

T.C.
MUNZUR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



MUNZUR
ÜNİVERSİTESİ
2008

**SICAK PRESLENMİŞ METAL MATRİS KOMPOZİTLERDE SiC KATKISININ
MALZEME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ
Samet GÜNEŞ

Anabilim Dalı: Makine Mühendisliği

DANIŞMAN
Doç. Dr. Ertuğrul ÇELİK
TUNCELİ – 2019

T.C.
MUNZUR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



MUNZUR
ÜNİVERSİTESİ
2008

**SICAK PRESLENMİŞ METAL MATRİS KOMPOZİTLERDE SiC KATKISININ
MALZEME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ
Samet GÜNEŞ

Anabilim Dalı: Makine Mühendisliği

DANIŞMAN
Doç. Dr. Ertuğrul ÇELİK
TUNCELİ – 2019

T.C.
MUNZUR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SICAK PRESLENMİŞ METAL MATRİS KOMPOZİTLERDE SiC KATKISININ
MALZEME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Samet GÜNEŞ
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Bu tez 03 /07/ 2019 tarihinde aşağıdaki jüri üyeleri tarafından **oybirliği** ile kabul edilmiştir.

İmza:.....



Doç. Dr. Ertuğrul ÇELİK
(Munzur Üniversitesi)

DANIŞMAN

İmza:.....



Prof. Dr. Sedat KOLUKISA
(Munzur Üniversitesi)

ÜYE

İmza:.....



Doç. Dr. Ali Kaya GÜR
(Fırat Üniversitesi)

ÜYE

Bu tez, Enstitümüz Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda hazırlanmıştır.

Prof. Dr. Numan YILDIRIM

Enstitü Müdürü

İmza ve Mühür

Bu alışma, Munzur Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından desteklenmiştir.

Proje No:

NOT: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaktan yapılan bildirilişlerin, izelge, şekil ve fotoğrafların kaynak gösterilmeden kullanımı, 5846 sayılı ‘‘Fikir ve Sanat Eserleri Kanunu’’ndaki hükümlere tabidir.



ÖZET

Metal matrisli kompozitler (MMK) özellikle kesici takım, sürtünme elemanları ve birçok endüstri tarafından kullanım oranı günden güne artan malzeme grubudur. Metal bir matris içerisine eklenen karbür, bor ve oksit bileşikleri ile ürün performansı büyük oranda artmaktadır. Yapılan bu çalışmada metal esaslı bir matris bileşimine eklenen SiC ile mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Matris malzemesi olarak ağırlıkça %85 Bronz, %10 Ni ve %5 Co' dan oluşan bir matris içerisine SiC partikülleri eklenerek metal matrisli kompozit (MMK) malzeme direk dirençli hızlı sıcak pres sinterleme tekniği ile üretilmiştir. Sıcak pres sinterleme 120C/dak 35 MPa basınç altında 4 dakika boyunca 650-700-750 °C' de yapılmıştır. Farklı SiC (2-4-6 w.t.%) oranları ve tane boyutları (30-60-120 mesh) matris içerisine eklenerek numunelerin gerçek özkütlesi, sertlik (HB30), eğme dayanımları (MPa) incelenmiştir. Üretilen matrisin mikroyapı ve faz özellikleri ve kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını difraktogram (XRD) ile incelenmiştir. Yapılan deneyler sonucunda artan sinterleme sıcaklığı ile üretilen malzemelerin sertlik ve yoğunluk değerlerini artmıştır. Artan SiC oranı ile porozite ve sertlik değeri artmıştır. SiC konsantrasyonunun artması 3 noktalı eğilme mukavemetinde partikül boyutuna bağlı olarak değişiklikler göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Metal matris kompozit, sıcak presleme, silisyum karbür, sinterleme.

ABSTRACT

Metal matrix composites (MMK) are especially used for cutting tools, friction elements and many other industries. Carbide, boron and oxide compounds added to a metal matrix improve product performance to a great extent. In this study, it is aimed to investigate the effect of SiC added to a metal based matrix composition on microstructure and mechanical properties. As a matrix material, SiC particles were added to a matrix consisting of 85% Bronze, 10% Ni and 5% Co, and the metal matrix composite (MMK) material was produced by direct resistance fast hot press sintering technique. Hot press sintering was performed at 650-700-750 oC for 4 minutes under a pressure of 35 MPa at 120C / min. Different SiC (2-4-6 w.t.%) ratios and grain sizes (30-60-120 mesh) were added to the matrix to investigate the actual mass, hardness (HB30), flexural strength (MPa) of the samples. The microstructure and phase properties and fracture surfaces of the produced matrix were examined by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractogram (XRD). As a result of the experiments, the hardness and density values of the produced materials increased with increasing sintering temperature. Porosity and hardness value increased with increasing SiC ratio. The increase in SiC concentration showed changes in 3-point flexural strength depending on the particle size.

Keywords: Metal matrix composite, hot pressing, silicon carbide, sintering.

TEŞEKKÜRLER

Yüksek lisans tez çalışmamın hazırlanmasında ilgi ve özveriyle bana destek olan, bilgi ve deneyimlerini benimle paylaşan, her konuda yardımlarını esirgemeyen, olumlu eleştiri ve önerileri ile çalışmama büyük katkıda bulunan, kıymetli hocam Sayın Doç. Dr. Ertuğrul ÇELİK' e sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans seminer dönemim boyunca, bilgi ve deneyimlerinden yararlanarak fikir alışverişinde bulunduğum kıymetli hocam Prof. Dr. Sedat KOLUKISA' ya teşekkür ederim.

Ayrıca bütün hayatım boyunca bana maddi ve manevi yönden destek olan sevgili aileme en içten teşekkürlerimi sunarım.

Samet GÜNEŞ
TUNCELİ-2019

İÇİNDEKİLER

ÖZET	I
ABSTRACT	II
TEŞEKKÜRLER.....	III
İÇİNDEKİLER.....	IV
ŞEKİLLER LİSTESİ	VI
TABLOLAR LİSTESİ	VIII
SEMBOLLER VE KISALTMALAR LİSTESİ	IX
1. GİRİŞ.....	1
2. KOMPOZİT MALZEMELER	3
2.1. Metal Matris Kompozit Malzemeler (MMK)	4
2.1.1. Metal Matrisli Kompozitlerin Sınıflandırılması.....	5
2.1.1.1. Partikül Takviyeli Metal Matris Kompozitler	5
2.1.1.2. Kısa Fiber Takviyeli Metal Matris Kompozitler	6
2.1.1.3. Sürekli Fiber Takviyeli Metal Matris Kompozitler.....	7
2.1.2. Metal Matris Kompozitlerin Mekanik Özellikleri.....	8
2.1.3. Metal Matris Kompozitlerin Aşınması.....	8
2.1.4. Metal Matris Kompozitlerin Üretim Yöntemleri	9
2.1.4.1. Katı Hal Üretim	10
2.1.4.1.1. Toz Metalurjisi Yöntemi	10
2.1.4.1.2. Difüzyon bağlama.....	12
2.1.4.2. Sıvı Hal Üretim	13
2.1.4.2.1. Metal İnfiltrasyon	14
2.1.4.2.2. Plazma Püskürtme	14
2.1.4.2.3. Sıkıştırma Döküm.....	15
2.1.4.2.4. Sıvı Metal Karıştırma	16
2.1.4.3. Diğer Yöntemler	17
2.1.4.3.1. Vidalı Ekstrüzyon	17
2.1.4.3.2. In-Situ Tekniği.....	18
2.1.4.3.3. XD Tekniği.....	18
2.1.4.3.4. Rheocasting ve Compocasting Döküm Yöntemi	18
2.1.5. Metal Matris Kompozitlerin Sinterleme Yöntemleri.....	19

2.1.6.	Metal Matris Kompozitlerin Basınç Yardımı İle Sinterlenmesi	20
2.1.6.1.	Sıcak İzostatik Presleme (HIP).....	21
2.1.6.2.	Kıvılcım Plazma Sinterleme (SPS)	21
2.1.6.3.	Sıcak Presleme (HP).....	22
3.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	25
3.1	Deneylerde Kullanılan Malzemeler.....	25
3.1.1	Kullanılan Matris Bileşenleri ve Üretim Parametreleri.....	26
3.2.	Toz Karışımının Hazırlanması	27
3.3.	Metal Matrisli Tozların Preslenmesi ve Sinterlenmesi	28
3.4.	Sıcak Presleme	29
3.5.	Yüzey parlatma.....	30
3.6.	Yoğunluk Ölçümü	31
3.7.	Sertlik Ölçümü	32
3.8.	Üç Nokta Eğilme Testi	33
3.9.	XRD Cihazı	34
4.	DENEY SONUÇLARI	35
4.1.	S Numunelerinin SEM Resimleri.....	35
4.2.	Mikro Yapı İncelemeleri	36
4.3.	Sertlik Ölçüm Sonuçları	37
4.4.	Yoğunluk Ölçüm Sonuçları.....	40
4.5.	Kırık Yüzey İncelemeleri	42
4. 6.	3 Noktalı Eğilme Deneyi Sonuçları.....	45
4.7.	XRD İncelemeleri.....	47
5.	SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....	50
KAYNAKLAR.....		52
ÖZGEÇMİŞ		58

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Fiber takviyeli kompozit malzemenin yapısı	3
Şekil 2.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması	4
Şekil 2.3. Takviye malzemesine göre MMK'ler	5
Şekil 2.4. Partikül takviyeli metal matris kompozitler	6
Şekil 2.5. Kısa fiber takviyeli metal matris kompozit	7
Şekil 2.6. Sürekli fiber takviyeli metal matris kompozit	7
Şekil 2.7. Aşınma çeşitleri	9
Şekil 2.8. Metal matris kompozitlerin üretim yöntemleri.	10
Şekil 2.9. MMK'lerin toz metalürjisi ile üretimi	11
Şekil 2.10. Difüzyon bağı yöntemi ile metal matris kompozit üretimi	13
Şekil 2.11. Püskürtme tekniği osprey yöntemi	15
Şekil 2.12. Sıkıştırma döküm yöntemi	16
Şekil 2.13. Sinterleme işlemi	19
Şekil 2.14. Sinterleme yöntemleri	20
Şekil 2.15. Sıcak izostatik presleme işlemi	21
Şekil 2.16. Spark plazma sinterleme işlemi	22
Şekil 2.17. Sıcak presleme işlemi	23
Şekil 2.18. Sıcak presleme yönteminde ısıtma teknikleri	24
Şekil 3.1. Deneylerde kullanılan malzemeler	25
Şekil 3.2. Cu-Sn ikili faz diyagramı	26
Şekil 3.3. Turbula mikser	28
Şekil 3.4. Soğuk presleme cihazı	29
Şekil 3.5. Sıcak presleme cihazı	29
Şekil 3.6. Epoxy reçine kaplı numuneler	30
Şekil 3.7. Numunelerin kesme ve parlatma cihazları	31
Şekil 3.8. Numunelerin yoğunluk ölçümünde kullanılan hassas terazi	32
Şekil 3.9. Sertlik ölçüm cihazı	33
Şekil 3.10. Üç nokta eğilme testi deney cihazı	34
Şekil 3.11. XRD cihazı	34
Şekil 4.1. 650 °C' de Sinterlenen numunelerin mikro yapı görüntüleri	35

Şekil 4.2. %6 SiC içeren S3,S6 ve S9 için 650, 700, 750 °C sıcaklıktaki numunelerin mikroyapı görüntüleri	36
Şekil 4.3. 650, 700, 750 °C sıcaklıkta S1, S2, S3 numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları ..	38
Şekil 4.4. 650, 700, 750 °C sıcaklıkta S4, S5, S6 numunelerini sertlik ölçüm sonuçları	39
Şekil 4.5. 650, 700, 750 °C sıcaklıkta S7, S8, S9 numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları ..	39
Şekil 4.6. S1, S2, S3 numunelerinin 650, 700, 750 ° C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları	40
Şekil 4.7. S4, S5, S6 numunelerinin 650, 700, 750 ° C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları	41
Şekil 4.8. S7, S8, S9 numunelerinin 650, 700, 750 °C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları	41
Şekil 4.9. 650 °C' de S1, S2, S3, S4, S5, S6, S7, S8, S9 numunelerin makro kırık yapıları SEM resimleri.....	42
Şekil 4.10. Numunelerinin kırık yüzey SEM resimleri.	43
Şekil 4.11. S1 numunesinin matris kırık yüzey SEM resimleri.....	44
Şekil 4.12. Üretilen numunelerinin 3 nokta eğilme deneyi grafikleri.	45
Şekil 4.13. Cu-Sn ikili faz diyagramı	48
Şekil 4.14. Numunelerin X ışını incelemeleri	49

TABLÖLAR LİSTESİ

Tablo 3.1 Deneylerde kullanılan tozların oran ve özellikleri	25
Tablo 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerin içerikleri.....	27
Tablo 4.1. Üretilen numunelerin HB30 sertlik ölçüm sonuçları	39
Tablo 4.2. 3. noktalı eğilme deneyinde kullanılan tüm numunelerin sıcaklık, gerilme, yüzdece uzama değer sonuçları	46



SEMBOLLER ve KISALTMALAR LİSTESİ

Al : Alüminyum

Al₂O₃ : Alüminyum oksit

B : Bor

Bz-B₄C : Bronz -bor karbür

C : Karbon

Cd : Kadmiyum

Co : Kobalt

Cu : Bakır

E : Elastisite modülü

Fe : Demir

Mg : Magnezyum

MMK : Metal matris kompozit

Ni : Nikel

Si : Silisyum

SiC : Silisyum karbür

Si₃N₄ : Silisyum nitrür

Ti : Titanyum

TiC : Titanyum karbür

TM : Toz metalürjisi

Zn : Çinko

°C : Sıcaklık birimi

SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
XRD	: X-Ray Diffraction
Dev.	: Devir
Dak.	: Dakika
MPa	: Basınç birimi (Mega pascal)
kN	: Kuvvet birimi (Kilo Newton)
mm	: Uzunluk birimi (milimetre)
sn	: Saniye
kg	: Kilogram
gr	: Gram
HP	: Sıcak presleme
HIP	: Sıcak izostatik presleme
SPS	: Spark plazma sinterleme

1. GİRİŞ

Metal matrisli kompozitler (MMK) birçok endüstri tarafından malzemelerin işlenmesinde, sürtünme elemanı olarak kullanılmasında ve ileri mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır. Matrise yapılan katkılar büyük oranda mekanik, kimyasal ve elektriksel özellikler üzerinde değişikliklere neden olmaktadır. Bu malzemeler arasında SiC düşük yoğunluk, yüksek sertlik, kararlı yüksek sıcaklık dayanımı, elektriksel iletkenlik ve oksidasyon direnci gibi barındırdığı üstün özelliklerden dolayı önemli seramik malzemelerden biridir. Bu özellikleri sayesinde birçok endüstriyel uygulama için kullanılmasını mümkün kılar. Kesici takımlar süper sert parçacık takviyeli kompozitler olarak düşünülürse, bu takımların verimliliğini arttırmak için diğer seramikler ile birlikte kullanılması veya matris üzerinde yapılan ve sertliğinin artmasını sağlayan nano boyutlu modifikasyonlar etkili olmaktadır. Fakat yapılan nano modifikasyonlar matrisin mikro seviyedeki sertliğini arttırmakta ve takımın kesme performansını olumsuz yönde etkilemektedir. Metal matrisin yüksek dayanımı kesim işlemlerinde zorluklara neden olur.

Genel olarak, seramik parçacıklarla takviye edilen çoğu metal matrisli kompozit malzeme çoğunlukla toz metalurjisi yöntemi ile imal edilir. Geleneksel toz metalurjisi imalat yöntemlerinde, toplulaşma, kirleticiler, düzensiz dağılım ve zayıf ara yüzey bağı gibi hatalar imal edilen kompozit malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyen bir özelliğe sahiptir. Yukarıda bahsedilen bu sorunların giderilmesi için bazı araştırmacılar metal bazlı matris kompozitlerin üretimi için vakumlu sıcak presleme tekniği kullanmaktadır. Bu sinterleme işleminde ısıtma ve presleme aynı zamanda birlikte gerçekleşir ve bu da toz partikülü teması, yeterli atomik difüzyon ve yüksek densifikasyon için fayda sağlar. Böylelikle tane irileşmesi olmadan, kompakt yapı ve mükemmel sinterleme performansları VHPS tekniği ile kolaylıkla elde edilebilir. SiC içeren MMK' ler yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci, yüksek termal iletkenlik (TC) ve düşük termal genleşme katsayısı (CTE) gibi pek çok olağanüstü özelliğe sahiptir. Bu özellikleri sayesinde da birçok endüstriyel uygulamada kullanılırlar.

Endüstri tarafından bronz alaşımları fiyat, optimum aşınma performansı, kesim hızı ve düşük sıcaklıkta sinterlenebilme özelliklerinden ötürü sıklıkla tercih edilen temel matris bileşeni olmuştur. Bronz matris içerisine yapılan diğer katkılar ile matrisin mekanik özellikleri istenildiği gibi değiştirilebilmektedir. Ayrıca bronz ve elmas arasında herhangi

bir reaksiyon meydana gelmektedir. Bu durum matris çerisinde istenmeyen fazların oluşmasını engellemektedir.

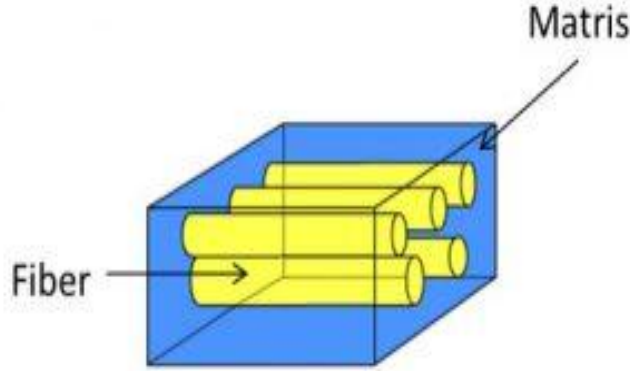
Matrisin mekanik özellikleri MMK' in performansını büyük oranda etkilemektedir. Yapılan bu çalışmada Bronz-Ni-Co' dan oluşan metalik bir matris içerisinde değişken oranlarda ve partikül boyutunda SiC eklenmiştir. Yapılan deneyler sonucunda SiC' in metal matrisli kompozitlerde uyumlu bir matris bileşeni olduğu mekanik ve mikroyapısal özellikleri değiştirdiği görülmüştür. SiC tane boyutu ve katkı oranının değiştirilmesi ile üretilen malzeme özelliklerinin kullanılan alana göre geniş bir ölçekte değiştirilebileceği sonucuna varılmıştır.



2. KOMPOZİT MALZEMELER

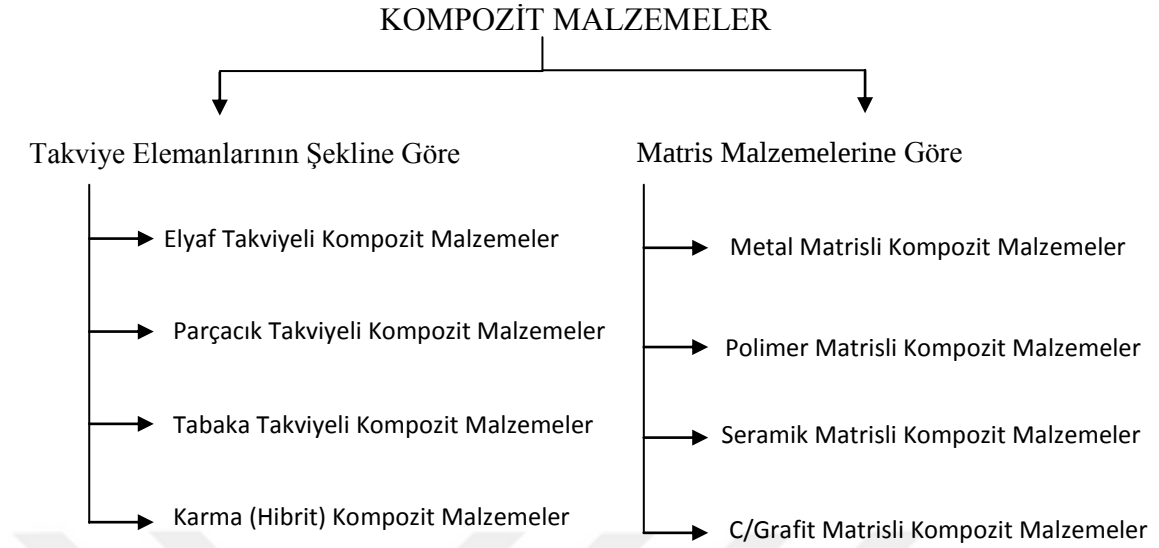
İstenilen özellikleri sağlamak için birbiri içerisinde çözünmeyen en az iki veya daha fazla malzemeyi bir araya getirerek oluşturulan malzemelere kompozit malzemeler denir (Ersoy, 2001). Kompozit malzemeleri oluştururken yüksek dayanım, aşınma ve korozyon direnci, rijitlik, sıcaklık performansı, ısıl iletkenlik, ses sönümleme, düşük ağırlık ve estetik görünüm özellikleri sağlanır (Donald, 1988; Kınayyigit, 2007).

Kompozitler ana bir matris ve takviye elemanlarından oluşur (Kınayyigit, 2007). Matris yapının %50' sinden fazla olan ve yapısal bütünlüğü sağlayan elemandır. Kullanım amacına göre matris malzemesi bileşimi uygun olarak seçilmelidir. Şekil 2.1' de görüldüğü gibi yapılan takviye ile kompozitlerin üstüne gelen yükün taşınmasını, matrisin rijitliğini ve dayanımının artmasını sağlar. Matris ise kırılğan olan takviye elemanlarını dış etkilerden korur ve üstüne gelen yükü takviye elemanlarına iletir. Plastik deformasyona geçerken meydana gelen çatlakların engellenmesini sağlar (Gönen, 1995; Hull ve Clyne, 1996; Schwartz, 1997; Şahin, 2006).



Şekil 2.1. Fiber takviyeli kompozit malzemenin yapısı

Kompozit malzemeler matris malzemelerine ve takviye elemanlarının şekline göre sınıflandırılır. Şekil 2.2' de kompozit malzemelerin sınıflandırılması şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması (Kayrak, 1999).

2.1. Metal Matris Kompozit Malzemeler (MMK)

Metal matrisli kompozitler (MMK) tek başına kullanılamayan metal ve alaşımlarının yüksek, aşınma dayanımı, ileri mekanik özellikler, termal özellikler vb. kullanım alanlarına göre özel olarak tasarlanmış ileri bir malzeme grubudur (Huda ve Hashmi, 1995). Örneğin metal ve alaşımları yüksek sıcaklık altında bazı özellikleri sağladığı halde kırılğan olabilirler ama metalik fiber ile takviye edilen MMK’ lerde her iki fazın uyumlu çalışması ile yüksek sıcaklıkta yüksek mukavemet özelliği göstermektedir (Kınayyigit, 2007). Günümüzde MMK’ ler ile önemli mesafeler kat edilmiş olup bununla birlikte birçok alanda kullanılmaya başlanmıştır. MMK’ ler özellikle uzay, havacılık, otomotiv ve kesici takım sektöründe kullanılmaktadır (Kainer, 2006).

MMK malzemelerde matris malzemesi olarak çoğunlukla alüminyum (Al), magnezyum (Mg), nikel (Ni), bakır (Cu), demir (Fe), titanyum (Ti) ve çinko (Zn) gibi metallerin kendileri veya alaşımları kullanılır. Takviye elemanı olarak ise silisyum karbür (SiC), bor (B), titanyum karbür (TiC) ve karbon (C)’ dir (Görener, 2011; Orhan, 2013). Ayrıca istenilen özelliklerine göre çeşitli karbon oksit ve bor bileşikleri takviye elemanı olarak kullanılmaktadır.

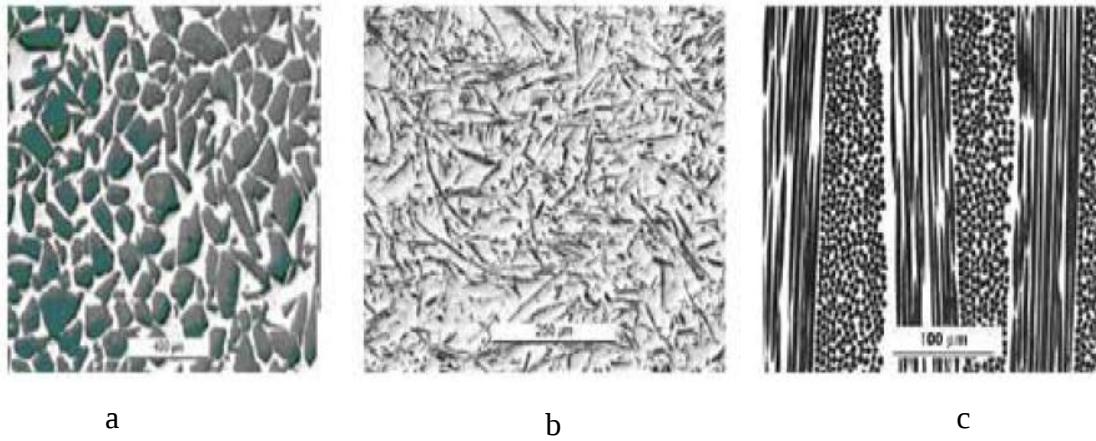
Metaller ile en kolay bağ yapan SiC' dir. Yüksek sıcaklık altında mekanik özellikleri iyidir. Fiyat olarak ucuz bir takviye türüdür. Yarı iletken ve asite karşı dayanıklıdır. SiC toz metalurjisi (TM) ile üretilen MMK' lerde takviye elemanı olarak kullanılmaktadır (Nagarajan, 1999; Şahin 2006).

2.1.1. Metal Matrisli Kompozitlerin Sınıflandırılması

MMK' ler üç gruba ayrılır. Bunlar;

- Partikül takviyeli MMK' ler,
- Kısa fiber takviyeli MMK' ler,
- Sürekli fiber takviyeli MMK' lerdir. Şekil (2.3.)

Bu üç grubun birbirine göre farklı özellikleri mevcuttur. Partikül esaslı MMK' lerin maliyeti düşük, mukavemeti sınırlıdır. Kısa fiber takviyeli MMK' ler partiküle göre maliyeti ve mukavemeti yüksektir. Sürekli fiber takviyeli MMK' ler ise yüksek mukavemet ve elastisite modülüne (E) sahip olmasına karşın yüksek maliyetlidir (Cöcen ve Önel, 1966).



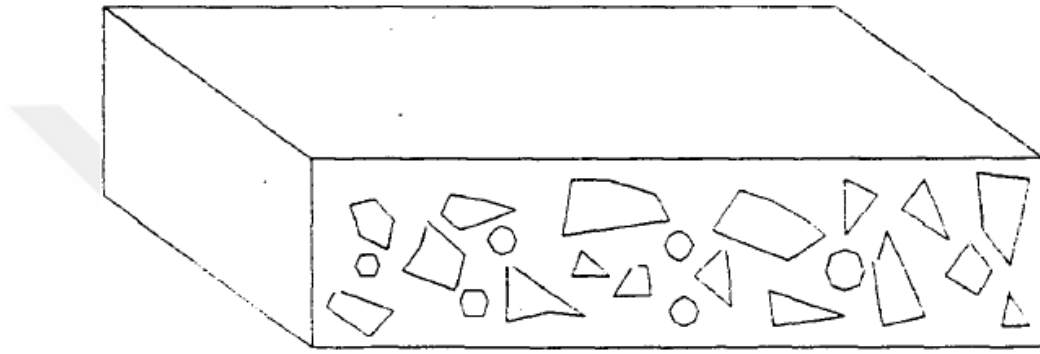
Şekil 2.3. Takviye malzemesine göre MMK'ler, a) partikül takviyeli, b) kısa fiber takviyeli, c) sürekli fiber takviyeli (http://www.yildiz.edu.tr/~akdogan/lessons/imalatkompozit/MMK_son,).

2.1.1.1. Partikül Takviyeli Metal Matris Kompozitler

Fiyatlarının düşük oluşu, kolay şekillendirilmesi ve karakteristik olarak izotropik yapıya sahip olmasından dolayı tercih edilir (Tjong, 2000). Artan partikül boyutu nedeni

ile döküm ile üretilen kompozitlerde karşılaşılan sorunlardan biride partikül ilave edildiğinde tozların karıştırılma zorluğu ve akışkanlığının azalmasıdır.

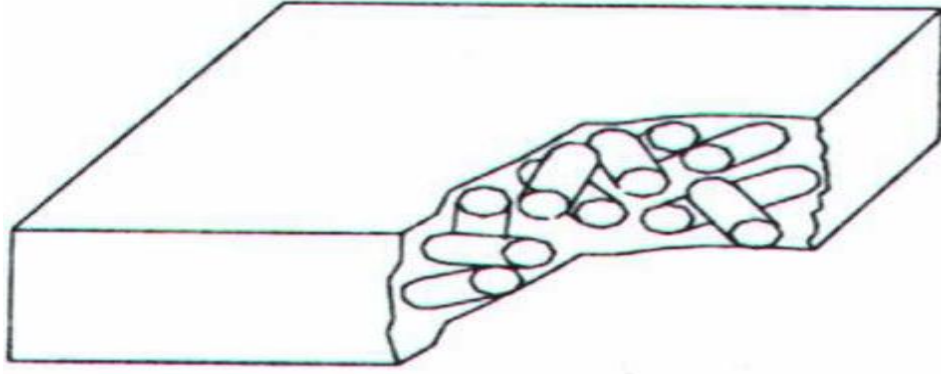
Partikül takviyeli MMK dayanımını ve aşınma direncini etkileyen en önemli faktör partiküllerin yapı içinde eşit olarak dağılmasıdır. Partikül takviyeli MMK' lerde üretimi gerçekleştirildiğinde boşluklu yapı oluşabilmektedir. Bu boşluklu yapıya ikinci bir ısıtım işlem uygulanabilir. Bu da tane iyileşmesi yolu ile kompozitin, dayanımını artırır. Şekil 2.4' de partikül takviyeli MMK' lerin yapısı gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Partikül takviyeli metal matris kompozitler (Kılıç, F, 2007).

2.1.1.2. Kısa Fiber Takviyeli Metal Matris Kompozitler

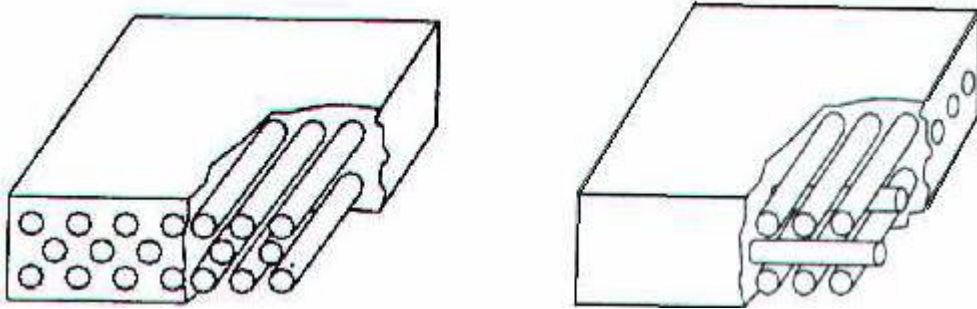
Kısa fiberler 0,5-6 mm uzunluğunda ve 3-5 μm çapında üretilmektedir (Cebeci, 2008). Elastisite modülü yüksektir. Sürekli fiber takviyeli kompozitlere göre ucuz ve kolay şekillendirilebilmesinden dolayı daha çok kullanılır. İhtiyaca göre farklı kullanım alanlarına sahiptir. (Yürüker, 2006; Cebeci, 2008). Şekil 2.5' de kısa fiber takviyeli MMK' lerin yapısı gösterilmiştir.



Şekil 2.5. Kısa fiber takviyeli metal matris kompozit (Young, 1969).

2.1.1.3. Sürekli Fiber Takviyeli Metal Matris Kompozitler

İlk üretim zamanlarında Bor (B) ve SiC takviyeli olmasına rağmen, sonradan düşük yoğunluk yüksek dayanım ve ısı dirence sahip SiC ve Al takviyeli fiberler kullanılmıştır. Bu fiberler 20-100 μm çaplarında üretilebilmektedir. Kompozit içinde %10-70 hacim aralığında bulunmaktadır (Şahin, 2000). Sürekli fiberler yönlendirilebildiğinden dolayı diğer takviyelerden daha üstün mekanik özelliklere sahiptir. Sürekli fiberlere uygulanan yük aynı yönde oryantasyona sahip olması durumunda çok yüksek mekanik performans gösterirler. Ama fiber yönüne dik olarak uygulanan yüklemelerde ise düşük dayanım gösterirler. Bunu değiştirmek için iki veya üç boyutlu olarak istenilen açı ile matris içerisinde yönlendirilebilir (Sur, 2002). Şekil 2.6’ da sürekli fiber takviyeli MMK’ lerin yapısı gösterilmiştir.



Şekil 2.6. Sürekli fiber takviyeli metal matris kompozit, a) tek doğrultudan yönlendirilmiş, b) 90° açılı çift doğrultuda yönlendirilmiş (Şahin, 2000).

2.1.2. Metal Matris Kompozitlerin Mekanik Özellikleri

Sürekli fiber takviyeli MMK'lerin mekanik özelliklerini matrisin cinsi, şekli, boyutu, miktarı, üretim yöntemi, yapı içerisinde oluşan faz, matris ile takviye elemanının uyumu, ikincil işlem olarak termomekanik ve ısıtım işlem uygulanması gibi etkenler belirlemektedir.

Eklenen takviye elemanının hacim artışı ile metal matris kompozitin elastisite modülü ve mukavemeti artar, sabit yük altında malzemenin gösterdiği deformasyon azalır. Elastisite modülü ve sıcaklık arttıkça akma ve çekme dayanımı da artar. Elastisite modülünü arttırarak parça kalınlığını azaltıp daha hafif parça üretilebilir (Ashby, 1993; Eliasson ve Sandstrom, 1995).

Eklenen takviye elemanının yoğunluğu matris alaşımına yakın olduğundan MMK'nın yoğunluğu değişmez. Bu özellik MMK'lerin katkı içermeyenlere göre daha üstün mekanik özelliklerinin olmasını sağlar.

MMK'ler düşük sünekliliğe sahip olduğundan ikincil şekil verilirken genellikle talaşlı imalat yöntemleri tercih edilir. Uzama değeri eklenen takviyenin hacim artışı ile ters orantılı, kırılma tokluğu ile doğru orantılıdır. Uzama ve kırılma tokluğu partikül takviyeli kompozitlerde düşüktür. Bu değerlerin düşük olması çatlağa karşı gösterilen direncin düşük olduğunu ve çatlağın malzeme boyunca ilerleyebileceğini gösterir (Surappa ve Rogatti, 1981; Gou, 1985; Morelli ve ark, 1998; Çalığölü, 2005).

2.1.3. Metal Matris Kompozitlerin Aşınması

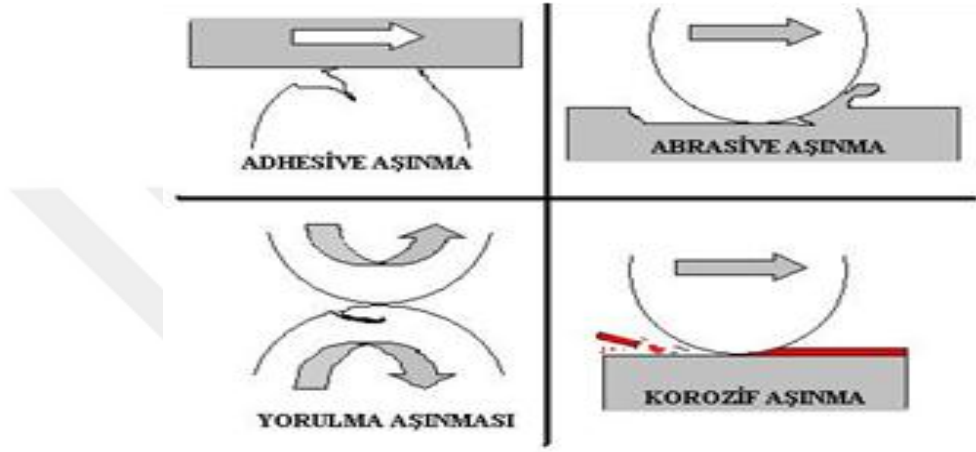
Aşınma birbirine temas eden yüzeylerde sürtünmeden dolayı oluşan kütle kaybıdır. Temas eden yüzeylerde aşınma düşük toleransa, sürtünme ise güç kaybına neden olmaktadır (Lau ve Tjong, 1999; Gül ve İlivan, 2016).

Günümüz teknolojisinde üretilen metal parçalarının aşınmaya karşı daha dirençli olması istenilmektedir. Bu sayede işçilik ve maliyetten kazanç elde edilir. Eski tekniklerde bir malzemenin aşınma direnci incelendiğinde sertliği ve belirli bir kuvvet etkisindeki dayanımı incelenirdi. Günümüzde ise elastikliğe, malzemelerin temas etme şekline, çevre ve ortam koşullarına bakılmaktadır (Yılmaz, 1996).

Dört farklı aşınma çeşidi vardır. Bunlar;

- Abresif aşınma,
- Koroziif aşınma,
- Yorulma aşınması,
- Adhezif aşınmadır (Yıldız ve Gür, 2006).

Şekil 2.7' de aşınma çeşitleri gösterilmektedir.

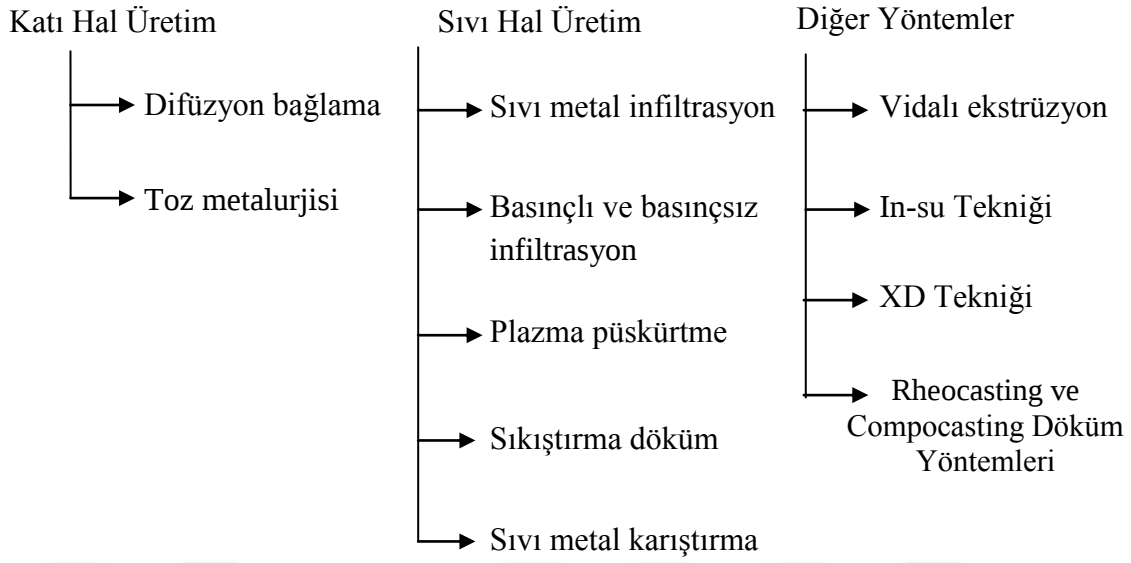


Şekil 2.7. Aşınma çeşitleri (Özel, 2004).

MMK' lerin aşınma direnci metallere göre daha yüksektir. SiC, TiC, vb. kompozitler aşınma direncini yükseltir. Aşınma direnci içinde bulunan takviye elemanı hacmi ve ana matrisin mekanik özellikleri ile doğru orantılıdır (Akdoğan, 2005).

2.1.4. Metal Matris Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

MMK' ler geleneksel imalat yöntemleri kullanılarak üretilir. Üretimi zordur. MMK' ler üretilecek olan parçanın şekline, istenilen fiziksel özelliklerine, matris ve takviye elemanına göre üretim yöntemi belirlenir. Bu üretim teknikleri üç ana grupta toplanır. Birincisi sıvı halde üretim, ikincisi katı halde üretim, üçüncüsü diğer üretim teknikleridir (Yoshida ve ark., 2005; Eker, 2008). Şekil 2.8' de MMK' lerin üretim yöntemleri gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Metal matris kompozitlerin üretim yöntemleri (Akdoğan, 2005; Eker, 2008).

2.1.4.1. Katı Hal Üretim

Katı hal üretimde matris malzemelerin ergime sıcaklığı altındaki bir sıcaklıkta farklı işlemler ile kompozitler üretilir.

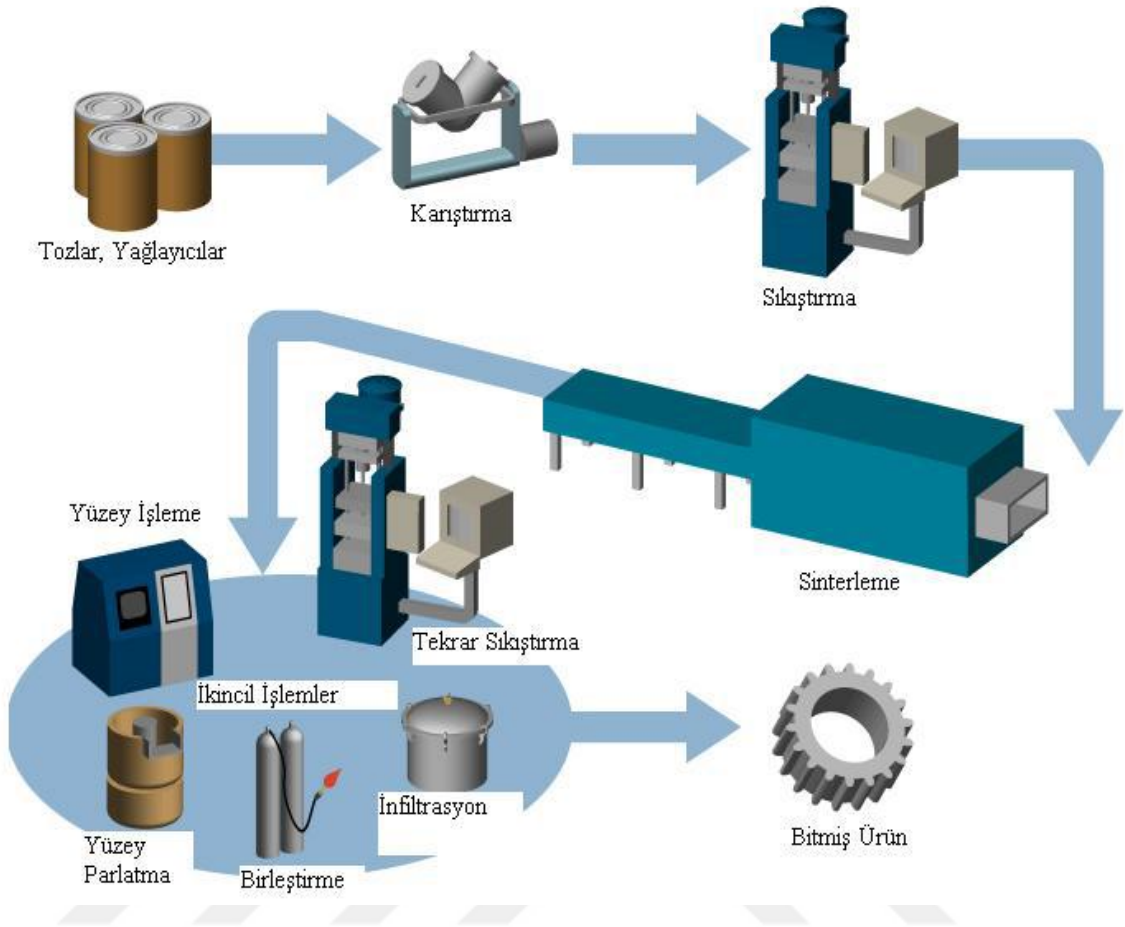
Bu yöntemler;

- Toz metalürjisi ve
- Difüzyon bağlama' dır (Çıtak, 1998; Şahin, 2000).

2.1.4.1.1. Toz Metalurjisi Yöntemi

Seramik partiküllerin sıvı metal ile ıslatılmasındaki zorluklardan dolayı toz metalurjisi yöntemi kullanılmaktadır. Bu yöntemde partikül veya kısa fiber takviye elemanları ile toz haldeki metal matris malzemesi kullanılarak MMK' ler meydana gelir. En çok kullanılan takviye elemanı SiC, TiC ve grafitir, matrisler ise Al, Ti, Cu' dur (Şahin, 2000). Kullanım amacına göre matris malzemesi ve takviye elemanları değişiklik gösterebilir.

MMK' lerin toz metalürjisi ile üretimi Şekil 2.9' da gösterilmiştir.



Şekil 2.9. MMK' lerin toz metalürjisi ile üretimi (Yılmaz ve ark., 1996; Söyler, 2008).

Toz metalürjisi üretim tekniği ile geleneksel olarak MMK üretilirken matris ve takviye elemanlarındaki metal tozları ilk aşama olarak karıştırılır ve kalıp içerisine yerleştirilir. Kalıp içerisindeki tozlar belirli bir basınç altında sıkıştırılır. Kalıp içerisindeki tozların birleşme verimliliğini metal tozlarının boyutları belirler (Kumdalı, 2008). Daha yoğun parçalar üretmek için sıcak presleme ve daha sonra sinterleme işlemleri sırası ile yapılır (Akorall ve ark., 2002). Yapılan bu presleme işlemi tozun yoğunluğunu ve homojen dağılmasını sağladığından çok önemlidir. Bu sayede yoğunluğu artırılırken takviye matris ara yüzey bağı güçlendirilir. İşlem ayrıca basınç ve sinterleme işleminin aynı anda uygulandığı sıcak presleme tekniği ile de yapılabilir. Sıcak preslemeden sonra üretilen parçaya ikincil işlemler uygulanarak parça hazır hale gelir.

Toz metalürjisi yöntemiyle elde edilen MMK malzemeleri düşük sıcaklıklarda üretildiğinden matris ve takviye arasındaki etkileşim az olmaktadır. Bundan dolayı ara yüzey tepkimeleri en aza indirgenir. Döküm ile oluşturulamayan homojen dağılıma toz metalürjisi yöntemiyle sağlanabilir (Akorall ve ark., 2002; Das ve ark., 2002).

Toz metalurjisi yönteminin düşük maliyetli olmasının ana nedeni ergime ve döküm olayının olmamasıdır (Huda ve ark., 1195).

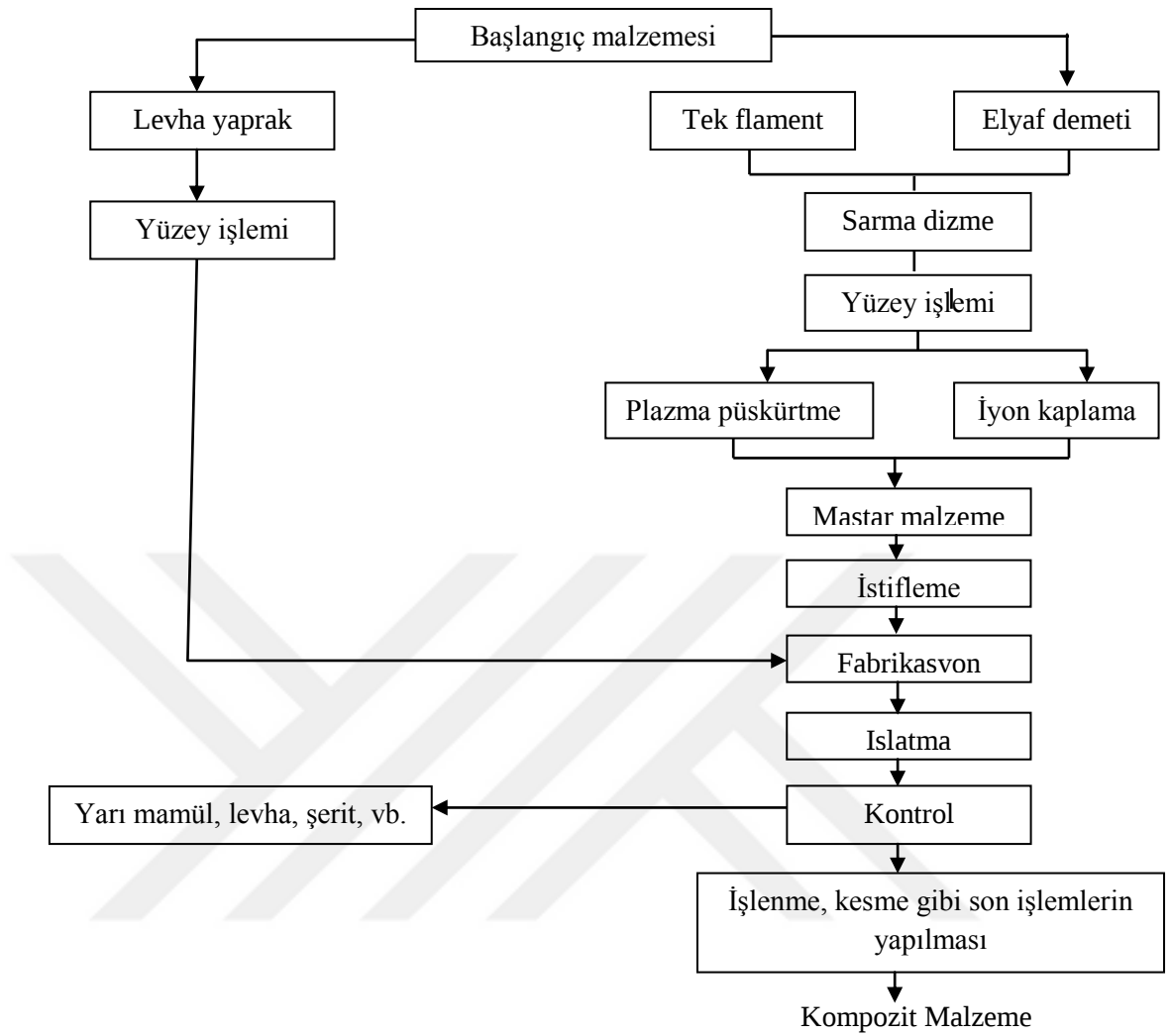
2.1.4.1.2. Difüzyon bağlama

Difüzyonla bağlama katı hal üretim yöntemlerinin en pratik olanlarından biridir. Vakum presleme yöntemi olarak da bilinmektedir. Bu yöntemde takviye malzemesinin bozunma ve ayrışmasına pek rastlanmaz. Çünkü sıvı hal yöntemlerine göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Matris malzemesi folyo veya metal levha şeklinde kullanılmaktadır.

Bu yöntemde takviye elemanı metal folyo üzerine istenilen miktarda açılı şekilde yerleştirilebilir ve daha sonra belirli bir sıcaklıkta basılarak veya haddelenerek takviye malzemesi ile matris malzeme arasında bir bağ oluşturularak kompozit malzeme üretilmiş olur.

Difüzyon bağı kompozitin dayanımını belirler. Difüzyon bağı için matris ve takviye elemanının yüzeyinin temiz ve pürüzsüz olması gerekir. Difüzyon bağı oluşturma işlemi vakum altında haddelenerek yapıldığında verim artar. Bu yöntemde katmanlar tek tek oluşturulup düzenlenir ve sıcak olarak preslenir. Sınırlı sayıda malzeme çeşidi için uygun olup pahalı bir yöntemdir.

Matris olarak Al ve Ti alaşımları takviye elemanı olarak SiC, Al₂O₃, C, B fiberleri kullanılmaktadır. Şekil 2.10' da difüzyon bağı yöntemi ile metal matris kompozit üretim aşamaları gösterilmektedir (Şahin, 2004; Akdoğan, 2005).



Şekil 2.10. Difüzyon bağı yöntemi ile metal matris kompozit üretimi (Şahin, 2000).

2.1.4.2. Sıvı Hal Üretim

Sıvı hal üretim yöntemleri toplu olarak yapılan imalatlarda katı hal üretim yöntemlerine göre daha ekonomiktir. Ancak katı halde bulunan takviye elemanı sıvı haldeki matris tarafından ıslatmazsa üretim başarılı olmaz. Matris ve takviye arasındaki bağ oluşumu sayesinde ara yüzey kuvvetlerin matristen takviyeye aktarılmasını ve dayanımının artmasını sağlar. Sıvı hal üretim yöntemleri;

- Metal infiltrasyon,
- Basıncılı ve basınçsız infiltrasyon,
- Plazma püskürtme,
- Sıkıştırma döküm,

- Sıvı metal karıştırma (Çıtak, 1998; Şahin, 2000).

2.1.4.2.1. Metal İnfiltrasyon

Hızlı ve yüksek üretim kapasitesine sahip olması, ürünün son şekline yakın sonuçlar elde edilmesi gibi avantajlarından dolayı MMK üretim yöntemleri arasında en çok kullanılan yöntemdir. Esas prensibi bir kap ya da tüp içindeki fiberlerin arasına sıvı metal matrisin emdirilmesidir (Leon ve Drew, 2000).

Ön şekillendirme yapılır. Fiberlerin yönlendirilmesi ve hacimsel oranı belirlenir. Hazırlanan ön şekil kalıba aparatla tutturulur ve kalıp içerisine ergiyen sıvı metal matris dökülerek katılaşması beklenir.

Fiberler arası mesafe az ya da hacimsel olarak fiber oranı fazlaysa sıvı metalin emdirme işlemi zor olacağından işlem atmosfer basıncında, koruyucu gaz altında, yüksek basınçta veya vakum yöntemi ile gerçekleştirilebilir. Vakum ile yapıldığında ergiyen metalin ıslatma kabiliyeti artar bu sayede üretilen kompozitin kalitesi de artmış olur.

Uygulama aşamasında karşılaşılan bazı sorunlar bu yöntemin dezavantajlarını oluşturur. Bu dezavantajlar;

- Fiberler arasında olan boşluklu yapının tamamen kapanmayabilir,
- Basınç yüksek olursa takviye elemanı kırılabilir,
- Basınç düşük olursa ıslatma kalitesi düşebilir (Ahlatçı ve ark., 2003;

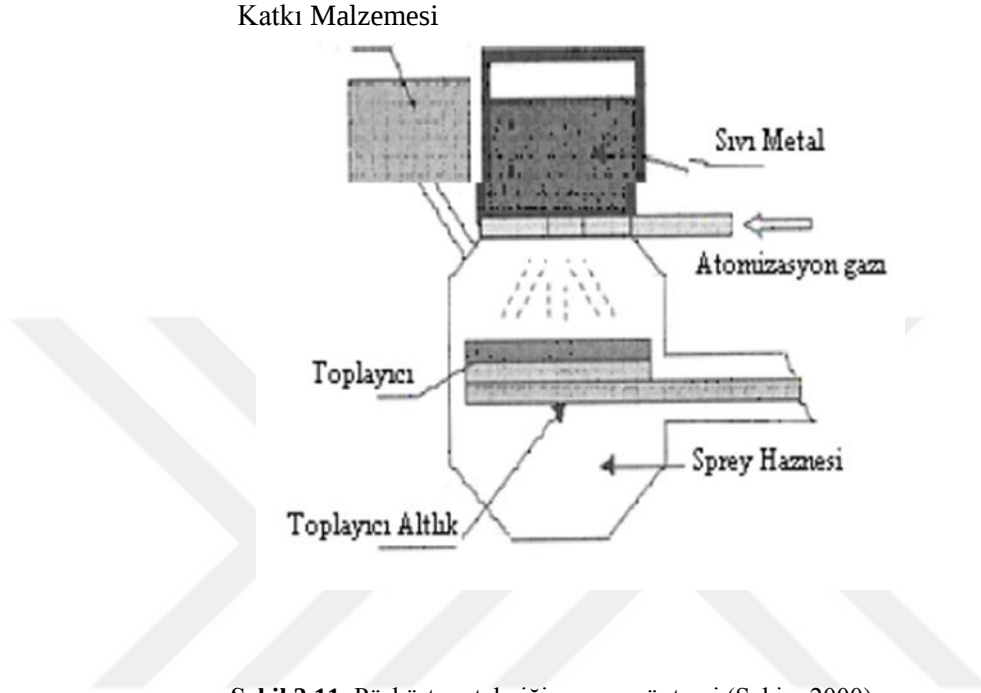
Akgün ve ark., 2004).

2.1.4.2.2. Plazma Püskürtme

Erime sıcaklığı düşük olan malzemelere uygulanan bir yöntemdir. Püskürtülerek uygulandığı için karmaşık yapılar kolaylıkla üretilebilir. Atomize edilen eriyik metal parçacıklarının takviye elemanı üzerine püskürtülmesi işlemidir. Püskürtülen metal parçacıkları takviye elemanı üzerine yapışır ve katılaşma başlar. Bu sayede takviye matris arasında olan ara yüzey reaksiyonları sorunları en aza indirgenir.

Erimiş matris malzemesi ve takviye elemanı karıştırılarak koruyucu gaz jeti ile bir katmana püskürtülmesi yöntemi osprey yöntemi olarakta bilinmektedir. Bu yöntem ile boşluklu yapı en aza indirgenir. En çok Al-B ve Al-SiC kompozitlerinin üretiminde

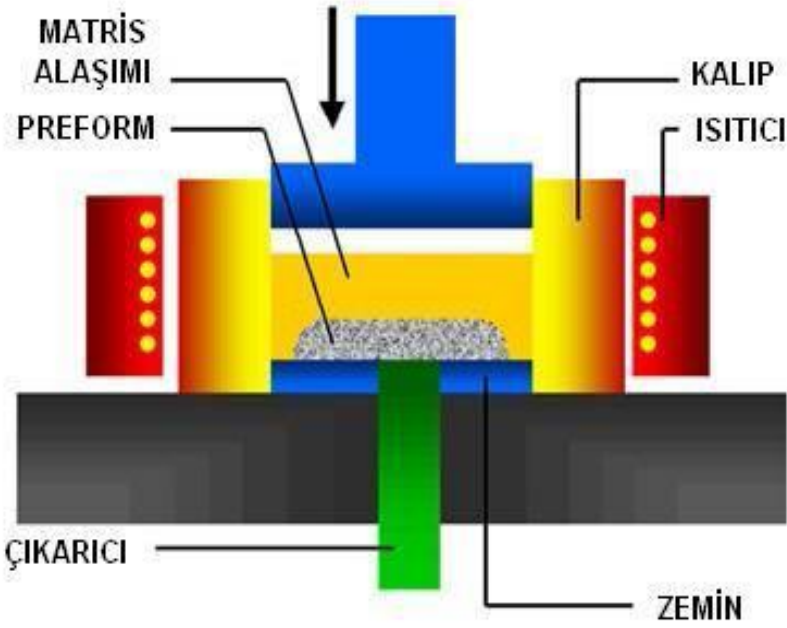
kullanılmaktadır (Şahin, 2000; Ürkmez, 2004). Şekil 2.11’ de osprey yöntemi gösterilmiştir.



Şekil 2.11. Püskürtme tekniği osprey yöntemi (Şahin, 2000).

2.1.4.2.3. Sıkıştırma Döküm

Sıkıştırma döküm yöntemi döküm esnasında oluşan boşlukların basınç altında giderildiği bir yöntemdir. Metal kalıp içine yerleştirilen seramik fiber veya başka takviye malzemesinden oluşan yapıya kuvvet yardımıyla eriyen matrisin emdirilmesi ve sıkıştırılan eriyik malzemenin yüksek basınç altında katı fazda ürün elde edilmesi işlemidir. Kalıp ön ısıtma işlemine tabi tutulur. Ön ısıtma sıcaklığı metalin erime sıcaklığını geçmemelidir. Eğer geçerse sıvı metal kalıp içinde sızmalara, dağılmalara, bozulmalara neden olur. Şekil 2.12’ de sıkıştırma döküm yöntemi aşamaları gösterilmiştir.



Şekil 2.12. Sıkıştırma döküm yöntemi (Wallenberg, 2000).

C, SiC, Al₂O₃, paslanmaz çelik gibi takviye malzemeleri sıkıştırma döküm yönteminde eriyen metal fiberlere kuvvet yardımıyla emdirildiğinden boşluk oluşması önlenir ve sıkışan gazlar dışarı atılır. Bu sayede daha sağlam ve daha az gözenekli yapı oluşur (Ghomaschi ve Wikhrov, 2000; Şahin, 2004).

Sıkıştırma döküm yönteminin kalitesini ön ısıtma sıcaklığı, uygulanan basınç, sıkıştırma hızı ve takviye elamanları arasındaki boşluklar belirler (Şahin, 2004).

Sıkıştırma döküm yönteminin avantajı karmaşık şekilli MMK'lerin üretimi için kullanılan zamandan tasarruf edilen ekonomik ve verimli yöntem olmasıdır. Sıkıştırma döküm yönteminin dezavantajı ise parçalarda sınırlamalara neden olması, takviyenin hasar görmesi, sıkıştırma aşamasında yüksek basınca ihtiyaç duyulmasıdır (Şahin, 2004; Ürkmez, 2004). Ayrıca malzeme kalıptan çıkabilecek geometriye sahip olmalıdır.

2.1.4.2.4. Sıvı Metal Karıştırma

Ön işlemlerden geçerek hazırlanan takviye malzemeleri sürekli karıştırılan eriyik metalin içerisine farklı yöntemler ile eklenir ve döküm işlemi yapılır. Geliştirilen farklı yöntemler aşağıdaki gibidir:

- Enjeksiyon tabancası ile takviye malzemesinin eriyik metal içine enjeksiyonu,
- Eriyik metal kalıba dökülürken takviyenin eklenmesi,
- Karşılıklı hareketli çubuklar ile takviye parçacıklarının eriyik metal içine eklenmesi,
- Mekanik etkileşim ile eriyik metalde girdap oluşturma ve oluşturulan girdaba takviye elemanın eklenmesi,
- Ultrasonik etkileşimlerle eriyik metal titreşirken takviye malzemesinin enjeksiyonu,
- Sıfır yer çekiminde yüksek vakum ve sıcaklık altında karışımın sağlanması.

Bu yöntemin avantajları kolay imalat edilebilmesi, ekonomik olmasıdır. Dezavantajı ise aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Çökelme, topraklama, segregasyon oluşumu,
- Karıştırma esnasında takviye malzemesinin hasar görmesi,
- İstenmeyen ara yüzey tepkimelerinin oluşması,
- Takviye elemanındaki boşluklu yapının tam olarak kapanmaması,
- Karıştırma anında elyafların birbirine teması ürünün kalitesini etkileyebilir (Ünlü ve Öveçoğlu, 1995; Ürkmez, 2004; Akdoğan, 2005).

2.1.4.3. Diğer Yöntemler

Katı hal ve sıvı hal yöntemlerinin yetersiz kalcacağı malzeme çeşitlerinde kullanılan yöntemlerdir. Bu yöntemler ;

- Vidalı ekstrüzyon,
- In-situ tekniği,
- XD tekniği,
- Rheocasting ve Compocasting döküm yöntemleridir.

2.1.4.3.1. Vidalı Ekstrüzyon

Mg alaşımlı kompozit malzemelerin üretimi için kullanılan bir yöntemdir. Matris malzemesi bir haznenin içerisine konulur, takviye elemanı ile birlikte ilerlerken ısıtılıp karıştırılır. Erime sıcaklığına yaklaşan matris malzemesi ile takviye malzemesi yarı katı

durumunda kalıbın içerisine basılır. Yarı katı durumda olduğu için boşluklu yapı az ve parçacıklar katı halde eklendiğinden ek olarak koruyucu gaza gerek yoktur. Sürekli kompozit malzemelerin üretimi bu yöntemle yapılabilmektedir (Şahin, 2004; Ürkmez, 2004).

2.1.4.3.2. In-Situ Tekniği

Bu yöntemde Al, Ni, Co, esaslı alaşımlar kullanılır. İç yapıları kararlıdır. In-Su tekniğinde malzemede farklı fazların oluşması ve bu fazlardan en az birinin matris diğer fazında takviye elemanı gibi davranması sonucunda istenen özellikteki kompozit ürün elde edilir (Ürkmez, 2004; Akdoğan, 2005). Birden farklı metot kullanılarak bu teknik gerçekleştirilebilir. Bu metotlar;

- Egzotermik tepkime,
- Metal oksidasyonu ve
- Ötektiklerin yönlü katılaştırılmasıdır (Akbulut ve Durman, 1995).

2.1.4.3.3. XD Tekniği

Bu teknik takviye fazın sıvı metal içerisinde bir bileşik ilavesi ile oluşturulması esasına dayanır. XD tekniği ile sıvı metal fazı içerisinde seramik bileşikler oluşturulabilir. Sıvı metal faz içerisinde oluşturulduğundan partiküller tek kristalli yapıdadır (Akdoğan, 2005).

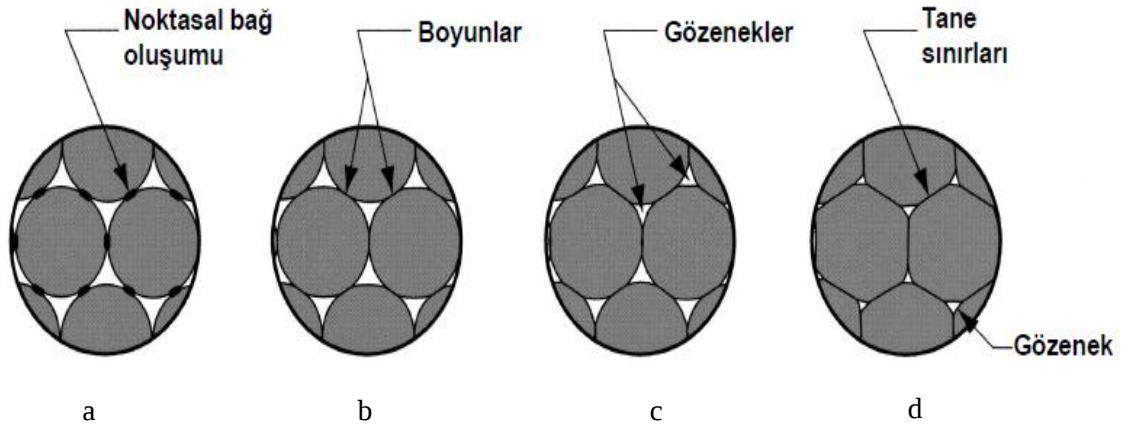
2.1.4.3.4. Rheocasting ve Compocasting Döküm Yöntemi

Bu döküm yöntemi kısa fiber ya da partikül takviyeli MMK' ler için kullanılan en uygun maliyetli yöntemlerden biridir. Matris malzemesi erime sıcaklığının 40-50 °C üzerine kadar ısıtılır homojen yapının oluşması beklenir ve daha sonra kademeli olarak sıcaklık düşürülür. Matris malzeme %40-50 arası yarı katı faza geldiğinde takviye malzemesi eklenir. Takviye karıştırılarak eklenirken sıcaklık tekrar kademeli olarak artırılır ve takviyenin tamamen ısıtılması sağlanır. Yarı katı fazda kalıba dökülürse 'Rheocasting' adını alır eğer sıcaklık yükseltılarak kalıba dökülürse 'Compocasting' adını alır. (Ürkmez, 2004; Akdoğan, 2005).

2.1.5. Metal Matris Kompozitlerin Sinterleme Yöntemleri

Metal tozlarına presleme işlemi uygulanırken ısı işlem uygulanarak şekillendirmesine sinterleme denir. Bu olaydaki temel amaç metal tozları preslenirken oluşan boşlukları ısı işlem uygulayarak ortadan kaldırmaktır. Bir malzemede boşluk ne kadar az olursa malzemenin özellikleri de o kadar iyi olur. Sinterleme süresi malzemeye göre değişkenlik gösterir. Sinterleme süresi sinterleme sıcaklığı ile ters orantılıdır (Kingery ve ark., 1976; Akkoral, 2003).

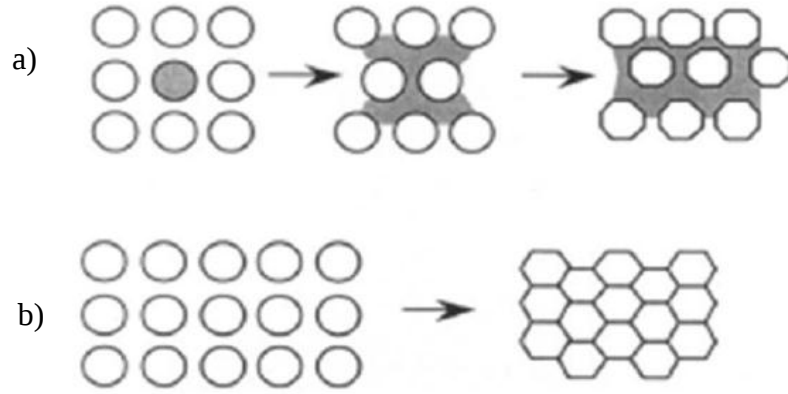
Sinterleme olayında malzemeye yüksek ısı verilerek yüzey enerjisi düşürülür. Böylece difüzyon hızı artar, birbirine temas eden yüzeyler de boyunlar oluşur ve tozlar birbirine temas eder (Kingery ve ark., 1976; Kang, 2005). Şekil 2.13’ de sinterleme işlemi şematik olarak verilmiştir.



Şekil 2.13. Sinterleme işlemi (a) parçacık bağları, temas noktalarında başlar; (b) temas noktaları “boyun” halinde büyür; (c) parçacıklar arasındaki gözenekler, boyut olarak küçülür; ve (d) boyun oluşan bölgelerde tane sınırları oluşur.

Sinterleme yöntemleri malzemenin cinsi, şekli ve büyüklüğüne bağlıdır. Sinterleme yöntemleri üç gruba ayrılır. Bu yöntemler;

- Katı hal sinterleme,
- Sıvı hal sinterleme,
- Reaksiyon sinterlemesidir (Rahaman, 2003). Şekil 2.14’ de sinterleme yöntemleri gösterilmiştir.



Şekil 2.14. Sinterleme yöntemleri; a) Sıvı hal sinterlemesi, b) Katı hal sinterlemesi (Rahaman, 2003).

Katı Hal Sinterlemesi: Bu proses temel olarak yayınma esasına dayanır. Sinterleme için gereken güç, boyun ile toz metal yüzeyi arasında oluşan serbest enerji ve kimyasal potansiyel fark sonucunda oluşur. Metal tozları arasındaki difüzyon farkından dolayı boyunda buhar basıncı düşük olur ve bu bölgeye doğru yayınma hızı artar. Diğer sinterleme yöntemlerine göre daha basit gibi görünse de meydana gelen prosesler daha karışıktır (Kingery ve ark., 1976; Rahaman, 2003).

Sıvı Hal Sinterlemesi: Sıvı hal sinterlemede kullanılan metal tozlarından en az biri sinterleme sıcaklığında erir ve sıvı hale dönüşür. Sinterleme sıcaklığında sıvı hale gelen metal tozları ıslatır ve kapiler etki oluşturarak sinterleme olayı tamamlanır. Bu sinterlemenin hızı toz metallerin tane boyutlarının küçüklüğüyle doğru orantılıdır (Kingery ve ark., 1976.)

Reaksiyon Sinterleme: En az iki bileşeni olan ve sinterleme işlemi sırasında bileşenlerinin reaksiyona girerek malzemenin son halinin oluşması yöntemidir. En çok SiC ve silisyum nitrür (Si_3N_4) bileşimi kullanılmaktadır. Oluşan ürünün sol hali, katı-katı, katı-sıvı ve katı-gaz reaksiyonları sonucunda oluşabilir.

2.1.6. Metal Matris Kompozitlerin Basınç Yardımı İle Sinterlenmesi

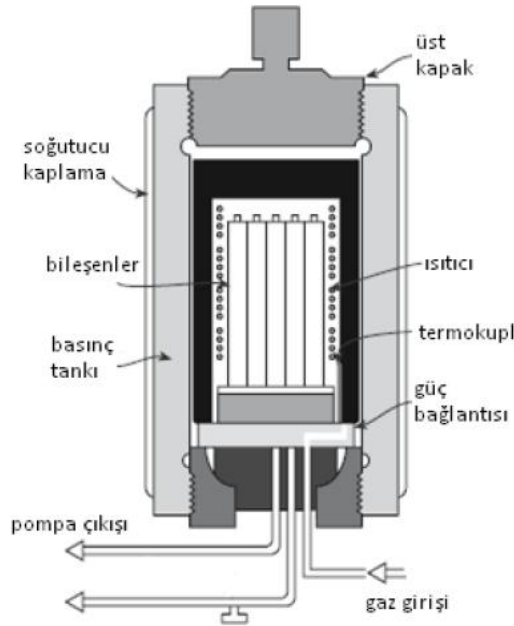
Katı ve sıvı hal sinterleme yapılırken yoğunlaşma yetersiz olduğunda malzemeye bir basınç uygulanır. Bu basınç tane büyüme hızını etkilemediği gibi yoğunlaşma için gerekli olan güçleri artırır. Uygulanan basınç maliyeti artırır.

Basınç yardımıyla sinterleme çeşitleri:

- Sıcak presleme (HP),
- Sıcak izostatik presleme (HIP),
- Kıvılcım plazma sinterleme (SPS)' dir (Weimer, 1997).

2.1.6.1. Sıcak İzostatik Presleme (HIP)

HIP ile çok yüksek yoğunluğa sahip makine parçalarını imal etmek için bu parça veya parçalara izostatik basınç uygulayarak üretildiği yöntemdir (Conway ve Rizzo, 2004). Yüksek yoğunluğa ulaşan malzemelere ön sinterleme işlemi uygulanarak HIP'e uygun hale getirilir. HIP sırasında meydana gelecek olumsuzlukları engellemek için parça cam kapsülde bekletilir (Bonneau ve Moltenni, 2002; Bose ve Eisen, 2003). Şekil 2.15' de sıcak izostatik presleme işlemi gösterilmiştir.

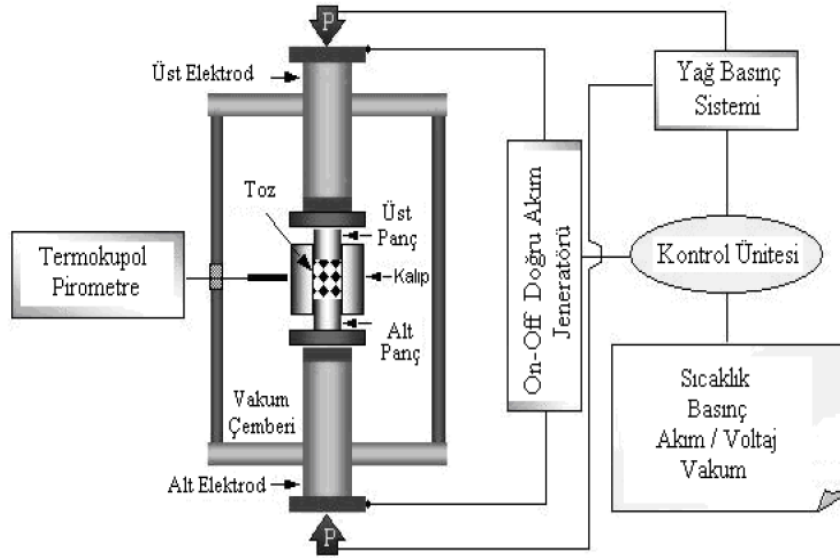


Şekil 2.15. Sıcak izostatik presleme işlemi (Rahaman, 2003).

2.1.6.2. Kıvılcım Plazma Sinterleme (SPS)

Kıvılcım plazma sinterleme yöntemi sıcaklığın düşük sürenin az olduğu durumlarda elektriğin metal tozlarına belirlenen aralıklarla verilerek yüksek sıcaklıkta anlık olarak kıvılcım şeklinde plazma oluşturulmasıdır. En çok uzak doğu ülkelerinde tercih edilir. SPS yönteminde metal tozları grafit bir kalıpta üzerinden akım geçerken basınç uygulanır

böylece tozlar ısıtılarak sinterlenir (Çelik, 2010). Şekil 2.16’ da spark plazma sinterleme işlemi gösterilmiştir.



Şekil 2.16. Spark plazma sinterleme işlemi (Tamburuni ve Munir, 2005).

2.1.6.3. Sıcak Presleme (HP)

Sıcak presleme yöntemi poroziteden arındırılmış bir parça üretmek için ısı ve basıncın aynı anda kullanıldığı bir yöntemdir. Bu yöntem sıvı hal ile üretilmeyen ve sinterleme performansının düşük olduğu parçalar için kullanılır (Upadhyaya, 2002).

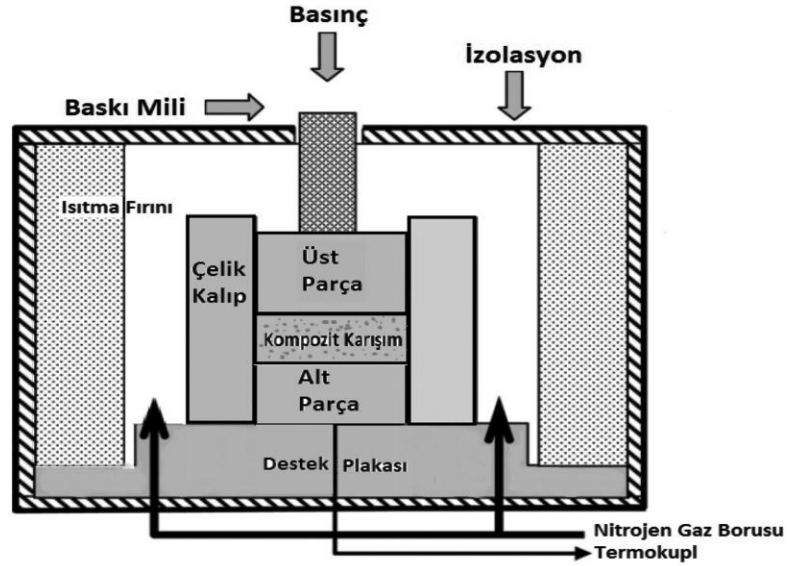
Günümüzde en çok grafit kalıplar kullanılır. Tungsten karbür ve bor nitrür kalıp çeşitleri de vardır. HP’ de kullanılan grafit kalıplar için koruyucu gaz bölümleri kullanıldığından kalıp ömrü uzundur. HP yönteminde presleme tek veya çift hareketli zımba kullanılarak yapılabilir. Sistemde alt destek parçası sabit olabilir. Presleme için gereken kuvvet üst zımba ile verilir (Cura, 2002; Köksal, 2004; Ögünç, 2006).

Bu yöntemin kullanılmasının temel nedenleri;

- Maliyetinin ucuz olması,
- Presleme ve sinterleme işleminin tek seferde ve aynı anda yapılabilmesi,
- Üretilen parçanın iç yapısının düzgün olması,
- Düşük sıcaklıklarda yapılabilmesi,
- Yapılan işlemin kısa sürede gerçekleşmesidir (Islak, 2012; Nas ve ark.,

2013).

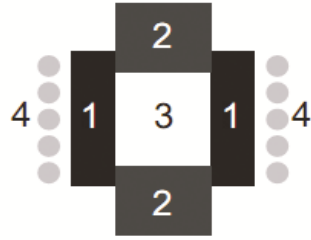
HP ile aşınmaya karşı dirençli ve zırh delici parçalar, titanyum havacılık yapıları, ağırlığı düşük, yarı iletken malzemeler üretilir (Ergün 2006). Şekil 2.17’ de sıcak presleme işlemi gösterilmiştir.



Şekil 2.17. Sıcak presleme işlemi (Bedir, 2007).

Sıcak presleme yönteminde üç çeşit ısıtma tekniği kullanılmaktadır. Bunlar:

- Endirekt ısıtma,
- İndüksüyonla ısıtma,
- Direkt ısıtmadır (Serkan, 2012; Nas ve ark., 2013). Şekil 2.18’ de sıcak presleme yönteminde ısıtma teknikleri gösterilmiştir.

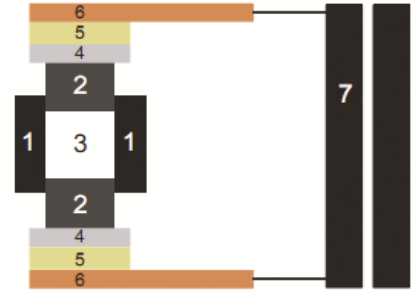
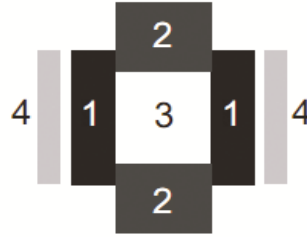


İndüksiyon ile ısıtma

1. Grafit yan tutucular
2. Baskı grafitleri
3. Toz
4. İndüksiyon sargısı

Endirekt ısıtma tekniği

1. Grafit yan tutucular
2. Baskı grafitleri
3. Toz
4. Grafit ısıtıcı



Direkt ısıtma tekniği

1. Grafit yan tutucular
2. Baskı grafitleri
3. Toz
4. Grafit elektrod
5. Bronz plaka
6. Bakır elektrod
7. Güç kaynağı

Şekil 2.18. Sıcak presleme yönteminde ısıtma teknikleri (Serkan,2012; Nas ve ark., 2013).

3.DENEYSEL ÇALIŞMALAR

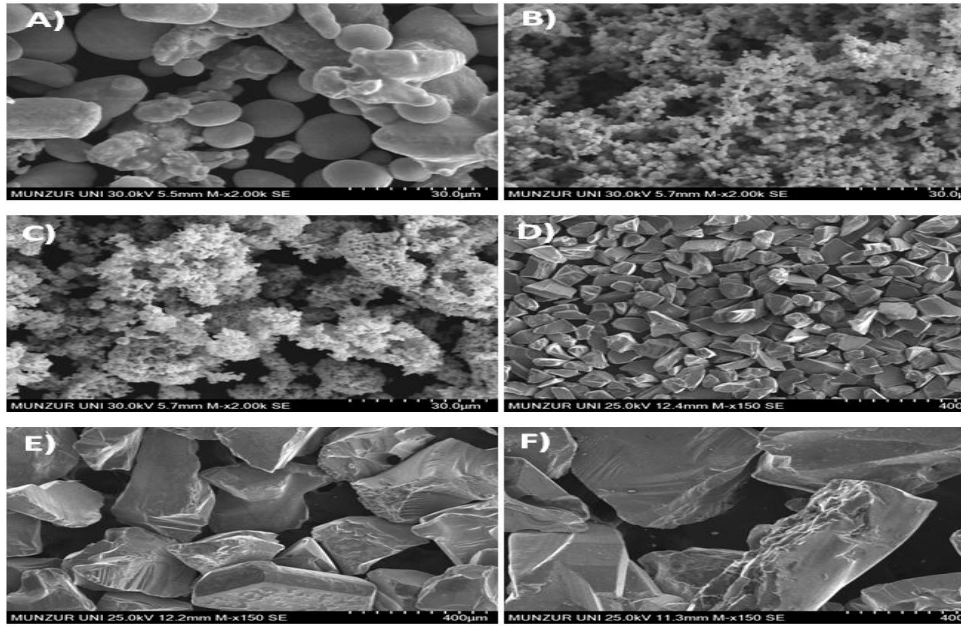
3.1 Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Deneylerde CuSn15(Bronz), Ni, Co, SiC tozları kullanıldı. Kullanılan tozların oranları ve özellikleri Tablo 4.1' de gösterilmiştir.

Tablo 3.1 Deneylerde kullanılan tozların oran ve özellikleri

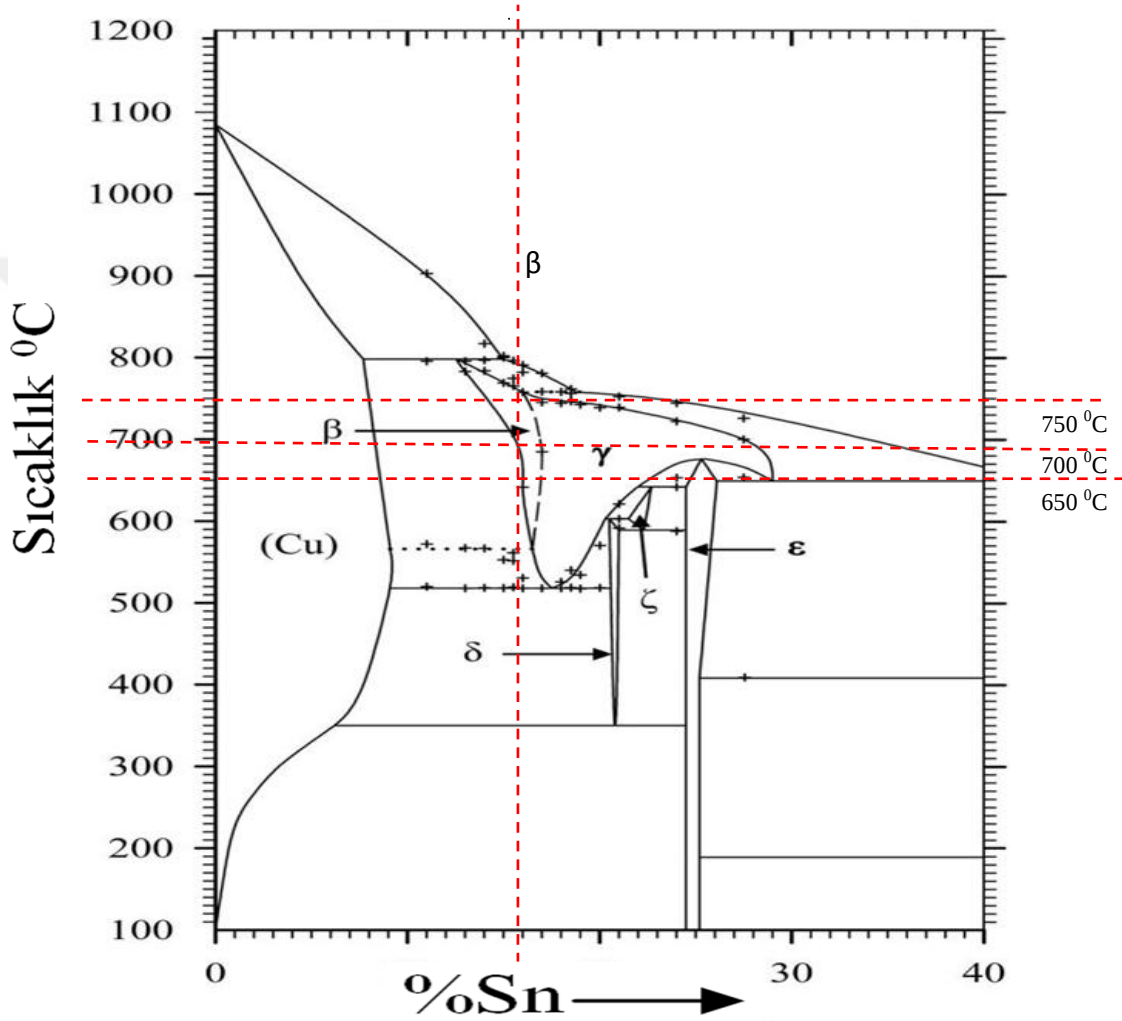
Malzeme	İçerik (ağ.%)	Yoğunluk(g/cm ³)	Ortalama Tane Boyutu (Mesh)	Saflık (ağ.%)	Üretici Firma
CuSn15 (Bronz)	80	8,7	50 Mesh	99,6	Pometon S.p.A., Italy
Ni	15	8,9	2,5 Mesh	99,9	Nickel and Co S.p.A. Italy
Co	5	8,86	1,8 Mesh	99,7	Eurotungstene, France
SiC	2-4-6	3,21	36 Mesh 60 Mesh 120 Mesh	99,9	Saykar Metallurgy Co.,Ltd., Turkey

Deneylerde kullanılan malzemelerin SEM görüntüleri Şekil 3.1' de gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Deneylerde kullanılan malzemeler A) 8515 Bronz, B) Nikel, C) Kobalt, D) SiC 120 mesh E) SiC 60 mesh, F) SiC 36 mesh

Tezimizde Bronz8515 malzemesinin seçilmesinin nedeni Cu-Sn ikili faz diyagramında 8515'in β fazı içerisinde yer almasıdır. Çünkü β fazında metaller katı eriyik haldedir. Sıcaklık değerlerinin 650,700,750 $^{\circ}\text{C}$ seçilmesinin nedeni diyagramında β fazının 650,700,750 $^{\circ}\text{C}$ değerlerine karşılık gelmesindendir. Şekil 3.2' de Cu-Sn diyagramı gösterilmektedir.



Şekil 3.2. Cu-Sn ikili faz diyagramı (Fürtauer ve ark., 2013).

3.1.1 Kullanılan Matris Bileşenleri ve Üretim Parametreleri

Deneyisel çalışmalarda olduğumuz deneyisel çalışmalarda kullanılan malzemelerin içeriği, tane boyutları, yoğunluk, sinterleme süresi ve basınç değerleri Tablo 3.2 'de gösterilmiştir.

Tablo 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerin içerikleri

Numune No	İçerik (%Ağ.)	SiC Mesh	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Basıncı (MPa)	Teorik Yoğunluk (gr/cm ³)	Sinterleme Süresi (Dakika)
S1	8515Bz+15Ni+5Co+2SiC	36	650/700/750	35	8,62	4
S2	8515Bz+15Ni+5Co+4SiC	36		35	8,51	4
S3	8515Bz+15Ni+5Co+6SiC	36		35	8,40	4
S4	8515Bz+15Ni+5Co+2SiC	60		35	8,62	4
S5	8515Bz+15Ni+5Co+4SiC	60		35	8,51	4
S6	8515Bz+15Ni+5Co+6SiC	60		35	8,40	4
S7	8515Bz+15Ni+5Co+2SiC	120		35	8,62	4
S8	8515Bz+15Ni+5Co+4SiC	120		35	8,51	4
S9	8515Bz+15Ni+5Co+6SiC	120		35	8,40	4

3.2. Toz Karışımının Hazırlanması

Karışımındaki metal tozları 0.01 gr (gram) hassasiyete sahip tartı ile tartıldı. Numunelerin homojen bir şekilde karışımının sağlanması için Turbula mikser kullanıldı. Şekil 3.2’ de gösterilen 3 eksenli çalışma prensibine sahip ÇELMAK marka Turbula mikser gösterilmiştir. Karışım 25 dak. (dakika) süre ile 35 dev./dak. (devir/dakika) hız ile kuru halde karıştırılmıştır. Kuru halde harmanlanmasındaki neden homojen karışım elde etmektir.



Şekil 3.3. Turbula mikser

Kuru halde metal tozlarının homojen olarak karışmasını sağlamak için %2 oranında Polietilen glikol (PEG) eklenerek paslanmaz çelik bilyelerle 25 dak. daha karıştırılmıştır. Bilyeler yardımı ile tekrardan karıştırılmasındaki ana sebep karışıma ilave edilen PEG' in toparlak oluşturmalarının önüne geçmektir.

3.3. Numunelerin Preslenmesi ve Sinterlenmesi

Karıştırılan malzemeler 20 gr ağırlığında olup soğuk pres cihazında 250 MPa kuvvet altında 5 sn (saniye) süre boyunca soğuk presleme işlemine tabi tutuldu. Şekil 3.3' de kullanılan Dimnet marka soğuk presleme cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Soğuk presleme cihazı

3.4. Sıcak Presleme

Soğuk presleme ile kompaktlanan numuneler grafit kalıplara yerleştirildi. Sıcak presleme ile üretilecek olan numunelerin kalıba yapışmasını engellemek ve kalıptan hasar görmeden çıkarabilmek için kalıplara sıvı halde bor nitrür sürüldü. Sıcak presleme işlemi Dimnet marka vakumlu sıcak pres kullanılarak yapıldı. (Şekil 3.4)



Şekil 3.5. Sıcak presleme cihazı

Grafit kalıbın dağılmasını engellemek için plakalar ile çerçeve ile kaplanmıştır. Bu plakaların hareketini engellemek için çerçeveye sabitlenmiştir. Kalıba sarılan çerçevede

elektrik iletimini engellemek ve sinterleme de gereken sıcaklığın kalıp içinde sağlanabilmesi için asbest yalıtım plakaları kullanıldı.

Bu işlemten sonra numuneler 4 MPa kuvvet altında başlayarak sıcaklığın 650, 700, 750 °C' lere geldiğinde 35 MPa kuvvet altında sabit sıcaklık ve basınç ile 4 dak. süre ile sinterlendi. Sıcaklığın 650, 700, ve 750 kullanılmasının sebebi β fazı içerisinde olmasıdır. Sinterleme işlemine başlarken ilave edilen PEG'in yanması 485 °C' de gerçekleşmişti. 35 MPa kuvvet altında oda sıcaklığında numunelerin soğuması gerçekleştirildi.

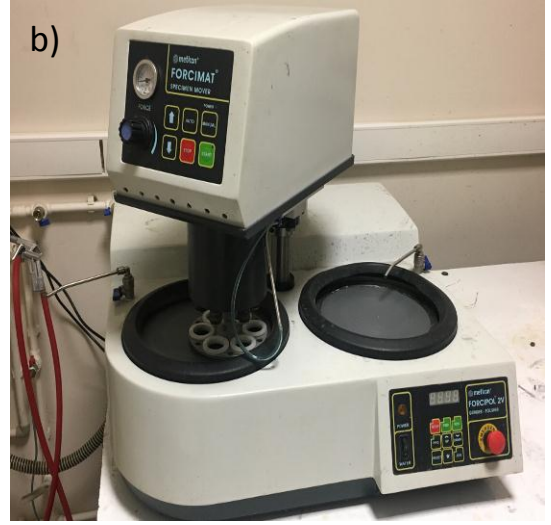
3.5. Yüzey parlatma

Üretilen numunelerin yüzeylerini parlatmak için Munzur Üniversitesi Makine Mühendisliği Laboratuvarında bulunan Metcon marka su zımparası kullanılmıştır. Yüzeylerin parlatılmasını kolaylaştırmak için numuneler epoxy reçine ile kaplandı. Şekil 3.5' de epoxy reçine kaplı numuneler gösterilmektedir.



Şekil 3.6. Epoxy reçine kaplı numuneler

İkinci adımda kesilen numuneleri yüzey parlatma cihazında 320, 600, 800, 1000, 1200 Mesh' lik su zımparaları ile yüzeyleri parlatıldı, daha sonra 3 mikron ve 1 mikronluk elmas pastalar ile çuha üstünde parlatılarak dağlama işlemine geçildi. Şekil 3.6' da numunelerin kesilmesinde ve parlatmasında kullanılan cihazlar gösterilmektedir.



Şekil 3.7. Numunelerin kesme ve parlatma cihazları a) Numune kesme cihazı, b) Numune parlatma cihazı

Yüzeyleri parlatılan numunelerde kalan kalıntı ve pislikten arındırmak için etil alkol ile temizleme işlemi yapıldı. Temizlenen yüzeyler 5HNO₃+ 5Asetik Asit+ 1H₃PO₄bileşimi ile su %40 oranında karıştırılıp oluşan dağlayıcı ile dağlanarak metalografik incelemeye hazır hale getirildi.

3.6. Yoğunluk Ölçümü

Üretilen numunelerin yoğunluklarının ölçümü için 0.001 gr hassaslığında çalışan RADWAG marka terazi ile ASTM B-311 standartlarına uygun ölçülmüştür. Şekil 3.7' de numunelerin yoğunluk ölçümünde kullanılan hassas terazi gösterilmektedir.



Şekil 3.8. Numunelerin yoğunluk ölçümünde kullanılan hassas terazi

Numunelerin önce kuru ağırlıkları ardından sıcaklığı ölçülmüş saf su dolu bir kap içinde numunelerin ağırlıkları tekrar ölçülmüştür. Numunelerin yoğunlukları Denklem 3.1' e göre hesaplanmıştır. Bu denklem;

$$D = \frac{m_1 * x}{m_1 - m_2}$$

(4.1)

D: Numunenin öz kütlesi,

m_1 : Numunenin havadaki kuru ağırlığı,

m_2 : Numunenin su içindeki ağırlığı,

x : Kullanılan suyun yoğunluğudur.

3.7. Sertlik Ölçümü

Numunelerin sertlik ölçümü Şekil 3.8' de Emco Test-Durajet universal sertlik ölçme cihazında gerçekleştirilmiştir. Sertlik değeri 187,5 kg (kilogram) yük ile 2,5 mm çapında ölçüm gücü ile Brinell cinsinden ölçülmüştür. Her bir numune için 5 defa ölçüm yapılmış ve belirlenen bu değerlerin ortalaması baz alınmıştır.



Şekil 3.9. Sertlik ölçüm cihazı

3.8. Üç Nokta Eğilme Testi

Numunelerin kırılma tokluğunu ölçmek için 3 noktalı eğilme deneyi gerçekleştirilmiştir. ASTM B 528-83a standartları baz alınarak 1mm/dak. hızda 20 mm alt destek boşluğunda gerçekleştirilmiştir. 3 nokta eğilme testi Şekil 3.9’ da gösterilen 100 kN kapasiteli SCHIMATZU marka universal test cihazı ile TRAPEZIUMX yazılımı kullanılarak yapılmıştır. (Şekil 3.9) Kırılma tokluğu Denklem 3.2 ile hesaplanmıştır.

$$P = \frac{3 \cdot n \cdot x}{2 \cdot m \cdot h^2}$$

(3.2)

P: Eğme mukavemeti (MPa),

n :Kırılma esnasında numuneye uygulanan kuvvet (N),

x: Destek noktaları arasındaki mesafe (mm),

m: Numune genişliği (mm),

h: Numune yüksekliği (mm)’ dir.



Şekil 3.10. Üç nokta eğilme testi deney cihazı

3.9. XRD Cihazı

Elde edilen numunelerin farklı sıcaklıklarda sinterlenmesi ile oluşabilecek faz yapılarını incelemek için Şekil 3.10’ da gösterilen Rigaku Mini Flex 600 Tabletop Bilgisayar Kontrollü X-Işınları Difraktometresi kullanılarak X-ışını kırınımı çalışmaları yapılmıştır.



Şekil 3.11. XRD cihazı

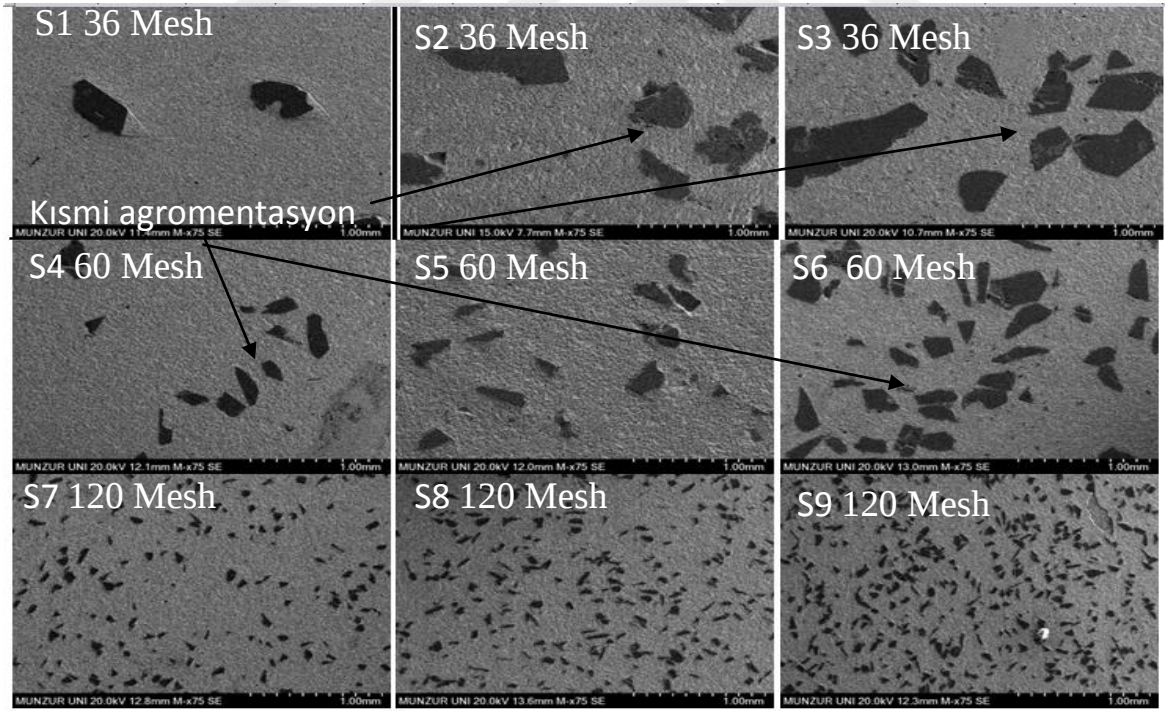
4. DENEY SONUÇLARI

Üretilen numuneler üzerinde yapılan deneyler sonucunda aşağıda belirtilen sonuçlara ulaşılmıştır.

4.1. S Numunelerinin SEM Resimleri

Şekil 4.1'deki resimlerde 650 °C' de sıcak preslenen bütün numunelerin SEM görüntüleri gösterilmiştir. SiC' in varlığı matris içerisinde siyah bölgelerde açıkça görülmektedir. Matris ise gri renkli görünüme sahiptir. 36 mesh boyutlu SiC içeren S1, S2, S3 numunelerinin SiC içeriği sırası ile %2, 4 ve 6' dır.

Artan SiC oranının matris içerisindeki dağılmış tane büyüklüklerinden homojen seviyededir. SiC tane botu küçüldükçe matris içerisindeki dağılma daha homojen hale gelmiştir. Özellikle 120 mesh boyutunda SiC partikülleri içeren S7, S8 ve S9 numunelerinde artan SiC oranı ve azalan tane boyutu ile bu durum açıkça görülmektedir.

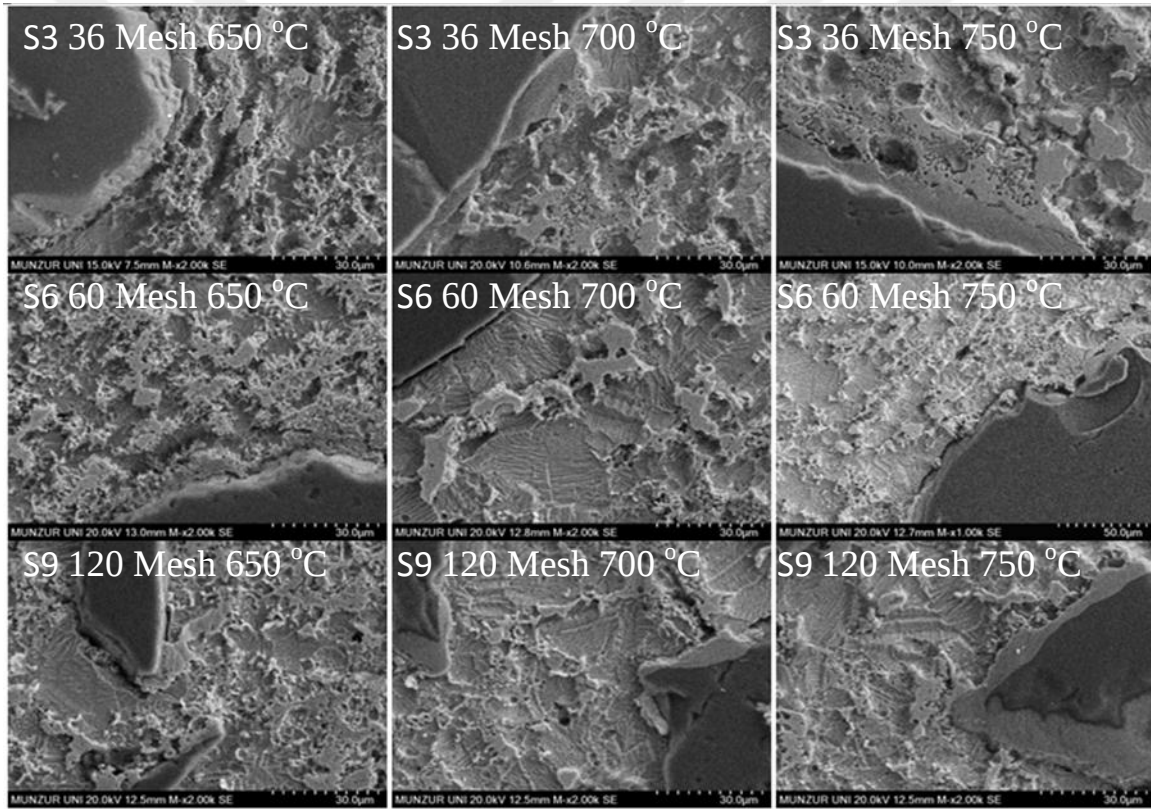


Şekil 4.1. 650 °C' de Sinterlenen numunelerin mikro yapı görüntüleri S1:%2 SiC36 mesh, S2: %4 SiC36 mesh, S3: %6 SiC36 mesh, S4:%2 SiC60 mesh S5:%4 SiC60 mesh, S6:%6 SiC60 mesh , S7:%2 SiC120 mesh , S8:%4 SiC120 mesh , S9:%6 SiC120 mesh

Yapı içerisinde gözle görülür boyutta porozitelere rastlanmamıştır. Sadece SiC partikülleri arasında kısmi agromantasyon (toplanma) nadir olarak ağırlıkça %6 SiC içeren S3, S6 ve S9 numunelerinde meydana gelmiştir. Karıştırma işlemi esnasında eklenen PEG ciddi oranda SiC partiküllerinin yerel bölgelerde toplanmasını azalttığı gözlemlenmiştir. Azalan SiC tane boyutu yüzey alanının artmasına neden olduğundan yapı içerisinde daha çok alan kapladığı görülmüştür.

Sonuç beklenildiği gibidir. %4 SiC içeren S2, S5 ve S8 numunelerinde matris/katkı oranının yapı içerisinde en iyi homojen dağılımını sağladığı görülmektedir.

4.2. Mikro Yapı İncelemeleri



Şekil 4.2. %6 SiC içeren S3,S6 ve S9 için 650, 700, 750 °C sıcaklıktaki numunelerin mikroyapı görüntüleri

Şekil 4.2' de sıcak presleme ile elde edilen (%80 Bronz, %15 Nikel ve %5 Kobalt) SiC içeren numunelerin 650, 700 ve 750 °C' deki SEM görüntüleri gösterilmiştir. Yapı içerisine eklenen matris ile SiC arasında bağ oluşumunun sinterleme sıcaklığının artması ile arttığı görülmektedir. Özellikle 750 °C' de sinterlenen numunelerde SiC çevresinde yoğun matris tabakası görülmektedir. Bu matris tabakası bir kapsül gibi SiC partiküllerinin çevresini sardığı açıkça görülmektedir.

Sinterleme sıcaklığının artması ayrıca SiC partikülleri ile matris arasında oluşan poroziteler de azalma görülmüştür. Şekil 4.2’ de 650 °C’ de üretilen S3 numunesinin resminden de görüldüğü üzere matris içerisinde oluşan mikro porozitelerin varlığı nedeni ile tutunum tam anlamıyla gerçekleşmemiştir. Özellikle Ni, Co zengin bölgeler içerisinde mikro porozitenin varlığı açıkça görülmektedir. Ni, Co zengin bölgeler matris içerisinde kısmi lamelli bir yapı halinde dağılmış olup mikro poroziteleri bölgesinde barındırmaktadır.

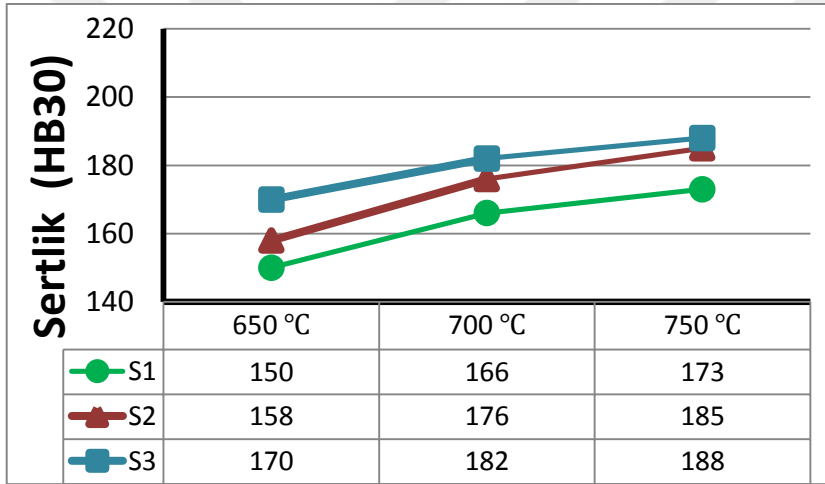
Sıcaklığın artmasıyla tane sınırları ve porozitelerde azalma görülmektedir. S3 (%6 SiC36), S6 (%6 SiC60), S9 (%6 SiC120) numunelerinin 650 °C’ deki yapısına bakıldığında yüzeyde kısmi poroziteler görülmektedir. Meydana gelen bu poroziteler mikro boyuttadır. Bronz malzemenin tane sınırlarında porozitelerin olduğu görülmektedir. Bronz malzemenin Ni ve Co fazla olduğu alanlarda meydana gelen mikro porozitelerin oranı da azalmıştır. Sıcaklığın artırılmasıyla malzeme yüzeyinde oluşan gözeneklerin varlığı da azalmaktadır. Artan sinterleme sıcaklığı ile matris içerisinde meydana gelen partikül hareketleri sonucunda makro porozite oranlarının büyük oranda azaldığı görülmektedir. 650 °C’ de sinterlenen numunelerde yaklaşık 10 mikron boyutunda 10 makro boyutlu porozitenin varlığından söz edilebilir. Artan sinterleme sıcaklığı ile bronz partikülleri arasında bağ oluşumunun arttığı görülmektedir. Özellikle matris içerisinde kısmi dentritik yapıda oluşumların varlığı söz konusudur.

S3, S6 ve S9 numunelerinin 750 °C’ deki resimlerine bakıldığında malzeme yüzeyinde oluşan gözeneklerin azalarak daha düzenli bir yapıya dönüştüğü görülmektedir. Ni, Co zengin bölgelerin boyutları sinterleme sıcaklığının artması ile kısmi eliptik şekilden lamelli şekle doğru değişim göstermektedir. Özellikle SiC partikülleri çevresinde Ni, Co zengin bölgelerin varlığı gözlemlenmektedir. Bu durum bronzdan ziyade Ni ve Co’ ın ıslatıcılık özelliklerinin daha iyi olması ile açıklanabilir.

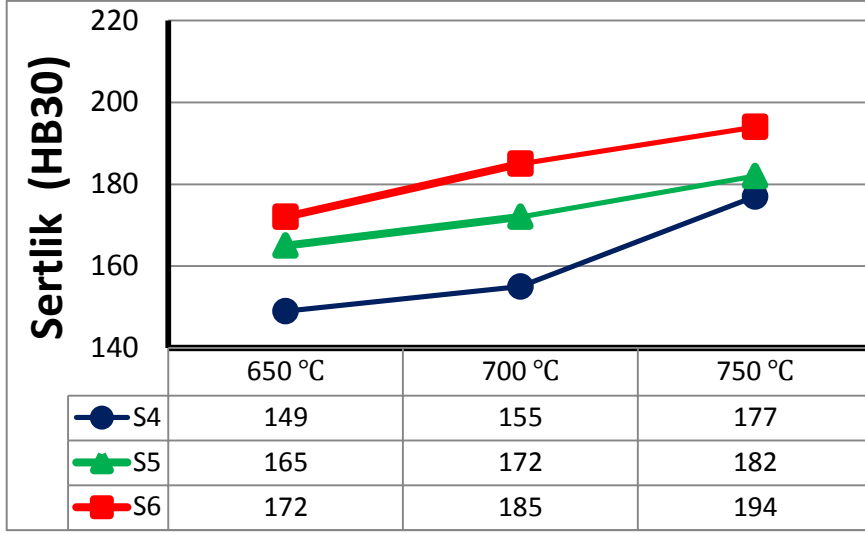
4.3. Sertlik Ölçüm Sonuçları

Sıcak presleme sonucunda elde edilen numunelerin sertliği HB30 (187,5 – 2,5) Brinell sertlik ölçme tekniği ile yapılmıştır. Numunelerin sertlik ölçüm sonuçları Şekil 4.3, 4.4, 4.5 nolu grafiklerde gösterilmiştir.

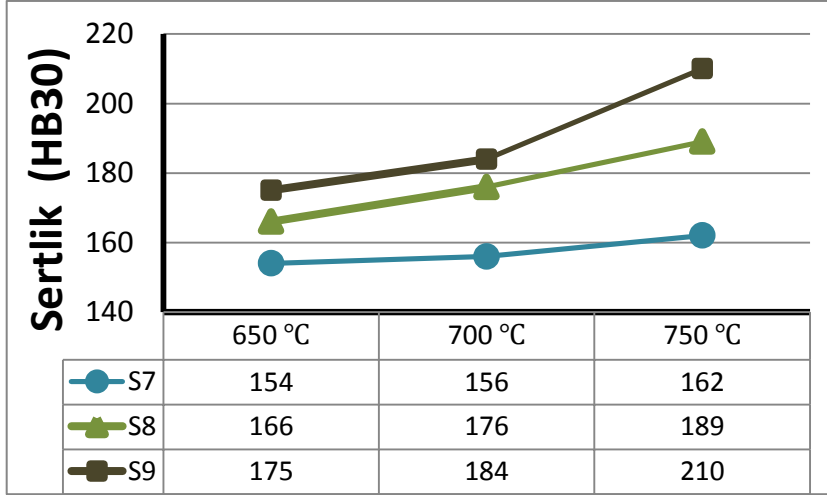
Grafiklerden de anlaşılabacağı üzere artan sinterleme sıcaklığı ile matris yapısında meydana gelen partiküller arası bağ kuvvetinin artması ve porozitenin azalması ile sertlik değerlerinde artış meydana gelmiştir. Ayrıca SiC katkı oranı ile sertlik değerlerinde de artışa neden olmuştur. Sonuç beklenildiği gibidir. SiC tane boyutundaki küçülme sertlik değerlerinin değişmesine neden olmuştur. SiC tane boyutu küçüldükçe numunelerin sertlik değeri daha fazla artmıştır. Çünkü tane boyutları küçüldükçe daha homojen bir yapıya sahip olmuştur. Bu durum sinterleme sıcaklığına bağlı olarak değişmektedir. Artan sinterleme sıcaklığı ile 120 mesh boyutunda SiC içeren S7, S8, S9 numunelerinin sertlik değerleri 162, 189, 210 HB30 bulunmuştur. %6 SiC içeren S9 numunesinde en yüksek sertlik değeri ölçümü yapılmıştır. Bunun nedeni 120 Mesh SiC içeren S9 numunesinin diğer numunelere göre en yüksek homojen yapıya sahip olmasıdır.



Şekil 4.3. 650, 700, 750 °C sıcaklıkta S1, S2, S3 numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları



Şekil 4.4. 650, 700, 750 °C sıcaklıkta S4, S5, S6 numunelerini sertlik ölçüm sonuçları



Şekil 4.5. 650, 700, 750 °C sıcaklıkta S7, S8, S9 numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları

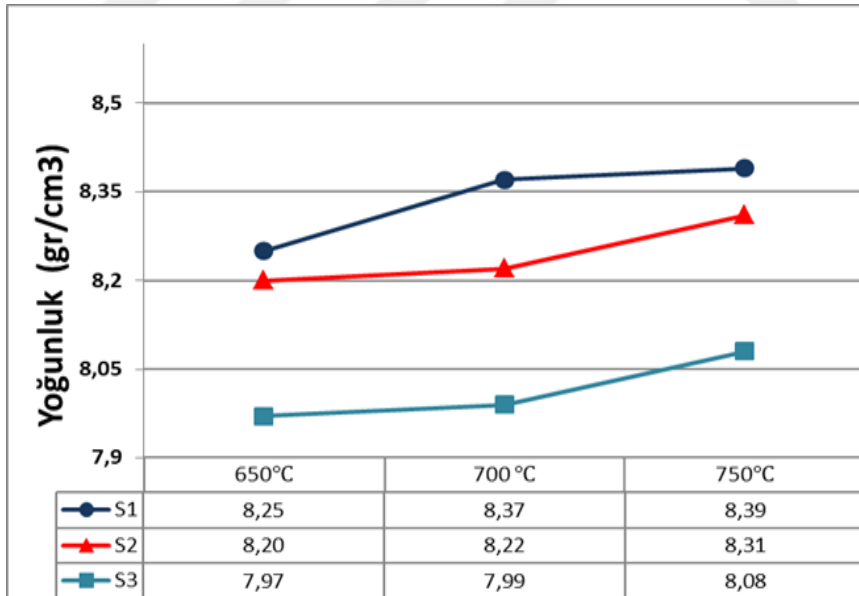
Tablo 4.1. Üretilen numunelerin HB30 sertlik ölçüm sonuçları

Malzeme	İçerik (ağ.%)	650 °C	700 °C	750 °C
S1	B+%2SiC36	150HB	166HB	173HB
S2	B+%4SiC36	158HB	176HB	185HB
S3	B+%6SiC36	170HB	182HB	188HB
S4	B+%2SiC60	149HB	155HB	177HB
S5	B+%4SiC60	165HB	172HB	182HB
S6	B+%6SiC60	172HB	185HB	194HB
S7	B+%2SiC120	154HB	156HB	162HB
S8	B+%4SiC120	166HB	176HB	189HB
S9	B+%6SiC120	175HB	184HB	210HB

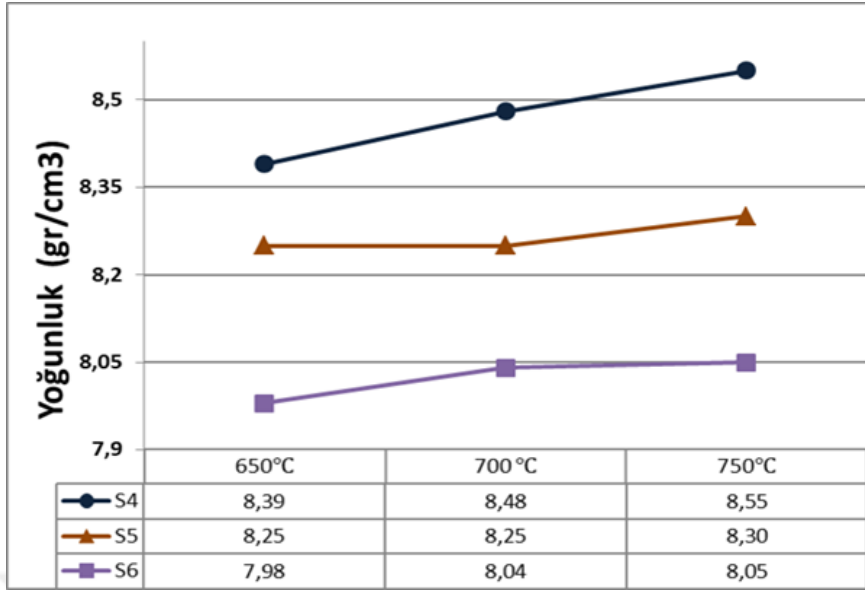
Tablo 4.1’de üretilen numunelerin HB30 sertlik ölçüm sonuçları gösterilmiştir. Tabloda gösterilen değerlere bakıldığında yüzdece aynı oranda olan SiC’ in sinterleme sıcaklığının artırılması ile porozitenin azalmasından kaynaklı partiküller arasında katı hal difüzyonuyla daha sağlam bağ oluşmuştur. Buna bağlı olarak sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. Sertlik değerlerinin artmasının diğer bir nedeni ise, sinterleme ile komşu toz partikülleri arasında sıvı hal difüzyonu ve partikül hareketi ile güçlü bir bağ oluşmasıdır (Dewidar ve ark., 2010). Tablo 4.1’ de numunelerin sertlik değerleri ile sıcaklık arasında doğru orantı görülmektedir. Ancak bu doğru orantı belirli bir sıcaklık değerine kadar geçerlidir (Kim, 2000; Kumar ve ark., 2011). Buna ek olarak tane boyutunun sabit tutulup yüzde oranın artırıldığı durumlarda ise sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu sonucuna varılmıştır.

4.4. Yoğunluk Ölçüm Sonuçları

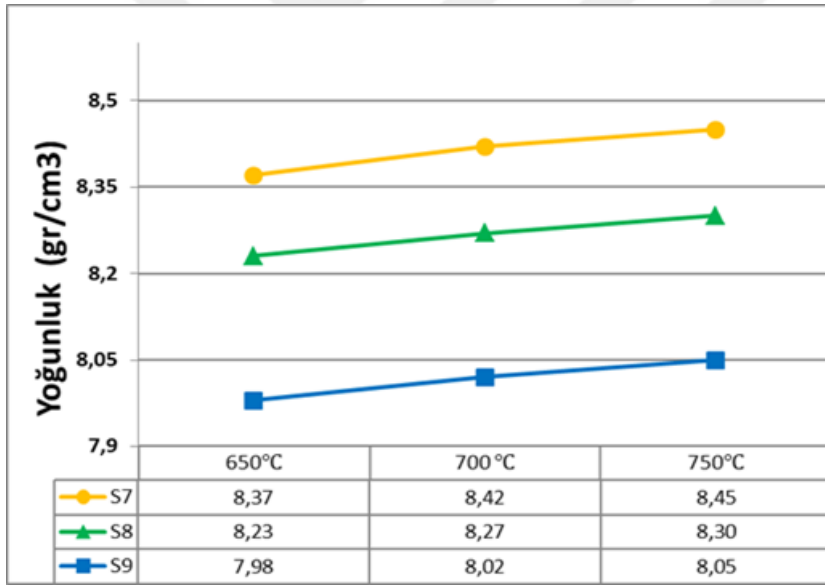
Şekil 4.6, 4.7, 4.8’ da sinterlenmiş numunelerin 650, 700, 750 °C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları gösterilmiştir. Artan sinterleme sıcaklığı ile porozite miktarında meydana gelen azalma yoğunluklarının artmasındaki en büyük etkidir.



Şekil 4.6. S1, S2, S3 numunelerinin 650, 700, 750 °C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları



Şekil 4.7. S4, S5, S6 numunelerinin 650, 700, 750 °C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları



Şekil 4.8. S7, S8, S9 numunelerinin 650, 700, 750 °C sıcaklıklardaki yoğunluk ölçüm sonuçları

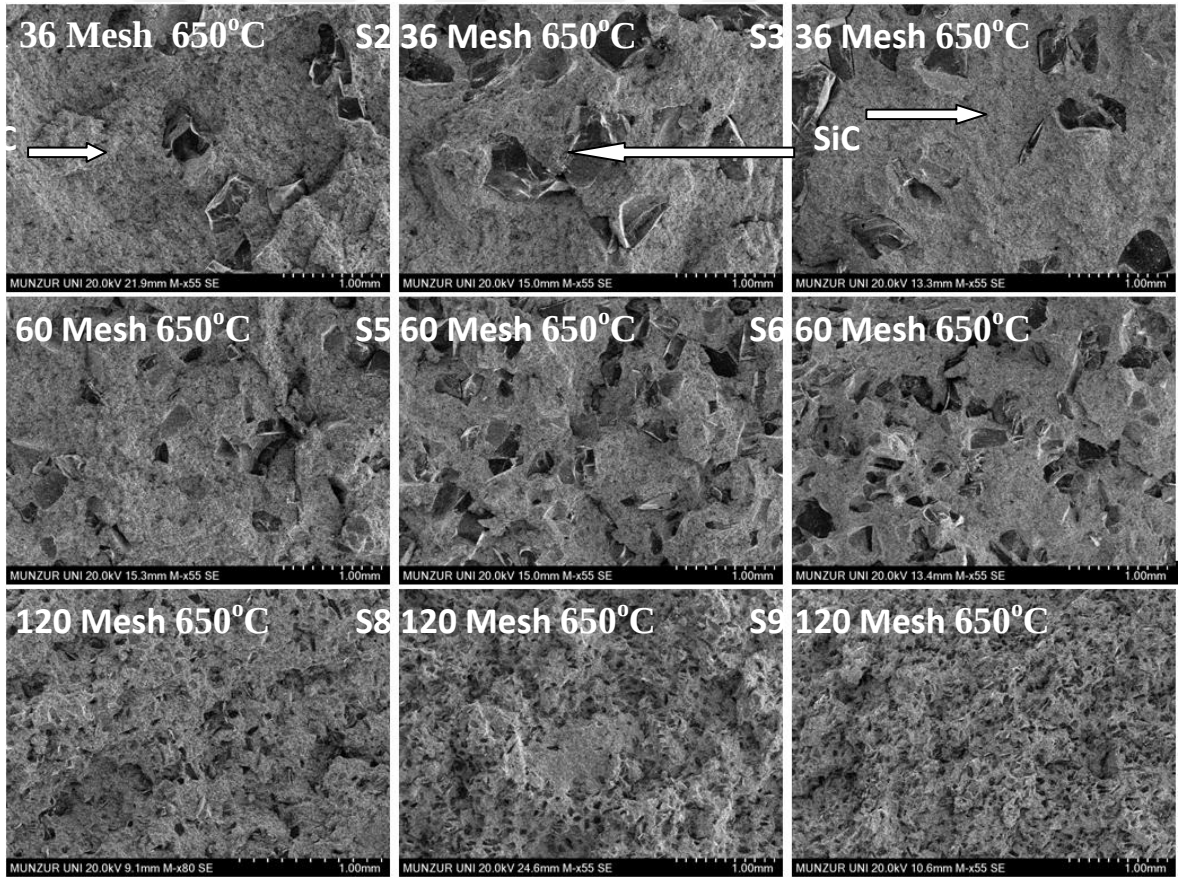
Şekil 4.6, 4.7, 4.8' de görüldüğü gibi 650, 700 ve 750 °C sıcaklıklarda numunelerin yoğunluklarının arttığı görülmüştür. Elde edilen bu verilerden anlaşılabileceği gibi SiC oranı arttıkça yoğunluğunun azaldığı görülmektedir. Sinterleme sıcaklığının artışı ile birlikte numunelerin yoğunluğu artmaktadır. SiC %3,21 gr/cm³ lük özkütleli metallere göre özkütlesi oldukça düşük değerdedir. Bu nedenle artan SiC oranı ile üretilen numunelerdeki yoğunluk değerinin azalmasına neden olmuştur. SiC tane boyutunun yoğunluk üzerine

belirgi bir etkisinin bulunmadığı gözlemlenmiştir. 650, 700, 750 °C’ de üretilen numunelerin yoğunluk farklılıklarının oldukça düşük seviyelerde olduğu gözlemlenmiştir.

Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yoğunluk değerleri de artmıştır. Metal tozlarının birbirleriyle yapmış olduğu difüzyon sinterleme sıcaklığına bağlı olarak değişmektedir. Gerçekleşen bu olayda yoğunlukta artış meydana getirir (Lima ve ark., 2003). Sinterleme sıcaklığındaki artış matrisi oluşturan tanecikler arasında rahatlıkla yayılabilmesi ve boşlukları kapatabilmesinden dolayı yoğunluğu artmıştır (Efe ve ark., 2011; German, 2005).

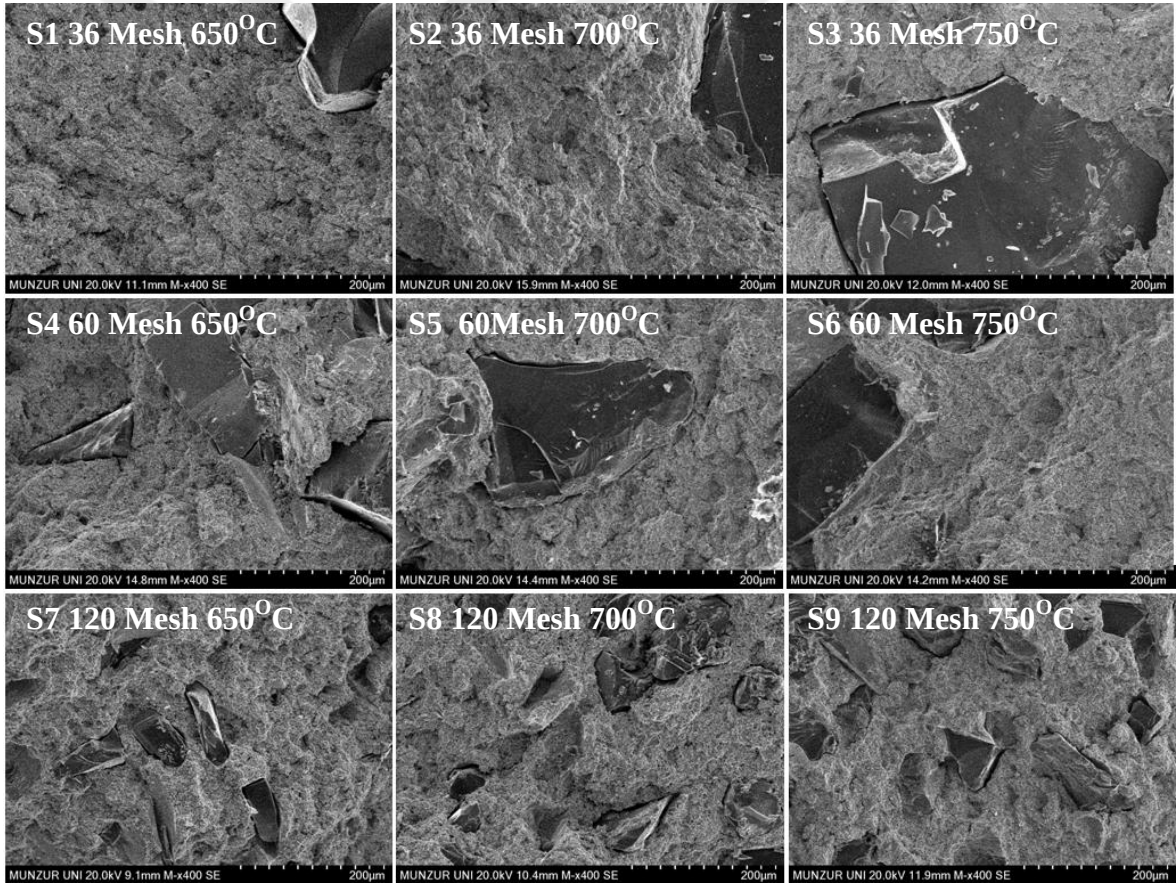
4.5. Kırık Yüzey İncelemeleri

Kırık yüzey testi malzemeyi bir arada tutan metal tozlarının birbirlerine nasıl bağlandığı ile kırılma yüzey karakteristiklerini incelemek için yapılmıştır. Şekil 4.9’ da 650 °C’ de sinterlenmiş tüm numunelerin makro kırık yüzey resimleri gösterilmiştir.



Şekil 4.9. 650 °C’ de S1, S2, S3, S4, S5, S6, S7, S8, S9 numunelerin makro kırık yapıları SEM resimleri.

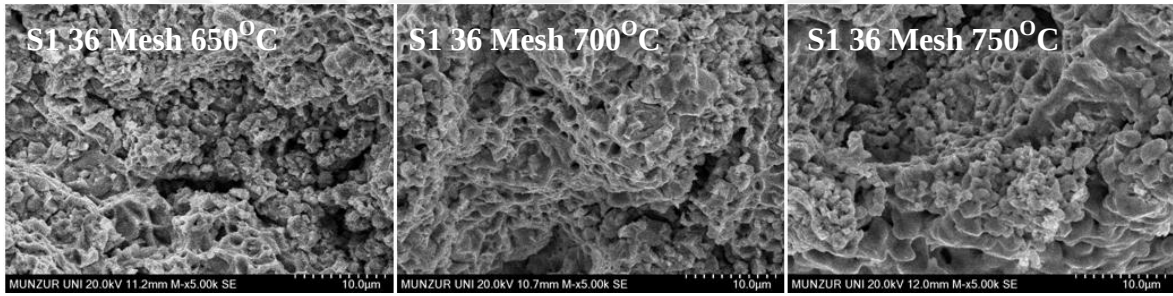
Mikro kırık yüzey fotoğrafları incelendiğinde SiC tane boyutunun yapı içerimdeki göstermiş olduğu değişim açıkça görülmüştür. 36 mesh boyutunda SiC içeren S1, S2, ve S3 numunelerinde SiC partiküllerini matris içerisine gömülü bir şekilde kaldığı ve ara yüzey boyunca matrinden kopmadığı gözlemlenmiştir. Bu durum 60 mesh boyutunda SiC partikülleri içeren S4, S5 ve S6 numuneleri içinde geçerlidir. En düşük sıcaklıkta sinterleme işlemine tabi tutulan numune serileri olmalarına karşın SiC' in matriste durumu oldukça iyi olarak görülmüştür. 120 mesh boyutundaki SiC partikülleri içeren S7, S8 ve S9 numunelerinde ise mikro görüntülerinde partiküllerin matrinden ayrılma şekli net bir biçimde görülememiştir. Çünkü çekilen resimlerin büyütmesinde belli olmamaktadır. Sem resimlerinde SiC' in ana yapı içerisinde homojen olarak dağıldığı Şekil 4.9' da açıkça görülebilmektedir.



Şekil 4.10. Numunelerinin kırık yüzey SEM resimleri.

Şekil 4.10'da 400x büyütme oranında numunelerin SEM resimleri gösterilmiştir. Resimden de anlaşıldığı üzere kırılma şeklinin gevrek olduğu görülmektedir. Kırılma hattı boyunca kısmi dalgalı yapı meydana gelmiştir. SiC partikülleri Şekil 4.10' da açıkça

görülmektedir. Bu durum matrise eklenen SiC partiküllerini etkin bir şekilde tutunumunu sağladığı gözlemlenmiştir. Ayrıca SiC partikülleri matris-SiC ara yüzeyinde meydana gelen kısmi plastik şekil değişiminden dolayı ayrılma bölgeleri yük doğrultusu yönünde oluşmuştur. 30 mesh boyutunda SiC içeren S1, S2 ve S3 numunelerinde bu durum açıkça görülmektedir. Tane boyutu küçüldükçe SiC matris arasındaki ayrılma düzlemlerinin genişlikleri de azalmıştır. 60 mesh boyutunda SiC içeren S4, S5 ve S6 numunelerinde bu durum açıkça görülmektedir. SiC partikül boyutu azaldıkça SiC matris arasındaki ayrılma düzlemleri genişlikleri azaldığı görülmektedir. SiC partiküllerinin bazıları kırılma kesiti boyunca matris içinde kalarak kendi içerisinde kırılmış bazıları ise matrise tutunum sağlayamayarak kırılma düzleminde kopmuştur. S7, S8 ve S9 numunelerinin kırık yüzey resimleri incelendiğinde bu durum görülmektedir. SiC oranının artmasında ağırlıkça %2 oranında matristen kopma miktarında arttırmıştır.



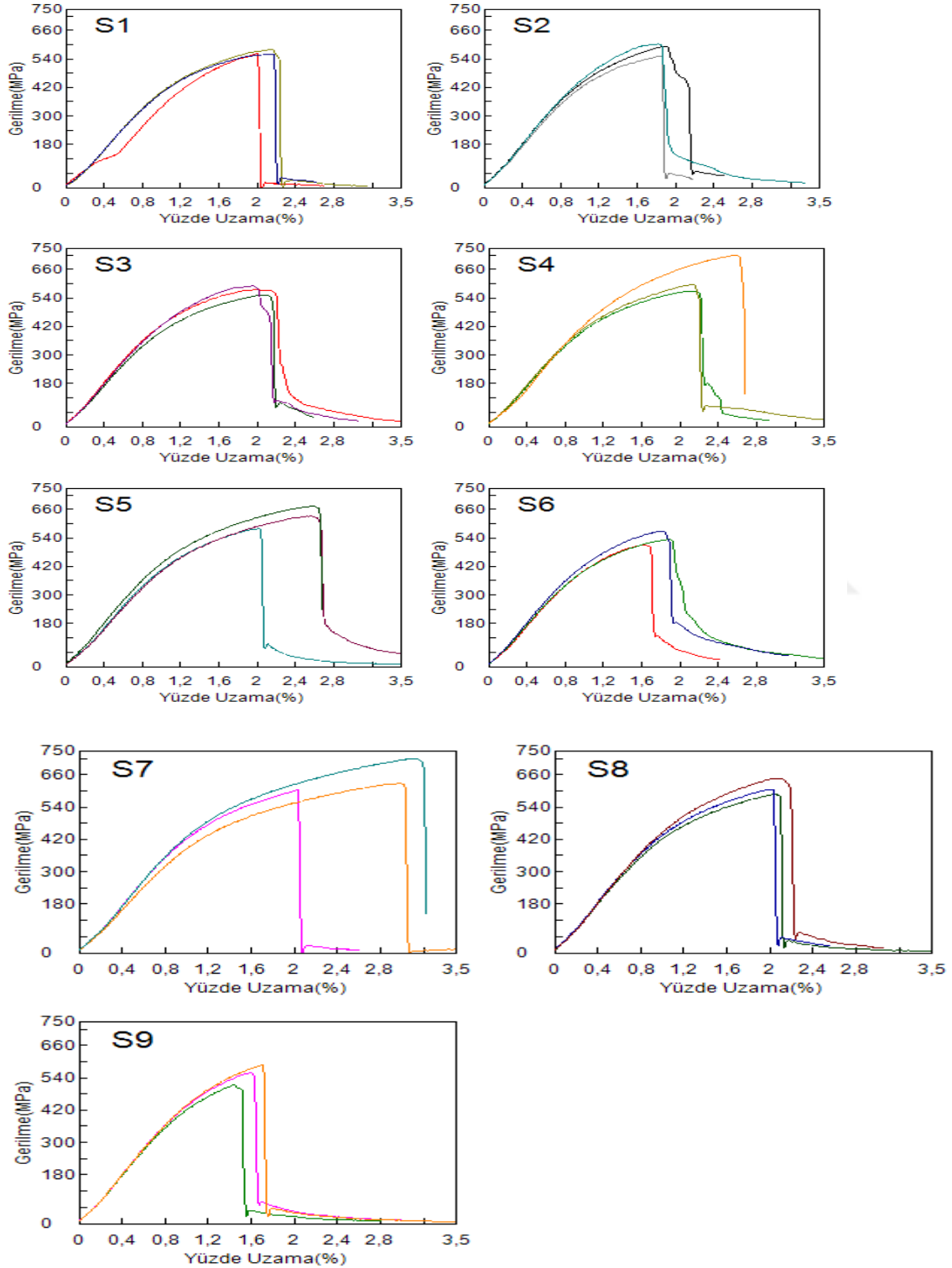
Şekil 4.11. S1 numunesinin matris kırık yüzey SEM resimleri.

Şekil 4.11’ de S1 numunesinin 650, 700 ve 750 ⁰C’deki sinterlenen numunelerin 500 x büyütme altındaki kırık yüzey SEM resimleri gösterilmektedir. 650 ⁰C’de sinterlenen numunenin kırık matris yüzeyi incelendiğinde toz partikülleri arasındaki bağların tam olarak oluşmadığı bronzun yapı içerisinde kısmi bölgelerde dağıldığı SEM resimlerinde görülmektedir. Ayrıca yapı içerisinde çatlak ve porozitelerin varlıklarını da açık bir şekilde gösterebilmektedir. Kırılma düzlemi daha girintili çıkıntılı haldedir.

700 ⁰C’de sinterlenen numunede ise matrisi meydana getiren toz partikülleri arasındaki bağ sıcaklık artışı ile daha fazla olmuştur. Bronz, Co ve Ni tozlarının etrafını sarak adacıklar oluşmuştur. Çatlak boyutu ve porozite miktarında ise azalmaların meydana geldiği görülmüştür. 750 ⁰C’de sinterlenen numunede ise artan sıcaklık etkisi ile bronzun yapı içerisinde daha etkin bir şekilde yayıldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca Ni ve Co partiküllerin arasında bağ oluşmasını da arttırmıştır.

4.6. 3 Noktalı Eğilme Deneyi Sonuçları

Üretilen numunelere yapılan 3 noktalı eğilme deneyi grafikleri Şekil 4,12’de gösterilmiştir.



Şekil 4.12. Üretilen numunelerinin 3 nokta eğilme deneyi grafikleri.

Grafikler genel olarak incelendiğinde elastik şekil değişiminin varlığı az miktarda görülmüştür. Kırılmanın gevrek kırılma şeklinde olduğu gözlemlenmiştir. Artan sinterleme sıcaklığı ile azalan porozite oranı ve artan partiküller arası bağ kuvveti nedeniyle numunelerin eğilme mukavemet değerleri ve % uzama değerleri artmıştır.

Tablo 4.2’ de 3 noktalı eğilme deneyi rakamsal sonuçları verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde SiC partikül boyutunun eğilme mukavemetini doğrudan etkilediği görülmüştür. 30 mesh boyutunda %2 ağırlığında SiC içeren S1 numunesinde eğilme mukavemeti sinterleme sıcaklığına göre sırası ile 560, 563, 579 MPa olarak bulunmuştur. Bu durum 60 mesh boyutunda %2 SiC içeren S4 numunesinde 567, 597, 718 MPa bulunurken 120 mesh boyutunda %2 SiC içeren S7 numunesinde ise 602, 627, ve 720 MPa olarak bulunmuştur. SiC’ in tane boyutu küçüldükçe numunelerin eğilme mukavemetlerinde artış gözlenmiştir. SiC partikül boyutu mukavemet değerleri ile belirgin farklılıklara yol açmıştır.

Tablo 4.2.3. noktalı eğilme deneyinde kullanılan tüm numunelerin sıcaklık, gerilme, yüzde uzama değer sonuçları

Numune	Sıcaklık (° C)	MPa (tam sayı)	% Uzama
S1	650	560	2,15
	700	563	2,00
	750	579	2,13
S2	650	550	1,83
	700	593	1,91
	750	601	1,81
S3	650	551	2,08
	700	575	1,98
	750	589	1,93
S4	650	567	2,13
	700	597	2,14
	750	718	2,57
S5	650	579	2,01
	700	631	2,55
	750	672	2,56
S6	650	510	1,61
	700	535	1,76
	750	568	1,81
S7	650	602	2,03
	700	627	2,97
	750	720	3,11
S8	650	586	2,05
	700	606	2,00
	750	646	2,05
S9	650	512	1,43
	700	558	1,59

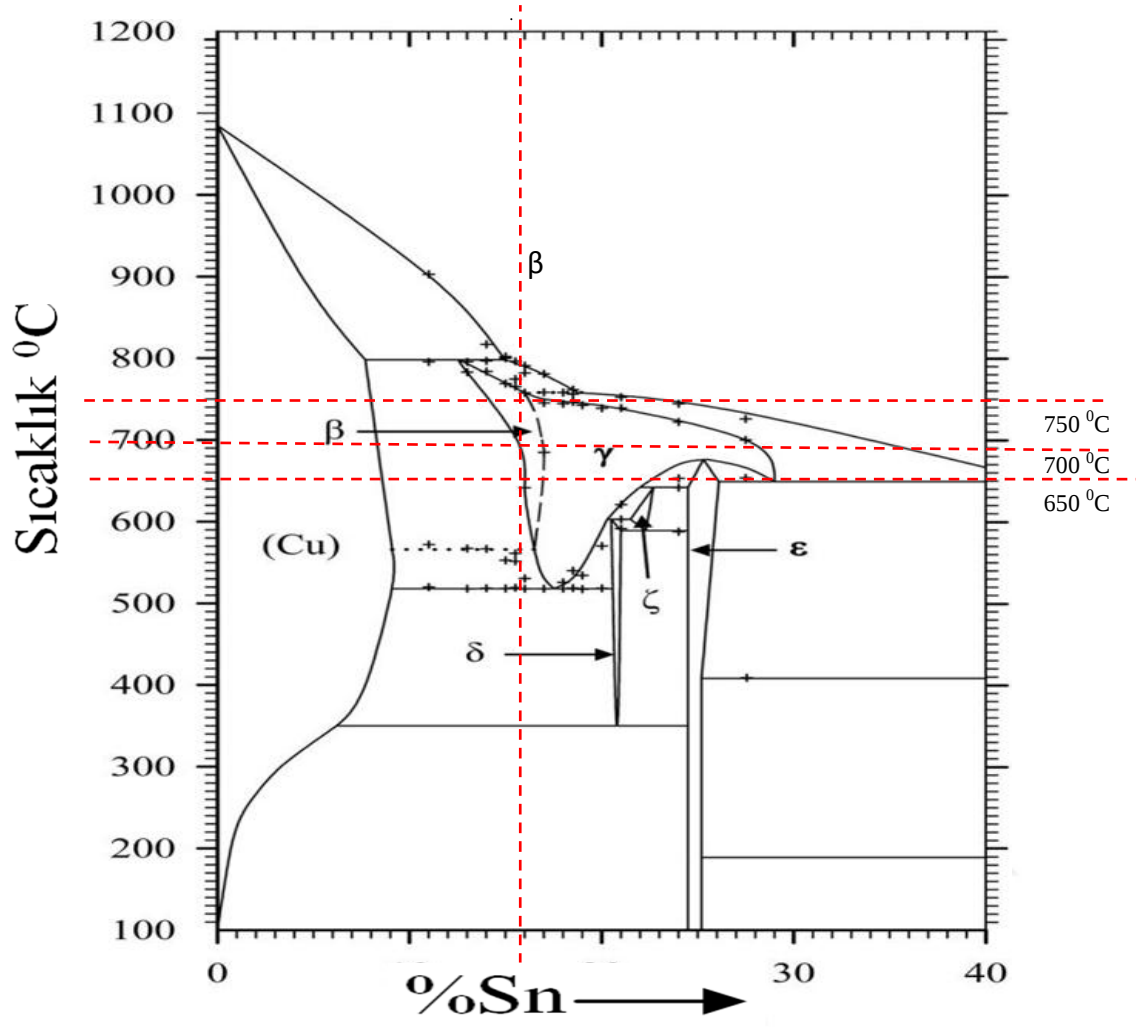
	750	585	1,70
--	-----	-----	------

Numunelerdeki ağırlıkça SiC oranının artması ile eğilme mukavemetlerinde değişimler meydana gelmiştir. 30 mesh SiC içeren numunelerde artan SiC oranı ile mukavemet değerlerinde %4' e kadar bir miktar artma meydana gelmiş daha sonra %6 olan numunelerde azalmıştır. 60 mesh boyutunda SiC içeren numuneler içinde aynı durum söz konusudur. 120 mesh boyutunda SiC içeren numunelerde ise mukavemet değerleri SiC oranının artması ile belirgin bir şekilde azaldığı görülmektedir.

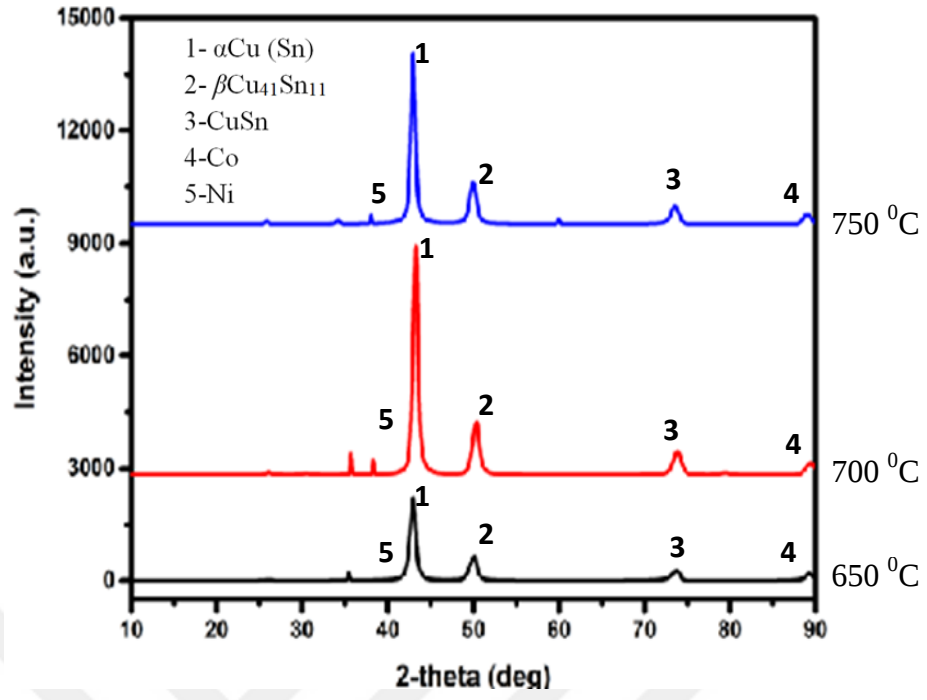
4.7. XRD İncelemeleri

Matris ile SiC tanecikleri arasındaki ara yüzeylerde sıvı bir fazın oluşup oluşmadığını incelemek için bütün S numunelerine XRD analizi uygulanmıştır.

Sıcak presleme için sinterleme sıcaklıkları Şekil 4.13.' deki Cu-Sn ikili faz diyagramı baz alınarak 650, 700 ve 750 °C olarak seçilmiştir. Şekil 4.13' deki diyagramda da görüldüğü gibi matrisi oluşturan bronz (%85 Cu-%15 Sn) alaşımında β fazı içinde bulunan Cu' nun katı eriyik oluşturduğu görülmektedir. Sinterleme sıcaklığının artması ile matris mikro yapısında yeni fazların oluşmayacağı öngörülmüştür. Şekil 4.14' de XRD analiz sonuçları gösterilmiştir. Sinterleme sıcaklığı olarak seçilen 650-700-750 °C sıcaklıklar diyagramdaki β fazı içinde gerçekleşiyor gibi görünse de esasında 650 ve 700 °C' ler β içinde yer almamıştır. Ama sıcak presleme işleminin hassasiyeti değerlendirilirse 700 °C' de β içinde olabilir. Dolayısıyla yalnızca β fazından bahsetmek yanlıştır. β fazında da sinterlenen numuneler yeniden kristalleşip oda sıcaklığına yavaş yavaş inerken diğer faz değişimleri de olmaya devam eder ve hatta sinterleme basıncıyla toz partikülleri arasında ısı artışı daha da yeksek olabileceği sonucuna varılmıştır.



Şekil 4.13. Cu-Sn ikili faz diyagramı (Fürtauer ve ark., 2013).



Şekil 4.14. Numunelerin X ışını incelemeleri

5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu çalışmada ağırlıkça %80 Bz, %15 Ni ve %5 Co ‘dan meydana gelen matrise ağırlıkça %2, %4 ve %6 SiC eklenerek S1, S2, S3, S4, S5, S6, S7, S8, S9 numuneleri sıcak presleme kullanılarak meydana gelmiştir. Sinterleme işlemi için 650, 700, 750 ° C sıcaklık kullanılmıştır. Yapmış olduğumuz bu tez çalışması ile SiC katkılı numunelerinin makro yapısı, mikro yapısı, sertlik değerleri, yoğunlukları, kırık yüzey, 3 noktalı eğilme, XRD analizleri incelenip aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

1. S numunelerinin makro ve mikro yapıları incelendiğinde matrisi meydana getiren metal tozlarının homojen olarak dağıldığı görülmektedir.
2. Cu-Sn denge diyagramına bakıldığında matrisi oluşturan bronz (%85 Cu- %15 Sn) alaşımının β fazı içerisinde Cu’ nun katı eriyik oluşturduğu görülmektedir.
3. Matrise eklenen ağırlıkça %2, %4 ve %6 SiC’ in matris de homojen şekilde dağılmasından kaynaklı kompozit malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerinde iyileşmeler meydana gelmiştir.
4. Numunelerde SiC’ in miktarı ve sinterleme sıcaklığının artması ile mikro yapılarının da iyileştiği görülmektedir.
5. İlave edilen SiC yüzdesinin artmasıyla malzeme yüzeyinde oluşmuş porozitelerin kapatıldığı ve sertliğinin arttığı gözlemlenmiştir.
6. Sinterleme sıcaklığının arttırılmasından kaynaklı metal tozları arasındaki bağ kuvvetinin arttığı buda porozite miktarının azalmasını ve sertlik değerinin artmasını sağlamıştır.
7. SiC takviye elemanı matris içinde çözünerek S numunelerinin mukavemetini arttırmıştır.
8. Sinterleme sıcaklığındaki artış matrisi meydana getiren metal tozlarını arasındaki sıvı faz oluşumunu arttırmıştır.
9. S5 numunesinde 650’ den 700 °C’ ye geçerken yoğunluk değerinin eşit olduğu görülmüştür. Bu durumun meydana gelmesinde agromantasyonların bir miktar poroziteye neden olduğu sonucuna varılmıştır.
10. Numunelerinin tamamında sinterleme sıcaklık değerlerinin artmasıyla eğme dayanımlarının da arttığı görülmüştür.

11. Matrise eklenen SiC' in miktarı arttıkça eğme dayanımlarında artış görülmüştür. Bu durumun nedeni SiC' in matris içinde fazla yer kaplayarak yapıda oluşan poroziteleri kaplamasıdır.



KAYNAKLAR

- [1]. **Ahlatçı, H., Candan, E., ve Çimenoglu, H.,** 2003. %60 SiC-Al Kompozitlerin aşınma davranışına SiC partikül boyutunun etkisi, *İTÜ Dergisi-D*, 2, 2-3.
- [2]. **Akdoğan, A.,** 2005. Makine malzemelerinde korozyon ve yüzeysel koruma, *Yüksek Lisans Ders Notu*, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [3]. **Akgün, S., Şahin S., Ukzut, M., ve Köksal, S.,** 2004. T/M yöntemi ile üretilmiş Al esaslı SiC, Al₂O₃, SiC+ Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin aşınma davranışlarının incelenmesi, 10.Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 443-444.
- [4]. **Akbulut, H., ve Durman M.,** 1995. SiC partikül takviyeli Al-Si metal matrisli kompozitlerin santrifüj dökümü, 8th International Metallurgy and Materials Congress, Vol. 1, 1687-1692, 6-9, July, İstanbul.
- [5]. **Akoral, E.,** 2003. Toz metalürjisi yöntemi ile al-sic kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin incelenmesi, *Doktora Tezi*, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa, 42-46, 56-57.
- [6]. **Akoral, E., Türker, M. ve Özçatalbaş, Y.,** 2002. Al matrisli SiC parçacık takviyeli kompozitlerin toz metalürjisi yöntemi ile üretimi, 3.Uluslararası Toz Metalürjisi Konferansı Bildiriler CD'si, 942-950.
- [7]. **Ashby, M.F.,** 1993. Criteria For Selecting The Components Of Composites, *Acta Metallurgica Et Materialia.*, **41**, 1313-1335.
- [8]. **Askeland, D.R.,** 2006. The Science and Engineering of Materials, Thomson Canada Limited, USA.
- [9]. **Bedir, F. 2007.** Characteristic Properties of Al - Cu - B₄Cp and Al - Cu – SiCp Composites Produced By Hot Pressing Method Under Nitrogen Atmosphere. *Materials and Design* 28, 1238 – 1244.
- [10]. http://www.yildiz.edu.tr/~akdogan/lessons/imalattakompozit/MMK_son
- [11]. **Bonneau, M., Moltenni, M.,** 2002, Wire manufacturing and free sintering with NEXT. *Industrial Diamond Review*, **62(4)**, 263–265.
- [12]. **Bose, A., Eisen, W.B.,** 2003, Hot Consolidation of Powders and Particulates. MPIF, Princeton, NJ.

- [1]. **Çalgülü, U.**, 2005. Sıcak presleme yöntemiyle imal edilmiş AlSiMg-SiC_p takviyeli kompozitlerin difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliğinin araştırılması, *Yüksek Lisans Tezi*, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [2]. **Cebeci, H.A.**, 2008. Mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilen SiC takviyeli alüminyum kompozitlerin aşınma davranışlarının incelenmesi, *Doktora Tezi*, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Eğitimi, ABD, Karabük.
- [3]. **Çelik, Y.**, 2010. Bor Karbür'ün Spark plazma yöntemiyle sinterlenmesi, çeşitli sinterleme katkılarının sinterleme ve malzeme özelliklerine etkileri, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [4]. **Conway, J.J., Rizzo, F.J.**, 2004, Hot isostatic pressing of metal powders, Powder Metal Technologies and Applications, ASM Handbook, Vol. 7, 1424.
- [5]. **Cöcen, Ü. ve Önel, K.**, 1996. Metal Matrisli Kompozitler: Özellikleri ve Uygulamaları, *Metalurji Dergisi*, 20, 104:18-31.
- [6]. **Cura, M.E.** 2002. Sıcak Preslenmiş WC-Co/B₄C Kompozitlerinin Mekanik, Manyetik ve Mikro Yapısal İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [7]. **Das, K., Bandyopadhyay, T.K., ve Das, S.**, 2002. A review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites, *Journal of Materials Science*, 37, 3881-3892.
- [8]. **Donald, R.A.**, 1988. Composite materials, The Science and Engineering of materials, SI edition, Van Nostrand Reinhold.Co.Ltd., 507-546.
- [9]. **Efe, Ç.G., Altınsoy, İ., İpek, M., Zeytin, S., Bindal, C.**, 2011. Some properties of Cu- SiC composites produced by powder metallurgy method, *Kovove Metallic Materials*, 49(2), 131-136.
- [10]. **Eker, A.A.**, 2008, Metal Matrisli Kompozit Malzemeler ve Üretim Yöntemleri, Y.T.Ü. http://www.yarbis.yildiz.edu.tr/web/userCourseMaterials/akdogan_81544a85d0e6510467de73b57b89f0fe.pdf.
- [11]. **Eliasson, J. and Sandstrom, R.**, 1995 Applications of Alüminium matrix composites, *Key Engineering Materials*, 104-107, 3-36.
- [12]. **Ersoy, H.Y.**, 2001. Kompozit Malzeme, iç. *Kompozit Malzemeler*, Savaş Ciltevi, 11-13, Edi. Özkal, S., Literatür Kitabevi, İstanbul, Türkiye.

- [13]. **Fürtauer, S., Li, D., Eros, D., ve Flandorfer, H.**, 2013. Cu – Sn faz diyagramı, Bölüm I: Yeni deney sonuçları, *İntermetalikler*, 34: 142-147.
- [14]. **Ghomaschi, M.R. ve Vikhrov, A.**, 2000. Squueeze ccasting an overview, *Journal Of Material Processing Technology*, 1-3.
- [15]. **Gou, Z.X.**, 1985. Diffusion Bonding of Superplastic materials, *PhD Thesis*, UMIST, Manchester.
- [16]. **Gönen, M.**, 1995. Kompozit malzemelerin üretimi ve mekanik özelliklerinin bulunması, *Bitirme Projesi*, D.E.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- [17]. **Gül, F. ve İlivan, M.**, 2016. SiO₂ takviye edilmiş al kompozitlerin abrasiv aşınma davranışını etkileyen faktörlerin istatistiksel analizi, 4th International Symposium on Innovative Technologies in Engineering and Science, Alanya/Antalya, 1799-1809.
- [18]. **Huda, M.D., Hashmi, M.S.J. ve El-baradie, M.A.**, 1995. MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, *Key Engineering Materials*, **104-107**, 37-64.
- [19]. **Huda, M.D., and Hashmi, M.S.J.**, 1995. Application of aluminium MMCs; *Key Engineering Materials*, **104-107**, 37-64.
- [20]. **Hull, D. and Clyne, T.W.**, 1996: *An Introduction to Composite Materials*, Cambridge university pres, Cambridge, UK.
- [21]. **İbrahim, I.A., Mohamed, F.A. and Lavernia, E.J.**, 1991. Particulate reinforced MMCs-a review, *Journal. of Materials. Science.*, **26**, 1137- 1156.
- [22]. **Kang, S.J.L.**, 2005. Sintering: Densification, Grain Growth, and Microstructure, Elsevier, Butterworth-Heinemann, Amsterdam.
- [23]. **Kainer, K.U.**, 2006. Metal Matrix Composites-custom Made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, Wiley VCH-Verlag GmbH, Weinheim.
- [24]. **Kayrak, M.A.**, 1999. Havacılık kompozitleri ve mukavemet maliyet analizleri, A.Ü. Yayınları, Eskişehir.
- [25]. **Kılıç, F.E.**, 2007. Alüminyum alaşımlı SiC parçacık takviyeli kompozitlerin toz metalürjisi yöntemiyle üretimi ve aşınma davranışlarının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [26]. **Kınayyığıt, F.**, 2007. Cam Elyaf Takviyeli Plastik Kompozitler Ders Notları.
- [27]. **Kingery, W. D., Bowen, N. K., and Uhlmann, D. R.**, 1976. Introduction to Ceramics, A Willem Inter Science Publication. New York.

- [28]. **Köksal, F.** 2004. Al-Cu-SiC ve Al-Cu-B₄C Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemi ile Üretimi ve Aşınma Özelliklerinin Araştırılması, *Yüksek Lisans Tezi*, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Isparta, 118s.
- [29]. **Kumdalı, F.**, 2008. Alüminyum matriksli B₄C takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi, *Yüksek Lisans Tezi*, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [30]. **Lima, W.M., Velasco, F.J., Abenojar, J., Torralba, J.M.**, 2003. Numerical approach for estimating the elastic modulus in MMCs as a function of sintering temperature, *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, 698-702.
- [31]. **Leon, C.A. ve Drew R.A.L.**, 2000. Preparation of nickel-coated powders as precursors to reinforce MMCs”, *J. Mater Sci* 35: 4763-8.
- [32]. **Morelli, E.C., Cutard, T., Schaller, R., ve Bonjour C.**, 1998. Processing and characterization of Alüminium-Based MMC, produced by gas pressure infiltrasyon, *Material Science Engineering, A*, 251, 48-57.
- [33]. **Nagarajan, S., Dutta, B. and Surappa, M.K.**, 1999. The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiCp composites, *Composites Science and Technology*, 59, 897-902.
- [34]. **Nas, E., Gökkaya, H., ve Sur, G.**, 2013. Sıcak presleme yöntemi kullanılarak kompozit malzemelerin üretilebilirliği üzerine bir değerlendirme, *Karaelmas Science and Engineering Journal* 3 (2), 56-65.
- [35]. **Orhan, A.**, 2003. Al matrisli parçacık takviyeli kompozitlerin sürtünme kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin araştırılması, *Yüksek Lisans Tezi*, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [36]. **Öğünç, H.**, 2006. Sıcak Presleme ile Sinterlenmiş α -SiC Matriksli B₄C Kompozitlerinin Özelliklerinin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [37]. **Özel, S.**, 2004. Cu-Sn-Zn-Al Bronz Alaşımın Yüzeyine Ferromangan Kaplamasının Aşınma Direncine Etkisinin Deneysel Olarak Araştırılması, *Yüksek Lisans Tezi* F.Ü. Fen Bil.Enst, Elazığ.
- [38]. **Rahaman, M.N.**, 2003. Ceramic processing and sintering, G, Marcel Dekker Inc., USA.

- [39]. **Serkan, I., 2012.** Karbür katkılı mermer kesici takımların çalışma performansına sinterleme parametrelerinin etkisi, *Doktora Tezi*, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [40]. **Söyler, A.U., 2008.** Mekanik alaşımlama yöntemleri ile üretilmiş Al - Fe Tabanlı SiC ve Y₂O₃ pekiştiricili kompozitlerin geliştirilmesi ve karakterizasyonu, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [41]. **Sur, G., 2002.** Alüminyum esaslı kompozitlerin üretim ve işlenebilirliğinin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [42]. **Surappa, M.K., ve Rogatti, P.K., 1981.** Preparation and properties of cast alüminium ceramic particle camposites, *Journal of Materials Science*, 16, 983-993.
- [43]. **Swartz, M. M., 1997:** *Composite Materials: Properties, non destructive testing and repair, polymer, ceramic, metal matrices*, Prentice Hall Inc., New jersey, USA.
- [44]. **Şahin, Y., 2006:** *Kompozit Malzemelere Giriş*, Seçkin Yayıncılık San. ve Tic. As, Ankara, Ekim.
- [45]. **Tamburini, U.A. ve Munir, Z.A., 2005.** Influence of synthesis temperature on the defect structure of boron carbide: Experimental and modeling studies, 2005. *J. Am. Ceram. Soc.*, **88(6)**, 1382-1387.
- [46]. **Tjong, S.C. ve Lau, K.C., 1999.** Properties and Abrasive Wear of TiB₂/Al-4%Cu Composites Produced by Hot Isostatic Pressing, *Composites Science and Technology*, Cilt 59, 2005-2013.
- [47]. **Tjong, S.C. and Ma, Z.Y., 2000.** Microstructural and mechanical characteristics of in situ, metal matrix composites, *Materials Science and Engineering*, **29**, 49-113.
- [48]. **Upadhyaya G. S. 2002.** Powder Metallurgy Technology. Published By Cambridge *International Science Publishing*.
- [49]. **Ünlü, N., ve Öveçoğlu, L., 1995.** Toz metalurjisinin yaygın kullanım alanları, *Metal Dünyası*, Teknik Yazı, 12-13, İstanbul.
- [50]. **Ürkmez, N., 2004.** AlMg₃ /SiCp kompozitlerin üretimi ve mekanik özelliklerindeki değişimlerin incelenmesi, *Doktora Tezi*, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [51]. **Wallenberger, F.T.**, 2000. Advanced inorganic fibers, Kluwer Academic Publishers http://www.azom.com/work/hnR9Enulon9AOq8IO7a_files/image001.jpg
- [52]. **Weimer, A.W.**, 1197. Thermochemistry and kinetics, ,n carbide, nitride and boride materials synthesis and processing, Chapman and Hall, London, England.
- [53]. **Yürüker, C.E.**, 2006. Mechanical properties of boron carbide particle reinforced aluminum matrix composites, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [54]. **Yıldız, T., ve Gür, K.A.**, 2006. Aşınma sistemleri, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, F.Ü., 86-91.
- [55]. **Yılmaz, M.**, 1996. Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları, *Yüksek Lisans Tezi* , Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [56]. **Yılmaz, M., Durlu, N. ve Altıntaş, S.**, 1996. Al-SiC kompozitlerin toz metalürjisi yoluyla üretilmesi, 1.Uluslararası Toz Metalürjisi Konferansı Bildiriler Kitabı, 277-285.
- [57]. **Yoshida Y, Arai K, Itoh S, Kamado S, ve Kojima Y.**, 2005. Sci Technol Adv Mater,6:185.
- [58]. **Young, J.H.**, 1969. Advanced composite materials: Structural hardware developments and testing programme”, *AFML Report*, 23: 245-249.
- [59]. **Zhou, W., Xu, Z.M.**, 1997. Casting of SiC reinforced metal matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 63, 1, 358-363.

ÖZGEÇMİŞ

Samet GÜNEŞ 1990 yılında Elazığ'da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Elazığ'da tamamladıktan sonra 2010 yılında Munzur Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliğini kazandı. Üniversite eğitimini 2015 yılında tamamlayarak mezun oldu. 2016 yılında Munzur Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Konstrüksüyon ve İmalat Anabilim dalını kazandı ve halen devam etmektedir.

