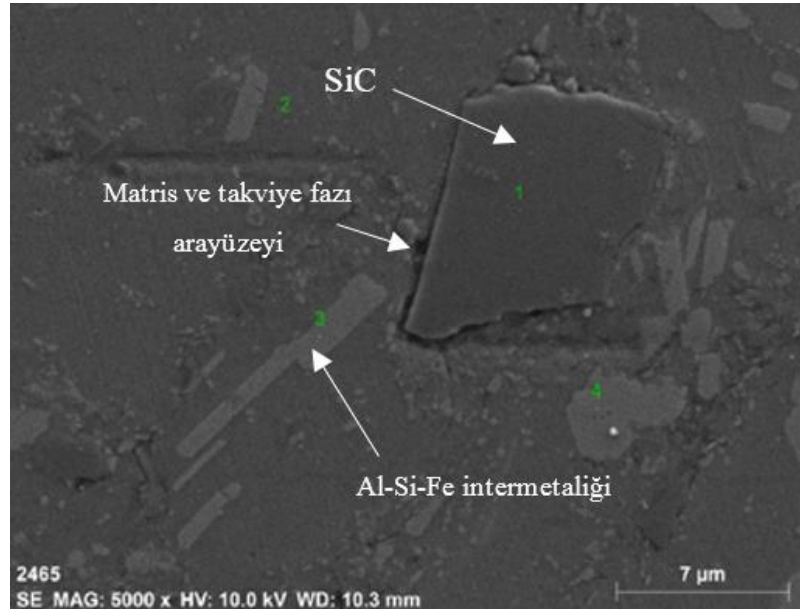
Şekil 5.5. A356+%10B₄C takviyeli kompozitin SEM görüntüleri.

Çizelge 5.2. A356+%10B₄C takviyeli kompozitin EDX analiz sonuçları (% ağırlık)

Konum	B	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	80,9	18,71	0	0	0,05	0,15	0	0,19
2	81,02	18,62	0,11	0	0,1	0,03	0,11	0
3	13	5,43	1,68	0,16	41,23	13,13	1,45	23,91
4	9,64	3,52	1,26	0,33	43,5	14,46	1,49	25,8
5	14,01	3,89	1,54	0,26	42,09	13,16	0,14	24,91
6	15,01	5,22	4,59	0,5	74,68	-	-	-

Şekil 5.6'da A356+%10SiC takviyeli kompozitin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.3'de EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1 nolu konumda SiC takviye fazı, 2 nolu konumda

Al matris malzemesi, 3 ve 4 nolu konumda Al-Si-Fe intermetalığı belirlenmiştir. SiC takviye fazında B₄C takviye fazı gibi yaklaşık 5µm kadar inceltildiği belirlenmiştir. Fakat çevresinde veya diğer bölgelerde daha küçük boyutlu SiC parçacığı görülmemektedir. Ayrıca SiC takviye fazının, B₄C takviye fazı ile A356 matris arasındaki uyumu göstermediği görülmektedir. SiC takviye fazının matris fazı arasındaki belirgin arayüzeyinin varlığı bunu göstermektedir.



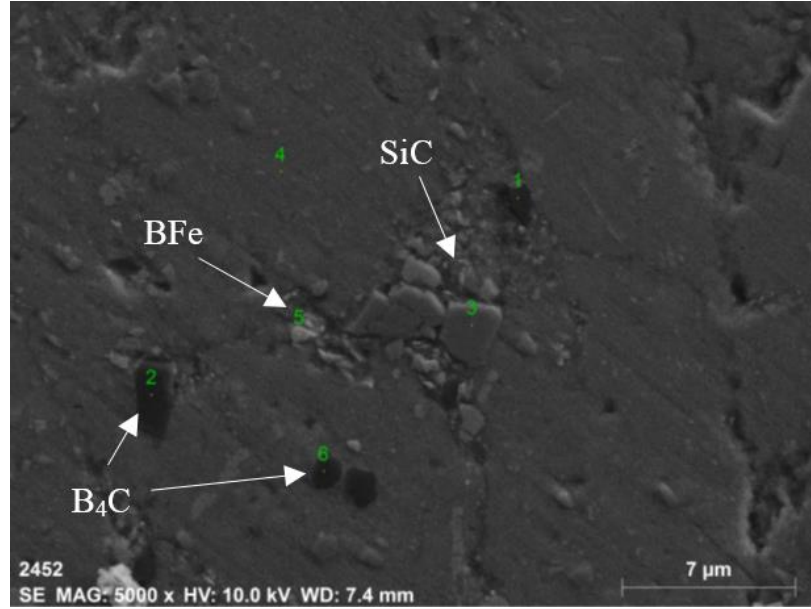
Şekil 5.6. A356+%10SiC takviyeli kompozitin SEM görüntüleri.

Çizelge 5.3. A356+%10SiC takviyeli kompozitin EDX analiz sonuçları (% ağı.)

Konum	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	33,85	0,33	0,07	0,65	65,1	-	-
2	5,13	2,71	0,47	91,66	0,03	-	-
3	5,21	1,4	0,36	51,07	16,72	1,09	24,14
4	6,71	3,13	0,47	51,95	11,71	3,97	22,07

Şekil 5.7’de A356+%5B₄C+%5SiC hibrit kompozitin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.4’de EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1 ve 2 nolu konumda B₄C takviye fazı, 3 nolu konumda SiC takviye fazları belirlenmiştir. 4 nolu konumda Al-B intermetalığı belirlenmiştir. 5 nolu konumda Fe-B intermetalığı ve 6 nolu konumda B₄C takviye fazı belirlenmiştir. Özellikle SiC takviye fazlarının irili ufaklı olarak yapıda birbirlerine yakın konumlandıkları görülmektedir (3. nolu konum). Ayrıca SiC takviye fazının matristen kolaylıkla ayrışabilir olduğu matris ve takviye fazı arasında arayüzeyin zayıf

oluşu dikkat çekicidir. Mekanik alaşımlama sırasında B_4C takviye fazının sertliğinin SiC takviye fazına göre daha sert olmasından dolayı daha ince ve homojen bir şekilde matris A356 fazında dağıldığı belirlenmiştir.



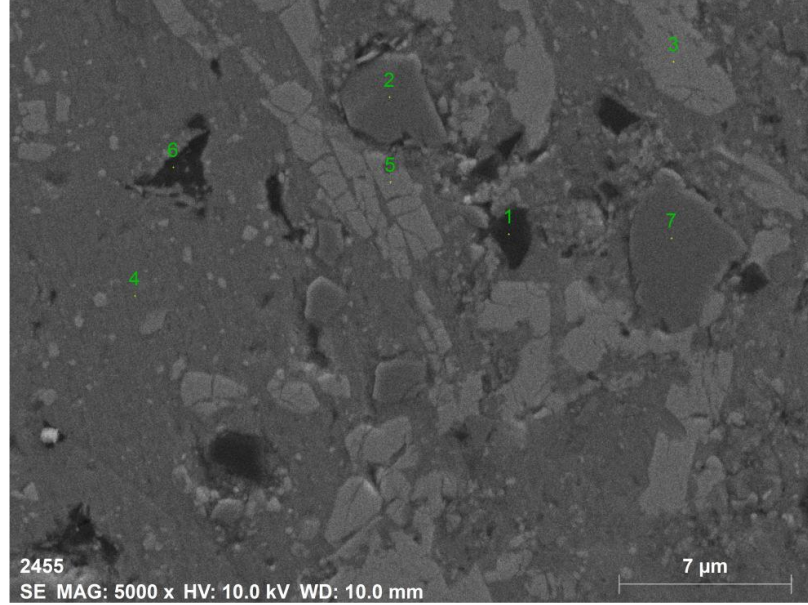
Şekil 5. 7. A356+%5 B_4C +%5 SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.

Çizelge 5.4. A356+%5 SiC +%5 B_4C hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.).

Konum	B	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	76,52	21,18	1,34	0,06	0,46	0,11	0,33	-
2	82,08	17,29	0,3	-	0,33	-	-	-
3	12,44	26,53	0,65	0,18	0,53	59,4	0,2	0,07
4	17	5,23	2,1	0,36	73,73	-	0	1,57
5	11,99	8,24	5,54	0,08	4,7	7,39	6,18	55,88
6	80,75	13,38	0,3	-	5,56	0,01	-	-

Şekil 5.8'de A356+%5 B_4C +%10 SiC hibrit kompozitin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.5'de EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1, 3 ve 5 nolu konumda Al-B-Fe, 2 nolu konumda SiC takviye fazı, 3 nolu konumda Al-Fe-B intermetalığı ve 4 nolu konumda Al-B fazı belirlenmiştir. 3 ve 4 nolu konumda Al-B-Fe intermetalığı ile birlikte Si elementi de dikkat çekicidir. Al-Si-Fe intermetalığının B elementi ile birlikte plaka şeklindeki morfolojisinin incelendiği belirlenmiştir. Bunun sebebinin mekanik alaşımlama, sinterleme sıcaklığı ve atmosferine bağlı olarak, B elementinin

deformasyon bölgelerinde daha hızlı difüze olmasına sebep olduğu ve Al-Si-Fe intermetalığının parçaladığı düşünülmektedir.

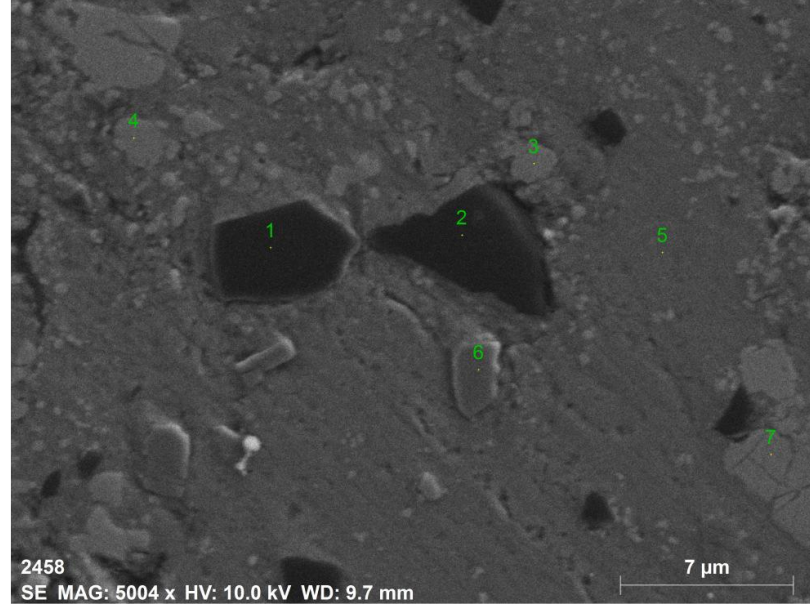


Şekil 5.8. A356+%5B₄C +%10SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.

Çizelge 5.5. A356+%5B₄C +%10SiC hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.).

Konum	B	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	51,84	4,06	5,35	0,28	24,91	4,3	0,31	8,96
2	10,3	27,59	0,5	0,26	0,9	59,09	0,06	1,31
3	16,49	3,82	4,79	0,57	41,94	9,54	0,4	22,81
4	12,7	4,54	2,46	0,53	78,95	0,02	0,8	-
5	11,69	4,09	2,34	0,46	54,97	8,69	0,75	17,02
6	6,6	47,86	12,37	0,22	30,01	1,97	0,97	-
7	11,17	27,3	0,56	-	0,47	60,5	-	-

Şekil 5.9'da A356+%10B₄C+%5SiC hibrit kompozitin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.6'da EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1 ve 2 nolu konumda B₄C takviye fazı, 3 ve 4 nolu konumda düşük B içeriğine sahip Al-Fe-Si intermetalığı, 5 nolu konumda AlB bileşiği belirlenmiştir. 6 nolu konumda Si-C-B elementlerine rastlanmıştır. 7 nolu konumda Al-Fe-B bileşiği belirlenmiştir. Takviye fazlarının özellikle tane sınırlarında konumlandığı ve artan miktarına bağlı olarak yığıldığı, SEM görüntüleri ve EDX analizlerinde belirlenmiştir.

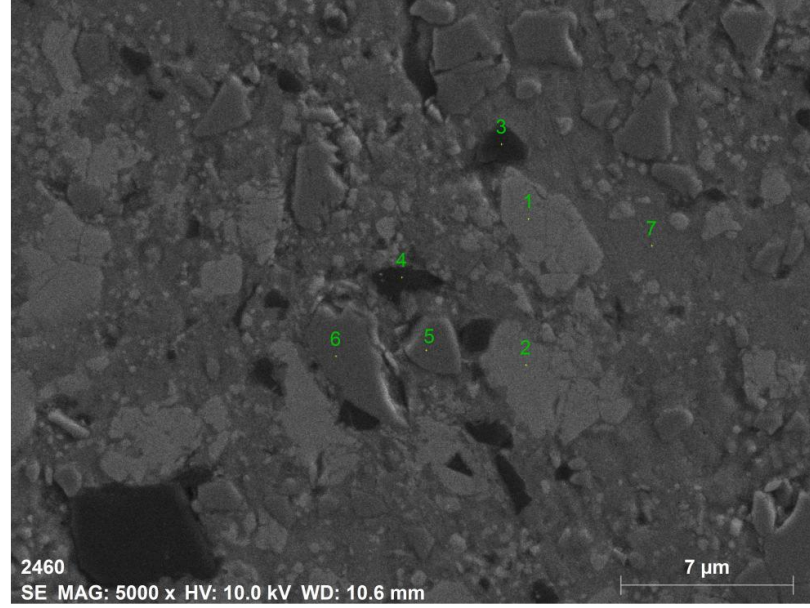


Şekil 5.9. A356 +%10B₄C +%5SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.

Çizelge 5.6. A356 +%10B₄C +%5SiC hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.).

Konum	B	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	81,89	17,6	0	0	0,15	0	0	0,36
2	81,86	17,45	0,18	0,11	0,01	0	0	0,39
3	9,88	3,69	2,62	0,33	49,99	9,12	2,74	21,63
4	8,99	1,72	3,25	0,4	44,24	13,51	2,65	25,26
5	14,99	3,39	2,51	0,57	78,54	0	0	0
6	11,68	26,67	1,1	0,05	1,11	59,39	0	0
7	11,67	3,76	1,67	0,12	43,17	12,9	0	26,71

Şekil 5.10'da A356+%7.5B₄C+%7.5SiC hibrit kompozitin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.7'de EDX analizi sonuçları verilmiştir. 1 ve 2 nolu konumda Al-Si-Fe intermetalığı ile birlikte B elementine rastlanmıştır. 3 ve 4 nolu konumlarda B₄C takviye fazı, 5 ve 6 nolu konumlarda SiC takviye fazı belirlenmiştir. 7 nolu konumda Al ve B elementlerine rastlanmıştır.



Şekil 5.10. A356 +%7.5B₄C +%7.5SiC hibrit kompozit malzeme SEM görüntüsü.

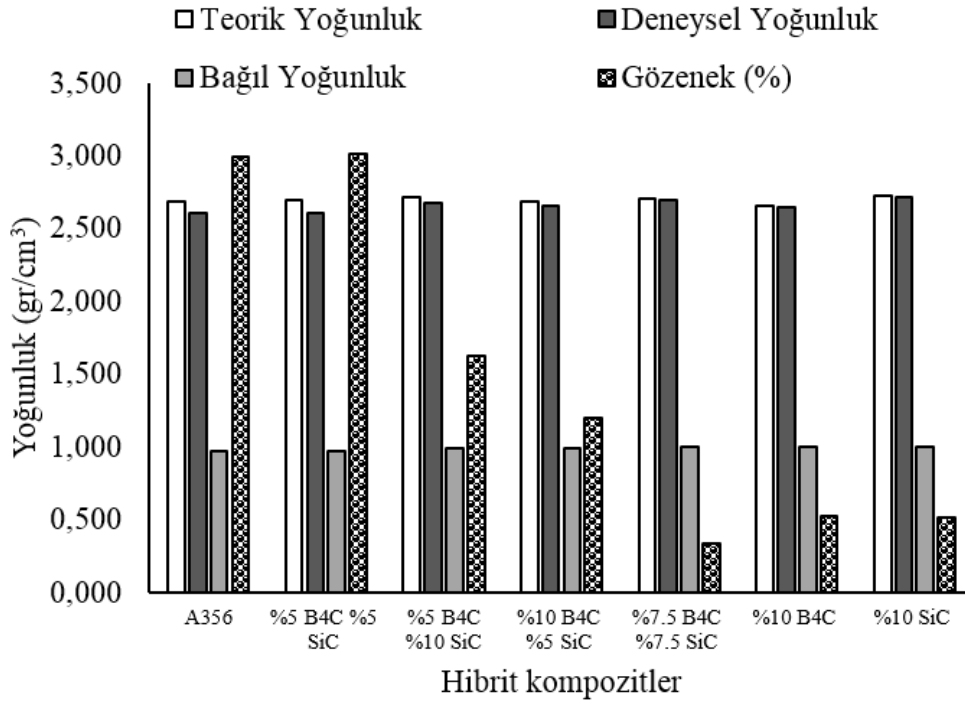
Çizelge 5.7. A356 +%7.5B₄C +%7.5SiC hibrit kompozit malzeme EDX analiz sonuçları (% ağı.).

Konum	B	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	11,37	4,59	1,64	0,35	44,48	15,28	0	22,28
2	10,91	3,65	1,42	0,38	44,59	13,8	1,08	24,19
3	82,15	17,56	0	0,03	0,11	0,13	0	0,01
4	78,74	20,59	0,21	0,07	0,25	0,01	0	0,14
5	4,84	26,03	0,38	0	0,94	66,73	0,05	1,04
6	12,19	26,15	0,28	0,27	0,67	57,4	0,61	2,43
7	17,37	3,89	3,19	0,54	73,55	0,09	0	1,37

Sinterleme sonrası alınan SEM ve EDX analizlerinde, özellikle takviye fazlarının (B₄C ve SiC) oranlarına bakılmaksızın matris fazının A356 toz taneleri arasında olduğu görülmektedir. Ayrıca SiC fazının, birlikte durma eğiliminin olduğu yapıda tamamen homojen dağılmadığı, buna karşın, B₄C takviye fazının sertliğine bağlı olarak daha fazla öğütülebildiği ve yapıda homojen dağıldığı belirlenmiştir. Gökmeşe ve ark., 7075 alüminyum alaşımına B₄C ve SiC ilavesinde, ürettikleri hibrit kompozit malzemelerde takviye fazlarının tane sınırlarında dağıldığını not etmişlerdir (Hakan Gökmeşe ve ark., 2020). Şimşek, Al alaşımına ilave ettiği B₄C takviye fazının (grafen ile birlikte) miktarına bağlı olarak tane sınırlarında konumlandığını belirlemiştir (İjlal Şimşek, 2019).

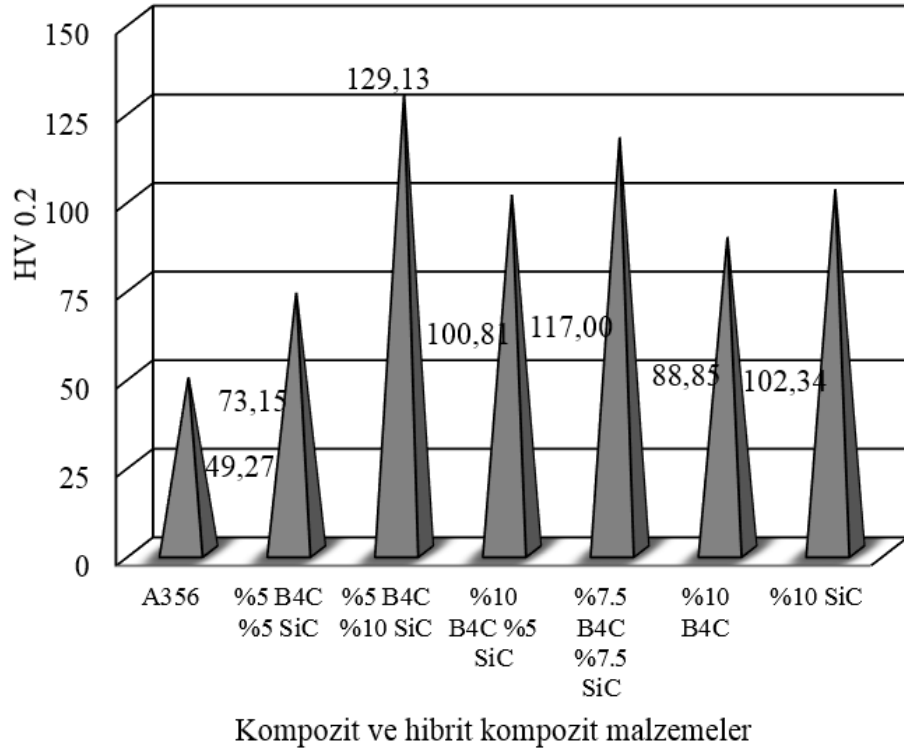
5.2. YOĞUNLUK VE SERTLİK TEST SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR

B₄C, SiC takviye elemanları ilave edilerek, üretilen A356 alaşımı kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin teorik, deneysel ve bağıl yoğunlukları ayrıca gözeneklilik miktarları üzerine etkisi Şekil 5.11’ de verilmiştir. Teorik ve deneysel yoğunluğun takviye miktarına ve türüne bağlı olarak arttığı belirlenmiştir. Buna karşın, bağıl yoğunluğun, matris hacimce ilave edilen takviye fazının miktarının artmasıyla arttığı belirlenmiştir. Gözenek miktarı ise takviye faz oranına göre en düşük %7.5B₄C+%7.5SiC takviyeli hibrit kompozit malzemede elde edilmiştir.

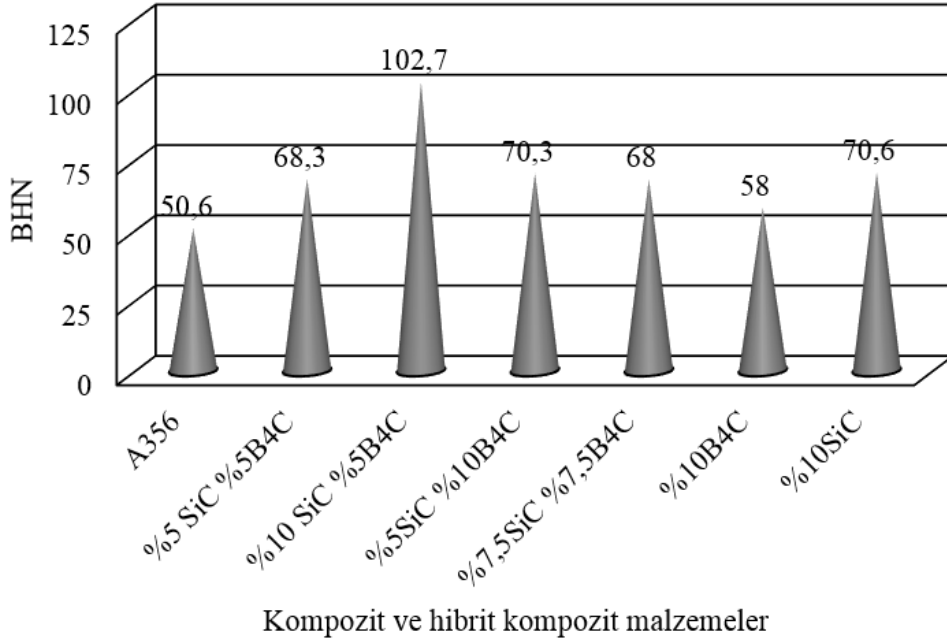


Şekil 5.11. A356 matrisli B₄C, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin teorik, deneysel ve bağıl yoğunlukları.

B₄C, SiC takviye elemanları ilave edilerek üretilen A356 alaşımı kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin mikrosertlik sonuçları Şekil 5.12’de ve makro sertlik sonuçları Şekil 5.13’te verilmiştir.



Şekil 5.12. A356 matrisli B₄C, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin mikrosertlik sonuçları.

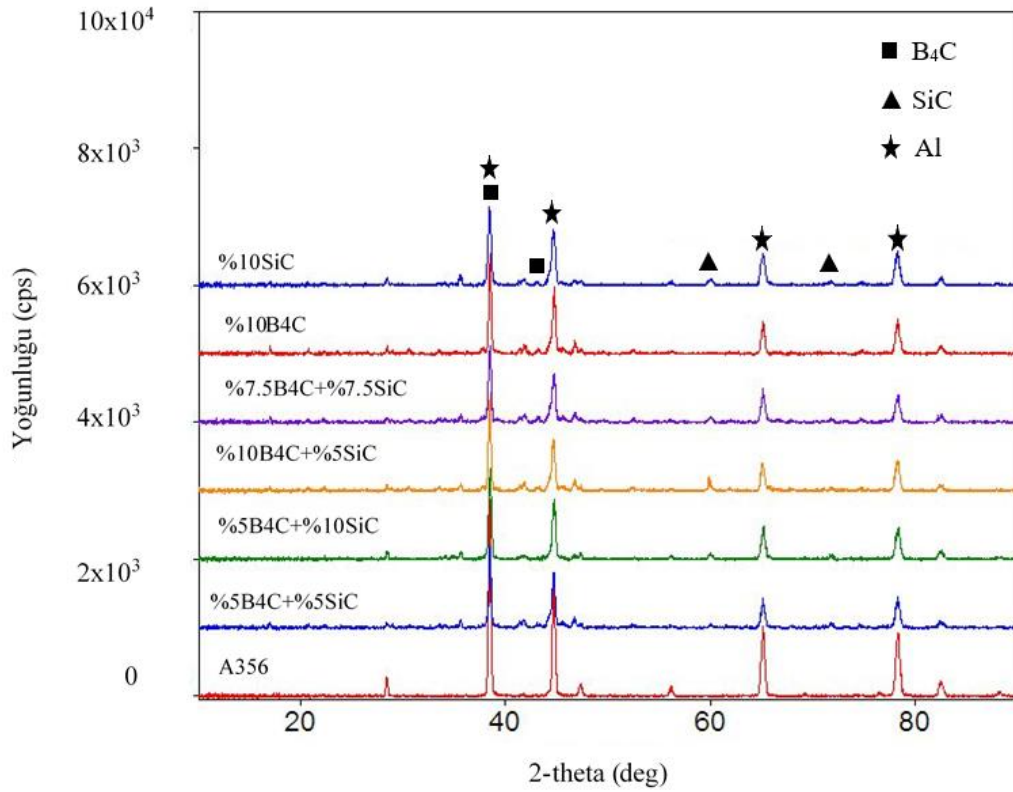


Şekil 5.13. A356 matrisli B₄C, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin makrosertlik sonuçları.

A356 alaşımının mikrosertlik değerinin takviye fazın miktarına, sertliğine ve dağılımına göre etkilendiği görülmektedir. A356 malzemenin mikrosertliği 49 HV iken en yüksek mikrosertlik değeri $A356+5B_4C+10SiC$ hibrit kompozit malzemede 129 HV civarındadır. Buna karşın $A356+10B_4C+5SiC$ hibrit kompozit malzemede 101 HV, $A356+7.5B_4C+7.5SiC$ hibrit kompozit malzemede 117 HV llmştr. A356 alaşımının makrosertlik değerinin de mikrosertlik testlerine paralel olarak takviye fazın miktarına, sertliğine ve dağılımına göre etkilediği görülmektedir. A356 malzemenin mikrosertliği 51 HB iken en yüksek mikrosertlik değeri $A356+5B_4C+10SiC$ hibrit kompozit malzemede 103 HB civarındadır. Buna karşın $A356+10B_4C+5SiC$ hibrit kompozit malzemede 71 HB, $A356+7.5B_4C+7.5SiC$ hibrit kompozit malzemede 68 HB llmştr. B_4C seramik takviye fazının SiC takviye fazına göre daha sert olduğu bilinmektedir. Fakat SiC takviye fazının sertlik üzerine daha iyi sonuçlar verdiği belirlenmiştir. Bununla birlikte B_4C takviye fazı aslında SiC takviye fazına göre mekanik alaşımlama sırasında daha inceltiymiş ve homojen dağılmıştır.

5.3. XRD ANALİZİ TEST SONUÇLARI VE TARTIşMALAR

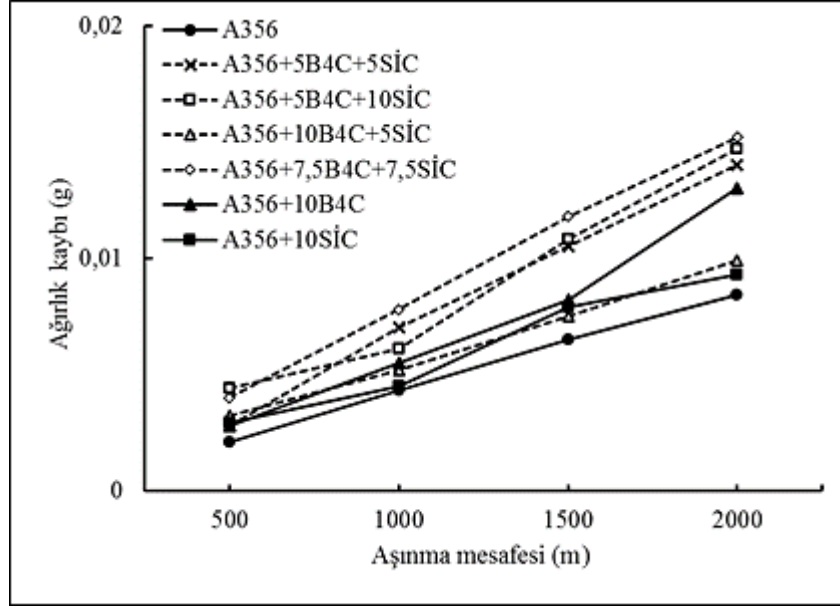
Çalışma kapsamında üretilen A356 matrisli, B_4C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin şekil 5.14'te XRD analizi sonuçları verilmiştir. A356 alaşımına B_4C ve SiC takviye fazına bağlı olarak A356 alaşımının yapısında bulunan Al, Al-Si tektiği, Si, Al-Si-Fe intermetaliklerine ek olarak hacimce ilave miktarına bağlı olarak XRD analizinde B_4C ve SiC takviye fazları belirlenmiştir. Al fazı 2-theta açısı 38.47° , Al-Si ötektiği 2-theta açısı 43.37° de, Al-Si-Fe intermetaliliği 2-theta açısı 46.71° de belirlenmiştir. Bunlara ek olarak B_4C takviye fazı 2-theta açısı, 37.77° de görülmüştür. SiC takviye fazı 2-theta açısı açısı, 35.74° 'de görülmüştür.



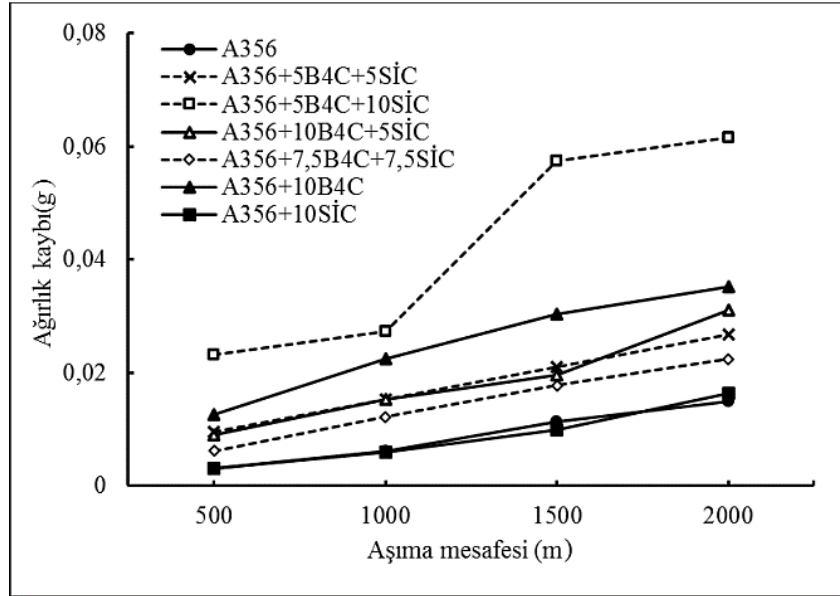
Şekil 5.14. A356 kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin XRD sonuçları.

5.4. AŞINMA TEST SONUÇLARI VE TARTIŞMALAR

Çalışma kapsamında A356 alaşımına mekanik alaşımlama metodu ile B₄C ve SiC takviye fazının ile kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin mekanik dayanımlarına etkisini belirlemek için 1m/s hızda, 500, 1000, 1500, 2000 m kayma mesafelerinde ve 10N, 20N yüklerde aşınma testi uygulanmıştır. Aşınma testi sonrasında kayma mesafelerinde hassas terazi ile ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Şekil 5.15'te farklı aşınma mesafelerinde 10 N yük altında A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit alaşımların aşınma testinde ağırlık kayıpları ve Şekil 5.16'da farklı aşınma mesafelerinde 20 N yük altında A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit alaşımların aşınma testinde ağırlık kayıpları verilmiştir. Aşınma testinde uygulanan kuvvetin artmasına bağlı olarak, aşınma hasarının ve ağırlık kaybının arttığı görülmektedir. Aşınma testinde 10 ve 20 N yük altında en düşük aşınma miktarı A356 alaşımında kaydedilmiştir. Bununla birlikte yapıya ilave edilen takviye elemanına bağlı olarak aşınma testindeki ağırlık kaybı artmaktadır.



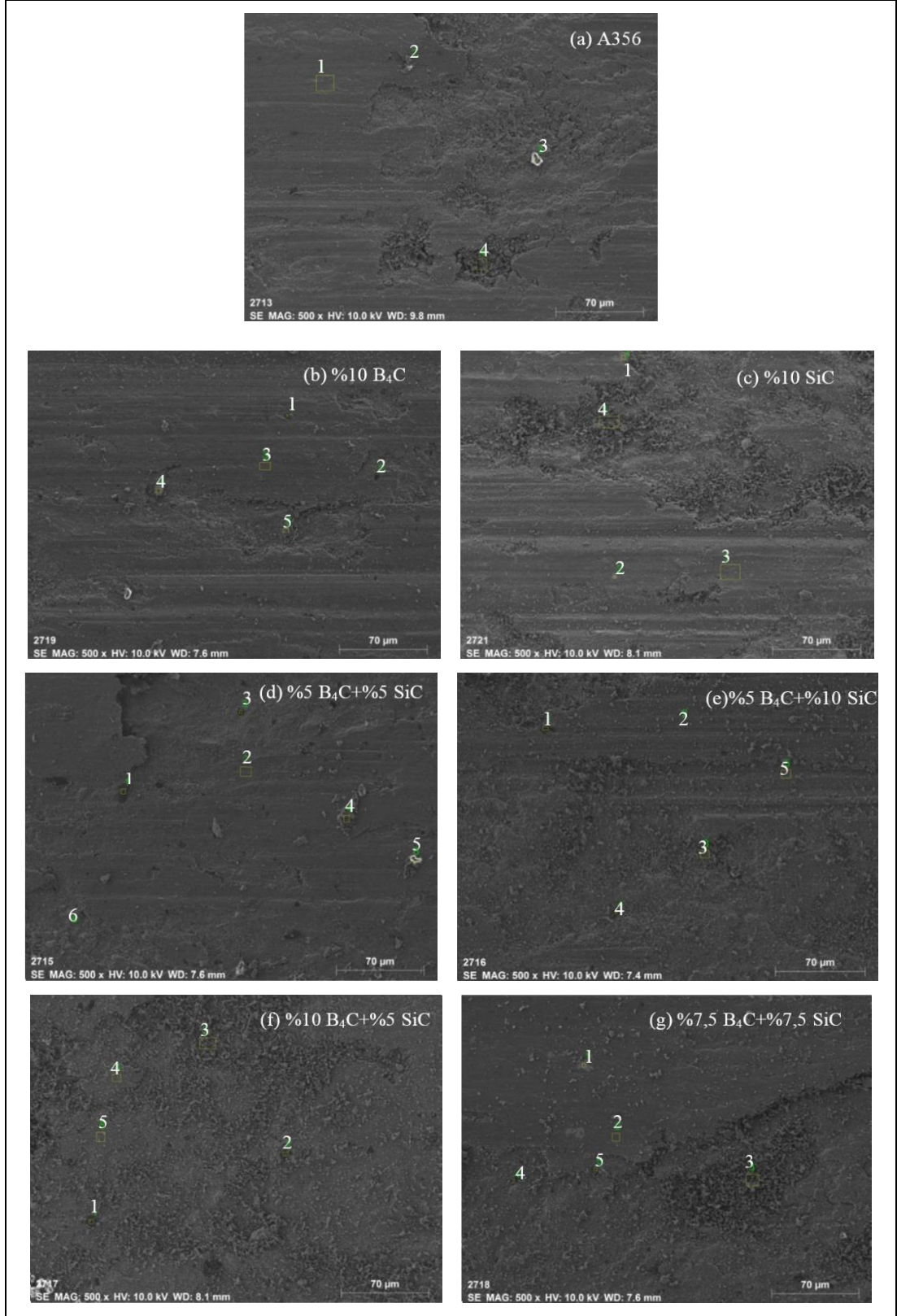
Şekil 5.15. 10 N yük altında A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit alaşımların aşınma testinde ağırlık kayıpları.



Şekil 5.16. 20 N yük altında A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit alaşımların aşınma testinde ağırlık kayıpları.

Aşınma testlerinde en yüksek aşınma miktarı 10 N yük altında A356+%7,5B₄C+%7,5SiC hibrit kompozit malzemededir, 20 N yük altında A356+%5B₄C+%10SiC hibrit kompozit malzemededir ölçülmüştür. İlave edilen takviye elemanı hacminin artmasına bağlı olarak aşınma miktarı artmaktadır. A356+%10SiC

kompozit malzemede 10 ve 20 N yük altında A356 alaşımından sonra en az aşınma miktarı gerçekleşmiştir. Sonuç olarak aşınma testlerinde oluşan ağırlık kaybının takviye faz ile matris faz arasındaki uyumsuzluğun etkili olduğu belirlenmiştir. Hibrit kompozit alaşımlarda, takviye faz dağılımı ve boyutunun önemli bir faktör olduğu görülmektedir. B₄C ve SiC takviye fazlarının OM ve SEM görüntülerinde boyutlarının ve dağılımlarının farklı olduğu not edilmiştir. Aşınma sırasında matris fazdan kopan takviye fazlarının, matris fazdaki aşınma miktarını arttırdığı düşünülmektedir. Takviye fazının aşınmadaki rolünü belirlemek için, 20 N yük altında aşınma testi uygulan A356 kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin yüzeylerinden SEM ve EDX çalışması yapılmıştır. Şekil 5.17’de 20 N yük altında aşınma testi uygulanan A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin SEM görüntüsü ve Çizelge 5.8’de EDX analizi sonuçları verilmiştir. B₄C takviye fazının SiC takviye fazına nispeten daha küçük parçacıklar halinde yapıda homojen dağıldığı SEM görüntülerinde belirlenmişti. Ek olarak B₄C takviye fazının SiC takviye fazına göre arayüzeylerinin daha iyi birleştiği görülmüştü. Aşınma sonrası SEM yüzeylerinde, özellikle B₄C takviyesi uygulanan A356 kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin aşınma yüzeylerinde B₄C takviye fazına rastlanırken, SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelere rastlanmamıştır (Çizelge 5. 8). SiC takviye fazları yapıda daha büyük ve topaklanmış halde tane sınırlarında kümeleştiğinden, aşınma sırasında A356 matris arayüzeyinden koparak uzaklaştığı düşünülmektedir. Aynı zamanda yüzeyden farklı konumlardan alınan EDX analizinde yüksek miktarda Fe içeriği belirlendiği görülmektedir. Yüksek miktarda Fe elementini aşındırıcı disk ve numune arasında kopan SiC takviye fazının disk yüzeyini aşındırdığı ve kirlenmeye sebep olduğu belirlenmiştir. Özellikle kompozit ve hibrit kompozit A356 alaşımında SiC takviye faz miktarının artmasına bağlı olarak Fe kirlenmesi oluşmaktadır. Bununla birlikte O miktarının aşınma testi sırasında yüzeyde oluşan ısı ve ortama bağlı olarak oksit film tabakasından kaynaklandığı bilinmektedir.



Şekil 5.17. 20 N yük altında aşınma testi uygulanan A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin SEM görüntüsü.

Çizelge 5.8. 20 N yük altında aşınma testi uygulanan A356 matrisli B₄C ve SiC takviyeli kompozit ve hibrit kompozit malzemelerin EDX analizi sonuçları.

Şekil	Konum	B	C	O	Mg	Al	Si	Fe
(a)	1	-	-	44,78	0,36	36,68	2,96	15,21
	2			24,25	0,65	68,33	2,53	4,24
	3			63,11	0,50	24,88	11,29	0,21
	4			32,92	0,14	30,58	1,21	35,15
(b)	1	77,91	18,71	2,66	-	0,72	-	-
	2	77,88	18,44	2,50	0,04	0,97	0,17	-
	3	9,81	3,01	36,51	0,06	36,70	2,54	11,37
	4	8,42	14,26	53,72	0,31	23,29	-	-
	5	14,06	2,22	32,10	0,17	21,21	1,55	28,69
(c)	1	-	2,66	13,99	0,24	11,02	1,40	70,69
	2	-	3,25	19,34	0,10	12,56	1,77	62,97
	3	-	3,98	36,27	0,19	36,93	7,13	15,50
	4	-	2,98	31,84	-	24,25	5,39	35,54
(d)	1	12,12	46,16	19,45	0,22	17,81	4,24	-
	2	11,74	6,61	26,82	0,49	36,05	8,02	10,26
	3	85,72	13,54	0,21	-	0,12	0,11	0,31
	4	15,80	14,62	44,58	-	24,77	0,23	-
	5	5,83	21,84	48,82	0,07	22,10	0,06	1,29
	6	9,75	13,47	44,55	0,20	25,80	1,70	4,52
(e)	1	79,85	12,87	5,06	0,02	2,20	-	-
	2	11,29	3,10	31,22	0,08	30,86	5,54	17,91
	3	-	3,76	31,69	0,422	28,38	5,84	29,91
	4	81,11	18,02	0,60	-	0,23	0,04	-
	5	14,45	3,60	25,76	0,44	41,12	9,36	5,27
(f)	1	76,58	13,94	6,71	-	2,44	0,33	-
	2	76,43	11,47	5,01	0,07	6,44	0,39	-
	3	10,99	4,32	32,63	-	23,53	3,05	25,49
	4	15,32	2,98	37,63	0,35	23,70	4,23	15,79
	5	12,26	4,09	32,28	0,36	32,20	4,25	14,56
(g)	1	7,16	4,69	5,30	-	0,71	0,44	81,71
	2	11,12	3,19	41,56	-	23,46	3,74	16,92
	3	10,21	8,03	31,67	0,020	22,47	2,71	24,70
	4	61,41	31,27	1,14	-	5,04	-	1,14
	5	75,95	14,50	5,83	0,01	1,94	0,26	1,50

BÖLÜM 6

SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında; A356 toz alaşımı, B₄C ve SiC toz karbürleri mekanik alaşımlama metoduyla alaşımlanarak alüminyum temelli hibrit kompozit malzemeleri üretilmesi amaçlanmıştır. A356 ve %10V B₄C, %10V SiC, %5V B₄C+%5V SiC, %5V B₄C+%10V SiC, %10V B₄C+%5V SiC, %7.5V B₄C+%7.5V SiC konfigürasyonlu hibrit malzemelerin mikroyapısal karakterizasyonu ve aşınma testleri sonrasında aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. A356 bazlı B₄C ve SiC hibrit kompozitler mekanik alaşımlama metodu ile üretildi.
2. X-Işınları kırınım analizinden alaşımların A356'da Al fazı, %7.5 B₄C+%7.5 SiC'de SiC alaşımı, %10 B₄C'de B₄C alaşımı, %10 SiC'de SiC alaşımının oluştuğu belirlenmiştir.
3. SEM -EDS analizleri de XRD sonuçlarını desteklemiştir.
4. Ortalama sertlik değerlerine bakıldığında, A356 alaşımının mikro sertlik değerinin alaşım elementi ilave edilen diğer alaşımlarla kıyaslandığında daha düşük değerde olduğu görülmektedir. İlave edilen alaşım elementlerinin artması ile mikro sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir.
5. Makro sertlik sonuçları incelendiğinde, makro sertlik değerinin en az olduğu grup ilave alaşım elementi katılmayan A356 olduğu görülmektedir. SiC ilaveli grubun makro sertlik değeri diğer grupların sertlik değerlerinden daha yüksektir. B₄C ilavesi de makro sertlik değerlerini arttırmaktadır.
6. B₄C ve SiC, bağıl yoğunluğu arttırmıştır. Teorik yoğunluk değeri en çok %7.5 B₄C ve %7.5 SiC içeren grupta görülmüştür. En az teorik yoğunluk ise A356'dadır.
7. Deneysel ve bağıl yoğunluk değerleri incelendiğinde, en yüksek deneysel ve bağıl yoğunluk %7.5 B₄C ve %7.5 SiC içeren grupta görülmektedir. Yoğunluk

değerlerinde görüldüğü gibi en düşük değer A356 alaşımında tespit edilmektedir.

8. Yoğunluk sonuçları incelendiğinde, silisyumkarbürün yoğunluğu daha fazla arttırma etkisi olduğu anlaşılmaktadır. İlave edilen B₄C ve SiC yoğunluğu arttırmaktadır. En yüksek yoğunluk değeri %5 B₄C+%10 SiC ilavesi yapılmış olan gruptur.
9. En düşük gözenek miktarı %7.5 B₄C+%7.5 SiC içeren grupta görülmüştür. SiC miktarının artması ile gözenek miktarında bir miktar artış gözlenmiştir. Matris içindeki B₄C arttıkça, parçacıklarda daha fazla topaklanma olduğu söylenebilmektedir.
10. Aşınma testi sonuçlarında uygulanan yük ile birlikte ağırlık kayıplarının arttığı görülmektedir. Yüke bağlı ağırlık kayıpları en çok 20 N uygulama yükünde, en az ağırlık kayıpları 10 N uygulama yükünde gerçekleşmiştir. Max aşınma saf Al'da gözlemlenmiştir.
11. Kayma mesafesine bağlı olan aşınma miktarı, 500 m kayma mesafesinde en düşük iken 2000 m kayma mesafesinde en yüksek olduğu görülmektedir. Aşınma mesafesi arttıkça, aşınma kayıpları artmıştır.
12. Aşınma sonrası yüzey analizlerinden adheziv aşınmanın olduğu belirlenmiştir.

KAYNAKLAR

- A. Ersümer, TM Sert Metal Sinterleme, *İstanbul Üniversitesi Matbaası*: 24-50 (1970).
- A. Johnson. Nell' *Materials by Mechanical alloying Techniques*. DGM Confer. Calw-Hirsau (FRG), Ed. E. Arzt and L. Schultz, Informationsgesellschaft Verlag. 354 (1988).
- Alaneme KK., Olubambi PA., Corrosion and wear behaviour of rice husk ash-alumina reinforced Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites. *J Mater Res Technol*:188–94 (2013).
- Alaneme KK., Tolulope MA., Peter AO., Corrosion and wear behaviour of Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites reinforced with rice husk ash and silicon carbide. *J Mater Res Technol*:9 (2014).
- Alidokht SA., Abdollah-zadeh A., Soleymani S., Assadi H., Microstructure and tribological performance of an aluminium alloy based hybrid composite produced by friction stir processing. *Mater. Des.*:2727–33 (2011).
- Altenpohl DG., Aluminum: Technology, Applications, and Environment, 6th ed., *The Aluminum Association Inc. and TMS* (1998).
- Barut C., Aramid esaslı kompozit malzemelerin balistik performanslarının ve mekanik davranışlarının incelenmesi. *Yüksek Lisans Tezi* (2015).
- C. Suryanarayana, Eugene Ivanov, VV. Boldyrev, The science of technology of mechanical alloying, *Materials Science & Engineering* (2001).
- C. Suryanarayana, Bibliography on Mechanical Alloying and Milling, *Cambridge International Science Publishing*, Cambridge (1995).
- C. Suryanarayana, Mechanical Alloying and Milling, *Marcel Dekker*, New York (2003).
- Chung DL., *Composite materials science and materials*, second edition. (2010).
- Chin ZH., Perng TP., *Mater. Sci. For.*: 235–238:121–126 (1997).
- Christy TV., Murugan N., Kumar S., *A comparative study on the microstructures and mechanical properties of Al 6061 alloy and the MMC Al 6061/TiB₂/12p*. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering: 57–6. (2010).

Deniz ME., Kompozit malzemelerin üretim yöntemleri ve ısıl işleme presleme tekniğini kullanarak kompozit malzeme üretecek bir düzeneğin tasarımı ve imalatı, ***Yüksek Lisans Tezi*** (2005).

D. Lee, I. Cheng, M. Yuan, C.N.I. Wagner and A.I. Ardell. ***J Appl. Phys.***, Vol.64. 4772.

Dolata GA., Wicczorek J., Tribological properties of hybrid composites containing two carbide phases. ***Arch Mater SciEng*** :149–55 (2007).

Donald R. Askeland., Chapman & Hall, ***The science and engineering of materials***. 3rd S.I. ed. London: (1996).

Farooq S., Bose A., German RM., ***Prog Powder Metal*** :65–77 (1987).

German RM. ve Dunlap JW., Processing of iron-titanium powder mixtures by transient liquid phase sintering, ***Metallurgical and Materials Transactions***:205-213(1986).

German RM., Liquid phase sintering. New York, NY: Plenum Press; ***Reactive and liquid-phase sintering techniques*** (1985).

German RM., Sintering Theory and Practice. New York, NY: ***Wiley-Interscience Publications*** (1996).

German RM., Phase diagrams in liquid phase sintering treatments, ***Journal of Metals***:26-29(1986).

German RM., Powder Metallurgy Science, 2nd ed., ***Metal Powder Industries Federation***, Princeton (1997).

Hakan Gökmeşe, Ufuk Taşçı, Bülent Bostan, ***Invertigation of microstructure and hardness properties of aged AA7075 matrix B₄C/ SiC reinforced composite-hybrid materials***. (2020)

Hanumanth GS., Irons GA., Particle incorporation by meltstirring for the production of metal-matrix composites. ***J Mater Sci***; 28:2459–65 (1993).

H. Bakker, GF. Zhou and H. Yang, Mechanically driven disorder and phase transformations in alloys, ***Mater. Sci. For.***, University of Amsterdam 179–181:79–84 (1995).

J. Mater, ***Corrosion and wear behaviour of rice husk ash-alumina reinforced Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites***. Res Technol;2(2):188–94 (2013).

JS. Benjamin, Novel Powder Processing Adv. In Powder Metal., Vol. 7, Proc. of the Powder Metallurgy. World Congr., San Francisco. CA. USA. 21-26, ***Publ.Metal Powder Industries*** (1992).

Kang SJL., Sintering: Densification, Grain Growth and Microstructure, *Elsevier*, Oxford(2005).

Karslı M., Hafif silahlar için polimer kompozit malzeme seçimi. *Yüksek Lisans Tezi*. (2016)

Katsuyoshi Kondoh, Volume 7 of ASM Handbook, *Powder Metallurgy Edited*. (2012).

Kingery WD., Densification During Sintering in the Presence of a Liquid Phase, I.Theory. *Journal of Applied Physics*:301-306 (1959).

Kowalski L., Korevoar BM., Duszczyk J., Some new aspect of the theory of oxidation and degassing of aluminium-based alloy powders. *Journal of materials science*: 2770-80(1992).

Lenel FV., Powder Metallurgy-Principles and Applications, *Metal Powder Industries Federation*, Princeton(1980).

Liu J., German RM., Metall Mater Trans A 1999;30A(9):3211–7, Strength loss and distortion in liquid phase sintering. In: *Advances in powder metallurgy and particulate materials*. Princeton, NJ: MPIF; (1999).

Lumley RN., Sercombe TB., Schaffer GM. *During the sintering of aluminum, metallurgical and materials transactions A.*: 457-63 (1999)

Lumley RN. and Schaffer GB., The effect of solubility and particle size on liquid phase sintering, *Scripta Materialia*:4615-4626 (1996).

Macke A., Schultz BF., Rohatgi P., Metal matrix composites offer the automotive industry an opportunity to reduce vehicle weight, improve performance. *Adv Mater Processes*:19–23, (2012).

Mahendra KV., Radhakrishna K., *Characterization of stir cast Al–Cu– (fly ash + SiC) hybrid metal matrix composites*. JCompos Mater;44(8):989–1005, (2010).

Makisima A., *Possibility of Hybrids Materials Ceramic*, Japan: 90-91(2004).
Md. Habibur Rahman, HM. Mamun Al Rashed, *Characterization of silicon carbide reinforced alminum matrix composites*. (2013).

Nylund A., Olefjord I., *Surface Analysis of Air Exposed Rapidly Solidified Aluminum Powder*, *Powder Metallurgy*: 193-7 (1993).

- Prabu SB., Karanamoorthy L., Kathiresan S., Mohan B., Influence of stirring speed and stirring time on distribution of particulates in cast metal matrix composite. *J Mater Process Technol*:268–73 (2006).
- Pedro Gomez-Romero and Clement Sanchez, Hybrid Materials, Functional Application, *Wiley-VHC* (2004).
- Puckert FJ., Kaysser WA., Petzow GZ., Densification and Pore Formation During Transient Liquid Phase Sintering of Ni-Cu, *Sci.sintering*, vol.16:105-113 (1984).
- RM. Davis and CC. Koch., *Scripta Me tall.* Vo1.21 305. (1987).
- R.M. Davis. BT Mc Dermott and CC. Koch., *Metall. Trans.* Vol.19A: 2867 (1988).
- R.M. German, Powder Metallurgy Science, second edition, *Metal Powder Industries Federation*, Princeton, NJ (1994).
- Rahaman MN., Ceramic Processing and Sintering , *Marcel Dekker*, New York (1995).
- Ramachandra M., Radhakrishna K., Synthesis-microstructure-mechanical properties-wear and corrosion behavior of an Al–Si (12%)–Flyash metal matrix composite. *J Mater Sci*:5989–97 (2005).
- S. Gilman and I.S. Benjamin. *Anll. Rev., lyfater Sci.*, Vo1.13 :279 (1983).
- S Zhang., KA. Khor and L. Lu., *I. Mater. FrOc. Tech.*, Vo1.48 (1995).
- Safiuddin M., Jumaat Z., Salan MA., Islam MS., Hasim R., Utilization of solid wastes in construction materials. *Int JPhys Sci*:1952–63- Alaneme KK., Olubambi PA. (2010).
- Savitskii AP., Liquid phase sintering of systems with interacting components. *USA: Springer* (1993).
- Schaffer GB., Sercombe TB. And Lumley RN., Liquid phase sintering of aluminium alloys, *Materials Chemistry and Physics*:85-91(2001).
- Schaffer GB. and Huo SH., Report to Ampal, *The University of Queensland* (2000).
- Sercombe TB., Non-conventional sintered aluminium powder alloys, *PhD Thesis. The University of Queensland.* (1998).
- Shokabo Publishing Co., Materials Science Society of Japan *Molecular Hybridization and Hybrid Materials, Composite System in Materials*, Tokyo, Japan (1993).
- Sinclair I., Gregson PJ., Structural performance of discontinuous metal matrix composites. *Mater Sci Technol*: 709–26 (1997).

Singh J., Chauhan A., A review on sliding wear behaviour of aluminium matrix composites with hybrid reinforcements for automotive applications. *Tribol Online*:121–34 (2014).

Singh J., Chauhan A., Overview of aluminium matrix composites for automotive applications. *Int J Appl Eng Res*: 959–66 (2014).

Surappa MK., *Aluminium matrix composites: challenges and opportunities*. Sadhana:319–34 (2003).

Turriff Dennis M., *PhD thesis, University of Waterloo Ontario*, Canada (2007).

İjlal Şimşek, The Effect of B4C Amount on Wear Behaviors of Al-Graphite/B4C Hybrid Composites Produced by Mechanical Alloying, *Bor Dergisi*, Cilt 4:100-106 (2019).

Upadhyaya A, German RM., Gravitational effects during liquid phase sintering, *Materials Chemistry and Physics*, Vol.67, Elsevier:25-31 (2001).

Xiao-Su Yi, Shanyi Du, Litong Zhang Editors, Composite Materials Engineering, Volume 1, *Fundamentals of Composite Materials*. (2017).

Yamada A., Sasabe H., Osada Y., Shiroda Y., & Yamamoto I. Concepts of Hybrid Materials, Hybrid Materials –Concept and Case Studies, *ASM International*, OH, USA (1989).

ÖZGEÇMİŞ

Aslı BAHADIR ilk ve orta öğrenimini Ankara'da tamamladı. Ankara Eryaman Lisesi Sayısal Bölümü'nden mezun oldu. 2014 yılında Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2018 yılında mezun oldu. 2018 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde İmalat Mühendisliği anabilim dalına yüksek lisans öğrencisi olarak başladı.