



**SiC VE Al₂O₃ TAKVİYELİ Al-Mg KOMPOZİTİN TOZ METALURJİSİ
YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİNİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MEHMET KURT

(131130103)

Anabilim Dalı: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Gül TOSUN (F.Ü.)

ARALIK-2017

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SiC VE Al₂O₃ TAKVİYELİ Al-Mg KOMPOZİTİN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ
İLE ÜRETİMİNİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mehmet KURT

131130103

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 05 Aralık 2017

Tezin Savunulduğu Tarih : 21 Aralık 2017

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Gül TOSUN (F.Ü)
Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR (F.Ü)
Yrd. Doç. Dr. Zülküf BALALAN (Bingöl.Ü)

ARALIK-2017

ÖNSÖZ

“SiC Ve Al₂O₃ Takviyeli Al-Mg Kompozitin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretiminin Araştırılması” adlı Yüksek Lisans Tez çalışmamın hazırlanmasında her konuda bilgi ve yardımlarını esirgemeyen danışman hocam Doç. Dr. Gül TOSUN’a ve Prof.Dr. Nihat TOSUN hocalarıma saygı ve şükranlarımı sunarım.

Bu tez, Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi (FÜBAP) tarafından desteklenen ve “SiC VE Al₂O₃ Takviyeli Al-Mg Kompozitin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretiminin Araştırılması” adı taşıyan TEKF.16.09 nolu proje kapsamında tamamlanmıştır. FÜBAP’a sağladığı finansal katkıdan dolayı teşekkür ederim.

Gaziantep Üniversitesi Teknik Bilimler MeslekYüksek Okulu’nda görevli Doç. Dr. Murat ODUNCUOĞLU’na da yardımlarından dolayı teşekkürler ederim.

MEHMET KURT
ELAZIĞ-2017

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	II
İÇİNDEKİLER	III
ÖZET.....	V
SUMMARY	VII
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	IX
TABLolar LİSTESİ.....	XII
SEMBOLLER LİSTESİ.....	XIII
KISALTMALAR LİSTESİ	XIV
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Tez Çalışmasının Amacı	2
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	3
3. GENEL BİLGİLER	12
3.1. Kompozit Malzemeler.....	12
3.1.1. Kompozit Malzemelerin Özellikleri	12
3.1.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması.....	12
3.1.2.1. Polimer Matrisli Kompozitler	13
3.1.2.2. Seramik Matrisli Kompozitler.....	13
3.1.2.3. Metal Matrisli Kompozitler.....	13
3.2. Alüminyum ve Alaşımları.....	14
3.3. Mg ve Alaşımları.....	15
3.4. Takviye Malzemeler.....	16
3.4.1. Alümina (Al_2O_3).....	17
3.4.2. Silisyum Karbür (SiC).....	17
3.5. Kompozitlerin Üretim Yöntemleri	17
3.5.1. Sıvı Hal İşlemleri	17
3.5.2. Katı Hal İşlemleri.....	18
3.5.3. İn-Situ İşlemler.....	18
3.6. Toz Metalurjisi	19
3.6.1. Toz Üretim Teknikleri.....	20

3.6.1.1. Mekanik Üretim Yöntemler	21
3.6.1.1.1. Talaşlı İmalat.....	21
3.6.1.1.2. Öğütme Yöntemi	21
3.6.1.1.3. Mekanik Alaşımlama Yöntemi	22
3.6.1.2. Kimyasal Üretim Teknikleri	23
3.6.1.3. Elektrolizle Üretim Teknikleri	24
3.6.1.4. Atomizasyon Teknikleri	25
3.6.2.Presleme	30
3.6.3. Sinterleme	33
4. MATERYAL VE METOT	37
4.1.Malzeme	38
4.2. Numune Hazırlama	38
4.3.Ölçümler ve Analizler	41
4.3.1.Yoğunluk ve Porozite Ölçümleri	41
4.3.2.Mikroyapı Analizleri	44
4.3.3.Sertlik Ölçümleri.....	47
5. BULGULAR ve DEĞERLENDİRİLMESİ	48
5.1.Yoğunluk ve Porozite Sonuçları	48
5.2. Mikroyapı İncelemeleri	59
5.3. Sertlik Testi Sonuçları.....	68
6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	73
7.ÖNERİ.....	77
KAYNAKLAR.....	78
ÖZGEÇMİŞ.....	81

ÖZET

Metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler, düşük maliyet, düşük genleşme katsayısı, mükemmel boyutsal kararlılık, yüksek korozyon direnci, yüksek mukavemet ve yüksek sertlik gibi fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı havacılık, denizcilik, otomotiv ve askeri endüstrilerde yaygın bir kullanım alanına sahiptirler. Yaygın olarak kullanılan kompozit malzemelerden biri de alüminyum matrisli kompozit (AMK)'lerdir. MMK malzemelerin üretiminde yaygın olarak kullanılan teknikler toz metalurjisi, eriyik emdirme, basınçlı döküm, karıştırma döküm, bilyeli öğütme, mekanik alaşımlama ve yarı-katı karıştırma'dır. Bu yöntemlerden toz metalurjisi yöntemi, sürecin basitliği, düşük maliyeti ve yüksek mekanik özellikler elde edilmesi nedeni ile daha çok tercih edilmektedir. Al_2O_3 , TiC, MgO ve SiC gibi takviye malzemeleri kullanılarak MMK'lerin üretimi ile ilgili çeşitli araştırmalar yapılmış ve yapılmaya devam edilmektedir. Genelde yapılan çalışmalarda farklı boyutta ve oranlarda partiküller kullanarak üretilen alüminyum esaslı kompozitlerin fiziksel ve mekanik davranışları incelenmiştir.

Bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemi ile mikro boyutta SiC ve Al_2O_3 partiküller farklı hacim oranlarında Al-Mg matrisine eklenerek kompozit malzeme üretildi. Takviye olarak, 1 μm boyutlarındaki SiC ve Al_2O_3 partiküller farklı hacim oranlarında Al-Mg matrisine eklendi. Homojen dağılım oluşturmak için Al, Mg, SiC ve Al_2O_3 tozlar 16 dev/dak hızında 1 gün boyunca karıştırılmıştır. Karıştırılan tozlar 300 ve 600 MPa basınç altında preslendi. Farklı basınçlardaki üretilen kompozit malzemeler 300-400-500 $^{\circ}C$ sıcaklıklarda ve 30-60-90 dak sinterleme işlemine tabi tutularak fırın içerisinde soğumaya bırakıldı. Al-Mg/SiC ve Al-Mg/ Al_2O_3 kompozit malzemelerin yoğunluk, porozite, mikroyapı ve sertlik gibi özellikleri araştırılarak ve karakterize edildi. Belirlenen numunelerin mikroyapı incelemeleri optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve elektron dağılım spektroskobu (EDX) ile gerçekleştirildi. Üretilen numunelerin Vickers sertlik deneyleri 0,5 kg ağırlığında ve 10 sn. batma süresinde yapıldı.

Tüm deney şartları için en yüksek porozite oranı 300 MPa presleme basıncı, 400 $^{\circ}C$ sinterleme sıcaklığı, 90 dakika sinterleme süresinde üretilen %15 SiC takviyeli Al-Mg kompozitinde 17,01795 olarak ölçüldü. En düşük porozite oranı ise 600 MPa presleme basıncı, 400 $^{\circ}C$ sinterleme sıcaklığı, 60 dakika sinterleme süresinde üretilen %30 SiC

takviyeli Al-Mg kompozitinde 5,526781 olarak ölçüldü. Mikroyapı incelemelerinde, genel olarak homojen bir mikroyapı gözlemlendi. Her iki takviye çeşidinde de kompozitlerin mikrosertliği takviye parçacıklarının içeriği arttıkça arttı. Yüksek takviye içeriği kompozitin yoğunluğunun artmasına sebep oldu.

Anahtar Kelimeler: Metal matrisli kompozit malzemeler, Al, Mg, SiC, Al₂O₃, Sertlik, Porozite, Sıcaklık



SUMMARY

Investigation of Production of Al-Mg Composites Reinforced By SiC and Al₂O₃ Through Powder Metallurgy Method

Metal matrix composite (MMC) materials are widely used in aerospace, marine, automotive and military industries expressing physical and mechanical properties such as low cost, low expansion coefficient, excellent dimensional stability, high corrosion resistance, high strength and high hardness. One of widely used composite materials is aluminum matrix composite (AMC). Commonly used techniques in the production of MMC materials are powder metallurgy, melt impregnation, pressure casting, mixing casting, ball milling, mechanical alloying and semi-solid mixing. In these methods, the metallurgy method is preferred because of the simplicity of the process, low cost and high mechanical properties. Various researches have been carried out on the production of MMCs for reinforcing materials such as Al₂O₃, TiC, MgO and SiC and continue to do so. In general studies, physical and mechanical behaviors of aluminum based composites produced by using particles at different sizes or proportions have been investigated.

In this study, SiC and Al₂O₃ particles were added to Al-Mg matrix at different volume ratios by micro-sized powder metallurgy method and composite material was produced. As reinforcement, 1 μm SiC and Al₂O₃ particles were added to the Al-Mg matrix at different volume ratios. Al, Mg, SiC and Al₂O₃ powders were mixed for 1 day at a speed of 16 rpm to form a homogeneous dispersion. The mixed powders were pressed under 300 and 600 MPa pressure. Composite materials produced at different pressures were subjected to sintering for 30-60-90 min at temperatures of 300-400-500⁰C and allowed to cool in the oven. The properties such as density, porosity, microstructure and hardness of Al-Mg/SiC and Al-Mg/Al₂O₃ composites were investigated and characterized. Microstructure studies of the specimens were carried out by optical microscope, scanning electron microscope (SEM) and electron dispersion spectroscopy (EDX). Vickers hardness tests of the produced samples was done under 0.5 kg of load and 10 sec of dwell time.

The highest porosity ratio for all test conditions was measured as 17,01795 in a 15% SiC reinforced Al-Mg composite produced at a pressing pressure of 300 MPa, a sintering

temperature of 400 ° C, and a sintering time of 90 minutes. The lowest porosity ratio was measured as 5.526781 in a 30% SiC reinforced Al-Mg composite produced at 600 MPa pressing temperature, 400°C sintering temperature and 60 minutes sintering time. In their microstructure studies, a generally homogeneous microstructure was observed. In both types of reinforcement, the micro hardness of the composites increased as the content of reinforcing particles increased. The high reinforcement content caused the increase in the density of the composite.

Keywords: Metal matrix composite materials, Al, Mg, SiC, Al₂O₃, Hardness, Porosity, Temperature

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 3.1 Al-Mg denge diyagramı	16
Şekil 3.2 Toz metalürjisi yöntemi ile üretilen parçaların kullanım alanları	19
Şekil 3.3 Toz metalürjisi prosesinin şematik gösterimi (a) Karıştırma, (b) Presleme, (c) Sinterleme	20
Şekil 3.4 Bilyalı öğütme yöntemi	22
Şekil 3.5 Mekanik alaşımlama yöntemi	23
Şekil 3.6 Kimyasal yöntemle demir tozu üretimi	24
Şekil 3.7 Elektroliz ile toz üretimi	24
Şekil 3.8 Düşey gaz atomizasyonu	26
Şekil 3.9 Su atomizasyon yöntemi	27
Şekil 3.10 Küresel şekilli gaz atomize ile üretilen tozların genel yüzey görüntüleri	27
Şekil 3.11 Döner disk atomizasyon yöntemi	28
Şekil 3.12 Döner elektrot atomizasyon yöntemi	28
Şekil 3.13 Vakum atomizasyon yöntemi	29
Şekil 3.14 Ultrasonik gaz atomizasyonu yöntemi	29
Şekil 3.15 Presleme tek hareketli sıkıştırmanın en basit şekli	30
Şekil 3.16 Çift hareketli sıkıştırma ile sıkıştıran zımba	31
Şekil 3.17 Yüzer dişi kalıplı presleme ile çift hareketli zımba etkisi oluşturma	31
Şekil 3.18 Tek ve çift hareketli sıkıştırmalarda boy ve yarıçap	32
Şekil 3.19 Çift-küre sinterleme modeli	34
Şekil 3.20 Boyun çapı X olan iki küresel parçacığın sinterleme profili	35
Şekil 3.21 Sinterlemede gözenek yapısındaki değişimi	35
Şekil 3.22 Sinterlemenin son aşamasında gözenek izolasyonu ve küreselleşmesi	36
Şekil 4.1 Toz karıştırma işlemi	39
Şekil 4.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan tek eksenli toz sıkıştırma kalıbı	39
Şekil 4.3 Deneysel çalışmalarda kullanılan hidrolik pres cihazı	40
Şekil 4.4 Üretilen numunelerin şekli	40
Şekil 4.5 Protherm marka sinterleme fırını	41
Şekil 4.6 Hassas terazi	41
Şekil 4.7 Optik mikroskop	45
Şekil 4.8 Taramalı elektron mikroskobu	45
Şekil 4.9 Üretilen numunelerin makro görüntüsü	46
Şekil 4.10 % 30 Al ₂ O ₃ içeren 600Mpa presleme basıncı 500°C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika sinterleme süresinde üretilen numunenin a)100X b)500X büyütmede Taramalı Elektron Mikroskop görüntüsü c) Elemental analiz görüntüsü d) Al'un elemental analiz görüntüsü e)Mg'un analiz elemental görüntüsü f) O'in elemental analiz görüntüsü	47
Şekil 4.11 Sertlik ölçüm cihazı	47

Şekil 5.1 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi	51
Şekil 5.2 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi	51
Şekil 5.3 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi	53
Şekil 5.4 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi	54
Şekil 5.5 Al-Mg/Al ₂ O ₃ kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi	56
Şekil 5.6 Al-Mg/Al ₂ O ₃ kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi	56
Şekil 5.7 Al-Mg/ Al ₂ O ₃ kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi	57
Şekil 5.8 Al-Mg/ Al ₂ O ₃ kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi	57
Şekil 5.9 Relatif yoğunluğun takviye cinsi ve oran ile değişimi	58
Şekil 5.10 Relatif porozite oranının takviye cinsi ve oran ile değişimi	59
Şekil 5.11 a) % 15 SiC takviyeli b) % 30 SiC takviyeli 600 MPa presleme basıncı 400 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika Sinterleme süresinde üretilmiş kompozitlerin SEM görüntüsü	60
Şekil 5.12 % 15 SiC takviyeli 600MPa presleme basıncı 400 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika Sinterleme süresinde üretilmiş kompozitin EDX analizi	60
Şekil 5.13 Presleme basıncı ile mikroyapı değişimi a) %15SiC takviyeli -400°C- sinterleme sıcaklığı 60dak sinterleme süresi-300 MPa presleme basıncı ve b) %15SiC takviyeli-400°C sinterleme sıcaklığı -60dak- sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş kompozitlerin SEM görüntüleri	61
Şekil 5.14 a)%15 SiC takviyeli 300°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında b)%15 SiC takviyeli 400°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında c)%15 SiC takviyeli 500°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş kompozitlerin SEM görüntüleri	62
Şekil 5.15 %15 SiC takviyeli 300°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş numunenin SEM görüntüsü ve EDX analizi	63
Şekil 5.16 %15 SiC takviyeli 400°C sinterleme sıcaklığı-60dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi ..	64
Şekil 5.17 %30 SiC takviyeli 400°C sinterleme sıcaklığı- 600 MPa presleme basıncı a) 30dak b) 60 dak c) 90 dak sinterleme süresinde üretilmiş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi	65
Şekil 5.18 %15 Al ₂ O ₃ takviyeli 90 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncı a) 300°C b) 400°C sinterleme sıcaklığında üretilmiş numunenin SEM görüntüsü ve c)matris üzerinden alınan EDX analizi	66

Şekil 5.19 % 30 Al_2O_3 takviyeli 500°C sinterleme sıcaklığı 600 MPa presleme basıncı a) 30 b)60 c)90dak sinterleme süresinde üretilmiş numunenin SEM görüntüsü	67
Şekil 5.20 SiC takviye oranı ile a) Sinterleme sıcaklığı b) Sinterleme süresinin değişimi .	68
Şekil 5.21 Al_2O_3 takviye oranı ile a) Sinterleme sıcaklığı b) Sinterleme süresinin değişimi	70
Şekil 5.22 Al_2O_3 takviye oranı ile presleme basıncının değişimi.....	71



TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 4.1 Deneylerde değişken olarak kullanılan parametreler ve genel olarak değerleri.	37
Tablo 4.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan tozlara ait özellikler	38
Tablo 4.3 SiC içeren kompozitlerin üretim parametreleri ve ölçülen ağırlıkları.....	42
Tablo 4.4 Al ₂ O ₃ içeren kompozitlerin üretim parametreleri ve ölçülen ağırlıkları	43
Tablo 5.1 Al-Mg kompozitlerin yoğunluk değerleri.....	48
Tablo 5.2 Al-Mg kompozitlerin relatif porozite oranları	50



SEMBOLLER LİSTESİ

$\%P_r$: Relatif Porozite

W_k : Numunenin Havadaki Ağırlığı

W_a : Numunenin Sudaki Ağırlığı

p : damıtılmış suyun yoğunluğu

d_r : Relatif Yoğunluk Değerini

d_g : Görünür Yoğunluk Değerinin

d_t : Teorik Yoğunluk

KISALTMALAR LİSTESİ

MMK : Metal matrisli kompozit

AMC: Alüminyum matrisli kompozit

T/M: Toz Metalurjisi

MPa: Megapaskal

µm: Mikrometre

Al : Alüminyum

Mg : Magnezyum

Al₂O₃ : Alümina

SiC : Silisyum karbür

EDX: Enerji Saçınımlı X-Işını Analizi

SEM: Taramalı Elektron Mikroskobu

HV: Vickers Sertlik

1. GİRİŞ

Otomotiv, denizcilik, demiryolu, uzay ve havacılık gibi endüstriyel sanayi alanlarında, kompozit malzemelerin geleneksel malzemelerin yerine kullanımları günümüzde artarak devam etmektedir (Hunt, 1991; Noguchi & Fukizawa, 1993). Bu artmanın sebebi kompozit malzemelerin, düşük özgül ağırlıklarına karşı sergiledikleri yüksek dayanım özellikleri gösterilmektedir. Bunlara ek olarak arzu edilen dayanım özelliklerinde farklı parametrelerde imal edilebilmeleri, yorulma, tokluk ve yüksek sıcaklıklarda göstermiş oldukları dayanım özellikleri ile oksidasyon ve aşınma dayanımlarının yüksek olması gibi nedenler de kompozitlerin kullanıldıkları alanlarda artış nedeni olmaktadır. Yapılan araştırmalarda, kompozit malzemelerin üretim, mekanik özellikler ve talaşlı imalatla şekillendirilmelerinde karşılaşılan sorunları azaltarak, ekonomik malzeme grubunun endüstriyel uygulamalarda kullanımının yaygınlaştırılmasını hedeflenmektedir.(Sur, 2005). Kompozit malzemelerde genellikle matris malzemesi alüminyum, titanyum, magnezyum ve alaşımları gibi düşük yoğunluğa sahip metaller kullanılmaktadır(Al-Rubaie, Yoshimura, & Biasoli de Mello, 1999). Kompozitler de en yaygın takviye malzemesi olarak partikül ve whisker SiC, Al₂O₃ ve grafit kullanılmaktadır (Buhl, 2012; Weeton, Thomas, & Peters, 1987).

SiC partikül takviyeli kompozit malzemeler potansiyel olarak mühendislik malzemelerinde daha cazip hale gelmiş olup, hem katı faz hem de sıvı faz imalat yöntemleri uygulanarak kompozit malzeme üretiminde kullanılmaktadır. MMK'ler matris malzemesine nispeten düşük sünekliliğe ve kırılma tokluğuna sahiptirler. Günümüzde bu tip malzemelerin endüstriyel alanlarda kullanımında iki büyük sorunla karşılaşılmaktadır. Birincisi yüksek imalat maliyeti ve kompozitin imalatı esnasında yüksek çalışma sıcaklıklarında takviye ile ana yapı arasındaki ara yüzey reaksiyonudur. Ara yüzey, yüksek sıcaklıklarda kompoziti oluşturan bileşenlerin difüzyonu ile dağılıma uğrar. Makroskobik seviyede difüzyon, malzemelerin makroskobik özelliklerini, mekanik ve ısıl özelliklerini etkiler. Ara yüzey difüzyonu, kompozite 300 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ısıl işlem uygulandığında oluşur (Lewandowski, Liu, & Hunt, 1989; Ünlü, 2005).

Kompozit malzeme üretimindeki temel amaç düşük yoğunluk ile yüksek dayanım gösteren malzeme üretmektir. Bu nedenle matris malzemesi ve takviyenin türü, ekleme oranı ve üretim parametrelerinin belirlenmesinde son derece önemlidir.

1.1. Tez Çalışmasının Amacı

Bu tez çalışmasında, havacılık, denizcilik, otomotiv ve askeri alanlarda kullanılabilecek, hem hafif hem mukavemetli hem de ses yalıtımı ve titreşim sönümleme kabiliyetine sahip olan kompozit üretilmesi amaçlanmıştır. Al-Mg kompozitleri, farklı hacim oranlarında SiC ve Al₂O₃ partiküllerle takviyelendirilip, takviye türü, takviye miktarı, presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi gibi farklı üretim parametrelerinde üretilerek yoğunluk, porozite, sertlik değerleri ve mikroyapı incelenmesi amaçlanmıştır.

Bu tezin hedefi ise, hacimce %15-%30 oranlarında SiC veya Al₂O₃ ile takviyelendirilmiş Al-Mg kompozitin mikroyapı, sertlik değerlerini incelemek, değerlendirme ve optimum üretim parametrelerinin belirlenmesidir. Elde edilen sonuçların SCI kapsamında dergilerde yayınlanması hedeflenmektedir. Ayrıca bu çalışmada literatür taraması sonucunda şimdiye kadar denenmemiş üretim parametreleri ve takviye oranlarında yeni bir kompozit malzeme üretilerek mevcut alanlarda kullanılmak üzere yeni ve alternatif bir malzeme elde edilmesi hem amaçlanmış hem de hedeflenmiştir.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Takagi ve arkadaşları (2001) yaptıkları çalışmada, hızla katılma tekniği nanokristalli SiC tozu ile takviyelendirilmiş Al-Fe-Ti-Cr kompoziti üretilmiştir. Üretilen kompozitin, 473 K ve oda sıcaklığında aşınma davranışını araştırılmıştır. Çalışma sonucunda, seramiklerle takviyelendirilen Al matrisli kompozitlerin aşınma dirençlerinin arttığı gözlemlenmiştir.

Miyajima ve arkadaşları (2003) Al_2O_3 ve SiC takviyeli 2024 Al kompozitinin aşınma davranışı pin-on disk deneyleri incelemiştir. Aşınma deneyleri 0,1 m/s hız ve 10 N yük altında bir karbon çeliği pim kullanılarak incelenmiştir. Deneylerde kullanılan kompozitlerde matris malzemesi olarak 2024 ve ADC12 Alüminyum alaşımları ve takviye malzemesi olarak ise SiC (5-29) whiskers, Al_2O_3 fiber (3-26) ve SiC partiküller (2-10) kullanılmıştır. Deneyler sonucunda, aşınma direncinin sadece takviye oranına değil aynı zamanda da takviye çeşidine bağlı olduğu tespit edilmiştir. Başlangıçta Al_2O_3 fiber, SiC partikül, SiC whisker ile takviyelendirilmiş kompozitlerde aşınma meydana gelmediği görülmüş, daha sonra aşınmanın gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Deneyler sonucunda ise partikül takviyenin aşınma direncini iyileştirmek için en etkili takviye olduğu belirlenmiştir.

Buytoz ve Eren (2006) Al-Si-Mg alaşımına ağırlıkça % 5, 10 ve 15 oranlarında SiC, Al_2O_3 ve FeCrC partikülleri eklenerek imal edilen Al metal matrisli kompozitlerin (MMK) aşınma davranışları irdelenmiştir. Kompozit malzemeler döküm tekniğiyle imal edilmiştir. Abrasiv aşınma deneyleri, bir pin on disk test cihazında 1.89 m/s kayma hızında ve 10-30 N yük altında gerçekleştirilmiştir. İmal edilen matris alaşımı ve kompozit malzemelerin optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve EDS çalışmaları yapılmıştır. Test sonuçları irdelendiğinde, matris alaşımının aşınma değerinin kompozit malzemelerin aşınma miktarına göre yüksek olduğu tespit edilmiştir. Buna ek olarak, tüm MMK numunelerinde, artan yüklerle beraber aşınma miktarının da arttığı, ancak maksimum yükte FeCrC partiküllerinin matrisi plastik olarak deformasyona uğrattığı gözlemlenmiştir.

Ceschini ve arkadaşları (2006) % 10 Al_2O_3 takviyeli AA7005 ve % 20 Al_2O_3 AA6061 takviyeli kompozitleri üreterek, bu kompozitlerin yorulma, çekme deneyleri ve mikroyapı analizleri yapmıştır. Bu malzemeler extrüzyon ile üretilmiş ve T6 (suni yaşlandırma) işlemine tabi tutulmuşlardır. Mikroyapı incelenmelerinde Al_2O_3 partiküllerin

kümeler halinde düzensiz şekilli ve farklı boyutlarda olduğu görülmüştür. Çekme testinde hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda (100, 150, 200 °C) yapılmıştır. Yorulma deneyleri ise sabit frekansta (0,1 Hz) ve R-1 de yapılmıştır. 150 °C'nin altında çekme mukavemeti ve süneklilik değerlerinde herhangi bir değişim gözlenmezken, 250 °C'de mukavemet azalırken süneklilik artmıştır. Nihai çekme dayanımının % 80 oranında arttığı saptanmıştır. Düşük çevrimli yorulma deneylerinde % 10 Al₂O₃ takviyeli AA7005 kompozitinin izotropik sertleşme ve yumuşama olmadığı görülürken, % 20 Al₂O₃ AA6061 takviyeli kompozitin yumuşamanın olduğu görülmüştür.

Corrochano ve arkadaşları (2008) toz metalurjisi yöntemiyle Al-Mg-Si alaşımına whisker şeklindeki alümina (Al₂O₃) takviyesini ilave ederek metal matrisli kompozit üretmişlerdir. Takviye ilavesi ile kompozitlerdeki mekanik özelliklerin geliştiği saptanmıştır. Bunun nedeni olarak, matris ve takviye elemanları arasındaki kuvvetli ara yüzey bağlarına ulaşılması ile elde edilebileceği vurgulanmıştır.

Yar ve ark. (2009) A356.1 eriyik matris malzemeye 50 nm çapında hacimce % 1.5, 2.5 ve 5 nano MgO ilave etmiş, 420 d/dak hızında 10 dakika eriyiği karıştırmış 800, 850 ve 950 °C'de kompoziti çelik kalıba dökmüşlerdir. Elde ettikleri kompozitlerin yoğunluk ölçümleri, mikroyapı incelemeleri yapılarak mekanik özellikleri ise basma deneyi, sertlik ölçümleri ve tokluğu belirlenerek elde edilmiştir. Artan sıcaklıkla numunelerin izafi yoğunluğunun azaldığını ve bunun düşük ısılatılabilirlik, yığılma ve porozite oluşumuna yol açan yüksek kuvvetlendirici oranının olduğunu bildirmişlerdir. MgO oranı artarken sertlikte artış meydana geldiğini rapor etmişlerdir. Hacimce % 5 MgO içeren kompozitte porozitenin yüksek olması kompozitin sertliğine negatif etki ettiğini gözlemlemişlerdir. Basma mukavemeti 800°C'de MgO ilavesi ile sürekli artmakta iken, 850°C'de ve 950°C'de hacimce % 2.5 ve 5 MgO ilavesinde azaldığını tespit etmişlerdir. Bu azalmayı döküm sıcaklığının yüksek olması sırasındaki hava absorbe edilmesine dayandırmışlardır. Nano boyutlu MgO ile takviyelendirilmiş A356.1 kompoziti döküm yöntemi ile başarı ile üretilmiş olup yapılan mikroyapı incelemelerinden takviyenin üniform bir şekilde dağıtılmış olduğu görülmüştür. Yapılan deneyler sonucunda 850 °C'de üretilmiş, %1,5 MgO içeren kompozitin en iyi mekanik özelliklere sahip olduğu gözlemlenmiştir.

Geng ve ark. (2010) hacimce % 10 SiC ve kütlece % 2.5, 4.2 ve 6.8 Mg içeren Al-Mg/SiC kompozitleri yarı katı karıştırma üretmişlerdir. Karıştırma işlemi 612-640 °C sıcaklığında 30 d/dak devam etmiş daha sonra sıcaklık 650°C çıkarılarak bu sıcaklıkta 10 dakika 250 d/dak karıştırılmıştır. Sonra, kompozit malzeme 650 °C'de ve 612 °C'de 100

MPa basınçla kalıba enjekte edilmiştir. SiC nano partiküller ile, 612 °C’de üretilen kompozitlerin 650 °C üretilen kompozitlere göre daha homojen dağılım gösterdiğini tespit etmişlerdir. 650 °C üretilen kompozitlerin homojen dağılım göstermemesini eriyiğin sürtünme dayanımına ve düşük akıcılık göstermesine ve böylece partikül ve matris arasındaki sürtünmenin azalmasına bağlamışlardır. Mg oranının artması sonucu, matris ve partikül arasında daha iyi ıslanabilirlik oluştuğunu ve partiküllerin homojen dağılımının arttığını tespit etmişlerdir. Kompozitlerde SiC ve Mg oranının artması sonucu elastik modül, akma ve çekme mukavemetinin arttığını ve yüzde uzamanın azaldığını bildirmişlerdir. Bu değişimleri, Mg’nin katı eriyik mukavemetine, dislokasyon mukavemetine ve matristen partiküllere iletilen yük transferine bağlamışlardır.

Rahimian ve arkadaşları (2011) toz metalurjisi ile üretilmiş Al-Al₂O₃ kompozitlerin üretim parametrelerinin mikroyapı ve aşınma direnci üzerine etkisini incelemişlerdir. Üç farklı partikül boyutu (3, 12 ve 48µm) kullanarak bilyeli öğütme yöntemi olan MA işlemi uygulanmıştır. İlave edilen takviyenin miktarı % 20’nin altında tutulmuştur. Sinterleme sıcaklığı (500-550-600 °C), sinterleme süresi (30, 45, 60, 90 dakika) değiştirilerek kompozitler üretilmiştir. Artan sinterleme süresi ile yoğunluğun, sertlik ve aşınma direncinin arttığı, mikroyapı da ise homojenizasyonun arttığı görülmüştür. Belirli sinterleme sıcaklığı ve süresinde tane büyümesi sertlikte azalma ve dolayısıyla aşınma direncinde azalma görülmüştür. Yüksek alümina içeriği kompozitin yoğunluğunun artmasına sebep olmuştur. Al₂O₃ takviyesinin artmasıyla yüksek sertliğe ulaşılmış ve aşınma direncinde artış gözlemlenmiştir.

Abdizadeh ve Bagchesara (2013) A356 matrisine hacimce % 5, 10 ve 15 ZrO₂ ilave etmiş, eriyiği 13 dakika 300 d/dak. hızında karıştırmışlar ve kompoziti 750, 850 ve 950°C’de karıştırma döküm yöntemiyle üretmişlerdir. Kompozitin yoğunluğunun artan ZrO₂ ilavesi ile arttığını ve hacimce % 10 ZrO₂’dan sonra azaldığını tespit etmişlerdir. Bu azalmanın nedeni kuvvetlendiricinin yüksek oranda olması sonucu yığılmanın meydana gelmesi ve artan sıcaklık olduğunu bildirmişlerdir. ZrO₂ ilavesi ile kompozitlerin sertliğinin arttığını ve sertlikte bu yükseliş katılma esnasında partikül ve matris ara yüzeyi arasında oluşan dislokasyon yoğunluğuna bağlı olduğunu bildirmişlerdir. 750°C’de kompozitin çekme mukavemeti sürekli olarak artmış ve bunu dislokasyon yoğunluğunun artmasına bağlamışlardır. 850 ve 950°C’de, maksimum çekme mukavemeti hacimce %5-10 ZrO₂ içeren kompozitte meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Hacimce %15 ZrO₂ içeren

kompozitte çekme mukavemetinin azalma sebebini mikroyapıda görülen porozite oranına bağlamışlardır.

Fathy ve ark. (2014) mekanik alaşımlama ile hem Mg miktarı hem de Al_2O_3 miktarı değiştirilerek Al-Mg kompozitini üretmişlerdir. Üretilen kompozitin morfolojisine ve mekanik özelliklerine Mg ilavesinin etkisini araştırmışlardır. Bu çalışmada Mg oranının artırılması ile bu atomların varlığının katı eriyik mukavemetlenmesine yol açarak bunun kırılmayı hızlandırdığına ve sonuç olarak alaşımlama esnasında kırılmanın fazla olmasından dolayı partikül boyutunda bir azalmanın meydana geldiğini belirtmişlerdir. Al_2O_3 içeriğinin artması ise aynı sebepten dolayı ortalama partikül boyutunun azalmasına neden olduğunu bildirmişlerdir. Mg oranı % 5, 10 ve 15 olarak değiştirken kompozitlerin sertliği 120 HV'den 133HV'ye ve % 15 Mg'de 230 HV'ye yükseldiğini ve bu yükselmenin sebebini, dislokasyon yoğunluğuna ve kristal boyutundaki azalmaya bağlamışlardır.

Karaşoğlu (2014) Al/SiC kompozit malzemelerin toz metalurjisi yöntemiyle imalatında; yağlayıcı olarak kullanılan çinko stearat ilavesinin, sinterlemeye yardımcı eklenen Mg katkısının ve sinterleme atmosferi azot ortamının malzemenin yoğunluğuna, sertliğine, içyapısına ve basma dayanımlarına etkileri deneysel incelenmiştir. Yağlayıcı katkısının ham ve sinter yoğunluklarını düşürdüğü ve bununla birlikte sertlik ve mukavemetin düştüğü gözlemlenmiştir. Sinterleme atmosferi hava yerine azot kullanılmasıyla yoğunluk, sertlik ve mukavemeti arttırmaktadır. %1 oranında Mg eklendiğinde elde edilen yüksek yoğunluk, Mg oranının % 3'e çıkarılmasıyla azalmakta, buna rağmen Mg miktarının artışıyla sertlik ve mukavemet artmaya devam etmiştir.

Yılmaz (2014) matris malzemesi düşey gaz atomizasyonu yöntemi ile imal edilmiş AA 2014(Al % 94 Cu % 4) alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Kompozit üretimi amaçlı karışım Mekanik Alaşımlama yöntemi ile de üretilmiştir. Takviye malzemesi olarak eklenen alümina (Al_2O_3) % 1, 2, 4 ve 8 oranlarında ilave edilmiştir. Her iki yöntemle imal edilen kompozit malzemeler tek yönlü pres ile 675 Mpa presleme basıncı uygulanmıştır. Karışım yönteminde yeterince homojen dağılım elde edilememesinden dolayı yapılan MA işlemleri 350dev/dk karıştırma hızında, 1/10 toz bilye oranında, 4 ve 8 saat alaşımlama sürelerinde gerçekleştirilmiştir. Numunelerin hacimce yoğunluk değerleri hesaplanmış, mikroyapı görüntüleri alınmış, makro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Aynı işlemler 550, 560, 570, 580 ve 600 °C sıcaklıklarda Argon gazı atmosferinde kontrollü sinterlemeler gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işlemine bağlı olarak numune

yoğunluklarında hacimce Al_2O_3 oranına bağlı olarak bir düşüş tespit edilmiştir. Karışım tozlardan elde edilen deney numuneleri sinterleme sonrası oksitlenmeye bağlı olarak mekanik test ve yaşlandırma süreci açısından uygunluğunu yitirmiştir. MA sonrasında elde edilen % 1, 2 ve 4 Al_2O_3 takviyeli kompozit malzeme 520 °C de 1 saat çözündürme işlemine tabi tutulmuş, su verilmiş ve 2, 4, 6, 8 ve 10 saat sürelerde 180°C de yaşlandırılmıştır. Elde edilen deney numunelerine metalografik işlemlerin ardından optik, SEM ve EDS analizleri yapılmıştır. Ayrıca karışım yöntemi ile elde edilen kompozitlerden farklı olarak MA yöntemi ile üretilmiş numunelere mikrosertlik ve çekme testleri uygulanmıştır. Bu incelemeler sonucunda sertliklerde artış gözlemlenirken, çekme testlerin değerlendirilebilir veriler elde edilememiştir. Tüm deney numuneleri incelendiğinde Al_2O_3 takviyeli kompozit malzeme üretilebilirliğini etkileyen en önemli faktörün oksit oluşumuna sebep olan ortamlardan kaynaklandığı belirtmişlerdir.

Işık (2014) A413 alüminyum alaşım tozları ile değişik oranlarda (% 4, % 7, % 12 ve % 21) SiC tozları karıştırılarak, toz metalurjisi yöntemiyle kompozit malzeme üretimi gerçekleştirmiştir. Hazırlanan tozlar 15 dk. boyunca 3 boyutlu karıştırıcıda karıştırılmış ve 800 MPa basınç altında preslenerek numuneler elde edilmiştir. Elde edilen numuneler atmosfer kontrollü tüp fırında 2 saat süre ile azot gazı ortamında 550 °C’ de sinterlenmiştir. Sinterlenmiş numunelerin yoğunluk ölçümleri, sertlik testleri ve aşınma deneyi yapılarak, kompozit malzemenin mekaniksel özellikleri belirlenmiştir. Numunelerin optik mikroskop çalışmalarıyla mikro yapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca numunelerin aşınma sonrası yüzey görüntüleri SEM’de incelenmiş ve numunelerin yüzey analizi için EDS görüntüleri alınmıştır. Elde edilen sonuçlara bakıldığında genel anlamda takviye malzemesinin Al matris içerisinde homojen olarak dağıldığını göstermektedir. Al ve SiC’ün birbiri içerisindeki homojen dağılımı kompozitin mekanik özelliklerinde iyileşme sağlamıştır. Yapılan çalışmada önemli bir parametre olan aşınma, istenilen bir davranış sergilemiştir. Aşındırıcı yüzeyin parçacık boyutu küçüldükçe, numunelerin aşınma direncinde artış görülmüştür. Bu çalışma fren diskleri gibi aşınma direncinin önemli bir parametre olduğu numunelerin toz metalurjisi yöntemiyle üretilmesi konusunda belirli deneylerde önemli bir veri sunmuştur.

Abdizadeh ve arkadaşları (2014) A356 (% 7Si-% 0.3 Mg) alaşımını matris malzemesi olarak kullanmış, hacimce % 1.5, 2.5 ve 5 MgO nano partikülü 575, 600 ve 625 °C’de matrise ilave ederek toz metalurjisi ve 800, 850 ve 950 °C’de karıştırma döküm yöntemiyle kompozit malzemeyi üretmişlerdir. Döküm kompozitin mekanik alaşımlamaya

göre daha yoğun olduğunu, mekanik alaşımlamada basınç ve sinterleme sürecinden dolayı porozite oranının daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir. Döküm yönteminde MgO ilavesi ile yoğunluğun arttığını ve hacimce %5 MgO içeren kompozitte azaldığının sebebini de porozite oluşumuna bağlamışlardır. Hem döküm hem de mekanik alaşımlama yönteminde kompozitin sertliği MgO ilavesiyle arttığını bildirmişlerdir. Sertlikteki bu artış sert MgO'nun yoğunluğuna, dislokasyon yoğunluğuna ve tane büyümesinin önlenmesine dayandırılabilineceğini belirtmişlerdir. Döküm yönteminin mekanik alaşımlama yöntemine göre basma mukavemeti açısından daha iyi sonuçlar verdiğini dile getirmişlerdir. Döküm yönteminde daha homojen bir yapı, daha az porozite ve matris ve kuvvetlendirici arasındaki daha ıslanabilirlik olduğunu belirtmişlerdir.

X. Yao ve arkadaşları (2015), ultra-ince taneli (UFG) AA6063-5SiC metal matris nanokompozit iki farklı toz metalurjisi (PM) yöntemi kullanarak, biri kıvılcım plazma sinterleme (SPS) ve sıcak ekstrüzyon, diğeri kalıp presleme ve sıcak ekstrüzyon birleştirerek bir nanokristalin AA6063-5SiC nanokompozit tozunun takviyelendirilmesi ile üretilmiştir. 500 °C'de SPS ve sıcak ekstrüzyon birleşimi ile üretilen numunenin kırılma direnci 392 MPa, maksimum gerilme mukavemeti 496 MPa ve kopma uzaması % 7.1'dir; kalıp presleme ve sıcak ekstrüzyonda üretilen numunenin kırılma direnci 449 MPa, maksimum gerilme mukavemeti 526 MPa ve kopma uzaması % 3.5'dir. Ekstrüzyon öncesinde SPS kullanarak toz sıkı ön sinterlenmesi, kuvvetin belirgin bir şekilde azalmasına neden olmaksızın takviye malzemenin sünekliğini artırdığı ve SPS'nin malzemenin takviye seviyesini iyileştirdiği belirlenmiştir. AA6063 matrisinin mikro yapısında, ekstrüzyon sırasında öğütülmüş nano-kristal halinde AA6063-5SiC nanokompozit toz parçacıklarının yeniden kristalleştiği görüldü. Ekstrüzyon sıcaklığının 500 ° C'den 550 ° C'ye yükseltilmesiyle, takviye edilmiş numunenin ortalama tane ebadı 276 nm'den 627 nm'ye yükseldiği, akma mukavemetinin 449'dan 233 MPa'ya düştüğü, ancak kırılma uzaması da % 3.5'ten % 9.6'ya arttığı görülmüştür.

Muhammad Rashad ve arkadaşları (2015), Mg-3Al-Zn alaşımlarının mekanik özelliklerine Al₂O₃ ve SiC parçacıklarının etkisini araştırmış ve Mg-3Al-Zn- matrisine (1.5 Al₂O₃-xSiC) takviyeleri ilave edilerek toz metalurjisi yöntemi ile kompozitleri üretmişlerdir. Ekstrude edilmiş kompozitler, gerilme ve basma yüklemelerinde %0.2 lik bir akma mukavemeti göstermiştir. Bileşiklerin mikro sertliği (Vickers sertliği, Hv) takviye parçacıklarının içeriği arttıkça artmıştır. Isıl işlem görmüş numunelerde, güçlendirilmiş kırılma gerilmesi ve az miktarda artmış mikro sertlik, % 0.2 gerilme mukavemeti dayanımı

elde edilmiştir. Isıl işlem görmüş numunelerde matristeki çözünmüş $Mg_{17}Al_{12}$ inter metalik fazlarından dolayı kırılma gerilmesi artmıştır. Isıl işlem, Al_2O_3 ve SiC hibrid parçacıklarının varlığı ve magnezyum alaşımının mikroyapısal ve mekanik özelliklerinde artışa sebep olduğu görülmüştür.

X.P. Li ve arkadaşları (2016), AA6061-SiC kompozitleri kıvılcım plazma sinterleme ve sıcak haddeleme ile üretmişlerdir. Bu kompozitlerin mikroyapılarında, AA6061 matrisinde mükemmel SiC parçacıkları dağılımı sergilediği görülmüştür. SiC'nin hacim fraksiyonu % 20 iken kompozitlerin akma dayanımı 373 MPa, çekme dayanımı 414 MPa ve elastikiyet modülü 95 GPa olarak ölçülmüştür. Kompozitlerin sünekliği artan SiC miktarı ile azalmıştır.

N. Kishore Babu ve arkadaşları (2016), toz metalürjisi yöntemiyle öğütülmemiş Al5Mg, öğütülmüş Al5Mg ve öğütülmüş Al-5Mg0,5Al₂O₃ nano kompozitleri sürtünme karıştırma kaynak (FSW) yöntemiyle başarılı bir şekilde üretmişlerdir. Sürtünmeli karıştırma kaynağının mikro yapılarına, sertlik ve çekme özelliklerine etkilerini ayrıntılı olarak araştırmışlardır. Termo-mekanik işlem sonucunda öğütülmemiş Al-5Mg'in birleşme bölgesinde önemsiz tane incelme görülmüş olup deformasyon sertleşmesi sonucuna bağlı olarak sertlik değerleri 80 HV'den 100 HV'ye ve çekme mukavemeti 300 MPa'dan 324 MPa'ya yükselmiştir. Aksine, öğütülmüş Al-5Mg ve öğütülmüş Al-5Mg-0.5Al₂O₃ numunelerinin FSW'si, ilgili ana metal değerlerinden 401 MPa ve 483 MPa kıyasla, karıştırma bölgesinde 375 MPa'ya ve 401 MPa'ya kadar UTS değerlerinde bir düşüş gösterdi. Kaynaklı karıştırma bölgelerinin taramalı elektron mikroskobu (TEM) incelemesinde, öğütülmüş Al-5Mg-0.5Al₂O₃ numunelerindeki öğütülmüş Al-5Mg ve Al₂O₃ nano parçacıklarında, Al₄C₃ nano fazlarının alüminyum matris boyunca homojen dağılımını gözlemlenmiştir. Takviye parçacıklarının varlığına bağlı olarak önceki bilyalı öğütme ve sıcak presleme proseslerinden dolayı daha yüksek deformasyon enerjisi, tanecik sınır sabitleme etkisi, önceden depolanan enerjiden öğütülen numunelerin FSW'si süresince daha yüksek yeniden kristalleşme eğilimi ve gecikmiş tane büyümesi ile sonuçlandığı ortaya çıkmıştır. Öğütülmüş Al-5Mg-0.5Al₂O₃ ile hazırlanan kaynaklar, Al₂O₃ takviyeleri nedeniyle ince tane ölçüsü ve Orowan güçlendirme etkisi nedeniyle Hall Petch etkisine atfedilen diğer tüm koşullarla karşılaştırıldığında, karıştırma bölgesinde daha yüksek sertlik ve gerilme mukavemeti sergilemiştir.

Gaurav Bajpai ve arkadaşları (2017), nano-SiC parçacıkları, farklı ağırlık % Nano SiC ile alüminyum metal matrisinde takviye olarak kullanılmıştır. Kompozitler, soğuk

izostatik presleme ile toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiştir. Sertlik, yoğunluk, gözeneklilik, basma mukavemeti ve gerilme mukavemeti özellikleri ölçülmüş. Al-Nano SiC kompozit numunelerin zımparalanmış ve parlatılmış yüzeylerinin mikroyapıları taramalı elektron mikroskopu kullanılarak incelenmiştir. Alüminyum ve Nano SiC tozlarının homojen eşit eksenli bilyalı öğütme işlemi ile 8 saatlik bir süre ile mekanik alaşımlanması gerçekleştirilmiş. Al-Nano SiC kompozitler üretmek için 600 MPa'da soğuk izostatik presleme, ardından 645°C'de Argon Atmosferi altında sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Al-Nano SiC kompozitlerinin gerilme mukavemeti, basma mukavemeti ve sertliği ağırlıkça% 2'ye kadar yükselmektedir ve daha sonra ağırlıkça % 3 oranında azalma meydana gelmektedir. Bunun nedeni, nano SiC parçacıklarının daha yüksek ağırlık yüzdesi ile kümelenmesidir (aglomerasyon). Nano parçacıkların kümelenmesi mevcut nano parçacıkların miktarını azaltır ve bu nedenle mukavemet ve sertlik azalır. Toz metali Al-nano SiC kompozitlerinin taramalı elektron mikroskop görüntüsünde, Argon atmosferi sinterlenmesinin, alüminyum ve nano SiC parçacıkları arasında düzgün bir şekilde bağlanmaya neden olduğunu ortaya çıkarmaktadır. Mikroskop görüntüleri aynı zamanda nano SiC partiküllerinin ağırlıkça % 2'ye kadar alüminyum matris içinde homojen dağılımını göstermektedir. % Nano SiC ve bir miktar gözeneklilik gözlenmiştir.

A. Prasad Reddy ve arkadaşları (2017), nano boyutlu SiC parçacıklarının alüminyum alaşımlı matris ile eklenmesinin, nano kompozitlerin üstün mekanik ve fiziksel özelliklerini ve ara yüzey özelliklerini sağladığını gözlemlemişler. Al-MMNK'lerin tarama elektron mikroskobu görüntülerinde, nano SiC takviye parçacıklarının matris alaşımında düzgün şekilde dağıldığını göstermektedir. Bu yazıda, Al/ SiC esaslı metal matris nano kompozitlerinin imalat yöntemleri ve mekanik özellikleri incelenmeye çalışılmıştır. Al-MMNK'leri Nano SiC ile takviyelendirildiğinde, takviyelendirilmemiş alaşımlara göre iyi mekanik özellikler göstermektedir. Mikroyapısal değerlendirmede ise, nano SiC'nin metal matriste dağılımının düzgün bir şekilde dağılmasının yanı sıra ara yüzdeki parçacık ve matris arasında kuvvetli bir bağ oluşturduğunu göstermiş. Bu kompozitlerden elde edilen gözeneklilik seviyeleri kabul edilebilir sınırlarda olduğu tesbit edilmiştir.

S. Ghanaraja ve arkadaşları (2017), Al-1100 Mg alaşımını eriyik karıştırma yöntemi ile Al₂O₃ ağırlıkça % (0, 3, 6, 9 ve 12) ilave ederek ve Ekstrüzyon (12.25 ekstrüzyon oranı) işlemine tabi tutulmuştur. Temel alaşım ve kompozitlerin, döküm ve ekstrüzyon için sertlik ve gerilme özellikleri gibi mekanik özellikler araştırılmıştır. Ağırlıkça % (0,3, 6, 9 ve 12) Al₂O₃ toz takviyeli alaşım ve kompozitler karıştırma döküm tekniği ile üretilmiştir. SEM

analizinde, Al_2O_3 tozu ilavesi arttıkça dökme kompozitlerin gözenekliliği artmaktadır. Yüksek parçacık içeriği ile gözeneklilikte belirgin bir azalma meydana gelmiştir. Kompozitlerin sertliği ve çekme mukavemeti artmış, gözeneklilik ve matris ile takviye parçacıkları arasındaki uygun olmayan bağlanma nedeniyle Al_2O_3 'ün ağırlıkça % 6'sının ötesinde azaldığı bulunmuştur. Sıcak ekstrüzyonlu kompozitlerin sertliği ve çekme mukavemeti, dökülen kompozitlerinkine kıyasla daha yüksek bir değere sahip olduğu tesbit edilmiştir.



3. GENEL BİLGİLER

3.1. Kompozit Malzemeler

Kompozit malzemeler, iki veya daha fazla malzemenin istenilen özelliklerinin makrodüzeyde birleştirilmesiyle elde edilen, yeni özellikli malzemelerdir.

Kompozitler;

✓ Kompozit, iki farklı veya daha fazla malzemenin birincisi matris malzemesi ve ikincisi takviye malzemesi olacak şekilde matris malzemesi içerisinde dağılımıyla meydana gelmektedir.

✓ Kompozit malzemelerin özellikleri, kompoziti meydana getiren malzemelerin özelliklerinden farklıdır.

3.1.1. Kompozit Malzemelerin Özellikleri

Kompozit malzemelerin özellikleri hafiflik, rijitlik ve boyutsal kararlılık, yüksek mekanik özellikler, kimyasal direnç, ısıl dayanım ve elektriksel olarak sıralanmaktadır. Polimer kompozitler genellikle 1,5-2,0 gr/cm³ yoğunluğuna sahiptirler. Metal kompozit malzemeler, 2,5-4,5 gr/cm³ yoğunluğunda olmakla beraber, özel amaçlı kompozitlerde yoğunluk daha yüksek olabilmektedir. Seramik kompozitler ise ikisinin arasındadır. Genleşme katsayıları düşük, sert ve sağlam bir yapı ve büyük bir boyutsal kararlılık göstermektedir. Çekme, basma, darbe, yorulma dayanımları çok yüksektir.

Kompozitler birçok kimyasal maddelere, asitlere, alkalilere, çözücülere ve atmosferik şartlara karşı son derece dirençlidir. Bu yüzden kimya tesisleri için çok kullanılmaktadırlar. Kompozitlerin ısı dayanımı, geleneksel polimer malzemelere göre daha yüksektir. Elektriksel özellikler kompozitlerde isteğe bağlı ayarlanabilir. Metal matrisli kompozit malzemeler iletken malzemelerdir.

3.1.2. Kompozitlerin Sınıflandırılması

Kompozitler malzemeler kullanılan matris malzemesi ve takviye elemanının şekline, cinsine göre sınıflandırılmaktadır. Matris malzemesine göre kompozitler;

- ✓ Polimer matrisli kompozitler
- ✓ Seramik matrisli kompozitler
- ✓ Metal matrisli kompozitlerdir.

3.1.2.1. Polimer Matrisli Kompozitler

Polimer matrisli kompozitler, düşük yoğunluk, ekonomiklik, kolay üretilebilirlik, mekanik özellikleri ve yalıtkanlıklarından dolayı, endüstriyel alanda çok sık olarak kullanılmaktadırlar. Polimer matrisli kompozit malzemelerin sıcaklık dayanımını, büyük oranda matris malzemesi tarafından belirlenmektedir. Polimer esaslı kompozitlerin ısı dayanımlarının düşük olması ise dezavantajdır. Polimer matrisli kompozitler yayma yöntemi, basma ve transfer kalıplama, soğuk presleme, helisel sarma, torba kalıp ve profil çekme yöntemleri kullanılarak üretilmektedir (Kalaycıoğlu, 2010).

3.1.2.2. Seramik Matrisli Kompozitler

Seramik matrisli kompozit (SMK) malzemeler, yüksek sıcaklıkta çalışması gereken parçaların üretiminde kullanılmaktadır. SMK matris malzemesi olarak; Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 , B_4C , CbN, TiC, TiB, TiN, AlN gibi malzemeler kullanılmaktadır. Bu bileşikler değişik yapıdadır ve ihtiyaca göre, bir veya bir kaç biraraber kullanılarak SMK'ler üretilmektedir. Katmanlı zırhlar, farklı askeri ihtiyaçlı parçaların üretimi, havacılık ve uzay sektörü gibi alanlarda daha çok yaygındır. (Deng, 2007).

3.1.2.3. Metal Matrisli Kompozitler

Metal matrisli kompozitler özellikle de süreksiz (parçacık, kısa fiber, whisker) parçacık takviyeli MMK'in, havacılık ve otomotiv uygulamalarındaki kullanım alanları gündeştikçe artmaktadır. Son zamanlarda yapısal kompozit alanında alüminyum esaslı süreksiz parçacık takviyeli MMK'lere ait pratik uygulamalar ve araştırmalar üzerinde durulmaktadır. Araştırmaların büyük çoğunluğu bu ileri malzemelerin üretim işlemi ve özelliklerinin tahmini üzerine olmakla birlikte ikincil üretim teknolojileri olan talaşlı işleme, birleştirme, plastik şekil verme üzerine de araştırmaların yapılması gerekmektedir (Bedir, 2006).

Matrisin temel görevi takviye elemanına yükü transfer etmek ve dağıtmaktır. Yükün transferi matris ve bağlayıcılar arasındaki ara yüzey bağına bağlıdır (Aydın, 2005). Belirlenen uygulama alanlarında matris seçimi; yoğunluk, çekme dayanımı, yüksek sıcaklık ve süneklik faktörleri yanında üretim metodu ve bunlar arasındaki uyumda bağlıdır. Genellikle Al, Ti, Mg, Ni, Pb, Fe, Sn, Zn, Ag, ve Si matris malzemesi olarak kullanılır. Düşük yoğunluğa sahip Al, Mg, Ti gibi matrislerle daha iyi özellikler elde edilir (German, 2005).

Metal matrisli kompozitlerin metal ve alaşımlarına göre üstün özellikleri şunlardır;

- ✓ Yüksek elastikiyet modülü
- ✓ Yüksek mukavemet
- ✓ Yüksek tokluk ve darbe özellikleri
- ✓ Yüksek elektrik ve termal iletkenlik
- ✓ Isıl şoklar ve sıcaklık değişikliklerine karşı düşük hassasiyet ve iyi sürünme direnci.
- ✓ İyi yüzey dayanımı ve yüzey çatlaklarına karşı düşük hassasiyet
- ✓ Tasarım, üretim, biçimlendirme, birleştirme ve son işleme bakımından mükemmel teknolojik birikim (German, 2005).

3.2. Alüminyum ve Alaşımları

Alüminyum yerkabuğunda silisyum ve oksijenden sonra rastlanan en çok üçüncü elementtir. Yerkabuğu kütlesinin % 8'ini oluşturur ve yerkabuğunda en çok bulunan metaldir. Alüminyum, çok eski tarihlerden bu yana bilinmesine rağmen endüstriyel metal olarak modern döküm yönteminin keşfedildiği 1886 yılından sonra kullanılmaya başlanmıştır. Bugün dünya üzerinde en çok kullanılan demir dışı metaldir. Özellikle hafif ve parlak olmasından dolayı bazı alanlarda çeliğe tercih edilmektedir (Dwight, 2002). Alüminyum endüstriyel olarak üretilen ve kullanılan metaller arasında magnezyum ve berilyumdan sonra en hafif üçüncü metaldir. Özgül ağırlığı 2.7 gr/cm^3 'tür ve bu değer demir için 7.8 bakır için 8.8 gr/cm^3 'tür. Düşük özgül ağırlığı, gerekli işlemlerle makul ölçüde yükseltilebilen dayanımı, iyi korozyon dayanımı ve nispeten düşük maliyetiyle rahatlıkla günümüzde en önemli demirdışı metal olduğu söylenebilir (Chawla, 1993).

Alüminyumun sahip olduğu fiziksel özellikler, onu son derece kullanışlı bir mühendislik malzemesi yapmaktadır. Alüminyum ve alaşımlarının endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılmasında etkili olan üç önemli faktör vardır. Bunlar;

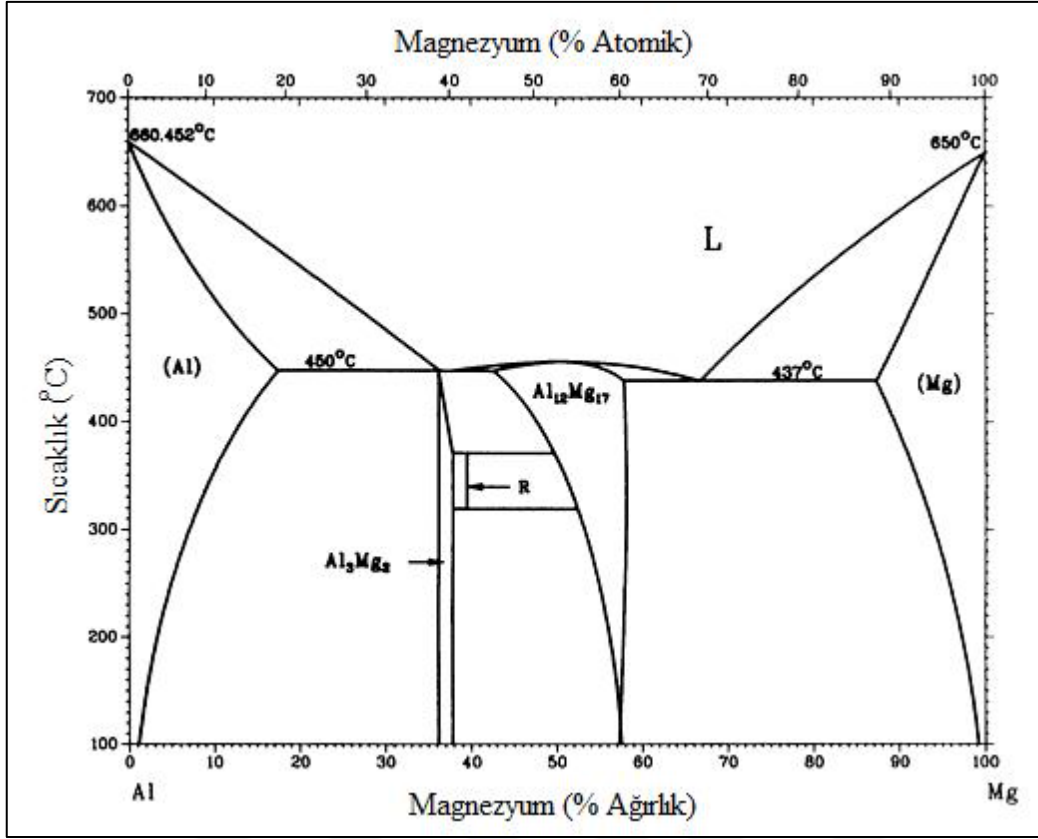
- ✓ Dayanım/yoğunluk oranı,
- ✓ İletkenlik,
- ✓ Mekanik özelliklerinin geliştirilebilir olmasıdır.

Alüminyum alaşımları, dayanım/yoğunluk özellikleri bakımından çeliklerle mukayese edilebilen bir malzeme grubudur. Bu üstün özellikleri nedeni ile endüstriyel uygulamalarda yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Diğer metal ve alaşımlara göre (bakır hariç) iletkenlik alüminyumda daha yüksektir ve bundan dolayı da, yüksek iletkenlik istenen yerlerde alüminyum malzemeler tercih edilmektedir.

Alüminyum ve alaşımları sünek karakterli olmalarından dolayı, aşınmaya karşı dayanımları oldukça zayıftır. Fakat bu zayıf özelliği alaşımlara uygulanan bazı ısıt işlemlerle arttırılabilmektedir. Bu özelliğinden dolayı, dayanım artırma mekanizmalarına kolaylıkla tepki vermektedir. Alüminyum alaşımları saf alüminyumdan yaklaşık 30 kat daha dayanıklıdır. Diğer taraftan, alüminyum genellikle yorulmada dayanım sınırı göstermemektedir (Bedir, 2006).

3.3. Mg ve Alaşımları

Alüminyuma ilave edilen en önemli alaşım elementlerinden birisi olan magnezyum, mukavemeti, kaynak edilebilirliği, işlenme kabiliyetini ve korozyon direncini artırır. Genellikle alüminyum döküm alaşımlarında % 0,5 ile 11 oranında magnezyum bulunmakla beraber, % 7–10 magnezyum içeren alaşımlara ısıt işlem uygulanır. Magnezyum, Al-Cu alaşımlarına yaşlanma özelliği kazandırırken, Al-Mn alaşımlarının mukavemetini artırır, korozyon direnci ve sünekliği olumsuz olarak etkilemez. Mg_2Si metaller arası bileşiğini oluşturan Al-Mg-Si alaşımları, kolay işlenebilen ve ısıt işlem uygulanabilen alaşımlardır. Al-Zn-Mg alaşımı iyi korozyon direnci, iyi kaynaklanabilme kabiliyeti ve iyi mukavemet özelliğine sahiptir. Şekil 3.1’de gösterildiği gibi, oda sıcaklığında alüminyum içerisinde magnezyum % 1,9, ötektik sıcaklığında (450°C) % 17,4 oranında erir (Tımaç, 2006).



Şekil 3.1 Al-Mg denge diyagramı

3.4. Takviye Malzemeleri

MMK malzemelerin imalatında, erişilebilmelerindeki kolaylık, matris malzemesi ile uyumluluk, elastik modülü, çekme dayanımı, yoğunluk, ısı kararlılık, ısı genleşme katsayısı, kimyasal bileşim, partikülün yapısı gibi özellikler göz önünde bulundurularak, kimyasal yapılarına göre karbürler, oksitler, nitrürler ve diğer (paslanmaz çelik, karbon vs.) olmak üzere dört ana grupta incelenebilecek takviye malzemeleri kullanılmaktadır (Kusoglu, 2005).

Metal matrisli kompozitlerde genel amaç, düşük yoğunluk ve yüksek dayanıma sahip malzemeler imal etmektir. Bu özellikler yapı içerisine katılan ve yukarıda adı geçen seramik fazlarla sağlanır.

Alüminyum matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için kullanılan takviyelerin başında SiC, Al₂O₃, TiC ve B₄C gibi seramikler gelmektedir. Bu seramikler arasında B₄C, sahip olduğu üstün fiziksel ve kimyasal özellikleri ile ülkemizin sahip olduğu zengin bor kaynakları nedeniyle göze çarpmaktadır.

3.4.1. Alümina (Al_2O_3)

Alüminanın takviye malzemesi olarak en sık tercih edildiği matris malzemesi alüminyum ve alaşımlarıdır. Metal matrisli kompozit üretimi ile ilgili literatür araştırması yapıldığında bu durum net bir şekilde görülmektedir (Çiftçi, 2003). Alümina sahip olduğu yüksek sıcaklık dayanımı, rijitlik, takviye elemanı kullanılmasının en önemli nedenlerindendir.

3.4.2. Silisyum Karbür (SiC)

Metal matrisli kompozitlerde önemli takviye elemanlarından biri de SiC'dür (Gan & Gu, 2008). Parçacık ve whisker şeklinde SiC takviyeleriyle imal edilen metal matrisli kompozit malzemelere ekstrüzyon, haddeleme vb. plastik şekil verme işlemleri uygulanabilmektedir. SiC'ün önemli avantajı yüksek sıcaklık şartlarında özelliklerini koruyabilmesidir.

3.5. Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, matris ile takviye elemanının uyumlu ve iyi bir bağ oluşturmalarına bağlıdır. Bu bağların gücü matrisin takviye elemanını iyi ıslatabilmesinin yanı sıra, seçilen üretim yöntemi ile de ilgilidir. Üretim yöntemleri, üç gruba ayrılmaktadır (Çalın, 2006).

- ✓ Sıvı hal işlemleri
- ✓ Katı hal işlemleri
- ✓ İn-situ işlemler

3.5.1. Sıvı Hal İşlemleri

Sıvı hal üretim işlemleri, ergitilmiş matris malzemelerinin takviye elemanları ile temasa geçirilerek, aralarında bağ oluşturma işlemleridir (Çalın, 2006). Yaygın kullanılan sıvı hal üretim yöntemleri şunlardır;

- ✓ İnfiltrasyon
- ✓ Sıkıştırılmalı döküm
- ✓ Basınçlı döküm
- ✓ Yarı katı döküm
- ✓ Karıştırılmalı döküm
- ✓ Püskürtme çökeltmesidir.

3.5.2. Katı Hal İşlemleri

Katı hal üretim yöntemlerinde matris malzemesinin ergime sıcaklığı altındaki sıcaklıkta, farklı işlemlere tabi tutularak kompozit malzeme üretilmektedir. Yaygın olarak kullanılan başlıca katı hal üretim yöntemleri;

- ✓ Toz metalürjisi
- ✓ Difüzyonla birleştirme
- ✓ Sıcak haddelemedir.

Toz metalürjisi, en çok kullanılan kompozit malzeme üretim tekniğidir. Bu yöntemle, toz halindeki matris ve takviye elemanları birlikte karıştırılarak mekanik alaşımlanmaktadır. Hazırlanan kompozit tozlar bir kalıba konularak preslenmektedir. Preslemeden sonra sinterleme işlemi yapılmaktadır.

3.5.3. İn-Situ İşlemler

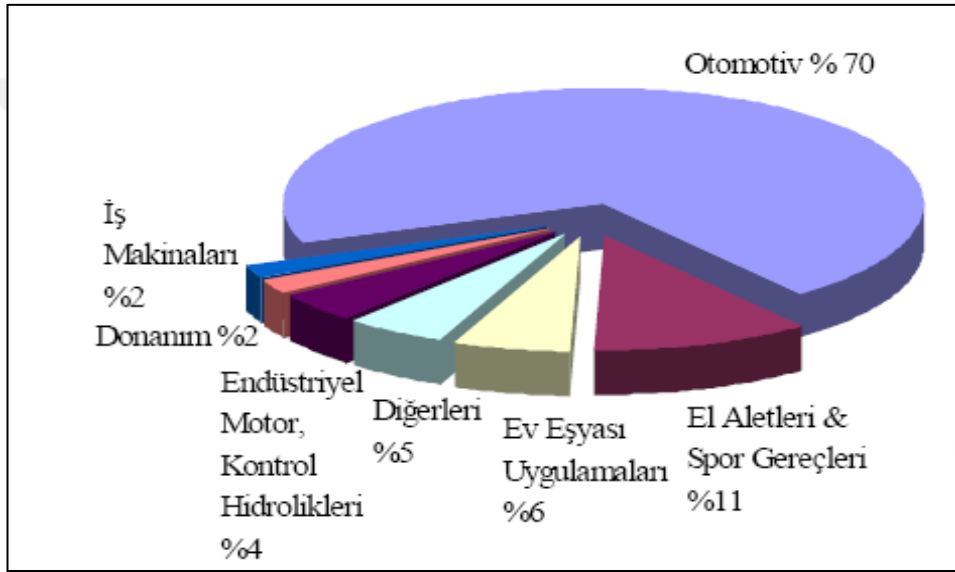
Bu kompozit üretim yönteminde malzeme içerisinde farklı fazların oluşturulması ve bu fazlardan birinin veya birkaçının takviye elemanı gibi davranması ile kompozit üretilir. Bu işlemlerde, farklı birkaç yöntem kullanılmaktadır.

Bunlar;

- ✓ Ötektiklerin yönlü katılaştırılması
- ✓ Tercihli yönlendirilmiş metal oksidasyonu
- ✓ Ekzotermik reaksiyon işlemidir.

3.6. Toz Metalurjisi

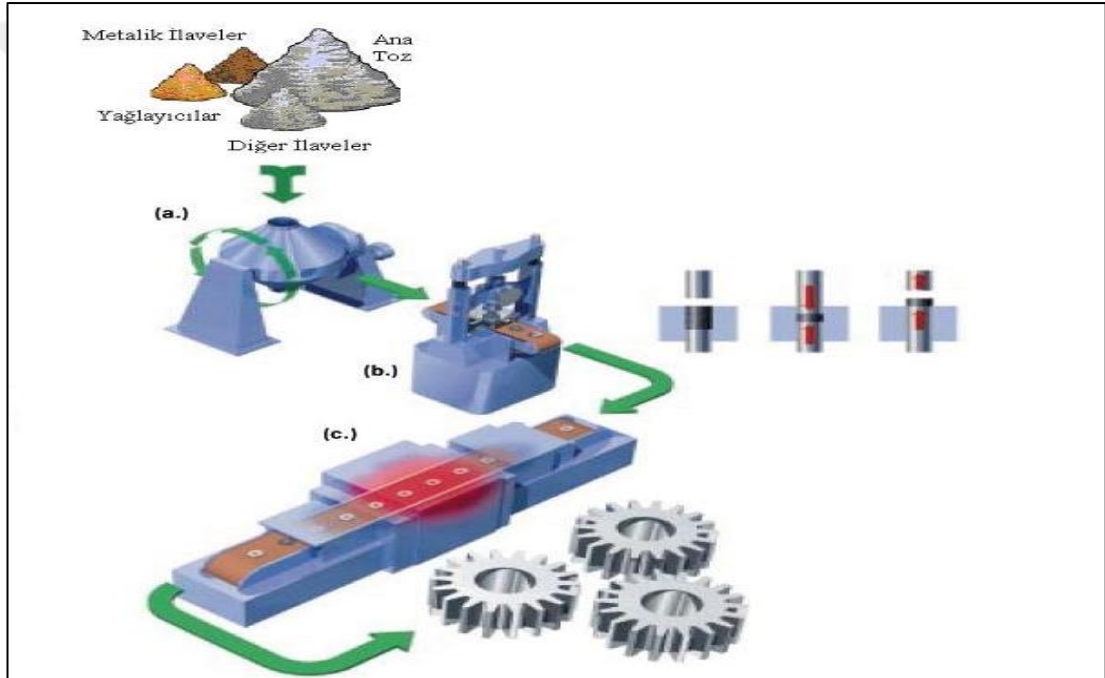
Toz metalurjisi yöntemi, kompleks şekilli parçaların yüksek kalite ve düşük boyutsal toleransta üretimine olanak sağladığı için diğer metal üretim tekniklerine göre avantajlı bir işlemdir. Bu nedenle toz metalurjisi yöntemi ile üretilen malzemelerin pazar payları hızlı bir şekilde artmakta ve bu malzemeler bir çok sektörde kullanım alanı bulmaktadır. Şekil 3.2’de toz metalurjisi yöntemi ile üretilen malzemelerin kullanım alanları verilmektedir. Toz metalurjisi sektörünün en büyük müşterisi % 70 pay ile otomotiv sektörüdür. El aletleri ve spor gereçleri sektörü ise, % 11’lik payla ikinci sırayı almaktadır (Höganäs, 2004).



Şekil 3.2 Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen parçaların kullanım alanları

Toz metalurjisinin temel kademeleri; metal tozlarının üretimi, tozların karıştırılması, toz karışımlarının preslenmesi, sinterleme ve isteğe bağlı olarak sinterleme sonrası son işlemler olmak üzere 5 adımdan oluşmaktadır. Toz metalurjisinin ilk aşaması tozun imal edilmesidir. İmal edilen tozun boyutu 1 mm’den daha küçük ve ince taneli bölünmüş katıdır yani saf metallerin veya alaşımların 1-1000 µm tane boyutlarında olan farklı parçacıklar olarak tanımlanır. Bir tozun önemli özelliği, yüzey alanının hacmine oranının yüksek olmasıdır. Tozlar katı ve sıvı arası gibi ortada davranış sergilemektedirler. Örneğin tozlar, yer çekimi altında kapları ve kaplardaki boşlukları doldurmak için akacaktır. Bu anlamda tozlar sıvı davranış sergilerler. Ayrıca tozlar gaz gibi sıkıştırılabilirler. Böylece bir metal tozu katıdan beklenen özelliklere kolayca ulaştırılabilir (Kalpakjian, 2001).

Şekil 3.3’de toz metalurjisi işleminin şematik gösterimi verilmektedir. Toz üretiminden sonra, ana toz, alaşım elementleri ve yağlayıcı karıştırılarak homojen bir karışım elde edilir. Bileşimi ayarlanan toz karışımı istenilen boyutlarda preslenerek şekillendirilir. Bu işlem esnasında, uygulanan pres basıncına bağlı olarak toz kütlesinin hacmi % 50’den fazla azalmaktadır. Şekillendirilen parçaların sinterlenmesi; koruyucu ve indirgeyici bir atmosferde uygun sıcaklıkta yapılmaktadır. Boyutsal kararlılık arttırmak için ikinci bir presleme ve sinterleme de uygulanabilir. İsteğe bağlı olarak diğer yöntemler de kullanılabilir. Mesela; taşlama, yüzey işleme, kaplama, yüzey sertleştirme gibi son işlemler uygulanarak nihai ürün piyasaya sunulur (Höganäs, 2004; Kalpakjian, 2001).



Şekil 3.3 Toz metalurjisi prosesinin şematik gösterimi (a) Karıştırma, (b) Presleme, (c) Sinterleme

3.6.1. Toz Üretim Teknikleri

Metal tozlarının imalinde kullanılan teknikler, tozların birçok özelliklerini belirler. Tozun geometrik şekli üretim yöntemine bağlı olarak küreselden, karmaşık şekle kadar farklı olabilmektedir. Tozun yüzey durumu üretim yöntemine göre değişiklik göstermektedir. Malzemelerin çoğu, özelliklerine uygun teknik kullanılarak toz haline getirilebilir. Toz üretim tekniği arasından ticari olarak şu teknikler kullanılmaktadır (Akçin, 2013).

- ✓ Mekanik üretim yöntemleri
- ✓ Kimyasal üretim teknikleri
- ✓ Elektrolizle üretim teknikleri
- ✓ Atomizasyon teknikleri

3.6.1.1. Mekanik Üretim Yöntemler

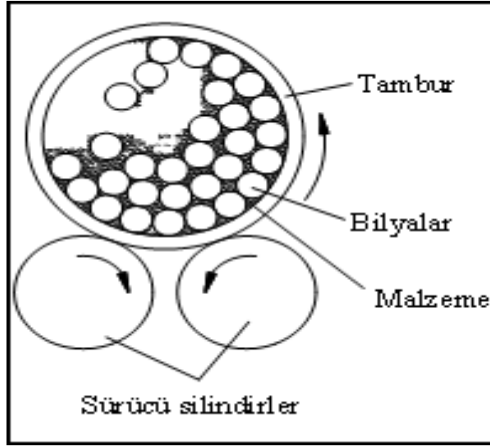
Mekanik yöntemler; talaşlı imalat, öğütme ve mekanik alaşımlama olarak üç grupta incelenebilir.

3.6.1.1.1. Talaşlı İmalat

Bu yöntem tornalama, frezeleme ve taşlama gibi talaş kaldırma işlemleri kullanılarak iri ve karmaşık tozlar üretilir. Üretilen tozlar, öğütülerek ince tozlar haline getirilebilmektedir. Bu üretimde toz özelliklerinin kontrolünün zayıflığı yöntemin olumsuz tarafıdır. Oksitlenme, yağlanma ve diğer malzeme hurdaları ile karışarak kirlenme problemleri olabilir. Yüksek karbonlu çelik tozları genellikle bu yöntemle imal edilir (Aydın, 2005).

3.6.1.1.2. Öğütme Yöntemi

Öğütme, sert bilyeler, çubuklar veya çekiçler kullanılarak yapılan mekanik darbeler işlemini kapsar ve gevrek malzemelerden toz üretmede kullanılan bir yöntemdir. Bir metal toz üretim yöntemi olmasının yanı sıra, diğer yöntemlerle üretilmiş tozların kırılması için de kullanılan öğütme, genellikle bilyalı değirmenlerle yapılmaktadır. Gevrek malzeme tozlarının üretiminin yapıldığı bu yöntemde, temel prensip parçalanacak malzeme ile sert bir cisim arasında bir darbe meydana gelmesini sağlamaktır (Suryanarayana, 2001).



Şekil 3.4 Bilyalı öğütme yöntemi

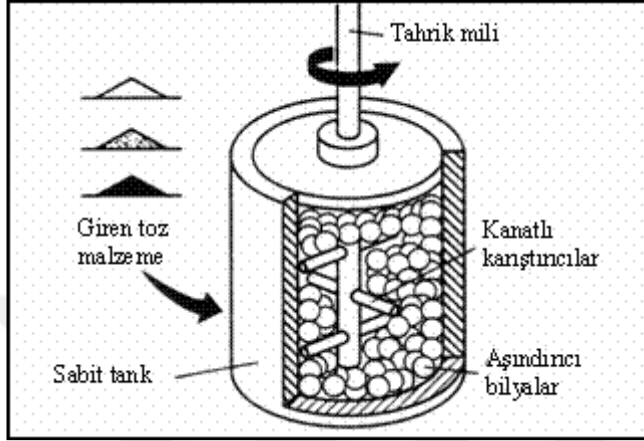
Öğütülecek malzeme, içinde çapı büyük sert ve aşınmaya dayanıklı bilyaların bulunduğu kaba, önceden iri şekilde kırılmış olarak yerleştirilir ve daha sonra birlikte döndürülerek veya titreştirilerek darbe etkisi ile çok küçük tozlara dönüştürülebilmektedir (Şekil 3.4)(Suryanarayana, 2001).

Öğütülen malzeme gevrek ve kırılgan ise, bilyalarla çarpışmanın etkisiyle çok küçük tozlara bölünür. Öğütme birçok sünek malzeme için uygun değildir, çünkü bu tür malzemeler kırılarak ufalanma yerine şekil değiştirir ve topaklanır. Bilyeli öğütme de kavanozun dönme hızı en fazla darbe hızını sağlayacak şekilde ayarlanır. Bu hız bilyeleri kavanozun en üst noktasına taşıyarak öğütülen malzemelerin üzerine düşecek şekilde olmalıdır. Çok yavaş dönme hızında bilyeler kavanozun çeperinden geri yuvarlanır, çok hızlı dönme hızında ise merkezkaç kuvvetinin etkisiyle bilyeler aşağı düşmeden kavanoz ile birlikte döner. En uygun dönme hızı değirmen çapının karekökünün tersine göre değişir. Homojen karışım için kaba konulacak bilyaların hacmi ve öğütülecek malzeme miktarı önemlidir. En uygun öğütme için bilye çapı toz çapının yaklaşık 30 katı kadar olmalıdır. Bilyeler kavanoz hacminin yaklaşık yarısını doldurmalıdır. Öğütülecek malzeme kavanoz hacminin yaklaşık % 25'ini doldurmalıdır. Demir alaşımları, demir - krom, demir - silisyum v.b. kırılgan malzemeler mekanik olarak bilyalı değirmenlerde öğütülürler (Suryanarayana, 2001).

3.6.1.1.3. Mekanik Alaşımlama Yöntemi

Mekanik alaşımlama (MA), ısı girdisi veya kimyasal reaksiyonlara gerek kalmadan katı haldeki tozların homojen karışımın sağlanabildiği bir yöntemdir. Bu yöntemde toz tanecikleri periyodik olarak birbirine kaynaklanma ve kaynak sonrası kırılma davranışı

gösterir. Bu da daha ince ve homojen bir mikroyapıya sahip toz karışımı elde edilmesini sağlar. MA yönteminde paslanmaz çelikten imal edilmiş kaplarda sertleştirilmiş çelik veya tungsten bilyeler ile belirli bir süre öğütme ve karıştırma yoluyla alaşımlama yapılması sağlanır (Şekil 3.5).

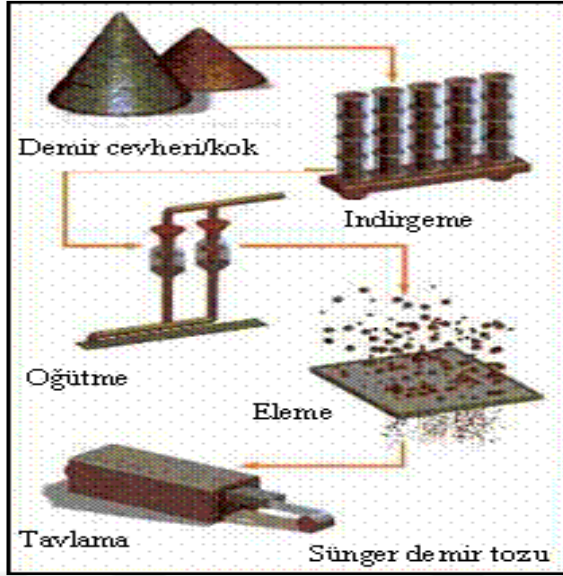


Şekil 3.5 Mekanik alaşımlama yöntemi

3.6.1.2. Kimyasal Üretim Teknikleri

Metal tozu üretiminin alışlagelmiş tekniklerden birisi oksit indirgemesidir. Metal tozlarının kimyasal yöntemle üretimi, metal oksitlerin (demir, bakır, tungsten, molibden, nikel ve kobalt) CO veya hidrojen gibi indirgeyici gazlarla oksitlerinden kimyasal olarak indirgenmesidir.

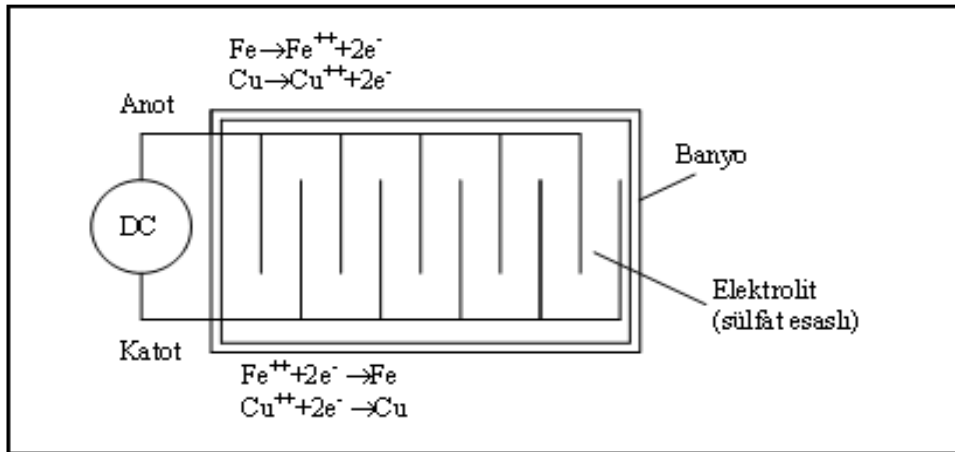
Kimyasal yöntemle üretilen sünger-demir tozu bu yöntemin önemli uygulama örneğidir. Sünger demir, demir oksit cevherinin uygun nitelikte indirgeyici elemanlara indirgenerek süngerimsi kütleye dönüştürülmesiyle elde edilir. Magnetit (Fe_3O_4), kok ve kireç taşı ile karıştırılır ve seramik kaplara doldurulur. Karışım seramik kaplar içinde 1260 °C sıcaklıktaki fırınlarda 68 saat bekletilir. İndirgenmenin tamamlanması ile sünger demir elde edilir. Şekil 3.6’de kimyasal yöntemle demir tozu imalatı görülmektedir. Elde edilen sünger demir külçeleri yüksek sıcaklıkta (1260 °C) birbirine kaynak olmuş tozlardan oluştuğundan öğütülerek istenilen tane büyüklüğüne getirilir. Hidrojen gazı altında 870°C’de tavlanarak oksijen ve karbondan mümkün olduğu kadar arıtılır ve son olarak elekten geçirilir (John Benjamin, 1990).



Şekil 3.6 Kimyasal yöntemle demir tozu üretimi

3.6.1.3. Elektrolizle Üretim Teknikleri

Elektroliz yöntemiyle metal tozu üretimi sulu çözelti ya da banyolarda metallerin elektrolitik olarak ayrıştırılması esasına dayanır. Bir elektrolitik hücrede katot üzerinde belirli çalışmalar yaparak element tozlarının birikmesi mümkündür (Şekil 3.7). Banyo teknesi kurşun kaplıdır. Elektrolitik olarak bakır sülfat ve sülfürik asit kullanılır. Anot bakır katot ise antimonlu kurşundur. Elektroliz yöntemi ile genel olarak bakır tozları üretilmektedir (Kusoglu, 2005).



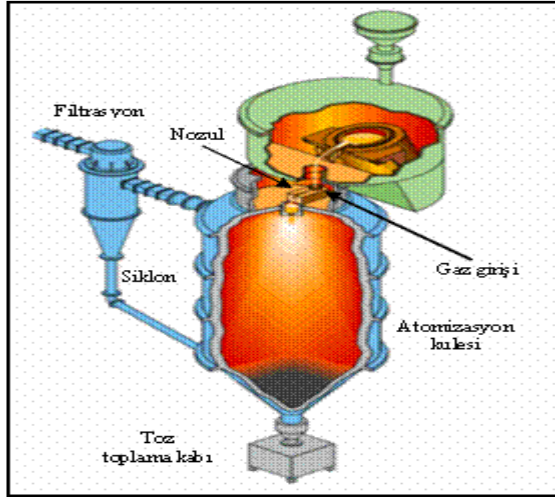
Şekil 3.7 Elektroliz ile toz üretimi

Elektroliz tekniğinde, elektrolit içerisinde taşınım katot üzerindeki birikintini saflaştırılmasında kullanılır. Katot üzerindeki gözenekli birikinti sıyırılır, yıkanır, kurutulur ve öğütülerek toz haline getirilir. Gerilmeleri azaltmak ve uçucu maddeleri gidermek amacıyla tavlama işlemi uygulanır. Kurutma işlemi asal gazlar altında yapılarak oksitlenme engellenir. Elektroliz tekniği ile üretilen tozlar genellikle dendritik veya süngerimsi şekillidir. Parçacık boyutu ve şekli önemli ölçüde kontrol edilebilir. Elektroliz tekniği ile üretilen tozların avantajı yüksek safiyetleri ve dolayısıyla iyi sıkıştırılabilirlik özelliklerine sahiptirler (Benjamin, 1990).

3.6.1.4. Atomizasyon Teknikleri

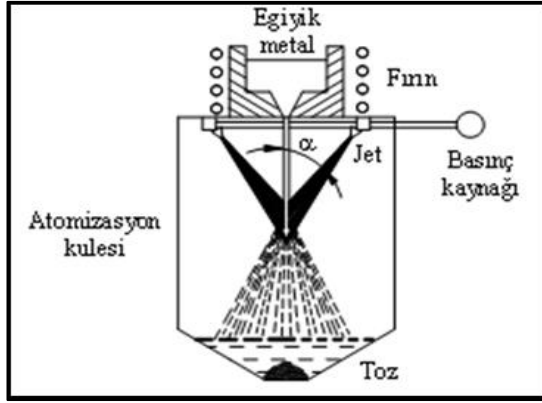
Atomizasyon, ergimiş sıvıya ve sıvının damlacıklara parçalanmasına dayanır. Yöntem genellikle metaller ve alaşımlar ve intermetalik için kullanılmakla birlikte son zamanlarda seramiklere ve polimerlere de uygulanmaktadır. Prensip olarak ergiyik metal bir nozuldan geçerek akma davranışı gösterir ve bu esnada yüksek hıza sahip akışkan (gaz veya sıvı) ergiyik metale tatbik edilerek metalin parçacıklara ayrılması sağlanır (Şekil 3.8). Hava, azot ve argon sıklıkla kullanılan gazlardır. Su en çok kullanılan atomizasyon sıvısıdır. Burada gaz veya sıvı, eriyik haldeki metal demetini farklı boyutlarda çok sayıda parçacıklara ayırır. Parçacıklar katılaşıp metal tozlarını oluştururlar (John Benjamin, 1990). Bu üretim tekniğini üç bölümde ele almak mümkündür:

1. Ergime
2. Damlacıkların parçalanması (Atomizasyon)
3. Katılaşma ve soğuma



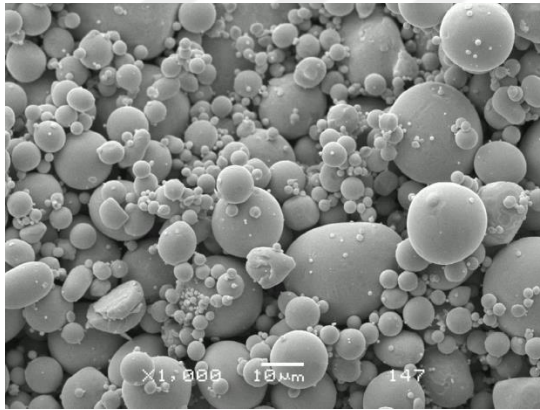
Şekil 3.8 Düşey gaz atomizasyonu

Yüksek sıcaklıklarda ergiyen metaller tozlarının oksitlenmesini önlemek amacıyla asal gaz doldurulmuş kapalı oda kullanılır. Bu yöntemde genellikle yüzey oksitlenmesini azaltmak, gazlardan uzaklaştırmak ve toz boyutu gibi istenilen özelliklerin sağlanması beraberinde ek işlemler gerektirmektedir. Anlaşılabacağı üzere atomizasyon yöntemi ergiyebilen bütün metallere uygulanabilir. Bundan dolayı metal tozu üretiminde en yaygın kullanılan metotlardan biridir. Ticari öneme sahip çelikler, demir, alüminyum, pirinç, çinko, kalay ve kurşun gibi metal ve alaşımları tozlarının üretiminde kullanılmaktadır. Atomizasyon yöntemleri, alüminyum ve alüminyum alaşımları tozları üretiminde yaygın ve en ekonomik yöntemlerdir. Atomizasyon yöntemlerinden su atomizasyonu, sıvı metalin sıvı ile parçalanması, gaz atomizasyonu ise gaz ile parçalanması olarak tanımlanır. Sıvı atomizasyon yöntemi (Şekil 3.9)'de verilmiştir. Yüksek basınçlı su jetleri ergiyik demetine tatbik edilerek ergiğin parçalanması ve hızlı katılaşması sağlanır. Oluşan damlacıklar tankın dibine doğru hareket ederken soğuyarak katılaşırlar ve dibe çökelirler. Su çok iyi bir soğutucu olduğundan, suyla atomizasyon tankları kısadır (1m civarında). Gazla atomizasyonda benzeri şekilde oluşur. Gazlar iyi soğutucu olmadıklarından gazla atomizasyon tankları 6m'den uzundur (Bostan, 2003).



Şekil 3.9 Su atomizasyon yöntemi

Gaz atomize tozlar küresel veya küresele yakın şekillidirler (Şekil 3.10). Bu yöntemle üretilen tozların ortalama tane boyutu $100\ \mu\text{m}$ 'dir. Su atomize tozlar genellikle karmaşık şekilli, tozların sıkıştırılabilirlikleri ve sıkıştırılma sonrası ham mukavemetleri yüksektir. Su atomizasyon yöntemiyle üretilen tozların ortalama tane boyutu $150\ \mu\text{m}$ 'dir.



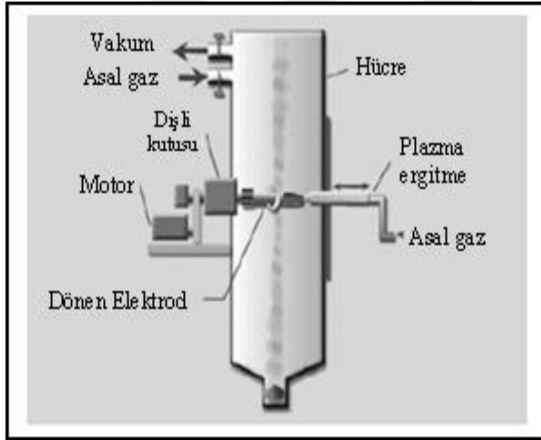
Şekil 3.10 Küresel şekilli gaz atomize ile üretilen tozların genel yüzey görüntüleri

Ergiyik metalden merkezkaç kuvvetinin kullanılması olarak bilinen döner disk atomizasyon yönteminde, sıvı metal sürekli dönmekte olan dönen disk üzerine akıtılır (Şekil 3.11). Disk üzerindeki set ve yarıklara çarpan sıvı metal parçalanarak dağılır. Dağılan metal parçacıklar soğutularak katılaşmaları sağlanır.



Şekil 3.11 Döner disk atomizasyon yöntemi

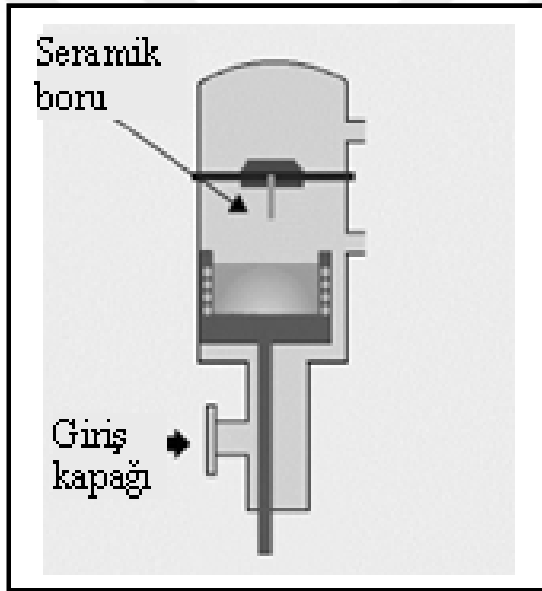
Döner elektrot kullanılarak yapılan santrifüj atomizasyon yöntemi ise, dönmekte olan elektrotun eriyen ucundaki sıvı metal damlaların atomize olması esasına dayanır (Şekil 3.12).



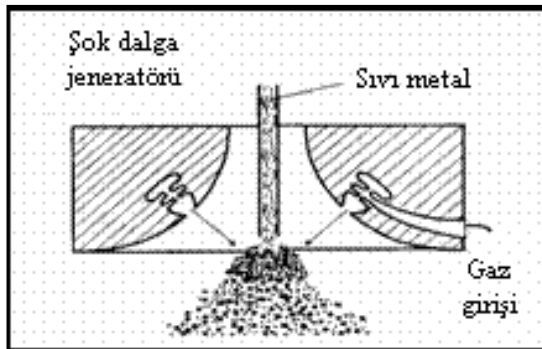
Şekil 3.12 Döner elektrot atomizasyon yöntemi

Döner elektrot kullanılarak yapılan santrifüj atomizasyon yönteminde tozu elde edilecek metalden yapılan ve tükenen özelliğe sahip elektrot ile ergimeyen, genellikle tungsten olan bir elektrot arasında elektrik arkı oluşturulur. Ergiyen elektrotun döndürülmesiyle, elektrik arkı esnasında oluşan metal damlacıklar savrulur ve tankta birikir. Elde edilen tozlarda oksitlenmeyi önlemek için koruyucu atmosfer (helyum, argon vb.) asal gazlarla doldurulur. Döner elektrot yöntemiyle, kobalt, krom ve titanyum alaşım tozları üretilmektedir (Kusoglu, 2005)

Vakum atomizasyonu yöntemi, basınçlı gaz altındaki sıvı metale ani vakum uygulanması sonucu gazın genişmesi ve metalin damlacıklara ayrılmasıyla gerçekleştirilen metottur. Bu yöntemde, Şekil 3.13’de görüldüğü üzere silindirik bir tankın alt kısmında sıvı metal potası üst kısmında vakum atomizasyon bölümü bulunmaktadır. Her iki bölüm sıvının geçeceği memeyi taşıyan bir plaka tarafından bölünmüştür. Memenin alt kısmında ona bağlı seramik boru bulunmaktadır. Vakum altındaki sıvı metal önce belirli sıcaklığa kadar indüksiyon akımı ile ısıtılır. Bundan sonra bu bölüme yüksek basınçta hidrojen gazı doldurulur. Potadaki sıvı metalde hidrojen gazı çözüldükten sonra potayı yukarı taşıyan mil potayı yukarı iterek seramik boruyu potaya daldırır. Potadaki sıvı metal memeden geçerek vakum odasına ulaşır. Hidrojen gazı yüklü sıvı metal düşük basınçlı bu odada parçalanarak pülverize olur ve soğur. Böylece metal ve alaşımlarından ince küresel tozlar üretilmektedir.



Şekil 3.13 Vakum atomizasyon yöntemi

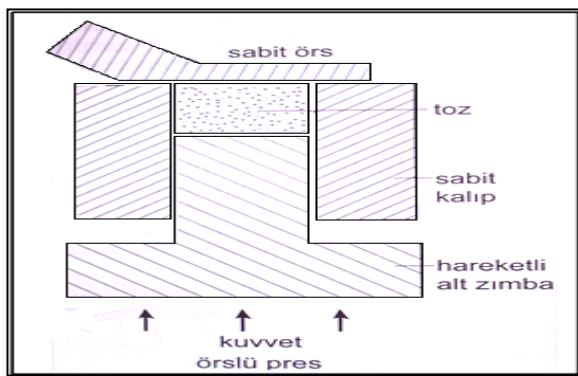


Şekil 3.14 Ultrasonik gaz atomizasyonu yöntemi

Ultrasonik gaz atomizasyon yönteminde, yüksek basınçlı gaz rezonans boşluklarının birinden diğerine ivmelendirilerek ultrasonik ses dalgaları oluşturulur (Şekil 3.14) ve yüksek katılma hızına bağlı olarak çok ince ve küresel şekilli tozlar üretilir. Atomizasyon yöntemleriyle bir tozun ortalama boyutu, toz boyutu dağılımı, toz şekli, yüzey kompozisyonu, kimyasal bileşimi ve mikro yapısı kontrol edilebilir. Bu temel özellikler, tozların ve bitmiş parçaların görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik ve tokluk gibi özelliklerini belirler. Atomizasyon yöntemlerindeki yüksek toz üretim hızı, ekonomik anlamda üstünlüktür (Kusoglu, 2005).

3.6.2.Presleme

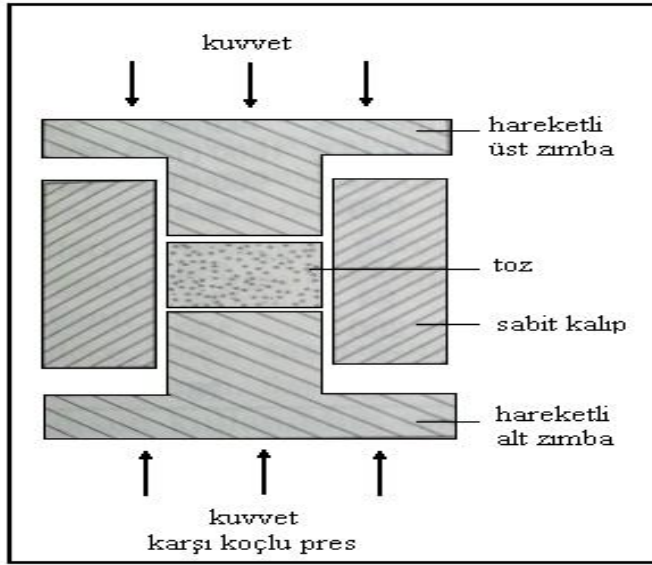
Presleme; tozun kalıp boşluğuna beslenmesi, toza basınç uygulanması ve ham parçanın kalıptan çıkartılması işlemlerinden oluşur. En basit olanı; dişi veya alt erkeğin sabit kalarak, üst erkeğin ilerlemesi ile yapılır. En basit halde tek zımba hareket eder, alt zımba veya dişi kalıp sabittir. Düz parçalarda üst zımbanın yerine sabit bir plaka konarak presleme yapılabilir ve buna örs tipi presleme denir. Bu presleme tekniği şematik olarak Şekil 3.15'te gösterilmiştir. Burada alt zımba, tozu bir plakayla üst kısmı kapatılmış dişi kalıp içinde sıkıştırmaktadır. Örs tipi presleme, basit parçaların çok sayıda üretimi için kullanılmaktadır (Bostan, 2003).



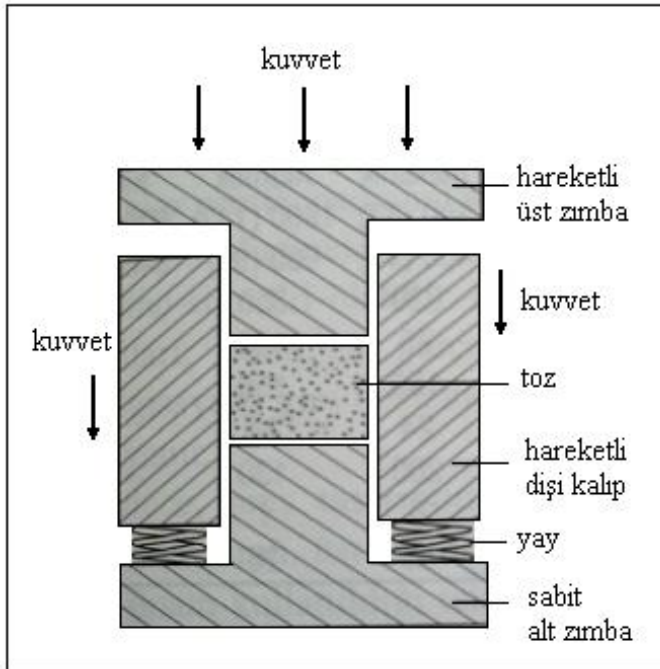
Şekil 3.15 Presleme tek hareketli sıkıştırmanın en basit şekli

Kalıpta sıkıştırmanın çoğu en az iki presleme hareketi ile yapılmaktadır. Genellikle alt ve üst zımbalar dişi kalıp merkezine doğru hareket eder (Şekil 3.16). Presleme sırasında her iki zımba da dişi kalıbın merkezine doğru hareket eder. Çıkartma için alt zımba parçayı

dişi kalıbın üstüne iter. Çok kullanılan bir alternatif ise sabit bir alt zimba ve yüzer (hareketli) dişi kalıp ile yapılan preslemedir. Üst zimbaya basınç uygulandıkça, dişi kalıp duvarlarındaki sürtünme kuvveti, dişi kalıbın bir yaya karşı hareketlenmesine sebep olur. Böylece, sabit olan alt zimba dişi kalıbın merkezine doğru relatif hareket yapmış olur. Kavram Şekil 3.17’de gösterilmiştir. Çıkartma için dişi kalıbın sabit zimbaya doğru hareketlenmesi gerekir (Bostan, 2003).



Şekil 3.16 Çift hareketli sıkıştırma ile sıkıştıran zimba

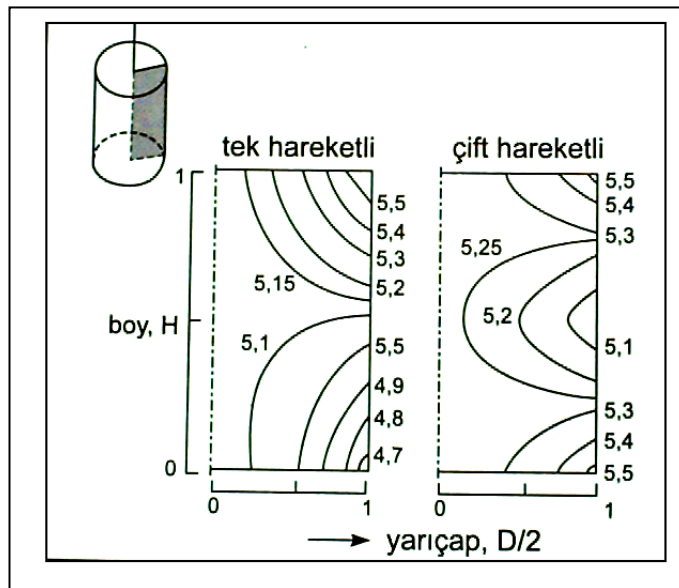


Şekil 3.17 Yüzer dişi kalıplı presleme ile çift hareketli zimba etkisi oluşturma

Yüksek performanslı tam yoğunlukta mamul üretmek için hızlı katılaştırılmış tozlar, şerit malzemeler veya MA uygulanmış tozlar kullanılabilir. Hızlı katılaştırılmış veya MA ile üretilmiş tozların birleştirilmesinde sıcak presleme, sıcak haddeleme, sıcak dövme ve izostatik presleme kullanılır. Bu işlemler preslenecek malzeme türüne bağlı olarak soğuk şartlarda veya oda sıcaklığının üstünde yapılabilir. Bazı soğuk şartlarda presleme basıncının yüksek olması kullanılan kalıp ve malzemeye uygun olmayabilir (Sarıtaş, 2007).

Kalıp içerisine doldurulan tozlar basıncın etkisi ile sıkışır ve deforme edilebilme özelliğine bağlı olarak son şeklini alır. Genellikle, soğuk presleme aşamalarında tam yoğun kütle elde etmek için, tozların sıkışabilirliğini ve akışkanlığını artıran yağlayıcılar kullanılabilir. Bu yağlayıcılar, kalıptan kütlenin çıkarılmasını kolaylaştırır, tozlar arasında sürtünmeyi azaltır ve enerji kayıplarını minimuma indirir. Kullanılan bazı yağlayıcıların sinterleme sonrası gözenekliliğe ve istenmeyen kimyasal tepkimelere yol açması başlıca problemlerdir. Bu nedenle kullanılan kimyasalların malzemeye uygunluğu önemlidir. Sıcak presleme işlemine tabi tutulan numunelerin yoğunlukları, soğuk olarak üretilmiş olanlara göre daha iyidir. Aynı zamanda sıcak işleme tabi tutulan malzemelerin, sinterleme süresi ve sıcaklıkları aşağılara çekilebilir (Sarıtaş, 2007).

Soğuk presleme teorisine bakıldığında, kullanılan presleme çeşidine göre (tek taraflı zımba, yüzer kalıp, izostatik presleme, titreşimli presleme vb.) mamul malzeme ya da ham yoğunluklarında farklılıklar oluşmaktadır. Şekil 3.18’de gözlemlendiği gibi tekyönlü kalıbın eş basınç eğrileri ile çift yönlü kalıp karşılaştırılmıştır.



Şekil 3.18 Tek ve çift hareketli sıkıştırmalarda boy ve yarıçap

Gözlemlendiği gibi çift taraflı preslemede, presleme yüzeylerinin iki tarafında da presleme sonrası yoğunluklar aynı ancak tek taraflı preslemede presin bastığı nokta ile sabit kısımdaki yüzey arasında yoğunluk farkı vardır. Preslenen yüzeyin alt kısımlarına doğru inildikçe yoğunluk giderek azalmaktadır (Bostan, 2003).

3.6.3. Sinterleme

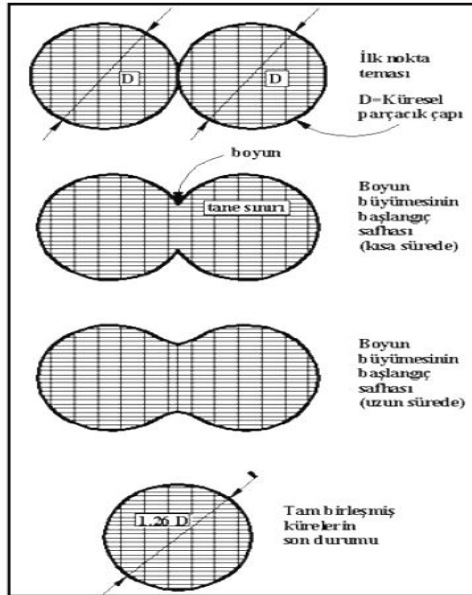
Preslenerek sıkıştırılan tozlar, ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılarak difüzyon yolu ile kimyasal bağlanmayı sağlamak, böylece gözenek miktarını azaltmak işlemine tozların sinterlenmesi denir (Sumer, Ozdemir, & Erturk, 2003). Ergime sıcaklığının altındaki bir sinterleme işlemi sayesinde TM parçalarına çalışma şartlarında mukavemet kazandırılabilir.

Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı metalin ergime sıcaklığının $2/3$ veya $4/5$ alınarak tespit edilirken, birden fazla bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde, ergime sıcaklığı yüksek olan bileşenin ergime sıcaklığının altında seçilir. Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında ters orantılı ilişki vardır. Sinterleme sıcaklığı arttıkça sinterleme süresi azalır (John Benjamin, 1988).

Sinterlemeyi etkileyen pek çok faktör vardır. Bunlar; toz boyutu, sıcaklık, alaşım elementleri, ham yoğunluk, sinterleme atmosferi, vb. Sinterleme mekanizmasının etkin olabilmesinde en önemli etken preslenecek ve sinterlenecek tozların yüzeyinde oksit veya sinterlemeyi olumsuz etkileyecek tabakaların oluşmamasıdır. Oksit tabakaları oluşmuşsa ve presleme sırasında kırılmamışsa sinterleme olmaz ya da çok verimsiz gerçekleşir (Sarıtış, 2007).

Sinterleme, yüksek sıcaklıkta atomların yayınımlı ve küçük parçacıkların yüzey enerjisinin azalmasıyla gerçekleşir. Toz üretiminde malzeme yüzeyine belli bir enerji verilerek yüzey alanı veya yüzey enerjisi oluşturulur. Sinterleme ile bu yüzey enerjisi giderilir. Birim hacimdeki yüzey enerjisi parçacık boyutu ile ters orantılıdır. Bu nedenle, yüksek özgül yüzey alanına sahip küçük boyuttaki parçacıklar daha yüksek enerjiye sahiptir ve daha hızlı sinterlenir. Fakat yüzey enerjisinin tamamı sinterlemeye harcanmaz (Bostan, 2003).

Sinterleme işleminde, yüksek sıcaklıklarda parçacıklar birbirine kaynaşır. Katı hal atomik geçiş olaylarının görüldüğü sinterleme işlemi, ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda uygulanmasına rağmen birçok durumda sıvı-faz oluşumu gerçekleşir. Mikro boyuttaki kaynaklaşma, parçacıkların birbirine temas ettiği noktalarında yapışma boyunlarının büyümesi şeklinde oluşur. Bu şekildeki boyun büyümesi toz özelliklerinin değişmesine de neden olur. Sinterleme işlemi esnasında, nokta teması ile başlayan, ara parçacık bağının gelişmesi ile devam eden mekanizmaya çift-küre sinterleme modeli denmektedir (Şekil 3.19). Bu modelde, parçacık teması sonucunda oluşan boyun büyümesiyle yeni tane sınırı oluşur. İki parçacık ilk çapın 1.26 katı olan bir son çapla tek bir parçacık oluşturacak şekilde birleşir (German, 1984).

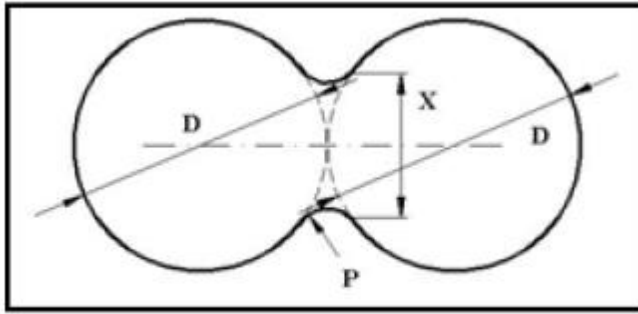


Şekil 3.19 Çift-küre sinterleme modeli

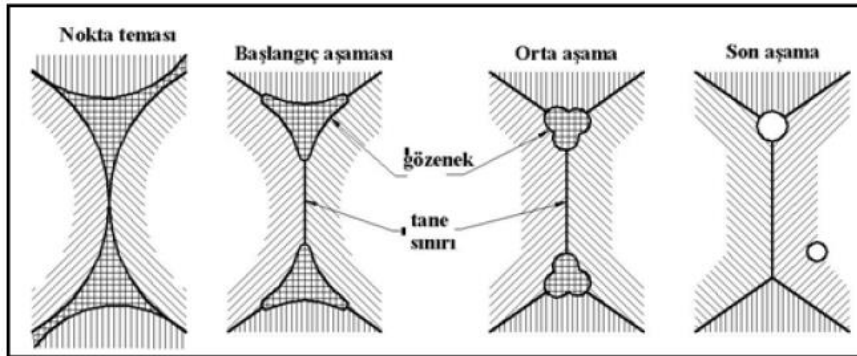
Sinterleme esnasında numunede bazı aşamalar oluşmaktadır. Bunlar;

- ✓ Sinterleme esnasında yağlayıcılar giderilir
- ✓ Oksitlerin indirgenmesi olur (Fırın atmosferindeki indirgeyici gazlar sayesinde)
- ✓ Difüzyon oluşur:(Tozlar arası atomsal yayılım sonucu kaynaklaşma)
- ✓ Gözenek küreselleşmesi ve küçük gözeneklerin kaybolması
- ✓ Yoğunlaşma: Sinterlenmiş parça yoğunluğu ham parça yoğunluğundan yüksektir
- ✓ Ayrıca sinterleme esnasında (yağlayıcıların, bağlayıcıların giderilmesi ve bazı alaşım elementlerinin buharlaşması nedeniyle) kütle kaybı olabilir.

Sinterleme sırasında atom hareketi görülmez, hacim değişimleri meydana geldiğinden, işlem genelde bu değişimler ile izlenir. Boyun büyümesi bunlardan bir tanesidir. Sinterlemenin temel ölçülerinden biri, Şekil 3.20’de tanımlandığı gibi boyun büyüklük oranıdır. X/D , boyun çapının parçacık çapına oranıdır (Bostan, 2003). Şekil 3.21’de ise sinterleme işlemi esnasında parçacıklar arasındaki bağlar ve gözeneklerdeki değişimler şematik olarak gösterilmektedir. Küre çapı D ve boyunun dairesel profilinin yarıçapı P ’dir. (X = boyun çapı, D = parçacık, P = boyun yarıçapı)



Şekil 3.20 Boyun çapı X olan iki küresel parçacığın sinterleme profili



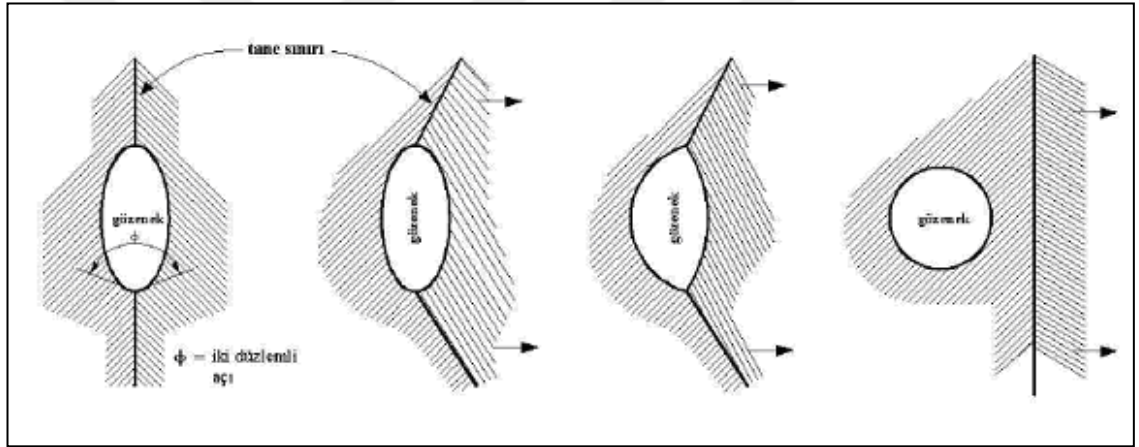
Şekil 3.21 Sinterlemede gözenek yapısındaki değişimi

Sinterleme sonrası malzemelerin mekanik ve tüm işlevsel özelliklerine en etkin sonuç parça içerisinde oluşan gözenek miktarıdır. Sinterleme sırasında her ne kadar ebatlarda değişiklik istenmese de, boşlukların giderilmesi için katı transfer işlemlerinin olması beklenir. Bunlar; hacimsel difüzyon, tane sınırı difüzyonu, plastik akış ve sıvı akışı şeklindedir (Sarıtaş, 2007).

Sinterleme ilerledikçe, gözenek-tane sınırı etkileşimi üç şekil olabilir:

- ✓ Gözenekler tane sınırlarında kalarak tane büyümesini engeller,
- ✓ Gözenekler hareket eden tane sınırları tarafından sürüklenerek tane büyümesini yavaşlatır,
- ✓ Tane sınırları gözeneklerden koparak ayrılır.

Son durumda, tane içinde izole edilmiş gözenekler oluşur ve yoğunlaşma ilerlemez. Tipik sinterleme sıcaklıklarında, malzemelerin çoğu orta veya aşırı düzeyde tane büyüme hızları gösterir. Yüksek sıcaklıklarda, Şekil 3.22’de gösterildiği gibi tane sınırı hareketi gözenekten ayrılmaya yol açar. Düşük sıcaklıklarda, tane büyümesi yavaş olduğundan gözenekler tane sınırına bağlı kalır. Gözenek hareketi yüzey yayını ve buharlaşma-yoğunlaşma ile mümkündür. Sonuç olarak, sinterlemede mikro yapı gelişiminin ana belirleyicisi sıcaklıktır (Bostan, 2003).



Şekil 3.22 Sinterlemenin son aşamasında gözenek izolasyonu ve küreselleşmesi

Son zamanlarda tam yoğun malzeme üretmek için kullanılan metotta sıvı faz sinterlemesidir. Bu işlemde, katı fazların yanı sıra sıvı faz da oluşur. Sıvı faz difüzyon hızını büyük ölçüde artırarak parçacıklar arası bağ oluşum hızını artırır. Bu oluşum gözenek yapısını, mukavemeti, iletkenliği, manyetik özellikleri korozyon dayanımını etkiler (Arslan, 1996).

Sinterleme işleminde en önemli parametrelerden biri de sinterleme atmosferidir. Sinterlemede gerekli olan atmosfer parçaların ve fırının oksitlenmesini önlemek, yüzey oksitlerini indirgemek, fırında buharlaşan yağlayıcı gazları dışarı atmak ve demir karbon alaşımlarında olduğu gibi blok parçanın bileşimini kontrol etmekde kullanılır. Endüstride, H, Ar veya N gazları oksitlenmeyi minimuma indirgemede koruyucu atmosfer olarak kullanılır (Ünal, 2003).

4. MATERYAL VE METOT

Bu çalışmada, farklı hacimlerde Al_2O_3 ve SiC partikülleriyle takviyelendirilmiş Al-Mg matrisli kompozit malzeme toz metalürjisi yöntemi ile farklı üretim parametreleri kullanılarak üretildi. Deneysel çalışmalarda belirlenmiş kompozisyonlarda üretilen kompozitlerin mikroyapısal karakterizasyonu yapılarak porozite, yoğunluk ve mikrosertlik özellikleri incelendi. Çalışmada tozların hazırlanması ve preslenmesi Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Laboratuvarında yapıldı. Tozların karıştırma, numunelerin yoğunluk ölçüm işlemleri, numunelerin sinterlenmesi işlemleri Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü, metalografik muayene çalışmaları, numunelerin sertlik ölçümleri, numunelerin aşınma deneyleri ve aşınma sonrası SEM görüntülerinin ve EDS analizlerinin alınması Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi ÜSKİM laboratuvarlarında yapıldı.

Deney şartları faktöriyel tasarıma uygun olarak belirlendi. Faktöriyel tasarımda çoğu kez değişik ve birbirleri ile ilişkili olmayan faktörlerin belli bir karaktere olan etkileri inceleme konusu yapılmaktadır. Bir başka anlatımla bir faktörün durumu diğer faktör ve faktörlerin değişik seviyelerinde ele alınmakta ve faktörler arasında karşılıklı etkileşim olup olmadığı ortaya çıkarılmaktadır. Faktöriyel denemede deneysel planı oluştururken her faktör belirlenen seviyelerde alınır. Her faktörün iki seviyedeki deneysel dizaynı 2^n faktöriyel tasarım olarak adlandırılır. Deneysel dizaynı oluşturan her faktör üç seviyede oluşturuluyorsa 3^n faktöriyel tasarım olarak ifade edilir. Bu çalışmada, deney şartlarından presleme basıncı, takviye çeşidi ve takviye miktarı 2^n faktöriyel tasarıma, sinterleme süresi ve sinterleme sıcaklığı 3^n faktöriyel tasarıma göre belirlendi. Yapılan bu faktöriyel tasarıma göre $2^3 \cdot 3^2=72$ değişik şartta deneyler yapıldı. Tüm deneylerde kullanılan parametreler ve değerleri Tablo 4.1’de verilmiştir.

Tablo 4.1 Deneylerde değişken olarak kullanılan parametreler ve genel olarak değerleri

Parametreler	Değerleri
Basınç (MPa)	300, 600
Takviye cinsi (μm)	SiC, Al_2O_3
Takviye miktarı (%)	15, 30
Sinterleme süresi (dak)	30, 60, 90
Sinterleme sıcaklığı ($^{\circ}$)	300, 400, 500

4.1.Malzeme

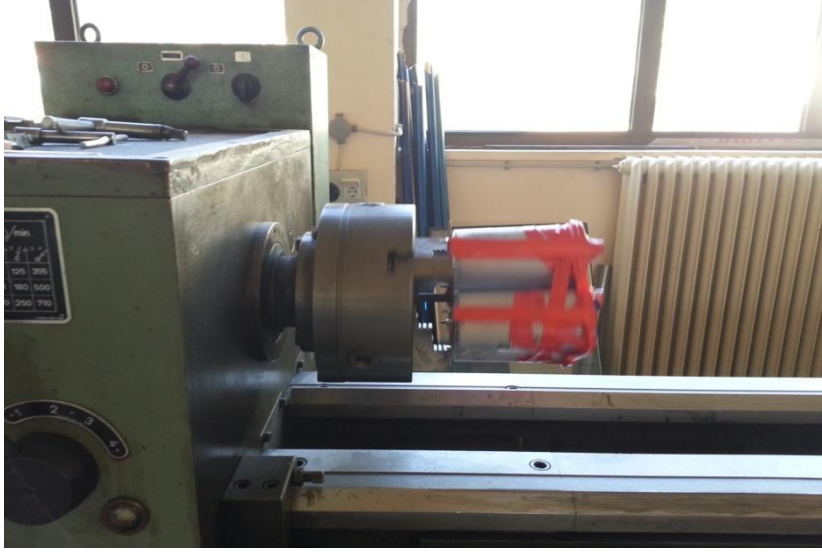
Deneyisel çalışmalarda matris olarak 1 mikron boyutunda Al, Mg tozları, takviye olarak ise 1 mikron boyutunda Al_2O_3 ve SiC tozları kullanılmıştır. Al-Mg matris ağırlıkça % 92,5 Al ve % 7,5 Mg'dan oluşmaktadır. Matris olarak Al'a Mg eklenerek alaşım elde etmemizin sebebi, Mg'nin yoğunluğunun $1,7 \text{ gr/cm}^3$ olması yani Al'dan hafif olması, üretilecek Al-Mg kompozitinin Al esaslı kompozite nazaran daha hafif bir kompozit elde edilmesi sağlandı. Mg'nin titreşimleri ve sesi sönümleme kapasitesine sahip olmasından dolayı üretilecek kompozit de aynı özelliklere sahip olmasıdır. Hazırlanan Al-Mg matris içerisine hacimce % 15 ve % 30 oranlarında ayrı ayrı Al_2O_3 veya SiC katılarak dört farklı kompozisyon elde edilmiştir. Kullanılan tozlar Nanografi Nano Teknoloji Bilişim İmalat ve Danışmanlık Ltd. Şti. tarafından alınmış olup tozlara ait özellikler Tablo 4.2'de verilmektedir.

Tablo 4.2 Deneyisel çalışmalarda kullanılan tozlara ait özellikler

Özellik	Al	Mg	SiC	Al_2O_3
Toz Safiyeti (%)	99.97	99.70	99	99
Yoğunluk (g/cm^3)	2,71	1,7	3.21	3.95
Ergime sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	660	650	2730	2072
Sertlik (HV 0,5)	20	28	2350	880

4.2. Numune Hazırlama

Tozların homojen karışımının sağlanması amacıyla, torna tezgâhında 16 dev/dak hızında 24 saat süre ile karıştırıldı (Şekil 4.1).



Şekil 4.1. Toz karıştırma işlemi

Hazırlanan toz karışımları, tek eksenli olarak 300 ve 600 MPa basınç altında Hidroliksan markalı hidrolik pres kullanılarak kalıpta preslendi. Şekil 4.2’de şekillendirme için kullanılan kalıp, Şekil 4.3’te ise deneysel çalışmada kullanılan tek eksenle hidrolik pres cihazı gösterilmektedir. Tek eksenli presleme sonrası elde edilen numunenin resmi Şekil 4.4 görülmektedir.



Şekil 4.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan tek eksenli toz sıkıştırma kalıbı



Şekil 4.3 Deneysel çalışmalarda kullanılan hidrolik pres cihazı



Şekil 4.4 Üretilen numunelerin şekli

Preslenmiş numuneler, 30, 60 ve 90 dakikalık sürelerde, Protherm marka yüksek sıcaklıklara dayanıklı sinterleme fırını kullanılarak 300, 400 ve 500°C sıcaklıklarda sinterleme işlemine tabi tutuldu. Numuneler istenilen sıcaklıklara 15 dakikada çıkarılarak sinterleme sürelerinde bekletilmiş ve fırın içerisinde yavaş soğumaya bırakılmıştır (Şekil 4.5).



Şekil 4.5 Protherm marka sinterleme fırını

4.3.Ölçümler ve Analizler

4.3.1.Yoğunluk ve Porozite Ölçümleri

Numunelerin ağırlıkları metalografi laboratuvarında bulunan 0,0001 gr hassasiyetli Radwag marka hassas terazi ile belirlendi.



Şekil 4.6 Hassas terazi

Numunelerin sinterleme sonrası ölçülen yoğunluklarının belirlenmesinde Arşimet prensibinden faydalanıldı. (Eşitlik 1).

$$d_g = \left(\frac{W_k}{W_k - W_a} \right) * p \quad (1)$$

Burada, d_g görünür yoğunluğu, W_k numunenin havadaki ağırlığı, W_a numunenin sudaki ağırlığı ve p ise damıtılmış suyun yoğunluğudur.

Numunelerin relatif yoğunluk değerleri ise 2 nolu eşitlik ile hesaplandı.

$$d_r = \left(\frac{d_g}{d_t} \right) * p \quad (2)$$

Burada, d_r relatif yoğunluk değerini, d_g görünür yoğunluk değerini, d_t ise teorik yoğunluk P ise saf suyun 25 °C deki yoğunluğu (0.998 gr/cm³) değerini temsil etmektedir.

Teorik ve ölçülen yoğunluk kullanılarak porozite oranı hesaplandı (Eşitlik 3).

$$\%P_r = \left(\frac{d_t - d_g}{d_t} \right) * 100 \quad (3)$$

Üretilen numunelerin havada ve suda ölçülen ağırlıkları Tablo 4.3 ve Tablo 4.4'te verildi.

Tablo 4.3 SiC içeren kompozitlerin üretim parametreleri ve ölçülen ağırlıkları

D. No	SiC (%hacim)	Basınç (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dak)	Wk (gr/cm ³)	Wa (gr/cm ³)
1	15	300	300	30	2,8213	1,6994
2	15	300	300	60	2,6270	1,4709
3	15	300	300	90	2,3990	1,4197
4	15	300	400	30	2,3725	1,3620
5	15	300	400	60	2,6389	1,4757
6	15	300	400	90	2,7843	1,5534
7	15	300	500	30	2,8159	1,6244
8	15	300	500	60	2,4796	1,4764
9	15	300	500	90	2,4321	1,4769
10	15	600	300	30	2,4340	1,4770
11	15	600	300	60	2,3748	1,4136
12	15	600	300	90	2,4781	1,4642
13	15	600	400	30	2,4630	1,4670

14	15	600	400	60	2,3458	1,4301
15	15	600	400	90	2,5494	1,5501
16	15	600	500	60	2,6617	1,6046
17	15	600	500	90	2,6459	1,6201
18	30	300	300	30	2,3869	1,4772
19	30	300	300	60	2,4189	1,4792
20	30	300	300	90	2,6343	1,5989
21	30	300	400	30	2,2520	1,3389
22	30	300	400	60	2,6348	1,6035
23	30	300	400	90	2,4376	1,4863
24	30	300	500	30	2,3813	1,4481
25	30	300	500	60	2,6663	1,6117
26	30	300	500	90	2,3157	1,3810
27	30	600	300	30	2,9524	1,8168
28	30	600	300	60	2,6410	1,6204
29	30	600	300	90	2,6697	1,5928
30	30	600	400	30	2,6541	1,5905
31	30	600	400	60	2,7387	1,7008
32	30	600	400	90	2,6365	1,5995
33	30	600	500	60	2,4381	1,4590
34	30	600	500	90	2,7267	1,6562

Tablo 4.4 Al₂O₃ içeren kompozitlerin üretim parametreleri ve ölçülen ağırlıkları

D. No	Al ₂ O ₃ (%hacim)	Basınç (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dak)	Wk (gr/cm ³)	Wa (gr/cm ³)
1	15	300	300	30	2,8443	1,7415
2	15	300	300	60	2,3741	1,463
3	15	300	300	90	2,5641	1,5683
4	15	300	400	30	2,5547	1,5114
5	15	300	400	60	2,6229	1,5555
6	15	300	400	90	2,8438	1,7406
7	15	300	500	60	3,0735	1,9216
8	15	300	500	90	2,7380	1,6862
9	15	600	300	30	2,7810	1,6983
10	15	600	300	60	2,7288	1,7037
11	15	600	300	90	2,9297	1,8246
12	15	600	400	30	2,8277	1,7585

13	15	600	400	60	2,7505	1,6702
14	15	600	400	90	3,0110	1,8525
15	15	600	500	30	2,7842	1,6826
16	15	600	500	60	3,1514	1,9516
17	15	600	500	90	2,8502	1,7502
18	30	300	300	30	2,9453	1,8658
19	30	300	300	60	2,9835	1,8949
20	30	300	300	90	2,8873	1,7614
21	30	300	400	30	2,5670	1,5849
22	30	300	400	60	2,5329	1,6008
23	30	300	400	90	2,9977	1,9061
24	30	300	500	60	3,2151	2,0425
25	30	300	500	90	3,1379	1,9450
26	30	600	300	30	3,0989	1,9890
27	30	600	300	60	3,0840	1,9491
28	30	600	300	90	3,1633	2,0339
29	30	600	400	30	2,6184	1,6453
30	30	600	400	60	2,5900	1,6443
31	30	600	400	90	2,7039	1,7320
32	30	600	500	30	2,6230	1,6606
33	30	600	500	60	3,2928	2,1178
34	30	600	500	90	3,1546	1,9814

4.3.2.Mikroyapı Analizleri

Sinterlenmiş numunelerin optik mikroskop ve SEM’de mikroyapı incelemelerinin yapılabilmesi için 600, 800, 1000 ve 1500’lük zımparalar ile zımparalandı ve daha sonra 3 µm’lik elmas solüsyon ile parlatma işlemi yapıldı. Parlatma işleminden sonra numuneler Keller çözeltisi (2 ml HF – 3 ml HCl – 5 ml HNO₃ - 190ml saf H₂O) ile dağlandıktan sonra mikroyapı görüntüleri alındı. Mikroyapı incelemelerinde Şekil 4.7 ’deki Nikon MA-100 markalı Optik mikroskop ve Şekil 4.8’deki Zeiss marka taramalı elektron mikroskobu kullanıldı.



Şekil 4.7 Optik mikroskop



Şekil 4.8 Taramalı elektron mikroskobu



1

2

3

4

5

6

1) % 15 Al_2O_3 600 MPa 500 $^{\circ}\text{C}$ 90 dak.

2) % 15 Al_2O_3 600 MPa 500 $^{\circ}\text{C}$ 60 dak.

3) % 15 Al_2O_3 600 MPa 500 $^{\circ}\text{C}$ 30 dak.

4) % 15 Al_2O_3 600 MPa 400 $^{\circ}\text{C}$ 60 dak.

5) % 15 Al_2O_3 600 MPa 300 $^{\circ}\text{C}$ 60 dak.

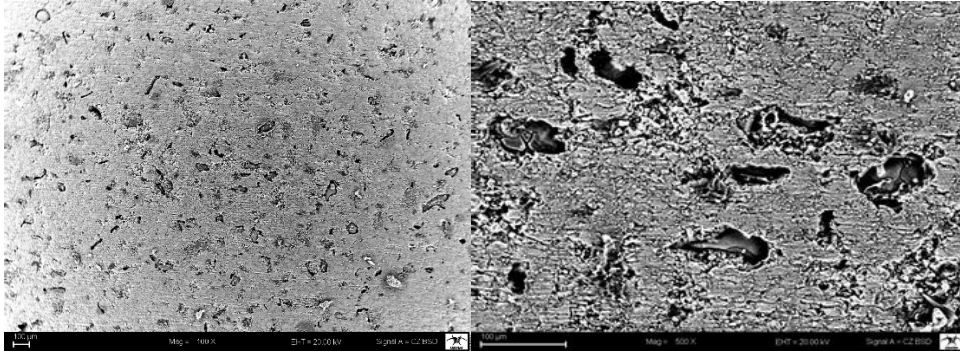
6) % 15 Al_2O_3 300 MPa 400 $^{\circ}\text{C}$ 60 dak.



1 2 3 4 5 6

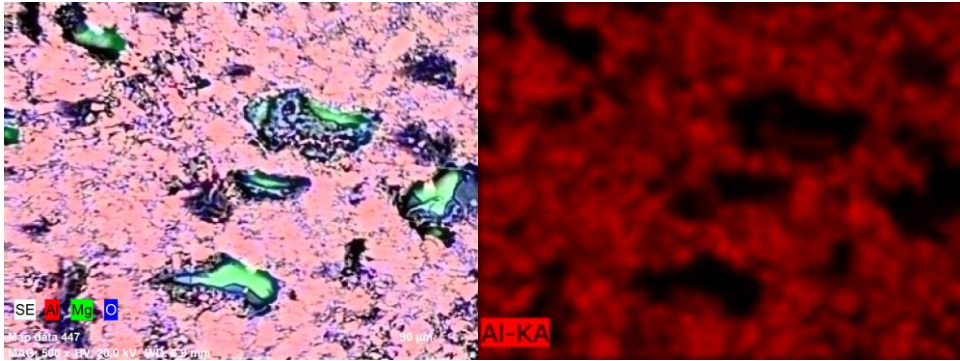
- 1) %30 SiC 600 MPa 500⁰C 60 dak. 2) %30 SiC 600 MPa 400⁰C 90 dak.
 3) %30 SiC 600 MPa 400⁰C 60 dak. 4) %30 SiC 600 MPa 400⁰C 30 dak.
 5) %30 SiC 600 MPa 300⁰C 60 dak. 6) %30 SiC 300 MPa 400⁰C 60 dak.

Şekil 4.9 Üretilen numunelerin makro görüntüsü



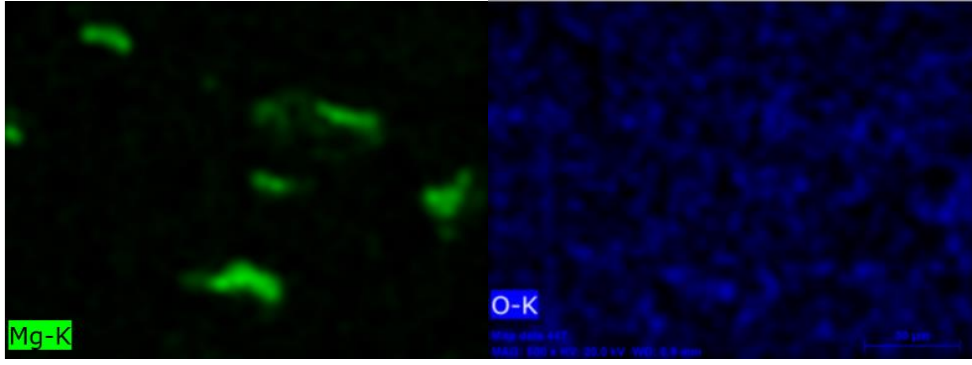
a)

b)



c)

d)



e)

f)

Şekil 4.10 %30 Al_2O_3 içeren 600Mpa presleme basıncı 500°C sinterleme sıcaklığı ve 60dakika sinterleme süresinde üretilen numunenin a)100X b)500X büyütmede Taramalı Elektron Mikroskop görüntüsü c) Elemental analiz görüntüsü d) Al'un elemental analiz görüntüsü e)Mg'un analiz elemental görüntüsü f) O'in elemental analiz görüntüsü

Şekil 4.10'da ise %30 Al_2O_3 içeren 600 MPa presleme basıncı 500 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika sinterleme süresinde üretilen ve yoğunluğu yüksek olan numunenin SEM görüntüsü ve elemental analiz görüntüleri görülmektedir. Bu görüntülerden ise oluşan gözeneklerin diğer şartlara göre azaldığı ve kompozit yapısında Al_2O_3 'ün homojen bir şekilde dağıldığı ancak Mg'nin homojen olarak dağılmadığı gözlemlendi. Gözenek yapısı ise daha çok keskin köşelere sahip olduğu belirlendi.

4.3.3.Sertlik Ölçümleri

Sertlik incelemelerinde Vickers sertlik yöntemi kullanıldı. Sertlik testi 0,5 kg yük altında ve 10 sn batma zamanında yapıldı. Sertlik ölçümlerinde Şekil 4.11'da görülen LHV-5D/10D/30D/50D Dijital Vickers sertlik ölçme cihazı kullanıldı.



Şekil 4.11 Sertlik ölçüm cihaz

5. BULGULAR ve DEĞERLENDİRİLMESİ

Deney sonuçları ve değerlendirilmesi, deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlara göre üç bölüm altında ele alındı. Birinci bölümde, toz metalürjisi yöntemiyle üretilen numunelerin sudaki ve havadaki ağırlıklarından yola çıkılarak porozite ve yoğunlukları hesaplanıp, farklı üretim parametrelerine bağlı olarak nasıl bir değişim gösterdiği belirlenmiş ve yorumlandı. İkinci bölümde, üretilen numunelerin mikroyapı analizleri ve mikroyapı fotoğrafları ile mikroyapı karakterizasyonu değerlendirildi. Üçüncü bölümde ise, üretim parametrelerinin sertlik üzerindeki etkisi incelendi.

5.1. Yoğunluk ve Porozite Sonuçları

Bu bölümde, presleme basıncı, takviye cinsi, takviye oranı, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi gibi farklı üretim parametrelerin $Al_2O_3/Al-Mg$ ve $SiC/Al-Mg$ kompozitlerinin yoğunluk ve porozite üzerindeki etkisi araştırıldı. $Al-Mg$ matrisine hacimce % 15 ve % 30 oranlarında partikül SiC ve Al_2O_3 ilave edilerek, 300 ve 600 MPa basınçlarda preslendi. Daha sonra bu numuneler 300, 400 ve 500 °C sıcaklıklarda 30, 60 ve 90 dakika sürelerde sinterleme işlemlerine tabi tutularak kompozit malzemeler üretildi. Üretilen kompozit numuneler havada ve suda tartılarak ağırlıkları belirlendi. Elde edilen ağırlık değerleri kullanılarak numunelerin görünür yoğunlukları ve teorik yoğunlukları kullanılarak ise relatif yoğunluk değerleri hesaplandı.

Tablo 5.1’de farklı soğuk presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi ve takviye oranı gibi üretim parametrelerinde üretilen SiC ve Al_2O_3 partikül takviyeli $Al-Mg$ kompozitlerin hesaplanan görünür ve relatif yoğunluk değerleri verilmektedir.

Tablo 5.1 $Al-Mg$ kompozitlerin yoğunluk değerleri

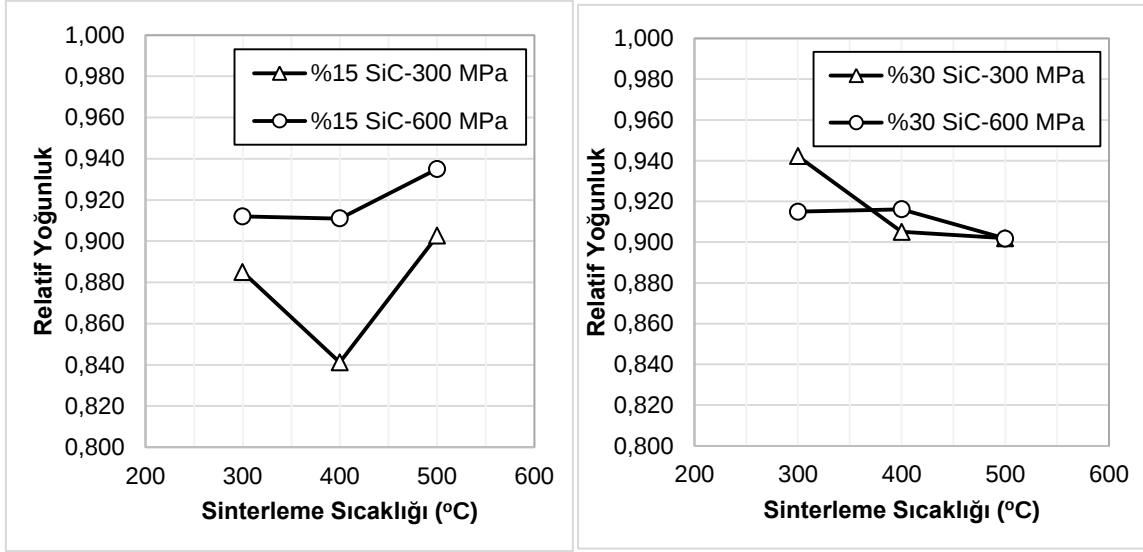
D. No	Takviye oranı (%hacim)	Basıncı (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı (° C)	Sinterleme Süresi (dak)	SiC		Al_2O_3	
					d_g (gr/cm ³)	d_r (gr/cm ³)	d_g (gr/cm ³)	d_r (gr/cm ³)
1	15	300	300	30	2,509722	0,922542	2,574004	0,903295
2	15	300	300	60	2,267750	0,833596	2,600540	0,912607
3	15	300	300	90	2,44481	0,898681	2,569765	0,901807
4	15	300	400	30	2,343152	0,861313	2,443775	0,857594

5	15	300	400	60	2,264118	0,832261	2,452365	0,860608
6	15	300	400	90	2,257479	0,829821	2,572618	0,902809
7	15	300	500	30	2,358597	0,86699	2,662864	0,934479
8	15	300	500	60	2,466747	0,906745	2,597950	0,911698
9	15	300	500	90	2,541076	0,934067	2,563441	0,899588
10	15	600	300	30	2,538278	0,933038	2,656660	0,932302
11	15	600	300	60	2,465720	0,906367	2,645770	0,928480
12	15	600	300	90	2,439238	0,896633	2,639398	0,926244
13	15	600	400	30	2,467946	0,907185	2,540960	0,891699
14	15	600	400	60	2,556633	0,939785	2,593852	0,910260
15	15	600	400	90	2,546083	0,935908	2,522360	0,885172
16	15	600	500	60	2,512891	0,923706	2,621351	0,919911
17	15	600	500	90	2,574194	0,946241	2,585909	0,907473
18	30	300	300	30	2,618584	0,939411	2,722936	0,909095
19	30	300	300	60	2,568971	0,921613	2,735195	0,913188
20	30	300	300	90	2,539146	0,910913	2,559308	0,854465
21	30	300	400	30	2,461391	0,883019	2,608559	0,870908
22	30	300	400	60	2,549724	0,914708	2,711977	0,905436
23	30	300	400	90	2,557264	0,917413	2,74066	0,915012
24	30	300	500	30	2,546654	0,913606	2,736372	0,913581
25	30	300	500	60	2,523201	0,905193	2,625219	0,876471
26	30	300	500	90	2,472524	0,887013	2,786469	0,930306
27	30	600	300	30	2,594659	0,930828	2,711985	0,905439
28	30	600	300	60	2,582518	0,926473	2,795266	0,933243
29	30	600	300	90	2,474102	0,887579	2,685400	0,896563
30	30	600	400	30	2,490402	0,893426	2,733235	0,912533
31	30	600	400	60	2,633416	0,944732	2,776512	0,926982
32	30	600	400	90	2,537345	0,910267	2,720027	0,908124
33	30	600	500	60	2,485164	0,891547	2,796778	0,933748
34	30	600	500	90	2,542033	0,911949	2,683507	0,895931

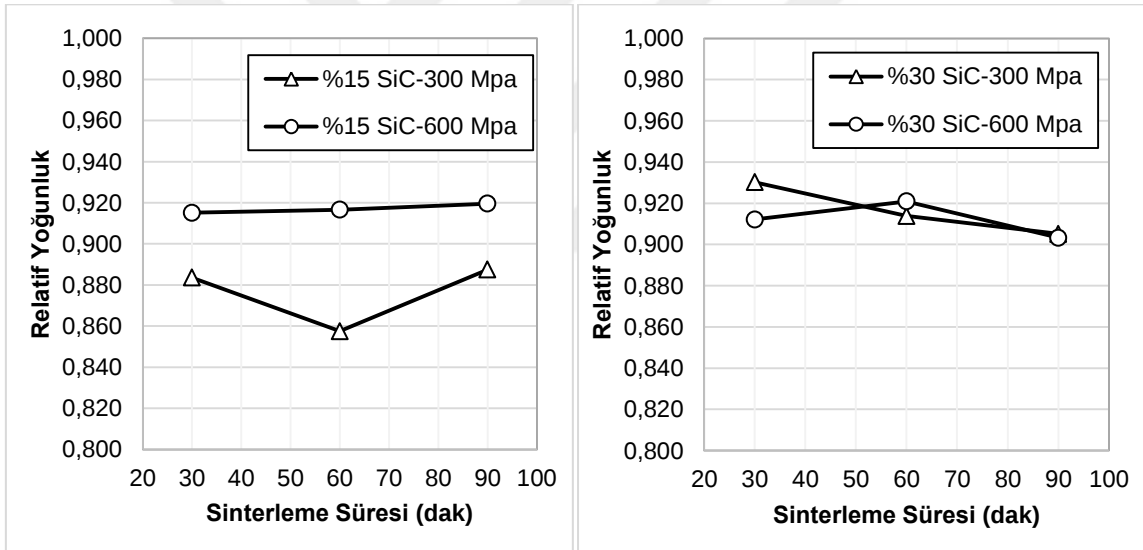
Tablo 5.2’de partikül cinsi ve oranı, sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi ve presleme basıncı gibi farklı deney şartlarında elde edilen SiC ve Al₂O₃ içeren kompozitlerin relatif porozite oranlarını göstermektedir.

Tablo 5.2 Al-Mg kompozitlerin relatif porozite oranları

D. No	Takviye oranı (%hacim)	Basınç (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı (° C)	Sinterleme Süresi (dak)	Porozite (%)	
					SiC	Al ₂ O ₃
1	15	300	300	30	7,745825	9,670505
2	15	300	300	60	16,64041	8,739278
3	15	300	300	90	10,13193	9,819264
4	15	300	400	30	13,86874	14,24062
5	15	300	400	60	16,77392	13,93918
6	15	300	400	90	17,01795	9,719130
7	15	300	500	30	13,30100	6,552137
8	15	300	500	60	9,325532	8,830155
9	15	300	500	90	6,593301	10,04117
10	15	600	300	30	6,696154	6,769844
11	15	600	300	60	9,363278	7,152009
12	15	600	300	90	10,33672	7,375619
13	15	600	400	30	9,281474	10,83011
14	15	600	400	60	6,021463	8,973959
15	15	600	400	90	6,409233	11,48285
16	15	600	500	60	7,629362	8,008943
17	15	600	500	90	5,375926	9,252726
18	30	300	300	30	6,058867	9,090512
19	30	300	300	60	7,838730	8,681234
20	30	300	300	90	8,908714	14,55347
21	30	300	400	30	11,69815	12,90916
22	30	300	400	60	8,529216	9,456379
23	30	300	400	90	8,258739	8,498764
24	30	300	500	30	8,639358	8,641930
25	30	300	500	60	9,480737	12,35293
26	30	300	500	90	11,29873	6,969355
27	30	600	300	30	6,917171	9,456121
28	30	600	300	60	7,352736	6,675662
29	30	600	300	90	11,24213	10,34369
30	30	600	400	30	10,65737	8,746675
31	30	600	400	60	5,526781	7,301786
32	30	600	400	90	8,973303	9,187632
33	30	600	500	60	10,84530	6,625173
34	30	600	500	90	8,805121	10,40690



Şekil 5.1 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi



Şekil 5.2 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi

SiC takviyeli Al-Mg kompozit üretim parametrelerini sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi, soğuk presleme basıncı ve takviye oranına göre relatif yoğunluğun değişimi Tablo 5.1 ve Şekil 5.2’de görülmektedir.

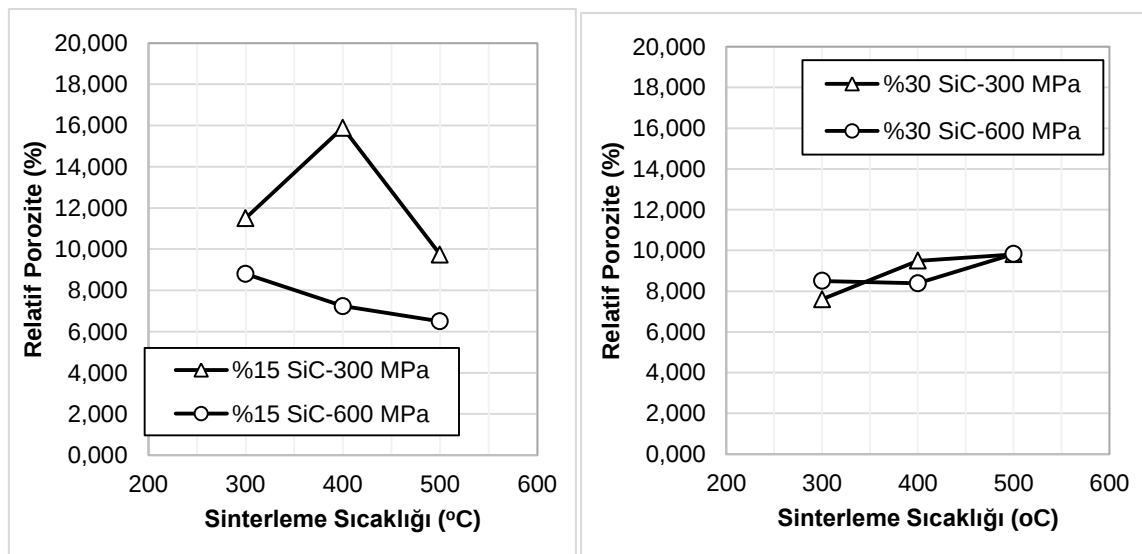
Presleme basıncının artması ile yoğunluğun arttığı (Şekil 5.1 ve Şekil 5.2) ve porozitenin azaldığı (Şekil 5.3 ve Şekil 5.4) görülmektedir. Presleme işlemi esnasında tozlar belirli bir basınç ile sıkıştırıldıkları zaman birbirine yakınlaşır. Sıkıştırılan tozlar arası mesafe ne kadar yakın olursa yani presleme basıncı ne kadar fazla olursa, sinterleme işlemi esnasında meydana gelecek olan difüzyon daha kolay meydana gelir (Rahimian vd.,

2011). Önceki bölümlerde bahsettiğimiz çift küre modeline göre daha rahat mikro kaynaklaşma, yapışma, boyun oluşumu ve boyunun büyümesi daha sonra nihai toz parçacığının oluşması meydana gelir. Dolayısıyla daha az poroziteye sahip yani daha yoğun bir ürün elde edilir.

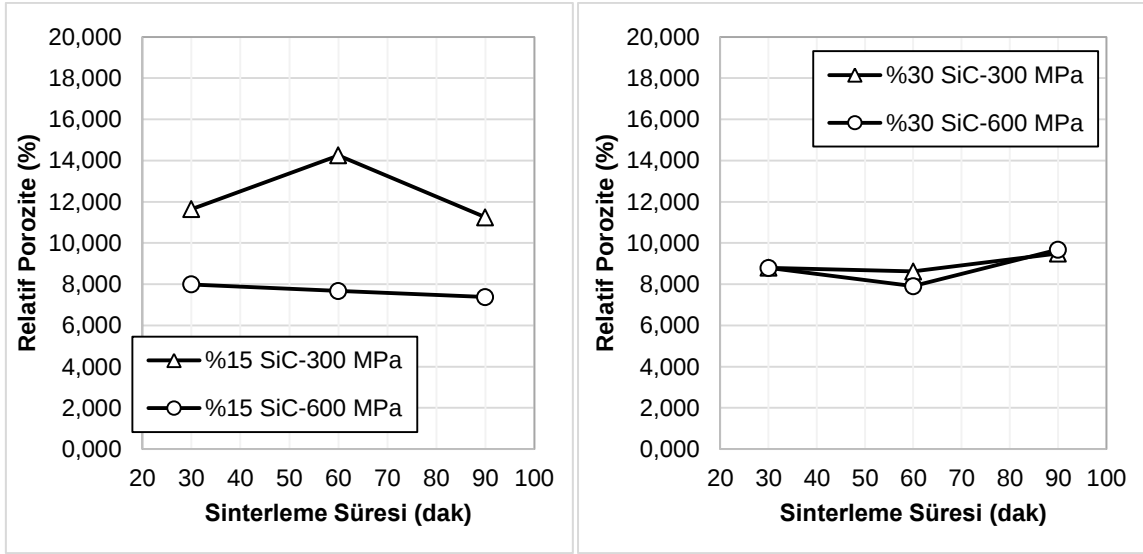
Şekil 5.1'den Şekil 5.4'e kadar olan grafikler incelendiğinde; % 15 SiC takviyeli kompozitlerde sinterleme sıcaklığının yoğunluk üzerindeki etkisi tüm presleme basınçlarında aynıdır (Şekil 5.1). Sinterleme sıcaklığı 300°C'den 400°C'ye artırıldığı zaman yoğunluk 300 MPa presleme basıncında % 4,9 ve 600 MPa presleme basıncında % 0,05 düşmüş, 400°C'den 500°C'ye artırıldığı zaman 300 MPa presleme basıncında % 7,3 ve 600 MPa presleme basıncında % 3 yoğunluk arttı. Sinterleme süresinin yoğunluk üzerindeki etkisi ise her iki basınçta farklıdır. 300 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunlukta % 2,94 düşme gözlemlenirken, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığında yoğunluk değerleri % 3,5 arttığı gözlemlendi (Şekil 5.2). 600 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde ise sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunlukta % 0,3 lük bir artış, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığında yoğunluk değerleri % 0,3 daha da arttığı gözlemlendi. Fakat % 30 SiC takviyeli kompozitlerde sinterleme sıcaklığı 300°C'den 400°C'ye artırıldığı zaman yoğunluk 300 MPa presleme basıncında % 2 düşmüş ve 600 MPa presleme basıncında % 0,11 artmış, 400°C'den 500°C'ye artırıldığı zaman 300 MPa presleme basıncında % 0,22 ve 600 MPa presleme basıncında % 1,53 yoğunluk azalmıştır. Sinterleme süresinin yoğunluk üzerindeki etkisi ise her iki basınçta farklıdır. 300 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunlukta % 1,75 düşme gözlemlenirken, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığında yoğunluk değerleri % 0,96 daha da düştüğü gözlemlendi. 600 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunlukta % 0,98 artış gözlemlenirken, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığında yoğunluk değerleri % 1,95 düştüğü gözlemlendi. SiC takviyeli numunelerde sinterleme esnasında, sinterleme sıcaklığı veya sinterleme süresi arttıkça takviyeyi çevreleyen matris ıslatma özelliği göstererek tozların kolaylıkla akmasına yardımcı olur. Tozlar, difüzyon yoluyla daha kolay hareket ederler ve dolayısıyla kolay boyun oluşumu olayı gerçekleşmektedir (Rahimian vd., 2011). Atomlar arası bağlanma daha rahat meydana geldiği için daha yoğun bir ürün elde edilir. Takviye içeriğini % 30'a artırdığımız

zaman takviyeyi saran matris miktarı nispeten azalmaktadır, dolayısıyla düşük ısılatılabilirlik meydana gelir. Farklı takviye içeriğine sahip iki kompozit karşılaştırıldığı zaman, aynı sinterleme sıcaklıklarında yüksek takviye içeriğine sahip kompozitte daha yavaş difüzyon ve sinterleme olayı meydana gelir. Yüksek takviye içeriğinde genellikle kümelenme olayı da meydana gelir (Bajpai, 2017). Ayrıca, matris ve SiC partikülleri arasında gözenek çekirdeklenmesi meydana gelir. Bahsedilen tüm bu mekanizmalar yoğunluğun düşmesine ve porozitenin artmasına sebep olur (Ranaa vd., 2015). Yüksek sıcaklıkta uzun süre sinterleme işlemi kompozitlerde porozite oranını arttırmaktadır. Bu nedenle sıcaklık ve süre birbiriyle ilişkili olup kompozit üretiminde mukavemet açısından en uygun sıcaklık ve zamanın belirlenmesi gerekmektedir.

Hacimce % 15 SiC içeren kompozitlerde maksimum yoğunluk değeri 600 MPa soğuk presleme basıncı, 500 °C sinterleme sıcaklığı ve 90 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede ölçülmüş olup bu değer 0,946241'dir. Aynı numunede minimum yoğunluk değeri ise 300 MPa basınç, 400 °C sinterleme sıcaklığı ve 90 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede ölçülen değer 0,82982'dir. Hacimce % 30 SiC içeren kompozitlerde ise; maksimum yoğunluk değeri 600 MPa soğuk presleme basıncı, 400 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede ölçülmüş olup bu değer 0,944732, minimum yoğunluk ise 300 MPa basınç, 400°C sinterleme sıcaklığı ve 30 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede ölçülmüş olup bu değer 0,883019'dir.



Şekil 5.3 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi



Şekil 5.4 Al-Mg/SiC kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi

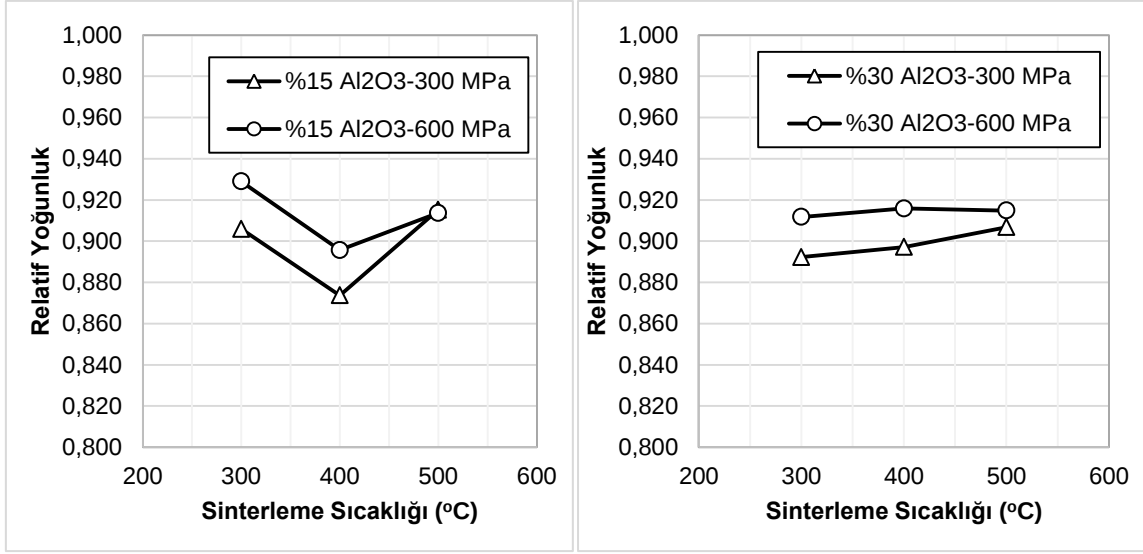
Al_2O_3 takviyeli Al-Mg kompozit üretim parametrelerini sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi, soğuk presleme basıncı ve takviye oranına göre relatif yoğunluğun değişimi Şekil 5.5’den Şekil 5.8’deki grafiklerde görülmektedir.

%15 Al_2O_3 içeren kompozitlerde tüm presleme basınçları için, sinterleme sıcaklığını 300 °C ‘den 400 °C’ye artırıldığı zaman yoğunluk değerleri % 3,55 azalırken, 400 °C’den 500 °C’ye artırıldığı zaman ise yoğunluk değerleri 300 MPa presleme basıncında % 4,73 ve 600 MPa presleme basıncında ise % 2 arttı. % 30 Al_2O_3 içeren kompozitlerde ise 300 MPa presleme basıncında sinterleme sıcaklığı 300 °C ‘den 400 °C’ye artırıldığı zaman yoğunluk değerleri % 0,55, 400 °C’den 500 °C’ye artırıldığı zaman ise % 1 artmıştır. 600 MPa presleme basıncında ise sinterleme sıcaklığı 300 °C ‘den 400 °C’ye artırıldığı zaman yoğunluk değerleri % 0,45, 400 °C’den 500 °C’ye artırıldığı zaman % 0,11 yoğunlukda arttı. Sinterleme sıcaklığının artması sinterleme olayı kolaylaştıracağı için daha yoğun numuneler elde edilir (Rahimian, 2011). Tüm Al_2O_3 takviyeli kompozitlerde 300 MPa soğuk presleme basıncı ile üretilen numunelerde sinterleme süresinin herhangi bir etkisi gözlemlenemez iken 600 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunluk % 2 arttı, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığı zaman yoğunluk % 2 azaldı. Presleme basıncı düşük olduğu zaman (300 MPa) tozlararası mesafe yüksek olduğu için sinterleme süresinin uzamasının, tozlararası bağ oluşumuna herhangi bir olumlu katkı sağlamadığı görüldü.

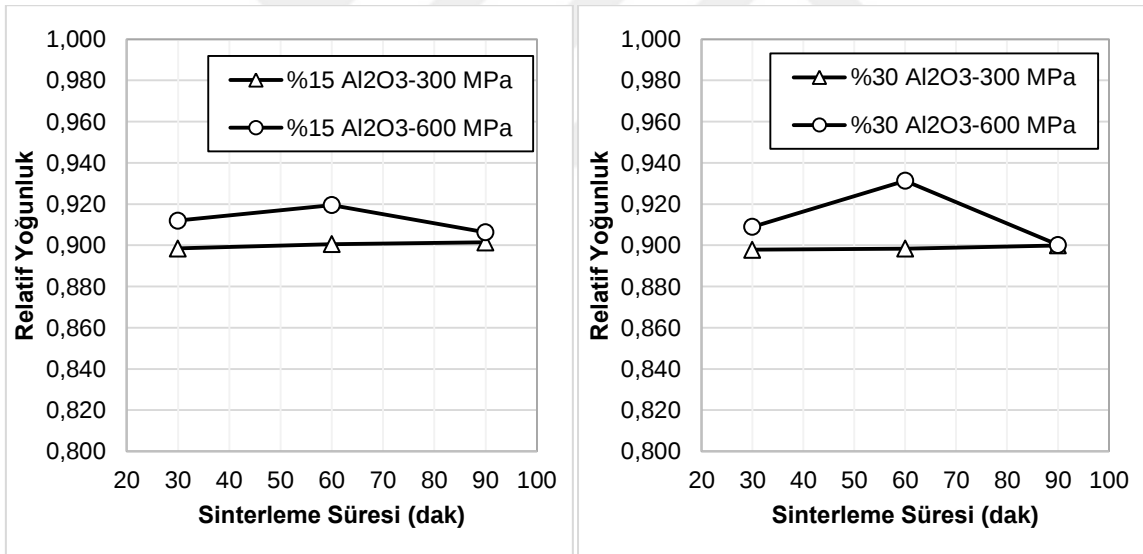
Kompozitteki, Al_2O_3 partiküllerin yüksek sertliğe sahip olması (880 HV) neticesinde sıkıştırılabilirliğin zayıf olmasına ve porozitedeki artış toz yüzeylerinde oluşması muhtemel oksitlere dayandırılabilir (Chou, vd., 1992). Çünkü, uzun alaşımlama işlemleri koruyucu gaz atmosferi altında yapılmış olsa dahi, toz yüzeylerinde oksitlenmeler oluşabilmekte ve bu oksitler kompozitlerde düşük yoğunluk, nispeten yüksek gözeneklilik oluşturmaktadır (Arik, 2004; Karabulut, vd, 2013). 600 MPa basınçta üretilen numuneler için 60 dakika sinterleme süresi threshold (eşik) süredir. Bu süreye kadar sinterlemeye tabi tutulan numunelerin yoğunlukları artmış, bu sürenin üzerindeki herhangi bir sürede ise yoğunlukta düşme görülmüştür. Bunun sebebi ise artan süreye bağlı olarak oluşan tane büyümesine bağlanabilir (Rahimian, vd., 2011).

Al-Mg/ Al_2O_3 kompozitlerde yoğunluğun soğuk presleme basıncı ile değişimi Al-Mg/SiC kompozitlerindeki değişimle aynıdır. Yani soğuk presleme basıncı arttıkça ile kompozitin yoğunluğu artmaktadır (Şekil 5.3 ve Şekil 5.4). Presleme işlemi esnasında tozlara uygulanan basınç tozlar arasındaki mesafeyi belirler. Tozlar ne kadar yüksek basınç ile preslenirse o kadar sıkışır birbirlerine temas eden noktaları artar ve birbirine yaklaşır. Zamanla her temas eden noktadan bir boyun gelişir. Temas noktalarının artması sinterleme işlemi esnasında meydana gelecek boyunlarında artmasına sebep olur. Böylece tozlar arasındaki boşluklar difüzyon yoluyla daha rahat doldurulur. Yani daha rahat sinterleme işlemi meydana gelir. Sonuç olarak, yüksek yoğunluğa sahip yeni bir ürün elde edilir.

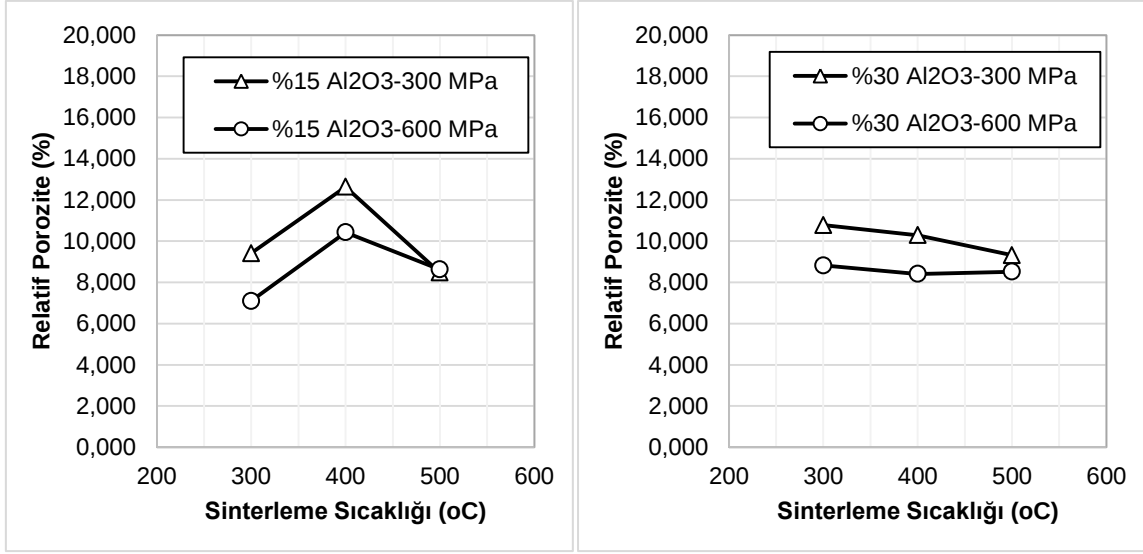
Hacimce % 15 Al_2O_3 içeren kompozitlerde maksimum yoğunluk değeri 300 MPa soğuk presleme basıncı, 500°C sinterleme sıcaklığı ve 30 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede ölçülmüş olup 0,934479'dir, minimum yoğunluk değeri ise 300 MPa basınç, 400°C sinterleme sıcaklığı ve 30 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede 0,857594 olarak ölçüldü. Hacimce % 30 Al_2O_3 içeren kompozitlerde ise; maksimum yoğunluk değeri 600 MPa soğuk presleme basıncı, 500°C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede 0,933748 olarak ölçüldü, minimum yoğunluk değeri ise 300 MPa basınç, 300°C sinterleme sıcaklığı ve 90 dakika sinterleme süresinde üretilen numunede 0,854465 olarak ölçüldü.



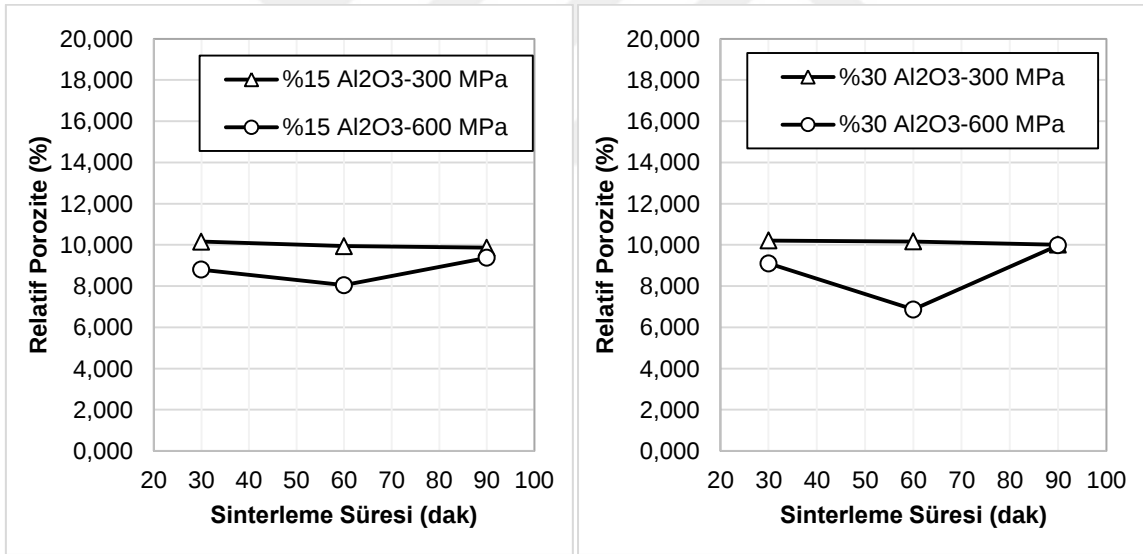
Şekil 5.5 Al-Mg/Al₂O₃ kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi



Şekil 5.6 Al-Mg/Al₂O₃ kompozitlerinin relatif yoğunluğun sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi



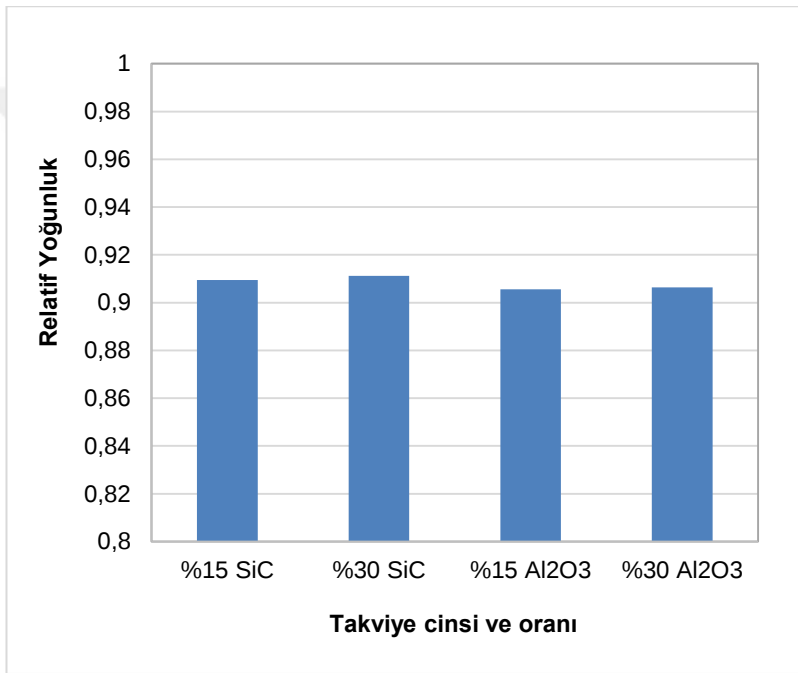
Şekil 5.7 Al-Mg/ Al₂O₃ kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme sıcaklığı ve presleme basıncı ile değişimi



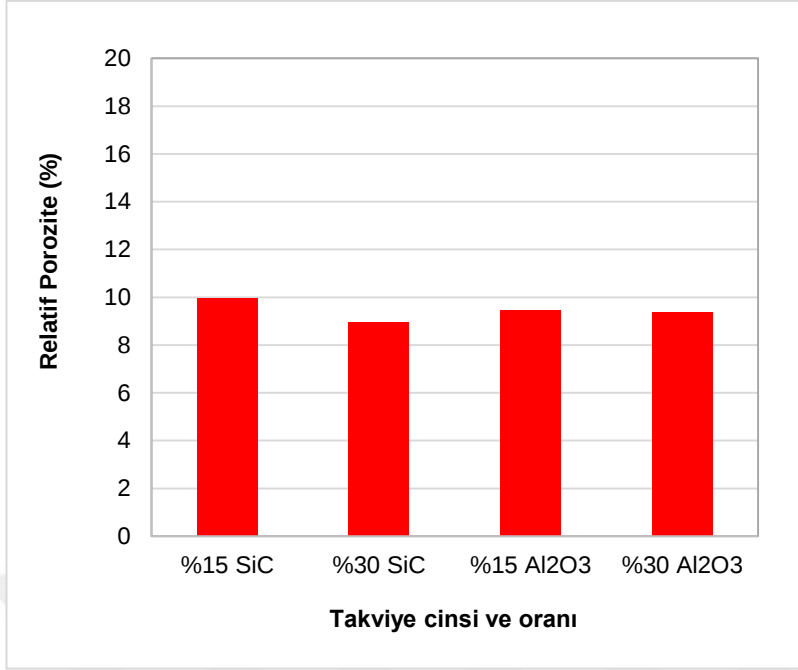
Şekil 5.8 Al-Mg/ Al₂O₃ kompozitlerinin relatif porozite oranının sinterleme süresi ve presleme basıncı ile değişimi

Şekil 5.9’da relatif yoğunluğun ve Şekil 5.10’da ise porozitenin takviye cinsi ve takviye oranına göre değişimi görülmektedir. Şekil 5.9 ve Şekil 5.10 incelendiğinde, genel aynı takviye cinsi için takviye oranı arttıkça kompozitin yoğunluğunun arttığı ve porozitenin azaldığı görülmektedir. Aynı orana sahip iki farklı takviye cinsi karşılaştırıldığı zaman, SiC takviyeli kompozitlerin yoğunluğunun Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin yoğunluğundan daha yüksek ve porozitenin ise daha düşük olduğu görüldü.

Kullanılan toz boyutlarının küçük olması, SiC'in (2350 HV), Al_2O_3 'e (880 HV) göre yüksek sertlik değerine sahip olmasından dolayı tüm deneysel şartlarda (Medica, 2004) SiC tozların sıkıştırılabilirliği azaltmakta, ama kompozit oluşumu esnasında matris takviyeyi daha kolaylıkla sıvılamaktadır. Çünkü küçük ve sert tozlar sıkıştırmaya direnç göstermektedir. Her ne kadar matris ve takviye arasındaki bütünleşme bu sert fazların varlığıyla güçleşmekte ise de yumuşak matris fazının sıkıştırılamayan sert takviye fazını ıslatmasının daha iyi olduğu gözlemlendi (Rahimian, vd., 2011). Böylece daha yüksek yoğunluğa sahip kompozit elde edildi.



Şekil 5.9 Relatif yoğunluğun takviye cinsi ve oran ile değişimi

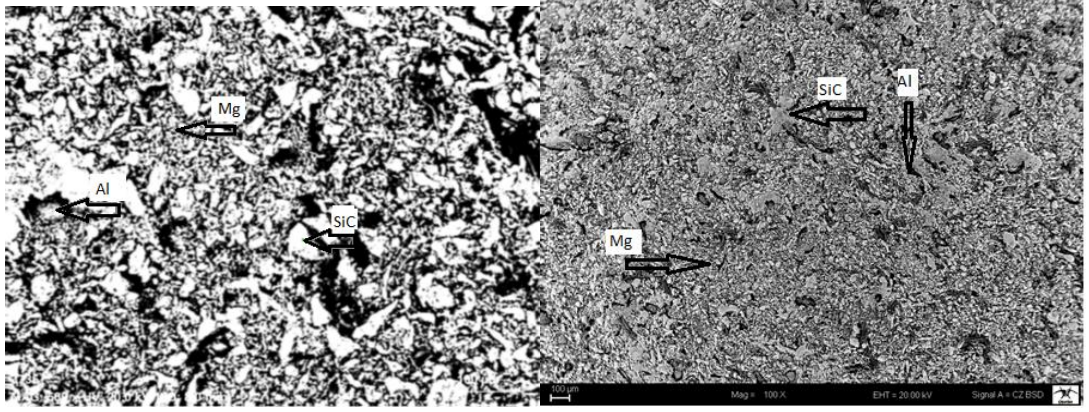


Şekil 5.10 Relatif porozite oranının takviye cinsi ve oran ile değişimi

Tüm deney şartları için en yüksek porozite oranı 300 MPa presleme basıncı, 400 °C sinterleme sıcaklığı, 90 dakika sinterleme süresinde üretilen % 15 SiC takviyeli Al-Mg kompozitinde 17,01795 olarak ölçüldü. En düşük porozite oranı ise 600 MPa presleme basıncı, 500 °C sinterleme sıcaklığı, 90 dakika sinterleme süresinde üretilen % 15 SiC takviyeli Al-Mg kompozitinde 5,375926 olarak ölçüldü.

5.2. Mikroyapı İncelemeleri

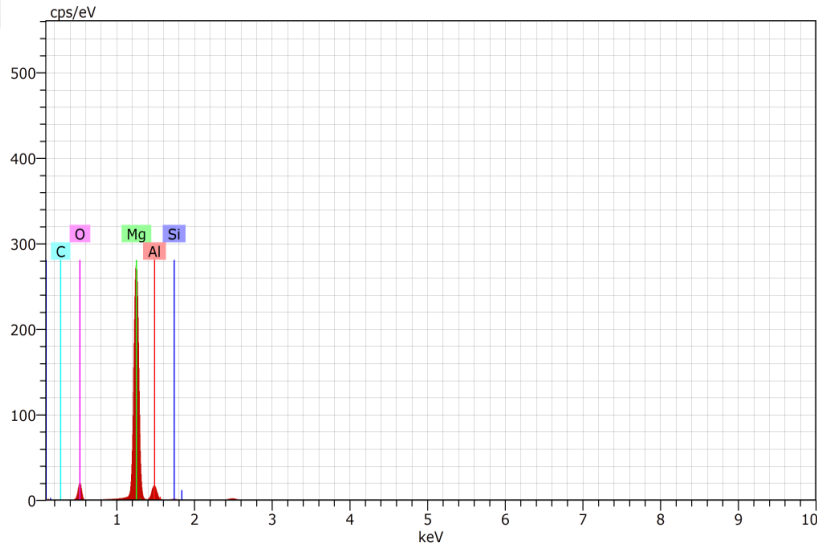
Bu bölümde, presleme basıncı, takviye cinsi, takviye oranı, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi gibi farklı üretim parametrelerinin Al₂O₃/Al-Mg ve SiC/Al-Mg kompozitlerinin mikroyapısı üzerindeki etkisi araştırıldı. Metalografik çalışmalar optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak yapıldı. Genel olarak homojen bir mikroyapı gözlemlendi (Şekil 5. 11) (Bajpai, 2017). Buda toz metalürjisi ile üretimin ilk aşamasında karışım işleminin yeterince yapıldığı anlamına gelmektedir.



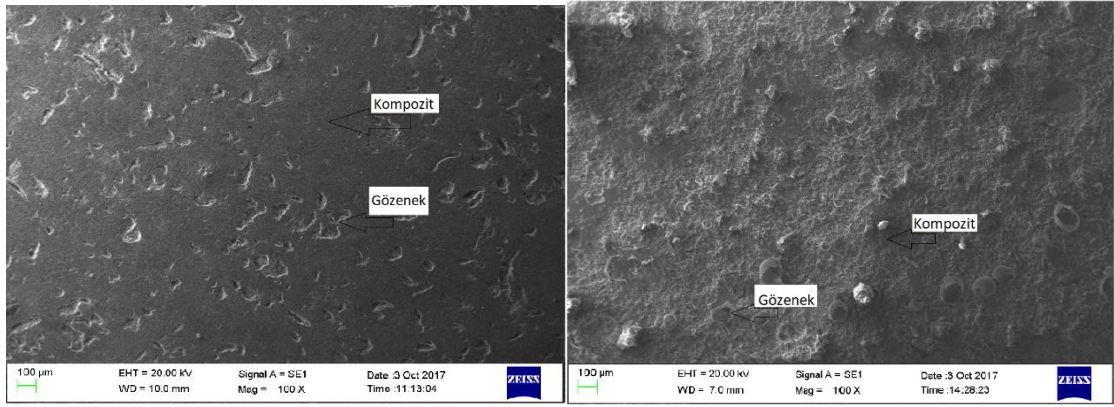
a)

b)

Şekil 5.11 a) % 15 SiC takviyeli b) % 30 SiC takviyeli 600 MPa presleme basıncı 400 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika Sinterleme süresinde üretilmiş kompozitlerin SEM görüntüsü



Şekil 5.12 % 15 SiC takviyeli 600MPa presleme basıncı 400 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika Sinterleme süresinde üretilmiş kompozitin EDX analizi

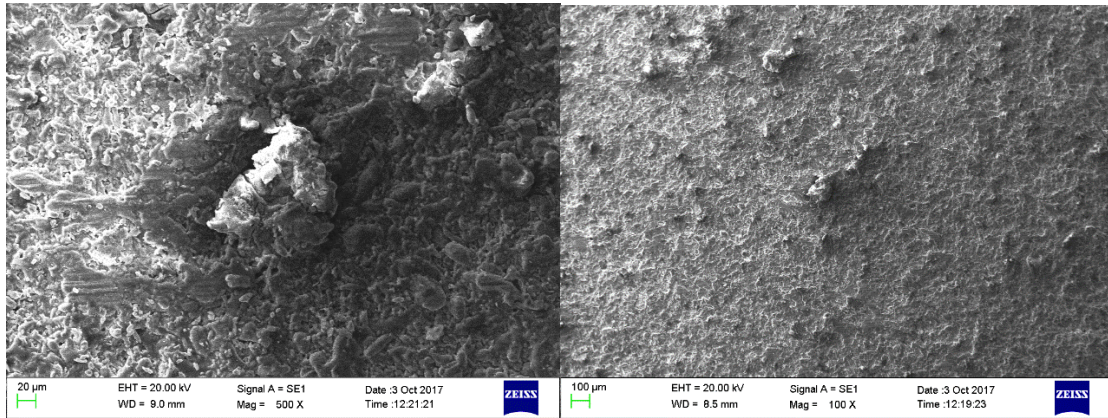


a)

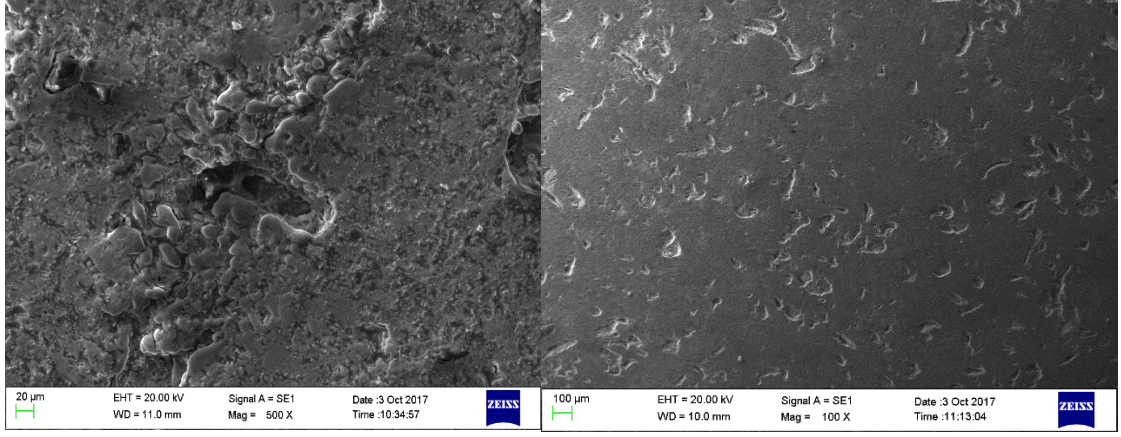
b)

Şekil 5.13 Presleme basıncı ile mikroyapı değişimi a) % 15 SiC takviyeli -400 °C- sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi-300 MPa presleme basıncı ve b) % 15SiC takviyeli-400 °C sinterleme sıcaklığı -60 dak- sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş kompozitlerin SEM görüntüleri .

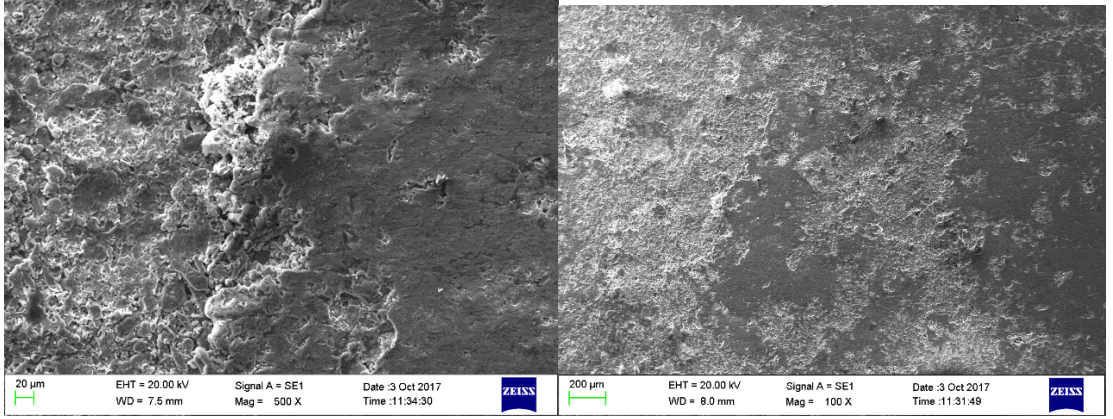
Yukarıdaki şekilden de görüldüğü gibi presleme basıncının artması ile numunedeki porozite miktarı düştü (Şekil 5.13). Presleme basıncı artırılarak tozlar arasındaki mesafe azaltılmış dolayısıyla sinterleme işleminin daha kolayca meydana gelmesi sağlanmaktadır. Bu görüntüler yoğunluk ölçümlerini ve sertlik ölçüm sonuçlarını teyit etmektedir.



a)



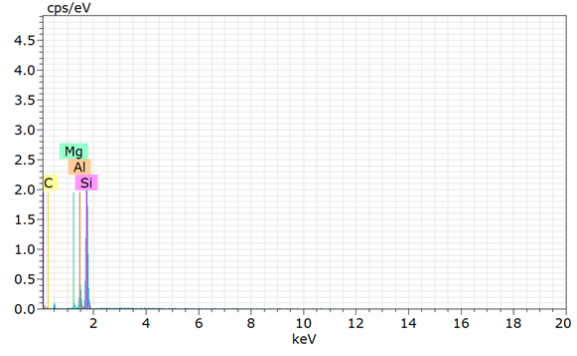
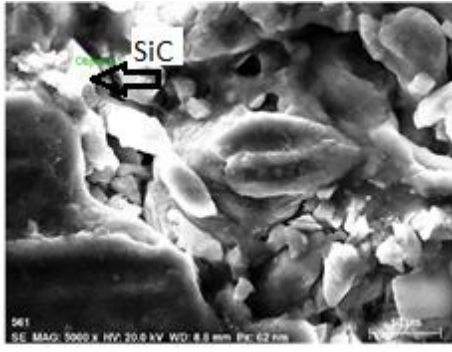
b)



c)

Şekil 5.14 a)%15 SiC takviyeli 300°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında b)%15 SiC takviyeli 400°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında c)%15 SiC takviyeli 500°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş kompozitlerin SEM görüntüleri

Sinterleme sıcaklığı 300 °C’de üretilen numunelerin yüzeyinde SiC tanelerinin bir kısmının matrise gömülmüş bir kısmının ise numune dışına taşıdığı gözlemlendi (Şekil 5.14a). Sinterleme sıcaklığını 400 °C’ye çıkarıldığı zaman daha fazla gözenegın meydana geldiği görüldü. Meydana gelen gözeneklerin homojen bir şekilde dağıldığı görüldü. (Şekil 5.14b). Yapı içerisindeki poroziteler ise mikroyapı matris takviye ara yüzeyinden bağımsız, sinterleme işleminin bir sonucu olarak meydana geldi. Sinterleme sıcaklığını 500 °C’ye artırdığımız zaman, gözeneklerin çok daha azaldığı ve SiC partiküllerinin bölgesel olarak topaklandığı gözlemlendi. Meydana gelen aglomerasyon ile matrisin alanlarının keskin bir sınırla takviyeden ayrıldığı (Şekil 5.14c) gözlemlendi (Bajpai, 2017).

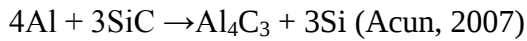


Spectrum: Objects 5

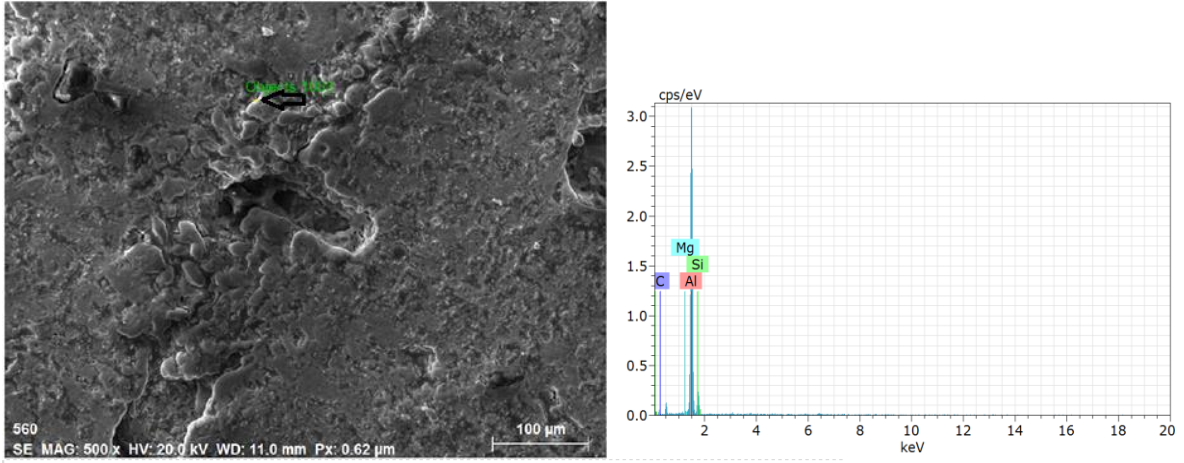
El	AN	Series	Net un.	C norm.	C Atom.	C Error (1 Sigma)
			[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Si	14	K-series	3602	30.34	62.84	46.49
C	6	K-series	45	12.46	25.80	44.63
Al	13	K-series	536	4.76	9.86	7.59
Mg	12	K-series	74	0.73	1.51	1.29
Total:			48.28	100.00	100.00	

Şekil 5.15 %15 SiC takviyeli 300°C sinterleme sıcaklığı 60 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş numunenin SEM görüntüsü ve EDX analizi

Şekil 5.15 de SiC partiküller ile matris arasında tam bir bağlanma oluşmadığı, SiC partiküllerin matris tarafından tam olarak ıslatılmadığı görülmektedir. Bu da aynı numunenin daha küçük büyütmedeki fotoğrafındaki yarısı yüzeyde matris tarafından ıslatılmış yarısı yüzey dışına taşmış olan partikül görüntüsünü desteklemektedir. Sinterleme sıcaklığını 400 °C'ye çıkardığımız zaman yapı içerisinde sıcaklığında yükselmesi ile yapı içerisinde



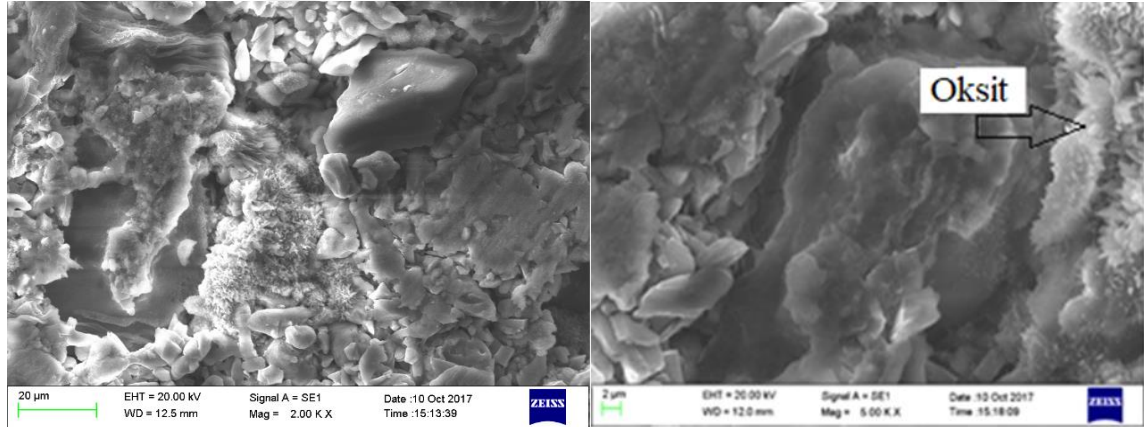
Reaksiyonu sonucu Al_4C_3 (Şekil 5.16) fazının meydana geldiği görülmüştür. Reaksiyondan anlaşıldığı üzere, matris almasına SiCp eklenmesi Al_4C_3 bileşiminin oluşumuna yol açar. Al_4C_3 bileşiği, malzemenin korozyona karşı direncini düşürdüğü için istenmez. Al_4C_3 oluşumunu engellemek için geliştirilmiş farklı mekanizmalar bulunmaktadır. SiC partiküllerini oksitleyerek, yüzeyde bir SiO_2 tabakası oluşturmak veya partikülleri, toz metalürjisi yöntemiyle takviye etmek bunlardan sadece birkaçıdır (Acun, 2007). Bu fazın oluşumuyla yapıda matris ile takviye arasında çatlakların oluşarak bağlanmanın tam olarak gerçekleşmediği ve gözenekliliğinde arttığı gözlemlendi.



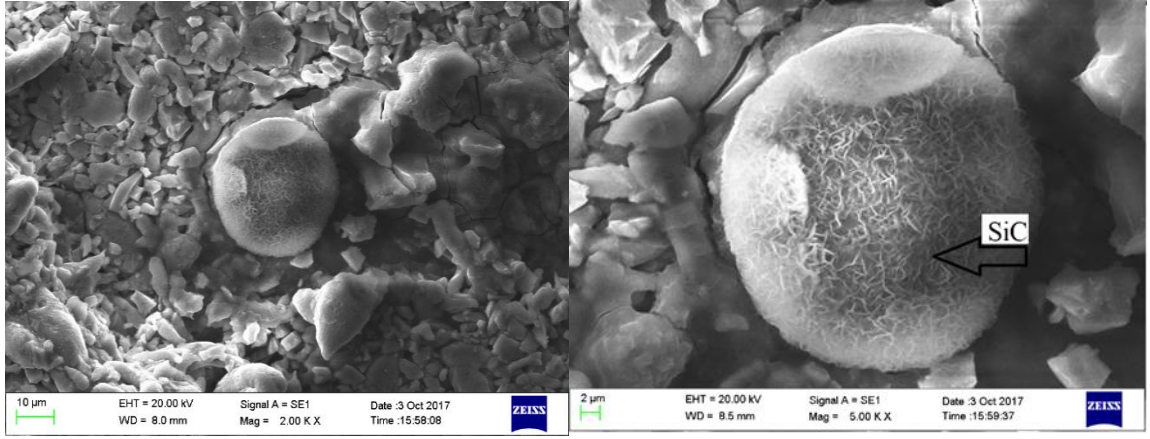
Spectrum: Objects 1053

El	AN	Series	Net un.	C norm.	C Atom.	C Error (1 Sigma)
				[wt.%]	[wt.%]	[at.%]
Al	13	K-series	4356	37.46	64.94	49.08
C	6	K-series	55	15.09	26.17	44.43
Si	14	K-series	331	4.91	8.51	6.18
Mg	12	K-series	24	0.22	0.38	0.32
Total:			57.68	100.00	100.00	

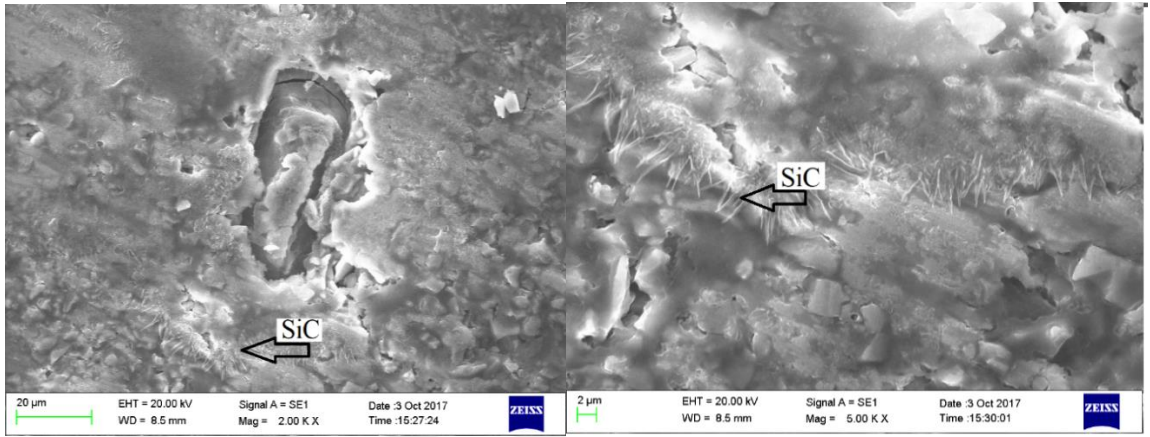
Şekil 5.16 % 15 SiC takviyeli 400 °C sinterleme sıcaklığı-60dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncında üretilmiş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi



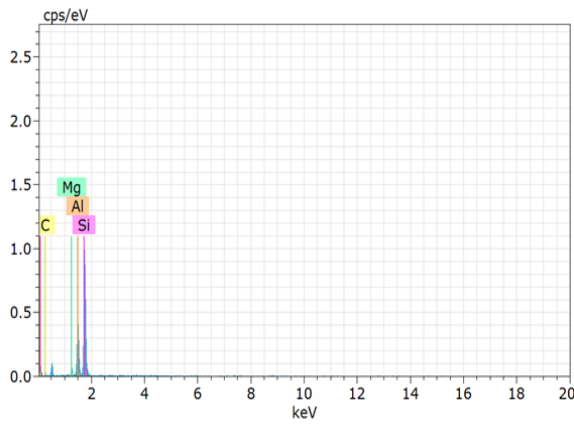
a)



b)



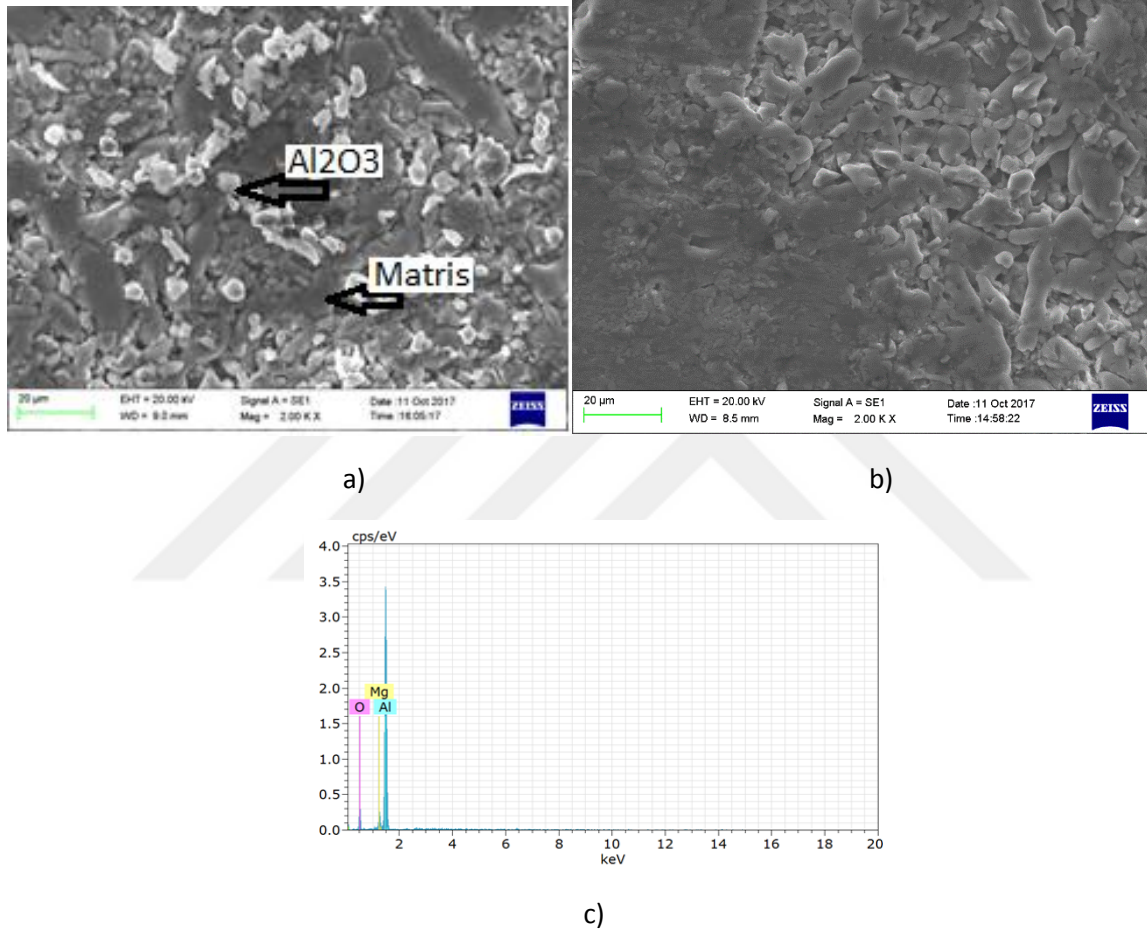
c)



Şekil 5.17 % 30 SiC takviyeli 400 °C sinterleme sıcaklığı- 600 MPa presleme basıncı a) 30 dak b) 60 dak c) 90 dak sinterleme süresinde üretilmiş numuneye ait SEM görüntüsü ve EDX analizi

Şekil 5.17’de ise % 30 SiC takviyeli Al-Mg kompozitinin mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Aynı şartlar altında 30 dakikalık sinterleme süresinde yapıda oksitlerin

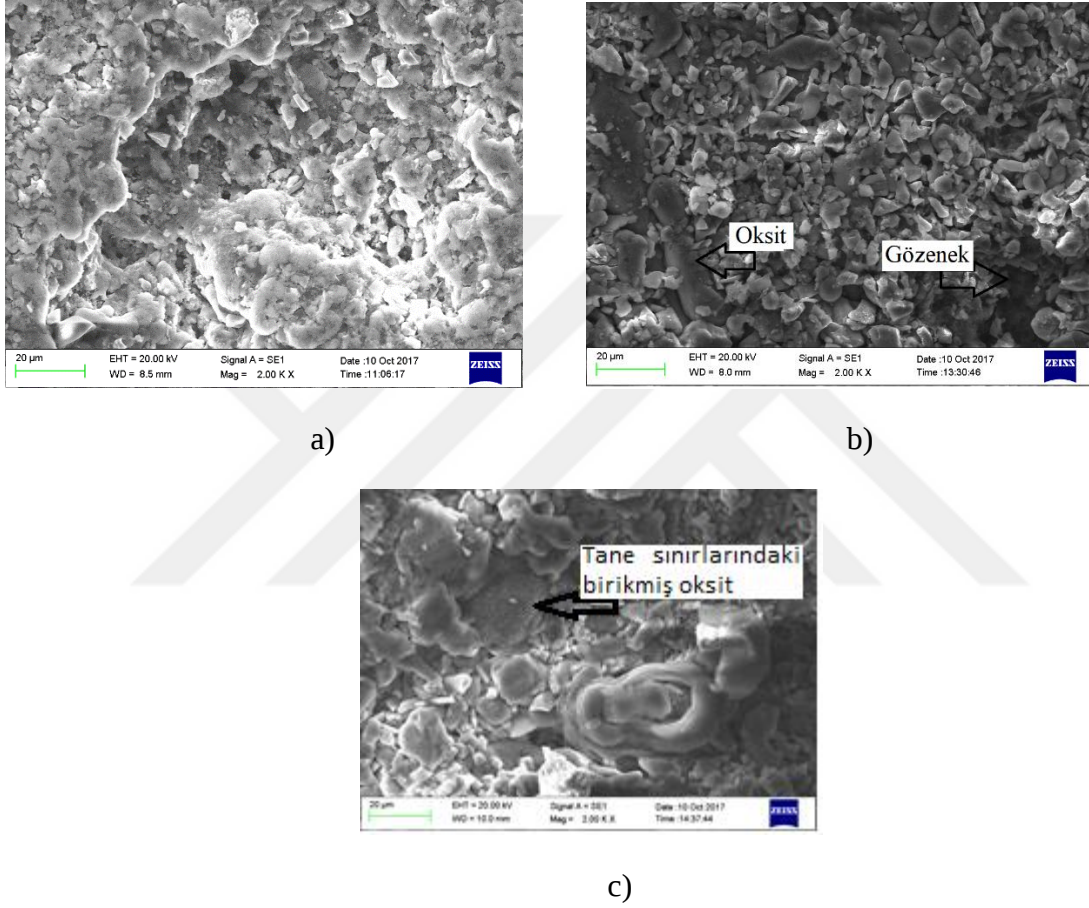
oluştugu gözlemlendi (Şekil 5.17a). Sinterleme süresini 60 dakikaya artırdığımız zaman (Şekil 5.17b) oksitlerin arttığı ve SiC topaklamanlarının meydana geldiği görüldü. Aglomerasyon oluşumu hem daha sonraki bölümlerde anlatılacağı gibi hem yoğunluk hem de sertlik düşüşünün sebebi olarak gösterilebilir. Sinterleme süresini 90 dakikaya artırdığımız zaman ise, yapıda iğnemi SiC rastlanıldı (Şekil 5.17c).



Şekil 5.18 %15 Al_2O_3 takviyeli 90 dak sinterleme süresi 600 MPa presleme basıncı a) 300°C b) 400°C sinterleme sıcaklığında üretilmiş numunenin SEM görüntüsü ve c)matris üzerinden alınan EDX analizi

% 15 Al_2O_3 ile takviyelendirilmiş Al-Mg kompozitinin SEM görüntüleri Şekil 5.18’de verilmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi sinterleme sıcaklığı 300 °C iken homojen bir dağılımın olduğu görülmektedir. Sinterleme sıcaklığını 400 °C’ye çıkardığımız zaman takviyelerin belli bir bölgede toparlandığı matris ile takviyenin homojen bir şekilde karışmadığı görülmektedir. Bu heterojen yapı yoğunluğun düşmesine gözenek miktarının artmasına neden olur. Sinterleme sıcaklığını daha fazla artırarak 500

°C'ye çıkardığımız zaman heterojen yapı yerini homojen kompozit yapısına bıraktı. Fakat bu yapıdaki yüksek sinterleme sıcaklığı süngerimsi bir matris oluşumuna sebep oldu. Dolayısıyla bu oluşum yoğunluk miktarında artışa ve gözenek miktarında düşüşe sebep oldu.



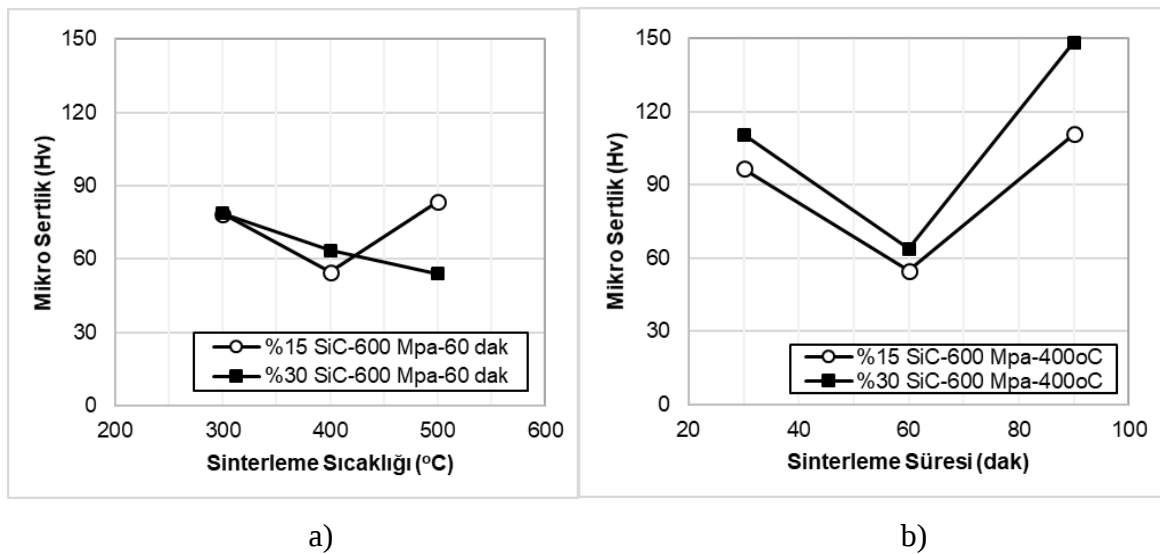
Şekil 5.19 % 30 Al₂O₃ takviyeli 500 °C sinterleme sıcaklığı 600 MPa presleme basıncı a) 30 b)60 c)90 dak sinterleme süresinde üretilmiş numunenin SEM görüntüsü

Alüminyum tozları yüzeyinde bulunan oksit tabakasının sinter için gereken koşulları belirlemek için göz önünde bulundurulması zorunludur. Bu oksit tabakasının üretim süreçlerinde sinterlemede ve nihai ürünün mekanik özellikleri üzerinde büyük etkilere sahip olduğu bilinmektedir. Özellikle katı faz sinterlemede oksit tabakası sinter süresinin uzamasına sebep olur. Sinter süresinin az olması (30 dakika) katı faz sinterlemede taneler arasında boyunların oluşmasını engeller (Şekil 5.19 a) ve sinterleme tam olarak gerçekleşmez, sinterleme süresinin artması ile boyun oluşumuna imkan verilir fakat soygaz

atmosferinden yapılmamasından kaynaklı artan sıcaklıkla beraber oksit miktarında artma meydana gelir. 60 dakika sinterleme süresinde üretilen kompozitlerde, homojen yapı meydana geldiği ve gözeneklerin boyutunun düştüğü gözlemlendi (Şekil 5.19 b). Sürenin fazla (90 dakika) olması durumunda ise, mevcut oksit filmleri kırılarak taneler büyümeye başlayarak ve sadece tane sınırlarında oksit gözlemlendi (Şekil 5.19 c). Tane üzerindeki oksit film tabakası sinterleme sonrası mikroyapıda tane sınırlarında birikerek kalarak malzemelerin mekanik mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır. Tane üzerindeki oksit film tabakası sinterleme sonrası mikroyapıda tane sınırlarında birikerek kalarak malzemelerin mekanik mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır (Gökçe, 2007).

5.3. Sertlik Testi Sonuçları

Bu bölümde, presleme basıncı, takviye cinsi, takviye oranı, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi gibi farklı üretim parametrelerin $Al_2O_3/Al-Mg$ ve $SiC/Al-Mg$ kompozitlerinin mikrosertlikleri üzerindeki etkisi araştırıldı. Üretilen numunelerin sertlik ölçümleri, vickers sertlik metodu kullanılarak oda sıcaklığında 0,5 kg yük altında 10 sn batma zamanında yapıldı. Her numuneden farklı bölgelerde en az 3 ölçüm alındıktan sonra numunelerin ortalamaları alınarak kıyaslama yapıldı.



Şekil 5.20 SiC takviye oranı ile a) Sinterleme sıcaklığı b) Sinterleme süresinin değişimi

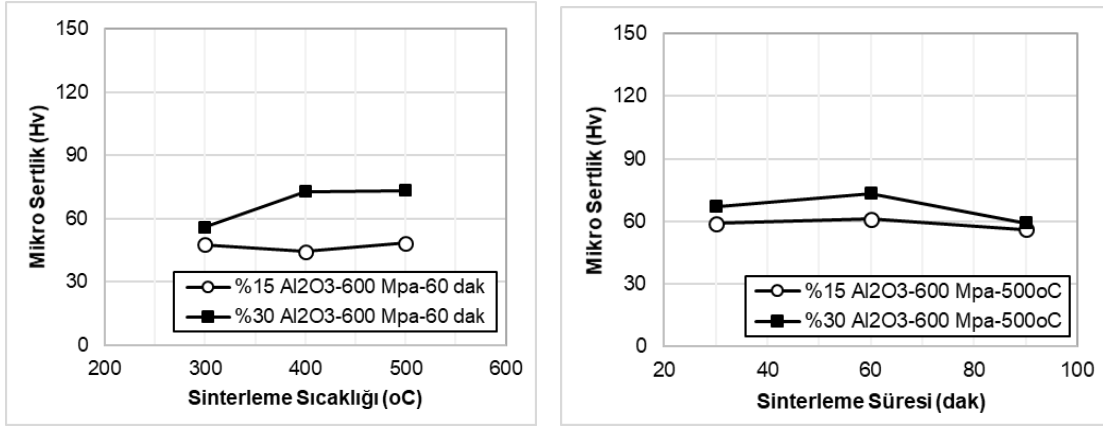
SiC takviyeli kompozitlerde farklı takviye oranları mikrosertlikte farklı davranış karakteristikleri gösterdi.

% 15 SiC takviyeli kompozitlerde tüm sinterleme basınçlarında, sinterleme sıcaklığı 300 °C'den 400 °C'ye çıkarıldığı zaman elde edilen kompozitin mikrosertliği düştü (Şekil 5.20 a). Bu düşüşün nedeni olarak mikroyapıda gözlemlenen Al_4C_3 fazının varlığına bağlanabilir. Sinterleme sıcaklığı 400 °C'den 500 °C'ye çıkarıldığı zaman ise mikrosertlikte artış olduğu görüldü. Bu olay porozite ile ilişkilendirilecek olursa, aynı deney şartlarında sinterleme sıcaklığı arttıkça yoğunluğun arttığı porozitenin azaldığı görüldü. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yapıdaki Al_4C_3 fazı azalarak, sinterleme olayı tam olarak meydana geldi. Ayrıca, Alüminyum matrisi içerisinde çözünen alaşım elementi, atomik yarıçap farkından dolayı kristal içerisinde gerilme oluşturarak malzemenin sertliğini ve plastik deformasyona direncini artırmaktadır, buda sertlik artışının bir başka nedeni olarak gösterilebilir (Seçgin vd., 2003). Daha yoğun malzeme ise sertliğin artmasına neden olacaktır. 400 °C'de gözlemlenen beklenmeyen düşüş ise Al_4C_3 fazının varlığına bağlanabilir.

% 30 SiC takviyeli kompozitlerde sinterleme sıcaklığı arttıkça mikrosertlik değerlerinde düşüş gözlemlendi (Şekil 5.20 a). Bunun sebebi olarak sinterleme sıcaklığının artması ile yoğunluk değerlerinin düşüşü, yapıda gözlemlenen aglomerasyon ve daha fazla Al_4C_3 fazının oluşması gösterilebilir. Mikro parçacıkların kümelenmesi mevcut mikro parçacıkların miktarını azaltır ve bu nedenle mukavemet ve sertlik azalır (Gauraj, 2017). Yoğunluk değerlerinin düşmesi porozitenin artması anlamına gelir. Yapıda gözenek miktarının artması sertlikte düşüşlere neden olur.

Sinterleme süresinin etkisi (Şekil 5.20 b) ise her iki takviye çeşidinde de aynıdır. Hem % 15 SiC hem de % 30 SiC takviyeli Al-Mg kompozitlerinde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman mikrosertlik düştü, 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığı zaman ise mikrosertlik arttı.

Genel olarak SiC artması ile SiC/Al-Mg kompozitinin sertliğinde artış gözlemlenmiştir. Al-Mg/SiC takviyeli kompozit malzemedeki sert SiC partikülleri, mekanik özellikleri önemli oranda etkiler. Üretilen kompozit malzemelerde sünek matris ile sert takviye malzemesi arasında ısıl genleşme farkından dolayı, matris ile takviye ara yüzeyi arasında dislokasyon bölgesi oluşarak kompozit malzemenin sertliğinin arttığı düşünülmektedir (Rana, 2015).



Şekil 5.21 Al₂O₃ takviye oranı ile a) Sinterleme sıcaklığı b) Sinterleme süresinin değişimi

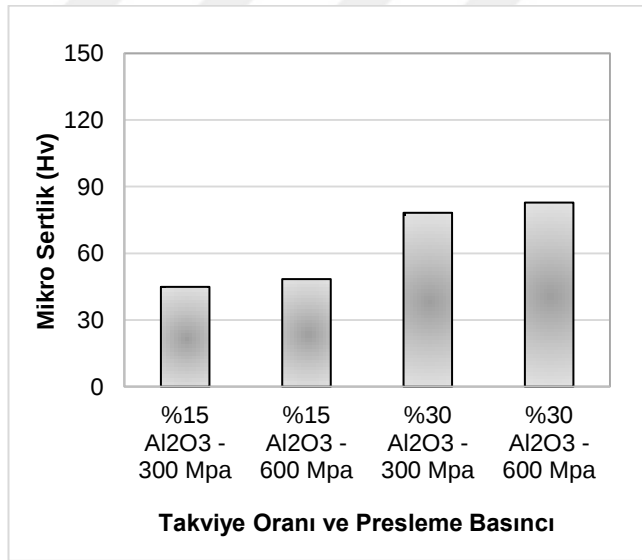
Farklı Al₂O₃ takviye oranlarındaki kompozitlerin, sinterleme sıcaklığının sertlik üzerindeki etkisi farklıdır.

% 15 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerinde sinterleme sıcaklığı 300 °C'den 400 °C'ye artırıldığı zaman sertlikte düşüş gözlemlendi, 400 °C'den 500 °C'ye artırıldığı zaman ise sertlikte artış gözlemlendi. En yüksek sertliğin elde edildiği sinterleme sıcaklığı 500 °C'dir. Elde edilen bu sonuç yoğunluk değerleriyle de uyum sağlamaktadır. Belirtilen şartlardaki en yüksek sertliğin ölçüldüğü 500 °C en yüksek yoğunluğun elde edildiği sinterleme sıcaklığıdır (Şekil 5.21 a). Gözenek miktarının azalması yani yoğunluğun artması sertliğin artmasına neden oldu. 300 °C sinterleme sıcaklığı, sinterlemenin tam gerçekleşmesi için düşük bir sıcaklık olduğu kanaatine varıldı.

% 15 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarıldığı zaman mikrosertlikte artma, 60 dakikadan 90 dakikaya çıkarıldığı zaman ise mikrosertlikte azalma gözlemlendi. Elde edilen bu datalar yoğunluk ölçümleri ile örtüşmektedir. Sinterleme süresinin artması ile yapıda sinterleme atmosferi soy gaz ortamında olmadığından dolayı oksitlenme meydana gelmiş, Tane üzerindeki oksit film tabakası sinterleme sonrası mikroyapıda tane sınırlarında birikerek kalarak malzemelerin mekanik mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır (Gökçe, 2007).

% 30 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ kompozitlerde ise sinterleme sıcaklığı arttıkça ölçülen sertlik değerleri arttı. Yapıda daha fazla miktarda Al_2O_3 takviye bulunması kompozitin sinterleme aşamasında ihtiyaç duyacağı sıcaklığı artırdığı söylenilebilir. Ölçülen yoğunluk değerleri bu değerlendirmeyi desteklemektedir(Şekil 5.21 b). Daha yoğun kompozit daha yüksek sertliğe sahip malzeme anlamına gelmektedir. % 30 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ kompozitlerinde ise optimum sinterleme sıcaklığı 500°C 'dir.

% 30 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ kompozitlerde sinterleme süresinin mikrosertlik üzerindeki etkisi % 15 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ kompozitlerde gözlemlenenler ile aynıdır. Sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarıldığı zaman mikrosertlikte artma, 60 dakikadan 90 dakikaya çıkarıldığı zaman ise mikrosertlikte azalma gözlemlendi. Elde edilen bu data lar yoğunluk ölçümleri ile örtüşmektedir. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ kompozitlerde 60 dakika eşik sinterleme süresidir. Sinterleme süresinin artması ile yapıda sinterleme atmosferi soy gaz ortamında olmadığından dolayı oksitlenme meydana gelmiş, Tane üzerindeki oksit film tabakası sinterleme sonrası mikroyapıda tane sınırlarında birikerek kalarak malzemelerin mekanik mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır (Gökçe, 2007).



Şekil 5.22 Al_2O_3 takviye oranı ile presleme basıncının değişimi

Presleme basıncı arttıkça ölçülen mikrosertlik değerlerinin arttığı görüldü (Şekil 5.22). Her iki takviye çeşidinde de kompozitlerin mikro sertliği takviye parçacıklarının içeriği arttıkça arttı. Yüksek takviye içeriği kompozitin yoğunluğunun artmasına sebep

oldu (Rahimian v ark, 2011 ve Muhammed rashad, 2015). SiC'in (2350 HV), Al_2O_3 'e(880 HV) göre yüksek sertlik değerine sahip olması dolayı tüm deneysel şartlarda SiC takviyeli Al-Mg kompozitler Al_2O_3 takviyeli Al-Mg kompozitlerine göre yüksek sertlik değerleri gösterdi. Bu davranışın SiC'ün Al ana yapı ile oluşturduğu gevrek ara yüzeyden kaynaklandığı belirtilmiştir (Bedir, 2006).



6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemiyle Al-Mg alaşımına hacimce % 15 ve % 30 SiC ve Al_2O_3 takviyeleri ilave edilerek kompozit malzemeler üretilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerde takviye cinsi, takviye oranı, presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresinin porozite, mikroyapı ve mikrosertlik üzerindeki etkileri araştırılmış ve deneysel çalışmalar neticesinde aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Farklı basınç kullanılarak üretilen Al-Mg kompozit malzemelerde basınç arttıkça sıkıştırılabilirliğin arttığı gözlemlenmiştir. Dolayısıyla daha düşük relatif porozite elde edilmiştir.
- % 15 SiC takviyeli kompozitlerde sinterleme sıcaklığının yoğunluk üzerindeki etkisi tüm sinterleme basınçlarında aynıdır. Sinterleme sıcaklığı 300 °C'den 400 °C'ye artırıldığı zaman yoğunluk düştü 400 °C'den 500 °C'ye artırıldığı zaman yoğunluk arttı.
- Sinterleme süresinin yoğunluk üzerindeki etkisi ise her iki basınçta farklıdır. 300 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunluk yoğunlukta düşme gözlemlenirken, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığında yoğunluk değerleri arttığı gözlemlendi. 600 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde ise sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunluk yoğunlukta hafif bir artış, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığında yoğunluk değerlerinin biraz daha da arttığı gözlemlendi.
- % 30 SiC takviyeli kompozitlerde 600 MPa presleme basıncı ve 60 dakika presleme basıncında üretilmiş kompozit haricinde, genel olarak sinterleme sıcaklığı veya sinterleme süresi arttıkça yoğunluğun azaldığı ve porozitenin arttığı görülmektedir.
- % 15 Al_2O_3 (2072 °C) içeren kompozitlerde tüm presleme basınçları için, sinterleme sıcaklığını 300 °C 'den 400 °C'ye artırıldığı zaman yoğunluk değerleri azalırken, 400 °C'den 500 °C'ye artırıldığı zaman ise yoğunluk değerleri artmıştır.
- % 30 Al_2O_3 içeren kompozitlerde ise sinterleme sıcaklığı arttıkça yoğunlukta artmıştır.

- Tüm Al_2O_3 takviyeli kompozitlerde 300 MPa soğuk presleme basıncı ile üretilen numunelerde sinterleme süresinin herhangi bir etkisi gözlemlenemez iken 600 MPa presleme basıncında üretilen kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman yoğunluk arttı, sinterleme süresi 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığı zaman yoğunluk azaldı. Presleme basıncı düşük olduğu zaman (300 MPa) tozlararası mesafe yüksek olduğu için sinterleme süresinin uzaması tozlararası bağ oluşumuna herhangi bir olumlu katkı sağlamadığı görüldü. 600 MPa basınçta üretilen numuneler için 60 dak sinterleme süresi eşik süredir.
- Al-Mg/ Al_2O_3 kompozitlerde yoğunluğun soğuk presleme basıncı ile değişimi Al-Mg/SiC kompozitlerindeki değişimle aynıdır. Yani soğuk presleme basıncı arttıkça ile kompozitin yoğunluğu artmaktadır
- % 15SiC takviyeli Al-Mg kompozitlerinde, sinterleme sıcaklığı 300 °C'de üretilen numunelerin yüzeyinde SiC tanelerinin bir kısmının matrise gömülmüş bir kısmının ise numune dışına taşıdığı gözlemlendi. Sinterleme sıcaklığını 400 °C'ye çıkarıldığı zaman daha fazla gözeneğin meydana geldiği görüldü. Meydana gelen gözeneklerin homojen bir şekilde dağıldığı görüldü. Yapı dışına taşan herhangi bir partiküle rastlanılmadı. Sinterleme sıcaklığını 500 °C'ye artırdığımız zaman, gözeneklerin çok daha azaldığı ve SiC partiküllerinin bölgesel olarak topaklandığı gözlemlendi. Meydana gelen aglomerasyon ile matrisin alanlarının keskin bir sınırla takviyeden ayrıldığı görüldü. Matris almasına SiC eklenmesi Al_4C_3 bileşiminin oluşumuna yol açar. Al_4C_3 bileşimi, malzemenin korozyona karşı direncini düşürdüğü için istenmez.
- % 30 SiC takviyeli Al-Mg kompozitinin mikroyapı görüntülerinde, 30 dakikalık sinterleme süresinde yapıda oksitlerin oluştuğu gözlemlendi. Sinterleme süresini 60 dakikaya artırdığımız zaman oksitlerin arttığı ve SiC topaklamanlarının meydana geldiği görüldü. Sinterleme süresini 90 dakikaya artırdığımız zaman ise, yapıda iğnemsî SiC rastlanılmıştır.
- % 15 Al_2O_3 ile takviyelendirilmiş Al-Mg kompozitinin SEM görüntülerinde, sinterleme sıcaklığı 300 °C iken homojen bir dağılımın olduğu görülmektedir. Sinterleme sıcaklığını 400 °C'ye çıkardığımız zaman takviyelerin belli bir bölgede toparlandığı matris ile takviyenin homojen bir şekilde karışmadığı görüldü. Sinterleme sıcaklığını daha fazla artırarak 500 °C'ye çıkardığımız zaman heterojen

yapı yerini homojen kompozit yapısına bırakmıştır. Fakat bu yapıdaki yüksek sinterleme sıcaklığı süngerimsi bir matris oluşumuna sebep olmuştur.

- Tüm Al_2O_3 ile takviyelendirilmiş Al-Mg kompozitinin SEM görüntülerinde, sinter süresinin az olması (30 dakika) katı faz sinterlemede taneler arasında boyunların oluşmasını engeller ve sinterleme tam olarak gerçekleşmez, sinterleme süresinin artması ile boyun oluşumuna imkan verilir fakat soygaz atmosferinden yapılmamasından kaynaklı artan sıcaklıkla beraber oksit miktarında artma meydana gelir. 60 dakika sinterleme süresinde üretilen kompozitlerde, homojen yapı meydana geldiği ve gözeneklerin boyutunun düştüğü gözlemlendi. Sürenin fazla (90 dakika) olması durumunda ise, mevcut oksit filmleri kırılarak taneler büyümeye başlamış ve sadece tane sınırlarında oksit gözlemlendi
- % 15 SiC takviyeli kompozitlerde tüm sinterleme basınçlarında, sinterleme sıcaklığı 300 °C'den 400 °C'ye çıkarıldığı zaman elde edilen kompozitin mikrosertliği düştü. Bu düşüşün nedeni olarak mikroyapıda gözlemlenen Al_4C_3 fazının varlığına bağlanabilir. Sinterleme sıcaklığı 400 °C'den 500 °C'ye çıkarıldığı zaman ise mikrosertlikte artış olduğu görüldü.
- % 30 SiC takviyeli kompozitlerde sinterleme sıcaklığı arttıkça mikrosertlik değerleri düştü.
- Hem % 15 SiC hem de % 30 SiC takviyeli Al-Mg kompozitlerinde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya artırıldığı zaman mikrosertlik düştü, 60 dakikadan 90 dakikaya artırıldığı zaman ise mikrosertlik arttı.
- SiC Takviyeli Al/Mg kompozitlerinde ise optimum üretim parametreleri takviye oranına göre değişkenlik gösterdi. % 15 SiC takviyeli kompozitlerde optimum üretim parametreleri 500 °C sinterleme sıcaklığı, 90 dakika sinterleme süresi ve 600 MPa presleme basıncıdır. % 30 SiC takviyeli kompozitlerde optimum üretim parametreleri 300 °C sinterleme sıcaklığı, 90 dakika sinterleme süresi ve 600 MPa presleme basıncıdır.
- % 15 Al_2O_3 /Al-Mg kompozitlerinde sinterleme sıcaklığı 300 °C'den 400 °C'ye artırıldığı zaman sertlikte düşüş gözlemlendi, 400 °C'den 500 °C'ye artırıldığı zaman ise sertlikte artış gözlemlendi. En yüksek sertliğin elde edildiği sinterleme sıcaklığı 500 °C'dir. Elde edilen bu sonuç yoğunluk değerleriyle de uyum sağlamaktadır. Belirtilen şartlardaki en yüksek sertliğin ölçüldüğü 500 °C en düşük yoğunluğun elde edildiği sinterleme sıcaklığıdır. Gözenek miktarının azalması yani

yoğunluğun artması sertliğin artmasına neden olmuştur. 300 °C sinterleme sıcaklığı, sinterlemenin tam gerçekleşmesi için düşük bir sıcaklık olduğu kanaatine varıldı.

- % 15 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerde sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarıldığı zaman mikrosertlikte artma, 60 dakikadan 90 dakikaya çıkarıldığı zaman ise mikrosertlikte azalma gözlemlendi.
- % 30 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerde ise sinterleme sıcaklığı arttıkça ölçülen sertlik değerleri arttı. % 30 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerinde ise optimum sinterleme sıcaklığı 500 °C'dir.
- % 30 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerde sinterleme süresinin mikrosertlik üzerindeki etkisi % 15 Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerde gözlemlenenler ile aynıdır. Sinterleme süresi 30 dakikadan 60 dakikaya çıkarıldığı zaman mikrosertlikte artma, 60 dakikadan 90 dakikaya çıkarıldığı zaman ise mikrosertlikte azalma gözlemlendi. Al₂O₃/Al-Mg kompozitlerde 60 dakika eşik sinterleme süresidir.
- Presleme basıncı arttıkça ölçülen mikrosertlik değerlerinin arttığı görüldü
- Her iki takviye çeşidinde de kompozitlerin mikro sertliği takviye parçacıklarının içeriği arttıkça arttı.
- Al₂O₃/Al-Mg Kompozitlerinde optimum üretim parametreleri % 30 Al₂O₃ takviye miktarı, 600MPa presleme basıncı, 500 °C sinterleme sıcaklığı ve 60 dakika sinterleme süresidir.

7.ÖNERİ

Matris olarak Al'a Mg eklenerek alaşım elde etmemizin sebebi, Mg'nin yoğunluğunun $1,7\text{gr/cm}^3$ olması yani Al'dan hafif olması, üretilecek Al-Mg kompozitinin Al esaslı kompozite nazaran daha hafif bir kompozit elde edilmesi sağlandı. Mg'nin titreşimleri ve sesi sönümleme kapasitesine sahip olması, üretilecek kompozitin de aynı özelliklere sahip olması sağlandı.

Daha sonra yapılacak çalışmalarda elde edilen numunelerin ses ve titreşim sönümleme kapasitelerin belirlenecektir. Eğer sonuçlar olumlu çıkarsa uzay, havacılık, otomotiv endüstrisinde kullanılabilecek yeni kompozitler üretilmiş olacaktır.



KAYNAKLAR

- Acun, S. (2007).** Sic partikül takviyeli alüminyum alaşım matrisli kompozit malzemelerde yaşlandırma işleminin mekanik özelliklere etkisi. Ege Üniversitesi.
- Akçin, Y., Asi, Osman ve Yeşil, Önder. (2013).** Kompozit malzemelerin kaplanabilirliğinin incelenmesi. Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 19(7), 319-322.
- Al-Rubaie, K. S., Yoshimura, H. N., & Biasoli de Mello, J. D. (1999).** Two-body abrasive wear of Al–SiC composites. Wear, 233–235(0), 444-454. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00185-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00185-4)
- Arik, H. (2004).** Production and characterization of in situ Al 4 C 3 reinforced aluminum-based composite produced by mechanical alloying technique. Materials & Design, 25(1), 31-40.
- Arslan, F., Dönmez, AG. (1996).** Gözenekli Bronz malinde Üretim Parametrelerinin Yatak Özelliklerine Etkilerinin ncelenmesi, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 429-440.
- Aydın, M. (2005).** Gaz atomizasyon yönteminde yeni bir nozul tasarımı ve toz üretimi. Yüksek Lisans Tezi, Dumlupınar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya.
- Bajpai, G., Purohit, Rajesh, Rana, RS, Rajpurohit, Saurabh Singh ve Rana, Ajeet. (2017).** Investigation and Testing of Mechanical Properties of Al-Nano SiC Composites through Cold Isostatic Compaction Process. Materials Today: Proceedings, 4(2), 2723-2732.
- Bedir, F. (2006).** Alüminyum Kompozitlerin Üretimi, Karakteristik Özellikleri ve Endüstriyel Uygulamaları. Mühendis ve Makine, 47(554), 28-35.
- Benjamin, J. (1988).** The mechanical alloying process. Mod. Dev. Powder Metall., 21, 397-414.
- Benjamin, J. (1990).** Mechanical alloying—A perspective. Metal Powder Report, 45(2), 122-127.
- Bostan, B. (2003).** Alüminyum-Karbon Tozlarından Mekanik Alaşımlama ve Sonrası İşlemlerle Al4C3 Sentezlenmesi. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara.
- Buhl, H. (2012).** Advanced Aerospace Materials: Springer Berlin Heidelberg.
- Chawla, S. L. (1993).** Materials selection for corrosion control: ASM international.
- Chou, T., Nieh, T., McAdams, S., Pharr, G., & Oliver, W. (1992).** Mechanical properties and microstructures of metal/ceramic microlaminates: Part II. A Mo/Al 2 O 3 system. Journal of Materials Research, 7(10), 2774-2784.
- Çalın, R. (2006).** Magnezya parçacık takviyeli Al matrisli kompozitin vakum infiltrasyon yöntemi ile üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Çiftçi, İ. (2003).** Alüminyum Esaslı MMK’larda Takviye Oranı ve Boyutunun Mekanik Özellikler ve İşlenebilirlik Üzerine Etkisinin Araştırılması. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 1-50.
- Deng, C., Wang, DZ, Zhang, XX VE Li, AB. (2007).** Processing and properties of carbon nanotubes reinforced aluminum composites. Materials Science and Engineering: A, 444(1), 138-145.
- Dwight, J. (2002).** Aluminium design and construction: CRC Press.
- Gan, K., & Gu, M. (2008).** The compressibility of Cu/SiC p powder prepared by high-energy ball milling. Journal of Materials Processing Technology, 199(1), 173-177.

- German, R. M. (1984).** Powder metallurgy science. Metal Powder Industries Federation, 105 College Rd. E, Princeton, N. J. 08540, U. S. A, 1984. 279.
- German, R. M. (2005).** Powder metallurgy and particulate materials processing: the processes, materials, products, properties, and applications: Metal powder industries federation Princeton, NJ, USA.
- Gökçe, A. (2007).** Yapısal uygulamalar için alüminyum esaslı malzemelerin toz metalurjisi kullanılarak geliştirilmesi. (Yüksek lisans tezi), Sakarya Üniversitesi, Sakarya.
- Höganäs, A. (2004).** Machining Guidelines. Höganäs Handbook for Sintered Components, Sweden.
- Hunt, M. (1991).** Aerospace composites. Materials engineering, 108(6), 27-30.
- Kalaycıoğlu, A. S. (2010).** SiC Tane Katkılı Alüminyum Kompozitlerin Toz Metalurjisi ile Üretimi ve Karakterizasyonu. DEÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kalpakkian, S. (2001).** Manufacturing engineering and technology: Pearson Education India.
- Karabulut, H., Çıtak, R., & Çinici, H. (2013).** Mekanik Alaşımlama Süresinin Al+% 10 Al₂O₃ Kompozitlerde Eğme Dayanımına Etkisi. Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi, 28(3).
- Kusoglu, I., Celik, E., Cetinel, H., Ozdemir, I., Demirkurt, O. ve Onel, K. (2005).** Wear behavior of flame-sprayed Al₂O₃-TiO₂ coatings on plain carbon steel substrates. Surface and Coatings Technology, 200(1), 1173-1177.
- Lewandowski, J., Liu, C., & Hunt, W. (1989).** Effects of matrix microstructure and particle distribution on fracture of an aluminum metal matrix composite. Materials Science and Engineering: A, 107, 241-255.
- Medica, L. (2004).** Guidelines for Safe handling of powders and Bulk Solids: Wiley: Hoboken, NJ, USA.
- Noguchi, M., & Fukizawa, K. (1993).** Alternate materials reduce weight in automobiles. Advanced Materials and Processes;(United States), 143(6).
- Rahimian, M., Parvin, N., & Ehsani, N. (2011).** The effect of production parameters on microstructure and wear resistance of powder metallurgy Al-Al₂O₃ composite. Materials & Design, 32(2), 1031-1038.
- Rana, R., Purohit, Rajesh, Soni, VK ve Das, S. (2015).** Characterization of Mechanical Properties and Microstructure of Aluminium Alloy-SiC Composites. Materials Today: Proceedings, 2(4-5), 1149-1156.
- Sarıtaş, S., Türker, M ve Durlu, N. (2007).** Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri. Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları, Ankara, Türkiye.
- Seçgin, N., Haşçalık, A. (2003).** Al-Mg Alaşımlarında Mg oranının Yorulma Dayanımına Etkisi
- Sumer, M., Ozdemir, I., & Erturk, O. (2003).** Progression in acute ischemic stroke: frequency, risk factors and prognosis. Journal of clinical neuroscience, 10(2), 177-180.
- Sur, G., Şahin, Yusuf ve Gökkaya, Hasan. (2005).** Ergimiş Metal Karıştırma ve Basınçlı Döküm Yöntemi ile Alüminyum Esaslı Tanecik Takviyeli Kompozitlerin Üretimi. Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi, 20(2).
- Suryanarayana, C. (2001).** Mechanical alloying and milling. Progress in Materials Science, 46(1), 1-184.
- Tımaç G., Samur R., (2006).** Uçak Endüstrisinde Kullanılan Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynak Yöntemi ile Kaynaklanabilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi FBE, İstanbul.

- Ünal, T., ve Akoral, Erkan. (2003).** The Machinability Of Hardened Alloy Steel With Ceramic Cutting Tools And Formation Of Tool Life Equation. Gazi University Journal of Science, 16(3), 513-521.
- Ünlü, B. S., Yılmaz, Selim Sarper ve Varol, Remzi. (2005).** T/M Yatak Malzemelerinin Aşınma Ve Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması. Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 2, 31-37.
- Weeton, J. W., Thomas, K. L., & Peters, D. M. (1987).** Engineers' guide to composite materials: American Society of Metals.



ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Mehmet KURT
Uyruğu : Türkiye Cumhuriyeti
Doğum Yeri Ve Tarihi : Gaziantep 20.04.1987
Telefon : 544 554 56 81
E-Mail : Mkurt2779@gmail.com

EĞİTİM

Derece	Adı,İlçe,İl	Bitirme Yılı
Lise	: KİLİS Lisesi	2004
Lisans	: Fırat Üniversitesi	2012
Yüksek Lisans	: Fırat Üniversitesi	Devam ediyor

İŞ DENEYİMİ

Yıl	Kurum	Görevi
2015	MEB	Öğretmen
2016	Gaziantep Üniversitesi	Part-Time Öğretim Elemanı