



T.C.
OSMANIYE KORKUT ATA ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Ufuk VURANAY

BAKIR-VOLFRAM KOMPOZİTLERİNİN
MEKANİK ALAŞIMLAMA VE
SİNERLEME YÖNTEMLERİ İLE
ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

OSMANIYE – 2024

**T.C.
OSMANIYE KORKUT ATA ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ
YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**BAKIR-VOLFRAM KOMPOZİTLERİNİN MEKANİK ALAŞIMLAMA VE
SİNERLEME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLMESİ KARAKTERİZASYONU**



Ufuk VURANAY

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

**OSMANIYE
Ocak - 2024**

TEZ ONAYI

BAKIR-VOLFRAM KOMPOZİTLERİNİN MEKANİK ALAŞIMLAMA VE SİNERLEME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Ufuk VURANAY tarafından Dr. Öğr. Üyesi Didem OVALI DÖNDAŞ danışmanlığında Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda hazırlanan bu çalışma aşağıda imzaları bulunan jüri üyeleri tarafından oy birliği ile Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Didem OVALI DÖNDAŞ
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, OKÜ

Üye: Dr. Öğr. Üyesi Volkan ARIKAN
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, OKÜ

Üye: Dr. Öğr. Üyesi Volkan ARIKAN
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, TARSUS ÜNİVERSİTESİ

Yukarıdaki jüri kararı Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve /.....sayılı kararı ile onaylanmıştır.

Prof.Dr. Eyyup TEL
Enstitü Müdürü, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Bu tezde kullanılan özgün bilgiler, şekil, çizelge ve fotoğraflardan kaynak göstermeden alıntı yapmak 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunu hükümlerine tabidir.

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, bu çalışma sonucunda elde edilmeyen her türlü bilgi ve ifade için ilgili kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını ve bu tezin Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlandığını bildiririm.

Ufuk VURANAY

ÖZET

BAKIR-VOLFRAM KOMPOZİTLERİNİN MEKANİK ALAŞIMLAMA VE SİNERLEME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Ufuk VURANAY

Yüksek Lisans, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Didem OVALI DÖNDAŞ

Ocak 2024, 72 Sayfa

Günümüzde, ticari değerlere sahip metal esaslı malzemeler arasında bakır ve bakır esaslı kompozitler gösterdikleri üstün özellikleri nedeniyle farklı uygulamalar için önem arz etmektedir. Sahip oldukları yüksek elektriksel ve termal iletkenlik ve iyi korozyon direnci nedeniyle bakır ve bakır esaslı kompozitler, elektronik paketleme, elektrik kontakları ve kaynak elektrotları gibi termal ve elektronik uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çalışmada, farklı oranda volfram takviye edilen bakır tozları hem karıştırma hem de yüksek enerjili öğütme işlemlerinden geçirilmiştir. Üretilen kompozit tozlarına, tek eksenli soğuk pres ile farklı basınçlar uygulanarak sıkıştırma davranışları incelenmiştir. Farklı pres basınçları ile sıkıştırılan numunelerin 850 °C'de 2sa süre ile yapılan sinterleme sonucunda sinterlenebilirlik davranışları incelenmiştir. Seçilen sıkıştırma basıncı ile farklı sıcaklık ve sürelerde sinterleme yapılarak karşılaştırılmıştır. Üretilen kompozitlerin mikroyapısal karakterizasyonları, X-ışınları difraksiyonu, optik mikroskobu ve taramalı elektron mikroskobu yöntemleri ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özellikleri, Vickers mikrosertlik ve aşınma testleri yapılarak ortaya çıkarılmıştır. Son olarak, elektriksel iletkenlik probu kullanılarak üretilen kompozitlerin elektriksel iletkenlikleri incelenmiştir. Sonuçlara göre en yüksek sertlik (110 HV) ve iyi aşınma oranı ($0,54 \pm 0,09 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) değerlerini mekanik alaşımlanmış ağ. %20 W içeren bakır kompozit numunesi göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Metal matris kompozit, Cu, W, Mikroyapı, Vickers sertlik, Elektriksel iletkenli

ABSTRACT

FABRICATION AND CHARACTERISATION OF COPPER –TUNGSTEN COMPOSITES BY MECHANICAL ALLOYING AND SINTERING METHODS

Ufuk VURANAY

M.Sc., Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Assist. Prof. Dr. Didem OVALI DÖNDAŞ

January 2024, 72 pages

Currently, among the commercially valuable metal-based materials, copper and copper-based composites are important for different applications due to their superior properties. Due to their high electrical and thermal conductivity and good corrosion resistance, copper and copper-based composites are widely used in thermal and electronic applications such as electronic packaging, electrical contacts and welding electrodes. In this study, copper powders reinforced with different proportions of tungsten were subjected to both mixing and high-energy milling processes. Compression behaviour of the produced composite powders was investigated by applying different pressures with a uniaxial cold press. The sinterability behaviour of the samples compressed with different compress pressures was investigated as a result of sintering at 850 °C for 2 hours. The samples compressed with the selected compression pressure were compared by sintering at different temperatures and times. Microstructural characterization of the fabricated composites was carried out by X-ray diffraction, optical microscopy and scanning electron microscopy. The mechanical properties were determined by Vickers microhardness and wear tests. Finally, the electrical conductivity of the composites was investigated using an electrical conductivity probe. According to the results, the highest hardness (110 HV) and good wear rate ($0.54 \pm 0.09 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) values were shown by the copper composite sample containing 20% W in the mechanically alloyed sample.

Keywords: Copper Composite, Tungsten, High-Energy Ball Milling, Brinell Hardness



Çok kıymetli aileme...

TEŞEKKÜR

Yüksek Lisans tez çalışmalarım süresince değerli bilgi ve tecrübeleriyle katkılarını esirgemeyen danışman hocam Sayın Dr. Öğr. Üyesi Didem OVALI DÖNDAŞ'a teşekkürlerimi sunarım.

Çalışma süresince tecrübelerini paylaşıp destek ve katkılarını esirgemeyen Dr.Öğr. Üyesi Demet ZALAOĞLU'na teşekkürlerimi sunarım.

Bursa Teknik Üniversitesi'nde gerçekleştirilen mekanik alaşımlama işlemleri ve aşınma deneyleri için her türlü yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Nazlı AKÇAMLI KAYA, Araş.Gör. Berk ŞENYURT ve Araş. Gör. Cantekin KAYKILARLI'na teşekkürlerimi sunarım. İstanbul Teknik Üniversitesi Partikül Malzemeler Laboratuvarlarında alınan X-ışınları difraksiyonu çalışmaları için her türlü yardımlarını esirgemeyen Prof. Dr. M. Lütfi ÖVEÇOĞLU ve Doç. Dr. Duygu AĞAOĞULLARI'na teşekkürü borç bilirim.

Tez çalışmam süresince sabırlı bir şekilde desteklerini esirgemeyen eşim Hanım Asel VURANAY, annem İmren VURANAY ve babam Kerim VURANAY'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Ufuk VURANAY
Makine Mühendisi

İÇİNDEKİLER

TEZ ONAYI	
TEZ BİLDİRİMİ	
ÖZET	i
ABSTRACT	ii
İTHAF SAYFASI	iii
TEŞEKKÜR.....	iv
İÇİNDEKİLER	v
ÇİZELGELER DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR	ix
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR TARAMASI	3
2.1 Metal Matrisli Kompozitler	3
2.2 Bakır Matrisli Kompozitler	5
2.2.1 Bakır-Volfram Kompozitler	11
2.3 Metal Matris Kompozitlerin Üretim Yöntemleri.....	15
2.4 Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi İle İmalatı.....	16
2.5 Toz Metalurjisi Üretim Süreci.....	17
2.5.1 Tozların Hazırlanması	17
2.5.2 Presleme	19
2.5.3 Sinterleme	22
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	26
4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	31
4.1 Toz Karakterizasyonları	31
4.1.1 Preslenmiş Tozların Karakterizasyonları.....	35
4.2 Sinterlenmiş Numunelerin Karakterizasyonları.....	41
4.2.1 Yoğunluk Ölçümleri	41
4.3 Faz Analizleri ve Mikroyapısal Karakterizasyonları	45
4.4 Mekanik Testler	52
4.4.1 Sertlik Sonuçları	52
4.5 Elektriksel İletkenlik Testleri	57
5. SONUÇLAR	63
KAYNAKLAR	65
ÖZGEÇMİŞ	73

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1 Bakır matrisli kompozitin farklı üretim metodları.....	10
Çizelge 2.2 Bazı metal ve alaşımların sinterleme sıcaklıkları ve süreleri	22
Çizelge 3.1 Numune kodları ve açıklamaları.....	27
Çizelge 4.1 Partikül boyut dağılımı sonuçları.....	33
Çizelge 4.2 Doğrusal denklemlere göre belirlenen K ve korelasyon (R^2) katsayıları	39
Çizelge 4.3 850 °C’de 2 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere sıkıştırma basıncı, sinterlenebilirlik ve gözenek oranı sonuçları	42
Çizelge 4.4 Sinterlenen Cu-W Kompozit numunelere ait Vickers sertlik sonuçları	54
Çizelge 4.5 Cu-W kompozitlerine ait aşınma sonuçları	56
Çizelge 4.6 Farklı proses parametreleri ile üretilen Cu-W kompozit numunelere ait elektriksel iletkenlik değerleri	59

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1 Kompozit malzemeler ve geleneksel monolitik malzemeler arasındaki kıyaslama.....	4
Şekil 2.2 Toz metalürjisi yöntemiyle metal matrisli kompozit üretim aşamaları	16
Şekil 2.3 Bilyalı öğütme sistemi	18
Şekil 2.4 Toz sıkıştırma işlem basamakları	20
Şekil 2.5 a) Tek hareketli sıkıştırma kalıbı, b) Çift hareketli presleme	21
Şekil 2.6 Sinterleme sıcaklığı ile malzeme özelliklerinin değişimi	23
Şekil 2.7 Sıvı faz sinterleme işlem basamakları	24
Şekil 3.1 a) WAF turbula karıştırıcı ve b) yüksek enerjili öğütücü	26
Şekil 3.2 a) Kapalı ortam kutusu, paslanmaz çelik b) Öğütme kabı ve c) bilya	27
Şekil 3.3 Tüp fırın.....	28
Şekil 3.4 Malvern Mastersizer 3000 parçacık boyut ölçüm cihazı	28
Şekil 3.5 Olympus Optik mikroskop	29
Şekil 3.6 a) Shimadzu Vickers Mikrosertlik ve b) Bruker UMT Tribolub aşınma cihazları	30
Şekil 3.7 Fischer Sigmascope elektrik iletkenlik probu.....	30
Şekil 4.1 Başlangıç tozlarına ait XRD paternleri: a) Cu ve b) W	31
Şekil 4.2 Başlangıç ve hazırlanan tozlara ait partikül boyut dağılımları:a) Cu ve b) W, c) Cu5W-K, d) Cu5W-M, e) Cu20W-K ve f) Cu20W-M.....	33
Şekil 4.3 Tozların SEM görüntüleri: a) Cu5W-K, b) Cu5W-M ve c) Cu20W-M.....	34
Şekil 4.4 Cu5W tozuna ait a) SEM görüntüsü, b) Cu elemental haritalaması ve c) W elemental haritalaması.....	35
Şekil 4.5 Cu ve Cu-W kompozit toz karışımlarının bağıl ham yoğunluk ve sıkıştırma basıncı histogramları	37
Şekil 4.6 Cu ve Cu-W kompozit toz numunelerinin sıkıştırılabilirlik ve farklı doğrusal sıkıştırılabilirlik eşitlikleri kullanılarak elde edilen sıkıştırılabilirlik davranışları: a) Sıkıştırılabilirlik, b) Ge, c) Heckel, d) Panelli ve Filho	38

Şekil 4.7 850 °C’de 2 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere ait sinter bağıl yoğunluk ve sıkıştırma basıncı eğrileri	41
Şekil 4.8 850 °C’de 2 sa ve 4 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere ait sinter bağıl yoğunluk histogramları	44
Şekil 4.9 850 °C ve 1000 °C’de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelere ait sinter bağıl yoğunluk histogramları.	44
Şekil 4.10 850 °C’de 2 sa sinterlenen kompozit numunelere ait XRD paternleri	45
Şekil 4.11 850 °C’de 4 sa sinterlenen kompozit numunelere ait XRD paternleri	46
Şekil 4.12 1000 °C’de 2 sa sinterlenen kompozit numunelere ait XRD paternleri	46
Şekil 4.13 850 °C’de 2 sa sinterleme yapılan Cu ve Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri	48
Şekil 4.14 850 °C’de 4 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri	49
Şekil 4.15 1000 °C’de 2 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri	50
Şekil 4.16 850 °C’de 4 sa sinterleme yapılan Cu ₂₀ W-MA numunesine ait SEM görüntüsü ve EDS analizleri	51
Şekil 4.17 1000 °C’de 2 sa sinterleme yapılan Cu-W numunelerine ait SEM/EDS analizleri.....	53
Şekil 4.18 Cu-W kompozit numunelere ait Vickers sertlik grafikleri	55
Şekil 4.19 1000 °C’de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelerin aşınma sonuçları.....	56
Şekil 4.20 1000°C’de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelerin aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	58
Şekil 4.21 850 °C’de 2 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere ait elektriksel iletkenlik-sinterleme basıncı grafikleri	60
Şekil 4.22 Farklı sinterleme koşulları ile üretilen Cu-W kompozit numunelerin elektriksel iletkenlik grafikleri.....	62

SİMGELER ve KISALTMALAR

Ag	Gümüş
B ₄ C	Bor Karbür
Cu	Bakır
CuCl	Bakır Klorür
Cr	Krom
D	Bağlı Ham Yoğunluk
EDS	Enerji Spektromu Analizi
EPMA	Elektron Probu Mikro Analizi
FRP	Fiber Takviyeli Polimer
HB	Brinell Sertlik
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HV	Vickers Sertlik
IACS	Uluslararası Tavlanmış Bakır Standartı
K	Plastik Deformasyon Kapasitesi
(R ²)	Korelasyon
Mg	Magnezyum
MgO	Magnezyum Oksit
MA	Mekanik Alaşımlama
MMK	Metal Matrisli Kompozit
Ni	Nikel
ODS	Oksit dağılımıyla Mukavetlendirilmiş
P	Sıkıştırma Basıncı
PMK	Polimer Matrisli Kompozit
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
SMK	Seramik Matrisli kompozit
SiC	Silisyum Karbür
TM	Toz Metalurjisi

TiB ₂	Titanyum Diborür
TiC	Titanyum Karbür
YMK	YüzeyMerkezli Kübik
Y ₂ O ₃	İtrityum Oksit
XRD	X- Işını Kırınımı
W	Volfram



1. GİRİŞ

Metal malzemeler içerisinde saf bakır (Cu) elementi özel bir yer tutmaktadır. Kimyasallara karşı yüksek kararlılığı, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, nötron emme kabiliyeti, düşük yoğunluğu, üretim kolaylığı ve düşük maliyet gibi birçok üstün özelliğiyle endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Bununla birlikte bakır, düşük sertlik ve aşınma direnci nedeniyle yüksek bir aşınma oranına ayrıca oksidasyona ve korozyona karşı zayıf direnç gibi bazı dezavantajlara da sahiptir (Akbarpour, Najafi, Alipour, & Kim, 2019; Ke vd., 2021; Pease & Pease, 1998). Yüksek erime ve kaynama noktasına sahip volfram (W) ve molibden gibi refrakter metaller, Ag veya Cu gibi ana yapılar ile birlikte sıklıkla kullanılır. Bu takviye elemanları Cu esaslı malzemelerin mukavemetini ve aşınma direncini arttırmak için kullanılırlar (Ren, Zhu, Chu, & Zhao, 2016).

Genel olarak, Cu esaslı alaşım ve kompozit malzemelerin, geleneksel olarak döküm işlemleri ile üretildiği görülmektedir. Bununla birlikte, döküm yöntemiyle, tane büyümesini ve dolayısıyla özellikleri kontrol etmeyi sınırlaması nedeniyle mekanik veya aşınma özelliklerini önemli ölçüde iyileştiremez. Genel olarak, Cu esaslı alaşımların veya kompozitlerinin üretiminde kullanılan diğer yöntemlere örnek olarak dövme (Heidarzadeh vd., 2021), sıcak ekstrüzyon (Heidarzadeh vd., 2021), toz metalurjisi (Heidarzadeh vd., 2021; Rabiee, Mirzadeh, & Ataie, 2016; Shaik & Golla, 2019), yüksek basınçlı burulma (Korneva vd., 2016) ve Kriyo haddeleme (cryo-rolling) (Guo, Rosalie, Pippan, & Zhang, 2017) gibi farklı üretim teknikleri verilebilir. Bunlar arasında, toz metalurjisi yöntemleri ile ince mikroyapıya sahip ve fiziksel özellikler iyileştirilmiş metal alaşım ve kompozitlerinin geliştirilmesi için öne çıkmaktadır. Ayrıca toz metalurjisi yöntemleri, yüksek verimlilikte başlangıç malzemesi kullanım oranı yani daha az hurdaya ayırma, nihai ürünü elde etmek için hiç veya çok daha az işlemenin gerekli olduğu neredeyse net şekle yakın ürün üretilmesi gibi özellikleri ile diğer tekniklere göre sayısız avantaj sunmaktadır (Suryanarayana, 2001). Toz metalurjisi yöntemlerinden biri olan yüksek enerjili öğütme, katı hal toz işleme yöntemi olarak bilinmektedir ve bakır esaslı malzemelerin üretimi için elverişli bir üretim yöntemidir (Deng vd., 2020). Yüksek enerjili bir bilyalı değirmende toz parçacıklarının tekrarlanan soğuk kaynak, kırılma ve yeniden kaynaklanmasını içeren bir tekniktir. Bu yöntem ile harmanlanmış elementel veya ön

alaşımli tozlardan başlayarak çeşitli denge ve denge dışı alaşım fazlarının elde edilebileceği bilinmektedir (Suryanarayana, 2001).

Costa ve ark. tarafından yapılan bir çalışmada öğütme davranışı, bileşime, öğütme süresine ve öğütme atmosferine bağlı olarak mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilen Cu-W kompozitlerinin fiziksel özelliklerinin değiştiğini göstermişlerdir (da Costa, da Silva, & Umbelino Gomes, 2003).

Zheng ve ark. çalışmasında geliştirdikleri Cu-W kompozit malzemesinin elektriksel ve termal uygulamalar için oldukça umut verici sonuçlar verdiğini söylemişlerdir (Zeng vd., 2021).

Venugopal ve ark. yaptıkları çalışmada ise yüksek enerjili öğütme ile nano başlangıç malzemelerinden üretilen Cu-W kompozitlerin sinterlenme süreleri arttırılmış ve yapıdaki volfram fazının varlığı bakır matrisin tane boyunda azalmaya yol açtığı gösterilmiştir (Venugopal, Prasad Rao, & Murty, 2007).

Bu çalışma farklı oranlarda volfram içeren Cu-W kompozit numunelerinin üretimini ve karakterizasyonu içermektedir. Kompozit tozları, hem karıştırma hem de yüksek enerjili öğütme işlemlerinden geçirilerek 850 ve 1000 °C'de 2 ve 4 saat süre ile argon atmosferi altında sinterlenmişlerdir. Farklı sıkıştırma basınçları kullanarak, kompozitlerin toz sıkıştırılabilirlikleri ve sinterlenebilirlikleri araştırılmıştır. X-ışınları kırınımı, optik mikroskopi ve taramalı elektron mikroskobu (enerji dağılımlı x-ışını spektroskopisi ekipmanlı) teknikleri kullanarak mikroyapısal özellikleri karakterize edilmiştir. Vickers mikrosertlik ve aşınma testi yöntemleri ile de mekanik özellikleri belirlenmiştir. Son olarak elektriksel iletkenlikleri araştırılmıştır.

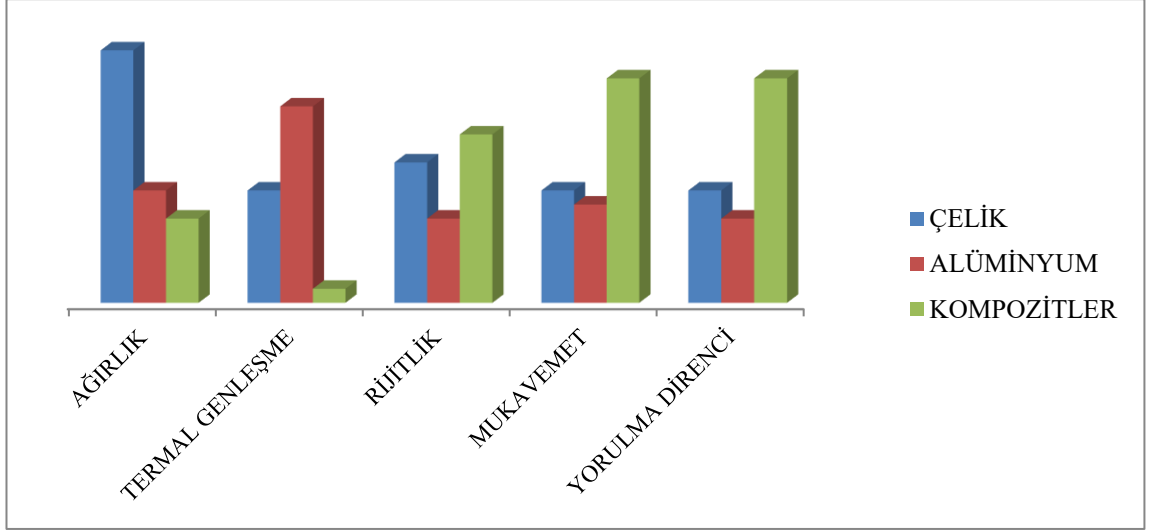
2. LİTERATÜR TARAMASI

2.1 Metal Matrisli Kompozitler

Geleneksel malzemelerin performanslarının sınırlı olmasından ve gelişen teknolojinin ihtiyaçlarını karşılayamaz hale gelmesinden dolayı yeni malzeme ihtiyacı doğmuştur (Sarıtaş, 1995). En önemli ihtiyacın üretilecek malzemenin yüksek performans verimliliğine ve güvenilirliğe sahip olmasıdır. Ayrıca, düşük basınç, yüksek basınç, düşük sıcaklık, yüksek sıcaklık ve yüksek derecede korozyon gibi aşırı ortamlarda kullanımları mümkün olmalıdır. Teknolojik gereksinimleri karşılamak için pek çok malzeme geliştirilip üretilmesine rağmen tüm bu özelliklerin tek bir malzeme türünde ihtiyaçların karşılanmayacağı anlaşılmaya başlandı. Bu nedenle malzemelerin kombinasyonlarının bir arada kullanılıp bu özellikleri karşılayacağını düşünülüp kompozit malzemelere ihtiyaç doğmuştur. Bu ihtiyaçların sonucunda kompozit malzemeler, üretileceği uygulamanın gereksinimine göre matris malzemesi ve takviyelerinin uygun seçimi ile istenilen kompozit malzemelerin üretilmesini olanaklaştırmıştır. Geniş kullanımları, yeni malzemelerin geliştirilmesi, üretim süreçlerindeki gelişmeler kompozit malzemelerin üretilmesini kolaylaştırmıştır. Son 50 yılda sentetik kompozitlerin, özellikle de fiber takviyeli polimer (FRP) kompozitlerin üretiminde hızlı bir artış olsa da metal ve seramik esaslı kompozitler de önemli bir katkı sağlamaktadır.

Metal matrisli kompozitler (MMK), fiziksel ve kimyasal olarak farklı bileşenlerden oluşan metal matrise takviyenin sağladığı ek özellikler ile mevcut özellikleri geliştirmek amacıyla uygulanan bir üretim yöntemidir (Chawla, N ve Chawla, K.K, 2006).

Metal matrisli kompozitler, düşük ağırlık, yüksek elastik modülü, yüksek özgül mukavemet, üstün aşınma, sınırlı termal genleşme gibi birçok pozitif özellik ile karakterize edilir. Ayrıca metal matrisli kompozitler tekrar üretilebilme avantajı da bulunmaktadır. Bu nedenle, metal matrisli kompozitler, birçok endüstride geleneksel monolitik alaşımlar kullanılarak üretilen bileşenlerin yerini almak için aranır. Metal matrisli kompozitler, uzay mekiği, bisikletler, otomobil, denizcilik, hafifliğinden dolayı otomobil yarışlarında ve çeşitli diğer uygulamalarda çok fazla tercih edilmektedir.



Şekil 2.1: Kompozit malzemeler ve geleneksel monolitik malzemeler arasındaki kıyaslama (Chawla K., 1987).

Kompozit malzemeler Polimer Matrisli Kompozitler (PMK), Metal Matrisli Kompozitler (MMK) ve Seramik Matrisli Kompozitler (SMK) olmak üzere üç ana sınıfta incelenebilir.

Gelişen hızlı teknolojinin yanında hizmet sektörünün daha zor koşullara gelmesinden dolayı metal matrisli kompozitlere ilgi günden güne artmaktadır. Metal matrisli kompozitlerde bakır, alüminyum, titanyum, magnezyum ve bazı alaşımlar matris malzemesi olarak kullanılırken, sürekli fiber, visker, kısa fiber, silisyum karbür, karbon ve tungsten gibi metaller takviye olarak kullanılmaktadır. Bu metalik malzemeler belirli mühendislik alanlarda sınırlı kalmayıp çok geniş alanlarda kullanılmaktadır. Metal matrisli malzemelerin kullanıldığı en önemli alanların başında elektronik alanlardaki gelişimin sağlanması gelmektedir.

Metal matris kompozitlerde özellikle alüminyum alaşımları matris malzemesi olarak uygulamalarda çok geniş yer kaplamaktadır. En büyük sebeplerinden birisi düşük yoğunluktan ve diğer matris malzemelere göre daha ucuz olmasından dolayıdır. Alüminyum alaşımları, düşük yoğunlukları ve mükemmel dayanımları, toklukları ve korozyona karşı dirençleri nedeniyle özellikle havacılık alanında önemli uygulamalarda yer bulmaktadır. Havacılık sektörünün yanı sıra otomotiv sektöründe, denizcilik, demiryolu ve birçok endüstriyel uygulamada yüksek kullanıma sahiptir (Torralba vd.,2003).

Titanyum en önemli havacılık malzemelerinden biridir. Titanyum yüksek mukavemet/ağırlık ve modül/ağırlık oranları ve yüksek bir erime noktasına (1.672 °C) sahip olmasının yanı sıra pahalı malzemedir. Titanyum iyi oksidasyon ve korozyon direnci ile yüksek sıcaklıklara karşı mukavemetini korur. Tüm bu faktörler, titanyum malzemesini havacılık uygulamalarında vazgeçilmez bir malzeme haline getirmektedir. Titanyum alaşımları jet motorlarında (türbin ve kompresör kanatları), gövde parçalarında vb. kullanılır.

Magnezyum düşük yoğunluğu ile en hafif metallerden biridir. Magnezyum ve alaşımları yüksek özgül güçleri nedeniyle enerji tasarrufu ve artan performansından dolayı ticari uygulamaların yanında bilimsel araştırmalarda da ilgi görmüştür. Magnezyum uzay, havacılık, otomotiv ve elektronik sanayilerinde kullanılmaktadır (Nimityongskul, vd., 2010). Magnezyum alaşımlarının uygulaması, yüksek sıcaklıklarda zayıf sürünme direnci, düşük mukavemet, düşük modül ve aşınma direnci nedeniyle takviye malzemelerine ihtiyaç duyar.

Bakır, gümüşten sonra elektrik iletkenliği en yüksek metal olmakla birlikte elektrik devre elemanları ve elektronik ile ilgili uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bakır, gümüşe göre daha ucuz olmasından ve kolay üretiminden dolayı gümüşten çok tercih edilmektedir. Bakır elektrik alanlarında kablo ve güç jeneratörlerinde, endüstriyel alanlarda daha çok merkezi ısıtma tipleri, ısı kazanlarında, havalandırma sistemlerinde, elektrik, elektronik ve otomobil sektörlerinde terminal konnektörlerde, entegre devrelerde, röle ve şalter panolarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Varol, 2012). Saf bakırın yüksek sıcaklıklarda gösterdiği düşük mekanik özellikler ve düşük sertliği kullanım alanını sınırlar ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesine ihtiyaç duyar (Efe, 2010).

2.2 Bakır Matrisli Kompozitler

Bakır matrisli kompozit yüksek sıcaklık direnci, yüksek mukavemeti ve yüksek iletkenliğe sahip olduğundan geniş uygulama alanına sahip olmakla beraber birçok mühendislik uygulaması için umut verici malzemedir. Özellikle elektrik kontak malzemeleri gibi çeşitli alanlarda yaygın olarak kullanılan bakır elementi mukavemet, aşınma direnci ve yüksek sıcaklık direnci için yeterli performans gereksinimlerini

karşılayamadığından geliştirilmesine ihtiyaç duyulmaktadır (Reza Peymanfar, vd., 2019).

Bakırın güçlendirilmesi için iki yol vardır. Bunlar deformasyon sertleşmesi ve kompozit üretimidir. Deformasyon sertleşmesi bakırın sertleşmesini sağlasa da sıcaklık arttıkça sertlik değerlerinde azalma meydana gelmektedir. Bu da bakırın mekanik özelliklerini kaybettirmektedir. Kompozit üretimi ise sert bir fazın bakır içerisinde dağıtılması ile oluşturulan ve daha çok tercih edilen üretim yöntemidir (Efe, 2010).

Bakır matrisli kompozitin sürdürülebilir gelişimi, sert fazlı malzemenin takviye olarak kullanılmasına dayanmaktadır. Takviye malzemesi seçimi, sertlik, aşınma direnci, maliyet avantajı ve refrakter yapı gibi mekanik özelliklerinden oldukça etkilenir. Bu etkileşimden bakır ve alaşımı, yüksek dayanıklılık, yüksek iletkenlik ve iyi korozyon direnci özelliği ile ilgi görmektedir. Bakırın düşük aşınma direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı, birçok uygulamada kullanımını kısıtlar. Metal matrisli kompozitlerdeki son gelişmeler, yüksek aşınma direncine ve yüksek mukavemete sahip yüksek sürdürülebilir bakır metal matrisli kompozit malzemeler üretmek için yeni araçlar sağlamıştır. Sert fazlı takviye malzemelerin eklenmesiyle malzemelerin aşınma direncinin ve mukavemetinin iyileştirilebileceği bulunmuştur.

A.B.M Albartouli ve A. Uzun yaptıkları çalışmada, grafen nano tabakalı ile güçlendirilmiş bakır matrisli kompozit malzemelerinin mekanik ve elektriksel özellikleri alanında araştırma yapmışlardır. Toz metalurjisi ile yapılan bu üretimde kompozit malzemeler, bakır matris tozlarına (0, 0.5, 1 ve 1.5) ağırlık yüzdelerince grafen nano tabakaları eklenmiştir. Tozların karıştırma işleminin ardından tek yönlü preste, çelik bir kap içinde (500, 600 ve 700 MPa) farklı basınçta sıkıştırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işlemi, farklı sıcaklıklarda (850°C, 900°C ve 950°C) argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Sinterlenmiş numuneler üzerinde sertlik, elektriksel iletkenlik ölçümleri ve mikroyapı analizleri yapılmıştır. Sonuç olarak, mikro yapının artan miktarlarda grafen nano tabakaları ile gözeneklilik ve topaklanma göstermiştir. Bu sonuçla bağlı yoğunlukta %87,4'e kadar düşüş gözlemlenmiştir. En yüksek elektriksel iletkenlik 76,59 % IACS (Uluslararası Tavlanmış Bakır Standartı) (%0 GNS-500 MPa-950°C), en düşük ise 43,49 IACS (%1,5 GNS-500 MPa-850°C)

olmuştur. Grafen nano tabakalar sertlikte %1 oranında artış etkisi göstermiştir (A.B.M Albartouli ve Arif Uzun, 2023).

Çelebi Efe ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada, MgO ile güçlendirilmiş saf bakır matrisli kompozit toz metalurjisi yöntemiyle üretimi yapılmıştır. Nano boyutlu MgO parçacıkları %0,5, 1, 2 ve 3 ağırlığının oranında, 40 µm bakır tozunun mekanik olarak karıştırılmasının ardından 220 MPa basıncında sıkıştırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Sıkıştırma işleminden sonraki adımda açık atmosferik fırında 700°C'de 2 saat sinterleme işlemi gerçekleştirilip 590 MPa basıncında sıcak presleme işlemi uygulanmıştır. SEM çalışmalarının sonucu olarak, MgO partiküllerinin bakır matris içinde homojen bir şekilde dağıldığını ve bakır matrisin herhangi bir oksidinin tespit edilemediği belirlenmiş olup, EDS ve XRD analizleri ile doğrulanmıştır. Ağ. %3 MgO partiküllerinin eklenmesiyle, kompozitlerin sertliği 89 HV'den 122 HV'ye yükselmiştir. Bağlı yoğunluk %94.2'den %84.1'e düşmüştür. Elektrik iletkenliği 90,15'ten 43,5 % IACS'ye düşmüştür. Sonuç olarak, gelecek vaat eden temas malzemesi için optimum elektriksel iletkenlik ve sertlik dengesi, maksimum ağırlıkça %2 Mg ilavesiyle elde edilmiştir (Çelebi Efe, vd., 2016).

Dinaharan ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, Cu/TiC bakır matrisli kompozitlerinin üretimi ve oda sıcaklığında yağlama uygulanmadan kayma aşınma davranışlarını ve mikroyapısının araştırılması yapılmıştır. İlk olarak, TiC partikülleri bakır plakaların yüzeyinde preslenme işlemi uygulanmıştır. Presleme yapılan oluk boyutları, TiC parçacıklarının farklı ölçülerde (hacimce % 0.6, 12 ve 18) üretileceği şekilde belirlenmiştir. Sürtünme karıştırma işlemi, optimize edilmiş parametrelerle gerçekleştirilmiştir. Mikro yapı, optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu ve elektronun geri saçılımlı kırınımı kullanılarak gözlemlenmiştir. Mikro yapı, TiC parçacıkları hacimce bakır matrisinde tutarlı bir dağılım göstermiştir. Karıştırma süresince dispersiyonun uniform olduğu gözlemlenmiştir. TiC parçacıklarının takviyesi ile birlikte kompozit aşınma oranında azalma meydana gelirken, mikro sertlikte artış gözlemlenmiştir. TiC partikülleri aşınma mekanizmasını ve aşınma kalıntılarının geometrisini değiştirdi. En yüksek sertlik ve en düşük aşınma oranı Cu %18 hacimce TiC bakır matrisli kompozitlerde gözlemlenmiştir (I. Dinaharan, vd., 2018).

Anbesh Jamwal ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, Cu matrisli SiC-grafit hibrit kompozitlerinin aşınma, mikroyapı ve korozyon özellikleri araştırılmıştır. SiC-grafit takviyeli (ağırlıkça %0, 2.5, 5, 7.5 ve 10) bakır matrisli kompozitler karıştırma döküm işlemiyle hazırlanmıştır. Hazırlanan numunelerin yoğunluğu, mikroyapısı, fazı, aşınma oranı ve sertliği araştırılmıştır. Mikroyapı çalışmasında, Cu matris içerisinde SiC-grafit partiküllerinin düzgün dağılım yaptığı belirlenmiştir. Sertlik çalışmasında, grafitin yumuşak yapısından dolayı sertlikte azalma meydana gelmiştir. X-ışınımı kırınımı çalışmasında, matris ve takviye arasındaki arayüzey bağının sonucunda faz oluşumu meydana gelmemiştir. Bu durum Cu matrisli MMC'lerin (Metal Matrisli Kompozit) korozyon ve mekanik özelliklerinin takviye içeriğine bağlı olduğunu göstermiştir. Ağırlıkça %5 takviye içeren kompozit, minimum aşınma oranı ve maksimum korozyon direnci göstermiştir. Mevcut kompozitin özellikle ısı değiştiricilerdeki termal yönetim uygulamalarında faydalı olması beklenmektedir (A. Jamwal, vd., 2019).

M. Pezeshkian ve I. Ebrahimzadeh'in yaptığı çalışmada, sürtünme karıştırma işlemiyle bakır matrisli Ni-W takviyeli kompozitlerinin mikrosertlik, aşınma ve mikroyapı araştırılması yapılmıştır. Çalışma içerisinde bakır yüzey kompozitlerine takviye parçacıklarının hibrit kombinasyonları eklenmiştir. Ni-W içerikli metal partiküllerinin hibrit kombinasyonları (hacimce %70 Ni - %30 W ve hacimce %40 Ni - %60 W), sürtünme karıştırma yöntemiyle bakır matris yüzeyine dağıtılmıştır. Bakır matris yüzeyine saçılan hibrit takviye parçacıklarının hacim oranının artmasıyla birlikte tane boyutunda azalma ile birlikte mikro sertlik değerlerinde 103 HV'den 236 HV'ye kademeli bir artış gözlenmiştir. Taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile aşınma mekanizması incelenmiştir. Test edilen hibrit kompozitlerin aşınmış yüzeyleri, SEM görüntüsünde ayrı ayrı ve kombinasyon halinde dört farklı grupta aşınma mekanizması gösterilmiştir. Dağınık Ni ve W parçacıklarının mikro sertliği ve kendi kendini yağlama özellikleri nedeniyle, hacimsel değere ve artan parçacık dağılımı miktarına bağlı olarak yüksek sıcaklıklarda aşınma direncinde yüksek seviyede artış görülmüştür (M. Pezeshkian ve I. Ebrahimzadeh, 2023).

Emin Salur'un yaptığı çalışmada, toz metalurjisi ve mekanik alaşımlama yöntemi ile Cu matris nanokompozitlere nano boyutlarda Y_2O_3 eklenmesi ile bu kompozitlerin sertleşmesindeki sinerjik etki araştırılmıştır. Çalışma içerisinde, saf bakır (Cu), %5 Cr

takviyeli Cu matris kompozitleri ve ağırlıkça %1 Y_2O_3 takviyeli Cu-Cr matris nanokompozitler bilyalı öğütme sistemi ile farklı sürelerde (0.5, 2 ve 4 saat) öğütülerek sentezlenmiştir. Öğütme işleminin ardından tozlar soğuk presleme işlemi uygulanıp, sonrasında sıvı faz sinterleme işlemi uygulanmıştır. Cr ve Y_2O_3 partiküllerinin öğütme süresine bağlı olarak sünek Cu matrisinde fraksiyonel olarak dağılımı ve gömüldüğü gözlemlenmiştir. 4 sa öğütme sonucunda, Cu-Cr- Y_2O_3 tozlarında plastik deformasyonun sebep olduğu çarpışmalar sonucunda en düşük parçacık boyutunun (28 μm) üretiminin yapıldığı sonucuna varılmıştır. Tozların bilyalı öğütme işleminde, dislokasyon yoğunluğu ve kafes gerilimi %0,3 ve 0.8×10^{15} hat/m²'nin artmasıyla kristalit boyut 35 nm'ye kadar azalmıştır. Brinell sertlik 39 HB'den 95 HB'ye artmıştır. %145'lik sertlik artışı, eşzamanlı güçlendirme mekanizmasının tetiklediği yüksek yoğunluklu dislokasyonların engellenmesi ile ilişkilendirilebilir. Artan öğütme süresinde, sinterlenmiş numunelerin bağlı yoğunlukları, Cr ve Y_2O_3 ilavesiyle öğütülmüş tozların kırılma ve yüksek sertliğinden dolayı yoğunluğunu bozduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte sinterlenebilirlik ve sıkıştırılabilirliğin azaldığı saptanmıştır (E. Salur, 2022).

D. Shu ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, B_4C/Cu kompozitindeki B_4C içeriğinin mikro yapısına ve performansına olan etkisi ve B_4C içeriğinin yoğunluk, aşınma direnci, sertlik ve iletkenliği araştırılmıştır. Araştırmada, saf bakırın aşınma direncini ve mekanik özelliklerinin geliştirmek için Cu içerisine B_4C seramikleri eklenmiştir. B_4C/Cu kompozitleri, deşarj plazma sinterleme ve mekanik karıştırma ile elde edilmiştir. B_4C/Cu kompozitlerin mikroyapılarını incelemek için enerji spektrumu analizi (EDS), elektron probu mikro analizi (EPMA) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Yapılan deney sonuçlarına göre B_4C 'nin saf bakır üzerinde önemli bir etkisi olduğu gözlemlenmiştir. B_4C/Cu kompozit içerisinde B_4C içeriği artmasından dolayı iletkenlik ve yoğunlukta azalma görülmüştür. Ağırlıkça Cu-15 ile ağırlıkça %4 ile B_4C sertliği, %79,2 olan saf bakırdan 86 HBW ile en yüksek değere sahiptir. B_4C ağırlıkça %20' ye çıktığında malzeme içerisinde metalik bağlantıdaki azalmadan dolayı sertlik azalır. Ağırlıkça Cu-15 ve B_4C kompoziti en düşük hacim kaybına sahip olması, en iyi aşınma direnci olduğunu gösterir. Aşınmış B_4C/Cu kompozit yüzeylerinin incelemesinde, aşınmış saf bakırın yüzeyinde keskin çıkıntılar ile derin ve dar oluklar gözlemlenmiştir. Ağırlıkça Cu-15 ve B_4C kompozitin

yüzeyinde ise olukların daha az ve sığ olduğu gözlemlenmiştir. Aşınma direncini temsil eden aşınmış ağırlıkça Cu-15 ve B₄C kompozitin yüzeyinde çıkıntı oluşumu bulunamaz (D. Shu, vd., 2021).

J.Yin ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, TiB₂/TiN seramik takviyeleri ile güçlendirilmiş Cu matris kompozitlerinin mikro yapısı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. TiB₂/TiN seramik takviyeleri ve Cu matris kompozitler sıcak presleme yöntemiyle hazırlanmıştır. Cu/TiB₂/TiN (CTBN tozları) kompozit tozları, Cu/TBN kompozitlerinin başlangıç malzemesi olarak kullanılmış ve sıcak presleme öncesinde kendi kendine yayılan yüksek sıcaklık sentez yöntemiyle elde edilmiştir. CTBN parçacıklarının Cu-Ti alaşımli çekirdek ve TiB₂/TiN seramik kabuklu özel bir çekirdek-kabuk yapısında olduğu tespit edilmiştir. Test sonuçları mekanik özelliklerde belirgin iyileşmeler göstermiştir. En yüksek nihai çekme mukavemeti, bakırdan 77 MPa daha yüksek olarak 297 MPa'ya ulaşmıştır. En yüksek sertlik bakırdan 15.7 HRF daha yüksek olup 70.7 HRF'ye yükselmiştir. Çekirdek-kabuk parçacıkların, gelişmiş Cu/seramik arayüzey bağı hem TiB₂ hem de TiN'in bağlantı güçlendirme etkisi ve daha yüksek yük nedeniyle geleneksel düzensiz şekilli parçacıklara göre daha belirgin bir güçlendirme etkisi sağlayabileceğini ve çekirdek-kabuk yapıli takviyelerin taşıma kabiliyetini sağlayabildiğini göstermiştir (J. Yin, vd., 2020).

Çizelge 2.1: Bakır matrisli kompozitin farklı üretim metotları

Yöntem	Uygulama	Referans
Toz Metalurjisi	Grafen nano tabakalı ile güçlendirilmiş bakır matrisli kompozit malzemelerinin mekanik ve elektriksel özelliklerinin araştırılması amaçlanmıştır.	A.B.M Albartouli ve Arif Uzun, 2023
Toz Metalurjisi	MgO ile güçlendirilmiş saf bakır matrisli kompozitin üretimi amaçlanmıştır.	Çelebi Efe, vd., 2016
Toz Metalurjisi	Cu/TiC bakır matrisli kompozitlerinin üretimi amaçlanmıştır.	I. Dinaharan, vd., 2018
Karıştırma döküm yöntemi	Cu matrisli SiC-grafit hibrit kompozitlerinin aşınma, mikroyapı ve korozyon özellikleri araştırılması amaçlanmıştır.	A. Jamval, vd., 2019

Sürtünme karıştırma	Bakır matrisli Ni-W takviyeli kompozitlerinin mikrosertlik, aşınma ve mikroyapı araştırılması amaçlanmıştır.	M. Pezeshkian ve I. Ebrahimzadeh, 2023
Toz metalurjisi	Cu matris nanokompozitlere nano boyutlarda Y_2O_3 eklenmesi ile bu kompozitlerin sertleşmesindeki sinerjik etkinin araştırılması amaçlanmıştır.	Emin Salur, 2022
Deşarj plazma sinterleme ve mekanik karıştırma	B_4C/Cu kompozitindeki B_4C içeriğinin mikro yapısına ve performansına olan etkisi ve B_4C içeriğinin yoğunluk, aşınma direnci, sertlik ve iletkenliğinin araştırılması amaçlanmıştır.	D. Shu, vd., 2021
Sıcak presleme	TiB_2/TiN seramik takviyeleri ile güçlendirilmiş Cu matris kompozitlerinin mikro yapısı ve mekanik özelliklerinin araştırılması amaçlanmıştır.	J. Yin, vd., 2020

2.2.1 Bakır – Volfram Kompozitler

Bakır ve volfram karşılıklı olarak çözünmediğinden, malzeme bir metalin diğerinin matrisinde dağılmış farklı parçacıklarından oluşur. Bu nedenle mikro yapı, gerçek bir alaşım yerine metal matrisli bir bileşiktir.

Son dönemlerde ısı iletkenliğe ve yüksek elektrik sahip ayrıca yüksek sıcaklığa dayanıklı malzemeler daha fazla değer görmeye başlamıştır. Saf bakır malzemenin elektrik ve ısı iletkenliğinin yüksek olması ile birlikte mekanik özellikleri (çekme, sürünme ve sertlik) zayıftır. Mekanik özelliklerinin artırılması gereğinden yüksek çekme mukavemet ve sert bakır esaslı malzemelerin gelişimi önem ve gerek arz etmektedir.

Tungsten elementinin iyi aşınma direnci, yüksek sertliği, yüksek sıcaklıktaki mukavemeti, yüksek basma dayanımı sebebiyle bakıra takviyesi ile mekanik özelliklerinde artış gösterecektir. Bakır ve tungstenin ergime sıcakları farkının yüksek olmasından dolayı üretimi toz metalurjisi yöntemi ile yapılmaktadır.

Konu ile literatürde, saf bakırın yüksek ısı iletkenliğe ve yüksek elektrik sahip olmasıyla birlikte sürünme, sertlik ve çekme gibi mekanik özellikleri zayıftır. Bundan dolayı yüksek çekme mukavemetli ve sert bakır esaslı malzemelerin gelişim göstermesi gereklilik göstermiştir. Bakırın mekanik dayanımı artırılması için, bakır

matris içerisine sert parçacık takviyelerin eşit olarak dağıtılması ya da yaşlandırma ısı işlemleri ile mekanik dayanımı artırılabilir (Tjong, 1999).

V.V. Bukhanovsky ve arkadaşları yaptıkları çalışmada buharlaştırma–yoğunlaştırma yoluyla Cu-W sisteminin yoğunlaştırılmış kompozit malzemelerini elde etmek için çalışma yapmışlardır. Cu-W yoğunlaşmış malzemenin ortam ve yüksek sıcaklıklarda tungsten içeriğine ve ısı işleme bağlı olarak yapısındaki değişiklikler, elektriksel iletkenlik, sertlik, mekanik özellikler, gerilimdeki kırılmaların araştırılması hedeflenmiştir. Yoğunlaştırılmış kompozit malzemenin, malzeme özelliklerinde değişikliğe neden olan yeni morfolojik özellikleri bulunmuştur. Kompozitin tungsten içeriği, yapısı, mukavemeti ve sertliği arasında ilişkiler incelenmiştir (Bukhanovsky, vd., 2011).

Longfei Zeng ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, üç boyutlu Cu-W çiftinin sürekli iç içe faz mimarisine sahip ve tamamen yoğun homojen toplu kompozitinde, Ni-W alaşımının bir Cu eriyiğine daldırılmasıyla üretilmiştir. Bu çalışmada, alaşımdan ayrılma reaksiyonunun geçiş davranışı ve kinetiği ve ayrıca alaşımdan ayrılma sırasında W ligamanlarının kabalaşma davranışı incelenmiştir. Bu çalışmada sonuç olarak, dağıtma sırasında Ni atomları Ni-W alaşımından seçici olarak çıkarılır, bu da kalan W atomlarının gözenekli bir yapı halinde yeniden düzenlenmesine yol açarken, Cu gözeneklerde kalarak tamamen yoğun Cu-W kompozit yapısını oluşturmuştur. Ayrıca sentezlenen Cu-W kompoziti, alaşımdan ayrılma süresine bağlı olarak morfoloji varyasyonları göstermiştir. W bağları, çubuk benzeri W bağlarından, artan dağıtma süresiyle tek biçimli küresel W parçacıklarına doğru gelişir. W bağ morfolojisinin evrim mekanizmaları, eğrilik kaynaklı yüzey düzleştirme ve Rayleigh instabilite kontrollü bağ sıkıştırma işlemine dayalı olarak analiz edilmiştir (Longfei Zeng, vd., 2021).

J.G. Ke ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, bilyalı öğütme ve kıvılcım plazma sinterleme yöntemi ile bakırın yüksek termal iletkenliği korunurken, mukavemetini artırmayı amaçlayan nano ölçekli W parçacık dağılımı, %2 (%2,6 hacim), %5 (%6,5 hacim) ve %8 farklı W içeriğine sahip Cu alaşımları güçlendirilmiştir. Nano ölçekli W parçacıklarının Cu-W alaşımlarının mikro yapısı, mekanik özellikleri ve termal iletkenliği üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Cu-W alaşımlarının çekme mukavemeti,

artan W içeriği ile dikkate değer bir şekilde artarken, süneklik W içeriği ile azalır. Bu çalışmadaki araştırma, düşük içerikli W nano ölçekli parçacıkların Cu'ya eklenmesinin, nispeten yüksek bir termal iletkenliği korurken gücü etkili bir şekilde artırabileceğini göstermektedir. Bu tür nanopartiküller dispersiyonla güçlendirilmiş bakır alaşımları, gelecekteki füzyon reaktörlerinde ısı emici malzemeler olarak uygulanma potansiyeline sahiptir. Bununla birlikte, ısıl mekanik işleme ve W parçacık boyutunun optimizasyonu ve bakırdaki dağılımı gibi daha ileri araştırmalar büyük ölçüde beklenmektedir (Ke, vd., 2021).

N. Selvakumar ve S.C. Vettivel yaptıkları çalışmada, sinterlenmiş Cu-W nanokompozitin termal, elektriksel ve aşınma davranışları incelenmiştir. Cu ve W nano tozlarını hazırlamak için yüksek enerjili mekanik öğütme kullanılmıştır. Cu-W kompozitinin sırasıyla termal, elektriksel iletkenlik, karakterizasyon ve tribolojik özelliklerini değerlendirmek için Diferansiyel Taramalı Kalorimetri ve Termal Gravimetrik Analiz Cihazı, dört noktalı prob test cihazı, Taramalı Elektron Mikroskobu ve pin on-disk sistemi kullanılmış ve ilgili polinomu eğri uydurma yöntemi kullanılarak ve güç yasası modeli geliştirilmiştir. Sonuçlar, uygulanan yük ve kayma mesafesinin artmasıyla aşınma oranının azaldığını göstermiştir. Kompozitler, yüksek sürtünme katsayısı değeri sergileyen yüksek kayma hızında test edilmiştir (N. Selvakumar ve Vettivel, 2013).

C. Jiang ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, Cu-W alaşımının lazer ablasyon direncini ortaya çıkarmak için deney ve simülasyon çalışmaları yapılmıştır. Lazer ablasyon deneyleri için Cu-W₇₀₋₉₀ (ağırlıkça %70-90) alaşımları infiltrasyon yöntemi ile hazırlanmıştır. Cu-W alaşımının lazer ablasyon direnç mekanizması, sıvı ve ısı akışını birleştiren matematik modellemesi ile belirlenmiştir. Deney sonuçlarının ve hesaplamaların sonucunda, lazer noktası Cu-W alaşımını, lazer noktasının merkezine yakın ve merkezden uzakta buharlaştırabileceği ve eritebileceği ısı üretimi yapılmıştır. Alaşımın buharlaşması ve lazer yayılma yönünün tersine sıcaklık gradyanı, akış alanını önemli ölçüde etkileyip ve erimiş alaşımın etrafa sıçramasına neden olmaktadır. Yüksek erime noktasına sahip W açısından zengin fazların, ablasyon derinliğini azaltarak Cu-W alaşımının ablasyon direncini arttırdığı belirlenmiştir. Hesaplama sonuçlarının doğruluğundan hareket ederek, matematik modellerin lazer

işleme alanında uygulamasına katkı sağlayacağı sonucuna varılmıştır (C. Jiang, vd., 2023).

T.Raghu ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, nano kristalin bakır-tungsten alaşımlarının mekanik alaşım yoluyla sentezlenmesi yapılmıştır. Yapılan çalışmada katı hal uygulamasında mekanik alaşım seçilme sebeplerinde, süreç ve yapının iyileştirilmesi için ek özellikler ile birlikte bu karışmaz yapının işlenmesine yararlı olabileceği görüşünde bulunulmuştur. Cu-W alaşımlarını sentezleme işlemi ve mekanik alaşımlama ile bakır matriste tungstenin mikro kompozit yapısını geliştirme amacıyla çalışma yapılmıştır. Bakır ve tungsten tozları yüksek enerjili bilyalı değirmenlerde öğütülmüştür. Öğütme davranışı alaşıma, öğütme atmosferine ve öğütme süresine bağlıdır. Öğütme işleminden sonra tozların partikül boyutu, mikroyapı ve kafes parametreleri açısından karakterize edilmiştir. Yapı içerisinde yarı kararlı katı çözünebilirlik doğrulanmıştır ve kristalit boyutları nanokristalin rejimde olduğunu belirlenmiştir. Öğütme enerjisinin, deforme olmuş yüzeylerin oluşturulması için dönüştürülmesi, yapının yarı kararlı katı çözünebilirliğüne ve nanokristalin yapısına neden olmuştur. Öğütme atmosferindeki oksijen ile destek sağlanmıştır (T. Raghu, vd., 2001).

F. Ren ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, Cu-W nanokompozitlerinin mekanik alaşımlama ve sıcak presleme ile üretilmesi ve tribolojik ve korozyon davranışları incelenmiştir. Cu90W10 nanokompozitleri, sıcak presleme ve mekanik alaşımlama ile üretilip mekanik özellikler, korozyon davranışları, mikroyapısı ve disk üzerindeki pin kuru kayma aşınması incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ortalama büyüklüğü ~112 nm olan W parçacıkları Cu matrisinde eşit şekilde dağılır ve bu tür nanoyapılı Cu-W alaşımları mükemmel yüksek sıcaklık stabilitesi gösterir. 600 °C'de 1 saat tavlama işleminin ardından W partikül boyutu yaklaşık %12 artarken sertliği %5 azaldığı gözlemlenmiştir. Cu90W10'un plastik deformasyon bölgesinde ortalama 3 µm uzama gerçekleşip, bu durumda mikroyapı başlangıç durumuna geri dönüp hiçbir kimyasal nano katmanın oluşmadığı belirlenmiştir. Cu90W10 nanokompozitin elektrokimyasal korozyon test sonucunda kompozit yüzeyinde hasar geldiği gözlemlenmiştir. Korozyon ürünleri ağırlıklı olarak 0.5-4 µm boyutunda CuCl kristalleri ve 50-80 nm boyutunda ince oksit nano partiküller tanımlanmıştır (F. Ren, vd., 2016).

T. Venugopal ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, yüksek enerjili bilyalı öğütme ile Cu-W nanokompozitinin sentezlenmesi yapılmıştır. Cu-W (ağırlıkça % 5-10-15-20-25-30) tozları yüksek enerjili bilyalı öğütme ile sentezlenmiştir. Cu-W kompozit tozunun nanokristal yapısı, transmisyon elektron mikroskobu, X-ışını kırınım analizi ve atomik kuvvet mikroskobu ile incelenmiştir. Cu-W nanokompozit tozu, öğütme işlemi gerçekleştirilmemiş Cu-W tozlarının sinterleme sıcaklığının 300-400 °C altında sinterleme gerçekleştirilebilir. Ayrıca Cu-W nanokompozitleri, öğütülmemiş Cu-W kompozitlerine göre daha üstün sertlik ve yoğunluk göstermiştir. Nanokompozitler oksijensiz yüksek iletkenli bakırla karşılaştırıldığında üç kat daha yüksek sertlik/direnç oranına sahiptir (T. Venugopal, vd., 2007).

X. Wang ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, sinterleme sıcaklığının yüksek bakır içeren ince taneli Cu-W kompozitlerin üzerindeki etkisi incelenmiştir. İnce taneli Cu (ağırlıkça % 70-90)-W kompozitleri, vakum koşullarında nano ölçekli Cu-W tozları kullanılarak üretilmiştir. Cu-W kompozitlerinin sinterleme işlemi, tozların içinde ve arasında oluşan sinterleme ilişkisine bağlanır. Cu-W kompozitlerinin mikroyapı analizi, büyük küresel ve nano boyutlu tungsten parçacıklarının bakır matris içerisinde eşit şekilde gömüldüğü belirlenmiştir. Sinterleme sıcaklığı 1090 °C'ye yükseldiğinde Cu-W kompozitlerinde sertlik, bağıl yoğunluk, elektriksel iletkenlik ve W kristal boyutu artmıştır. Bakır içeriği arttıkça Cu-W sertliği ve tungsten tane boyutunda azalma görülmektedir. Fakat bağıl yoğunluk ve elektrik iletkenliğinde artış gözlemlenmiştir (X. Wang, vd., 2019).

2.3 Metal Matris Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Metal matrisli kompozitlerin üretiminde çeşitli matris ve takviye malzemelerin kullanılmasından dolayı birçok üretim yöntemi kullanılmaktadır. Üretim esnasında matris fazına göre üretim şekilleri değişkenlik göstermektedir.

Metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri;

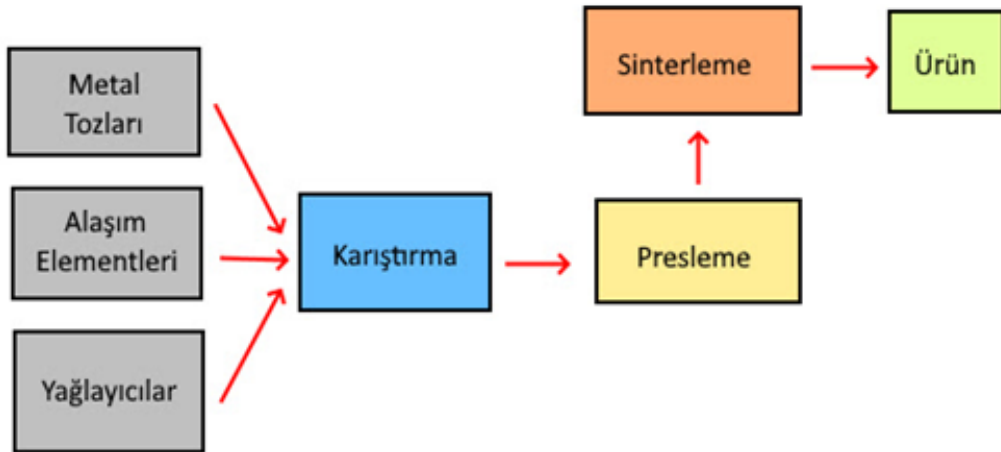
- Katı-Faz Üretim Yöntemleri
 - a) Difüzyonla Bağlama
 - b) Toz Metalurjisi (TM)
- Sıvı-Faz Üretim Yöntemleri
- Buhar-Faz Üretim Yöntemleri

2.4 Metal Matris Kompozitlerin Toz Metalurjisi İle İmalatı

Toz metalurjisi üretim yönetiminin yüksek imalat kalitesi, talaşlı işleme ihtiyacı olmaması ve karmaşık parçaların üretiminin uygunluğu açısından yaygın kullanılan imalat yöntemidir (Karagöz vd., 2009; Buytoz vd., 2014).

Toz metalurjisinin üretim yönteminin ucuz olması, malzemelerin kolay imal edilebilmesi, malzeme deformasyonun az olması, istenilen mekanik özelliklerde üretilmesi gibi avantajları vardır. Gün geçtikçe gelişmekte olan toz metalurjisi üretim yöntemi otomotiv, havacılık elektrik ve elektronik alanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır.

Toz metalurjisi üretiminde toz kaybı oldukça azdır. Toz kaybının az olması karmaşık geometrili, yüksek hassasiyetli malzemelerin üretilmesine fayda sağlar. Toz metalurjisi üretim alanında ilk maliyet oldukça pahalı olmaktadır. Fakat seri üretimine girdiğinde maliyetlerde düşüş göstermektedir (Yavuz ve Güner, 2002).



Şekil 2.2: Toz metalürjisi yöntemiyle metal matrisli kompozit üretim aşamaları (Karagöz vd., 2009; Buytoz vd., 2014).

Toz metalurjisi çok küçük parçalardan bir bütün oluşturarak bir parça haline getirme işlemidir. Toz halinde bulunan parçaların pres işlemine sokulması ve yüksek sıcaklıkta sinterleme işlemi ile parça imalatını içerir. İnce parça halinde olan saf metaller,

alaşım, karbon, seramik ve polimer malzemeler birbirleriyle karıştırılarak basınç altında şekillendirilebilirler. Ardından matris malzemenin ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıkta sinterlenerek parçacıkların temas yüzeyleri arasında kuvvetli bir bağ oluşturulur ve böylece istenilen özellikler elde edilir (Ekerer, 2007).

Toz metalürjisi, çok önemli üretim yöntemidir. Mendeleev'in periyodik cetveli içerisinde yer alan yaklaşık 86 metal elementinden ortalama 8000 civarında alaşım malzemelerin üretimi gerçekleştirilmektedir. 86 metal elementinden farklı farklı (ikili, üçlü, dördü ve çoklu olarak) kombinasyonlar oluşturularak (yaklaşık $7,7 \times 10^{25}$) malzeme üretimini mümkün kılmaktadır. Mekanik alaşımlama ile bu süreç toz metalürjisi üretim yönteminde malzemelerin üretimine olanak sağlamaktadır (Avcı, 1993).

2.5 Toz Metalürjisi Üretim Süreci

2.5.1 Tozların Hazırlanması

Toz metalürjisi üretim sürecinde, üretim metodunun belirlenmesi için üretilecek malzemenin toz şeklinin ve boyutunun belirlenmesi üretimde izlenecek yolu belirlemede faydalı olur. Toz haline getirilmesi istenen bir malzemenin istenilen faktörlere (maliyet ve tepkimeler gibi) bağlıdır. Hemen hemen her malzeme toz haline getirilecek durumda olsa da istenilen faktörlere uygunluğu önemlidir.

Toz metalürjisinde ilk aşama toz özelliklerinin belirlenmesi ve üretilmesidir. Toz metalürjisi için en önemli etken parçacıklardır. Partikül şekli ve tane boyutu belirlenerek toz üretimi işlemlerine başlanır. Üretim şekli metalin ve alaşımın sıcaklığına göre değişkenlik gösterir. Metal tozların üretimi dört şekilde sıralanabilir.

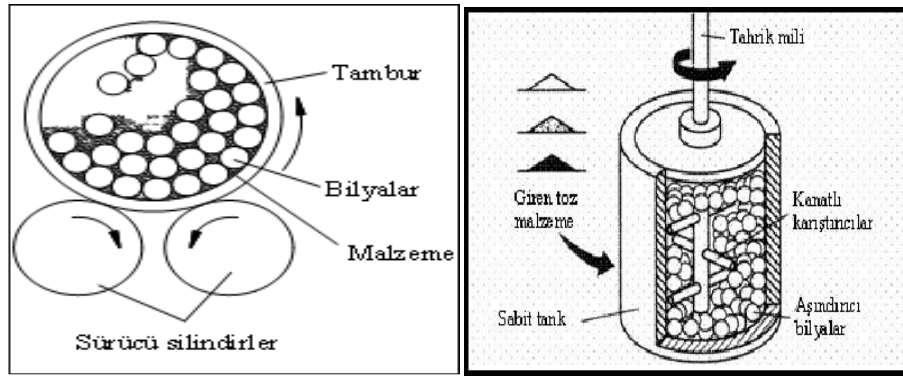
Bunlar;

- Mekanik öğütme ve mekanik alaşımlama
- Kimyasal indirgeme
- Elektrolitik çökeltme
- Sıvı metal atomizasyonu (Sarıtış, 1994).

Mekanik öğütme bilyalı değirmenlerde en sağlam sonuçları vermektedir. Bilyalı değirmenlerde yapılmasının sebebi bilyaların oluşturduğu darbe etkileri ile malzemenin toz haline gelmesini sağlamaktadır.

Şekil 2.3'te bilya ve tozların hareketleri birlikte gösterilmiştir. Öğütme kabı ve içinde bulunan diskin dönüş yörüngeleri birbirine ters olarak çalışmaktadır. Böylece santrifüj kuvvetleri kendi içerisinde sırasıyla senkronize edilir. Sertlik kazandırılmış öğütme bilyalarının oluşturduğu sürtünme ve toz karışımı çanak içerisinde iç çeper içerisinde yuvarlanarak karşı çepere çarpışması gerçekleşir. Öğütme bilyalarının oluşturduğu darbe enerjisi çok yüksek değerlere ulaşır (yaklaşık yer çekimi ivmesinden 40 kat kadar). Planet bilyalı değirmen çok fazla yüksek hız istenen öğütme sistemlerinde kullanılmasına olanak kılmaktadır.

Öğütülmesi istenen malzeme aşınmaya karşı dayanıklı ve malzeme boyutundan büyük çapta bilyaların bulunduğu kaba yerleştirilir. Malzeme bilyalarla birlikte döndürme ve titretme işlemi uygulanıp bunun sonucunda darbeye maruz kalarak toz haline getirilir. Homojen kabın içinde bilyaların hacmi ve öğütülecek malzeme miktarı verimli sonuçları elde etmek için çok önemlidir (Suryanarayana, C, 2001).



Şekil 2.3: Bilyalı öğütme sistemleri (Suryanarayana, C, 2001).

Mekanik alaşımlama öğütme işlemleri arasında en iyi sonucu veren işlem yöntemidir. Mikroskopik boyutlarda toz üretme olanakları sağlar. Mekanik alaşımlama bir toz karışımına bilyalarla yüksek enerjili çarpmalar uygulanan bir yöntemdir. Bu uygulama sırasında toz sürekli darbe altındadır.

Toz metalurjisi yönteminde birden fazla toz karışımı kullanıldığından sıkıştırma metodu öncesinde homojen bir malzeme elde etmek için karıştırma işlemi uygulanır.

Harmanlama metodu için genellikle tek bileşenli karışımlar için uygulanır. Sinterleme ve sıkıştırma uygulamaları öncesinde metalik tozların homojen hale getirilmesi başarılı sonuçlar elde edilmesini sağlar. Karıştırma süresi en fazla 30 dakika olup toz hacminin, karıştırıcı hacmine %50 ile %60 arasında olan uygulamalarda en başarılı sonuçların aldığı gözlemlenmiştir (Upadhyaya, 1997).

Karıştırma işlemi sırasında bakır ve demir gibi yumuşak malzemelerin uygun süreler dışında hızlı ve şiddetli karıştırılması deformasyon sertleşmesine sebep olabilir. Deformasyon sertleşmesine uğrayan malzemelerin sünekliğinde azalma meydana gelir. Böylece malzemenin sıkıştırılabilme özelliği azalır.

Hızlı karıştırma istenen bir durum değildir. Hızlı karıştırma sonucu malzeme üzerinde sürtünme artışı görülüp karışım sıcaklığını artmasına neden olur. Bunun sonucunda yağlayıcılarda sıcaklık artışında erime meydana gelir.

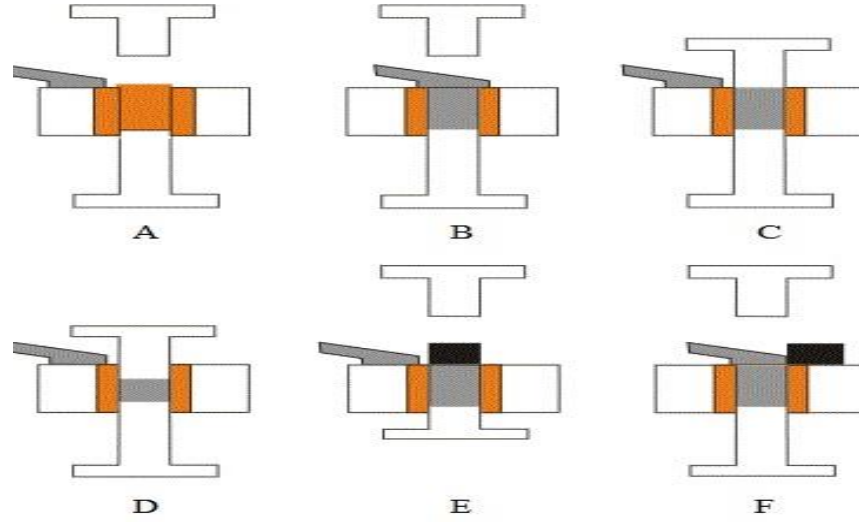
2.5.2 Presleme

Tozların sıkıştırılarak ürün hale getirilmesinin en yaygın yolu preslemedir. Presleme, bir kalıp içerisinde ve genelde çelik malzemedan yapılmış çift taraflı veya tek taraftan sıkıştırılabilen bir hacim içerisinde yapılır. Presleme işleminde üretilecek parçanın şekil ve boyutları net olarak yapılmaya çalışılır. Presleme işleminde malzemedan ham yoğunluk ve mekanik dayanım elde edilmeye çalışılır. Presleme işin sonunda sıkıştırılan malzemeye ham parçanın, yoğunluğuna ham yoğunluk ve mukavemetine ham mukavemet denilir.

Presleme işlemi malzemenin mekanik özelliklerine göre değişkenlik gösterir. Malzeme özelliğinin yumuşaklığı arttıkça preslenebilirlik özelliği o kadar artış gösterir. Ayrıca preslenebilirlik, presleme esnasında tozların kendi arasında ve kalıpla olan sürtünmesi preslenme kabiliyetinde farklılıklar gösterebilir.

Kalıp ile presleme işlem aşamaları;

- Tek eksenli alt zımba hareket eder
- Çift eksenli alt ve üst zımba beraber hareket eder
- Hareket eden zımba haricinde yay sistemine monte edilmiş kalıbın hareket etmesi.



Şekil 2.4: Toz sıkıştırma işlem basamakları (Tanış, N. A. 2015).

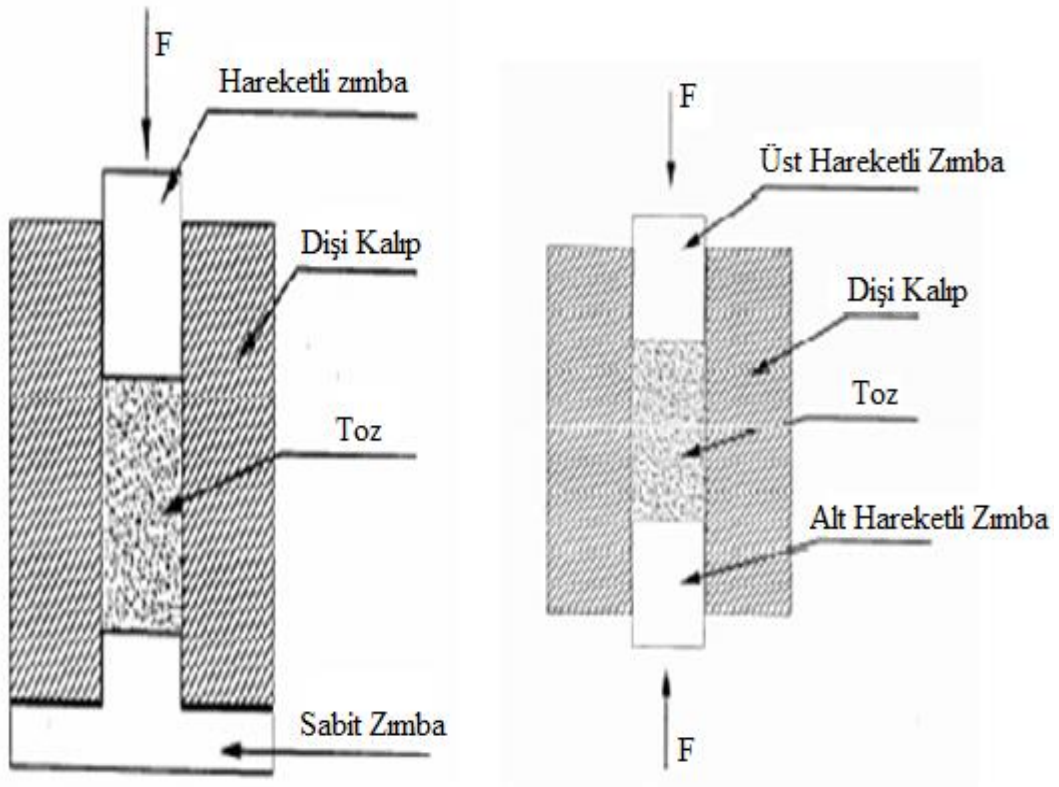
Şekil 2.4’de presleme işleminin basamakları verilmiştir. Birincil işlem olarak toz ve yağlayıcı karışımı hazırlanıp ardından kalıp boşluğuna doldurulmaya başlanır. Daha sonra üst zımba geri çekilip toz kalıp içerisine titreştirilerek doldurulur. Ardından karışım alt ve üst zımbalar vasıtasıyla istenen oranda sıkıştırılır. İstenen basınç uygulanmasının ardından parça kalıptan çıkarılarak presleme işlemi tamamlanmış olur.

Tek hareketli presleme yönteminde tek yönde kuvvet uygulanır. Hareketli zımba kalıp boşluğunun içerisinde alt zımbaya kadar sıkıştırır. Tek yönlü sıkıştırma işleminde deformasyonu başlaması ile birlikte hareketli zımba baskı uyguladıkça tozlar kendi aralarında ve kalıp içerisinde oluşan sürtünmeden birtakım düzensizliklere yol açar. Bu düzensizlik uygulanan basıncı da etkiler. Bu düzensiz basınç malzemenin preslenmesinde homojen bir dağılım göstermez. Tek yönlü preslemede uygulanan basınç miktarı arttıkça malzemenin yoğunluğunda da artış gösterir. Bunun en etkili sebebi tozların kütlesi aynı olup hacimlerinde düşüş göstermektedir. Tek yönlü sıkıştırma işleminde istenilen yoğunluk dağılımı elde edilemediğinden, parçanın alt ve üst bölgelerinde eşit sıkıştırılmasını sağlamak, çift hareketli sıkıştırma işlemi ile mümkün olabilir.

Çift hareketli presleme uygulamasında hareketli zımba iki taraflı baskı uygular. Hareketli zımba aşağı ve yukarı yönde eşit basınçta baskı uygular. Çift hareketli sıkıştırma tamamen eşit basınç, eşit hareket altında çalışarak dengeli bir sistem ortaya

çıkarmaktadır. Toz parçacıkları zımbalar ile kalıp yüzeyinde oluşan sürtünmeden dolayı yoğunluk farklılıkları ortaya çıkabilir. Bunun sonunda kalıp içerisinde malzeme tamamen homojen olmasada tek hareketli presleme yöntemine göre daha iyi sonuçlar ortaya çıkarır.

Çift hareketli sıkıştırma işleminin aşamaların ilk sırasında kalıp parçanın tasarımının yapılıp hazırlanması gerekmektedir. Hazırlanan kalıp prese bağlanır ve sonraki aşamada kalıp içerisine toz doldurma işlemine başlanır. Doldurulan toz parçaları kalıba tam yerleşmesi için titreşim uygulanarak yoğunluk kazandırma işlemi uygulanır. Tozlar kalıba yerleştirildikten sonra hareketli zımbalar arasında sıkıştırma işlemi uygulanır. Sıkıştırma işleminde malzemeye yoğunluk ve mukavemeti kazandırıldıktan sonra malzeme alt zımba kısmından çıkarılır. Bu işlemler sırasıyla takip edilerek çift hareketli sıkıştırma işlemi tamamlanmış olur (German, 1984).



Şekil 2.5: a) Tek hareketli sıkıştırma kalıbı, b) Çift hareketli presleme (German, 1984).

2.5.3 Sinterleme

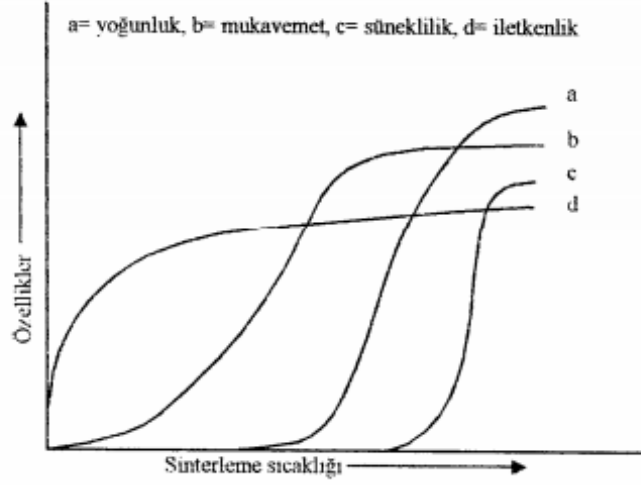
Sinterleme toz metalürjisi işlemin en önemli işlemidir. Toz üretimi yapıldıktan sonra ve tozların sıkıştırma işleminden sonra elde edilen ürünün yoğunluk ve dayanımı yeterli olmadığından sıkıştırma işlemi sonrasında sinterleme işlemine ihtiyaç duyulmaktadır. Sinterleme işlemi öncesinde preslenmiş malzemede kullanılan bağlayıcı ve yağlayıcılar sinterlenecek malzemeden arındırılması gerekmektedir. Bu işlemler gerçekleşmezse sinterlenecek malzemede oksitlenmeler meydana gelebilir. Sinterleme işleme en basit tanımı ile yüksek sıcaklarda malzemeye ısıl işlem uygulanarak mukavemet kazandırma işlemidir (F.Thummler vd.,1967). Sinterleme ile daya iyi ve mukavemetli ürünler elde edilir. Sinterleme sıcaklığı, ısıtma hızı, sinterlenme süresi, uygulanan basınç ve sinterleme atmosferi sinterlemeyi etkileyen unsurlardır. Sinterlemede en önemli unsurlar sıcaklık ve zamandır. Sinterleme aşamalarının ölçülerinde sinterlenecek malzemeye göre istenen veriler kullanılmadığı takdirde sinterleme işleminden yeterli verim alınmaz.

Çizelge 2.2: Bazı metal ve alaşımların sinterleme sıcaklıkları ve süreleri (German, 2005)

Malzeme	Sıcaklık (°C)	Süre (dk)
Bakır	760 – 900	10 – 45
Prinç	760 – 900	10 – 45
Demir	1000 – 1150	8 – 45
Çelik	1100 – 1290	30 – 60
Tungsten karbür	1430 – 1500	20 – 30
Molibden	2050	120
Tungsten	2350	480
Tantal	2400	480

Sinterlenme süresinin sıcaklık ile aralarında ters orantı oluşmuştur. Sinterlenme süresi arttıkça sıcaklık düştüğü gibi, sinterleme süresi azaldıkça sinterlenme sıcaklığı artar. Bu iki durum arasındaki ilişki kullanılan malzemeye göre değişkenlik gösterir. Şekil 2.7’de sinterleme sıcaklığı ile malzeme özelliklerinin değişimi gösterilmiştir. Sinterleme sıcaklığı ve sinterleme süresi, sinterlenecek malzemelerin özelliğine göre belirlenir. Malzemelerin düşük mukavemet ve yoğunluğu sinterleme sıcaklığı arttıkça özelliklerinde artış oluşur. Malzemenin sünekliği sinterleme sıcaklığı artışında daha

fazla sünekleşmesine neden olur. Elektriksel iletkenlik, sinterleme sıcaklığı arttıkça artış gösteren bir diğer özelliktir (F. Arslan, 1993).



Şekil 2.6: Sinterleme sıcaklığı ile malzeme özelliklerinin değişimi (F. Arslan, 1993).

Sinterleme işlemi iki aşamada gerçekleştirilebilir. Malzemenin ergime sıcaklığı altında yapılan sinterleme işlemine katı hal, ergime sıcaklığı üzerinde yapılan sinterleme işlemi sıvı hal sinterleme olarak gerçekleştirilmektedir.

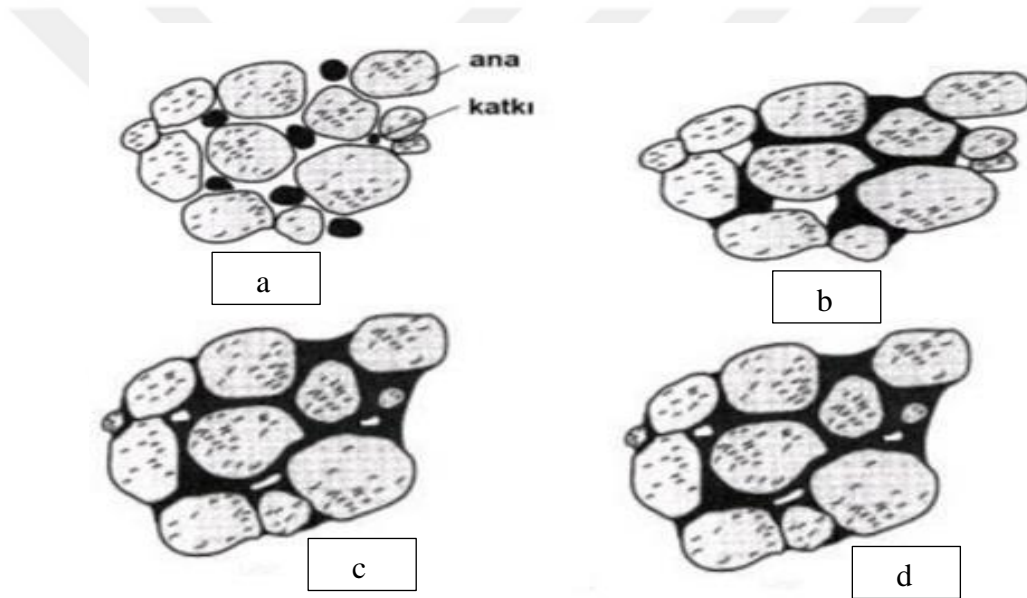
Katı faz sinterleme bir elementin sinterlenmesi ve bu partikülden çıkan karışımların değişimlerinin oluşmasına denir. Katı faz sinterleme malzemenin ergime sıcaklığı altında olan sıcaklıklarda işlem yapılır.

Sinterlemede atomsal hareketlerle yoğunlaşma işlemi sağlanır. Bu sinterleme işleminde hacimsel küçülme oluşur. Parça türüne göre hacimsel küçülmede değişiklik gösterir (German, 2007).

Katı faz sinterlemede ilk olarak malzemenin tane sınırları temas düzlemlerinde tane merkezlerinde yaklaşım göstererek birbirlerine bağlanma safhasını oluşturur. Parçalar temas noktasında boyun vermeye başlayarak tane büyümesi ve yoğunluk artışı gözlemlenir. Bu durum parçaların özelliklerinin belirlenmesinde etkindir. Sıcaklık artışı ile birlikte tane sınırları artarak boyunlarda genişleme görülür. Genişleme büyüdükçe, gözenekler tane sınırlarını küçülür ve böylece boşluklarda küçülme görülür. Bu safhada sonra sinterlemenin son aşamasına gelmiş olunur. Katı faz

sinterlemenin son safhasında, parçacıklar maksimum yoğunluğa ulaşarak sinterleme işlemini tamamlar. Bu aşamada büzülme meydana gelir, atom hareketleri yavaşlar böylece gözenek oranlarında azalma meydana gelir.

Sıvı faz sinterlemesi, birbirinde farklı en az iki ve daha çok kimyasal yapıdaki tozların, en az bir malzemenin ergime sıcaklığı üzerinde yapılan işleme denir. Sinterleme süresinde sıvı faz taneleri birbiri içerisinde bağlanıp ve yayılma oluşur. Bundan dolayı Sıvı faz sinterleme işlem süresi katı faz sinterlemeye göre daha hızlı oluşur. Sıvı faz sinterlemede ilk aşama malzemenin ıslatılmasıdır. Katı parçalar ıslatılarak çözünürlüğün sağlanması amaçlanmaktadır. Katıların çözünürlüğü sıvı faz sinterleme işlem süresinde önemli parametrelerdir (Kang S.J.L., 2005).



Şekil 2.7: Sıvı faz sinterleme işlem basamakları (Kang S.J.L., 2005).

a) Başlangıç, b) Sıvı Faz Yayılması, c) Çözünme ve Tekrar Çökme, d) Katı İskelet

Başlangıç olarak malzemeler birbirine bağlı şekilde bulunmaktadır. Sıvı faz oluşumu başlamaya başladıktan sonra katı malzemeler ıslanmaya başlamaktadır. Bu aşamada önemli nokta katkı malzemesinin çözünürlüğü ve parametresidir. Katı faz mutlak şekilde sıvı faz içinde çözünür değildir. Çözünürlüğü düşük fazsa ise sıvı faz miktarında artış göstererek çözünme ve tekrar çökme meydana gelir. Aksi durumda çözünürlük yüksek fazda ise malzemede şişme meydana gelir. Son işlem basamağında katı iskeletin meydana gelmesidir. Katı iskelet oluşmaya başladığından artan

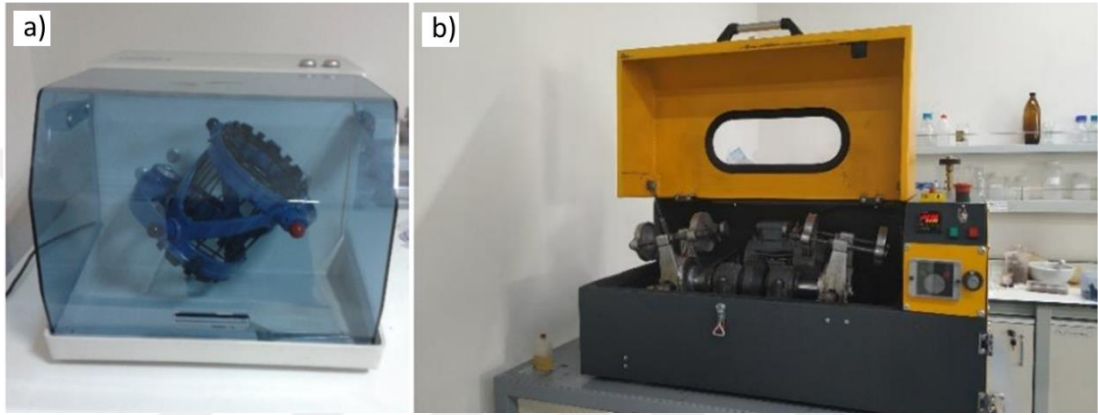
sinterleme süresine bağlı olarak yoğunlaşma yavaş bir şekilde gerçekleşmeye başlar (Zhao J. vd., 1988).

Sinterlemede malzeme taşınımı son bularak gözeneklerin boyutları azalıp tane büyümesi oluşarak katı iskelet oluşumu tamamlanmış olur. Katı halli bir işlem olduğundan iskelet yapının yoğunlaşması yavaş şekilde olmaktadır.



3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

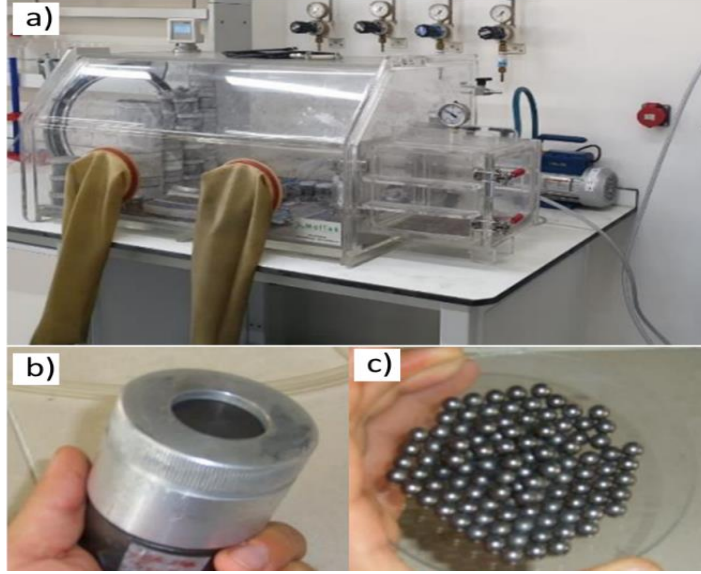
Bu tez çalışması kapsamında, toz metalürji yöntemleri kullanılarak bakır (Cu) - volfram (W) kompozitlerinin üretimi ve karakterizasyonları yapılmıştır. Cu toz matris içerisine ağırlık % 5 ve 20 oranında W tozu eklenerek 2 farklı kompozisyon oluşturulmuştur. Bu kompozisyonlar turbula (Şekil 3.1a) karıştırıcı içerisinde 2 sa süre ile karıştırılmıştır. Tez boyunca sadece turbula karıştırma yapılan tozlar karışım olarak adlandırılmıştır.



Şekil 3.1: a) WAF turbula karıştırıcı ve b) yüksek enerjili öğütücü

Şekil 3.1b’de gösterilen yüksek enerjili öğütme (1200 rpm) kullanılarak, ağırlık %5 ve 20 W içeren Cu tozlarına, 4 sa mekanik alaşımlama (MA) işlemi yapılmıştır. Bu tozlar MA öncesi Şekil 3.2a’da görülen kapalı kutu içerisinde argon atmosferinde kapatılmıştır. Öğütme işlemi için paslanmaz çelik bilya (10 mm çaplı) ve kavanoz (Şekil 3.2b, 80 mL hacimli) kullanılmıştır. Bu çalışmada hem sadece karıştırılan hem de MA yapılan tozlar farklı sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Kullanılan bilya toz oranı 1:5’tir. Öğütme işlemi sonrası öğütme kapları yine kapalı ortam kutusu kullanılarak boşaltılmıştır. Kullanılan farklı kompozisyonlar, Çizelge 3.1’de verildiği şekilde kodlanmıştır.

Karıştırılan ve mekanik alaşımlanan tozlar tek eksenli hidrolik pres kullanılarak şekillendirilmiştir. Kullanılan paslanmaz çelik silindirik kalıbın çapı 10 mm’dir. Sıkıştırma işlemleri, 300, 400, 500, 600 MPa basınçlar kullanarak 1 dakika beklenerek yapılmıştır.



Şekil 3.2: a) Kapalı ortam kutusu, paslanmaz çelik b) öğütme kabı ve c) bilya

Çizelge 3.1: Numune kodları ve açıklamaları

Numune Kodu	Cu (ağ.%)	W (ağ.%)	İşlem
Cu5W-K	95	5	Karıştırma
Cu5W-M	95	5	Mekanik alaşımlama
Cu20W-K	80	20	Karıştırma
Cu20W-M	80	20	Mekanik alaşımlama

Sinterleme işlemi, Şekil 3.3' de gösterilen Protherm marka Tüp fırın içerisinde argon atmosferi altında gerçekleştirilmiştir. Çalışmada 850 ve 1000 °C olarak kullanılan sinterleme sıcaklıkları için kullanılan ısıtma hızı 10 °C/dk'dır. 2 ve 4 sa olmak üzere farklı sinterleme süreleri kullanılmıştır. Sinterleme işleminde, üretilen deney numuneleri fırın içerisine ısıya dayanıklı tabla üzerine yerleştirilmiştir. Sinterleme sonrası fırın oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. Sinterleme işleminden sonra, numunelerin gözenek ve sinterlenebilirlikleri, sinter öncesi ve sinterlenmiş numunelerin yoğunlukları kullanarak belirlenmiştir. Yapılan yoğunluk ölçümleri, Arşimet prensibine göre gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.3: Tüp fırın

Üretilen Cu-W kompozit tozlarının partikül boyut ölçümü Malvern Mastersizer 3000 cihazı (Şekil 3.4) ile yapılmıştır. Bu ölçüm cihazında 0,01-3500 μm arasında partikül boyut ölçümü yapabilmektedir. Bu çalışmada sadece yaş ölçüm modu kullanılmıştır. Hem toz hemde sinter kompozit malzemelerin X-ışını difraksiyon paternleri için Bruker™ D8 Advanced XRD cihazı kullanılmıştır. XRD analizi 2θ ($20-80^\circ$) açı aralığında, Cu- K_α radyasyonu (0,154056 nm) ve 5 ($2\theta/s$) hızında kullanılarak yapılmıştır. Toz ve sinter numunelere yapılan taramalı elektron mikroskopu analizleri için enerji dağılımlı spektrometre (EDS) takılı QUANTA FEG 250 SEM cihazı kullanılmıştır.



Şekil 3.4: Malvern Mastersizer 3000 parçacık boyut ölçüm cihazı

Sinter numunelere yapılan optik mikroskop (OM) incelemeleri için Şekil 3.5’de verilen Olympus marka ışık mikroskobu kullanılmıştır. SEM ve OM incelemeleri için sinterlenmiş numunelerin yüzeyine metalografik hazırlama işlemi yapılmıştır. Metalografik olarak hazırlama işlemleri için sinterlenmiş numuneler bakalite alınmıştır. Bakalite alma işlemi Metkon Ecopress cihazında gerçekleştirilmiştir. İncelemelerde kullanılacak olan numunelerin yüzeyleri sırasıyla 320, 600, 1000 ve 1200’lük zımparalar ile yapılan zımparalama ve 6, 3 ve 1 µm elmas çözeltiler ile gerçekleştirilen parlatma işlemleri ile hazırlanmıştır. Parlatmayı takiben bazı numunelere dağlama işlemi de yapılmıştır. Dağlama işlemi için 4 M nitrik asit çözeltisi (HNO₃) hazırlanmıştır.

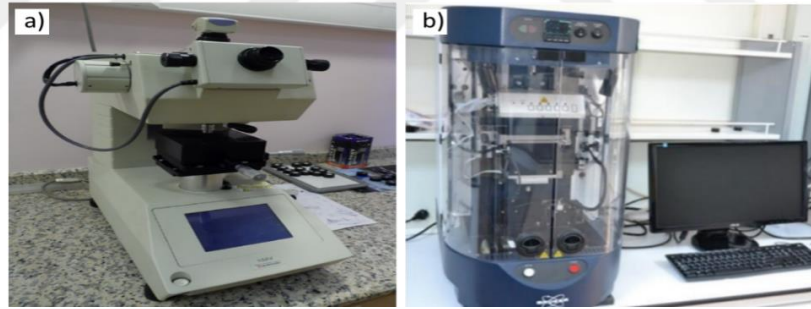


Şekil 3.5: Olympus Optik mikroskop

Sinter numuneler mekanik özelliklerini ortaya çıkarmak için Vickers mikrosertlik ölçümleri Şekil 3.6a’da verilen Shimadzu Vickers mikrosertlik cihazı ve aşınma testleri Şekil 3.6b’de verilen Bruker UMT Tribolab aşınma cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri 100 mg yük altında, 10 s bekleme süresi ile alınmıştır. Her bir numuneden toplamda 15 adet sertlik ölçümü alınıp, hesaplanan ortalamaları sertlik değeri olarak verilmiştir. Üretilen sinter numunelerin aşınma davranışları Bruker UMT2 cihazında yapılan ball-on disk mekanizmasına göre karşıt hareketli (reciprocating) aşınma yöntemi kullanılarak incelenmiştir. Aşınma testi ile 5 mm’lik çelik bilye (ASTM E52100,100Cr6) kullanılarak, 5 N yük ve 10 mm/s kayma hızı ve 25 m toplam mesafe için uygulanarak yapılmıştır. Aşınma izlerinin derinlik ve genişliklerinin ölçülmesi için VeecoTM, Dektak 6M profilometre kullanılmıştır.

Profilometre ile aşınan hacimler belirlenmiş ve buradan her bir numune için hesaplanan aşınma oranı ($\text{mm}^3/\text{N.m}$ cinsinden) değerleri sunulmuştur.

Sinterlenmiş numunelere yapılan elektriksel iletkenlik ölçümleri, Şekil 3.7'de gösterilen Fischer Sigmascope elektriksel iletkenlik probu yardımıyla yapılmıştır. Faz duyarlı eddy akımı problemleri, etrafına iki bobinin sarıldığı bir ferrit çekirdekten oluşur. İlk olarak, uyarma bobinindeki bir akım yüksek frekanslı bir manyetik alan (kHz-MHz aralığında) oluşturur. Bu, numunede girdap (eddy) akımları oluşturur. Probun ikinci bobini, (ölçüm bobini) alternatif akım direncini (empedans) ölçer. Probun empedansı numunedeki girdap akımları tarafından değiştirilir ve uyarma akımıyla karşılaştırıldığında (numunesi prob) faz kaydırılır. Faz doğrudan malzemenin elektrik iletkenliğine bağlıdır. Her ölçüm öncesi cihaza ait standart bakır numune ile kalibrasyon yapılmıştır. Elektriksel ölçüm probunun verdiği elektriksel iletkenlik değeri bakır malzemenin iletkenlik değeri ile karşılaştırılarak ölçülür. Bu nedenle, bu yöntem kullanılarak elde edilen elektriksel iletkenlik değerlerinin birimi olarak % IACS (International Annealed Cooper Standard, uluslararası standartlara uygun tavlanmış bakır) kullanılmaktadır.



Şekil 3.6: a) Shimadzu Vickers mikrosertlik ve b) Bruker UMT Tribolab aşınma cihazları



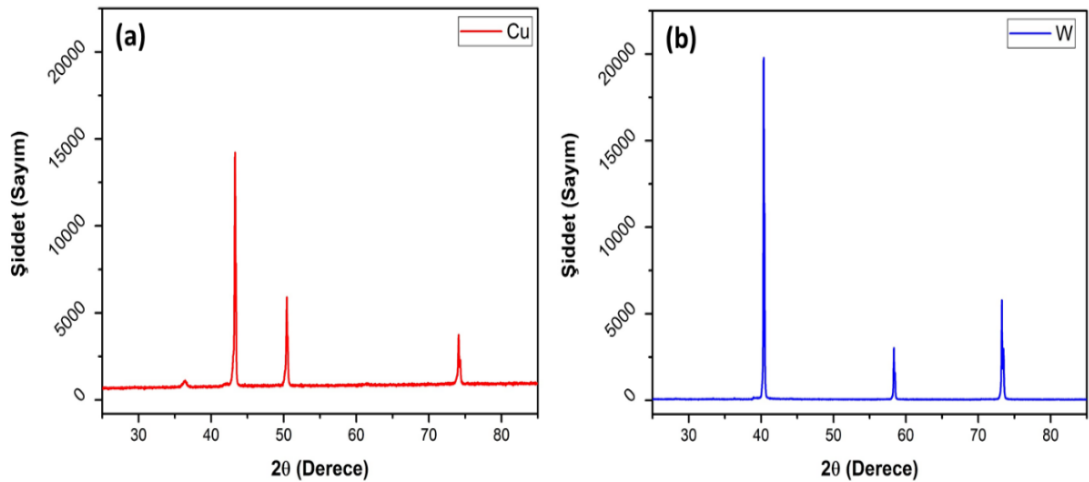
Şekil 3.7: Fischer Sigmascope elektrik iletkenlik probu

4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu bölüm üç başlık altında incelenmiştir. İlk kısımda, başlangıç tozları ve mekanik alaşımlama yapılmış tozlar hakkında gerçekleştirilen karakterizasyonlar ve sonuçlar sunulmaktadır. İkinci kısımda, oluşturulan toz kompozisyonlarının sıkıştırabilirlik hesaplarının sonuçları ve tartışmaları bulunmaktadır. Üçüncü kısımda ise, farklı sıcaklık ve bekleme sürelerinde sinterlenen kompozitler üzerinden gerçekleştirilen yoğunluk çalışmalarının, mikroyapısal, mekanik ve elektriksel özelliklerini belirlemek için yapılan karakterizasyonların sonuçları ve tartışmaları verilmektedir.

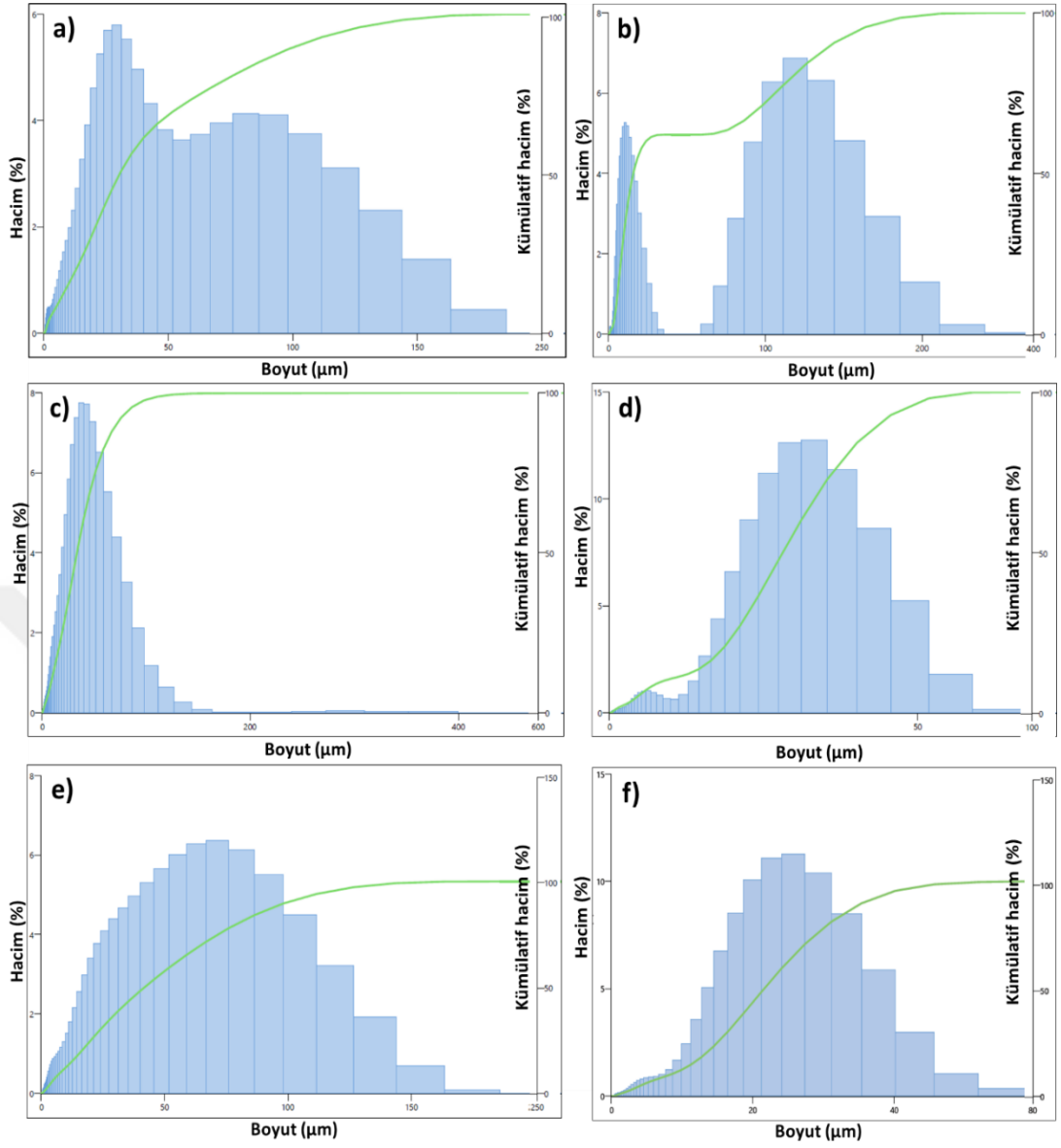
4.1. Toz Karakterizasyonları

Söz konusu deneyde bakır (Cu) ve volfram (W, %99,9 saflık, 4–7 mm partikül boyut aralığı) başlangıç malzemeleri kullanılarak farklı kompozit numuneler üretilmiştir. Şekil 1’de başlık tozlarına ait XRD paternleri verilmektedir. Cu başlangıç tozuna ait XRD paterni (Şekil 4.1.a), ICDD kart numarası 004-0836 olan yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip olduğu göstermektedir. Volfram tozu ise, Şekil 4.1.b’de verilen XRD paterni üzerinden ICDD kart numarası 04-0806 olan hacim merkezli kübik kristal yapıda olduğunu göstermektedir. Her iki paterne bakıldığında herhangi bir ikincil fazın farklılığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.1: Başlangıç tozlarına ait XRD paternleri: a) Cu ve b) W

Başlangıç tozları ve toz karışımlarına yapılan partikül boyut analizlerine ait dağılımlar Şekil 4.2’de verilmektedir. Başlangıç tozlarının Şekil 4.2a ve b partikül boyut dağılımı grafikleri üzerinden, Cu toz boyutunun yaklaşık olarak 200 µm’ye ve W toz boyutlarının yaklaşık olarak 400 µm’ye kadar olan büyüklüklere sahip bimodal bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Dağılımların sahip olduğu ikincil tepelikler ölçüm sırasında meydana gelen topaklanmadan kaynaklı düşünülmemektedir. Çizelge 4.1’deki partikül boyut analizleri sonucunda toz kompozisyonlarından elde edilen değerleri vermektedir. Buna göre, Cu başlangıç tozunun D_{50} ve $D_{[4/3]}$ değerleri 30,6 µm ve 43,4 µm’dur. W başlangıç tozu ise D_{50} ve $D_{[4/3]}$ değerleri 15,9 µm ve 53,5 µm’dur. Kullanılan W tozlarının boyutu Cu tozlarının boyutundan daha büyük olduğu görülmektedir. Şekil 4.2c ve 4.2 e’deki karışım tozlarına ait partikül boyut dağılımları ise homojen bir dağılım göstermektedir. Çizelge 4.1’deki D_{50} ve $D_{[4/3]}$ değerlerine baktığımızda, Cu5W-K kompozit tozu için sırasıyla 33,5µm ve 38,0 µm, Cu20W-K kompozit tozu için sırasıyla 41,8 µm ve 48,6 µm olduğu görülmektedir. Bu durumda, farklı fiziksel özelliklere sahip olan Cu ve W tozlarının karışımlarından alınan partikül boyut ölçümlerinin topaklanmaya eğilimlerinin saf hallerine göre oldukça az olduğu görülmüştür. Şekil 4.2d ve 4.2 f’de ise sırasıyla Cu5W-M ve Cu20W-M tozlarına ait partikül boyut dağılımı histogramları yer almaktadır. 4 saat yapılan mekanik alaşımlama (MA) sonucunda toz dağılımlarının homojen olduğu görülmektedir. Çizelge 4.1’deki D_{50} ve $D_{[4/3]}$ değerlerine baktığımızda, Cu5W-M kompozit tozu için 28,1µm ve 27,8µm, Cu20W-M için 21,6 µm ve 22,0 µm olduğu okunmaktadır. Karışım kompozit tozlarının boyut değerleri ile karşılaştırıldığında, MA işlemi yapılmış tozların partikül boyutlarında azalma olduğu görülmektedir. Aynı öğütme süresine sahip olmasına rağmen, ağırlıkça % 20 W katkılı kompozit tozda görülen azalma daha fazla olduğu dikkat çekmektedir. Bu durum ağırlıkça oranı artan kırılabilir yapıdaki volfram tozunun ve sünek bakır matris tozunun, MA sırasında görülen kırılma, kaynama ve tekrar kırılma olayları sırasındaki toz boyutlarının azalmasında etkili olduğunu göstermektedir (Suryanarayana, 2004).

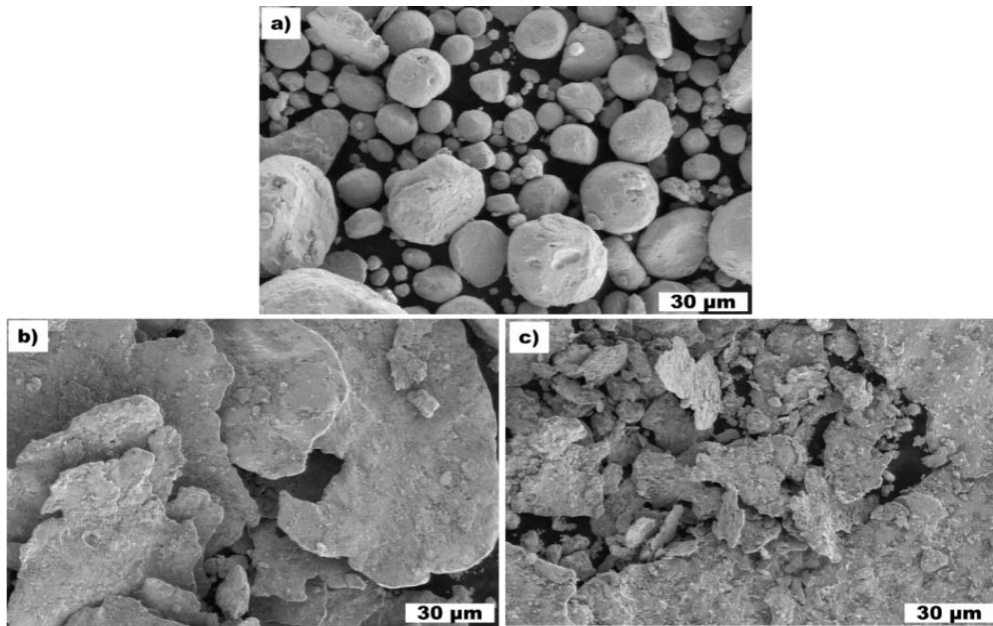


Şekil 4.2: Başlangıç ve hazırlanan tozlara ait partikül boyut dağılımları: a) Cu ve b) W, c)Cu5W-K, d) Cu5W-M, e) Cu20W-K ve f) Cu20W-M

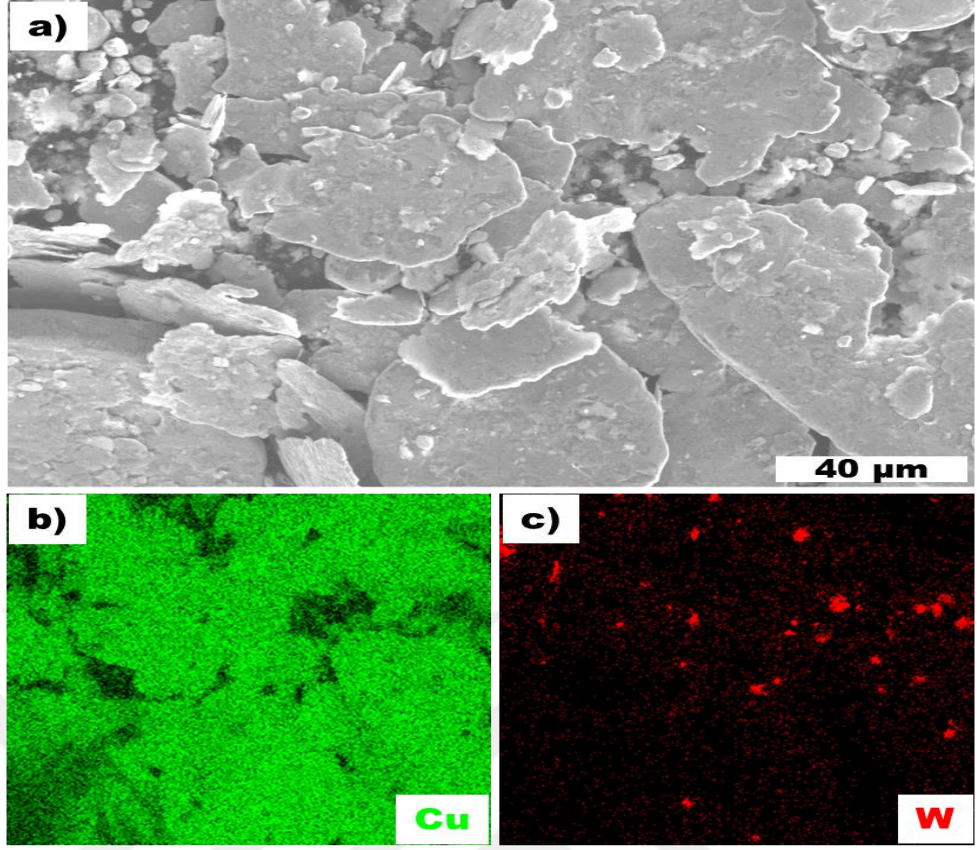
Çizelge 4.1:Partikül boyut dağılımı sonuçları

Numune	D10 (µm)	D50 (µm)	D90 (µm)	D[4;3] (µm)
Cu	6,28	30,6	102	43,4
W	5,25	15,9	142	53,5
Cu5W-K	9,12	33,5	71,3	38,0
Cu5W-M	8,86	28,1	43,8	27,8
Cu20W-K	8,01	41,8	99,2	48,6
Cu20W-M	8,32	21,6	35,5	22,0

Toz kompozit toz numunelerden alınan SEM görüntüleri Şekil 4.3’de verilmektedir. Şekil 4.2 a’daki karışım Cu5W-K tozu görüntüsüne bakıldığında küresel forma yakın büyük ve düzensiz şekle sahip nispeten daha küçük boyutlardaki iki farklı özellikteki toz karışımından oluştuğu görünmektedir. Bu durumu, Şekil 4.2a ve b’deki partikül boyut dağılım histogramları kıyaslandığında, küresel formda gözükten büyük partiküllerin W tozuna ve nispeten küçük boyutlardaki tozların Cu partiküllerine ait olduğu çıkarılmaktadır. 4 saat yapılan MA işlemi sonucunda ise toz morfolojilerinin tamamen değiştiği görülmüştür. Cu5W-M numunesine ait SEM görüntüsü (Şekil 4.2b) başlangıç tozlarının görüntüsüne kıyasla yassılaştırmış, tabakalı bir görüntüye sahip olduğu görülmektedir. Bu durum, MA sırasında sünek metal matris tozlarının kaynaması nedeniyle özellikle 4 sa gibi kısa yapılan öğütme sürelerinde görülmektedir (Madavali vd.c, 2014). Ağ.%20 W içeren Cu20W-M kodlu numunenin görüntüsü (Şekil 4.3c) incelendiğinde ağ. %5 W içeren kompozit tozları (Şekil 4.3b) gibi yassılaştırmış olduğu, ancak partikül boyutlarının daha küçük olduğu görülmektedir. Bu durum, partikül boyut ölçümleri (Şekil 4.2) ile uyumlu olup, MA alaşımlama sırasındaki kırılma ve kaynaşma aşamalarında kırılma fazın matrisin boyutunun kaynama ile büyümesini engellemesi nedeniyledir. Şekil 4.4’te Cu5W-M tozlarından alınan SEM görüntüsü ve görüntü üzerinden yapılan Cu ve W elementel haritalamaları verilmektedir. Alınan sinyalleri karşılaştırdığımızda, ana yapı olan yassı bakır tozları içerisine volfram partiküllerinin dağıldığını görmekteyiz.



Şekil 4.3: Tozların SEM görüntüleri: a) Cu5W-K, b) Cu5W-M ve c) Cu20W-M



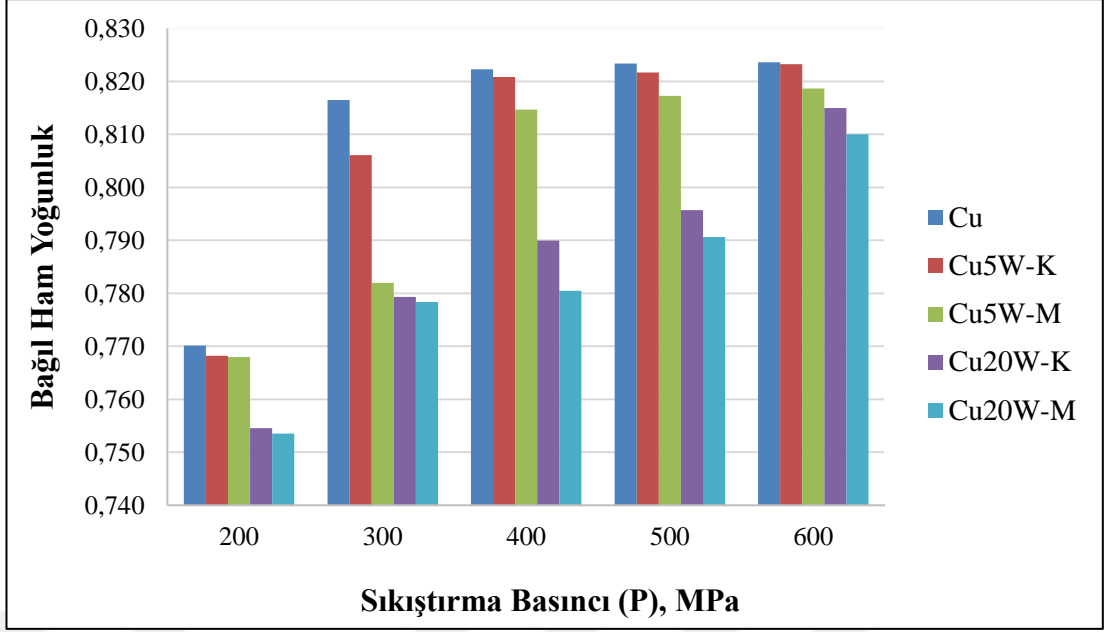
Şekil 4.4: Cu5W-M tozuna ait a) SEM görüntüsü, b) Cu elemental haritalaması ve c) W elemental haritalaması

4.1.1. Preslenmiş Tozların Karakterizasyonları

Toz özelliklerinin analizinden sonra, belirlenen şekilde hazırlanan toz karışımlarının sıkıştırılabilirlik davranışları incelenmiştir. Kullanılan tozun şekli, boyutu ve dağılımı, sertliği gibi parametrelerin üzerinde etkili olduğu sıkıştırılabilirlik, uygulanan sıkıştırma basıncı sonucunda ham yoğunluğun artması olarak ifade edilebilir (Lee, P.W., 1998). Bu amaçla toz karışımlarının sıkıştırılabilirliklerini karşılaştırabilmek için hazırlanan sıkıştırma basıncına göre bağıl ham yoğunluk sonuçlarını veren histogram Şekil 4.5'te verilmektedir. Sonuçlar incelediğinde ise toz karışımlarına W eklenmesi ve mekanik alaşımlama yapılması ile bağıl ham yoğunluğunun düştüğü gözlemlenmiştir. Ayrıca, tüm sıkıştırma basınçlarında en yüksek bağıl ham yoğunluk değerleri Cu ve en düşük bağıl ham yoğunluk değerleri ise Cu20W-M örneklerinde elde edilmiştir. Toz karışımlarının hazırlandığı iki koşulda da (karıştırma ve MA) Cu alaşımına, kendine göre daha sert davranan W tozlarının eklenmesi ve miktarının artırılması ile bağıl ham yoğunluk değerinin düştüğü sonucu elde edilmiştir. Literatürde incelenen çalışmalarda da kompozit numunelerde ana yapıya kendisine

göre daha sert bir takviye eklemesi ve miktarının artması ile bağıl ham yoğunluk değerlerinin düştüğü belirtilmiştir (Hafizpour vd., 2011, Jeyasimman, vd., 2014, Jeyasimman, vd., 2015, Jeyasimman, vd., 2015, Alihosseini, vd., 2017). Bu sonuçlara ek olarak aynı oranda W içeren örnekler kendi aralarında karşılaştırıldığında mekanik alaşımlama ile hazırlanan Cu5W-M örneklerinin, Cu5W-K göre daha düşük bağıl ham yoğunluk değerlerine sahip olduğu gözlemlenmiştir. Benzer şekilde ağırlık % 20 W takviyeli örneklerde de mekanik alaşımlama ile hazırlanan Cu20W-M örneklerinin, Cu20W-K örneklerine göre daha düşük bağıl ham yoğunluk değerlerine ulaştığı belirlenmiştir. Fogagnolo ve ark. (2003), Gan ve Gu (2008) ve Akbarpour ve ark. (2014)'de yapmış oldukları çalışmalarında, mekanik öğütme süresinin artması ile toz karışımlarında oluşacak sertleştirme etkisinden dolayı sıkıştırılmış ham yoğunluğun, toz morfolojisinde oluşan değişimlerken kaynaklı özel durumlar dışında genel olarak azaldığını söylemişlerdir (Fogagnolo vd., 2003, Gan K. ve Gu M., 2008, Akbarpour vd., 2014).

Elde edilen eğrilerin değişimi incelendiğinde ise tüm örnekler için artan basınç ile ham yoğunluk değerlerinin arttığı ve en yüksek bağıl ham yoğunluk değerlerine ise 600 MPa sıkıştırma basıncında ulaşıldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, Cu ve Cu5W-K örneklerinin ham yoğunluk artışının, 200 MPa ile 300 MPa sıkıştırma basınçları arasında hızlı bir şekilde olduğu ve 500 MPa sıkıştırma basıncından sonra ise değişiminin neredeyse sabit kaldığı ifade edilebilir. Cu5W-M örneğinde ise 400 MPa sıkıştırma basıncına kadar bağıl ham yoğunluk değerlerinde belirgin bir artış olurken 400 MPa'dan sonra değişimin oldukça azaldığı belirlenmiştir. Ancak Cu20W-K ve Cu20W-M örneklerinde ise artışın 600 MPa sıkıştırma basıncında bile belirgin bir şekilde arttığı gözlemlenmiştir. Elde edilen özellikle Cu ve Cu5W-K örneklerine ait eğrilerdeki değişim, tozların soğuk sıkıştırılma aşamaları ile ifade edilebilir. Bu aşamalardan ilki uygulanan düşük basınçlarda, gevşek durumdaki tozların birbiri üzerinden kayması ve boşlukları doldurması ile tozların yeniden düzenlenme aşaması ifade edilebilir. Bir sonraki aşama ise daha yüksek basınçlarda (bu örnekler için 400 MPa) ortaya çıkan, yoğunluk artışının daha az olduğu ve tozların hareketinin zorlaştığı, plastik deformasyon aşamasıdır (Bouvard D., 2000, Mahdavi F. ve Akhlaghi F., 2011, Denny P.J, 2002, Hafizpour vd., 2009, Wu vd., 2000, Lund J.A, 1982).



Şekil 4.5: Cu ve Cu-W kompozit toz karışımlarının bağlı ham yoğunluk ve sıkıştırma basıncı histogramları

Şekil 4.5'te verilen tozların sıkıştırılabilirlik sonuçları üzerinden bağlı ham yoğunluk ile uygulanan sıkıştırma basıncı arasındaki ilişkiyi modellemek için çeşitli lineer denklemler önerilmiştir. Bu denklemler üzerinden elde edilen sonuçlar ve grafikler Şekil 4.6'da verilmektedir. Önerilen denklemler aşağıda verilmiştir;

Heckel denklemi (Heckel R.W., 1961);

$$\ln \frac{1}{1-D} = KP + B \quad (1)$$

Panelli and Ambrozio Filho denklemi (Panelli ve Ambrozio Filho, 1998);

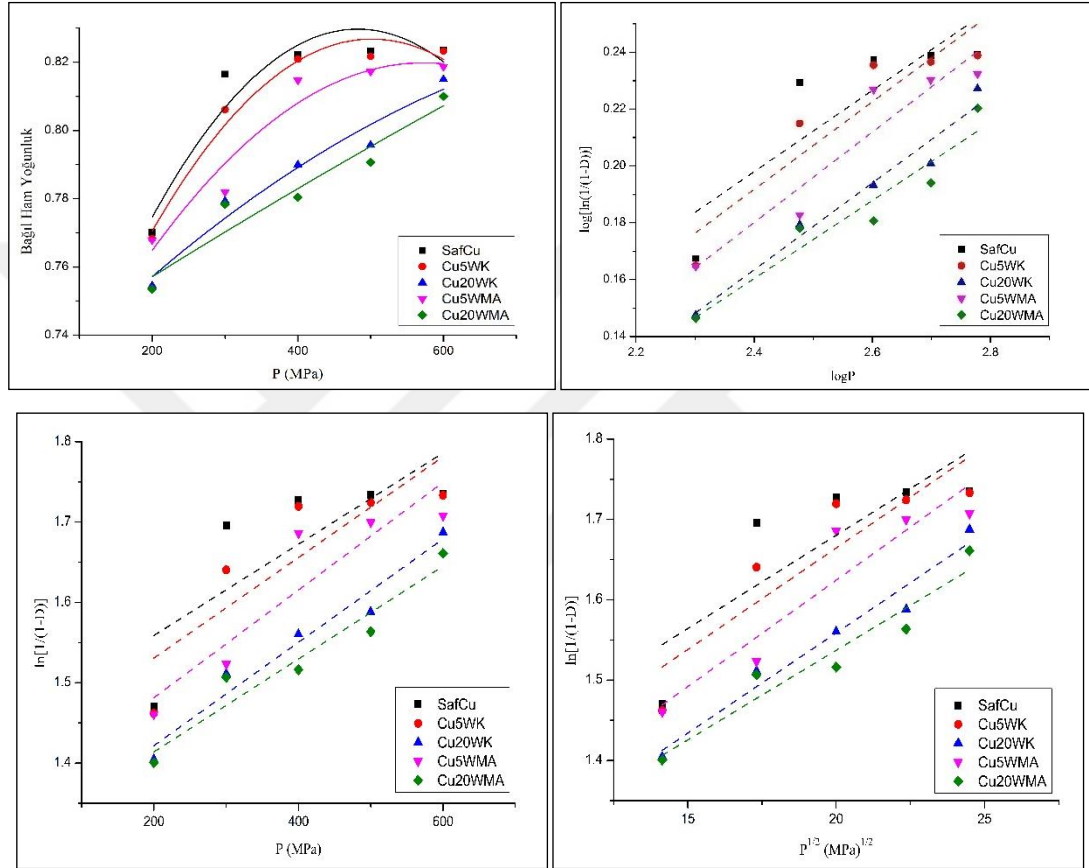
$$\ln \frac{1}{1-D} = K\sqrt{P} + B \quad (2)$$

Ge denklemi (Ge R., 1995);

$$\log \left(\ln \frac{1}{1-D} \right) = K \log P + B \quad (3)$$

Denklemlerde verilen, D bağlı ham yoğunluğu, P sıkıştırma basıncını, K plastik deformasyon kapasitesini ifade ederken, B ise tozların görünür yoğunluğunu veren sabit

sayıdır. Kullanılan doğrusal denklemler göre elde edilen eğriler Şekil 4.6b-c'de verilmektedir. Elde edilen eğrilerden belirlenen K değeri ve korelasyon (R^2) katsayıları, Çizelge 4.2'de verilmiştir. R^2 değeri ise kullanılan lineer denklemlerin, sıkıştırılabilirliği incelemek için uygunluğunu göstermekte ve bu değer bire ne kadar yaklaşırsa denklemin o oranda uygunluğu söylenebilir (Heckel R.W., 1961, Panelli ve Ambrozio Filho, 1998, Ge R., 1995).



Şekil 4.6: Cu ve Cu-W kompozit toz numunelerinin sıkıştırılabilirlik ve farklı doğrusal sıkıştırılabilirlik eşitlikleri kullanılarak elde edilen sıkıştırılabilirlik davranışları: a) Sıkıştırılabilirlik, b) Ge, c) Heckel, d) Panelli ve Filho

Lineer denklemlere ait eğrilerden elde edilen ve Çizelge 4.2'de verilen K ve R^2 değeri incelendiğinde sonuçların farklılık gösterdiği gözlemlenmiştir. Cu tozlarına ait K değerinin diğer örneklere göre Heckel denklemi için en düşük değere sahip olduğu ve Panelli ve Ambrozio Filho ile Ge denklemleri için ise, Cu5W-K, Cu5W-M ve Cu20M-K tozlarına ait K değerlerinden düşük, Cu20W-M tozlarına ait K değerinden büyük olduğu gözlemlenmiştir. Karıştırma ile hazırlanan örnekler kendi içinde incelendiğinde is K değerinin, Panelli ve Ambrozio Filho ve Ge denklemleri için W

miktarının artması ile düştüğü, Heckel denkleminde ise arttığı sonucu elde edilmiştir. Mekanik hazırlama ile hazırlanan örneklerde ise kullanılan üç lineer denklem içinde artan W miktarı ile K değerinin düştüğü belirlenmiştir. Hazırlama şekline göre karşılaştırıldığında ise ağırlıkça %5W içeren örneklerde, üç lineer denklem içinde K değerlerinin mekanik alaşımlama ile arttığı gözlemlenmiştir. Ancak ağırlıkça %20 W içeren örneklerde ise mekanik alaşımlanmış tozlara ait K değerinin karışımla hazırlanan örneklere göre daha düşük olduğu sonucu elde edilmiştir. Heckel, Panelli, ve Ambrozio Filho ve Ge denklemlerinin kullanılan toz karışımlarına göre uygunluğu açısından incelendiğinde ise sırası ile 0,945, 0,951 ve 0,963 R² değerleri ile Cu20W-K örneklerine ait toz karışımları için üç denkleminde uygunluğu gözlemlenmiştir. Ayrıca Cu ve Cu5W-K örnekleri için ise üç denklem içinde oldukça düşük R² değerine sahip olduğu sonucu elde edilmiştir. Cu5W-M tozları için 0,874 R² değeri ile Ge denkleminin ve Cu20W-M örneklerine ait tozları için ise 0,911874 R² değeri ile Heckel denkleminin uygunluğu belirtilebilir.

Çizelge 4.2: Doğrusal denklemler göre belirlenen K ve korelasyon (R²) katsayıları

Örnekler	Heckel		Panelli and Ambrozio Filho		Ge	
	K, MPa ⁻¹ (x10 ⁻²)	R ²	K, MPa ^{-0.5}	R ²	K, MPa ⁻¹	R ²
<i>Cu</i>	0,05677	0,492	0,0232	0,587	0,143	0,669
<i>Cu5W-K</i>	0,0621	0,663	0,0253	0,798	0,154	0,814
<i>Cu20W-K</i>	0,06427	0,945	0,0249	0,951	0,153	0,963
<i>Cu5W-M</i>	0,06698	0,797	0,0265	0,844	0,159	0,874
<i>Cu20W-M</i>	0,05779	0,911	0,0223	0,904	0,137	0,897

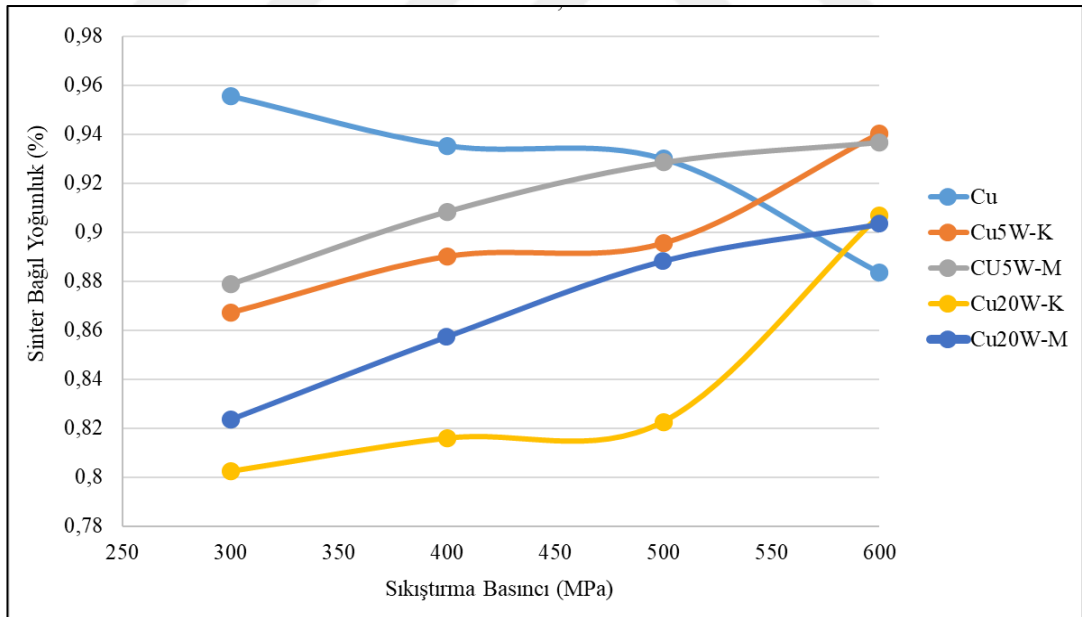
Gan ve Gu yaptıkları çalışmalarında; Cu ana yapıları SiC parçacık takviyeli kompozit tozlarının morfolojisi ve sıkıştırılabilirliği üzerine öğütme süresinin etkisini incelemiştir. Farklı sürelerde (0, 1, 3, 5 ve saat) öğütülmüş hacimce %30 SiC takviyeli Cu kompozit tozlarını, farklı sıkıştırma basınçlarında (100, 400, 600 ve 800 MPa) sıkıştırarak, sıkıştırılabilirlik eğrilerini elde etmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda ise genel olarak, öğütme süresi arttıkça bağıl ham yoğunluğun azaldığını belirtmişlerdir. Bunun ise mekanik öğütmenin etkisi ile değişen toz şekli ve toz parçacıklarında oluşan sertleşme nedeni ile olduğunu ifade etmişlerdir. Ancak bazı beklenmedik durumların oluştuğunu söylemişlerdir. 100 MPa sıkıştırma basıncında; 1

saatlik öğütmeye tabi tutulan tozların, diğer öğütme sürelerine göre elde edilen kompozit tozlarına göre daha düşük bağıl ham yoğunluğa ulaştığını ve 3 saat öğütmeye tabi tutulan kompozit tozunun, 5 saat öğütmeye tabi tutulan tozdan daha düşük ham yoğunluğa ulaştığını belirtmişlerdir. Ayrıca elde ettikleri sonuçlar ile kompozit tozlarının sıkıştırılabilirlik davranışını incelemek için Panelli ve Ambrosio Filho sıkıştırma denklemini kullanmışlar ve denklem ile tozların davranışlarının $0,99 R^2$ değeri ile uygunluğunu ifade etmişlerdir. Plastik deformasyon kapasitesini ifade eden K değerinin ise öğütme süresinin artması ile düştüğü sonucuna ulaşmışlardır (Gan K. ve Gu M., 2008). Benzer şekilde Akbarpour ve arkadaşları da yaptıkları çalışmalarında, Cu/%4 nano SiC parçacık kompozit örnekler için dentritik morfolojiye ve yüksek düzeyde deformasyon kabiliyetine (düşük sertlik değeri) sahip Cu tozu ve n-SiC karıştırılmış tozların, mekanik olarak öğütülmüş tozlardan daha iyi sıkıştırılabilirlik davranışı gösterdiğini söylemişlerdir. Ayrıca sıkıştırılmış tozların yoğunlaşma davranışının toz özelliklerinden ve işleme yönteminden etkilendiğini belirtmişlerdir. Öğütme süresi arttıkça, sertleştirme etkisi ve parçacık boyutu ve morfolojisindeki değişiklik nedeniyle bağıl ham yoğunluğun azaldığını belirtmişlerdir. Ancak 0, 1 ve 5 saat öğütmelerde süre ile bağıl ham yoğunluk değerleri düşerken 10 saat kadar öğütülen tozlara ait bağıl ham yoğunlukların 5 saat boyunca mekanik olarak öğütülen tozlardan daha yüksek olduğu sonucunu elde etmişlerdir. 15 saatte de 5 saate yakın bir sonuç elde ederlerken 25 saat öğütmede ulaşılan yüksek sertlikten dolayı en düşük bağıl ham yoğunluk değerlerini elde etmişlerdir. Sonrasında ise basınç ve bağıl ham yoğunluk arasındaki ilişkiyi daha iyi yorumlayabilmek için Panelli ve Ambrosio Filho denklemini kullanmışlardır. Denklem göre 10 saat öğütmeye kadar K değerinin düştüğünü, 10 saat öğütmeden 5 saat öğütmenin üzerinde bir değere ulaştığını ve sonrasında düştüğü sonucunu vermişlerdir. Elde ettikleri $0,989 R^2$ değeri ile denklemin deneysel sonuçlara oldukça uyumlu olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca nano SiC parçacıklarının miktarının sıkıştırılabilirlik davranışını etkileyeceğini belirleyebilmek amacıyla Panelli ve Ambrosio Filho denklemini kullanmışlardır. 25 saat öğütülmüş tozlar için gerçekleştirdikleri deneylerde artan nano SiC miktarı ile K değerinin düştüğünü belirtmişlerdir (Akbarpour vd., 2014).

4.2. Sinterlenmiş Numunelerin Karakterizasyonları

4.2.1. Yoğunluk Ölçümleri

Yapılan çalışmalarda ilk olarak sıkıştırma basıncının, numunelerin sinterleme sonrası yoğunlukları üzerindeki etkisi incelenmiştir. Bu amaç ile farklı sıkıştırma basınçlarında ve 850°C sinterleme sıcaklığında 2 sa boyunca gerçekleştirilen sinterleme işlemleri sonucunda yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 4.7’de verilmektedir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, Cu ana yapıli kompozit numunelerin düşük sıkıştırma basınçlarında daha iyi yoğunluk değerlerine ulaştığı ve artan sıkıştırma basıncı ile bağıl ham yoğunluklarının düştüğü belirlenmiştir. W takviyeli tüm kompozitlerde ise yapılan sinterleme koşulları (850 °C’de 2 saat) için artan sıkıştırma basıncı ile bağıl ham yoğunluk değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca mekanik alaşımlama ile hazırlanan örnekler, karıştırma ile hazırlanan örneklere göre daha iyi bağıl ham yoğunluk değerlerine ulaşmıştır. Son olarak ise her iki hazırlama yönteminde de artan W oranı ile tüm sıkıştırma basınçlarında bağıl ham yoğunluk değerinin düştüğü belirlenmiştir.



Şekil 4.7: 850 °C’de 2 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere ait sinter bağıl yoğunluk ve sıkıştırma basıncı eğrileri.

Belirlenen yoğunluk değerleri sonrasında ulaşılan sonuçlar ile ilgili daha iyi yorum yapabilmek amacı ile örneklerin sinterlenebilirlik ve gözenek oranları hesaplanmış ve sonuçlar Çizelge 4.3’te verilmiştir.

Çizelge 4.3: 850 °C’de 2 sa.sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere sıkıştırma basıncı, sinterlenebilirlik ve gözenek oranı sonuçları.

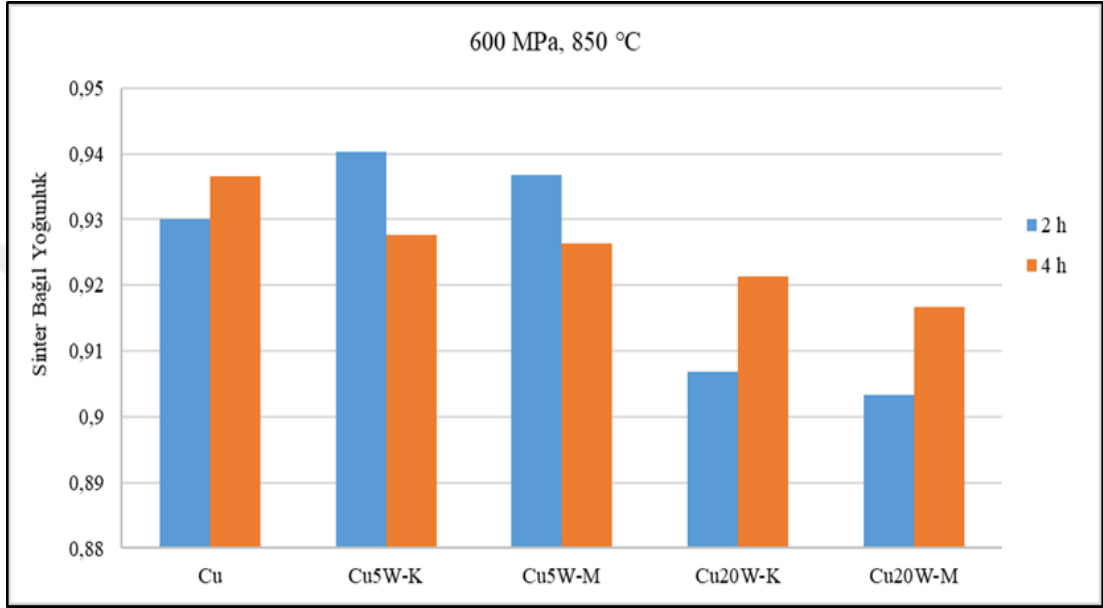
	Sıkıştırma Basıncı	Sinterlenebilirlik	Gözenek Oranı
Cu	300 MPa	3,135	4,438
	400 MPa	1,749	6,464
	500 MPa	1,523	7,000
	600 MPa	0,514	11,652
Cu5W-K	300 MPa	0,315	13,275
	400 MPa	0,387	10,981
	500 MPa	0,414	10,442
	600 MPa	0,662	5,967
Cu20W-K	300 MPa	0,104	19,774
	400 MPa	0,123	18,418
	500 MPa	0,131	17,748
	600 MPa	0,497	9,312
Cu5W-M	300 MPa	0,444	12,128
	400 MPa	0,506	9,156
	500 MPa	0,609	7,140
	600 MPa	0,652	6,314
Cu20W-M	300 MPa	0,205	17,629
	400 MPa	0,350	14,264
	500 MPa	0,466	11,186
	600 MPa	0,491	9,663

Çizelge 4.3 incelendiğinde, Cu ana yapıli kompozitlerin, düşük sıkıştırma basınçlarda daha iyi sinterlenebilirlik ve daha düşük gözenek oranına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca Cu ana yapıli kompozitlerin 600 MPa sıkıştırma basıncına kadar W takviyeli kompozitlere göre daha iyi sinterlenebilirlik ve daha düşük gözenek oranları verdiği incelenmiştir. Ancak 600 MPa sıkıştırma basıncında hem mekanik alaşımlama hem de karıştırma ile hazırlanan 5W takviyeli örneklerin Cu’dan daha yüksek sinterlenebilirliğe sahip olduğu belirlenmiştir. W takviyeli kompozit numunelerin tamamında ise artan sıkıştırma basıncı ile sinterlenebilirlik değerlerinin arttığı ve gözenek oranlarının ise düştüğü gözlemlenmiştir.

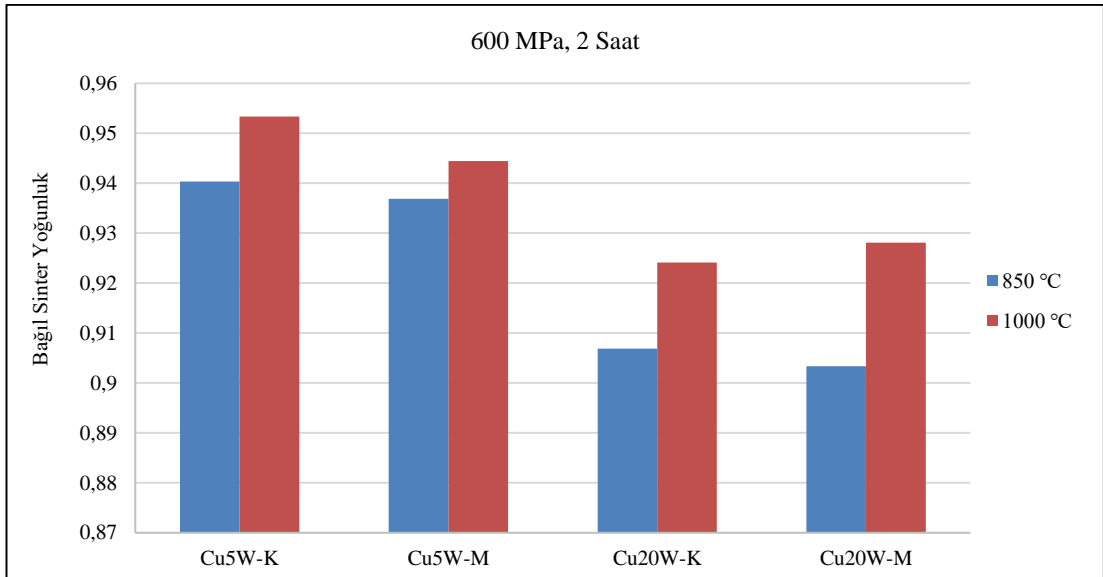
Kompozit numunelerde ise artan W miktarı ile hem mekanik alaşımlama hem de karıştırma için sinterlenebilirlik değerlerinin düştüğü ve gözenek oranlarının arttığı sonucuna ulaşılmıştır. Ayrıca, mekanik alaşımlama ile hazırlanan örneklerin karıştırmaya göre daha yüksek sinterlenebilirlik ve daha düşük gözenek oranına sahip olduğu belirlenmiştir. İncelenen yoğunluk, sinterlenebilirlik ve gözenek oranları sonucunda sıkıştırma basıncı belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre Cu kompoziti için 500 MPa ve diğer W takviyeli tüm kompozit numuneler için ise 600 MPa olarak sıkıştırma basıncı seçilmiştir. Belirlenen sıkıştırma basıncında sinter sonrası numunelerin yoğunluğuna, sinterleme süresi ve sıcaklığının etkisi de incelenmiştir. Bu amaçla, ilk olarak 850°C sıcaklıkta, farklı sürelerde (2 ve 4 sa.) sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sonrasında ise 850°C ve 1000°C sinterleme sıcaklıklarında, 2 sa süreyle sinterleme işlemleri yapılmıştır.

Yapılan çalışmalar ile elde edilen sinter sonrası yoğunluk sonuçları, Şekil 4.8 ve 4.9'da verilmiştir. Şekil 4.8 incelendiğinde, 850 °C'de sinterleme süresinin (2 ve 4 sa) arttırılmasının saf bakır numunesinin bağıl yoğunluğunda artışa sebep olurken, kompozit örneklerde genel olarak düşük değerler elde edilmesine yol açtığı görülmüştür. Diğer bir değişle, Cu ve ağ. %20 W takviyeli kompozitlerde süre ile yoğunluklarda artış gözlemlenirken ağ. %5 W takviyeli kompozitlerde düştüğü belirlenmiştir. En yüksek yoğunluk değeri Cu5W-K numunesi için %94 olarak saptanırken, MA ve artan W oranı ile bu değer yaklaşık olarak %90'na düşmüştür. 4 sa uzatılan sinterleme süresi ile ağ. % 5 W içeren numunelerin yoğunlukları yaklaşık olarak %92'ye düşmekle beraber ağ.% 20 W içeren numunelerde bu değer yaklaşık %90'dan yaklaşık olarak %92 civarına yükselmiştir. Bu durum, W fazının varlığına artması ile yüksek yoğunluk değerlerine ulaşmak için daha uzun süre bekleme ihtiyacı olduğunu düşündürmektedir. Şekil 4.9'te ise 2 sa bekleme süresi ile 850 °C ve 1000 °C'lerde sinterleme yapılan Cu-W kompozit numunelerin yoğunluk değerleri karşılaştırılmıştır. Tüm örnekler için sinterleme sıcaklığının 1000 °C'ye artması ile yoğunluk değerlerinin önemli ölçüde arttığı sonucuna ulaşılmıştır. 1000 °C'de yapılan sinterleme sonucunda Cu5W-K numunesinin yoğunluk değeri %95.3 'den MA ile % 94.4'e (Cu5W-M), düşüş gösterirken; Cu20W-K numunesinin yoğunluk değeri %92.4'den %92,8'e (Cu20W-M) hafifçe bir artış göstermiştir. Özellikle ağ.%20 W takviyeli numuneler için yoğunluk değerleri sinterleme sıcaklığının 1000 °C'ye

çıkarılması ile Cu20W-K numunesi için 90,6'dan 92,4'e ve Cu20W-M numunesi için 90,3'dem 92,8'e arttığı tespit edilmiştir. Bütün sinterleme koşulları arasında en iyi yoğunluk değerlerine 1000 °C'de 2 sa sinterlenen ağ.% 5 W içeren Cu5W-K numunesinin % 95,3 ile sahip olduğu görülmüştür. Aynı sinterleme koşullarına sahip Cu5W-M, Cu20W-K veCu20W-M numunelerinde yoğunluk değerlerinin sırasıyla %94,4, %92,4 ve %92,8 olarak tespit edilmiştir.



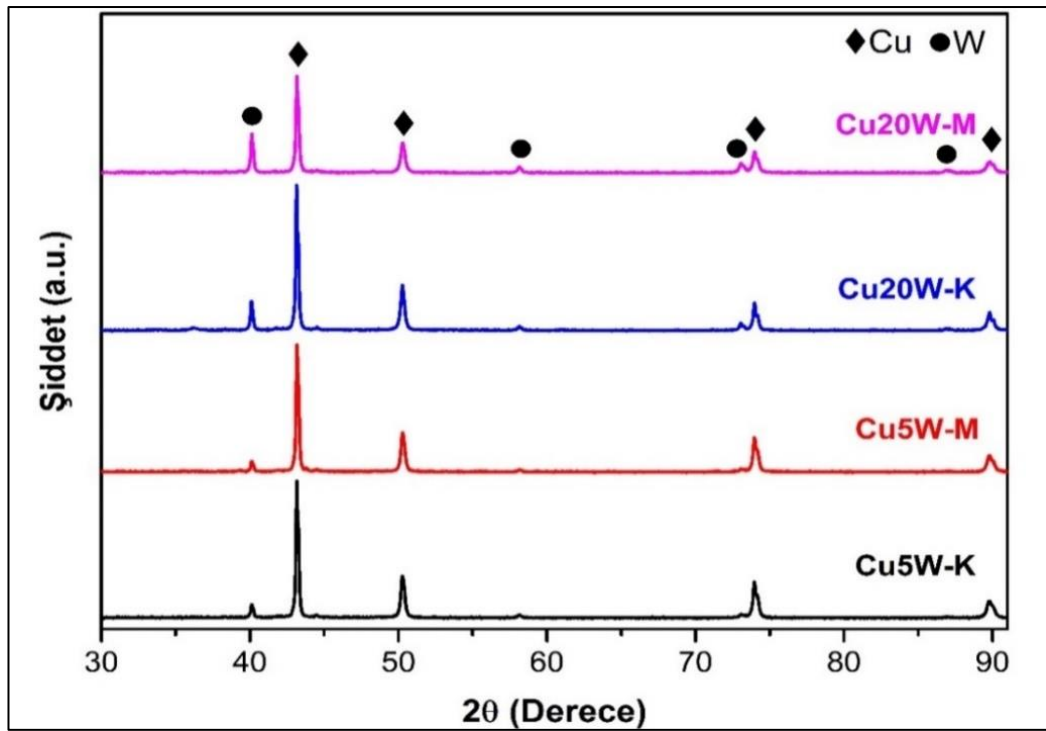
Şekil 4.8: 850 °C'de 2 sa ve 4 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere ait sinter bağıl yoğunluk histogramları.



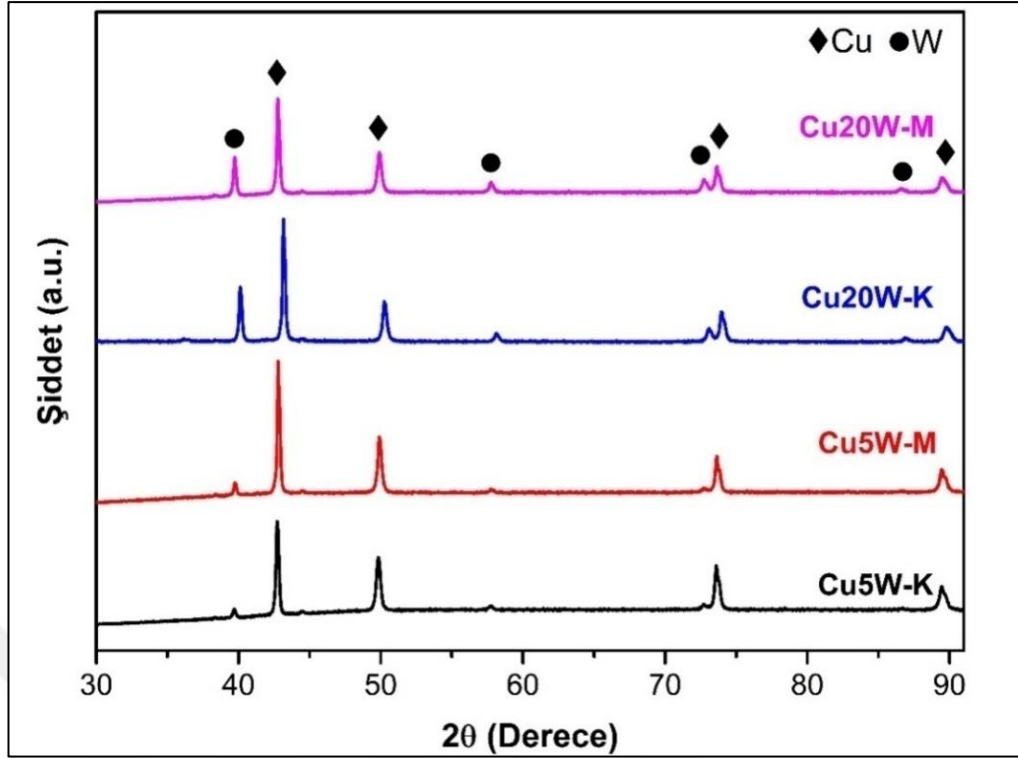
Şekil 4.9: 850 °C ve 1000 °C'de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelere ait sinter bağıl yoğunluk histogramları.

4.3 Faz Analizleri ve Mikroyapısal Karakterizasyonları

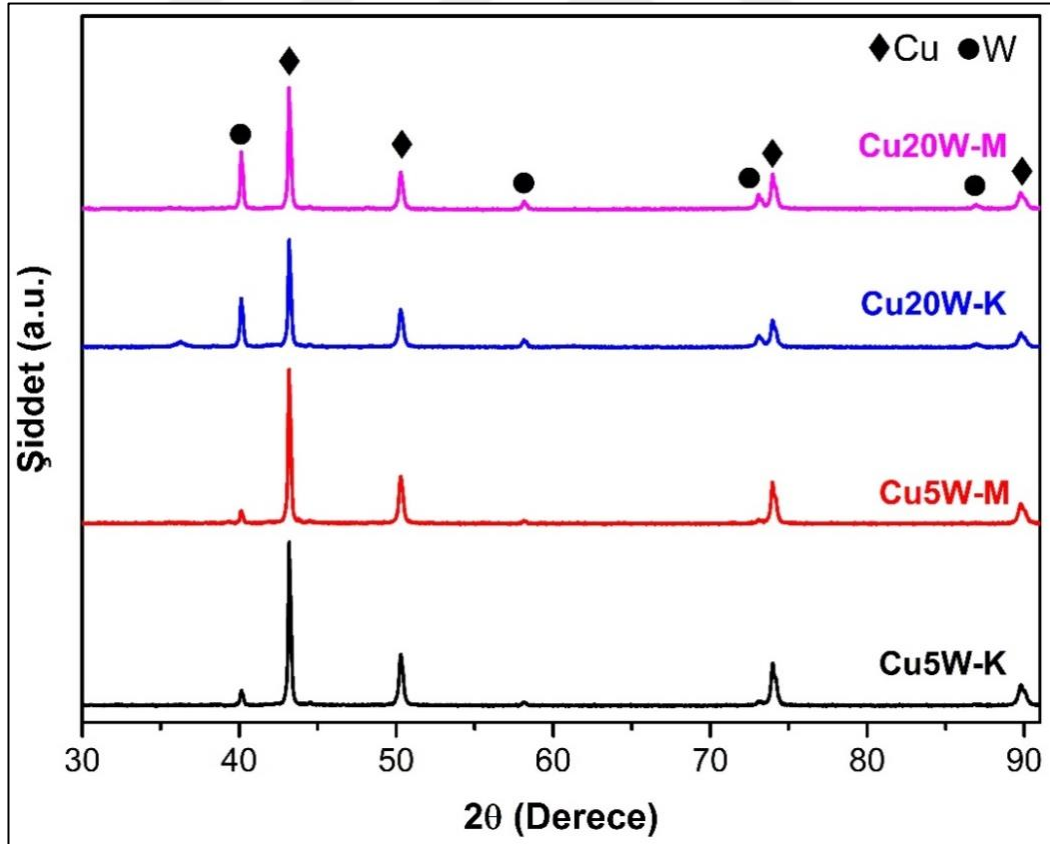
Farklı sıcaklık ve bekleme süresi ile sinterlenmiş tozlar üzerinden yapılan X-ışınları analizlerinin sonuçları Şekil 4.10, 4.11 ve 4.12’de verilmektedir. Genel olarak sonuçlar incelendiğinde bütün kırınım desenlerinde Cu (ICDD kart numarası: 004-0836) ve W (ICDD kart numarası: 04-0806) yapılarına ait pikler bulunmaktadır. Farklı süre ve sıcaklıklarda sinterlenen kompozitlerin XRD paternlerindeki (Şekil 4.10, 4.11 ve 4.12) pikler, karışım ve mekanik öğütme sonrası olarak incelendiğinde piklerde belirgin bir değişiklik görülememiştir. Mekanik öğütme ile katı eriyik oluşma durumlarında görülebilecek piklerde kaymaları ve kristal boyutlarındaki azalmalar nedeniyle görülebilecek pik yüksekliklerinde azalma ve genişleme gibi durumlar bulunmamaktadır. Pik pozisyonlarında mekanik öğütme sonucunda kayma görülmemesi, Cu-W ikili faz diyagramındaki, bakır bölgesinde volfram fazının çözünürlüğünün neredeyse hiç olmamasından kaynaklanmaktadır (Vijayakumar vd., 1988). Raghu ve ark. yaptıkları bir çalışma, farklı sürelerde Cu-W tozlarının öğütülmesini incelemiş olup, XRD piklerinin genişliği ve yüksekliğinde görülen belirgin değişiklikler 5 sa ve daha uzun süren öğütmeler sonucunda elde etmişlerdir (Raghu vd., 2001).



Şekil 4.10: 850 °C’de 2 sa sinterlenen kompozit numunelere ait XRD paternleri

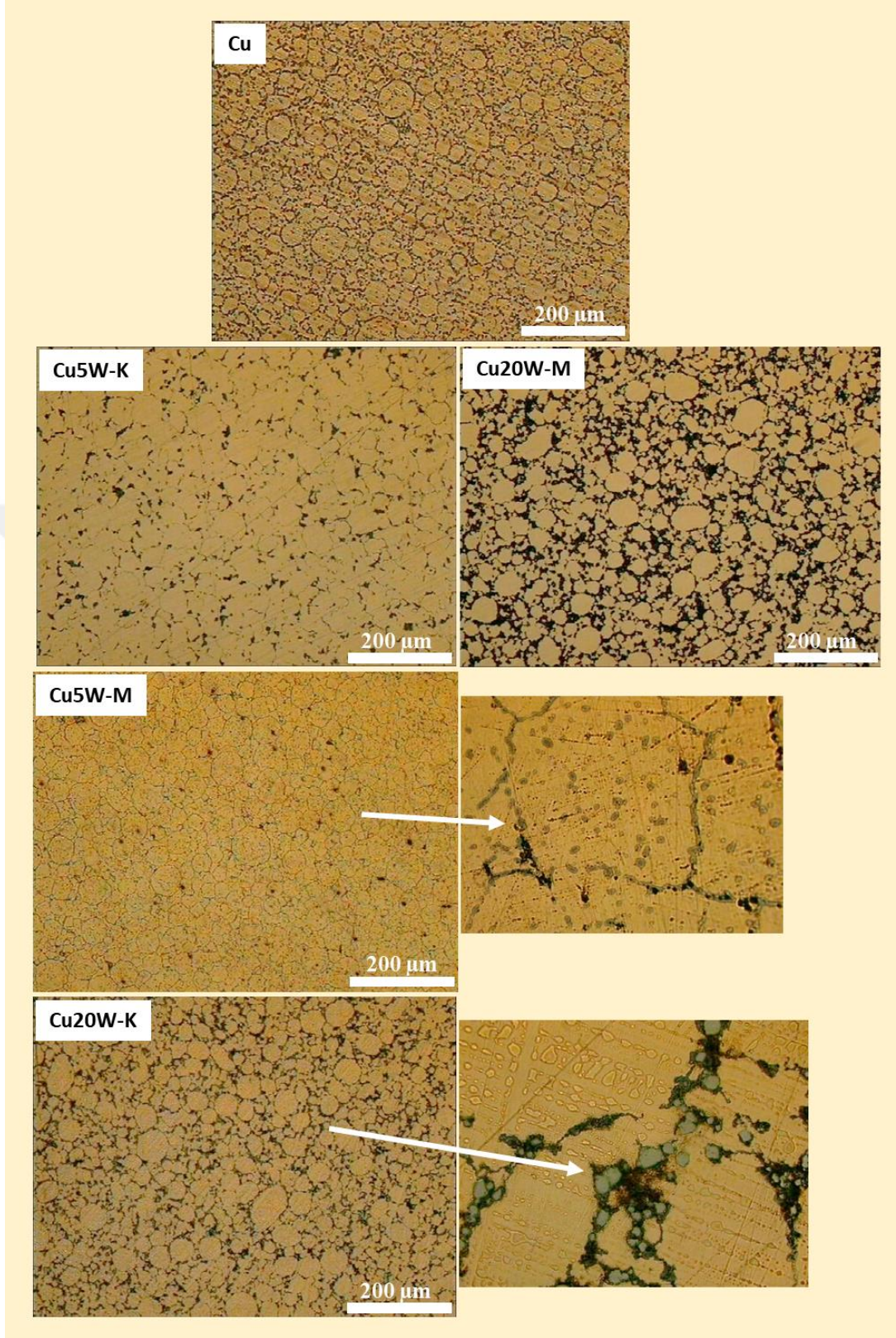


Şekil 4.11: 850 °C’de 4 sa sinterlenen kompozit numunelere ait XRD paternleri

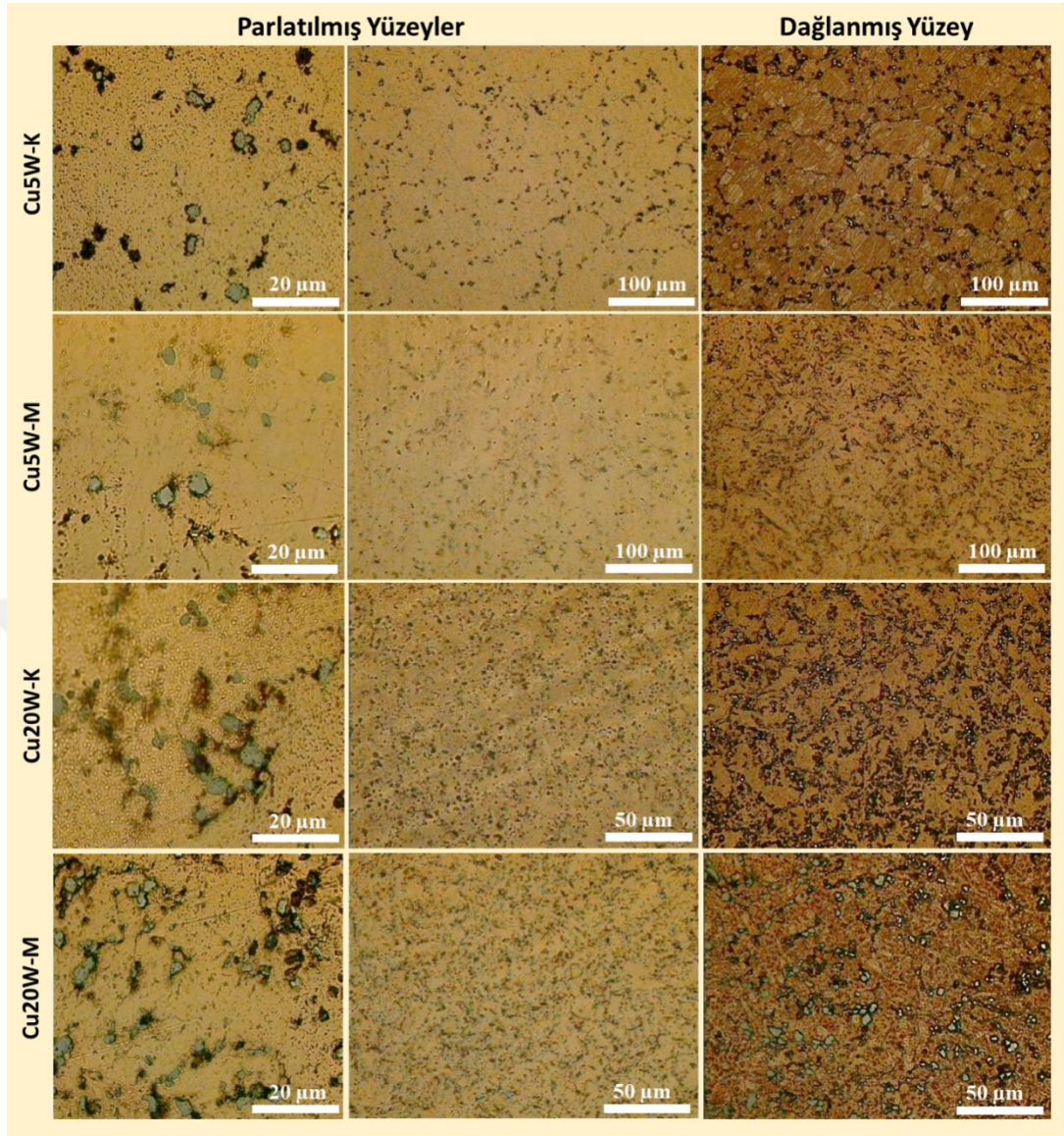


Şekil 4.12: 1000 °C’de 2 sa sinterlenen kompozit numunelere ait XRD paternleri

850 °C’de 2 sa sinterleme yapılan Cu ve Cu-W kompozit numunelerin metalografik hazırlama sonrası alınan optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.13’te verilmektedir. Katkısız bakır numuneye bakıldığında, farklı büyüklükteki Cu taneleri ve aralarındaki tane sınırları belirgin bir şekilde görülmektedir. 850 °C’ de 2 sa bekleme sonucu bazı tanelerin yaklaşık 50 µm çap büyüklüne ulaştığı görülmektedir. Ağ. %5 ve 20 W katkılı numunelere bakıldığında, tane büyüklükleri arasında volfram ilavesiyle görülen belirgin bir farklılık saptanamamıştır. İlave edilen W içeriğinin hem karıştırılan hem de mekanik alaşımlanan numunelerde belirgin olarak tane sınırlarına konumlandığı verilen büyütülmüş OM fotoğraflarında belirgin olarak görülmektedir. Buradaki durum, 850 °C ve 2 sa sinterleme şartlar altında, sinterleme evrelerinin henüz ilk aşamasının tamamlanmadığını göstermektedir. Bunun yanında, özellikle büyütülmüş Cu5W-M ve Cu20W-K görüntüleri dikkatli incelendiğinde, W fazı etrafında boşluklarında olduğu görülmektedir. Ağ. % 5 W ilave edilen Cu5W-M kompozitine ait OM fotoğrafında tane sınırlarının yanında tane içine de dağılmış ikincil volfram fazının varlığı görülmektedir. Mekanik alaşımlamanın etkisi sonucunda, Cu5W-M ile Cu5W-K numuneleri kıyaslanınca, daha ince bir partikül dağılımına sahip ve hem tane içi hem de tane sınırındaki ikincil fazların varlığı görülmektedir. Ağ.% 20 W takviyeli Cu20W-K ve Cu20W-M numunelerin fotoğraflarında ise ikincil volfram partiküllerinin tane sınırlarında kümelenildiği görülmektedir. Mekanik alaşımlama yapılan Cu20W-M numunesinde de, Cu5W-M bu durumun olması volfram içeriğinin çok daha fazla olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 4.14’te 850 °C’de 4 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Sinterleme süresinin 2 sa uzatılması ile Şekil 4.13 ve Şekil 4.14’teki mikroyapı görüntüleri kıyaslandığında, genel olarak sinterleme süresinin artması ile tane büyüklerinde herhangi bir büyüme görülmemektedir. Buradaki OM’lar, Şekil 4.12 ile kıyaslandığında, sinterleme süresinin 2 sa artırılmasının, sinterleme aşamalarının tamamlanması için yeterli sürenin verildiğini göstermektedir. Şekil 4.14’teki numuneler metalografik parlatma sonrası dağlama işleminde (4M HNO₃ asit çözeltisi ile) yapılması, fazlar daha belirgin hale gelmiştir. 4 sa sinterlenen numunelerin ikincil W faz dağılımlarının daha homojen olduğu görülmektedir. W fazlarının Cu matris ile birleşim bölgelerinde yine yer yer boşluklar bulunmaktadır.



Şekil 4.13: 850 °C’de 2 sa sinterleme yapılan Cu ve Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri

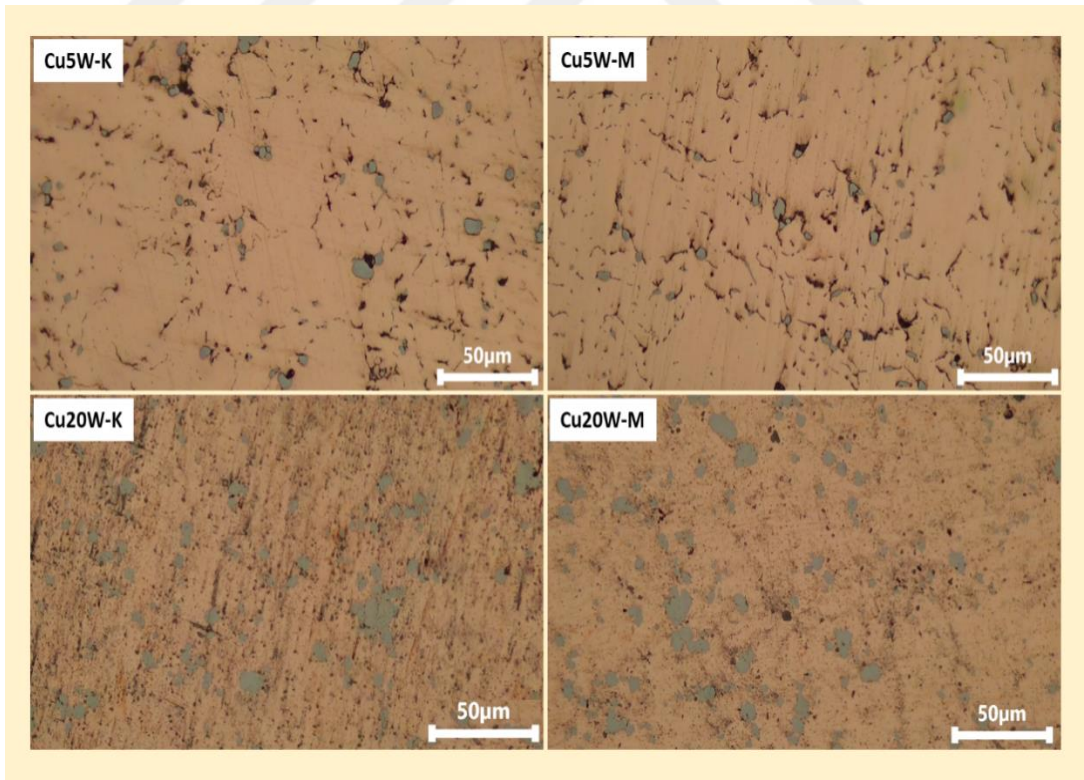


Şekil 4.14: 850 °C’de 4 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri

Şekil 4.13 de 2 sa sinterlenen kompozitlerin OM görünen boşluklar, Şekil 4.14’te 4 sa sinterlenenlere ile kıyasla azalmıştır. Özellikle tane sınırlarındaki azalmalar, 4 sa sinterlenen kompozit numunelerde, 2sa sinterlenenlere kıyasla belirginliğini kaybetmiştir. Bu durum sinterleme süresinin uzamasından kaynaklanmaktadır. Ancak Şekil 4.8’de yoğunluk değerlerini kıyasladığımızda sinterleme süresinin artması ile belirgin bir şekilde W içeriği fazla numunelerin yoğunluklarında artış görülmektedir. W oranının artması ($T_e = 3,422 \text{ °C}$), presleme sırasında kalan boşlukların sinterleme sırasında giderilmesini zorlaştırıcı etki göstermiştir. Bu nedenle özellikle tane sınırlarında, W fazının bulunduğu yerlerde boşlukları görmekteyiz. Bu durum, Cu-W

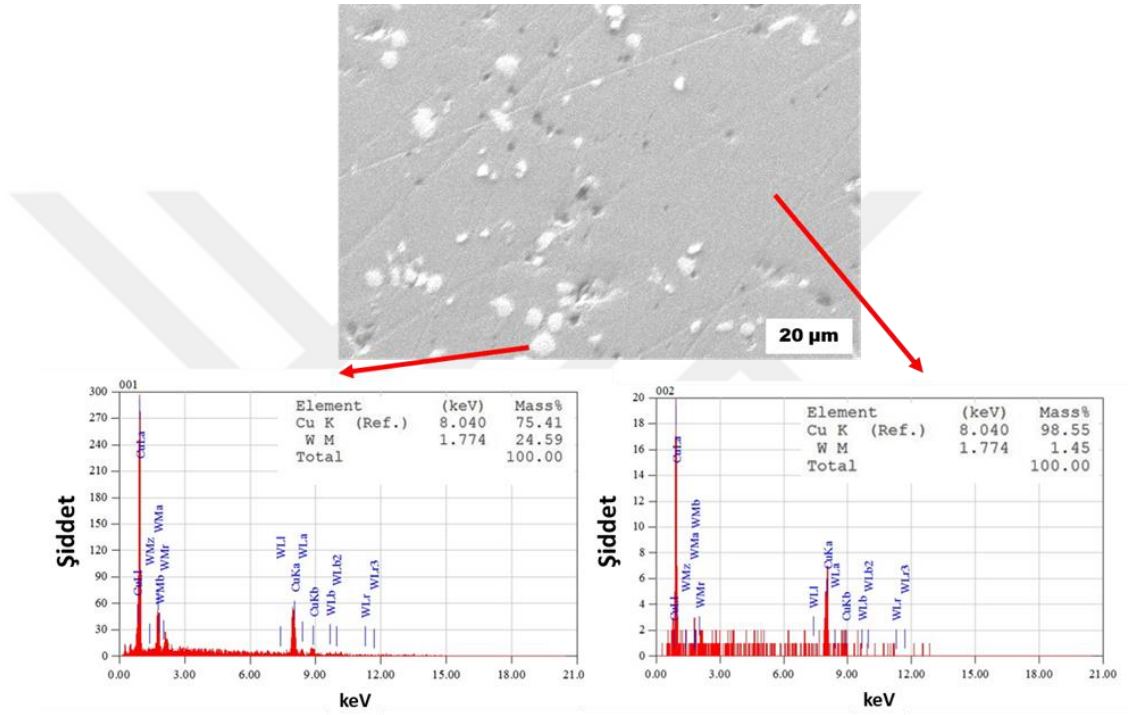
sistemi için bu sıcaklarda yapılan geleneksel sinterleme işleminin çok yüksek yoğunluklara ulaşmak için zor bir yöntem olduğunu da göstermektedir (Li, Zhang, Zhang, Wei, vd, 2022). Şekil 4.13 ve 4.14'e baktığımızda diğer dikkat edilen bir husus, W fazı ilavesinin artması ile belirgin bir şekilde fotoğraflarda W fazının varlığının arttığı görülmüştür.

Şekil 4.15'te verilen OM görüntüleri 1000 °C'de 2 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozit numuneler aittir. OM fotoğraflarını kendi içinde kıyasladığımızda 850 °C'de 2 ve 4 sa sinterlenmiş numunelerdeki gibi W içeriğinin artması ile fotoğraflardaki gri faz miktarı yani W oranının artmakta olduğu görülmüştür. W fazının yanında boşluklarda bulunmaktadır. Ancak, Şekil 4.14'teki görüntüleri Şekil 4.13 ve 4.14 ile kıyaslayınca OM görülen boşluk oranının azaldığı görülmektedir. Bu durum Şekil 4.8 ve 4.9'da verilen bağlı yoğunluk histogramları ile paralellik göstermektedir. 1000 °C'de sinterlenen kompozit numunelerin bağlı yoğunlukları, 850 °C'de sinterlenen kıyasla belirgin bir şekilde artmış olması, OM fotoğraflarındaki boşluk miktarının azalması ile desteklenmektedir.



Şekil 4.15: 1000 °C'de 2 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozit numuneler ait optik mikroskop görüntüleri

Şekil 4.16'da 850 °C'de 4 sa sinterleme yapılan Cu20W-M numunesine ait SEM görüntüsü ve EDS analizleri verilmektedir. SEM görüntüsünde beyaz renkte görünen bölgelerdeki spektrum, yaklaşık olarak ağ. % 24,59 volfram ve % 75,41 bakır elementlerinden oluştuğu değerlerini vermiştir. Bakır renkli ana yapıdan alınan spektrumda ise ağ.% 98,55 Cu ve ağ.% 1,45 W elementleri bulunmaktadır. Bu değerler SEM görüntülerinde beyaz olarak görünen ve OM görüntülerinde beyaz/gri olarak görünen tanelerin volfram fazının bulunduğu bölgeler olduğunu kanıtlamaktadır.



Şekil 4.16: 850 °C'de 4 sa sinterleme yapılan Cu20W-M numunesine ait SEM görüntüsü ve EDS analizleri

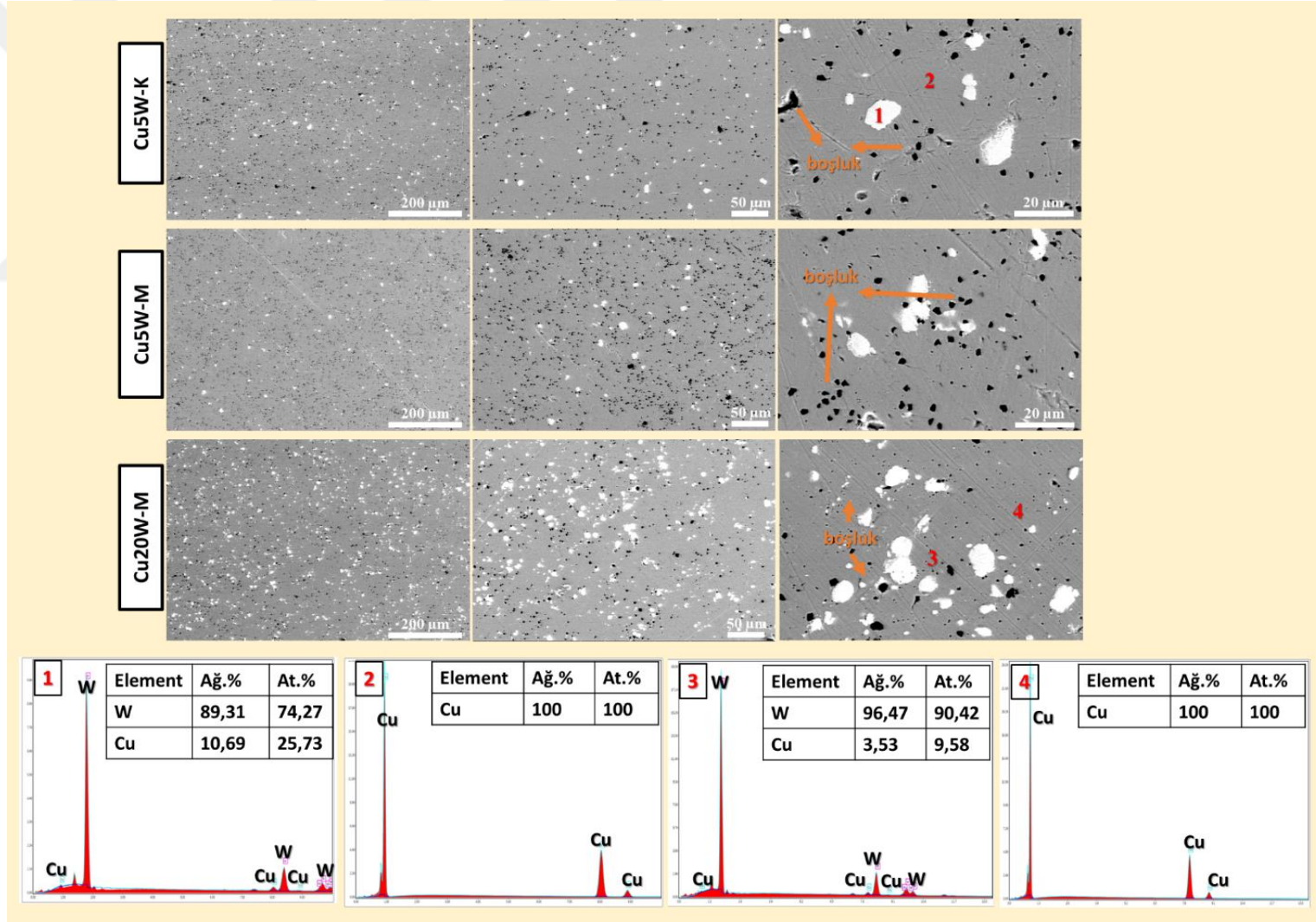
Şekil 4.15'te verilen 1000 °C'de 2 sa sinterleme yapılan Cu-W kompozitlerine ait SEM/EDS analizi Şekil 4.17'de verilmektedir. Fotoğraf üzerinde görünen koyu bölgeler mikro boşlukları göstermektedir. Boşluk ve matris içerisinde dağılmış partiküllere baktığımızda yapı içerisinde homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Matris ve açık gri bölgelerden elde edilen EDS spektrumlarına bakıldığında, beyaz bölgelerin volfram fazının bulunduğu bölgeler olduğu görülmektedir. Bu bölgelerde W yanında bir miktar bakır içeriği de bulunmaktadır. Bunun yanında, matrisin tamamen bakır fazından oluştuğu, gri bölgeler ise bir miktar Cu içeren W fazından oluştuğu görülmektedir. Büyütülmüş SEM görüntülerinde ana matris olan Cu ve W faz bölgeleri sınırlarında, 1000 °C sıcaklıkta yapılan sinterleme

ile boşluk olmadığı görülmektedir. Yapıda görünen boşluklar presleme sonrası kompozit bünyelerde kalan boşlukların uygulanan sinterleme koşullarında giderilememesinden kaynaklanmaktadır.

4.4 Mekanik Testler

4.4.1 Sertlik Sonuçları

Yoğunluk ölçümleri tamamlanan, mikroyapıları incelenen kompozit yapıların incelemelerinde mekanik analizler ile devam edilmiştir. İlk aşama olarak Vickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Çizelge 4.4'de üretilen tüm kompozit numunelere ait sert değerleri ve standart sapma değerleri verilmektedir. Sertlik değerlerindeki değişimleri hem sinterleme rejimi hem de kompozisyon açısından daha kolay bir şekilde okuması amacıyla Şekil 4.18'de grafik olarak da sunulmuştur. En düşük sertlik değerini 70.67 HV ile katkısız olan ve 85°C'de 2 sa sinterlenen Cu numunesi vermiştir. Bütün sinterleme rejimlerinde ve kompozisyonlarda elde edilen sertlik değerleri bu değerden fazladır. Sinterleme rejimlerini baz alarak karşılaştırdığımızda 2 sa yapılan sinterlemelerde W fazı ilavesi ile genel olarak sertlik değerleri artarken, 4 sa yapılan sinterleme de değerler benzer seyretmektedir. 850 °C'de 2 sa sinterlenen numunelerin sertlik değerleri 4 sa sinterlenen ile kıyaslandığında daha yüksek kaldığı görülmektedir. Buna karşın, 4 sa sinterlenen kompozit numunelerin standart sapmaları da (Çizelge 4.4) diğer numunelere göre oldukça düşük kalmıştır. Sinterleme süresinin uzaması sertlik değerlerinde düşüşe sebep olsa da mikroyapılar üzerindeki farklı bölgelerden elde edilen değerler birbirine daha yakın çıkmıştır, yani yapının daha homojen bir dağılım gösterdiği anlaşılmaktadır. Sinterleme sıcaklığı 850°C'den 1000°C'ye arttırıldığında ise sertlik değerlerinin oldukça arttığı görülmüş. Şekil 4.8 ve 4.9'da verilen yoğunluk değerlerine bakıldığında 1000°C'de sinterlenen numunelerde diğer sinterleme koşullarına göre yoğunluklarının yüksek olduğu görülmektedir. Bakıldığında, yoğunluk ve sertlik değerlerinde beklenildiği gibi paralellik olduğu görülmektedir. En yüksek sertlik değeri olan 110.5 HV, 1000°C'de sinterlenen Cu20W-M numunesinden elde edilmiştir.



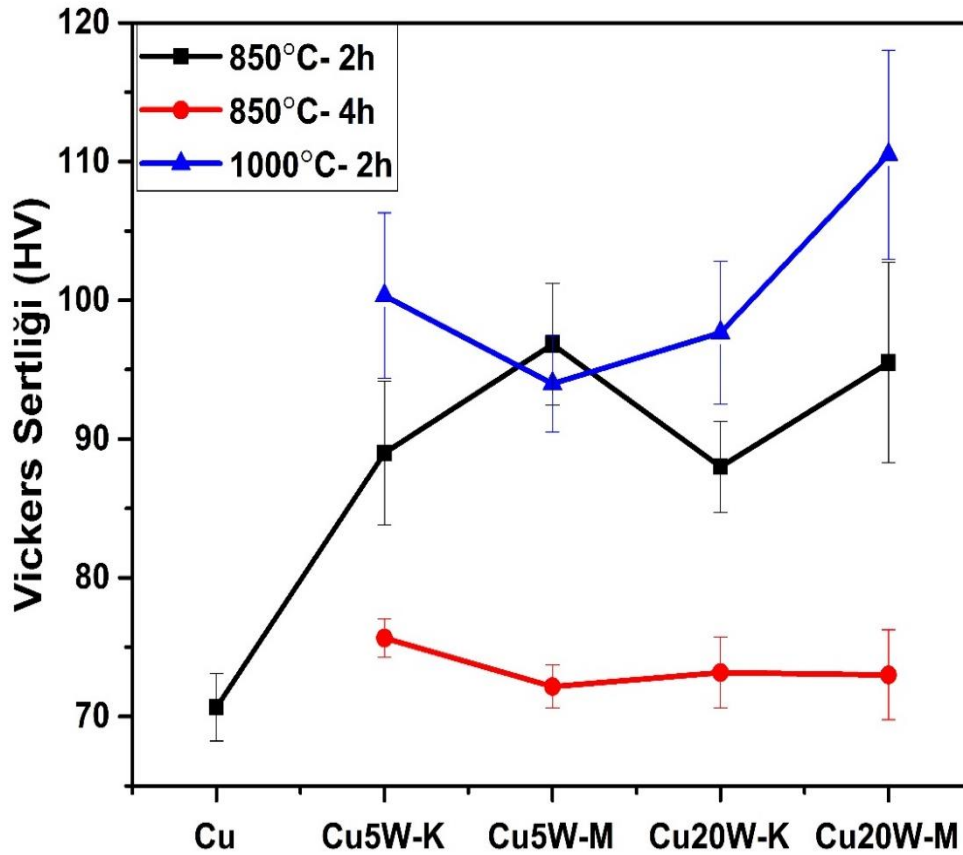
Şekil 4.17: 1000 °C’de 2 sa sinterleme yapılan Cu-W numunelerine ait SEM/EDS analizler

Sinterleme süresinin örneklerin sertliğine etkisine bakacak olursak, 850°C sinterleme sıcaklığında, 2 ve 4 saat olmak üzere iki farklı sürede sinterleme işlemi yapılan W takviyeli kompozit örneklerde artan sinterleme süresi ile yoğunluk artışının aksine artış gözlemlenmemiştir. Artan süre ile örneklerin sertlik değeri azalmıştır. 1000 °C’ de gerçekleştirilen sinterleme ile kompozit numuneler hem daha yüksek yoğunluk (Şekil 4.9) hem de daha yüksek sertlik (Çizelge 4.4 ve Şekil 4.18) göstermişlerdir.

Çizelge 4.4: Sinterlenen Cu-W Kompozit numunelere ait Vickers sertlik sonuçları

Numune	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (sa)	Vickers Sertlik (HV)	Standart Sapma
Cu	850	2	70.67	2.43
Cu5W-K	850	2	89	5.18
Cu5W-M	850	2	96.83	4.39
Cu20W-K	850	2	88	3.29
Cu20W-M	850	2	95.5	7.22
Cu5W-K	850	4	75.67	1.39
Cu5W-M	850	4	72.17	1.55
Cu20W-K	850	4	73.17	2.55
Cu20W-M	850	4	73	3.24
Cu5W-K	1000	2	100.33	5.97
Cu5W-M	1000	2	94	3.51
Cu20W-K	1000	2	97.67	5.14
Cu20W-M	1000	2	110.5	7.54

Cu-W kompozit numunelerin sertlik sonuçlarını literatür ile kıyasladığımızda ise elde edilen değerlerin kabul edilir olduğunu görülmektedir. Geleneksel sinterleme yöntemi göre hayli avantajlı olan kıvılcım plazma sinterleme yöntemiyle Cu ağı.%20 W kompozitlerinin üretildiği bir çalışmada, 1000 C’de yapılan sinterleme sonucunda yaklaşık olarak % 90 göreceli yoğunluk ve 1.04 GPa (106 HV) sertlik değerleri elde edilmiştir (Li, Zhang, Zhang, Wei, vd., 2022). Prajapati ve ark. yaptıkları çalışmada, Cu matrise ağı.% 15’e kadar farklı oranlarda B₄C seramik partikül ilave etmişlerdir (Prajapati & Chaira, 2019). Elde ettikleri yoğunluklar genel olarak % 80’ne yakın olmakla beraber sertlik değerleri ortama olarak 80 HV ve altında çıkmıştır. Bizim sonuçlarımız ile karşılaştırıldığında yapılan refrakter metal ilavesi ile daha yüksek değerlere ulaşıldığı görülmektedir. Bir başka çalışmada, SiC partikülleri ilave edilen Cu matris kompozit numunelerin göreceli yoğunlukları yaklaşık olarak % 90’na düşerken, üretilen saf bakır numunelere göre sertlik testi performansları yaklaşık olarak % 15 arttığı gösterilmiştir (Celebi Efe et al., 2012). Yapılan çalışmada üretilen saf bakır numune kıyasla sertlik değerinin ağı.%20 W ilavesi ile yaklaşık olarak %56 arttırıldığı saptanmıştır.

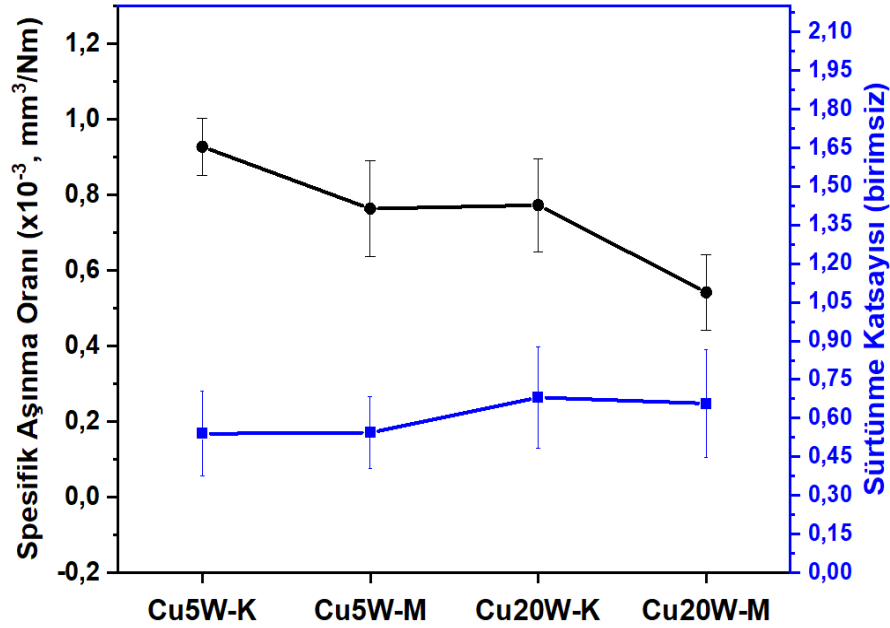


Şekil 4.18: Cu-W kompozit numunelere ait Vickers sertlik grafikleri

Yoğunluk (Şekil 4.8 ve 4.9), mikroyapı (Şekil 4.13-4.17) ve Vickers mikrosertlik (Şekil 4.18) sonuçlarını genel olarak değerlendirmek gerekirse, Cu-W kompozitleri için kullanılan geleneksel sinterleme rejimlerinden elde edilen sonuçlara göre en iyi sonuçları veren olan rejimin 1000 °C’de 2 sa süre ile yapılan olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Bu nedenle, ileri-geri (reciprocating) aşınma testi için bu numuneler seçilmiştir. Çizelge 4.5 ve Şekil 4.19’da aşınma testleri gerçekleştirilen 1000 °C’de 2 sa. süre Cu-W kompozit numunelerin hesaplanan spesifik aşınma oranı ve sürtünme katsayılarının değerleri ve hazırlanan grafikler sunulmuştur. Sürtünme yüzeylerinden alınmış OM görüntüleri ise Şekil 4.20’de sunulmaktadır.

Çizelge 4.5: Cu-W kompozitlerine ait aşınma sonuçları

Numune Kodu	Spesifik Aşınma Oranı ($\times 10^{-3}$, mm ³ /Nm)	Sürtünme Katsayısı
Cu5W-K	0,93±0,07	0,54±0,16
Cu5W-M	0,76±0,01	0,54±0,14
Cu20W-K	0,77±0,01	0,68±0,19
Cu20W-M	0,54±0,09	0,66±0,21

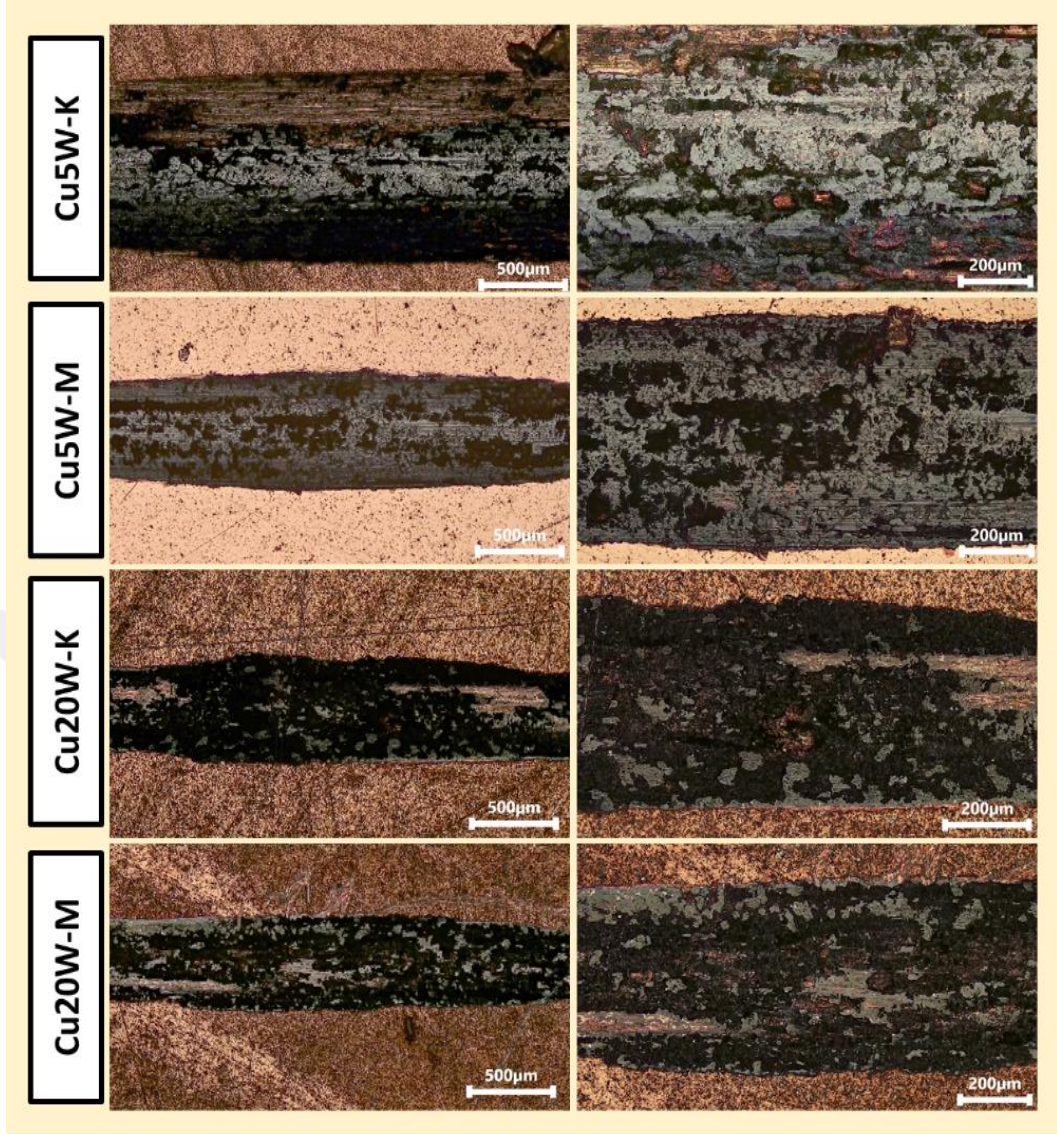


Şekil 4.19: 1000 °C’de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelerin aşınma sonuçları

Genel olarak Şekil 4.19'daki aşınma oranlarına baktığımızda, artan W içeriği ile aşınma oranlarının düştüğü yani aşınma direncinin arttığını görmekteyiz. En düşük aşınma yüksek aşınma oranını $0,93\pm 0,07$ ($\times 10^{-3}$ mm³/Nm) değeri ile Cu5W-K numunesi verirken, en düşük değer olan $0,54\pm 0,09$ ($\times 10^{-3}$ mm³/Nm) ile en yüksek Vickers sertlik değerini de veren Cu20W-M kompozit numunesinden alınmıştır. Aynı şekilde, en düşük ve en yüksek sürtünme katsayıları yine bu numuneler için $0,54\pm 0,16$ (Cu5W-K) ve $0,66\pm 0,21$ (Cu20W-M) olarak hesaplanmıştır. Yani üretilen numunelerde W oranının artması ile önemli ölçüde bakır kompozit numunelerin aşınma performansının arttığı söylenebilir. Ayrıca, MA işleminin de aşınma performansına olumlu bir etkisi olduğu da Şekil 4.20'den görülmektedir. Bu durum, sürtünme sırasında Cu matris deformasyonun, W yapısının yardımıyla engellenmesinden kaynaklanmaktadır (Shu vd., 2021). Özellikle Şekil 4.19'da aşınma yüzeyleri incelendiğinde W içeriğinin artması ile aşınılan yüzeyin daraldığı ve aşınma yüzeylerindeki kopmaların önemli ölçüde azaldığı dikkat çekmektedir. Bu fotoğraflar dikkatle incelenirse, ağ. %5 W içeren Cu5W-K ve Cu5W-M numunelerinde aşınan yüzeylerin daha derin olduğu hatta ağ. %20 W içeren fotoğraflarda aşınma yüzeylerinde aşındırılmayan ufak kısımları (bakır renkli) bulunduğu görülmektedir. Bu kısımlarda malzeme kopmasının oldukça az olduğu anlaşılmaktadır. Bu durumun, W fazı oranının yoğun olmasından kaynaklı olabileceği düşünülmektedir. Bizim çalışmamıza ilave olarak, literatürdeki bakır matris içerisine yapılan çeşitli çalışmalarda B₄C, SiC, W gibi sert partikül ilavelerinin Cu esaslı malzemelerin aşınma davranışının gelişmesinde önemli rol oynadıkları gösterilmiştir (Jamwal vd., 2019, Shu vd., 2021, Ren et vd., 2016).

4.5 Elektriksel İletkenlik Testleri

Üretilen Cu-W kompozitlere son olarak elektriksel iletkenlik ölçümleri yapılmıştır. Silindirik olarak hazırlanan numunelere yapılan elektriksel iletkenlik ölçümleri, eddy akımı (eddy current) yardımı ile iletken malzemelerin elektriksel iletkenliklerini belirlemede yaygın olarak kullanılabilen elektriksel iletkenlik probu yardımı ile % IACS (International Annealed Copper Standard, uluslararası tavlanmış bakır standardı) cinsinden hesaplanarak ölçülmüştür (Singh vd., 2020). 850 °C'de 2 sa sinterlenen numunelere, farklı presleme basıncı ve kompozisyon ile elektriksel iletkenlik kabiliyetleri incelenerek, sonuçlar Çizelge 4.6'de ve Şekil 4.21'te sunulmuştur.

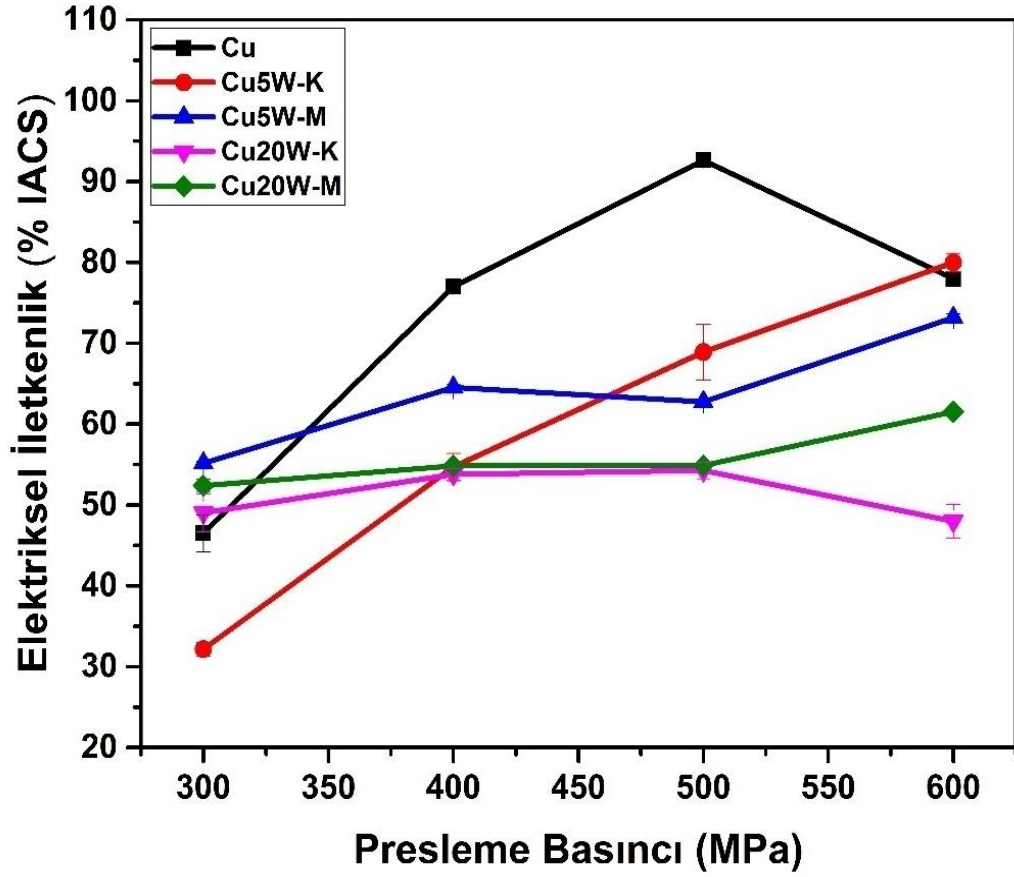


Şekil 4.20: 1000°C’de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelerin aşınma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri

Her bir numuneden 5 ölçüm alınmış olup verilen değerler ortalama sonuçlardır, ayrıca standart sapmaları verilmektedir. İlk olarak saf bakır tozunun farklı basınçlarda preslenip 850 °C’de 2 sa sinterleme sonuçlarını inceleyecek olursak, presleme basıncının artması ile iletkenlik değerinin arttığı görülmektedir. 300 MPa presleme basıncı için Cu malzemenin iletkenlik değeri 47 % IACS olup, bu değer 500 MPa presleme basıncı için bütün numuneler içinde elde edilen en yüksek değer olan 93 % IACS’ ulaşmaktadır. Ancak presleme basıncının 600 MPa’a ulaşması ile bu değer düşmüştür.

Çizelge 4.6: Farklı proses parametreleri ile üretilen Cu-W kompozit numunelere ait elektriksel iletkenlik değerleri

Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (sa)	Presleme Basıncı (MPa)	Numune Kodu	Elektriksel İletkenlik Değeri (% IACS)
850	2	300	Cu	47±2,29
		400	Cu	77±0,08
		500	Cu	93±0,20
		600	Cu	78±0,91
		300	Cu5W-K	32±0,86
		400	Cu5W-K	55±1,69
		500	Cu5W-K	69±3,46
		600	Cu5W-K	80±1,14
		300	Cu5W-M	55±0,29
		400	Cu5W-M	65±0,36
		500	Cu5W-M	63±0,36
		600	Cu5W-M	73±0,52
		300	Cu20W-K	49±2,35
		400	Cu20W-K	54±0,76
		500	Cu20W-K	54±1,00
		600	Cu20W-K	48±2,06
		300	Cu20W-M	52±0,82
		400	Cu20W-M	55±0,17
		500	Cu20W-M	55±0,14
		600	Cu20W-M	62±0,27
850	4	600	Cu5W-K	78±2,38
		600	Cu5W-M	68±1,69
		600	Cu20W-K	51±1,77
		600	Cu20W-M	56±0,93
1000	2	600	Cu5W-K	71±2,59
		600	Cu5W-M	70±0,97
		600	Cu20W-K	62±1,10
		600	Cu20W-M	63±0,49



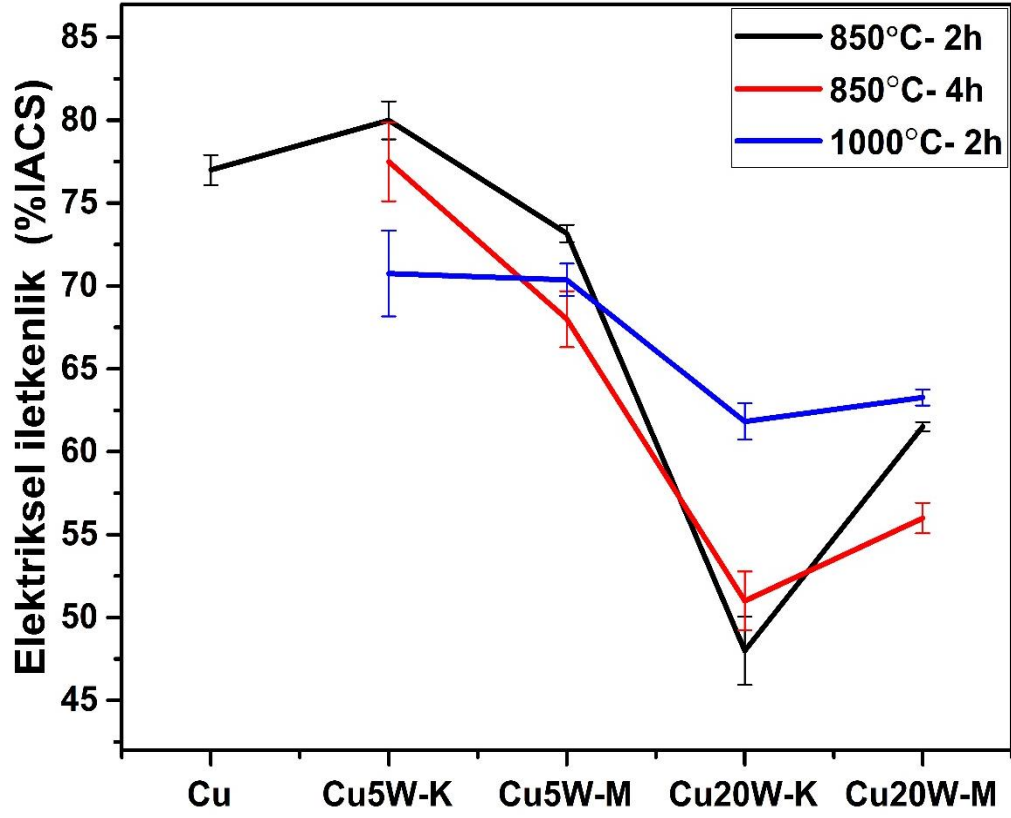
Şekil 4.21: 850 °C’de 2 sa sinterlenen Cu ve Cu-W kompozit numunelere ait elektriksel iletkenlik-sinterleme basıncı grafikleri

850 °C’de 2 sa sinterlenen Cu-W kompozit numunelerin sonuçları, genel eğilimin presleme basıncı arttıkça elektriksel iletkenlik değerinin arttığını göstermektedir. Bu durum, Şekil 4.7 ve Çizelge 4.3’te verilen yoğunluk değerleri baz alınarak düşünüldüğünde, daha yüksek presleme basıncının kompozitlerin sinter sonrası daha yüksek yoğunluklara çıkmasını sağladığı ve doğal olarak daha iyi bir sinterlenebilirliğe neden olduğu için iletkenlik değerlerinin daha yüksek çıkmasına yardımcı olduğu sonucuna varılmaktadır. Li ve ark. Cu-W kompozitleri üzerinden yürüttükleri bir çalışmada, sinterleme sonrası numunelerin yoğunluğunun artmasının elektriksel iletkenliklerini artırıcı etkisi olduğunu göstermişlerdir (Li, Zhang, Zhang, Wei, vd., 2022). Katkısız Cu numunede en yüksek yoğunluk 500 MPa ile sıkıştırılan numunede elde edilmiştir ve elektriksel iletkenlik ölçümlerinde de en yüksek değerini bu numune vermiştir. W katkısının oranı ile iletkenlik değerleri arasındaki ilişkiyi irdeleyecek olursak, beklenildiği gibi Cu’a göre düşük bir iletkenlik katsayısına sahip olan W oranı arttıkça iletkenlik değerleri düşmektedir. Genel olarak, üretilen Cu-W

kompozitlerinin gösterdiği iletkenlik performansları 60-80 % IACS aralığında olduğunu söyleyebiliriz.

Farklı sinterleme rejimleri ile numune kompozisyonları arasındaki elektriksel iletkenlik davranışı ilişkisi de incelenmiş olup Çizelge 4.6 ve Şekil 4.22’de sonuçları paylaşılmıştır. Şekil 4.22’teki grafiğe baktığımızda, bütün sinterleme rejimlerinde artan W oranı ile elektriksel iletkenlik değerin azaldığını görmekteyiz. Mekanik alaşımlanmış kompozit numunelerde, elektriksel iletkenlik değeri ağırlık % 5 iken düşmüştür ancak ağırlık % 20 W için arttığını görmekteyiz. Mekanik alaşımlama ile daha iyi bir kompozisyon dağılımı elde edilmesi nedeniyle Cu-20W-MA numunesinin daha iyi elektriksel iletkenlik performansı göstermesi ilişkilendirilebilir. Ancak bu durumun, ağırlık %5 W içeren numunelerde tam tersi olması mekanik alaşımlama sonucunda elde edilen partikül boyutlarının incelenmesi ile açıklanabileceği düşünülmektedir. Çizelge 4.1’e bakıldığında yüksek oranda W içeriği öğütme sonrası elde edilen kompozit tozların partikül boyutlarında düşük W içeriğine kıyasla dramatik bir düşüşe neden olduğu görülmektedir. Bu durum sinterleme mekanizmalarının yüksek W için, sinterleme prosedürü sırasında daha iyi çalışmasına neden olacağı için bu kompozitlerin gösterdiği bütün fiziksel özelliklerin daha iyi olacağı anlamı da taşımaktadır.

Lou ve ark. ve Li ve ark yaptıkları çalışmalarda, Cu-W kompozitlerinin kıvılcım plazma sinterleme yöntemi ile üretimi ve özelliklerinin araştırılması üzerine yoğunlaşmışlardır (Lou vd., 2023, Li, Zhang, Zhang, Zhang, vd., 2022). Kullanılan ileri sinterleme yöntemleri ile bizim çalışmamızdan daha yüksek yoğunluğu sahip kompozitler üreterek, Cu-W kompozitlerinin elektriksel özelliklerini incelemişlerdir. Genel olarak Cu-W kompozitlerinin gösterdikleri iletkenlik performansları 60-90 % IACS aralığında çıkmıştır. Bu değerleri bizim çalışmamız ile kıyasladığımızda elde ettiğimiz sonuçların kabul edilebilir aralıklarda olduğunu görmekteyiz.



Şekil 4.22: Farklı sinterleme koşulları ile üretilen Cu-W kompozit numunelerin elektriksel iletkenlik grafikleri

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, ağırlık % 5 ve 20 oranlarında W katkılı Cu kompozit malzemelerin üretimi ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Karıştırma ve mekanik alaşımlama yöntemleri ile hazırlanan tozlar farklı basınçlarda sıkıştırma ve farklı parametrelerde sinterleme işlemlerine tabi tutularak yığın haline getirilmişlerdir. Yapılan farklı karakterizasyon işlemleri sonucunda elde edilen en önemli bulgular aşağıda sıralanmıştır:

- 4 sa yapılan mekanik alaşımlama işlemi sonucunda ağırlık % 5 W katkılı Cu kompozit tozunun ortalama partikül boyutu 38 μm 'den 27,8 μm ve ağırlık % 20 W katkılı Cu kompozit tozunun ise ortalama partikül boyutunun 48,6 μm 'den 22 μm 'ye düştüğü görülmüştür. Kullanılan W başlangıç tozunun boyutu Cu tozlarına göre daha büyük olmasına karşın mekanik alaşımlama işlemi sonucunda partikül boyutunda daha keskin bir azalma görülmüştür. Sem sonuçlarına göre 4 sa öğütme işlemi sonucu tozlar yassılaştırmıştır.
- Sıkıştırılabilirlik sonuçlarına göre, yapılan W takviyesi ve mekanik alaşımlama işlemleri ile ham bağıl yoğunluk değerleri düşmüş ve sıkıştırılabilirlikleri azalmıştır.
- 850 °C'de 2 sa süre ile sinterlenen numunelerin farklı sıkıştırma basıncı ile sinterlenebilirlikleri araştırılmıştır. Saf bakır numunelerin artan sıkıştırma basıncı ile bağıl ham yoğunlukları düşmüştür. Bütün Cu-W kompozit numunelerde sıkıştırma basıncı arttıkça ham bağıl yoğunluk değerleri artmıştır. Ancak karışım numunelerinde bu artışın daha keskin olduğu görülmüştür.
- Farklı sinterleme koşullarında üretilen numunelerin yoğunluk değerleri karşılaştırılmıştır. 850 °C'de artan sinterleme süresi ile ağırlık %5 W içeren numunelerin yoğunluklarında düşüş gözlenirken ağırlık % 20 W içeren numunelerde artış olmuştur. Artan sinterleme sıcaklığında (1000 °C) ise bütün numunelerin sahip oldukları yoğunluk değerlerinde artış görülmüştür. En yüksek sinter yoğunluğu değeri Cu5W-K (1000 °C sinter sıcaklığı) numunesinde %95,3 olarak tespit edilmiştir. Bu değer MA sonucu %94,4'e (Cu5W-M) düşmüştür. Aynı sinterleme koşullarında üretilen Cu20W-K ve Cu20W-M ise yoğunluk değerleri sırasıyla %92,4 ve 92,8 olarak bulunmuştur.

- OM ve SEM çalışmaları W fazının karıştırma ve 4 sa MA ile üretilen kompozit tozlarının faz dağılımları üzerinde önemli farklılıklar yaratmadığını görülmüştür. Artan W oranı ile görüntülerde tespit edilen W fazı varlığı artmaktadır.
- Vickers mikrosertlik değerleri kıyaslandığında, sinterleme süresinin 850 °C için 2 sa'den 4 sa çıkarılması ile Cu-W kompozitlerinin gösterdiği değerler azalırken, sinterleme sıcaklığının 850 °C'den 1000 °C'ye çıkarılması ile bu değerler önemli ölçüde artmıştır. Cu5W-K, Cu5W-M, Cu20W-K ev Cu20W-M numuneleri için sırasıyla elde edilen Vickers sertlik değerleri 100,3, 94, 97,7 ve 110,5 HV'dir.
- Sadece 1000 C'de sinterlenen numuneler için aşınma testleri yapılmış ve en yüksek aşınma sonucu en düşük aşınma oranını $0,54 \pm 0,21$ ($\times 10^{-3}$, mm^3/Nm) olarak gösteren Cu20W-M numunesine aittir.
- Elektriksel iletkenlik sonuçlarına göre bütün sinterleme koşullarında artan W oranına ve yapılan MA işlemi ile elektriksel iletkenlik değerleri düşmektedir. Sinterleme koşulları kendi aralarında kıyaslanacak olarak aynı kompozisyon oranları için en yüksek değerleri kullanılan en yüksek sıcaklık olan 1000 °C'de sinterlenen numuneler göstermektedir. Sinterleme süresinin 2 sa'den 4 sa'e uzaması ile de elektriksel iletkenlik değerlerinde artış görülmektedir.

KAYNAKLAR

- Akbarpour, M.R., Salahi, E., Hesari, F.A., Simchi, A., & Kim, H.S. Micro structure and compressibility of SiC nanoparticles reinforced Cu nanocomposite powders processed by high energy mechanical milling. *Ceramic sinter national*, 40(1), 951-960, 2014.
- Akbarpour, M. R., Najafi, M., Alipour, S., & Kim, H. S. Hardness, wear and friction characteristics of nanostructured Cu-SiC nanocomposites fabricated by powder metallurgy route. *Materials Today Communications*, 18, 25–31, 2019.
- Albartouli, A.B.M., and Uzun, A., *Mechanical and Electrical Properties of Graphene Nanosheet Reinforced Copper Matrix Composites Materials Produced by Powder Metallurgy Method*, Kastamonu University, Kastamonu, 2023.
- Alihosseini, H., Dehghani, K., Kamali, J., Microstructure characterization, NB Mechanical properties, compressibility and sintering behavior of Al-B4C Nanocomposite powders, *Advanced Powder Technology*, 28(9), 2126-2134, 2017.
- Avcı A.U. *Toz metalurjisi ders notları*. İstanbul: Yıldız Teknik Üniversitesi, 1993.
- Bouvard, D., Densification behaviour of mixtures of hard and soft powders under pressure, *Powder Technology*, 111(3), 231-239, 2000.
- Bukhanovsky, N.I. Grechanyuk, R.V. Minakova, I. Mamuzich, V.V. Kharchenko, N.P., 2011.
- Buytoz, S., Dagdelen, F., Islak, S., Kok, M., Kir, D., & Ercan, E., Effect of the TiC content on microstructure and thermal properties of Cu-TiC composites prepared by powder metallurgy. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 117(3), 1277-1283, 2014.
- Chawla, N. And Chawla, K.K. *Matrix Materials*. In *Metal Matrix Composites*. Springer Science & Business Media., 2006.

- da Costa, F. A., da Silva, A. G. P., & Umbelino Gomes, U. The influence of the dispersion technique on the characteristics of the W–Cu powders and on the sintering behavior. *Powder Technology*, 134(1–2), 123–132, 2003.
- Deng, Z. hua, Yin, H. qing, Jiang, X., Zhang, C., Zhang, G. fei, Xu, B., Qu, X. hui. Machine-learning-assisted prediction of the mechanical properties of Cu—Al alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2020.
- Denny, P.J., Compaction equations: a comparison of the Heckel and Kawakita equations, *Powder Technology*, 127(2), 162-172, 2002.
- Dinakaran, I., Akinlabi, E.T., Hattingh, D.G., Microstructural Characterization and Sliding Wear Behavior of Cu/TiC Copper Matrix Composites Developed Using Friction Stir Processing, *Metallography, Microstructure and Analysis*, 7:464-475, 2018.
- Efe, G.F.C., Ipek, M., Zeytin, S., Bindal, C., Some properties of Cu-MgO composites produced by powder metallurgy, *Res. Eng. Struct. Mat.*, 2(2): 67-74, 2016.
- Ekerer, F.A., Alumina-Sic Parçacık Destekli T/M Al- Matrisli Kompozitlerin Üretilmesi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2007.
- F. Arslan, Toz Metalurjisi Ders Notları, KTÜ, Trabzon, 1993.
- Fogagnolo, J.B., Ruiz-Navas, E.M., Robert, M.H., & Torralba, J.M. The effects of mechanical alloying on the compressibility of aluminium matrix composite powder. *Materials Science and Engineering: A*, 355(1-2), 50-55, 2003.
- Gan, K., & Gu, M. The compressibility of C₁/SiC powder prepared by high energy Ball milling. *Journal of Materials Processing Technology*, 199(1-3), 173-177., 2008.
- Ge, R., A new equation for powder compaction, *Powder Metallurgy Science & Technology*, 6(3), 20-24, 1995.

- German, R.M., Princeton, N.J., Powder Metal Industries Federation, Powder Metallurgy Science. S.278, New Jersey, 1987.
- German R.M., Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri, Çeviri Sarıtaş S., Türker M., Durlu N., Türk Toz Metalurjisi Derneği, Ankara, 2007.
- Guo, J., Rosalie, J., Pippan, R., & Zhang, Z. On the phase evolution and dissolution process in Cu-Cr alloys deformed by high pressure torsion. Scripta Materialia, 133, 41–44, 2017.
- Hafizpour, H.R., Sanjari, M., Simchi, A., Analysis of the effect of reinforcement particles on the compressibility of Al-SiC composite powders using a neural network model, Material & Design, 30(5), 1518-1523, 2009.
- Hafizpour, H.R., Khoeini, M., Investigation on the consolidation behaviour of aluminium/nano-SiC composite powders using non-linear compaction equation, Journal of American Science, 7(6), 1258-1262, 2011.
- Heckel, R.W., Density-pressure relationships in powder compaction, Transactions of The Metallurgical Society of AIME, 221, 671-675, 1961.
- Heidarzadeh, A., Mironov, S., Kaibyshev, R., Çam, G., Simar, A., Gerlich, A., Withers, P.J. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. Progress in Materials Science, 117, 100752, 2021.
- Jamwal, A., Prakash, P., Kumar, D., Singh, N., Sadasivuni, K. K., Harshit, K., Gupta, S., & Gupta, P.. Microstructure, wear and corrosion characteristics of Cu matrix reinforced SiC–graphite hybrid composites. Journal of Composite, 2019.
- Jeyasimman, D., Sivaprasad, K., Sivasankaran, S., Narayanasamy, R., Fabrication And consolidation behavior of Al 6061 nanocomposite powders reinforced by multi-walled carbon nanotubes, Powder Technology, 258, 189-197, 2014.

- Jeyasimman, D., Sivaprasad, K., Sivasankaran, S., Ponalagusamy, R., Narayanasamy, R., Iyer, V., Microstructural observation, consolidation and Mechanical behaviour of AA 6061 nanocomposites reinforced by γ -Al₂O₃ nanoparticles. *Advanced Powder Technology*, 26(1), 139-148, 2015.
- Jeyasimman, D., Narayanasamy, R., Ponalagusamy, R., Role of hybrid reinforcement on microstructural observation, characterization and consolidation behavior of AA 6061 nanocomposite, *Advanced Powder Technology*, 26(4), 1171-1182, 2015.
- Jiang, C., Jiao, R., Zhang, Z., He, Z., and Dong, B., A strategy to reveal the laser ablation resistance mechanism of Cu-W alloy: experiments and simulations, *Philosophical Magazine*, 103:17, 1691-1700, 2023.
- Kang S.J.L., *Sintering: Densification, Grain Growth and Microstructure*, Elsevier, Oxford, 2005.
- Karagöz, Ş., Yamanoglu, R., & Atapek, Ş. H. Metalik toz işleme teknolojisi ve prosesleme kademeleri açısından parametrik ilişkiler. *Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 22(3), 77-87, 2009.
- Ke, J. G., Xie, Z. M., Liu, R., Gao, R., Wang, X. P., Wu, X. B., Liu, C. S. Strengthening copper with homogeneous dispersion of nanoscale tungsten particles fabricated by spark plasma sintering. *Materials Science and Engineering A*, 818, 2021.
- Kim, D.-G., Lee, K. W., Oh, S.-T., & Kim, Y. Do. Preparation of W-Cu nanocomposite powder by hydrogen-reduction of ball-milled W and CuO powder mixture. *Materials Letters*, 58(7-8), 1199-1203, 2004.
- Korneva, A., Straumal, B., Kilmametov, A., Chulist, R., Straumal, P., & Zięba, P. Phase transformations in a Cu-Cr alloy induced by high pressure torsion. *Material Characterization*, 114, 151-156, 2016.

- Kuşkonmaz N, Toy Ç, Apdemir O, Tekin A Si₃N₄'ün karbo termal sentezi sırasında oluşan visker morfolojisinin incelenmesi. 7.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Ankara, 625-634, 1993.
- Lee, P.W.,ASM International Handbook Committee, ASM Handbook: Volume 7: Powder Metal Technologies and Applications, ASM International, Materials Park (OH), 1998.
- Li, X., Zhang, M., Zhang, G., Wei, S., Xu, L., & Zhou, Y.. Effect of spark plasma sintering temperature on structure and performance characteristics of Cu-20wt% W composite. Journal of Alloys and Compounds, 912, 165246, 2022.
- Longfei Zeng, Chaoping You, Xuehui Zhang, Tongxiang Liang, Shu Miao, Baixiong Liu. Preparation of bulk Cu-W interpenetrating-phase composites by liquid Metal alloying: 97, 105503, 2021.
- Lund, J.A., Origins of green strength in iron P/M compacts, International Journal of Powder Metallurgy, 18(2), 117-127, 1982.
- Madavali, B., Lee, J. H., Lee, J. K., Cho, K. Y., Challapalli, S., & Hong, S. J. Effects of atmosphere and milling time on the coarsening of copper powders during mechanical milling. Powder Technology, 256, 251–256, 2014.
- Mahdavi, S., Akhlaghi, F., Effect of SiC content on the processing, compaction behavior and properties of Al6061/SiC/Gr hybrid composites, Journal of Materials Science, 46, 1502-1511, 2011.
- N. Selvakumar, S.C. Vettivel. Thermal, electrical and wear behavior of sintered Cu–W nanocomposite; 46: 16-25, 2013.
- Panelli, R., Ambrozio Filho, F., Compaction equation and its use to describe powder consolidation behavior, Powder Metallurgy, 41(2), 131-133, 1998.
- Pease, L. F., & Pease, D. L. ASM handbook: Powder Metal Technologies and Applications. Materials Park (OH): ASM International, 1998.

- Pezeshkian, M., and Ebrahimzadeh, I., Investigating the Role of Metal Reinforcement Particles in Producing Cu/Ni/W Metal Matrix Composites via Friction Stir Processing: Microstructure, Microhardness, and Wear at High Temperature, Korean Institute of Metals and Materials, 2023.
- Prajapati, P. K., & Chaira, D.. Fabrication and Characterization of Cu–B₄C Metal Matrix Composite by Powder Metallurgy: Effect of B₄C on Microstructure, Mechanical Properties and Electrical Conductivity. Transactions of the Indian Institute of Metals, 72(3), 673–684, 2019.
- Raghu, T., Sundaresan, R., Ramakrishnan, P., & Rama Mohan, T. R.. Synthesis of nanocrystalline copper-tungsten alloys by mechanical alloying. Materials Science and Engineering A, 304–306(1–2), 438–441, 2001
- Ren, F., Zhu, W., Chu, K., & Zhao, C. Tribological and corrosion behaviors of bulk Cu-Wnanocomposites fabricated by mechanical alloying and warm pressing. Journal of Alloys and Compounds, 676, 164–172, 2016.
- Reza Peymanfar, F. Azadi, Preparation and identification of bare and capped CuFe₂O₄ nanoparticles using organic template and investigation of the size, magnetism, and polarization on their microwave characteristics. Science Direct, Nano-Struct. Nano Objects 17 112–122, 2019.
- Sarıtaş, S., Engineering Metallurgy and Materials, Ankara, Türkiye, 5-30, 1995.
- Salur, E., Synergistic effect of ball milling time and nano-sized Y₂O₃ addition on hardening of Cu-based nanocomposites, Wroclaw University of Science and Technology, 22:103, 2022.
- Shaik, M. A., & Golla, B. R. Development of highly wear resistant Cu - Al alloys processed via powder metallurgy. Tribology International, 136, 127–139, 2019.
- Shu, D., Li, X., & Yang, Q.. Effect on Microstructure and Performance of B₄C Content in B₄C/Cu Composite. Metals, 11(8), 1250, 2021.

- Suryanarayana, C. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 46(1-2), 1-184, 2001.
- Suryanarayana, C. Mechanism of Alloying. In *Mechanical Alloying and Milling*(pp.83-94), 2004.
- Taniş, N. A. Bakır ve Titanyum İlaveli NiTi Şekil Bellekli Alaşımların Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 32-33, 2015.
- Thummler F.,W.Thomma, “The Sintering Process” , *Metall Revs., Cilt 12*,(sayfa 69-108), 1967.
- Tjong, S.C., Lau, K.C., Tribological behaviour of SiC particle-reinforced copper matrix composites, *Materials Letters*43, Pages 274-280.
- Torralba, J.M.,Costa, C.E., Velasco, F., “P/M Aluminum Matrix Composites: An Overview”, *Journal of Materials Processing Technology*, 133: 203-206., 2003.
- Upadhyaya, G. S. Powder metallurgy technology. Cambridge IntScience Publishing, 1997.
- Yavuz N, Güner R., 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, 2002.
- Yin, J., Zhou, P., Liang, H., Yao, D., Xia, Y., Zou, K. and Zeng, Y., Microstructure and Mechanical Properties of Cu Matrix Composites Reinforced by TiB₂/ TiN Ceramic Reinforcements, *Acta Metallurgica Sinica*, 33:1609-1617, 2020.
- Varol T AA2024 Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalürjisi Yöntemiyle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi *Karadeniz Teknik Üniversitesi Trabzon s. 37-40 – 527952*, 2012.

- Venugopal, T., Prasad Rao, K., & Murty, B. S. Synthesis of Cu-W nanocomposite by high-energy ball milling. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 7(7), 2376–2381, 2007.
- Vijayakumar, M., Sriramamurthy, A., & Nagender Naidu, S. Calculated phase diagrams of Cu-W, Ag-W and Au-W binary systems. *Calphad*, 12(2), 177–184, 1988.
- Zeng, L., You, C., Zhang, X., Liang, T., Miao, S., & Liu, B. Preparation of bulk Cu-W interpenetrating-phase composites by liquid metal dealloying. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 97(February), 105503, 2021.
- Zhao J., M.P. Harmer “Effect of Pore Distribution on Microstructure Development: II, First and Second Generation Pores”, *J.Amer. Ceramic Soc.*, Sayı 71,(sayfa 530-539), 1988.
- Wang, X., Wei, S., Xu, L., Fang, F., Li, J., Pan, K. and Peng, B., Effect of sintering temperature on fine-grained Cu-W composites with high copper, *Materials Characterization* 153, 121-127, 2019.
- Wu, W., Jiang, G., Wagoner, R.H., Daehn, G.S., Experimental and numerical investigation of idealized consolidation: part I: static compaction, *Acta Materialia*, 48(17), 4323-4330, 2000.

ÖZGEÇMİŞ

- 1. Adı Soyadı** : **Ufuk VURANAY**
2. Doğum Tarihi :
3. Ünvanı : **Makine Mühendisi**
4. Öğrenim Durumu : **Yüksek Lisans**

Derece	Bölüm/Program	Üniversite	Bitirme Yılı
Lisans	Makine Mühendisi	OSMANİYE KORKUT ATA ÜNİVERSİTESİ	2020

5. Ulusal bilimsel toplantılarda sunulan ve tam metin bildiri kitabında basılan bildiriler:

VURANAY U., ZALAOĞLU D., OVALI-DÖNDAŞ D., Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretilen Bakır-Volfram Kompozitlerinin Üretimi Ve Karakterizasyonu 3. Uluslararası İstanbul Modern Bilimsel Araştırmalar Kongresi, İstanbul-TÜRKİYE, 6 Mayıs 2022 (Sözlü Sunum/Tam Metin Bildiri).



T.C.
OSMANİYE KORKUT ATA ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ
TEZ ÇALIŞMASI BENZERLİK RAPORU FORMU
(SAVUNMA SONRASI)

FORM
TEZLİ YL-24

ÖĞRENCİ BİLGİLERİ

Adı ve Soyadı	Ufuk VURANAY
Öğrenci Numarası	2011709111
Ana Bilim/ Ana Sanat Dalı	Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı
Programı (Varsa)	Makine Mühendisliği
Danışman Unvanı, Adı-Soyadı	Dr.Öğr.Üyesi Didem OVALI DÖNDAŞ
Tez Başlığı (Türkçe)	Bakır – Volfram Kompozitlerinin Mekanik Alaşımlama Ve Sinterleme Yöntemleri İle Üretilmesi Ve Karakterizasyonu

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ MÜDÜRLÜĞÜNE

Yukarıda başlığı belirtilen tez çalışmamın a) Kapak sayfası, b) Özet ve Abstract c) Giriş, d) Ana bölümler, e) Sonuç ve f) Kaynakça kısımlarından oluşan toplam 73 sayfalık kısmına ilişkin, 18 / 01 /2024 tarihinde Lisansüstü Eğitim Enstitüsü tarafından Turnitin adlı intihal tespit programından aşağıda belirtilen filtrelemeler uygulanarak alınmış olan orijinallik raporuna göre, tezin benzerlik oranı % 'tür.

Filtreleme Tip 1 (maksimum %30)

- 1- Kabul/Onay ve Bildirim sayfaları hariç,
- 2- Kaynakça hariç,
- 3- Alıntılar dâhil.

Filtreleme Tip 2 (maksimum %10)

- 1- Kabul/Onay ve Bildirim sayfaları hariç,
- 2- Kaynakça hariç,
- 3- Alıntılar hariç,
- 4- 5 Kelimedenden daha az örtüşme içeren metin kısımları hariç.

Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Tez Çalışması Orijinallik Raporu Alınması ve Kullanılması Uygulama Esasları'nı inceledim ve bu Uygulama Esasları'nda belirtilen azami benzerlik oranlarına göre tez çalışmamın herhangi bir intihal içermediğini; aksinin tespit edileceği muhtemel durumda doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi ve yukarıda vermiş olduğum bilgilerin doğru olduğunu beyan ederim.

Tarih ve İmza

Öğrenci

Danışman Onayı
UYGUNDUR

Unvanı, Adı Soyadı
(İmzası)

Enstitü Onayı
UYGUNDUR

Adı Soyadı
(İmzası)

AÇIKLAMALAR

1. Lisansüstü tezler, savunma öncesinde intihal program raporu ile birlikte Enstitüye teslim edilir.
2. İntihal raporu ile ilgili olarak etik kurallar dâhilindeki benzerlik oranları ilgili Enstitü Yönetim Kurulu tarafından belirlenir. (Enstitü Yönetim Kurulu tarafından tezin, intihal kapsamı dışında değerlendirilmesi için TURNITIN'den alınan raporda "benzerlik oranı"nın, "alıntılar dahil" en fazla %10, "alıntılar dahil" % 30'u geçmemesi şeklinde kabul edilmiştir).