

**DİRENÇ KAYNAĞINDA KULLANILAN W+Cu+(X)
ELEKTRODUNUN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE
ÜRETİMİ, KARAKTERİZASYONU VE
MİKROİŞLENEBİLİRLİĞİ**

YÜKSEK LİSANS
Ali ERÇETİN

DANIŞMAN
Yrd. Doç. Dr. Muzaffer ERDOĞAN
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

HAZİRAN, 2015

Bu tez çalışması 14.FEN.BİL.39 numaralı proje ile BAPK tarafından desteklenmiştir.

AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS

DİRENÇ KAYNAĞINDA KULLANILAN W+Cu+(X)
ELEKTRODUNUN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ,
KARAKTERİZASYONU VE MİKROİŞLENEBİLİRLİĞİ

Ali ERÇETİN

DANIŞMAN

Yrd. Doç. Dr. Muzaffer ERDOĞAN

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

HAZİRAN, 2015

TEZ ONAY SAYFASI

Ali ERÇETİN tarafından hazırlanan “Direnç kaynağında kullanılan W+Cu+(X) elektrodunun toz metalurjisi yöntemi ile üretimi, karakterizasyonu ve mikro işlenebilirliği” adlı tez çalışması lisansüstü eğitim ve öğretim yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca 16/06/2015 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman : Yrd. Doç. Dr. Muzaffer ERDOĞAN

Başkan : Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmza

Üye : Yrd. Doç. Dr. Muzaffer ERDOĞAN
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmza

Üye : Yrd. Doç. Dr. Özgür ÖZGÜN
Bingöl Üniversitesi, Mühendislik Mimarlık Fakültesi, İmza

Afyon Kocatepe Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu’nun
...../...../..... tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

.....
Prof. Dr. İbrahim EROL
Enstitü Müdürü

BİLİMSEL ETİK BİLDİRİM SAYFASI
Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmasında;

- Tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- Atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Ve bu tezin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı

beyan ederim.

16/06/2015

İmza
Ali ERÇETİN

ÖZET
Yüksek Lisans Tezi

DİRENÇ KAYNAĞINDA KULLANILAN W+Cu+(X) ELEKTRODUNUN
TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ, KARAKTERİZASYONU
VE MİKROİŞLENEBİLİRLİĞİ

Ali ERÇETİN

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Muzaffer ERDOĞAN

Bu çalışmanın amacı, piyasada kullanılan direnç elektrodunu toz metalurjisi (T/M) yöntemini kullanarak, farklı sinterleme teknikleriyle üretimini sağlarken, yüksek sıcaklıklara dayanabilen, elektriksel özellikleri iyileştirilmiş, ark kararlılığı artırılmış, uzun ömürlü, akım taşıma kapasitesi geliştirilmiş, mikro işlenebilirlik özelliği daha iyi olan, tungsten esaslı farklı alaşım elementleri içeren bir direnç elektrodu malzemesi üretmektir. Bu yüzden tungsten esaslı farklı kompozisyonlara sahip elektrot malzemesi numuneleri üretilmek üzere; W, Cu, Ag, Ni ve Co metal tozları kullanılarak içeriği 12 farklı kompozisyondan oluşan ve her kompozisyondan 2'şer adet numune üretilebilecek kadar olmak üzere toplam 24 adet karışım oluşturulmuştur.

Hazırlanan kompozisyonlar 500 bar basınç altında preslenerek 24 adet numune sinterlenmeye hazır hale getirilmiştir. Sinterleme işlemleri ise saf (%99 saflıkta) argon atmosferli tüp fırında, 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıkları arasında 1,5 saat süre ile uygulanmıştır. Oluşturulan tungsten esaslı kompozit numunelerin mikroyapı, mikro vickers sertlik, mikro işlenebilirlik ve elektrik iletkenliği analizleri ile farklı oranlarda Cu, Ag, Ni ve Co metal tozları ilavesinin mekaniksel ve elektriksel özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

Mikroyapı çalışmaları, X ışını difraksiyon analizi (XRD) ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile yapılmıştır. Sinterleme sonrasında numunelerde meydana gelen tabakaların faz analizi, XRD analizi yapılarak belirlenmiştir. Numunelerin sinterleme sonrası yüzeyleri, mikro işleme sonrası kesici takım uçlarındaki aşınmış yüzeyler SEM ile incelenmiş ve tabaka/yüzey görüntüleri elde edilmiştir. Ayrıca numunelerin yüzey tabakalarının sertliği mikro vickers sertlik cihazında ölçölmüştür. Mikro işleme işlemi CNC dik işleme tezgâhında, soğutma sıvısı kullanılmadan, kesici takım ucunun sabit devir, sabit ilerleme hızı ve sabit derinlikte malzeme üzerinden talaş kaldırılmasıyla gerçeleştirilmiştir. Kesici takım olarak 500 µm çapında kaplanmamış tungsten karbür esaslı mikro freze (WC) kesici takımı kullanılmıştır. Numune üzerinde oluşan kanallarda kesici takımın meydana getirdiği çapak miktarları ve yüzey pürüzlölükleri 3D profilometre ile tespit edilmiştir. Kesici takım uçlarındaki elementel dağılımları belirlemek için enerji dağılımı spektrometre (EDS) element analizleri yapılmıştır. Deneysel çalışmalar sonucu elde edilen analiz sonuçları literatür verileri doğrultusunda incelenmiştir.

2015, xxv + 204 sayfa

Anahtar Kelimeler: Tungsten Elektrot, Toz Metalurjisi, Karakterizasyon, Mikro Frezeleme, Takım Aşınması, Kesme Kuvveti, Yüzey Pürüzlölüğü.

ABSTRACT

M.Sc Thesis

MANUFACTURING, CHARACTERIZATION AND MICRO MACHINABILITY OF W+Cu+(X) ELECTRODE UTILIZED IN RESISTANCE WELDING THROUGH POWDER METALLURGY METHOD

Ali ERÇETİN

Afyon Kocatepe University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Asst. Prof. Muzaffer ERDOĞAN

The purpose of this study was generation of a resistance electrode material by a resistance electrode used in the market through powder metallurgy method while providing its generation with different sintering technics. This generated resistance electrode material has a better micro machinability feature with containing tungsten base different alloys, a long life, an advanced current-carrying capacity, an increased arc stability, improved electrical properties, can resist high temperatures. Hence, in order to produce electrode material samples which have tungsten base different compositions, by using W, Cu, Ag, Ni ve Co metal powders, 24 in number mixtures in total were formed from 12 different compositions in terms of content while producing 2 in numer mixtures from each composition.

By pressing prepared compositions under 500 bar pressure, 24 in number samples were made prepared for sintering process. In contrast, sintering processes were conducted between 1000 °C and 1100 °C in pure (%99 pure) argon atmosphere tube furnace for 1,5-hour. By analyzing microstructure, micro vickers hardness, micro machinability and electrical conductivity of formed tungsten base composite samples, effects of adding Cu, Ag, Ni ve Co metal powders in different rates on mechanical and electrical properties were investigated.

Microstructural studies were conducted through x-ray diffraction analysis (XRD) and scanning electron microscope (SEM). Phase analysis of Layers that occurred after sintering process was determined by XRD analysis. Surfaces of samples after sintering process and worn surfaces took place at the tips of cutting tool after micromachining were analyzed by SEM and also layer/surface images were obtained. Furthermore, hardness of surface layers of samples was measured via micro vickers hardness. Micromachining process was carried out on CNC vertical machining stand with fixed feed rate and fixed rotation speed of the tip of cutting tool without cooling liquid. 500 μ m diameter uncoated tungsten base carbide micromilling (WC) cutting tool was used. The amount of burrs and surface roughnesses that took place in grooves occurred on the samples caused by cutting tool were determined by 3D profilometer. Energy distribution spectrometer (EDS) elementary analyses were carried out so as to define elemental distributions. Analysis results that acquired as a result of experimental study were investigated in the direction of literature data.

2015, xxv +204 pages

Key Words: Tungsten Electrode, Powder Metallurgy, Characterization, Micro Milling, Tool Wear, Cutting Force, Surface Roughness.

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanması esnasında fikir, bilgi ve tecrübelerinden fazlasıyla faydalandığım, bana öncülük ve rehberlik eden, deneysel çalışmalarımın yönlendirilmesi, sonuçların değerlendirilmesi ve tezimin yazımı aşamasında büyük katkı sağlayan danışmanım ve değerli hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Muzaffer ERDOĞAN'a, numunelerin mikro işleme ve yüzey pürüzlülüğü işlemleri esnasında tecrübelerini paylaşan, sonuçların değerlendirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ'a, ve proje asistanı Mustafa PERÇİN'e, tezimin deneysel çalışmaları için gerekli metal tozlarının teminini çok kısa sürede sağlayan AYS Laboratuvar Ürünleri Makine ve Kimya Şirketi'ne, tezimin elektriksel ölçüm deneylerini yapmamda bizzat yardımcı olan Afyonkarahisar TCDD 7. Bölge Tesisler Müdürü Bülent GİDERLER'e ve Elektronik laboratuvarı şefi Zafer KARAGÖZ'e, ayrıca bu teze 14.FEN.BİL.39 nolu proje kapsamında sağladığı maddi imkanlar nedeniyle Afyon Kocatepe Üniversitesi Bilimsel Araştırma Proje Komisyonu'na ve Afyon Kocatepe Üniversitesi'ne sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca sabır ve desteklerinden dolayı sevgili eşime, moral ve manevi desteklerini hiç esirgemeyen anneme, babama ve canım aileme sonsuz teşekkür ederim.

Ali ERÇETİN

AFYONKARAHİSAR, 2015

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

Sayfa

ÖZET	i
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER DİZİNİ.....	vi
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xxiv
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR BİLGİLERİ	5
2.1 Güncel Çalışmalar	5
2.2 Kaynak Teknolojisi ve Kaynak Elektrodu Tarihiçesi	9
2.3 Kaynak Yöntemleri	12
2.3.1 Elektrik Ark Kaynağı	12
2.3.2 Gazaltı Kaynağı	12
2.3.3 Oksi-Asetilen Kaynağı.....	12
2.3.4 Enerji Işın Kaynakları	13
2.3.5 Katı Hal Kaynak Yöntemleri	13
2.3.6 Elektrik Direnç Kaynağı	13
2.4 Kaynak Elektrodları	14
2.4.1 Ergiyen Kaynak Elektrodları	14
2.4.1.1 Örtülü Elektrodlar	14
2.4.1.1.1 Rutil Tip Elektrodlar	15
2.4.1.1.2 Bazık Tip Elektrodlar	15
2.4.1.1.3 Selülozik Tip Elektrodlar	15
2.4.1.1.4 Oksidik Tip Elektrodlar.....	15
2.4.1.1.5 Asidik Tip Elektrodlar.....	16
2.4.1.1.6 Özel Elektrodlar	16
2.4.1.2 Örtüsüz Elektrodlar.....	17
2.4.1.2.1 Çıplak Elektrodlar	17
2.4.1.2.2 Özlü Elektrodlar	17
2.4.2 Ergimeyen Kaynak Elektrodları	17

2.4.2.1 Karbon Elektrotlar	18
2.4.2.2 Tungsten Elektrotlar	18
2.5 Toz Metalurjisine Genel Bir Bakış.....	19
2.6 Toz Metalurjisi Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları.....	23
2.6.1 Toz Metalurjisi Yönteminin Avantajları.....	23
2.6.2 Toz Metalurjisi Yönteminin Dezavantajları	25
2.7 Toz Metalurjisi Yöntemi ile Malzeme Üretimi.....	26
2.7.1 T/M Yönteminde Kullanılacak Tozların Tespiti.....	26
2.7.2 Tozların Hazırlanması ve Karıştırılması.....	27
2.7.3 Toz Karışımının Preslenmesi	28
2.7.4 Sinterleme	30
2.7.4.1 Katı Hal Sinterlemesi.....	32
2.7.4.2 Sıvı Hal Sinterlemesi	33
2.7.4.3 Sürekli Sıvı Faz Sinterlemesi	34
2.7.4.4 Geçici Sıvı Faz Sinterlemesi.....	35
2.7.4.5 Reaksiyonlu Sinterlenme	36
2.7.5 Sinterleme Parametrelerinin Malzeme Özelliklerine Etkisi	38
2.8 T/M Yönteminde Kullanılan Sinterleme Teknikleri	41
2.8.1 Geleneksel Fırında Sinterleme Tekniği	41
2.8.1.1 Hava Akımında Sinterleme	42
2.8.1.2 Döner Fırın Sinterleme Yöntemi	43
2.8.2 Plazma Sinterleme Tekniği.....	43
2.8.3 Lazer Sinterleme Tekniği.....	45
2.8.3.1 Model Oluşturma.....	45
2.8.3.2 Kesitlere Ayırma ve Veri Hazırlama	45
2.8.3.3 SLS İşlemi	45
2.8.3.4 Pişirme ve Sinterleme	46
2.8.4 Mikrodalga Sinterleme Tekniği ve Kullanımı	46
2.9 Mikro Frezeleme	48
2.9.1 Kullanılan Mikro Freze Tezgâhları ve Özellikleri.....	49
2.9.2 Kullanılan Kesici Takımlar ve Özellikleri.....	52
2.9.2.1 Kesici Takım Malzemesi	52
2.9.2.2 Kesici Takım Geometrisi.....	53
2.9.3 Mikro Frezelemede Talaşın Oluşumu ve Minimum Talaş Derinliği.....	55
2.9.4 Mikro Frezelemede Kesme Kuvvetleri.....	57
2.9.5 Mikro Frezelemede Takım Ömrü ve Aşınmayı Etkileyen Faktörler	61

2.9.6 Mikro Frezelemede Yüzey Pürüzlülüğü ve Etkileyen Faktörler	64
2.10 W+Cu+(X) Sistemi ve Kullanılan Metallerin Genel Özellikleri	66
3. MATERYAL VE METOT	68
3.1 Deneysel Çalışmada Kullanılan Metal Tozları ve Özellikleri	68
3.2 Deneyslerde Planlanan Kompozit Grupları	69
3.3 Numunelerin Hazırlanması	71
3.4 Numunelerin Sinterlenmesi.....	73
3.5 SEM ve EDS İncelemeleri	74
3.6 XRD Analizi.....	75
3.7 Sertlik Analizi	76
3.8 Mikro Frezeleme	77
3.9 Optik 3D Yüzey Profilometre Analizi	79
3.10 Elektriksel Ölçüm Analizi.....	80
4. DENEYSEL BULGULAR.....	82
4.1 W+Cu Sistemi (1000 °C ve 1100 °C).....	82
4.1.1 W+Cu Sistemi SEM ve EDS Analizleri	82
4.1.2 W+Cu Sistemi XRD Analizi.....	89
4.1.3 W+Cu Sistemi Mikro Sertlik Analizi	91
4.1.4 W+Cu Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi	92
4.1.5 W+Cu Sistemi Kesici Takım Aşınması	93
4.1.6 W+Cu Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü Analizi	99
4.1.7 W+Cu Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi	105
4.2 W+Cu+X Sistemi (1000 °C ve 1100 °C).....	106
4.2.1 W+Cu+X Sistemi SEM ve EDS Analizleri	106
4.2.2 W+Cu+X Sistemi XRD Analizi	113
4.2.3 W+Cu+X Sistemi Mikro Sertlik Analizi	115
4.2.4 W+Cu+X Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi.....	116
4.2.5 W+Cu+X Sistemi Kesici Takım Aşınması	117
4.2.6 W+Cu+X Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü Analizi ..	122
4.2.7 W+Cu+X Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi	129
4.3 W+Cu+Ag Sistemi (1000°C ve 1100°C).....	130
4.3.1 W+Cu+Ag Sistemi SEM ve EDS Analizi	130
4.3.2 W+Cu+Ag Sistemi XRD Analizi	137
4.3.3 W+Cu+Ag Sistemi Mikro Sertlik Analizi	138
4.3.4 W+Cu+Ag Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi.....	139
4.3.5 W+Cu+Ag Sistemi Kesici Takım Aşınması	141

4.3.6 W+Cu+Ag Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü Analizi	147
4.3.7 W+Cu+Ag Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi	153
4.4 W+Cu+Ag+X Sistemi (1000 °C ve 1100 °C)	154
4.4.1 W+Cu+Ag+X Sistemi SEM ve EDS Analizi	154
4.4.2 W+Cu+Ag+X Sistemi XRD Analizi	161
4.4.3 W+Cu+Ag+X Sistemi Mikro Sertlik Analizi	163
4.4.4 W+Cu+Ag+X Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi.....	164
4.4.5 W+Cu+Ag+X Sistemi Kesici Takım Aşınması.....	165
4.4.6 W+Cu+Ag+X Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü.....	171
4.4.7 W+Cu+Ag+X Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi.....	178
5. SONUÇLAR.....	180
5.1 Sonuçlar.....	180
5.1.1 W+Cu Sistemi.....	180
5.1.2 W+Cu+X Sistemi.....	183
5.1.3 W+Cu+Ag Sistemi.....	185
5.1.4 W+Cu+Ag+X Sistemi.....	187
5.2 Öneriler.....	192
6. KAYNAKLAR.....	194
6.1. İnternet Kaynakları.....	202
ÖZGEÇMİŞ.....	203

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

W	Tungsten
Cu	Bakır
Ag	Gümüş
Ni	Nikel
Co	Kobalt
WC	Tungsten karbür
Ar	Argon gazı
V	Hacim
DC	Doğru akım
R	Elektrik direnci
ρ	Elektriksel öz direnç
S	Elektriksel ölçüm alınan malzemenin kesit alanı
L	Elektriksel ölçüm alınan malzemenin uzunluğu
m	Kütle
$^{\circ}\text{C}$	Sıcaklık
N	Newton
Ri	Kesici takım ilk yarıçap
Rf	Aşınmış takım yarıçapı
D	Kesici takım çapı
t	Süre, zaman
MPa	Mega Pascal
F _x ort	x eksenindeki ortalama kesme kuvveti
F _y ort	y eksenindeki ortalama kesme kuvvet

Kısaltmalar

CNC	Bilgisayar sayımlı yönetim
EDS	Enerji dağılımlı spektrometresi
MIG	Metal soygaz kaynağı
μm	Mikrometre
mm	Milimetre
nm	Nanometre
HV	Vickers Mikro sertlik
XRD	X-Işını kırınımı
T/M	Toz metalurjisi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
TIG	Tungsten soygaz kaynağı

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1 Toz metalurjisi proseslerinin şematik gösterimi	21
Şekil 2.2 İki Konili Karıştırıcı.....	27
Şekil 2.3 Metal tozunun sinterlenmesi sırasında boyun oluşumunun ilk safhaları	31
Şekil 2.4 Sürekli sıvı faz sinterlemesi için uygun ikili sistemler	35
Şekil 2.5 Geçici sıvı faz sinterlemesi için uygun ikili sistemler	36
Şekil 2.6 Reaksiyonlu sinterleme için uygun denge diyagramı	37
Şekil 2.7 Sinterleme aşamalarının üç küresel model ile şematik gösterimi	37
Şekil 2.8 Zamana bağlı olarak değişik sinterleme sıcaklığının toz yapısının yoğunluğa etkisi	38
Şekil 2.9 İnce (1-10 µm) ve kaba (50-200 µm) taneli tozlarda sıcaklığa bağlı yoğunluk değişimi.....	39
Şekil 2.10 Değişik presleme yoğunluğuna sahip toz numunelerin sıcaklığa bağlı yoğunluk değişimi	39
Şekil 2.11 Sinterleme yoğunluğunun ortalama tane boyutuna etkisi	40
Şekil 2.12 Plazma sinterleme mekanizması	44
Şekil 2.13 Mikro freze tasarımları.....	50
Şekil 2.14 Ticari kulvarda kullanılan mikro freze tezgâhları.....	51
Şekil 2.15 Pnömatik destekli anahtarsız mandren tutuculu iş mili.	52
Şekil 2.16 Takım malzemelerinin sıcaklığa bağlı sertliklerinin değişimi.....	53
Şekil 2.17 Mikro freze ucu geometrisi.	54
Şekil 2.18 Mikro frezelemede minimum talaş derinliği.....	56

Şekil 2.19	Perlit malzemede kesme kuvvetleri ile minimum talaş derinliğinin tespiti ..	56
Şekil 2. 20	Kesici uç yarıçapının minimum talaş derinliğine etkisi.....	57
Şekil 2.21	Bölgesel kesme.....	57
Şekil 2.22	Mikro frezeleme işlemi sırasında talaş derinliği ve düzlemsel kuvvetler	59
Şekil 2.23	AISI 4340 çelik malzemede oluşan kesme kuvvetleri	60
Şekil 2.24	130 m/dak kesme hızı ve 3 µm talaş derinliği için X ve Y yönündeki kesme kuvvetlerinin değişimi	61
Şekil 2.25	240 m/dak kesme hızı ve 3 µm talaş derinliği için X ve Y yönündeki kesme kuvvetlerinin değişimi	61
Şekil 2.26	TiAlN kaplamalı WC mikro freze takımın aşınması.	62
Şekil 2.27	Kesme hızına bağlı takım aşınması.....	62
Şekil 2.28	İlerlemeye bağlı aşınma durumu	63
Şekil 2.29	Farklı ilerleme değerleri için takım çapındaki azalmaya bağlı aşınma değerleri.....	64
Şekil 2.30	Uç yarıçapının ve diş başına ilerlemenin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisi	65
Şekil 2.31	OFCH, Pirinç ve Alüminyum için talaş derinliğine bağlı yüzey pürüzlülüğü	66
Şekil 3.1	Deneyisel çalışmalarda kullanılan elektronik hassas numune tartım cihazı	72
Şekil 3.2	Presleme sonrası numunenin fiziksel görünümü.....	72
Şekil 3.3	W, Cu, Ag, Ni, Co tozlarının belirli kompozisyon yüzdelerinde karıştırılarak kalıp içerisinde sıkıştırıldığı hidrolik pres	73
Şekil 3.4	Sinterleme sonrası numunenin fiziksel görünümü.....	73
Şekil 3.5	Sinterleme işleminde kullanılan tüp fırının fotoğrafı.....	74

Şekil 3.6 Üretilen malzemelerin ve aşınan kesici takım yüzeylerinin görüntüsünün alındığı taramalı elektron mikroskobu.....	75
Şekil 3.7 Deneysel çalışmada kullanılan XRD analiz cihazı	76
Şekil 3.8 Deneysel çalışmada kullanılan mikro vickers sertlik cihazı	77
Şekil 3.9 Mikro frezeleme deneylerinin gerçekleştiği CNC dik işleme tezgahı	77
Şekil 3.10 Mikro frezeleme deneyinde kullanılan kesici takım ucu	78
Şekil 3.11 Mikro freze kesici takımının kullanılmadan önceki SEM görüntüsü	78
Şekil 3.12 Mikro freze tezgahında kullanılan dinamometre	79
Şekil 3.13 Malzemelerin mikro frezelenmesi sonrası oluşan kanallarda yüzey pürüzlülüğü ve mikro çapak oluşumlarının tespit edildiği optik 3D yüzey profilometresi	80
Şekil 3.14 Üretilen parçaların elektriksel direnç ölçümünün yapıldığı sistem.....	81
Şekil 4.1 1000 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin SEM görüntüsü; a) 1kx, b) 3kx.....	83
Şekil 4.2 1100 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin SEM görüntüsü; a) 1kx, b) 3kx.....	83
Şekil 4.3 1000 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin EDS analizi.....	84
Şekil 4.4 1100 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin EDS analizi.....	84
Şekil 4.5 1000 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin SEM görüntüsü.....	85
Şekil 4.6 1100 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin SEM görüntüsü.....	85

Şekil 4.7 1000 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin EDS analizi.....	86
Şekil 4.8 1100 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin EDS analizi.....	87
Şekil 4.9 1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin SEM görüntüsü	88
Şekil 4.10 1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin SEM görüntüsü	88
Şekil 4.11 1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin EDS analizi	89
Şekil 4.12 1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin EDS analizi	89
Şekil 4.13 1000 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin XRD desenleri.....	90
Şekil 4.14 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin XRD desenleri.....	91
Şekil 4.15 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri.....	92
Şekil 4.16 1000 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi	93
Şekil 4.17 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi	93
Şekil 4.18 1000 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	94
Şekil 4.19 1000 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.....	94
Şekil 4.20 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ucunun SEM görüntüsü.....	95

Şekil 4.21	1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	95
Şekil 4.22	1000 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	96
Şekil 4.23	1000 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.....	96
Şekil 4.24	1100 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	97
Şekil 4.25	1100 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	97
Şekil 4.26	1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	98
Şekil 4.27	1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	98
Şekil 4.28	1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	99
Şekil 4.29	1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	99
Şekil 4.30	1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri	105
Şekil 4.31	1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin elektriksel özdirenç değerleri	106
Şekil 4.32	1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü	107

Şekil 4.33 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü	107
Şekil 4.34 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin EDS analizi	108
Şekil 4.35 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin EDS analizi	108
Şekil 4.36 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin SEM görüntüsü	109
Şekil 4.37 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin SEM görüntüsü	110
Şekil 4.38 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin EDS analizi ...	111
Şekil 4.39 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin EDS analizi ...	111
Şekil 4.40 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü	112
Şekil 4.41 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü.....	112
Şekil 4.42 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi	113
Şekil 4.43 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi	113
Şekil 4.44 1000 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri	114
Şekil 4.45 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri	115
Şekil 4.46 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri	116

Şekil 4.47	1000 °C'de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi	117
Şekil 4.48	1100 °C'de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi	117
Şekil 4.49	1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	118
Şekil 4.50	1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	118
Şekil 4.51	1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	119
Şekil 4.52	1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	119
Şekil 4.53	1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.....	120
Şekil 4.54	1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	120
Şekil 4.55	1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	121
Şekil 4.56	1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	121
Şekil 4.57	1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.....	122
Şekil 4.58	1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.....	122

Şekil 4.59	1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri	129
Şekil 4.60	1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin elektriksel özdirenç değerleri	130
Şekil 4.61	1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü.	131
Şekil 4.62	1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü.	131
Şekil 4.63	1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi	132
Şekil 4.64	1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi	132
Şekil 4.65	1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü.	133
Şekil 4.66	1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü.	133
Şekil 4.67	1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi ...	134
Şekil 4.68	1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi ...	134
Şekil 4.69	1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü.	135
Şekil 4.70	1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü.	135
Şekil 4.71	1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi ...	136
Şekil 4.72	1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi ...	137
Şekil 4.73	1000 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin XRD grafikleri	138

Şekil 4.74	1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin XRD grafikleri	138
Şekil 4.75	1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri	139
Şekil 4.76	1000 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi	140
Şekil 4.77	1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi	141
Şekil 4.78	1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	141
Şekil 4.79	1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	142
Şekil 4.80	1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	142
Şekil 4.81	1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi..	143
Şekil 4.82	1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	143
Şekil 4.83	1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi..	144
Şekil 4.84	1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	144

Şekil 4.85 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	145
Şekil 4.86 1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	145
Şekil 4.87 1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi	146
Şekil 4.88 1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü	146
Şekil 4.89 1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS görüntüsü	147
Şekil 4.90 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri	153
Şekil 4.91 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin elektriksel öz direnç değerleri	154
Şekil 4.92 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü	155
Şekil 4.93 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü	155
Şekil 4.94 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin EDS analizi	156
Şekil 4.95 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin EDS analizi	156

Şekil 4.96	1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin SEM görüntüsü.....	157
Şekil 4.97	1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin SEM görüntüsü.....	158
Şekil 4.98	1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin EDS analizi	159
Şekil 4.99	1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin EDS analizi	159
Şekil 4.100	1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü.....	160
Şekil 4.101	1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü.....	160
Şekil 4.102	1000 °C’de sinterlenen %80W%5Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi.....	161
Şekil 4.103	1100 °C’de sinterlenen %80W%5Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi.....	161
Şekil 4.104	1000 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri	162
Şekil 4.105	1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri	163
Şekil 4.106	1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri	164

- Şekil 4.107** 1000 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi 165
- Şekil 4.108** 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi 165
- Şekil 4.109** 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü 166
- Şekil 4.110** 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi 166
- Şekil 4.111** 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü 167
- Şekil 4.112** 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi 167
- Şekil 4.113** 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü 168
- Şekil 4.114** 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi 168
- Şekil 4.115** 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü 169
- Şekil 4.116** 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi 169

- Şekil 4.117** 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.. 170
- Şekil 4.118** 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvayan talaşa ait EDS analizi..... 170
- Şekil 4.119** 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.. 171
- Şekil 4.120** 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ağızlarına sıvayan talaşa ait EDS analizi..... 171
- Şekil 4.121** 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri..... 178
- Şekil 4.122** 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin elektriksel özdirenç değerleri..... 179

ÇİZELGELER DİZİNİ

	Sayfa
Çizelge 3.1 W+Cu, W+Cu+(X), W+Cu+Ag ve W+Cu+Ag+X sistemlerinde kullanılan metallerin teknik özellikleri	68
Çizelge 3.2 W+Cu esaslı metal toz karışımlarının kimyasal bileşimleri	70
Çizelge 3.3 W+Cu+Ag esaslı metal toz karışımlarının kimyasal bileşimleri	71
Çizelge 3.4 Dinamometre teknik özellikleri.....	79
Çizelge 4.1 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %90W%10Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.....	100
Çizelge 4.2 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%20Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.....	102
Çizelge 4.3 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %70W%30Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.....	104
Çizelge 4.4 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri	124
Çizelge 4.5 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri	126

- Çizelge 4.6** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni %2,5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 128
- Çizelge 4.7** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 148
- Çizelge 4.8** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 150
- Çizelge 4.9** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 152
- Çizelge 4.10** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 173
- Çizelge 4.11** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 175
- Çizelge 4.12** 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag %2,5Ni%2,5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri 177

1. GİRİŞ

Kaynak Elektrodu, kaynak işlemi sırasında, yüksek kaynak akımının üzerinden geçmesini sağlayan, iş parçasına bakan ucu ile kaynak arkını oluşturabilen, gerektiğinde kendisi de ergiyerek kaynak metalinin oluşmasına katkı sağlayan kaynak malzemesine denir. Michael Faraday tarafından icat edilmiştir (Balık Çelenk 2006, İnt.Kyn.1).

Elektrik ark kaynağında kullanılan elektrodlar; yalnız arkı oluşturmada kullanılmalarına ve hem arkın oluşumunda hem de ilave metal olarak kullanılmasına göre gruplandırılmaktadırlar. Yalnız arkı oluşturmada kullanılan elektrodlar; ya parça ile aralarında ya da iki elektrod arasında arkı meydana getirir ve ayrıca kaynak ağzını doldurmak için bir ilave metal (kaynak teli veya çubuğu) kullanılır. Yalnız arkı oluşturmada kullanılan elektrodları; Karbon ve Tungsten elektrodlar oluşturmaktadır (Balık Çelenk 2006).

Tungsten, metaller içinde en yüksek ergime sıcaklığına (3422 °C) sahip olması ile birlikte ark oluşumu için gereken akımı taşıması yönünden TIG kaynağındaki elektrodlarda en ideal tercihtir. Sertliği ve yüksek sıcaklık direnci kararlı ark transferi sağlarken, ayrıca elektrodun ergimesini ve kaynak metaline geçmesini engeller. Tungsten Elektrodlar, kaynak sırasında ergiyerek kaynak metaline karışmaz sadece arkı oluşturma görevi yapar. Erimeyen elektrotlar olarak da adlandırılırlar. İlk zamanlarda doğrudan doğruya saf tungsten elektrodlar kullanılmış olup, daha sonraları çeşitli elementlerle alaşımlandırılmış tungsten elektrodlar geliştirilmiştir (İnt.Kyn.2). Tungsten elektrodlar alaşımlandırıldığında; mükemmel bir elektron emisyonu, alaşımsız tungsten elektrodlara göre %25 daha yüksek bir akım şiddeti, uzun ömürlü, düşük sarfiyat gibi başlıca üstünlükler sağlanmaktadır (Balık Çelenk 2006).

Toz metalürjisiyle üretilen parçalara bakıldığında çok yüksek oranda gözenek içeren filtreler gibi fonksiyonel amaçlı parçaların üretimi yanı sıra konstrüksiyon amaçlı yüksek mukavemetli parçalar da üretilmektedir. Tungsten, toz metalürjisi metodunun yüksek sıcaklık ve dayanım gerektiren kompozitlerinin başında gelmektedir.

Modern bir imalat yöntemi olan ve eski Sümerlerin alet ve silah yapımında kullandıkları 'Toz Metalurjisi' ileri teknoloji malzemelerinin üretilmesine çok uygun küçük, karmaşık ve boyutsal hassasiyeti yüksek parçaların seri imalatına son derece uygundur. Malzeme kaybı çok azdır, belirli derecede gözenek ve geçirgenlik elde edilir. Toz metalurjisi metal-seramik tozların üretimi ve bu tozların mekanik ve ısıl etkilerle birleştirilerek parça üretimini amaçlar (Söyler 2007, Özsoy 1996, Erdoğan 2011).

T/M yönteminde malzeme üretim öncesi, tozların hazırlık aşaması çok önem arz etmektedir. Bunlardan bir tanesi yağlayıcıların kullanılmasıdır. Tozların karışımında yağlayıcı kullanılması en önemli nedeni; preslenen toz taneciklerin yüzeyleri ile kalıp yüzeyi arasındaki sürtünmeyi azaltarak malzemeyi kalıptan kolay bir şekilde çıkarmaktır. Yağlayıcılar sinterleme sırasında malzemedan yanarak çıkmaktadır. Çok küçük miktarda ilave edilmeleri yeterli olmaktadır. Preslenen malzeme daha sonra sinterlenmektedir. Sinterleme preslenmiş kompaktların toz taneciklerinin birleştirilmesi işlemidir. Sinterleme, istenilen yoğunluğun ve mekanik dayanımın elde edilmesi için önemli bir aşamadır. Çünkü T/M ile elde edilen parçanın dayanımı ile yoğunluğu doğrudan ilgilidir. Toz metalurjisiyle üretilen parçalarda %100 teorik yoğunluk hedeflenmektedir (Söyler 2007, Erdoğan 2011).

T/M yöntemi, otomotiv başta olmak üzere elektrik-elektronik, tıbbi teçhizat gibi bir çok alanda parça üretimini mümkün kılmaktadır. Otomotiv alanında fren balataları, araba kapı kilitleri, motor starterleri gibi bir çok parçanın yapımında kullanıldığı bilinmektedir (Söyler 2007). Özetle toz metalurjisi ile üretilen ürünler %60'la otomotiv endüstrisi bunu %16 ile büyük ve küçük el aletleri, %8 ile tarım aletleri, %7 ile madeni eşyalar ve %6 ile büro makineleri takip etmektedir (Yılmaz 1999, Stsuy 1993, Erdoğan 2011).

Toz metalurjisi yöntemi ile malzeme üretiminde kullanılan tozlara bakıldığında zaman WC, TiC, SiC, Al₂O₃, AlN gibi seramik tozları ile Fe, Al, Ni, Co, Cu gibi metal tozların sıkça kullanıldığını görmekteyiz. Günümüzde WC esaslı seramik-metal kompozitlerin kalitesi, genel olarak toz metalurjisinde yüksek mukavemet ve sertlik kriterleri ile temsil edilmektedir. Genellikle WC'lü kompozit malzemelerin yüksek dayanım gerektiren yerlerde ve kesici uçlarda kullanıldığı bilinmektedir (Erdoğan 2011).

WC'li seramik-metal kompozit malzemeler üzerinde çeşitli ilaveler ile arzu edilen mekanik özellikleri temin edebilmek için sinterleme rejimleri uygulanmaktadır.

Kesici ve çizici takımlar, iş parçalarının şekillendirilmesinde kullanılan yüksek kaliteli, yüksek boyut hassasiyetli ve çoğu ileri teknoloji ürünü olan malzemelerdir. İşlenecek parçanın özellikleri, kullanılacak kesici takım malzemelerine sınırlandırmalar getirdiği gibi, takımın kullanım şartları da takım malzemesi seçimini büyük çapta etkiler. Takım malzemelerinden istenen ortak özellikler ise sertlik ve sıcak sertlik, aşınma direnci, tokluk ve ekonomiktir. Uygun takım malzemesinin seçimi ile kesici takım-iş parçası malzemeleri arasında sürtünme sonucu oluşan yüksek sıcaklık aşınma mekanizmalarının (difüzyon, oksidasyon vb.) bertaraf edilmesi ile yüksek kesme hızlarına ulaşılır. Böylece takım ömrü ve üretim hızı artırılarak ekonomiklik sağlanır (Erdoğan 2011).

Takım malzemeleri üç ana grupta toplanabilir: Metal esaslı, karbür esaslı ve seramik esaslı takım malzemeler. Günümüzde yaygın olarak kullanılan takım malzemeleri yüksek hız çelikleri ve sement karbürlerdir.

Talaşlı imalat, özellikle çeşitli makine elemanlarının üretiminde yaygın kullanılan bir tekniktir. İş parçaları, çeşitli takımlarla işlendikten sonra, çoğunlukla bir gerilme giderme ısıl işlemi görmüş halde kullanıma arz edilirler. İşleme takımları, işlenecek parçaların özelliklerine göre, farklı malzemelerden (metal, sermet ve seramik) üretilmektedir (Şahin 2003).

Direnç elektrotlarında W+Cu alaşımı kullanılmaktadır. Proje kapsamında temin edilen farklı boyutlardaki tozlardan ve çeşitli sinterleme ortamlarında W+Cu+(X) kompozitleri üretilmiştir. Elde edilen kompozitlerin karakterizasyonu, XRD ve SEM analizleri ile detaylı bir şekilde yapılmıştır. Deneysel çalışmaların son kısmında tungsten esaslı elektrotlara mikro sertlik, elektriksel özellik ve mikro işlenebilirlik testleri uygulanmış ve mikro işleme sonrası numunelerin yüzey pürüzlülüğü 3D profilometre ile

ölçülmüştür. Bu çalışmanın son aşamasında elde edilen veriler değerlendirilerek literatür verileri ile karşılaştırılmıştır.

2. LİTERATÜR BİLGİLERİ

2.1 Güncel Çalışmalar

Shunmugam vd. (1994), %40 WC ve %60 Fe içeren tungsten karbür toz kompakt elektrotları, hafif çelik iş malzemesinin aşınma direncini artırmak için kullanmışlardır (Shunmugam *et al.* 1994).

Samuel and Philip (1997), normal elektriksel boşalma işlemede geleneksel elektrotlar ile toz metalurji ürünü elektrotların performans karşılaştırmasını yapmışlardır (Samuel and Philip 1997).

Li vd. (2001), toz metalurji elektrotlar geleneksel elektrotlara göre farklı olduğunu bulmuşlar ve darbe akımı ve darbe süresi ve bu tür malzeme kaldırma oranı ve elektrot aşınma gibi çıkış parametreleri üzerindeki etkileri değişikliklere daha duyarlı olduğunu saptamışlardır. Çalışmalarında % 15TiC ile elektrotların yüksek bağıl yoğunluk, düşük elektrik direnci ve iyi elektro erozyon işleme performansı, takımda düşük aşınma oranı olduğunu, en iyi yüzey bitirişinin sadece düşük akımda değil, yüksek akımda da sağlandığını göstermiştir (Li *et al.* 2001).

Li vd. (2003), oksit tozu eş azalma sürecini geliştirmek için, yeni bir termo mekanik yöntem yüksek ısı oksidasyonu, kısa süre yüksek enerjili öğütme ve indirgeme yüksek dağılmış W-Cu karma toz üretmek için tasarlamışlardır. Sonuç olarak, öğütme süresinin artmasıyla W-Cu karma toz oksijen içeriğinin azaldığını belirtmişlerdir (Li *et al.* 2003).

Cao vd. (2005), jeneratörün katoduna bağlanmış tungsten tel elektrot kullanarak, tek bir elektrikli boşaltma işleme deşarjı ile tungsten mikro elektrot imalatını bildirmişlerdir (Cao *et al.* 2005).

Zhou and Kwon (2005), tungsten ve bakır (W-Cu) esaslı kompoziti üretirken, yüksek basınç altında sinterlemeye bağlı kompozitte oluşan yoğunlaştırma etkisi, mikro sertlik ve mikroyapı üzerine araştırmalar yapmışlardır. Sinterleme yoğunluğuna tungsten (W) parçacık boyutunun etkisi de incelenmiştir (Zhou and Kwon 2005).

Chen vd. (2008), yarı sinterlenmiş bakır tungsten elektrot ile işleme sonrasında düşük karbonlu çelik (S15C) üzerindeki, elektron probu mikro analiz testinin sonuçlarından bahsetmiştir (Chen *et al.* 2008).

İbrahim vd. (2009), yaptıkları çalışmada genel olarak, Cu ile kaplanmış tungsten tozlardan yapılmış kompozitlerin, elementel tozlardan yapılan kompozitlere göre daha yüksek yoğunluk, sertlik, sıkıştırma gücü ve elektrik iletkenliği sergilediğini belirtmişlerdir (İbrahim *et al.* 2009).

Gaitonde vd. (2010), tungsten-bakır elektrotların geleneksel elektrotlara göre daha pahalı olduğundan dolayı, bu tür malzemelerin tornalamada işlenebilirlik özelliklerini anlamamanın bir ihtiyaç olduğunu düşünmüşler ve bu nedenle, tungsten-bakır elektrotlarında; ilerleme kuvveti, özgül kesme kuvveti, aritmetik ortalama yüzey pürüzlülüğü ve maksimum pik kesme gibi işlenebilirlik özelliklerine kesme şartlarının etkilerini incelemişlerdir. Bunun için K10 karbür kesici takım kullanmışlardır (Gaitonde *et al.* 2010).

Tungsten, titanyum, tantal, molibden, vanadyum ve niyobyum karbürlerin tozları ile kobalt, tungsten, nikel ve demir tozları sinterlenmiş sert metal alaşımların imalinde kullanılan ham maddelerdir. Tungsten esaslı kesici takımlar ile imal edilen sert alaşımlardan, aşınmaya dayanıklı takımlar, kaya delicileri ve şekillendirme kalıpları, madenleri delme aletleri, tel çekme matris ve hammaddeler yapılmaktadır (Bernd 1991).

Toz enjeksiyon kalıplama yöntemi ile WC-10Co bileşiminde sert metal kompozit malzeme üretimi konusunda çalışmışlar devam etmiştir. Genellikle sert metaller, toz metalurjisi yöntemi ile elde edilir. Toz enjeksiyon kalıplama metodu ile sert metal üretiminde dikkate değer çalışmalar son yıllarda devam etmektedir (Gutierrez *et al.* 2001).

Sert metallerin uygulama işlemlerinde, WC-6Co toz bileşiminin enjeksiyon kalıplama yönteminde birçok bağlayıcı sistemlerinin kullanılması işlemleri başarılı olmuştur

(Youseffi *et al.* 2002). WC-%8Co'lu sert metallerin toz enjeksiyon kalıplama yöntemi kullanılarak üretilen tungsten karbürler üzerine araştırmalar yapılmıştır (Baojun *et al.* 2002).

Tabakanın aşınma direncini arttırmak için toza sert partiküller karıştırılmaktadır. Takviyeli toz üretiminde nano boyuttaki partiküller kullanılmaktadır. Mekanik alaşımlamada kullanılan sert partiküller olarak Tungsten ve tungsten esaslı seramik partiküllerinden yararlanılmıştır (Bernd 1991).

Nano boyuttaki WC-Co tozları üzerinde iki farklı sinterleme tekniği kullanan araştırmacılar, WC-Co esaslı kompozit malzemeyi, plazma sinterleme ve sıcak presleme ile sinterlenmiş, yapılar da farklı yoğunluk, mikro yapı, tane boyutu ve sertlik elde etmişlerdir (Sun and Tang 2007).

Agrawal vd. (2000), WC-Co kompozit malzemelerin mikrodalga sinterleme sırasındaki tane büyümesinin kontrolü hakkında araştırma yapmışlardır. İyi bir malzemenin üretilmesinde en büyük etkenin, yapıyı homojen bir şekilde korurken sinterleme sırasında tane büyümesini kontrol etmek olduğunu savunmuşlardır (Agrawal *et al.* 2000).

Çok miktarda karbür tanelerinin sünek bir bağlayıcının içerisine eklenmesiyle sinterlenmiş karbürler oluşur. Kesici ve delici aletlerde önemli bir malzeme olmasının nedeni yüksek sertlik, refrakterlik ve aşınma dayanımına sahip olmasıdır. Eşsiz özelliklerinden dolayı, semente karbür bağlayıcısı olarak kobalt piyasada baskın bir durumdadır (Zhengui *et al.* 1998). Kobalt elementine başarılı bir alternatif olabilecek bağlayıcılar üzerinde oldukça fazla araştırmalar yapılmıştır. Demirin oksitlenme yatkınlığından dolayı, diğer bir B grubu elementi olan nikel ideal bir alternatif olarak düşünölmüştür. Nikel özel uygulamalar haricinde endüstriyel alanlarda da bir kullanıma sahiptir (Voitovich *et al.* 1996, Witmann *et al.* 2002).

Konuyla ilgili yapılan bir çalışmada, Laptev ve çalışma arkadaşları WC-%16Co sistemlerinde sıcak preslenen bir malzemenin porozite ve mikro yapısındaki değişimleri

incelemişlerdir. Yani sıcaklığa bağılı olarak değişen sinterleme karakteristiği üzerinde çalışılmıştır (Laptev *et al.* 2000). Sıcak sinterleme parametrelerinin mekanik özelliklere olan etkisi üzerinde çalışmanın diğer bir bölümünde durulmuştur (Laptev *et al.* 2001).

WC-Co toz karışımları, katı hal sinterleme ile dilatometri alışmaları Haglund ve ekibi tarafından yapılmıştır (Haglund *et al.* 1998). Katı faz sinterlemesinin uygulandığı başka bir çalışmada, WC-Co toz karışımında %10-30 arasındaki Kobalt tozu karışımındaki mikroyapı ve mekanik özellikler incelenmiştir (Favrot *et al.* 1999).

Gillia and Bouvard (2000), sıvı faz sinterlemesinin incelendiği bir çalışmalarında, farklı ısıtma hızlarına bağılı olarak yapıda meydana gelen özellikleri araştırmışlardır. Dilatometre alışmalarını, WC ve Co tozları çeşitli basınç değerlerinde preslenerek üretilen kompozit malzemeler üzerinde yapmışlardır (Gillia and Bouvard 2000).

Lisovsky (1987), ise sinterlenmiş WC-Co ve WC-Ni kompozitlerinin Co ve Ni eriyiği içerisinde etkileşimini incelemişlerdir. Ergime sıcaklıklarının üstündeki sıcaklıklardaki sıvı metalin kimyasal denge sıcaklığında sinterlenmiş karbür taneleri arasındaki gözenekleri doldurduğu gözlenmiştir. WC'l kompozit malzemelerin, Co ve Ni bağlayıcıların yüksek sıcaklıklardaki difüzyon mekanizmasını çalışmıştır (Lisovsky 1987). Suzuki vd. (1980), WC-Co kompozit yapısında oluşan gözenek oluşum mekanizmalarını araştırmışlardır (Suzuki *et al.* 1980).

Bir diğer çalışmada, WC-Co sistemine, karbür fazı ile kısmi yer değiştirme için TiC ve Mo₂C, bağlayıcı faz ile yer değiştirmesi için Ni ve Mo ilaveleri yapılarak sinterlenmiştir. Kompozit malzemelere katılan bu elementlerin mikroyapı ve kırılma tokluğu üzerine etkileri çalışılmıştır (Bhaumik *et al.* 1991).

Colin vd. (1994), WC-Co tozlarının makinelerde, maden takımlarında ve aşınmaya karşı dayanıklı gereçlerin yapımında oldukça geniş bir kullanım alanına sahip olduğunu göstermişlerdir. Kademeli olarak yapıya %10-30 arasında Co ilave edilerek sinterlenmiştir. Numunelerin sinterlenmesi boyunca yapıda oluşan homojenizasyon işlemlerine dikkat çekmişlerdir (Colin *et al.* 1994).

Bir başka çalışmada, sıcak aşınma takım aletleri için WC-Co kompozit sisteminde termal genleşme ve termal iletkenlik katsayılarının önemi vurgulanmıştır. Kompozit malzemelerdeki bağlayıcıların içeriği, karbon miktarı ve WC tozların ölçüsünün mikro yapıya etkileri çalışılmıştır (Shinohara *et al.* 1993).

Subraman ve Schneibel, Fe ve Ni esaslı alaşımlara WC-Co kompozit bağlayıcılar ilave ederek araştırma ve inceleme yapmışlardır. Son yıllarda Fe-Al alaşımlarına WC kompozitleri ile alaşımın %99 oranından daha yüksek yoğunluğa ulaştığını ve mekaniksel özelliklerini iyileştirdiğini görmüşlerdir. Kompozitlerin sağladığı bu üstün yoğunluk ve Ni₃Al/WC tane ara yüzeyi oluşturularak, malzeme yapısının gerilim ve kırılma tokluğu kontrol edilerek iyileştirilmiştir (Subramanian 1997).

2.2 Kaynak Teknolojisi ve Kaynak Elektrodu Tarihçesi

Günümüzden yaklaşık 3500 yıl kadar önce insanlar, iki metal parçasını sıcak veya soğuk halde çekiçleyerek kaynak edip birleştiriyorlardı. Batılı tarihçiler, demirci kaynağı yardımı ile demirin M.Ö. 1400 yıllarında Ön Asya'da yaygın bir şekilde birleştirildiğini yazmaktadırlar. Mısır Firavunları devrinde yapılmış çok orijinal metal işleri üzerinde de, bu tür birleştirmeler ile lehim bağlantılarının izleri görülmektedir. Roma çağında Roma Medeniyeti metal işçiliğine büyük önem verdiği için dolayı metal işçiliği çok gelişmiştir ve bu çağa ait pek çok eser üzerinde de bu tür birleştirmeler görülmektedir (Kenyon 1982, Tülbentçi 1989, Anık 1989, 1991).

Demircinin çekici ile yaptığı kaynak, bütün endüstrileşmiş ülkelerde neredeyse tarihe karışmıştır. Kaynak yönteminin endüstriyel uygulamaları ise, 19. yüzyılın ikinci yarısında başlamıştır. Oksijenin endüstriyel çapta elde edilmesi, özellikle tamir işlerinde oksijenli kaynağının yaygınlaşmasını sağlamıştır. Elektrik arkının 18. yüzyılın son yıllarında Volta tarafından keşfedilmesine rağmen bu enerjinin kaynakta uygulama alanı için 19. yüzyılın son çeyreğini beklemek gerekmiştir (Kenyon 1982, Tülbentçi 1989, Anık 1989, 1991).

El ile yapılan elektrik ark kaynağının tarihçesine göz atıldığında başlangıçta üç ayrı yöntem karşımıza çıkar. Bunların en eskisi 1885 yılında kullanılan Benardos kaynak yöntemidir. Benardos karbon bir elektrod ile iş parçası arasında ark oluşturmuş ve oksitlen kaynağında olduğu gibi bir tel elektrod kullanarak kaynak yapmıştır. Daha sonraları 1889 yılında Zener, geliştirdiği yöntemde, elektrik arkını iki karbon elektrod arasında oluşturmuş ve iki elektrod arasında bulunan manyetik bir bobin yardımı ile arkın parçaya doğru üflenmesini sağlamıştır. Bu yöntemde ayrıca bir kaynak teline gerek vardır. 1889 yılında da Slavianoff, bugünkü elektrik ark kaynağının özünü oluşturan yöntemi geliştirmiştir. Slavianoff yönteminde karbon elektrod yerine çıplak metal bir elektrod ile iş parçası arasında ark oluşturulmakta ve ark sıcaklığında ergiyen elektrod kaynak ağzını doldurmaktadır. Ancak, bu yöntemler ile elde edilen kaynak dikişleri, havadaki oksijen ve azotun olumsuz etkilerinden korunmadığı için, düşük mekanik özelliklere sahip olduğu anlaşılmıştır. İsveçli Oscar Kjelberg'in, 1904 senesinde ilk örtülü elektrodu geliştirmesi sonucunda kaynak banyosunu havanın olumsuz etkilerinden korumak mümkün olabilmıştır. Bu büyük buluş, kaliteli ve güvenceli kaynak bağlantılarının yapılabilmesine olanak sağladığından Birinci Dünya Savaşı'ndan sonra, kaynak tekniği, ilerlemesini sağlamlaştırmış ve tamir yöntemi olmanın yanında, üretim aracı haline de gelmiştir. Bu yıllar özellikle, ark ve gaz kaynağının birbirleri ve diğer birleştirme yöntemleri ile mücadele ettiği yıllardır. Bu iki taraflı mücadeleyi kazanmak çabasıyla zamanla işbirliği doğmuştur (Kenyon 1982, Tülbentçi 1989, Anık 1989, 1991).

Kaynak elektrodu 1907 - 1914 döneminde İsveç'li Oscar Kjellberg tarafından bulunmuştur. Bir tel çubuk etrafına karbonat ve silikatlardan oluşmuş bir tabaka kaplamış ve bunu kurutmuştur. Daha sonra elektrik akım üreticiden elde ettiği elektrik arkı ile kaynak yapmıştır. Bu pratik buluş, bugün de kullanılmakta olan kaynak elektrod çubuğunun en temel şeklidir. Literatürde örtülü Kaynak Elektrodu olarak belirtilir. 1920'ler, 1930'lar ve 1940'larda örtülü elektrotların ve alternatif akımla yapılan kaynağın gelişmeleri ile elektrik ark kaynağı zirvesine doğru tırmanmaya başlamıştır. Örtülü elektrotların geliştirilmesi, elektrik ark kaynağının itibarını arttırmış ve bütün metallerin kaynağı için yeni tekniklerin gelişmesine yol açmıştır. Bilinen yöntemlerin geliştirilmesi ve yeni yöntemlerin bulunması yolunda yapılan araştırmalar, sarf edilen

çabalar sonucu son elli yıl içinde sayılamayacak derecede gelişmeler kaydedilmiştir. İki dünya savaşı arasında kalın sacların, gemi ve tank zırhlarının kaynatılabilmesi için tozaltı yöntemi geliştirilmiştir. İkinci Dünya Savaşı esnasında, uçaklarda kullanılan alüminyum ve magnezyum alaşımlarının kaynağında karşılaşılan sorunlar, TIG (Tungsten Soy Gaz Kaynağı) yönteminin gelişmesine ve yaygınlaşmasına yardımcı olmuştur. Soy gaz koruması altında yapılan TIG kaynak yöntemi ile bugün bütün metal ve alaşımları kaynak yapmak mümkün hale gelmiştir. MIG (Metal Soy Gaz Kaynağı) diye adlandırılan eriyen elektrod ile soygaz altında kaynak yöntemi, birçok alanda TIG yönteminin yerini alarak, işlemin hızlanmasına ve otomatikleşmesine olanak sağlamıştır. MAG (Metal Aktif Gaz Kaynağı) diğer bir deyimle Aktif Gaz altında eriyen elektrod ile kaynak, son yıllarda büyük gelişme göstermiş, az alaşımlı çeliklerin kaynağında diğer yöntemlere karşı büyüyen bir rakip haline gelmiştir (Kenyon 1982, Tülbentçi 1989, Anık 1989, 1991, İnt.Kyn.3).

1950'li yıllarda geliştirilen ilginç bir kaynak yöntemi de, patlayıcı maddeler yardımı ile farklı metal levhaların birbirleri ile birleştirilmesi işlemidir. Her ne kadar patlayıcı maddeler yardımı ile şekil verme teknolojisi ile ilgili patentler 1900 yıllarına kadar uzanmasına karşın bu yöntem yeni uygulama alanına girmektedir. Yine aynı yıllarda geliştirilen bir diğer yöntem de ultrasonik kaynak yöntemidir. Bugün ultrasonik titreşimler yardımı ile ince metal ve termoplastik folyolar, entegre devrelerinin çıkış telleri kolaylıkla kaynatılabilmektedir. Elektro curuf kaynağı 1960'dan bu yana ağır parçaların dik pozisyonda kaynağında uygulanan en yaygın yöntemdir. Bu yöntemin ortaya çıkması sonucu daha ince sacların dik pozisyonda kaynağı için yeni bir yöntem gereksinim duyulmuş ve yapılan çalışmalar sonucu elektro cüruf yönteminin adaptasyonu ile koruyucu gaz altında özlü elektrodlar kullanarak gerçekleştirilen yeni bir yöntem geliştirilmiştir. Bu yöntem ile 15 mm kalınlığa kadar olan parçaları dik pozisyonda hızlı ve emniyetli bir biçimde kaynak yapmak mümkün olmuştur. Kaynak teknolojisinde son yıllarda oldukça yaygınlaşan bir yenilik de sürtünme kaynağıdır. Bu yöntem ilk olarak 1959 yılında Leningrad'da çeşitli işletmelerde ve bazı makine bakım tesislerinde uygulanmaya başlanmıştır. Bugün sürtünme kaynağı çeşitli endüstri dallarında çok geniş bir imalatçı kitlesi tarafından kullanılmaktadır. Gelişmeler, yüzyılın ikinci yarısında da lazer ışın kaynağı ve elektron ışın kaynağının bulunması ile devam

etmiştir. Halen bilim, gelişimi devam ettirmektedir. Robot kaynağı, endüstride yaygın bir yer edinmiştir, yeni kaynak metotları ve kaynak kalite ve özelliklerinin geliştirilmesi, maliyetlerin düşürülmesi için araştırma ve geliştirme çabaları devam etmektedir (Anık *et al.* 1991, Anık 1989, Tülbentçi 1989, Kenyon 1982).

2.3 Kaynak Yöntemleri

2.3.1 Elektrik Ark Kaynağı

Bu yöntemde kaynak yapmak için, kaynak elektrodu (dolgu metali) ve ana malzeme arasında bir güç kaynağı kullanılarak elektrik arkı oluşturulur. Bu yöntemde doğru (DC) veya alternatif (AC) akım çeşitlerinin her ikisi de kullanılabilir. Bu yöntemde kaynak yapılan bölge bazı durumlarda, koruma gazı olarak da bilinen bir gaz ile korunarak elektrik ark kaynağı yapılır (İnt.Kyn.4).

2.3.2 Gazaltı Kaynağı

Kaynak yerinin bir gaz atmosferiyle korunması sonucu yapılan ark kaynağına gazaltı ya da koruyucu gaz kaynağı adı verilir. Başlıca türleri MIG-MAG ve WIG (TIG) gazaltı kaynak teknikleridir. Bu kaynak türünde koruyucu gaz olarak Argon ve Helyum gibi soy gazlar kullanan MIG (İngilizce; Metal Inert Gas) kaynak tekniği ile koruyucu gaz olarak aktif bir gaz olan Karbondioksit kullanan MAG (İngilizce; Metal Active Gas) teknikleri en yoğun olarak kullanılır. Diğerlerine göre nispeten daha az kullanılan WIG tekniğinin diğerlerinden farkı erimeyen Wolfram (Tungsten) elektrod kullanılmasıdır (İnt.Kyn.4).

2.3.3 Oksi-Asetilen Kaynağı

Bu yöntemin en genel kullanım şekli oksî-gaz kaynağıdır (oksi-asetilen kaynağı olarak da bilinir). En eski ve en çok yönlü kaynak yöntemlerinden biridir, fakat son yıllarda endüstriyel uygulamalardaki popülerliği azalmıştır. Hala yaygın olarak, boru ve kanal kaynağında ve tamir işlerinde kullanılmaktadır. Ekipmanı ucuz ve basittir, genelde kaynak alevi (yaklaşık 3100 °C) oksijenle asetilenin yanması sonucu elde edilir. Alev, elektrik arkından daha az güçlü olduğundan, kaynak soğuması daha yavaş olur ve

meydana gelen gerilme ve kaynak çarpılmalarının daha az olabilmesine imkân tanıyabilir, bu nedenle yüksek alaşım çeliklerinin kaynağının yapılması bu yöntemle daha kolaydır. Bu metod, metallerin kesilmesinde de kullanılır (İnt.Kyn.4).

2.3.4 Enerji Işın Kaynakları

Enerji ışın kaynak metotları, yani lazer ışın kaynağı ve elektron ışın kaynağı, oldukça yeni yöntemler olup, yüksek üretim gerektiren uygulamalarda tercih edilir. İki yöntemde oldukça benzerdir, farkları güç kaynaklarından ileri gelmektedir (İnt.Kyn.4).

2.3.5 Katı Hal Kaynak Yöntemleri

İlk bilinen kaynak yöntemi olan dövme yöntemi gibi, modern bazı kaynak yöntemleri de kaynak malzemesi ergimeden gerçekleşir. Katı hal kaynak yöntemi malzemelerin ergime dereceleri altında, dışarıdan uygulanan basınç yardımı ile koruyucu atmosfer ortamında veya koruyucu atmosfer ortamı olmadan, birbirine temas eden aynı ya da farklı özellikli malzemelerin yüzeyleri arasında bağ oluşturarak yapılan birleştirme yöntemleridir. En yaygın yöntemlerden biri olan ultrasonik kaynak, yüksek basınç ve yüksek frekans altında vibrasyon ile termoplastik veya metal malzemeden yapılmış kablo veya ince tabakaların birleştirilmesinde kullanılır. Ekipman ve yöntemler direnç kaynağı ile benzerdir. Burada elektrik akımının yerini, vibrasyon (titreşim) ile sağlanan enerji alır. Bu yöntemde kaynak metallerinin ergimesi yoktur, onun yerine basınç altında yatay olarak uygulanan mekanik vibrasyon vardır (İnt.Kyn.4).

2.3.6 Elektrik Direnç Kaynağı

Direnç kaynağı, bindirilmiş iki levhanın arasındaki ara yüzey boyunca akan bir akımın ısıtma etkisiyle oluşur. Metalden geçen yüksek akım (1000-100.000 A) nedeni ile kaynak bölgesinde küçük bir ergiyik metal havuzu oluşur. Kaynak esnasında malzemeden geçen elektrik akımının meydana getirdiği ısının dışında, herhangi bir ısı tatbik edilmemektedir. Isı kaynak edilecek kısımlarda meydana gelir ve basınç kaynak makinesindeki elektrodlar veya çeneler vasıtasıyla uygulanır. Ergime sıcaklığı düşükse daha iyi kaynak yapılabilir (İnt.Kyn.5).

Elektrik direnç kaynağının avantajları; kaynak işleminin yüksek bir üretim hızıyla gerçekleşmesi, sürekli dikişler elde edilmesi, yöntemin otomasyona elverişli olması, ilave metal veya koruyucu gazla genellikle ihtiyaç olmaması olarak belirtilebilir. Dezavantajları ise; yöntemin kalın parçaların kaynağına elverişli olmaması ve ilk yatırım maliyetinin yüksek olması gösterilebilir (İnt.Kyn.5).

Kaynak işlemlerinde maksimum performans elde etmede elektrot seçimi büyük rol oynamaktadır. Bu nedenle, kaynak yapılacak malzemeye, kaynak tekniğine ve kaynak parametrelerine uygun elektrod seçilmelidir (İnt.Kyn.5).

2.4 Kaynak Elektrodları

Kaynaklı birleştirmenin en önemli elemanlarından birisidir. İki parçanın birleştirilmesinde dolgu metali olarak veya kaynak yapılacak bölgenin ergitilmesi görevini üstlenir. Hem arkı meydana getiren hem de ilave metal olarak kullanılan elektrodlar “Ergiyen Kaynak Elektrodları” olarak sınıflandırılırken, yalnız arkı meydana getirmekte kullanılan elektrotlar “Ergimeyen Kaynak Elektrotları” olarak sınıflandırılmıştır (İnt.Kyn.18).

2.4.1 Ergiyen Kaynak Elektrodları

Bu elektrotlar kaynak yaparken erir ve kaynak ağzını doldururlar. Hem ark meydana getirmede hem de ilave metal olarak kullanılmaktadırlar. Örtülü ve örtüsüz elektrodlar olmak üzere iki guruba ayrılırlar (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1 Örtülü Elektrodlar

Bunlar çıplak tel üzerine doldurma veya presleme suretiyle örtü geçirilmiş elektrotlardır. Elektrot üzerindeki örtünün şu faydaları vardır;

- 1) Koruyucu gaz oluşturur, hava ile teması keser.
- 2) Kaynak üzerinde örtü meydana getirir.
- 3) Kaynağın yavaş soğumasını sağlar.
- 4) Ark kolay tutuşur.
- 5) İlave alaşımlama yapar
- 6) Ergimiş metalin oksidini alır.

Değişik bileşimlere sahip farklı çeşitlerde örtülü elektrotlar bulunmaktadır. Bunlar, rutil tip elektrotlar, bazik tip elektrotlar, selülozik tip elektrotlar, oksidik tip elektrotlar, asidik tip elektrotlar ve özel elektrotlardır (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1.1 Rutil Tip Elektrotlar

Bu elektrotların örtüsünün büyük bir kısmı titanyum-oksit (TiO) ten meydana gelmiştir. Bu iyi bir curuf oluşturma özelliğine sahiptir. Kararlı bir ark oluşturur. Sıçrama kayıpları azdır. Kaynak dikişinin mekanik özelliği yapı çeliği için uygundur. Ama yüksek çekme dayanımları vermez. Çünkü kaynak metalinde 25-30 ml/100 gr gibi yayılmış hidrojen içerir. Bu elektrotlar hem doğru akımda hem de alternatif akımda kullanılırlar. Acemi kaynakçı bile bu elektrotla kaynak yapabilir (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1.2 Bazik Tip Elektrotlar

Bu elektrotun örtüsünde kalsiyum ve diğer toprak alkali metaller bulunur. Bu elektrotlar doğru akımda artı kutuba bağlı olarak kaynak edilirler. Bazı tipleri alternatif akımda da kullanılır. İyi bir aralık doldurma kabiliyetleri vardır. Örtüsünün bileşiminde hidrojen bulunmadığından kaynak dikişinde hidrojen miktarı çok azdır. Mekanik özellikleri bu yüzden daha yüksektir. Sıfır derecenin altındaki şartlarda bile sünek kaynak dikişi sağlarlar. Bazik elektrotların örtüleri nem kapıcı olduğundan kuru yerlerde depolanmalıdırlar (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1.3 Selülozik Tip Elektrotlar

Bu elektrotların örtüsünde yandığı zaman gaz oluşturan organik elementler bulunur. Ağaç ve çamlardaki sıvı madde anlaşılmalıdır. Selülozik elektrotlarla yapılan kaynakta nüfuziyet diğerlerine göre %70 daha fazladır. Fakat yandığı zaman hidrojen gazı çıkarmaları nedeniyle yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında önerilmezler. Boru hatları ve gemi inşaatı kaynaklarında çok kullanılırlar. Cürufları kolay kalkar (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1.4 Oksidik Tip Elektrotlar

Bu elektrodun örtüsünün büyük bir kısmını (%60 Fe₂O₃-Fe₃O₄) demir-oksit teşkil eder.

Kalın örtülüdür. Düz görünüşlü dikişler verir. Yalnızca düşük karbonlu ve alaşımsız çeliklerin kaynağında kullanılır. Hem doğru akımda hem alternatif akımda çalışır. Nüfuziyeti azdır. Aralık doldurma kabiliyeti çok kötüdür. Bu yüzden parçalar birbirine uyumlu olmalıdır. Ancak bu elektrotlarla güzel ve düz görünüşlü dikişler elde edilir (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1.5 Asidik Tip Elektrotlar

Bu tip elektrotların örtüsünde fazla miktarda demir-oksit ve mangan vardır. Katılaşıp cürufunda arı peteğini andıran bir görüntü meydana çıkar. Çabuk akan ve düz dikiş veren bir elektrot tipidir. Hem doğru akım hem de alternatif akımda kaynak yapılır. Aralık doldurma kabiliyeti iyi değildir. Bu yüzden parçaların birbirine uyması gerekir. Derin nüfuziyet temin eden bir elektrot tipidir (İnt.Kyn.18).

2.4.1.1.6 Özel Elektrotlar

Derin nüfuziyet sağlayan elektrotlar olup, bu tip elektrotlarla iki taraftan birer paso çekerek kaynak ağzı açmadan kaynak yapmak mümkündür. Örneğin 4 mm çapındaki bir elektrotla $2 \times 4 + 2 = 10$ mm kalınlığındaki iki sac alın altına kaynak ağzı açmadan kaynak yapılabilir. Bu elektrotların örtüsünün karakteri önceki saydıklarımızdan herhangi birisi olabilir. Kaynağın nüfuziyeti akım şiddetine, iki parça arasındaki aralığa ve ark gerilimine bağlıdır (İnt.Kyn.18).

Demir tozlu elektrotlar, bu tip elektrotların örtüsünün büyük bir kısmı demir tozuyla kaplıdır. Kaynak sonrası eriyen metal tartılsa elektrotun ağırlığından daha fazla ağırlık olduğu görülür. Çünkü örtüdeki demir tozları da kaynak dikişine karışmıştır. Bundan dolayı bu elektrotların ergime randımanı %120'nin üzerindedir (İnt.Kyn.18).

Su altı kaynak elektrotları, su altında kaynak ıslak ve kuru ortamda olmak üzere iki şekilde yapılır. Islak alanda özel elektrot kullanılır. Güç kaynağı yeryüzündedir. Fakat su altına kablolar ve hortumlarla yüzücünün üzerinde taşınır. Doğru akım kullanılır. Emniyet açısından alternatif akım kullanılmaz zira ark oluşturmak zor olur. Bu kaynakta iş parçası artı (+), elektrot (-) kutuba bağlanır (İnt.Kyn.18).

2.4.1.2 Örtüsüz Elektrodlar

Dış yüzeyleri çıplak olup çekme veya haddeleme suretiyle elde edilen tellerden ibarettir. Çıplak ve özlü elektrotlar olarak sınıflandırılmışlardır (İnt.Kyn.18).

2.4.1.2.1 Çıplak Elektrodlar

Bu elektrotlarla kaynak yaparken kaynak banyosunu havanın oksijen ve azotunun kötü etkilerinden korumak mümkün değildir. Azot kaynak dikişinin mukavemet ve sertliğini artırmasına karşılık sürekliliğini düşürür. Oksijen ise dikişin mekanik özelliklerinin kötüleşmesine ve bazı alaşım elemanlarının yanmasına sebep olur. Dolayısıyla böyle bir dikişin şekil değiştirme kabiliyeti çok azdır. Kaynak banyosu çabuk soğuduğundan dikiş gevrek olur ve çentik mukavemeti gayet azdır. En çok dolgu kaynak işlerinde kullanılır, çıplak elektrotların yakılması zor, nüfuziyeti azdır (İnt.Kyn.18).

2.4.1.2.2 Özlü Elektrodlar

Elektrodun çekirdeğinde arkı stabilize eden bazı organik maddelerle doldurulmuş bir özellik bulunur. Özlü elektrotlarla kaynak yapıldığı zaman, havanın kaynak dikişine, tesiri çıplak elektrotlara nazaran daha azdır. Öz maddesinin yanmasıyla meydana gelen gaz atmosferi, kaynak dikişini kısmen örter, kaynağın mekanik mukavemeti de çıplak elektrotlara nazaran daha yüksektir. Kaynak yapılması çıplak elektrotlara nispeten daha kolay, nüfuziyeti daha fazladır (İnt.Kyn.18).

2.4.2 Ergimeyen Kaynak Elektrotları

Ergimeyen elektrotlar ile kaynak işlemi gerçekleştirilirken ark, elektrot ve metal iş parçası arasında gerçekleşir ya da iki elektrot arasında meydana getirilir. Yani ergimeyen elektrotlar kaynak işleminde sadece kaynatılacak parçaların arasında ark oluşumunu sağlayarak parçaların birleştirmesini sağlarlar. Kaynak dolgusu gereken yerlerde ayrıca kaynak teli kullanılır. Ergimeyen kaynak elektrotları karbon ve tungsten elektrotlar olarak iki gruba ayrılırlar (İnt.Kyn.18).

2.4.2.1 Karbon Elektrotlar

Dairesel kesitli ve dışı bakır kaplı olarak yapılan elektrotlar üç çeşittir. Bunlar, amorf, grafit ve elektro-grafit elektrotlardır. Amorf elektrotlar toz halinde kok, grafit ve antrasit kömürlerinin bir yapıştırıcı madde ile birlikte yüksek basınç altında preslenmesiyle elde edilir. Yapıştırıcı madde olarak daha ziyade katran kullanılır. Elektrot presleme işleminden sonra fırında kurutulur. Tamamen dolu amorf çubuklara "homojen karbon" elektrotlar adı verilir. Ayrıca fitilli amorf elektrotlar adı verilen diğer bir çeşit elektrod tipi daha vardır. Bu fitilli çubukların özü su camı ve asit borik olup arkın muntazam ve sakin yanmasını temin eder. Grafit ve elektro-grafit çubuklar yalnız grafit kömüründen imal edilir. Bu elektrotların yapıları daha sıkı, ömürleri amorf elektrotlardan daha uzun, tatbik edilen akım şiddeti daha yüksektir (İnt.Kyn.18).

2.4.2.2 Tungsten Elektrotlar

Tungsten elektrotlar koruyucu gaz atmosferi altında yapılan kaynak usullerinde ve elektrik direnç kaynaklarında kullanılır. İlk zamanlarda saf tungsten elektrotlar kullanılmış, daha sonraları da toryum ve zirkonyumla alaşımlandırılmış elektrotlar geliştirilmiştir. Alaşımlandırılmış tungsten elektrotlar başlıca şu üstünlükleri sağlar;

- Mükemmel bir elektron emisyonu meydana getirir.
- Alaşımlı elektrotları alaşımsızlardan %25 daha yüksek akım şiddeti ile yüklemek mümkündür.
- Isıl alaşımlı elektrotların ömürleri daha uzun, sarfiyatları %50 daha azdır.
- Elektrodun kaynak yerine temas etmesi halinde kaynak banyosunda meydana gelen sıçrama ve buharlaşma saf elektrotlara nisbeten daha azdır (İnt.Kyn.18).

Tungsten elektrot direnç kaynağında da kullanılmaktadır. Güncel çalışmalar ile birlikte tungsten elektrotlar içerisine farklı alaşım elementleri katılarak direnç kaynağında, özellikle otomasyon sistemiyle çalışan robotik endüstrilerde sıkça kullanılmaya başlanmıştır. Tungstenin ergime sıcaklığı (3422 °C) çok yüksek olduğu için içerisine katılan alaşım elementlerinin ergime sıcaklıkları ile arasında çok fazla fark oluşmaktadır. Yani tungstenin diğer alaşım elementleri ile karşılıklı çözünürlüğü çok

düşük olduğundan dolayı çoğunlukla toz metalurjisi ve presleme yöntemiyle üretilebilir (İnt.Kyn.18).

2.5 Toz Metalurjisine Genel Bir Bakış

Toz metalurjisi, mekanik ve fiziko-kimyasal yöntemlerle metal, seramik ve alaşımları toz haline getirmek ve tozlardan basınç ve sıcaklık yardımıyla iş parçası üretmektir. Bu yöntemle toz halindeki saf metaller, karbon, seramik ve plastik malzemeler birbiriyle karıştırıldıktan sonra basınç altında preslenir. Daha sonra preslenen parça partiküllerin temas yüzeyleri arasında kuvvetli bir bağ oluşturmak ve istenilen özellikleri sağlamak amacıyla sinterleme olarak da bilinen, kullanılan metal tozlarının ergime noktası altındaki bir sıcaklıkta yapılan işleme tabi tutulur (Söyler 2007, Erdoğan 2011).

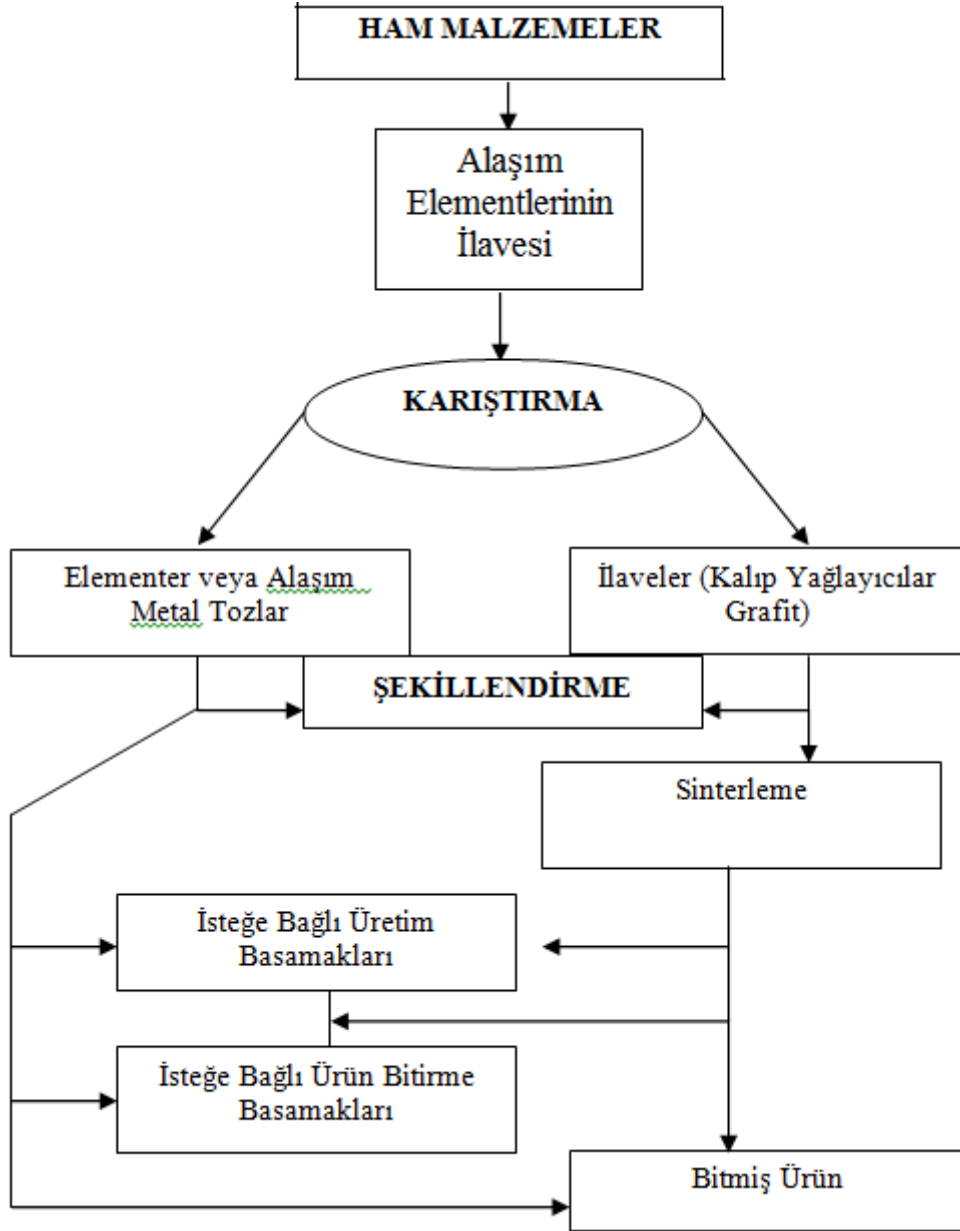
Toz metalurjisi, elementel metal tozların, tam ve/veya ayrı ön alaşımlanmış metal tozların bağlayıcılar ve yağlayıcılarla birlikte harmanlanarak uygun presleme yöntemleri ve sıcaklıklar kullanılarak arzu edilen şekillerde üretilmeleri süreçlerini içeren oldukça kapsamlı ve çok disiplinli bir malzeme üretim yöntemidir. Toz metalurjisinin amacı, mekanik ve fiziko-kimyasal yöntemlerle metal ve metalik alaşımların tozlarını üretmek ve tozlardan ergitmeden basınç ve sıcaklık yardımıyla iş parçası üretmektir (Erdoğan 2011).

Geleneksel toz metalurjisi proseslerini farklı şekillerde modifiye ederek yüksek performanslı ürün elde etmek mümkündür. Bu modifikasyonlardan başlıcası ve en çok kullanılanı ise başlangıç tozlarının uygun seçilmesi veya sinterleme esnasında uygun sinterleme şartlarının oluşturulmasıdır. T/M ürünü demir esaslı parçalarda kullanılan temel toz bileşenleri genellikle bakır, nikel, alüminyum, molibden ve karbondur. Bu tozların farklı veya aynı anda değişik oranda kullanılması mikro yapısal ve mekanik özellikleri değiştirir. Toz metalurjisi prosesleri kullanılarak üretilen tüm yapısal parçalarda %100 teorik yoğunluklara erişilmek istenir. İstenilen bu değerlere ulaşmak başlangıç toz özelliklerine, kullanılan proses parametrelerine ve en çok da kullanılan sinterleme koşullarına bağlıdır. Tüm koşullar ne kadar ideal olursa olsun uygun seçilmeyen sinterleme parametreleri düşük bağıl yoğunluklu parçalar sunar (Güngören 2008, Erdoğan 2011).

Yüksek bağıl yoğunluklu parçaların elde edilmesinde en çok kullanılan sinterleme tekniği sıvı faz sinterleme tekniğidir. Karıştırılan tozlar, üretilmesi istenilen parçanın şeklini verecek şekilde ön şekillendirilir. Ön şekillendirme işlemi oda sıcaklığında tek yönlü, çift yönlü ya da hidrolik preslerde yapılabileceği gibi soğuk ya da sıcak izostatik preslerde de gerçekleştirilebilir. Ön şekillendirme işleminin amaçları ise şunlardır:

1. Sinterleme sonrası oluşacak boyutsal değişimi düşünerek, üretilecek ürün boyutuna en yakın boyuta ulaşmak.
2. Taşıma işlemleri için gerekli olan dayanımı elde etmek (Kayış 2005, Erdoğan 2011).

Toz metalurjisi üretim süreçleri genel anlamda düşünüldüğünde, oldukça geniş bir alanı kapsamaktadır. Sırasıyla: toz hazırlama, presleme ve/veya kalıplama, ön sinterleme, sinterleme, ikincil operasyonlar (ısıl işlem, mekanik işlem) gibi sinterleme sonrası işlemlerdir. Şekil 2.1’de toz metalurjisi prosesleri basamaklar halinde görülmektedir (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).



Şekil 2.1 Toz metalurjisi proseslerinin şematik gösterimi (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).

Toz hazırlama aşamasında atomizasyon, kimyasal, elektro kimyasal ve mekanik yöntemlerle üretilen elementel veya ön alaşımlandırılmış metal tozları, istenilen alaşım biçimine göre homojen bir karışım oluşturacak şekilde değişik karıştırıcılarla karıştırılır. Son yıllarda geliştirilen ve sonuç özellikleri bakımından avantaj sağlayan mekanik alaşımlandırmada toz hazırlama aşamasında değerlendirilir. Yüksek devirli öğütücülerde gerçekleştirilen mekanik alaşımlama sonucunda farklı elementel metallerin tek bir toz tanesinde, kompozit bir yapı oluşturacak şekilde, dağılımı sağlanır

(Güngören 2008, Erdoğan 2011, İnt.Kyn.8).

Toz metalurjisi; saf metal ve alaşım tozları ile seramik esaslı tozların şekillendirilip ısı işlem (sinterleme) ile mukavemetlendirilmesi tekniği olarak tanımlanabilir (Turan 2005, Erdoğan 2011).

Toz metalurjisinin amacı metal ve metal esaslı alaşım tozların ergitmeden, basınç ve sıcaklık yardımıyla dayanıklı cisimler haline getirmektir. Sinterleme denilen bu işlem, ergitmenin yerini tutmakta ve kullanılan metal tozunun ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta gerçekleştirmektir. Günümüzde üretilen çoğu metal tozlarının boyutu 10-500 µm arasındadır (Çiğdem 1996, Anık et al. 1997, Kayış 2005, Erdoğan 2011).

Genel olarak tozun fiziksel ve kimyasal özellikleri elektrolitin konsantrasyonuna, sıcaklığına, sürkilasyon miktarına, akım yoğunluğuna, anot ve katot tipine bağlıdır. Örnek olarak sülfürik asit elektroliti kullanıldığında dentrik yapılı demir tozları elde edilirken nitrat solisyonlu elektrolit kullanıldığında düzenli biçime sahip demir tozları elde edilir (Turan 2005, Anık vd. 1997, Baksan ve Gürler 2006, Erdoğan 2011).

T/M teknolojisinde ilk olarak karışık şekilli parçaların üretilmesi ve sinterlenmesi 19. yüzyılda olmuştur (Gülsoy 1996, Erdoğan 2011). Toz metalurji endüstrisi son yıllarda devamlı sağlam bir büyüme gelişme göstermektedir. Metal tozları ve T/M parçaları otomotiv endüstrisi, ev aletleri, tarım makineleri ve kimya endüstrisinde hemen uygulamaya konulmuştur. Bununla beraber var olan ihtiyaç potansiyeli karşılanamamıştır. Halen üniversite, endüstri işbirliği ile konu araştırılmaktadır (Erdoğan 2011).

T/M teknolojisi, ülkelerin endüstrilerinin gelişmesinde önemli özelliklerden birisidir. Türkiye’de toz metalurjisinin geçmişi 30-35 yıllıktır. Bu konu Türkiye’de yeni gelişmektedir (Turan 2005, Yılmaz 1986, Erdoğan 2011).

T/M teknolojisiyle metallere uygulandığı kadar seramik ve kompozit malzemelere de başarıyla uygulanmaktadır. Son zamanlarda nano kristalin ve hatta amorf toz

malzemelerin şaşırtıcı ve çarpıcı özellikleri daha şimdiden bunların otomobil motor aksamında, çok küçük filtre malzemelerinde kesici takımlarda, süper iletken tellerde ve fiber optik birleştirici parçalarda kullanılan diğer rakip malzemelerin diğer tür tozlardan mamul T/M ürünleri dahil yerini almalarını sağlamıştır. T/M teknolojisiyle üretilmiş parçalar Türkiye’de hemen her endüstri dalında bir uygulama bulabilmiştir (Güngören 2008, Sorahi 1988, Erdoğan 2011).

2.6 Toz Metalurjisi Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları

Diğer imal usullerinde olduğu gibi toz metalürjisinin de belirli avantaj ve dezavantajları vardır. Toz metalurjisi yönteminin ekonomik bir şekilde ve başarıyla uygulanabilmesi için avantaj ve dezavantajların başlangıçta değerlendirilmesi gerekmektedir (Erdoğan 2011).

2.6.1 Toz Metalurjisi Yönteminin Avantajları

T/M yöntemiyle elde edilen boyutsal hassasiyet ve yüzey bitirme kalitesi çoğu ürün veya uygulama alanı için yeterli olduğundan ilave talaşlı işleme gerek yoktur. İstisnai şekilde boyutsal hassasiyet ve yüzey kalitesinin talebi halinde ürünler basma ve boyutlandırma gibi ikincil işleme operasyonlara tabi tutulabilirler (Erdoğan 2011).

Yüksek Üretim Hızları: T/M prosesindeki bütün adımlar basittir ve otomatizasyona uygundur. İş gücü gereksinimi düşüktür, ürün homojenliği ve aynı kalitede tekrar üretilebilirlik oranı diğer yöntemlere göre daha yüksektir (Erdoğan 2011).

Karmaşık (girift) Şekillerin Üretimi: Yukarıda sözü edilen sınırlar dahilinde dişli çark ve kam mili gibi oldukça girift parçalar imal edilebilir. Ekonomik olarak talaşlı işlem ve dökümle şekillendirilemeyen parçalar T/M yöntemiyle üretilebilirler (Erdoğan 2011).

Geniş Bir Kompozisyon Aralığı: metal ve seramikler gibi birbiri içinde çözünmeyen ve farklı karakterdeki malzemeler de bir araya getirilebilir. Katı eriyik veya çözünürlük sınırları aşılarak aşırı doymuş katı çözelti alaşımları veya yüksek alaşımlı malzemeler de elde edilebilir. Düşük ve yüksek alaşımlı veya birbiri içinde çözünmeyen partiküllerden meydana gelen kompozit malzemelerden üretilen parçaların makroskobik

ölçekte (bir iki partikül boyutu mesafelerde) kompozisyonal homojenitesi diğer yöntemlerle üretilenlerden daha yüksektir (Erdoğan 2011).

Özelliklerin Geniş Bir Aralıkta Değişimi: Toz metalürjisiyle üretilen parçaların yoğunluğu ve dolayısıyla içerdikleri gözenek oranı geniş bir aralıkta değişir. Çok yüksek oranda gözenek içeren filtreler gibi fonksiyonel amaçlı parçaların üretimi yanı sıra konstrüksiyon amaçlı yüksek mukavemetli parçalar da üretilebilir (Erdoğan 2011).

Toz ürünlerin titreşim söndürme özellikleri yüksektir. Poroz yapılar döküm işleminde yağlayıcıların daha etkin ve istisnai bir şekilde kullanılmasını sağlamaktadır (Erdoğan 2011).

Sürekli dökümde kalıp başlıkları içerisine yerleştirilen toz plakalar gözenekli oldukları için yağlayıcılar bu gözeneklerden sürekli olarak kalıp-ingot ara yüzeyine sevk edilebilir. Böylece yapışmaya mani olunarak hem ingotların yüzey kalitesi artırılır hem de çalışanlar için son derece tehlikeli olan sıvı metal akıntılarının oluşumu (kanama) önlenir (Erdoğan 2011).

Modern sıcak başlık kalıplarının imalatında bu plakaların kullanılmasının diğer bir nedeni ise plakaların kalıp duvarı boyunca ısı transferini (primer soğuma) önleyerek kalıp içinde primer soğuma ile gerçekleşen katılaşmanın ortadan kaldırılmasıdır. Böylece kalıp içindeki katılaşma kalıp altı su spreyinin etkisiyle gerçekleştirilir ve ingot dökümlerdeki birbirinden farklı karakterdeki yapısal zonların teşekkülü önlenir. Magnetik, aşınma ve diğer özellikler özel bir uygulama alanının gereksinimlerini karşılayacak şekilde kontrollü olarak dizayn edilebilir yani kontrollü fabrikasyonla ürünlere istenilen özellikler kazandırılabilir (Erdoğan 2011).

Hurda miktarının azaltılması veya eliminasyonu: Toz metalürjisi bilinen imal usulleri içerisinde malzeme kaybına sebep olmayan tek yöntemdir. Döküm, talaşlı işlem ve basınçlı şekillendirme operasyonlarında hurda miktarı başlangıçtaki malzeme miktarının yarısına (%50) ulaşmaktadır. Hurda oranı özellikle pahalı malzemelerin şekillendirilmelerinde daha da önem kazanmaktadır. Toz metalürjisi ile bazen toplam

maliyeti arttırmadan daha pahalı malzemeler kullanarak parça imalatı gerçekleştirilebilir (Sarıtaş 1996, Anık vd. 1997, Erdoğan 2011).

2.6.2 Toz Metalurjisi Yönteminin Dezavantajları

Düşük mekanik özellikler: Çoğu kez T/M parçalarının mekanik özellikleri döküm ve dövme ile üretilenlerin özelliklerinden daha düşüktür. Yüksek gerilmelerin söz konusu olduğu uygulama alanlarında bu parçalar kullanılamaz. Bununla birlikte ilave masrafların göze alınması halinde ürünlerin mukavemet değerleri farklı malzeme, alternatif yöntem veya ikincil proses teknikleri kullanımıyla yükseltilebilir (Erdoğan 2011).

Nispeten yüksek kalıp maliyeti: T/M prosesinde yüksek sıcaklık, yüksek basınç ve şiddetli aşınma söz konusu olduğu için kalıplar pahalı malzemelerden ve büyük kütleler halinde yapılmaktadır. Bu nedenle T/M ile üretilen parça sayısı en az 10.000 adet olmalıdır (Erdoğan 2011).

Yüksek malzeme maliyeti: Birim ağırlık esasına göre toz malzemeler dövme ve döküm malzemelerden daha pahalıdır (Erdoğan 2011).

Geometri: T/M prosesi bazı şekillerdeki parçaların üretimi için uygun değildir. Parçalar kalıptan kolay çıkarılabilecek şekillerde olmalıdır. Kalınlık ile çap oranı sınırlıdır. İnce kesitlerin eldesi güç olup parça boyutu pres kapasitelerinin belirlediği sınırlar içinde olmalıdır (Erdoğan 2011).

Parça kesiti boyunca özelliklerin değişim göstermesi: Yoğunluğun parça içinde bir noktadan diğer bir noktaya değişimi özelliklerin de değişimine neden olmaktadır. Bunun ana nedeni parçaların tasarımı yapılırken dizayn kriterlerine riayet edilmemesidir. Üniform olmayan şekillerin T/M ile üretilmesi halinde bu tip problemlerle karşılaşılabilir. Hurda şeklinde malzeme kaybının olmayışı ve talaşlı işlemin eliminasyonu yüksek malzeme maliyetini dengelemektedir. Toz metalurjisi daha çok birim parça başına malzeme maliyetinin yüksek olmadığı küçük parçaların imalatında kullanılır (Sarıtaş 1996, Anık vd. 1997, Erdoğan 2011).

2.7 Toz Metalurjisi Yöntemi ile Malzeme Üretimi

Parçayı oluşturan tozlar ve yağlayıcılar homojen bir karışım elde edilinceye kadar karıştırılırlar. Karışım daha sonra kalıbın içerisine doldurulur ve basınç altında sıkıştırılır, son olarak parçalar sinterlenir. Küresel ve iri bronz tozlarından filtre elemanlarının basınç kullanılmadan üretimi istisnai bir durumdur. Bu işlemde tozlar uygun şekilli kalıp içerisine doldurulur ve kalıpla birlikte sinterlenir. Tozları sıkıştırmanın tek eksenli presleme, haddeleme, ekstrüzyon, enjeksiyon kalıplama, izostatik presleme gibi bir çok metotları vardır. Bu metotların seçimi parça geometrisine ve üretim miktarına bağlıdır (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).

T/M yöntemiyle parça üretim süreci;

1. Tozların hazırlanması,
2. Tozların karıştırılması,
3. Karışımın preslenmesi,
4. Kompaktların sinterlenmesi (Kayış 2005, Erdoğan 2011).

2.7.1 T/M Yönteminde Kullanılacak Tozların Tespiti

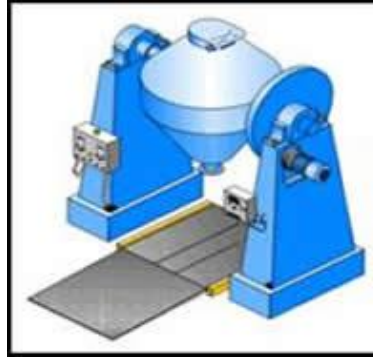
T/M üretim süreçleri göz önüne alındığında, sinterleme aşamasından önce üç temel aşamadan bahsedilebilir. Bunlar sırasıyla: Toz hazırlama, toz karıştırma ve toz presleme aşamalarıdır. Toz hazırlama işlemleri kimyasal, elektrolit, mekanik ve atomizasyon yöntemleri olmak üzere temelde dört tiptir. Bu üretim yöntemleriyle üretilen tozlar farklı özelliklerde olup, bu özellikler ise son ürün özelliklerini direkt olarak etkilemektedir (Erdoğan 2011).

T/M uygulamalarında, genellikle tek bileşenli sistemlerden çok birden fazla sistemden oluşan toz karışımları kullanıldığı ve farklı boyutlarda tozlar söz konusu olduğu için presleme işleminden önce, tozların homojen olarak karıştırılmaları ve harmanlanmaları gerekir. İyi bir homojenizasyon; ürünün sinterleme davranışları ve mukavemet özellikleri başta olmak üzere bir çok özelliklerini etkiler. Homojenizasyonun sağlanması için geliştirilmiş birçok ekipman mevcuttur (Erdoğan 2011).

Karıştırılarak ve harmanlanarak homojen bir karışım haline getirilen tozlar, sinterleme öncesi son aşama olan presleme aşamasında değişik şekillerde preslenirler. Bu aşamada istenilen ürün özelliklerine göre geliştirilmiş değişik presleme prosesleri ve uygulanan baskı kuvvetleri; yaş mukavemet özellikleri, sinterleme davranışları ve ölçü değişimi gibi birçok ürün özelliklerini etkiler (Gülsoy 1996, Erdoğan 2011).

2.7.2 Tozların Hazırlanması ve Karıştırılması

ASTM B23 standartlarına göre “karıştırma” terimi iki ya da daha fazla malzemeden oluşan tozların birbirine karıştırılması anlamına gelir. Metalik tozlar, yağlayıcılar ve isteğe bağlı alaşım elementleri ile homojen bir karışım elde etmek için karıştırılır (Şekil 2.2). Karışım içerisine genellikle %0,5-1,5 arası yağlayıcı eklenir. Metalik stearit ve parafin en çok kullanılan yağlayıcılardır. Yağlayıcı kullanmanın ana amacı, toz kütleleri ile takım yüzeyleri ve kalıp duvarları arasındaki sürtünmeyi azaltmak, tozların sıkıştırma esnasında kaymalarını sağlamaktır. Bunlar parçanın tabanından tavanına kadar düzgün bir yoğunluğun oluşmasına yardımcı olur (Anık *et al.* 1997, Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).



Şekil 2.2 İki Konili Karıştırıcı (İnt.Kyn.9).

Karıştırma işlemine tabi tutulacak olan başlangıç malzemeleri elementel metal tozları, ön alaşımlandırılmış tozlar, yağlayıcılar ve bağlayıcılarıdır. Tozların ön alaşımlandırılmaları toz üretim aşamasında alaşımlandırılmış metalin toz haline getirilmesi veya elementel olarak hazırlanmış metal tozları yüksek devirli değirmenlerde mekanik olarak alaşımlandırılmasıyla gerçekleştirilir. Ön

alaşımlandırılmış tozların kullanılmasının amacı, presleme ve sinterleme sonrası daha homojen bir yapı elde etmektir. Demir esaslı parçaların imalinde ön alaşımlandırılmış tozlar büyük miktarda kullanılır (Gülsoy 1996, Erdoğan 2011).

Nihai ürün kompozisyonu ön alaşımlandırılmış malzeme kullanımı yerine genellikle saf metal ve alaşım elementi ihtiva eden tozların karıştırılmasıyla ayarlanır. Sinterleme sırasında atomlar difüzyonla taşınarak parçaların bütün bölgelerinde homojen bir alaşım elementi dağılımı (kompozisyon) ayarlaması yapılmış, aynı zamanda farklı kompozisyondaki tozların uygun oranlarda karışımı ile de elde edilir. Alaşım (homojen karışım) sinterleme sırasında oluşur; konsantrasyon farklılıklarından kaynaklanan potansiyel kimyasal gradyant, atomların difüzyonu için itici kuvvet oluşturur (Kayış 2005, Erdoğan 2011).

2.7.3 Toz Karışımının Preslenmesi

T/M'de en önemli adımlardan birisi preslemedir. Metal tozlar, özel olarak hazırlanmış çelik kalıp içerisinde basınç etkisiyle kompakt bir hale getirilir. Bu işlem için hidrolik, mekanik veya pnömatik presler kullanılmaktadır. Seri imalatta tozların kalıpta presleme işlemi için eksantrik mekanik presler çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Preslerin uyguladıkları basınç değerleri 70 ila 700 MPa arasındadır ve pratikte kullanılan basınç değerleri ise genellikle 145-450 MPa arasındadır. Preslerin büyük bir kısmının kapasitesi 100 ton civarındadır. Son zamanlarda 200-300 ton kapasiteli presler yapılmıştır ve hatta 3000 tonluk bir pres imal edilmiştir (Erdoğan 2011).

T/M ürünlerinin kesit alanı maksimum 2000 mm²'dir. Ancak yüksek kapasiteli özel preslerin kullanılması halinde bu değer 6500 mm²'ye kadar çıkabilmektedir (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).

Metal tozlarını basınç altında sıkıştırıp daha sonra bu sıkıştırılmış kütleyi sinterlemek suretiyle imali en güç makine parçalarını dahi elde etmek mümkündür. Bu bakımdan istene mekanik özellikleri ve parça şeklini esas alarak preslerin ve presleme kalıplarının kontrükte edilmesini açıklayan, presleme tekniğinin iyi bilinmesi gerekir. Sıkıştırmanın

her safhasında sıkıştırma olayının karakteristikleri ayrı hesaba katılmazsa bu iş hiç şüphesiz sadece kontrüktif çözümlerle bitmiş sayılmaz (Yılmaz 1986, Erdoğan 2011).

Çok yüksek sıkıştırma basınçlarında üç ya da daha fazla parçanın birleşme noktalarında küçük gözenekler bırakacak şekilde küresel deformasyon meydana gelir. Bu durum 1 GPa'lık genişleme ve %95 teorik yoğunluk değerinde başlar. Sıkıştırmanın bu aşaması pratikte çok ender görülür (Erdoğan 2011).

Sıkıştırmadan sonra dış basınç ortadan kalkınca kompakt elastik olarak rahatlayabilecek pozisyona gelir. Bu durum geriye doğru yayılma olarak düşünülebilir. Rijit kalıplarda sıkıştırma boşluğunda kompaktın çıkartılmasına takiben, kompaktın bozulması durumunda elastik rahatlama çok barizdir. Düşük kompaktlama basınçlarında geriye doğru yayılma sıkıştırma basıncının yaklaşık olarak kareköküne doğru orantılı olarak artar. Aynı zamanda partikül sertliği arttıkça benzer olarak geriye doğru yayılma artacaktır (Kayış 2005, Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).

Toz presleme teknikleri: Demir esaslı parçaların preslenmesinde genel olarak, rijit kalıplarda tek yönlü veya çift yönlü presleme, soğuk izostatik presleme (CIP) ve sıcak izostatik presleme (HIP) teknikleri kullanılmaktadır. Bu parçada aranan bir çok özellik, kalıplarda preslemeyle elde edilebilir (Kayış 2005, Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).

Soğuk izostatik presleme: Bu yöntemde basınç aynı anda ve eşit olarak parça (toz) üzerine tatbik edilir. Toz plastik bir kalıba doldurulduktan sonra içinde sıvı (basıncı homojen ileten sıvı) bulunana bir basınç kabına yerleştirilir. Sıvıya uygulanan yüksek basınç aynen homojen olarak lastik içindeki toza aktarılır. Bunun sonucu olarak homojen preslenmiş parçada yoğunluk ve dayanım elde edilir. Bu yöntem daha çok seramik tozların preslenmesinde tercih edilir. Dinamik presleme yöntemlerinde toz sıkıştırma hızı klasik yöntemlere nazaran çok yüksektir (Yılmaz 1999, Erdoğan 2011).

Sıcak presleme: Ergime sıcaklıkları düşük olan metal tozlarının iyi sıkıştırılabilme özellikleri ve yüksek sıcaklıkta sinterleme üzerinde elde edilen deneysel neticeler, ergime sıcaklıkları yüksek metallerin sinterleme ve preslemesinin yüksek sıcaklıkta bir

tek işleme yapılmasını düşündürmüştür. Bu işleme sıcakta presleme ve basınç altında sinterleme denilir (Erdoğan 2011).

Sıcak presleme, sıcak ekstrüzyon ve sıcak dövmeğe göre daha sınırlı uygulanan bir yöntemdir. Özellikle seramik ve sert metal tozlarının preslenmesinde tercih edilir. Bu yöntemde temel sorunlardan biri uygun kalıp malzemesi seçimidir. Kalıp presleme sıcaklığında plastik şekil değiştirmeden yüksek basınca dayanıklı olmalıdır. Ayrıca kalıp malzemesi, preslenen toz ile reaksiyona girmemelidir. Grafit yaygın olarak kullanılan bir kalıp malzemesidir. Berilyum ve semente karbürlerinin sıcak preslenmesinde grafit kalıp malzemesi olarak kullanılır (Yılmaz 1999, Ayaz 2003, Erdoğan 2011).

Preslemede görülen olaylar: Teorik olarak düzlemsel ve temiz iki yüzeyin başlangıçta temasları sağlandığı taktirde bu iki yüzeyin düşük sıcaklıkta birleşmeleri prensip olarak mümkündür. Toz parçacıklarına uygulanan basınç sebebiyle, aşağıdaki olaylar meydana gelir ve parçacıklar birbirilerine kaynar :

1. Basınç nedeniyle, toz parçacıklarının birbirine temas yüzeyleri artar.
2. Basınç tesiri altında bir çok tanenin yüzeyi birbirine sürterek, oksit ve gaz tabakalarının teması ortaya çıkar.
3. Toz taneciklerinin karşılıklı sıkıştırılmaları çok kısa süreli ve bölgesel yükselmelerine sebep olur. Bunun sonucu olarak temas yüzeylerinde atomlar arasında yeni bir organizasyon meydana gelir (atom hareketleri, sıcaklıkta birleşme). Böylece tozlar bir bütün halini alır (Çiğdem 1996, Sorahi 1988, Erdoğan 2011).

2.7.4 Sinterleme

Yüksek bir sıcaklıkta taslak parçaların (ön şekillendirilmiş tozların) ısıtma işlemi sinterleme olarak bilinir. Sinterleme sırasında bir takım olaylar meydana gelir. Bunlar; oksit indirgenmesi, bağlayıcıların kaldırılması veya kimyasal reaksiyondur. Örneğin; demirin sinterlenmesi sırasında, oksit indirgenmesi ve yağlayıcıların dağılımı, karbon kaybı olması ve sıcaklığa bağlı azot çözünebilirliği ile değişmektedir (Söyler 2007, Sorahi 1988, Erdoğan 2011).

Sinterleme birbirine temas eden parçacıkların yüksek sıcaklıklarda birbirine bağlanmasını sağlar. Bu bağlanma ergime sıcaklığının altında katı halde atom hareketleriyle oluşabilir. Fakat pek çok durumda sıvı faz oluşumu ile birlikte gerçekleşir. Mikroyapı ölçeğinde bağlanma, temas eden parçacıklar arasında boyunlaşma ile kendini gösterir. Boyunlaşma, mukavemetin ham mukavemete oranla artmasını ve diğer birçok faydalı özelliğin gelişmesini sağlar. Şekil 2.3'te sinterleme esnasında birbirine temas eden parçacıkların temas ettiği noktada boyun oluşumunun ilk safhası görülmektedir (Erdoğan 2011).



Şekil 2.3 Metal tozunun sinterlenmesi sırasında boyun oluşumunun ilk safhaları (Söyler 2007, Yönetken 2008, Erdoğan 2011).

Sinterleme işlemi, sinterleme atmosferi altında ısı enerjisi verilerek preslenmiş olan toz kompaktların hacimlerinin küçülmesi yani kompaktların büzülmesi işlemidir. Sinterleme işlemi sırasında preslenmiş kompaktlardaki mikro boyuttaki toz tanelerinin toplam yüzey alanı küçülmekte bir başka deyişle toplam yüzey enerjisi düşmektedir. Dolayısıyla preslenmiş kompaktlardaki toplam gözeneklilik azalmakta bunun sonucunda da kompakt yoğunlaşmaktadır. Preslenmiş kompakt hacmindeki toplam yüzey enerjisi kompaktı oluşturan toz taneciklerinin ortalama tane boyutu ile ters orantılıdır. Bundan dolayı daha yüksek toplam yüzey alanına sahip olan daha küçük tane boyutundaki parçacıklar daha yüksek yüzey enerjisine sahiptir ve daha hızlı ya da bir başka deyişle daha kolay sinterlenir. Yani sinterleme için verilmesi gereken toplam enerji daha düşüktür. Ancak yüzey enerjisinin tamamı sinterlemeye harcanmaz. Kristal

yapılı katılarda preslenmiş kompaktların içyapısında tanecikler birbirleri ile temas halindedir. Bu temas noktalarında sinterleme sırasında önce difüzyonla ve daha sonra da sıvı faz oluşumuyla boyun oluşumu ve büyümesi gerçekleşir. Böylece boyun oluşumu ve büyümesiyle yüzey enerjisi azalırken tane sınırı enerjisi artar. Bu fiziksel mekanizma yüzey enerjisinin tane sınırı enerjisinden daha yüksek olduğu sistemler için geçerlidir (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.7).

2.7.4.1 Katı Hal Sinterlemesi

Katı hal sinterlemesi üzerine birçok çalışma yapılmış ve bu sinterleme mekanizması tüm yönleriyle açıklanmıştır. Bu doğrultudaki ilk çalışmalar Tamann (1926), Hedvall ve Helin (1927), Balshin (1936) tarafından yapılmış ve karakterize edilmiştir. Bu çalışmaları Frenkel (1945), Jones (1946), Pines (1946), Hutting (1948), Shaler ve Wulff (1948), Mackenzie ve Shuttleworth (1949), Clar ve White (1950) gibi araştırmacıların 1950'lerden önce yaptıkları çalışmalar takip etmiştir. Partiküller arasında kaynaşma ile ilgili ilk kantitatif modeller Kuczivski (1950) ve Herring (1950) tarafından oluşturulmuştur. Katı hal sinterleme mekanizması üzerine yapılan çalışmalar Thümmel ve Thomma (1967), Exner (1979), Coblenz (1980) ve German (1982) gibi araştırmacıların yaptığı çalışmalarla günümüze kadar devam ede gelmiştir (Gülsoy 1996, Erdoğan 2011).

Klasik katı hal sinterlemesinin aşamaları ;

1. Yapışma: Tozların arasında bağ (boyun) oluşması,
2. Başlangıç: Boyun büyümesi,
3. Ara: Gözeneklerin yuvarlaklaşması ve uzaması,
4. Son: Gözeneklerin küçülmesi (Sarıtaş *et al.* 2007, Erdoğan 2011).

Sinterleme sırasında iki partikül arasında bir boyun oluşur ve büyür. Boyun bölgesinin büyümesi ve bunun sonucu partiküller arası temasın artması bu bölgeye malzeme transferi ile olur. Boyun bölgesinin yoğunlaşması, hacim ve yüzey difüzyonu, plastik akma ile meydana gelir. Kristalin yapılı katılarda dislokasyonların hareketi ile (dislokasyon tırmanması) meydana gelen plastik akmanın taşınımına olan etkisi yüksek

değildir. Sinterlemenin başlangıç aşamasında atomsal taşınım değişik şekillerde meydana gelebilir (Sarıtış vd. 2007, Erdoğan 2011).

2.7.4.2 Sıvı Hal Sinterlemesi

Sıkıştırılan metal tozları, mutlak ergime sıcaklıklarının yarısı üzerindeki sıcaklıklara kadar ısıtıldıklarında sıkı bağ oluştururlar. Sinterleme şekillerinin hepsinde bulunan ortak bir özellik tane yüzey alanında meydana gelen bir azalma ve bunu takiben parça mukavemetinin artmasıdır. Bu durum sinterleme sıcaklığındaki atomik hareketlerin neden olduğu parçacıklar arası bağların oluşumu ile meydana gelir (Yılmaz 1999, Erdoğan 2011).

Sıvı faz sinterlemesi sırasında, sıvı bir faz sinterleme sıcaklığında katı bir toz kümesiyle aynı anda bulunur. Genellikle sıvı faz, sinterleme esnasında parçacıklar arası bağ oluşumunu artırır ve de en önemli avantajı, sinterleme hızına olan katkısıdır. Sıvı fazın oluşturduğu kılcal çekim kuvvetleri partikülleri birbirlerine doğru çeker ve dışarıdan bir basınç olmaksızın hızlı bir yoğunlaşma meydana getirir. Bunun dışında oluşan sıvı faz katı parçacıklar arasındaki sürtünmeyi azaltarak yeniden düzenlenmeyi hızlandırır. Katı partiküllerin kenarları ve köşeleri yüksek kimyasal potansiyele sahip oldukları için sıvı faz içerisinde çözünmekte ve böylelikle partiküller yeniden düzenlenmektedir. Parçacıklar arası bağlanmaya eşlik eden mukavemet, süneklik, iletkenlik, manyetiklik ve korozyon direnci gibi faktörler gözenek yapısında ve parça özelliklerindeki önemli değişikliklerdendir (Kayış 2005, Erdoğan 2011).

Sıvı faz sinterlemesinde karşılaşılan en önemli sorun gereğinden fazla sıvı fazın oluşumu ile birlikte ön şekil verilmiş yapının şeklini muhafaza edememesidir. Sıvı faz sinterlemesinde istenilen özelliklerin elde edilmesi için şu noktalara dikkat edilmelidir:

1. Faz diyagramına göre, sinterleme sıcaklığında katı ve sıvı fazın uzun süre bir arada bulunabileceği bir alaşım noktası, seçilmelidir.
2. Katı fazın sıvı faz içerisinde sınırlı bir çözünürlüğü olmalıdır.
3. Düşük ergime sıcaklığına sahip bir sıvı faz seçilmelidir.
4. Katı tanelerin sıvı faz tarafından iyi ıslatılabilmesi sağlanmalıdır.

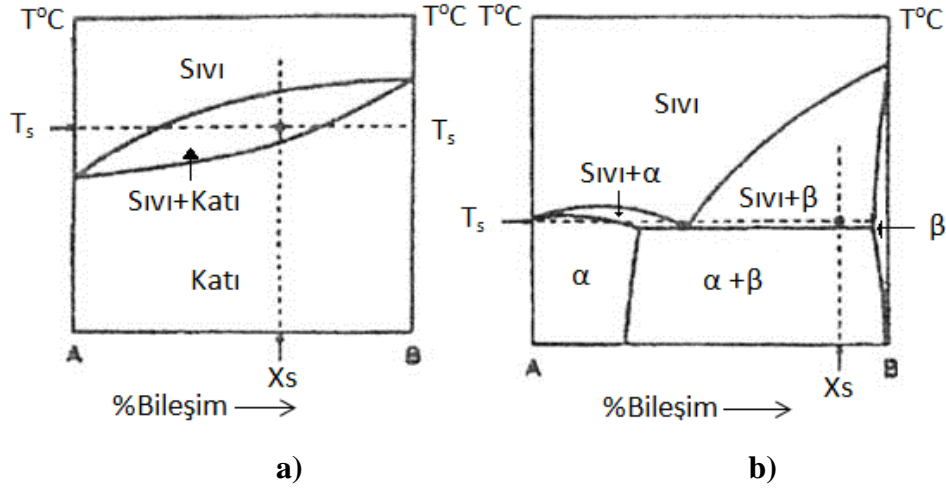
5. Sıvı faz miktarı şekli koruyabilecek kadar az fakat istenilen yoğunluğa ulaşabilecek kadar fazla olmalıdır.
6. Sinterleme sırasında hızlı yoğunlaşmanın gerçekleşebilmesi için partikül boyutu göreceli olarak küçük seçilmelidir (Kayış 2005, Erdoğan 2011).

2.7.4.3 Sürekli Sıvı Faz Sinterlemesi

Sinterleme sırasında yapıda oluşan sıvı fazın süreklilik gösterip, göstermediğine göre de sıvı faz sinterlemesi geçici sıvı faz ya da sürekli sıvı faz sinterlemesi diye sınıflandırılabilir (Kayış 2005). Bu yöntemde sinterleme işleminin yüksek sıcaklık aşamasında iç yapıda sürekli olarak bulunan sıvı faz hızlı yoğunluk artışı ve tane büyümesine neden olur. Başlangıçta katıyı ıslatan sıvının katı parçacıklar üzerine uygulandığı kapiler kuvvetler yardımıyla parçacıkların yeniden düzenlenme ile erişilecek yoğunluk artışı, oluşan sıvı faz miktarına, parçacık büyüklüğüne ve katının sıvı fazda çözünürlüğüne bağlıdır. Sıkıştırılmış kütle içerisindeki gözenek miktarının azalması sıvı faz akışını güçleştirir. Bu nedenle yoğunlaşma hızı giderek azalır. Belirli bir aşamadan sonra çözünürlük ve yayınma daha etkin hale gelerek, çözünme ve tekrar çökme safhasına geçilir. Bu safhada yoğunlaşma ve tane büyümesine katkıda bulunan ostwald olgunlaşması ve tane şekli oluşumunun her ikisi de difüzyon kontrolü işlemleridir. Bu işlemlerin oluşabilmesi için katı fazın sıvı fazda çözünürlüğünün olması gerekir. Alışım oluşumu ile ergime sıcaklığın düşmesi sinterleme özelliğinin iyileştiğinin bir göstergesidir (Sarıtış 1996, Erdoğan 2011).

Sürekli sıvı faz sinterlemesi için uygun iki örnek şekil 2.4'te verilmiştir. Şekil 2.4/a solidüs üstü sinterleme için uygun olan ikili denge diyagramını göstermektedir. Solidüs üstü sinterlemede, ön alaşımli toz solidüs-likidüs sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklıkta sinterlenir. Sinterleme sıcaklığında oluşan sıvı faz miktarı kaldıraç kurallarına göre hesaplanabilir. Eğer katılaşma aralığı geniş ise işlemin kontrolü daha kolay olur. Şekil 2.4/b'de gösterildiği gibi ısıtma sırasında her toz parçacığı içinde sıvı faz oluşur. Bu durum parçacıkların tekrar parçalanmasına sebep olmakta ve karıştırılmış tozlara oranla sıvı faz dağılımı daha homojen olmaktadır. Sıvı oluşumu ile birlikte yoğunluk artışı çok hızlı olmakta ve artan sıvı oranıyla artmaktadır (Sarıtış 1996, Sarıtış vd. 2007, Kayış 2005,

Erdoğan 2011).



Şekil 2.4 Sürekli sıvı faz sinterlemesi için uygun ikili sistemler (Saritaş 1996, Yönetken 2008, Kayış 2005), **a)** Ön alaşımli tozlar, **b)** Karıştırılmış tozlar.

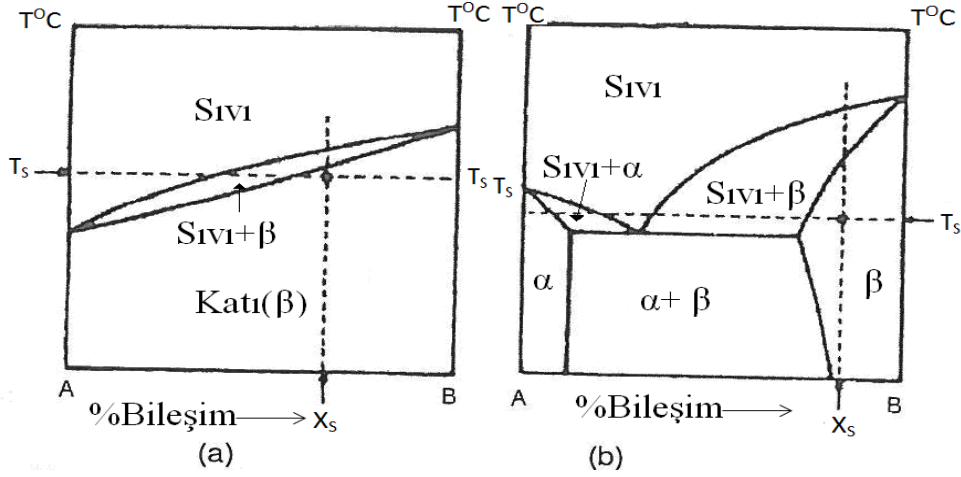
2.7.4.4 Geçici Sıvı Faz Sinterlemesi

Sıvı faz sinterlemenin değişik bir uygulaması da geçici sıvı faz sinterlemesidir. Sinterleme sırasında oluşacak olan denge fazı katı ise sıvı faz difüzyon homojenizasyonu ile katılarak kaybolur. Bu yöntemde sıkıştırılabilirliği yüksek saf element tozları kullanılabilir ve sürekli sıvı faz sinterlemede görülen tane irileşmesi olmaz. Ancak oluşan sıvı faz miktarı bazı işlem parametrelerine bağlı olduğundan bu yöntem sinterleme şartlarına çok duyarlıdır (Saritaş 1996, Erdoğan 2011).

Yüksek ergime sıcaklığına sahip katı faz çözünme oranının yüksek olduğu durumlarda geçerli olduğu bu mekanizmada preslenmiş kompakt sinterleme sıcaklığına çıkartılır, sıvı faz oluşur ve kompakt sinterleme sıcaklığındayken sıvı faz iç yayınlamayla katı ergiyiğe geçerek yok olur. Kompakt sinterleme sıcaklığında bekletirken sürecin sonunda oluşan homojen bir katı ergiyik veya iki ya da daha fazla katı fazdan oluşan heterojen bir alaşım olabilir (Erdoğan 2011).

Sürekli sıvı faz sinterlemesinde görülen tane irileşmesi olmaz. Ancak oluşan sıvı faz miktarı bazı işlem parametrelerine bağlı olduğundan bu yöntem sinterleme şartlarına çok duyarlıdır. Geçici sıvı faz sinterlenmesinin uygulanabilmesi için bileşenlerin birbiri

içinde çözünebilmesi ve son bileşimin tek faz bölgesinde olması gerekir. Geçici sıvı faz sinterlemesi için uygun iki tür denge diyagramı şekil 2.5'te verilmiştir (Erdoğan 2011).

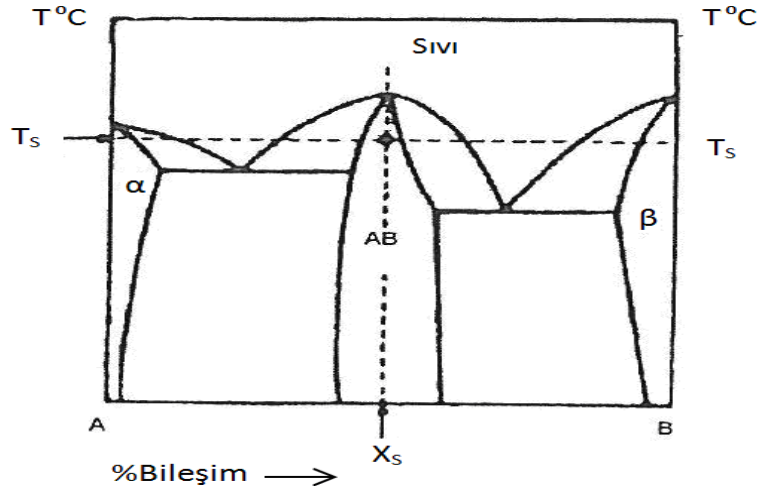


Şekil 2.5 Geçici sıvı faz sinterlemesi için uygun ikili sistemler (Saritaş 1996, Yönetken 2008, Kayış 2005), **a)** Ön alaşımli tozlar, **b)** Karıştırılmış tozlar.

Şekil 2.5'te sinterleme sıcaklığı iki metalin ergime sıcaklıkları arasındadır. Şekil 2.5/b'deki sistemde ise sıvı faz bileşenlerin difüzyonu sonucu oluşan ötektik dönüşüm ile sağlanmaktadır. Sinterleme sıcaklığı, ötektik sıcaklığın üzerinde olup son bileşim tek faz bölgesindedir. Her iki durumda da sıvının katı fazda çözünürlüğü yüksek olup sinterleme süresinde sıvı kaybolmaktadır. Bu özellik sinterleme sıcaklığına ısıtma sırasında şişmeye neden olabilir (Gülsoy 1996, Saritaş 1996, Erdoğan 2011).

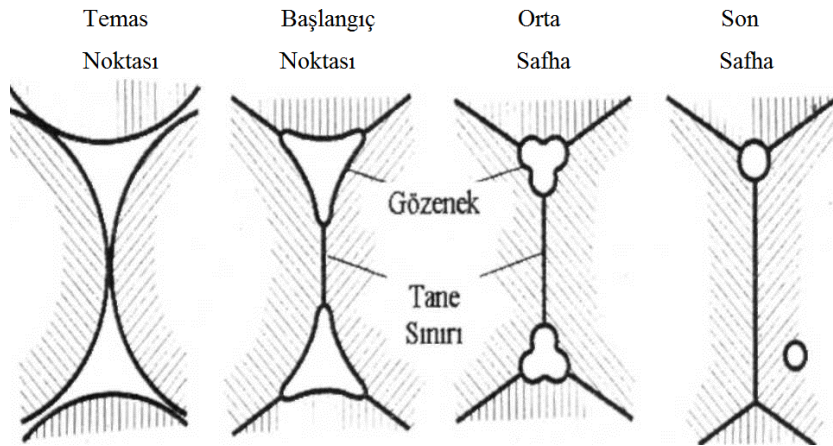
2.7.4.5 Reaksiyonlu Sinterlenme

Geçici sıvı faz sinterlemesine benzer reaksiyonlu sinterleme işlemi şematik olarak şekil 2.6'da gösterilmiştir. Toz karışımı karşılıklı difüzyonla sıvı fazın olduğu sıcaklıkta sinterlenir. Oluşan sıvı faz geçici olup son ürün metaller arası bileşiktir. Bileşenler arasındaki reaksiyon çoğunlukla ekzotermiktir. Sıvı oluşumu ve ekzotermik reaksiyon sonucu ısınma ile birlikte hızlı bir sinterleme gerçekleşir. Reaktif sinterleme için uygun bir sistem şekil 2.6'da gösterilmiştir. Özellikle karşılıklı difüzyon hızlarının farklı olması ve bileşiğin teşekkül ısısının yüksek olması durumunda sinterleme sırasında şişme olur. Gözenek oluşumu söz konusudur. Sıvı akışı ve homojen bir içyapı oluşumu için reaksiyon sıcaklığının ötektik sıcaklığın üzerinde olması gerekir (Erdoğan 2011).



Şekil 2.6 Reaksiyonlu sinterleme için uygun denge diyagramı (Saritaş 1996, Yönetken 2008, Kayış 2005).

Şekil 2.7'de sinterlemenin dört safhası görülmektedir. İlk aşamada karıştırılmış tozlar, ikinci aşamada boyun oluşumunun ilk safhası, üçüncü aşamada boyun oluşumu ile birlikte gözenekliliğin azaldığı görülmekte ve son aşamada da sinterlemenin tamamlanması görülmektedir. Gözenek kanallarının kapanması aşamasında mikro yapıda önemli değişiklikler olur. Malzeme taşınım mekanizmalarının aktif halde çalışması ve boyun büyümesi ile birlikte birbirleriyle bağlantılı gözeneklerin kapanması izole olmuş gözeneklerin oluşmasına neden olur. Gözeneklerin kapanması şekil 2.7'de şematik olarak görülmektedir (Saritaş 1996, Erdoğan 2011).

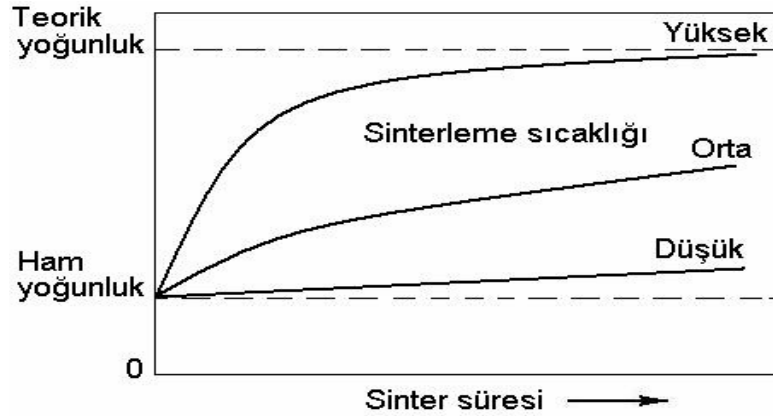


Şekil 2.7 Sinterleme aşamalarının üç küresel model ile şematik gösterimi (Turan 2005, Kayış 2005, Erdoğan 2011).

Kompozit malzemelerde ıslatma: Sıvı metalin, takviye elemanı seramik parçacıkları ıslatmasının zor olduğu bilinmektedir. Matris ve seramik arasında oluşan ara yüzey çok önemlidir. Çünkü metal kompozitlerin deformasyonu süresince yük transferini ve çatlak direncini sağlayan bölgedir. Sıvının bir katı yüzeyinde sıvı katı arasında temas ederek matris ve takviye malzemesi arasındaki etkileşme “ıslatabilirlik” diyebiliriz (Şekil 2.7). Bu etkileşim kimyasal bağlanma şeklinde oluşabilir. Bir elyaf yüzeyinin etkili ıslanması için sıvı reçinenin katı yüzeyinin her tepe ve çukuruna oluşması sağlanmalıdır (Erdoğan 2011).

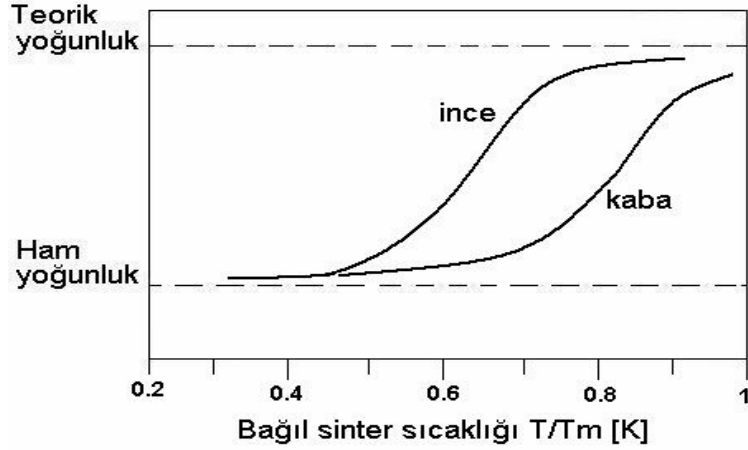
2.7.5 Sinterleme Parametrelerinin Malzeme Özelliklerine Etkisi

Şekil 2.8’de düşük yoğunlukta preslenmiş tozların sinterleme süresi ve sıcaklığının yoğunluğa etkisi gösterilmektedir. Grafikte de görüleceği üzere yüksek sıcaklıklarda bünyesel küçülme sinterleme prosesinin ilk aşamasında gerçekleşmektedir (Erdoğan 2011).



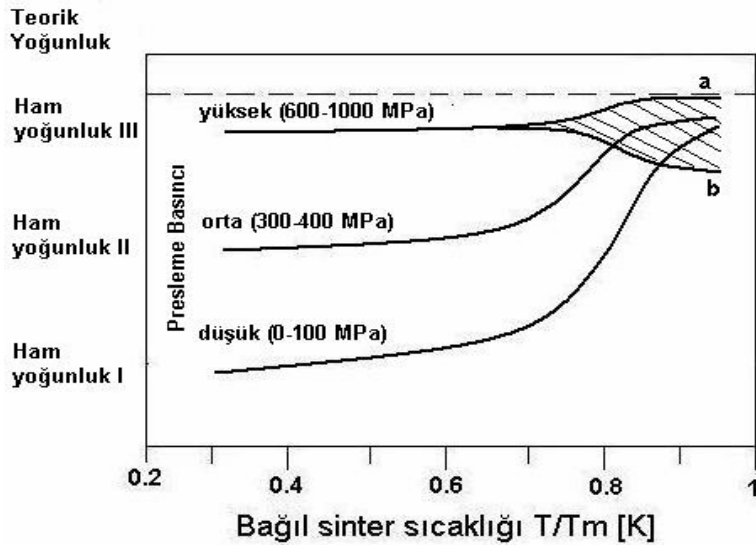
Şekil 2.8 Zamana bağlı olarak değişik sinterleme sıcaklığının toz yapısının yoğunluğa etkisi (Erol 2009, Ersümer 1970, Erdoğan 2011).

Toz boyutunun tozların sinterleme yoğunluğu üzerine etkisi şekil 2.9’da verilmiştir. İnce taneli tozların kaba tanelilere oranla kolay sinterlenebilirliği bu tozların yüksek oranda temas noktası ve yüksek yüzey enerjisine sahip olmaları nedeni ile itici gücün yüksek olmasından kaynaklanmaktadır (Erdoğan 2011).



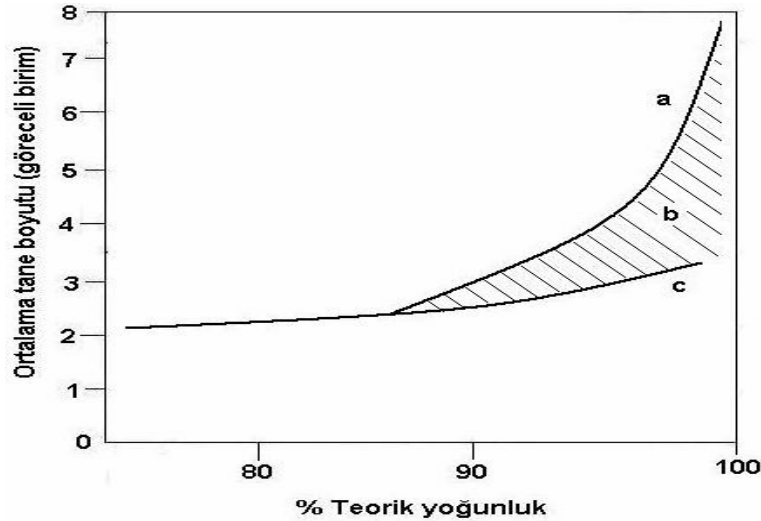
Şekil 2.9 İnce (1-10 µm) ve kaba (50-200 µm) taneli tozlarda sıcaklığa bağlı yoğunluk değişimi (Erol 2009, Ersümer 1970, Li 2006, Erdoğan 2011).

Sinterleme öncesi soğuk presleme basıncının sinter sonrası boyut küçülmesine etkisi Şekil 2.10'da verilmektedir. Yüksek ön presleme işlemine tabi toz numuneler sadece küçük miktarda hacimsel küçülme göstermektedirler. Gümüş ve benzeri tozlarda olduğu üzere yüksek plastik deformasyona müsaade eden çok ince tozlarda çok sıkı kapalı gözeneklerde hapsolan yüksek basınçta gazlar sinterleme ile birlikte hacimsel genişleme gösterebilir (Şekil 2.10/b). Bu ve benzeri durumlarda düşük presleme basıncı kullanılmalıdır (Erdoğan 2011).



Şekil 2.10 Değişik presleme yoğunluğuna sahip toz numunelerinin sıcaklığa bağlı yoğunluk değişimi (Erol 2009, Ersümer 1970, Erdoğan 2011).

Sinterlemede yüksek yoğunluğa ulaşıldıktan sonra genel olarak tane boyutu büyümesi gözlemlenir. Bu durum sinter sonrası yüksek yoğunluk ve ince taneli yapı istenmesi durumunda göz önünde bulundurulmalıdır. Bu durumun sağlanması çoğu zaman zor olmakla birlikte yüksek yoğunluk ve ince taneli yapı malzemenin mekaniksel mukavemetini arttıran bir etki yapar. Dolayısıyla sinterleme prosesi en küçük tane boyutunu ve yüksek yoğunluk verecek şekilde optimize edilmelidir. Sinterleme prosesi en küçük tane boyutunu ve yüksek yoğunluk verecek şekilde optimize edilmelidir. Dayanım diğer bir deyişle gözenek miktarı ve tane boyutuna bağlıdır. Bu durum hem seramik ve hem de metalik parçalar için geçerlidir. Şekil 2.11’de şematik olarak ortalama tane boyutu ve sinterlemenin tane boyutu büyümesini önleyicisi (inhibitör) katılarak veya katılmadan davranışı sergilenmiştir. Sinterlemede düşük yoğunluklarda gözenekler tane büyümesini engellemektedir. Ancak tane büyümesi daha çok boşlukların tamamen kaybolması ve tane sınırlarının artması ile birlikte gözlenmektedir. Bu aşamaya gelmeden önce yardımcı sinterleme elemanlarının (inhibitörler) veya toz üretim süreçlerinden gelen safsızlıklar tane büyümesini önlerler ve yoğunluk artışına yardımcı olurlar. Örneğin MgO eklenerek Al₂O₃’in sinterlenmesi (Erol 2009, Ersümer 1970, Erdoğan 2011).



Şekil 2.11 Sinterleme yoğunluğunun ortalama tane boyutuna etkisi; **a)** İnhibitör eklenmeden, **b)** Kısmen inhibitör eklenmiş, **c)** Yüksek oranda tane büyümesini engelleyici inhibitör eklenmiş (Erol 2009, Ersümer 1970, Erdoğan 2011).

2.8 T/M Yönteminde Kullanılan Sinterleme Teknikleri

Demir esaslı ürünlerin sinterleme işlemi sırasında, sinterlemenin sağlıklı yapılabilmesi için kontrollü atmosfer altında çalışan fırınlara ihtiyaç vardır. Sinterleme işlemi sırasında sinterleme sıcaklığına çıkma hızı, sinterleme sıcaklığında kalma süresi ve bu sıcaklıktan soğuma işlemleri kontrol edilmelidir. Sinterleme esnasında fırın içerisindeki sıcaklık profili ve gaz akışı diğer tüm etkenler kadar önem arz eder. Sinterleme sırasında uygun bir atmosfer seçilmediği takdirde, sinterlenen ürün özellikleri beklenildiği gibi olmayacaktır. Seçilen sinter atmosferine bağlı olarak ürünün mekanik özellikleri (mukavemet, süneklik, sertlik) ve fiziksel özellikleri (boyut, işlenebilirlik) değişecektir. Demir esaslı malzemelerin sinterlemesinde genellikle parçalanmış amonyak, saf hidrojen ve nitrojen atmosferleri fırınlar kullanılır. Kullanılan bu atmosfer içerisinde ekonomik nedenlerden dolayı en çok endotermik ve parçalanmış amonyak atmosferi ile çalışan fırınlar tercih edilmektedir (Yılmaz 1999, Erdoğan 2011).

Sinter fırınlar genellikle ön ısıtma bölgesi (yağlayıcıların uzaklaştırıldığı ısıtma bölgesi), sinter bölgesi (sinterlemenin gerçekleştirildiği bölge) ve soğutma bölgesi olmak üzere üç adet kontrollü bölgeden oluşur (Gülsoy 1996, Erdoğan 2011).

2.8.1 Geleneksel Fırında Sinterleme Tekniği

Sinterlemede kullanılan kontrollü atmosfer seçimi de ürün özellikleri açısından önemlidir. Seçilecek olan atmosfer sinterleme sırasında toz partikülleri arasında oksidasyona yol açmamalıdır (Kayış 2005). Sinterleme, preslenmiş parçaların mukavemet kazandığı bir ısıl işlemdir. En yaygın sinterleme sıcaklığı aralığı demir esaslı alaşımlar için 1100-1150 °C'dir. Bazı durumlar için 1250 °C'ye kadar olan yüksek sinterleme sıcaklıklarına ihtiyaç duyulur. Uygulamaya bağlı olarak sıcaklıktaki bekleme zamanı 10 ile 60 dakika arasında değişir. En yaygın kullanılan fırın çelik-tel örgülü kayışlı fırındır. Çelik-tel örgülü kayışlı fırınların sıcaklıkları en fazla 1150 °C'dir. Daha yüksek sıcaklıklar için yürüyen kiriş veya itmeli fırınlar yaygındır (Erdoğan 2011).

Eğer sinterleme sıcaklığı 1150 °C üzerinde ise sinterleme maliyetleri önemli ölçüde yükselir. Sinterleme fırını içinde oksitlenmeyi önleyen bir atmosfer gereklidir. Kırılmış

amonyak, endo-gaz veya azot-bazlı atmosferler yaygınca kullanılır. Sinterlenmiş parçaların boyut toleranslarının ve mekanik özelliklerinin sağlanması için fırın ortamında kontrollü karbon potansiyeline sahip olmak önemlidir. Sinterleme işlemi yağlayıcıyı alma, sinterleme ve soğutma basamaklarını kapsar. Fırının yağlayıcı alma bölgesinde, yağlayıcı yanar. Sinterleme esnasında bir çok reaksiyon meydana gelir. Başlangıçta, fırın atmosferi tozların yüzeyindeki oksitleri indirger ve birbirleri ile temas halindeki tozlar arasında bağ oluşur. Sinterlemenin ana mekanizmaları yüzey ve hacim difüzyonudur. Difüzyon ile metalin yapışık gövdesi oluşur ve alaşım elementleri demir içerisine yayılırlar. Termodinamik kanunlar ile ifade edilen serbest enerjiyi en aza indiren kuvvet ile gözenek küreselleşmesi meydana gelir ve küçük gözenekler yok olurlar. Sinterlenmiş parçalar fırının soğutma bölgesinde koruyucu atmosfer içinde soğutulur. Özellikle 850-500 °C sıcaklıklar arasındaki soğutma hızı malzeme içerisindeki faz dönüşümlerinden dolayı mekanik özellikleri etkiler. Sinterleme esnasında makul boyut değişimi meydana gelir. Malzemelerin bir çoğu boyutça daralır, fakat alaşım elementleri mesela bakır büyümeye sebep olur. Pres takımlarının tasarımında boyut değişimi miktarı dikkate alınmalıdır (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.8).

Sinterleme genel olarak döner ızgaralı fırınlarda yapılmaktadır. Bunun yanında, vagon ve döner fırın sinterleme yöntemleri de geliştirilmiştir. Bu şekilde yapılacak olan sınıflandırmaya göre sinterleme yöntemlerini hava akımında sinterleme yöntemi ve döner fırında sinterleme yöntemi olarak sıralayabiliriz.

2.8.1.1 Hava Akımında Sinterleme

Yakıtla karıştırılan cevher gevşek olarak ızgara üzerine verilmekte ve üstten ateşlenerek, aşağı doğru emilen hava ile ızgara altına kadar yakılmaktadır. Yakıt+cevher karışımı değiştirilerek, sinterleme sıcaklığı ayarlanabilmektedir. Bu tür bir sinterleme için yakıt+cevher yığınının geçirgen olması şarttır (Erdoğan 2011).

Hava akımında sinterleme türlerinden biri olan vagon sinterlemede, sabit duran ve tabanı ızgaralı sac vagonlara yakıt + cevher karışımı doldurulmakta ve yakılmaktadır. Vagonların yüzeyleri 10-21 m² arasındadır. 21 m²'lik 5 vagonun 24 saatlik kapasitesi 1200-2400 ton sinter arasında değişmektedir. Proses emniyetli ve teknik olarak kolay

uygulanabilmektedir (Erdoğan 2011).

Yine hava akımında sinterleme yöntemlerinden biri olan döner ızgara bant sinterleme yönteminde, yürüyen bir bant vardır. Yakıt + cevher karışımı 12-30 cm kalınlığında bu bant üzerine verilmektedir. Bant hızı 1,2 – 4,2 m/dk arasındadır. Cevher kalınlığı ve bant hızı ayarlanarak sinterlenmenin bant sonuna kadar tamamlanması sağlanmaktadır. Bantlarda 1,3 t/m² saat civarında sinter üretilmektedir. En yaygın sinterleme yöntemidir (Erdoğan 2011).

2.8.1.2 Döner Fırın Sinterleme Yöntemi

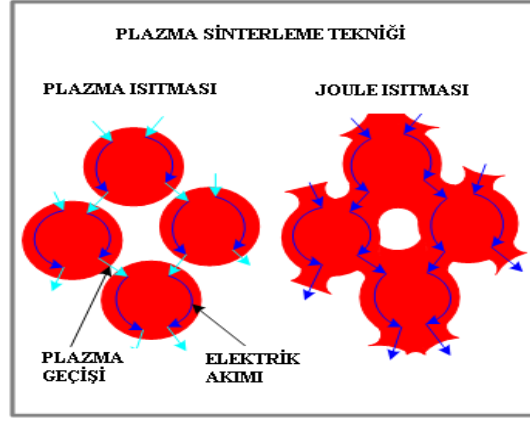
Uzunluğu 30-70 m arasında ve çapı birkaç metre olan döner fırın kullanılmaktadır. Fırın eğiktir (3 derece civarında) ve 0,8-1,5 d/dk hızla dönmektedir. Alt kısımdan yanıcı gaz verilmektedir. Bu suretle sinterlenen malzeme ya başka bir döner fırında veya bantlarda soğutulmaktadır (Erdoğan 2011).

Bunların en büyük mahzurları, sinterlerin fırın gövdesine yapışması ve sık sık temizleme gereğinin ortaya çıkmasıdır. Bunun için devamlı sinter istenmesi halinde iki döner fırın yapılması zorunludur (Erdoğan 2011).

Sinterleme yöntemlerinin sınıflandırılmasında sinterleme işlemi sırasında basınç uygulanıp uygulanmaması durumu da önemlidir. Yüksek yoğunlukta kaliteli parça üretim yöntemlerinin birçoğunda sıcak presleme, sıcak dövme, sıcak ekstrüzyon gibi yöntemler kullanılır. Bütün bu sinterleme işlemleri basınç altında gerçekleşir (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.10, İnt.Kyn.11).

2.8.2 Plazma Sinterleme Tekniği

Plazma sinterleme tekniği; toz metalurjisi yöntemi kullanılarak tek eksen doğrultusunda, doğru elektrik akımı (DC) ve düşük atmosfer basıncı altında gerçekleştirilen yüksek hızlı konsolidasyon işlemidir (Erdoğan 2011).



Şekil 2.12 Plazma sinterleme mekanizması (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.12).

Şekil 2.12’de şekil olarak gösterilen kıvılcım plazma sinterleme mekanizması bilinmemekle birlikte bu işlem adımı doğru elektrik akımlı Sinterleme tekniği olarak bilinir. Doğru elektrik akımlıda kabul gören mekanizma; komşu toz parçacıklarının arasında mikro boşluk arasındaki kıvılcım deşarjına bağlıdır (Erdoğan 2011).

Plazma sinterleme yönteminin avantajları:

1. Hızlı sinterleme işlemi
2. Üniform sinterleme
3. Düşük tane büyümesi
4. Sıkıştırma ve sinterleme aşamasında birleştirilir
5. Bağlayıcı gerekli değildir
6. Daha iyi aktivasyon toz yüzeyleri
7. Farklı malzemeler (Metal, Seramik, Kompozit) üretilebilir
8. Yüksek enerji verimliliği
9. Kolay kullanım (Erdoğan 2011).

Dezavantajları:

1. Basit simetrik şekiller sinterlenebilir
2. Pahalı DC jeneratörü gereklidir (Erdoğan 2011).

2.8.3 Lazer Sinterleme Tekniği

Hızlı prototip üretim yöntemi olarak oldukça yaygın bir kullanım alanına sahip olan ve üretim yöntemi toz malzemenin sinterlenmesi esasına dayanan bir sinterleme yöntemidir. Seçici lazer sinterleme yönteminde model oluşturma, kesit ayırma ve veri hazırlama, S.L.S işlemi, pişirme ve sinterleme aşamaları gerçekleştirilmektedir (Erdoğan 2011).

2.8.3.1 Model Oluşturma

Prototip ve kalıp takım üretimi aşamasında kullanılacak veriler, ürünün bilgisayar ortamında, yüzey veya katı olarak modellenmesiyle oluşturulur. Yüzey modellemede ürünün iç ve dış cidarları boşluksuz olarak tanımlanmalıdır. Katı modellemede ise ürünün bütün noktaları tanımlı olduğundan böyle bir durum söz konusu değildir. Fiziksel olarak mevcut modeller, üç boyutlu tarayıcıdan geçirilerek bilgisayar ortamına aktarılır (Erdoğan 2011).

2.8.3.2 Kesitlere Ayırma ve Veri Hazırlama

Oluşturulan model, yine bilgisayar programı yardımıyla tabaka tabaka kesitlere ayrılır. Tabaka kalınlığı SLS tezgahının kullanılacağı kalınlığa göre ayarlanır. Kesitler genellikle STL (Stereolithography Transfer Language), SLC (Stereolithography Contour), IGES (Initial Graphics Exchange Specifications) gibi veri formatlarından birine dönüştürülerek SLS tezgahına aktarılır (Erdoğan 2011).

2.8.3.3 SLS İşlemi

Toz malzeme, platform üzerine ince bir tabaka halinde serilir. Lazer ünitesinden gelen ışınlar, X-Y eksen kontrollü yansıtıcı yardımıyla yönlendirilerek, modelin taban kesitini, malzeme üzerine işler. Lazer ışınına maruz kalan tozlar termoplastik malzeme yardımıyla birbirine bağlanır. Kesit haricindeki tozlar bağ oluşturmazlar ve ortamda tutularak modele destek görevi yaparlar. İlk tabaka oluştuktan sonra, platform, tabaka kalınlığı kadar (Z eksen) aşağıya iner. Her bir tabaka, lazer ışınına maruz bırakılarak, bir öncekinin üzerine inşa edilir. En üst tabaka inşa edildikten sonra, model haricinde kalan tozlar ortamdaki uzaklaştırılır (Erdoğan 2011).

2.8.3.4 Pişirme ve Sinterleme

Model temizlendikten sonra düşük sıcaklıkta (100°C) fırınlanarak bağ yapısı kuvvetlendirilen prototip, görsel ve fiziksel testler için uygun hale gelir. Metal prototiplere, sinterlendikten sonra düşük erime sıcaklığına sahip metal malzeme emdirilir (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.10, İnt.Kyn.13).

2.8.4 Mikrodalga Sinterleme Tekniği ve Kullanımı

Elektromanyetik radyasyon, boşlukta ya da maddesel ortamda elektrik ve manyetik bileşenleri ile kendiliğinden yayılan dalgaların genel adıdır. Değişen frekanslara sahip dalgaların oluşturduğu elektromanyetik spektrum en yüksek enerjili Gama ve X-ışınlarından başlayarak mor ötesi, görünür ışık, kızılötesi ve mikrodalgalar ile TV ve radyo dalgalarını içerir (Erdoğan 2011).

Birçok doğal ve insan yapımı kaynak tarafından yayılmakta olan tüm bu elektromanyetik dalgalar, her an çevremizde bulunmakta ve hayatımızda önemli bir rol oynamaktadır. Gelişen telekomünikasyon teknolojileri ile radyo frekanslarının kullanımı her geçen gün artmakta, bununla beraber daha düşük frekanslara sahip mikrodalgalar radarlar, hatsız (wireless) bilgi transferi, tıbbi tanı koyma ve araştırma sistemlerini de içeren askeri ve sivil uygulamalarda geniş kullanım alanları bulmaktadır (Erdoğan 2011, İnt.Kyn.14).

Elektromanyetik spektrumun 300 MHz ile 300 GHz frekans aralığında, dalga boyları 1 mm ile 1 m arasında değişen mikrodalgaların madde ile etkileşimi malzeme bilimi açısından oldukça ilginç sonuçlar doğurmaktadır. Söz gelimi, mikrodalga varlığının ya da yayınının istenmediği ortamlarda mikrodalga soğurucu malzemelere ihtiyaç duyulabildiği gibi, kontrollü olarak yaratılan mikrodalgaların malzeme üretim süreçlerinde kullanılabilmesi mümkün olmaktadır. Bu bağlamda, mikrodalga yayınına engelleme amacına yönelik “Radar Soğurucu Malzemeler” (Stealth) ile “Elektromanyetik Paraz Kalkanları” (EMI Shielding Materials) geliştirmek için araştırmalar yapılırken, mikrodalgaların malzeme üretiminde enerji kaynağı olarak kullanıldığı “Mikrodalga Sinterleme” yöntemi üzerine çalışmalar sürmektedir (Erdoğan

2011, Ayaz 2003, İnt.Kyn.15).

Mikrodalga enerjisi; 300 MHz ile 300 GHz aralığında frekansa sahip iyonize olmamış elektromanyetik radyasyondur. Metalik bir levha benzeri aynadan yansıyan mikrodalgalar, dielektrik ara yüzeyde kırılır ve parabolik yansıtıcı ile odaklanır. Mikrodalga enerji belli bir frekansta yüzdeler bir dönüşüm verimiyle elektrik enerjisinden elde edilir. Mikrodalgalar; görünür, ultraviyole gibi elektromanyetik enerji şekillerinden daha yüksek dalga boylarına ve daha düşük enerji miktarına sahiptirler (Yıldız ve Alp 1999, Ayaz 2003, Erdoğan 2011, İnt.Kyn.16).

Mikrodalga enerji; ısıtma, kurutma, liç işlemi, kavurma, ergitme, oksitli minerallerin karbotermik redüksiyonu gibi işlemlerin uygulanmasında kullanılır (Yıldız ve Alp 1999). Seramik malzemelerde ise mikrodalga enerjisi; sentezleme, kurutma, kalsinasyon ve sinterleme gibi işlemler için kullanılır. Endüstriyel işlemler için mikrodalga ısıtma; işlem zamanını azaltması ve düşük enerji maliyetinden dolayı tercih edilmektedir (Sutton 1989, Erdoğan 2011).

Mikrodalga ısıtmada numunenin ısınması iç kısımda sağlandığı için geleneksel ısıtmadan farklıdır. Bu yüzden mikrodalga ile ısıtılan numunenin sıcaklık nüvesi daha yüksektir. Ayrıca sıcaklık üniform olarak dağıldığı için termal gerilmeler numunede azalmaktadır. Mikrodalga ısıtma ile elde edilen termal gradyentler, geleneksel ısıtma ile elde edilen termal gradyentlerin karşıtıdır (Yıldız ve Alp 1999, Erdoğan 2011).

Hızla gelişen iletişim teknolojilerinde mikrodalgaların kullanımı her geçen gün yaygınlaşmakta ve farklı kaynaklardan yayılan dalgaların birbirleriyle ya da çevreyle etkileşimleri giderek büyüyen bir sorun haline gelmektedir. Geniş frekans aralıkları gerektiren çeşitli uygulamaların yüksek performans, çalışma güvenliği ve kararlılık gereksinimleri elektromanyetik dalga soğurucu malzemelerin geliştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Elektromanyetik dalga soğurucu malzemelerin temel görevi elektromanyetik enerjiyi belli bir alanda belli değerle sınırlamak ya da yayılmasını engellemektir (Erdoğan 2011).

Bir malzemenin elektromanyetik dalga soğurucu olarak kullanılabilmesi için elektromanyetik enerjiyi sönümlemesi ya da dağıtması gerekir. Bu da malzeme içerisindeki yüklü parçacıkların transferiyle oluşan ohmik kayıp, moleküler polarizasyon kaybı veya manyetik kutuplaşma kaybıyla olur. Kullanım alanları dikkate alındığında elektromanyetik dalga soğurucu malzemeler; radar absorblayıcı malzemeler (RAM), elektromanyetik eko kalkanları, parazit giderici malzemeler ve yüksek frekanslı iletişim hatlarında kullanılan malzemeler olarak sınıflandırılabilirler (Erdoğan 2011).

Son yıllarda, elektromanyetik dalgaların varlığına karşı malzemeler geliştirmenin yanında, bu enerji kaynağını malzeme üretim teknolojilerine entegre etme çabaları giderek yoğunlaşmaktadır. Günümüzde, seramik malzemeler ve hatta toz metalurji parçalarının üretiminde sağladığı avantajlar nedeni ile elektromanyetik dalgaların kullanıldığı mikrodalga sinterleme yöntemine duyulan ilgi gittikçe artmaktadır. Mikrodalga sinterleme yönteminin konvansiyonel sinterleme yönteminden en büyük farklılığı ısıtma prensibidir. Konvansiyonel sinterlemede ısı transferi konveksiyon ve radyasyon ile sağlanırken, mikrodalga sinterleme yönteminde ısı mikrodalga ile sinterlenecek malzemenin etkileşime girmesi ile ortaya çıkmakta, bu nedenle de hacimsel ve homojen ısınmaya neden olmaktadır. Mikrodalga ile malzemenin etkileşimi iyonik parçaların göçü ve/veya dipolar parçaların rotasyonu ile moleküler harekete sebep olur. Mutfaklarda kullanılan mikrodalga fırınlarda da benzer bir şekilde gıdalarda bulunan su moleküllerinin elektromanyetik dalgalar ile rotasyonu ile ısıtma sağlanmaktadır (Erdoğan 2011).

Sonuç olarak, mikrodalga ile sinterlemede ısı dış kaynaklardan sağlanmak yerine sinterlenen malzemenin içerisinde üretilir ve bu sebeple ters bir ısınma profili gösterir. Enerji transferi prensibiyle ısıtma sağlayan konvansiyonel yöntemlerin aksine, enerji korunumu sebebiyle mikrodalga sinterlemede ısıtma çok hızlı gerçekleşir (Erdoğan 2011, İnt.Kyn15).

2.9 Mikro Frezeleme

100 µm-10 mm meso ölçek, 0,1 µm-100 µm arası mikro ölçek olarak tanımlanmaktadır. Mikro frezeleme bu ölçekler arasında bulunan parçaların işlendiği

alanı kapsamaktadır. Mikro kesme işlemi konvansiyonel kesme işlemi ile büyük benzerlik göstermektedir. İş parçasının yüzeyinden mikro takımlar ile mekanik olarak talaş kaldırılır. Mikro frezelemeyi anlamak için öncelikli olarak geleneksel frezeleme ile arasındaki farkları ortaya koymak gerekmektedir (Dhanorker and Özel 2006, Tütünsatar 2010).

- Mikro frezelemede kesici yarıçapı/talaş kaldırma oranı yüzdesi geleneksel yöntemeye göre daha yüksektir.
- Geleneksel frezelemeye göre hassasiyet μm derecesindedir.
- Geleneksel frezelemeye göre aşınma parametreleri farklıdır. Öngörülmeyen bir şekilde kesme kuvvetlerine bağlı olarak aşınma gerçekleşebilir.
- Mikro frezelemede talaş kaldırma minimum talaş derinliğine bağlıdır. Geleneksel yöntemde her zaman talaş kaldırılabilir.
- Mikro frezelemede kesici uç deplasmanı geleneksel frezelemeye göre çok fazla bir şekilde talaş oluşumunu, yüzey kalitesini ve doğruluğu etkiler.
- Talaş oluşumunun kesici kenar boyutuna göre fazla olması sürtünme kuvvetini artırır (Dhanorker and Özel 2006, Tütünsatar 2010).

2.9.1 Kullanılan Mikro Freze Tezgâhları ve Özellikleri

İmalat sanayisinde iş parçası boyutlarının küçülerek minyatürleşmeye doğru bir eğilim sergilediği görülmektedir. Dolayısı ile mikro kesicilerin kullanımı da yaygın hale gelmektedir. Ancak düşük maliyetli ve verimli bir ekipman kullanımı için standart işleme uygulamalarının dışına çıkmak gerekmektedir. Mevcut konvansiyonel CNC ekipmanları ile küçük çaplı mikro freze uçlarının gerek duyduğu parametreleri sağlayamamaktadır . Mikro frezeleme için bu sınırların ötesine geçmek gerekmektedir. Geleneksel tezgâhlardan daha fazla olacak şekilde makineyi oluşturan parçalar arasında sıkı kalite ilişkisi olmak zorundadır. Konvansiyonel frezeleme benzerliğine rağmen, ebatlardaki önemli küçülme (yaklaşık olarak 1/40) hiç karşılaşılmamış durumların ortaya çıkmasına neden olmuştur. Bu ölçeğin küçülmesi mikro frezenin bazı parametrelerinde de keskin değişikliklere neden olmuştur. Örnek olarak diş başına 10 μm 'den daha az ilerleme, 1–20 μm arası kesme derinliği, 30000 dev/dak'dan fazla iş mili devri ve 0,25 mm'den daha küçük takım çapı gösterilebilir. Bu yüzden frezelerin

kendisi, bu uygulamalar için yüksek hassasiyet gereksinimleri (0,1 μm civarında) göz önüne alınarak tasarlanmalıdır (Lacalle and Lamikiz 2009, Tütünsatar 2010).

Konstrüksiyon ve geometri makinenin genel performansı üzerinde büyük rol oynamaktadır. Sönümlenme, rijitlik, doğruluk, termal kararlılık, iş hacmi ve operatör kullanım kolaylığı mikro freze tezgâh gövdelerini yakından ilgilendiren parametrelerdir. En çok kullanılan iki dikey mikro freze türü olarak Köprü tipi ve C tipi (Şekil 2.13) tasarımlar gösterilebilir (Tütünsatar 2010).



Şekil 2.13 Mikro freze tasarımları (a) Köprü tipi CNC, (b) C tipi CNC (Tütünsatar 2010).

İki tür tasarımın kendilerine göre eksi ve artı yönleri mevcuttur. Dinamik dayanıklılık doğruluğu etkileyen ana faktörlerdendir. C tipi tezgâhlar Köprü tipi tezgâhlara göre daha fazla dinamik dayanıklılığa sahiptirler. Köprü tipi tezgâhlarda X ve Z eksenlerle aynı konsolda birlikte hareket ettiklerinden dolayı dinamik dayanımları düşmektedir. Ancak daha geniş malzeme işleme kapasitesine sahiptir (Tütünsatar 2010).

Okazaki et al. maliyetleri azaltıp, esnekliği artırmak makine takımlarının minyatürize edilmesinde temel motivasyon kaynağı olduğunu söylemiştir. Bununla birlikte mikro makine takımlarındaki doğruluk (hassasiyet) henüz konvansiyonel makineler ile aynı seviyede olmadığını, bunun nedeninin ise imalattaki yeterli rijitliğin, yerden kaynaklanan vibrasyonun ve hassasiyetin olmaması olarak göstermiştir (Okazaki *et al.*

2004, Tütünsatar 2010).

Mikro freze tezgâhlarındaki diğer önemli özelliğın oluşın titreşimleri emerek dışarıya uzaklaştırması olmalıdır. Geleneksel tezgâhlardaki döküm ve çelik konstrüksiyon tek başına mikro freze tezgâhları için yeterli değildir. Çevresel malzeme olarak polimer beton kullanılmak zorundadır. Polimer beton malzemeli döküm, çelikten 10 kat daha fazla titreşim emilimi yapmaktadır. Dinamik ve statik dayanımı daha üst seviyelere çıkmaktadır (Tütünsatar 2010). Şekil 2.14'te piyasa rekabet şartlarına göre üretilmiş olan mikro freze tezgâhları gösterilmektedir.



Şekil 2.14 Ticari kulvarda kullanılan mikro freze tezgâhları (Tütünsatar 2010).

Geleneksel CNC tezgâhlarda kesici çaplarının büyük olmasından dolayı oluşın kesme kuvvetleri de büyüktür. Bu nedenle düşük devirlerde çalışılan ortamlarda yüksek torka ihtiyaç vardır. Mikro frezelemede ise daha az kesme kuvveti gerekirken, daha yüksek iş mili devrine ihtiyaç duyulmaktadır. Takım boyutuna göre rulmanlardaki ısıl genleşmeler ancak 60000 dev/dak iş mili devrine kadar müsaade etmektedir. Daha küçük mikro kesicilerin kesme hızını yakalayabilmek için daha yüksek devirlere ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durumda hava türbinli rulmanlar kullanılarak iş mili devri yükseltilmektedir (Rooks 2004, Tütünsatar 2010). Şekil 2.15'te hava takviyeli bir takım tutucu görünmektedir.



Şekil 2.15 Pnömatik destekli anahtarsız mandren tutuculu iş mili (Tütünsatar 2010).

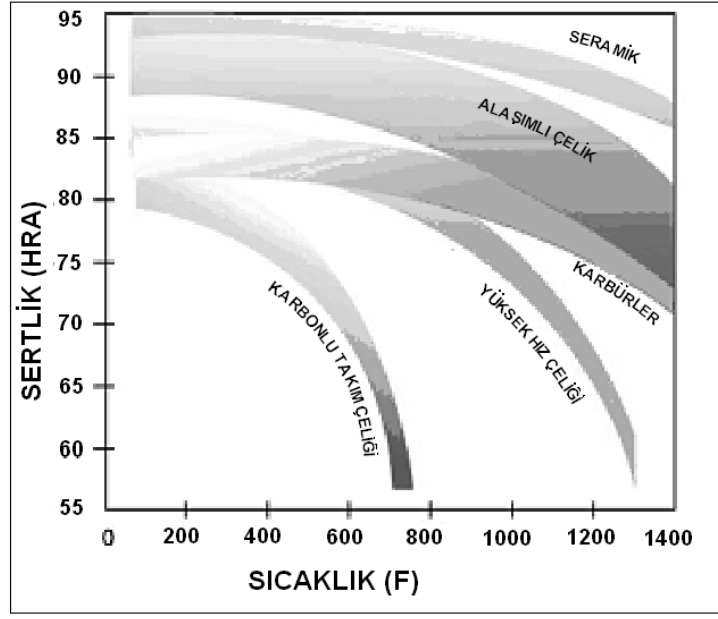
Mikro frezelemede takım değişirme ve sıfırlama, freze uçlarının küçük olmasından dolayı hassasiyet gerektirir. Bu nedenle takım değişirme robot kollarla yapıldıktan sonra sıfırlama lazer optik gözlerle gerçekleştirilmektedir (Tütünsatar 2010).

Mikro frezelemede takım yolları kompleks ve bilgi blokları binlerce satırdan oluşabilmektedir. Bu nedenle bilgi akışının ve hareket kontrolünün kesintiye uğramaması gerekmektedir. Ayrıca ölçü hassasiyeti önem arz ettiğinden tezgâhın bulunduğu alanın nem ve sıcaklık değerleri sabit tutulmalıdır (Tütünsatar 2010).

2.9.2 Kullanılan Kesici Takımlar ve Özellikleri

2.9.2.1 Kesici Takım Malzemesi

Yüksek hassasiyetli makinelerde genellikle iki tip malzemeden üretilen kesici takım kullanılır. Bunlardan birisi elmas kesicilerdir. Ancak, demir içeren materyalleri işlemede elmas kesicilerin yetenekleri sınırlıdır. Demir ve elmas arasındaki yüksek kimyasal ilgi yüksek aşınma sebebidir. Kullanım alanı demir olmayan elementleri işleme ile sınırlı olmasından dolayı mikro kesici uçlar genel olarak WC'den imal edilir ki bu takımlar sert ve sağlam oldukları için yüksek sıcaklıklarda (Şekil 2.16) çalışabilme özelliğine sahiptirler (Kalpakjian and Schmid 2002, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.16 Takım malzemelerinin sıcaklığa bağlı sertliklerinin değişimi (Chae *et al.* 2006, Tütünsatar 2010).

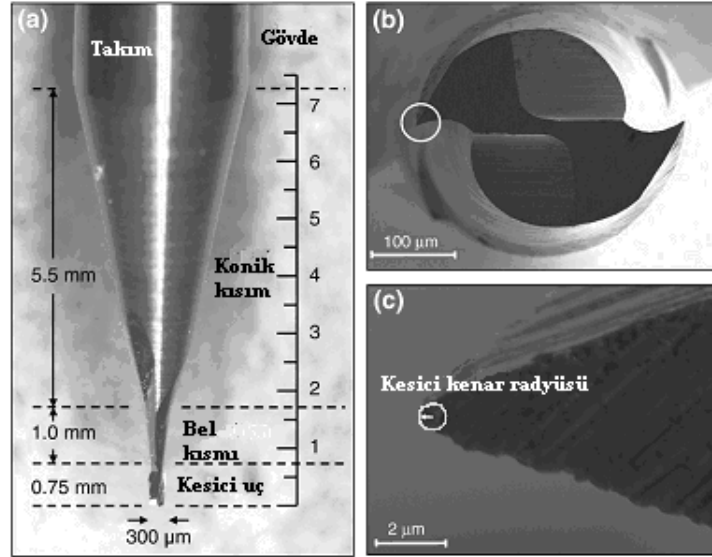
Sert maden uçlar, sıcaklığa dayanıklı takım malzemesi olup sert karbür parçacıkları ve sünek metallere birleşmesiyle üretilir. Bu malzemeler, ilk olarak 1920’li yıllarda Almanya’da elmas kullanımının pahalı olmasından dolayı ve yeterli aşınma dirençli kalıp malzemesi üretmek amacıyla geliştirilmiştir. Önce WC ile kobalt bağlayıcı kullanılarak üretilmiştir. Fakat birçok hatalara sahip kaba bir yapı gözlenerek kesici takım ve kalıp malzemesi olarak tatmin edici bulunmamıştır. 1923 yılında Fransa’da toz metalürjisi tekniği ile ince WC tozlarla az miktarda demir, nikel veya kobalt tozları karıştırılarak preslenmiştir. Sonra yaklaşık 1300°C’de sinterlenmiştir. O zamandan beri WC-Co esaslı karbür malzemeler, farklı malzemeler ve kesme operasyonları için değişik tipleri olan karbürler geliştirilmiştir. Karbür, üretiminin yaklaşık %50 talaş kaldırma işlemlerinde kullanılmaktadır. Bu malzemeler “sinterlenmiş karbür” olarak da adlandırılır. Bunlar iyi aşınma direnci gösterdiklerinden 40 m/dak’dan 350 m/dak kesme hızına kadar sertliğini ve kesiciliğini kaybetmeden etkili şekilde kullanılabilir (Tütünsatar 2010).

2.9.2.2 Kesici Takım Geometrisi

Mikro frezelemede kullanılan kesici takımlarının boyutları, mikro parçalarından talaş

kaldırma hacmini ve hassasiyetlerinin sınırlarını belirler. Daha küçük takımlar, boyutlarına göre daha az ısıl genişlemeye maruz kaldıkları için birçok avantajı beraberinde getirmektedir. Takımlar kısa olması nedeniyle daha yüksek statik rijitliğe, daha yüksek dinamik stabiliteye ve üretimde daha az miktarda materyal ile kullanıldığı için daha düşük maliyete sahiptirler (Cox *et al.* 2004, Tütünsatar 2010).

Mikro frezeleme ilk kullanılmaya başlanıldığı zamanlarda ve sonrasında çeşitli mikro takımlar üretilmiştir. Bunların bazıları araştırma için, bazıları ise ticari anlamda kullanıma sunulmuştur. Günümüzde mikro frezeleme uygulamalarında iki ağızlı ve helis açılı WC freze uçları (şekil 2.17) kullanılmaktadır. Ancak Schaller (1999), kesici takım çapının 50 mm'den daha küçük olması durumunda, rijitliklerini korumaları ve üretim tekniği sınırlarını düşürmek için, sıfır helis açılına sahip olması gerektiğini söylemiştir (Chae *et al.* 2006). Heaney vd. (2008), araştırmalarında 0,3 mm çaplı elmas kaplı WC freze ucu kullanmışlardır. SEM aracılığı ile çekilen fotoğraflarda kesici takıma ait geometri detayları verilmiştir (şekil 2.17). Kesici uç radüsü üretimde çok kontrol edilememesine rağmen kesmeye etkileri araştırılmak üzere fotoğraflarda yaklaşık olarak ölçüldüğü görülüyor (Heaney *et al.* 2008, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.17 Mikro freze ucu geometrisi (Heaney *et al.* 2008, Tütünsatar 2010).

Araştırma amaçlı birçok mikro takım imal edilmiştir. Onikura vd. (2000), takımdaki

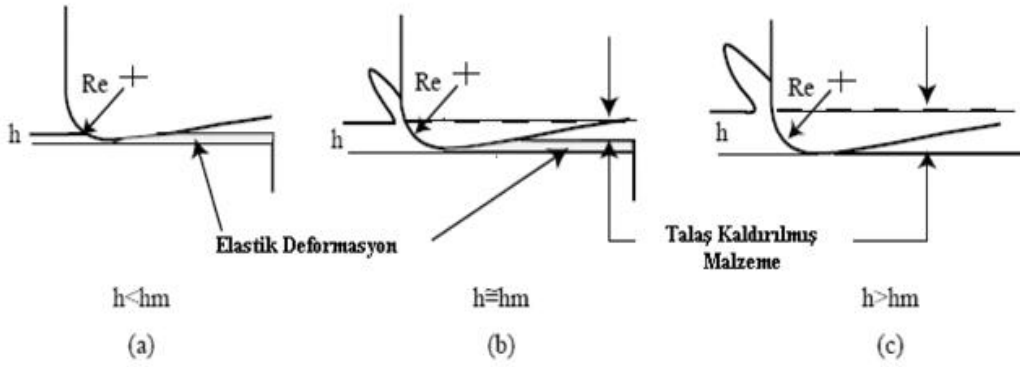
aşındırma gücünü azaltmak için ultrasonik vibrasyonlu öğütme tekniğini kullanarak 11 µm çapında bir mikro-karbür takım imal etmişlerdir. Araştırmacılar Sandia laboratuvarlarında 25 µm çapında, beş kesici köşesi bulunan WC uçlu bir takımı iyon demeti yöntemi ile imal etmişlerdir (Onikura et al. 2000, Tütünsatar 2010).

Schaller (1999), elmas taşlama diski kullanarak WC mikro takım imal etmiştir. Bu takımlar üzerinde tek köşe bulunan çakılardı ve ölçüleri ise 35-120 µm arasında değişmekteydi (Schaller 1999). Fang (2005), sonlu elemanlar metodu ve doğrulanmış deneysel tahminleri kullanarak, çeşitli şekillerde (üçgen ve yarım daire) mikro karbür takımları üzerine araştırma yapmıştır (Fang 2005). Elde edilen bulgular, yarım daire şekilli takımlar üçgen veya konvansiyonel iki kanallı takımlardan daha iyi olduğunu göstermiştir. Üretilen takımların üzerinde sıfır helis açısı bulunduğu ve takım üzerinde talaş boşaltma kanalı olmadığından elde edilen yüzey kalitesi ise düşük olmuştur (Chae *et al.* 2006, Tütünsatar 2010).

2.9.3 Mikro Frezelemede Talaşın Oluşumu ve Minimum Talaş Derinliği

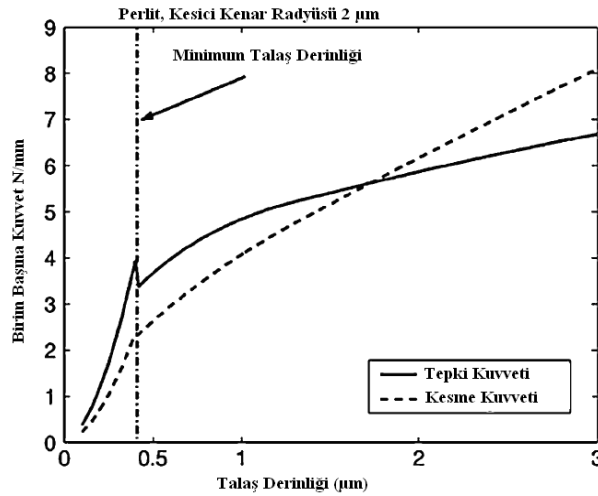
Talaş oluşumu genellikle doğrusal olmayan dinamik bir süreçtir. Mikro frezelemede geleneksel frezelemeden farklı olarak kesme derinliği kritik talaş oluşumunun altına indiğinde, kesme gerçekleşmeyebilir. Bunun yerine iş parçası elastik olarak deformasyona uğrar (Kim 1995, Tütünsatar 2010).

Minimum talaş derinliği kavramı şekil 2.18'da açıklanmıştır. Hm, minimum talaş derinliği, h gerçekte verilmek istenen talaş derinliği ve Re takım uç yarıçapı olarak tanımlanmıştır. “h” değeri kritik talaş derinliğini geçmediği zamanlarda malzeme üzerinde elastik deformasyon gerçekleşir (şekil 2.18-a). Talaş derinliği kritik seviyenin üstüne çıktıkça talaş oluşumu artar. Ancak deformasyon azda olsa devam eder (Şekil 2.18-b). Talaş derinliği kritik seviyenin üstüne çıktıktan sonra en verimli talaş kaldırma gerçekleşir (Şekil 2.18-c), (Chae *et al.* 2006, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.18 Mikro frezelemede minimum talaş derinliği (Chae *et al.* 2006).

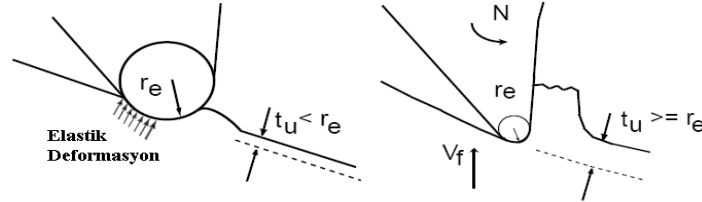
Minimum talaş derinliğini tespit etmek amacı ile yapılan deneylerde kesme kuvvetleri ölçülmüş. Kesme kuvvetindeki ani sapma ve normalleşmenin başladığı noktada kritik talaş seviyesinin tahmini yoluna gidilmiştir (şekil 2.19).



Şekil 2.19 Perlit malzemede kesme kuvvetleri ile minimum talaş derinliğinin tespiti (Chae *et al.* 2006, Tütünsatar 2010).

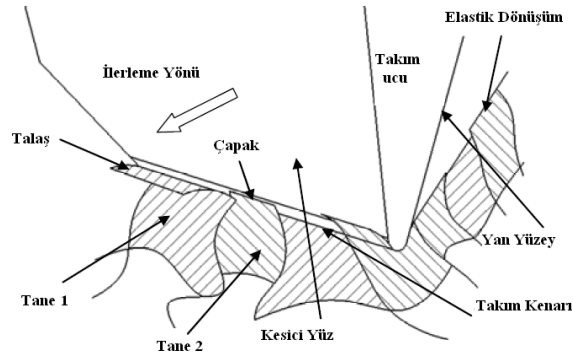
Özel vd. (2007), yaptıkları araştırmada sonlu elemanlar yöntemi ile talaş oluşumunu incelemiştir. Minimum talaş derinliğinin direkt olarak takım uç yarıçapı ile bağlantılı olduğunu tespit etmişlerdir. Şekil 2.20'de talaşın oluşumu için talaş derinliği ile uç radüsü arasındaki bağıntı gösteriliyor. Şekilde "N" iş mili dönüş yolu, "Vf" kesme kuvveti, "re" kesici uç yarıçapı ve "tu" talaş derinliği olarak tanımlanmıştır. Talaş derinliği uç yarıçapında küçük olduğu zamanlarda malzeme üzerinde elastik

deformasyon gerçekleşiyor. Bu durumda talaş oluşumu gerçekleşmiyor. Talaş derinliği uç yarıçapını geçtiği anda talaş oluşumu başlıyor. İşte bu nokta minimum talaş derinliği veya kritik talaş derinliği olarak isimlendirilmektedir (Özel *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.20 Kesici uç yarıçapının minimum talaş derinliğine etkisi (Özel *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).

Wang vd. (2007), çalışmalarında malzeme tane yapısının mikro kesmeye olan etkilerini araştırmışlardır. Sonuç olarak malzemenin tane yapısının talaşın oluşumunu doğrudan etkilediğini tespit etmiştir. Büyük ve kompleks tane yapıları malzemelerde kesmenin zorlaştığını belirtmişlerdir. Şekil 2.21’de kesme işlemi ve mikroyapıdaki etkileri gösterilmiştir (Wang *et al.* 2007).



Şekil 2.21 Bölgesel kesme (Wang *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).

2.9.4 Mikro Frezelemede Kesme Kuvvetleri

Mikro frezeleme mikro çok boyutlu bir süreçtir. Verimlilik sınırı ve yavaş malzeme talaş kaldırma oranları maliyeti arttırmaktadır. Mikro ölçekte takım ömrünü etkileyen kesme kuvvetlerini makul talaş kaldırma oranlarını sağlayacak kabul edilebilir

düzelere düşürülmesi gerekir. Kesme kuvvetlerini mikro frezeleme sırasında tahmin edebilmek, takım kırılmasını azaltmak veya kırılmasını ortadan kaldırmak için yardımcı olacaktır. Kesme kuvvetlerinin doğru modellemesi için, titreşim, yüzey kalitesi, talaşlı imalat kararlılığının doğru tahmin edilmesi gereklidir. Kesme kuvvetlerini tahmin etmek için birçok farklı yöntem geliştirilmiştir. Bu modeller üç ana kategoride olmak üzere; ampirik (deneye dayalı), analitik ve mekanik yöntemler şeklinde sınıflandırılabilir (Newby 2005, Tütünsatar 2010).

Ampirik yöntemde, bir dizi işleme deneyleri yapılarak, takım ömrü, kesme kuvvetleri gibi performans ölçümleri ve takım aşınması ölçülür. Bu sonuçlardan çıkan kesme şartları ampirik fonksiyonlar kullanılarak ilişkilendirilir. Ampirik yöntemlerde yapılan denemelerde başarıya ulaşmak için kullanılan parametrelerin sınırlı olması gerekir (Newby 2005, Tütünsatar 2010).

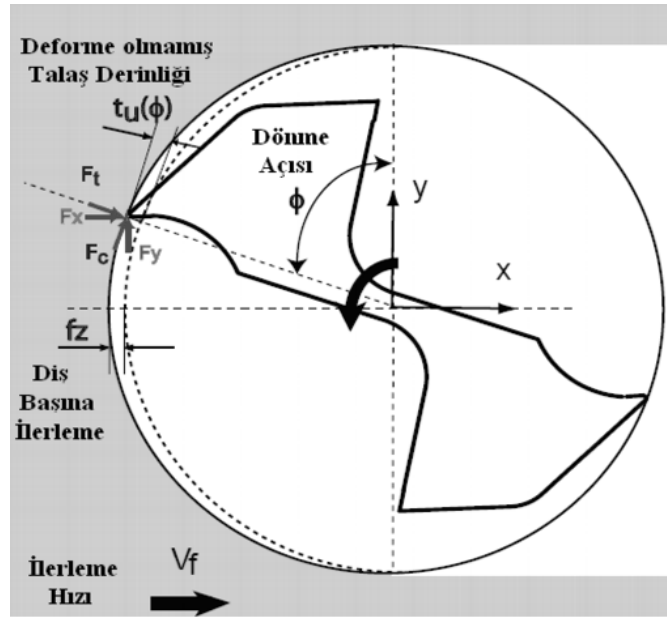
Analitik kesim sırasında oluşan fiziksel mekanizmalar modellenir. Ancak karmaşık mekanizmalarda, yüksek gerilim oranları, yüksek sıcaklık geçişleri, kombine elastik ve plastik deformasyonların analitik modelleri gibi tamamen kesici kenar ucun yüzünde meydana gelen olayları karakterize etmek mümkün değildir. Bu yöntemde, kesme kuvvetinin talaş kesit alanı ile orantılı olduğu varsayılır (Newby 2005, Tütünsatar 2010).

Mekanik yöntemde kesici geometrisi, kesme koşulları, iş parçası malzeme özellikleri gibi sabit orantılar kullanılarak kalibrasyon testleri ile kesme kuvvetleri elde edilir. Özel kesim baskıların genellikle elde edilir. Geleneksel olarak, kesme kuvveti modelinde kalibrasyonu iş mili hızı, ilerleme hızı oranı ve kesme derinliği gibi farklı kombinasyonların testleri çalışan tarafından yapılır. Yüzeyde oluşan istikrarsızlık, kesme açısı gibi fonksiyonlar takip edilir (Newby 2005, Tütünsatar 2010).

Budak (2000), kesme kuvvetinin doğrudan talaş oluşumu ile ilgili olduğunu, ayrıca takım deformasyonunun, ilerleme hızının ve takım gerilmelerinin kesme kuvvetlerini doğrudan etkilediğini ifade etmiştir. Geliştirilmiş ve iyi düzenlenmiş kesme kuvveti parametreleri operatörlerin çalışma esnasında doğru kesme şartlarını oluşturmasına

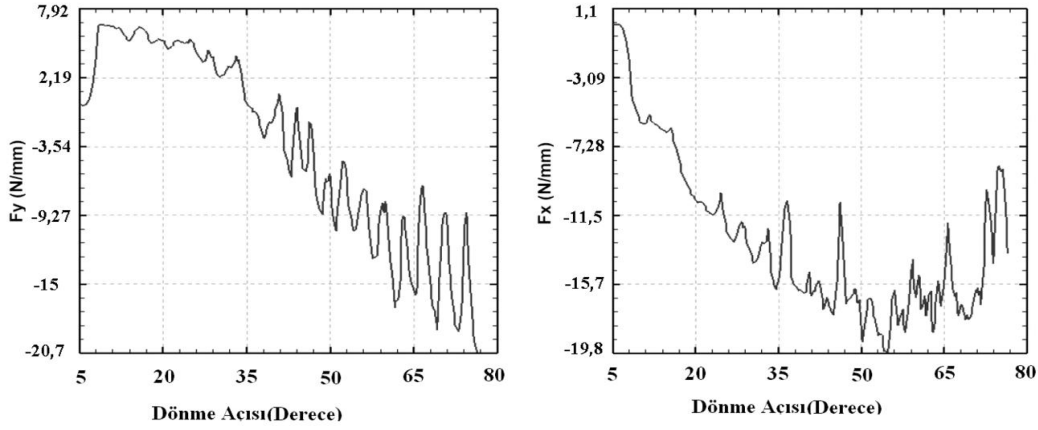
yardımcı olur, demiştir. Kesme kuvveti, kayma ve sürtünme kuvveti olmak üzere iki ayrı kolda incelenmektedir. Mikro frezelemede talaş oluşumu ile kenar yarıçapı arasında oluşan denklem, geleneksel frezelemedeki denklemlerden farklılık gösterir. Ayrıca mikro kesmede talaşın oluşumunda malzeme üzerinde elastik-plastik deformasyon oluşmasından dolayı kesme kuvvetleri çok farklı şekilde davranış gösterirler (Chae *et al.* 2006, Tütünsatar 2010).

Özel vd. (2007), sonlu elemanlar yönteminde kullanmak üzere kesmeyi oluşturan parametreleri analiz etmişlerdir. Talaşın oluşum açısı ve oluşan kesme kuvvetleri modellenerek deney öncesinde kesme işlemi sanal ortamda simüle edilmiştir. Sanal ortamda yapılan deney neticesinde frezeleme işlemi öncesinde referans alınacak bilgilere ulaşılmıştır (şekil 2.22), (Özel *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.22 Mikro frezeleme işlemi sırasında talaş derinliği ve düzlemsel kuvvetler (Özel *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).

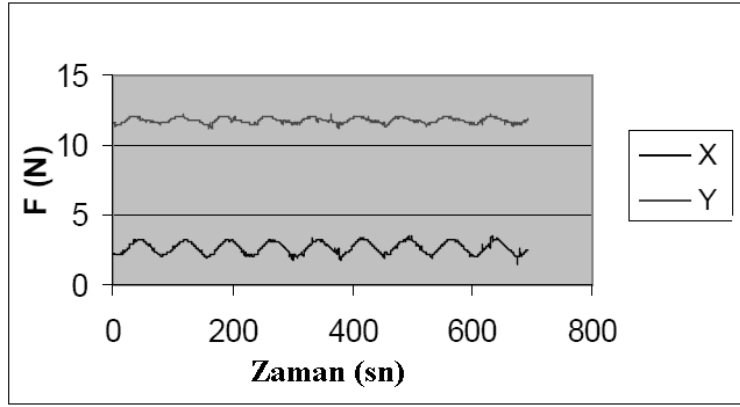
AISI 4340 ve Al 2024- T6 malzemeler üzerinde yapılan deneyler neticesinde kesme kuvvetlerinin devamlı şekilde dalgalandığı (şekil 2.23) ve bununla birlikte takımın kırılma ve deformasyonlara neden olduğu ifade edilmiştir (Özel *et al.* 2007).



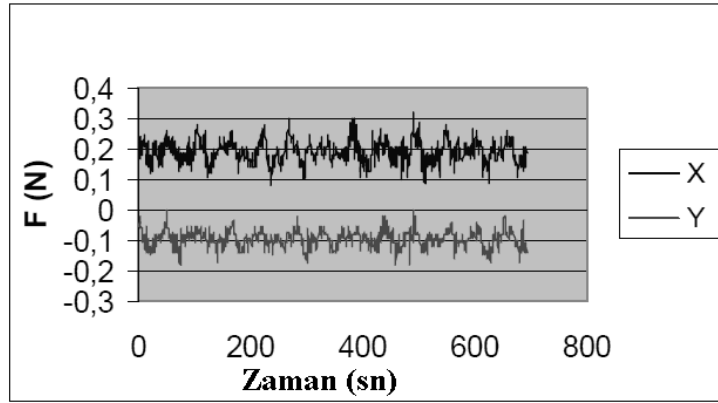
Şekil 2.23 AISI 4340 çelik malzemede oluşan kesme kuvvetleri (Özel *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).

Kim vd. (1995), makro ve mikro işlemler arasında oluşan kesme kuvvetlerini incelemiştir. Bilinen geleneksel yöntemde kayma gerilmesinin kayma düzlemi boyunca oluştuğunu, ancak mikro kesme işleminde ise kesme yapan köşe boyunca devam ettiğini ortaya koymuşlardır. Ayrıca yan yüzey boyunca sürtünme kuvveti oluştuğunu belirtmişlerdir (Kim *et al.* 1995, Chae *et al.* 2006, Tütünsatar 2010).

Rodriguez vd. (2008), yaptıkları araştırmada Al 7075 malzeme üzerindeki deney sonucunda kesme hızına bağlı kesme kuvvetlerine analiz etmişlerdir. Çıkan sonuçlarda düşük kesme hızı (130 m/dak) ve 3 μm talaş derinliği kullanılan deneyde yüksek kesme kuvvetleri çıkmıştır (şekil 2.24). Ancak diğer yapılan deneyde kesme hızı 240 m/dak ve talaş derinliği 3 μm kullanılmıştır (şekil 2.25). Kullanılan parametre değerlerinin daha yüksek olmasına karşılık kesme kuvvetleri çok küçük değerlerde çıkmıştır (Rodriguez *et al.* 2008, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.24 130 m/dak kesme hızı ve 3 µm talaş derinliği için X ve Y yönündeki kesme kuvvetlerinin değişimi (Rodriguez *et al.* 2008).

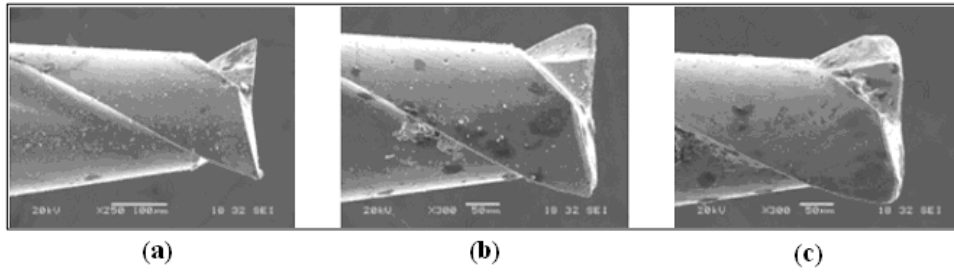


Şekil 2.25 240 m/dak kesme hızı ve 3 µm talaş derinliği için X ve Y yönündeki kesme kuvvetlerinin değişimi (Rodriguez *et al.* 2008).

2.9.5 Mikro Frezelemede Takım Ömrü ve Aşınmayı Etkileyen Faktörler

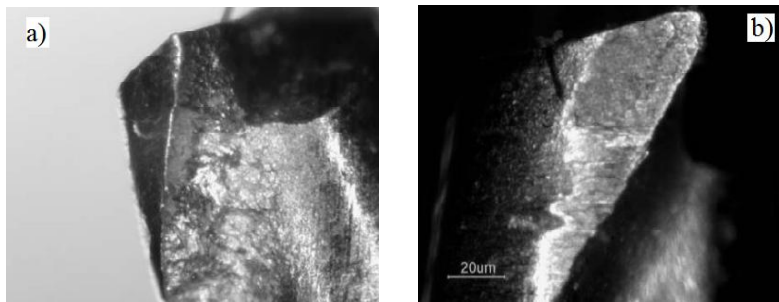
Mikro frezelemede takım aşınması, kesici kenar ve köşe profilinin değişerek deformasyona uğraması ve iş görmez hale gelmesi olarak tanımlanabilir. Sonuç itibari ile mikro parçada hassasiyet bozulur ve yüzey pürüzlülüğü zarar görür. Bununla beraber kesme kuvvetleri ve titreşim artar ve çapak oluşumu başlar. Çapak oluşumu mikro frezelemede en son istenen faktördür. Çapak alma işlemi geleneksel frezelemede olduğu gibi koyca alınmadığı için kesme işlemi sırasında oluşmasını engelleyecek tedbirler alınması tercih edilir. 0,2 mm TiAlN kaplı WC freze ucu ile kanal açma işleminde SEM ile tespit edilmiş aşınma fotoğrafları şekil 2.26'da verilmiştir. Şekil 2.26'da görülen takım ile 60 HRC sertliğine sahip çelik malzeme 10 mm talaş derinliğinde 0,4 mm diş

başına ilerleme ile 60000 iş mili devrinde işlenmiştir. Şekil 2.26-a'da takımın orijinal hali, şekil 2.26-b'de 0,2 mm³ talaş kaldırıldıktan sonraki hali görülmektedir. Burada takımın ucunda değişim olduğu tespit edilmiştir ve en son şekil 2.26-c'de 0,1 mm³ talaş kaldırılmıştır. Burada ise takım ucunda büyük oranda deformasyon ve kenar radyüsünün büyüdüğü gözlenmiştir. Mikro frezelemede genellikle takım köşelerinde bu tür aşınmalar kesme esnasında takımda oluşan sapmalarından da kaynaklanmaktadır (Lacalle and Lamikiz 2009, Tütünsatar 2010).



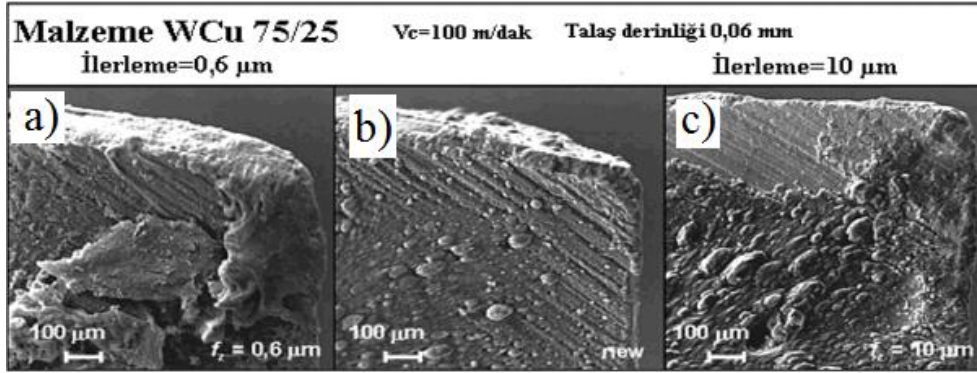
Şekil 2.26 TiAlN kaplamalı WC mikro freze takımının aşınması (Lacalle and Lamikiz 2009).

Rodriguez vd. (2008), yaptıkları araştırmada Al 7075 malzeme üzerindeki deneyle takım ömrü kriterlerini incelemişlerdir. İlk deneyde kesme hızı (130 m/dak) ve 3 μm talaş derinliği kullanılmış ve takımda oluşan aşınmanın yüzeyde olduğunu gözlemlemişlerdir (Şekil 2.27-a). İkinci deneyde ise kesme hızı 240 m/dak ve talaş derinliği 5 μm kullanılmıştır. Bu parametrelerle oluşan aşınmanın ise sadece kenarda olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 2.27-b). Takım aşınmasının çok hızlı bir şekilde geliştiğini ve aşınma şeklinin geleneksel frezelemeye benzediğini ifade edilmiştir (Rodriguez *et al.* 2008, Tütünsatar 2010).



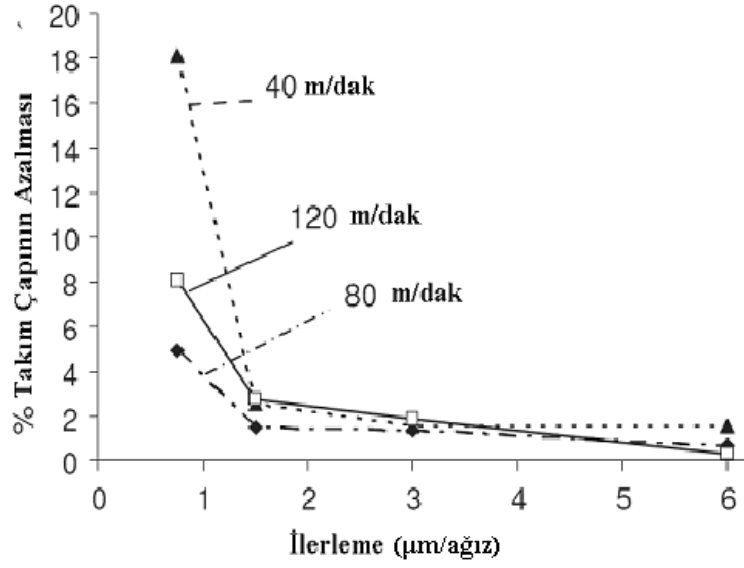
Şekil 2.27 Kesme hızına bağlı takım aşınması, a) Kesme hızı 130 m/dak, b) Kesme hızı 240 m/dak (Rodriguez *et al.* 2008, Tütünsatar 2010).

Uhlman vd. (2005), sinterlenmiş WC (tungsten karbür)'lü malzemenin üç farklı tane yapısına sahip türevleri üzerinde yaptıkları araştırmada takım aşınma durumunu tespit etmişlerdir. Deneyde kesici olarak 0,5 mm çapında 2 ağızlı karbür uç ve 0,5 mm çapında TiAlN kaplamalı karbür uç kullanılmıştır. 120 mm boyda kanal işlendikten sonraki aşınma durumları SEM ile analiz edilmiştir. Şekil 2.28-a'da ilerleme değerlerinin düşük olmasından kaynaklanan ısınma ve malzemenin plastik deformasyonu sonucu meydana gelen yapışmalar görülmektedir. Şekil 2.28-b'de mikro frezenin ilk hali görünmektedir. Şekil 2.28-c'de kesme kuvvetlerinin etkisi ile kaplama çatlamış ve kesici aşınma etkilerine maruz kalmaya başlamıştır (Uhlmann *et al.* 2005, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.28 İlerlemeye bağlı aşınma durumu (Uhlmann *et al.* 2005).

Ozdoğanlar ve Filiz, OFHC malzemesinin mikro frezeleme yöntemi ile işlenmesinde, kesme kuvvetlerine ve ilerlemeye bağlı oluşan aşınmayı, yapılan deneyler sonucunda tespit etmişlerdir. Yapılan deneyde 254 µm çaplı kesici uç ile 0,75–6 µm arasında değişen dört ilerleme değeri ve 3 farklı kesme hızında (40–80–120 m/dak) deney gerçekleştirmişlerdir. Deney sonucunda 40 m/dak kesme hızında %20 oranı ile en büyük takım aşınması meydana gelmiştir (şekil 2.29). Ayrıca diş başına 1,5 µm ilerleme hızı da aşınmanın en çok meydana geldiği yer olarak tespit edilmiştir. Takım aşınması için en ideal şartlar 6 µm/diş ilerleme ve 120 m/dak kesme hızı belirlenmiştir. Ayrıca kesme kuvvetlerinin fazla olması WC tanelerinin Co bağlayıcısından çok çabuk kopmasına ve aşınmanın hızlı olmasına neden olduğu söylenmiştir (Ozdoğanlar ve Filiz 2006, Tütünsatar 2010).



Şekil 2.29 Farklı ilerleme değerleri için takım çapındaki azalmaya bağlı aşınma değerleri (Ozdoğanlar ve Filiz 2006, Tütünsatar 2010).

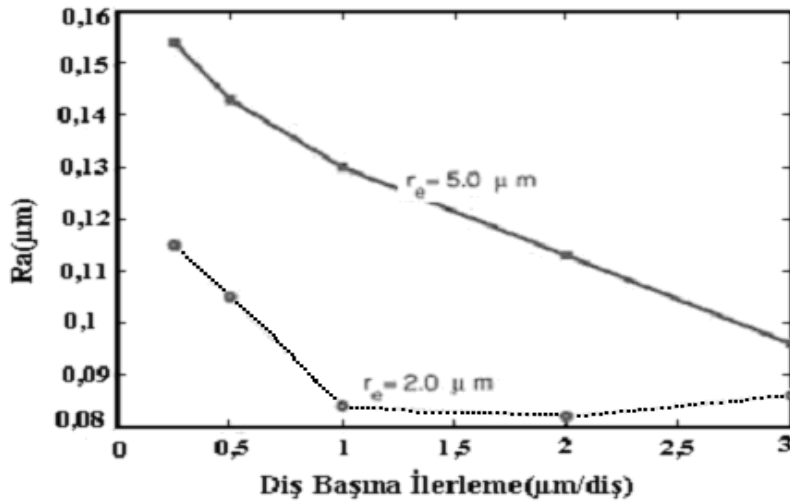
2.9.6 Mikro Frezelemede Yüzey Pürüzlülüğü ve Etkileyen Faktörler

Mikro frezelemede kullanım yerleri ve tolerans hassasiyeti nedeni ile en önemli faktörlerin başında yüzey pürüzlülüğü gelmektedir. Mikro işleme parametreleri, makine faktörleri ve malzeme gibi birçok faktörün yanında, ana neden olarak mikro ölçekli takımın boyut etkisi gösterilebilir (Wang *et al.* 2007, Tütünsatar 2010).

Mikro işlemlerde elde edilen yüzey pürüzlülüğünü, şuan var olan diğer geleneksel imalat yöntemleri ile elde etmek neredeyse imkânsızdır. Kalıp teknolojilerinde küçük nesnelere parlatma işlemi elle yapılmaktadır. Mikro kalıplara bu yöntemle parlatma işlemi yapmak imkânsızdır. Ayrıca mikro frezeleme sürecinde meydana gelen çapaklar, minyatür olmaları nedeni ile alınamamaktadır. Alınması durumunda bile yapılacak işlemle mikron hassasiyetindeki parçalarda kalibrasyon yada pürüzlülük sorunlarına yol açacaktır. Bu nedenle önlemlerin alınacağı ilk nokta olan takım unsuru büyük önem arz etmektedir (Tütünsatar 2010).

Uhlmann *et al.* sinterlenmiş WC bakır farklı kompozit malzemeler için yapılan mikro frezeleme deneylerinde, homojen bir mikro yapı ve homojen bir tane boyut dağılımının boyutsal doğruluk ve yüzey kalitesi üzerinde olumlu etkisi olduğunu tespit etmişlerdir

(Uhlmann *et al.* 2005). Vogler vd. (2004), mikro frezeleme işlemi sürecinde oluşan yüzey pürüzlülüğü üzerinde yaptıkları araştırmada, pürüzlülüğü etkileyen en önemli parametrenin kesici kenar yarıçapı olduğunu söylemişlerdir (şekil 2.30), (Vogler *et al.* 2004, Tütünsatar 2010).



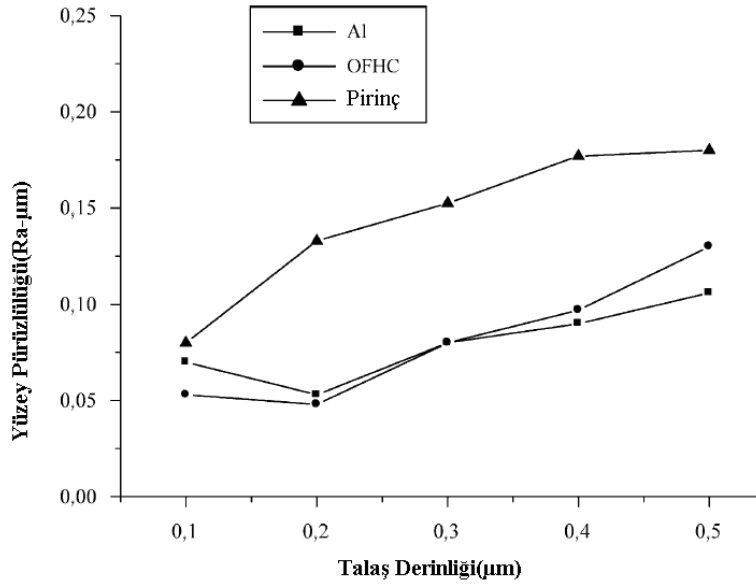
Şekil 2.30 Uç yarıçapının ve diş başına ilerlemenin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisi (Vogler *et al.* 2004, Tütünsatar 2010).

Aynı çalışmada takımın uç yarıçapının artması ile yüzey pürüzlülüğünün arttığını, ancak sabit bir takım uç yarıçapı ile ilerleme hızının da, yüzey pürüzlülüğünde önemli bir rol oynadığını vurgulamışlardır (Vogler *et al.* 2004, Tütünsatar 2010).

Pham *et al.* ise kaba ve ince dokulu olmak üzere bakır ve alüminyumun fazlarını işleyerek yaptıkları deneyde kaba dokulu malzemede yüzey kalitesinin %30-%50 daha iyi çıktığını söylemişlerdir. Ayrıca diş başına ilerleme değerinin yüzey pürüzlülüğünü kesme hızına göre daha fazla etkilediğini tespit etmişlerdir (Pham *et al.* 2008, Tütünsatar 2010).

Son *et al.* farklı türdeki üç malzeme üzerinde uyguladıkları deney sonucunda elde ettikleri sonuçlardan yola çıkarak minimum talaş derinliğini saptamışlardır. Deneyi OFHC, Pirinç ve Alüminyum malzeme üzerinde 0,5 µm uç radüslü elmas mikro freze takımı ile uygulayarak önce kesme kuvvetlerindeki değişimi ve talaş tiplerini tespit etmişlerdir (Son *et al.* 2005). Yapılan deney sonucunda elde edilen talaş derinliğine

bağlı ortalama yüzey pürüzlülük değerleri şekil 2.31’de verilmiştir.



Şekil 2.31 OFCH, Pirinç ve Alüminyum için talaş derinliğine bağlı yüzey pürüzlülüğü (Son *et al.* 2005).

Kesme kuvvetlerinden yola çıkarak pirinç malzeme için minimum talaş derinliği 0,1 μm, diğerleri için 0,2 mm olarak tahmin edilmiştir (şekil 2.32). Yüzey pürüzlülüğü grafiklerinde elde edilen sonuçlar tahminleri doğru çıkarmış ve en iyi sonuçlar minimum talaş derinliğinde elde edilmiştir (Son *et al.* 2005, Tütünsatar 2010).

2.10 W+Cu+(X) Sistemi ve Kullanılan Metallerin Genel Özellikleri

Yüksek saflıkta tungsten metal tozu ve bakır tozu, yüksek iletkenlik, statik basınç kalıplama, yüksek sıcaklık sinterleme, kompozit malzemelerin üretiminde yüksek plastisite özelliklerinden dolayı kullanılmaktadır. İyi bir performans, iyi ısı iletkenliği, düşük ve yüksek sıcaklıklarda ısı iletiminin iyi oluşu, yüksek yoğunluk ve sertliğe sahiptir (İnt.Kyn.2)

Gümüş tungsten elektrod, tungsten ve gümüş alaşımıdır. Tungsten ve gümüş karşılıklı çözünürlüğü çok düşük olduğundan, bu nedenle sadece toz metalurji ve presleme yöntemi ile yapılabilir. Gümüş tungsten elektrotlar yüksek sertlik özellikleri, yüksek ark korozyon direnci ve yüksek füzyon kaynak direncine sahiptirler (İnt.Kyn.1).

Tungsten metalinin yüksek sertlikte oluğu bakır ve gümüş gibi tozlarla birlikte yüksek ısı, işleme kolaylığı ve termal iletkenlik özelliklerine sahip, avantajları bir arada bulunduran malzemelerdir. Genellikle aşınmaya karşı dirençli olduklarından yüksek sıcaklık kaynak yöntemlerinde elektrot olarak kullanılmaktadır (İnt.Kyn.1).

3. MATERYAL VE METOT

Bu bölüm, yapılmış olan deneysel çalışmalar ve deneylerde kullanılan malzeme, araç-gereç ve tekniklerin anlatılmasını içermektedir.

3.1 Deneysel Çalışmada Kullanılan Metal Tozları ve Özellikleri

Deneysel çalışmalarda; 6,75-13,5 µm parçacık boyutları arasında ve % 99'luk saflıkta tungsten (W) tozu, 14-25 µm boyutlarında ve % 99 saflıkta bakır (Cu) tozu, 5-8 µm boyutlarında ve %99,9 saflıkta gümüş (Ag) tozu, 13,5 µm boyutunda ve % 99 saflıkta nikel (Ni) tozu, 2 µm boyutunda ve %99 saflıkta kobalt (Co) tozu kullanılmıştır. Bu çalışmalarda kullanılmış olan metal tozlarının genel özellikleri Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1 W+Cu, W+Cu+(X), W+Cu+Ag ve W+Cu+Ag+X sistemlerinde kullanılan metallerin teknik özellikleri.

Özellikler	Metal Tozları				
	Tungsten (W)	Bakır (Cu)	Gümüş (Ag)	Nikel (Ni)	Kobalt (Co)
Parçacık Boyutu (µm)	6,75-13,5	14-25	5-8	13,5	2
Saflık (%)	99	99	99,9	99,9	99,8
Yoğunluk (g/cm ³)	19,25	8,96	10,49	8,908	8,9
Elektriksel Özdirenc (nΩ·m) (20°C)	52,8	16,78	15,87	69,3	62,4
Ergime Noktası (°C)	3410	1083	961,78	1455	1495
Vickers Sertliği (MPa)	3430	369	251	638	1043

Tungsten (W), sağlam fiziksel yapısı ve alaşım olmayan maddeler arasında yüksek ergime sıcaklığı olan önemli bir maddedir. Saf haliyle bazı elektronik uygulamalarda kullanılır, ancak çoğunlukla bileşik ya da alaşım olarak, ampullerin lamba tellerinde, X ışını cihazlarında ve uzay teknolojisi yüksek performans alaşımlarında kullanılır.

Bakır (Cu), yüksek elektrik geçirgenliği, işlenebilme ve mekaniksel özellikleri iyi olan bir metaldir. Gümüşten sonra en iyi iletken metal bakırdır. Gerek sıvı, gerek katı halde bakırla birçok element çözelti verdiği için uzun zamandan beri, çeşitli özellikler gösteren bakır alaşımlarından faydalanılmıştır. Bakıra başka elementlerin katılması,

elektrik ve ısı iletkenliğini düşürür, ama mekanik özelliklerini arttırır, erimedeki kalıplama kolaylıkları sağlar ve özellikle de tuzlu ortamlarda, aşındırmaya karşı daha iyi dayanıklılık kazanır.

Gümüş (Ag), ışığı çok iyi yansıtan, dövülebilen, sünek bir metaldir. Periyodik tabloda ağır metaller grubu içinde yer alan gümüşün, çoğu özellikleri bakırın özelliklerine benzemekle beraber bakır, çoğu bileşiklerinde iki değerlikli olması ile gümüşten farklıdır. Saf gümüş kolay paslanmaz. Elektrik ve ısıyı çok iyi iletir. Fakat, çok yumuşak olup, mekanik kuvvete karşı direnci azdır. Ayrıca atmosferde parlaklığını kaybederek donuklaşır. Hem ısı, hem de elektrik iletkenliği bakımından tüm metallerin başında yer alır. Gümüş havayla temas halinde ergitilirse, katılaşma sırasında oksijen verilirken küçük kraterler oluşturur. Buna kabarma olayı denir. Atmosfer basıncında oksijenle yükseltgenmez ancak havadaki eser miktarda hidrojen sülfürle donuklaşır. Bu sebepten daha sert diğer metallerle alaşımları halinde kullanılır.

Nikel (Ni), Oldukça sert olup, nikelin havaya karşı gösterdiği oksitlenme direnci yüksektir. Nikel doğada genelde kobalt ile birlikte bulunur. Toz metalürjisinde bağlayıcı eleman olarak sıkça kullanılır. Alaşımlar (özellikle süperalaşımlar) ve paslanmaz çelik üretiminde önemlidir.

Kobalt (Co), manyetik, aşınmaya dayanıklı ve yüksek mukavemetli alaşımların hazırlanmasında öncelikli olarak kullanılır. İki ya da fazla bileşenli toz metallerin yapılandırılmasında ve kesici takımlarda kullanılır.

3.2 Deneylerde Planlanan Kompozit Grupları

Ağırlıkça belirli yüzde (%) oranlarında metal tozları eklenerek karışımlar W+Cu ve W+Cu+Ag esaslı olarak sınıflandırılmıştır. W+Cu esaslı karışımlar 1000 °C ve 1100 °C sıcaklığında sinterlenmek üzere 6'şar adet ve W+Cu+Ag esaslı karışımlar 1000 °C ve 1100 °C sıcaklığında sinterlenmek üzere 6'şar adet olmak üzere toplam 24 adet karışım oluşturulmuştur. W+Cu esaslı metal toz karışımlarının ağırlıkça yüzde (%) bileşimleri Çizelge 3.2'de, W+Cu+Ag esaslı metal toz karışımlarının ağırlıkça yüzde (%) bileşimleri ise Çizelge 3.3'te belirtilmiştir. W+Cu esaslı kompozit gruplarından 1000

°C’de sinterlenmesi planlanan numuneler B(1)-B(6) arası rumuz adları ile, 1100 °C’de sinterlenmesi planlanan numuneler B(7)-B(12) arası rumuz adları ile isimlendirilmişlerdir. W+Cu+Ag esaslı kompozit grupları ise, 1000 °C’de sinterlenmesi planlanan numuneler G(1)-G(6) arası rumuz adları ile, 1100 °C’de sinterlenmesi planlanan numuneler G(7)-G(12) arası rumuz adları ile isimlendirilmişlerdir.

Çizelge 3.2 W+Cu esaslı metal toz karışımlarının kimyasal bileşimleri.

Rumuz Adı	Numune Adı	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Alaşım Elementleri (% Ağırlık)				
			W	Cu	Ag	Ni	Co
B1	%90W%10Cu	1000	90	10	-	-	-
B2	%80W%20Cu	1000	80	20	-	-	-
B3	%70W%30Cu	1000	70	30	-	-	-
B4	%80W%15Cu%5Ni	1000	80	15	-	5	-
B5	%80W%15Cu%5Co	1000	80	15	-	-	5
B6	%80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co	1000	80	15	-	2,5	2,5
B7	%90W%10Cu	1100	90	10	-	-	-
B8	%80W%20Cu	1100	80	20	-	-	-
B9	%70W%30Cu	1100	70	30	-	-	-
B10	%80W%15Cu%5Ni	1100	80	15	-	5	-
B11	%80W%15Cu%5Co	1100	80	15	-	-	5
B12	%80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co	1100	80	15	-	2,5	2,5

Çizelge 3.3 W+Cu+Ag esaslı metal toz karışımlarının kimyasal bileşimleri.

Numune Adı	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Alaşım Elementleri (% Ağırlık)					
		W	Cu	Ag	Ni	Co	
G1	%90W%5Cu%5Ag	1000	90	5	5	-	-
G2	%80W%15Cu%5Ag	1000	80	15	5	-	-
G3	%70W%25Cu%5Ag	1000	70	25	5	-	-
G4	%80W%10Cu%5Ag%5Ni	1000	80	10	5	5	-
G5	%80W%10Cu%5Ag%5Co	1000	80	10	5	-	5
G6	%80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co	1000	80	10	5	2,5	2,5
G7	%90W%5Cu%5Ag	1100	90	5	5	-	-
G8	%80W%15Cu%5Ag	1100	80	15	5	-	-
G9	%70W%25Cu%5Ag	1100	70	25	5	-	-
G10	%80W%10Cu%5Ag%5Ni	1100	80	10	5	5	-
G11	%80W%10Cu%5Ag%5Co	1100	80	10	5	-	5
G12	%80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co	1100	80	10	5	2,5	2,5

3.3 Numunelerin Hazırlanması

Tungsten esaslı farklı kompozisyonlara sahip elektrot malzemesi numuneleri üretilmek üzere; W, Cu, Ag, Ni ve Co tozları 12 farklı kompozisyon bileşimlerinde oluşturulmuştur. Her numune 31 gr ağırlığında olacak şekilde tozlardan ağırlıkça istenilen kompozisyon oranlarında hassas terazi ile tartılarak, her kompozisyondan 2'şer adet numune üretilebilecek kadar toz karışım oluşturulmuş ve her biri 25 ml hacme sahip 24 adet sızdırmaz vakumlu plastik kutuya ayrı ayrı doldurulmuştur. Bu kutular devir hızı 30 dev/dk olan karıştırıcı bir elektrik motoruna bağlanarak 36 saat boyunca aralıksız karışmaları sağlanmıştır. Metal tozlarının tartım işlemi şekil 3.1'de gösterilen hassas terazi ile yapılmıştır.



Şekil 3.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan elektronik hassas numune tartım cihazı.

Kap içerisinde olan ve mekanik karıştırıcı ile homojen bir şekilde hazırlanan toz karışımları genişlik-uzunluk ölçüleri (8mmx40mm) olan sniper çeliğinden yapılmış kalıp içerisinde soğuk olarak hidrolik preste, 500 bar basınç altında dikdörtgen prizması şeklinde preslenmiştir. 31 gr ağırlığında, 40 mm uzunluğunda, 8 mm genişliğinde ve 6-9 mm yüksekliğinde olmak üzere toplam 24 adet numune preslenmiştir. Tozların preslenmesi sonrası sinterlenme işleminden önceki görüntüsü şekil 3.2’de görülmektedir.



Şekil 3.2 Presleme sonrası numunenin fiziksel görünümü.

Preslenen numunelerin yüksekliğinin farklı olmasının nedeni, kalıp içerisine konulan tozların toplam ağırlığının aynı olması (31 gr) ancak farklı hacimlere sahip olmasından dolayıdır. Tozların preslenmesi işlemi şekil 3.3’teki hidrolik pres ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.3 W, Cu, Ag, Ni, Co tozlarının belirli kompozisyon yüzdelinde karıştırılarak kalıp içerisinde sıkıştırıldığı hidrolik pres.

3.4 Numunelerin Sinterlenmesi

Preslenerek hazırlanmış olan ham numunelerin sinterleme işlemleri saf (%99 saflıkta) argon atmosferli tüp fırında gerçekleştirilmiştir. Preslenen numunelere 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında ayrı ayrı olmak üzere, 1,5 saat süre ile sinterleme işlemi uygulanmış ve doğal olarak tüp fırın içerisinde soğumaya bırakılmıştır. Preslenen numunenin sinterleme sonrasındaki hali şekil 3.4’te görülmektedir. Isıtma hızı dakikada 10 °C olarak belirlenmiştir. Bu sinterleme işlemi Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Laboratuvarındaki tüp fırında gerçekleşmiştir. Sinterleme süresince tüp fırında uygulanan argon gazı 3 L/dk debi ile gönderilmiştir. Sinterleme işleminin uygulandığı tüp fırın şekil 3.5’te gösterilmektedir.



Şekil 3.4 Sinterleme sonrası numunenin fiziksel görünümü.



Şekil 3.5 Sinterleme işleminde kullanılan tüp fırının fotoğrafı.

3.5 SEM ve EDS İncelemeleri

Sinterleme işlemi sonrasında numunelerin metalografik incelemeleri Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Geliştirme Merkezi (TUAM)'da, LEO 1430 VP markalı SEM cihazı kullanılarak yapılmıştır (Şekil 3.6). SEM analizi sırasında numunelerin yüzeyinden daha iyi mikroyapı elde etmek amacıyla yüzeyleri alkol ile temizlenmiştir. Elementel dağılımları ve yüzde oranlarını belirlemek için de sinterleme sonrası numune yüzeylerinden EDS analizleri, SEM mikroskobuna bağlı Röntec EDS cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ayrıca bu cihazlar ile numunelere uygulanan mikro frezeleme işlemi sonrasında, mikro freze kesici takımlarının aşınmış uçlarının SEM analizleri ve kesici takım ucuna yapışan talaşa ait EDS incelemeleri de yapılmıştır.



Şekil 3.6 Üretilen malzemelerin ve aşınan kesici takım yüzeylerinin görüntüsünün alındığı taramalı elektron mikroskobu.

3.6 XRD Analizi

Argon gazı atmosferinde tüp fırında üretmiş olduğumuz W+Cu ve W+Cu+Ag esaslı kompozit malzemelerimizin içerisindeki fazları belirlemek amacıyla Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Geliştirme Merkezi'nde bulunan Shimadzu LabX markalı XRD cihazında incelemelerde bulunulmuştur. Bu cihaz, bakır (Cu) x ışını tüpüne sahip olup $1,544 \text{ \AA}$ dalga boyuna sahip Bakır $K\alpha$ X-ışını kullanılmaktadır. Toz ve düzgün yüzeyli katı örneklerin kalitatif mineralojik veya faz analizleri ve kristal yapı tanımlaması yapılmaktadır. Kalitatif analizler ICDD kartları ile karşılaştırma yapılarak gerçekleştirilmektedir. (Şekil 3.7).



Şekil 3.7 Deneysel çalışmada kullanılan XRD analiz cihazı.

W, Cu ve Ag metalleriyle bağlayıcı faz olarak kullanılan Ni ve Co arasında intermetalik fazların olup olmadığı ve numunelerin mekanik özelliklerine etkileri XRD analizi ile belirlenmiştir.

3.7 Sertlik Analizi

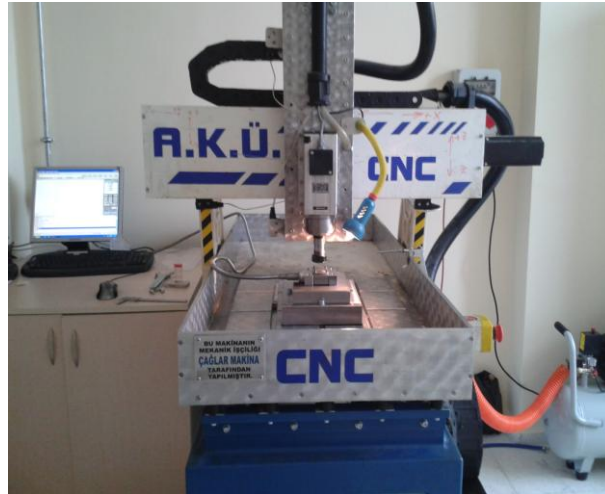
Mikroyapı incelemeleri için hazırlanan numuneler üzerinde aynı zamanda sertlik ölçümleri de gerçekleştirilmiştir. Her bir numune üzerinden 5 farklı bölgeden alınan sertlik değerlerinin ortalaması alınmıştır. Sertlik testleri Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Araştırma ve Geliştirme Merkezi'nde bulunan Shimadzu HMV 2L marka vickers sertlik ölçme cihazı ile yapılmıştır (Şekil 3.8). Numunelerin yüzey tabakalarının sertliği mikro vickers sertlik ($HV_{0,5}$) cihazında 4,903 N yük altında ölçülmüştür.



Şekil 3.8 Deneysel çalışmada kullanılan mikro vickers sertlik cihazı.

3.8 Mikro Frezeleme

Mikro frezeleme çalışmaları Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Laboratuvarında, CNC (Computer Numeric Control) dik işleme tezgâhında, soğutma sıvısı kullanılmadan, kesici takım ucunun 10000 dev/dk devir, 25 mm/dk ilerleme hızı ve 0,1 mm derinliğinde malzeme üzerinden talaş kaldırılarak 42 mm uzunluğunda kanal açılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.9).



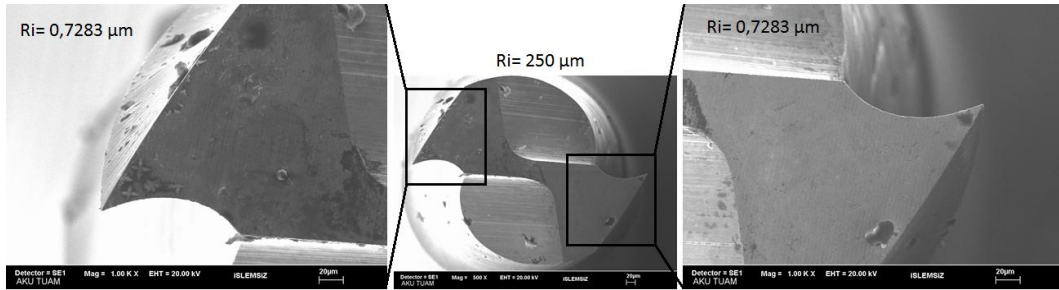
Şekil 3.9 Mikro frezeleme deneylerinin gerçekleştiği CNC dik işleme tezgahı.

Kesici takım olarak, %92 WC ve %8 Co bileşiminden oluşan kaplanmamış kesici takımlar kullanılmıştır (Şekil 3.10).



Şekil 3.10 Mikro frezeleme deneyinde kullanılan kesici takım ucu.

Sıfır kesici takımın yarıçapı 250 μm değerindedir. Sol kesici ağzı 0,7283 μm , sağ kesici ağzı 0,7283 μm olarak ölçülmüştür (Şekil 3.11).



Şekil 3.11 Mikro freze kesici takımının kullanılmadan önceki SEM görüntüsü.

Talaşlı imalatla malzeme şekillendirme işlemlerinde takımın ömrünü tamamladığını, tezgâhın işleme esnasında ne kadar zorlandığını ve kesme parametrelerinin uygun seçilip seçilmediğini tespit etmek adına genellikle dinamometreler kullanılmaktadır. Dinamometre verilerinden kesme kuvvetleri ve torklarının tespit edilmesiyle talaş kaldırma işlemi en verimli şekilde gerçekleştirilmeye çalışılır.

Mikro frezeleme esnasında oluşan F_y ilerleme kuvveti ve F_x kuvveti değerleri için Kistler 9119AA1 mini dinamometre kullanılmıştır (Şekil 3.12). Dinamometrenin teknik özellikleri Çizelge 3.4'teki gibidir.



Şekil 3.12 Mikro freze tezgahında kullanılan dinamometre.

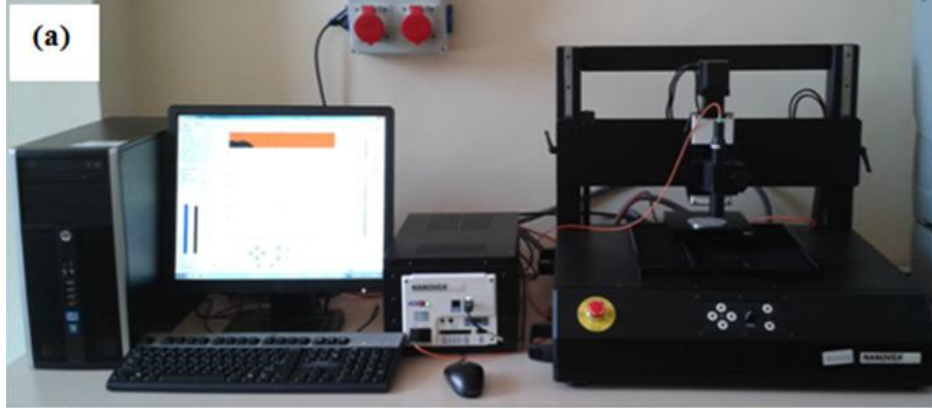
Çizelge 3.4 Dinamometre teknik özellikleri.

Ölçme aralığı	F_x, F_y, F_z	kN	-4 ... 4
	$M_x, M_y,$	N-m	-125 ... 125
	M_z	N-m	-250 ... 250
Kalibre edilmiş			
ölçme aralığı (%)			
100	F_x, F_y, F_z	N	0 ... 4000
10	F_x, F_y, F_z	N	0 ... 400
1	F_x, F_y, F_z	N	0 ... 40
Doğal Frekans	$f_n(x)$	kHz	$\approx 6,0$
	$f_n(y)$	kHz	$\approx 6,4$
	$f_n(z)$	kHz	$\approx 6,3$
Hassaslık	F_x, F_z	pC/N	≈ -26
	F_y	pC/N	≈ -13
Çalışma Sıcaklığı		°C	-20 ... 70

3.9 Optik 3D Yüzey Profilometre Analizi

Mikro frezeleme işlemleri sonrasında numune üzerinde açılan kanalların, kanal giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey pürüzlülüğü ve çapak yüksekliği analizleri için, Afyon

Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Laboratuvarındaki optik 3d yüzey profilometresi cihazı kullanılmıştır (Şekil 3.13).



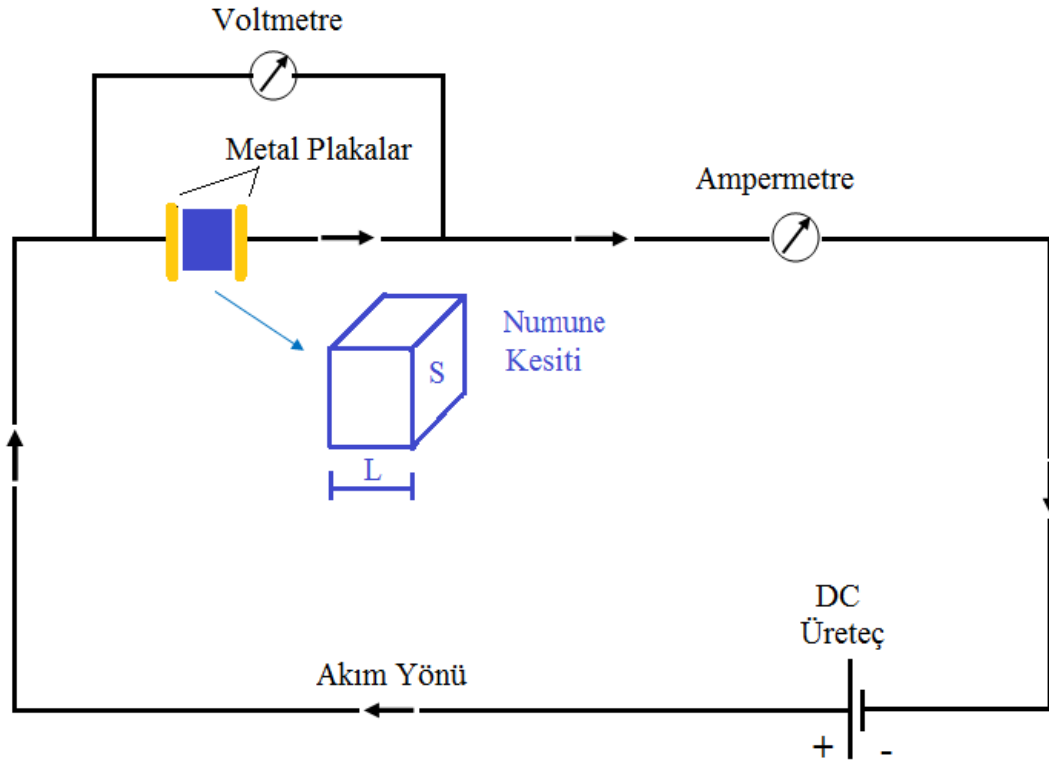
Şekil 3.13 Malzemelerin mikro frezelenmesi sonrası oluşan kanallarda yüzey pürüzlülüğü ve mikro çapak oluşumlarının tespit edildiği optik 3D yüzey profilometresi.

3.10 Elektriksel Ölçüm Analizi

Elde edilen kompozit numunelerin elektriksel ölçüm analizleri, Afyonkarahisar ilinde TCDD 7. Bölge Müdürlüğü'ne bağlı Tesisler Müdürlüğü'nün elektronik laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Elektriksel ölçümler şekil 3.14'te şematik gösterimi verilen sistem ile elde edilmiştir. Sistemdeki devrede iki küçük metal plaka arasına gerilim uygulanarak, metal plakalar arasındaki malzemenin üzerinden geçen akım hassas ampermetre ile ölçülebilmektedir. Deneysel çalışmada elde edilen numuneler sırayla iki küçük plaka arasına yerleştirilmiş, her bir numuneye 1 Volt DC gerilimler uygulanarak kompozit malzemeler üzerinden geçen akımlar ampermetre ile ölçülmüştür. Elde edilen gerilim değerleri (volt), akım şiddetlerine (amper) bölünerek her bir numune için direnç (Ω) değerleri elde edilmiştir (Eşitlik 3.1). Elde edilen her numunenin direnç değerleri (Ω), her bir numunenin kesit alanıyla (S) çarpılıp, kompozit malzemenin uzunluğuna (L) bölünmesiyle, deneysel numunelerin elektriksel öz direnç değerleri (Ωm) olarak elde edilmiştir (Eşitlik 3.2).

$$R(\Omega) = \frac{V(\text{Volt})}{i(\text{A})} \quad (3.1)$$

$$\rho(\Omega\text{m}) = R(\Omega) \times \frac{S(\text{m}^2)}{L(\text{m})} \quad (3.2)$$



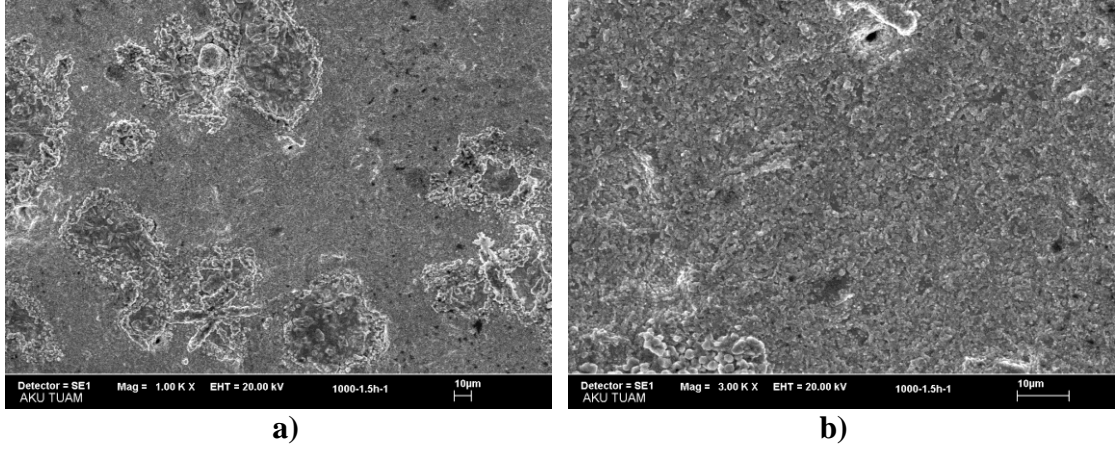
Şekil 3.14 Üretilen parçaların elektriksel direnç ölçümünün yapıldığı sistem.

4. DENEYSEL BULGULAR

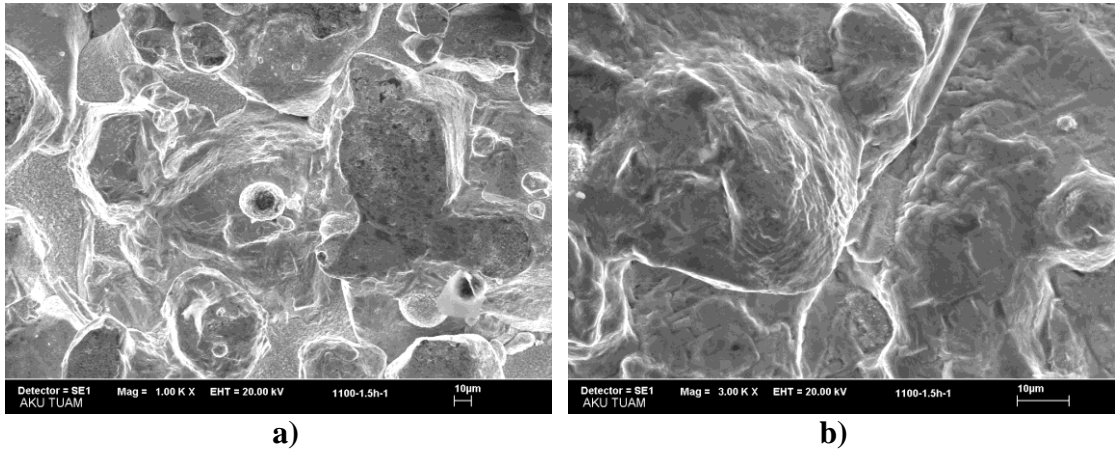
4.1 W+Cu Sistemi (1000 °C ve 1100 °C)

4.1.1 W+Cu Sistemi SEM ve EDS Analizleri

%90W%10Cu kompozit malzemesinin 1000 °C'deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri Şekil 4.1'de ve 1100 °C'deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri Şekil 4.2'de verilmiştir. %90W%10Cu kompozit malzemesinin yüksek oranda W tozları içermesi ve 1000 °C'deki sinterlenmiş halinin Şekil 4.1-a ve şekil 4.1-b'deki SEM görüntüleri incelendiğinde, kompozit numunelerinin içerisinde gözenekler oluşmuştur. Cu tozları, 1000 °C'de sıvı bir fazda oluşmadığından, W tozlarını fazla ıslatmamış ve gözenekli iç yapının oluşumuna sebep olmuştur. Ancak, 1100 °C'deki sinterlenmiş halinin Şekil 4.2/a ve şekil 4.2/b'deki SEM görüntüleri incelendiğinde Cu'nun sıvı faz oluşturduğu anlaşılmaktadır. Oluşan sıvı Cu fazı W tozlarının yüzeyini tam ıslatma ile tozlar arasında boyuncukların oluşumuna sebep olmuştur. Bu sebepten dolayı iç yapıdaki taneler arası bağ dokusunun artışı sağlanmıştır. W toz tanelerinin konsantrasyon ilişkisini arttırarak, mekaniksel özelliklerin artmasını sağlamıştır. 1000 °C'de (Şekil 4.1) geleneksel tüp fırın içerisinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %90W%10Cu kompozit malzemesinin heterojen bir gözenek yapısına sahip olmasına rağmen, aynı kompozisyona sahip malzemenin 1100 °C'deki (Şekil 4.2) sinterleme sonucu W tozları arası boyun oluşumu gerçekleşmiştir. Böylece, kompozit numunesinin iç yapısını oluşturan W tozları arası boyun oluşumunu sağlayarak, iyi bir sinterleme örneği göstermişlerdir.



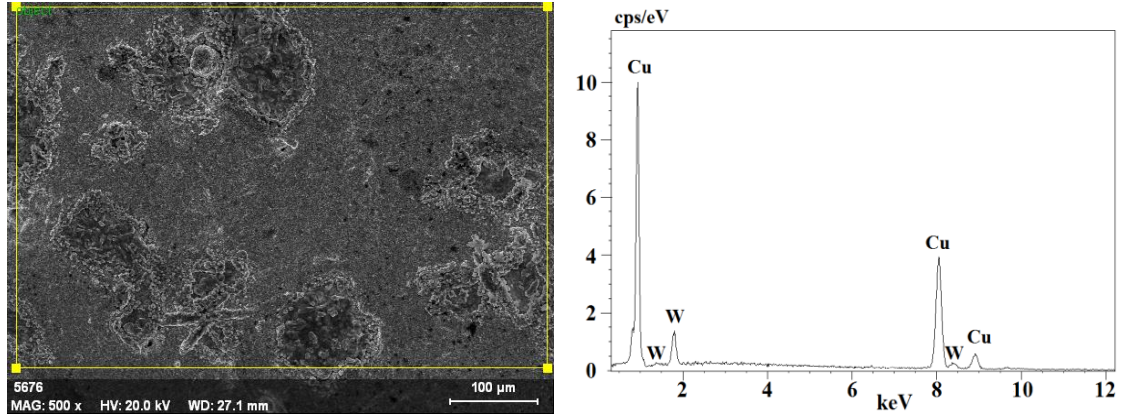
Şekil 4.1 1000 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin SEM görüntüsü; a) 1kx, b) 3kx.



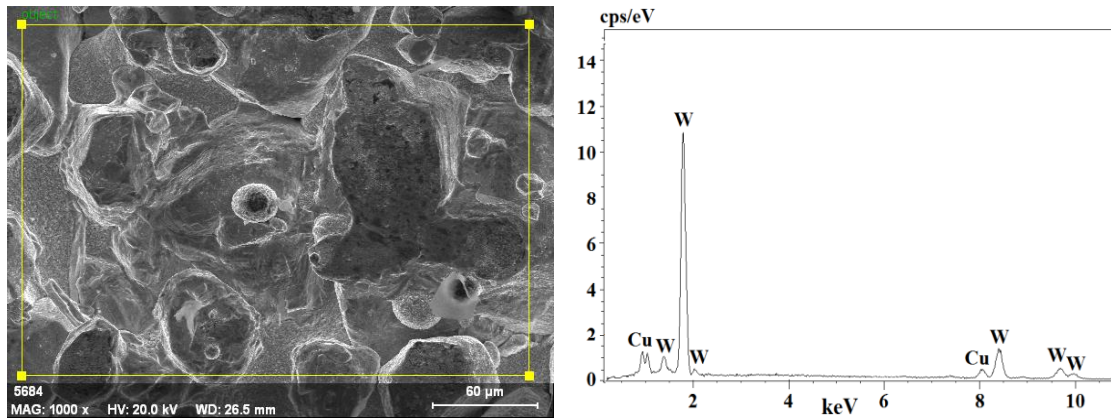
Şekil 4.2 1100 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin SEM görüntüsü; a) 1kx, b) 3kx.

Şekil 4.3 ve şekil 4.4 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %90W%10Cu kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analizi verilmiştir. 1000 °C'de (Şekil 4.3) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %90W%10Cu kompozit numunesinde Cu tozlarının tamamen erimemesi sonucu heterojen bir gözenek yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde Cu atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu elementi miktarının pik şiddetini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.3). 1100 °C'deki (Şekil 4.4) sinterleme sonucu %90W%10Cu kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozları, 1100 °C'de sinterleme sıcaklığında eridiğinden dolayı tozlar arası tam ıslatma

(sıvı sinterleme) ile %90W%10Cu kompozit numunesinin mekaniksel özelliklerini arttırmıştır. Böylece %90W%10Cu kompozit numunesinin 1100 °C'de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu ergiyiği dolarak yüzeyde W elementinin pik şiddetinin artmasına, Cu elementinin varlığının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.4).



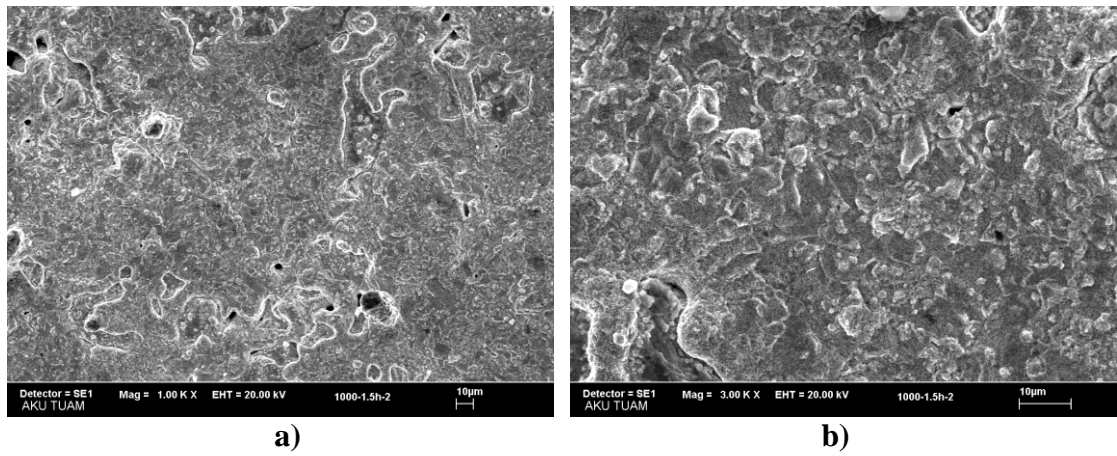
Şekil 4.3 1000 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin EDS analizi.



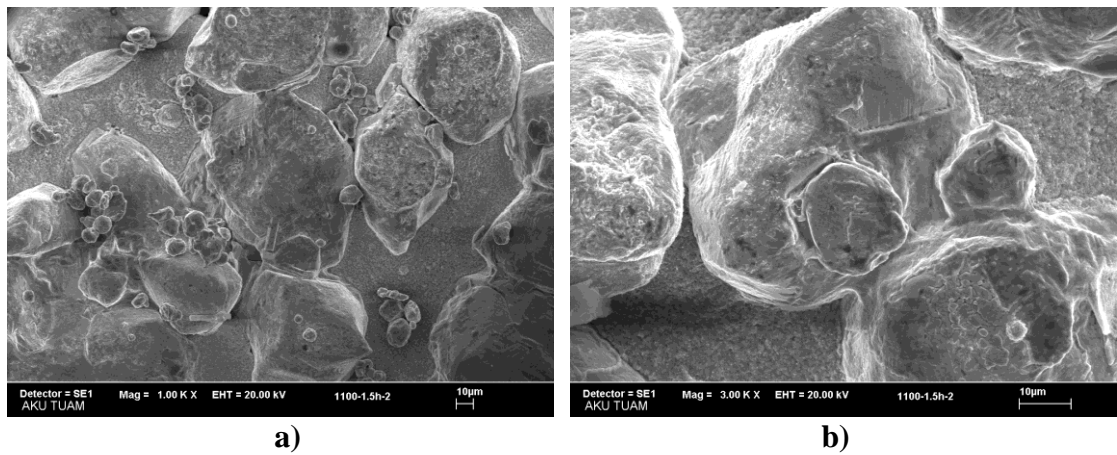
Şekil 4.4 1100 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitinin EDS analizi.

Şekil 4.5 ve şekil 4.6'da %80W%20Cu kompozit malzemelerinin SEM görüntüleri verilmiştir. 1000 °C'de (Şekil 4.5) sinterlenmiş %80W%20Cu kompozit malzemelerinin yüzeyinde bağlayıcı ve iletken faz olan Cu elementinin ergiyerek, W tozlarının yüzeyini kapladığı gözlenmektedir. W tozları, sinterleme sırasındaki yarı ıslanma ile (Şekil 4.5/a)'da heterojen yapıli gözenekler oluşmuştur. 1100 °C'de üretilen kompozit numunesinin yüksek sıcaklıkta sinterlemesi ile W tozlar arası tam ıslanma ile

boyunların oluşumunu sağlayarak, gözeneklilik durumu ortadan kalkmıştır (Şekil 4.6). Böylece küçük tane boyutuna sahip %80W%20Cu kompozit malzemesinin mekaniksel özelliklerinin artmasına neden olmuştur. Toz metalurjisinde küçük tane boyutlu kompozitlerin daha iyi preslendiği ve sinterlendiğini söyleyebiliriz. Küçük tane boyutuna sahip tozların preslenme sırasında koordinasyon sayıları ve sinterleme sırasında yüzey enerjileri artacağından dolayı daha iyi ısınmayla daha yoğun kompozitler üretilebilir. İri taneli tozların preslenmesi yüzey enerjileri azaldığından dolayı sinterlenmeleri kolay değildir.



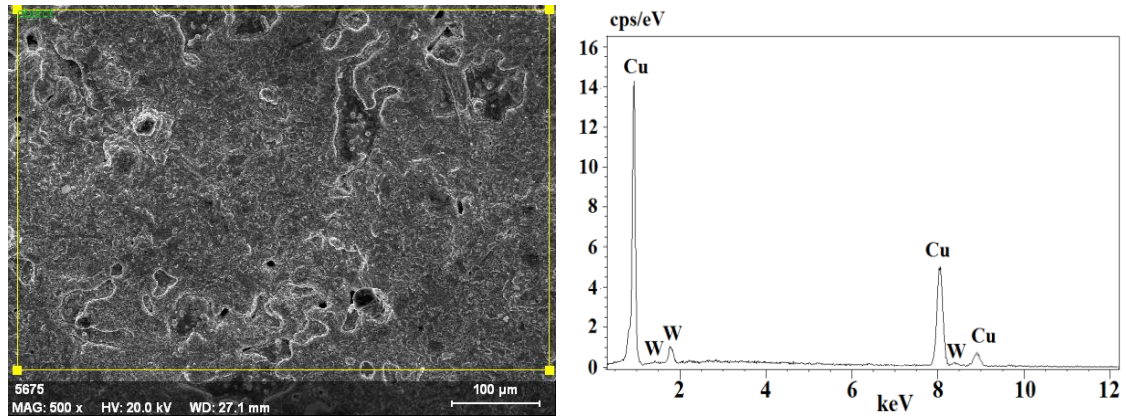
Şekil 4.5 1000 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin SEM görüntüsü; a) 1kx, b) 3kx.



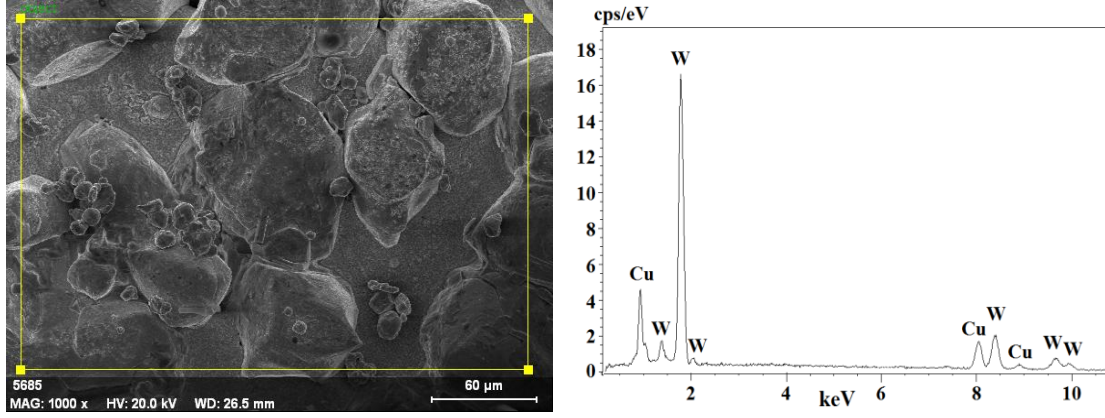
Şekil 4.6 1100 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin SEM görüntüsü; a) 1kx, b) 3kx.

Şekil 4.7 ve şekil 4.8 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%20Cu kompozit malzemesinin SEM/EDS

görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C'de (Şekil 4.7) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%20Cu kompozit numunesinde Cu tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir gözenek yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde Cu atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu elementi miktarının pik şiddetini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.7). 1100 °C'deki (Şekil 4.8) sinterleme sonucu %80W%20Cu kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozları, 1100 °C'de sinterleme sıcaklığında ergidiğinden dolayı tozlar arası tam ıslatma (sıvı faz sinterleme) ile %80W%20Cu kompozit numunesinin mekaniksel özelliklerini arttırmıştır. Böylece %80W%20Cu kompozit numunesinin 1100 °C'de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu ergiyiği dolayında yüzeyde W elementinin pik şiddetinin artmasına, Cu elementinin varlığının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.8).

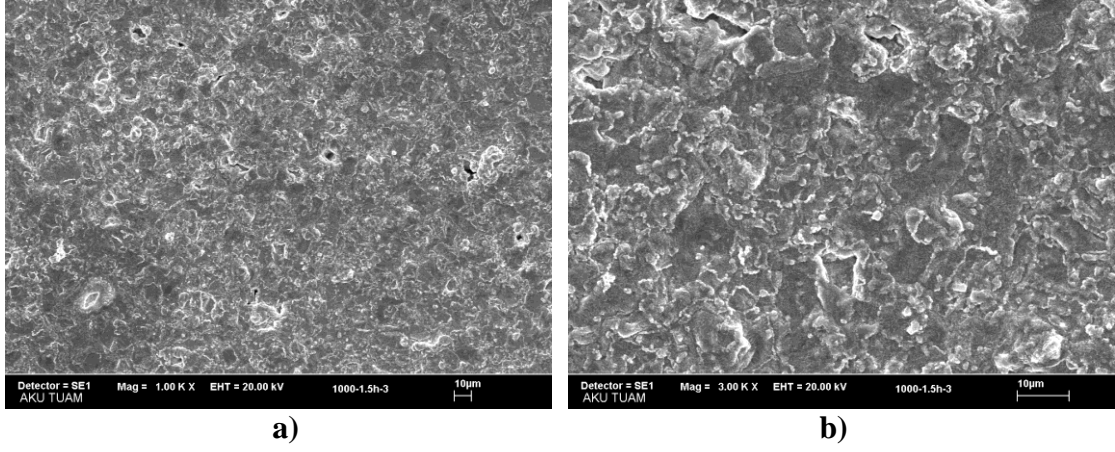


Şekil 4.7 1000 °C'de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin EDS analizi.

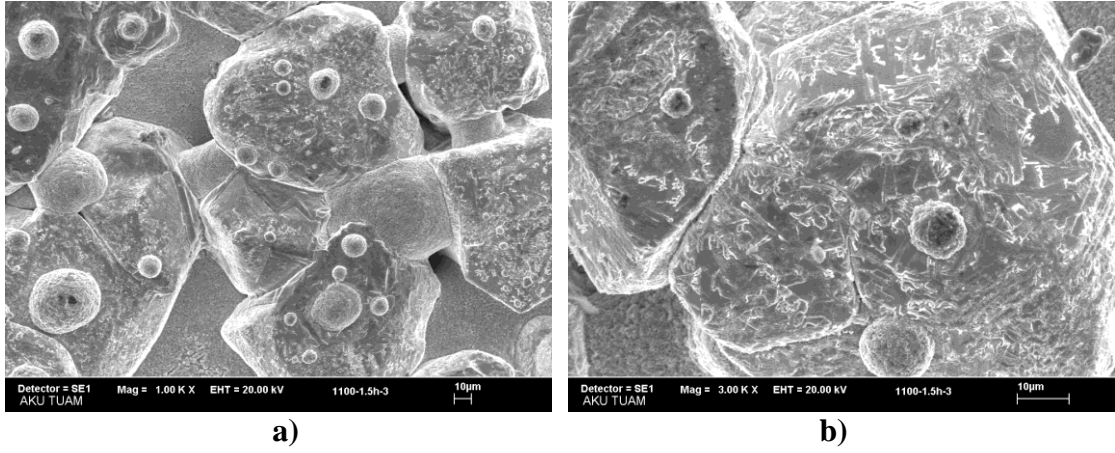


Şekil 4.8 1100 °C’de saf argon gazı atmosferinde sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitinin EDS analizi.

%70W%30Cu kompozit numunesinin 1000 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri Şekil 4.9’da, 1100 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri Şekil 4.10’da verilmiştir. %70W%30Cu kompozit malzemesinin düşük oranda W tozları içermesi ve 1000 °C’deki sinterlenmiş halinin Şekil 4.9/a ve Şekil 4.9/b’deki SEM görüntüleri incelendiğinde, kompozit numunelerinin içerisinde boşluk oranı azalmıştır. Düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozları, 1000 °C’de katı/sıvı fazlarından oluştuğundan W tozlarını fazla ıslatmadığından gözenekli ve boşluklu iç yapının oluşumuna sebep olmuştur. Ancak, 1100 °C’deki sinterlenmiş halinin Şekil 4.10/a ve Şekil 4.10/b’deki SEM görüntüleri incelendiğinde sıvı Cu fazları oluşmuştur. Oluşan sıvı Cu fazları, W tozlarının yüzeyini tam ıslatma ile tozlar arasında boyuncukların oluşumuna sebep olmuştur. Ayrıca, kompozit numunesinin içerisinde yüksek oranda mevcut olan Cu tozlarından kaynaklanan W tozlarının üzerinin çok fazla miktarda sıvandığı gözlenmiştir. Geleneksel tüp fırın içerisinde 1000 °C’de sinterleme işlemine tabi tutulmuş %70W%30Cu kompozit malzemesinde (Şekil 4.9) taneler arası boyun oluşumuna rastlanmamıştır. Aynı içerikli kompozit numunesinin 1100 °C’deki (Şekil 4.10) sinterleme sonucu W tozları arası boyun oluşumu gerçekleşmiştir. Böylece, kompozit numunesinin iç yapısını oluşturan W tozları arası boyun oluşumunu sağlayarak, iyi bir sinterleme örneği göstermişlerdir.



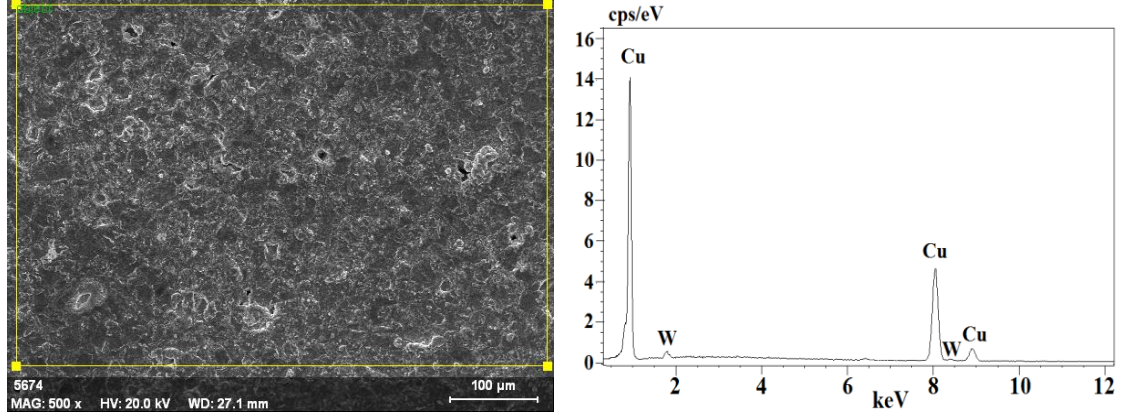
Şekil 4.9 1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin SEM görüntüsü; **a)**1kx, **b)**3kx.



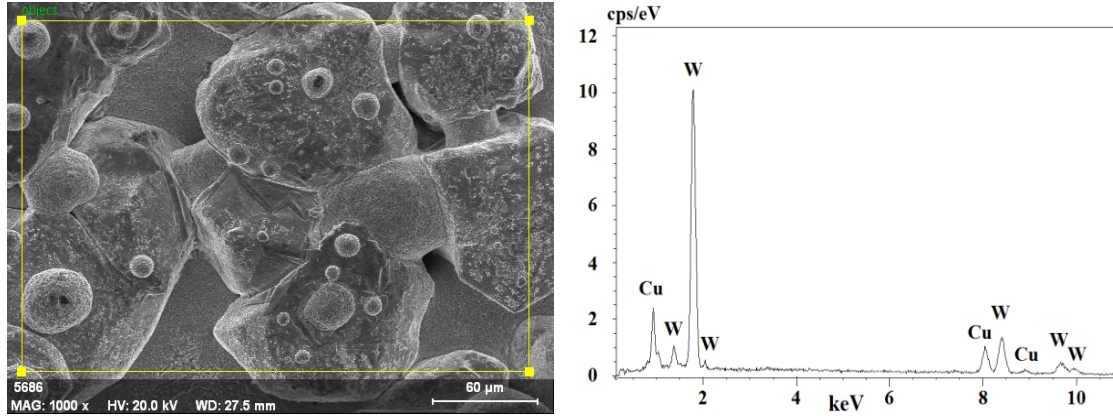
Şekil 4.10 1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin SEM görüntüsü; **a)**1kx, **b)**3kx.

Şekil 4.11 ve şekil 4.12 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %70W%30Cu kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C’de (Şekil 4.11) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %70W%30Cu kompozit numunesinde Cu tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir iç yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde Cu atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu elementi miktarının pik şiddetini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.11). 1100 °C’deki (Şekil 4.12) sinterleme sonucu %70W%30Cu kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozları, 1100 °C’de sinterleme sıcaklığında ergidiğinden dolayı tozlar arası tam ıslatma (sıvı faz sinterleme) ile %70W%30Cu kompozit numunesinin mekaniksel

özelliklerini arttırmıştır. Böylece %70W%30Cu kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu ergiyiği dolarak yüzeyde W elementinin pik şiddetinin artmasına, Cu elementinin varlığının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.12).



Şekil 4.11 1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin EDS analizi.

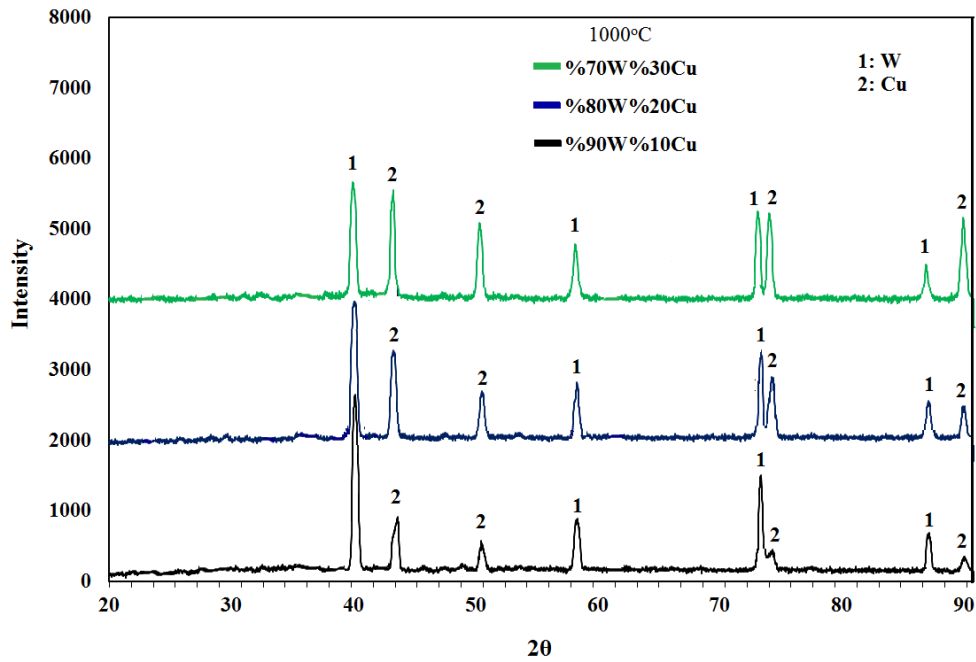


Şekil 4.12 1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin EDS analizi.

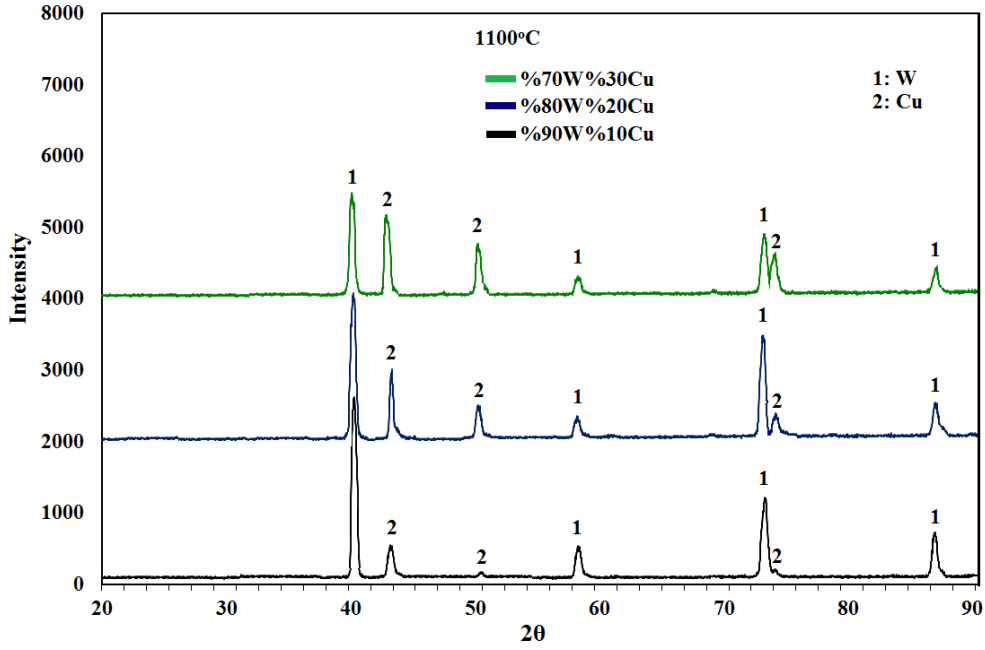
4.1.2 W+Cu Sistemi XRD Analizi

Şekil 4.13 ve Şekil 4.14’de çeşitli bileşim oranlarında 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen W+Cu sistemine ait %90W%10Cu, %80W%20Cu ve %70W%30Cu kompozitlerinin x-ışını kırınım analiz sonuçları verilmiştir. %90W%10Cu, %80W%20Cu ve %70W%30Cu kompozit numunelerine ait XRD desenlerinde sadece W ve Cu pikleri oluşmuştur. Her üç kompozit numuneye ait XRD deseninde en yüksek pik şiddetini W pikleri oluşturmuştur. %90W%10Cu kompozitine ait XRD desenlerinde

W pik şiddeti en yüksek, Cu pik şiddeti en düşük iken, %80W%20Cu kompozitine ait XRD grafiğine bakıldığında W pik şiddetinde azalma, Cu pik şiddetinde artış olmuştur. En düşük W pik şiddetleri ve en yüksek Cu pik şiddetleri %70W%30Cu kompozitine ait XRD grafiğinde görölse de, W pik şiddetleri Cu pik şiddetlerinden daha yüksek çıkmıştır. W pik şiddetinin düştüğü ve Cu pik şiddetinin arttığı XRD grafiklerine ait kompozit numunelerde, mikro vickers sertlik değerleri düşmekteyken, W pik şiddetinin arttığı ve Cu pik şiddetinin azaldığı XRD grafiklerine ait kompozit numunelerde ise mikro vickers sertlik değerlerinin arttığı görölmektedir (Şekil 4.13 ve Şekil 4.14).



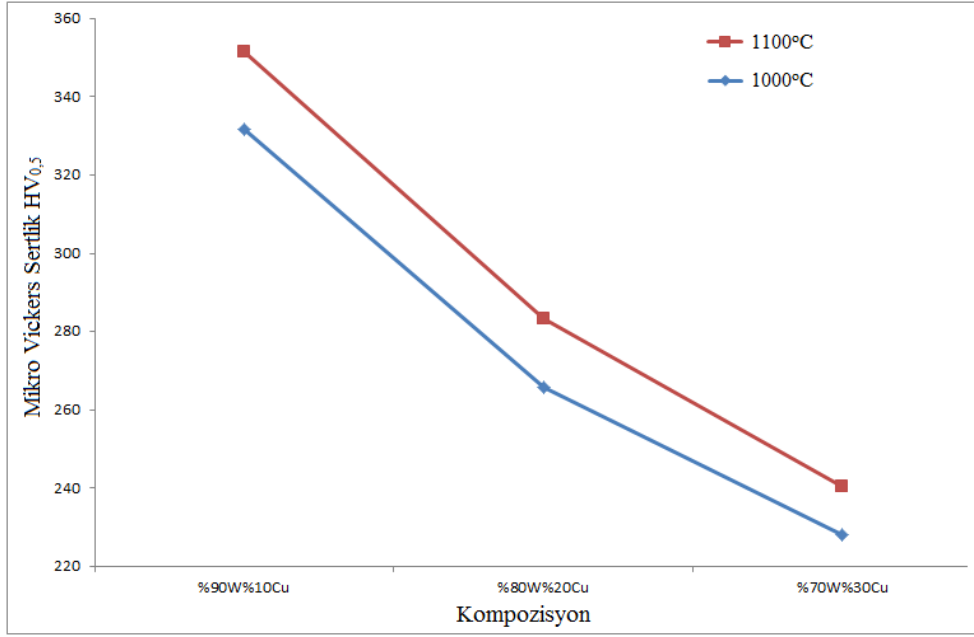
Şekil 4.13 1000 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin XRD desenleri.



Şekil 4.14 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin XRD desenleri.

4.1.3 W+Cu Sistemi Mikro Sertlik Analizi

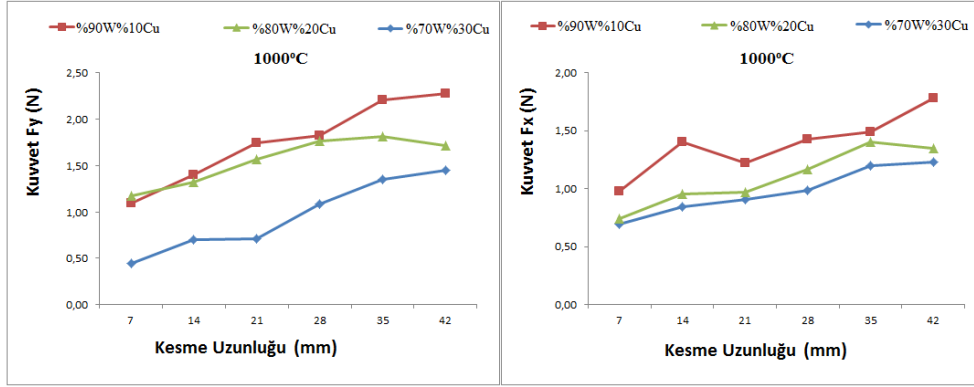
Şekil 4.15’te, 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu, %80W%20Cu ve %70W%30Cu kompozit malzemelerinin mikro vickers sertlik değerleri gösterilmektedir. 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu içeren kompozit numunesinin mikro vickers sertliği yaklaşık olarak 351 HV_{0,5} olarak ölçülmüştür. Aynı kompozit içeriğine sahip 1000 °C’de sinterlenen numunesinin mikro vickers sertlik değeri 331 HV_{0,5} civarında tespit edilmiştir. %80W%20Cu içeren kompozit numunelerin sırasıyla 1100 °C ve 1000 °C’deki mikro vickers sertlik değerleri yaklaşık 283 HV_{0,5} ve 265 HV_{0,5} olarak elde edilmiştir. Buna karşılık 1100 °C’de 240 HV_{0,5}, 1000 °C’de 228 HV_{0,5} mikro vickers sertlik değerleri %70W%30Cu kompozit malzemesinden elde edilmiştir. Elde edilen değerler Cu miktarındaki artışın sertlik değerlerinde düşüşe yol açtığını göstermektedir. Buna karşılık sinterleme sıcaklığındaki artışla birlikte sertlik değerleri de artmıştır. Bu durumun SEM incelemelerinde belirtildiği gibi yüksek sıcaklıkta Cu’nun sıvı faz oluşturarak W partiküllerini daha iyi ıslatmasından ve dolayısıyla daha yüksek yoğunluk elde edilmesinden kaynaklanmaktadır.



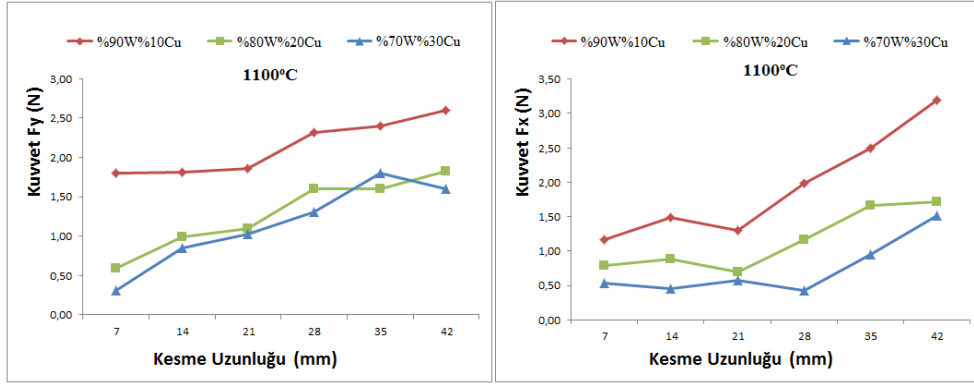
Şekil 4.15 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri.

4.1.4 W+Cu Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi

Şekil 4.16 ve şekil 4.17’de W+Cu sistemine ait kompozit numunelerinin mikro frezeleme işlemi sırasında kesme uzunluğuna bağlı değişen, F_y (kesme yönü) ve F_x kesme kuvvetlerine ait değerler görülmektedir. En yüksek kesme kuvvetleri %90W%10Cu kompozit malzemesinde değişkenlik gösterirken, en düşük kesme kuvvetleri ise %70W%30Cu içeren kompozit malzemesinde meydana gelmiştir. İç yapıdaki W oranının artması kesme kuvvetlerinin artmasına neden olurken, Cu oranlarının artışı ise kesme kuvvetlerinin azalmasına neden olmuştur. 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu, %80W%20Cu ve %70W%30Cu kompozisyonlarına mikro frezeleme işlemi uygulanırken kesme uzunluğu arttıkça genel olarak kesme kuvvetlerinde de artış gözlenmektedir.



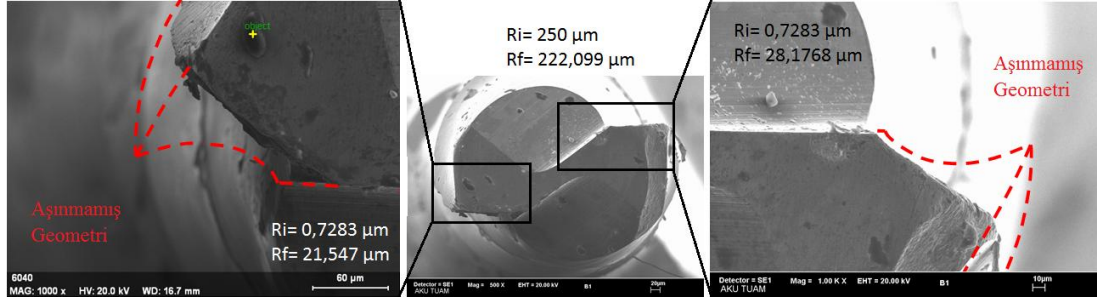
Şekil 4.16 1000 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.



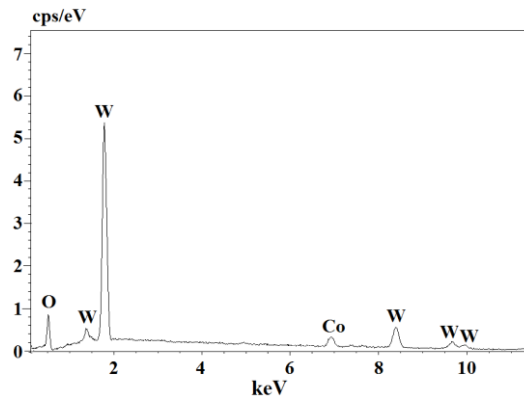
Şekil 4.17 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.

4.1.5 W+Cu Sistemi Kesici Takım Aşınması

1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %90W%10Cu kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.18’de verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %90W%10Cu kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 222,099 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 21,547 µm, sağ kesici ucu 28,1768 µm olarak ölçülmüştür. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.19’da verilmektedir.

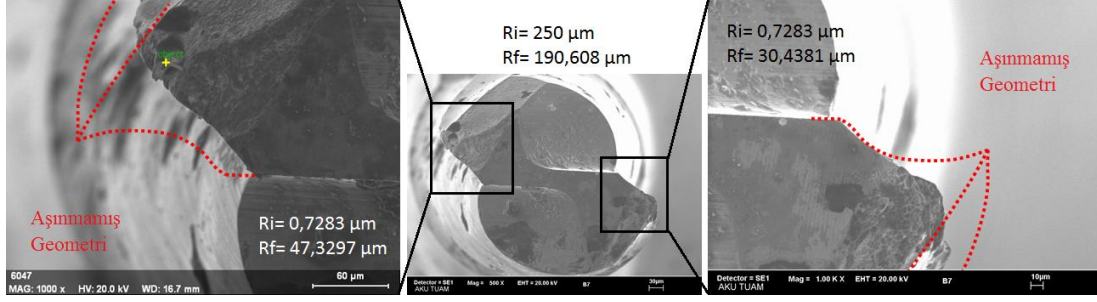


Şekil 4.18 1000 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

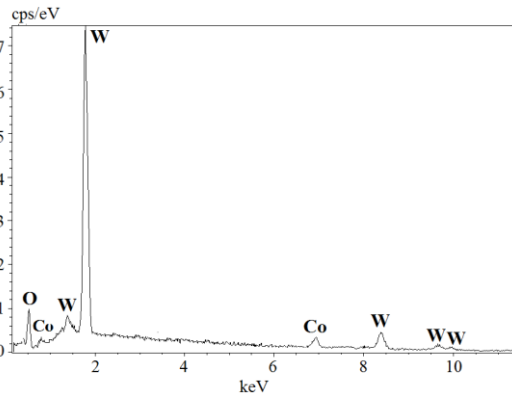


Şekil 4.19 1000 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

1100 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %90W%10Cu kompozitleri için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.20’de verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %90W%10Cu kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 190,608 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 47,3297 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 30,4381 µm olarak elde edilmiştir. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.21’de verilmektedir.

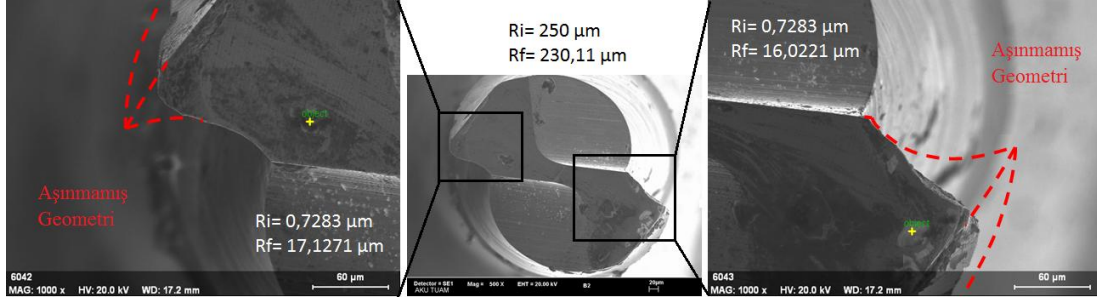


Şekil 4.20 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ucunun SEM görüntüsü.

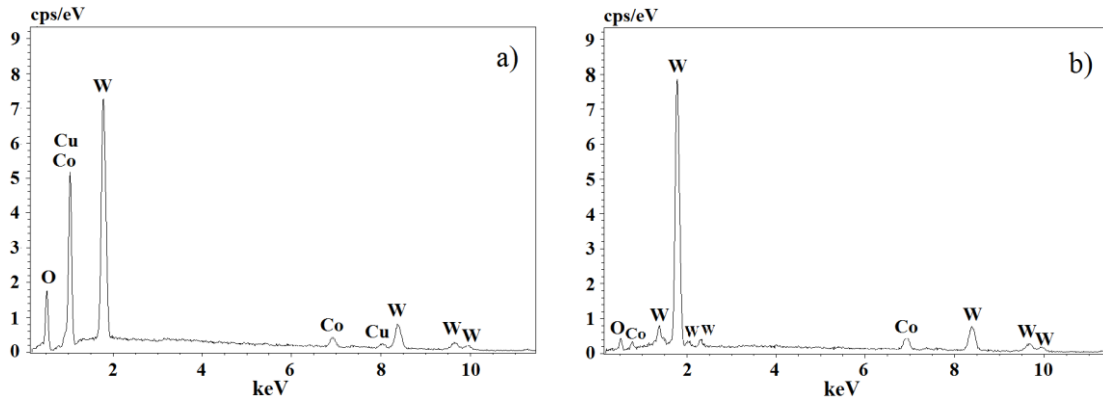


Şekil 4.21 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvayan talaşa ait EDS analizi.

1000 °C’de sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitleri için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.22’de verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%20Cu kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 230,11 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 17,1271 µm, sağ kesici ucu 16,0221 µm olarak ölçülmüştür. Sol ve sağ kesici ağızlarına yapışan parçalara ait EDS grafikleri şekil 4.23/a ve 4.23/b’de verilmektedir.

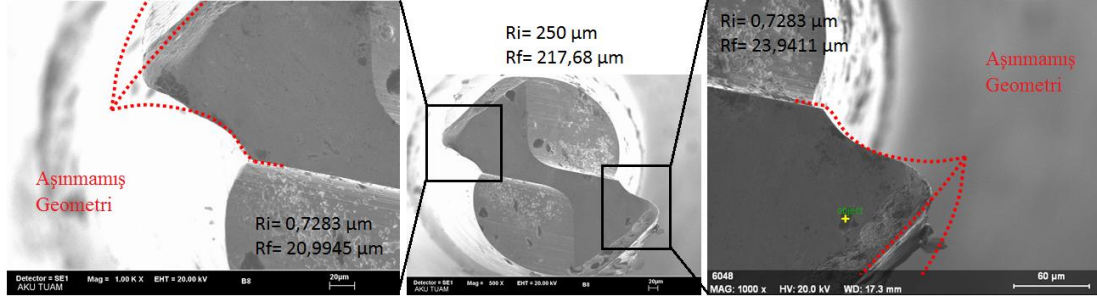


Şekil 4.22 1000 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

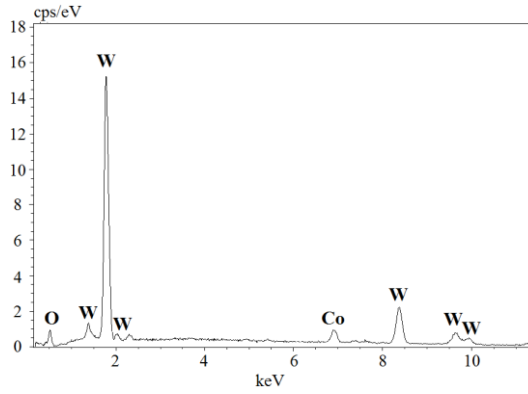


Şekil 4.23 1000 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi; a) Sol ağız, b) Sağ ağız.

Şekil 4.24’te 1100 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%20Cu kompozitleri için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%20Cu kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 217,68 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 20,9945 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 23,9411 µm olarak elde edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.25’te verilmektedir.

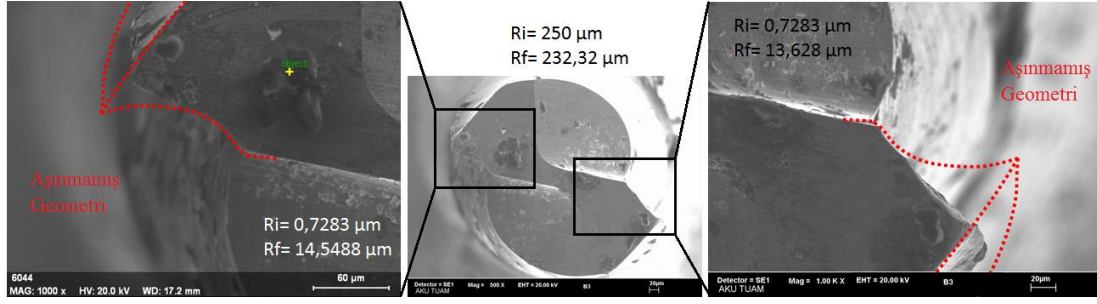


Şekil 4.24 1100 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

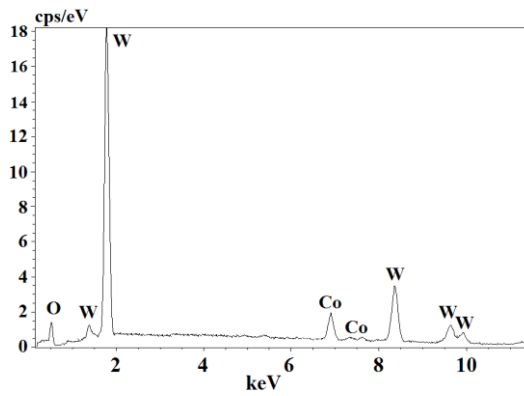


Şekil 4.25 1100 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

1000 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %70W%30Cu kompozitleri için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.26’da verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %70W%30Cu kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 232,32 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 14,5488 µm, sağ kesici ucu 13,628 µm olarak ölçülmüştür. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.27’de verilmektedir.

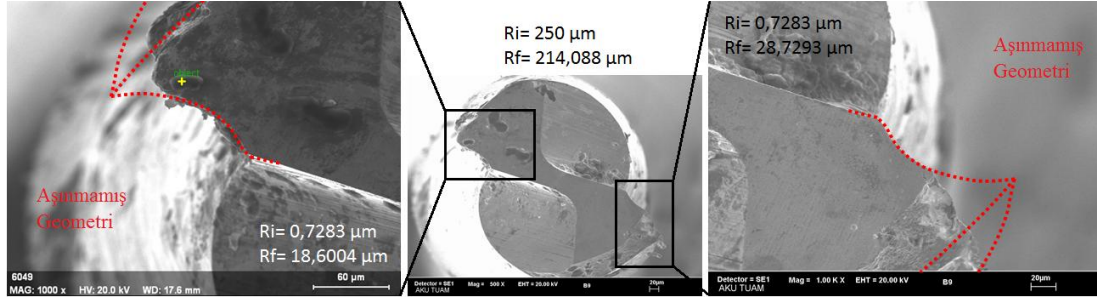


Şekil 4.26 1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

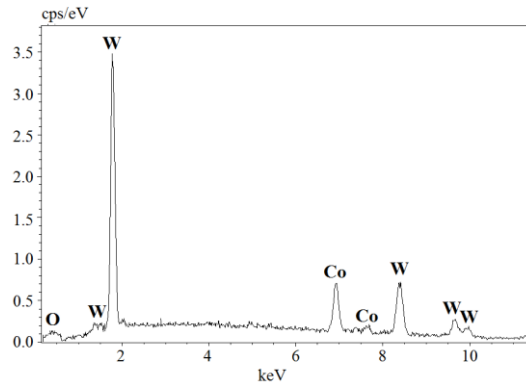


Şekil 4.27 1000 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.28’de 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %70W%30Cu kompozitleri için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %70W%30Cu kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 214,088 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 18,6004 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 28,7293 µm olarak elde edilmiştir. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.29’da verilmektedir.



Şekil 4.28 1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.



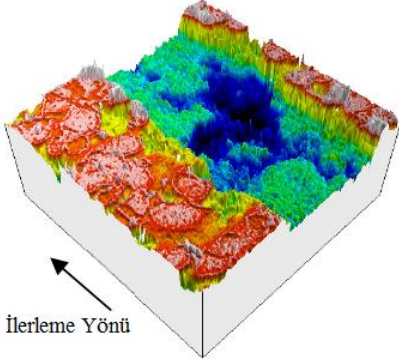
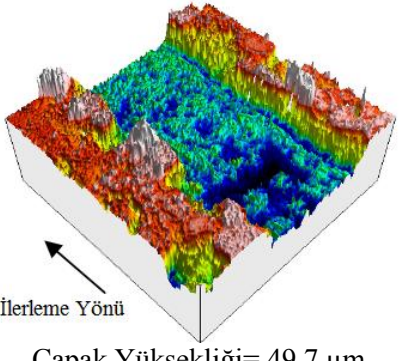
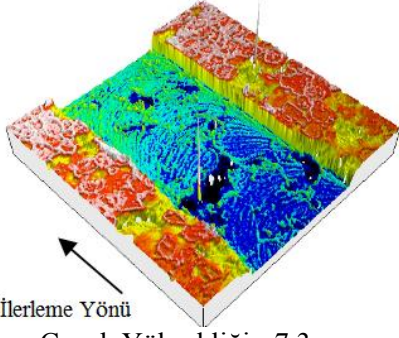
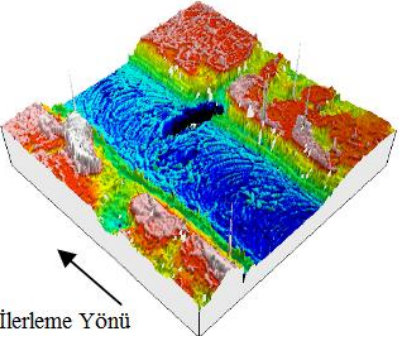
Şekil 4.29 1100 °C’de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvı talaşa ait EDS analizi.

4.1.6 W+Cu Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü Analizi

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %90W%10Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.1’de verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi oldukça pürüzlü çıkmıştır. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 4,23 µm ve 2,7 µm olarak elde edilmiştir. Bu yüzey pürüzlülüğünde gözenekli yapının da etkisi bulunmaktadır. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 12,8 µm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 49,7 µm seviyesine çıkmıştır. Cu bu sıcaklıkta sinterlendiğinde sıvı faza geçemediği için W partiküllerini birbirine bağlama görevini tam olarak yerine getirememiştir.

1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Kanalın girişinde 2,1 µm değeri elde edilirken, çıkışında 1,5 µm değeri elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yüzey pürüzlülüğündeki bu azalış, Cu elementinin 1100 °C’de sıvı faza geçmesi ve mikro kesme işlemi esnasında talaş parçalarının yerinden koparak değil, kesilerek ayrılmasındandır. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 7,3 µm ve 80,5 µm olarak ölçülmüştür.

Çizelge 4.1 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %90W%10Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

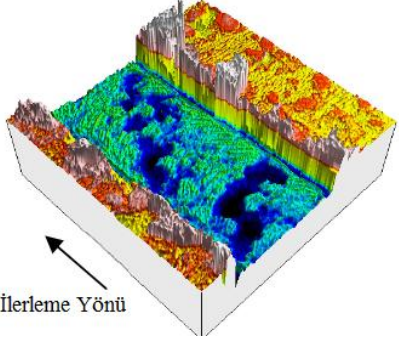
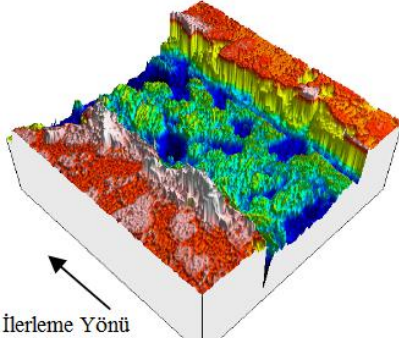
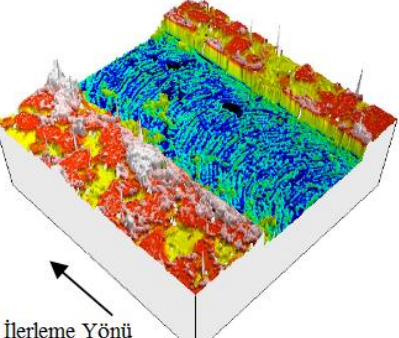
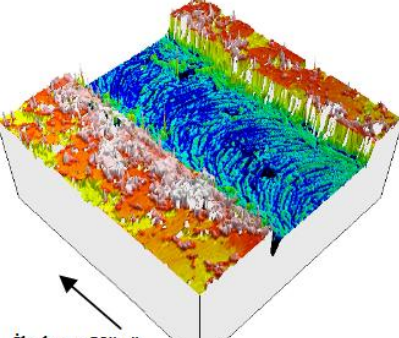
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısmının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısmının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %90W+%10Cu	 <p data-bbox="557 1361 903 1458">Çapak Yüksekliği= 12,8 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 4,23 µm</p>	 <p data-bbox="994 1361 1340 1435">Çapak Yüksekliği= 49,7 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,7 µm</p>
1100 °C %90W+%10Cu	 <p data-bbox="557 1800 903 1899">Çapak Yüksekliği= 7,3 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,1 µm</p>	 <p data-bbox="994 1800 1340 1899">Çapak Yüksekliği= 80,5 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,5 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%20Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.2’de verilmektedir.

1000 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinde açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgesindeki yüzey, oldukça pürüzlü çıkmıştır. Bu yüzey pürüzlülüğünde gözenekli yapının da etkisi bulunmaktadır. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 2,8 µm ve 3,1 µm olarak elde edilmiştir. Çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olmasının sebebi, kesici takım ağzının çıkış bölgesinde daha çok aşınmış bir vaziyet almasıdır. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 92,3 µm değeri oldukça fazla miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği azalarak 23 µm seviyesine düşmüştür. Yine bu sıcaklıkta sinterleme sonucu Cu tozlarının sıvı faza geçemediği ve taneler arası bağın zayıf olduğu gözlenmektedir.

1100 °C’de sinterlenen %80W%20Cu kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Kanalın girişinde 1,67 µm değeri elde edilirken, çıkışında 1,97 µm değeri elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yüzey pürüzlülüğündeki bu azalış, Cu elementinin 1100 °C’de sıvı faza geçmesi, daha homojen bir yapı oluşturması ve mikro kesme işlemi esnasında talaş parçalarının yerinden koparak değil, kesilerek ayrılmasındandır. Cu oranının artmasıyla giriş kısmında da oldukça fazla mikro çapaklar oluşmuştur. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 62,4 µm ve 72,6 µm olarak tespit edilmiştir.

Çizelge 4.2 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%20Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

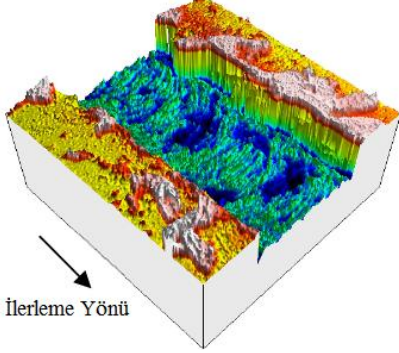
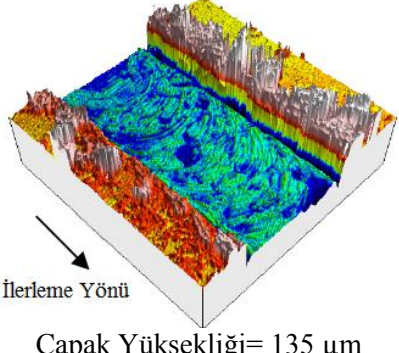
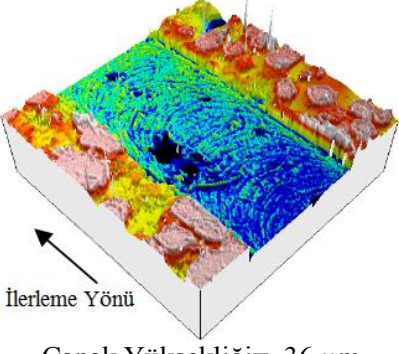
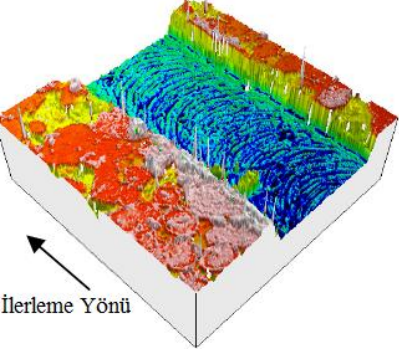
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%20Cu	 <p>Çapak Yüksekliği= 92,3 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,8 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 23 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 3,1 µm</p>
1100 °C %80W+%20Cu	 <p>Çapak Yüksekliği= 62,4 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,67 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 72,6 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,97 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %70W%30Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.3'te verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C'de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinde açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgesindeki yüzey pürüzlülüğü, Cu oranındaki artış ile içeriğinde W oranı çok olan kompozitlere göre daha düşük çıkmıştır. Gözenekli yapının da etkisinin yüzey pürüzlülüğünde oldukça azaldığını görmekteyiz. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 2,24 µm ve 2,05 µm olarak elde edilmiştir. Kesici takımın kanal çıkışında en aşınmış halini alması sebebiyle; mikro

kanalın çıkış yüzeyinin, giriş yüzeyinden daha pürüzlü olması gerekirken, tam tersi bir durum oluşmuştur. Bunun sebebi kanal girişinin, çıkıştan daha fazla gözenekli yapı içermesidir. Mikro çapak yoğunluğu mikro kanalın çıkış bölgesinde daha yoğun oluşmuştur. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 53,9 µm değeri oldukça fazla miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği azalarak 135 µm seviyesine düşmüştür. Yine bu sıcaklıkta sinterleme sonucu Cu tozlarının sıvı faza geçemediği ve taneler arası bağın zayıf olduğu gözlenmektedir.

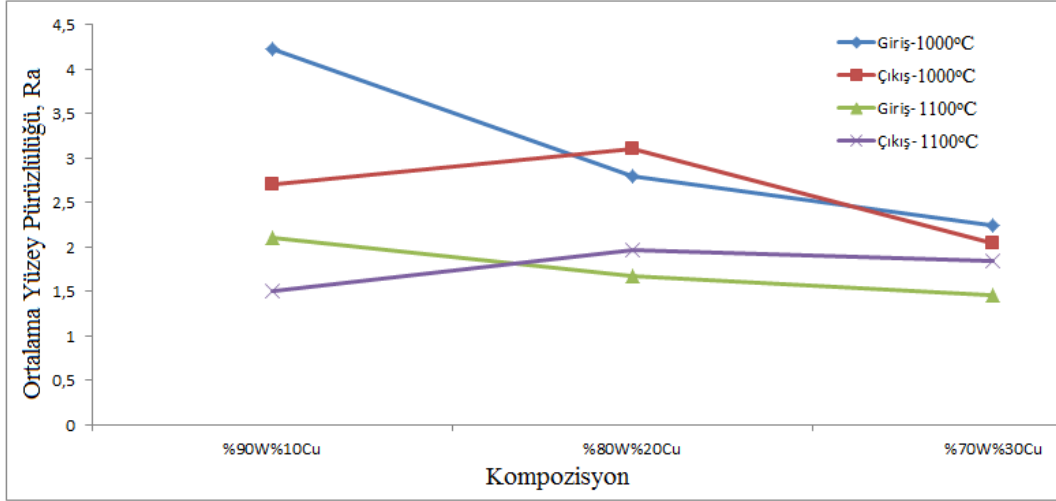
1100 °C'de sinterlenen %70W%30Cu kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C'de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Kanalın girişinde ortalama yüzey pürüzlülüğü 1,46 µm değeri elde edilirken, çıkışında 1,85 µm değeri elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yüzey pürüzlülüğündeki bu azalış, Cu elementinin 1100 °C'de sıvı faza geçmesi, daha homojen bir yapı oluşturması ve mikro kesme işlemi esnasında talaş parçalarının yerinden koparak değil, kesilerek ayrılmasındandır. Mikro kanalın çıkış bölgesinde giriş bölgesinden daha yoğun mikro çapaklar oluşmuştur. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 36 µm ve 53,1 µm olarak tespit edilmiştir.

Çizelge 4.3 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %70W%30Cu kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %70W+%30Cu	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 53,9 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,24 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 135 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,05 µm</p>
1100 °C %70W+%30Cu	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 36 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,46 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 53,1 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,85 µm</p>

W+Cu sisteminde olan 1000 °C ve 1100 °C'de Sinterlenen %90W%10Cu, %80W%20Cu ve %70W%30Cu kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerlerini gösteren grafik şekil 4.30'da verilmektedir. Mikro frezelenmesi işlemi sonucu 1100 °C'de sinterlenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerleri, 1000 °C'de sinterlenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerlerinden daha düşük elde edilmiştir. Bunun başlıca sebebi Cu tozlarının 1100 °C'de sinterlenme esnasında sıvı faza geçerek daha homojen bir yapı oluşumuna destek vermeleridir. W+Cu sisteminde en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1000 °C'de sinterlenmiş %90W%10Cu numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise 1100 °C'de

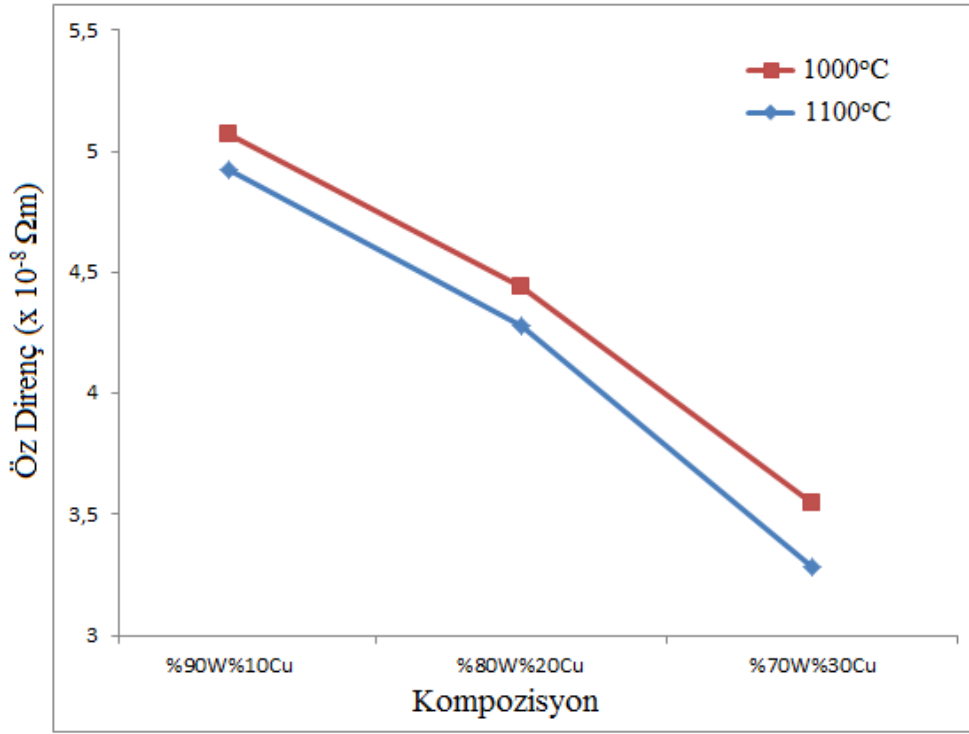
sinterlenmiş %70W%30Cu numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.



Şekil 4.30 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri.

4.1.7 W+Cu Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi

Şekil 4.31’de 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen %90W%10Cu, %80W%20Cu ve %70W%30Cu numunelerinin elektriksel özdirenç değerleri verilmektedir. %90W%10Cu içeriğine sahip 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen numunede elektriksel öz direnç değeri $5,07 \times 10^{-8} \Omega m$, 1100 °C’de sinterlenen numunede $4,92 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilmiştir. Aynı sistem grubunda yer alan %80W%20Cu kompozit malzemesinde elektriksel öz direnç değerleri, 1000 °C’de sinterleme sonucu $4,44 \times 10^{-8} \Omega m$, 1100°C’de sinterleme sonucu $4,28 \times 10^{-8} \Omega m$ bulunmuştur. 1000 °C ve 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %70W%30Cu numunesinde ise elektriksel öz direnç değerleri sırasıyla $3,55 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $3,28 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak tespit edilmiştir. W+Cu sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%10Cu kompozisyonuna sahip numunede elde edilirken, en düşük elektriksel öz direnç değeri 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %70W%30Cu kompozit malzemesinde elde edilmiştir.



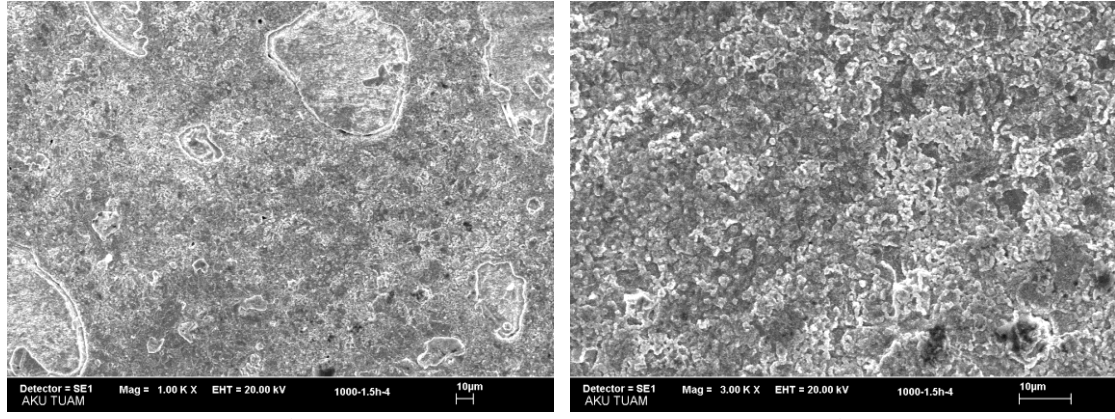
Şekil 4.31 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%10Cu), (%80W%20Cu) ve (%70W%30Cu) kompozitlerinin elektriksel öz direnç değerleri.

4.2 W+Cu+X Sistemi (1000 °C ve 1100 °C)

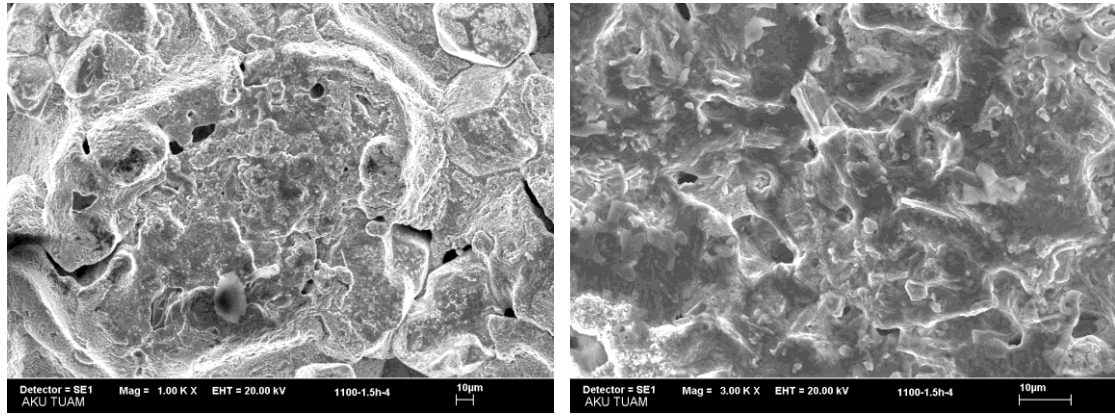
4.2.1 W+Cu+X Sistemi SEM ve EDS Analizleri

Şekil 4.32’de 1000 °C’de sinterleme işlemi sonrası ve şekil 4.33’de 1100 °C’de sinterleme işlemi sonrası %80W%15Cu%5Ni kompozitlerinin 1kx ve 3kx büyütme SEM görüntüleri verilmiştir. Ni ilavesinin kompozit malzeme mikroyapısına etkisi görülmektedir. %80W%20Cu kompozit malzemesine göre karşılaştırıldığında; ağırlıkça %5Cu azaltılmış ve bunun yerine %5Ni eklenmiştir. Şekil 4.32/a ve şekil 4.32/b’de 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemeyi oluşturan elementlerden sıvı faza geçişi ve taneler arası boyun oluşumunun çok az olduğu görülmektedir. Şekil 4.33/a ve şekil 4.33/b’de 1100 °C’de sinterleme sonrası Cu tozları sıvı faza dönüştüğü görülmektedir. %80W%15Cu%5Ni kompozit numunesi içerisine katılan bağlayıcı sıvı Cu fazları, W tanelerinin etrafını sararak sıvandığı yani, homojen olarak paketlediği tahmin edilmektedir. Bu durumda üretilen %80W%15Cu%5Ni kompozit numunelerin ideal bir sinterleme işlemine tabi tutulduğu gözlenmektedir.

Yine bağlayıcı faz olarak kullanılan Ni tozlarından kaynaklanan boyun oluşumunun azaldığı, yüzeyde bazı noktalarda gözenekli yapılar görülmesine rağmen şekil 4.33/b’de 3kx büyütmesinde içyapının homojen dağılımlı tanelerden oluştuğu gözlemlenmektedir.



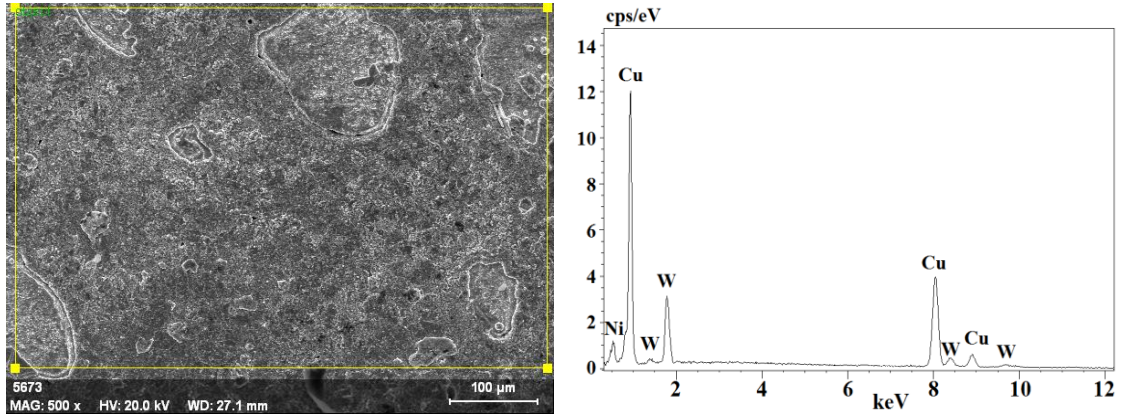
Şekil 4.32 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b)3kx.



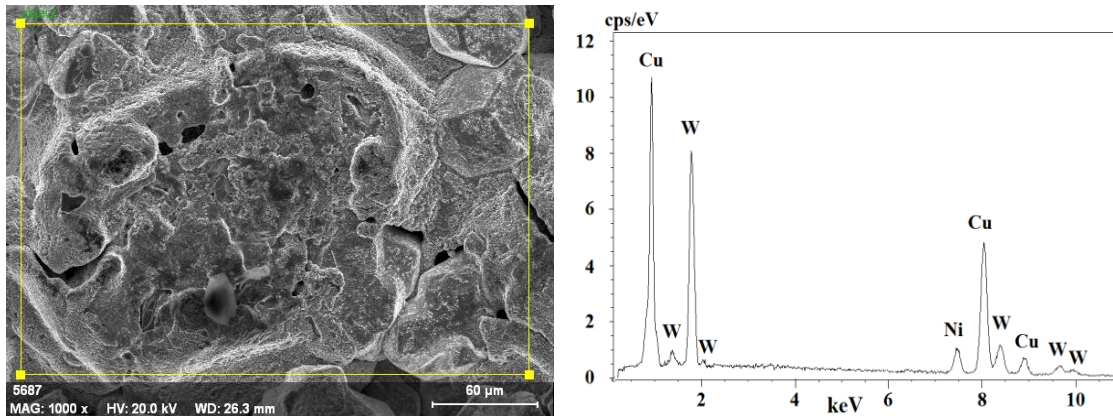
Şekil 4.33 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b)3kx.

Şekil 4.34 ve şekil 4.35 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C’de (Şekil 4.34) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%5Ni kompozit numunesinde Cu/Ni tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir gözenek yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, %80W%15Cu%5Ni kompozit numunesinin yüzeyinde Cu atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu elementi miktarının pik

şiddetini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.34). 1100 °C'deki (Şekil 4.35) sinterleme sonucu %80W%15Cu%5Ni kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmesine rağmen gözenekli yapının oluştuğu görülmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozları, 1100 °C'de sinterleme sıcaklığında ergidiğinden dolayı tozlar arası boyun oluşumu, daha yüksek sıcaklıklarda eriyen Ni tozlarından dolayı düşük seviyelerde oluşmuştur. Böylece, %80W%15Cu%5Ni kompozit numunesinin mekaniksel özelliklerini yani, mikro sertlik değerlerini düşürdüğü tespit edilmiştir. %80W%15Cu%5Ni kompozit numunesinin 1100 °C'de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının yüzeyini sıvı Cu ergiyiği sıvayarak, W elementinin pik şiddetinin düşmesine, Cu ve Ni elementinin varlığının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.35).

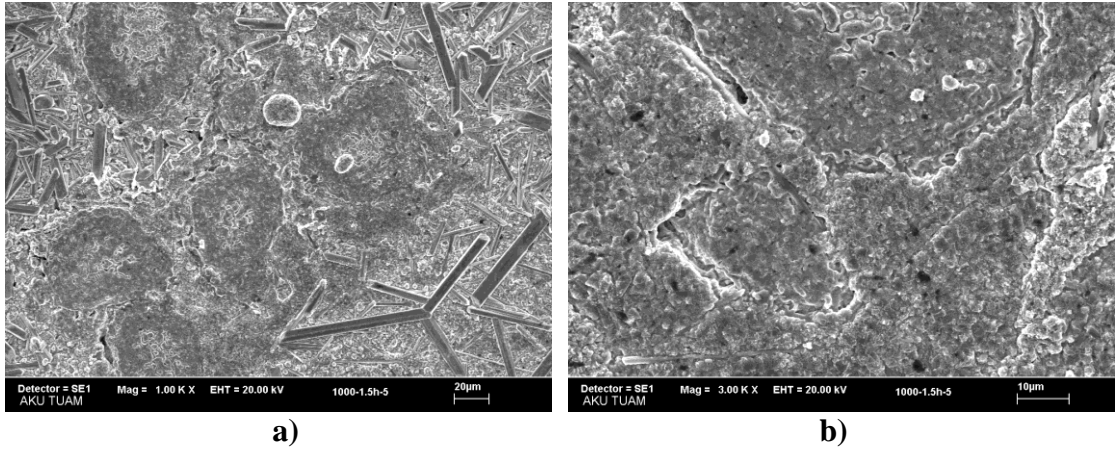


Şekil 4.34 1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin EDS analizi.

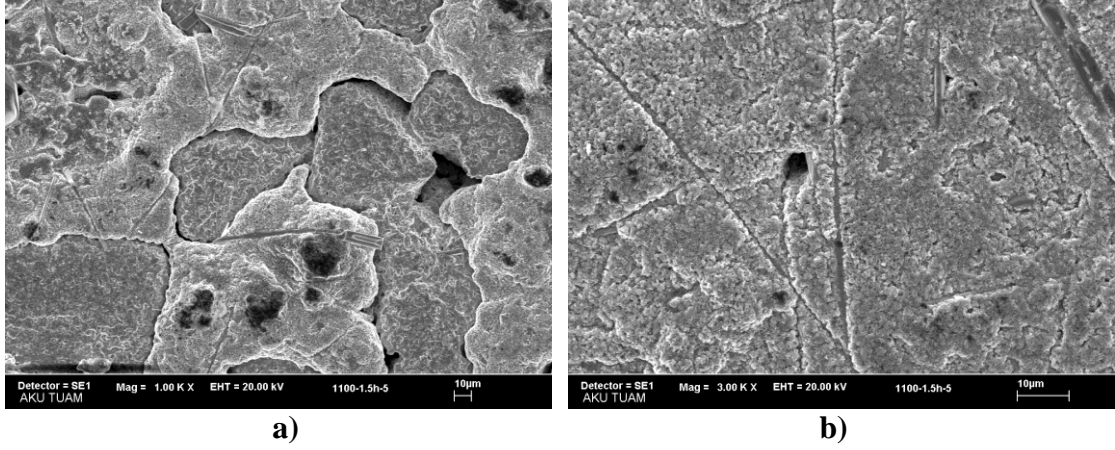


Şekil 4.35 1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin EDS analizi.

1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesinin SEM görüntüleri 1kx ve 3kx büyütme ile şekil 4.36 ve şekil 4.37’de verilmiştir. 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozit malzemenin iç yapısını oluşturan tanelerin çubuksu ve sütunlaşmış (Co₃W fazı) biçimde bir hal almaları iyi bir sinterleme örneği göstermiştir. 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesinin iç yapısında taneler arası tam ıslanma gözlenmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozlarından ve iyi bir sinterleme özelliğine sahip Co elementi tozlarından dolayı taneler arası boyun oluşumu gerçekleşmiştir. Bu durum, %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemelerine göre daha yüksek mekaniksel özellik değerleri göstermiştir. Genel olarak içerisinde Co bulunan %80W%15Cu%5Co numunelerde bağlayıcı metal tozlarının etkisi ile gözenek oluşumu önlenmiştir. İçerisinde sadece W ve Cu bulunan kompozitlere göre bu numunenin mikro yapısının iyileştirilmesinde Co bağlayıcı tozu büyük rol oynamıştır.

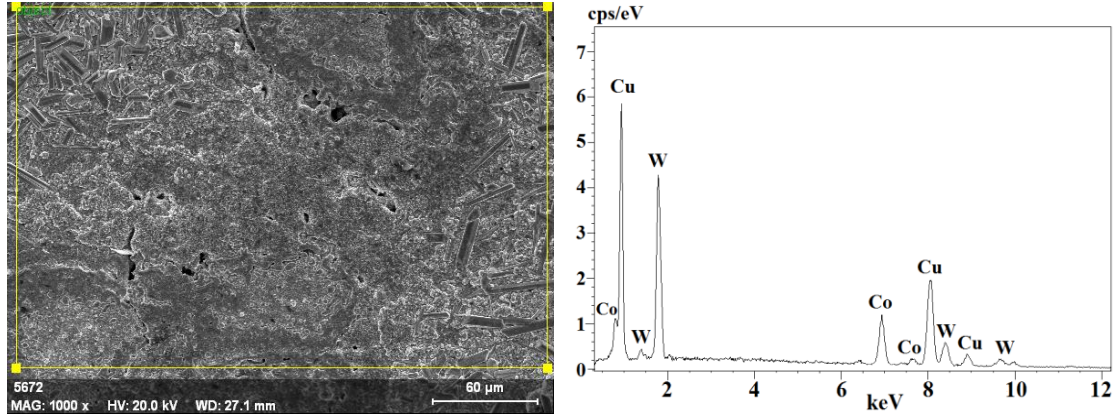


Şekil 4.36 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin SEM görüntüsü, a)1kx, b)3kx.

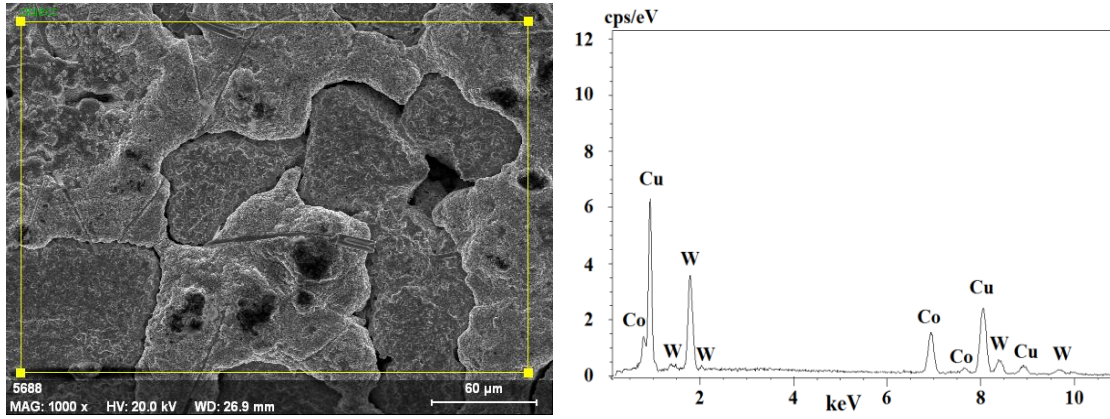


Şekil 4.37 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin SEM görüntüsü, **a)** 1kx, **b)** 3kx.

Şekil 4.38 ve şekil 4.39 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C’de (Şekil 4.38) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%5Co kompozit numunesinde Cu/Co tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir iç yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde Cu/Co atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu ve Co elementi miktarlarının pik şiddetini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.38). 1100 °C’deki sinterleme sonucu %80W%15Cu%5Co kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir. %80W%15Cu%5Co kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu ergiyiği dolarak yüzeyde Cu elementinin pik şiddetinin artmasına, W elementinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.39).

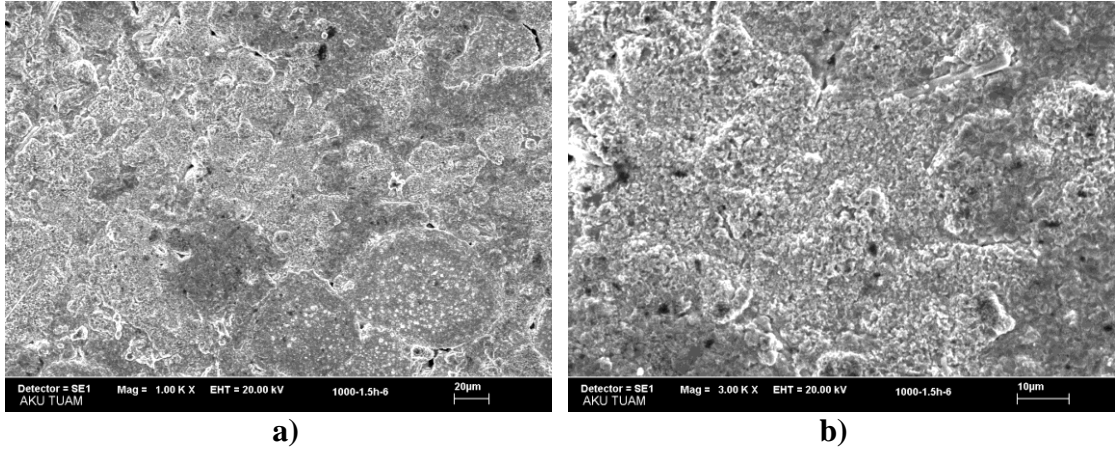


Şekil 4.38 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin EDS analizi.

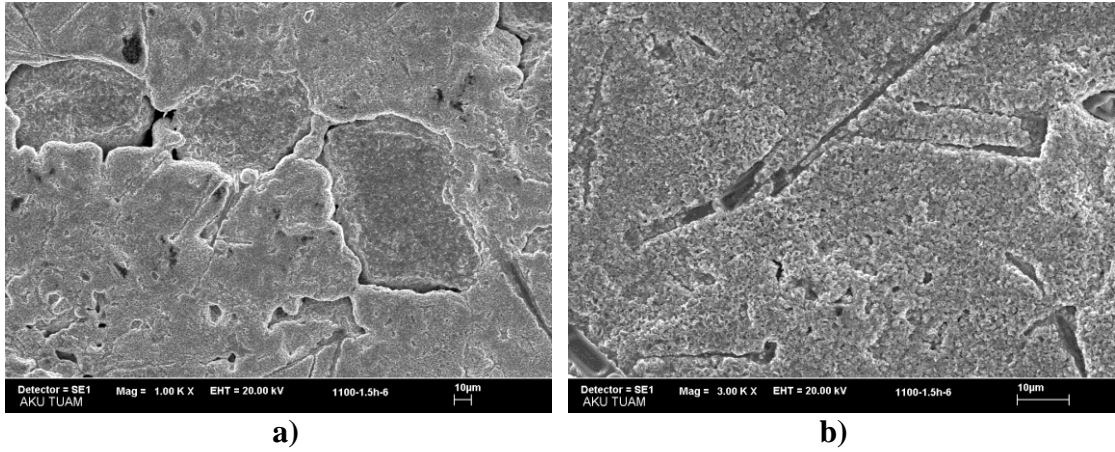


Şekil 4.39 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin EDS analizi.

Şekil 4.40 ve şekil 4.41’de %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüleri verilmiştir. Toz metalurjisinde bağlayıcı faz olarak kullanılan Ni/Co tozlarından iyi bir bağlayıcılık özelliği olan Co ile üretilen kompozit malzemelerin daha iyi sinterlendiği görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme işlemine tabi tutulmuş numunenin homojen bir gözenek yapısına sahip olmasına rağmen 1100 °C’deki sinterleme sonucu kompozit malzemede daha az gözenek oluşturarak taneler arası tam ıslanma sağlanmış ve taneler arası boyun oluşumu gerçekleşmiştir. Şekil 4.40/a ve şekil 4.40/b’de görülen 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesinin SEM görüntüsünde homojen bir iç yapı oluşumu gözlenmektedir. %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesinin içeriğinde bağlayıcı faz olarak kullanılan Ni ve Co metal tozlarının bulunması, deney numunelerin yüzey düzgünlüğünü ve fiziksel görünümünde iyileşmesini sağlamıştır (şekil 4.40, şekil 4.41).



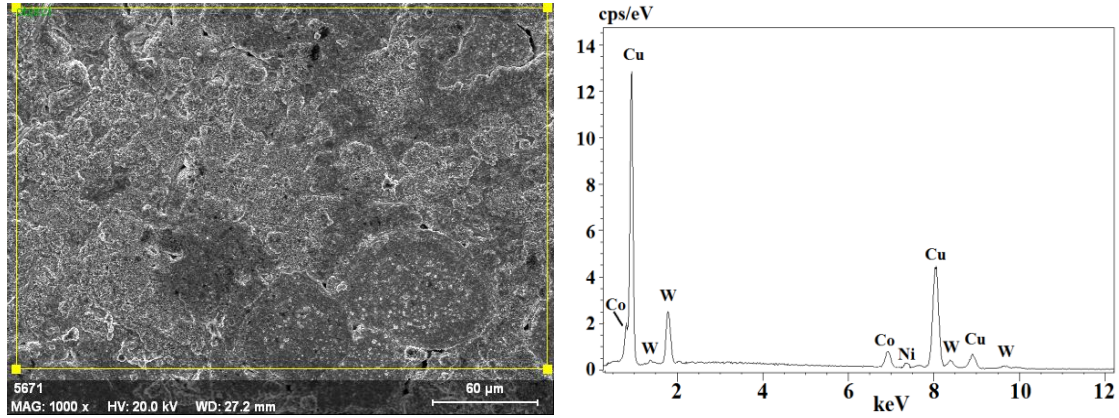
Şekil 4.40 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b) 3kx.



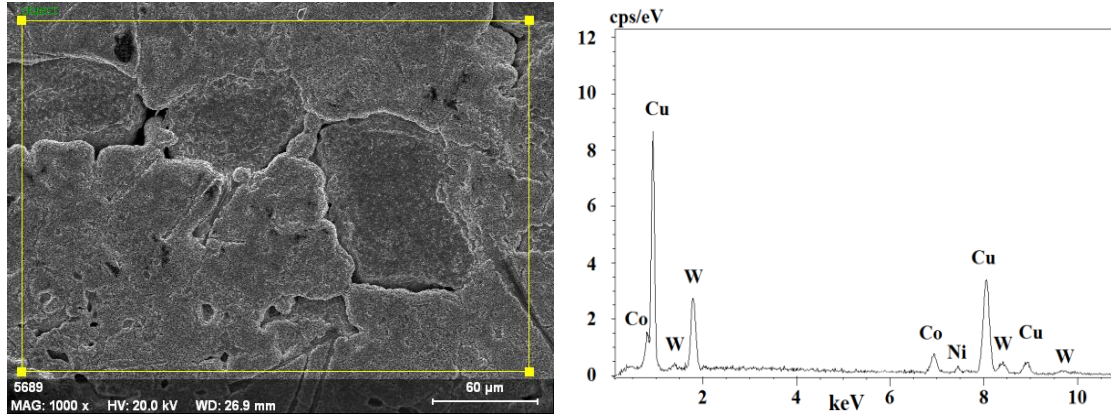
Şekil 4.41 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b) 3kx.

Geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri Şekil 4.42 ve şekil 4.43’te verilmiştir. 1000 °C’de (Şekil 4.42) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinde Ni ve Co tozlarının tamamen erimemesi sonucu heterojen bir gözenek yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde düşük ergime sıcaklığına sahip Cu elementi miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu elementi miktarının pik şiddetini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.42). 1100 °C’deki (şekil 4.43) sinterleme sonucu %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu

görülmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu tozları, 1100 °C’de sinterleme sıcaklığında ergidiğinden dolayı tozlar arası tam ıslatma (sıvı sinterleme) ile %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinin mekaniksel özelliklerini arttırmıştır. Böylece %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu ergiyiği olarak yüzeyde W elementinin pik şiddetinin artmasına, Cu elementinin varlığının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.43).



Şekil 4.42 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi.

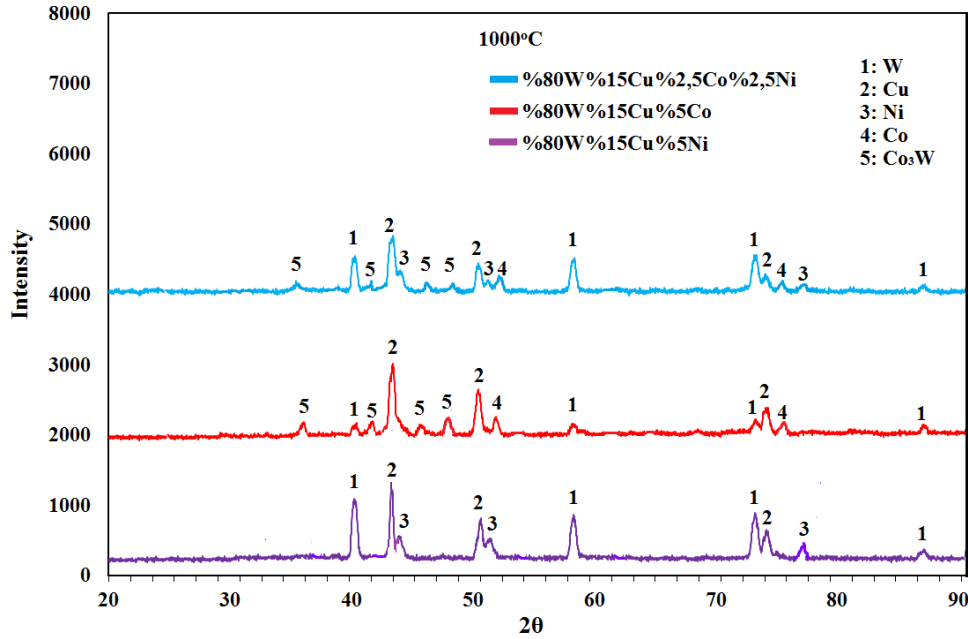


Şekil 4.43 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi.

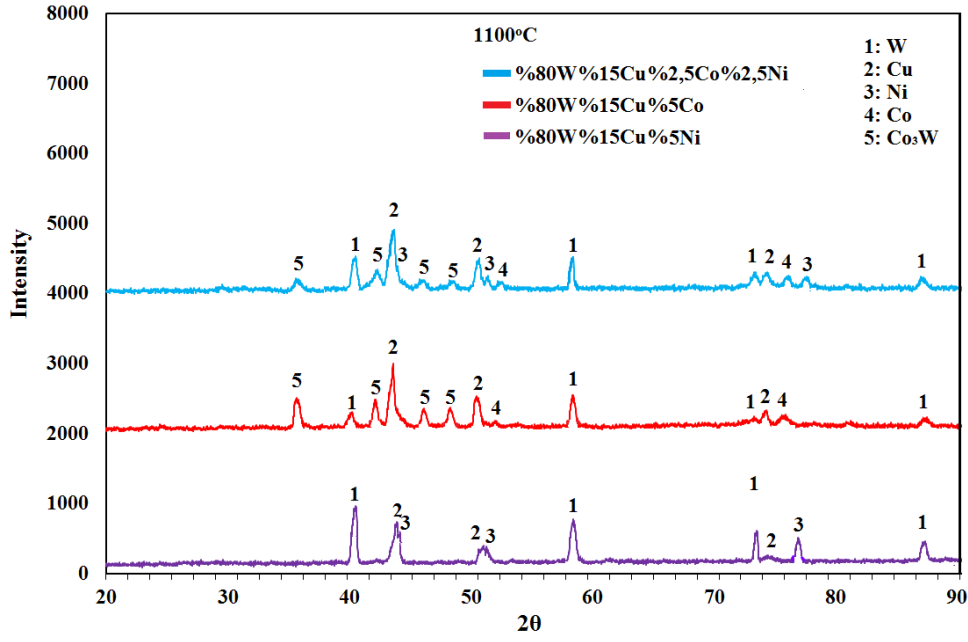
4.2.2 W+Cu+X Sistemi XRD Analizi

1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen W+Cu+X sistemine ait %80W%15Cu%5Ni, %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit numunelerinin XRD analiz sonuçları şekil 4.44 ve şekil 4.45’te verilmiştir. W+Cu+X sisteminde mekanik

özellikleri olumlu etkileyen, üretilen %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitlerinin iç yapısında sinterleme ile oluşan Co_3W fazıdır (şekil 4.44 ve şekil 4.45). Co_3W fazının oluşmasından dolayı %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitlerinin XRD grafiklerinde oluşan W ve Co pik şiddetleri, %80W%15Cu%5Ni kompozitinin XRD grafiğindeki W ve Co pik şiddetlerinden daha düşük çıkmıştır (şekil 4.44 ve şekil 4.45). Ayrıca 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitine ait XRD grafiğindeki Co_3W fazının pik şiddeti, %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin XRD grafiğindeki Co_3W fazının pik şiddetinden daha yüksektir. Bunun nedeni olarak %80W%15Cu%5Co kompozitinin yüksek miktarda Co içermesi düşünülmektedir. 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen numunelere ait XRD grafiklerinde Cu pik şiddetleri yaklaşık aynı olduğu görülmektedir. Co_3W fazı ile W, Co ve Ni pikleri mikro vickers sertlik değerlerinin artışı sağlarken, Cu pikleri sertlik değerlerinin düşmesinde etkili olmuştur.



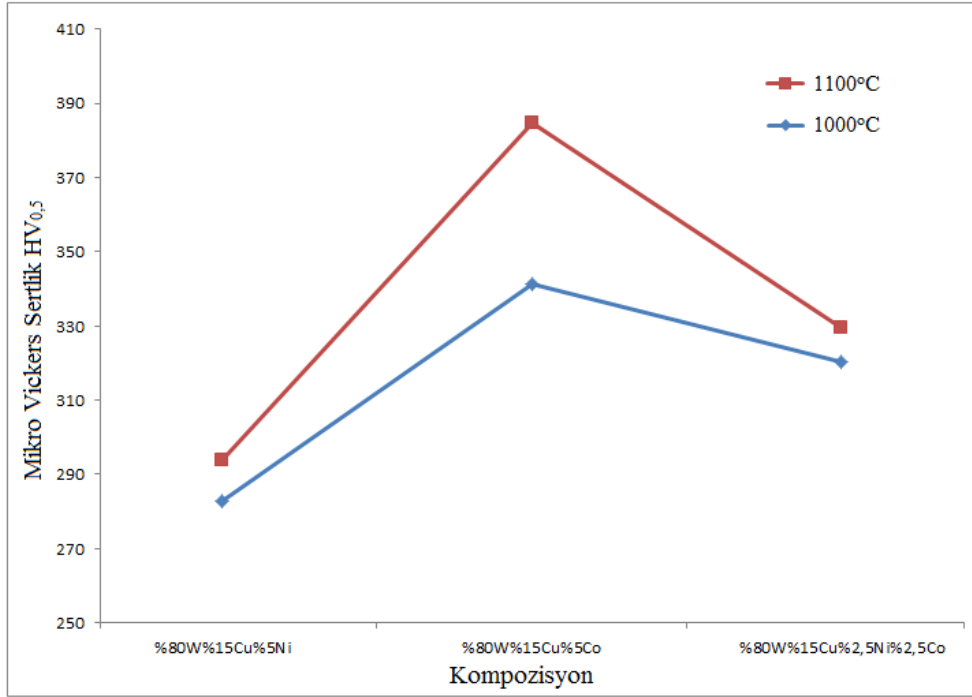
Şekil 4.44 1000 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri.



Şekil 4.45 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri.

4.2.3 W+Cu+X Sistemi Mikro Sertlik Analizi

1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen, farklı karışım oranlarına sahip %80W%15Cu%5Ni, %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemelerinin mikro vickers sertlik değerleri Şekil 4.46’da verilmektedir. 1100 °C ve 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro vickers sertlik değerleri sırasıyla 294 HV_{0,5} ve 282 HV_{0,5} civarında tespit edilmiştir. %80W%15Cu%5Co kompozisyonuna sahip numunelerden 1100 °C’de 384 HV_{0,5}, 1000 °C’de 341 HV_{0,5} yaklaşık değerleri elde edilmiştir. Aynı sıcaklıklarda sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni bileşimine sahip malzemelerin mikro vickers sertlik değerleri sırasıyla 329 HV_{0,5}, 320 HV_{0,5} civarında bulunmuştur. %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozisyonuna sahip malzemenin sertlik değerinin yüksek çıkmasında W partiküllerinin sert metal özelliğine sahip olmasıyla birlikte, iç yapıda oluşan Co₃W fazının da ayrıca etkili olduğu düşünülmektedir. Kompozit malzemelerin yapısında mevcut olan Ni, bağlayıcı bir faz olmasına rağmen gözenekli bir yapı oluşturmuştur. İç yapıda oluşan bu gözenekliliğin kompozit numunelerin mekaniksel özelliklerinin, yani mikro sertlik değerinin düşmesine neden olduğu düşünülmektedir.

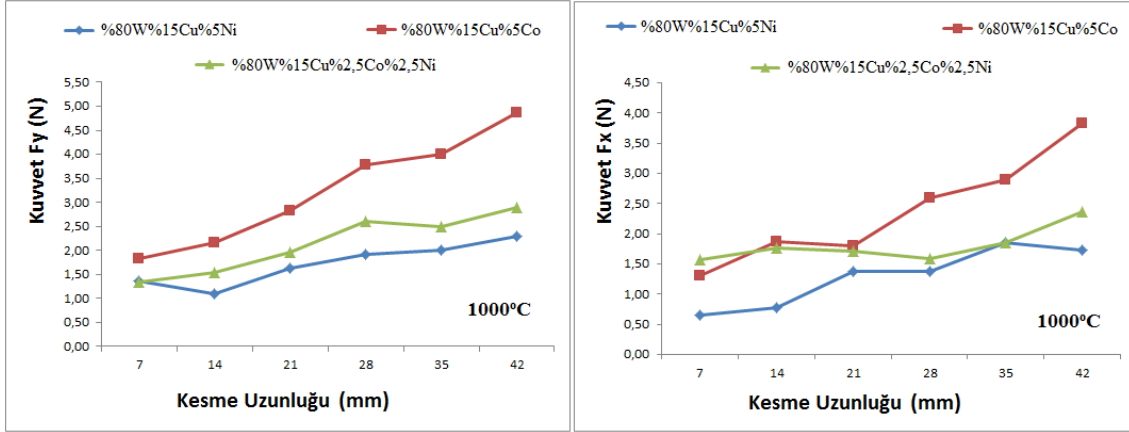


Şekil 4.46 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri.

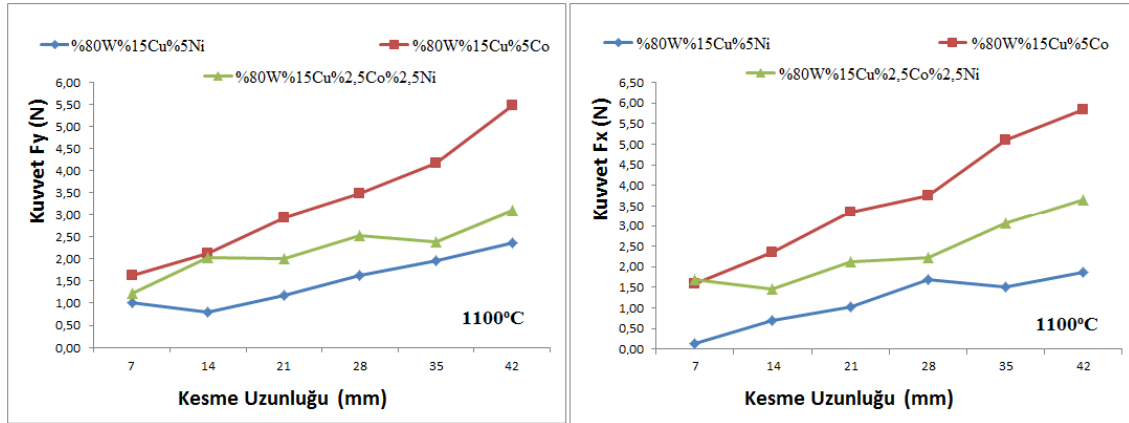
4.2.4 W+Cu+X Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi

W+Cu+X sistemine ait kompozit malzemeler mikro frezeleme işlemi uygulandığı esnada oluşan F_y ve F_x kesme kuvvetlerini gösteren değerler Şekil 4.47 ve Şekil 4.48’de verilmektedir. %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni içeriğine sahip malzemenin mikro frezeleme işlemi sırasında F_x kesme kuvvetleri, kesme uzunluğunun başlarında en yüksek kesme kuvveti değerlerine sahiptir (Şekil 4.47, Şekil 4.48). %80W%15Cu%5Co kompozisyonuna sahip olan numunede genellikle en yüksek F_y ve F_x kesme kuvvetleri elde edilirken, en düşük kesme kuvvetleri %80W%15Cu%5Ni içeriğine sahip malzemede meydana gelmiştir. Bu izlenimden kesici takım ağızlarının %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesine mikro frezeleme işlemi yapılırken en çok aşındığı düşünülmektedir. Bu numunede daha çok aşınma oluşmasını diğer numunelere göre kıyaslama yaparsak, kesici takım ucundaki bu aşırı aşınmaları, W partiküllerinin aşındırıcı etkisiyle birlikte, Co_3W fazının varlığına da bağlayabiliriz. %80W%15Cu%5Ni kompozitine mikro işleme yapılan, mikro kesici ağızlar incelendiğinde de ciddi aşınmalar görülebilmektedir. Ancak aşınma görüntülerine göre kesme kuvveti değerleri incelendiğinde, yüksek kesme kuvveti değerleri

görülmemektedir. Bunun nedeni ise kesici ağzın talaşı sürekli kaldırmasına malzemenin iç yapısı itibariyle müsaade etmemesidir. Kesme esnasında bazı talaş parçaları kesici ağzın teması ile bulunduğu bölgeden koparak ayrılmışlardır. Bu da hem kesme kuvvetlerinin düşmesine sebep olmuş hem de sürekli talaş oluşmasını önleyerek, daha pürüzlü bir yüzeyin de oluşmasına zemin hazırlamıştır.



Şekil 4.47 1000 °C'de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.

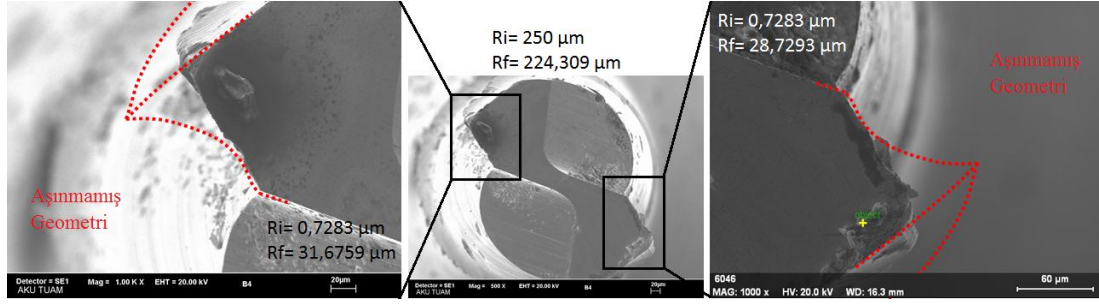


Şekil 4.48 1100 °C'de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.

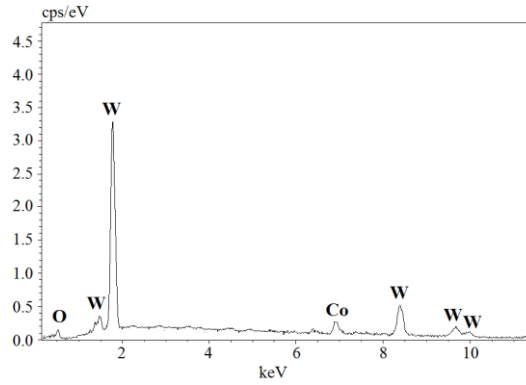
4.2.5 W+Cu+X Sistemi Kesici Takım Aşınması

1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.49'da verilmektedir. 1000 °C'de

sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 224,309 μm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 31,6759 μm , sağ kesici ucu 28,7293 μm olarak ölçülmüştür. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.50’de verilmektedir.

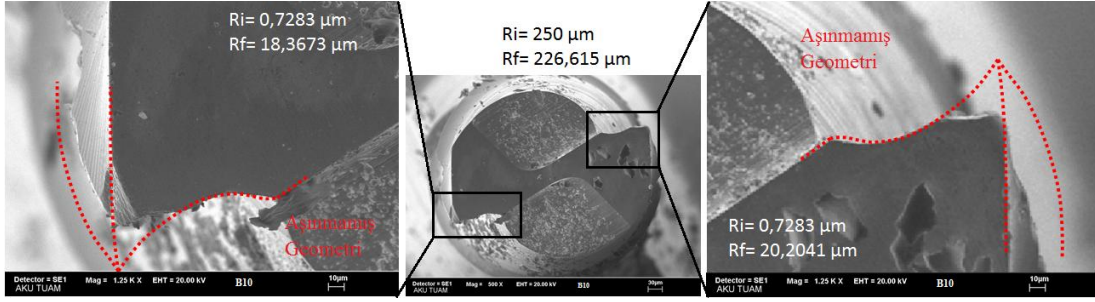


Şekil 4.49 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.



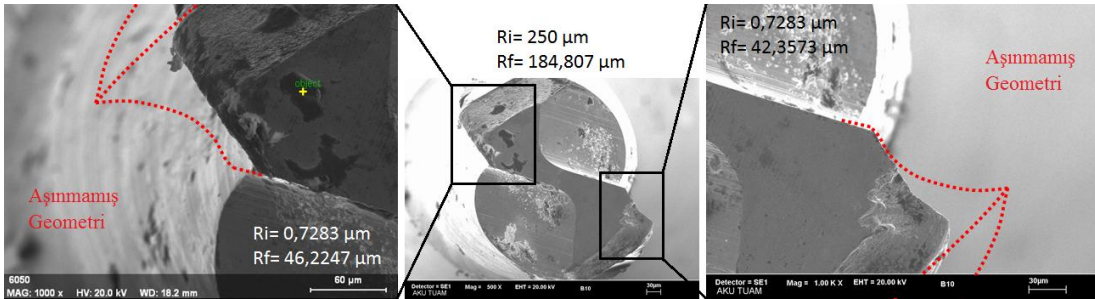
Şekil 4.50 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.51’de 1100 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 226,615 μm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 18,3673 μm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 20,2041 μm olarak elde edilmiştir.

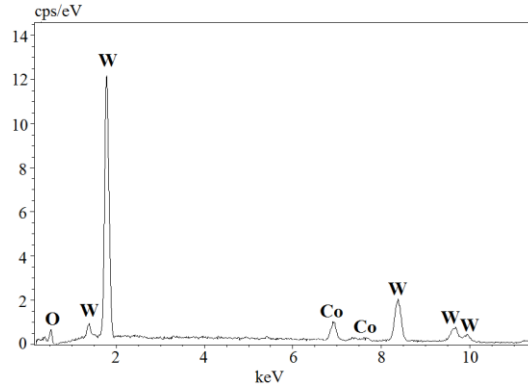


Şekil 4.51 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.52’de verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 184,807 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 46,2247 µm, sağ kesici ucu 42,3573 µm olarak ölçülmüştür. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.53’te verilmektedir.

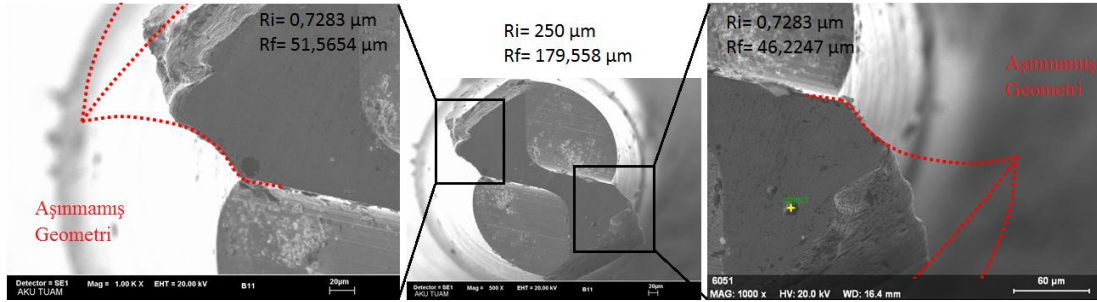


Şekil 4.52 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

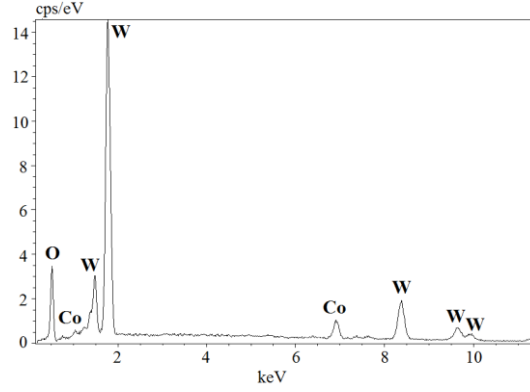


Şekil 4.53 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.54’te, 1100 °C sıcaklığında sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 179,558 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 51,5654 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 46,2247 µm olarak elde edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.55’te verilmektedir.

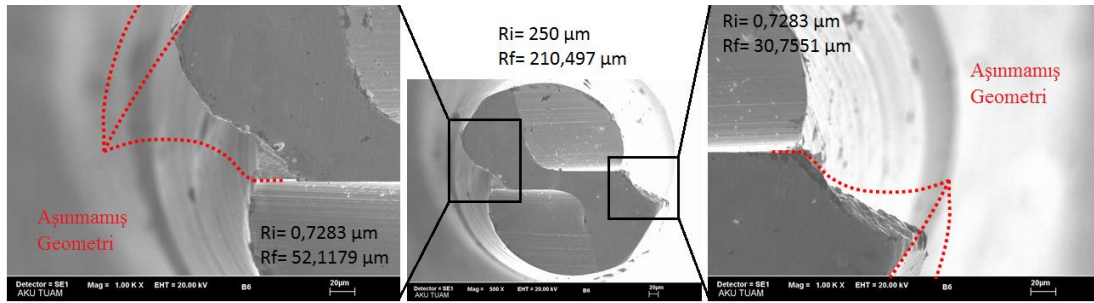


Şekil 4.54 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.



Şekil 4.55 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

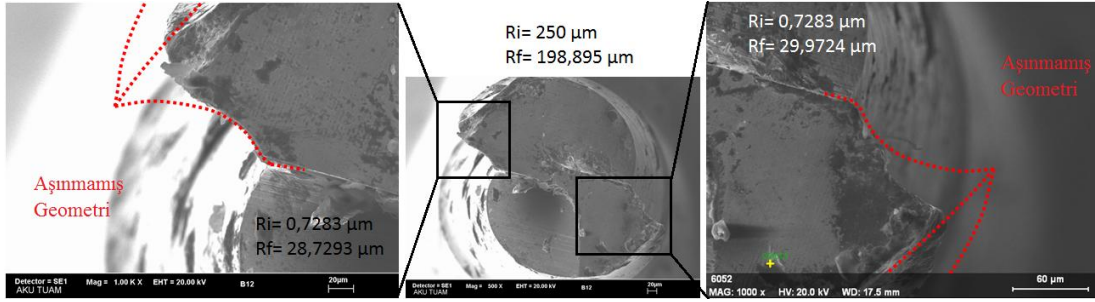
1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.56’da verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 210,497 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 52,1179 µm, sağ kesici ucu 30,7551 µm olarak ölçülmüştür.



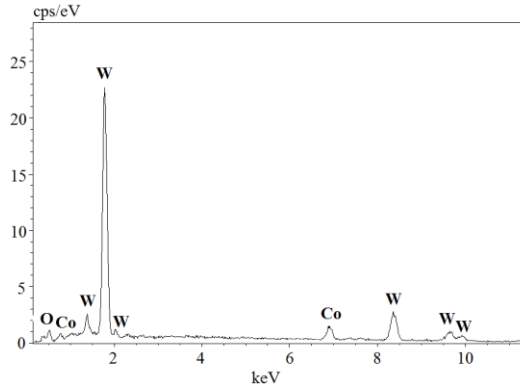
Şekil 4.56 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

Şekil 4.57’de 1100 °C sıcaklığında sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit numunesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 198,895 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 28,7293 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 29,9724 µm olarak elde

edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.58’de verilmektedir.



Şekil 4.57 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.



Şekil 4.58 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

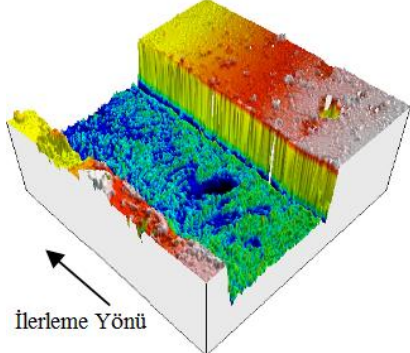
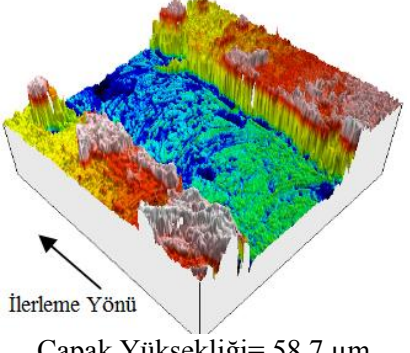
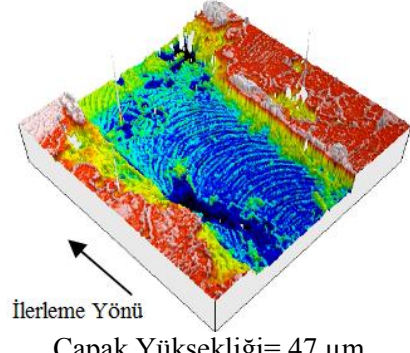
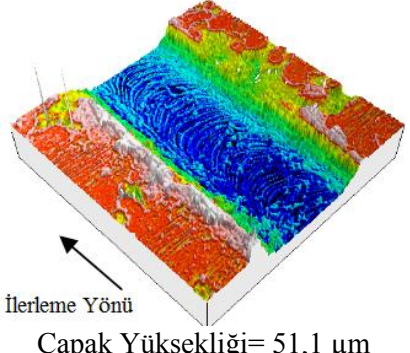
4.2.6 W+Cu+X Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü Analizi

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.4’te verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi oldukça pürüzlü çıkmıştır. Bu yüzey pürüzlülüğünde Ni ilavesinin ve 1000 °C’de sinterleme ile Cu tozlarının sıvı faza geçemediği için tam bir homojen yapı oluşturamamasının etkisi görülmektedir. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 3,75 µm ve 2,93 µm olarak elde edilmiştir. Mikro kanalın giriş yüzeyinin çıkış yüzeyinden daha pürüzlü olmasının

nedeni, giriş bölgesinin çıkış bölgesinden daha gözenekli bir yapı içermesidir. Ni ilavesinin etkisiyle mikro kanalın giriş ve çıkış yüzeylerinde çapak oluşumları gözlenmiştir. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 55,2 µm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 58,7 µm seviyesine çıkmıştır.

1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Bu durum sinterleme sıcaklığının 1100 °C’ye artışının Ni üzerinde olumlu etki oluşturarak gözenek durumunu oldukça azalttığını göstermektedir. Ayrıca Cu elementinin 1100 °C’de sıvı faza geçmesiyle de daha homojen yapı oluşumuna etki ettiği anlaşılmaktadır. Kanalın girişinde 2 µm değeri elde edilirken, çıkışında 2,21 µm değeri elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olması, kesici takımın mikro kanalın çıkış bölgesinde daha çok aşındığının göstergesidir. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 47 µm ve 51,1 µm olarak ölçülmüştür. Kesici takım ağızlarındaki aşınma nedeniyle mikro kanal izleri girişte dikdörtgen geometrisine benzerken, çıkışta konik bir geometriye benzemektedir.

Çizelge 4.4 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

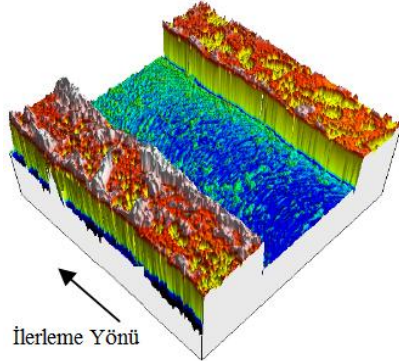
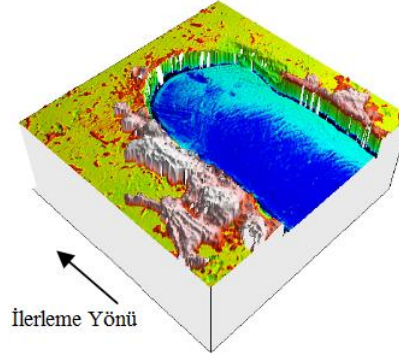
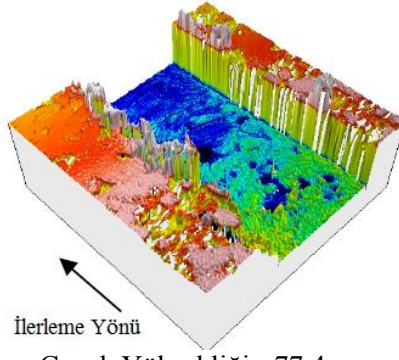
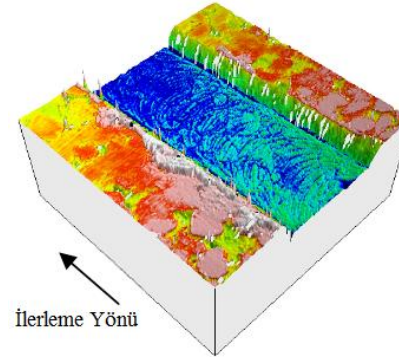
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%15Cu +%5Ni	 <p>Çapak Yüksekliği= 55,2 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 3,75 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 58,7 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,93 µm</p>
1100 °C %80W+%15Cu +%5Ni	 <p>Çapak Yüksekliği= 47 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 51,1 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,21 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.5'te verilmektedir. 1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi yüzey pürüzlülüğü oldukça düşük çıkmıştır. Bu yüzey pürüzlülüğünde Co ilavesinin homojen bir yapı oluşumuna önemli ölçüde etkilediği görülmektedir. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 1,34 µm ve 0,378 µm olarak elde edilmiştir. Mikro kanalın giriş yüzeyinin çıkış yüzeyinden daha pürüzlü olmasının nedeni, çıkış bölgesinin giriş bölgesinden çok daha fazla homojen olduğunu göstermektedir. Co ilavesinin etkisiyle mikro kanalın giriş ve çıkış yüzeylerinde yoğun

apık oluşunları gözlenmiştir. apık yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 63,1 μm değeri ile az miktarda mikro apık oluşurken, çıkış kısmında apık yüksekliği artarak 150 μm seviyesine çıkmıştır.

1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Bu durum sinterleme sıcaklığının 1100 °C’ye artışının Co üzerinde olumlu etki oluşturarak sıvı Cu ile birlikte yapıyı daha da homojen hale getirmiştir. Kanalın girişinde 0,747 μm değeri elde edilirken, çıkışında 1,06 μm değeri elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha przli olmasđ, kesici takımın mikro kanalın çıkış bölgesinde daha çok aşındığının göstergesidir. apık yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 77,4 μm ve 39,4 μm olarak llmştir. Kesici takım ağızlarındaki aşınma nedeniyle mikro kanal izleri girişte dikdörtgen geometrisine benzerken, çıkışta konik bir geometriye benzemektedir.

Çizelge 4.5 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

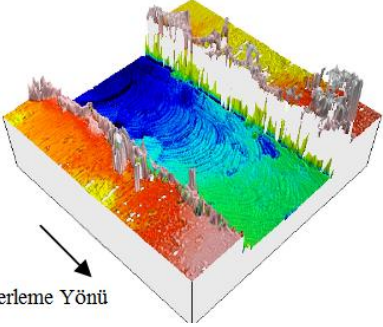
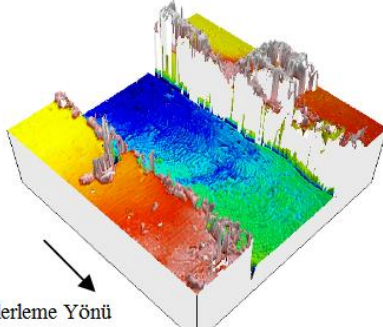
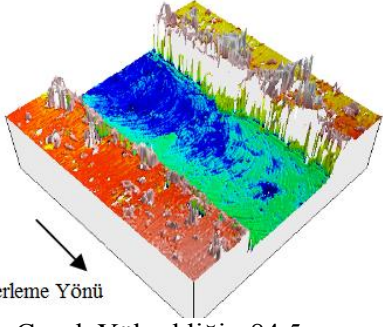
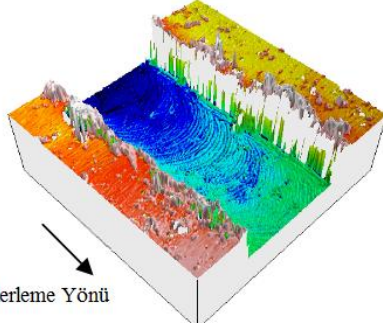
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%15Cu +%5Co	 <p>Çapak Yüksekliği= 63,1 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,34 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 150 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,378 µm</p>
1100 °C %80W+%15Cu +%5Co	 <p>Çapak Yüksekliği= 77,4 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,747 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 39,4 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,06 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.6'da verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi yüzey pürüzlülüğü değerleri oldukça düşük çıkmıştır. Bu düşük yüzey pürüzlülüğünde, Ni tozlarının Co ile bir uyum sağlayarak homojen bir yapı oluşturması etkili olmuştur. Mikro kanalın giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 0,263 µm ve 0,545 µm olarak elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olmasının

nedeni, çıkış bölgesinde kesici takımın giriş bölgesine göre daha çok aşınmış bir hal almasıdır. Co ve Ni ilavesinin etkisiyle mikro kanalın giriş ve çıkış yüzeylerinde yoğun çapak oluşumları gözlenmiştir. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 56,6 µm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 110 µm seviyesine çıkmıştır.

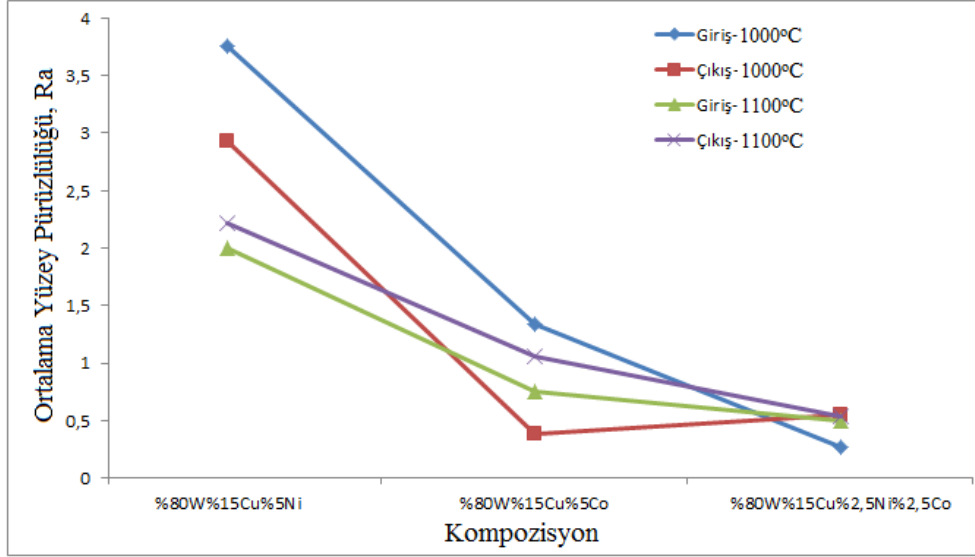
1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C'de sinterlenmiş numuneye göre artış meydana gelmiştir. Bu durum sinterleme sıcaklığının 1100 °C'ye artışının Co ve Ni üzerinde olumlu etki oluşturarak mekanik özelliklerin artmasına neden olmuştur. Kanalın girişinde 0,502 µm değeri elde edilirken, çıkışında 0,535 µm değeri elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyi ile giriş yüzeyinin ortalama yüzey pürüzlülük değerleri birbirlerine çok yakın çıkmıştır. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 84,5 µm ve 68,6 µm olarak ölçülmüştür.

Çizelge 4.6 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%15Cu +%2,5Ni+%2,5Co	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 56,6 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,263 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 110 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,545 µm</p>
1100 °C %80W+%15Cu +%2,5Ni+%2,5Co	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 84,5 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,502 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 68,6 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,535 µm</p>

W+Cu+X sisteminde olan 1000 °C ve 1100 °C’de Sinterlenen %80W%15Cu%5Ni, %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerlerini gösteren grafik şekil 4.59’da verilmektedir. Mikro frezelenmesi işlemi sonucu; içeriğinde Co olan numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerleri, içyapısında Ni bulunan numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerlerinden daha düşük elde edilmiştir. Bunun başlıca sebebi Ni tozlarının W tanelerini tam saramadığı için gözenekli bir yapı oluşumuna neden olması ve Co tozlarının Ni tozlarına göre daha homojen bir yapı oluşumuna destek vermeleridir. W+Cu+X sisteminde en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise 1000 °C’de

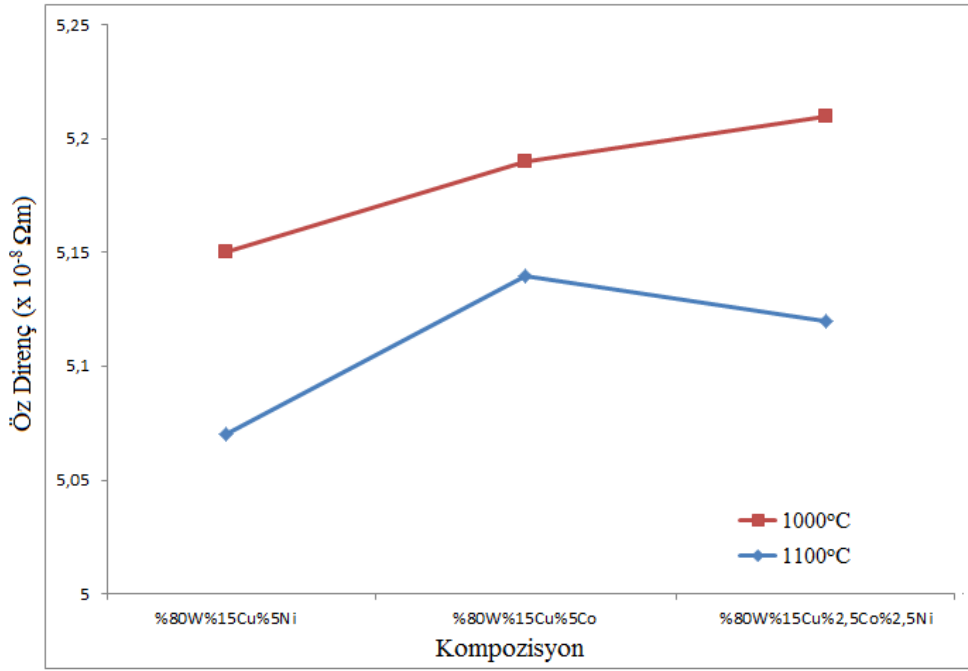
sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.



Şekil 4.59 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri.

4.2.7 W+Cu+X Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi

1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen sırasıyla %80W%15Cu%5Ni, %80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni numunelerinin elektriksel özdirenç değerleri şekil 4.60’da verilmektedir. Bu kompozit malzemelerin 1000 °C’de sinterleme sonucu ölçülen elektriksel öz direnç değerleri sırasıyla $5,15 \times 10^{-8} \Omega m$, $5,19 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $5,21 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilirken, 1100 °C’de sinterleme sonucu ölçülen elektriksel öz direnç değerleri sırasıyla $5,07 \times 10^{-8} \Omega m$, $5,14 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $5,12 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilmiştir. W+Cu+X sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemesinde görülmüştür. En düşük elektriksel öz direnç değeri ise, 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni içeriğine sahip numuneden elde edilmiştir.

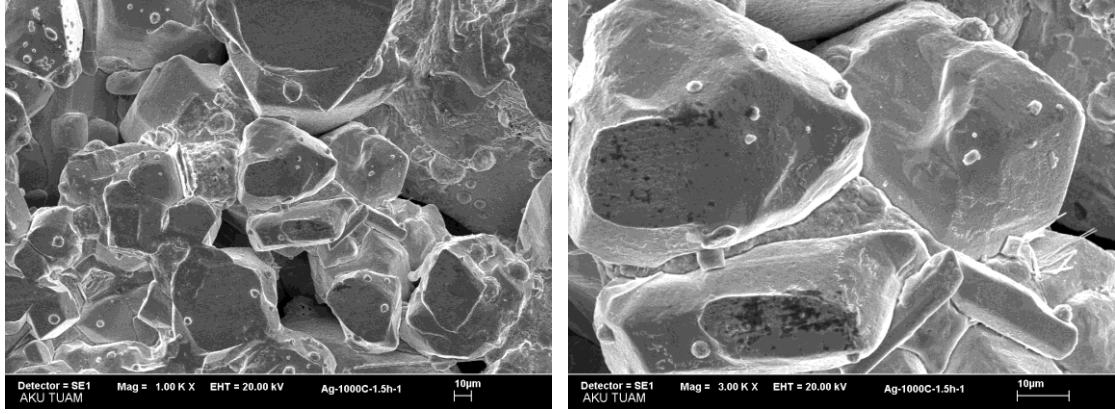


Şekil 4.60 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%15Cu%5Ni), (%80W%15Cu%5Co) ve (%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin elektriksel özdirenç değerleri.

4.3 W+Cu+Ag Sistemi (1000°C ve 1100°C)

4.3.1 W+Cu+Ag Sistemi SEM ve EDS Analizi

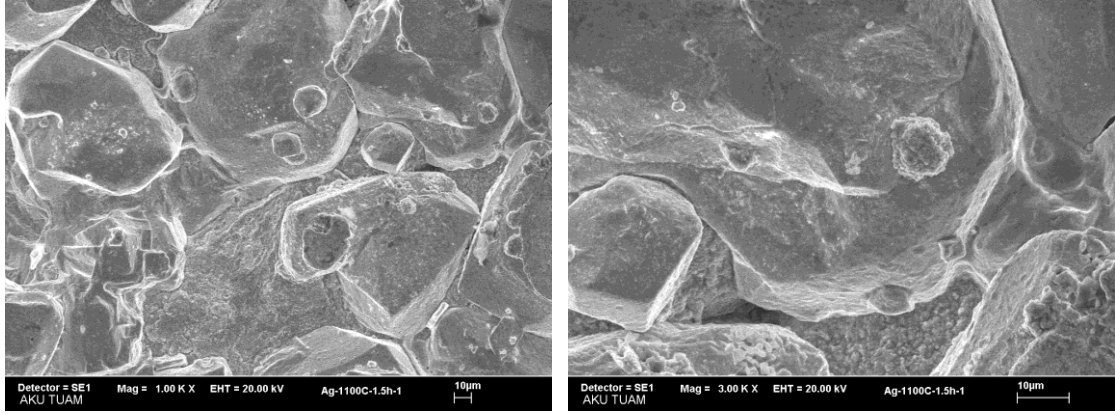
Şekil 4.61 ve şekil 4.62’de %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemelerin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.61’de görüldüğü gibi toz boyutuna bağlı olarak, 1000 °C’de sinterleme sırasında Ag’nin ergimesiyle taneler arası kısmi ıslanma oluşmuştur. Üretilen %90W%5Cu%5Ag kompozit numunede 1100 °C’deki yüksek sıcaklıkta sinterleme ile tozlar arası tam ıslanma sağlanarak gözeneklik durumu ortadan kalkmıştır (Şekil 4.62). Küçük tane partiküllerinin preslenme sırasında koordinasyon sayıları ve sinterleme sırasında yüzey enerjileri artacağından dolayı daha iyi ıslanmayla daha yoğun kompozitler üretilebilir. Büyük tanelerin preslenmesi yüzey enerjileri azaldığından dolayı sinterlenmeleri kolay değildir. Aynı toz boyutuna sahip %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesinde bağlayıcı faz olarak kullanılan Ag/Cu tozlarının ve yüksek sıcaklıklarda sinterlenmelerinden dolayı taneler arası boyun oluşumu artarak, gözenekli yapının azalmasına neden olmuştur.



a)

b)

Şekil 4.61 1000 °C'de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b)3kx.



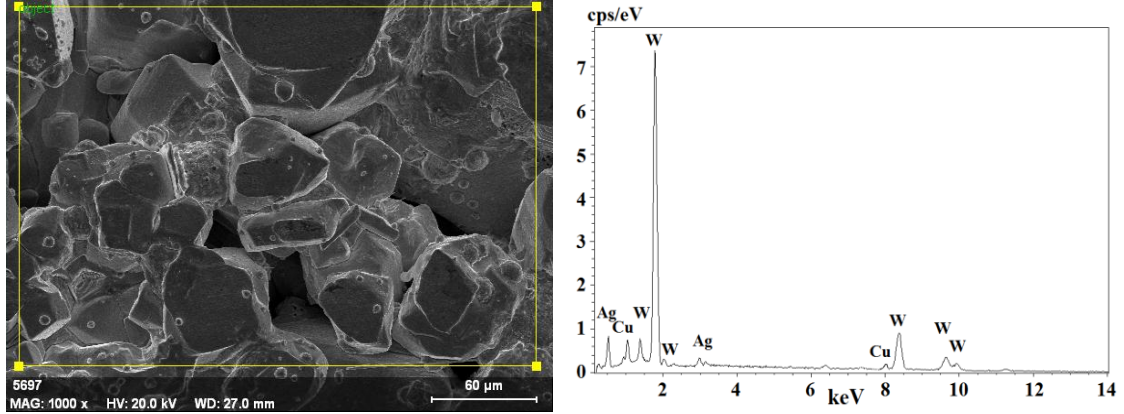
a)

b)

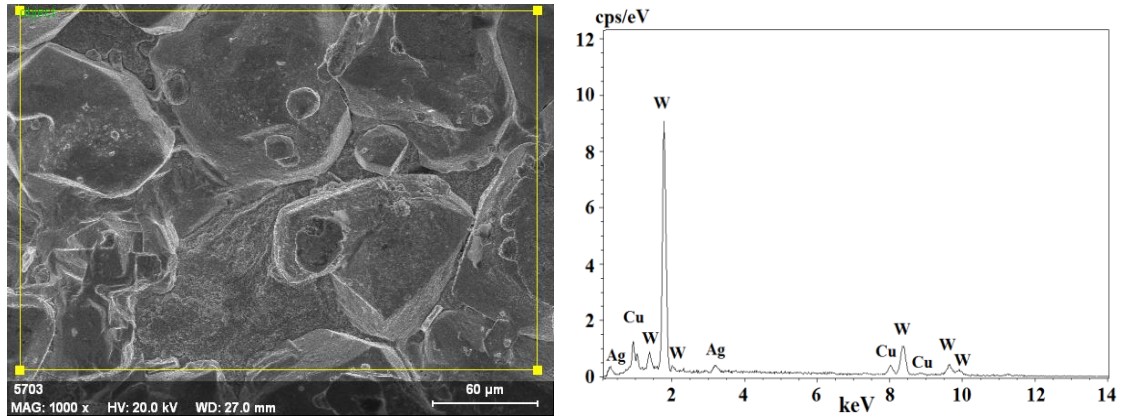
Şekil 4.62 1100 °C'de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b)3kx.

Şekil 4.63 ve şekil 4.64 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C'de (Şekil 4.63) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %90W%5Cu%5Ag kompozit numunesinde Cu elementi tozlarının tamamen erimemesi sonucu heterojen gözenekli iç yapının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, %90W%5Cu%5Ag kompozit numunesinin yüzeyinde düşük ergime sıcaklığına sahip Ag elementlerinin akıcılık özelliğinden dolayı Cu/Ag atomlarının miktarını düşürmüş, W elementinin atom miktarını artmasına neden olmuştur. EDS analiz eğrisindeki Cu ve Ag elementi miktarlarının pik şiddetini düşürmüş, W elementi pik şiddetinin miktarının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.63). 1100 °C'deki sinterleme sonucu %90W%5Cu%5Ag kompozit numunesinde taneler

arası boyun oluşumu görülmektedir (Şekil 4.64). %90W%5Cu%5Ag kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu/Ag ergiyiği dolarak yüzeyde Cu/Ag elementinin pik şiddetinin düşmesine, W elementinin miktarının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.64).



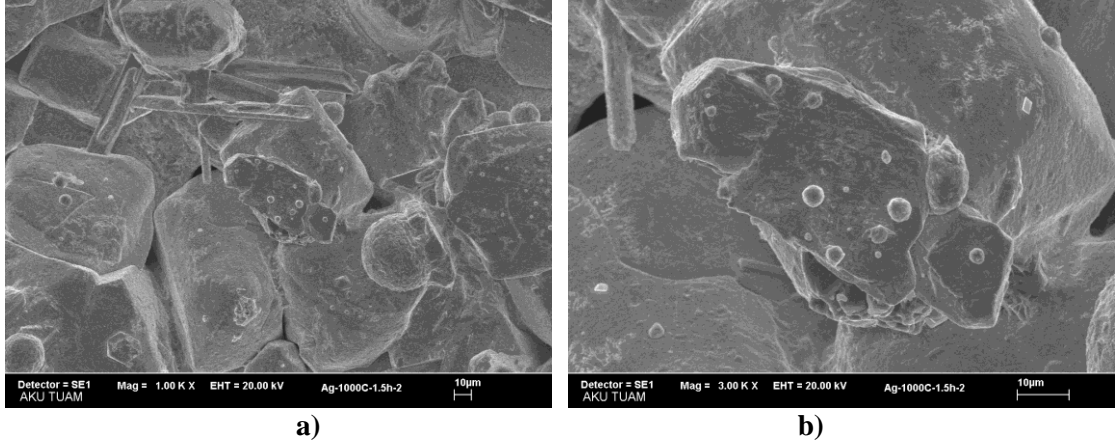
Şekil 4.63 1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi.



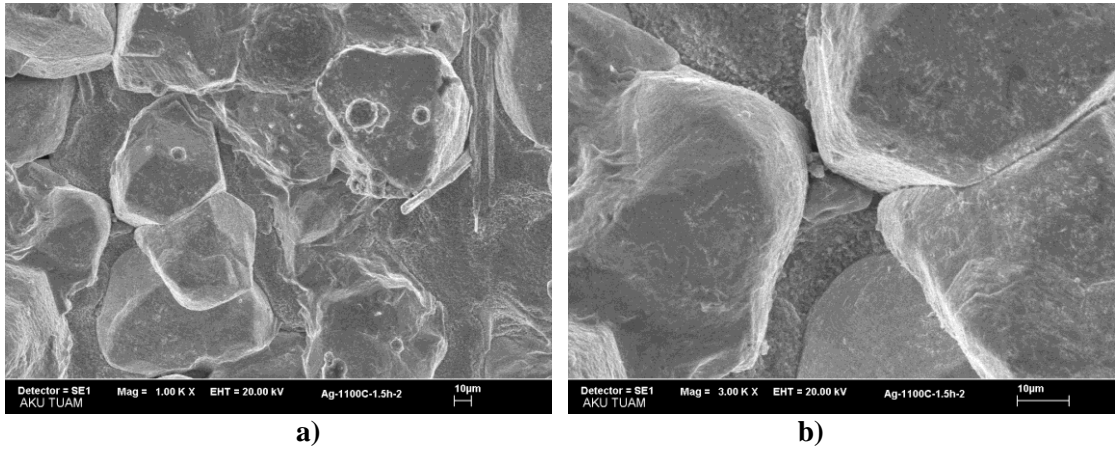
Şekil 4.64 1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi.

Şekil 4.65 ve şekil 4.66’da %80W%15Cu%5Ag kompozit malzemesinin SEM görüntüleri verilmiştir. Toz metalurjisinde düşük sinterleme sıcaklıklarında kullanılan Cu/Ag bağlayıcı fazlarından dolayı şekil 4.65’deki SEM görüntülerinde taneler arası boyun oluşumunun düşük seviyelerde olduğu ve sonuçta %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesinin iç yapısının gözenek oluşumunu arttırmıştır. Bundan dolayı kompozit malzemesinin mekaniksel özelliklerini yani sertliğini düşürdüğü gözlenmiştir. 1000 °C’de sinterleme işlemine tabi tutulmuş numunenin homojen bir gözenek yapısına sahip

olmasına rağmen 1100 °C'deki sinterleme sonucu kompozit malzemede daha az gözenek oluşturarak taneler arası tam ıslanma sağlanmış ve taneler arası boyun oluşumu gerçekleşmiştir. Böylece, 1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozit malzemesinin mekaniksel özelliklerinin artmasına neden olmuştur (Şekil 4.66).



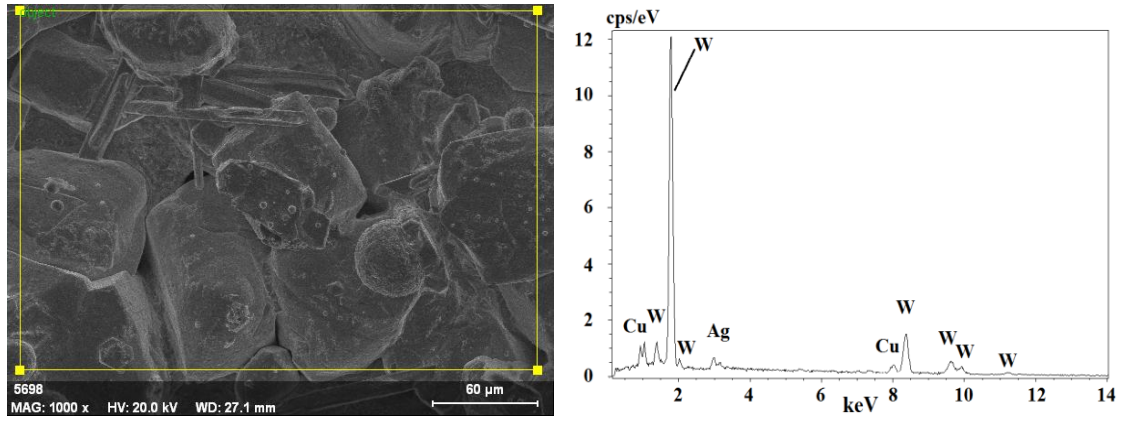
Şekil 4.65 1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü, **a)** 1kx, **b)** 3kx.



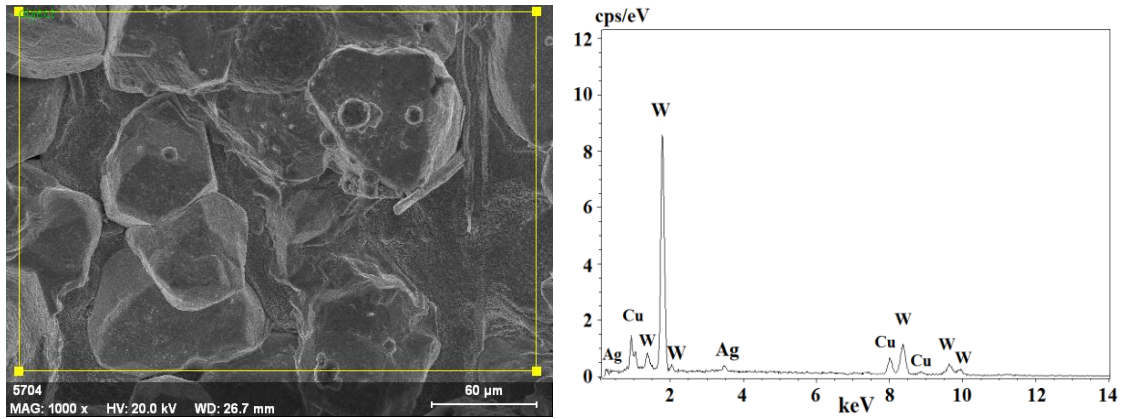
Şekil 4.66 1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü, **a)** 1kx, **b)** 3kx.

Geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%5Ag kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri şekil 4.67 ve şekil 4.68'de verilmiştir. 1000 °C'de (şekil 4.67) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesinde Cu tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir gözenek yapısının oluşmasına neden olmuştur. EDS analiz eğrisindeki düşük ergime sıcaklığına sahip Ag elementi Cu

elementi atomlarının taneler arası akıcılık özelliğinden dolayı Cu atom miktarının pik şiddetini düşürmüş, W elementi pik şiddetinin miktarının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.67). 1100 °C'deki (Şekil 4.68) sinterleme sonucu %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir. Tungsten tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu/Ag tozları, 1100 °C'de sinterleme sıcaklığında ergidiğinden dolayı tozlar arası tam ıslatma (sıvı sinterleme) ile %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesinin mekaniksel özelliklerini arttırmıştır. Böylece %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesinin 1100 °C'de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının yüzeyi ve arasına sıvı Cu ergiyiği dolarak yüzeyde W elementinin pik şiddetinin düşmesine, Cu elementinin varlığının biraz artmasına neden olmuştur (Şekil 4.68).

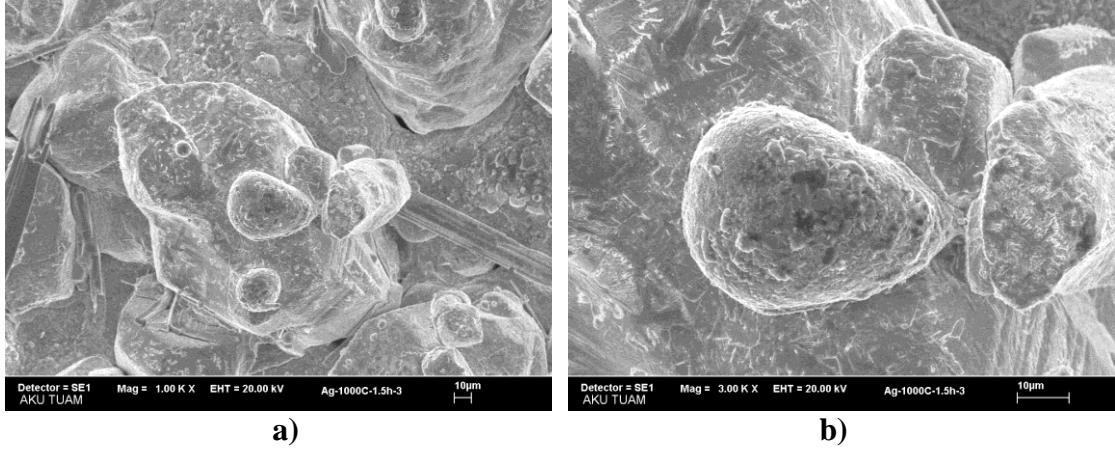


Şekil 4.67 1000 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi.

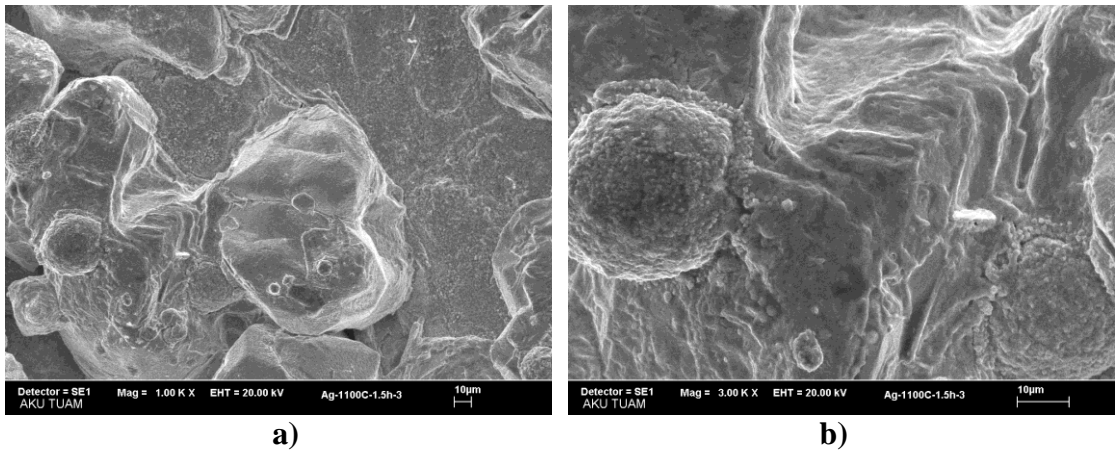


Şekil 4.68 1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi.

Şekil 4.69 ve şekil 4.70'de %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemelerin SEM görüntüleri verilmiştir. W toz boyutuna bağlı olarak, 1000 °C'de sinterleme sırasındaki kısmi ıslanma ile şekil 4.69'da taneler arası boyunlar oluşarak homojen yapılı gözenekler oluşmuştur. Üretilen %70W%25Cu%5Ag kompozitin 1100 °C'deki yüksek sıcaklıkta sinterleme sonucu tozlar arası tam ıslanma sağlanarak gözeneklik durumu ortadan kalkmıştır (Şekil 4.70). Aynı toz boyutuna sahip %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesinde bağlayıcı faz olarak kullanılan Ag/Cu tozlarının ve yüksek sıcaklıklarda sinterlenmelerinden dolayı taneler arası boyun oluşumu artarak, gözenekli yapının azalmasına neden olmuştur. Bu nedenle 1100 °C'de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesinin mekaniksel özelliklerinin artmasına neden olmuştur (Şekil 4.70).

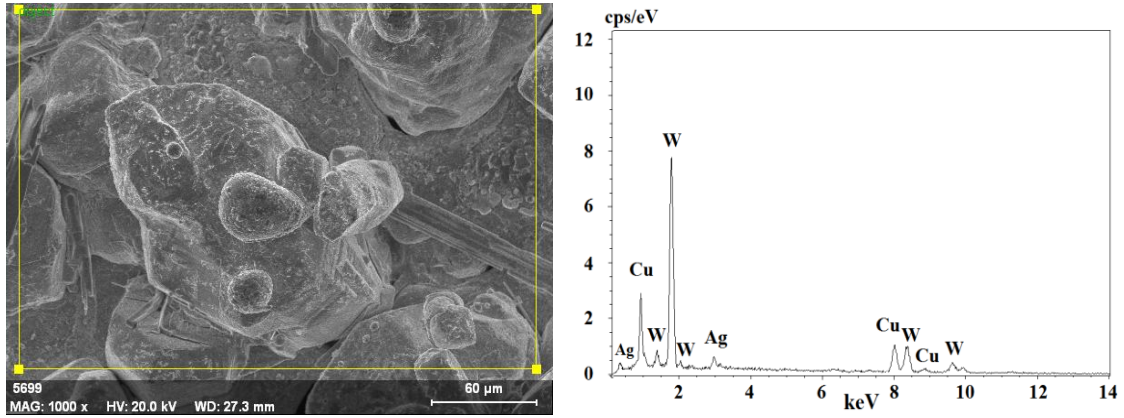


Şekil 4.69 1000 °C'de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b) 3kx.

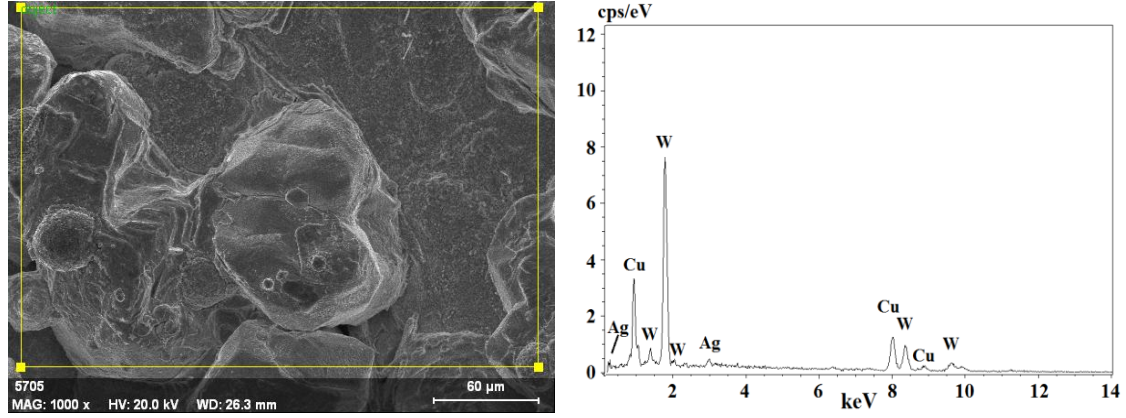


Şekil 4.70 1100 °C'de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin SEM görüntüsü, a) 1kx, b) 3kx.

Şekil 4.71 ve şekil 4.72’de geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C’de (Şekil 4.71) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %70W%25Cu%5Ag kompozit numunesinde Cu elementi tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir gözenekli iç yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, %70W%25Cu%5Ag kompozit numunesinin yüzeyinde düşük ergime sıcaklığına sahip Ag elementlerinin akıcılık özelliğinden dolayı Cu/Ag atomlarının miktarını düşürmüştür, W elementinin atom miktarını artmasına neden olmuştur. EDS analiz eğrisindeki Cu ve Ag elementi miktarlarının pik şiddetini düşürmüştür, W elementi pik şiddetinin miktarının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.71). 1100 °C’deki sinterleme sonucu %70W%25Cu%5Ag kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir (Şekil 4.72). %70W%25Cu%5Ag kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu/Ag ergiyiği dolayında yüzeyde Cu/Ag elementinin pik şiddetinin düşmesine, W elementinin miktarının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.72).



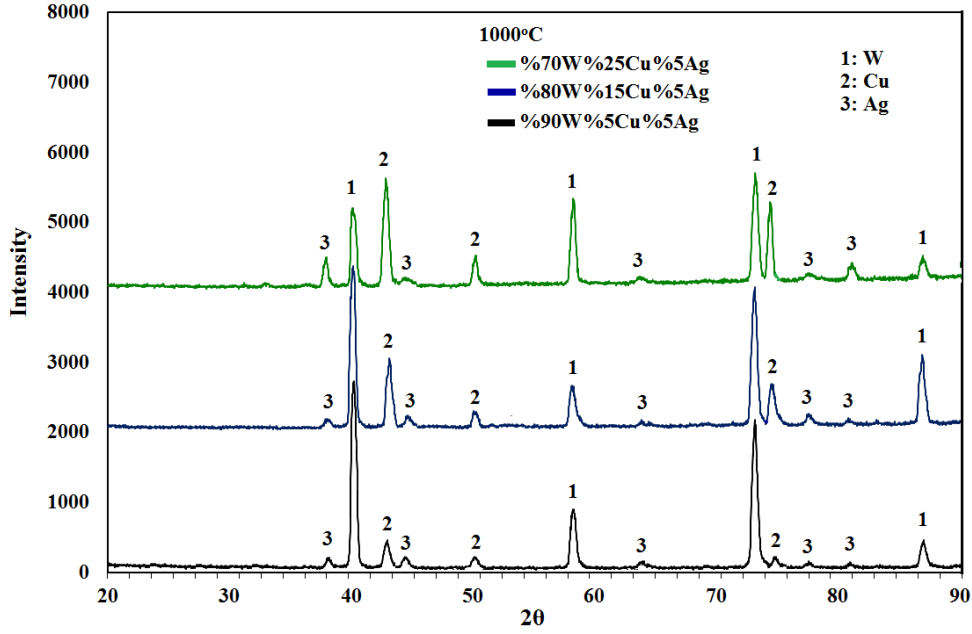
Şekil 4.71 1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi.



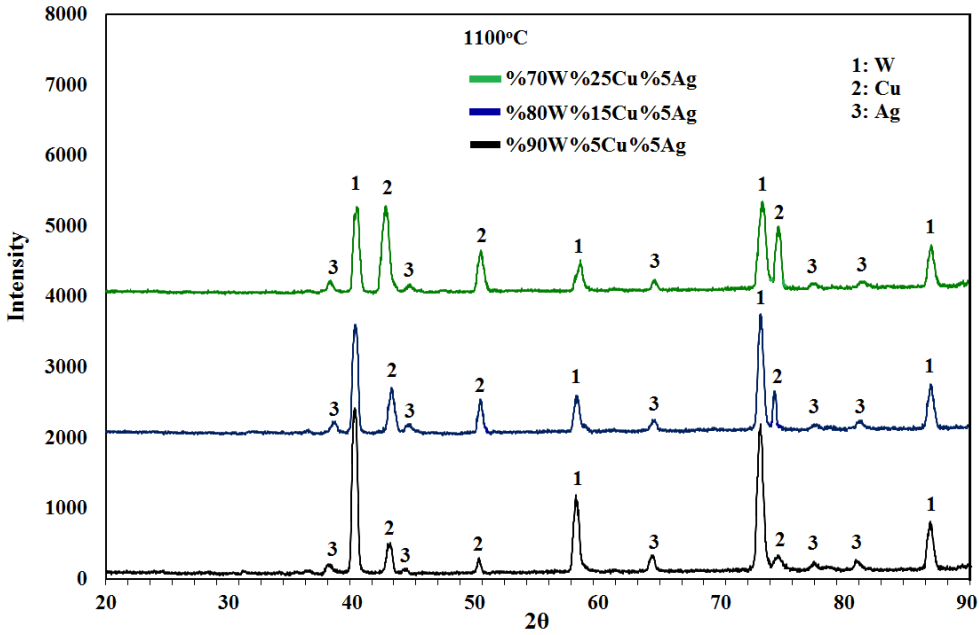
Şekil 4.72 1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin EDS analizi.

4.3.2 W+Cu+Ag Sistemi XRD Analizi

Şekil 4.73 ve şekil 4.74’te çeşitli karışım oranlarına sahip 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen, W+Cu+Ag kompozit sistemine ait %90W%5Cu%5Ag, %80W%15Cu%5Ag ve %70W%25Cu%5Ag kompozitlerinin XRD analiz sonuçları verilmiştir. Bu sisteme ait XRD grafikleri incelendiğinde W, Cu ve Ag piklerinin olduğu görülmektedir. Ag piklerinin şekil 4.73 ve şekil 4.74’deki grafiklerde yaklaşık aynı şiddetlerde olduğu ve ayrıca en düşük pikleri oluşturduğu görülmektedir. %90W%5Cu%5Ag kompozitine ait grafikten, %80W%15Cu%5Ag ve %70W%25Cu%5Ag kompozitlerine ait grafikler sırasıyla incelendiğinde Cu pik şiddetlerinde artış, W pik şiddetlerinde azalma gözlenmektedir. Yine de %90W%5Cu%5Ag, %80W%15Cu%5Ag ve %70W%25Cu%5Ag kompozitlerinin XRD grafikleri içerisinde W en yüksek pikleri oluşturmaktadır. W pik şiddetinin arttığı ve Cu pik şiddetinin azaldığı XRD grafiklerine ait kompozit numunelerde mikro vickers sertlik değeri artmaktayken, Cu pik şiddetinin arttığı ve W pik şiddetinin azaldığı XRD grafiklerine ait kompozit numunelerinde ise mikro vickers sertlik değeri azalmaktadır (4.73 ve Şekil 4.74).



Şekil 4.73 1000 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin XRD grafikleri.

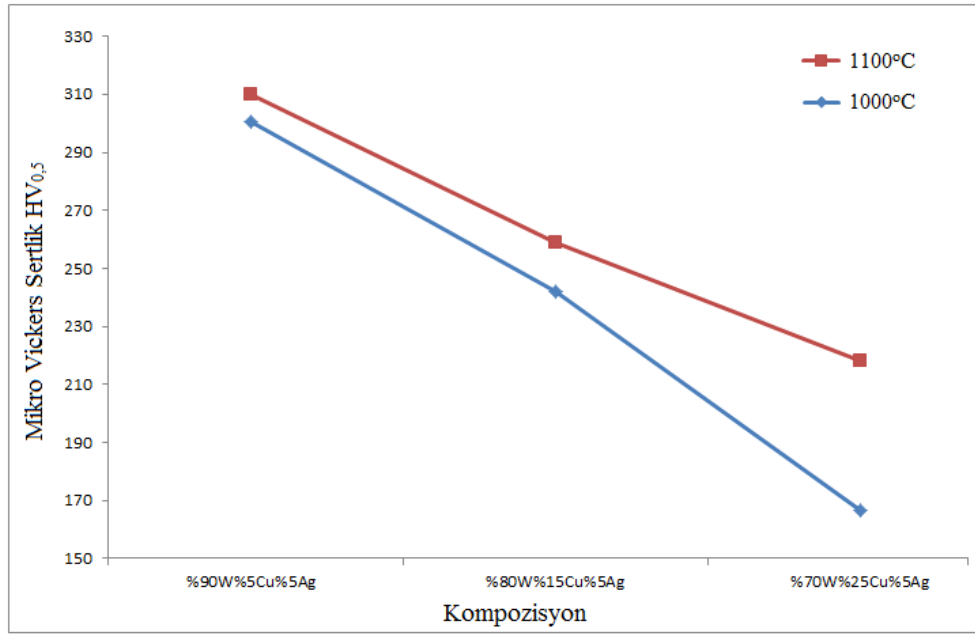


Şekil 4.74 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin XRD grafikleri.

4.3.3 W+Cu+Ag Sistemi Mikro Sertlik Analizi

Şekil 4.75’te W+Cu+Ag sistemine ait kompozit numunelerinin, 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterleme sonrası mikro vickers sertlik ölçüm sonuçları

gösterilmektedir. En yüksek W oranına sahip olması nedeniyle %90W%5Cu%5Ag kompozisyonu, 1000 °C'de 300 HV_{0,5} ve 1100 °C'de 309 HV_{0,5} yaklaşık ölçüm sonuçları ile şekil 4.75'te en yüksek mikro sertlik değerlerini göstermektedir. Bu malzemenin daha az oranda W tozuna sahip olan, %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesinden 1000 °C'de 242 HV_{0,5} ve 1100 °C'de 258 HV_{0,5} civarında mikro sertlik sonuçları elde edilmiştir. En düşük mikro sertlik değerleri ise 1000 °C'de 166 HV_{0,5} ve 1100 °C'de 218 HV_{0,5} olarak %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesinden elde edilmiştir. W+Cu+Ag sistemine ait numunelerde, mikro vickers sertlik değerlerinin artışı, W oranlarının artışı ile gerçekleştiği, mikro sertlik değerlerinin azalışı ise Cu oranının artışı ve yumuşak bir yapıya sahip olan %5 Ag ilavesi ile gerçekleştiği düşünülmektedir.

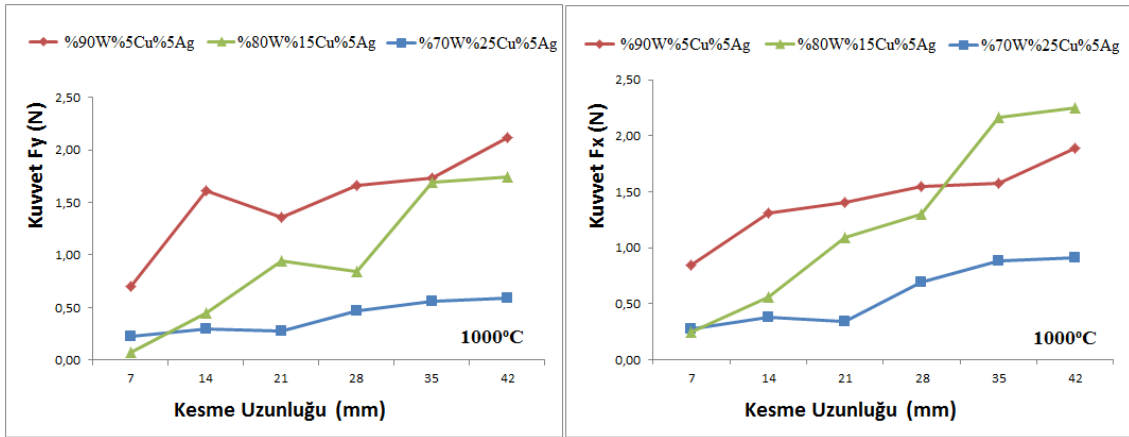


Şekil 4.75 1000 °C ve 1100 °C'de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri.

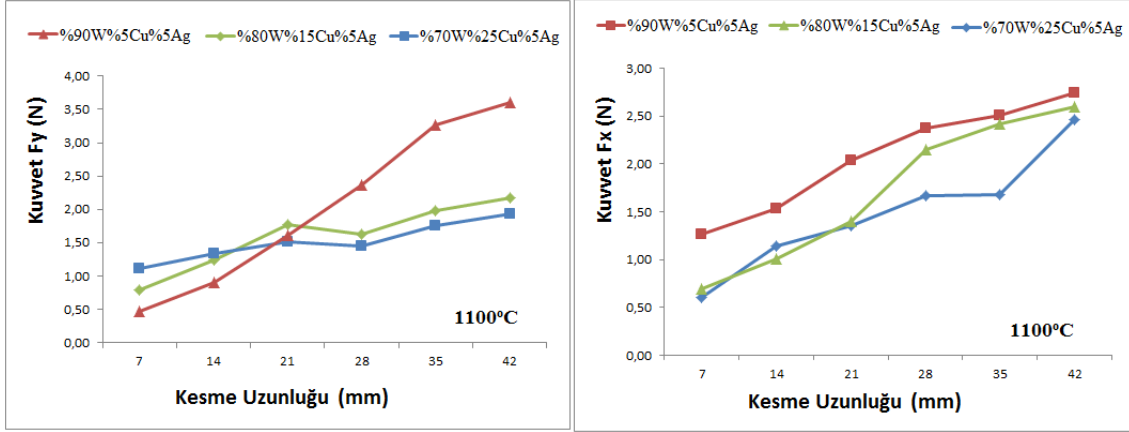
4.3.4 W+Cu+Ag Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi

Şekil 4.76 ve şekil 4.77'de verilen F_y ve F_x kesme kuvveti değerleri, W+Cu+Ag sistemine ait kompozit numunelerinin mikro frezeleme işlemi sırasında kesme uzunluğuna bağlı değişmektedir. W+Cu sisteminden farklı olarak Ag ilavesinin olması kesme kuvveti değerlerinde genel bir azalma olmasını etkilediği düşünülmektedir. Şekil

4.76 ve şekil 4.77’de %90W%5Cu%5Ag kompoziti üzerinde genellikle en yüksek kesme kuvveti değerleri elde edilmiştir. Bu malzemede en yüksek kesme kuvveti değerlerinin elde edilmesinin nedeni yoğun oranda W içermesidir. %70W%25Cu%5Ag kompoziti en çok Cu içeriğine sahip olması nedeniyle, bu malzemeye ait kesme kuvveti değerleri genellikle en düşük çıkmıştır. Kesme uzunluğu artışına bağlı olarak genellikle arttığı görülen kesme kuvveti değerleri, en hızlı artışını %80W%15Cu%5Ag kompozitinde sağlamıştır. Kesme kuvveti değerlerinin belirli bir eğride artışı gözlemlenirken, bazı kesme uzunluklarında aniden düşüşü gözlenmektedir. Bunun nedeni olarak, kesici takım ucunun talaşı keserek değil kopararak aldığı ve o bölgede kısmi gözenekli bir yapıya denk gelmiş olabileceği düşünülmektedir. Kesme uzunluğuna bağlı olarak, kesme kuvvetindeki ani artış değerlerinin nedeni olarak ise kesici takım ucu radüs yarıçap miktarının artması düşünülmektedir.



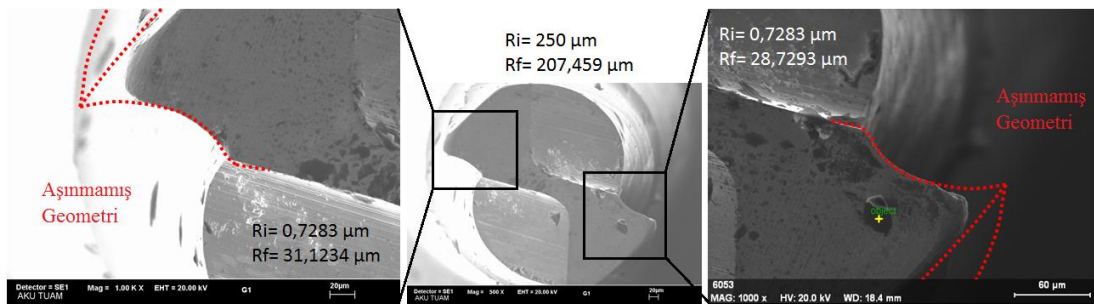
Şekil 4.76 1000 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.



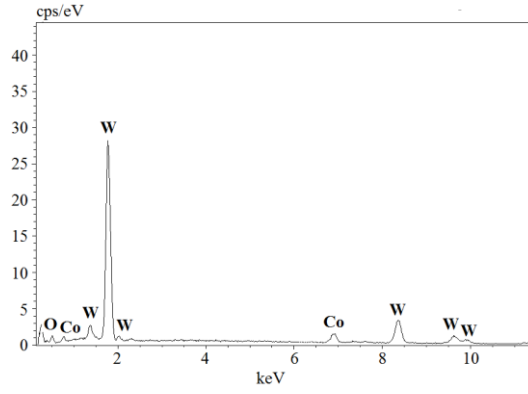
Şekil 4.77 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.

4.3.5 W+Cu+Ag Sistemi Kesici Takım Aşınması

1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.78’de verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 207,459 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 31,1234 µm, sağ kesici ucu 28,7293 µm olarak ölçülmüştür. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.79’da verilmektedir.

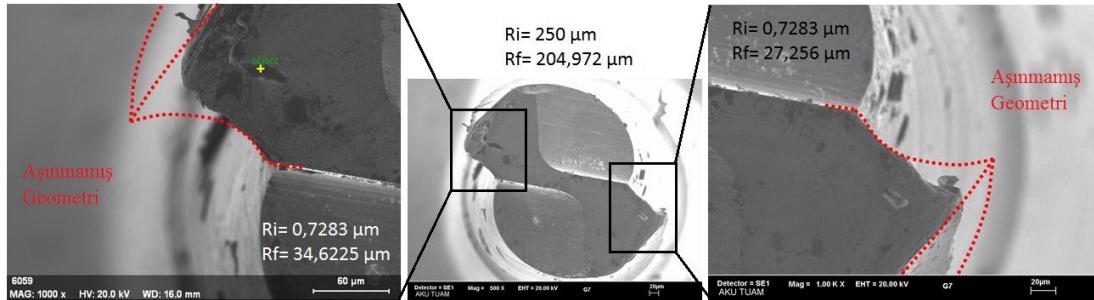


Şekil 4.78 1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

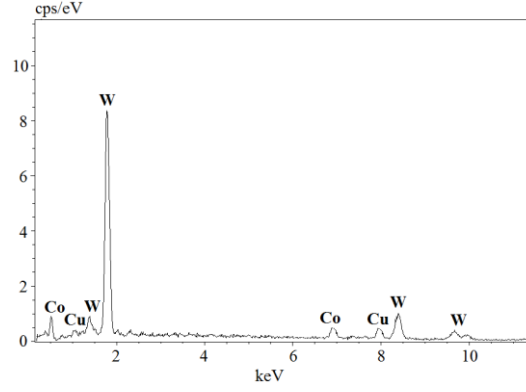


Şekil 4.79 1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.80’de 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 204,972 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 34,6225 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 27,256 µm olarak elde edilmiştir. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.81’de verilmektedir.

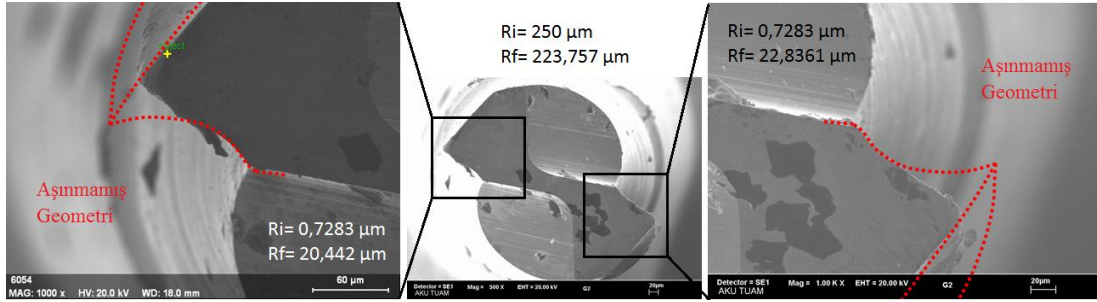


Şekil 4.80 1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

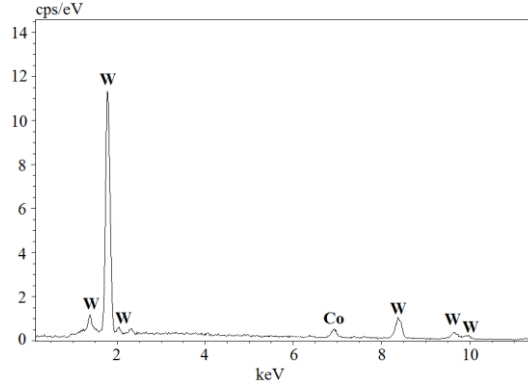


Şekil 4.81 1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.82’de verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 223,757 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 20,442 µm, sağ kesici ucu 22,8361 µm olarak ölçülmüştür. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.83’te verilmektedir.

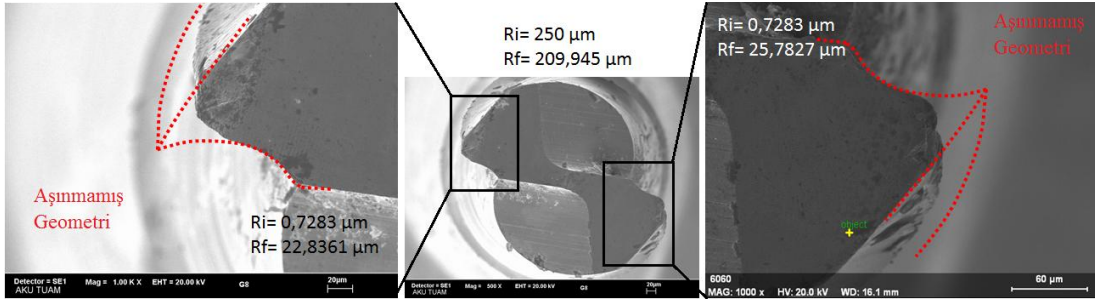


Şekil 4.82 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

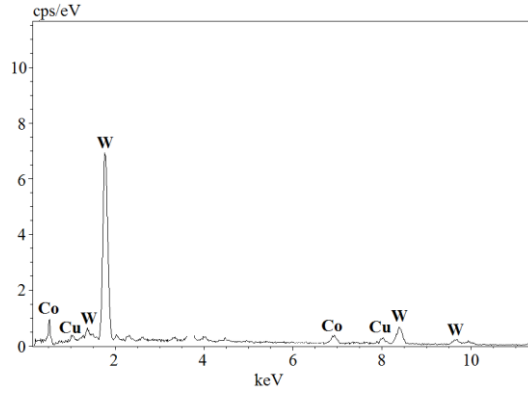


Şekil 4.83 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.84’te 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozit numunesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 209,945 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 22,8361 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 25,7827 µm olarak elde edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.85’te verilmektedir.

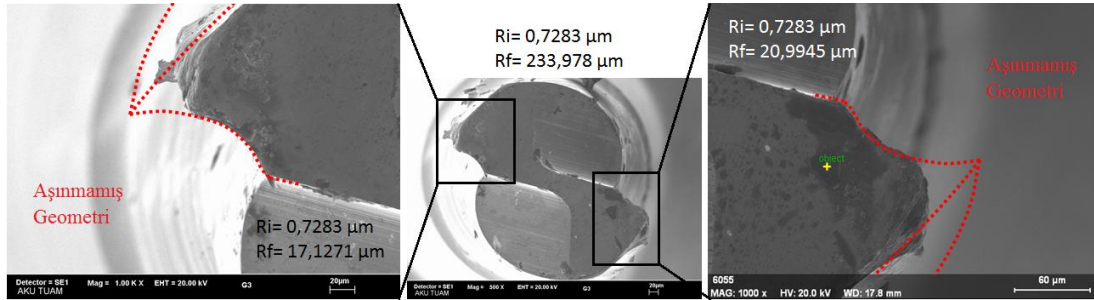


Şekil 4.84 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

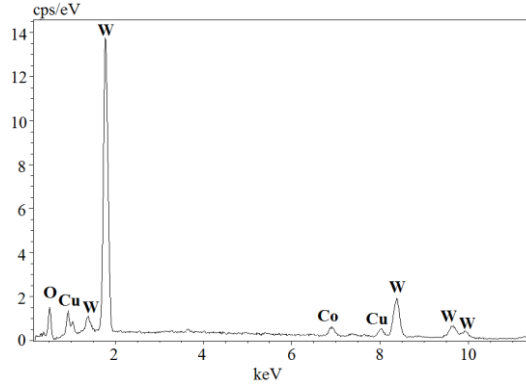


Şekil 4.85 1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.86’da verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 233,978 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 17,1271 µm, sağ kesici ucu 20,9945 µm olarak ölçülmüştür. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.87’de verilmektedir.

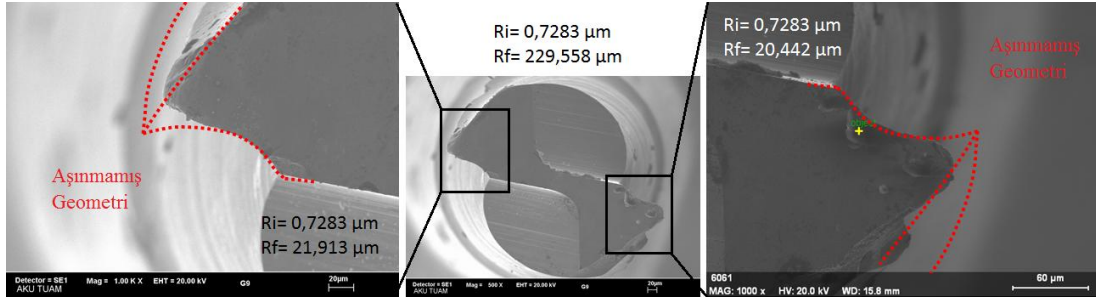


Şekil 4.86 1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

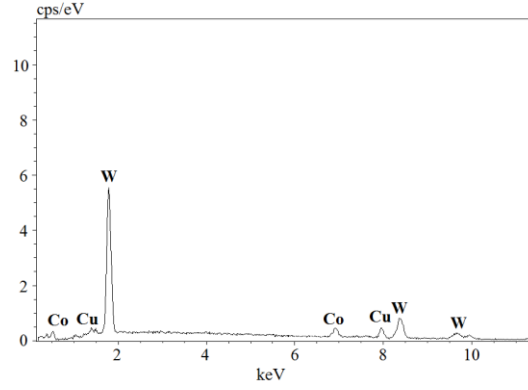


Şekil 4.87 1000 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.88’de 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 229,558 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 21,913 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 20,442 µm olarak elde edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.89’da verilmektedir.



Şekil 4.88 1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.



Şekil 4.89 1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS görüntüsü.

4.3.6 W+Cu+Ag Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü Analizi

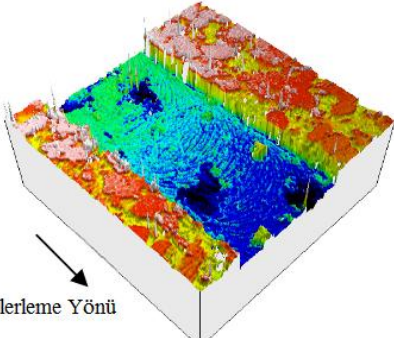
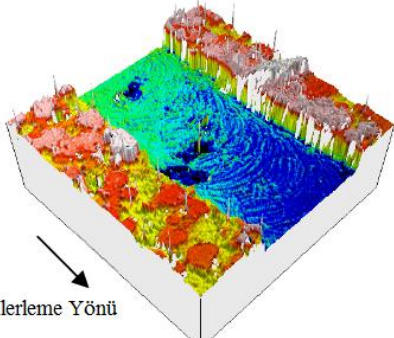
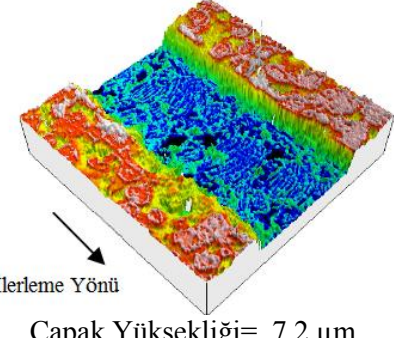
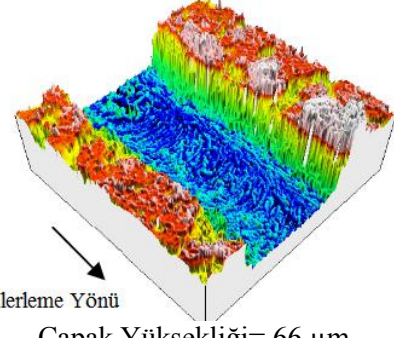
1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %90W%5Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.7’de verilmektedir.

Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi oldukça pürüzlü çıkmıştır. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 2,35 µm ve 2,54 µm olarak elde edilmiştir. Bu yüzey pürüzlülüğünde gözenekli yapının da etkisi bulunmaktadır. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 4,9 µm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 58,9 µm seviyesine çıkmıştır. Cu bu sıcaklıkta sinterlendiğinde sıvı faza geçemediği için W partiküllerini birbirine bağlama görevini tam olarak yerine getirememiştir. Ancak bu sıcaklıkta Ag tozları sıvı faza geçebilseler de %5Ag miktarı W partiküllerini birbirlerine bağlamada çok etkili olamamıştır.

1100 °C’de sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre oldukça azalma meydana gelmiştir. Kanalın girişinde 1,77 µm değeri elde edilirken, çıkışında 1,95 µm

değeri elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yüzey pürüzlülüğündeki bu azalış, Cu ve Ag elementinin 1100 °C’de sıvı faza geçmesi ve mikro kesme işlemi esnasında talaş parçalarının yerinden koparak değil, kesilerek ayrılmasındandır. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 7,2 µm ve 66 µm olarak ölçülmüştür.

Çizelge 4.7 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

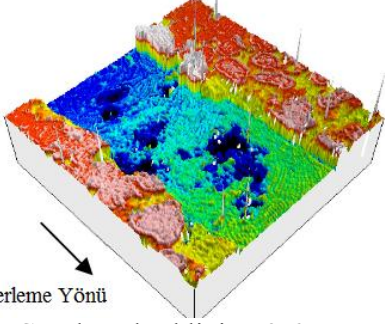
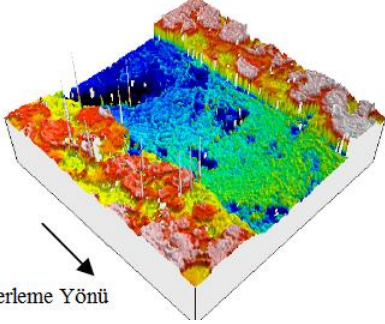
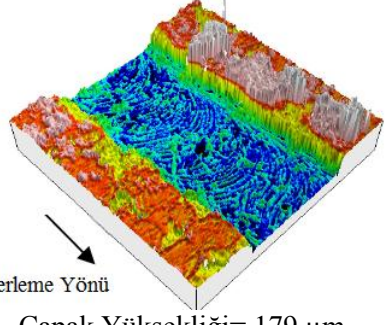
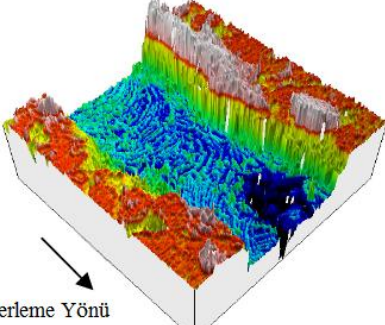
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısmının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısmının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %90W+%5Cu +%5Ag	 <p>Çapak Yüksekliği= 4,9 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,35 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 58,9 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,54 µm</p>
1100 °C %90W+%5Cu +%5Ag	 <p>Çapak Yüksekliği= 7,2 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,77 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 66 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,95 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.8’de verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinde açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgesindeki yüzey pürüzlülüğünün fazla olduğunu görmekteyiz. Gözenekli yapının etkisi bu yüzey pürüzlülüğünde bir miktar azalmıştır.

Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 2,39 µm ve 2,81 µm olarak elde edilmiştir. Çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olmasının sebebi, kesici takım ağzının çıkış bölgesinde daha çok aşınmış halde olmasıdır. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 73,6 µm değeri oldukça fazla miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği azalarak 23,8 µm seviyesine düşmüştür. 1000 °C’de sinterleme sonucu Cu tozlarının sıvı faza geçemediği, sıvı faza geçebilen %5Ag oranının da az oluşu sebebiyle taneler arası bağın zayıf olduğu gözlenmektedir.

1100 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinde az miktarda boşluk bulunmaktadır. Yüzeydeki bu boşluğun yüzey pürüzlülüğünü olumsuz etkilediği aşıkardır. Kanalın girişinde 1,88 µm değeri elde edilirken, çıkışında 2,08 µm değeri elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yüzey pürüzlülüğündeki bu azalış, Cu ve Ag elementinin 1100 °C’de sıvı faza geçmesi ve daha homojen bir yapı oluşturmasıdır. Cu oranının artmasıyla giriş ve çıkış bölgelerinde oldukça fazla mikro çapaklar oluşmuştur. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 179 µm ve 94,9 µm olarak tespit edilmiştir. Mikro çapak yoğunluğunun fazla olmasını Cu oranındaki artış ve düşük sıcaklıkta sıvı faza geçebilen Ag metalinin yumuşak yapısına bağlamaktayız.

Çizelge 4.8 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%15Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

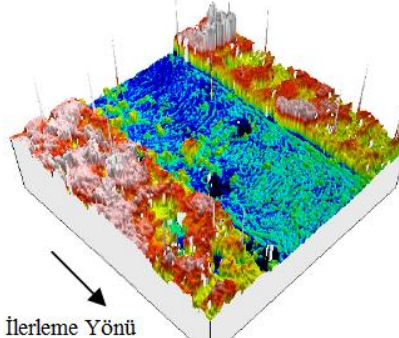
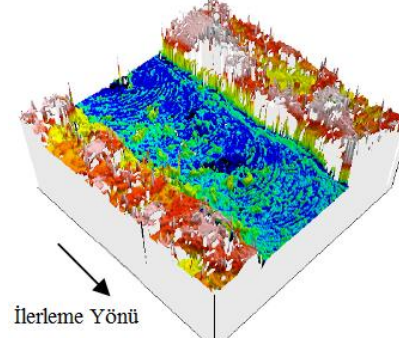
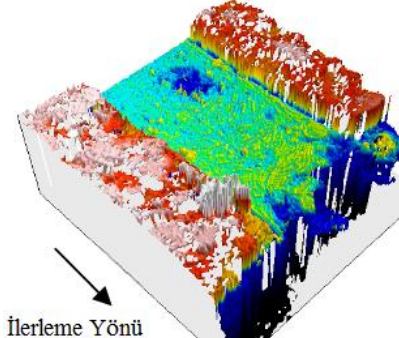
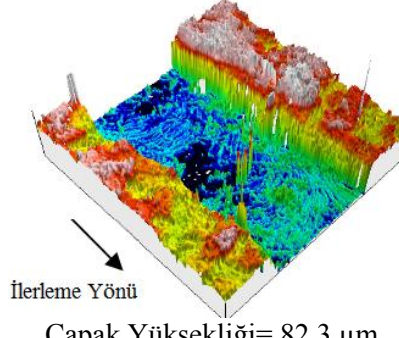
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%15Cu +%5Ag	 <p data-bbox="550 817 903 913">Çapak Yüksekliği= 73,6 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,39 µm</p>	 <p data-bbox="984 817 1340 913">Çapak Yüksekliği= 23,8 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,81 µm</p>
1100 °C %80W+%15Cu +%5Ag	 <p data-bbox="550 1243 903 1339">Çapak Yüksekliği= 179 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,88 µm</p>	 <p data-bbox="984 1243 1340 1339">Çapak Yüksekliği= 94,9 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,08 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.9'da verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C'de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinde açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgesindeki yüzey pürüzlülüğü, Cu oranındaki artış ve %5Ag ilavesiyle, içeriğinde W oranı çok olan kompozitlere göre daha düşük çıkmıştır. Gözenekli yapının da etkisinin yüzey pürüzlülüğünde oldukça azaldığını görmekteyiz. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 1,69 µm ve 2,3 µm olarak elde edilmiştir. Kesici takımın kanal çıkışında en aşınmış halini alması sebebiyle; mikro kanalın çıkış yüzeyinin, giriş

yüzeyinden daha pürüzlü olduğunu görmekteyiz. Yine bu sıcaklıkta sinterleme sonucu Cu tozları sıvı faza geçemese de, az miktardaki %5Ag tozlarının sıvı faza geçebilmesi ve W oranının daha az olması yüzey pürüzlülüğünün azalmasında etkili olmuştur. Mikro çapak yoğunluğu mikro kanalın giriş bölgesinde daha yoğun oluşmuştur. Mikro çapak yoğunluğunun çıkış bölgesinde azalmasını kesici takım ağızlarındaki geometrilerdeki değişimlere bağlamaktayız. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 203 µm değeri oldukça fazla miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği azalarak 22,4 µm seviyesine düşmüştür.

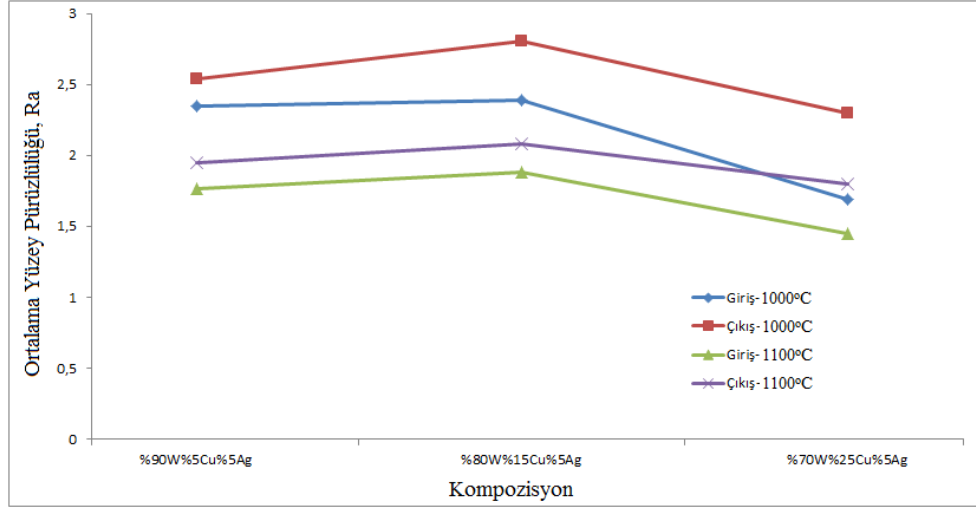
1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Kanalın girişinde ortalama yüzey pürüzlülüğü 1,45 µm değeri elde edilirken, çıkışında 1,8 µm değeri elde edilmiştir. Kesici takım kanal çıkışında girişteki haline göre daha çok aşınmış vaziyette olduğundan, mikro kanalın çıkış yüzeyinin, giriş yüzeyinden daha pürüzlü olduğunu görmekteyiz. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla yüzey pürüzlülüğündeki bu azalış, Cu elementinin 1100 °C’de sıvı faza geçmesi, %5Ag tozlarının da ilavesiyle daha homojen bir yapı oluşturmasındandır. Mikro kanalın giriş bölgesinde çıkış bölgesinden daha yoğun mikro çapaklar oluşmuştur. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 187 µm ve 82,3 µm olarak tespit edilmiştir.

Çizelge 4.9 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %70W+%25Cu +%5Ag	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 203 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,69 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 22,4 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,3 µm</p>
1100 °C %70W+%25Cu +%5Ag	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 187 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,45 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 82,3 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,8 µm</p>

W+Cu+Ag sisteminde olan 1000 °C ve 1100 °C’de Sinterlenen %90W%5Cu%5Ag, %80W%15Cu%5Ag ve %70W%25Cu%5Ag kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların giriş ve çıkış bölgesindeki yüzey pürüzlülük değerlerini gösteren grafik şekil 4.90’da verilmektedir. Mikro frezelenmesi işlemi sonucu 1100 °C’de sinterlenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerleri, 1000 °C’de sinterlenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerlerinden daha düşük elde edilmiştir. Bunun başlıca sebebi Cu tozlarının 1100 °C’de sinterlenme esnasında sıvı faza geçmesi ve %5Ag tozları ilavesinin de bağlayıcılığa etkisiyle, daha homojen bir yapı oluşumuna destek vermeleridir. W+Cu+Ag sisteminde en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag numunesi üzerine açılan mikro

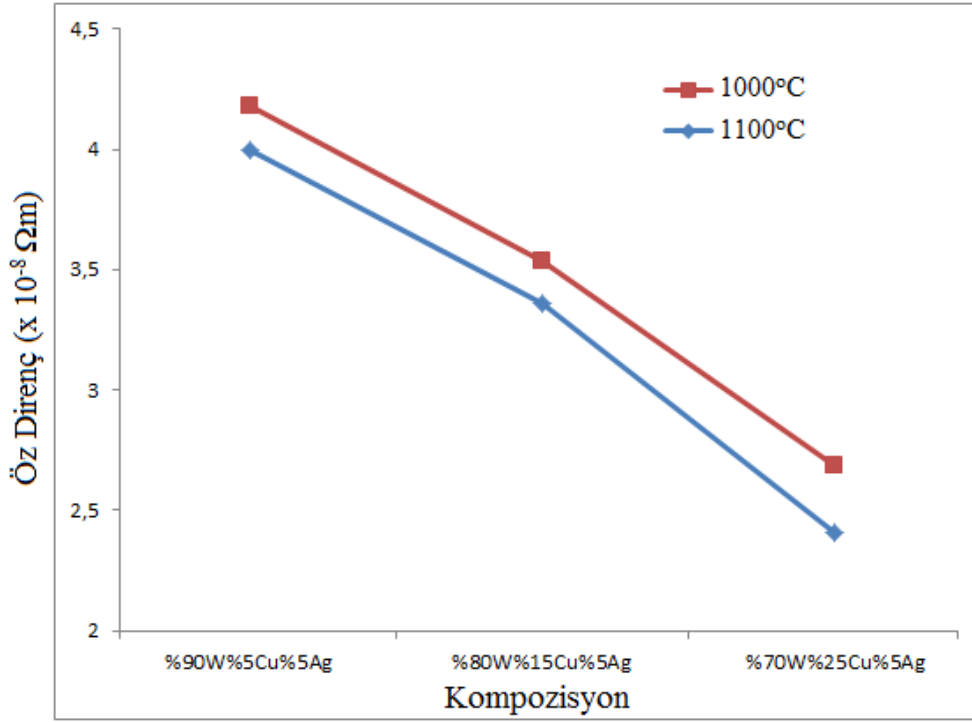
kanalın çıkış bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise 1100 °C’de sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.



Şekil 4.90 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri.

4.3.7 W+Cu+Ag Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi

Şekil 4.91’de 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen sırasıyla %90W%5Cu%5Ag, %80W%15Cu%5Ag ve %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemelerinin elektriksel özdirenç değerleri verilmektedir. Bu kompozit malzemelerin 1000 °C’de sinterleme sonucu ölçülen elektriksel öz direnç değerleri, sırasıyla $4,18 \times 10^{-8} \Omega m$, $3,54 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $2,69 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilirken, 1100 °C’de sinterleme sonucu ölçülen elektriksel öz direnç değerleri sırasıyla $3,99 \times 10^{-8} \Omega m$, $3,36 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $2,41 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilmiştir. W+Cu+Ag sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesinde görülmüştür. En düşük elektriksel öz direnç değeri ise, 1100 °C’de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag içeriğine sahip numuneden elde edilmiştir.

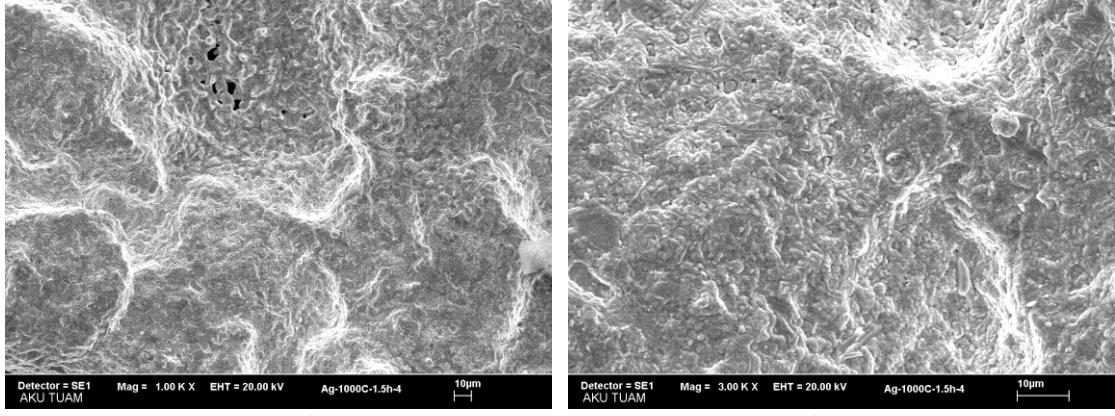


Şekil 4.91 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%90W%5Cu%5Ag), (%80W%15Cu%5Ag) ve (%70W%25Cu%5Ag) kompozitlerinin elektriksel özdirenç değerleri.

4.4 W+Cu+Ag+X Sistemi (1000 °C ve 1100 °C)

4.4.1 W+Cu+Ag+X Sistemi SEM ve EDS Analizi

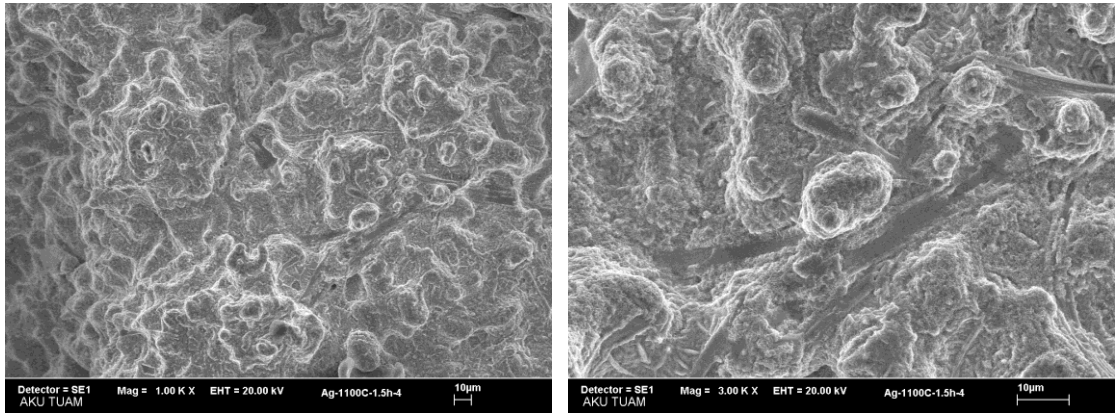
Şekil 4.92 ve şekil 4.93’te %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesinin 1000 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri ve 1100 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesinin, %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesine göre ağırlıkça %5 Cu azaltılıp, %5 Ni eklenerek, Ni elementi ilavesinin etkisi gözlemlenmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesinin 1000 °C’deki sinterleme sonrası SEM görüntüleri incelendiğinde Ag ilavesinin gözenek oluşumunu önemli ölçüde azalttığı görülmektedir. Bunun sebebi olarak Ag metalinin bu sıcaklıkta sıvı faz oluşturmasıdır. 1100 °C’de sinterlenmiş numunesinde tam ideal sinterlenme ile minimum düzeyde gözenek oluşumu engellenmiştir.



a)

b)

Şekil 4.92 1000 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü: a)1kx, b)3kx.



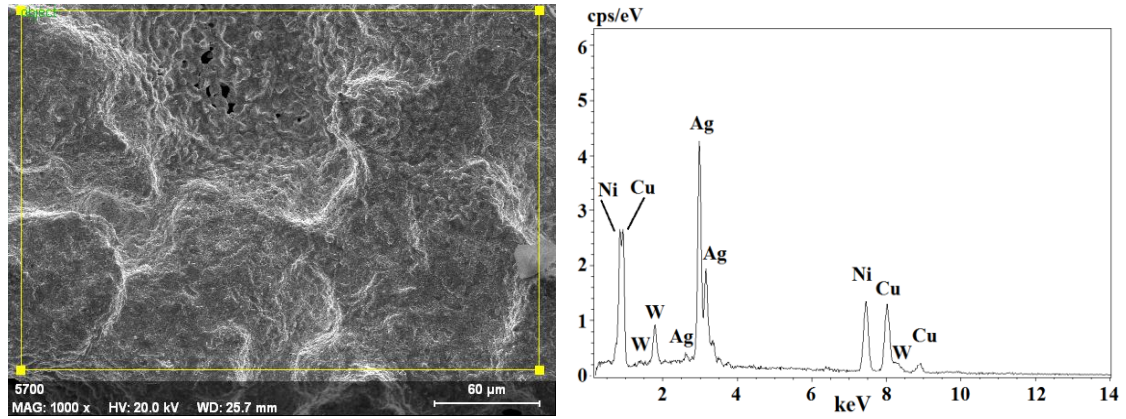
a)

b)

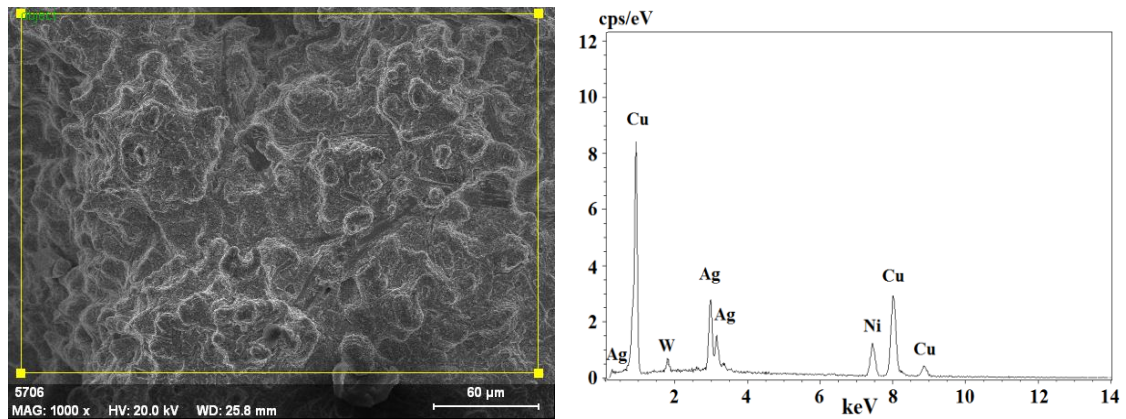
Şekil 4.93 1100 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin SEM görüntüsü: a)1kx, b)3kx.

Şekil 4.94 ve şekil 4.95 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C'de (Şekil 4.94) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunesinde Cu/Ni tozlarının tamamen erimemesi sonucu heterojen bir gözenek yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunesinin içeriğinde mevcut olan Ag elementinden dolayı, W tanelerinin yüzey ve ara yüzeyinde Cu/Ni/Ag atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu/Ni/Ag elementlerinin miktarlarının pik şiddetlerini arttırmış, W elementi pik şiddetinin miktarının düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.94). 1100 °C'deki (Şekil 4.95) sinterleme sonucu %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunesinde taneler arası boyun

oluşumunu arttırdığı görülmektedir. W tozlarının ergime sıcaklığından daha düşük ergime sıcaklığına sahip Cu/Ag tozları, 1100 °C’de sinterleme sıcaklığında ergidiğinden dolayı tozlar arası boyun oluşumu, daha yüksek sıcaklıklarda ergiyen Ni tozlarından dolayı düşük seviyelerde oluşmuştur. Böylece, %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunesinin mekaniksel özelliklerini yani, mikro sertlik değerlerini düşürdüğü tespit edilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının yüzeyini sıvı Cu/Ag ergiyiği sıvayarak, W elementinin pik şiddetinin düşmesine, Cu/Ni/Ag elementlerinin varlığının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.95).



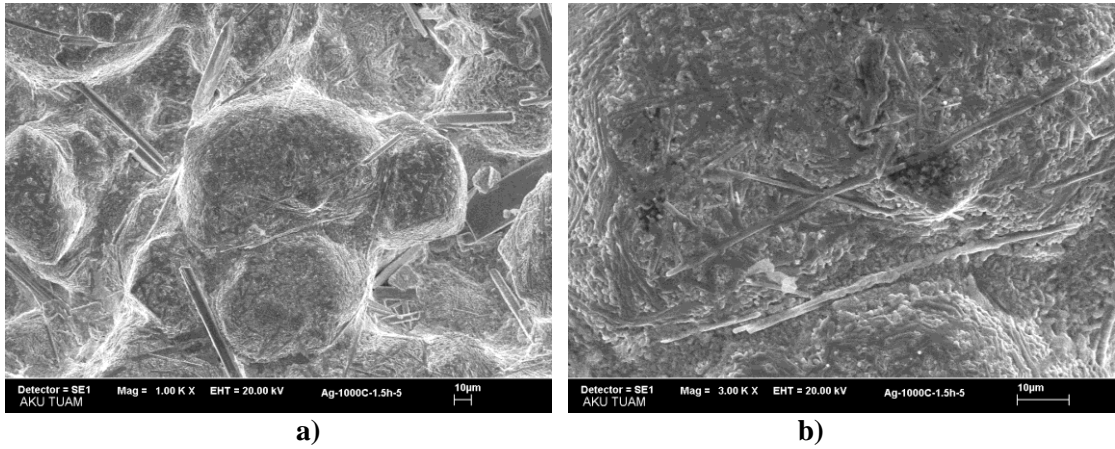
Şekil 4.94 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin EDS analizi.



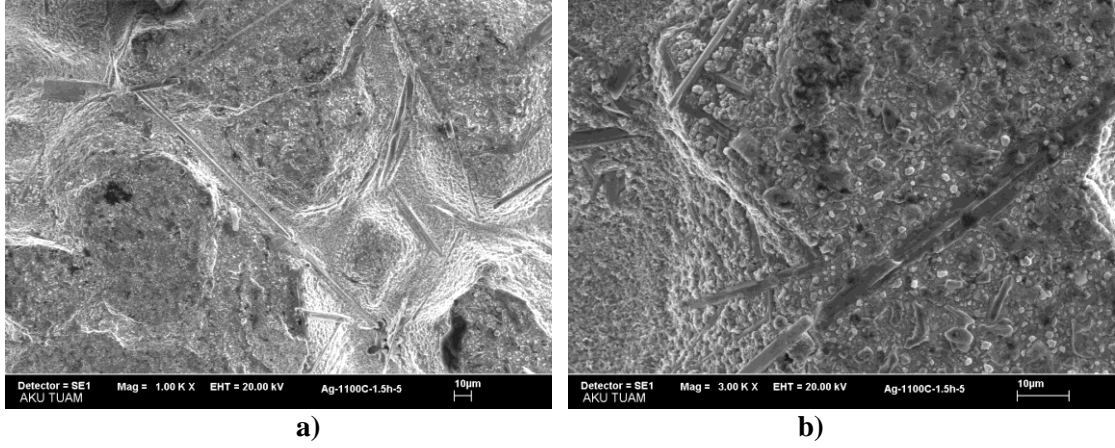
Şekil 4.95 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin EDS analizi.

Şekil 4.96 ve şekil 4.97’de %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesinin 1000 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri ve 1100 °C’deki 1kx ve 3kx

büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Toz metalurjisinde bağlayıcı faz olarak kullanılan Co tozlarının, taneler arası bağlayıcılık özelliği yüksek olan Co ile üretilen kompozit malzemelerin daha iyi sinterlendiği görülmektedir. 1000 °C’de sinterleme işlemine tabi tutulmuş numunenin homojen bir gözenek yapısına sahip olmasına rağmen 1100 °C’deki sinterleme sonucu %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemede daha az gözenek oluşturarak taneler arası tam ıslanma sağlanmış ve taneler arası boyun oluşumu gerçekleşmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunesinde Co ilavesi boyun oluşumuna katkı sağlayarak gözenekli yapının oluşmasını engellemiştir. Ayrıca gümüş tozlarının da boyutlarının tungstene göre küçük olması ve uygulanan her iki sinterleme sıcaklığında da ergimesi sebebiyle taneler birbirlerine daha iyi bağlanmış ve tam ıslanma durumu söz konusu olmuştur. 1000 °C’deki sinterleme sonrası sıvı gümüş fazları tungsten tanecikleri üzerini sarmıştır (Şekil 4.96/a, Şekil 4.96/b). Sıcaklık 1100 °C’ye çıkarıldığında bakır tozları da ergimeye başlamış ve gümüş ile birlikte bir sıvı faz oluşturmuşlardır (Şekil 4.97).

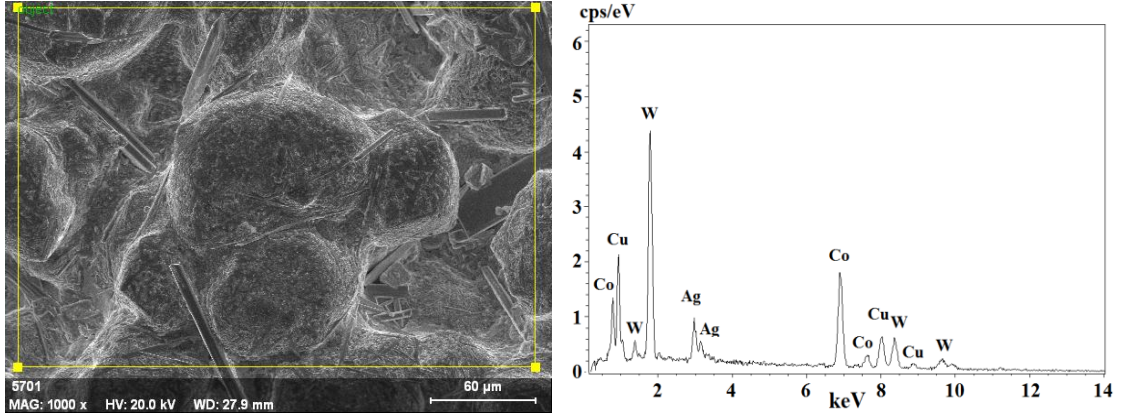


Şekil 4.96 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin SEM görüntüsü: a)1kx, b)3kx.

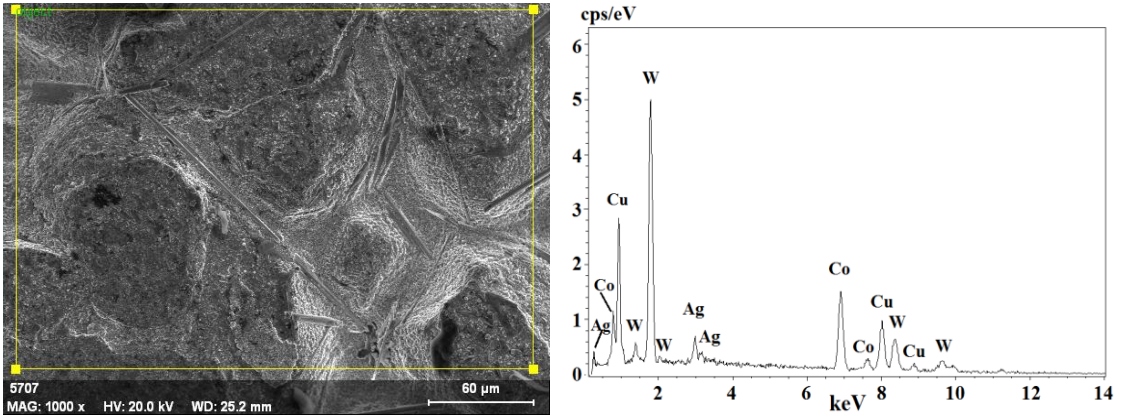


Şekil 4.97 1100 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin SEM görüntüsü: **a)**1kx, **b)**3kx.

Şekil 4.98 ve şekil 4.99 geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri verilmiştir. 1000 °C'de (Şekil 4.98) sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunesinde Cu/Co tozlarının tamamen ergimemesi sonucu heterojen bir iç yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde Cu/Co/Ag atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu/Co/Ag elementi miktarlarının pik şiddetlerini arttırmıştır (Şekil 4.98). 1100 °C'deki sinterleme sonucu %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunesinde taneler arası boyun oluşumu görülmektedir (Şekil 4.99). %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunesinin 1100 °C'de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının arasına sıvı Cu/Ag elementel ergiyiği dolarak yüzeyde Cu/Co/Ag elementlerinin pik şiddetlerinin düşmesine, W element miktarının artmasına neden olmuştur (Şekil 4.99).

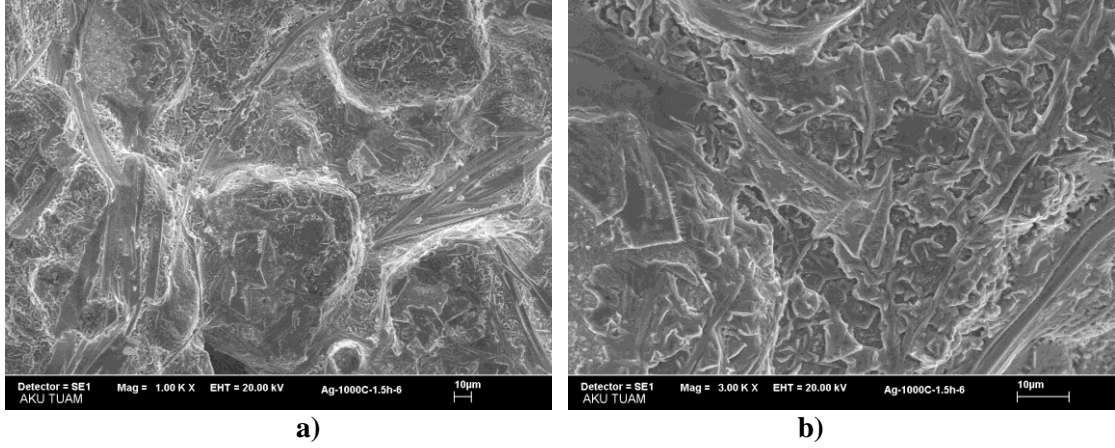


Şekil 4.98 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin EDS analizi.

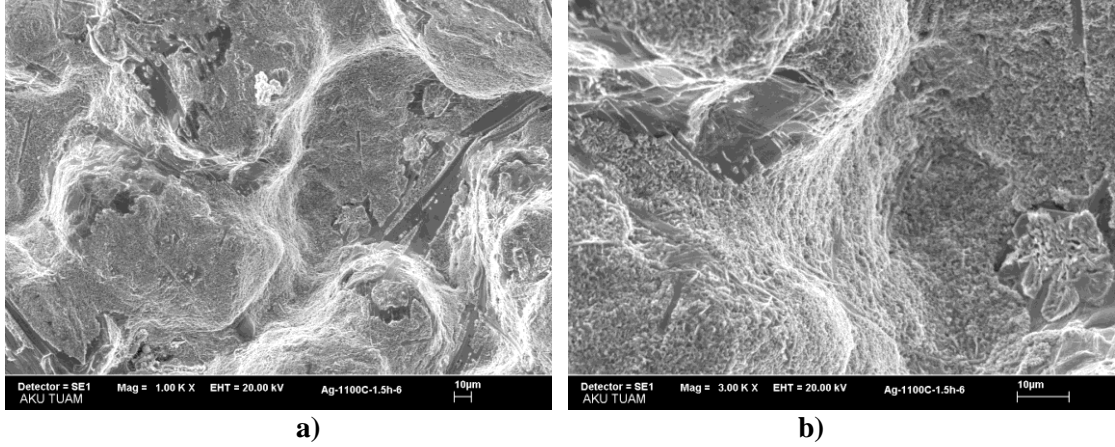


Şekil 4.99 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin EDS analizi.

Şekil 4.100 ve şekil 4.101’de %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesinin 1000 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri ve 1100 °C’deki 1kx ve 3kx büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinin içeriği sadece W ve Cu tozlarından oluşan üretilen kompozit malzemelerine göre daha iyi bir sonuç vermiştir. Ancak %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesine göre yüzeyde daha iri tanecikler belirgin bir şekilde görülmektedir (Şekil 4.100). Bunun nedeni olarak Co tozlarına göre boyutu daha büyük olan Ni tozları gösterilebilir. %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin 1000 °C’deki sinterleme sıcaklığında W toz tanecikleri üzerinde yoğun olarak Ag elementi tabakasını (Şekil 4.100), 1100 °C’deki sinterleme sıcaklığında ise gümüş ile birlikte bakır tabakalarını görmekteyiz (Şekil 4.101).



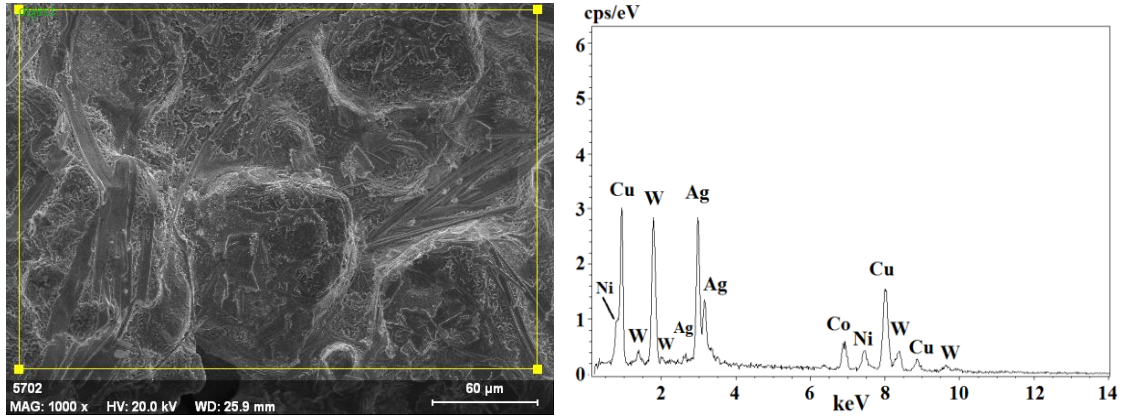
Şekil 4.100 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü: a) 1kx, b) 3kx.



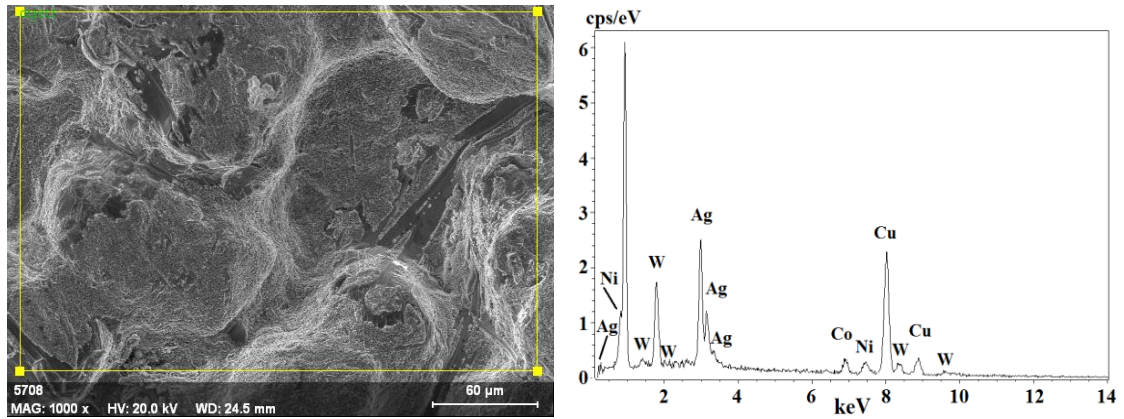
Şekil 4.101 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin SEM görüntüsü: a) 1kx, b) 3kx.

Geleneksel tüp fırın içerisinde saf argon gazı atmosferinde sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesinin SEM/EDS görüntüsü ve elementel analiz eğrileri Şekil 4.102 ve Şekil 4.103’te verilmiştir. Şekil 4.102’de görüldüğü üzere 1000 °C sıcaklığında sinterleme işlemine tabi tutulmuş %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinde Cu/Ni/Co tozlarının tamamen erimemesi sonucu heterojen bir iç yapısının oluşmasına neden olmuştur. Böylece, kompozit numunesinin yüzeyinde Cu/Ni/Co/Ag atomlarının miktarını arttırmıştır. EDS analiz eğrisindeki Cu/Co/Ag elementi miktarlarının pik şiddetlerini arttırmıştır (Şekil 4.102). 1100 °C’deki sinterleme sonucu %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinde taneler arası boyun

oluşumu görülmektedir (Şekil 4.103). %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit numunesinin 1100 °C’de sinterlenmesi aşamasında, W tozlarının yüzeyi ve taneler arasına sıvı Cu element ergiyiği dolarak yüzeyde Cu elementinin pik şiddetinin artmasına, W element miktarının pik şiddetinin düşmesine neden olmuştur (Şekil 4.103).



Şekil 4.102 1000 °C’de sinterlenen %80W%5Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi.

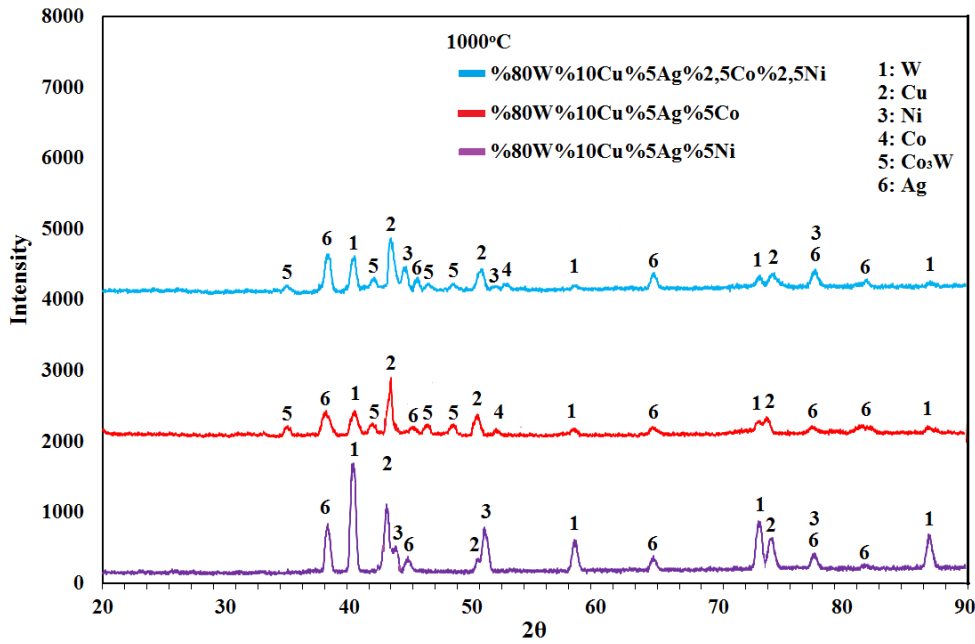


Şekil 4.103 1100 °C’de sinterlenen %80W%5Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinin EDS analizi.

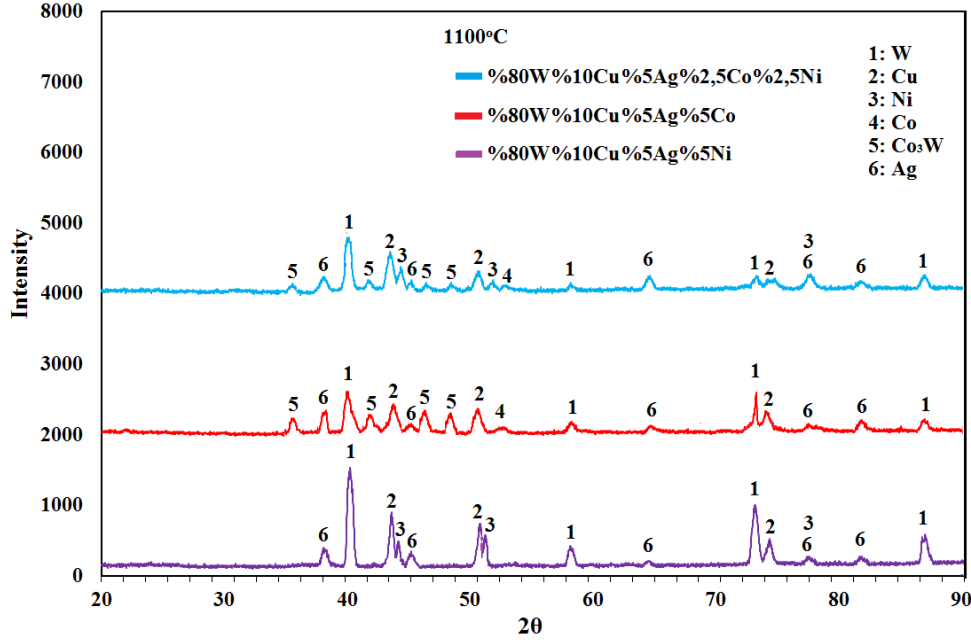
4.4.2 W+Cu+Ag+X Sistemi XRD Analizi

Aşağıda W+Cu+Ag+X sistemine ait %80W%10Cu%5Ag%5Ni, %80W%10Cu%5Ag%5Co ve %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozit numunelerinin 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlendikten sonra yapılan XRD analiz sonuçları şekil 4.104 ve şekil 4.105’de verilmiştir. İç yapısında Co_3W fazı oluşan

kompozit numunelerin mekanik özelliklerine bu fazın olumlu etkisi olmuş ve vickers sertlik değerlerinin artmasını sağlamıştır. Co_3W fazı, içerisinde bulunduğu %80W%10Cu%5Ag%5Co ve %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitlerinin XRD grafiklerinde W ve Co piklerinin şiddetlerinin azalmalarına neden olmuştur. Bu nedenle en yüksek W pik şiddeti %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitine ait XRD grafiğinde görülmektedir. Ayrıca 1000 °C ve 1100 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitine ait XRD grafiğindeki Co_3W fazının pik şiddeti, %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin XRD grafiğindeki Co_3W fazının pik şiddetinden daha yüksektir. Bunun nedeni olarak %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin daha çok Co miktarı içermesi düşünülmektedir. Ag pik şiddetleri ise yaklaşık olarak aynı seviyelerdedir. Cu ve Ag pikleri mikro vickers sertlik değerlerinin düşmesinde etkili olurken, Co_3W fazı ile W, Co ve Ni pikleri mikro vickers sertlik değerlerinin artışı sağlamıştır.



Şekil 4.104 1000 °C'de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri.

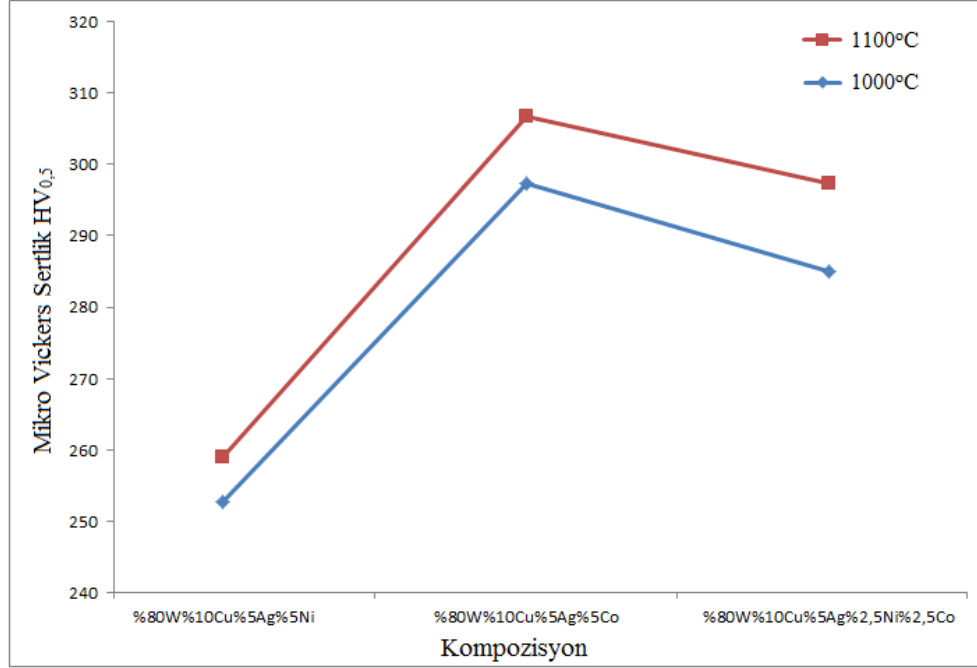


Şekil 4.105 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin XRD desenleri.

4.4.3 W+Cu+Ag+X Sistemi Mikro Sertlik Analizi

Şekil 4.106’da 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında gaz atmosferli tüp fırında sinterlenen W+Cu+Ag+(X) sistemine ait kompozit malzemelerin vickers sertlik değerleri verilmektedir. 1000 °C’de 259 HV_{0,5} ve 1100 °C’de 252 HV_{0,5} yaklaşık mikro vickers sertlik değerleri %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitlerinden elde edilirken, %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni oranlarına sahip numunelerde, iç yapıda oluşan Co₃W fazının etkisiyle mekanik özelliklerde artış sağlanarak, 1000 °C’de 285 HV_{0,5} ve 1100 °C’de 297 HV_{0,5} civarında mikro vickers sertlik değerleri elde edilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozisyonuna sahip malzemenin şekil 4.106’da en yüksek mekaniksel özelliklere sahip olmasının nedeni, iç yapıda en yüksek Co oranına sahip olması ile birlikte daha fazla Co₃W fazını oluşturmasıdır. Böylelikle %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesinden 1000 °C’de 297 HV_{0,5} ve 1100 °C’de 306 HV_{0,5} civarında mikro vickers sertlik değerleri elde edilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompoziti Co içermediğinden şekil 4.106’da en düşük mikro vickers sertliği bu kompozisyonda elde edilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompoziti az miktarda olsa Co içermesi ile birlikte Co₃W fazının oluşmasında etkili olmuş ve %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinden daha olumlu bir mikro vickers sertlik değeri elde edilmiştir. Genel olarak W+Cu+Ag+X sistemine ait numunelerde,

şekil 4.106'da görülen mikro vickers sertlik değerlerinin azalışı, bağlayıcı olarak kullanılan Ni tozlarının sinterlemede malzeme iç yapısında gözenekli bir yapı oluşturmasına ve Co içermemesine bağlıyken, mikro sertlik değerlerinin artışı ise Co oranlarının artışı ile Co_3W fazının oluşması ve artmasına bağlıdır.

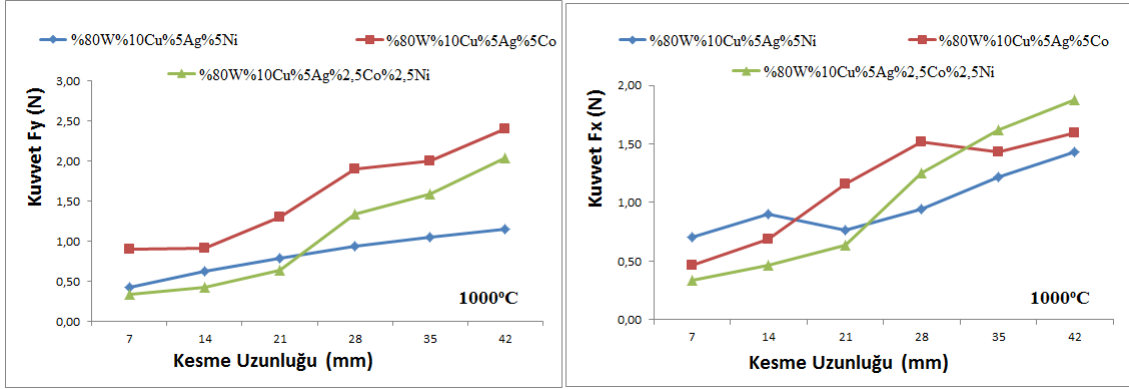


Şekil 4.106 1000 °C ve 1100 °C'de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro vickers sertlik grafikleri.

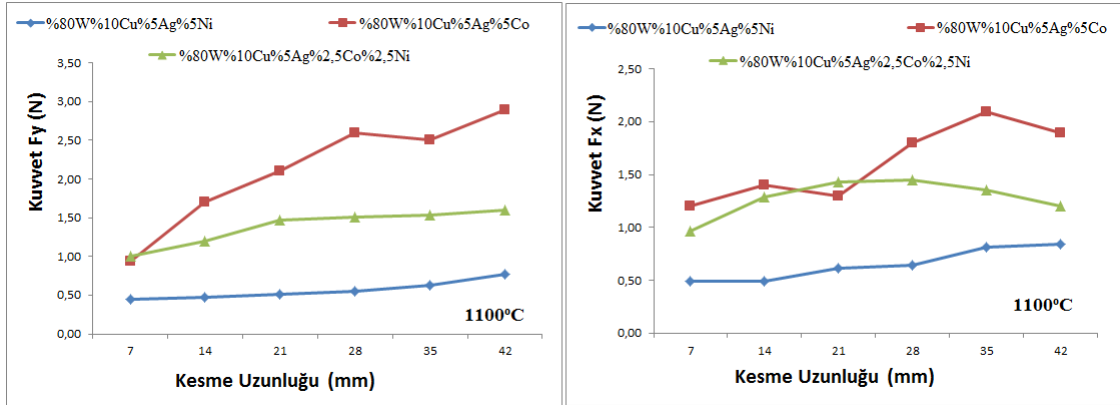
4.4.4 W+Cu+Ag+X Sistemi Kesme Kuvvetleri Analizi

W+Cu+Ag+X sistemine ait mikro frezelemede meydana gelen, kesme uzunluğu değişimine göre değişiklik gösteren kesme kuvveti değerleri şekil 4.107 ve şekil 4.108 de verilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesi üzerinde mikro frezeleme yapılırken elde edilen kesme kuvveti değerleri düşük çıkmıştır. Bunun nedeni ise kesici ağzın bu numune üzerinden talaş kaldırarak kesme işlemi esnasında, talaş parçalarının koparak ayrılması sonucu anlık kesme kuvvetinin sıfır değerine yaklaşması ve bunun da kesme kuvveti ortalamalarını olumsuz etkilemesidir. %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin şekil 4.107'de F_x kesme kuvvetleri bakımından diğer kompozitlere göre daha yüksek ve daha düşük olduğu değerler görülmektedir. Şekil 4.107'deki F_y kesme kuvveti grafiğinde ve şekil 4.108'deki F_y ve

Fx kesme kuvveti grafiğinde genellikle %80W%10Cu%5Ag%5Co kompoziti en yüksek kesme kuvveti değerlerine sahiptir. %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitine ait en yüksek kesme kuvveti şekil 4.66'daki Fx kuvvet grafiğinde görülmektedir.



Şekil 4.107 1000 °C'de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.

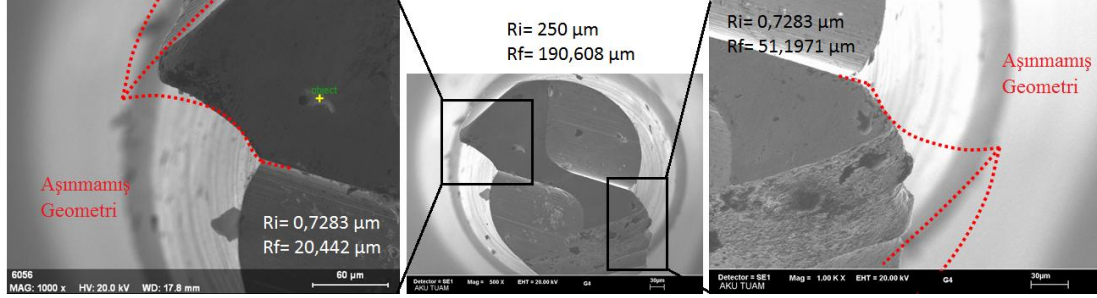


Şekil 4.108 1100 °C'de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezeleme işlemi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin değişimi.

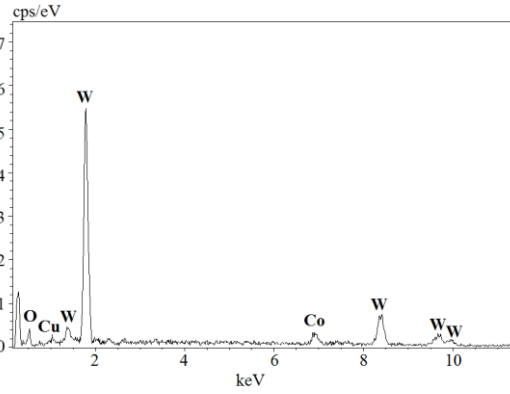
4.4.5 W+Cu+Ag+X Sistemi Kesici Takım Aşınması

1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.109'da verilmektedir. 1000 °C'de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı, 190,608 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 20,442 µm, sağ kesici ucu

51,1971 μm olarak ölçülmüştür. Sol kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.110'da verilmektedir.

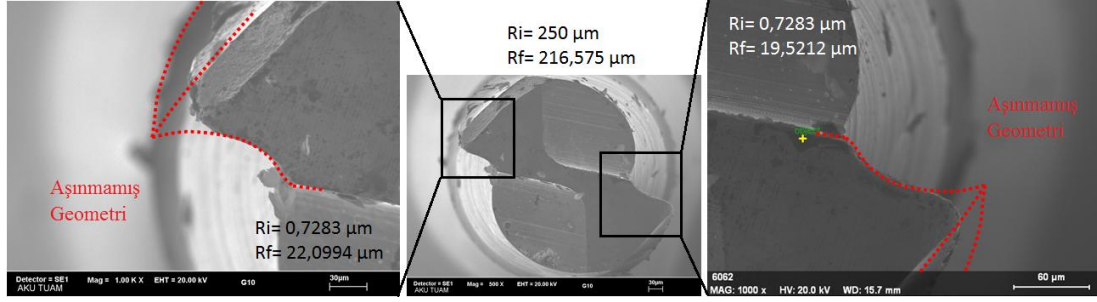


Şekil 4.109 1000 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

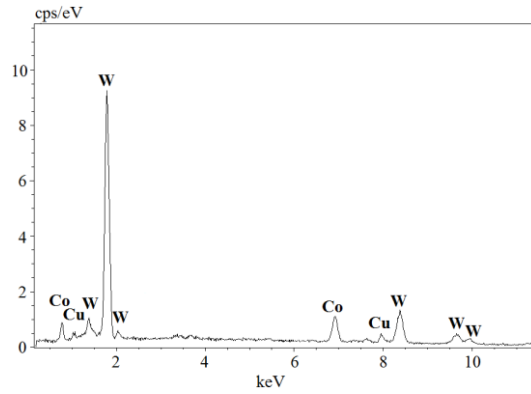


Şekil 4.110 1000 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sol ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.111'de 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C'de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 216,575 μm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 22,0994 μm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 19,5212 μm olarak elde edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.112'de verilmektedir.

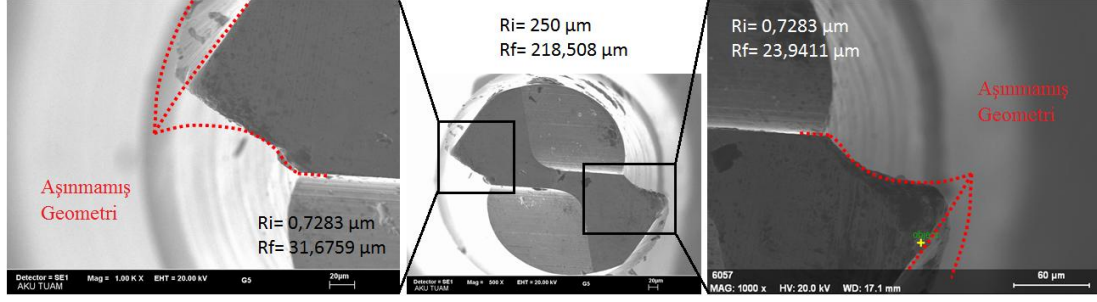


Şekil 4.111 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

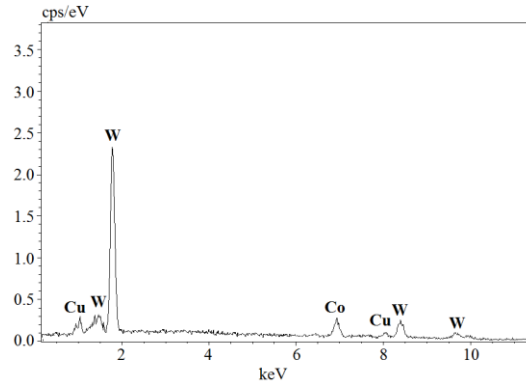


Şekil 4.112 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.113’te verilmektedir. 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı 218,508 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 31,6759 µm, sağ kesici ucu 23,9411 µm olarak ölçülmüştür. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.114’te verilmektedir.

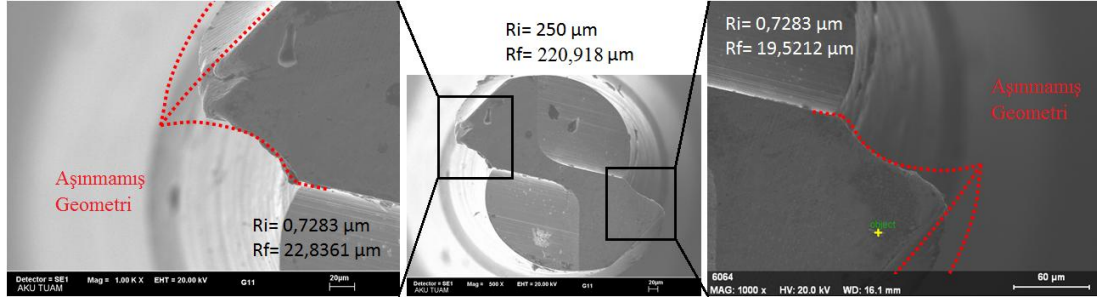


Şekil 4.113 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

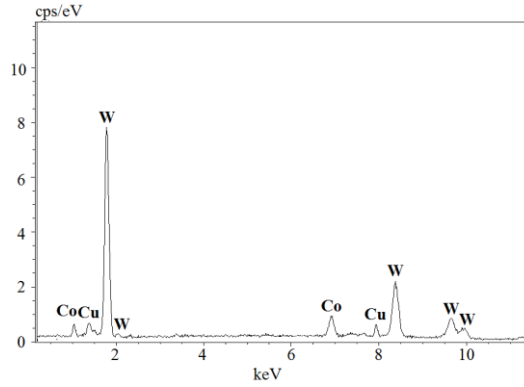


Şekil 4.114 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvayan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.115’te 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 220,918 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 22,8361 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 19,5212 µm olarak elde edilmiştir. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.116’da verilmektedir.

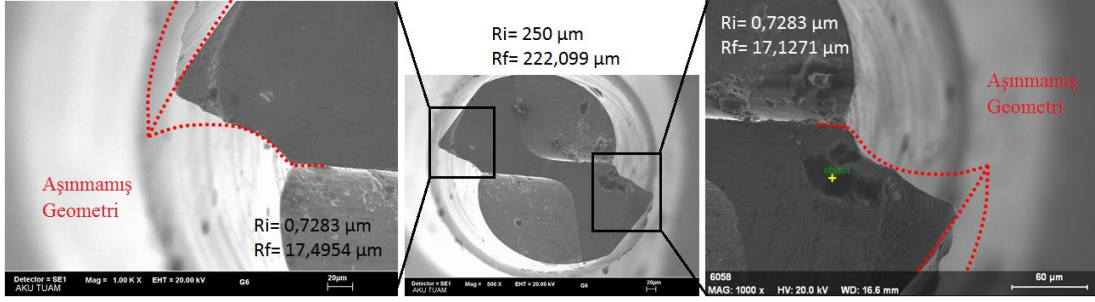


Şekil 4.115 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

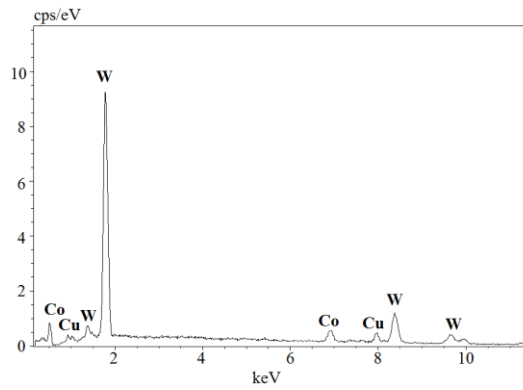


Şekil 4.116 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompoziti için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri şekil 4.117’de verilmektedir. 1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemesi üzerinde yapılan, mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınmış kesici takım yarıçapı 222,099 µm değerinde ölçülmüştür. Aynı kesici takımın sol kesici ucu 17,4954 µm, sağ kesici ucu 17,1271 µm olarak ölçülmüştür. Sağ kesici ağza yapışan parçaya ait EDS grafiği şekil 4.118’de verilmektedir.

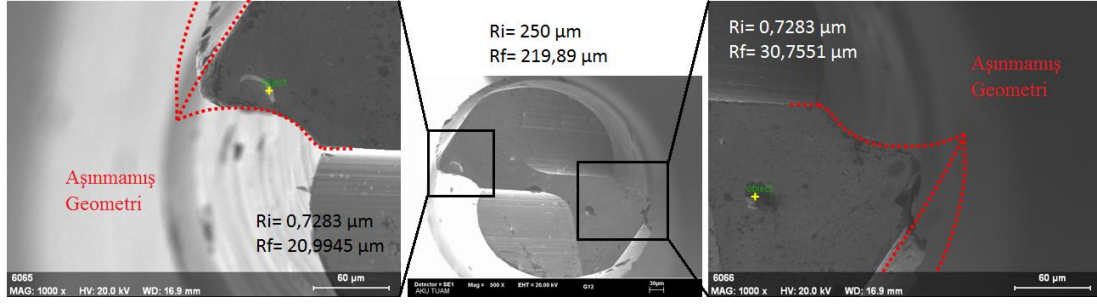


Şekil 4.117 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.

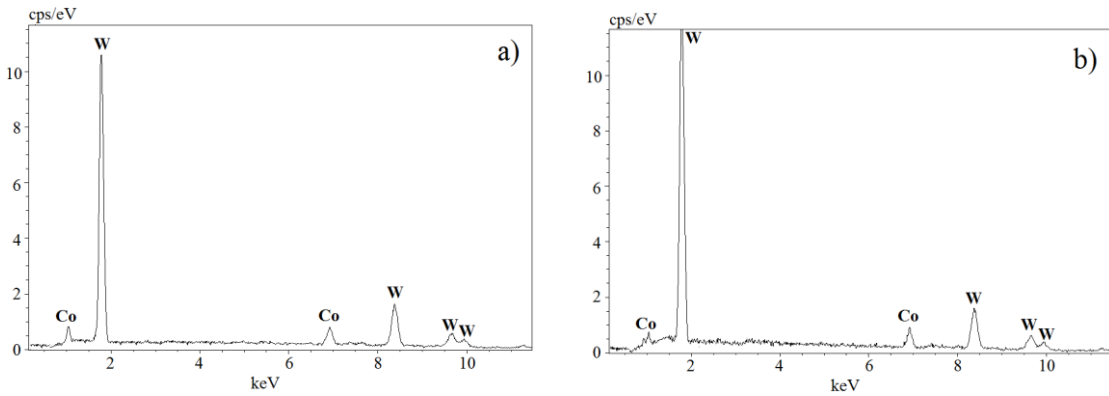


Şekil 4.118 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takımın sağ ağzına sıvanan talaşa ait EDS analizi.

Şekil 4.119’da 1100 °C sıcaklığında sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozit numunesi için kullanılan aşınmış kesici takım uçlarının SEM görüntüleri verilmektedir. 1100 °C sıcaklıkta sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemesine uygulanan mikro frezeleme işlemi sonucunda, aşınan kesici takımın yarıçapı 219,89 µm değerinde bulunmuştur. Bu kesici takımın sol kesici ağız yarıçapı 20,9945 µm olarak ölçülürken, sağ kesici ağız yarıçapı 30,7551 µm olarak elde edilmiştir. Sol ve sağ kesici ağızlara yapışan parçalara ait EDS grafikleri şekil 4.120/a ve şekil 4.120/b’de verilmektedir.



Şekil 4.119 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ucunun SEM görüntüsü.



Şekil 4.120 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozitinin mikro frezeleme sonrası aşınmış kesici takım ağızlarına sıvanan talaşa ait EDS analizi; a)Sol ağız, b)Sağ ağız.

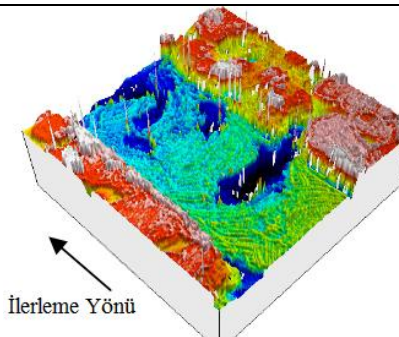
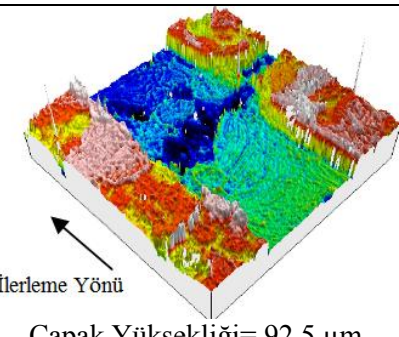
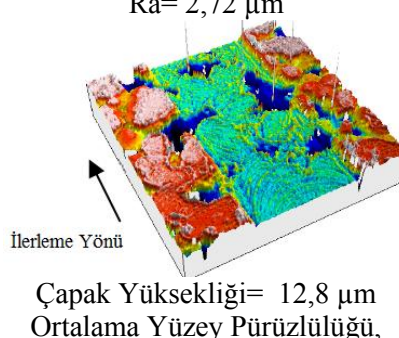
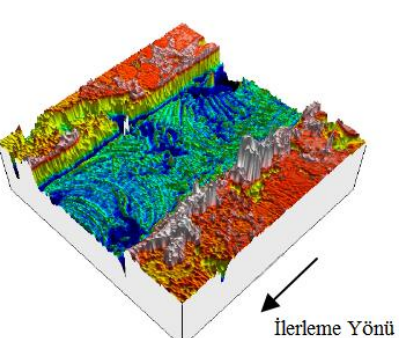
4.4.6 W+Cu+Ag+X Sistemi Mikro Çapak Oluşumu ve Yüzey Pürüzlülüğü

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.10’da verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi oldukça pürüzlü çıkmıştır. Bu yüzey pürüzlülüğünde Ni ve Ag ilavesinin ve 1000 °C’de sinterleme ile Cu tozlarının sıvı faza geçemediği için tam bir homojen yapı oluşturamamasının etkisi görülmektedir. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 2,72 µm ve 2,96 µm olarak elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olmasının nedeni, kesici takımın mikro kanal çıkışında, kanal girişine göre daha

çok aşınmış halde olmasıdır. Ni ve Ag ilavesinin etkisiyle mikro kanalın giriş ve çıkış yüzeylerinde çapak oluşumları gözlenmiştir. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 56 µm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 92,5 µm seviyesine çıkmıştır.

1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre oldukça fazla bir artış meydana gelmiştir. Bu duruma sinterleme sıcaklığının 1100 °C’ye artışının %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompoziti üzerinde mekaniksel özelliklere olumlu etki sağlaması gösterilmektedir. Ayrıca Cu elementinin %5Ag elementiyle 1100 °C’de sıvı faza geçmesiyle de daha homojen yapı oluşumuna etki ettiği anlaşılmaktadır. Mikro kanalın girişindeki yüzey pürüzlülüğü 2,35 µm değeri olarak elde edilirken, çıkışında 5,25 µm değeri elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olması, kesici takımın mikro kanalın çıkış bölgesinde daha çok aşındığının göstergesidir. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 12,8 µm ve 169 µm olarak ölçülmüştür.

Çizelge 4.10 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

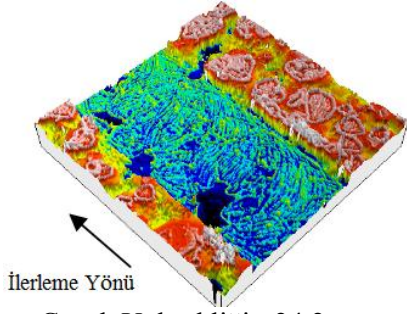
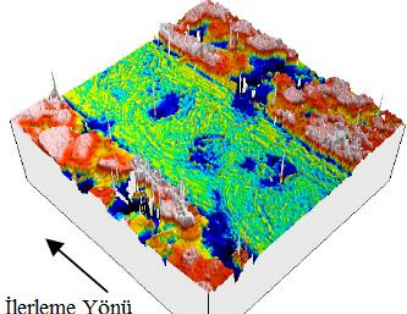
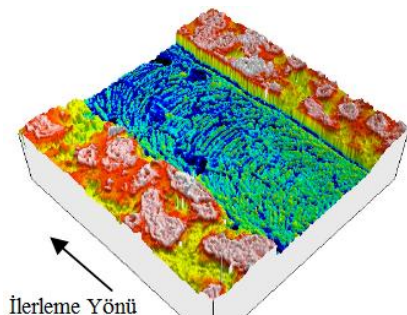
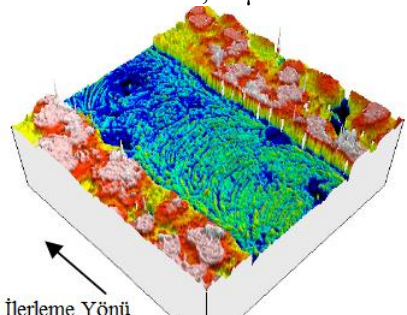
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%10Cu +%5Ag+%5Ni	 <p>Çapak Yüksekliği= 56 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,72 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 92,5 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,96 µm</p>
1100 °C %80W+%10Cu +%5Ag+%5Ni	 <p>Çapak Yüksekliği= 12,8 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,35 µm</p>	 <p>Çapak Yüksekliği= 169 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 5,25 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.11'de verilmektedir. 1000 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi yüzey pürüzlülüğü değerleri yüksek çıkmıştır. Bu yüzey pürüzlülüğünde bu sıcaklıktaki sinterlemenin malzeme üzerinde gözenek oluşumunun etkisi görülmektedir. Giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 2,38 µm ve 3,36 µm olarak elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olmasının nedeni, çıkış bölgesinde kesici takımın giriş bölgesine göre daha çok aşınmış bir hal almasıdır. Co ilavesinin etkisiyle mikro kanalın giriş ve çıkış

yüzeylerinde yoğun çapak oluşumları gözlenmiştir. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 24,2 µm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 81,7 µm seviyesine çıkmıştır.

1100 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C'de sinterlenmiş numuneye göre azalma meydana gelmiştir. Bu durum sinterleme sıcaklığının 1100 °C'ye artışının Co üzerinde olumlu etki oluşturarak sıvı faza geçmiş Ag ve Cu ile birlikte yapıyı daha da homojen hale getirmiştir. Kanalın girişinde 1,38 µm değeri elde edilirken, çıkışında 1,84 µm değeri elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyinin giriş yüzeyinden daha pürüzlü olması, kesici takımın mikro kanalın çıkış bölgesinde daha çok aşındığının göstergesidir. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 70,1 µm ve 25,6 µm olarak ölçülmüştür.

Çizelge 4.11 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

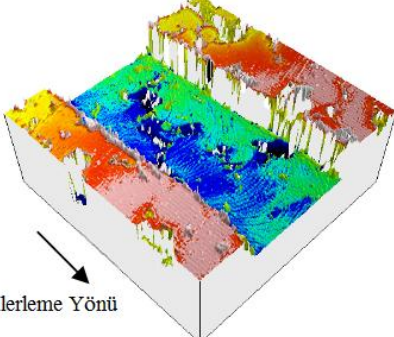
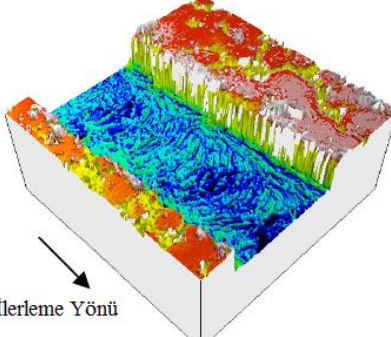
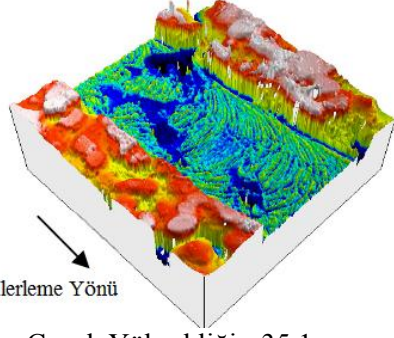
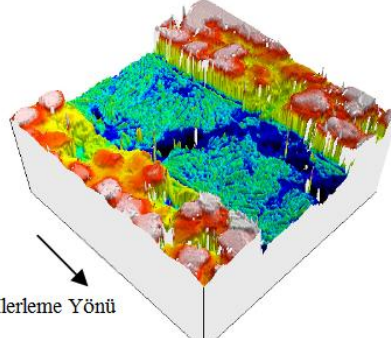
Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%10Cu +%5Ag+%5Co	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 24,2 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,38 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 81,7 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 3,36 µm</p>
1100 °C %80W+%10Cu +%5Ag+%5Co	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 70,1 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,38 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 25,6 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 1,84 µm</p>

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan mikro kanalların giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yükseklikleri ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri çizelge 4.12’de verilmektedir. Mikro frezeleme ile açılan mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerindeki yüzey tabakaları incelendiğinde; 1000 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesi yüzey pürüzlülüğü değerleri oldukça düşük çıkmıştır. Bu düşük yüzey pürüzlülüğünde, Ni tozlarının Co ile bir uyum sağlayarak homojen bir yapı oluşturması etkili olmuştur. Ayrıca Ag tozlarının yumuşak yapısının da ortalama yüzey pürüzlülüğünü azaltmada

etkili rol oynadığı düşünülmektedir. Mikro kanalın giriş ve çıkış kısmında ortalama yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 0,317 μm ve 2,55 μm olarak elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyi giriş yüzeyinden çok fazla pürüzlü çıkmıştır. Bunun sebebinin; çıkış bölgesinde kesici takımın giriş bölgesine göre aşırı derecede aşınmış olması gösterilmektedir. Co ve Ni ilavesinin etkisiyle mikro kanalın giriş ve çıkış yüzeylerinde yoğun çapak oluşumları gözlenmiştir. Çapak yüksekliklerine bakıldığında; mikro kanalın giriş kısmında 26,5 μm değeri ile az miktarda mikro çapak oluşurken, çıkış kısmında çapak yüksekliği artarak 31,3 μm seviyesine çıkmıştır.

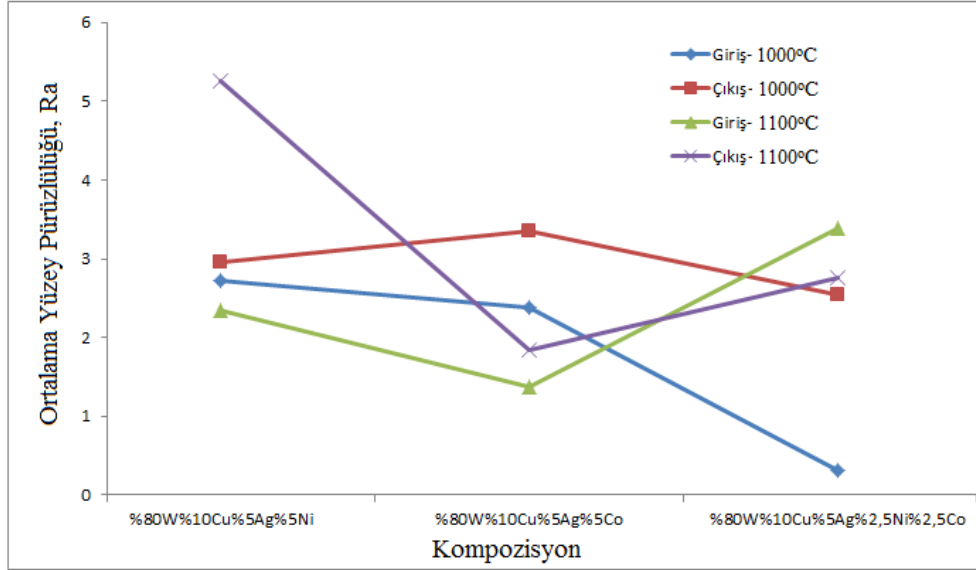
1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozitinde giriş ve çıkış bölgesinde yüzey pürüzlülüğünde, 1000 °C’de sinterlenmiş numuneye göre oldukça fazla bir artış meydana gelmiştir. Bu durum sinterleme sıcaklığının 1100 °C’ye artmasının Co ve Ni üzerinde olumlu etki oluşturarak mekanik özelliklerin artmasına neden olmuştur. Ayrıca mikro kanalın giriş ve çıkış yüzeylerinin bazı noktalarında içyapıda gözenekli yapının oluşumundan kaynaklanan boşluklar görülmektedir. Bu gözeneklerin oluşumunun Ni tozlarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Kanalın girişinde 3,38 μm değeri elde edilirken, çıkışında 2,76 μm değeri elde edilmiştir. Mikro kanalın çıkış yüzeyi ile giriş yüzeyinin ortalama yüzey pürüzlülük değerleri birbirlerine çok yakın çıkmıştır. Çapak yükseklikleri ise giriş ve çıkış kısmında sırasıyla 35,1 μm ve 27,3 μm olarak ölçülmüştür.

Çizelge 4.12 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen %80W%10Cu%5Ag %2,5Ni%2,5Co kompozit numunelerinin mikro frezelenmesinde oluşan kanalın giriş ve çıkışına ait üç boyutlu resimleri, çapak yüksekliği ve ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri.

Deney Numuneleri	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Giriş Kısımının Üç Boyutlu Resmi	Mikro Frezelemede Oluşan Kanalın Çıkış Kısımının Üç Boyutlu Resmi
1000 °C %80W+%10Cu +%5Ag+%2,5Ni +%2,5Co	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 26,5 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 0,317 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 31,3 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,55 µm</p>
1100 °C %80W+%10Cu +%5Ag+%2,5Ni +%2,5Co	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 35,1 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 3,38 µm</p>	 <p>İlerleme Yönü</p> <p>Çapak Yüksekliği= 27,3 µm Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü, Ra= 2,76 µm</p>

W+Cu+Ag+X sisteminde olan 1000 °C ve 1100 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni, %80W%10Cu%5Ag%5Co ve %80W%10Cu%5Ag+%2,5Ni%2,5Co kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerlerini gösteren grafik şekil 4.121'de verilmektedir. Mikro frezelenmesi işlemi sonucu; mikro kanalların giriş ve çıkış bölgelerinde ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri genellikle 2 ile 3 µm değerleri arasında elde edilmiştir. Co ve Ni ilavesi kesici takım ağızlarını daha çabuk aşındırıcı etkide bulunarak ortalama yüzey pürüzlülüğünün artmasında etkili olurken, Ag ilavesi yüzey pürüzlülüğünün azalmasında etkili rol almıştır. W+Cu+Ag+X sisteminde, en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1100 °C'de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Ni numunesi üzerine açılan mikro kanalın

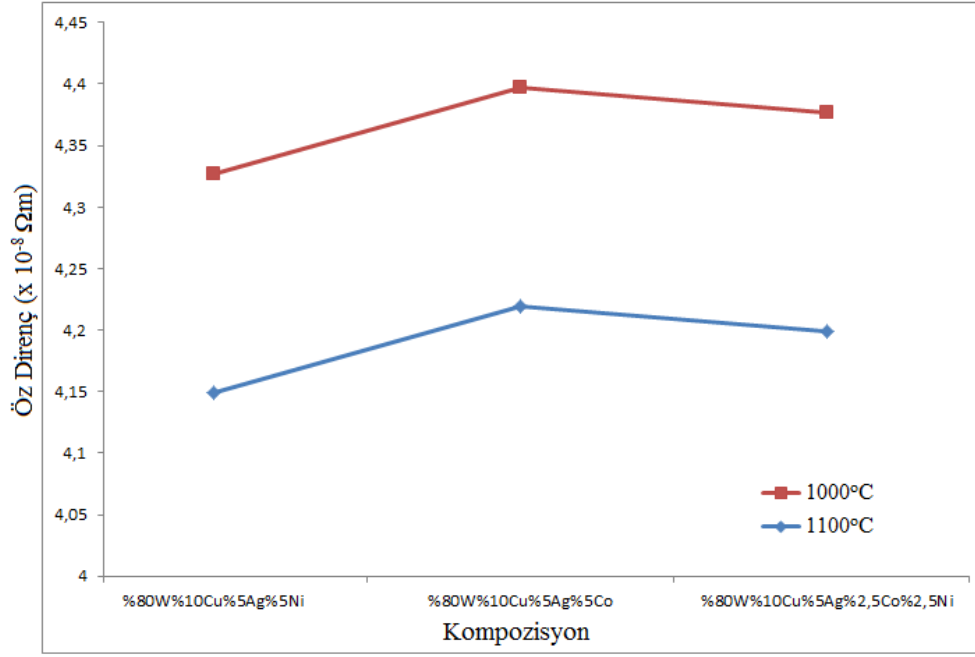
çıkış bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise, 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.



Şekil 4.121 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin mikro frezelenmesiyle oluşan kanalların yüzey pürüzlülük değerleri.

4.4.7 W+Cu+Ag+X Sistemi Elektriksel Özdirenç Analizi

Şekil 4.122’de 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında gaz atmosferli tüp fırında sinterlenen, sırasıyla %80W%10Cu%5Ag%5Ni, %80W%10Cu%5Ag%5Co ve %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemelerinin elektriksel özdirenç değerleri verilmektedir. Bu kompozit malzemelerin 1000 °C’de sinterleme sonucu ölçülen elektriksel öz direnç değerleri sırasıyla $4,33 \times 10^{-8} \Omega m$, $4,4 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $4,38 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilirken, 1100 °C’de sinterleme sonucu ölçülen elektriksel öz direnç değerleri sırasıyla $4,15 \times 10^{-8} \Omega m$, $4,22 \times 10^{-8} \Omega m$ ve $4,2 \times 10^{-8} \Omega m$ olarak elde edilmiştir. W+Cu+Ag+X sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesinden elde edilirken, en düşük elektriksel öz direnç değeri ise, 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozisyonlu malzemedan elde edilmiştir.



Şekil 4.122 1000 °C ve 1100 °C’de sinterlenen (%80W%10Cu%5Ag%5Ni), (%80W%10Cu%5Ag%5Co) ve (%80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni) kompozitlerinin elektriksel öz direnç değerleri.

5. SONUÇLAR

Çalışmanın bu bölümünde yapılmış olan deneysel çalışmalardan elde edilen veriler literatürdeki benzer çalışmalarla kıyaslanmıştır. Çalışmada üretilen kompozit malzemelerin literatürden referans alınarak uygunluğu tartışılmıştır. Bu tartışma yapılırken üretilmiş olan kompozit malzemelerin mikroyapıları, mekanik ve fiziksel özellikleri, mikro işleme özellikleri ve elektriksel özellikleri göz önünde bulundurulmuştur.

5.1 Sonuçlar

5.1.1 W+Cu Sistemi

%90W%10Cu kompozisyonuna sahip malzemede, Cu oranının az olması ve Cu tozlarının 1000 °C'de sıvı faza geçememesi nedeniyle; W tozları yeterince ıslanmadığından gözenekli içyapının oluşumu gerçekleşmiştir.

Sinterleme sıcaklığının artışı mekanik özelliklerin artışına olumlu etki yapmıştır. W+Cu sistemindeki aynı içeriğe sahip numunelerde, 1100 °C'de sinterlenen numunelerin sertlik değerleri, 1000 °C'de sinterlenen numunelerin sertlik değerlerinden yüksek çıkmıştır. Ayrıca W+Cu sistemine göre üretilen numunelerde Cu oranı arttıkça, gözenekli yapılar azalmış ve mikroyapıda iyileşmeler görülmüştür. Ancak Cu oranındaki artış sertlik değerlerinin düşmesine yol açmıştır.

Yukarıdaki öngörüğü destekleyen, Ardestani ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışmada %80W%20Cu, %70W%30Cu ve %60W%40Cu kompozisyonuna sahip numuneleri farklı sıcaklıklarda sinterleyerek üretmişler ve sinterleme sıcaklığının artmasıyla mekanik özelliklerin arttığını gözlemlenmişlerdir. Ayrıca Cu oranı en fazla olan %60W%40Cu kompozitinde en düşük sertlik değerini elde etmişlerdir (Ardestani *et al.* 2009).

W+Cu sisteminde, en yüksek mikro sertlik değeri 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%10Cu kompozit malzemesinden elde edilirken, en düşük mikro sertlik değeri ise 1000 °C'de sinterlenen %70W%30Cu kompozit malzemesinden elde edilmiştir.

%90W%10Cu ihtiva eden kompozit numunesinin mikro vickers sertlik değerinin yüksek çıkmasının sebebi yüksek oranda W sert metal tozlarının varlığından ve düşük orandaki bağlayıcı Cu tozlarından dolaydır. %70W%30Cu içeren kompozit numunesinin mikro vickers sertlik değerinin düşük çıkmasının nedeni ise nispeten düşük orandaki W tozlarından ve bağlayıcı toz olarak kullanılan Cu tozlarının daha fazla olan varlığından kaynaklanmaktadır.

W+Cu sistemindeki numunelerin mikro frezelenmesi sonucunda kesici takımlar W oranının arttığı kompozitlerde daha çok aşınmaya maruz kalmıştır. W oranının en fazla olduğu kompozit malzemelerde kesici takım aşınması en yüksek oranda olurken, W oranının azaltılıp Cu oranının artırıldığı kompozit malzemelerde ise kesici takım aşınmaları en az oranda olmuştur. Kesici takımlardan en çok aşınma, 1100  C sıcaklıkta sinterlenen %90W%10Cu kompozit malzemesinin mikro frezelenmesinde olmuştur. En az takım aşınması ise 1000  C sıcaklıkta sinterlenen %70W%30Cu kompozit malzemesi üzerinde mikro kanal açarken olmuştur. Bu durum sertlik ölçümlerinden elde edilen sonuçlarla uyumludur.

Uhlmann ve çalışma arkadaşları W-20-25-30%wt Cu kompozisyonlarının mikro frezelenmesi üzerine yaptığı çalışmada, kullandıkları kesici takımların W oranı fazla olan W-20%wtCu kompozisyonuna sahip malzemedede meydana geldiğini fark etmişlerdir. Cu oranını %30'lara yükselttiklerinde kesici takım ağzındaki aşınmaların azaldığını görmüşlerdir (Uhlmann *et al.* 2005).

W+Cu sisteminde, kesme uzunluğunun artışı ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış gözlenmiştir. En yüksek kesme kuvveti değerleri en yüksek W oranına sahip %90W%10Cu kompozitinin mikro frezelenmesinde olmuştur. En az kesme kuvveti değerleri ise Cu oranının fazla olduğu %70W%30Cu kompozitinin mikro frezelenmesi esnasında olmuştur. Aynı kompozisyona sahip numunelerin sinterleme sıcaklığındaki artış ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış olmuştur.

Bu sistemde, W oranının fazla olduğu numunelerde yüzey pürüzlölüğü değerleri genellikle yüksek çıkmıştır. Cu oranının özellikle az olduğu %90W%10Cu kompozit

malzemesinde talaş parçaları tam kesilmeye maruz kalmadan bulunduğu bölgeden sökülerek ayrılmıştır. Bu olay yüzey pürüzlülüğünün artışıyla ayrıca etkili olmuştur. W+Cu sisteminde en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1000 °C’de sinterlenmiş %90W%10Cu numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise 1100 °C’de sinterlenmiş %70W%30Cu numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.

Mikro frezeleme üzerine yapılan bir çalışmada W-20-25-30%wt Cu kompozisyonlarına sahip malzemelerin mikro frezelenmesi sonucu en yüksek yüzey pürüzlülüğünü W-20%wt Cu kompozit malzemesinde, en düşük yüzey pürüzlülüğünü ise W-30%wt Cu kompozitinde elde etmişlerdir. Ayrıca kesme kuvvetlerini W oranının arttığı kompozitlerde daha yüksek bulmuşlardır (Uhlmann *et al.* 2005).

W+Cu sisteminde, sinterleme sıcaklığının 1000 °C’den 1100 °C’ye artırılmasıyla elektriksel öz direnç değerlerinde düşüş görülmüştür. 1000 °C’de sinterleme sonucunda Cu metalleri sıvı faza geçemediği için W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması engellenmiş ve elektronların atomlar arası iletimi daha zor hale gelmiştir. 1100 °C’de sinterleme sonucunda ise Cu tozları sıvı faza geçebilmiş ve W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması sağlanmıştır. W+Cu sistemindeki Cu oranının arttığı, W oranının azaldığı numunelerde elektriksel öz direnç değerlerinde düşüş gözlenmiştir. W+Cu sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%10Cu kompozisyonuna sahip numunede elde edilirken, en düşük elektriksel öz direnç değeri 1100 °C sıcaklığında sinterlenen %70W%30Cu kompozit malzemesinde elde edilmiştir. Bu durumun elektriksel iletkenliği yüksek olan Cu’nun miktarındaki artıştan kaynaklandığı anlaşılmaktadır.

W-20%Cu ve W-30%Cu kompozitleri üzerine yapılan bir çalışma, deneysel sonuçlarımızla benzerlik göstererek, Cu oranının arttığı kompozitlerde elektriksel öz direnç değerleri azalarak elde ettiğimiz sonuçları destekler biçimdedir (İbrahim *et al.* 2009).

Ho ve çalışma arkadaşları bir başka çalışmada, bakır oranlarını %24-28-38 olarak belirlemişlerdir. Elde ettikleri numunelerde elektriksel öz direnç ölçüm sonuçlarına göre, %24 Cu içeren numunede en yüksek , %38 Cu içeren numunede en düşük değerler elde edilmiştir (Ho *et al.* 2008).

5.1.2 W+Cu+X Sistemi

%80W%15Cu%5Co ve %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemelerinin iç yapısında oluşan Co_3W fazının mekaniksel özelliklerin artmasında oldukça katkısı olmuştur. W+Cu+X sistemindeki aynı kompozite sahip numunelerde, 1100 °C’de sinterlenen numunelerin sertlik değerleri, 1000 °C’de sinterlenen numunelerin sertlik değerlerinden yüksek çıkmıştır. Sinterleme sıcaklığının 1000 °C’den 1100 °C’ye artırılmasıyla, mekanik özelliklerde artış gözlenmiştir. Ayrıca W+Cu+X sistemine göre üretilen numunelerde Co ilavesi yapıldığında gözenekli yapılar azalmış ve mikroyapıda iyileşmeler görülmüştür. Ni ilavesinin yapıldığı kompozit malzemelerde ise gözenekli yapıya daha sık rastlanmıştır. W+Cu+X sisteminde, en yüksek mikro sertlik değeri 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesinden elde edilirken, en düşük mikro sertlik değeri ise 1000 °C’de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesinden elde edilmiştir. %80W%15Cu%5Co ihtiva eden kompozit numunesinin mikro vickers sertlik değerinin yüksek çıkmasının sebebi içyapıda oluşan Co_3W fazının varlığıdır. %80W%15Cu%5Ni içeren kompozit numunesinin mikro vickers sertlik değerinin düşük çıkmasının nedeni ise, iç yapıda Ni elementinden kaynaklanan gözenekli yapıların varlığından kaynaklanmaktadır.

W+Cu+X sistemindeki numunelerin mikro frezelenmesi sonucunda kesici takımlar Co ilavesinin olduğu kompozitlerde daha çok aşınmaya maruz kalmıştır. Kesici takımlardan en çok aşınma, 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesinin mikro frezelenmesinde oluşmuştur. En az takım aşınması ise 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesi üzerinde mikro kanal açarken oluşmuştur.

W+Cu+X sisteminde, kesme uzunluğunun artışı ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış gözlenmiştir. En yüksek kesme kuvveti değerleri %5Co içeriğine sahip

%80W%15Cu%5Co kompozitinin mikro frezelenmesinde oluşmuştur. En az kesme kuvveti değerleri ise %80W%15Cu%5Ni kompozitinin mikro frezelenmesi esnasında oluşmuştur. Aynı kompozisyona sahip numunelerin sinterleme sıcaklığındaki artış ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış oluşmuştur. Bu sistemde, içyapısında Co bulunan numunelerde yüzey pürüzlülüğü değerleri genellikle yüksek çıkmıştır. Co içermeyen ve Ni oranının arttığı %80W%15Cu%5Ni kompozit malzemesinde talaş parçaları tam kesilmeye maruz kalmadan bulunduğu bölgeden koparak ayrılmıştır. Kesici takım bu kopmalar esnasında anlık boşluğu bir yapıdan geçtiği için, o noktada kesme kuvveti değeri sıfıra yaklaşmıştır. Bu da kesme kuvvetlerinin ortalama değerlerini düşürücü etki yapmıştır.

W+Cu+X sisteminde, Ni ilavesinin olduğu numunelerde yüzey pürüzlülüğü değerleri genellikle yüksek çıkmıştır. Ni ilavesinin olduğu kompozit malzemelerde talaş parçaları tam kesilmeye maruz kalmadan bulunduğu bölgeden sökülerek ayrılmıştır. Bu olay yüzey pürüzlülüğünün artışında ayrıca etkili olmuştur. İçyapısında Co bulunan bu sistemdeki kompozit malzemeler daha homojen bir yapı oluşturarak, ortalama yüzey pürüzlülük değerini düşürmede etkin rol oynamıştır. W+Cu+X sisteminde en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1000 °C'de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ni numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise 1000 °C'de sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.

Co ve Ni elementlerinin elektriksel iletkenlik özelliklerinin kötü olması sebebiyle W+Cu+X sistemindeki kompozit malzemelerin elektriksel öz direnç değerleri genel olarak yüksek çıkmıştır. Ayrıca, W+Cu+X sisteminde, 1100 °C'de sinterlenen kompozitlerin elektriksel öz direnç değerleri, 1000 °C'de sinterlenen kompozitlerin elektriksel öz direnç değerlerinden daha düşük çıkmıştır. Bunun nedeni ise, 1000 °C'de sinterleme sonucunda Cu metalleri sıvı faza geçemediği için W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması engellenmiş ve elektronların atomlar arası iletimi daha zor hale gelmiştir. 1100 °C'de sinterleme sonucunda ise Cu tozları sıvı faza geçebilmiş ve W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması sağlanmıştır. W+Cu+X sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen

%80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemesinde görülmüştür. En düşük elektriksel öz direnç değeri ise, 1100 °C'de sinterlenen %80W%15Cu%5Ni içeriğine sahip numuneden elde edilmiştir.

5.1.3 W+Cu+Ag Sistemi

1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarında sinterlenen ve içyapısında Ag tozları bulunan kompozit malzemeler, Ag tozlarının ergime sıcaklığı üzerinde sinterlendiği için içyapıda bulunan diğer tozlar ile tam ısınma gerçekleştirebilmiş ve boyun oluşumunda katkı sağlamıştır. Ancak %90W%5Cu%5Ag kompozisyonuna sahip malzemede, Cu ve Ag oranının az olması sebebiyle W tanelerini tam olarak bağlayamaması, Cu tozlarını 1000 °C'de katı/sıvı fazlarında oluşmasına neden olarak, W tozlarını fazla ıslatmadığından gözenekli ve boşluklu içyapının oluşumuna sebep olmuştur.

W+Cu+Ag sistemindeki kompozitlerde yumuşak bir yapıya sahip Ag ilavesi, mekanik özellikleri bir miktar olumsuz etkilemiştir. Ancak sinterleme sıcaklığının artışı mekanik özelliklerin artışına olumlu etki yapmıştır. W+Cu+Ag sistemindeki aynı içeriğe sahip numunelerde, 1100 °C'de sinterlenen numunelerin sertlik değerleri, 1000 °C'de sinterlenen numunelerin sertlik değerlerinden yüksek çıkmıştır. Sinterleme sıcaklığının 1000 °C'den 1100 °C'ye artırılmasıyla, mekanik özelliklerde artış gözlenmiştir. Ayrıca W+Cu+Ag sistemine göre üretilen numunelerde %5Ag ilavesi ve Cu oranının artmasıyla, gözenekli yapılar azalmış ve mikroyapıda iyileşmeler görülmüştür. En yüksek mikro sertlik değeri 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesinden elde edilirken, en düşük mikro sertlik değeri ise 1000 °C'de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesinden elde edilmiştir. %90W%5Cu%5Ag kompozisyonuna sahip numunelerin mikro vickers sertlik değerinin yüksek çıkmasının sebebi yüksek oranda W sert metal tozlarının varlığından ve düşük orandaki bağlayıcı Cu ve Ag tozlarından dolayıdır. %70W%30Cu kompozitinin mikro vickers sertlik değerinin düşük çıkmasının nedeni ise düşük orandaki W tozlarından ve bağlayıcı toz olarak kullanılan %5Ag tozu ile daha fazla oranda olan Cu tozlarının varlığından kaynaklanmaktadır.

W+Cu+Ag sistemindeki numunelerin mikro frezelenmesi sonucunda kesici takımlar W oranının arttığı kompozitlerde daha çok aşınmaya maruz kalmıştır. Ag tozlarının aşınmayı azaltıcı yönde etkileri de olmuştur. W oranının en fazla olduğu kompozit malzemelerde kesici takım aşınması en yüksek oranda olurken, W oranının azaltılıp Cu oranının artırıldığı kompozit malzemelerde ise kesici takım aşınmaları en az oranda olmuştur. Kesici takımlardan en çok aşınma, 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesinin mikro frezelenmesinde oluşmuştur. En az takım aşınması ise 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesi üzerinde mikro kanal açarken oluşmuştur.

W+Cu+Ag sisteminde, kesme uzunluğunun artışı ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış gözlenmiştir. En yüksek kesme kuvveti değerleri en yüksek W oranına sahip %90W%5Cu%5Ag kompozitinin mikro frezelenmesinde oluşmuştur. En az kesme kuvveti değerleri ise %5Ag ilavesiyle birlikte Cu oranının fazla olduğu %70W%25Cu%5Ag kompozitinin mikro frezelenmesi esnasında oluşmuştur. Aynı kompozisyona sahip numunelerin sinterleme sıcaklığındaki artış ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış olmuştur.

W+Cu+Ag sisteminde en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1000 °C'de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag numunesi üzerine açılan mikro kanalın çıkış bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise 1100 °C'de sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.

Ag metalinin elektriksel iletkenliğinin çok iyi olması, bu sistemdeki numunelerin elektriksel özelliklerine çok büyük katkı sağlamıştır. Sinterleme sıcaklığının 1000 °C'den 1100 °C'ye artırılmasıyla elektriksel öz direnç değerlerinde düşüş görülmüştür. 1000 °C'de sinterleme sonucunda %5'lik Ag tozları sıvı faza geçse de, Cu tozları sıvı faza geçemediği için W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması engellenmiş ve elektronların atomlar arası iletimi daha zor hale gelmiştir. 1100 °C'de sinterleme sonucunda ise Cu tozları %5Ag ile birlikte sıvı faza geçebilmiş ve W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması sağlanmış ve çok daha iyi bir elektriksel iletkenlik elde

edilmiştir. W+Cu+Ag sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %90W%5Cu%5Ag kompozit malzemesinde görülmüştür. En düşük elektriksel öz direnç değeri ise, 1100 °C'de sinterlenen %70W%25Cu%5Ag içeriğine sahip numuneden elde edilmiştir.

Findik vd. (2003), yaptığı bir çalışmada farklı oranlarda Ag içeren W esaslı kompozit malzemelerin mekanik ve elektriksel özellikleri üzerine incelemeler yapmışlardır. Ürettikleri kompozitlerde Ag oranının artması mekanik özelliklerin azalmasına fakat elektriksel özelliklerin iyileşmesine neden olmaktadır (Findik vd. 2003).

5.1.4 W+Cu+Ag+X Sistemi

%80W%10Cu%5Ag%5Co ve %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompozit malzemelerinin iç yapısında oluşan Co₃W fazının mekanik özelliklerin artmasında oldukça katkısı olmuştur. W+Cu+Ag+X sistemindeki aynı içeriğe sahip numunelerde, 1100 °C'de sinterlenen numunelerin sertlik değerleri, 1000 °C'de sinterlenen numunelerin sertlik değerlerinden yüksek çıkmıştır. Sinterleme sıcaklığının 1000 °C'den 1100 °C'ye arttırılmasıyla, mekanik özelliklerde artış gözlenmiştir. Ayrıca W+Cu+Ag+X sistemine göre üretilen numunelerde Co ve %5Ag ilavesi yapıldığında gözenekli yapılar azalmış ve mikroyapıda iyileşmeler görülmüştür. Ni ilavesinin yapıldığı kompozit malzemelerde ise gözenekli yapıya daha sık rastlanmıştır. %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompoziti Co içermediğinden en düşük mikro vickers sertliği bu kompozisyonda elde edilmiştir. %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni kompoziti az miktarda olsa Co içermesi ile birlikte Co₃W fazının oluşmasında etkili olmuş ve %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinden daha olumlu bir mikro vickers sertlik değeri elde edilmiştir. W+Cu+Ag+X sisteminde, en yüksek mikro sertlik değeri 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesinden elde edilirken, en düşük mikro sertlik değeri ise 1000 °C'de sinterlenen %80W%10Cu%Ag%5Ni kompozit malzemesinden elde edilmiştir.

W+Cu+Ag+X sistemindeki numunelerin mikro frezelenmesi sonucunda kesici takımlar Co ilavesinin olduğu kompozitlerde daha çok aşınmaya maruz kalmıştır. Bu sistemdeki kesici takımlardan en çok aşınma, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş

%80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesinin mikro frezelenmesinde oluşmuştur. En az takım aşınması ise 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesi üzerinde mikro kanal açarken oluşmuştur.

W+Cu+Ag+X sisteminde, kesme uzunluğunun artışı ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış gözlenmiştir. Ancak genel olarak Ag ilavesi kesme kuvveti değerlerini düşürmüştür. Genellikle en yüksek kesme kuvveti değerleri %5Co içeriğine sahip %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozitinin mikro frezelenmesinde oluşmuştur. En az kesme kuvveti değerleri ise %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozitinin mikro frezelenmesi esnasında oluşmuştur. Aynı kompozisyona sahip numunelerin sinterleme sıcaklığındaki artış ile kesme kuvvetlerinde de genel bir artış oluşmuştur.

W+Cu+Ag+X sisteminde, her ne kadar Ag ilavesi ortalama yüzey pürüzlülüğüne olumlu etki etse de, Ni ilavesinin olduğu numunelerde yüzey pürüzlülüğü değerleri genellikle yüksek çıkmıştır. Ni ilavesinin olduğu kompozit malzemelerde talaş parçaları tam kesilmeye maruz kalmadan bulunduğu bölgeden sökülerek ayrılmıştır. Bu olay yüzey pürüzlülüğünün artışında ayrıca etkili olmuştur. İçyapısında Co bulunan bu sistemdeki kompozit malzemeler %5 Ag tozlarının da ilavesiyle daha homojen bir yapı oluşturarak, ortalama yüzey pürüzlülük değerini düşürmede etkin rol oynamıştır. W+Cu+Ag+X sisteminde, en yüksek ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri, 1100 °C'de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%5Ni numunesi üzerine açılan mikro kanalın çıkış bölgesinde oluşurken, en düşük ortalama yüzey pürüzlülüğü değeri ise, 1000 °C'de sinterlenmiş %80W%10Cu%5Ag%2,5Ni%2,5Co numunesi üzerine açılan mikro kanalın giriş bölgesinde meydana gelmiştir.

Elektriksel iletkenlik özellikleri kötü olan Co ve Ni elementleri, W+Cu+X sistemindeki kompozit malzemelerin elektriksel öz direnç değerlerinin yükselmesine neden olurken, çok iyi elektrik iletkenliğine sahip %5 oranındaki Ag tozları ise elektriksel öz direnç değerlerini azaltıcı etki yapmışlardır. Ayrıca, W+Cu+X sisteminde, 1100 °C'de sinterlenen kompozitlerin elektriksel öz direnç değerleri, 1000 °C'de sinterlenen kompozitlerin elektriksel öz direnç değerlerinden daha düşük çıkmıştır. Bunun nedeni

ise, 1000 °C’de sinterleme sonucunda Cu sıvı faza geçemediği için W partiküllerinin birbirlerine tam olarak teması engellenmiş ve elektronların atomlar arası iletimi daha zor hale gelmiştir. 1100 °C’de sinterleme sonucunda ise Cu tozları sıvı faza geçebilmiş ve W taneleri arasında tam bir ıslanma sağlanmıştır. W+Cu+Ag+X sisteminde en yüksek elektriksel öz direnç değeri, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Co kompozit malzemesinden elde edilirken, en düşük elektriksel öz direnç değeri ise, 1100 °C’de sinterlenen %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozisyonlu malzemedan elde edilmiştir.

Sonuç olarak;

Bu çalışmada, yukarıda bahsedilen dört ayrı sisteme ait karışımlar, oksijensiz bir ortamda sinterlenmesi sağlanarak, daha iyi bir metalik bağ dokusu ve gelişmiş mikroyapılar elde edilmeye çalışılmıştır. Ancak bu olay içyapısında Co bulunan kompozit malzemeler ile içeriğinde %80 ve daha az oranda W içeren kompozit malzemelerde elde edilmiştir. W+Cu ve W+Cu+X sisteminin 1100 °C sıcaklığında sinterlenen numunelerinin içyapısında taneler arası tam ıslanma sağlanabilmiştir.

Sinterleme sıcaklığı 1000 °C’den 1100 °C’ye yükseldiğinde, kompozit numunelerin SEM görüntülerinde görüldüğü gibi mikroyapıda oluşan gözeneklerin küçülerek küreselleşmesine, homojen bir gözeneklilik oluşmasına, taneler arası boyun oluşumunun artmasına ve tam ıslanmanın oluşumuyla mekanik özelliklerin artmasına neden olmuştur.

İçeriğinde Co tozları bulunan %80W%15Cu%5Co, %80W%15Cu%2,5Co%2,5Ni, %80W%10Cu%5Ag%5Co ve %80W%10Cu%5Ag%2,5Co%2,5Ni gibi kompozit malzemelerin içyapısında Co₃W fazı oluşmuş ve bu kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin artmasını olumlu etkilemiştir. En yüksek mikro vickers sertlik değeri, W+Cu+X sisteminde olan, 1100 °C sıcaklıkta sinterlenen, %80W%15Cu%Co kompozisyonuna sahip numuneden elde edilmiştir. En düşük mikro vickers sertlik değeri ise, W+Cu+Ag sisteminde olan, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenen, %70W%25Cu%5Ag kompozisyonuna sahip numunede bulunmuştur.

Kesme kuvvetleri, kesme uzunluğu artışına bağlı olarak genellikle artmıştır. Bunun sebebi olarak numune üzerinden talaş kaldırılarak kesme uzunluğu arttıkça kesici mikro freze takım ucunun aşınması ve bu aşınmaya bağlı olarak kesici takım ucundaki kesme işlemi yapan alanın sürekli artışıdır. Birim alana etkiyen basınç daha büyük bir alana etkiyerek, F_x ve F_y kesme kuvvetlerinin artışına sebep olmuştur.

Gümüş içerikli numunelerde, mikro frezeleme işleminde elde edilen sayısal kesme kuvveti değerleri, bakır içerikli malzemelerin mikro frezeleme işleminde oluşan kesme kuvvetlerinden düşük çıkmıştır. Bunun nedeni olarak gümüşün bakırdan daha yumuşak bir yapıya sahip olması ve gümüşün yüzeye daha yakın bölgede tungsten partiküllerini sarmasıdır. Ancak gümüş bakır gibi bağlayıcı eleman olarak kullanılan tozların üretilen malzemeler içerisinde az oranda içermesi, mikroyapıda gözenekli yapıların oluşmasına neden olmuştur.

1100 °C sıcaklığında sinterlenen numunelerin mikro frezelenmesinde oluşan kesme kuvvetleri, 1000 °C sıcaklığında sinterlenen numunelerin mikro frezelemesinde oluşan kesme kuvvetlerinden genellikle yüksek çıkmıştır. Bunun nedeni olarak 1100 °C’de sinterlenen numunelerin mekanik özelliklerinin, 1000 °C’de sinterlenen numunelerin mekanik özelliklerinden genellikle daha iyi olmasıdır. Elde edilen kesme kuvvetleri sonuçlarına göre; W+Cu+X sisteminde olan 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozisyonuna sahip malzemede en yüksek kesme kuvvetleri elde edilirken, W+Cu+Ag sisteminde olan 1000 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Ag kompozisyonuna sahip numunede en düşük kesme kuvvetleri elde edilmiştir.

Kesme kuvvetleri sonucunda; W+Cu+X sistemindeki %80W%15Cu%5Co kompozit numunelerinin mikro frezeleme işlemi sonuçlarına göre F_x ve F_y kesme kuvvetleri, W+Cu sistemindeki %90W%10Cu kompozit numunelerinin F_x ve F_y kesme kuvvetlerine göre oldukça fazla çıkmıştır. Bunun sebebi olarak %80W%15Cu%5Co içerikli kompozit numunelerinin mikroyapısında Co_3W fazının bulunmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca %90W%10Cu içeriğine sahip kompozit numunelerinin içeriğinde az miktarda bağlayıcı olarak kullanılan Cu tozları, W partiküllerini birbirine

tam olarak bağlayamamış ve tam bir boyun oluşumu gerçekleştirememiştir. Böylelikle bu numune üzerinde gerçekleşen mikro frezeleme işlemi esnasında bazı talaş parçaları numuneden koparak ayrılmıştır. Bu da kesme kuvvetlerinin o anda düşük çıkmasına neden olmuştur.

W+Cu+X sistemindeki 1100 °C’de sinterlenmiş %80W%15Cu%5Co kompozit malzemesinin, mikro frezelenmesi esnasında kesici takım en çok aşınmaya maruz kalmış ve çap küçülmesi en çok bu kompozisyona sahip malzeme de yaşanmıştır. Kesici takımında en az aşınma ise, W+Cu+Ag sisteminde olan 1000 °C’de sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag kompozit malzemesinin mikro frezelenmesi sırasında olmuştur.

Üretilen bu 4 sistem içerisinde, en yüksek yüzey pürüzlülüğü, 1100 °C sıcaklıkta sinterlenmiş W+Cu+Ag+X sistemindeki %80W%10Cu%5Ag%5Ni kompozit malzemesinin, mikro frezelenmesi sonucunda oluşan mikro kanalın bitiş kısmında oluşmuştur. En düşük yüzey pürüzlülüğü ise, 1000 °C sıcaklıkta sinterlenmiş W+Cu+X sistemindeki %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozit malzemesinin, mikro frezelenmesi sonucunda oluşan mikro kanalın giriş kısmında oluşmuştur.

Ag ve Cu tozları, içeriğinde bulunduğu numunelerin elektriksel iletkenlik değerlerinin artmasına olumlu etkide bulunmuştur. Ni, Co ve W tozları ise aksine iç yapıda buldukları numunelerin elektriksel iletkenlik değerlerini düşürücü etkide bulunmuşlardır.

İçeriğine Co ilave edilen kompozit malzemelerin iç yapısında Co₃W fazı oluşarak, mekanik dayanımı arttırmıştır. Malzemelerin mekanik dayanımlarının artması, mikro frezeleme sonucunda oluşan mikro kanallardaki yüzey pürüzlülüğünü olumlu etkilemiştir. Ancak elektriksel öz direnç değerlerinin artışına neden olarak, iç yapıda Co bulunan kompozit malzemelerin elektriksel iletkenlik değerlerinin düşük çıkmasına sebep olmuştur.

Ni tozlarının bağlayıcılık özelliği olmasına rağmen, istenilen mekanik dayanım ve mikroyapıda tam ıslanmanın sağlanmasında yeterince olumlu etki bırakamamıştır. İç

yapısında Ni bulunan kompozit malzemelerin elektriksel iletkenlik değerlerinin düşük çıkmasına neden olmuştur.

Elektriksel öz direnç değeri ne kadar düşük ise malzememizin elektriksel iletkenlik değeri o kadar yüksektir. Kompozit malzemelerin elektriksel öz direnç değerlerinin artış ve azalışında sinterleme sıcaklıklarının da ayrıca bir etkisi olmuştur. Genellikle 1100 °C sıcaklığında sinterlenen kompozit malzemelerin elektriksel öz direnç değerleri daha düşük elde edilmiştir. Çünkü Cu tozları bu sıcaklıkta tam sıvı faza geçebilmiştir ve içyapıdaki taneleri daha iyi sarmışlardır. Böylelikle elektronların atomlar arası aktarımı artmıştır. Üretilen kompozit malzemelerden en düşük elektriksel öz direnç değeri, W+Cu+Ag sisteminde olan, 1100 °C'de sinterlenmiş %70W%25Cu%5Ag kompozisyonuna sahip numuneden elde edilmiştir. En yüksek elektriksel öz direnç değeri ise, W+Cu+X sisteminde olan, 1000 °C'de sinterlenmiş %80W%15Cu%2,5Ni%2,5Co kompozisyonuna sahip numuneden elde edilmiştir.

Co tozlarının güzel bir bağlayıcı olması ve boyun oluşumunda etkili olması nedeniyle, iç yapısında Co bulunan kompozit malzemelerin sinterleme sırasında daha iyi sinterlendiği görülmektedir. Mekanik özellik bakımından %80W%15Cu%5Co kompozisyonuna sahip numunelerde daha iyi bir sonuç elde edilmiştir. Elektriksel özellik bakımından içeriğinde Cu oranı fazla olan, özellikle Ag içerikli kompozisyona sahip numunelerin elektriksel özellikleri çok daha iyi bulunmuştur.

5.2 Öneriler

1. Presleme basıncı artırılmasıyla, 1100 °C üzerindeki sıcaklıklarda sinterleme olanağı elde edilebilir. Böylelikle mekanik özelliklerin daha fazla artırılması sağlanabilir.
2. Mikro frezeleme işlemi soğutma sıvısı kullanılarak yapılırsa, kesici takımın ömrü artırılabilir ve kesici takımın daha geç aşınması sağlanabilir. Ayrıca soğutma sıvısı kullanılarak çapak oluşumu ve yüzey pürüzlülüğü azaltılabilir. Soğutma sıvısı olarak yağlama işlemi yapılmasının talaş yapışmasını önleme noktasında olumlu etki edeceği düşünülmektedir.

3. Soğutma sıvısıyla takım aşınması azalacağı düşünülerek, kesme kuvvetlerindeki artış oranlarının da düşmesi beklenmektedir.
4. Kesme hızı artırılarak yüzey pürüzlülüğünün azaltılabileceği düşünülmektedir. Ayrıca düşük ilerleme hızlarında, kesici takımın iş parçası ile olan temas boyunun küçük olmasından dolayı takım ağzında oluşan gerilme daha küçük bir alanda oluşacaktır.
5. Yüzey pürüzlülüğü ve çapak yoğunluğunun azaltılması, ilerleme hızının düşürülmesi ile sağlanabilir.
6. Kaplamalı kesici takım kullanılarak takım aşınması azaltılması sağlanabilir. Bu sebeple yüzey pürüzlülüğünde azalmalar sağlanabilir.
7. Tungsten tozları nikelkloroit ortamında elektrik akımlı veya elektrik akımsız bir şekilde kaplama yapılarak kompozit malzeme üretilebilir. Ayrıca mikro boyutta tozlar ile yapılan bu çalışma, nano boyuttaki tozlar ile çalışılabilir.
8. Deneysel çalışmalarda üretilen kompozit malzemelerin, ileriki çalışmalara temel oluşturacağı ve diğer imalat yöntemlerinde kullanılabileceği düşünülmektedir.

6. KAYNAKLAR

- Agrawal, D., Cheng, J., Seegopaul P. and Gao, L. (2000). Grain growth control in microwave sintering of ultrafine WC-Co composite powder compacts. *Powder Metallurgy*, **43**: 15-16.
- Anık, S. (1989). Geçmişten Uzay Çağına Kadar Kaynak Teknolojisi, Günümüz Endüstrisindeki Yeri. 3. Denizli Malzeme Sempozyumu, Denizli, 29-31 Mart, 386-399.
- Anık, S. (1989). Kaynak Teknolojisi ve Günümüz Endüstrisindeki Yeri. 2. Ulusal Kaynak Sempozyumu, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul, 13-15 Kasım, 1-15.
- Anık, S., Tülbentçi, K. ve Erdinç, K. (1991). Örtülü elektrod ile elektrik ark kaynağı. GEV Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü, İstanbul.
- Anık, S., Dikicioğlu, A. ve Vural, M. (1997). İmal Usulleri. Birsen Yayınevi, İstanbul, Türkiye.
- Ardestani, M., Rezaie, H.R., Arabi, H. and Razavizadeh, H. (2009). The effect of sintering temperature on densification of nanoscale dispersed W-20-40%wt Cu composite powders. *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, **27**: 862-867.
- Ayaz E. (2003). Kompozit Malzemelerin Üretimi ve Karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- Baksan, B., Gürler R. (2006). Toz metalurjisinin savunma sanayiinde uygulanması. *Osmangazi Üniversitesi Metalurji Enstitüsü*, Eskişehir.
- Balık Çelenk, G. (2006). Kaynak Elektrodunun Yanma Hızının Termodinamik Analizi. Yüksek Lisans Tezi, Ege Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- Baojun, Z., Xuanhui, Q., Ying, T., Pingan, X. and Mingli, Q. (2002). Powder injection moulding of WC-8%Co hard metals. *Rare Metal Materials And Engineering*, **31**: 307-310.
- Bernd, C.C. (1991). Materials Production for Thermal Sprey Processes: A Lesson from Thermal Spray Technology, Ph. D.

- Bhaumik, S.K., Upadhyaya, G.S. and Vaidya, M.L. (1991). Properties and microstructure of WC-TiC-Co and WC-TiC-Mo₂C-Co(Ni) cemented carbides. *Materials Science and Technology*, **7**: 723-728.
- Cao, G., Zhao, W., Wang, Z. and Guo, Y. (2005). Instantaneous fabrication of tungsten micro-electrode based on single electrical discharge. *Journal of Materials Processing Technology*, **168**: 83–88.
- Chae, J., Park, S. and Freiheit, T. (2006) Investigation of micro-cutting operations. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, **46**: 313–332.
- Chen, Y.F., Chow, H.M., Lin, Y.C. and Lin, C.T. (2008). Surface modification using semi-sintered electrodes on electrical discharge machining. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **36**: 490–500.
- Colin, C., Durant, L., Favrot, N., Besson, J., Barbier, G. and Delannay F. (1994). Processing of functional-gradient WC-Co cerment by powder metallurgy. *International Journal of Refractory Metals And Hard Material*, **12(3)**: 145-152.
- Cox, D., Newby, G., Park, H. and Liang, S. (2004). Performance evaluation of a miniaturized machining center for precision manufacturing. Paper presented at the Proceedings ASME, International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Anaheim California.
- Çiğdem, M. (1996). İmal Usulleri. Çağlayan Kitapevi, İstanbul.
- Dhanorker, A. and Özel, T. (2006). An Experimental and Modeling Study on Meso/Micro End Milling Process. ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference, Michigan, USA, 8-11 October, 1071-1079.
- Erdoğan M. (2011). Toprak İşleme Endüstrisinde Kullanılan Çizici Kalemlerin Mikrodalga Toz Sinterleme Tekniği ile Üretimi ve Karakterizasyonu. Doktora Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- Erol, E. (2009). Toz Metalurjisi Ders Notları. Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi , Metal Öğretmenliği, Afyonkarahisar.
- Ersümer, A. (1970). Toz Metalürjisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Makine Fakültesi, İstanbul.

- Fang, N. (2005). Tool-chip friction in machining with a large negative rake angle tool. *Wear*, **258**: 890–897.
- Favrot, N., Besson, J., Colin, C. and Delannay, F. (1999). Cold compaction and solid state sintering of WC-Co based structures: Experiments and Modeling. *Journal of American Ceramic Society*, **82(5)**: 1153-1161.
- Findik, F. ve Uzun, H. (2003). Microstructure, hardness and electrical properties of silver-based refractory contact materials. *Materials and Design*, **24**: 489-492.
- Gaitonde, V.N., Karnik, S.R., Faustino, M., Paulo Davim, J. (2010). Machinability analysis in turning tungsten–copper composite for application in EDM electrodes. *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, **28**: 221–227.
- Gillia, O. and Bouvard, D. (2000). Phenomenological analysis of densification kinetics during sintering: Application to WC-Co Mixture. *Materials Science and Technology*, **29**: 185-191.
- Gutierrez, J.A., Fredel, M.C. Wendhausen, P.P., Klein, A.N. (2001). Preparation of hard metal (WC-10Co) components by powder injection moulding. *Key Engineering Materials*, **189**: 579-585.
- Gülsoy H.Ö. (1996). Toz Metalurjisi Süreçleri ile Üretilen Demir Esaslı Yapısal Parçaların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Güngören İ. (2008). Toz Metalurjisi Yöntemiyle Demir Alüminatların Üretimi ve Karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- Haglund, S., Agren, J. and Lindskog, P. (1998). Sintering of WC-Co Under Axial Load. *Zeitschrift Fur Metallkunde*, **89(5)**: 323-326.
- Heaney, P.J., Sumant, A.V., Torres, C.D., Carpick, R.W., Pfefferkorn, F.E. (2008). Diamond coatings for micro end mills: Enabling the dry machining of aluminum at the micro scale. *Diamond & Related Materials*, **17**: 223-233.

- Ho, P.W., Li, Q.F. and Fuh, J.Y.H. (2008). Evaluation of W-Cu metal matrix composites produced by powder injection molding and liquid infiltration. *Material Science and Engineering*, **485**: 657-663.
- Ibrahim, A., Abdallah, M., Mostafa, S.F., Hegazy, A.A. (2009). An experimental investigation on the W–Cu composites. *Materials and Design*, **30**: 1398-1403.
- Kalpakjian, S. and Schmid, S.R. (2002). *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. Paper presented at the Prentice-Hall.
- Kayış, V. (2005). Kısmi ve Ön Alaşımli Demir Tozları İçerisine Katılan B ve FeB İlavelerin Sinterleme Davranışları ve Mekanik Özelliklere Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Kenyon, W. (1982). *Welding and Fabrication Technology*. Pitman Books Ltd., UK.
- Kim, J.D. and Kim, D.S. (1995). Theoretical analysis of micro-cutting characteristics in ultra-precision machining. *Journal of materials Processing Technology*, **49**: 387-398.
- Lacalle, L.N. and Lamikiz, A. (2009). *Machine Tools for High Performance Machining. Production & Process Engineering*, Springer.
- Laptev, A.V., Ponomarev, S.S. and Ochkas, L.F. (2000). Structural features and properties of alloy 84% WC - 16% Co, obtained by hot pressing in the solid and liquid phases I: Effect of the temperature at which the specimens are prepared on their density and structure. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **39(11)**: 607-617.
- Laptev, A.V., Ponomarev, S.S. and Ochkas, L.F. (2001). Structural features and properties of alloy 84%WC-16%Co, obtained by solid-phase and liquid-phase hot pressing. Influence of the temperature at which the specimens are made on their physicomechanical properties. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **40(1)**: 77-83.
- Li, L., Wong, Y.S., Fuh, J.Y.H., Lu, L. (2001). EDM performance of TiC/copper based sintered electrodes. *Materials and Design*, **22**: 669–678.

- Li, Y., Qu, X., Zheng, Z., Lei, C., Zou, Z., Yu, S. (2003). Properties of W-Cu composite powder produced by a thermo-mechanical method. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, **21**: 259-264.
- Li, T., Li, Q., Fuha, J.Y.H., Yu, P.C., Wu, C.C. (2006). Effects of lower cobalt binder concentrations in sintering of tungsten carbide. *Materials Science and Engineering*, **430**: 113-119.
- Lisovski, A.F. (1987). On the imbibition of metal melts by sintered carbides. *Powder Metallurgy-International*, **19(5)**: 18-21.
- Newby, G., (2005). Empirical Analysis of Cutting Force Constants in Micro End Milling Operations. Master of Science in Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology, USA.
- Okazaki, Y., Mishima, N. and Ashida, K. (2004). Microfactory-concept, history, and developments. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, **126**: 837-844.
- Onikura, H., Ohnishi, O. and Take, Y. (2000). Fabrication of micro carbide tools by ultrasonic vibration grinding. *Annals of the CIRP*, **491**: 257-260.
- Ozdoğanlar, O.B., Filiz, S. (2006). Characteristics of mechanical micromilling using tungsten carbide tools. Department of Mechanical Engineering, Carnegie Mellon University, USA.
- Özel, T., Liu, X. and Dhanorker, A. (2007). Modelling and Simulation of Micro-Milling Process. Manufacturing Automation and Research Laboratory, Dept. of Industrial & Systems Engineering, Rutgers University, USA.
- Özsoy, H.Ö. (1996). Toz Metalurjisi Süreçleriyle Üretilen Demir Esaslı Yapısal Parçaların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, İstanbul.
- Pham, D.T., Elkaseer, A.M., Popov, K.P., Dimov, S.S., Olejnik, L. and Rosochowski, A. (2008). An experimental and statistical study of the factors affecting surface roughness in the micromilling process. *International Journal of Materials and Product Technology*, **32(2)**: 264-275.

- Rodriguez, P., Perez, H., Labarga, J.E. and Vizan, A. (2008). Research on Tool Life in Micro End Milling as Related to Workpiece Quality Criteria. Proceedings of ECTC Early Career Technical Conference, Miami, Florida, USA, 3-4 October.
- Rooks, B. (2004). The shrinking sizes in micro manufacturing. *Assembly Automation*, **244**: 352-356.
- Samuel, M.P., Philip, P.K. (1997). Powder metallurgy tool electrodes for electrical discharge machining. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, **37**: 1625-1633.
- Sarıtaş, S. (1996). Sıvı Faz Sinterlemesi. 1. Ulusal Toz Metalurjisi Bildiriler Kitabı, Gazi Üniversitesi, Ankara, 16-17 Eylül, 485-551.
- Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N. (Editörler), (Yazar: German R.M.), (2007). Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri. Türk Toz Metalurjisi Derneği (TTMD), Birinci Baskı, Ankara.
- Schaller, T., Bohn, L., Mayer, J. and Schubert, K. (1999). Microstructure grooves with a width of less than 50µm cut with ground hard metal micro end mills. *Precision Engineering*, **23**: 229-235.
- Schmidt, J., Tritschler, H. (2004). Micro cutting of steel. Springer, 167-174.
- Shinohara, K., Ueda, F., Tanase, T. (1993). Thermal expansion coefficient and thermal conductivity of WC-Based cemented carbides. *Powder And Powder Metallurgy*, **40(1)**: 29-32.
- Shunmugam, M.S., Philip, P.K., Gangadhar, A. (1994). Improvement of wear resistance by EDM with tungsten carbide powder metallurgy electrode. *Wear*, **171**: 1-5.
- Son, S.M., Lim, H.S., Ahn, J.H. (2005). Effects of the friction coefficient on the minimum cutting thickness in micro cutting. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, **45**: 529-535.
- Sorahi, M. (1988). Toz Metalurjisi. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Söyler, M. (2007). Toz metalurjisi ve uygulamaları. Yüksek Lisans Tezi, Gebze İleri Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Gebze, Kocaeli.

- Stsuy, A. (1993). Microstructures of ferrous powder metallurgy alloys. Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, USA.
- Subramanian, R., Schneibel, J.H. (1997). Intermetallic bonded WC-Based cermets by pressureless melt infiltration. *Intermetallics*, **5(5)**: 401-408.
- Sun, L., Jia, C., Tang, H. (2007). Research on two sintered techniques of nanometer WC-Co powder. *Materials Science Forum*, **534(1)**: 593-596.
- Sutton, W.H. (1989). Microwave processing of ceramic materials. *Ceramic Bulletin*, **68**: 2.
- Suzuki, H., Hayashi, K., Kubo, Y. (1980). Fine carbide structure in WC-ZrC-Ni cermet. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, **27(8)**: 271-272.
- Şahin, Y. (2003). Talaş Kaldırma Prensipleri. Cilt 1, Gazi Kitapevi, Ankara.
- Turan İ. (2005). Toz Metalurjisi ile Üretilen Demir Esaslı Yapısal Parçalar İçerisine Katılan B ve NiB İlavelerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Tülbentçi, K. (1989). Özlü Tel Elektrod ile Kaynak. Gedik Holding Kaynak Dünyası, İstanbul, Haziran, 5-9.
- Tütünsatar E. (2010). Mikro frezeleme işleminde kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkisinin araştırılması. Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- Uhlmann, E., Piltz, S., Schauer, K. (2005). Micro milling of sintered tungsten-copper composite materials. *Journal of Materials Processing Technology*, **167**: 402-407.
- Vogler, M.P., DeVor, R.E. and Kapoor, S.G. (2004). On the modeling and analysis of machining performance in micro-endmilling Part I: Surface Generation. *Asme J. Manuf. Sci. Eng.*, **126(4)**: 684-693.
- Voitovich, V.B., Sverdel, V.V., Voitovich, R.F., Golovko, E.İ. (1996). Oxidation of WC-Co, WC-Ni and WC-Co-Ni hard metals in the temperature range 500-800 °C. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, **14**: 289-295.

- Wang, J., Gong, Y., Abba, G., Chen, K., Shi, J., Cai, G. (2007). Surface Generation Analysis in Micro End-Milling Considering the Influences of Grain, Publishing/DTIP, 25-27.
- Wittmann, B., Schubert, W.D., Lux, B. (2002). WC grain growth and grain growth inhibition in nickel and iron binder hardmetals. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, **20**: 51-60.
- Yıldız, K., Alp, A. (1999). Using of microwave in metallurgical processes. *Metalurji – TMMOB*, **24**: 125.
- Yılmaz M. (1986). Toz Metalurjisi Yöntemi ile Toz Üretimi ve Karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Yılmaz, S.B. (1999). Toz Metalurjisi ile Üretilen, Bağlı Grafitli Demir Parçalarda Kullanılan Farklı Demir Tozu Cinslerinin Parçalardaki Mekanik Özelliklere Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Yönetken, A. (2008). Seramik Metal Tozlarının Akımsız Nikel Kaplanarak Toz Metalurjisi Tekniği ile Kompozit Üretimi. Doktora Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- Zhengui, Y., Stiglich, J.J., Sudarshan, T.S. (1998). *Metal Powder Rep.*, **53**: 32-36.
- Zhou, Z.J., Kwon, Y.S. (2005). Fabrication of W–Cu composite by resistance sintering under ultra-high pressure. *Journal of Materials Processing Technology*, **168**: 107–111.

6.1. İnternet Kaynakları

- 1-<http://www.tungsten.com.cn/Turkish/tungsten-copper-electrode.html>, 03.12.2014
- 2-http://www.askaynak.com.tr/contents/34/20120828100649_tungsten-elektrodlarin-hazirlanmasi-ve-s.pdf, 02.12.2014
- 3-http://tr.wikipedia.org/wiki/Kaynak_teli, 03.12.2014
- 4-http://tr.wikipedia.org/wiki/Kaynak_%28imalat%29#Kaynak_y.C3.B6ntemleri, 02.12.2014
- 5-<https://sites.google.com/site/kaynakhakkindahersey/kaynak-cesitleri/elektrik-direnc-kaynagi>, 02.12.2014
- 6-<http://www.tungsten.com.cn/Turkish/tungsten-electrodes.html>, 04.12.2014
- 7-<http://www.tezsitesi.com/>, 16.04.2009
- 8-<http://turkishpm.etu.edu.tr/makale.htm>, 16.07.2010
- 9-<http://mf.dpu.edu.tr/>, 19.04.2009
- 10-<http://www.kimyaturk.net/>, 24.07.2010
- 11-<http://www.eurotherm-heatreatment.com/applications/sintering/>, 26.07.2010
- 12-http://www.substech.com/dokuwiki/spark_plasma_sintering/, 05.08.2010
- 13-<http://www.lasersintering.com/>, 16.08.2010
- 14-<http://www.irc-anatolia.org.tr/>, 03.05.2009
- 15-<http://www.basin.metu.edu.tr/>, 17.05.2009
- 16-<http://www.oba.metu.edu.tr/>, 12.05.2009
- 17-http://en.wikipedia.org/wiki/List_of_elements, 02.11.2014
- 18-http://w3.balikesir.edu.tr/~ay/lectures/iy1/kaynak_elektrotlari.pdf, 03.12.2014

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Ali ERÇETİN
Doğum Yeri ve Tarihi : Afyonkarahisar 04.03.1987
Yabancı Dili : İngilizce
İletişim (Telefon/e-posta) : 0553 455 29 54 / ali-ercetin03@hotmail.com;
aliercetin@bingol.edu.tr
Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl) :
İlköğretim : Ali Çetinkaya İlköğretim Okulu, Afyonkarahisar,
2001
Lise : Afyon Cumhuriyet Lisesi, 2005
Lisans : Uşak Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine
Mühendisliği, 2012

Çalıştığı Kurumlar, Ünvan ve Yıl :

Afyonkarahisar Yapıray Demiryolu Sistemleri A.Ş., Makine Mühendisi, 2012-2013

Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi, Araştırma Görevlisi, 2013-2013

Bingöl Üniversitesi, Araştırma Görevlisi, 2013-Devam Ediyor

Yayımları (SCI ve diğer) :

Erdoğan, M., Güneş, İ. ve **Erçetin, A.** (2015). Investigation of Mechanical Properties of Artificial Aged AA 7075 Aluminum Alloys at Microwave Furnace, The Second International Iron and Steel Symposium (IISS'15), Karabuk University, Karabuk, Turkey, 1-3 April, 577-581.

Erdoğan, M., **Erçetin, A.** ve Güneş, İ. (2015). Investigation of the Corrosion Resistance of Natural Aged AA 6013 Aluminum Alloy, The Second International Iron and

Steel Symposium (IISS'15), Karabuk University, Karabuk, Turkey, 1-3 April, 582-585.

Erdoğan, M., Yavuz, İ. and **Erçetin, A.** (2015). Failure Analysis of Differential Gear, The Second International Iron and Steel Symposium (IISS'15), Karabuk University, Karabuk, Turkey, 1-3 April, 468-471.

Erdoğan, M., **Erçetin, A.** and Güneş, İ. (2014). Investigation Of Mechanical Properties Of Natural Aged AA 7075 Aluminum Alloy, 15th International Materials Symposium (IMSP'2014), Pamukkale University, Denizli, Turkey, 15-17 October, 460-466.

Erdoğan, M., Güneş, İ. ve **Erçetin, A.** (2014). AA 2024 Alüminyum Alaşımının Doğal Yaşlandırma Yöntemi İle Mekaniksel Özelliklerin İncelenmesi, 15th International Materials Symposium (IMSP'2014), Pamukkale University, Denizli, Turkey, 15-17 October, 451-459.

Yavuz, İ., Erdoğan, M. ve **Erçetin A.** (2014). Otomobillerde Kullanılan Fren Diski Hasar Analizi, 7th Automotive Technologies Congress (Otekon'14), Uludağ University, Bursa, Turkey, 26-27 Mayıs.

Erdoğan, M., Yavuz İ. ve **Erçetin A.** (2014). Düz Dişli Çark Hasar Analizi, 7th Automotive Technologies Congress (Otekon'14), Uludağ University, Bursa, Turkey, 26-27 Mayıs.