

**T.C.
BİNGÖL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**WC TAKVİYE EDİLMİŞ KOBALT ESASLI SÜPERALAŞIM
MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİLMESİ VE
KARAKTERİZASYONU**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

İLYAS DİNLER

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ

**TEZ DANIŞMANI
Dr. Öğr. Üyesi Özgür ÖZGÜN**

BİNGÖL-2018

ÖNSÖZ

Tez çalışmaları süresince yardımlarını ve bilgi birikimini esirgemeyen, çalışmaların tamamlanabilmesi için gerekli desteği veren değerli hocam Dr. Öğr. Üyesi Özgür ÖZGÜN'e teşekkür ederim.

Bu çalışma Bingöl Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi (BÜBAP) tarafından BAP-MMF.2017.00.001 numaralı proje olarak desteklenmiştir. Çalışmalar sırasında gösterdikleri ilgi ve harcadıkları emeklerinden dolayı BÜBAP birimi çalışanlarına ve Bingöl Üniversitesi Merkezi Laboratuvarı çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak bende büyük emekleri olan, benim için hiçbir fedakârlıktan kaçınmayan ve dualarını esirgemeyen anne ve babama, tezin hazırlanması sırasında gösterdikleri sabır, fedakârlık ve desteklerinden dolayı eşime ve çocuklarıma özellikle teşekkürü bir borç bilirim.

İlyas DİNLER
Bingöl 2018

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	v
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	vi
TABLolar LİSTESİ.....	viii
ÖZET.....	ix
ABSTRACT.....	x
1. GİRİŞ.....	1
2. TOZ METALURJİSİ.....	4
2.1. Tanım.....	4
2.2. Toz Metalurjisinin Avantaj ve Dezavantajlar.....	6
2.3. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları.....	7
2.4. İşlem Basamakları.....	8
2.4.1. Toz Üretimi.....	10
2.4.1.1. Mekanik Üretim Yöntemleri.....	11
2.4.1.1.1. Darbe ile Toz Haline Getirme.....	11
2.4.1.1.2. Öğütme ile Toz Haline Getirme.....	12
2.4.1.1.3. Kırpma ile Toz Haline Getirme.....	12
2.4.1.1.4. Ezme, Ufalama ile Üretim Olarak Sınıflandırılabilir.....	13
2.4.1.2. Atomizasyon.....	13
2.4.1.2.1. Sıvı Atomizasyon.....	14
2.4.1.2.2. Gaz Atomizasyon.....	15
2.4.1.2.3. Savrulma Atomizasyon.....	16
2.4.1.2.4. Diğer Atomizasyonlar.....	17
2.4.1.3. Elektroliz Üretim Teknikleri.....	17

2.4.1.4. Kimyasal Yöntemler.....	18
2.4.2. Karıştırma.....	19
2.4.3. Şekillendirme.....	20
2.4.3.1. Tek Yönlü Presleme.....	22
2.4.3.2. Çift Yönlü Presleme.....	23
2.4.3.3. İzostatik Presleme.....	23
2.4.4. Sinterleme.....	24
2.4.4.1. Katı Hal Sinterlemesi.....	29
2.4.4.2. Sıvı Faz Sinterlemesi.....	30
2.4.5. Son İşlemler.....	31
3. SÜPER ALAŞIMLAR VE KOMPOZİT MALZEMELER.....	32
3.1. Süper Alaşımların Tanımı.....	32
3.2. Uygulama Alanları.....	34
3.3. Kompozit Malzemelerin Tanımı.....	35
3.4. Kompozit Malzemelerin Yapıları.....	36
3.5. Matris Malzemesine Göre Kompozit Çeşitleri.....	38
3.5.1. Polimer Matrisli Kompozit.....	38
3.5.2. Seramik Matrisli Kompozit.....	39
3.5.3. Metal Matrisli Kompozit.....	39
3.6. Avantaj Ve Dezavantajları.....	40
4. MALZEME VE YÖNTEM	41
5. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	44
6. SONUÇLAR.....	66
KAYNAKLAR.....	68
ÖZGEÇMİŞ.....	79

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

T/M	: Toz metalurjisi
PŞV	: Plastik şekil verme
XRD	: X-ışınları difraksiyon analizi
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
EDS	: Enerji dağılımı spektrometresi
YMK	: Yüzey merkezli kübik
TCP	: Topolojik sıkı paket fazlar
CIP	: İzostatik presleme
HIP	: Sıcak izostatik presleme

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	Parça üretiminin işlem basamakları	5
Şekil 2.2.	T/M kullanım alanları.....	7
Şekil 2.3.	T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler.....	8
Şekil 2.4.	T/M üretim aşamaları	9
Şekil 2.5.	Toz metalurjisi işlem basamakları	9
Şekil 2.6.	Endüstriyel uygulamalarda görülen toz şekilleri.....	11
Şekil 2.7.	Bilye dolu kavanozla öğütme işlemi.....	12
Şekil 2.8.	a) Halkalı değirmen b) Merdaneli öğütme şeması.....	13
Şekil 2.9.	Atomizasyon yöntemi şematik gösterimi.....	14
Şekil 2.10.	Su atomizasyon.....	15
Şekil 2.11.	Yatay pozisyon gaz atomizasyon ünitesi.....	15
Şekil 2.12.	Döner disk atomizasyon yönteminin şematik gösterimi.....	16
Şekil 2.13.	Dönen elektrot süreçleriyle savurma atomizasyon.....	17
Şekil 2.14.	Elektrolizin şematik gösterimi.....	18
Şekil 2.15.	İki konili karıştırıcı.....	19
Şekil 2.16.	Ham mukavemet ham yoğunluk, presleme basıncı ham yoğunluğa yağlayıcının etkisi.....	21
Şekil 2.17.	Preslemenin metalurjik açıdan şematik olarak gösterilmesi.....	22
Şekil 2.18.	Tek yönlü preslemede eşit dağılmayan yoğunluğun şematik olarak gösterilmesi.....	22
Şekil 2.19.	Çift yönlü presleme işlem basamakları.....	23
Şekil 2.20.	CIP işleminin şematik olarak gösterilmesi.....	24
Şekil 2.21.	Toz taneciklerin birleşmesi.....	25
Şekil 2.22.	Mikroskobik ölçekte sinterleme: (1) parçacık bağları, temas noktalarında başlar; (2) temas noktaları “boyun” halinde büyür; (3) parçacıklar arasındaki gözenekler, boyut olarak küçülür ve (4) boyun oluşan bölgelerde tane sınırları oluşur.....	26

Şekil 2.23.	Farklı sinterleme sürelerinin kompozit mikro yapısına etkisi.....	27
Şekil 2.24.	Sinterlemenin gerçekleştiği aşamalar.....	28
Şekil 2.25.	Sinterleme faz diyagramı.....	29
Şekil 2.26.	Katı hal sinterlemenin aşamaları.....	30
Şekil 2.27.	Sıvı faz sinterleme şematik gösterimi.....	31
Şekil 3.1.	Bilgisayarla simüle edilmiş bir motor ve önemli bölümleri.....	33
Şekil 3.2.	Uzay araçlarının türbinlerinde kullanılan malzemelerin ağırlığı.....	35
Şekil 3.3.	Kompozit de matris-takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve ara fazlar a) Ara fazsız birleşme, b) Sarılmış ara faz ile takviye kullanımı c) Sınırlı oranda matris-takviye çözünmesiyle ara faz oluşumu.....	36
Şekil 3.4.	Kompozit malzemenin bileşenleri.....	37
Şekil 3.5.	Kompozit malzemenin bileşenleri.....	38
Şekil 4.1.	Çalışmada kullanılan tozların SEM görüntüleri; a) Co powder, b) Cr powder, c) WC poder, d) W powder, e) Fe powder, f) Mo powder....	42
Şekil 4.2.	Üretilen kompozit components in sinterleme öncesi ve sonrası boyutları.....	43
Şekil 5.1.	Üretilen kompozitlerde ulaşılan bağıl yoğunluk değerleri.....	45
Şekil 5.2.	Üretilen kompozit malzemelerin XRD analinden elde edilen paternler.....	47
Şekil 5.3.	Sinterlenmiş kompozitlerin SEM görüntüleri; a) matris alaşımı, b) %10 WC, b) %20 WC, d) %30 WC.....	49
Şekil 5.4.	%30 WC ilave edilmiş kompozitin SEM görüntüsü.....	52
Şekil 5.5.	WC ilave edilmemiş matris alaşımından alınan SEM EDS nokta analizine ait görüntüler.....	54
Şekil 5.6.	%30 WC ilave edilmiş numuneden alınan SEM EDS nokta analizine ait görüntüler.....	57
Şekil 5.7.	%30 WC ilave edilmiş numuneden alınmış SEM elementel mapping analizine ait görüntüler.....	60
Şekil 5.8.	Üretilen kompozitlerin sertlik değerleri.....	62
Şekil 5.9.	Üretilen kompozitlerin çekme deneyi sonucu elde edilen stress-strain eğrileri.....	63
Şekil 5.10.	Üretilen kompozitlerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri.....	65

TABLÖLAR LİSTESİ

Tablo 2.1.	Tozların önemli özellikleri ve etki ettiği bazı faktörler.....	10
Tablo 4.1.	Kullanılan element tozlarının bazı özellikleri.....	41
Tablo 4.2.	Hazırlanan toz karışımlarının ağırlıkça % cinsinden kimyasal bileşimleri.....	41

WC TAKVİYE EDİLMİŞ KOBALT ESASLI SÜPERALAŞIM MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Bu çalışmada toz metalurjisi (T/M) tekniği ile yüksek saflıktaki element tozları ve nano boyutlu wolfram karbür (WC) takviye elemanı kullanılarak kobalt esaslı süperalaşım matrisli kompozit malzemeler üretilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerin matrisini karbon içeriği dışında kimyasal bileşimi Stellite 6 süperalaşımı ile tamamen aynı olan bir alaşım oluşturmuştur. Stellite 6 alaşımından farklı olarak matris alaşımının kompozisyonunda hiç karbon bulunmamaktadır. WC takviye elemanı ve element tozlarının belirlenen oranlarda karıştırılması sonucu elde edilen toz karışımları 300 MPa basınç uygulanarak şekillendirilmiştir. Şekillendirilen ham parçalar yüksek saflıktaki argon atmosferinde 1240 °C’de 120 dk bekletme süresi ile sinterlenmişlerdir. Sinterlenen parçaların yoğunlukları Arşimet prensibine göre belirlenmiştir. Mikroyapısal karakterizasyon X-ışınları analizi (XRD) analizi, taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri ve enerji dağılım spektrometresi (EDS) analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin belirlenmesinde sertlik ölçümü ve çekme deneyinden yararlanılmıştır. Yoğunluk ölçümleri, artan WC takviye oranı ile sinterlenen numunelerde ulaşılabilen bağıl yoğunluk değerlerinin arttığını ve neredeyse teorik yoğunluğa ulaşabildiğini göstermiştir. Mikroyapı incelemeleri, üretilen kompozit malzemelerin ince ve eşeksiz tanelerden oluştuğunu, tane sınırlarında mikroyapı boyunca homojen dağılım sergileyen iri boyutlu karbürler oluştuğunu göstermiştir. Yoğunluk değerlerinde olduğu gibi artan WC oranı ile birlikte üretilen kompozitlerin sertlik ve mukavemet değerleri de artmıştır.

Anahtar Kelimeler: Stellite 6, WC takviyesi, kompozit, mikroyapı, mekanik özellikler.

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF WC REINFORCED COBALT BASED SUPERALLOY MATRIX COMPOSITES

ABSTRACT

In this study, cobalt-based superalloy matrix composite materials were produced with the powder metallurgy (P/M) technique by using element powders at high purity and very small Wolfram carbide (WC) reinforcement. An alloy the chemical composition of which is exactly same with the Stellite 6 superalloy created as the matrix of the composite materials produced except the carbon content. The powder mixtures obtained as a result of mixing WC reinforcing member and element powders at the determined ratio were shaped by applying 300 MPa pressure. The shaped green components were sintered under high purity argon atmosphere at 1240 °C for 120 minutes. The densities of the sintered components were determined by the Archimedes' principle. The microstructural characterization was performed with the X-ray diffraction (XRD) analysis, scanning electron microscope (SEM) examinations, and energy dispersive spectrometry (EDS) analyses. In determining the mechanical characteristics, the hardness measurement and tensile test were benefited from. The density measurements showed that the relative density values of the sintered components increased with the increasing WC reinforcement ratio and it almost could reach the theoretical density. It was determined from the microstructural examinations that the composite materials produced consisted of fine and equiaxed grains and coarse carbides demonstrating a homogeneous dispersion along the microstructure at the grain boundaries. As it is the case in the density values, the hardness and strength values of the composites produced increased with the increasing WC ratio.

Keywords: Stellite 6; WC reinforcement; composite; microstructure; mechanical propert.

1. GİRİŞ

Süperalaşımlar, çoğunlukla yüksek yüzey kararlılığı ve mekanik dayanım gerektiren yüksek sıcaklıklardaki servis şartlarında kullanılmak üzere geliştirilen alaşımlardır. Süperalaşımları demir esaslı, nikel esaslı ve kobalt esaslı süperalaşımlar olmak üzere üç ana gruba ayırmak mümkündür (Sims et al. 1987). Co esaslı süperalaşımlar sahip oldukları yüksek mukavemet, korozyon direnci ve sertlikleri nedeniyle aşınma direnci gerektiren uygulamalar için oldukça büyük ilgi görmektedirler (Malayoglu ve Neville 2003). Hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda üstün korozyon ve oksidasyon direncinin yanında olağanüstü mekanik ve tribolojik özellikler sergileyen Stellite alaşımları (Khoddamzadeh et al. 2014) Co esaslı süperalaşımlar içerisinde önemli bir yere sahiptirler (Khoddamzadeh et al. 2012).

İlk Stellite alaşımı 1900'li yılların başında Elwood Haynes tarafından geliştirilmiş olan Stellite 6'dır (Kuzucu vd. 1998; Ahmed et al. 2014). Co esaslı süperalaşımlar geleneksel olarak en çok nükleer endüstriye yönelik uygulamalarda iken (Mcintyre et al. 1979) son zamanlarda Stellite alaşımlarının kullanımı farklı endüstriyel alanlara yayılmaktadır. Petrol ve gaz işleme, ilaç sanayi ve kimyasal işleme, odun hamuru ve kâğıt işleme gibi alanlar örnek olarak verilebilir (Rosalbino and Scavino 2013). Endüstriyel talepler, Stellite 6 alaşımının kullanım alanını daha yüksek gerilmeli uygulamalara kaydırmaktayken, ihtiyaç duyulan tribo-mekanik özellikleri sağlamak amacıyla bir yandan üretim prosesleri adapte edilmeye çalışılırken (Ahmed et al. 2014; Gülsoy vd. 2016) diğer yandan nominal kompozisyonu Co-28Cr-4W-1,1C (wt.%) olan Stellite 6 alaşımının mikroyapı ve mekanik özellikleri element ilaveleri ile geliştirilmeye çalışılmaktadır (Kuzucu vd. 1997; Wang and Li 2003). Bu çalışmalarda Stellite 6 alaşımının mikroyapı ve sertliğinin değiştirilebileceği ve özel uygulamalara adapte edilebileceği rapor edilmiştir (Kuzucu vd. 1998; Wang and Li-2003).

Özellikleri büyük ölçüde kimyasal bileşimleri tarafından belirlenen Stellite alaşımlarında (Shin et al. 2003) temel mukavemet kazandırma mekanizmasını karbürler teşkil etmektedir (Shin et al. 2003; Donachie 2002). Temel mukavemet kazandırma mekanizmasını karbürler oluştururken Ta, Cb, Cr, W ve Mo gibi elementler de katı çözelti sertleşmesi sağlayarak mukavemete katkı sağlarlar (Shin et al. 2003; Donachie 2002). Bu elementlerin tümü aynı zamanda karbür oluşturunca elementler oldukları için bunların katı çözelti sertleşmesindeki etkinlikleri alaşımların karbon içeriğine bağlıdır (Malayoglu ve Neville 2003). Çoğu karbür türü tribokorozyon ve mekanik özellikleri geliştirmesine rağmen Stellite alaşımlarında karbon elementinin varlığı birtakım olumsuzlukları da beraberinde getirir (Khoddamzadeh et al. 2014). İstenmeyen intermetalik ve/veya karbür bileşiklerinin oluşumu (Waldner et al. 1995; Lou 2003) karbürlerin oksitlenmesi, karbürlerin dönüşümü (Jiang et al. 1999) ve karbürlerin homojen olmayan bir şekilde dağılımı bu olumsuzluklara örnek olarak verilebilir. Karbürlerin tür, boyut, şekil ve dağılımları Stellite alaşımlarının özelliklerini güçlü bir şekilde etkilemekteyken (Liu et al. 2004) maalesef karbürlerin yukarıda sayılan özelliklerinin tahmin edilmesi veya kontrol edilmesi kolay değildir (Khoddamzadeh et al. 2014).

Çünkü karbürlerin oluşumu başta karbon olmak üzere alaşım elementlerinin türü ve miktarı, üretim yöntemi, sinterleme sıcaklığı ve soğuma hızı ve operasyonel parametreler gibi çok sayıda faktörden etkilenmektedir (Khoddamzadeh et al. 2014). Diğer karbürlerle kıyaslandığında WC, yüksek sertlik, belli bir miktarda plastisite ve metaller tarafından iyi ısılatılabilme gibi üstün özelliklere sahiptir (Gassmann 1996). WC, özellikle sıcak sertliği ve ısıl şok direnci gerektiren aşınmaya dayanıklı parçaların üretiminde en çok tercih edilen sert malzemedir (Mill 1996).

Bu çalışmada T/M tekniği ile yüksek saflıktaki element tozları ve çok küçük boyutlu WC takviye elemanı kullanılarak metal matrisli kompozit malzemeler üretilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerin matrisi, karbon içeriği dışında kimyasal bileşimi Stellite 6 süperalaşımı ile tamamen aynı olan bir alaşım tarafından oluşturulmuştur. Matrisi oluşturan bu alaşım, Stellite 6 alaşımlarının aksine hiç karbon içermemektedir. WC takviye elemanı ile element tozlarının karıştırılması ile elde edilen karışımlar tek eksenli kalıpla preslendikten sonra argon atmosferinde sinterlenmiştir. Sinterlenen kompozit parçalar mikroyapı ve mekanik özellikler bakımından karakterize edilmişlerdir. Mikroyapısal

karakterizasyon XRD analizleri, SEM incelemeleri ve SEM/EDS analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin belirlenmesinde sertlik ölçümleri ve çekme testlerinden yararlanılmıştır. Karakterizasyon işlemlerinden elde edilen veriler farklı yöntemlerle üretilmiş Stellite 6 alaşımlarının literatürde belirtilen özellikleri ile karşılaştırılmıştır

2. TOZ METALURJİSİ

2.1. Tanımı

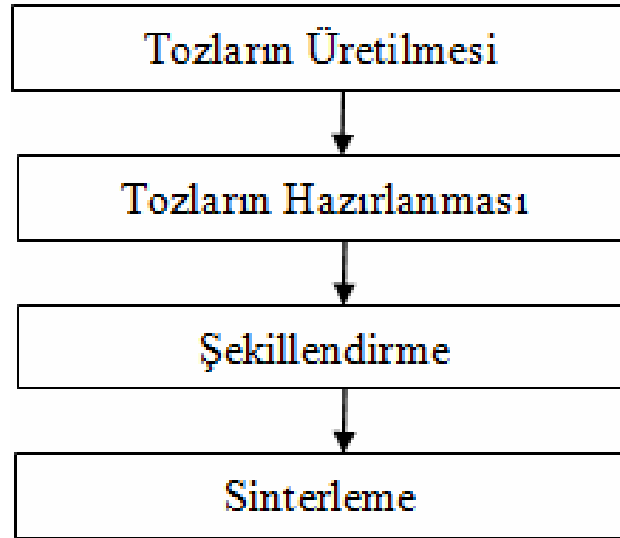
Mekanik ve fiziko-kimyasal yöntemlerle toz haline getirilen metal ve metalik alaşımların ergitmeden basınç ve sıcaklık yardımıyla iş parçası üretme yöntemine Toz metalurjisi denir(T/M) (Hiçyılmaz 1999). Toz halinde bulunan karbon, seramik, saf metal ve plastik malzemeler birbirleriyle harmanlandıktan sonra belirli bir basınçta preslenir. Daha sonra sinterleme adı ile bilinen; parçacıkların temas yüzeyleri arasında bir bağ oluşturarak istenilen özellikleri sağlamak amacıyla preslenen metal tozların ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta ısıtılmasına tabi tutulur. Karışıma katılan tozlardan en yüksek ergime noktasına sahip olan tozun ergime sıcaklığının altında ısıtılma yapılır (Anık vd. 1999; Yavuz ve Güner 2002). Molibden, tungsten ve platin gibi ergime sıcaklığı çok yüksek metallerden parça üretimi tercih edilmektedir.

T/M yöntemi ile düşük mukavemetli metal ve alaşımlarından üretilen ürünlerin mekanik özellikleri, dövme tekniğiyle üretilen ürünlerle aynı özellikleri gösterirler. Ancak bu yüksek mukavemetli parçaların üretimi esnasında olması gereken karışımın içerisinde kritik bir oranın üzerinde elementsel metal tozları ilave edildikçe dikkate değer mekanik özelliklerde bir azalma olacağından yoğunluğunu artırmak için daha yüksek kapasiteli presler kullanarak ister oda sıcaklığında presleyerek ister sıcak izostatik presleyerek hem çok ince tane boyutunun sağlanması hem de tam yoğunluğa ulaşması halinde ortaya çıkacak ürünün mekanik özellikleri dövme ürünlerine göre daha yüksek özellikler sergileyebilirler. Ayrıca bu yöntemle üretilen parçalarda meydana gelen gözenekli yapı, ses ve titreşim sönümlenme özelliğini artırırken, korozyon direnci ile mekanik özellikleri olumsuz etkilemekte olup yoğunluğa bağlı olarak elektrik, ısıl iletkenlik ve manyetik özellikleri değişmektedir.

Mühendislik uygulamalarda hayati önem taşıyan kaliteli parça yanında düşük maliyeti amaçlayan toz metalurjisi malzeme seçimine, uygun üretim altyapısına ve parça tasarımına çok önem vererek şu hususlar üzerine T/M kurulmuştur.

- Ürün yapısı dayanıklı kalıp üretimine elverişli olmalıdır.
- Ürün şekli preslendikten sonra kalıptan çıkarmaya elverişli olmalıdır.
- Ürün şeklinde keskin köşeler engel olmamalıdır.
- Presleme ile elde edilen ürünün kesit kalınlığı uygun olmalıdır.
- Ürünlerin kesit farklılığı oldukça az olmalıdır.
- Ürünün mukavemeti açısından yoğunluğun homojen bir yapı olmalıdır.
- Sonraki işlemler olan sinterleme esnasında meydana gelecek hacimsel küçülme kalıp tasarımında dikkate alınmalıdır.
- Boyutsal toleranslar göz ardı edilmemelidir.

Yukarıda belirtilen hususlara göre parça üretiminin işlem basamakları Şekil 2.1’de verilmiştir (Palavar 2014).



Şekil 2.1. Parça üretiminin işlem basamakları (Caldwell 1990)

Çeşitli metal işleme teknolojileri arasında toz metalurjisi (T/M) en farklı üretim tekniği olarak bilinir. Karmaşık ve yüksek kaliteli parçaların üretilmesinde ekonomik oluşu toz metalurjisinin kullanımını yaygın hale getirmektedir (Söyler 2007). Döküm, kaynak, talaşlı imalat ve plastik şekil verme (PŞV) gibi yöntemlerle imkânsız veya oldukça zor

üretilebilen çeşitli alaşımları T/M kolaylıkla üretebilmekte olup bunun yanı sıra dökümde (yolluk ve besleyiciden kaynaklanan kayıplar) ve talaşlı imalatla olan kayıplar engellenen yanı sıra işçiliği azaltarak daha ekonomik olmaktadır (Özgün 2007).

2.2. Toz Metalurjisinin Avantaj ve Dezavantajları

Toz metalurjisinin diğer üretim yöntemlerde olduğu gibi avantajları ve dezavantajları vardır (Çiğdem 2006).

Toz metalurjisinin Avantajları;

- Üretim hızının yüksek olmasının yanı sıra iş gücü ihtiyacı azdır.
- Birbiri içinde çözünmeyen malzemeler bir araya getirilerek üretim yapmaya olanak sağlar.
- Karmaşık şekilli ve yüksek hassasiyet gerektiren parçaları rahatlıkla ve ekonomik bir şekilde üretilebilir.
- Üretilen parçaların tane boyutu küçük olduğundan işlenebilirliği yüksek ve çekme mukavemeti yüksek olmasının yanında üstün mekanik ve fiziksel özelliklere sahiptirler.
- Döküm ve talaşlı imalatlarla kıyaslandığında malzeme kaybının az ve işçiliğin az oluşu ekonomik olmasını sağlıyor.
- Toz metalurjisi ile üretilen parçaların yüzey kalitesinin iyi olması talaşlı imalata gereksinimi azaltmaktadır.
- Üretim hızlılığı nedeniyle ekonomiktir (Özgün 2007).
- Sıfık oranı yüksek parçalar rahatlıkla üretilebilir.
- İstenilen yapısal özellikleri çok geniş bir yelpazede elde edilebilir (Ak 2014).

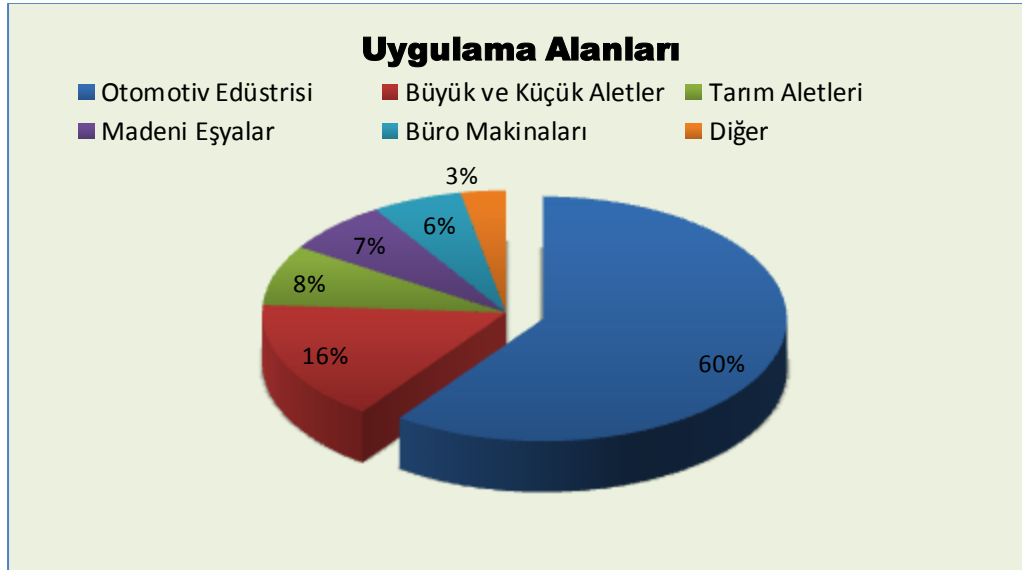
Toz metalurjisinin Dezavantajları

- Parça imalatı için gerekli olan kalıpların maliyeti yüksektir.
- Pres kapasitelerin belirlediği parça boyutları kalınlık/çap oranını sınırladığı için çok büyük olan parçaların üretilememektedirler.
- T/M ile üretilen parçalarda homojen yoğunlukların elde edilebilmesi için 20 kg'a kadar olan parçaların üretimi uygundur.
- Bazı yöntemlere göre düşük mekanik özellikler elde edilen parçaların mikroyapıları içerisinde gözenekler bulunduğundan tercih edilmeyebilir.

- T/M ile üretilen parçanın kalıptan bozulmadan çıkarılması için uygun şekle sahip olmalı.
- Şekil verme işlemi esnasında heterojen basınç nedeniyle parça kesiti boyunca farklı yoğunluk ve özellik gösterebilir (Özgün 2007).

2.3. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları

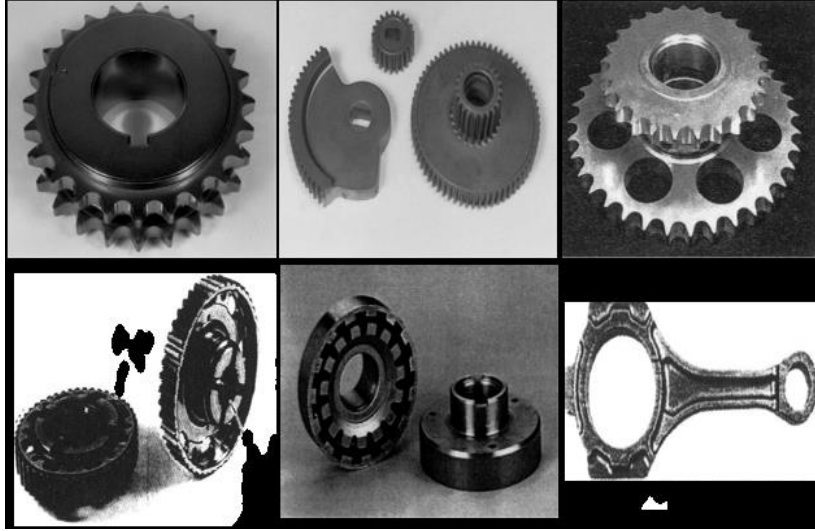
Toz metalurjisi çok geniş yelpazede kullanılmaktadır. Bunlar süperalaşımlar, takım çelikleri, paslanmaz çelikler, refrakter olan tungsten ve molibden gibi malzemeleri kullanarak aşınmaya dayanıklı üretilen parçalar, magnetik alaşımlar, bakır, alüminyum ve titanyum alaşımları, nükleer malzemeler, sermetler ve değerli metallerdir (Özakça 1989). Dişçilik, dişli çarklar, tungsten lamba filamentleri, elektrik kontakları, yağlamasız yataklar, ofis makineleri, uçak fren balataları, yüksek sıcaklık filtreleri, jet motor parçaları, akü elemanları ve ortopedik gereçler gibi parçalar metal tozlardan üretilen parçalara örnek verilebilir. Ayrıca ileri teknoloji kompozitleri, elektronik parçalar, talaşlı imalatla kullanılan kesici takımlar, patlayıcılar, lehimleme aletleri, gözenekli betonlar, kaynak elektrotları ve katalizörlerin üretilmesinde de hızlı bir büyüme göstermiştir (Yavuz ve Güner 2002). Şekil 2.2’de kullanım alanları oransal olarak verilmektedir.



Şekil 2.2. T/M kullanım alanları

Toz metalurjisi, otomotiv endüstrisinde dişli çarklar, yağlamasız yataklar jet motor parçaları, uçak fren balataları ve yüksek sıcaklık filtrelerinin yanı sıra tungsten lamba

filamentleri elektrik kontakları, ofis makine parçaları, nükleer güç yakıt elemanları, devre levhaları, dişçilik gibi pek çok alanda kullanılmaktadır. Bu uygulamalardan bazıları Şekil 2.3’de görülmektedir (Ataş 2003).



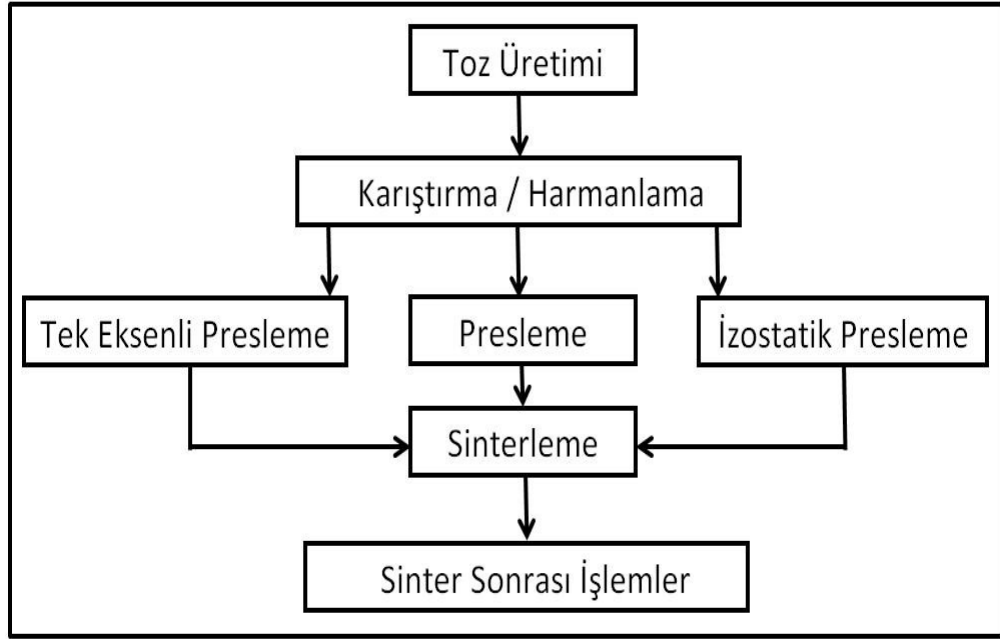
Şekil 2.3. T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler (Fujiki 2001)

2.4. İşlem Basamakları

Toz metalurjisi yöntemiyle oluşturulacak imalatlar toz üretimi, karıştırma veya harmanlama, presleme ve sinterleme aşamaları yapılarak titiz bir çalışma sonucu elde edilirler.

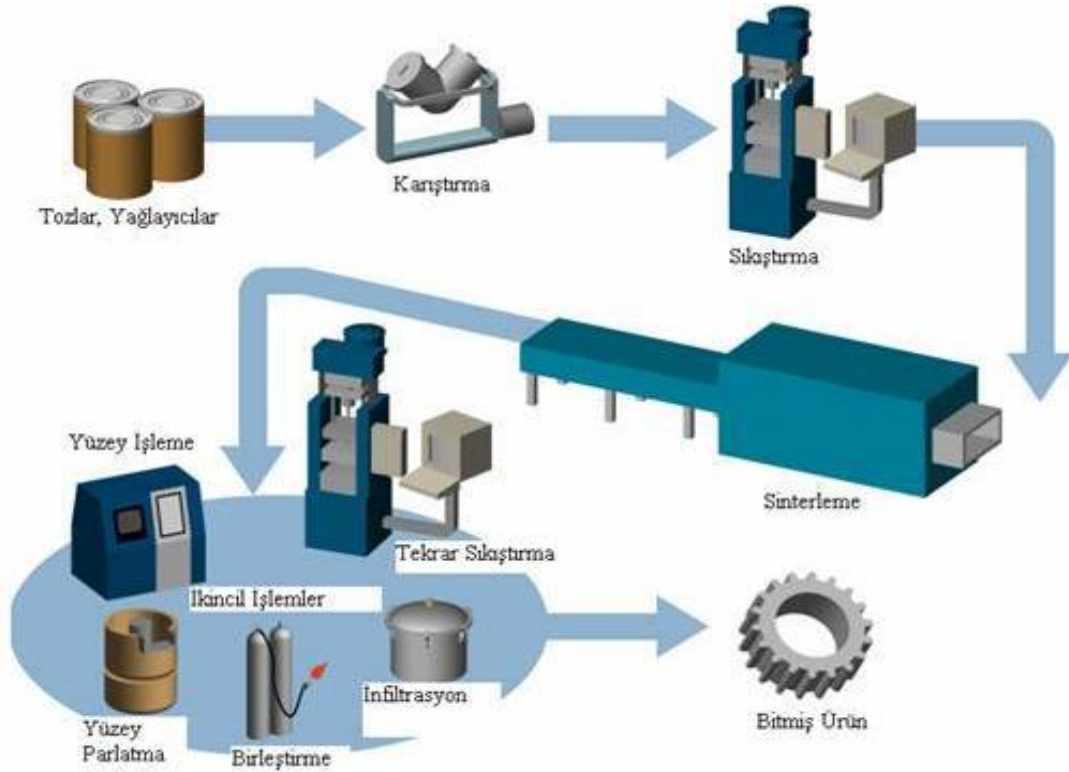
T/M yöntemiyle parça üretim Şekil 2.4’de verildiği gibi süreci 5 aşamadır. Bu aşamalar;

- 1) Toz Üretimi
- 2) Tozların karıştırılması
- 3) Karışımın preslenmesi
- 4) Sinterleme
- 5) İkincil işlemler.



Şekil 2.4. T/M üretim aşamaları (Gökçe 2013)

Şekil 2.5’de toz metalurjisinin işlem basamaklarını şekilsel olarak göstermekte olup yapılan işlemlerin basit ve az işgücü gerektirdiğini açıkça ortaya koymaktadır.



Şekil 2.5. Toz metalurjisi işlem basamakları (Söyler 2007)

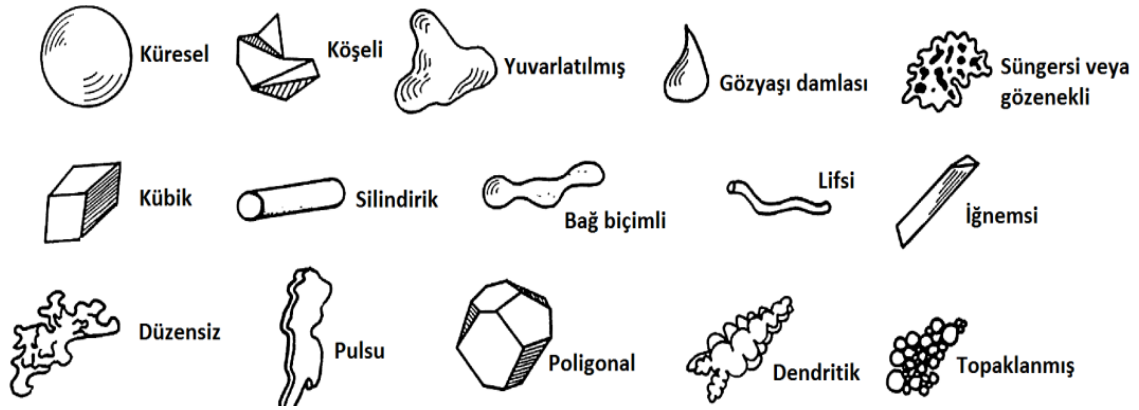
2.4.1. Toz Üretimi

Tozun sahip olduğu özelliklerde oldukça etkin olan toz üretim yöntemleri, tozların birçok özelliğini belirlediği gibi tozların preslenme ve sinterleme davranışını etkileyerek son ürün özelliklerinde önemli ölçüde etkisinin olması sonucu farklı yöntemlerle hazırlanan tozlar kullanılarak toz metalurjisi ile üretim yapılmaktadır (German 1998). Üretilen tozların kullanıldığı tozun şekli büyük önem taşır ve tozun şeklini tozun üretim yöntemi belirler.

Üretilen tozların çeşitli şekilleri Şekil 2.6’da gösterildiği gibi; tozların fiziksel ve mekanik özellikleri sıkıştırılabilirliği önemli ölçüde etkiler. Tablo 2.1’de tozların önemli özellikleri ve bunların etki ettiği faktörler verilmektedir.

Tablo 2.1. Tozların önemli özellikleri ve etki ettiği bazı faktörler (Sakarya Üniversitesi 2012)

Önemli Özellikler	Etkisi
Tozun boyutu (parçacık boyutu)	Görünen (ham) yoğunluk
Boyut dağılımı	Akış davranışı
Toz şekli (parçacık şekli)	Ham dayanım
Kimyasal kompozisyon	Sıkıştırılabilirlik
Yüzey özellikleri	Sinterleme
Mikroyapı	Şekillendirilebilirlik, tokluk



Şekil 2.6. Endüstriyel uygulamalarda görülen toz şekilleri (Sudduth 2008)

T/M 'de tozun üretimi mekanik, kimyasal, atomizasyon ve elektrolit yöntemlerle üretilirler.

2.4.1.1. Mekanik Üretim Yöntemleri

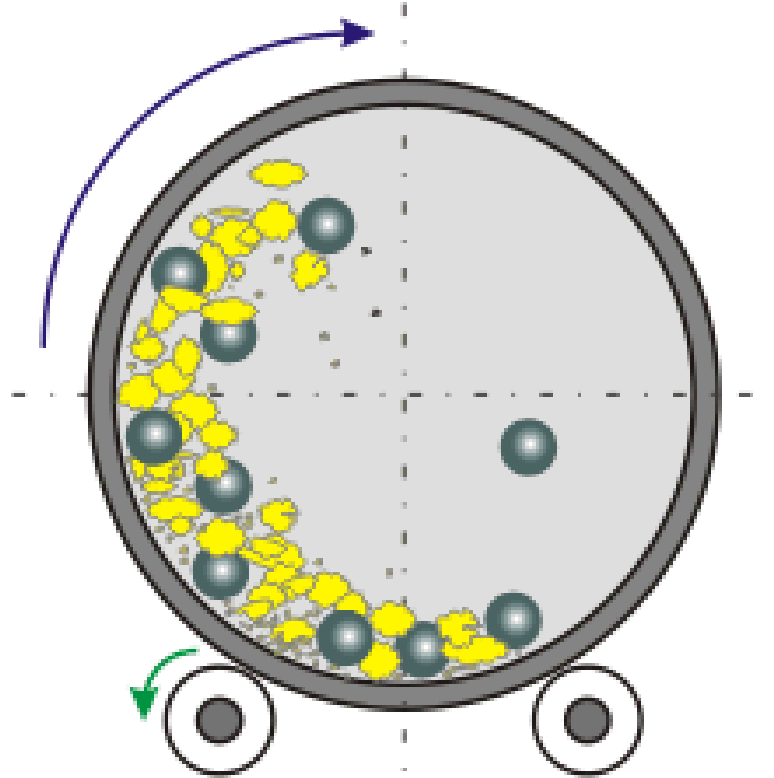
Mekanik üretim yöntemin sağladığı en önemli avantaj ekonomik oluşudur. Bu yöntemin üretilme şekli mekanik yani kırıcı, taraklı, bilyeli ve girdaplı öğütme işlemleridir. Bilinen en eski toz üretim yöntemi olarak da bilinen bu yöntemde malzeme katı halde kaldığı ve özellikle seramik, çimento ve gevrek malzemelerden üretilen bu tozların minimum parçacık boyutu malzemenin cinsine ve öğütme sürelerine bağlıdır. Bu yöntemi 4 gruba ayırabiliriz;

2.4.1.1.1. Darbe ile Toz Haline Getirme

Bu yöntemle çeneli kırıcılar yardımıyla gevrek malzemelerin parçacıklar bir hedefe çarptırarak üretilme işlemidir. Bu çeneler toz boyutunu 1 mm ile sınırlandırılmaya çalışılmış olsa bile üretilen parçalar düzensiz ve 10 μm 'ye kadar tozlar üretilir. Paslanmaz çelik tozların üretimi için iki farklı yönden tozların birbirleriyle çarpıştırarak tozların boyutlarının küçülmesini sağlayan varyasyonlarda vardır. Bu yöntemle üretimin hızlı olmasının yanında parça boyutunun belirli bir aralıkta ayarlanamaması dezavantaj olarak karşımıza çıkmaktadır (Gökçe 2013).

2.4.1.1.2. Öğütme ile Toz Haline Getirme

Bu yöntemde diğerlerine benzer özelliklerde malzemelerin (gevrek) parçacıklar haline getirilmesi için kullanılan yöntemdir. Şekil 2.7’de gösterildiği gibi bu yöntemle kapalı kova içerisinde farklı boyutlarda malzemesi sert olan birkaç bilye konularak döndürülme işlemi olarak bilinir. Bu dönme işlemi esnasında dönme hızının fazla oluşuyla merkez kaç kuvveti oluşup bilyelerin sabitleneceği gibi çok yavaş olmasıyla da bilyelerin kabın çevresinde gezinerek oluşturacağı darbenin küçük olacağı ve çok uzun zaman almasından dönme hızı çok uygun olması gerekmektedir. Bu yöntemle belirli bir süre sonra parçalar en küçük boyuta ulaşır bundan sonrası mümkün olmayacağı için diğer yöntem gibi toz boyut aralığı geniş kalmaktadır (Gökçe 2013).



Şekil 2.7. Bilye dolu kavanozla öğütme işlemi (Gökçe 2013)

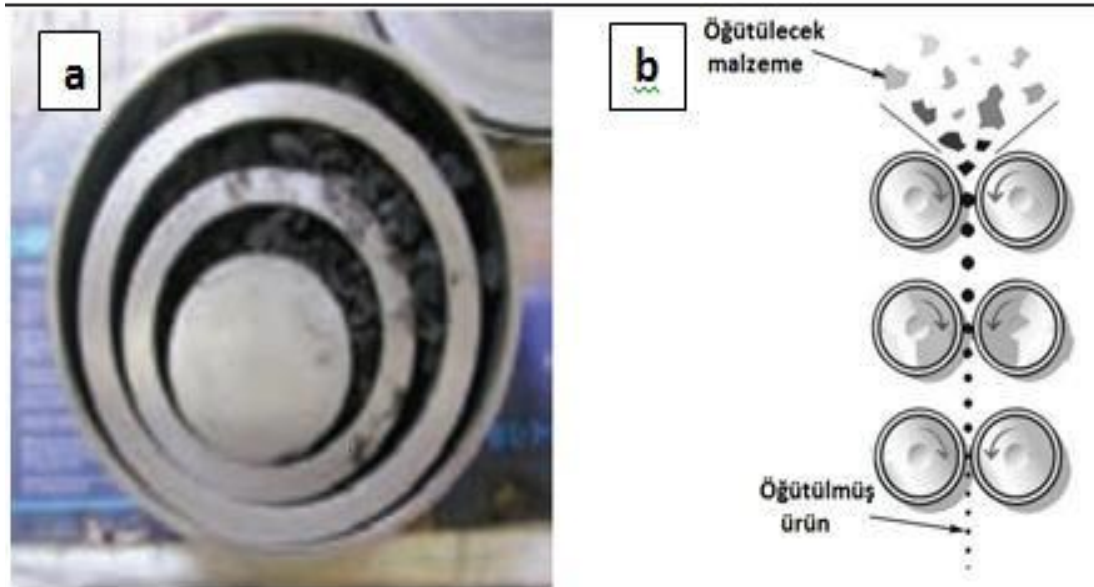
2.4.1.1.3. Kırpma ile Toz Haline Getirme

Bu yöntem ile bir kesici uç yardımıyla genellikle haddelenmiş malzemelerin talaşlı üretiminden çıkan iri taneli düzensiz şekilli toz ve dökme parçalardan talaş üretme işlemidir. Bu yöntemin en büyük avantajı olan atıl talaşların kullanılması olmasına karşın

talaş kaldırma işlemi sırasında soğutma sıvılarının parçacıklarda kirlilik yaratması dezavantaj olarak karşımıza çıkmaktadır. Genellikle bir işlemten sonra talaşların boyutunu küçültmek için öğütme işlemine tabi tutulurlar. Verimi düşük ve üretim hızı bakımından yavaş bir yöntemdir (German 2007).

2.4.1.1.4. Ezme, Ufalama ile Üretim Olarak Sınıflandırılabilir

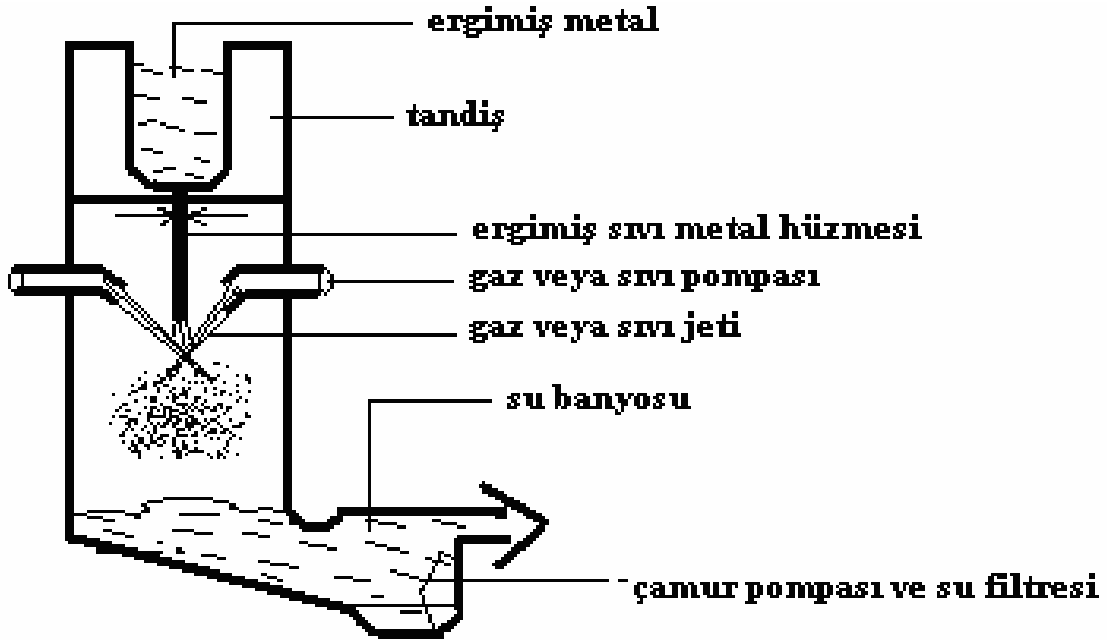
Ezme, ufalama ile üretim yöntemi gevrek malzemelerin basınç daha küçük parçacıklar haline getirilmesi işlemidir. Mordaneli öğütme ile halkalı değirmen Şekil 2.8’de örnekleri verdiği gibi gevrek parçacıklar basınç altında tozların boyutu 5 μm ile 200 μm arasında ve keskin köşeli düzensiz şekiller oluşur (Thummler and Obracker 1993).



Şekil 2.8. a) Halkalı değirmen b) Mordaneli öğütme şeması (Ephraim and Roller 2006)

2.4.1.2. Atomizasyon

Şekil 2.9’da şematik gösterimi verilen bu yöntem ile toz üretimi; ergimiş metali küçük bir nüzulden püskürterek soğuk bir yüzeye çarptırarak veya sıvı ve gaz gibi jetlerin etkisiyle hızlıca soğutularak küçük damlacıklar halinde katılaştırıp toz oluşturulur. 1960’ lı yıllara dayandırılan bu yöntem metaller ve alaşımlarda kullanılırken son zamanlarda polimer ve seramiklerde de kullanılmaya başlanmıştır (Jenkins and Wood 1991).

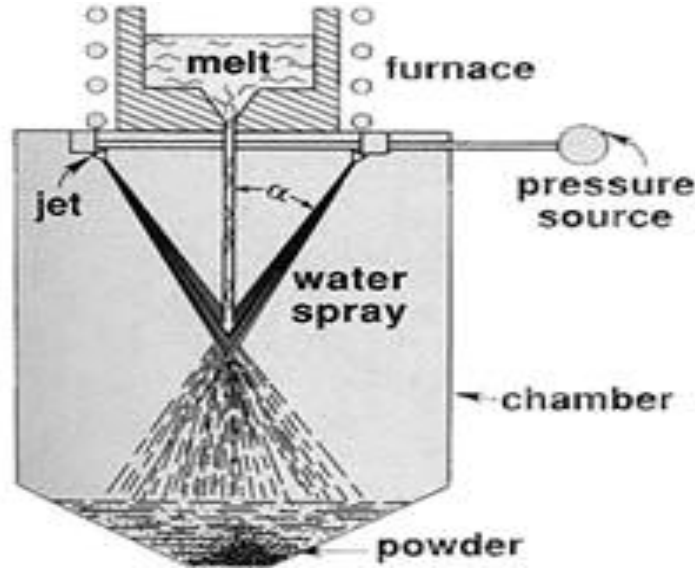


Şekil 2.9. Atomizasyon yöntemi şematik gösterimi (German 1998)

Bu yöntem sıvı, gaz, savurmalı ve diğer atomizasyon olarak üç yöntem ile üretilir (Schatt and Wieters 1997).

2.4.1.2.1. Sıvı Atomizasyon

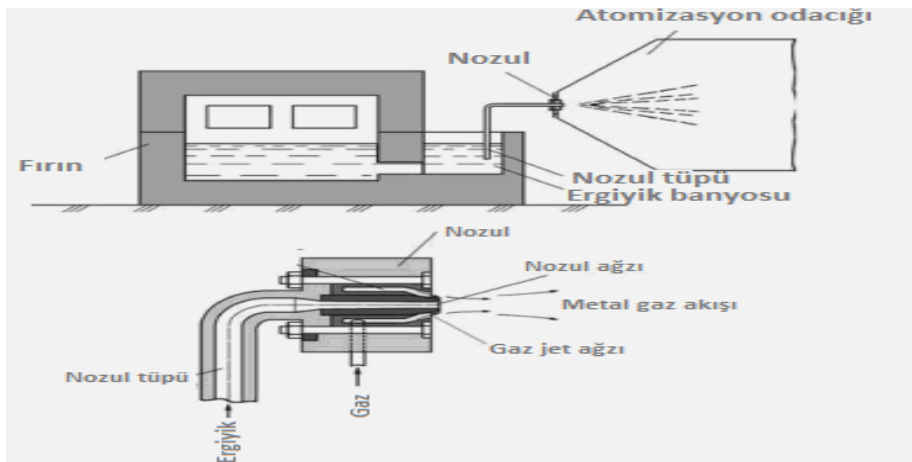
Şekil 2.10'dan da anlaşıldığı gibi metal ergiyiğın nüzulden basınçlı bir şekilde damlacıklar halinde püskürtülürken üzerlerine su veya gaz yağı püskürterek ergiyiğın damlacıklar halinde katılaşması sağlanır (Thummler and Obracker 1993). Bu yöntem basınca ve hızlı soğutulmaya bağlıdır. Hızlı soğumayla düzensiz şekilli tozlar üretilir. Bunun yanında basınç artıkça parçacıklar daha küçük ve daha çok küreselleşir (German 2006). İşletme maliyeti düşük olduğundan toz üretim yöntemlerinin başında gelir (German 2007). Bunlarda genel olarak paslanmaz çelik, demir ve düşük alaşımlı çeliklerdir (Hamill 2000).



Şekil 2.10. Su Atomizasyon (Url-2 2007)

2.4.1.2.2. Gaz Atomizasyon

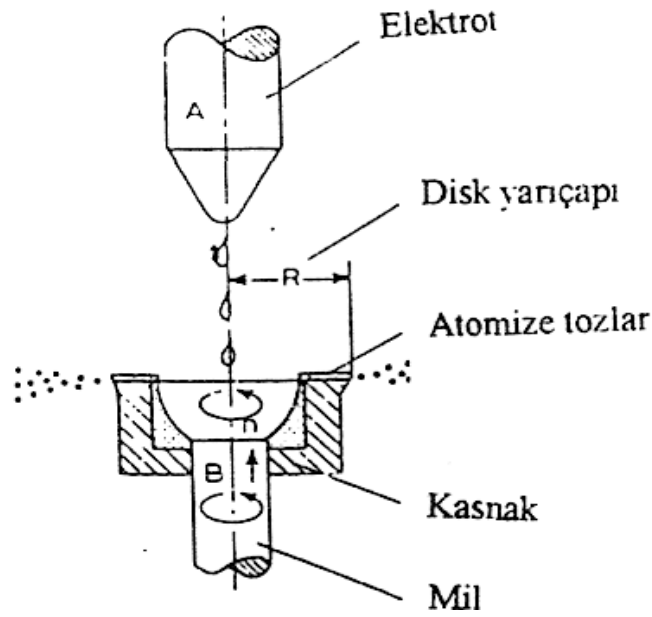
Bu yöntemde, yüksek basınçla püskürtülen ergiyik malzemenin yere değmeden hava, azot ve helyum gibi gazlarla soğutularak toz haline gelmesi sağlanmaktadır (Şekil 2.11). Kullanılan gazların soğuma hızlarının azlığı, genellikle tozların küresel şekilli olmasına ve tozların tane boyut aralığının oldukça geniş olmasına yol açmaktadır. Sıvı atomizasyonu ile kıyaslandığında belirgin bir şekilde işletme masrafı fazladır. Gazın türü, basıncı, gaz debisi, sıvı metal akış debisi gibi parametreler tozların boyutu, safiyeti ve morfolojisini etkiler (German 2006).



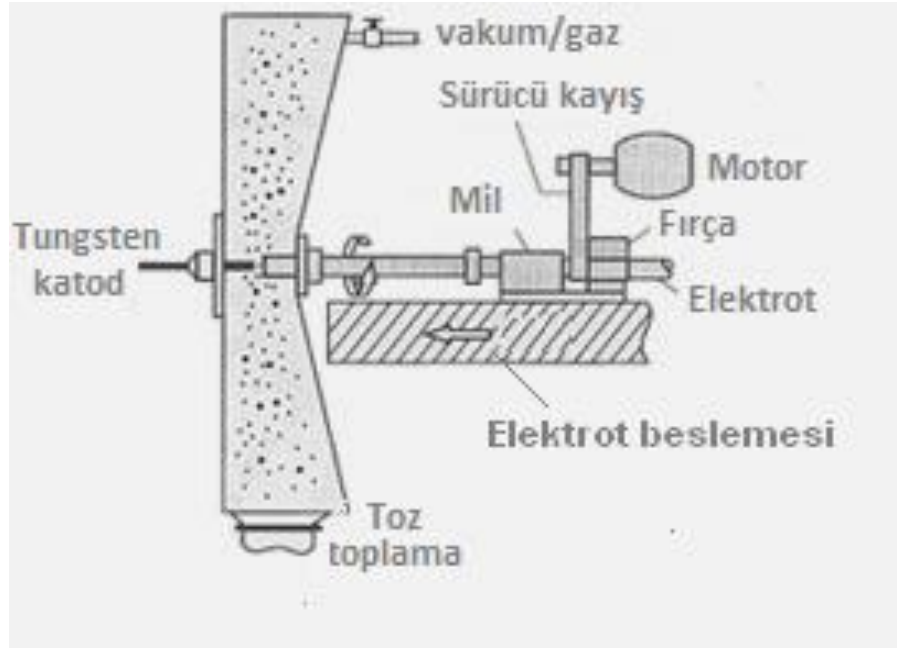
Şekil 2.11. Yatay pozisyon gaz atomizasyon ünitesi (Neikov 2009)

2.4.1.2.3. Savrulma Atomizasyon

Savrulma atomizasyonu ile toz üretimi farklı yollarla gerçekleştirilebilir. Bu yollardan birincisinde ergiyik metal dönen bir diskin üzerine dökülerek dönmenin verdiği merkez kaç kuvveti sayesinde sıvı metalin savrulularak havada soğuyup toz haline gelmesi sağlanır (Şekil 2.12). Diğer bir yol ise Şekil 2.13'te görüldüğü gibi, tozu üretilecek metalden yapılmış yüksek devirde döndürülen bir çubukta ark oluşturarak oluşan ergiğin merkezkaç kuvvetleri etkisiyle toz parçacıkları haline gelmesini sağlamaktır (Gökçe 2013).



Şekil 2.12. Döner disk atomizasyon yönteminin şematik gösterimi (Ulutaş 2006)



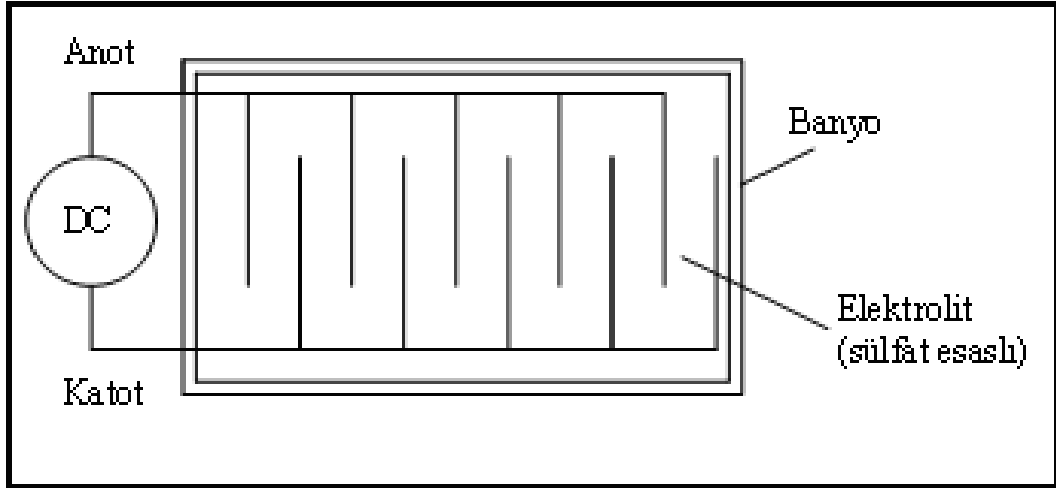
Şekil 2.13. Döner elektrot süreçleriyle savurma atomizasyon (mpif.org 2013)

2.4.1.2.4. Diğer Atomizasyonlar

Bu yöntem diğer üç yöntemin dışında kıvılcım erozyonu ve plazma Atomizasyon gibi endüstriyellerde kullanılan yöntemlerdir.

2.4.1.3. Elektroliz Üretim Teknikleri

Bu yöntem ile toz üretimi yüksek iletkenliğe sahip metal tozların katot bir çubuk üzerine biriken metal tozların alınıp yıkanma, kurutma, öğütme ve tavama gibi işlemlerden geçirilerek elde edilme işlemidir (Şekil 2.10). Bu yöntem ile Cu, Fe, Zn, Mn ve Ag tozları % 94 varan saflıkta üretilirler. Bu tozların genellikle yapısı dendritik ve süngerimsi biçiminde olurlar. Elektroliz yönteminde ilave işlemlerin fazla oluşu maliyeti artırdığı için çok yaygın olarak kullanılmamaktadır. Ancak yüksek saflıkta toz elde edilmesi bu yöntemi cazip kılmaktadır (Palavar 2014).



Şekil 2.14. Elektrolizin şematik gösterimi (German 1994)

2.4.1.4. Kimyasal Yöntemler

Kimyasal yöntemlerle üretilen tozlar isminden de anlaşıldığı gibi katı, sıvı veya buhar fazı tepkimeleriyle boyutları 5–10 μm ile 100–500 μm arasında ve farklı geometrik şekillerde tozlar üretilir. Bu yöntem demir, bakır, tungsten, molibden, nikel, kobalt gibi metal oksitlerin, indirgeyici gazlar olan CO veya H_2 'ler ile kimyasal olarak indirgenmesi olayı şeklinde olur.

Bu yöntemlerle üretilen tozların

- Saf indirgeyici gazların maliyetinin yüksek oluşu
- Metal oksitlerin toz saflığına etkisinin büyük oluşu

Alaşım tozlarının yapılamayışı (Mahmutoğlu 2006) “dezavantaj” olarak görülmesinin yanında;

- Gözenekli yapıda tozların üretilebilmesi
- Metal oksitlerin piyasada yaygın olması
- Katı redüktif olarak kullanılan karbonun ekonomik oluşu
- Proses kapasitesinin elastizitesi

Metal ve oksitlerin boyut kontrolünün yapılabilirliği gibi “avantajları” göze çarpmaktadır (Lenel 1993). Bu üretim yöntemi; doğrudan indirgeme, karbonil ayrışma, sıvı fazdan çöktürme ve gazdan çöktürme olmak üzere dörde ayırmak mümkündür.

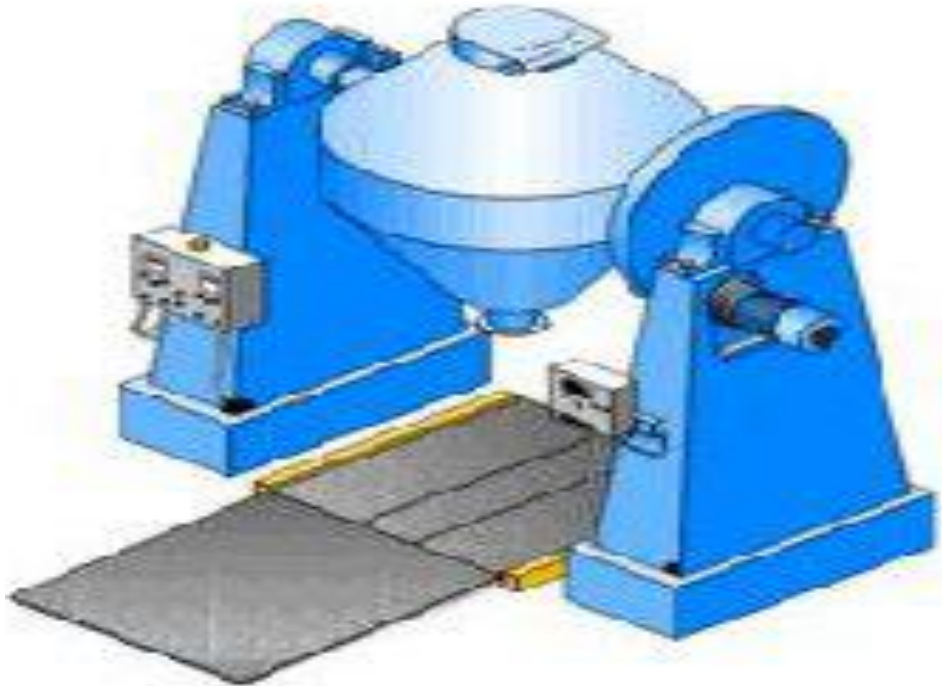
$\text{FeO (k)} + \text{H}_2 \text{ (g)} \text{ ----- } \text{Fe (k)} + \text{H}_2\text{O (g)}$ Doğrudan indirgeme ve

$\text{AgNO}_3 + \text{NaCO}_3\text{H} \rightarrow \text{Ag}^+ + \text{NO}_3^- + \text{Na}^+ + \text{CO}_3^{2-} + \text{H}$

$\leftarrow \text{Ag}^+ + \text{NaNO}_2 + \text{CO}_2 + 0.5\text{H}_2\text{O}$ Sıvı fazdan çöktürme gibi

2.4.2. Karıştırma

Toz metalurjisinde kullanılan tozların presleme ve sinterleme özelliklerini iyileştirmek ve düzenli boyut dağılımı elde etmek için karıştırılmaları şiddetle önerilir (German-1998). Şekil 2.15'te bu işlem için kullanılan örnek bir karıştırıcı resmi verilmiştir. V ve Y tipi çift konili karıştırıcılarla belli sürede, tane boyutu ve şekline göre birikimleri önleme amacının yanında preslemeyi kolaylaştırmak amacıyla metal toz ve yağlayıcıların homojen olarak karıştırılması da sağlanmaktadır. Yağlayıcılar, presleme sırasında tanecikler arası sürtünmeyi azaltmanın yanısıra şekillendirilmiş parçanın kalıptan daha rahat bir şekilde çıkarılmasını da sağlamaktadır (Anık vd. 1999).



Şekil 2.15. İki konili karıştırıcı (Söyler 2007)

Kullanılacak olan yağlayıcılar tozun akma özelliğini bozmamak için genellikle kuru yağlayıcılar tercih edilir. Ergime noktaları düşük organik birleşikler olan metal seratlar ile sterik asit gibi kullanılan sentetik mumlar az miktarda ilave edilmeleri yeterlidir. Çünkü

fazla miktarda yağlayıcıların olması preslenen tozun yoğunluğunu etkilediği gibi sinterleme sırasında çıkacak olan yağlayıcının parça üzerinde daha fazla kabarcık çıkmasına, buna bağlı olarak yüzey kalitesinin düşmesini etkileyecektir (Demir 1992; Karataş ve Sarıtaş 1998; Kayış 2005).

Karıştırmayı tozların fiziksel karakteristikleri, karıştırma hızı, dönme hızı, karıştırma süresi, atmosfer koşulları, karıştırıcı boyutu ve karıştırıcıdaki tozun hacmi gibi faktörler etkiler (Özgün 2007). Ayrıca karıştırma esnasında bazı problemlerle karşılaşılabilir.

Bunlar;

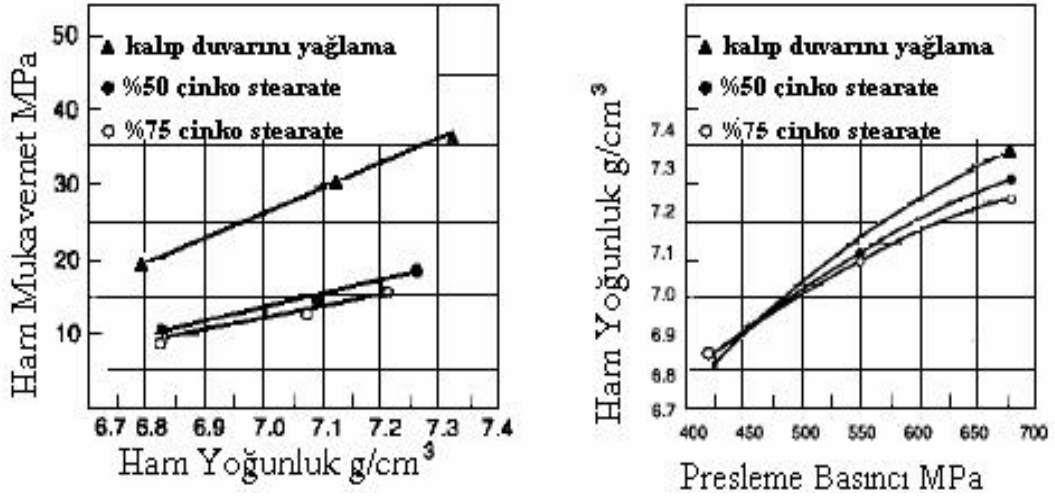
- Rutubet
- Boyut farkı
- Yoğunluk
- Akış karakteristik
- Aşırı karıştırma

Bunların yanında karıştırma esnasında bakır gibi yumuşak metal tozların hızlı ve şiddetli karıştırılmaları tozun sıkıştırılabilirliğini etkileyen deformasyon sertleşmesini meydana gelebilmektedir. Ayrıca hızlı bir karışım ile tozlar arasındaki sürtünmelerin artmasıyla sıcaklığın artmasına yol açacağı için karışımın içerisine katılan yağlayıcıların kısmen erimesi ve rutubetin artmasıyla tozun serbest akma özelliğini bozar. Bu sebeplerden dolayı karıştırılacak tozların özelliklerine bakılarak karışımın hızı, şiddeti ve karıştırılacak yöntem uygun seçilmelidir.

2.4.3. Şekillendirme

Ham yoğunluk ve dayanım elde edilmesi ana amaç olan toz karışımının sıkıştırılması (Varol 2012) ile tozların basınç altında parçacıkların birbiri üzerinde kaymasıyla ve uygulanan basınç miktarına göre parçacıkların şekil değiştirmesiyle yoğunlaştırılarak üretilecek parçaya istenilen gözeneklilik miktarının yanı sıra taşınabilecek derecede mukavemet kazandırmış olunur (Ak 2014). Şekil 2.16'da verildiği gibi yağlayıcıların ve basıncın ham yoğunluğa etkisi verilmiştir.

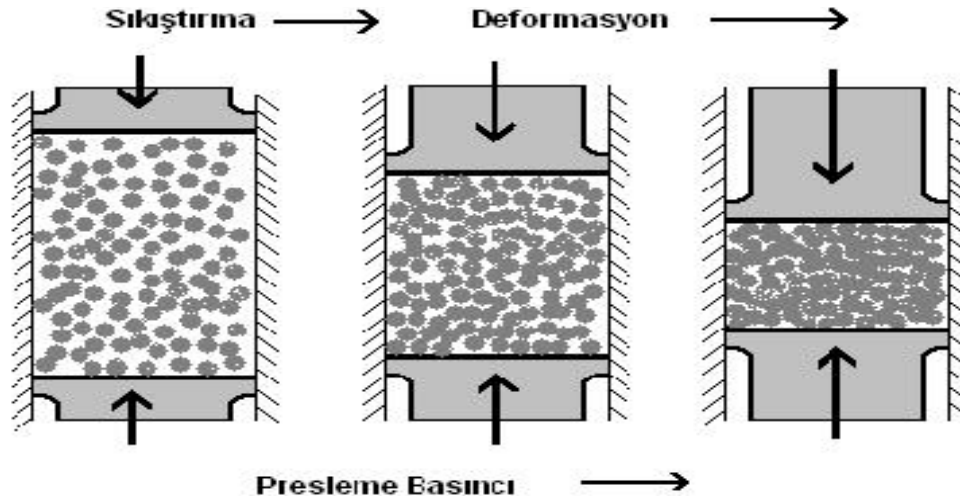
Preslenme soğuk olarak yapıldığında tozların malzeme cinsine (özgül yüzey, üretim yöntemleri), tane iriliği, yüzey durumuna, şekli durumuna ve tozların görmüş olduğu ön işlemler gibi faktörlere bağlı olması göz önüne alınarak presleme sonucunda ulaşılan yoğunluğun mümkün olduğunca teorik yoğunluğa yakın olması istenir (Özgün 2007).



Şekil 2.16. Ham mukavemet, ham yoğunluk, presleme basıncı ve ham yoğunluğa yağlayıcının etkisi (ASM-1978)

Presleme işlemi metalurjik açıdan üç aşamada ele alınmaktadır (Şekil 1.17).

- İlk aşamada: Presleme basıncı uygulamasından sonra, toz tanelerinin yer değiştirmesi ve yeniden pozisyon belirlenmesi sağlanır. Bu aşamada, plastik şekillendirme yoktur. Ancak bir kısım toz tanelerinde kırılma olabilmektedir. Parçacık boyutu, şekli, toz boyut dağılımı ve taneler arası sürtünme bu aşamada önemli rol oynamaktadır.
- İkinci aşamada: Elastisite ve plastik deformasyon faktörleri baskındır. Parçacıklar arası soğuk şekillendirmeye bağlı olarak bağlar oluşmaktadır. Ayrıca, tanelerin mekanik kilitlenmeleri ve tane-tane etkileşimleri bu aşamada gerçekleşmektedir.
- Üçüncü aşamada ise: Presleme basıncının artması, toz tanelerinin kırılması, boşlukların dolması ve toz taneleri arasında soğuk kaynaklanmanın oluşması ile ham yoğunluk kazandırılmaktadır.

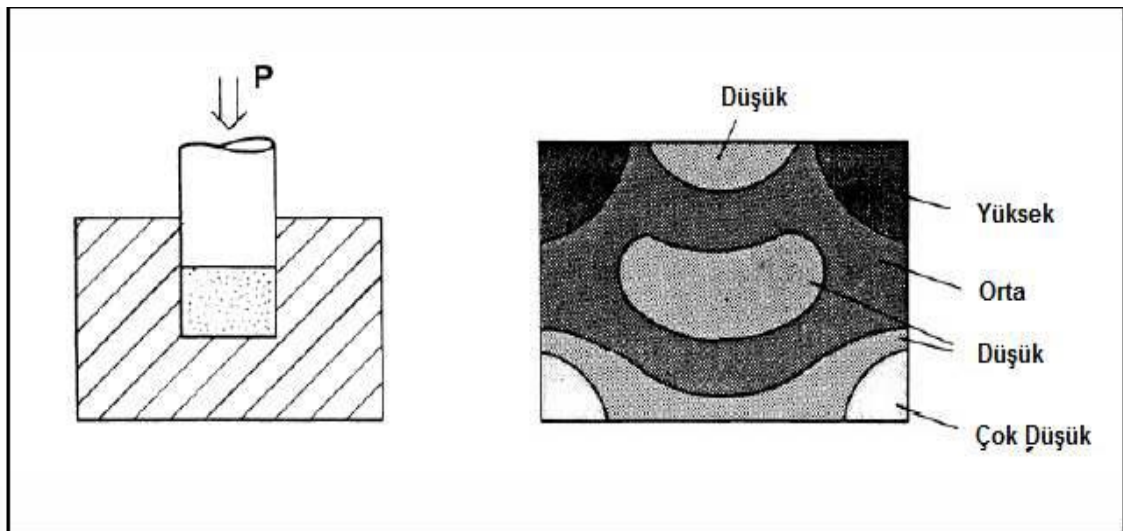


Şekil 2.17. Preslemenin metalurjik açıdan şematik olarak gösterilmesi (Caldwell 1990)

Metal tozların sıkıştırılması tek yönlü, çift yönlü ve izostatik sıkıştırma olarak 3 gruba ayrılır.

2.4.3.1. Tek Yönlü Presleme

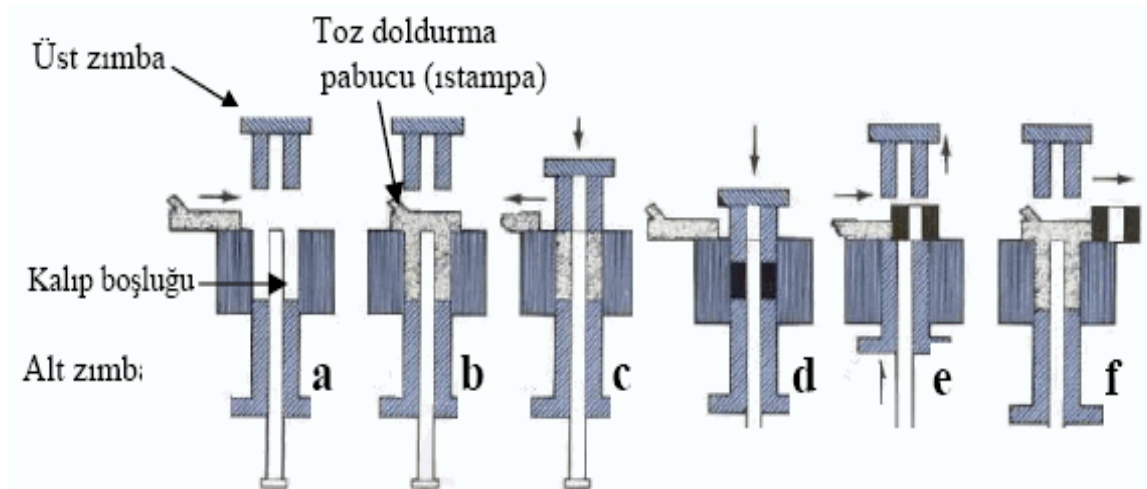
Bu preslemede kuvvet tek yönde uygulandığından malzemenin yoğunluğu ürünün tüm bölgelerinde aynı olmamaktadır. Şekil 2.18'de tek eksenli presleme işlemi şematik olarak verilmiştir (Palavar 2014).



Şekil 2.18. Tek yönlü preslemede eşit dağılmayan yoğunluğun şematik olarak gösterilmesi (Handbook 1984)

2.4.3.2. Çift Yönlü Presleme

Çift yönlü preslemede iticilerin her ikisi de hareket eder. Bu yöntem Şekil 2.19'da şematik olarak gösterilmektedir. İlk önce (a) üretilcek parçanın kalıbı prese monte edilir. Daha sonra (b), toz karışımı serbest akışla toz doldurma pabucuna doldurulur. Ardından (c), doldurulan toz, sistemin titreşim mekanizması yardımıyla sıkıştırma öncesi yoğunluk kazandırma işlemi yapılarak, tozun kalıpta homojen bir şekilde yerleşmesi sağlanır (bu sırada da, ıstampa ile kalıp yüzeyinde artan tozlar diğer toz haznesine itilir) ve üst zimba presleme için dişi kalıp boşluğuna yerleştirilir. Sonraki aşamada (d), presleme işlemi gerçekleştirilir. Bu aşamada, toz taneleri presleme etkisiyle belli bir değerde yoğunluk ve mukavemet kazanarak ham şekillendirilir. Besinci aşamada (e) ise, mukavemet ve yoğunluk kazandırılmış ham parça, belli bir sıyırma kuvvetiyle alt zimba tarafından kalıp boşluğundan çıkartılır. Ve son olarak (f) ise, kalıp boşluğundan çıkarılan ham parça toz doldurma pabucu tarafından itilerek, ikinci parçanın preslenmesi için toz doldurma işlemi gerçekleştirilmektedir (Dunkley 1998).

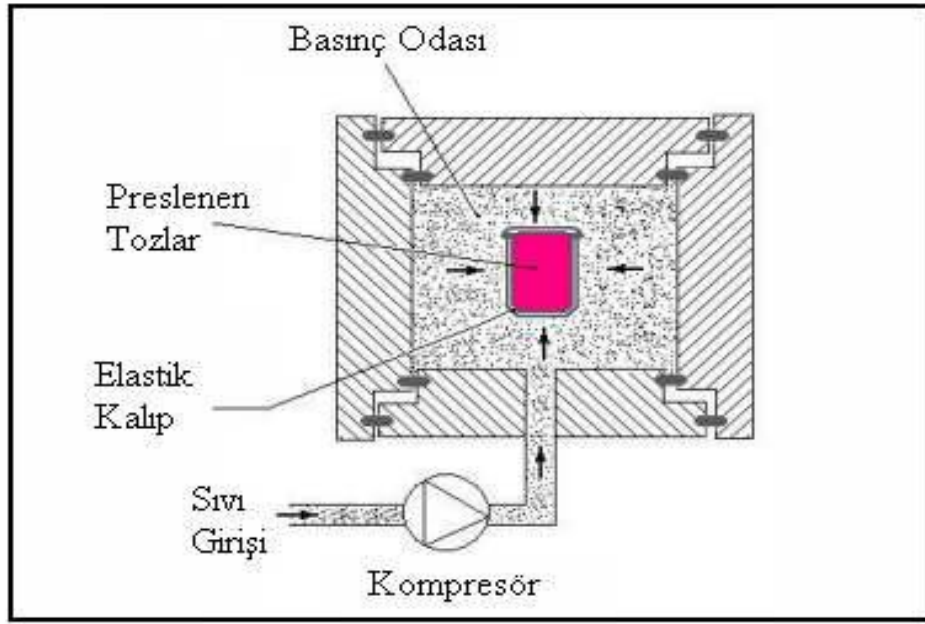


Şekil 2.19. Çift yönlü presleme işlem basamakları (Dunkley 1998)

2.4.3.3. İzostatik Presleme

Bu presleme yönteminde ön şekillendirme görmüş bir parçaya her yönden eşit miktarlarda uygulanan basınç ile kalıp iç yüzeyi ile sürtünmeyi minimize ederek ve taneler arası temas noktalarının artmasıyla reaksiyon ilerlemesi hızlanmaktadır (Şekil 2.20).

Oda veya ortam sıcaklığında yapılan izostatik presleme (CIP) ve yüksek sıcaklıkta yapılan izostatik presleme (HIP) olarak iki şekilde yapılır. Bu iki presleme arasındaki fark CIP 'de basınç iletici ortam olarak çeşitli sıvılar ile şekillendirilmiş parçaya sonradan sıcaklığı artırılarak uygulanan sinterleme işi ile yüksek yoğunluklu parça üretilirken; HIP'de ise inert gazlar kullanılarak karışım tozunun preslenmesi ve sinterlenmesi aynı anda yapılarak parça üretimi sağlanır.



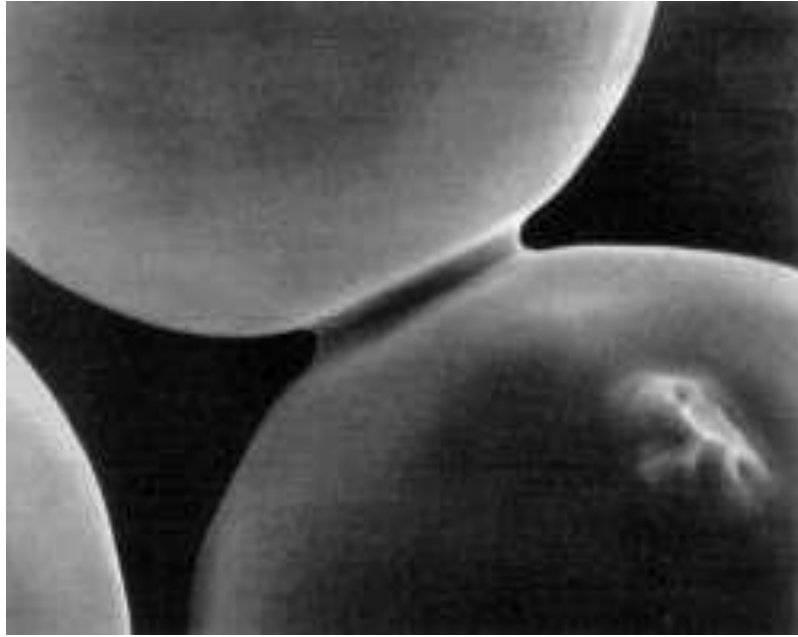
Şekil 2.20. CIP işleminin şematik olarak gösterilmesi (Dunkley 1998)

2.4.4. Sinterleme

Presleme işlemiyle sıkıştırılan parçalarda Şekil 2.21'de görüldüğü toz parçacıkları arasında oluşan mekanik bağların metalik bağlara dönüşmesini sağlamak amacıyla, kontrollü bir atmosferde ve yüksek sıcaklıklarda uygulanan ısı işlemlere sinterleme denir. Böylece sinterlemeyle oluşan metalik bağlar sayesinde parçaya yüksek mukavemet verilmiş olur (Özgün 2007).

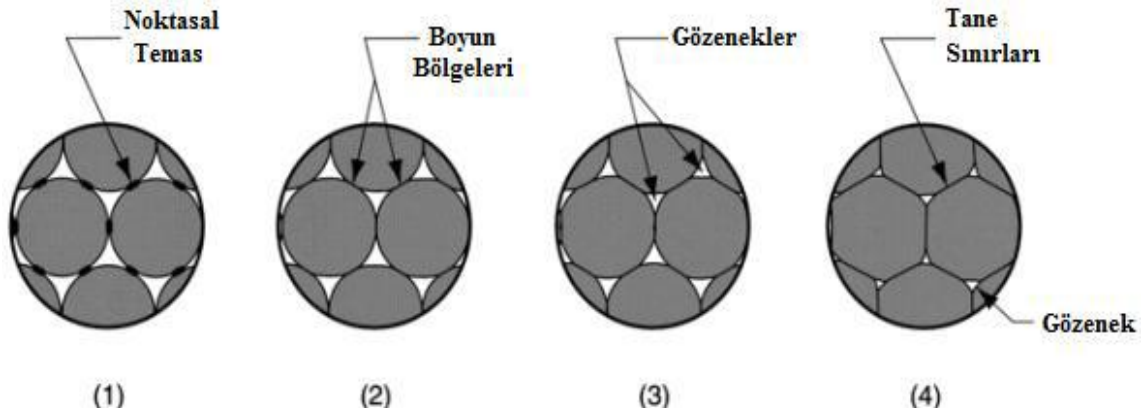
Sinterleme işleminin yapıldığı sıcaklık difüzyon, basınç ve ısı tesiriyle mevcut olan boşluğu ortadan kaldırmak amacıyla; metalin mutlak ergime sıcaklıklarının altında yapılan tek bileşenli sistemlere nazaran çok bileşenli sistemlerde genellikle ergime sıcaklığının en düşük olan birleşenlerin ergime sıcaklığının hemen üstünde yapılır.

bünyelerinde boşlukların olabildiğince sıfıra yaklaştırarak üretilen parçalar arasındaki metalik bağların en iyi seviyede olması sağlanılır. Kütle taşınımını kolaylaştırmak için mümkün olan en yüksek sıcaklıklara çıkarmak amacıyla ana malzemenin cinsine göre ergime sıcaklığının %70-%80 arasında yapılmakta hatta ergime sıcaklığının %90 'ine çıkılabilen bazı refrakter malzemelerde olmaktadır (Ataş 2003). Böylece yüksek sıcaklıklarda yüzey enerjisinin azalmasıyla difüzyon hızı artarak sinterlemeyi sağlayan itici güç oluşur (Ergün 2006).



Şekil 2.21. Toz taneciklerin birleşmesi (Söyler 2007)

Şekil 2.22'de görüldüğü gibi başlangıç durumunda preslenmiş tozlar arasında noktasal temaslar mevcuttur. Sinterleme işlemi ile temas noktaları boyun vermeye başlar. Boyun bölgeleri genişleyerek gözenekleri küçültmeye başlayarak katı-buhar ara yüzeyi yerine bir tane sınırı büyür. Sinterleme işlemi son olarak taneler tamamen birleşerek tek bir tanenin oluşumu sağlanır. Aşağıdaki şekil bu oluşumu çok iyi bir şekilde açıklamaktadır (Randall-2007).



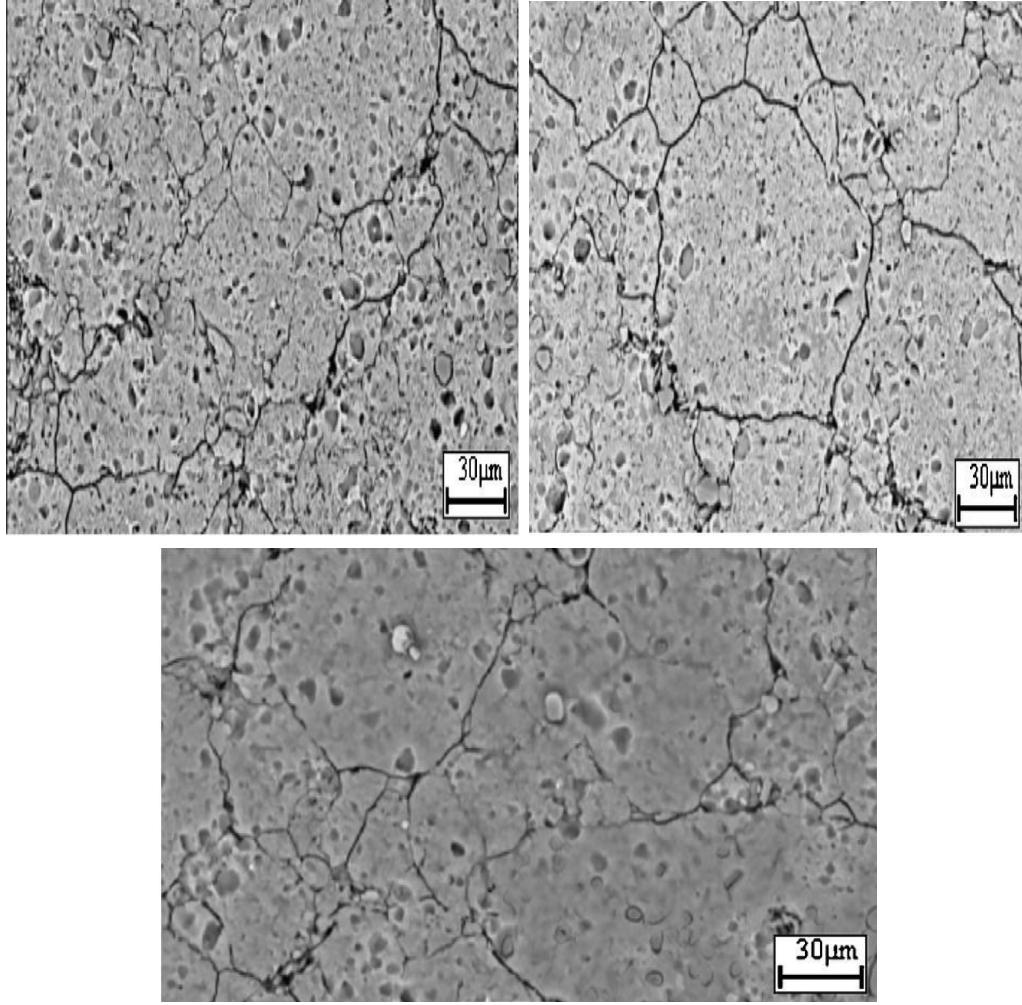
Şekil 2.22. Mikroskobik ölçekte sinterleme: (1) parçacık bağları, temas noktalarında başlar; (2) temas noktaları "boyun" halinde büyür; (3) parçacıklar arasındaki gözenekler, boyut olarak küçülür ve (4) boyun oluşan bölgelerde tane sınırları oluşur (Randall 2007)

Sinterleme metodu belirlenirken aşağıdaki faktörler göz önünde bulundurulur:

- Parçanın şekli
- Malzemenin cinsi
- Parçanın büyüklüğü

Sinterleme işleminin başarısını etkileyen faktörler aşağıdaki gibi sıralanabilir. Örnek olması amacıyla Şekil 2.23'te sinterleme süresinin kompozit bir malzemenin mikroyapısını nasıl etkilediğini gösteren SEM görüntüleri verilmiştir.

- Sinterleme metodu
- Sinterleme sıcaklığı
- Sinterleme atmosferi
- Sinterleme süresi



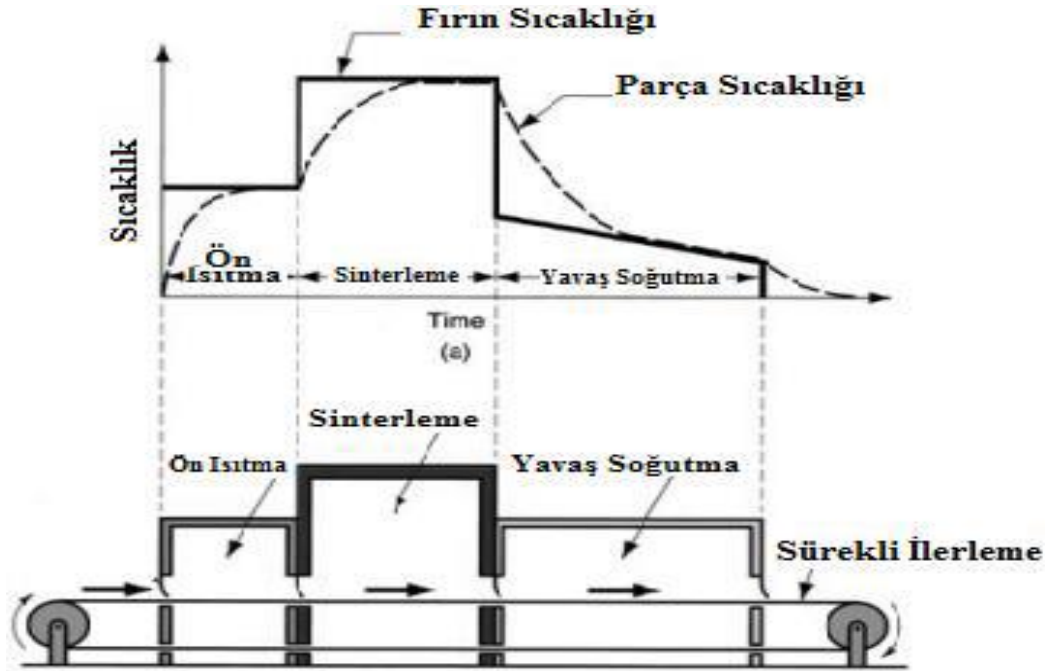
Şekil 2.23. Farklı sinterleme sürelerinin kompozit mikroyapısına etkisi (Rahimian et al. 2009)

Şekil 2.24’de belirtildiği gibi, sinterleme genellikle üç aşamada gerçekleşir.

Ön ısıtma: bu aşamada oluşan yanma ve temizleme zamanında; yağ ve bağlayıcıları hava ile yakılarak dışarı atma işlemi olarak bilinir. Yüksek soğuma hızında yanan bağlayıcıların gözeneklerde iç basınç oluşturarak parçanın parçalanmasına neden olacağından düşük soğuma hızında uygulanır (Ak 2014).

Fırın sıcaklığı: parçacıklar arası bağların birbiriyle temas eden yüzeyleri arasında bağ oluşur ve atomların karşılıklı transferi sayesinde bağlar kuvvetlenir. İstenen yoğunluk ve özelliklere göre bekleme süresi genelde 10 dakika ile birkaç saat arasında değişir (Ak 2014).

Parça sıcaklığı: bu aşamada parçanın soğuması oksidasyon ve termal şokların olmaması için kontrollü bir şekilde yapılmalıdır (Ak 2014).



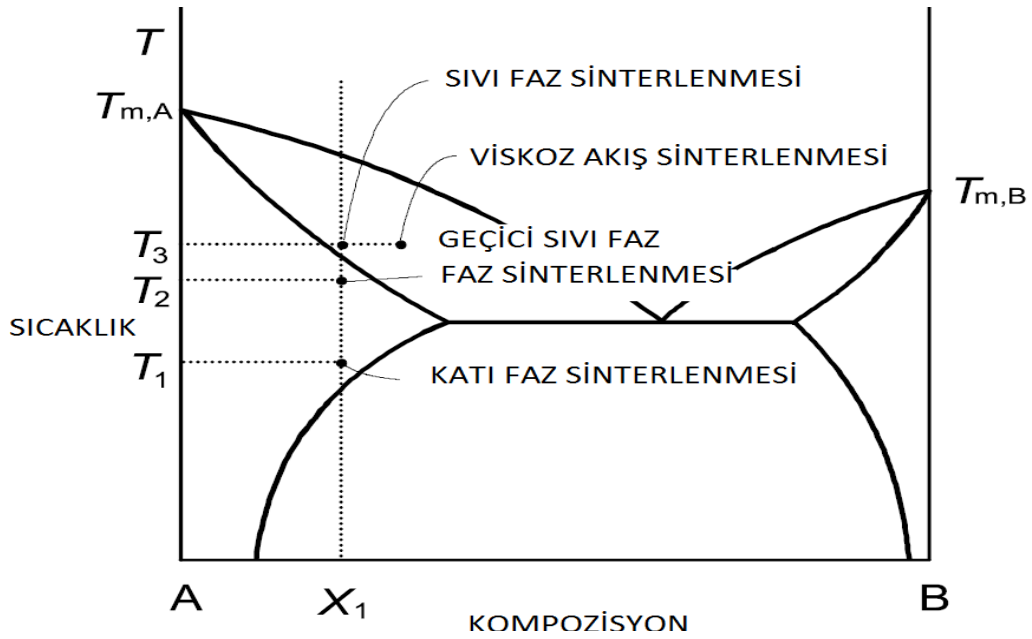
Şekil 2.24. Sinterlemenin gerçekleştiği aşamalar

Kimyasal reaksiyon olan oksitlenme, dekarbürizasyon ve nitrizasyon gibi reaksiyonların oluşmasına olanak vermeyecek veya kontrol edilebilecek bir özelliğe sahip olmasının yanı sıra buharlaşması gereken yağlayıcıların sistemden uzaklaştırırken ana bileşenin yâda alaşım elementinin buharlaşmasını engelleyecek bir özellikte olmalıdır.

Sinterleme de kullanılan atmosferler;

- Redükleyici atmosferler: H₂, Metan CH₄ ve Amonyak, CO
- Oksitleyici atmosferler: Hava, CO₂ ve H₂O
- Vakum, helyum, argon ve azot içeren atmosferler
- Nitrürleyici atmosferler: Amonyak (Ak 2014)

Sinterleme işleminde katı hal, sıvı faz ve geçici sıvı faz sinterlemesi olmak üzere 3 farklı teknik kullanılmaktadır. Şekil 2.25'te sinterleme türleri şematik olarak bir faz diyagramı üzerinde gösterilmiştir.

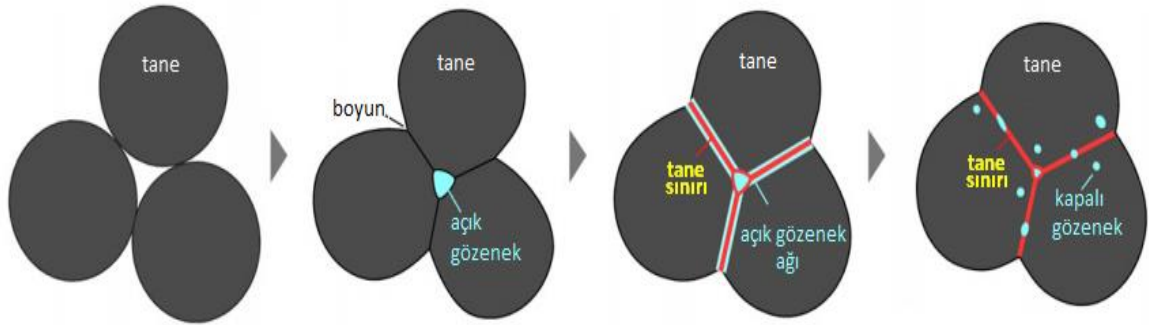


Şekil 2.25. Sinterleme faz diyagramı (Kang 2005)

2.4.4.1. Katı Hal Sinterlemesi

Bu faz birbiri içerisinde çözünmeyen veya tek fazlı sistemlerde toz parçacıklarının birbirleriyle olan temas noktalarından başlayarak atom difüzyonu ile meydana gelen sinterleme olayıdır. Şekil 2.26'da görüldüğü gibi 4 aşamada katı hal sinterlemesi tamamlanır. Şöyle ki;

1. Aşamada; parçacıklar temas halindedirler ancak bağlayıcılarla ve presleme sunucu birbirlerine bağlıdır.
2. Aşamada; parçacıklar arasında temas noktalarından başlayarak boyun vermeler başlamıştır.
3. Aşamada; parçacıklar arasında oluşan boyunlar genişleyerek boşluların küçüldüğü görülmektedir.
4. Aşamada; parçacıklar son şeklini alarak maksimum yoğunluğa ulaşılır ve sinterleme işlemi sona erer.

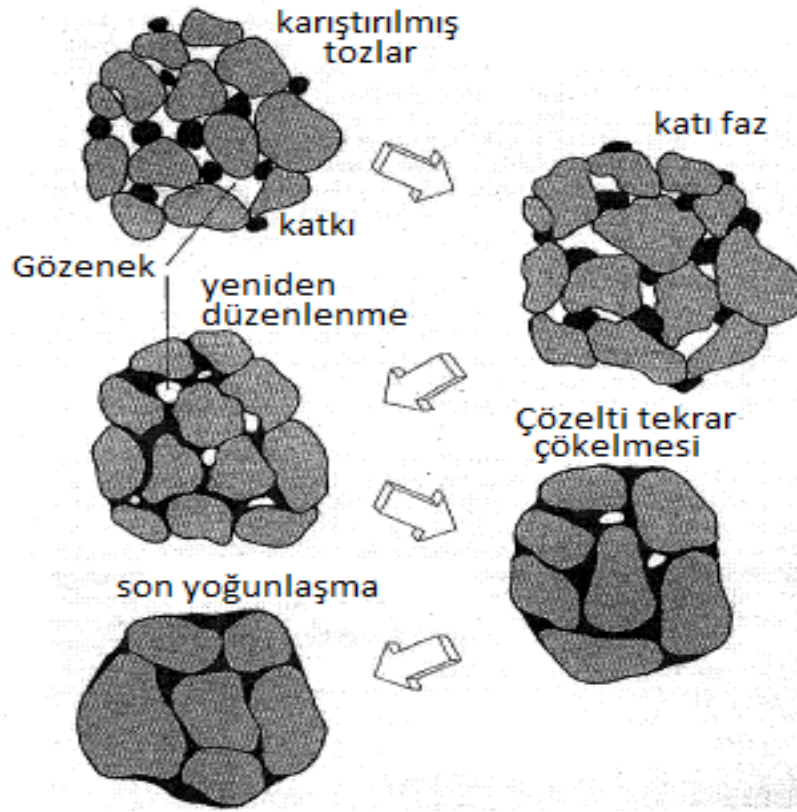


Şekil 2.26. Katı hal sinterlemenin aşamaları (Yan 2006)

2.4.4.2. Sıvı Faz Sinterlemesi

Bu sinterleme katı hal sinterlemeden farklı olarak bir araya gelmiş parçacıklar arasında boşlukları dolduran bir sıvının yardımıyla sinterleme hızlandığı gibi yoğunlaşma miktarını da artırır. Şekil 2.27’de görüldüğü gibi 4 aşamada sıvı faz sinterlemesi tamamlanır. Şöyle ki;

1. Aşamada; katı faz ile ana faz tepkimeye girerek sıvı faz oluşturur.
2. Aşamada; oluşan sıvının boşlukları doldurarak kabiller basıncını ortaya çıkararak yeniden şekillenir. Islanan parçacıklar sinterlemeyi başlatır.
- 3.Aşamada; sıvı fazlar katı parçacıklar arasında yayınarak çökelirler.
4. Aşamada; son aşamada ise tüm gözenekler sıvı faz ile dolmuştur ve tam yoğunluk sağlanmıştır.



Şekil 2.27. Sıvı faz sinterleme şematik gösterimi (German 1996)

2.4.5. Son İşlemler

Üretilen parçanın kullanım yerine montajının yapılabilmesi için verilen son şekiller olarak tanımlanır. Bunlardan bazıları delik delme boyut değiştirme veya üretilen bir parça ekonomik olmasını sağlamak için birçok amaç için tek kalıpta üretilerek ihtiyaca binaen montajı için delik veya şekil değiştirmek için yapılan taşlama, aşındırma delik delme, vida açma, değişik parçaların montajı, yeniden presleme, ısıt işlemleri, bilyeli dövme ve kaplama gibi işlemlere denir.

3. SÜPERALAŞIMLAR VE KOMPOZİT MALZEMELER

3.1. Süperalaşımların Tanımı

Günümüz teknolojisinde olan gelişmeler sonucu yüksek korozyona, yüksek aşınmaya ve yüksek sıcaklığa maruz kalan parçaların üretilmesi için oluşturulan bu alaşım gruplarının en başında süperalaşımlar gelmektedir. Yüksek mekanik özelliğe, korozyona ve yüksek sıcaklıkta aşınmaya dayanıklı olmalarının yanında ekonomik yönden elverişli ve teknik açıdan uygun olmaları tercihlerin bu yönde fazla olmalarını sağlıyor (Demir 2012). Ayrıca yüksek sıcaklıklarda (650 °C ve üstü sıcaklıklar) oluşan mekanik gerilmelere ve yüzey yapısı değişimine neden olan diğer metallere karşı üretilmiştir (Altın 2005).

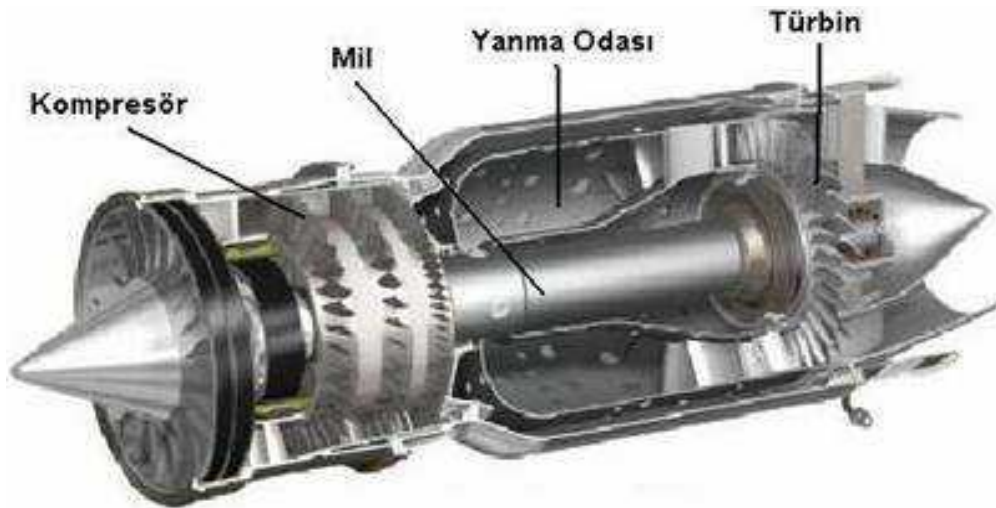
Ergime sıcaklığının %85'ine kadar çıkılan sıcaklıklarda süperalaşımlar mükemmel dayanım ve yüzey kararlılığı gösterir ve 1000-1200 °C sıcaklıklarında kullanılırken 1300 °C de bile azda olsa kullanılabilirler (Demir 2012).

1959 yılında uluslararası nikel şirketi Huntington Davision tarafından nikel krom esaslı alaşımlar dövülerek ve yaşlandırarak üretilmiştir (Karabulut 2006). İlk olarak uçak motorlar kompresörlerinde kullanılırken son 50 yılda gaz türbin motor teknolojisinde kullanılmaktalar (Demir 2012).

Metal ve metal alaşımlarına göre süperalaşım malzemelerinin en önemli artıları; Yüksek aşınma dayanımı, yüksek spesifik modülü, yüksek özgül mukavemet ve yüksek sıcaklıkta özelliklerinin korunmasıdır. Ayrıca yüksek sıcaklıkta özelliklerin korunması ve korozyon direncinin yüksek olması özellikle uzay araçları, havacılık, enerji sistemleri, cam sanayi, gaz türbin motorları ve kesici uçlar gibi kullanım olanakları artmaktadır (Karabulut 2006).

Süperalaşımlar nikel, demir ve kobalt olmak üzere alaşım içerisinde malzeme yoğunluğuna göre üç ana gruba ayrılmaktadır (Choudhury and El-Baradie 1998). Genellikle ana malzeme demir, nikel, kobalt ve daha az miktarlarda katılan tungsten, molibden, tantal, niyobyum, titanyum ve alüminyum alaşımlarla oluşturulan çeşitli bileşimleri içerirler. Nikel alaşımları 750 °C'nin altında iyi dinamik mukavemet değer gösterenlerin en yaygını IN 718'dir. Şekil 3.1'de örneği verildiği gibi; diskler, dönel bilezikler, yüksek basınç kompresör ve türbin arka kademe parça üretimlerinde kullanılır (Ezugwu et al. 1998).

Nikel esaslı süperalaşımlar yüksek sürtünme ve korozyon direncine sahip bu alaşımlar özellikle uzay sanayisi için ekonomik işletme giderine sahip olduğu için tercih edilir. Motorun sıcak bölgesi olan türbin parçalarının yapılmasında kullanılır. 650 °C'nin üstündeki sıcaklıklarda sıcaklığa bağlı üstün korozyon ve erozyon dayanımı göstermesi en önemli özellikleridir (Altın 2005). Bu süperalaşıma örnek; Inconel (578, 597, 600, 601, 617, 625, 706, 718, x750), Pyromet 860, Astroloy, M-252 Hastelloy(C-22, G30, S, X) (Ezugwu et al. 1998).



Şekil 3.1. Bilgisayarla simüle edilmiş bir motor ve önemli bölümleri (Akmendor ve Erdem 2004)

Demir esaslı süperalaşımlar ise yoğunluğu en fazla demir bulunduran alaşımlar olup mekanik özellikleri oldukça iyi ve termal şoklara karşı oldukça dirençli olan bu alaşımların en büyük avantajı diğer tüm süperalaşımlara oranla en ekonomiktir (Karabulut 2006). Diğer süperalaşımlara göre dezavantajı ise (aslında dezavantaj

olmayan bir durum) maksimum 550-650 °C civarında kullanım sıcaklığına sahip olmasıdır (Demir 2012). Bu süperalaşıma örnek; Incoloy (800, 801, 802, 807, 825, 903, 907, 909) A – 286, Alloy-901, Discaloy, Haynes 556, H-155, V – 57 (Ezugwu et al. 1998).

Kobalt esaslı süperalaşımlar ise yapısında yoğunluğu en fazla kobalt bulunduran bu alaşım ortalama 1175 °C’ler de mükemmel oksidasyon direnci ve yüksek mukavemete sahiptirler. Bu alaşımlar karbür fazları ve tam katı ergiyik alaşımı olmamasına rağmen katı ergiyik tarafından mukavemet kazandırılır (Demir 2012). Kobalt esaslı süperalaşımlarına örnek olarak; Haynes 25, Haynes 188, L- 605, MAR-M918, MP35N, MP159, Stellite 6B ve Elgiloy verilebilir (Ezugwu et al. 1998).

3.2. Uygulama Alanları

Süperalaşımlar yüksek sıcaklıkta kullanabilmeleri ve gösterdikleri mekanik özellikler nedeniyle genellikle uçak parçaları, kimyasal ekipmanlar ve petrokimya ekipmanları olarak kullanılır. Şekil 3.2’de kullanılan bu parçaların motorda yıllara göre kullanımları verilmiştir.

Süperalaşımların genel olarak kullanıldığı uygulama alanları;

Uçaklar ve endüstriyel gaz türbinleri; diskler, cıvatalar, şaftlar, muhafaza kapları, pervane kanatçıkları, vanalar, yanma odaları (Mattingly 1996).

Gaz türbini santralleri; cıvatalar, pervane kanatçıkları, gaz ısıtıcıların bacaları.

Motorlar; turbo yükleyiciler, eksoz valfleri, ısıtma elemanları, valflerde ve contalar.

Metal işçiliği; sıcak işleme takımları ve kalıplar, döküm kalıplar.

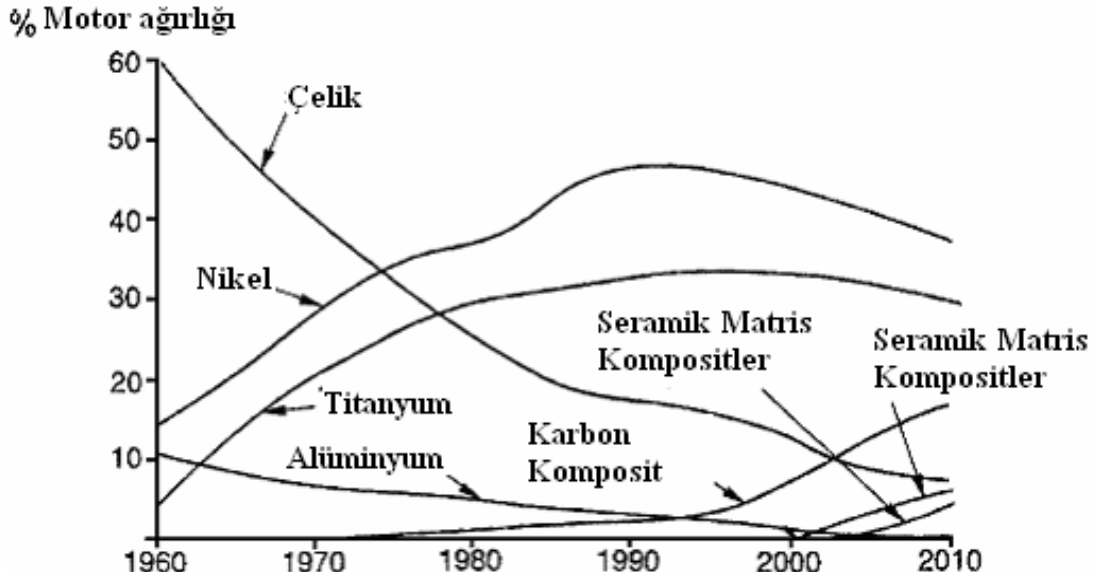
Tıbbi uygulamalar; dişçilik, protezcilik ekipmanları.

Isıl işlem ekipmanları; tepsiler, karıştırıcılar, konveyör bantları.

Nükleer güç sistemleri; Hareket mekanizmaları için kontrol çubukları, akış valfleri, Yaylar.

Uzay araçları; aerodinamik araç zırhları, roket motor parçaları.

Kimyasal ve Petro-kimya sanayisi; cıvatalar, valfler, reaksiyon kapları, borular, pompalar (Loria 1992).

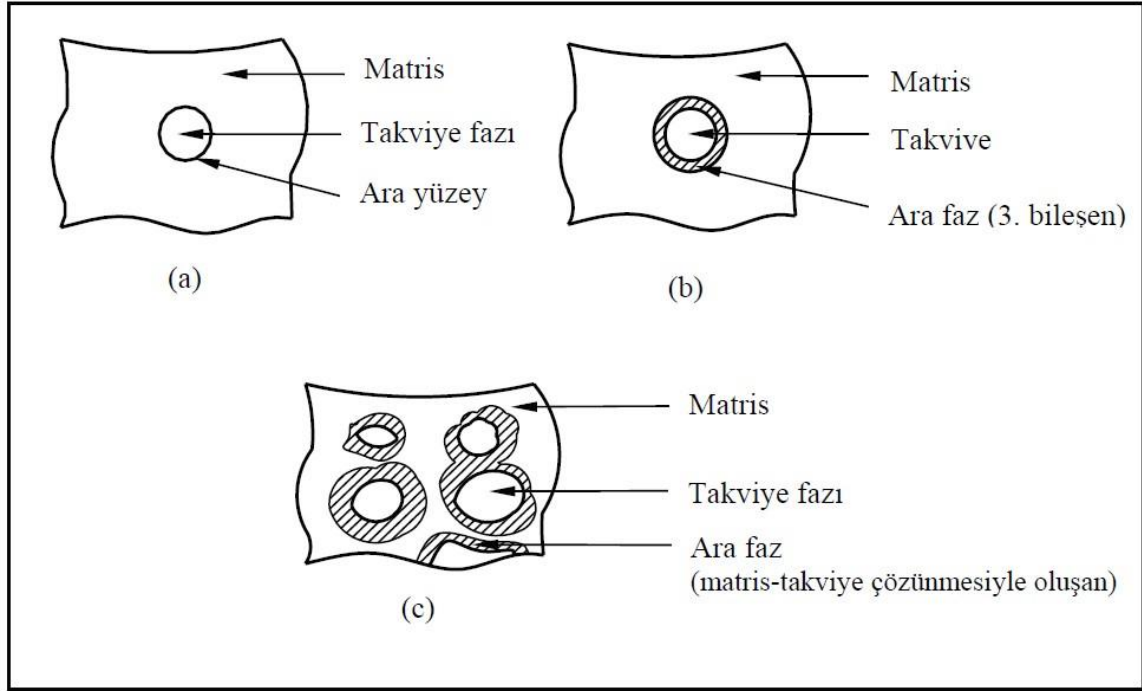


Şekil 3.2. Uzay araçlarının türbinlerinde kullanılan malzemelerin ağırlığı (Boyer 1996)

3.3. Kompozit Malzemelerin Tanımı

Günümüzde kompozit malzemelere ihtiyaç endüstriyel alanda istenen yüksek dayanım ve hafifliğin yanında düşük maliyetin ısıtma işlemleriyle bazı dayanım değerleri artırılabilirken aşınma, kırılma tokluğu, hafiflik ve darbe dayanımı bir arada yapılamamaktan ortaya çıkmıştır. Bu yüzden kompozit malzemeler birden fazla malzemenin kombinasyonu olarak bilinen malzemelerdir (Çalgülü 2006; Dörtbölük 2006).

Farklı veya aynı gruptaki malzemelerden iki ya da fazla malzemelerden makro düzeyde birleştirilerek tek bir malzeme veya yeni bir malzeme oluşturma işlemlerine kompozit malzeme denir (Köksal 2004; Özden 2006). Kompozit malzemelerde bir destek malzeme (çekirdek) ve bir sarmalayan olarak matris malzemesi bulunmaktadır. Kısa ve uzun elyaflar, wiskerler ve kırıntılı seramikler takviye elemanı olarak kullanılmaktadır (Şekil 3.3). Bu kompozitler de takviye elemanlarının görevi yükü taşımak ve matrisin görevi rijitlik olan bu iki malzemenin birleşimi dayanımı artırmaktır (Varol 2012). Matris olarak kullanılacak malzeme ise sünek, yumuşak ve tok olurken takviye olarak kullanılan malzeme ise yüksek elastiklik, hafif, yüksek dayanım ve yüksek ergime sıcaklığına sahip olmalıdır (Kurt 2010).



Şekil 3.3. Kompozit de matris-takviye bağı oluşumunda ara yüzey ve ara fazlar [Çanakçı 2006], a) Ara fazsız birleşme, b) Sarılmış ara faz ile takviye kullanımı c) Sınırlı oranda matris-takviye çözünmesiyle ara faz oluşumu

Kompozit bir malzeme dizaynedilirken maliyet, çevre koşullarının parçaya etkisi, imalat yöntemi gibi kriterler göz önünde bulundurulmalıdır (Bulut 2014).

Bir kompozit malzemeyi etkileyen faktörler;

Kompozit'e katılan matrisin özellikleri

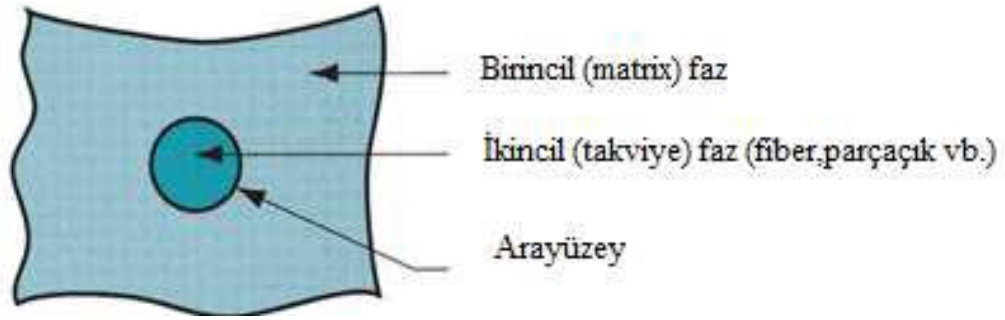
Kompozit'e katılan takviyenin özellikleri

Kompozitin ara yüzey özelliği

Ve mikroyapısı kompozit' in özelliklerini belirler (Buytoz 1999).

3.4. Kompozit Malzemelerin Yapıları

Kompozitler Şekil 3.4'de verildiği gibi matris malzeme ve takviye malzeme olarak iki ana birleşin yanında ara yüzeyden oluşurlar. Genellikle cam, seramik, metal ve plastikler kullanarak kompozit' in yapısında bir takım görevleri vardır (Url 1 2014).

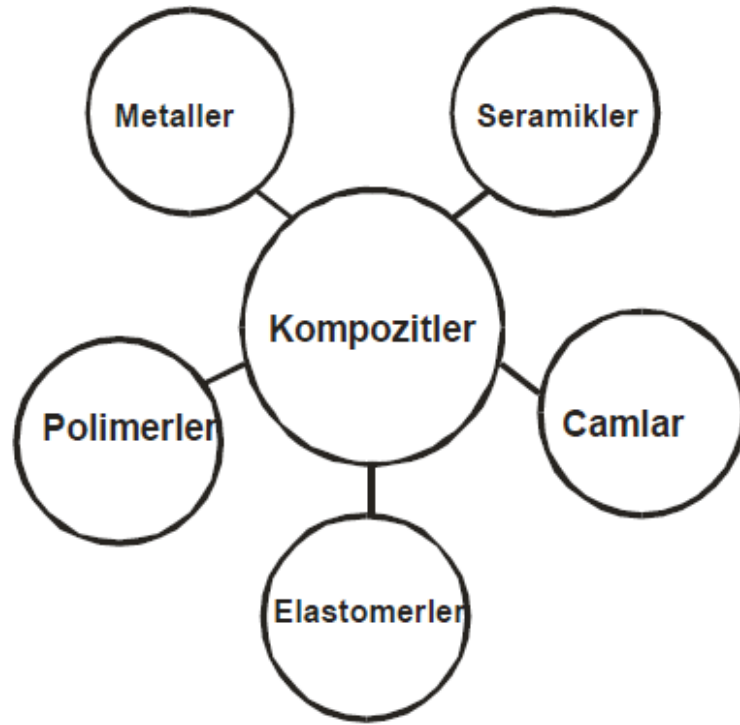


Şekil 3.4. Kompozit malzemenin bileşenleri (Url 1 2014)

Bunlar;

- ✓ Matris malzemenin görevi; uygulanan bir kuvvet karşısında takviye fazının tahribata uğratmadan formunu koruyarak ve ara yüzey bağı yardımıyla yükü takviye fazına dağıtarak iletme (Bulut 2014).
- ✓ Takviye malzemesinin görevi; matris üzerinden kendisine dağıtılarak iletilen yükleri paylaşarak, tane büyüklüğünü kontrol ederek tane sınırındaki hareketleri engellemektir. Bazı kompozitler de gelen tüm yükü tek başlarına taşımazlar buna örnek olarak elyaf takviyeli kompozitler yükün bir kısmını üstlenirken kırını takviyeliler de yük paylaşımından söz edilemez (Sur 2008).
- ✓ Ara yüzey malzemesi; matris ile takviye arasında bir bağlayıcılık görevi görüp bir bütünlük sağlamanın yanında matrise gelen yükün takviye malzemesine iletmesini sağlamaktadır. Kompozitlerin elastikiyet modülünü ve tokluğunu etkileyen en önemli bölgedir (Url 1 2014; Sur 2008).

Şekil 3.5’de kompozit malzemelerin oluşumunda ana malzeme olarak kullanılan malzeme grupları verilmiştir.



Şekil 3.5. Kompozit'i oluşturan ana malzeme grupları (Mertgenç 2004)

3.5. Matris Malzemesine Göre Kompozit Çeşitleri

3.5.1. Polimer Matrisli Kompozit

Metal ve seramiklere göre daha karmaşık yapıdaki polimerlerden düşük elastik modülüne ve düşük kullanım sıcaklığına sahip olanlar kompozit malzemelerde matris olarak kullanılırlar. Bunların yüksek mukavemet ve yüksek elastik modülü özellikleri polimer kompozitlerin en avantajlı yönleridir (Erden 2005; Toptan 2006; Ekinci 2007).

Polimer kompozitlerde destek elemanı olarak genellikle elyaf formundaki sert ve dayanımlı malzemeler kullanılır. Bunların en önemlileri karbon fiber, cam fiber ve bor fiberdir. Sürekli elyaf kullanımı en yüksek mukavemet artışını sağlayacağından elyaf miktarı artıkça polimer kompozitlerin mukavemeti artar. Kullanılan matris ve destek malzemelerinden kaynaklı en önemli özellikleri nem ve sıcaklıktır (Kaya 2006; Ekinci 2007; Öztürk 2007).

3.5.2. Seramik Matrisli Kompozit

Zor çevre koşullarına ve yüksek sıcaklığa karşı dayanıklı olmanın yanında hafif olan seramikler tercih sebebi iken malzemenin tokluğunu önemli ölçüde azalttığından ve üretim esnasında oluşan kusurların düzensiz oluşuyla mukavemetini azaltması dezavantaj olarak karşımıza çıkmaktadır (Öztürk 2007).

Seramik kompozitler sert ve kırılğan yapıya sahip oldukları için düşük esneme özelliğine sahip oldukları için ani şoklara karşı dayanıksızdırlar. Bu sebeptir ki yüksek elastik özelliğini gösterebilmeleri içi liflerle takviye yoluna gidilmiştir. Metal veya metal olmayan malzemelerden oluşan seramik kompozitler üç ayrı grupta toplanıyor (Seydibeyoğlu 2012).

Bunlar:

- Seramik ile seramik karışımından
- Seramik ile metal karışımından
- Seramik ile cam karışımından (Seydibeyoğlu 2012)

3.5.3. Metal Matrisli Kompozit

Metal ve metal alaşımı ana malzemesi olan kompozitlere takviye olarak bol çeşitli malzemelere denir (Bulut 2014). Bu kompozitler düşük özgül ağırlığı olmasına rağmen müthiş dayanım özelliği gösterebilirler. Ayrıca yüksek oksidasyon ve aşınma direnciyle yüksek tokluk ve sıcaklarda üstün dayanım göstermeleri bu kompozitlere olan rağbeti artırıyor (Sur vd. 2005).

Metal kompozitlerin gösterdiği üstün özellikler:

- Üstün tokluk ve şok kuvvetlere dayanım
- Üstün çekme dayanımı ve yüksek elastik modül
- Isıl şoklara karşı az duyarlılık
- Üstün ısı ve elektrik iletkenliği
- Aşınma direnci yüksek
- Farklı tekniklerle üretilebilmeleri,
- Yüzey hatalara karşı düşük duyarlılık (Buytoz 1999; Uygur 2004)

3.6. Avantaj ve Dezavantajları

Metallerden farklı olarak kompozitlerin özgül ağırlığının düşük olmasının yanına fiber takviyeli kompozitlerin korozyon direnci, ses, elektrik ve ısı yalıtımı noktasında üstün özellikler göstermektedirler.

Avantajları:

- Hafiflik
- Tasarım çeşitliliği
- Üstün mukavemet
- Rahat şekillendirme
- Boyutsal stabilite
- Elektriksel özellikler
- Üstün dielektrik direnimi
- Kimyasal ve korozyona karşı mukavemet
- Isı ve ateşe yüksek dayanım
- Düşük araç gereç maliyeti (Url 1 2014; Arıcasoy 2006)

Dezavantajları:

- Hava zerrecikleri polimer esaslı malzemelerin yorulmalarını olumsuz etkilemesi
- Mekanik özelliklerin halen ön görülememesi
- Süneklik ve tokluğun seramikler dışında düşük oluşu
- Mekanik özelliklerin farklı doğrultularda değişiklik göstermesi
- Mukavemet değerlerinin aynı kompozitlerde farklılık göstermesi
- Son işlemler olarak bilinen delme ve kesme işlemler esnasında liflerde açılmaların olması bunun sonucunda hassas imalatların yapılamaması
- Kompozitlerin üretim maliyetinin yüksek oluşu (Arıcasoy 2006).

4. MALZEME VE YÖNTEM

Deneyisel çalışmalarda kullanılan elementel tozlarının sahip oldukları bazı özellikler Tablo 4.1’de, tozların SEM görüntüleri Şekil 4.1’de verilmiştir.

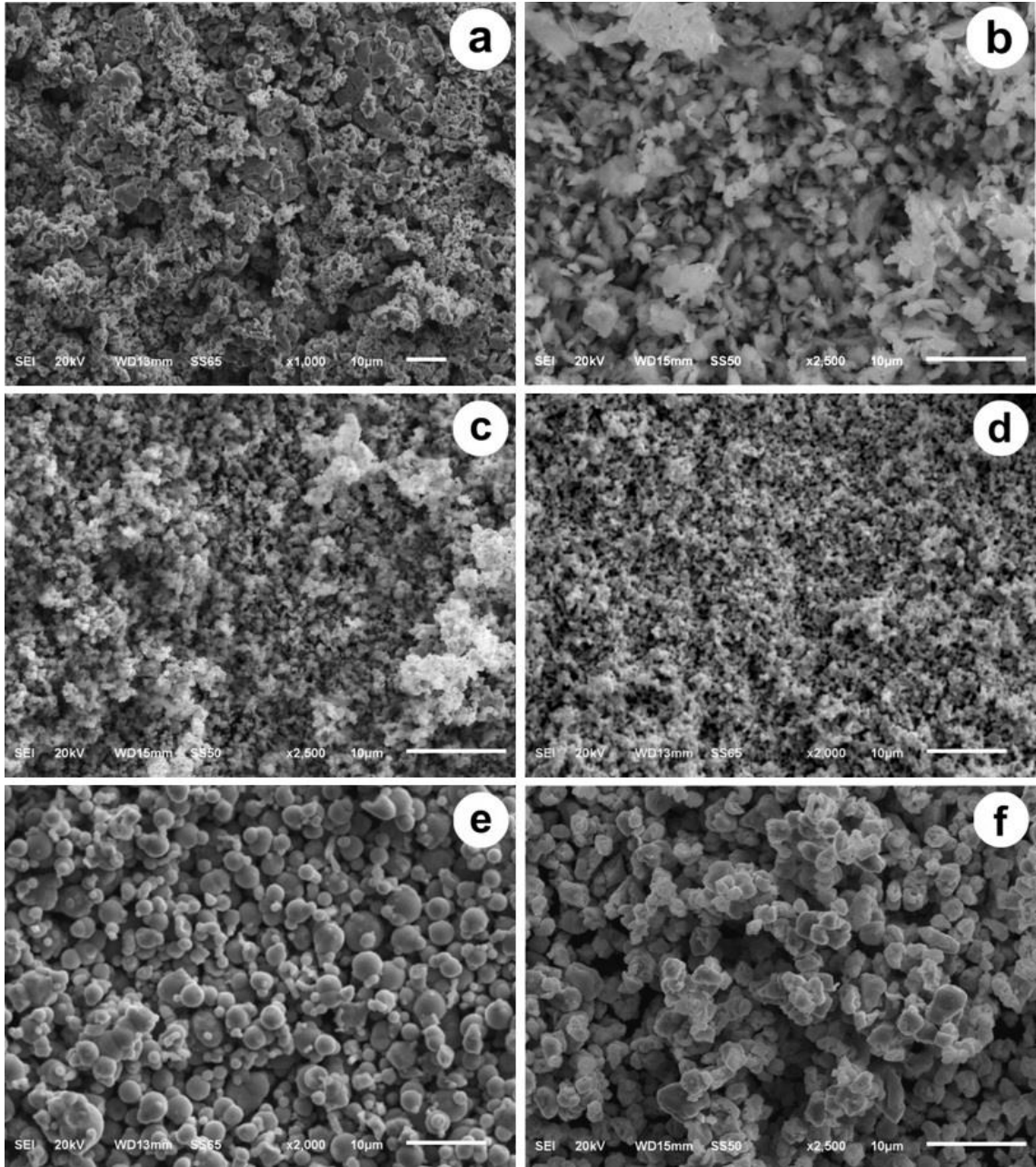
Tablo 4.1. Kullanılan element tozlarının bazı özellikleri

Toz	Parçacık Boyutu (µm)	Safılık (%)	Üretici
Co	1,6	≥99,5	Alfa Aesar
Cr	1-5	99,8	Atlantic Equipment Engineers
W	0,6-1	≥99,9	Sigma Aldrich
Ni	<50	99,7	Sigma Aldrich
Mo	1-5	≥99,9	Sigma Aldrich
Fe	5-9	≥99,5	Sigma Aldrich
WC	< 1	99,5	Alfa Aesar

Tablo 4.2’de üretimi yapılacak kompozitler için hazırlanan toz karışımlarının ağırlıkça % oranları verilmiştir. Tabloda verilen oranları sağlayacak şekilde 0,0001 hassasiyetli terazide tartılan tozlar hacimsel olarak %10 çelik bilye ilave edilmiş konteynerlara doldurularak turbula karıştırıcıda 24 saat süren bir karıştırma işlemine tabi tutulmuşlardır.

Tablo 4.2. Hazırlanan toz karışımlarının ağırlıkça % cinsinden kimyasal bileşimleri

Numune	Co	Cr	W	Ni	Mo	Fe	WC
S6	59	30,5	5,5	3	1	1	-
10 WC	53,1	27,45	4,95	2,7	0,9	0,9	10
20 WC	47,2	24,4	4,4	2,4	0,8	0,8	20
30 WC	41,3	21,35	3,85	2,1	0,7	0,7	30

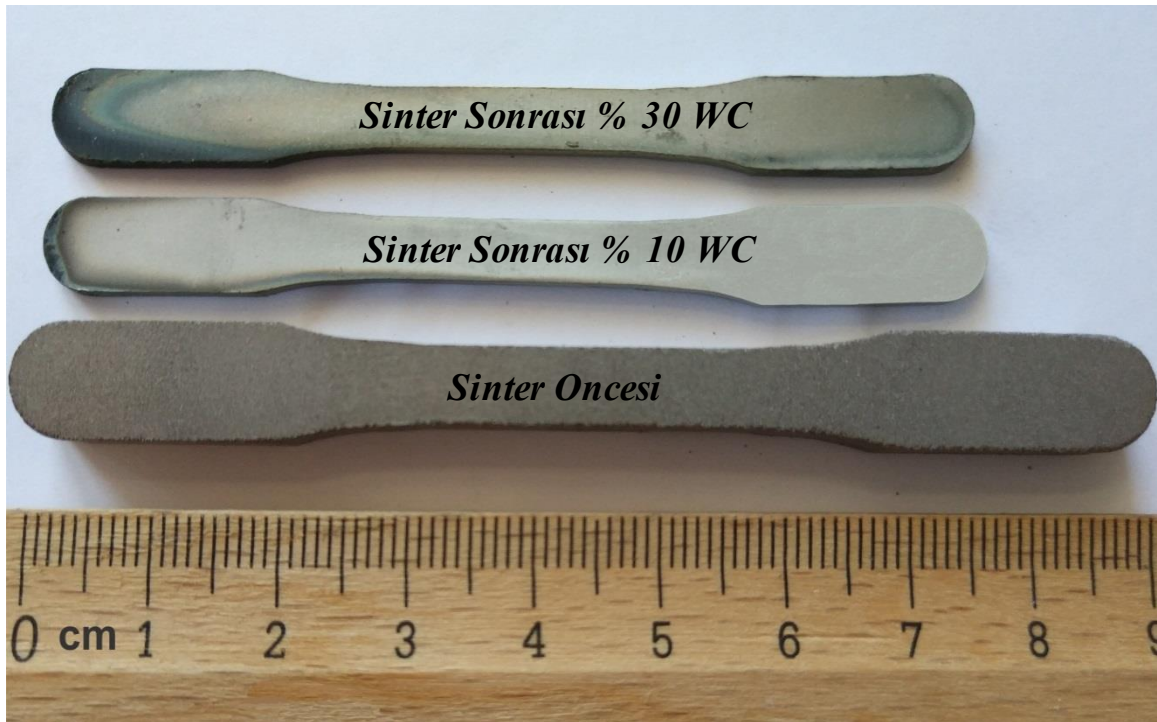


Şekil 4.1. Çalışmada kullanılan tozların SEM görüntüleri; a) Co tozu, b) Cr tozu, c) WC tozu, d) W tozu, e) Fe tozu, f) Mo tozu

Karıştırılmış tozlardan hidrolik preste 300 MPa basınç uygulanarak yoğunluk ölçümleri, mikroyapı incelemeleri ve sertlik ölçümlerinde kullanılmak üzere 13 mm çapında silindirik numuneler şekillendirilmiştir. Preslenen ham parçalar Ar gazı atmosferinde (yapılan denemelerde sinterlemeye en uygun sıcaklık ve zaman) 1240 °C’de 120 dk bekletme süresi ile sinterlenmiştir. Sinterleme işlemleri MTI marka tüp fırında alümina altlık kullanılarak 10 °C/min ısıtma ve soğutma hızı ile gerçekleştirilmiştir. Sinterlenen numunelerin Arşimet prensibine göre yoğunlukları belirlenmiştir. XRD analizi Rigaku

Ultima IV X-Ray Diffractometer cihazında Cu X-ışını tüpü ($\lambda=1,5405$) kullanılarak 0,02/0,4 derece/saniye tarama hızı ile gerçekleştirilmiştir.

Mikroyapı incelemeleri için metalografik numune hazırlama aşamalarından geçirilen numuneler 50 ml HCl (32%) + 10 ml HNO₃ (65%) + 10 g FeCl₃ + 100 ml H₂O solüsyonu ile dağlanmıştır. SEM ve SEM/EDS incelemeleri JEOL JSM 6510 taramalı elektron mikroskobu ve bu cihaza bağlı IXRF 550 marka EDS sistemi ile gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri Vickers yöntemi ile Wilson Hardness marka sertlik ölçüm cihazında 100 g yük uygulanarak yapılmıştır. Çekme testlerinde kullanılacak numuneler ASTM E8 standardına uygun olarak hazırlanmış kalıp ile şekillendirilmiştir. Şekil 4.2’de verilen çekme numunelerinin şekillendirme ve sinterleme sonrası çekilmiş fotoğrafından sinterleme işleminin preslenmiş numunelerde önemli miktarda büzülme yol açtığı görülmektedir. Çekme testleri Shimadzu marka AG-IC 50 kN model cihaz kullanılarak 0,5 mm/dk sabit hızla her kompozisyon için 3’er numune kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.2. Üretilen kompozit çekme numunelerinin sinterleme öncesi ve sonrası boyutları

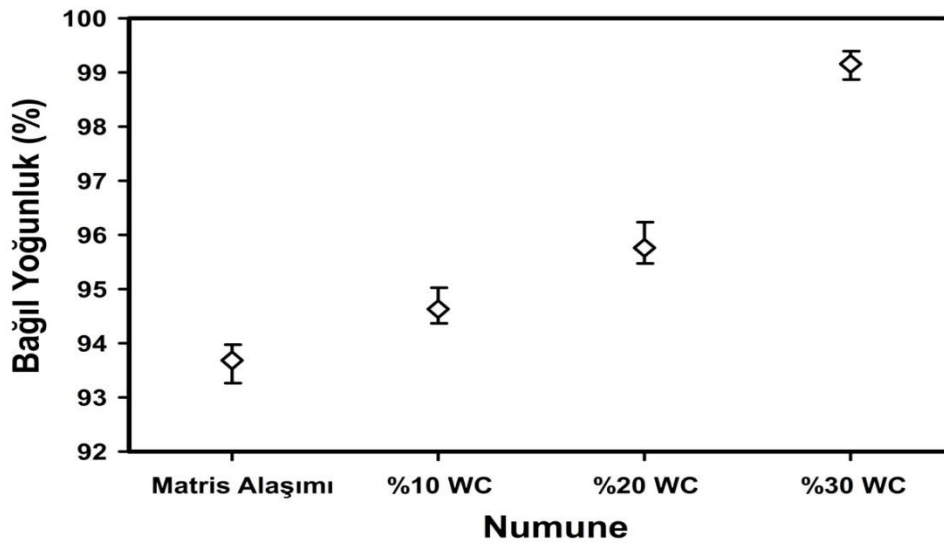
5. BULGULAR VE TARTIŞMA

Şekil 5.1’ de sinterleme işlemi sonucu üretilen kompozit parçalarda ulaşılan bağıl yoğunluk değerleri verilmiştir. En düşük bağıl yoğunluk WC ilave edilmemiş matris alaşımında elde edilmiştir. İlave edilen WC oranı arttıkça ulaşılabilen bağıl yoğunluk değerleri de artmıştır. En yüksek bağıl yoğunluğa ağırlıkça %30 WC ilave edilen numunelerde ulaşılmıştır. Bu numunelerde ulaşılan ortalama bağıl yoğunluk değeri %99,16 olup teorik yoğunluğa çok yakındır. Stellite alaşımlarında tam yoğunluğa ulaşabilmek için yapılan birçok çalışmada sıcak izostatik presleme (HIP) yöntemi kullanılmıştır (Malayoglu ve Neville 2003; Opris et al. 2007; Rosalbino and Scavino 2013; Ahmed et al. 2014). Bazı çalışmalarda HIP uygulanmasına rağmen 100% bağıl yoğunluğa ulaşamamıştır (Opris et al. 2007). HIP ile üretilen Stellite süperalaşım parçalara 2. bir HIP’leme işleminin uygulandığı çalışmalar bile mevcuttur (Ahmed et al. 2014).

Şimdiki çalışmada HIP işlemine ihtiyaç duyulmadan, geleneksel sinterleme ile tam yoğunluğa çok yakın parçalar elde edilebilmiştir. Gülsoy ve arkadaşları tarafından daha önce yapılan bir çalışmada enjeksiyon kalıplama ile şekillendirilip 1275 °C’de sinterlenen Stellite 6 alaşımında %98,27 bağıl yoğunluğa ulaşılabilirdi belirtilmiştir (Gülsoy vd. 2016). %30 WC ilave edilen kompozitte ulaşılan bağıl yoğunluk değerinin Gülsoy ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada ulaşılan yoğunluk değerinden daha yüksek olduğu görülmektedir. En yüksek bağıl yoğunluğa en yüksek WC içeriğine sahip numunelerde ulaşılması, WC takviyesinin Stellite 6 alaşımının sinterlenebilirliğini geliştirdiğini göstermektedir.

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi ve performansları matris-takviye elemanı ara yüzeyi tarafından güçlü bir şekilde etkilenmektedir (Broutman and Krock 1974; Zhan and Zhang 2003). Ara yüzeydeki uygun bağlanma matris ve takviye elemanı

arasın da iyi yük iletimi sağlayarak özellikleri iyileştirmektedir (Foo et al. 1994; Zhan and Zhang 2003). T/M teknikleri ile üretilen çoğu metal matrisli kompozit sisteminde artan takviye elemanı oranıyla birlikte elde edilen bağıl yoğunluk değerlerinin düştüğü ve bunda ara yüzeydeki bağlanmanın önemli bir rolü olduğu rapor edilmektedir (Pham et al. 2011; Prosviryakov 2015). Bazı kompozitlerde matris-takviye elemanı ara yüzeyindeki yetersiz ıslatma, üretimde zorluklara yol açmanın yanında servis şartlarında kompozitin bu ara yüzeylerden hasara uğramasına da neden olur (Zhan and Zhang 2003). Bu problemin üstesinden gelmek ve sağlıklı kompozitler üretmek amacıyla çoğu kompozit sisteminde ara yüzey bağını geliştirecek alaşım elementleri eklemek veya takviye elemanının yüzeyine kaplama yapmak gibi özel tedbirler alınması gerekmektedir (Ning et al. 2005; Ramesha et al. 2009). Şimdiki çalışmada artan takviye elemanı oranıyla birlikte elde edilen bağıl yoğunluk değerlerinin artması, dolaylı da olsa matris takviye elemanı ara yüzeyinde ıslatma veya bağlanma problemi bulunmadığının bir göstergesidir. Bu durum WC'nin sahip olduğu, metaller tarafından iyi ıslatılabilme özelliğine bağlanmaktadır (Gassmann 1996).

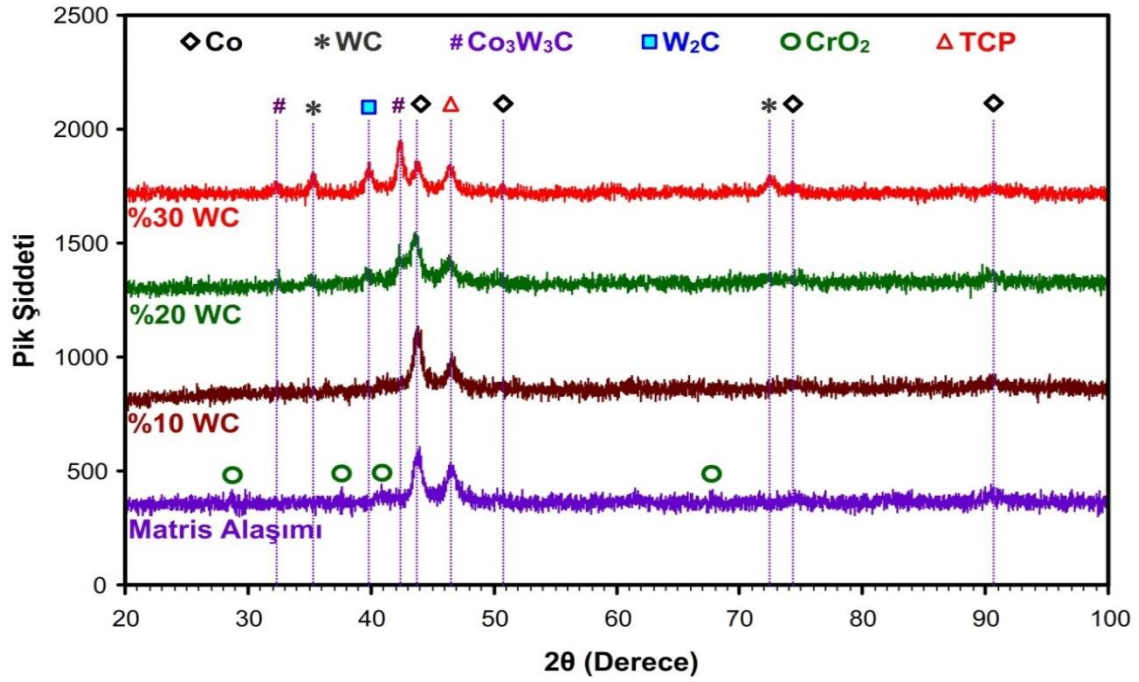


Şekil 5.1. Üretilen kompozitlerde ulaşılan bağıl yoğunluk değerleri

Şekil 5.2'de üretilen kompozit numunelere uygulanan XRD analizlerinden elde edilen paternler verilmiştir. Matris alaşımına ait XRD paterninde YMK Co'a ait piklerin yanında ana bileşeni Cr olan bileşiklere ait pikler de bulunmaktadır. Özgün ve arkadaşları tarafından yapılan birçok çalışmada, yüksek saflığa sahip argon atmosferinde yapılan sinterleme işlemlerinde, süperalaşımlarda Cr tarafından oksit bileşikler oluşturulduğu

bildirilmiştir (Özgün vd. 2012; Özgün vd. 2013). Şimdiki çalışmada da yüksek saflıkta argon atmosferi kullanılmış olmasına rağmen CrO_2 bileşiğinin oluştuğu görülmektedir. Süperalaşımlarda refrakter elementler, çözünbilme sınırlarını aştıklarında YMK yapılı matris içerisinde topolojik sıkı-paket (TCP) fazlar olarak adlandırılan intermetalik bileşikler oluşmaktadır (Sims et al. 1987). Literatürde Stellite 6 süperalaşımının nominal kimyasal bileşiminde ağırlıkça %28 Cr ile birlikte %1,1 C bulunduğu bildirilmektedir (Kuzucu vd. 1997; Wang and Li 2003).

Co esaslı süperalaşımlarda Cr, alaşımın korozyon ve oksidasyon direncini arttırmanın yanında iki farklı etki ile sertlik ve mukavemeti de artırır (Sims et al. 1987). Bu etkilerden birincisi katı çözültü sertleşmesidir. Cr'un ikinci ve daha önemli olan etkisi ise temel mukavemet kazandırma mekanizması olan karbürleri oluşturmasıdır (Sims et al. 1987; Liu et al. 2010). Şimdiki çalışmada WC ilavesinin özelliklere etkisinin daha net anlaşılmasını sağlamak amacıyla matris alaşımı olarak kimyasal bileşimi Stellite 6 alaşımı ile aynı olan fakat hiç karbon içermeyen bir alaşım seçilmiştir. C içeren Co esaslı süperalaşımlarda Cr'un önemli bir bölümü karbürlere dâhil olarak katı çözültiden ayrılırken (Sims et al. 1987) şimdiki çalışmada kullanılan matris alaşımının hiç karbon içermemesi Cr'un karbür oluşturarak matristen tahliye olma seçeneğini ortadan kaldırmıştır. Bunun sonucu olarak matris içerisindeki Cr miktarı çözünbilirlik sınırlarının üzerine çıkmış ve bu da yukarıda belirtildiği gibi TCP fazlarının oluşumuna yol açmıştır. XRD analizinden elde edilen kırınım desenleri incelendiğinde TCP fazına ait pik şiddetinin WC takviyesi yapılmamış matris alaşımında yüksek olduğu ve artan WC takviye oranıyla birlikte bu pikin şiddetinde bir azalma olduğu görülmektedir. Bu durum yine Cr'un sinterleme esnasındaki davranışı ile ilgilidir.



Şekil 5.2. Üretilen kompozit malzemelerin XRD analinden elde edilen paternler

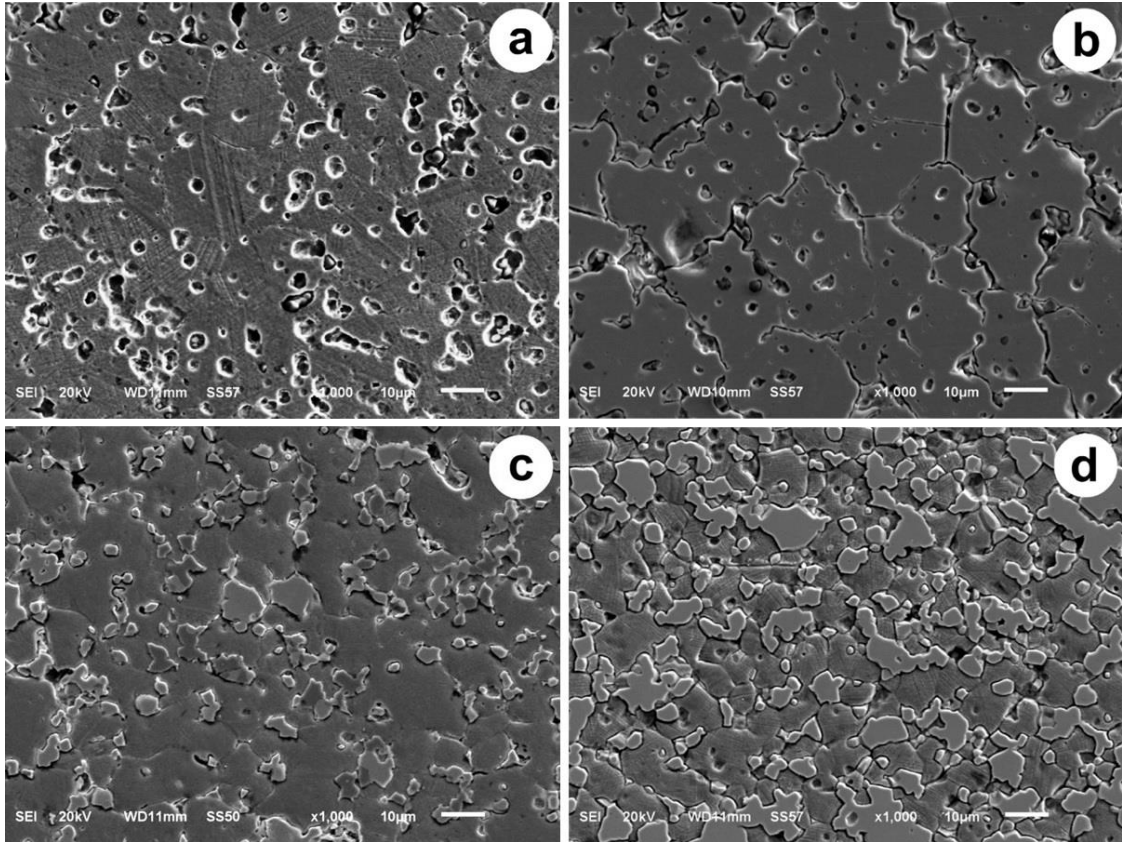
Lou ve arkadaşları (Lou et al. 2003) Stellite 21, PM10V ve M 3/2 HSS alaşımlarını matris olarak kullanarak WC-Co 88/12 takviyeli kompozit üretimi yaptıkları bir çalışmada hot isostatic pressing esnasında matris elementlerinin WC parçacıklarının içerisine difüze olduklarını belirtmişlerdir. Aşağıda sonuçları paylaşılacak olan EDS analizleri, Lou ve arkadaşlarının rapor ettiği benzer şekilde şimdiki çalışmada da matris elementlerinin WC parçacıklarının içerisine dâhil olduklarını göstermiştir. Buradan hareketle artan WC takviye oranıyla, WC parçacıklarına geçen Cr miktarının da artacağı söylenebilir. Bu aynı zamanda matristen tahliye olan Cr elementi miktarının daha yüksek olduğu anlamına gelmektedir. TCP fazına ait piklerin artan WC takviye oranıyla şiddetinin azalması WC parçacıklarına katılan Cr'un matris içerisindeki miktarının azalmasına ve dolayısıyla oluşturduğu TCP fazı miktarının azalmasına bağlanmaktadır.

XRD kırınım desenleri incelendiğinde artan takviye elemanı oranıyla birlikte WC fazına ait piklerin şiddetinde artış, YMK yapılı Co matrise ait piklerin şiddetinde ise azalma olduğu görülmektedir. Bununla birlikte artan WC oranıyla birlikte malzeme içerisinde yeni fazların oluştuğu görülmektedir. %20 ve %30 WC ilave edilen numunelerin kırınım desenlerinde W_2C fazına ait piklerin bulunduğu ve pik şiddetinin artan WC oranıyla

birlikte arttığı görülmektedir. %20 ve %30 WC içeren numunelerin XRD kırınım desenlerinden yeni oluşan bir diğer fazın $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ fazı olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 5.3.'te üretilen kompozit numunelerden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.3a.'daki görüntü incelendiğinde takviye edilmemiş matris alaşımının yüksek miktarda gözenek içerdiği görülmektedir. Gözeneklerin ağırlıklı olarak tane sınırlarında bulunduğu, bununla birlikte tane içlerinde hapsolmuş gözeneklerin de mevcut olduğu görülmektedir. Gözenekler genel olarak yuvarlak hatlara sahip olup, özellikle tane içlerinde hapsolmuş gözeneklerin tamamen küresel oldukları söylenebilir. YMK yapılı matris alaşımında sinterleme işlemi esnasında bol miktarda tavlama ikizi oluşmuş olduğu, taneler arası bölgelerde, özellikle de gözeneklerin içlerinde birtakım çökelti bulduğu görülmektedir. XRD analizi bulguları göz önünde bulundurulduğunda bu çökeltilerin oksit bileşikleri veya TCP fazı çökeltileri olduğu söylenebilir.

SEM görüntüleri incelendiğinde matris alaşımına WC ilavesinin iki önemli değişime yol açtığı görülmektedir. Birincisi yoğunluk ölçümleri ile uyumlu olarak artan WC oranıyla birlikte gözenek miktarı ve boyutlarının azalmasıdır. Genel olarak takviye edilmiş numunelerde düzensiz şekilli gözenek bulunmamakta ve mevcut gözenekler küresel morfolojiye sahiptirler. Gözeneklerin keskin köşeler içeren düzensiz şekiller yerine küresel morfolojiye sahip olması mekanik özellikler açısından olumludur (Gülsoy vd. 2006). %30 WC ilave edilen numunenin mikroyapısında neredeyse hiç gözenek bulunmamaktadır. WC ilavesinin sağladığı ikinci önemli değişim ise yüksek oranda WC ilavesi yapılan numunelerde daha düşük tane boyutlu bir matris elde edilmesidir. Tane boyutunun malzemelerin fiziksel ve mekanik özelliklerine önemli etkisi bulunmaktadır (Erickson 2005). Daha ince tane yapısı düşük sıcaklık servis şartlarında malzemenin daha yüksek mekanik özellikler sergilemesini sağlamaktadır (Erickson 2005). Matris alaşımı ve %10 WC ilave edilen numunelerin tane boyutu ortalama 30 μm civarında iken %30 WC ilave edilmiş numunenin matrisi 10 μm 'den küçük tanelerden oluşmaktadır. Süperalaşımlarda tane sınırlarında bulunan çökeltilerin tane irileşmesini engellediği bildirilmektedir (Pollock ve Tin 2006; Dehmas et al. 2011; Gülsoy vd. 2016). Bu açıklamaya dayanılarak şimdiki çalışmada artan WC ilavesi ile daha ince taneli bir matris elde edilmesinin tane sınırlarında bulunan karbürler sayesinde olduğu söylenebilir.



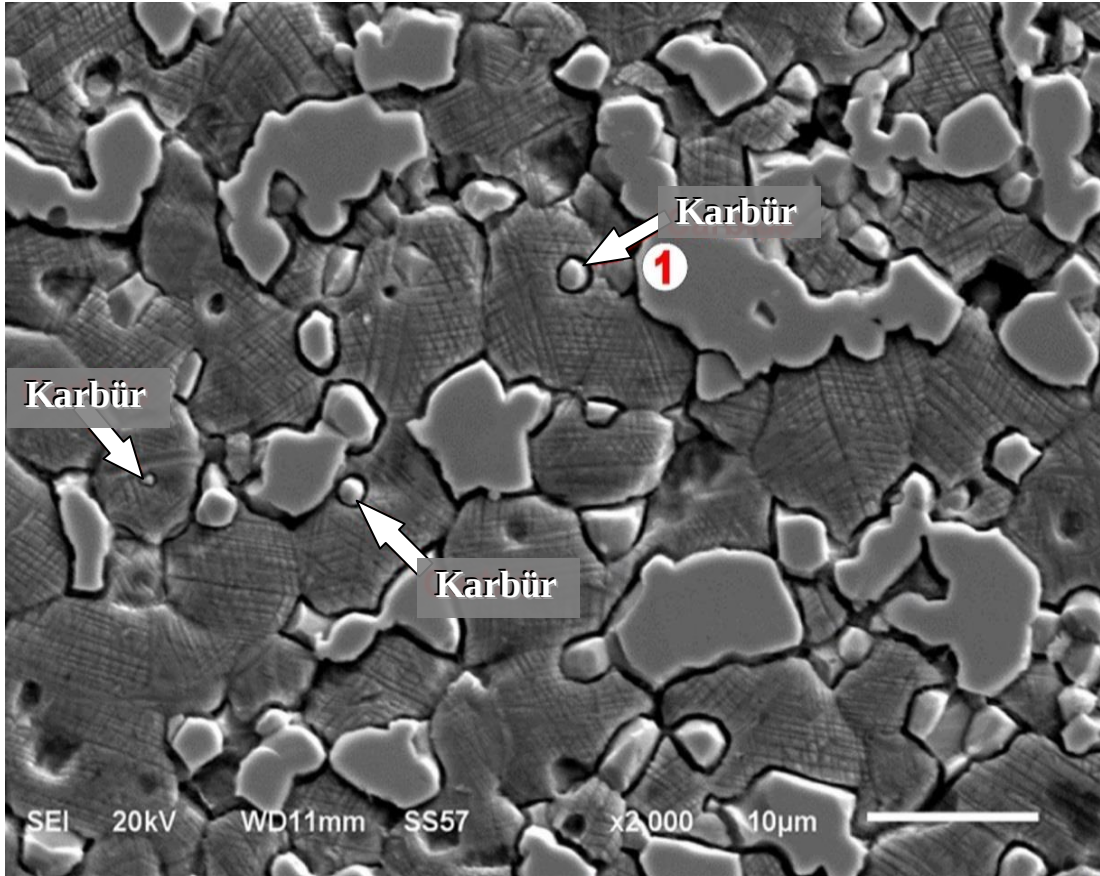
Şekil 5.3. Sinterlenmiş kompozitlerin SEM görüntüleri; a) matris alaşımı, b) %10 WC, c) %20 WC, d) %30 WC

SEM görüntülerinden tüm numunelerin eşeksenli tanelerden oluştuğu görülmektedir. Döküm yöntemleri ile üretilen Co esaslı süperalaşımların katılaşması esnasında, dendritlerarası bölgelerde ötektik reaksiyonlar meydana gelmektedir. Bu reaksiyonların sonucu olarak mikroyapının, Co bakımından zengin fazlar ile karbür fazlarının lameler karışımı tarafından kuşatılan YMK kristal yapıya sahip Co matris dendritlerinden oluştuğu bildirilmektedir (Zangeneh and Farhangi 2010). Döküm alaşımlarında karbürler iri boyutlu olup taneleri saran sürekli filmler halindedir (Kuzucu vd. 1997; Malayoglu and Neville 2003; Rosalbino and Scavino 2013; Ahmed et al. 2014). Karbürlerin sahip olduğu bu şekil, boyut ve dağılım biçimi malzemenin süneklik ve yorulma dayanımını olumsuz etkilemektedir (Giacchi et al. 2011). Şimdiki çalışmada homojen dağılım sergileyen karbürler ile ince ve eşeksenli matris tanelerinden oluşan bir mikroyapı elde edilmesi, T/M yönteminin sağladığı bir avantaj olarak karşımıza çıkmaktadır. Döküm yöntemi ile şimdiki çalışmada elde edilen mikroyapıya benzer bir mikroyapı elde edilebilmesi için özel tedbirlerin alınması gerekmektedir. Tüm döküm parametrelerinin

uygun seçilmesinin yanında kalıp yüzeylerinin çekirdekletiricilerle kaplanarak tane çekirdekleşmesinin ve katılaşmanın hızlandırılması bu tedbirlere örnek olarak verilebilir (Erickson 2005). %10 WC ilave edilen numunede belirgin olmamakla birlikte WC ilave edilen numunelerde taneler arası bölgelerde tüm mikroyapı boyunca homojen dağılım sergileyen iri boyutlu karbürler oluşmuştur. Artan WC oranıyla birlikte daha ince taneli bir matris elde edilirken bunun aksine taneler arası bölgelerde bulunan karbürler daha iri boyutlu duruma gelmişlerdir. Çalışmada kullanılan WC tozunun parçacık boyutu 1 μm 'nin altında olmasına rağmen %30 WC ilave edilen numunede boyutları 10 μm 'u aşan karbürler görülmektedir. Şimdiki çalışmada üretilen kompozitlerle benzer bir malzeme grubu olan WC-Co sermetlerde WC tanelerinin boyutunun özellikler üzerinde büyük etkiye sahip olduğu bildirilmektedir. Daha ince WC tanelerinin sertliği önemli ölçüde arttırmanın yanında mukavemet ve tokluğu da arttırdığı bildirilmektedir (Dreyer and Van Den Berg 1999; Fang et al. 2009). Son zamanlarda daha üstün özellikli malzemeler üretmek için toz üretim teknolojileri ile çok ince WC tozları (100 nm'nin altında) üretilmesine rağmen (Mccandlish 1996) bu tozların kullanımı dahi sinterleme esnasında meydana gelen tane irileşmesi nedeniyle arzu edilen ince mikroyapılı malzemelerin elde edilmesini sağlayamamıştır (Azcona et al. 2002). Sinterleme esnasında WC tane boyutunun irileşme mekanizmasını aydınlatmaya yönelik çalışmalar bulunmaktadır (Wittmann et al. 2002; Wang et al. 2008). Wang ve arkadaşları WC tanelerindeki irileşmenin 3 aşamada gerçekleştiğini rapor etmişlerdir. Onlara göre tane irileşmesinin başlangıç aşaması sinterleme sıcaklığına ulaşmak için yapılan ısıtma esnasında komşu WC parçacıklarının birleşmesi ile gerçekleşmektedir. Sinterleme sıcaklığındaki izotermal bekletme esnasında hem irileşme hem de birleşme ile tane büyümesinin devam ettiği sonucuna varmışlardır (Wang et al. 2008). Şimdiki çalışmada tane sınırlarında bulunan iri karbürlerin, Wang ve arkadaşları tarafından belirtilen mekanizma ile WC parçacıklarının sinterleme esnasında hem bir araya gelmeleri hem de irileşmeleri ile oluştuğu düşünülmektedir.

Şekil 5.4'te hem tane yapısının hem de matris ile diğer fazlar arasındaki ara yüzey bağlanmasının daha iyi görülebilmesi amacıyla %30 WC ilave edilmiş numuneden daha yüksek büyütme oranı ile alınan SEM görüntüsü verilmiştir. Görüntü incelendiğinde matris-karbür fazı ara yüzeyinde herhangi bir yapışmama emaresi olmadığı ve ara yüzeylerde oldukça iyi bir bağlanmanın meydana gelmiş olduğu görülmektedir. Şekil

5.3'te verilen SEM görüntüleri ile ilgili yukarıda yapılan açıklamalarda, tane sınırlarında iri boyutlu karbürlerin oluştuğu belirtilmişti. Şekil 5.4'teki SEM görüntüsünde tane sınırlarındaki iri karbürlerin dışında matris tanelerinin içerisinde ok işareti ile gösterilen hapsolmuş izole karbürlerin de bulunduğu görülmektedir. Tane sınırlarında bulunan karbürlerin aksine bu karbürler oldukça küçük boyutludur. İzole olan bu karbürlerin sinterleme işlemi esnasında tane sınırlarında yer alan diğer karbürler kadar irileşmemesi, sinterleme esnasında WC tanelerinin irileşmesinde en etkin mekanizmanın agregasyon olduğunu göstermektedir. SEM görüntüsünde ok işaretleri ile gösterilmiş olan izole karbürler her ne kadar tane sınırlarındaki karbürler kadar irileşmemiş olsalar da boyutları WC tozunun başlangıçtaki parçacık boyutundan daha büyüktür. EDS nokta analizi ile 1 numaralı okun gösterdiği karbürün bileşiminde ağırlıkça %64,081 W, %17,223 Co, %13,596 Cr, %1,259 C, %1,633 O, %1,247 Mo, %0,564 Ni ve %0,397 Fe bulunduğu tespit edilmiştir. XRD analizi ile ilgili açıklamalarda Lou ve arkadaşlarının, (Lou et al. 2003) HIP işlemi esnasında matris elementlerinin WC parçacıklarının içerisine difüze olduklarını belirten bulgularına yer verilmişti. Bir başka çalışmada Fincke ve arkadaşları (Fincke et al. 1994) termal spreyleme esnasında C'un WC'den metalik matris içerisine doğru, metalik matris içerisindeki Co'nun ise WC içerisine doğru difüze olduklarını rapor etmişlerdir. Bu açıklamalar ve 1 numaralı okun gösterdiği karbürün kimyasal bileşimi göz önünde bulundurulduğunda şimdiki çalışmada da sinterleme işlemi esnasında matris elementlerinin WC parçacıklarının içerisine difüze oldukları anlaşılmaktadır. Şekil 5.3'teki SEM görüntüleri ile ilgili açıklamalarda, başlangıç boyutu 1 μm 'nin altında olan WC parçacıklarının sinterleme esnasında hem bir araya gelerek hem de irileşerek büyük boyutlu karbür tanelerine dönüştüğü belirtilmişti. EDS analizi, bu irileşmede WC taneleri içerisine difüze olan matris elementlerinin de rol oynadığını göstermiştir.

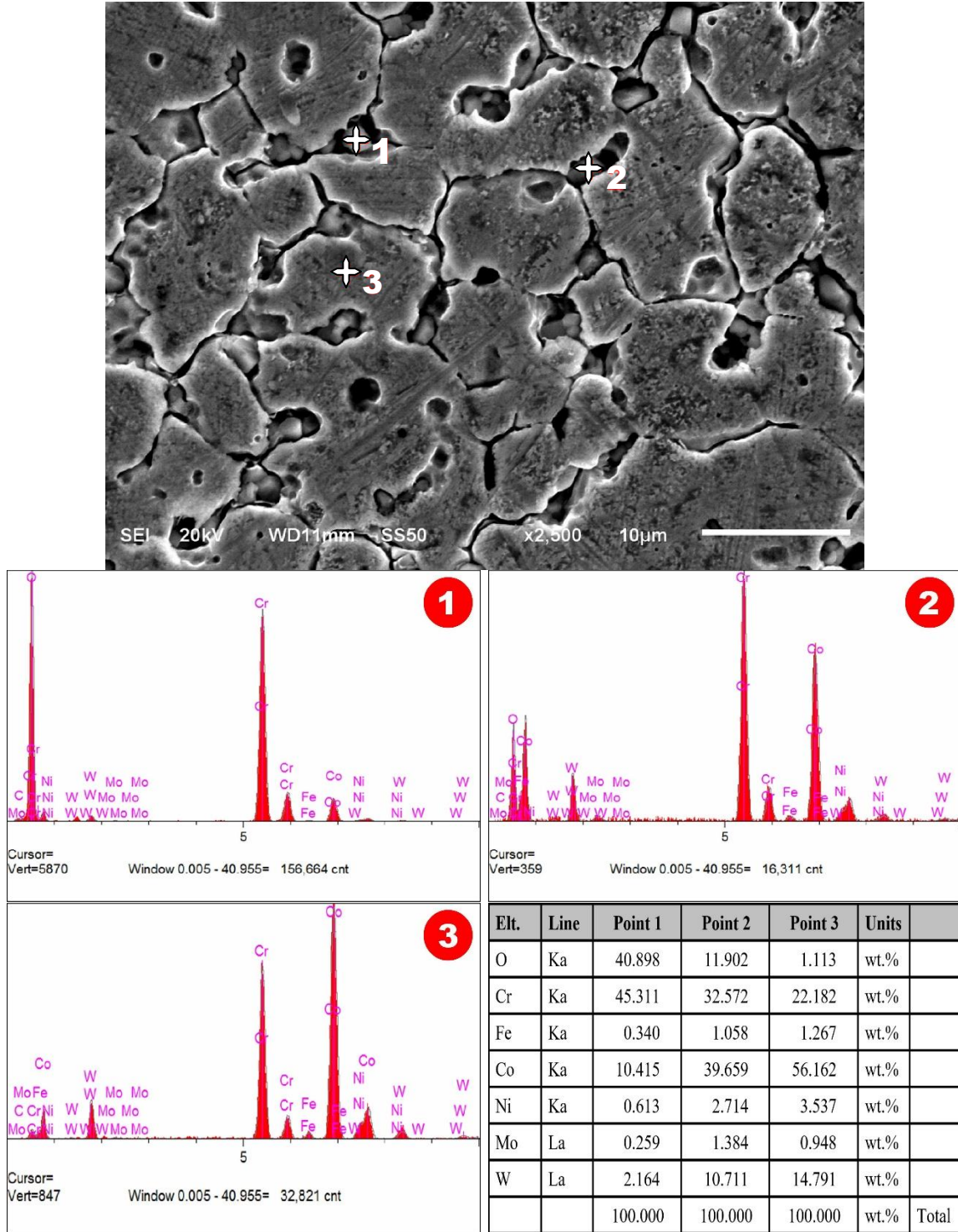


Şekil 5.4. %30 WC ilave edilmiş kompozitin SEM görüntüsü

Şekil 5.5'te WC ilave edilmemiş matris alaşımından alınan SEM/EDS analizine ait görüntüler verilmiştir. 1 numaralı bölgenin kimyasal bileşimi, burada görülen çökeltinin Cr tarafından oluşturulmuş bir oksit bileşiği olduğunu göstermektedir. XRD analizi, Cr'un oluşturduğu bu oksit bileşiğinin CrO_2 olduğunu göstermiştir. 2 numaralı bölgede yüksek oranda Co, Cr ve W bulunmaktadır. Co elementinin miktarı matris alaşımını oluşturmak için kullanılan Co miktarının altında olmasına rağmen Cr ve W elementlerinin oranları başlangıç tozuna ilave edilen değerlerden yüksektir. Çalışmada yüksek saflıkta element tozları kullanılmış olması ve matris alaşımında C elementi bulunmayışı, bu çökeltinin bir TCP fazı olduğunu göstermektedir. XRD analizi ile ilgili açıklamalarda da üretilen numunelerde TCP fazı olduğu ve TCP fazının pik şiddetinin takviyesiz matris alaşımında diğerlerine nazaran daha yüksek olduğu belirtilmişti. Seiser ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada da Co-Cr-W üçlüsü tarafından oluşturulmuş TCP fazları bulunduğu bildirilmiştir (Seiser et al. 2011). Şimdiki çalışmada hem oksit hem de TCP fazlarının blok morfolojiye sahip oldukları ve ağırlıklı olarak tane

sınırlarında oluşmuş oldukları görülmektedir. Co esaslı süperalaşımlarda hem iğnesel hem de blok morfolojiye sahip fazların çökelebileceği bildirilmektedir. İğnesel şekilli çökeltiler çatlak oluşumunda başlangıç noktası gibi davrandıkları için özellikler üzerinde kesin olarak zararlı etkileri vardır (Sims et al. 1987). Bununla birlikte süperalaşımlarda çökeltilerin tane sınırlarında sürekli bir film değil de birbiriyle bağlantılı olmayan ayrık parçacıklar şeklinde oluşmasının tane sınırı kaymasını engelleyerek mukavemeti arttırdığı bildirilmektedir (Sims et al. 1987; Sundararaman 2002; Mitchell et al. 2005; Gülsoy vd. 2016). TCP fazlarının genel olarak mekanik özellikleri olumsuz etkiledikleri kabul edilmesine rağmen Ni esaslı süperalaşımlarda blok morfolojiye sahip σ fazı çökeltileri oluşturarak alaşımı mukavemetlendirme denemelerinin yapıldığı bildirilmektedir (Sims et al. 1987). Yukarıdaki açıklamalara dayanılarak şimdiki çalışmada matris alaşımında oluşan blok morfolojiye sahip çökeltilerin sertlik ve mukavemet açısından faydalı olacakları düşünülmektedir.

Tane içerisinde bulunan 3 numaralı bölgeden alınan analiz, bu noktada Cr ve Co elementlerinin miktarının başlangıçta belirlenen kimyasal kompozisyondan düşük olduğunu göstermektedir. Özellikle Cr miktarının başlangıçta belirlenen orandan çok daha düşük olması, Cr'un oksit ve TCP fazlarını oluşturmuş olmasından kaynaklanmaktadır. Co miktarındaki azalma ise 2 numaralı noktanın kimyasal bileşiminden de görüleceği üzere TCP fazlarının önemli miktarda Co içermesine bağlanmaktadır.



Şekil 5.5. WC ilave edilmemiş matris alaşımından alınan SEM/EDS nokta analizine ait görüntüler

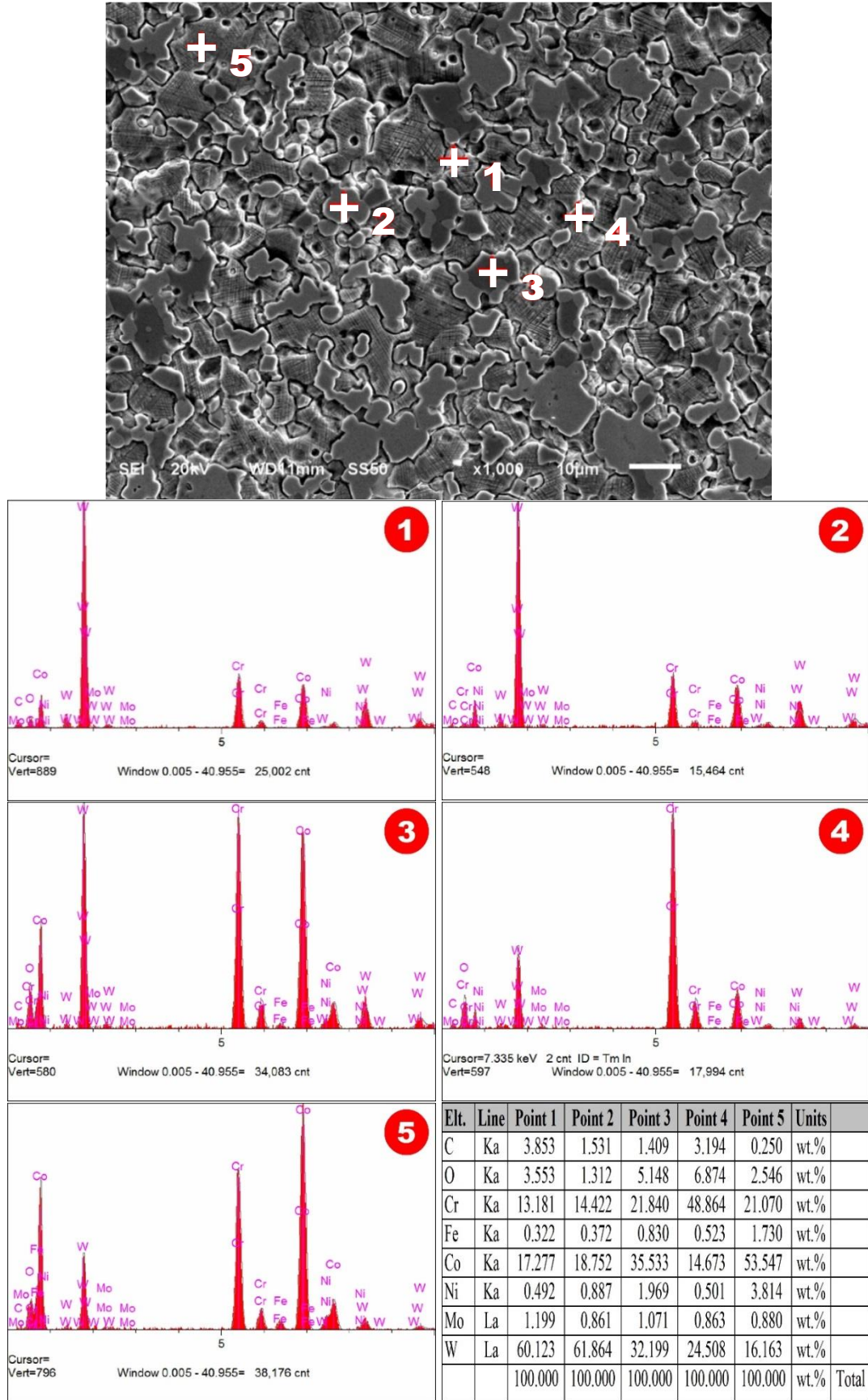
Şekil 5.6’da %30 WC takviyesi yapılmış numuneden alınan SEM/EDS nokta analizlerine ait görüntüler verilmiştir. 1 numaralı bölgede yüksek miktarda W ve C bulunması, bu fazın WC fazı olduğunu göstermektedir. Çalışmada kullanılan WC tozu %99,5 saflığa

sahip olmasına rağmen 1 numaralı bölgedeki WC tanesinin içerisinde W ve C elementlerinin yanında tüm matris elementlerinin de bulunduğu görülmektedir. Dikkat çekici bir detay, bu elementlerin WC tanesi içerisindeki oranlarının matristeki oranlarıyla orantılı olmasıdır. Diğer bir ifadeyle matristeki oranı yüksek olan elementin WC tanesi içerisindeki oranı da yüksektir. Bu durum SEM görüntüleri ilgili literatüre dayandırılarak yapılan açıklamalarda da belirtildiği gibi sinterleme esnasında meydana gelen difüzyonun sonucudur. 2 numaralı bölgenin EDS nokta analizi ile belirlenen bileşiminden, burada görülen fazın bir karbür fazı olduğu ve bu fazın ana bileşeninin W olduğu anlaşılmaktadır. 1 numaralı bölgenin kimyasal bileşimi ile kıyaslandığında bu karbür fazının karbon oranının yaklaşık %50 daha düşük olduğu görülmektedir. Tu ve arkadaşları, (Tu et al. 1985) W_2C 'nin C oranının, WC'nin karbon oranının yaklaşık yarısı kadar olduğunu bildirmişlerdir. Bu açıklama göz önünde bulundurulduğunda 2 numaralı bölgede görülen karbürün W_2C olduğu söylenebilir. Tu ve arkadaşları, hava ortamında yapılan plazma sprej prosesi esnasında meydana gelen dekarbürizasyonun, WC'nin karbon miktarını azaltarak W_2C 'ye dönüşmesine yol açtığını bildirmişlerdir (Tu et al. 1985). Şimdiki çalışmada da W_2C fazının takviye elemanı olarak kullanılan WC parçacıklarının dönüşümü sonucu oluştuğu açıktır. Ancak şimdiki çalışmada dönüşümün Tu ve arkadaşlarının belirttiği gibi oksijenin yol açtığı dekarbürizasyon mekanizması ile değil, difüzyon nedeniyle C'un matrise geçerek WC'den tahliye olması şeklinde gerçekleştiği düşünülmektedir.

3 numaralı noktada bulunan fazın kimyasal bileşimi 2 numaralı bölgenin kimyasal bileşimi ile kıyaslandığında daha yüksek oranda Co içerdiği görülmektedir. Co ve W oranlarının birbirine çok yakın olduğu bu noktada C elementinin de bulunması, bu fazın Co_3W_3C karbürü olduğunu düşündürmektedir. XRD analizinde bu karbüre ait piklerin görülmesi de bu düşüncüyü desteklemektedir. 4 numaralı noktada bulunan fazın kimyasal bileşiminin diğer noktalardan farklı olarak yüksek oranda Cr içerdiği görülmektedir. XRD analizi ile Cr'un oksit ve TCP fazları oluşturmuş olduğunun tespit edilmiş olması, akla hemen bu fazın Cr tarafından oluşturulmuş bir oksit veya TCP bileşiği olabileceği fikrini getirmektedir. Ancak bu noktada yüksek oranda C bulunması, bu noktadaki fazın bir karbür olduğunu göstermektedir. XRD analizinde TCP fazına ait piklerin şiddetinde artan WC oranıyla birlikte bir azalma olduğu ifade edilmişti. Bu durum, Cr'un karbürlere difüze olarak matris içerisindeki miktarının azalmasına bağlanmıştı. Bu bölgede bulunan

karbür, yukarıda söylenenlere ek olarak TCP fazlarına ait piklerin şiddetinin azalmasında, karbür oluşturduğu için Cr'un matris içerisindeki oranının azalmasının da etkili olduğunu göstermektedir. Lee ve arkadaşları, (Lee et al. 2012) bir TCP fazı olan sigma fazının varlığının Cr tarafından oluşturulan karbürlerin oluşum oranını azalttığını ve bunun tam tersinin de geçerli olduğunu bildirmişlerdir. Şimdiki çalışmada saf element tozları kullanılarak üretim yapıldığından hem TCP hem de Cr karbürler sinterleme esnasında oluşmaktadırlar. İki faz da Cr tarafından oluşturulduğundan birinin oluşumunun diğerinin oluşum oranını azaltacağı söylenebilir ve öyle de olmuştur.

Matriste yer alan 5 numaralı bölgenin SEM/EDS nokta analizi ile belirlenen kimyasal bileşiminin deneysel çalışmalara başlarken belirlenen oranlardan farklı olduğu görülmektedir. Bu farklılık, matris elementlerinin karbürlere dâhil olmalarından kaynaklanmaktadır ve genel olarak oranların başlangıçta belirlenmiş oranlardan düşük olması şeklindedir. Dikkat çeken bir ayrıntı bu noktadaki W ve C elementlerinin miktarlarıdır. Matris alaşımı hiç C içermeyecek şekilde tasarlanmış olmasına rağmen sinterleme işleminden sonra bir miktar C içermektedir. Ayrıca matris alaşımına ağırlıkça %5,5 W ilave edilmişken 2 numaralı bölgede %16'dan fazla W bulunmaktadır. Bu durum, yukarıda verilen literatür bilgileri (Fincke et al. 1994; Lou et al. 2003) ve yapılan açıklamalara uygun olarak sinterleme esnasında matris elementlerinin WC parçacıklarının içerisine, WC parçacıklarındaki W ve C elementlerinin de matris içerisine difüze olmasındandır. Hem yoğunluk ölçümleri hem de SEM görüntüleri ile ilgili açıklamalarda matris ve karbür fazları arasında kuvvetli bir arayüzey bağının olduğu bildirilmişti. EDS analizi ile elde edilen kompozisyonlarda karbürlerin matris elementlerini, matrisin ise başlangıçta hazırlanan toz karışımından daha yüksek oranda W ve C elementlerini içermesi, sinterleme işlemi esnasında çok etkin bir difüzyonun gerçekleştiğini göstermektedir. Ara yüzeyde oldukça iyi bir bağlanmanın elde edilmesinde bu difüzyonun kuşkusuz önemli bir rolü bulunmaktadır.



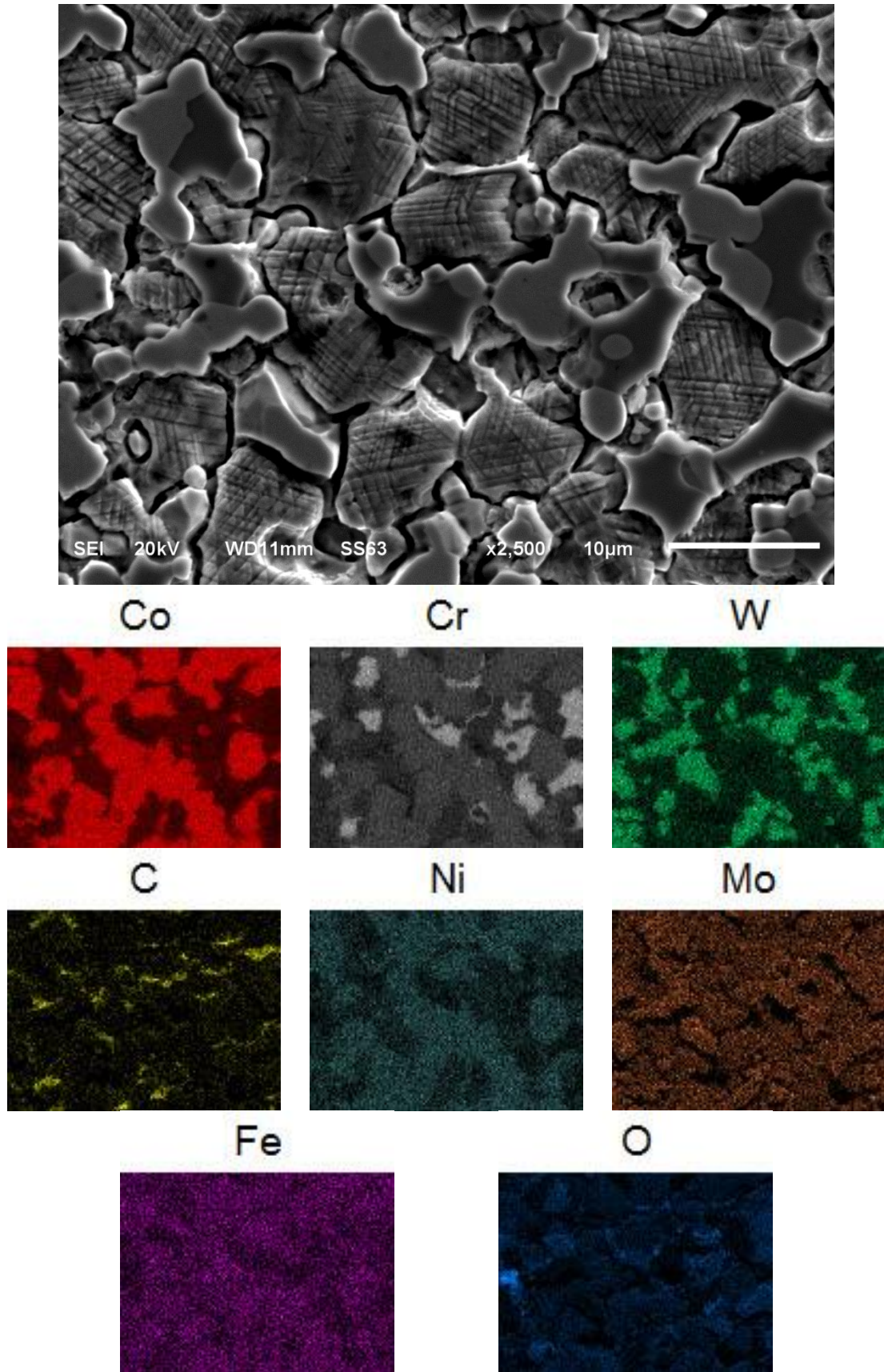
Şekil 5.6. %30 WC ilave edilmiş numuneden alınan SEM/EDS nokta analizine ait görüntüler

Şekil 5.7’de %30 WC takviyesi yapılmış numuneden alınan SEM elementel haritalama analizine ait görüntüler verilmiştir. W ve C elementine ait görüntülerden bu elementlerin miktar olarak büyük bölümünün karbürlerin içerisinde bulunduğu, bununla birlikte düşük miktarda da olsa matris içerisinde de var oldukları görülmektedir. Yukarıda da belirtildiği gibi sinterleme işlemi esnasında matris elementleri WC parçacıklarına difüze olurken WC parçacıklarındaki W ve C elementleri de matris içerisine difüze olmaktadır. Bunun sonucu olarak Co, Cr, Mo, Fe ve Ni elementleri sadece matriste değil düşük miktarda karbür fazları içerisinde de yer almaktadırlar. Literatürde hem Ni esaslı hem de Co esaslı süperalaşımlarda matris elementlerinin karbürlere dahil olduğunu bildiren çok sayıda çalışma bulunmaktadır (Sims et al. 1987; Özgün vd. 2012; Özgün vd. 2013; Rosalbino and Scavino 2013; Gülsoy vd. 2016). Örnek olarak HIP ile üretilen Stellite 6 süperalaşım parçalarda $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin Cr elementine ek olarak Co, W, Fe, Ni ve Si elementlerini içerdiği rapor edilmiştir. (Rosalbino and Scavino 2013) Yine benzer şekilde Gülsoy ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada Stellite 6 alaşımında temel bileşeni Cr olan ve Cr’a ek olarak matris elementlerini de içeren karbürlerin oluştuğu bildirilmiştir (Gülsoy vd. 2016).

Süperalaşımlar için temel alaşım elementi olan Cr’a (Sims et al. 1987) ait haritalama görüntüsü incelendiğinde, Cr’un tüm mikroyapıda bulunduğu görülmektedir. Ancak bazı bölgelerde Cr miktarında belirgin bir artış olmaktadır. Cr miktarının yüksek olduğu bu bölgelerde Co ve W elementlerinin miktarı azalırken C miktarında ciddi bir artış olduğu görülmektedir. Bu bölgelerin W tarafından oluşturulmuş karbürlere bitişik olması, sinterleme esnasında WC parçacıklarından tahliye olan C elementinin Cr ile karbür oluşturduğunu göstermektedir. C’un WC içerisinden tahliyesi, XRD ve EDS nokta analizleri ile belirlenen daha düşük C’lu W_2C ve Co_3W_3C karbürlerinin oluşmasına yol açmıştır. Haritalama analizine ait SEM görüntüsünden Cr tarafından oluşturulan karbürlerin daha koyu renkli oldukları görülmektedir. Süperalaşımlarda karbürlerin yüksek sıcaklıklarda oksitlendikleri bildirilmektedir (Jiang et al. 1999). Oksijen elementine ait görüntü, karbürlerin bulunduğu bölgelerde oksijen miktarında belirgin bir artış olduğunu göstermektedir.

Co esaslı süperalaşımlara YMK kristal yapıyı kararlı hale getirmek için ilave edilen Ni ve Fe’in (Sims et al. 1987) matris içerisinde homojen bir dağılım sergiledikleri

görülmektedir. Bu elementler gibi Mo de matris içerisinde homojen bir dağılım sergileyerek katı çözelti sertleşmesine katkı sağlamaktadır. Map analizi görüntüleri mikroyapıda sürekli bir film şeklinde oluşmuş bir faz bulunmadığını göstermiştir. Sürekli bir film halinde oluşan fazlar mekanik özellikler açısından arzu edilmezler (Sims et al.1987; Gülsoy vd. 2016).

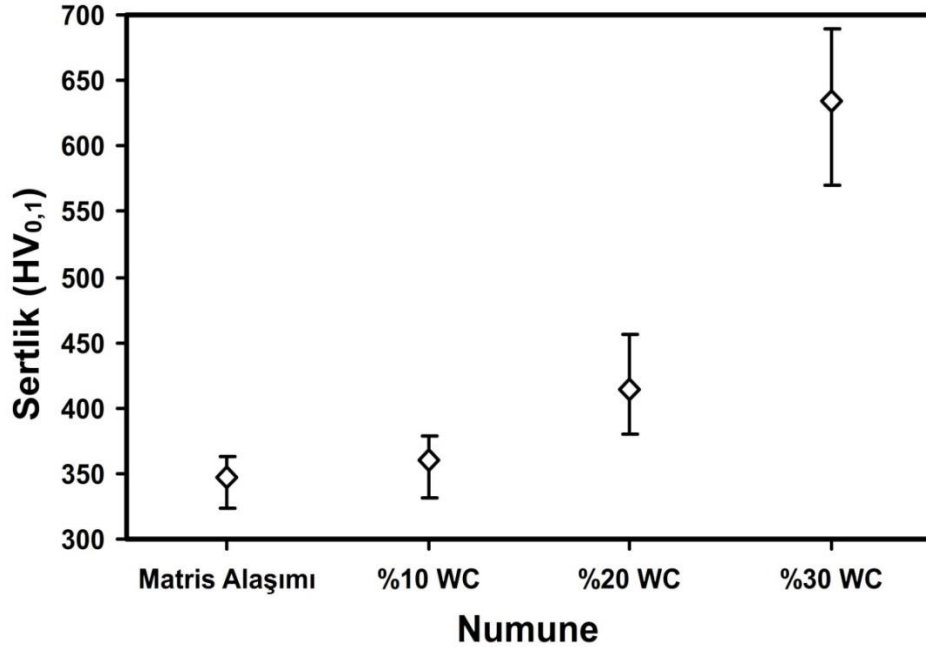


Şekil 5.7. %30 WC ilave edilmiş numuneden alınmış SEM elementel mapping analizine ait görüntüler

Şekil 5.8.'da üretilen kompozit malzemelerden elde edilen sertlik değerleri verilmiştir. Artan WC oranıyla birlikte sertlik değerleri de artmaktadır. Ancak sertlikteki artış ile WC oranındaki artış arasında doğrusal bir ilişki bulunmamaktadır. %10 ve %20 WC ilaveleri sertlikte bir miktar artış sağlarken WC oranının %30'a çıkmasıyla sertlik çok çarpıcı bir artış göstermiştir. Takviye yapılmamış matris alaşımının ortalama sertliği 347,15 HV_(0,1) olarak ölçülmüştür. Gülsoy ve arkadaşları tarafından toz enjeksiyon kalıplama (TEK) tekniği ile şekillendirilen Stellite 6 alaşımının 1200 °C'de sinterlenmesi sonucu elde edilen sertlik değerinin 256,75 HV_(0,1) olduğu rapor edilmiştir (Gülsoy vd. 2016). Şimdiki çalışmada karbon içermediği gibi WC takviyesi de yapılmamış olan matris alaşımında, Gülsoy ve arkadaşlarının C içeren Stellite 6 alaşımından 1200 °C'de sinterledikleri malzemede elde ettiklerinden daha yüksek bir sertlik değerine ulaşılması şaşırtıcı olmuştur. Bu şaşırtıcı durumun 2 farklı nedenden kaynaklandığı düşünülmektedir. SEM ve SEM/EDS incelemeleri matris alaşımında büyük çoğunluğu tane sınırlarında olmak üzere bol miktarda oksit ve TCP fazı çökeltisi oluştuğunu göstermiştir. Sertliğin yüksek çıkmasındaki birinci neden bu fazların varlığıdır. Sertlik değerleri arasındaki farklılıkta etkili olduğu düşünülen ikinci neden ise ulaşılan bağıl yoğunluk değerlerinin farklı olmasıdır. Şimdiki çalışmada matris alaşımında ulaşılabilen ortalama bağıl yoğunluk değeri %94'e yakın iken Gülsoy ve arkadaşları 1200 °C'deki sinterleme sonucu daha düşük bağıl yoğunluğa ulaşmışlardır (yaklaşık 90%). Gülsoy ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada sinterleme sıcaklığının 1275 °C'ye çıkarılması ve dolayısıyla bağıl yoğunluğun %98'in üzerine çıkmasıyla elde edilen sertliğin ortalama 428,25 HV_(0,1)'e ulaşması, (Gülsoy vd. 2016) bağıl yoğunluğun etkisini açıkça göstermektedir.

%30 WC ilave edilmiş numunelerden ölçülen ortalama sertlik değeri 635,1 HV_(0,1) olmuştur. Literatürde döküm ve geleneksel T/M ile üretilen Stellite 6 alaşımlarının sertliğinin yaklaşık 400 HV olduğu bildirilmektedir (Stoloff 2005; Crook 1990). Yu ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada kum döküm ve HIP olmak üzere iki farklı yolla Stellite 6 süperalaşım parçalar üretilmiştir. Söz konusu çalışmada dökümle üretilen Stellite 6 parçaların sertliğinin 402,6±20,9 HV_(2,94 N) olduğu, HIP ile üretilen parçaların ise 419,1±9,90 HV_(2,94 N) sertliğe sahip oldukları bildirilmiştir (Yu et al. 2009). Ahmed ve arkadaşları HIPlenmiş malzemelere uygulanan ikinci bir HIP işlemi ile sertlik değerinin 459,3±10,4 HV_(2,94 N)'a ulaştığını bildirmişlerdir (Ahmed et al. 2014). Şimdiki çalışmada %20 WC ilave edilen numunelerde ulaşılan sertlik değerleri yukarıda belirtilen Stellite 6

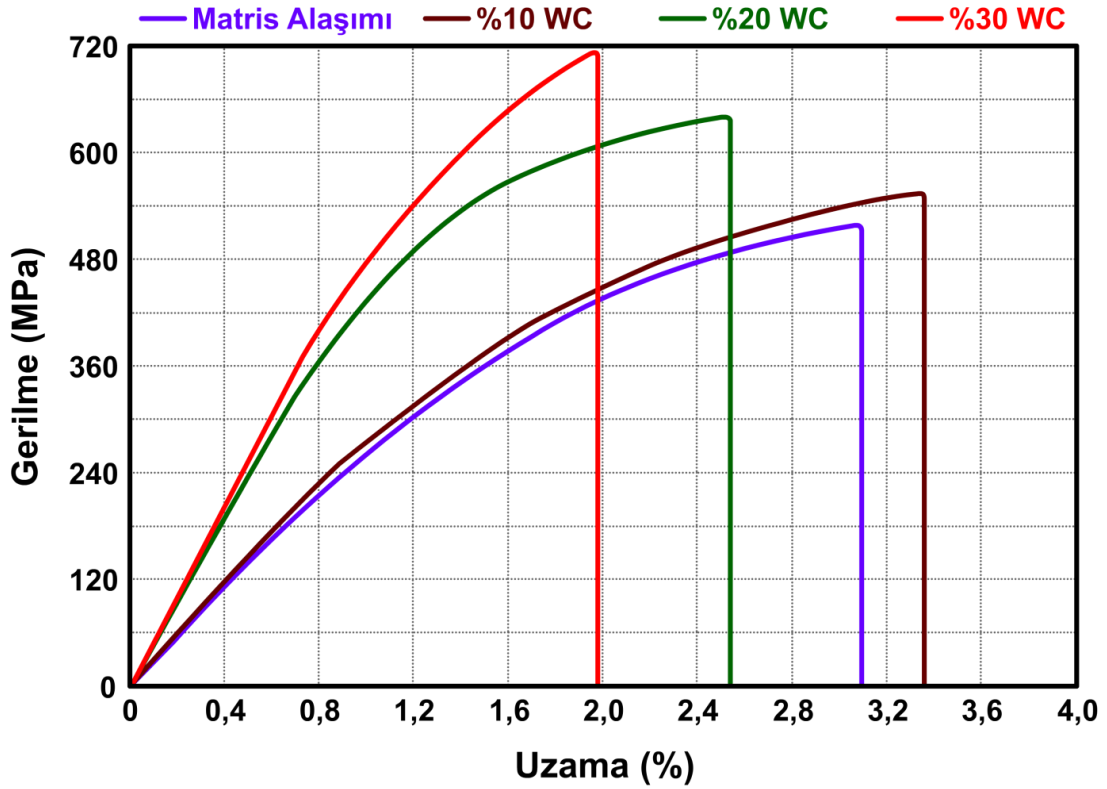
alaşımının literatürdeki sertlik değerlerine yakinken %30 WC takviyesi ile sertliğin Stellite 6 alaşımına kıyasla çok daha yüksek bir değere ulaştığı görülmüştür. Bu durum XRD, SEM ve EDS analizleri ile açıklanan mikroyapıdaki sert fazların varlığına bağlıdır.



Şekil 5.8. Üretilen kompozitlerin sertlik değerleri

Şekil 5.9’da üretilen kompozitlere uygulanan çekme testlerinden elde edilen ortalama gerilme-%uzama eğrileri verilmiştir. En düşük çekme mukavemetine takviye edilmemiş matris alaşımında ulaşılmıştır. Bu değer ortalama 522,6 MPa’dır. Karbon içermediği için matris alaşımının daha yüksek bir uzama sergileyeceği beklenirken beklenenden daha düşük bir süneklikle karşılaşılmıştır. Bu durumun XRD, SEM ve EDS analizleri ile belirlenen oksit ve TCP fazlarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Süneklik değerinin düşük çıkmasında matris alaşımının sahip olduğu düşük bağıl yoğunluğun da etkisi bulunmaktadır. Bu düşüncüyü daha yüksek bağıl yoğunluğa ulaşılmış olan %10 WC ilave edilmiş numunenin daha yüksek bir süneklik sergilemesi de desteklemektedir. %10’un üzerindeki WC ilavelerinin akma ve çekme mukavemetlerini ciddi bir şekilde arttırdığı, buna karşılık sünekliği azalttığı görülmektedir. Yüksek WC takviyesi yapılmış numunelerde daha yüksek bağıl yoğunluğa ulaşılmış olmasına rağmen sünekliğin azalmasında bu numuneler içerisindeki karbür fazlarının etkili olduğu açıktır. Ancak elde edilen %uzama değerlerinin yine de literatürde dökümle üretilmiş Stellite 6 alaşımının

%uzama değerinden (<%1) (Crook-1990) daha yüksek olduğu görülmektedir. En yüksek çekme mukavemetini %30 WC ilave edilmiş kompozitler sağlamıştır. Bu numunelerde ulaşılan ortalama çekme mukavemeti 717,8 MPa olmuştur.



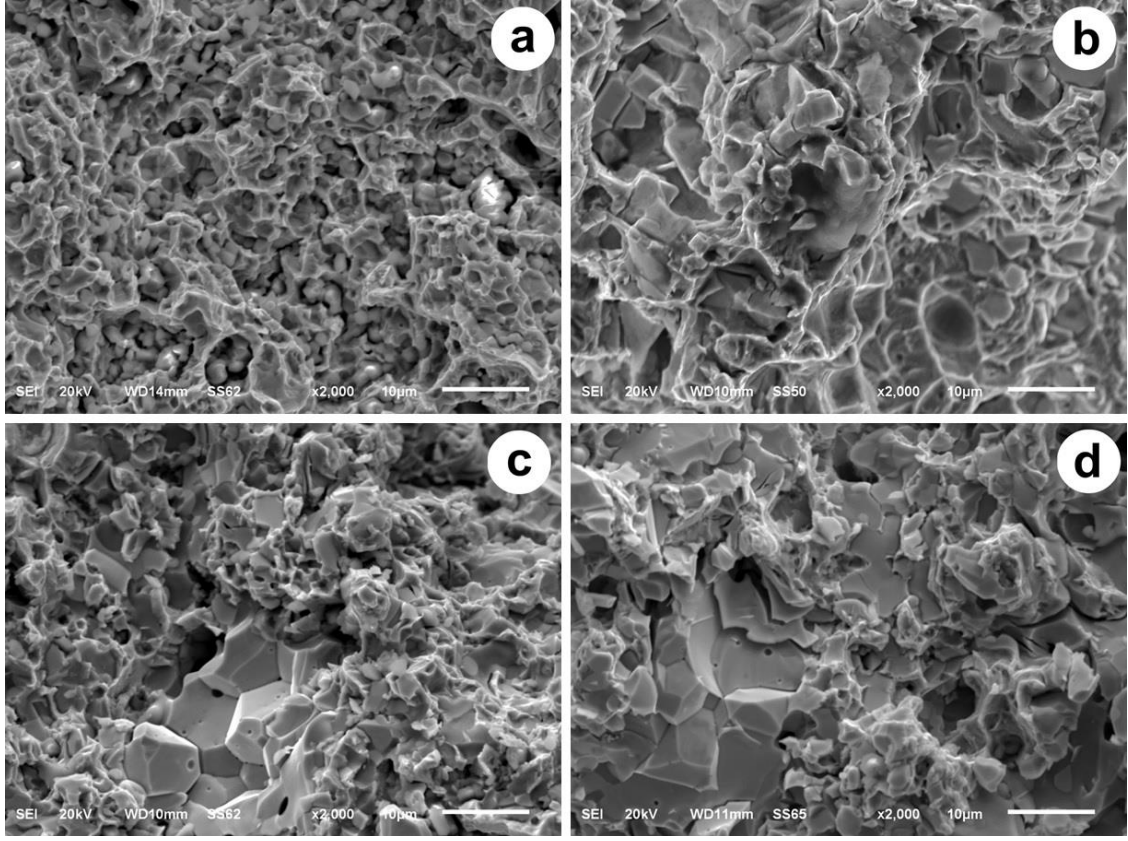
Şekil 5.9. Üretilen kompozitlerin çekme deneyi sonucu elde edilen stress-strain eğrileri

Şimdiki çalışmada Gülsoy ve arkadaşları tarafından TEK ile üretilen Stellite 6 alaşımlarından (Gülsoy vd. 2016) oldukça yüksek sertlik değerleri elde edilmiş olmasına rağmen daha düşük mukavemet değerleri elde edilebilmiştir. Aradaki bu farkın mikroyapı özelliklerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Gülsoy ve arkadaşlarının ürettikleri Stellite 6 alaşımında tüm mikroyapı boyunca tane sınırlarına yerleşmiş ince boyutlu karbür çökeltileri oluşmuş iken şimdiki çalışmada sinterleme işlemi esnasında yukarıda belirtilen sebeplerden dolayı Gülsoy ve arkadaşlarının ürettikleri malzemelerin mikroyapısındaki karbürlerden çok daha iri karbürlerin oluştuğu görülmüştür.

Şekil 5.10'da çekme deneyi sonrasında kırılma yüzeylerinden alınmış SEM görüntüleri verilmiştir. Tüm numunelerin kırılma yüzeylerinde matris içerisine gömülü sert fazlar bulunmaktadır. Matris alaşımının ve %10 WC ilave edilen numunenin kırılma yüzeylerinde sünek kırılmaya işaret eden bol miktarda gamze şeklinde çukurcuk oluşumu

görülmektedir. Bu numunelerde görülen sert fazların boyutları %20 ve %30 WC ilave edilmiş numunelerde bulunanlardan daha küçüktür. WC oranındaki artışla sert fazların miktarı ve boyutları artmakta ve daha gevrek bir kırılma yüzeyi ortaya çıkmaktadır. %20 ve %30 WC ilave edilmiş numunelerde bir araya gelerek irileşmiş WC parçacıkları net bir şekilde görülmektedir. Bu, SEM incelemeleri ile ilgili açıklamalarda yer alan, sinterleme esnasında WC parçacıklarında meydana gelen irileşmede en etkili mekanizmanın WC parçacıklarının agregasyonu olduğu tespitini desteklemektedir.

Şekil 5.10c ve 5.10d'den kırılmanın hem WC parçacıklarının bir araya gelerek oluşturduğu iri karbür fazına ait taneler arasından hem de matris-karbür fazı ara yüzeylerinden meydana geldiği net olarak görülmektedir. Daha önce yapılmış çalışmalarda da bu çalışmadakine benzer şekilde kırılmanın matris ile karbürlerin ara yüzeyinde meydana geldiği rapor edilmiştir (Da Silva et al. 2011; Özgün vd. 2015; Gülsoy vd. 2016). Özellikle %20 ve %30 WC içeren numunelerin kırılma yüzeylerindeki sert fazlarda meydana gelmiş çatlaklar dikkat çekmektedir. Bu durum, kırılma esnasında bu fazların çatlak oluşumunda başlangıç noktalarını teşkil ettiklerini göstermektedir. Sert fazların miktarının artması önemli olduğu kadar boyutları da kırılma davranışını etkilemektedir. Kırılmada sert fazlar çatlak oluşumuna öncülük ettikleri için iri boyutlu karbürlerin çatlak oluşumunu hızlandırdıkları düşünülmektedir. Daha küçük boyutlu sert fazlar içeren matris alaşımı ve %10 WC ilave edilmiş numunelerin daha yüksek %uzama sergilemeleri de bu düşünceyi desteklemektedir.



Şekil 5.10. Üretilen kompozitlerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri; a) matris alaşımı, b) %10 WC, c) %20 WC, d) %30 WC

6. SONUÇLAR

Bu çalışmada T/M tekniği ile yüksek saflıktaki element tozları ve çok küçük boyutlu WC takviye elemanı kullanılarak kobalt esaslı süperalaşım matrisli kompozit malzemeler üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonundan aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır:

- 1240 °C’de gerçekleştirilen geleneksel sinterleme işlemi ile üretilen kompozit parçalarda oldukça yüksek bağıl yoğunluk değerlerine ulaşılmıştır. Artan WC takviye oranının, sinterlenebilirliği ve dolayısıyla ulaşılabilen bağıl yoğunluk değerlerini arttırdığı görülmüştür. %30 WC ilave edilen numunelerde neredeyse teorik yoğunluğa ulaşılmıştır. Bu kompozitlerin HIP gibi pahalı işlemlere gerek kalmadan geleneksel sinterleme ile bu denli yüksek bağıl yoğunluğa ulaşmaları önemli bir avantajdır.
- SEM incelemeleri, özellikle yüksek oranda WC ilave edilen kompozitlerin ince matris taneleri ve mikroyapı boyunca homojen dağılım sergileyen karbür fazlarından oluştuğunu göstermiştir. Yüksek oranda WC ilave edilen kompozitlerde karbür fazlarının sinterleme esnasında irileştiği, bu irileşmede başta agregasyon olmak üzere farklı mekanizmaların etkili olduğu görülmüştür.
- Çalışmada yüksek saflıktaki element tozlarından hazırlanan matris alaşımına yüksek saflığa sahip ince boyutlu WC parçacıkları ilave edilmiş olmasına rağmen XRD, SEM ve EDS analizleri üretilen kompozitlerde farklı bileşik ve karbürlerin oluştuğunu göstermiştir. WC ilave edilmemiş matris alaşımında Cr miktarının yüksekliğine bağlı olarak oksit ve TCP fazı bileşikleri oluşurken, sinterleme işlemi esnasında difüzyon yoluyla gerçekleşen dönüşümler, WC ilave edilmiş kompozitlerde W_2C , Co_3W_3C ve Cr karbür bileşiklerinin oluşmasına neden olmuştur.

- Üretilen kompozitlerde artan WC oranıyla birlikte sertlik değerleri de artmıştır. %30 WC ilave edilen kompozitlerde Stellite 6 alaşımına kıyasla oldukça yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır.
- Artan WC ilave oranı, mukavemet değerlerini arttırırken sünekliğin azalmasına yol açmıştır. Ancak elde edilen yüksek sertlik değerlerine rağmen çekme testlerinde numuneler bir miktar uzama göstermişlerdir. Bu, üretilen kompozitlerin döküm yöntemi ile üretilmiş Stellite 6 alaşımı ile kıyaslandıklarında çok daha yüksek sertliğin yanında yeterli tokluğa da sahip oldukları anlamına gelmektedir.
- Şimdiki çalışmada elde edilen mikroyapı ve mekanik özellikler birlikte ele alındığında bu kompozitlerin, kimyasal bileşimin modifikasyonu ve sinterleme parametrelerinin optimizasyonu üzerine ileride yapılacak çalışmalar ile daha ince karbürlerin homojen dağılım sergileyeceği bir mikroyapıya ve dolayısıyla daha üstün mekanik özelliklere kavuşturulabileceği düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

Ahmed R, Ashraf A, Elameen M, Faisal NH, El-Sherik AM, Elakwah YO, Goosen MFA (2014) Single asperity nanoscratch behaviour of HIPed and cast Stellite 6 alloys, Wear 312: 70–82

Ahmed R, Lovelock HDV, Faisal NH, Davies S (2014) Structure–property relation ships in a CoCrMo alloy at micro and nano-scales, Tribol Int 80: 98–114

Ak DH (2014) Yüksek Lisans tezi geleneksel toz metalurjisi yöntemiyle üretilen AISI 3041 ve AISI 316l östenitik paslanmaz çeliklerin özelliklerine sinterleme koşullarının etkisi

Akmandor İS, Erdem MS (2004) Uçak Motoru Ve Elektrojen Gruplarındaki Gaz Türbini Teknolojisindeki ilerlemeler, Malzeme, Yüzey Teknolojileri ve imalat Süreçlerindeki Gelişmeler, Mühendis ve Makina 528: Ocak 9-15

Altın A (2005) Inconel 718 süperalaşımli çeliğin islenebilirliğinin incelenmesi, doktora tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Ankara 1-35, 138-142

Anık S, Dikicioğlu A, Vural M (1999) İmal Usulleri, İ.T.Ü Makina Fakültesi İstanbul

Arıcasoy O (2006) Kompozit Sektör Raporu, İTO-0017049 İstanbul Ticaret Odası Yayınları 25-29

ASM Handbook (1998) Powder Metal Technologies and Applications Volume 7

Ataş A (2003) Alaşımli Demir Tozu Peletlerinin Sinterleme Sonrası Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi İ.T.Ü F.B.E İstanbul

Azcona I, Ordóñez A, Sánchez JM, Castro F (2002) Hot isostatic pressing of ultrafine tungsten carbide-cobalt hardmetals J Mater Sci 37: 4189–4195

Boyer RR (1996) An overview on the use of titanium in aerospace industry, *Journal of Material Science and Engineering Part A213*: 103-114

Broutman LJ, Krock RH (1974) *Composite materials Volume 1 Interfaces in metal matrix composites*, Academic Press INC New York

Bulut M (2014) Türkiye’de Kompozit Malzeme Üretimi ve Kompozit Malzeme Sektörünün Genel Değerlendirilmesi Gazi Üniversitesi

Buytoz S (1999) Al matrisli Al₂O₃ takviyeli kompozit malzemelerin katı hal birleştirme teknikleri ile kaynak edilebilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Elazığ 35-42

Caldwell SG (1990) Tungsten heavy alloy design Manual, Allegheny Technologies Compony USA 6,7

Choudhury IA, El-Baradie MA (1998) Machinability of nickel-base super alloys: A general review. *Journal of Materials Processing Technology* 300(3-4): 278-284

Crook P (1990) Cobalt and Cobalt Alloys, in: *ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol 2: 1404–1424

Çalığülü U, Dikbaş H, Taşkın M, (2006) Sıcak presleme yöntemiyle imal edilmiş SiCp takviyeli Al esaslı kompozitlerin difüzyon kaynağında sürenin birleşme üzerindeki etkisinin incelenmesi, *Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi* 18(3): 437-443

Çanakçı A (2006) AA\2024 matrisli B₄C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Vortex Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Trabzon

Çiğdem M (2006) İmal Usulleri, Çağlayan Kitap Evi İstanbul sf. 329-354

Da Silva WS, Souza RM, Mello JDB, Goldenstein H (2011) Room temperature mechanical properties and tribology of NICRALC and Stellite casting alloys, *Wear* 271: 1819–1827

Dehmas M, Lacaze J, Niang A, Viguiet B (2011) TEM study of high-temperature precipitation of delta phase in Inconel 718 alloy, *Adv Mater Sci Eng* 2011: 1–9

Demir A (1992) Toz Metal Bir Çeliğin Mekanik Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi Gazi Üniversitesi Ankara

Demir O (2012) Süperalaşımların İşlenmesine Yönelik SiAlON Seramiklerin Tane Sınır Fazı Kristalizasyonunun İncelenmesi Şeyh Edebalı Üniversitesi Bilecik

Donachie MJ, Donachie SJ (2002) Superalloys: A technical guide, ASM International Materials Park OH

Dörtbölük C (2006) Alüminyum matrisli kompozit malzemelerin toz metalurjisi yöntemiyle üretilmesi ve karakterizasyonu, Bilim Uzmanlığı Tezi Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Karabük 17-28

Dreyer K, Van Den Berg H (1999) Carbide makers rise to the challenge, Met Powder Rep 54(4): 14–19

Dunkley JJ (1998) Atomization, Powder Metallurgy, Metal Handbook ASM International Publ England 7(9): 111-112

Ekinci VŞ (2007) Alümina takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzeme üretimi ve mekanik özelliklerinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Ankara 1-54

Ephraim D, Roller Mills (2006) Precisely reducing particle size with greater efficiency, Powder Bulk Eng 06

Erden İO (2005) Alüminyum–silisyum nitrür kompozit malzemenin difüzyon kaynağı ile kaynaklanabilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Ankara 1-36

Ergün N (2006) Bor Karbür-Silisyum Karbür Kompozitlerinin Reaktif Sıcak Presleme ile Üretilmesi, Yüksek Lisans Tezi İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İstanbul

Erickson GL (2005) Polycrystalline cast superalloys, in: ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys vol 1: 1528–1550

Ezugwu EO, Wanga ZM, Machado AR (1998) The Machinability of nickelbase alloys: a review, Journal of material Processing Technology 86 (1-3): 1-16

Fang ZZ, Wang X, Ryu T, Hwang KS, Sohn HY (2009) Synthesis, sintering, and mechanical properties of nanocrystalline cemented tungsten carbide—A review, *Int J Ref Met H Mater* 27: 288–299

Fincke JR, Swank WD, Haggard DC (1994) *Proc. 7th Nat. Thermal Spray Conf 1994*, Boston MA ASM International pp. 325–330

Foo KS, Banks WM, Craven AJ (1994) Interface characterization of an SiC particulate/6061 aluminium alloy composite, *Composites* 25(7): 677–683

Fujiki A (2001) Present State and Future prospects of Powder Metallurgy Parts For Automotive Applications, *Materials Chemistry and Physics* 67: 298-306

Gassmann RC (1996) Laser cladding with (WC+W₂C)/Co-Cr-C and (WC+W₂C)/Ni-B-S composites for enhanced abrasive wear resistance, *Mater Sci Tech* 12: 691–696

German RM (1994) *Powder Metallurgy Science*, 2nd ed. Metal Powder Industries Federation USA 64,65, 74-78, 259-260

German RM (1998) *Powder Metallurgy of Iron and Steel*, Jhon Willey and Sons U.S.A

German RM (2006) *A-Z of powder metallurgy*. Elsevier Science Prints ABD

German RM (1996) *Sintering theory and practice*. Wiley Interscience Publications ABD

German RM (2007) *Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri*. Türk Toz Metalurjisi Derneği Ankara

Giacchi JV, Morando CN, Fornaro O, Palacio HA (2011) Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co–Cr–Mo alloys, *Mater Charact* 62: 53–61

Gökçe A (2013) *Doktora Tezi Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Al-Cu Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin Geliştirilmesi*

Gülsoy HÖ, Özgün Ö, Bilketay S (2016) Powder injection molding of Stellite 6 powder: Sintering, microstructural and mechanical properties *Mater Sci Eng A* 651: 914–924

Hamill J (2000) Water atomized fine powder technology. *Proceedings of Powder Metallurgy World Congress*, JPMA Ed Kyoto Japan Part 1, 367, 370

Handbook (1984) Quintus Isostatic Pressing, ASEA Metallurgy USA 4-5

Hiçyılmaz N (1999) Toz Metalurjisi Yöntemleri ile Elde Edilen Seramik Tanecik Destekli Alüminyum Esaslı Kompozit Malzemelerin Aşınma Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi Gazi Üniversitesi Ankara

Jenkins I, Wood JV (1991) Powder metallurgy: an overview, The Institute of Metals ABD

Jiang WH, Yao XD, Guan HR, Hu ZQ (1999) Carbide behavior during high temperature low cycle fatigue in a cobalt-base superalloy J Mater Sci 34: 2859–2864

Karabulut Ş (2006) Gazi Üniversitesi INCONEL 718 Süperalaşımların İşlenmesinde Talaş Kırılma Problemleri ve Talaş Kırıcı Tasarımı

Karataş Ç, Sarıtaş S (1998) 316 paslanmaz Çelik Tozları ve Polipropilen Esaslı Bağlayıcı Karışımlarının Reolojik Özellikleri Ankara

Kang S-JL (2005) Sintering Densification, Grain Growth and Microstructure, Keyword Group İngiltere s. 1-4

Kaya T (2006) Sol-jel yöntemi ile $ZrO_2-Al_2O_3$ seramik kompozit oksit üretimi, karakterizasyonu ve ZrO_2 'nin parametrik etkilerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Ankara 5-20

Kayış V (2005) Kısmi ve Ön Alaşımlı Demir Tozları İçerisine Katılan B ve Fe ilavelerin Sinterleme Davranışları ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi Marmara Üniversitesi İstanbul

Khoddamzadeh A, Liu R, Liang M, Yang Q (2014) Wear resistant carbon fiber reinforced Stellite alloy composites, Mater Design 56: 487–494

Khoddamzadeh A, Yang Q, Liu R, Liang M (2012) Novel wear-resistant materials – Carbon fiber reinforced low-carbon Stellite alloy composites, Compos Part A-Appl s. 43: 344–352

Köksal F (2004) Al-Cu-SiC ve Al-Cu-B₄C kompozitlerin sıcak presleme yöntemi ile üretimi ve aşınma özelliklerinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Isparta 1-72

Kurt H (2010) Alüminyum-Alümina Kompozit Malzeme Üretiminde Karıştırma Tekniğinin Kompozittin Aşınma Davranışı Üzerine Etkilerinin Araştırılması Gazi Üniversitesi

Kuzucu V, Aksoy I, Ceylan M, Celik H (1998) An investigation of Stellite-6 alloy containing 5,0 wt. % silicon J Mater Process Technol 79: 47–51

Kuzucu V, Ceylan M, Çelik H, Aksoy İ (1997) Microstructure and phase analyses of Stellite 6 plus 6 wt. % Mo alloy J Mater Process Tech 69: 257–263

Lee HS, Kim DS, Yoo KB, Song KS (2012) Quantitative analysis of carbides and the sigma phase in thermally exposed GTD-111, Met Mater Int 18(2): 287–293

Lenel VF (1993) Production of Iron Powder by Reduction of Iron Oxide, Metals Handbook Volume 7 USA p: 79-82

Liu R, Qi XS, Kapoor S, Wu XJ (2010) Effects of chemical composition on solidification, microstructure and hardness of Co-Cr-W-Ni and Co-Cr-Mo-Ni alloy systems, Int J Res Rev Appl Sci 5: 110–122

Liu R, Yao MX, Wu XJ (2004) Influence of carbon content in cobalt-based superalloys on mechanical and wear properties, J Eng Mater Technol 126: 204–212

Lou D, Hellman J, Luhulima D, Liimatainen J, Lindroos VK (2003) Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites, Mater Sci Eng A 340: 155–162

Mahmutoğlu SH (2006) Toz Metalurjisi Yöntemiyle Yüzeyine Karbür Takviye Edilmiş Düşük Karbonlu Çeliklerin Üretimi ve Mikroyapısı

Malayoglu U, Neville A (2003) Comparing the performance of HIPed and Cast Stellite 6 alloy in liquid–solid slurries, Wear 255: 181–194

Mccandlish LE (1996) Nanodyne advances ultrafine WC-Co powders Met. Powder Rep 51(4): 16–20

Mcintyre NS, Zetaruk D, Murphy EV (1979) X-ray photoelectron studies of the aqueous oxidation of Inconel-600 alloy J Electrochem Soc 126: 750–760

Mertgenç E (2004) Savurmalı Döküm Yöntemiyle Metal Matrisli Kompozit Malzeme Üretimini Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Afyon

Mill B (1996) Recent developments in cutting tool materials, J Mater Proc Tech 56: 16–23

Mitchell RJ, Rae CMF, Tin S (2005) Grain boundary transformations during isothermal exposure of powder metallurgy nickel base superalloys for turbine disc applications Mater Sci Technol 21: 125–132

Nekov OD (2009) Handbook of non-ferrous metal powders, Elsevier Science Prints Birleşik Krallık

Ning Y, Patnaik PC, Liu R, Yao MX, Wu XJ (2005) Effects of fabrication process and coating of reinforcements on the microstructure and wear performance of Stellite alloy composites, Mater Sci Eng A 391: 313–324

Opris CD, Liu R, Yao MX, Wu XJ (2007) Development of Stellite alloy composites with sintering/HIPing technique for wear-resistant applications Mater Design 28: 581–591

Özakça M (1989) Mechanical Properties of Compacted and Sintered Powder Metallurgy Blanks, Yüksek Lisans Tezi Gaziantep Üniversitesi F.B.E

Özdin K (2006) Alüminyum esaslı SiC takviyeli kompozitlerin üretimi ve aşınma özelliklerinin araştırılması, Doktora Tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Ankara 1-22

Özgün Ö (2007) Yüksek Lisans Tezi Toz Metalurjisi ile Üretilen Alaşımli Çeliklerin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri Sakaya

Özgün Ö, Gülsoy HÖ, Findik F, Yilmaz R (2012) Microstructure and mechanical properties of injection moulded Nimonic-90 superalloy parts, Powder Metall 55: 405–414

Özgün Ö, Yilmaz R, Gülsoy HÖ, Findik F (2015) The effect of aging treatment on the fracture toughness and impact strength of injection molded Ni-625 superalloy parts, Mater Charact 108: 8–15

Özgün Ö, Yilmaz R, Findik F, Gülsoy HÖ (2013) Microstructural and Mechanical Characterization of Injection Molded 718 Superalloy Powders J Alloy Comp 576: 140–153

Öztürk M (2007) SiC ilaveli alümina seramik kompozitler, Yüksek Lisans Tezi Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Sakarya 4-77

Palavar O (2014) Yüksek lisans Tezi Toz Metalurjisi ile Üretilen Inconel Süperalaşımlarda Yaşlanma Parametrelerinin Aşınma Davranışlarına Etkisi

Pham VT, Bui HT, Tran BT, Nguyen VT, Le DQ, Than XT, Nguyen VC, Doan DP, Phan NM (2011) The effect of sintering temperature on the mechanical properties of a Cu/CNT nanocomposite prepared via a powder metallurgy method, Adv Nat Sci Nanosci Nanotechnol 2(1): 1–4

Pollock TM, Tin S (2006) Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties J Propul Power 22(2): 361–374

Prosviryakov AS (2015) SiC content effect on the properties of Cu–SiC composites produced by mechanical alloying J Alloy Compd 632: 707–710

Rahimian M, Ehsani N, Parvin Nader, Baharvandi HR (2009) The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al–Al₂O₃ composites, made by powder metallurgy, Journal of Materials Processing Technology 209: 5387–5393

Ramesha CS, Keshavamurthy R, Channabasappa BH, Ahmed A (2009) Microstructure and mechanical properties of Ni–P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites Mater Sci Eng A 502: 99–106

Randall MG (2007) Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşleme, Çeviri Süleyman Sarıtaş, Mehmet Türker ve Nuri Durlu Toz Metalurjisi Derneği Yayınları Ankara

Rosalbino F, Scavino G (2013) Corrosion behaviour assessment of cast and HIPed Stellite 6 alloy in a chloride-containing environment Electrochim Acta 111: 656–662

Sakarya Üniversitesi (2012) Toz Üretim Yöntemleri ve Sinterleme <http://web.Sakarya.edu.tr>

Schatt W, Wieters KP (1997) Powder metallurgy, Processing and materials EPMA Press

Seiser B, Drautz R, Pettifor DG (2011) TCP phase predictions in Ni-based superalloys: Structure maps revisited Acta Mater 59: 749–763

Seydibeyoğlu MÖ (2012) Karbon Elyaf Kompozitlerin Hazırlanmasında Yeni Teknolojiler, III. Uluslararası Polimerik Kompozitler Sempozyumunda sunuldu İZMİR

Shin J, Doh J, Yoon J, Lee D, Kim J (2003) Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of cobalt-base Stellite hardfacing alloys Surf. Coat. Technol 166: 117–126

Sims CT, Stoloff NS, Hagel WC (1987) Superalloys II, Wiley-Interscience New York

Simchi A (2006) Densification and microstructural evolution during co-sintering of Ni-base superalloy powders Metall Mater Trans A 37: 2549–2557

Söyler M (2007) yüksek lisans tezi Tasarım ve İmalat mühendisliği anabilim dalı

Stoloff NS (2005) Wrought and powder metallurgy (P/M) superalloys, in: ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys vol 1: 1478–1527

Sudduth RD (2008) A new approach to controlling the viscosity of a coating with a blend of particles with significantly different shapes Pigment, Resin Technol 37(6): 362–374

Sundararaman M (2002) The Role of Refractory Metal Additions in Precipitation Processes in Superalloys, Min Proc Ext Met Rev 22(4): 681–700.

Sur G, Şahin Y, Gökkaya H (2005) Ergimiş metal karıştırma ve basınçlı döküm yöntemi ile alüminyum esaslı tanecik takviyeli kompozitlerin üretimi, Gazi Üniv. Müh.Mim. Fak. Dergisi 20(2): 233-238

Sur G (2008) Karma Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Üretimi Mekanik Özellikler ve İşlenebilirliğin İncelenmesi, Doktora Tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Ankara 1-4

Thummler F, Obracker R (1993) Introduction to powder metallurgy. Cambridge University Press

Toptan F (2006) Alüminyum matrisli B4C takviyeli kompozitlerin döküm yöntemi ile üretimi, Yüksek Lisans Tezi Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İstanbul 2-40

Tu D, Chang S, Chao C, Lin C (1985) Tungsten carbide phase transformation during the plasma spray process J Vac Sci Technol A 3(6): 2479–2482

Ulutaş A (2006) Değişik Oranlardaki Cu, FeCr ve FeMn Alaşımlarının Toz Metalurjisi Yöntem ile Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması

Url-1 (2014) Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi ve Ansys 10 Programı İle Isıl Gerilme Analizi, Polimerler ve Kompozit Malzemeler ve Cam Elyaf Sanayii A.Ş Cam Elyaf (CTP) Teknolojisi Erişim tarihi (2014)

Url-2 (2007) www.mpif.org/apmi/doc4.htm, Erişim tarihi (Şubat 2007)

Uygur İ (2004) Saruhan H, Alüminyum esaslı metal matris kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi 8(1): 167-174

Varol T. (2012) AA2024 Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi Karadeniz Teknik Üniversitesi Trabzon

Waldner P, Knigsberger E, Gamsjfiger H (1995) Computer-assisted optimization of cobalt-base alloy compositions J Alloy Compd 220: 148–51

Wang L, Li DY (2003) Effects of yttrium on microstructure, mechanical properties and high-temperature wear behavior of cast Stellite 6 alloy, Wear 255(1-6): 535–544

Wang X, Fang ZZ, Sohn HY (2008) Grain growth during the early stage of sintering of nanosized WC–Co powder, Int J Refract Met Hard Mater 26: 232–241

Wittmann B, Schubert W-D, Lux B, (2002) WC grain growth and grain growth inhibition in nickel and iron binder hardmetals, Int J Refract Met Hard Mater 20: 51–60

Yan J (2006) Strength modeling of Al-Cu-Mg type alloys, Doktora tezi University of Southampton Birleşik Krallık

Yavuz N, Güner R (2002) Demir Esaslı Toz Metal Parçaların Elektrik Direnç Kaynağından Optimum Kaynak Şartlarının Belirlenmesi, Uludağ Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi Cilt 7, Sayı 1 s. 221-228

Yu H, Ahmed R, Lovelock HDV, Davies S (2009) Influence of manufacturing process and alloying element content on the tribomechanical properties of cobalt-based alloys J Tribol 131: 1–12

Zangeneh Sh, Farhangi H (2010) Influence of service-induced microstructural changes on the failure of a cobalt-based superalloy first stage nozzle Mater Design 31: 3504–3511

Zhan Y, Zhang G (2003) The effect of interfacial modifying on the mechanical and wear properties of SiCp/Cu composites Mater Lett 57(29): 4583–4591

ÖZGEÇMİŞ

1984 yılında Bingöl'ün Genç ilçesinde doğdu. İlkokulu Genç Atatürk ilkokulu'nda, ortaokul ve liseyi Genç İmam Hatip lisesi'nde tamamladı. 2002 yılında kazanmış olduğu Niğde Üniversitesi Aksaray Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünü 2006 yılın da mezun oldu. 2005-2006 yılların da Mercedes-Benz fabrikasına parça üreten Sarıgözoğlu fabrikasında üretim sorumlusu olarak çalıştı. Daha sonra 2006-2007 yılları arasında Termoplas doğalgaz firmasında çalıştı. 2008 Mayıs ayında askerliğini tamamladı. 2008-2009 yıllarında Meteor çelik fabrikasında üretim ve montaj sorumlusu olarak çalıştı. 2009 yılında Bingöl İl Özel İdaresi atölyesin'de atölye sorumlusu olarak çalışmaya başladı ve halen devam etmektedir. 2015 yılından itibaren Bingöl Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı Yüksek Lisans programına devam etmektedir. Evli ve iki çocuk babasıdır.